



(12) 发明专利

(10) 授权公告号 CN 109852859 B

(45) 授权公告日 2021.07.20

(21) 申请号 201910250353.X

C22C 23/04 (2006.01)

(22) 申请日 2019.03.29

C22C 1/03 (2006.01)

(65) 同一申请的已公布的文献号

C22C 1/06 (2006.01)

申请公布号 CN 109852859 A

C22F 1/06 (2006.01)

(43) 申请公布日 2019.06.07

(56) 对比文件

CN 102994834 A, 2013.03.27

(73) 专利权人 凤阳爱尔思轻合金精密成型有限公司

CN 104928547 A, 2015.09.23

地址 233100 安徽省滁州市凤阳县门台工业园区

审查员 菀海威

(72) 发明人 叶兵 刘子利 刘希琴 蒋海燕
丁文江

(74) 专利代理机构 江苏圣典律师事务所 32237
代理人 朱林

(51) Int.Cl.

C22C 23/06 (2006.01)

权利要求书2页 说明书9页 附图1页

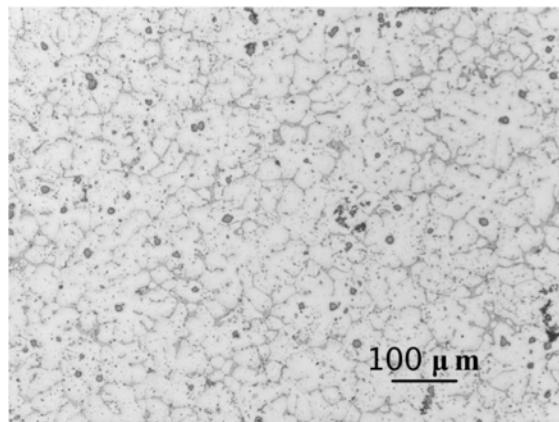
(54) 发明名称

适于重力铸造的高强韧耐热Mg-Y-Er合金及其制备方法

(57) 摘要

本发明提供了重力铸造的高强韧耐热Mg-Y-Er合金及其制备方法,该合金化学成分质量百分比含量为:4.0~10.0%RE、2.0~6.0%Zn、0.5~1.2%Al、0.1~0.3%Mn、0.01~0.08%M,余量为Mg;其中M为Ti,B中一种或两种元素。制备方法:(1)按Mg-Y-Er合金成分进行配料;(2)将工业纯镁锭熔化;(3)升温至700℃,将工业纯锌、Mg-Y、Mg-Er和Mg-Mn中间合金熔化;(4)升温至730℃,加入工业纯铝锭、Al-Ti、Al-Ti-B、Al-B中间合金全部熔化后,精炼得到镁合金熔体;(5)重力铸造;(6)二级固溶、人工时效处理。本发明的合金经重力铸造、二级固溶处理与人工时效热处理后,室温抗拉强度为296MPa,延伸率18%;200℃下高温拉伸抗拉强度为212MPa,延伸率23%,满足航空航天、军工、汽车等行业对轻量化发展的高端需求。

CN 109852859 B



1. 适于重力铸造的高强韧耐热Mg-Y-Er合金,其特征在于包括如下质量百分比的元素:4.0~10.0%RE、2.0~6.0%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Y和Er的组合,M为Ti、B中的一种或两种;

所述的适于重力铸造的高强韧耐热Mg-Y-Er合金的制备方法,其特征在于包括如下步骤:

(1) 按Mg-Y-Er合金成分及化学计量比,计算工业纯镁锭、工业纯锌、工业纯铝锭、Mg-Y中间合金、Mg-Er中间合金、Mg-Mn中间合金、Al-Ti中间合金、Al-Ti-B中间合金和Al-B中间合金的用量;将工业纯镁锭、工业纯锌、工业纯铝锭、Mg-Y中间合金、Mg-Er中间合金、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700℃,将工业纯锌、Mg-Y中间合金、Mg-Er中间合金和Mg-Mn中间合金分多次加入,并保持温度恒定在700℃,进行搅拌直至全部熔化,并保温30min;

(4) 重力铸造前40~60min,升温至730℃,待依次加入的工业纯铝锭、Al-Ti中间合金、Al-Ti-B中间合金、Al-B中间合金全部熔化后,加入精炼剂进行精炼,将炉温升至750℃保温静置10~20min,促进夹杂沉降,得到镁合金熔体;

