

(12) 按照专利合作条约所公布的国际申请

(19) 世界知识产权组织
国际局

(43) 国际公布日
2025 年 1 月 2 日 (02.01.2025)



(10) 国际公布号
WO 2025/001059 A1

(51) 国际专利分类号:

C22C 23/02 (2006.01) **C22C 1/06** (2006.01)
C22C 23/06 (2006.01) **B22D 17/00** (2006.01)
C22C 1/03 (2006.01)

(21) 国际申请号: PCT/CN2024/071478

(22) 国际申请日: 2024 年 1 月 10 日 (10.01.2024)

(25) 申请语言: 中文

(26) 公布语言: 中文

(30) 优先权:

202310772495.9 2023年6月28日 (28.06.2023) CN

(71) 申请人: 宝钢金属有限公司 (**BAOSTEEL METAL CO., LTD.**) [CN/CN]; 中国上海市宝山区同济路333号, Shanghai 200940 (CN)。

(72) 发明人: 王卓 (**WANG, Zhuo**); 中国上海市宝山区同济路 333 号, Shanghai 200940 (CN)。唐伟能 (**TANG, Weineng**); 中国上海市宝山区同济路333号, Shanghai 200940 (CN)。胡勇 (**HU, Yong**); 中国上海市宝山区同济路333号, Shanghai 200940 (CN)。

(74) 代理人: 上海开祺知识产权代理有限公司 (**SHANGHAI KAIJI INTERLLECTUAL PROPERTY AGENT CO., LTD.**); 中国上海市静安区延安西路129号2103室, Shanghai 200040 (CN)。

(81) 指定国(除另有指明, 要求每一种可提供的国家

保护): AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BN, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CV, CZ, DE, DJ, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IQ, IR, IS, IT, JM, JO, JP, KE, KG, KH, KN, KP, KR, KW, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LU, LY, MA, MD, MG, MK, MN, MU, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PA, PE, PG, PH, PL, PT, QA, RO, RS, RU, RW, SA, SC, SD, SE, SG, SK, SL, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, WS, ZA, ZM, ZW。

(84) 指定国(除另有指明, 要求每一种可提供的地区

保护): ARIPO (BW, CV, GH, GM, KE, LR, LS, MW, MZ, NA, RW, SC, SD, SL, ST, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), 欧亚 (AM, AZ, BY, KG, KZ, RU, TJ, TM), 欧洲 (AL, AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, ME, MK, MT, NL, NO, PL, PT, RO, RS, SE, SI, SK, SM, TR), OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, KM, ML, MR, NE, SN, TD, TG)。

根据细则4.17的声明:

- 关于发明人身份(细则4.17(i))
- 关于申请人有权要求在先申请的优先权(细则4.17(iii))

(54) **Title:** HIGH-TOUGHNESS AND HIGH-THERMAL-CONDUCTIVITY DIE-CAST MAGNESIUM ALLOY AND PREPARATION METHOD THEREFOR

(54) 发明名称: 一种高强韧高导热压铸镁合金及其制备方法

(57) **Abstract:** A high-toughness and high-thermal-conductivity die-cast magnesium alloy and a preparation method therefor. The high-toughness and high-thermal-conductivity die-cast magnesium alloy comprises the following components in percentage by weight: Al: 2.5-4.0%, RE: 3.5-5.5%, Mn: 0.1-0.3%, Be: 0.002-0.003%, Ca: 0.1-1.0%, Gd: 0.05-0.3%, Re being one or two of La or Ce, and the balance comprising Mg and other inevitable impurities. The described elements need to simultaneously satisfy: $0.7 \leq \text{Al}/\text{RE} \leq 0.8$. Introduction of a new acicular Al_3RE second phase enables the mechanical properties of the material to be improved with a better second phase strengthening effect. Formation of the second phase reduces the adverse impact of the Al element on the thermal conductivity of a magnesium alloy, and also inhibits generation of brittle phase $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ and prevents the thermal conductivity from being significantly reduced, thereby obtaining a magnesium alloy having both high thermal conductivity and high room-temperature mechanical properties. The obtained magnesium alloy has a room-temperature yield strength of 140-150 MPa, an elongation rate of 8-12%, and a thermal conductivity of 100-110 W/(m·K).

(57) 摘要: 一种高强韧高导热压铸镁合金及其制备方法, 其成分重量百分比为: Al: 2.5 ~ 4.0%, RE: 3.5 ~ 5.5%, Mn: 0.1 ~ 0.3%, Be: 0.002 ~ 0.003%, Ca: 0.1 ~ 1.0%, Gd: 0.05 ~ 0.3%, RE为La或Ce中的一种或两种, 余量包括Mg和其它不可避免的杂质; 且上述元素还需要同时满足: $0.7 \leq \text{Al}/\text{RE} \leq 0.8$ 。通过引入新的针状 Al_3RE 第二相, 以更加优异的第二相强化效果提高材料的力学性能。结合第二相的形成降低了Al元素对镁合金导热性能的负面影响, 同时, 抑制脆性相 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 的生成, 避免了热导率的显著降低, 从而获得同时兼顾高导热性和高室温水力学性能的镁合金。所得镁合金的室温屈服强度为140 ~ 150MPa, 延伸率为8 ~ 12%, 热导率为100 ~ 110W/(m · K)。

本国际公布:

— 包括国际检索报告(条约第21条(3))。

一种高强韧高导热压铸镁合金及其制备方法

技术领域

本发明涉及镁合金材料技术领域，特别涉及一种高强韧高导热压铸镁合金及其制备方法。

背景技术

手机中板、笔记本电脑壳体、5G 基站外壳、汽车车灯底座、移动储能设备等散热系统结构，不仅需要其材料具有密度小、强度高的特点，还需要其具有优异的导热/散热性能。镁合金是目前工程结构材料使用中密度最小的金属材料，同时，镁合金的导热性能、阻尼性能及电磁性能均十分优异，因此被认为是一种极具潜力的结构-功能一体化材料。由于镁合金兼具轻量化特点及优良的物理性能，因此在上述 3C 产品及汽车零部件领域具有广泛的应用前景。

纯镁室温下的热导率约为 $154.5\text{W}/(\text{m} \cdot \text{K})$ ，但是屈服强度较低无法作为工程材料使用。变形镁合金具有优异的力学性能，但常规的挤压、轧制、锻造镁合金成本较高，且无法制备结构外形复杂的镁合金产品，因此超过 80% 的镁合金产品成型工艺为压铸。压铸是应用最广泛的一种镁合金铸造工艺，其具有制造成本低廉，且可以成型复杂结构产品的优势。3C 产品外壳、5G 基站外壳、汽车车灯底座、移动储能设备等产品在轻量化的同时需要其材质兼顾优异的导热/散热性能和力学性能，以保证产品具有高的工作稳定性和使用寿命。另外，这类产品通常具有复杂外形结构，考虑到成本因素，压铸成型工艺是理想选择。最常用的压铸镁合金 AZ91D (Mg-9Al-1Zn) 是在纯镁中添加一定含量的 Al、Zn 等元素以提高其力学性能，但其导热性能显著降低、热导率仅为 $51.2\text{W}/(\text{m} \cdot \text{K})$ ，已经越来越无法满足镁合金产品需求，因此急需开展新型镁合金成分设计及成型技术研究，以发展高强韧高导热压铸镁合金产品。

