



(12) 发明专利

(10) 授权公告号 CN 109881067 B

(45) 授权公告日 2021.08.17

(21) 申请号 201910250926.9

C22C 1/06 (2006.01)

(22) 申请日 2019.03.29

审查员 唐郡

(65) 同一申请的已公布的文献号

申请公布号 CN 109881067 A

(43) 申请公布日 2019.06.14

(73) 专利权人 上海交通大学

地址 200240 上海市闵行区东川路800号

(72) 发明人 叶兵 刘子利 蒋海燕

(74) 专利代理机构 上海汉声知识产权代理有限公司

公司 31236

代理人 庄文莉

(51) Int. Cl.

C22C 23/06 (2006.01)

C22C 23/04 (2006.01)

C22C 1/03 (2006.01)

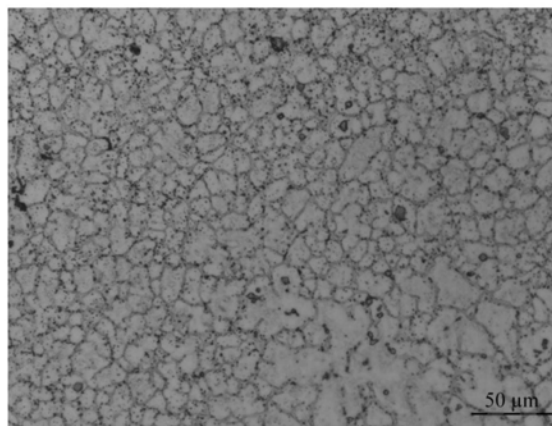
权利要求书1页 说明书9页 附图1页

(54) 发明名称

高强韧耐热压铸Mg-Gd-Er合金及其制备方法

(57) 摘要

本发明提供了高强韧耐热压铸Mg-Gd-Er合金及其压力铸造制备方法,所述合金包括按质量百分数计的如下元素:3.0~8.5%RE、1.2~4.2%Zn、0.5~1.2%Al、0.1~0.3%Mn、0.01~0.08%M,余量为Mg和其他不可避免的杂质;其中,RE为Gd和Er,M为Ti和B中的至少一种元素。本发明的高强韧耐热压铸Mg-Gd-Er合金经压力铸造后,压铸态合金的室温抗拉强度达到312MPa,200℃高温抗拉强度达到210MPa,室温延伸率达到13.0%,而且无需时效、固溶热处理便可使用,满足航空航天、汽车、电讯等行业对轻量化发展的高端需求。



1. 一种高强韧耐热压铸Mg-Gd-Er合金,其特征在于,包括按质量百分数计的如下元素:3.0~8.5%RE、1.2~4.2%Zn、0.5~1.2%Al、0.1~0.3%Mn、0.01~0.08%M,余量为Mg和其他不可避免的杂质;其中,RE为Gd和Er,M为Ti和B中的至少一种元素;

所述的合金组成元素中,Zn/RE质量比为0.2~0.6,其中RE的组成中Gd/Er的质量比为0.25~4;

所述的合金组成元素中,(Zn+Al)/RE质量比为0.3~0.8;

所述合金的制备方法,包括如下步骤:

(1) 按上述Mg-Gd-Er合金成分及化学计量比,计算所需原料的用量;将工业纯镁锭、工业纯锌、工业纯铝锭和Mg-RE和Mg-Mn中间合金均去除氧化层并烘干预热至200℃;

(2) 将占坩埚高度25%的工业纯镁锭在680℃下熔化成熔池后,通入保护气体,加入剩余镁锭;

(3) 待镁锭全部熔化后,升温至720℃,将工业纯锌和Mg-RE和Mg-Mn中间合金分2~4次加入,并保持温度恒定在720℃,直至全部熔化并保温30分钟;

(4) 压力铸造前40-60分钟,升温至730℃,待所述工业纯铝锭、Al-M中间合金依次加入熔化,加入精炼剂进行精炼,将炉温升至750-760℃保温静置10~20分钟促进夹杂沉降,得到镁合金熔体;

(5) 将所述镁合金熔体降温至720~740℃之间,撇去表面浮渣,以4~15m/s的速度压射到预热至180~250℃的压铸模具中,冷却后得到所述高强韧耐热压铸Mg-Gd-Er合金。

2. 如权利要求1所述的高强韧耐热压铸Mg-Gd-Er合金,其特征在于,所述组合元素中,按合金中的所有元素总量计,包括以下质量百分数的各元素:Ti 0.01~0.05%、B 0.01~0.03%。

3. 如权利要求1中所述的高强韧耐热压铸Mg-Gd-Er合金,其特征在于,所述Mg-RE中间合金包括Mg-Gd中间合金和Mg-Er中间合金;所述Mg-Gd中间合金为MgGd25或MgGd30,所述Mg-Er中间合金为MgEr25或MgEr30;所述Mg-Mn的中间合金为MgMn10;所述Al-M中间合金为AlTi5B1、AlB3、AlB8、AlTi5或者AlTi10中的至少一种。

4. 如权利要求1所述的高强韧耐热压铸Mg-Gd-Er合金,其特征在于,所述精炼剂组分按质量百分比为:55%KCl、25%CaCl₂、5%CaF₂、15%BaCl₂。