(5) 将所述的镁合金熔体降温至720~740℃之间除渣,通过重力铸造将熔体浇入已预热至25~150℃的砂型铸型或180~250℃金属型模具中,冷却后得到所述的高强韧耐热铸造Mg-Y-Er合金;

(6) 对所得的铸态合金依次进行二级固溶处理、人工时效处理获得所需的高强韧耐热铸造Mg-Y-Er合金。

2. 如权利要求1所述的适于重力铸造的高强韧耐热Mg-Y-Er合金,其特征在于:Zn/RE质量比为0.2~0.8,其中,Y/Er的质量比为0.25~4。

3. 如权利要求1所述的适于重力铸造的高强韧耐热Mg-Y-Er合金,其特征在于:(Zn+Al)/RE质量比为0.3~1.0。

4. 如权利要求1所述的适于重力铸造的高强韧耐热Mg-Y-Er合金,其特征在于:所述Mg-Y中间合金为MgY25或MgY30,所述Mg-Er中间合金为MgEr25或MgEr30,所述Mg-Mn中间合金为MgMn10,所述Al-Ti-B中间合金为AlTi5B1,所述Al-B中间合金为AlB3或AlB8,所述Al-Ti中间合金为AlTi5或AlTi10。

5. 如权利要求1所述的适于重力铸造的高强韧耐热Mg-Y-Er合金,其特征在于:所述精炼剂的质量百分比组分为:55% KC1、25% CaCl₂、5% CaF₂、15% BaCl₂。

6. 如权利要求1所述的适于重力铸造的高强韧耐热Mg-Y-Er合金,其特征在于:所述精炼剂添加量为原料总重量的1.0~3.5%。

7. 如权利要求1所述的适于重力铸造的高强韧耐热Mg-Y-Er合金,其特征在于:加入精炼剂精炼时的精炼温度为720~730℃,精炼处理的搅拌时间10~15min。

8. 如权利要求1所述的适于重力铸造的高强韧耐热Mg-Y-Er合金,其特征在于:所述二级固溶处理工艺参数为:第一级固溶温度480~490℃,保温时间36~48h;第二级固溶温度535~545℃,保温时间1~2h。

9. 如权利要求8所述的适于重力铸造的高强韧耐热Mg-Y-Er合金,其特征在于:所述二

级固溶处理工艺的步骤为:将铸态合金放入固溶炉内,以5℃/min升温至200℃,通入保护气体,继续以5℃/min升温至第一级固溶温度480~490℃,保温36~48h;然后以10℃/h慢速升温至第二级固溶处理温度535~545℃,保温1~2h后快速转移至淬火装置上进行水冷淬火。

10. 如权利要求1或9所述的适于重力铸造的高强韧耐热Mg-Y-Er合金,其特征在于:所述保护气体为氩气,或体积分数为0.2%的SF₆和CO₂的混合气体。

11. 如权利要求1所述的适于重力铸造的高强韧耐热Mg-Y-Er合金,其特征在于:所述人工时效处理工艺参数:时效温度185~215℃,保温时间12~36h。

12. 如权利要求11所述的适于重力铸造的高强韧耐热Mg-Y-Er合金,其特征在于:所述人工时效处理工艺的步骤为:将淬火后的合金放入时效炉内,以5℃/min升温至人工时效处理温度185~215℃,保温12~36h后出炉空冷至室温。

适于重力铸造的高强韧耐热Mg-Y-Er合金及其制备方法

技术领域

[0001] 本发明涉及适于重力铸造的高强韧耐热Mg-Y-Er合金,满足航空航天、汽车、电讯等行业对轻量化发展的高端需求。本发明还涉及适于重力铸造的高强韧耐热Mg-Y-Er合金制备方法,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。铸造铝合金具有必要的强韧性能和热稳定性,目前已经广泛用于生产发动机缸体和缸盖及轮毂等零件,代表的合金为A354、A356和A380。如果镁合金取代铸造铝合金,它必须具备等同的强韧性能,且价廉、易于铸造。重力铸造是指金属液在地球重力作用下注入铸型的铸造方法,包括砂型浇铸、熔模铸造、金属型铸造等。与目前普遍采用的合金压铸工艺相比较,重力铸造的投资成本大为降低,是生产几何形状复杂铸件的主要方法。