中国专利 CN105463280A 公开了“一种具有高热导率的镁合金及其制备方法”，制备出 Mg-Al-RE-Mn 压铸镁合金，其化学成分质量百分比为：

Al: 3.0~6.8 %, Mn: 0.3~0.8 %, 混合稀土 (La、Ce、Pr 和 Nd): 2.8~4.8 %, 其余为 Mg。该合金的热导率大于 $100\text{W}/(\text{m} \cdot \text{K})$, 但是该专利并未提及镁合金的力学性能。

中国专利 CN107604228A 公开了“高导热耐腐蚀压铸镁合金及其制备方法”, 制备出 Mg-Al-Ce-Mn-Be 压铸镁合金, 其化学成分质量百分比为: Ce: 3.5~5.0 %, Al: 2.5~3.5 %, Mn: 0.5 %, Be: 0.05 %, 其余为 Mg。该合金的热导率大于 $100\text{W}/(\text{m} \cdot \text{K})$, 抗拉强度 250~260MPa, 并未提及镁合金屈服强度、延伸率等关键力学性能指标。

中国专利 CN114351022A 公开了“一种含有高固溶度稀土元素的高导热镁合金及其制备方法”, 制备出了一种 Mg-RE-Al 铸造镁合金, 其化学成分为: RE: 4~16 % (质量百分数), Al: Al 与 RE 的原子比为 0.3~4 %, 其余为 Mg。该合金的热导率 $\geq 100\text{W}/(\text{m} \cdot \text{K})$, 然而该合金中有大量贵重稀土元素 Sm, 成本较高, 且未提及力学性能。

现有技术中报道的压铸镁合金材料无法同时兼顾高强韧、高导热及加工成本, 因此急需开展新型压铸镁合金成分设计及新型成型技术研究, 以发展新型高强韧高导热压铸镁合金, 以扩展镁合金的应用。

发明内容

本发明的目的在于提供一种高强韧高导热压铸镁合金及其制备方法, 在不添加价格昂贵的稀土元素或其它合金元素的前提下, 采用低成本的合金配方, 在保证合金具有良好铸造性能的前提下, 解决现有镁合金无法同时兼顾高力学性能和高导热性能的问题; 该镁合金的室温热导率为 $100\sim 110\text{W}/(\text{m} \cdot \text{K})$, 室温屈服强度为 140~150MPa, 室温延伸率为 8~12%; 且可制造结构复杂的镁合金产品, 该工艺成本低廉, 便于规模化量产, 可广泛用于 3C 产品、汽车零部件领域的散热/导热组件。

为达到上述目的, 本发明的技术方案是:

一种高强韧高导热压铸镁合金, 其成分重量百分比为: Al: 2.5~4.0%, RE: 3.5~5.5%, Mn: 0.1~0.3%, Be: 0.002~0.003%, Ca: 0.1~1.0%, Gd: 0.05~0.3%, RE 为 La 或 Ce 中的一种或两种, 余量包括 Mg 和其它不可避免的杂质; 且上述元素还需要同时满足:

$0.7 \leq \text{Al}/\text{RE} \leq 0.8$ 。

优选的，余量为 Mg 和其它不可避免的杂质。

本发明所述压铸镁合金基体上均匀分布有 $\text{Al}_{11}\text{RE}_3$ 、 Al_2RE 、 Al_2Ca 、 $(\text{Mg}, \text{Al})_2\text{Ca}$ 、 Al_2Gd 和针状 Al_3RE 第二相。

本发明所述压铸镁合金的室温屈服强度为 140~150MPa，延伸率为 8~12%，热导率为 100~110W/(m·K)。

Al 元素是镁合金中最常用的合金元素，Mg-Al 系合金具有良好的铸造性能。然而 Al 的原子体积小于 Mg 的原子体积，随着 Al 原子固溶于 Mg 中，晶格体积逐渐降低。晶格体积越小，自由电子发生散射的可能性越大，对热导率的负面作用越明显。另外，Al 原子与 Mg 原子之间价电子差也导致了 Al 固溶于 Mg 中时会显著降低镁合金的热导率。如商业压铸镁合金 AZ91D 的热导率仅为 51.2W/(m·K)。

本发明中，通过添加 La、Ce、Ca 和 Gd 等与 Al 具有较强亲和力的元素，使其形成 $\text{Al}_{11}\text{RE}_3$ 、 Al_2RE 、 Al_2Ca 、 $(\text{Mg}, \text{Al})_2\text{Ca}$ 、 Al_2Gd 第二相，并引入了针状 Al_3RE 新第二相，这种针状的第二相比 $\text{Al}_{11}\text{RE}_3$ 第二相尺寸更小，具有更加优异的第二相强化效果，显著提高材料的力学性能。这些第二相不仅提高了材料力学性能，同时消耗了 Mg 基体中的 Al 元素，提高了晶格体积，降低了自由电子发生散射的可能性，避免了由于 Al 元素固溶于镁合金时导致材料热导率的下降。从而使镁合金同时获得高力学性能和高导热性能。

在 Mg-Al 系合金中，Al 元素含量低于 2.5% 时影响压铸性能，镁熔体流动性较差；Al 元素高于 4% 时热导率显著降低，因此，本发明中将 Al 元素含量控制在 2.5~4.0%。

La 和 Ce 与 Al 形成大量的 $\text{Al}_{11}\text{RE}_3$ 第二相和少量的 Al_2RE 第二相，其中，控制加入的 Al 和 RE 元素满足 $0.7 \leq \text{Al}/\text{RE} \leq 0.8$ ，使得 Al 和 RE 以细小层片状的 $\text{Al}_{11}\text{RE}_3$ 、极细针状 Al_3RE 第二相和颗粒状的 Al_2RE 第二相形式存在，在原有 $\text{Al}_{11}\text{RE}_3$ 、 Al_2RE 第二相存在的基础上，引入新的第二相 Al_3RE ，起到更加优异的第二相强化效果，显著提高材料的力学性能。且 $\text{Al}_{11}\text{RE}_3$ 、 Al_3RE 和 Al_2RE 第二相形成，极大程度避免了 Al 以固溶原子形式存在于镁合金当中，降低了 Al 元素对镁合金导热性能的负面影响，从

而不会导致材料热导率的降低，保证镁合金兼具优异导热性能和力学性能。廉价的稀土元素 La 和 Ce 还具有净化镁合金熔体的作用。La 和 Ce 元素太少无法形成足够多的 Al-RE 第二相以提高材料性能，当 La 和 Ce 添加超过 5.5% 时，镁合金压铸性能显著降低，熔体流动性变差，过多的 RE 也会提高材料成本，因此，本发明中将 RE (La 和 Ce) 的量控制在 3.5~5.5%。