5. 如权利要求1所述的高强韧耐热压铸Mg-Gd-Er合金,其特征在于,所述精炼剂的添加量为原料总重量的1.0~3.5%。

6. 如权利要求1所述的高强韧耐热压铸Mg-Gd-Er合金,其特征在于,所述精炼的温度720~730℃,精炼处理的搅拌时间10~15min。

7. 如权利要求1所述的高强韧耐热压铸Mg-Gd-Er合金,其特征在于,所述保护气体为氩气,或含0.2%体积分数的SF₆和CO₂的混合气体。

高强韧耐热压铸Mg-Gd-Er合金及其制备方法

技术领域

[0001] 本发明涉及一种高强韧耐热压铸Mg-Gd-Er合金及其制备方法,属于工业用镁合金及制造领域。

背景技术

[0002] 镁合金作为最轻的工程金属材料(镁的密度为铝的2/3,钢的1/4),其比强度明显高于铝合金和钢,比刚度虽然与铝合金和钢相当,但远高于工程塑料,同时具有良好的铸造性、切削加工性好、导热性好、阻尼性以及电磁屏蔽能力强和易于回收等一系列优点,在航空、航天、汽车、电子及国防军工等领域有着广泛的应用前景。镁合金成为替代铝合金、钢铁和工程塑料以实现轻量化的理想材料,其中替代潜力最大的是铝合金。

[0003] 压力铸造是一种将液态或半固态金属在高压作用下高速填充入压铸模型腔内并在在压力下凝固形成铸件的铸造方法。压铸不仅使铸件具有较高的强度、尺寸精度和表面光洁度,而且易于实现机械化和自动化,生产效率很高,可以生产形状复杂的薄壁铸件,因此,在汽车、电子仪表、电讯等行业获得了广泛的应用。

[0004] 镁合金压铸是所有铸造方法中是最有竞争力的,其在本生产成本上甚至比铝合金压铸还低。其原因在于(1)镁合金的体积比热和热导率均较低,压铸不仅生产率高而且合金液对模具的热冲击小,模具使用寿命长;(2)镁不与铁反应,粘模倾向小,在相同的充型压力下的充型速度更大,故较小的拔模斜度使其可生产外形更为复杂、公差精度更高的铸件。近年来,由于环保压力和轻量化节能需求的增强,镁合金压铸在汽车和电讯工业上的应用获得了快速的增长,已占镁消费量的第二位,其中80%用于汽车工业。

[0005] AZ(如AZ91)和AM系镁合金(如AM60、AM50)是目前应用最广泛的商业化压铸镁合金,广泛应用于汽车和3C产品压铸件。AZ91D具有优良的铸造性能,能铸造出结构精密复杂的薄壁压铸件,但塑性较差,延伸率只有3%,而AM60的塑性则较好,延伸率达到8%,常用于制造仪表盘支撑件和座椅框架等减震耐冲击的汽车安全部件,但其强度较低,屈服强度只有130MPa。另外,AZ和AM系镁合金高温蠕变性能很差,温度高于150℃时的拉伸强度迅速降低,其原因在于在高温蠕变过程中过饱和的 α -Mg基体在晶界处的 $Mg_{17}Al_{12}$ 相非连续析出。通过加入合金元素以改善析出相的特性(晶体结构、形态及热稳定性)来提高Mg-Al合金的耐热性能,在此基础上开发了Mg-Al-RE压铸镁合金。目前美国陶氏化学公司开发的综合力学性能最佳的商用镁合金AE44,其典型性能为屈服强度140MPa,抗拉强度247MPa,延伸率11%。AE系镁合金镁合金虽然具有相对优异的延伸率,但是其常温和高温力学性能仍无法达到目前广泛应用的A380压铸铝合金的水平,并且压铸时因粘模倾向而难于生产,严重限制了其应用发展。

[0006] 锌Zn是镁合金中重要的合金元素,在Mg中的最大固溶度高达6.2wt%,能起到固溶强化和时效强化作用。典型的Mg-Zn系铸造镁合金包括ZK51A和ZK60A,变形合金包括ZK21A、ZK31、ZK40A、ZK60A和ZK61等。随Zn含量增加,合金的抗拉强度和屈服强度提高,但是其断后伸长率降低,铸造性能、工艺塑性和焊接性能恶化,特别是因凝固范围过宽(例如ZK60的凝

固区间高达265℃,Journal of Materials Science 45(14)(2010)3797-3803.)导致热裂倾向极为严重,不能用于压铸。

[0007] 稀土元素对镁合金强度性能的有益作用和锆对镁合金的晶粒细化作用都是在二十世纪三十年代发现的,Mg-RE-Zr系(EK30,EK31,EK41)中EK31成为Mg-Zr类中最早开发成功的高温铸造镁合金。基于稀土RE元素的镁稀土合金具有优异的时效硬化效应,多种以RE为主加元素的新型镁合金先后被开发出来,如Mg-Y系的WE54、WE43合金等。中国发明专利201410564817.1(高导热可压铸Mg-Y-Zr系多元镁合金及其制备方法)报道了一种高导热压铸耐腐蚀镁合金,该镁合金的成分含量为Y的含量为1.5~4wt.%,Mn的含量为0.001~1wt.%,Zn的含量为0.001~2wt.%,Ca的含量为0.001~1wt.%,Zr的含量为0.4~0.8wt.%,其余为Mg;由于该合金中的Ca元素的加入急剧增大了合金的凝固温度区间,增加热裂倾向,压铸铸锭抗拉强度仅为140~190MPa。