[0003] Mg-Al类镁合金的应用最早,其主要合金元素铝和镁的原子半径差较大同时在镁中有较大的固溶度,在合金中起固溶强化和析出强化的作用。在1925年发现少量的Mn显著提高Mg-Al-Zn系镁合金的耐蚀性后,AZ(如AZ91)和AM系镁合金(如AM60、AM50)发展成为目前应用最广泛的商业化镁合金。然而AZ和AM镁合金的高温蠕变性能很差,比常用铝合金低一个数量级还多,在温度高于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Mg₁₇Al₁₂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,但其常温和高温力学性能仍无法达到铸造铝合金的水平,严重限制了其应用发展。例如,申请公布号为CN109136701A的专利文献(一种砂型重力铸造镁合金材料及其制备方法)公开的镁合金成分含量为:3.5~4.5wt.%Al,0.5~4.5wt.%的La、Ce、Pr中的一种或几种的混合稀土,0.2~0.5wt.%Mn,0.01~2.5wt.%的Gd、Y、Sm、Nd、Er、Eu、Ho、Tm、Lu、Dy、Yb中的一种或几种混合稀土,其余为Mg;所报道的合金的最佳常温力学性能:抗拉强度231MPa,延伸率11.4%。

[0004] 锌Zn在Mg中的最大固溶度高达6.2wt%,是高强镁合金的重要合金化元素。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,断后伸长率略有下降,但是铸造性能、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),导致其热裂倾向极为严重。稀土元素RE(rare earth element)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。申请公布号为CN1676646A的专利文献(高强度耐热镁合金及其制备方法)公开了一种高强度耐热镁合金的制备方法,所发明的Mg-Gd-Y-Zr(-Ca)稀土镁合金的组分及其重量百分比为:6~15%Gd、1~6%Y、0.35~0.8%Zr,0~1.5%Ca,杂质元素Si、Fe、Cu和Ni的总量小于0.02%,余量为Mg。然而,采用该类合金进行砂型铸造时,晶粒尺寸达到90 μ m,铸造T6态合金的抗拉强度、屈服强度和延伸率分别仅为295MPa、212MPa和2.2% (申请公布号为CN104928548A的专利文献公开的一种适于砂型铸造的高强耐热镁合金及其制备方法);同时Ca的加入虽然提高了合金的屈服强度和高温强度,也急剧增大了合金的凝固温度区间,增加热裂倾向,降低了合金的工艺性能。

[0005] 由于Er和Y的性能相似且原子半径相近,研究者们通常在Mg-Er系合金中添加Y来提高合金的性能,这是因为添加Y元素降低了Er在合金中的固溶度,代替了原来部分Er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Y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_6 RE包括 Mg_3Zn_6Y 、 Mg_3Zn_6Er 及 $Mg_3Zn_6(Y,Er)$) ;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_3 RE包括 $Mg_3Zn_3Y_2$ 、 $Mg_3Zn_3Er_2$ 及 $Mg_3Zn_3(Y,Er)_2$) 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 ($Mg_{12}Zn$ RE包括 $Mg_{12}ZnGd$ 、 $Mg_{12}ZnY$ 及 $Mg_{12}Zn(Y,Er)$) ;当合金中Zn/RE原子比 ≤ 1.0 时容易形成LPSO相 (Materials Letter, 59 (29) (2005) 3801-3805; Acta Materialia, 58 (8) (2010) 2936-2947; Journal of Alloys and Compounds, 602 (2014) 32-39; Acta Materialia, 68 (2014) 325-338)。多种Mg-RE-Zn强化相可以进一步提高镁合金的室温强度及高温性能,申请公布号为CN104653693A的专利文献(含微量Al的稀土变形镁合金及其制备方法)公开的一种含微量Al元素的稀土变形镁合金,其重量百分比组成为:6.5~15.0%Gd,3.0~5.5%Y,2.0~4.0%Zn,0.3~1.5%Nd,0.3~0.9%Zr,0.4~1.0%Al,余量为Mg;其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稀土元素促进了形成粗大的块状 $Mg_5(Gd,Y,Nd)$ 相,其Mg-RE-Zn强化相数量相应减少导致性能下降;同时稀土元素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。申请公布号为CN102212727A的专利文献中国发明专利ZL201110155378.5(自生准晶增强Mg-Zn-Y合金及其熔炼方法)公开的自生准晶增强Mg-Zn-Y合金的化学成分质量百分比组成为:3.0~10.0%Zn,0.5~3.0%Y,0.05~1.0%Al-Ti-C,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,易产生铸造缺陷;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-Y-Er-Zn合金晶粒粗大,其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。