Ca 元素在 Mg-Al 合金中与 Al 形成的细小弥散的 Al_2Ca 第二相以及 $(\text{Mg}, \text{Al})_2\text{Ca}$ 第二相，可以显著提高镁合金的室温力学性能，同时保证材料具有优异的塑性和韧性。另外，以第二相 Al_2Ca 存在于镁合金中并不会显著降低材料的导热性能。另外，Ca 在镁合金中还具有防氧化阻燃的效果，抑制了压铸时镁合金熔体表面的氧化，大大降低了压铸镁合金中夹杂物。然而，过多的 Ca 元素会降低压铸时镁溶液的流动性，增大热裂倾向和脆性，降低材料的力学性能。因此，本发明中将 Ca 元素含量控制在 0.1~1.0%。

Mn 元素在镁合金中的固溶度极低，可以有效降低镁合金中 Fe、Cu、Ni 等有害元素的含量，以提高镁合金的耐蚀性能。另外，适量的 Mn 具有细化镁合金铸态组织的作用，可提高材料的塑性和韧性，对导热性能负面影响也较小。但是，本发明中添加超过 0.3% 的 Mn 会降低细化晶粒的效果，因此，本发明中将 Mn 元素含量控制在 0.1~0.3%。

Be 与氧气的亲和力大于 Mg 与氧气的亲和力，极少量的 Be 可以在镁合金熔体表面形成致密的氧化膜，防止镁合金熔体氧化。当 Be 含量低于 0.002% 时，镁合金溶液氧化程度明显提高，当 Be 含量高于 0.003% 时，材料显微组织明显粗化，力学性能降低。因此，本发明中将 Be 含量控制在 0.002~0.003%，减少镁合金溶液中的浮渣和夹杂物，提高材料的力学性能的同时避免夹杂物和氧化物降低材料的热导率。

Gd 元素加入 Mg-Al 合金中，常规的 Mg-Al 合金晶界处在凝固过程中析出大量的网状 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 第二相，这些在晶界分布的第二相严重破坏了镁基体点阵的周期性排列，并对自由电子形成散射作用，降低了材料的热导率。本发明中添加 Gd 元素可以与 Al 元素形成 Al_2Gd 第二相，从而抑制脆性相 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 的生成，避免了热导率的显著降低。同时形成的 Al_2Gd 相具有明显的强化效果，在提高镁合金强度的同时不明显降低材料的塑性。另外， Al_2Gd 相还能促进异质形核过程，提高压铸凝固过程中的形核率，细

化晶粒尺寸和显微组织。太少的 Gd 元素在镁合金中无法起到强化效果和抑制 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 的生成的作用，过多的 Gd 元素加入会降低镁合金的压铸性能，因此，本发明中将 Gd 元素含量控制在 0.05~0.3%。

因此，本发明通过成分控制，在保证镁合金具有优良的铸造性能的前提下，获得了兼顾高强度、高韧性的压铸镁合金。

本发明所述高强韧高导热压铸镁合金的制备方法，包括以下步骤：

1)配料

以纯 Mg 锭、纯 Al 锭、纯 La 锭、纯 Ce 锭、纯 Mn 粉和 Mg-Ca、Mg-Gd、Al-Be 中间合金作为原料，按上述镁合金成分进行配料；

2)熔炼

将纯 Mg 锭放入坩埚中，升温至 680~710℃，在保护气保护下完全熔化，随后加入纯 Al 锭、纯 Mn 粉，在保护气氛下搅拌至合金完全熔化，然后升温至 740~750℃，再依次添加纯 La 锭、纯 Ce 锭，在保护气氛下搅拌至合金完全熔化，随后降温至 690~710℃加入 Al-Be、Mg-Ca 及 Mg-Gd 中间合金到所述熔体中，待中间合金完全熔化后，搅拌 5~10min，获得镁合金熔体；

3)精炼

向获得的镁合金熔体中加入镁合金熔剂，精炼 5~10min，除去表面浮渣，之后加热到 700~720℃保温 10~15min；

4)成型

将精炼后的镁合金熔体浇铸成铸锭，之后将铸锭放置于压铸机熔炉中至 680~700℃熔化，熔体经过压射系统进入模具充型，其中模具温度 200~250℃，铸造压力 100~110MPa，压射速度为 3~5m/s。

优选的，步骤 3) 中，所述镁合金熔剂为 RJ-2 熔剂和 RJ-3 熔剂。

优选的，步骤 2) 中，所述保护气为 CO_2+SF_6 的混合气体。

优选的，步骤 4) 中，所述浇注温度为 680~700℃。

本发明在压铸成型工艺中，熔炉温度控制在 680~700℃，在保证镁合金溶液具有良好流动性和充型性的同时避免材料出现粗大的枝晶以影响材料的力学性能，温度低于 680℃时镁合金溶液流动性变差，充型产品表面出现缺陷，当温度高于 700℃时充型产品显微组织中出现粗大的枝晶，

材料力学性能降低。

模具温度控制在 200~250℃，此温度范围内合金充型完整，裂纹气孔等缺陷大幅度降低，材料具有优异的力学性能。温度低于 200℃时，由于高温熔体与模具温度温差较大，导致充型产品表面出现缺陷，同时产品的塑性降低；当模具温度高于 250℃时，产品表面细晶区范围减小，力学性能降低。

铸造压力 100~110MPa，以保证产品正常充型，使材料的显微组织致密、力学性能和导热性能优异。

注射速度控制在 3~5m/s，注射速度太低，材料无法完整充型，注射速度太高，材料孔隙率较高，力学性能和导热性能都会降低。

与现有技术相比，本发明的有益效果：

本发明所述高强韧高导热镁合金在镁基体中添加 Al、La、Ce、Ca 及 Gd 元素，使其形成 $Al_{11}RE_3$ 、 Al_2RE 、 Al_2Ca 、 $(Mg, Al)_2Ca$ 、 Al_2Gd 第二相，同时，控制加入的 Al 和 RE 元素满足 $0.7 \leq Al/RE \leq 0.8$ ，引入了针状 Al_3RE 新第二相，以更加优异的第二相强化效果提高材料的力学性能。且，这些第二相的形成极大程度避免了 Al 以固溶原子形式存在于镁合金当中，降低了 Al 元素对镁合金导热性能的负面影响，从而不会导致材料热导率的降低。结合 Gd 元素的添加与 Al 元素形成 Al_2Gd 第二相，从而抑制脆性相 $Mg_{17}Al_{12}$ 的生成，避免了热导率的显著降低。从而获得同时兼顾高导热性和高室温力学性能的镁合金。

本发明中添加的合金元素，在保证材料性能的同时，同时兼顾压铸可制造性。在成分设计上基础上，同时匹配适合的熔炉温度、模具温度、铸造压力和压射速度，使得镁合金压铸时具有良好的流动性和充型性，产品微观组织致密无缺陷，工艺成本低廉，可规模化生产复杂外形结构的 3C 壳体、汽车零部件等复杂结构件产品。