[0008] 重稀土元素Er在镁合金中的固溶度高达32.7wt.%,远远高于其他常见稀土元素,有强烈的固溶强化和时效强化作用。由于Gd和Er的性能相似且原子半径相近,在Mg-Gd合金中添加Er可以提高合金的性能,这是因为添加Er元素降低了Gd在合金中的固溶度,代替了原来部分Gd的晶格节点并促进了稀土相的析出。在Mg-RE合金中加入廉价的Zn,不仅对调控该合金系的时效析出组织有较为显著的作用,而且在不同的Zn/RE(RE为Gd和/或Er)比条件下可以形成多种强化相:当合金中Zn/RE原子比 ≥ 6.0 时容易形成二十面体准晶体结构I相(Mg_3Zn_6RE 包括 Mg_3Zn_6Gd 、 Mg_3Zn_6Y 及 $Mg_3Zn_6(Gd,Er)$);当合金中Zn/RE原子比介于1.5和6.0时容易形成面心立方结构W相($Mg_3Zn_3RE_2$ 包括 $Mg_3Zn_3Gd_2$ 、 $Mg_3Zn_3Y_2$ 及 $Mg_3Zn_3(Gd,Er)_2$)和I相;当合金中Zn/RE原子比介于1.0和1.5时容易形成W相和长周期堆垛有序结构LPSO相($Mg_{12}ZnRE$ 包括 $Mg_{12}ZnGd$ 、 $Mg_{12}ZnY$ 及 $Mg_{12}Zn(Gd,Er)$);当合金中Zn/RE原子比 ≤ 1.0 时容易形成LPSO相(Materials Science and Engineering:A 695(2017)135-143;Journal of Alloys and Compounds 602(2014)32-39;Acta Materialia 68(0)(2014)325-338.)。多种Mg-Gd-Y-Zn强化相可以进一步提高镁合金的室温强度及高温性能,中国发明专利201310597670.1(含微量Al的稀土变形镁合金及其制备方法)报道的一种含微量Al元素的稀土变形镁合金,其重量百分比组成为:Gd:6.5~15.0%,Y:3.0~5.5%,Zn:2.0~4.0%,Nd:0.3~1.5%,Zr:0.3~0.9%,Al:0.4~1.0%,余量为Mg。该镁合金的制备方法包括原料准备、合金熔炼、合金半固态挤压、均匀化处理、再变形、冷却及预拉伸处理和时效强化处理等步骤。该发明存在的技术问题为:在该发明提供的合金成分范围内添加的Nd稀土元素促进形成粗大的块状 $Mg_5(Gd,Y,Nd)$ 相,其三元强化相数量相应减少导致性能下降。稀土元素Gd、Y和Nd含量太高,昂贵的稀土价格和复杂的制备工艺导致该发明很难在工业上进行大规模的应用。中国发明专利ZL201110155378.5(自生准晶增强Mg-Zn-Y合金及其熔炼方法)报道的自生准晶增强Mg-Zn-Y合金的化学成分质量百分组成为:Zn 3.0~10.0%,Y 0.5~3.0%,Al-Ti-C 0.05~1.0%,余量为Mg和不可避免的杂质;其制备方法包括熔炼和铸造,熔炼后的熔体降温至700~720℃时加入Al-Ti-C中间合金,在熔体中引入超声波,经超声波处理后浇铸制成;该发明自生准晶增强Mg-Zn-Y合金抗拉强度可达260MPa,延伸率10.6%。该发明技术的仍存在以下问题:该合金的Zn/Y质量比含量过高,形成准晶I相,同时其凝固区间过大,只能进行重力铸造而不适合压铸,而且引入超声波处理,操作过于复杂,很难在工业上进行大规模的应用。在常规凝固条件下,Mg-Gd-Er-Zn合金晶粒粗大,析出相常常呈粗大的网状结构,恶化了

其力学性能,必须通过热变形或者热处理固溶和时效调整析出相尺寸以发挥其强化相的作用,目前这类Mg-Gd-Er-Zn合金一般局限于重力铸造和热加工工艺,而且必须需要复杂的热处理工艺,还没有用于压铸应用的报道。

[0009] Mg-Gd-Er-Zn合金通常加入Zr作为晶粒细化元素,以细化其粗大的微观组织。目前已报道的加Zr方式有海绵Zr、Zr的卤盐、Zn-Zr中间合金和Mg-Zr中间合金等,其中Mg-Zr中间合金有使用方便、夹杂少和细化效果好等优点,是目前加入Zr的主要方式。中国发明专利201611133731.9(一种高强韧耐蚀防燃Mg-Gd-Y-Zn-Zr合金及其制备方法)报道的一种高强韧耐蚀防燃Mg-Gd-Y-Zn-Zr合金及其制备方法,所述Mg-Gd-Y-Zn-Zr合金包含的各组分及其质量百分比为: $3.0\% \leq \text{Gd} \leq 9.0\%$, $1.0\% \leq \text{Y} \leq 6.0\%$, $0.5\% \leq \text{Zn} \leq 3.0\%$, $0.2\% \leq \text{Zr} \leq 1.5\%$,余量为Mg和不可避免的杂质。该发明技术的仍存在以下问题:首先,Mg-Zr中间合金的制备工艺复杂、能耗高,导致其价格昂贵,因此使用Mg-Zr中间合金细化晶粒会提高产品成本;其次,Zr的化学活性强,在高温下容易和大气、炉气反应,当使用钢制坩埚时,在熔体温度高于750℃时,Zr容易和坩埚中的Fe反应,生成稳定的金属间化合物 Fe_2Zr ,这些都导致Zr的损耗高;Mg-Zr中间合金中的很多Zr是以大尺寸单质Zr颗粒的形式存在,由于Zr的熔点高(1852℃),Zr颗粒很难溶解在熔体中,加上Zr的密度远大于镁熔体的密度(Zr的密度为6.52g/cm³,纯镁熔体的密度为1.58g/cm³),易于沉淀到坩埚底部,导致Zr的收得率低。同时,该发明合金为变形镁合金,其实例中Zn含量最高为1.1%,(Gd+Y)含量超过8.0%,该发明合金中添加了Zr,没有添加元素Al和Mn。