[0006] Mg-Y-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。申请公布号为CN106756370A的专利文献(一种高强韧耐蚀防燃Mg-Gd-Y-Zn-Zr合金及其制备方法)公开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%≤Gd≤9.0%,1.0%≤Y≤6.0%,0.5%≤Zn≤3.0%,0.2%≤Zr≤1.5%,余量为Mg和不可避免的杂质。目前加Zr晶粒细化仍然存在很多问题: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Fe₂Zr,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。

发明内容

[0007] 本发明为了解决现有铸造镁合金因强韧性、耐热性不足而无法达到A380等铸造铝合金的性能,导致其应用受到极大限制的行业性难题,提供一种重力铸造的高强韧耐热Mg-Y-Er合金及其制备方法,该合金经重力铸造热处理后,合金的室温抗拉强度为296MPa,延伸率18%;200℃下高温拉伸抗拉强度为212MPa,延伸率23%。

[0008] 为了解决上述技术问题,本发明采用下述技术方案:

[0009] 本发明所述的适于重力铸造的高强韧耐热Mg-Y-Er合金,包括如下质量百分比的元素:4.0~10.0%RE、2.0~6.0%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Y和Er的组合,M为Ti、B中的一种或两种。

[0010] 本发明所述的适于重力铸造的高强韧耐热Mg-Y-Er合金创新点:

[0011] (1) 合金设计中除常见的金属Zn、Al、Mn及少量的Ti和B元素外,本发明选用重稀土元素Y和Er作为其合金化元素。合金化重稀土RE元素(RE为Y和Er)和Zn与基体Mg元素形成三元Mg-RE-Zn强化相,特别Zn/RE质量比为0.2~0.8,其中RE组成中Y/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LPS0相(Mg₁₂ZnRE包括Mg₁₂ZnY、Mg₁₂ZnEr及Mg₁₂Zn(Y,Er))及面心立方结构W相(Mg₃Zn₃RE₂包括Mg₃Zn₃Y₂、Mg₃Zn₃Er₂及Mg₃Zn₃(Y,Er)₂),均为高熔点相;与二元Mg-Y强化相比,三元Mg-RE-Zn强化相LPS0和W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,有效地增强了重力铸造的高强韧耐热Mg-Y-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,本发明解决了传统的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,从而造成合金强韧性能和铸造工艺性能降低的技术难题。

[0012] (2) 重力铸造的高强韧耐热Mg-Y-Er合金所添加的稀土RE元素为Y和Er的混合稀土,而不采用Y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、LPS0相逐渐转变为(Mg,Zn)₁₂RE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。此外,Er在提升合金强度的同时对塑性影响不大,Y与Er混合加入对合金性能的提升具有比单独加入更好的复合效果。

[0013] (3) Mg-Y-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Al₃Zr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-Y-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。为了解决上述问题,本发明的合金中添加0.5~1.2%Al替代Zr,形成弥散的高熔点Al₂Y、Al₃Er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。

[0014] (4) 为了减少Mg-Gd-Zn合金铸造过程中的热裂倾向,本发明的合金中限定Y/Er的质量比为0.25~4,Zn/RE质量比为0.2~0.8以及(Zn+Al)/RE质量比为0.3~1.0。在此质量比下,本发明的合金获得了较窄的凝固区间,从而克服了Mg-Y-Er-Zn合金铸造过程中的热裂倾向,提高了合金的铸造工艺性能。

[0015] 上述适于重力铸造的高强韧耐热Mg-Y-Er合金的制备方法,包括如下步骤:

[0016] (1) 适当考虑烧损后,按上述Mg-Y-Er合金成分及化学计量比,计算所需原料(工业纯镁锭、工业纯锌、工业纯铝锭、Mg-Y中间合金、Mg-Er中间合金、Mg-Mn中间合金、Al-Ti中间合金、Al-Ti-B中间合金和Al-B中间合金)的用量;将工业纯镁锭、工业纯锌、工业纯铝锭、Mg-Y中间合金、Mg-Er中间合金和Mg-Mn中间合金均去除氧化层并烘干预热至200℃。