本发明获得的镁合金室温热导率为 100~110 W/(m·K)，室温屈服强度为 140~150MPa，室温延伸率为 8~12%。

具体实施方式

下面通过实施例对本发明的技术方案作详细说明，本实施例在本发明

技术方案为前提下进行实施，给出了详细的实施方式和具体的操作过程，但本发明的保护范围不限于下述的实施例。

本发明实施例的镁合金成分参见表 1，其余为 Mg 以及其它不可避免的杂质。

实施例 1

1)以纯 Mg 锭、纯 Al 锭、纯 La 锭、纯 Ce 锭、纯 Mn 粉、和 Al-Be、Mg-Ca 及 Mg-Gd 中间合金为原料，按此设计的镁合金成分的重量百分比进行配料；

2)将纯 Mg 锭放入熔炼炉的坩埚中，升温至 700℃，在 CO₂ 和 SF₆ 的混合保护气的保护下完全熔化形成熔体，随后加入纯 Al 锭、纯 Mn 粉，在保护气氛下搅拌至合金完全熔化，然后升温至 740℃，再依次将纯 La 锭、纯 Ce 锭，在保护气氛下搅拌至合金完全熔化，静置降温至 710℃加入 Al-Be、Mg-Ca 及 Mg-Gd 中间合金到所述熔体中，待合金完全熔化后，搅拌 5min，再加入镁合金熔剂 RJ-2 精炼 10min，除去表面浮渣，最后在 700℃保温 15min，浇铸成镁合金铸锭；

3)将镁合金铸锭置于 650T 压铸机熔炉中至 680℃熔化，熔体经过压射系统进入模具充型，其中模具温度 216℃，铸造压力 105MPa，压射速度为 3.5m/s。

所得压铸镁合金件性能如表 3 所示。

实施例 2

1)以纯 Mg 锭、纯 Al 锭、纯 La 锭、纯 Ce 锭、纯 Mn 粉、和 Al-Be、Mg-Ca 及 Mg-Gd 中间合金为原料，按此设计的镁合金成分的重量百分比进行配料；

2)将纯 Mg 锭放入熔炼炉的坩埚中，升温至 690℃，在 CO₂ 和 SF₆ 的混合保护气的保护下完全熔化形成熔体，随后加入纯 Al 锭、纯 Mn 粉，在保护气氛下搅拌至合金完全熔化，然后升温至 741℃，再依次将纯 La 锭、纯 Ce 锭，在保护气氛下搅拌至合金完全熔化，静置降温至 700℃加入 Al-Be、Mg-Ca 及 Mg-Gd 中间合金到所述熔体中，待合金完全熔化后，

搅拌 6min, 再加入镁合金熔剂 RJ-3 精炼 7min, 除去表面浮渣, 最后在 710℃ 保温 12min, 浇铸成镁合金铸锭;

3) 将镁合金铸锭置于 650T 压铸机熔炉中至 692℃ 熔化, 熔体经过压射系统进入模具充型, 其中模具温度 220℃, 铸造压力 100MPa, 压射速度为 3m/s。

所得压铸镁合金件性能如表 3 所示。

实施例 3

1) 以纯 Mg 锭、纯 Al 锭、纯 La 锭、纯 Ce 锭、纯 Mn 粉、和 Al-Be、Mg-Ca 及 Mg-Gd 中间合金为原料, 按此设计的镁合金成分的重量百分比进行配料;

2) 将纯 Mg 锭放入熔炼炉的坩埚中, 升温至 710℃, 在 CO₂ 和 SF₆ 的混合保护气的保护下完全熔化形成熔体, 随后加入纯 Al 锭、纯 Mn 粉, 在保护气氛下搅拌至合金完全熔化, 然后升温至 750℃, 再依次将纯 La 锭、纯 Ce 锭, 在保护气氛下搅拌至合金完全熔化, 静置降温至 705℃ 加入 Al-Be、Mg-Ca 及 Mg-Gd 中间合金到所述熔体中, 待合金完全熔化后, 搅拌 10min, 再加入镁合金熔剂 RJ-2 精炼 10min, 除去表面浮渣, 最后在 705℃ 保温 11min, 浇铸成镁合金铸锭;

3) 将镁合金铸锭置于 650T 压铸机熔炉中至 700℃ 熔化, 熔体经过压射系统进入模具充型, 其中模具温度 239℃, 铸造压力 101MPa, 压射速度为 4m/s。

所得压铸镁合金件性能如表 3 所示。

实施例 4

1) 以纯 Mg 锭、纯 Al 锭、纯 La 锭、纯 Ce 锭、纯 Mn 粉、和 Al-Be、Mg-Ca 及 Mg-Gd 中间合金为原料, 按此设计的镁合金成分的重量百分比进行配料;

2) 将纯 Mg 锭放入熔炼炉的坩埚中, 升温至 695℃, 在 CO₂ 和 SF₆ 的混合保护气的保护下完全熔化形成熔体, 随后加入纯 Al 锭、纯 Mn 粉, 在保护气氛下搅拌至合金完全熔化, 然后升温至 749℃, 再依次将纯 La

锭、纯 Ce 锭，在保护气氛下搅拌至合金完全熔化，静置降温至 708℃ 加入 Al-Be、Mg-Ca 及 Mg-Gd 中间合金到所述熔体中，待合金完全熔化后，搅拌 10min，再加入镁合金熔剂 RJ-3 精炼 9min，除去表面浮渣，最后在 710℃ 保温 15min，浇铸成镁合金铸锭；

3)将镁合金铸锭置于 650T 压铸机熔炉中至 695℃ 熔化，熔体经过压射系统进入模具充型，其中模具温度 250℃，铸造压力 110MPa，压射速度为 3.3m/s。

所得压铸镁合金件性能如表 3 所示。

实施例 5

1)以纯 Mg 锭、纯 Al 锭、纯 La 锭、纯 Ce 锭、纯 Mn 粉、和 Al-Be、Mg-Ca 及 Mg-Gd 中间合金为原料，按此设计的镁合金成分的重量百分比进行配料；

2)将纯 Mg 锭放入熔炼炉的坩埚中，升温至 705℃，在 CO₂ 和 SF₆ 的混合保护气的保护下完全熔化形成熔体，随后加入纯 Al 锭、纯 Mn 粉，在保护气氛下搅拌至合金完全熔化，然后升温至 748℃，再依次将纯 La 锭、纯 Ce 锭，在保护气氛下搅拌至合金完全熔化，静置降温至 706℃ 加入 Al-Be、Mg-Ca 及 Mg-Gd 中间合金到所述熔体中，待合金完全熔化后，搅拌 10min，再加入镁合金熔剂 RJ-2 精炼 10min，除去表面浮渣，最后在 720℃ 保温 10min，浇铸成镁合金铸锭；

3)将镁合金铸锭置于 650T 压铸机熔炉中至 688℃ 熔化，熔体经过压射系统进入模具充型，其中模具温度 208℃，铸造压力 108MPa，压射速度为 4.3m/s。

所得压铸镁合金件性能如表 3 所示。

实施例 6

1)以纯 Mg 锭、纯 Al 锭、纯 La 锭、纯 Ce 锭、纯 Mn 粉、和 Al-Be、Mg-Ca 及 Mg-Gd 中间合金为原料，按此设计的镁合金成分的重量百分比进行配料；