[0010] 中国发明专利201210107771.1(一种含铌的MgAlZn系耐热镁合金)公开了一种镁合金,其重量百分组成为Al 1.5-25%、Zn 0.1-3.5%、Mn 0.1-2.2%、稀土0.0002-16%、Nb 0.0002-4%、Zr 0.001-2%、M元素0.001-2%,其余为Mg;其中,M元素为Ti、Sr、Ca、C、B中的至少一种;稀土为Gd、Y、Sc、Sm、Nd、Yb、Pr、La、Ce、Tb、Dy、Ho及Er中的至少一种。该发明技术的仍存在以下问题:Al优先与稀土、Nb和Zr等元素反应形成Al₂Gd、Al₃Y、Al₃Sc、Al₃Nb和Al₃Zr等稳定相。由于添加的铝含量过高,不仅不能获得优异的细化效果,而且这些稳定相容易团聚长大粗化,不利于获得优异的延伸率和强度。当稀土含量超过5%时,形成的强化相含量太高,容易导致团聚粗化,导致延伸率下降明显。由于压铸不能热处理,不能通过热处理调控强化相的尺寸和形貌,从而导致高含量的稀土不利于提高压铸的延伸率和强度。另外稀土含量太高,导致合金成本太高,不利于工业化大规模应用推广。

发明内容

[0011] 本发明为了解决现有压铸镁合金因强韧性、耐热性不足而无法完全取代压铸铝合金,导致其应用受到极大限制的行业内难题,提供一种高强韧耐热压铸Mg-Gd-Er合金及其压力铸造的制备方法,该高强韧耐热压铸Mg-Gd-Er合金经压力铸造后,压铸态合金的室温抗拉强度达到312MPa,200℃高温抗拉强度达到210MPa,室温延伸率达到13.0%。

[0012] 本发明的目的是通过以下技术方案实现的:

[0013] 第一方面,本发明提供了一种高强韧耐热压铸Mg-Gd-Er合金,包括按质量百分数计的如下元素:3.0~8.5%RE、1.2~4.2%Zn、0.5~1.2%Al、0.1~0.3%Mn、0.01~0.08%M,余量为Mg和其他不可避免的杂质;其中,RE为Gd和Er,M为Ti和B中的至少一种元素。

[0014] 优选地,所述的合金组成元素中,Zn/RE质量比为0.2~0.6,其中RE的组成中Gd/Er

的质量比为0.25~4。

[0015] 优选地,所述的合金组成元素中,(Zn+Al)/RE质量比为0.3~0.8。

[0016] 优选地,所述组合元素中,按合金中的所有元素总量计,包括以下质量百分数的各元素:Ti 0.01~0.05%、B 0.01~0.03%。

[0017] 本发明提供的高强韧耐热压铸Mg-Gd-Er合金的创新思想之一为:合金设计采用廉价的Zn元素和稀土RE元素(RE为Gd和/或Er)与基体Mg元素形成三元Mg-RE-Zn强化相,特别Zn/RE质量比为0.2~0.6,其中RE的组成中Gd/Er的质量比为0.25~4范围内,一方面本发明合金主要形成长周期堆垛有序结构LPSO相($Mg_{12}ZnRE$ 包括 $Mg_{12}ZnGd$ 、 $Mg_{12}ZnEr$ 及 $Mg_{12}Zn(Gd,Er)$)及面心立方结构W相($Mg_3Zn_3RE_2$ 包括 $Mg_3Zn_3Gd_2$ 、 $Mg_3Zn_3Er_2$ 及 $Mg_3Zn_3(Gd,Er)_2$),均为高熔点相,与二元Mg-Y强化相比,三元强化相在镁基体中的高温稳定更好,避免由于析出强化相溶解导致的性能降低,有效地增强了高强韧耐热压铸Mg-Gd-Er合金的室温力学性能和高温性能,特别是在300℃时的高温蠕变性能提高一个数量级以上;另一方面,本发明克服了传统的Mg-Zn-RE合金因过高的Zn含量导致凝固区间过大而易产生热裂缺陷,无法保证合金的强韧性能和压铸性能。

[0018] 本发明提供的高强韧耐热压铸Mg-Gd-Er合金的创新思想之二为:高强韧耐热压铸Mg-Gd-Er合金所添加的稀土RE元素为Gd和Er的混合稀土,而不采用Gd或Er与常用的Ce、La、Nd、Pr的混合稀土,其原因在于:一方面,如果合金中添加含有Ce、La、Nd、Pr常用稀土元素,随着Ce等常用稀土元素含量的提高,合金的凝固温度范围变大导致合金偏析和铸造工艺性能变差,容易形成铸造缺陷;另一方面,随着Ce等常用稀土元素含量的提高,合金析出的主要强化相W、LPSO相逐渐转变为 $(Mg,Zn)_{12}RE$ 相,导致合金中成分稳定的W、LPSO强化相数量急剧减少,从而导致析出强化效果降低。