[0017] (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。所述保护气体为氩气,或含体积分数为0.2%的SF₆和CO₂的混合气体(即SF₆体积分数为0.2%,CO₂的体积分数为99.8%)。

[0018] (3) 待镁锭全部熔化后,升温至700℃,将工业纯锌和Mg-Y、Mg-Er和Mg-Mn中间合金分多(2~4)次加入,并保持温度恒定在700℃,进行搅拌直至全部熔化,并保温30min。所述Mg-Y中间合金为MgY25或MgY30,所述Mg-Er中间合金为MgEr25或MgEr30,所述Mg-Mn中间合金为MgMn10。

[0019] (4) 重力铸造前40~60min,升温至730℃,待依次加入的工业纯铝锭、Al-Ti中间合金、Al-Ti-B中间合金、Al-B中间合金全部熔化后,加入精炼剂进行精炼,将炉温升至750℃保温静置10~20min,促进夹杂沉降,得到镁合金熔体。所述Al-Ti-B中间合金为AlTi5B1,所述Al-B中间合金为AlB3或AlB8,所述Al-Ti中间合金为AlTi5或AlTi10。所述精炼剂的质量百分比组分为:55%KCl、25%CaCl₂、5%CaF₂、15%BaCl₂。所述精炼剂添加量为原料总重量的1.0~3.5%,加入精炼剂精炼时的精炼温度为720~730℃,精炼处理的搅拌时间10~15min。

[0020] (5) 将所述的镁合金熔体降温至720~740℃之间除渣,通过重力铸造将熔体浇入已预热至25~150℃的砂型铸型或180~250℃金属型模具中,冷却后得到所述的高强韧耐热铸造Mg-Y-Er合金。

[0021] (6) 对所得的铸态合金依次进行二级固溶处理、人工时效处理获得所需的高强韧耐热铸造Mg-Y-Er合金。

[0022] 所述适于重力铸造的高强韧耐热Mg-Y-Er合金的二级固溶处理步骤:将铸态合金放入固溶炉内,以5℃/min升温至200℃,通入保护气体(所述保护气体为氩气,或含体积分数为0.2%的SF₆和CO₂的混合气体(即SF₆体积分数为0.2%,CO₂的体积分数为99.8%)),继续以5℃/min升温至第一级固溶温度480~490℃,保温36~48h;然后以10℃/h慢速升温至第二级固溶处理温度535~545℃,保温1~2h后快速转移至淬火装置上进行水冷淬火。

[0023] 所述适于重力铸造的高强韧耐热Mg-Y-Er合金的人工时效处理,所述的人工时效处理工艺的步骤为:将淬火后的合金放入时效炉内,以5℃/min升温至人工时效处理温度185~215℃,保温12~36h后出炉空冷至室温。

[0024] 所述二级固溶处理工艺参数为:第一级固溶温度480~490℃,保温时间36~48h;第二级固溶温度535~545℃,保温时间1~2h;

[0025] 所述人工时效处理工艺参数:时效温度185~215℃,保温时间12~36h。

[0026] 本发明提供的重力铸造的高强韧耐热Mg-Y-Er合金制备方法的创新点:(1)在700℃加入易烧损的Mg-Y、Mg-Er中间合金,并在此低温熔体中保温熔化,提高了稀土Y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Y和Er的烧损;(3)本发明所述的高强韧耐热铸造Mg-Y-Er合金的热处理包括固溶处理和时效处理两个工序。二级固溶处理的第一级温度480~490℃,时间36~48h,充分促进Y、Er和Zn在镁基体中的溶解度,消除LPSO等粗大析出相;二级固溶处理的第一级温度535~545℃,时间1~2h,短时间保温进一步消除未溶解的LPSO等粗大相,消除铸件内存在的区域偏析、晶内偏析,使得合金的成分均匀化,从而提高合金的性能,并防止产生热处理过烧现象。将炉温保持在185~215℃,保温12~36h进行时效处理,较长时间时效最终使合金晶内析出纳米级别、弥散细小的强化相,从而使合金兼备优良的室温与高温性能。通过本发明的热处理,合金成分稳定,晶粒没有明显长大,合金的性能得到明显的改善,而且方法简单,安全可靠,操作方便。