2)将纯 Mg 锭放入熔炼炉的坩埚中，升温至 680℃，在 CO₂ 和 SF₆ 的

混合保护气的保护下完全熔化形成熔体，随后加入纯 Al 锭、纯 Mn 粉，在保护气氛下搅拌至合金完全熔化，然后升温至 745℃，再依次将纯 La 锭、纯 Ce 锭，在保护气氛下搅拌至合金完全熔化，静置降温至 690℃加入 Al-Be、Mg-Ca 及 Mg-Gd 中间合金到所述熔体中，待合金完全熔化后，搅拌 5min，再加入镁合金熔剂 RJ-2 精炼 5min，除去表面浮渣，最后在 705℃保温 11min，浇铸成镁合金铸锭；

3)将镁合金铸锭置于 650T 压铸机熔炉中至 690℃熔化，熔体经过压射系统进入模具充型，其中模具温度 200℃，铸造压力 109MPa，压射速度为 5m/s。

所得压铸镁合金件性能如表 3 所示。

实施例 7

1)以纯 Mg 锭、纯 Al 锭、纯 La 锭、纯 Ce 锭、纯 Mn 粉、和 Al-Be、Mg-Ca 及 Mg-Gd 中间合金为原料，按此设计的镁合金成分的重量百分比进行配料；

2)将纯 Mg 锭放入熔炼炉的坩埚中，升温至 700℃，在 CO₂ 和 SF₆ 的混合保护气的保护下完全熔化形成熔体，随后加入纯 Al 锭、纯 Mn 粉，在保护气氛下搅拌至合金完全熔化，然后升温至 743℃，再依次将纯 La 锭、纯 Ce 锭，在保护气氛下搅拌至合金完全熔化，静置降温至 695℃加入 Al-Be、Mg-Ca 及 Mg-Gd 中间合金到所述熔体中，待合金完全熔化后，搅拌 8min，再加入镁合金熔剂 RJ-2 精炼 8min，除去表面浮渣，最后在 713℃保温 11min，浇铸成镁合金铸锭；

3)将镁合金铸锭置于 650T 压铸机熔炉中至 695℃熔化，熔体经过压射系统进入模具充型，其中模具温度 226℃，铸造压力 102MPa，压射速度为 4.6m/s。

所得压铸镁合金件性能如表 3 所示。

实施例 8

1)以纯 Mg 锭、纯 Al 锭、纯 La 锭、纯 Ce 锭、纯 Mn 粉、和 Al-Be、Mg-Ca 及 Mg-Gd 中间合金为原料，按此设计的镁合金成分的重量百分比

进行配料；

2)将纯 Mg 锭放入熔炼炉的坩埚中，升温至 690℃，在 CO₂ 和 SF₆ 的混合保护气的保护下完全熔化形成熔体，随后加入纯 Al 锭、纯 Mn 粉，在保护气氛下搅拌至合金完全熔化，然后升温至 744℃，再依次将纯 La 锭、纯 Ce 锭，在保护气氛下搅拌至合金完全熔化，静置降温至 705℃加入 Al-Be、Mg-Ca 及 Mg-Gd 中间合金到所述熔体中，待合金完全熔化后，搅拌 7min，再加入镁合金熔剂 RJ-2 精炼 7min，除去表面浮渣，最后在 720℃保温 15min，浇铸成镁合金铸锭；

3)将镁合金铸锭置于 650T 压铸机熔炉中至 698℃熔化，熔体经过压射系统进入模具充型，其中模具温度 239℃，铸造压力 103MPa，压射速度为 3.1m/s。

所得压铸镁合金件性能如表 3 所示。

实施例 9

1)以纯 Mg 锭、纯 Al 锭、纯 La 锭、纯 Ce 锭、纯 Mn 粉、和 Al-Be、Mg-Ca 及 Mg-Gd 中间合金为原料，按此设计的镁合金成分的重量百分比进行配料；

2)将纯 Mg 锭放入熔炼炉的坩埚中，升温至 710℃，在 CO₂ 和 SF₆ 的混合保护气的保护下完全熔化形成熔体，随后加入纯 Al 锭、纯 Mn 粉，在保护气氛下搅拌至合金完全熔化，然后升温至 746℃，再依次将纯 La 锭、纯 Ce 锭，在保护气氛下搅拌至合金完全熔化，静置降温至 694℃加入 Al-Be、Mg-Ca 及 Mg-Gd 中间合金到所述熔体中，待合金完全熔化后，搅拌 7min，再加入镁合金熔剂 RJ-2 精炼 6min，除去表面浮渣，最后在 715℃保温 11min，浇铸成镁合金铸锭；

3)将镁合金铸锭置于 650T 压铸机熔炉中至 685℃熔化，熔体经过压射系统进入模具充型，其中模具温度 203℃，铸造压力 104MPa，压射速度为 3.9m/s。

所得压铸镁合金件性能如表 3 所示。

实施例 10

1)以纯 Mg 锭、纯 Al 锭、纯 La 锭、纯 Ce 锭、纯 Mn 粉、和 Al-Be、Mg-Ca 及 Mg-Gd 中间合金为原料，按此设计的镁合金成分的重量百分比进行配料；

2)将纯 Mg 锭放入熔炼炉的坩埚中，升温至 705℃，在 CO₂ 和 SF₆ 的混合保护气的保护下完全熔化形成熔体，随后加入纯 Al 锭、纯 Mn 粉，在保护气氛下搅拌至合金完全熔化，然后升温至 747℃，再依次将纯 La 锭、纯 Ce 锭，在保护气氛下搅拌至合金完全熔化，静置降温至 698℃加入 Al-Be、Mg-Ca 及 Mg-Gd 中间合金到所述熔体中，待合金完全熔化后，搅拌 5min，再加入镁合金熔剂 RJ-2 精炼 5min，除去表面浮渣，最后在 718℃保温 15min，浇铸成镁合金铸锭；

3)将镁合金铸锭置于 650T 压铸机熔炉中至 689℃熔化，熔体经过压射系统进入模具充型，其中模具温度 245℃，铸造压力 106MPa，压射速度为 4.8m/s。

所得压铸镁合金件性能如表 3 所示。

对比例 1、2 分别选用商业牌号 AZ91D 与 AM60，此两种牌号合金的成型工艺为传统压铸工艺。而本发明采用高强韧高导热镁合金设计原理，成型工艺为压铸成型工艺。

对比例 1

选取镁合金成分百分含量为：9wt% Al，1wt% Zn，其余为 Mg；

将纯 Mg 锭放入熔炼炉的坩埚中，升温至 695℃，在 CO₂ 和 SF₆ 的混合保护气的保护下完全熔化形成熔体，随后加入纯 Al 锭、纯 Zn 锭，在混合保护气氛中搅拌 8min，待合金完全熔化后，再加入镁合金熔剂 RJ-2 精炼 7min，除去表面浮渣，最后在 720℃保温 15min，浇铸成镁合金铸锭；将镁合金铸锭置于 650T 压铸机熔炉中至 680℃熔化，熔体经过压射系统进入模具充型，其中模具温度 206℃，铸造压力 105MPa，压射速度为 3.5m/s。