[0019] 本发明提供的高强韧耐热压铸Mg-Gd-Er合金的创新思想之三为:Mg-Gd-Er-Zn合金在常规凝固条件下析出相常常呈粗大的网状结构,恶化了其力学性能,通常必须通过热变形或者热处理固溶和时效调整析出相尺寸以发挥其强化相的作用。该类合金通常加入Zr作为晶粒细化元素,本发明的合金元素中含有Al、Mn和稀土Y合金元素,这些元素与Zr结合形成 Al_3Zr 等化合物而沉淀到坩埚底部使锆不起晶粒细化作用。另一方面,研究表明,添加Zr细化的Mg-Gd-Er-Zn合金的组织热稳定性较差,在550℃保温时晶粒急剧粗化,导致高温性能大幅度降低。本发明的合金中添加低熔体的0.5-1.2%Al替代Zr,形成弥散的高熔点 Al_3Er 、 Al_2Gd 及 Al_4GdY 相,不仅细化了合金的组织,而且与LPSO等高温相确保了镁合金组织的高温稳定性。同时Al与少量的Ti和B一起起复合晶粒细化作用,进一步细化了合金组织,提高了合金的强韧性。本发明的合金元素中添加少量的Mn,不仅能够促进LPSO相的形成,提高合金的高温稳定性,而且提高镁合金的耐腐蚀性能。

[0020] 本发明提供的高强韧耐热压铸Mg-Gd-Er合金的创新思想之四为:本发明的合金中限定Gd/Er的质量比为0.25~4,Zn/RE质量比为0.2~0.6以及(Zn+Al)/RE质量比为0.3~0.8,保证合金的凝固区间小,从而克服了Mg-Gd-Er-Zn合金的压铸过程中的热裂倾向,提高了合金的压铸工艺性能。

[0021] 第二方面,本发明提供了一种高强韧耐热压铸Mg-Gd-Er合金的制备方法,包括如下步骤:

[0022] (1)按上述Mg-Gd-Er合金成分及化学计量比,计算所需原料的用量;并将工业纯镁

锭、工业纯锌、工业纯铝锭和Mg-RE和Mg-Mn中间合金均去除氧化层并烘干预热；

[0023] (2) 将工业纯镁锭全部熔化后，将工业纯锌和Mg-RE和Mg-Mn中间合金加入，熔化并保温；

[0024] (3) 压力铸造前40-60分钟，将所述工业纯铝锭、Al-M中间合金依次加入熔化后加入精炼剂进行精炼，然后将炉温升至750-760℃保温静置10~20分钟促进夹杂沉降，得到镁合金熔体；

[0025] (4) 将所述镁合金熔体降温至720~740℃之间，撇去表面浮渣，以4~15m/s的速度压射到预热至180~250℃的压铸模具中，冷却后得到所述高强韧耐热压铸Mg-Gd-Er合金。

[0026] 优选地，所述Mg-RE中间合金包括Mg-Gd中间合金和Mg-Er中间合金；所述Mg-Gd中间合金为MgGd25或MgGd30，所述Mg-Er中间合金为MgEr25或MgEr30；所述Mg-Mn的中间合金为MgMn10；所述Al-M中间合金为AlTi5B1、AlB3、AlB8、AlTi5或者AlTi10中的至少一种。

[0027] 优选地，所述工业纯镁锭在680℃下熔化，所述工业纯锌、Mg-RE中间合金在720℃下加入熔化；所述工业纯铝锭、Al-M中间合金在730℃下加入熔化。优选地，所述精炼剂组分按质量百分比为：55%KCl、25%CaCl₂、5%CaF₂、15%BaCl₂；

[0028] 所述精炼剂的添加量为原料总重量的1.0~3.5%。

[0029] 优选地，所述精炼的温度720~730℃，精炼处理的搅拌时间10~15min。

[0030] 优选地，所述工业纯镁锭的加入方法为：先将占坩埚高度25%的工业纯镁锭熔化成熔池后，通入保护气体，加入剩余镁锭熔化；

[0031] 所述保护气体为氩气，或含0.2%体积分数的SF₆和CO₂的混合气体。

[0032] 本发明提供的高强韧耐热压铸Mg-Gd-Er合金的制备方法的有益效果为：(1) 在720℃加入易烧损的稀土元素Mg-Gd、Mg-Er中间合金，并在低温下保温熔化，提高了稀土Gd和Er的收得率；(2) 精炼处理采用不含MgCl₂的专用精炼剂，进一步降低了精炼过程中稀土Gd和Er的烧损。

[0033] 现有技术相比，本发明具有如下的有益效果：

[0034] 本发明的高强韧耐热压铸Mg-Gd-Er合金经压力铸造后，压铸态合金的室温抗拉强度达到312MPa，200℃高温抗拉强度达到210MPa，室温延伸率达到13.0%，综合性能达到A380等压铸铝合金的性能；所提供的制备方法具有工艺简单、效率高、适合规模化生产等优点，而且无需时效、固溶热处理便可使用，满足航空航天、汽车、电讯等行业对轻量化发展的高端需求。

附图说明

[0035] 通过阅读参照以下附图对非限制性实施例所作的详细描述，本发明的其它特征、目的和优点将会变得更明显：

[0036] 图1为实施例4中制备压铸镁合金铸态金相组织图。

具体实施方式

[0037] 下面结合具体实施例对本发明进行详细说明。以下实施例将有助于本领域的技术人员进一步理解本发明，但不以任何形式限制本发明。应当指出的是，对本领域的普通技术人员来说，在不脱离本发明构思的前提下，还可以做出若干变形和改进。这些都属于本发明