[0027] 本发明具有如下的有益效果:

[0028] 本发明的适于重力铸造的高强韧耐热Mg-Y-Er合金经重力铸造、二级固溶处理与人工时效热处理后,室温抗拉强度为296MPa,延伸率18%;200℃下高温拉伸抗拉强度为212MPa,延伸率23%,综合性能达到铸造铝合金的性能;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,满足航空航天、军工、汽车等行业对轻量化发展的高端需求。

附图说明

[0029] 图1为实施例5中制备的合金金相组织图。

具体实施方式

[0030] 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。

[0031] 实施例1

[0032] 重力铸造的高强韧耐热Mg-Y-Er合金的重量百分比为:按理论配比,1.0%Er、3.0%Y、3.2%Zn、0.8%Al、0.3%Mn、0.01%Ti、0.01%B,余量为Mg和其他不可避免的杂质。

[0033] 制备方法:(1)适当考虑烧损后,按上述Mg-Y-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MgY30、MgEr30和MgMn10中间合金均去除氧化层并烘干预热至200℃。

[0034] (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。

[0035] (3)待镁锭全部熔化后,升温至700℃,将工业纯锌和MgY30、MgEr30和MgMn10中间合金分2~4次加入,并保持温度恒定在700℃,进行搅拌直至全部熔化,并保温30min。

[0036] (4)重力铸造前40~60min,升温至730℃,待依次加入工业纯铝锭、AlTi5中间合金、AlB3中间合金全部熔化后,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℃保温静置10分钟促进夹杂沉降,得到镁合金熔体。

[0037] (5)将所述镁合金熔体降温至720℃,撇去表面浮渣,通过重力铸造将熔体浇入已预热至180℃的金属型模具中,冷却后得到所述高强韧耐热铸造Mg-Y-Er合金。

[0038] (6)对所得的铸态合金依次进行二级固溶处理,将铸造合金放入固溶炉内,以5℃/min升温至200℃,通入含0.2%体积分数的SF₆和CO₂的混合气体,继续以5℃/min升温至第一级固溶温度480℃,保温36h,然后以10℃/h慢速升温至第二级固溶温度535℃,保温1h后快速转移至淬火装置上进行水冷淬火。

[0039] (7)对固溶处理后的铸造合金进行人工时效处理,将淬火后的合金放入时效炉内,以5℃/min升温至人工时效处理温度185℃,保温12h后出炉空冷至室温,得到所述的适于重力铸造的高强韧耐热Mg-Y-Er合金。

[0040] 将制得的高强韧耐热Mg-Y-Er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。本实例获得的高强韧耐热镁合金的室温抗拉强度为268MPa,延伸率23%;200℃下高温拉伸抗拉强度为183MPa,延伸率33%。

[0041] 实施例2

[0042] 重力铸造的高强韧耐热Mg-Y-Er合金的重量百分比为:按理论配比,1.2%Er、4.8%Y、2.0%Zn、1.2%Al、0.1%Mn、0.08%Ti,余量为Mg和其他不可避免的杂质。

[0043] 制备方法:(1)适当考虑烧损后,按上述Mg-Y-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MgY30、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。

[0044] (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。

[0045] (3)待镁锭全部熔化后,升温至700℃,将工业纯锌和MgY30、MgEr30和MgMn10中间合金分2~4次加入,并保持温度恒定在700℃,进行搅拌直至全部熔化,并保温30min。

[0046] (4)重力铸造前40~60min,升温至730℃,待依次加入工业纯铝锭、AlTi10中间合金全部熔化后,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%KC1、25%CaCl₂、5%CaF₂、15%BaCl₂。将炉温升至750℃保温静置10分钟促进夹杂沉降,得到镁合金熔体。

[0047] (5) 将所述镁合金熔体降温至740℃,撇去表面浮渣,通过重力铸造将熔体浇入已预热至250℃的金属型模具中,冷却后得到所述高强韧耐热铸造Mg-Y-Er合金。