对比例 2

选取镁合金的成分百分含量为：6wt% Al，0.5wt% Mn，其余为 Mg；

将纯 Mg 锭放入熔炼炉的坩埚中，升温至 710℃，在 CO₂ 和 SF₆ 的混合保护气的保护下完全熔化形成熔体，随后加入纯 Al 锭、纯 Mn 粉，在混合保护气氛中搅拌 10min，待合金完全熔化后，再加入镁合金熔剂 RJ-2 精炼 10min，除去表面浮渣，最后在 720℃ 保温 10min，浇铸成镁合金铸锭；将镁合金铸锭置于 650T 压铸机熔炉中至 700℃ 熔化，熔体经过压射系统进入模具充型，其中模具温度 209℃，铸造压力 105MPa，压射速度为 3.9m/s。

对比例 3

1)以纯 Mg 锭、纯 Al 锭、纯 La 锭、纯 Ce 锭、纯 Mn 粉、和 Al-Be、Mg-Ca 及 Mg-Gd 中间合金为原料，按此设计的镁合金成分的重量百分比进行配料；

2)将纯 Mg 锭放入熔炼炉的坩埚中，升温至 703℃，在 CO₂ 和 SF₆ 的混合保护气的保护下完全熔化形成熔体，随后加入纯 Al 锭、纯 Mn 粉，在保护气氛下搅拌至合金完全熔化，然后升温至 747℃，再依次将纯 La 锭、纯 Ce 锭，在保护气氛下搅拌至合金完全熔化，静置降温至 695℃ 加入 Al-Be、Mg-Ca 及 Mg-Gd 中间合金到所述熔体中，待合金完全熔化后，搅拌 5min，再加入镁合金熔剂 RJ-2 精炼 5min，除去表面浮渣，最后在 718℃ 保温 15min，浇铸成镁合金铸锭；

3)将镁合金铸锭置于 650T 压铸机熔炉中至 695℃ 熔化，熔体经过压射系统进入模具充型，其中模具温度 220℃，铸造压力 100MPa，压射速度为 3.5m/s。

所得压铸镁合金件性能如表 3 所示。

对比例 4

1)以纯 Mg 锭、纯 Al 锭、纯 La 锭、纯 Ce 锭、纯 Mn 粉、和 Al-Be、Mg-Ca 及 Mg-Gd 中间合金为原料，按此设计的镁合金成分的重量百分比进行配料；

2)将纯 Mg 锭放入熔炼炉的坩埚中，升温至 705℃，在 CO₂ 和 SF₆ 的混合保护气的保护下完全熔化形成熔体，随后加入纯 Al 锭、纯 Mn 粉，

在保护气氛下搅拌至合金完全熔化，然后升温至 740℃，再依次将纯 La 锭、纯 Ce 锭，在保护气氛下搅拌至合金完全熔化，静置降温至 700℃ 加入 Al-Be、Mg-Ca 及 Mg-Gd 中间合金到所述熔体中，待合金完全熔化后，搅拌 5min，再加入镁合金熔剂 RJ-2 精炼 5min，除去表面浮渣，最后在 718℃ 保温 15min，浇铸成镁合金铸锭；

3)将镁合金铸锭置于 650T 压铸机熔炉中至 700℃ 熔化，熔体经过压射系统进入模具充型，其中模具温度 230℃，铸造压力 103MPa，压射速度为 3m/s。

所得压铸镁合金件性能如表 3 所示。

对比例 5

1)以纯 Mg 锭、纯 Al 锭、纯 La 锭、纯 Ce 锭、纯 Mn 粉、和 Al-Be、Mg-Ca 中间合金为原料，按此设计的镁合金成分的重量百分比进行配料；

2)将纯 Mg 锭放入熔炼炉的坩埚中，升温至 709℃，在 CO₂ 和 SF₆ 的混合保护气的保护下完全熔化形成熔体，随后加入纯 Al 锭、纯 Mn 粉，在保护气氛下搅拌至合金完全熔化，然后升温至 739℃，再依次将纯 La 锭、纯 Ce 锭，在保护气氛下搅拌至合金完全熔化，静置降温至 698℃ 加入 Al-Be、Mg-Ca 中间合金到所述熔体中，待合金完全熔化后，搅拌 5min，再加入镁合金熔剂 RJ-2 精炼 5min，除去表面浮渣，最后在 718℃ 保温 15min，浇铸成镁合金铸锭；

3)将镁合金铸锭置于 650T 压铸机熔炉中至 710℃ 熔化，熔体经过压射系统进入模具充型，其中模具温度 215℃，铸造压力 101MPa，压射速度为 3.6m/s。

所得压铸镁合金件性能如表 3 所示。

结合表 3 数据可知，本发明镁合金的室温热导率为 100~110 W/(m·K)，室温屈服强度为 140~150MPa，室温延伸率为 8~12%。本发明获得的镁合金较传统的 AZ91D 镁合金和 AM60B 镁合金，室温力学性能及导热性能明显提升。

而传统的压铸 AZ91D 镁合金和压铸 AM60B 镁合金是以 Al 为主要合

金元素，起到固溶强化和第二相（ $Mg_{17}Al_{12}$ ）强化效果以提高材料的室温屈服强度，同时添加少量的 Zn 和 Mn 进一步提高材料的综合力学性能；然而这种强化效果有限，同时较多的 Al 元素固溶于镁基体时显著降低材料的热导率。

从表 3 对比例中可以看出，对比例 1 压铸 AZ91D 镁合金和对比例 2 压铸 AM60B 镁合金热导率均小于 $65W/(m \cdot K)$ ，室温屈服强度小于 150MPa，延伸率小于 10%，即无法兼具优异力学性能和导热性能。

对比例 3 中，Al 含量及 RE 含量较低，第二相强化效果较弱，因此材料屈服强度仅为 131MPa，伸长率 10%，热导率为 $95W/(m \cdot K)$ 。

对比例 4 中，Al/RE 质量比为 1，较多的 Al 元素固溶于 Mg 基体或者形成较多的 $Mg_{17}Al_{12}$ 相，合金元素对热导率负面影响较明显，因此材料屈服强度为 138MPa，伸长率 11%，热导率为 $90W/(m \cdot K)$ 。

对比例 5 中，未添加 Gd 元素，Al 元素在晶界处形成较多的 $Mg_{17}Al_{12}$ 相，因此材料屈服强度为 139MPa，伸长率 10.6%，热导率为 $91W/(m \cdot K)$ 。