的保护范围。

[0038] 实施例1

[0039] 一种高强韧耐热压铸Mg-Gd-Er合金的重量百分比为:按理论配比,0.6%Er,2.4%Gd,1.2%Zn,1.2%Al,0.3%Mn,0.08%Ti,0.01%B,余量为Mg和其他不可避免的杂质。

[0040] 其制备方法是:

[0041] (1)按上述Mg-Gd-Er合金成分及化学计量比,计算所需原料的用量;将工业纯镁锭、工业纯锌、工业纯铝锭和MgGd25、MgEr25和MgMn10中间合金均去除氧化层并烘干预热至200℃;按合金的成分及化学计量比,计算所需原料的用量;

[0042] (2)将占坩埚高度25%的工业纯镁锭在680℃下熔化成熔池后,通入保护气体氩气,加入剩余镁锭;

[0043] (3)待镁锭全部熔化后,升温至720℃,将工业纯锌和MgGd25、MgEr25和MgMn10中间合金分2~4次加入,并保持温度恒定在720℃,直至全部熔化并保温30分钟;

[0044] (4)压力铸造前40-60分钟,升温至730℃,待所述工业纯铝锭、AlTi10中间合金、AlB8中间合金依次加入等待全部熔化,加入原料重量1%的精炼剂进行精炼,精炼的温度730℃,精炼处理的搅拌时间10min,精炼剂组分按质量百分比为:55%KCl、25%CaCl₂、5%CaF₂、15%BaCl₂。将炉温升至750-760℃保温静置10分钟促进夹杂沉降,得到镁合金熔体;

[0045] (5)将所述镁合金熔体降温至720℃,撇去表面浮渣,以4m/s的速度压射到预热至180℃的压铸模具中,冷却后得到所述高强韧耐热压铸Mg-Gd-Er合金。

[0046] 将制得的压铸镁合金分别进行a.室温拉伸测试;b.200℃、200小时热暴露处理后在200℃进行高温拉伸性能测试,本实例中压铸镁合金的铸态室温抗拉强度为278MPa,延伸率16%;200℃下高温拉伸抗拉强度为188MPa,延伸率28%。

[0047] 实施例2

[0048] 一种高强韧耐热压铸Mg-Gd-Er合金的重量百分比为:按理论配比,2.0%Er,4.0%Gd,3.6%Zn,0.6%Al,0.1%Mn,0.06%Ti,余量为Mg和其他不可避免的杂质。

[0049] 其制备方法是:

[0050] (1)按上述Mg-Gd-Er合金成分及化学计量比,计算所需原料的用量;将工业纯镁锭、工业纯锌、工业纯铝锭和MgGd25、MgEr30和MgMn10中间合金均去除氧化层并烘干预热至200℃;按合金的成分及化学计量比,计算所需原料的用量;

[0051] (2)将占坩埚高度25%的工业纯镁锭在680℃下熔化成熔池后,通入保护气体含0.2%体积分数的SF₆和CO₂的混合气体,加入剩余镁锭;

[0052] (3)待镁锭全部熔化后,升温至720℃,将工业纯锌和MgGd25、MgEr30和MgMn10中间合金分2~4次加入,并保持温度恒定在720℃,直至全部熔化并保温30分钟;

[0053] (4)压力铸造前40-60分钟,升温至730℃,待所述工业纯铝锭、AlTi10中间合金依次加入等待全部熔化,加入原料重量3.5%的精炼剂进行精炼,精炼的温度730℃,精炼处理的搅拌时间10min,精炼剂组分按质量百分比为:55%KCl、25%CaCl₂、5%CaF₂、15%BaCl₂。将炉温升至750-760℃保温静置10分钟促进夹杂沉降,得到镁合金熔体;

[0054] (5)将所述镁合金熔体降温至740℃,撇去表面浮渣,以15m/s的速度压射到预热至250℃的压铸模具中,冷却后得到所述高强韧耐热压铸Mg-Gd-Er合金。

[0055] 将制得的压铸镁合金分别进行a.室温拉伸测试;b.200℃、200小时热暴露处理后

在200℃进行高温拉伸性能测试,本实例中压铸镁合金的铸态室温抗拉强度为290MPa,延伸率11%;200℃下高温拉伸抗拉强度为207MPa,延伸率16%。

[0056] 实施例3

[0057] 一种高强韧耐热压铸Mg-Gd-Er合金的重量百分比为:按理论配比,3.0%Gd,3.0%Er,1.2%Zn,0.6%Al,0.2%Mn,0.01%Ti,0.03%B,余量为Mg和其他不可避免的杂质。

[0058] 其制备方法是:

[0059] (1) 按上述Mg-Gd-Er合金成分及化学计量比,计算所需原料的用量;将工业纯镁锭、工业纯锌、工业纯铝锭和MgGd30、MgEr30和MgMn10中间合金均去除氧化层并烘干预热至200℃;按合金的成分及化学计量比,计算所需原料的用量;

[0060] (2) 将占坩埚高度25%的工业纯镁锭在680℃下熔化成熔池后,通入保护气体氩气,加入剩余镁锭;

[0061] (3) 待镁锭全部熔化后,升温至720℃,将工业纯锌和MgGd30、MgEr30和MgMn10中间合金分2~4次加入,并保持温度恒定在720℃,直至全部熔化并保温30分钟;

[0062] (4) 压力铸造前40-60分钟,升温至730℃,待所述工业纯铝锭、AlTi5中间合金、AlB3中间合金依次加入等待全部熔化,加入原料重量2.5%的精炼剂进行精炼,精炼的温度720℃,精炼处理的搅拌时间15min,精炼剂组分按质量百分比为:55%KCl、25%CaCl₂、5%CaF₂、15%BaCl₂。将炉温升至750-760℃保温静置10分钟促进夹杂沉降,得到镁合金熔体;