表 1 单位：重量百分比

序号	Al	Zn	La	Ce	Mn	Be	Ca	Gd	Mg
实施例 1	2.5	-	3	0.5	0.25	0.002	0.7	0.25	余量
实施例 2	2.6	-	0.7	3	0.12	0.0025	0.8	0.15	余量
实施例 3	2.8	-	2.5	1.2	0.15	0.003	0.9	0.05	余量
实施例 4	3	-	1.6	2.5	0.26	0.0021	0.6	0.1	余量
实施例 5	3.1	-	0.6	3.8	0.1	0.0023	1.0	0.2	余量
实施例 6	3.3	-	4.5	0.2	0.3	0.0024	0.5	0.3	余量
实施例 7	3.5	-	3.6	0.95	0.18	0.0027	0.3	0.12	余量
实施例 8	3.7	-	2.2	2.5	0.23	0.0022	0.2	0.23	余量
实施例 9	3.9	-	5.5	-	0.29	0.0026	0.1	0.26	余量
实施例 10	4.0	-	-	5.3	0.11	0.0029	0.4	0.18	余量

对比例 1 (AZ91D)	9	1	-	-	-	-	-	-	余量
对比例 2 (AM60)	6	-	-	-	0.5	-	-	-	余量
对比例 3	2	-	1	2.2	0.2	0.002	0.5	0.1	余量
对比例 4	4	-	1.6	2.4	0.15	0.003	0.3	0.2	余量
对比例 5	3.1	-	1.6	2.8	0.1	0.002	0.4	-	余量

表 2

编号	成型工艺	浇注温度 ℃	模具温度 ℃	铸造压力 MPa	压射速度 m/s
实施例 1	压铸	680	216	105	3.5
实施例 2	压铸	692	220	100	3
实施例 3	压铸	703	239	101	4
实施例 4	压铸	695	250	110	3.3
实施例 5	压铸	688	208	108	4.3
实施例 6	压铸	705	200	109	5
实施例 7	压铸	710	226	102	4.6
实施例 8	压铸	715	239	103	3.1
实施例 9	压铸	720	203	104	3.9
实施例 10	压铸	717	245	106	5
对比例 1 (AZ91D)	压铸	680	206	105	3.5
对比例 2 (AM60)	压铸	700	209	105	3.9
对比例 3	压铸	695	220	100	3.5
对比例 4	压铸	700	230	103	3

对比例 5	压铸	710	215	101	3.6
-------	----	-----	-----	-----	-----

表 3

编号	室温（25℃）		
	屈服强度 MPa	延伸率 %	热导率 W/(m·K)
实施例 1	141	10.1	108
实施例 2	146	9.8	109
实施例 3	150	8	110
实施例 4	147	10.3	107
实施例 5	143	11.2	106
实施例 6	148	12	102
实施例 7	140	8.6	103
实施例 8	145	9.3	105
实施例 9	144	11.5	101
实施例 10	149	10.9	100
对比例 1 (AZ91D)	150	5	<u>51.2</u>
对比例 2 (AM60)	130	9.8	<u>63.1</u>
对比例 3	131	10	<u>95</u>
对比例 4	138	11	<u>90</u>
对比例 5	139	10.6	<u>91</u>

权 利 要 求 书

1. 一种高强韧高导热压铸镁合金，其成分重量百分比为：Al：2.5~4.0%，RE：3.5~5.5%，Mn：0.1~0.3%，Be：0.002~0.003%，Ca：0.1~1.0%，Gd：0.05~0.3%，RE 为 La 或 Ce 中的一种或两种，余量包括 Mg 和其它不可避免的杂质；且上述元素还需要同时满足：

$$0.7 \leq \text{Al/RE} \leq 0.8。$$

2. 如权利要求 1 所述的高强韧高导热压铸镁合金，其特征在于，余量为 Mg 和其它不可避免的杂质。
3. 如权利要求 1 或 2 所述的高强韧高导热压铸镁合金，其特征在于，所述压铸镁合金基体上均匀分布有 $\text{Al}_{11}\text{RE}_3$ 、 Al_2RE 、 Al_2Ca 、 $(\text{Mg}, \text{Al})_2\text{Ca}$ 、 Al_2Gd 和针状 Al_3RE 第二相。
4. 如权利要求 1 或 2 或 3 所述的高强韧高导热压铸镁合金，其特征在于，所述压铸镁合金的室温屈服强度为 140~150MPa，延伸率为 8~12%，热导率为 100~110W/(m·K)。
5. 如权利要求 1~4 任一项所述的高强韧高导热压铸镁合金的制备方法，其特征是，包括以下步骤：

1) 配料

以纯 Mg 锭、纯 Al 锭、纯 La 锭、纯 Ce 锭、纯 Mn 粉和 Mg-Ca、Mg-Gd、Al-Be 中间合金作为原料，按权利要求 1 或 2 所述的镁合金成分进行配料；

2) 熔炼

将纯 Mg 锭放入坩埚中，升温至 680~710℃，在保护气保护下完全熔化，随后加入纯 Al 锭、纯 Mn 粉，在保护气氛下搅拌至合金完全熔化，然后升温至 740~750℃，再依次添加纯 La 锭、纯 Ce 锭，在保护气氛下搅拌至合金完全熔化，随后降温至 690~710℃加入 Al-Be、Mg-Ca 及 Mg-Gd 中间合金到所述熔体中，待中间合金完全熔化后，搅拌 5~10min，获得镁合金熔体；

3) 精炼

向获得的镁合金熔体中加入镁合金熔剂，精炼 5~10min，除去表面浮渣，之后加热到 700~720℃保温 10~15min；

4) 压铸成型

将精炼后的镁合金熔体浇铸成铸锭，之后将铸锭放置于压铸机熔炉中至 680~700℃ 熔化，熔体经过压射系统进入模具充型，其中模具温度 200~250℃，铸造压力 100~110MPa，压射速度为 3~5m/s。

6. 如权利要求 5 所述的制备方法，其特征是，步骤 3) 中，所述镁合金熔剂为 RJ-2 熔剂和 RJ-3 熔剂。
7. 如权利要求 5 所述的制备方法，其特征是，步骤 2) 中，所述保护气为 $\text{CO}_2 + \text{SF}_6$ 的混合气体。
8. 如权利要求 5 所述的制备方法，其特征是，步骤 4) 中，所述浇注温度为 680~700℃。

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/CN2024/071478

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER C22C23/02(2006.01)i; C22C23/06(2006.01)i; C22C1/03(2006.01)i; C22C1/06(2006.01)i; B22D17/00(2006.01)i According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC		
B. FIELDS SEARCHED Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols) IPC: C22C, B22D Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used) CNTXT, WPABSC, WPABS, ENTXT, DWPI, ENTXTC, Patentics, 中国期刊网全文数据库, CJFD, ISI Web of Science: 宝钢金属有限公司, 王卓, 唐伟能, 胡勇, 压铸, 压射, 铸造, 镁合金, 铝, 锰, 稀土, 镧, 铈, 铍, 钙, 钒, 相, 熔炼, 精炼, 浇注, 浇铸, die casting, compression casting, pressure casting, injection casting, magnesium alloy, Al, aluminum, Mn, manganese, RE, rare earth, La, lanthanum, Ce, cerium, Be, beryllium, Ca, calcium, Gd, gadolinium, phase, melt, refine, cast		
C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT		
Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
Y	CN 109881063 A (SHANGHAI JIAO TONG UNIVERSITY et al.) 14 June 2019 (2019-06-14) description, paragraphs 7-15 and 23-36	1-8
Y	CN 109207824 A (BYD CO., LTD.) 15 January 2019 (2019-01-15) description, paragraphs 15 and 18	1-8
Y	CN 101353746 A (SHANGHAI JIAO TONG UNIVERSITY) 28 January 2009 (2009-01-28) description, page 2, paragraphs 1-8	1-8
Y	CN 108977711 A (SHANGHAI JIAO TONG UNIVERSITY) 11 December 2018 (2018-12-11) description, paragraphs 7-29	1-8
A	CN 104032195 A (BAOSHAN IRON & STEEL CO., LTD.) 10 September 2014 (2014-09-10) entire document	1-8
A	CN 116219242 A (BAOSTEEL METAL CO., LTD.) 06 June 2023 (2023-06-06) entire document	1-8
☒ Further documents are listed in the continuation of Box C. ☒ See patent family annex.		
* Special categories of cited documents: “A” document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance “D” document cited by the applicant in the international application “E” earlier application or patent but published on or after the international filing date “L” document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified) “O” document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means “P” document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed “T” later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention “X” document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone “Y” document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art “&” document member of the same patent family		
Date of the actual completion of the international search 05 March 2024		Date of mailing of the international search report 13 March 2024
Name and mailing address of the ISA/CN China National Intellectual Property Administration (ISA/CN) China No. 6, Xitucheng Road, Jimenqiao, Haidian District, Beijing 100088		Authorized officer Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/CN2024/071478

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	CN 115896574 A (QINGHAI SALT LAKE INDUSTRY CO., LTD.) 04 April 2023 (2023-04-04) entire document	1-8
A	JP 2020200492 A (TOBATA SEISAKUSHO K. K. et al.) 17 December 2020 (2020-12-17) entire document	1-8

INTERNATIONAL SEARCH REPORT
Information on patent family members

International application No.
PCT/CN2024/071478

Patent document cited in search report			Publication date (day/month/year)	Patent family member(s)			Publication date (day/month/year)
CN	109881063	A	14 June 2019	CN	109881063	B	19 March 2021
CN	109207824	A	15 January 2019	None			
CN	101353746	A	28 January 2009	None			
CN	108977711	A	11 December 2018	CN	108977711	B	17 November 2020
CN	104032195	A	10 September 2014	CN	104032195	B	15 February 2017
CN	116219242	A	06 June 2023	None			
CN	115896574	A	04 April 2023	None			
JP	2020200492	A	17 December 2020	JP	7324978	B2	14 August 2023

A. 主题的分类

C22C23/02(2006.01)i; C22C23/06(2006.01)i; C22C1/03(2006.01)i; C22C1/06(2006.01)i; B22D17/00(2006.01)i

按照国际专利分类(IPC)或者同时按照国家分类和IPC两种分类

B. 检索领域

检索的最低限度文献(标明分类系统和分类号)

IPC: C22C, B22D

包含在检索领域中的除最低限度文献以外的检索文献

在国际检索时查阅的电子数据库(数据库的名称, 和使用的检索词(如使用))

CNTEXT, WPABSC, WPABS, ENTXT, DWPI, ENTXTC, Patentics, 中国期刊网全文数据库, ISI Web of Science; 宝钢金属有限公司, 王卓, 唐伟能, 胡勇, 压铸, 压射, 铸造, 镁合金, 铝, 锰, 稀土, 镧, 铈, 铍, 钙, 钒, 相, 熔炼, 精炼, 浇注, 浇铸, die casting, compression casting, pressure casting, injection casting, magnesium alloy, Al, aluminum, Mn, manganese, RE, rare earth, La, lanthanum, Ce, cerium, Be, beryllium, Ca, calcium, Gd, gadolinium, phase, melt, refine, cast

C. 相关文件

类型*	引用文件, 必要时, 指明相关段落	相关的权利要求
Y	CN 109881063 A (上海交通大学等) 2019年6月14日 (2019 - 06 - 14) 说明书第7-15、23-36段	1-8
Y	CN 109207824 A (比亚迪股份有限公司) 2019年1月15日 (2019 - 01 - 15) 说明书第15、18段	1-8
Y	CN 101353746 A (上海交通大学) 2009年1月28日 (2009 - 01 - 28) 说明书第2页第1-8段	1-8
Y	CN 108977711 A (上海交通大学) 2018年12月11日 (2018 - 12 - 11) 说明书第7-29段	1-8
A	CN 104032195 A (宝山钢铁股份有限公司) 2014年9月10日 (2014 - 09 - 10) 全文	1-8
A	CN 116219242 A (宝钢金属有限公司) 2023年6月6日 (2023 - 06 - 06) 全文	1-8

☒ 其余文件在C栏的续页中列出。

☒ 见同族专利附件。

* 引用文件的具体类型:

“A” 认为不特别相关的表示了现有技术一般状态的文件

“D” 申请人在国际申请中引证的文件

“E” 在国际申请日的当天或之后公布的在先申请或专利

“L” 可能对优先权要求构成怀疑的文件, 或为确定另一篇引用文件的公布日而引用的或者因其他特殊理由而引用的文件(如具体说明的)

“O” 涉及口头公开、使用、展览或其他方式公开的文件

“P” 公布日先于国际申请日但迟于所要求的优先权日的文件

“T” 在申请日或优先权日之后公布, 与申请不相抵触, 但为了理解发明之理论或原理的在后文件

“X” 特别相关的文件, 单独考虑该文件, 认定要求保护的发明不是新颖的或不具有创造性

“Y” 特别相关的文件, 当该文件与另一篇或者多篇该类文件结合并且这种结合对于本领域技术人员为显而易见时, 要求保护的发明不具有创造性

“&” 同族专利的文件

国际检索实际完成的日期

2024年3月5日

国际检索报告邮寄日期

2024年3月13日

ISA/CN的名称和邮寄地址

中国国家知识产权局
中国北京市海淀区蓟门桥西土城路6号 100088

授权官员

李娇

电话号码 (+86) 010-53962678

PCT/ISA/210 表(第2页) (2022年7月)

C. 相关文件		
类 型*	引用文件，必要时，指明相关段落	相关的权利要求
A	CN 115896574 A (青海盐湖工业股份有限公司) 2023年4月4日 (2023 - 04 - 04) 全文	1-8
A	JP 2020200492 A (TOBATA SEISAKUSHO K.K. et al.) 2020年12月17日 (2020 - 12 - 17) 全文	1-8

国际检索报告
关于同族专利的信息

国际申请号
PCT/CN2024/071478

检索报告引用的专利文件			公布日 (年/月/日)	同族专利	公布日 (年/月/日)
CN	109881063	A	2019年6月14日	CN 109881063 B	2021年3月19日
CN	109207824	A	2019年1月15日	无	
CN	101353746	A	2009年1月28日	无	
CN	108977711	A	2018年12月11日	CN 108977711 B	2020年11月17日
CN	104032195	A	2014年9月10日	CN 104032195 B	2017年2月15日
CN	116219242	A	2023年6月6日	无	
CN	115896574	A	2023年4月4日	无	
JP	2020200492	A	2020年12月17日	JP 7324978 B2	2023年8月14日