[0063] (5) 将所述镁合金熔体降温至730℃,撇去表面浮渣,以10m/s的速度压射到预热至200℃的压铸模具中,冷却后得到所述高强韧耐热压铸Mg-Gd-Er合金。

[0064] 将制得的压铸镁合金分别进行a.室温拉伸测试;b.200℃、200小时热暴露处理后在200℃进行高温拉伸性能测试,本实例中压铸镁合金的铸态室温抗拉强度为312MPa,延伸率13%;200℃下高温拉伸抗拉强度为198MPa,延伸率21%。

[0065] 实施例4

[0066] 一种高强韧耐热压铸Mg-Gd-Er合金的重量百分比为:按理论配比,4.0%Er,2.0%Gd,2.0%Zn,1.2%Al,0.2%Mn,0.08%B,余量为Mg和其他不可避免的杂质。

[0067] 其制备方法是:(1) 按上述Mg-Gd-Er合金成分及化学计量比,计算所需原料的用量;将工业纯镁锭、工业纯锌、工业纯铝锭和MgGd30、MgEr25和MgMn10中间合金均去除氧化层并烘干预热至200℃;按合金的成分及化学计量比,计算所需原料的用量;

[0068] (2) 将占坩埚高度25%的工业纯镁锭在680℃下熔化成熔池后,通入含0.2%体积分数的SF₆和CO₂的混合保护气体,加入剩余镁锭;

[0069] (3) 待镁锭全部熔化后,升温至720℃,将工业纯锌和MgGd30、MgEr25和MgMn10中间合金分2~4次加入,并保持温度恒定在720℃,直至全部熔化并保温30分钟;

[0070] (4) 压力铸造前40-60分钟,升温至730℃,待所述工业纯铝锭、AlB8中间合金依次加入等待全部熔化,加入原料重量3.0%的精炼剂进行精炼,精炼的温度720℃,精炼处理的搅拌时间15min,精炼剂组分按质量百分比为:55%KCl、25%CaCl₂、5%CaF₂、15%BaCl₂。将炉温升至750-760℃保温静置10分钟促进夹杂沉降,得到镁合金熔体;

[0071] (5) 将所述镁合金熔体降温至720℃,撇去表面浮渣,以8m/s的速度压射到预热至220℃的压铸模具中,冷却后得到所述高强韧耐热压铸Mg-Gd-Er合金。其铸态金相组织图如图1所示。

[0072] 将制得的压铸镁合金分别进行a.室温拉伸测试;b.200℃、200小时热暴露处理后在200℃进行高温拉伸性能测试,本实例中压铸镁合金的铸态室温抗拉强度为306MPa,延伸率15%;200℃下高温拉伸抗拉强度为203MPa,延伸率19%。

[0073] 实施例5

[0074] 一种高强韧耐热压铸Mg-Gd-Er合金的重量百分比为:按理论配比,1.7%Gd,6.8%Er,4.2%Zn,0.9%Al,0.3%Mn,0.04%Ti,0.04%B,余量为Mg和其他不可避免的杂质。

[0075] 其制备方法是:

[0076] (1)按上述Mg-Gd-Er合金成分及化学计量比,计算所需原料的用量;将工业纯镁锭、工业纯锌、工业纯铝锭和MgGd30、MgEr25和MgMn10中间合金均去除氧化层并烘干预热至200℃;按合金的成分及化学计量比,计算所需原料的用量;

[0077] (2)将占坩埚高度25%的工业纯镁锭在680℃下熔化成熔池后,通入保护气体氩气,加入剩余镁锭;

[0078] (3)待镁锭全部熔化后,升温至720℃,将工业纯锌和MgGd30、MgEr25和MgMn10中间合金分2~4次加入,并保持温度恒定在720℃,直至全部熔化并保温30分钟;

[0079] (4)压力铸造前40-60分钟,升温至730℃,待所述工业纯铝锭、AlTi5B1中间合金、AlB8中间合金依次加入等待全部熔化,加入原料重量2.0%的精炼剂进行精炼,精炼的温度730℃,精炼处理的搅拌时间10min,精炼剂组分按质量百分比为:55%KCl、25%CaCl₂、5%CaF₂、15%BaCl₂。将炉温升至750-760℃保温静置10分钟促进夹杂沉降,得到镁合金熔体;

[0080] (5)将所述镁合金熔体降温至740℃,撇去表面浮渣,以15m/s的速度压射到预热至250℃的压铸模具中,冷却后得到所述高强韧耐热压铸Mg-Gd-Er合金。

[0081] 将制得的压铸镁合金分别进行a.室温拉伸测试;b.200℃、200小时热暴露处理后在200℃进行高温拉伸性能测试,本实例中压铸镁合金的铸态室温抗拉强度为295MPa,延伸率14%;200℃下高温拉伸抗拉强度为210MPa,延伸率24%。

[0082] 实施例6

[0083] 一种高强韧耐热压铸Mg-Gd-Er合金的重量百分比为:按理论配比,0.3%Er,2.7%Gd,1.2%Zn,1.2%Al,0.3%Mn,0.08%Ti,0.01%B,余量为Mg和其他不可避免的杂质。

[0084] 其制备方法与实施例1相同。

[0085] 将制得的压铸镁合金分别进行a.室温拉伸测试;b.200℃、200小时热暴露处理后在200℃进行高温拉伸性能测试,本实例中压铸镁合金的铸态室温抗拉强度为271MPa,延伸率14.3%;200℃下高温拉伸抗拉强度为185MPa,延伸率25%。

[0086] 实施例7

[0087] 一种高强韧耐热压铸Mg-Gd-Er合金的重量百分比为:按理论配比,0.6%Er,2.4%Gd,1.8%Zn,1.2%Al,0.3%Mn,0.08%Ti,0.01%B,余量为Mg和其他不可避免的杂质。

[0088] 其制备方法与实施例1相同。

[0089] 将制得的压铸镁合金分别进行a.室温拉伸测试;b.200℃、200小时热暴露处理后在200℃进行高温拉伸性能测试,本实例中压铸镁合金的铸态室温抗拉强度为261MPa,延伸率9.2%;200℃下高温拉伸抗拉强度为175MPa,延伸率18%。

[0090] 实施例8

[0091] 一种高强韧耐热压铸Mg-Gd-Er合金的重量百分比为:按理论配比,1.8%Er,3.6%

Gd,4.2%Zn,0.6%Al,0.1%Mn,0.06%Ti,余量为Mg和其他不可避免的杂质。

[0092] 其制备方法与实施例2相同。

[0093] 将制得的压铸镁合金分别进行a.室温拉伸测试;b.200℃、200小时热暴露处理后在200℃进行高温拉伸性能测试,本实例中压铸镁合金的铸态室温抗拉强度为263MPa,延伸率6.4%;200℃下高温拉伸抗拉强度为152MPa,延伸率10.4%。

[0094] 对比例1

[0095] 一种高强韧耐热压铸Mg-Gd-Er合金的重量百分比为:按理论配比,3%Gd,1.2%Zn,1.2%Al,0.3%Mn,0.08%Ti,0.01%B,余量为Mg和其他不可避免的杂质。

[0096] 其制备方法与实施例1相同。

[0097] 将制得的压铸镁合金分别进行a.室温拉伸测试;b.200℃、200小时热暴露处理后在200℃进行高温拉伸性能测试,本实例中压铸镁合金的铸态室温抗拉强度为266MPa,延伸率13%;200℃下高温拉伸抗拉强度为183MPa,延伸率22%。

[0098] 对比例2

[0099] 一种高强韧耐热压铸Mg-Gd-Nb合金的重量百分比为:按理论配比,0.6%Nb,2.4%Gd,1.2%Zn,1.2%Al,0.3%Mn,0.08%Ti,0.01%B,余量为Mg和其他不可避免的杂质。

[0100] 其制备方法与实施例1相同。

[0101] 将制得的压铸镁合金分别进行a.室温拉伸测试;b.200℃、200小时热暴露处理后在200℃进行高温拉伸性能测试,本实例中压铸镁合金的铸态室温抗拉强度为254MPa,延伸率11%;200℃下高温拉伸抗拉强度为177MPa,延伸率18%。

[0102] 对比例3

[0103] 一种高强韧耐热压铸Mg-Gd-Nb合金的重量百分比为:按理论配比,0.6%Er,2.4%Nd,1.2%Zn,2.0%Al,0.3%Mn,0.08%Ti,0.01%B,余量为Mg和其他不可避免的杂质。

[0104] 其制备方法与实施例1相同。

[0105] 将制得的压铸镁合金分别进行a.室温拉伸测试;b.200℃、200小时热暴露处理后在200℃进行高温拉伸性能测试,本实例中压铸镁合金的铸态室温抗拉强度为233MPa,延伸率7.7%;200℃下高温拉伸抗拉强度为131MPa,延伸率10.4%。

[0106] 本发明具体应用途径很多,以上所述仅是本发明的优选实施方式。应当指出,以上实施例仅用于说明本发明,而并不用于限制本发明的保护范围。对于本技术领域的普通技术人员来说,在不脱离本发明原理的前提下,还可以做出若干改进,这些改进也应视为本发明的保护范围。

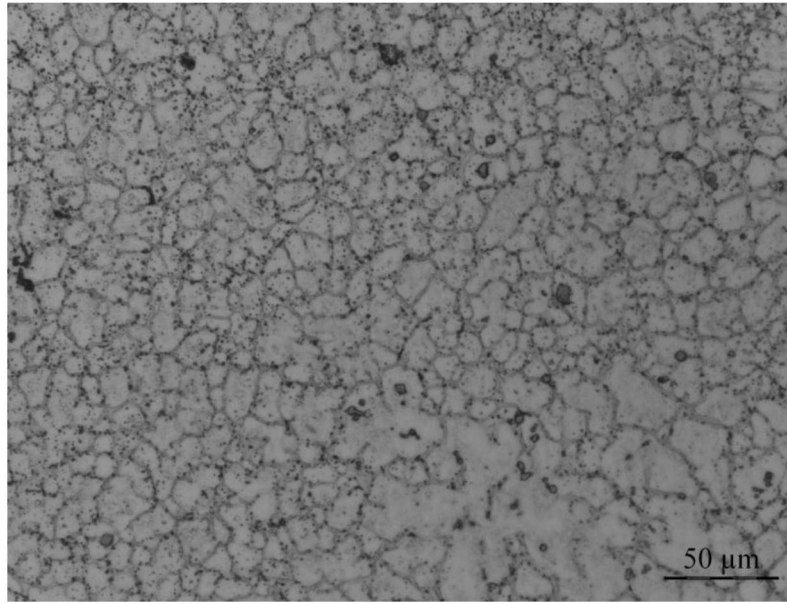


图1