[0048] (6) 对所得的铸态合金依次进行二级固溶处理,将铸造合金放入固溶炉内,以5℃/min升温至200℃,通入保护气体氩气,继续以5℃/min升温至第一级固溶温度490℃,保温48h,然后以10℃/h慢速升温至第二级固溶温度545℃,保温2h后快速转移至淬火装置上进行水冷淬火。

[0049] (7) 对固溶处理后的铸造合金进行人工时效处理,将淬火后的合金放入时效炉内,以5℃/min升温至人工时效处理温度215℃,保温36h后出炉空冷至室温,得到所述的适于重力铸造的高强韧耐热Mg-Y-Er合金。

[0050] 将制得的高强韧耐热Mg-Y-Er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。本实例获得的高强韧耐热镁合金的室温抗拉强度为281MPa,延伸率20%;200℃下高温拉伸抗拉强度为194MPa,延伸率27%。

[0051] 实施例3

[0052] 重力铸造的高强韧耐热Mg-Y-Er合金的重量百分比为:按理论配比,8.0%Er、2.0%Y、2.0%Zn、1.0%Al、0.2%Mn、0.05%Ti、0.03%B,余量为Mg和其他不可避免的杂质。

[0053] 制备方法:(1)适当考虑烧损后,按上述Mg-Y-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MgY30、MgEr30和MgMn10中间合金均去除氧化层并烘干预热至200℃。

[0054] (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。

[0055] (3) 待镁锭全部熔化后,升温至700℃,将工业纯锌和MgY30、MgEr30和MgMn10中间合金分2~4次加入,并保持温度恒定在700℃,进行搅拌直至全部熔化,并保温30min。

[0056] (4) 重力铸造前40~60min,升温至730℃,待依次加入工业纯铝锭、AlTi5B1中间合金、AlB8中间合金全部熔化后,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%KC1、25%CaCl₂、5%CaF₂、15%BaCl₂。将炉温升至750℃保温静置10分钟促进夹杂沉降,得到镁合金熔体。

[0057] (5) 将所述镁合金熔体降温至730℃,撇去表面浮渣,通过重力铸造将熔体浇入室温25℃的砂型铸型中,冷却后得到所述高强韧耐热铸造Mg-Y-Er合金。

[0058] (6) 所得的铸态合金依次进行二级固溶处理,将铸造合金放入固溶炉内,以5℃/min升温至200℃,通入保护气体氩气,继续以5℃/min升温至第一级固溶温度485℃,保温42h,然后以10℃/h慢速升温至第二级固溶温度540℃,保温1.5h后快速转移至淬火装置上进行水冷淬火。

[0059] (7) 对固溶处理后的铸造合金进行人工时效处理,将淬火后的合金放入时效炉内,以5℃/min升温至人工时效处理温度200℃,保温24h后出炉空冷至室温,得到所述的适于重力铸造的高强韧耐热Mg-Y-Er合金。

[0060] 将制得的高强韧耐热Mg-Y-Er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。本实例获得的高强韧耐热镁合金的室温抗拉

强度为296MPa,延伸率18%;200℃下高温拉伸抗拉强度为212MPa,延伸率23%。

[0061] 实施例4

[0062] 重力铸造的高强韧耐热Mg-Y-Er合金的重量百分比为:按理论配比,4.0%Er、4.0%Y、6.0%Zn、0.5%Al、0.2%Mn、0.08%B,余量为Mg和其他不可避免的杂质。

[0063] 制备方法:(1)适当考虑烧损后,按上述Mg-Y-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MgY30、MgEr30和MgMn10中间合金均去除氧化层并烘干预热至200℃。

[0064] (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。

[0065] (3)待镁锭全部熔化后,升温至700℃,将工业纯锌和MgY30、MgEr30和MgMn10中间合金分2~4次加入,并保持温度恒定在700℃,进行搅拌直至全部熔化,并保温30min。

[0066] (4)重力铸造前40~60min,升温至730℃,待依次加入工业纯铝锭、AlB8中间合金全部熔化后,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%KC1、25%CaCl₂、5%CaF₂、15%BaCl₂。将炉温升至750℃保温静置10分钟促进夹杂沉降,得到镁合金熔体。

[0067] (5)将所述镁合金熔体降温至720℃,撇去表面浮渣,通过重力铸造将熔体浇入已预热至150℃的砂型铸型中,冷却后得到所述高强韧耐热铸造Mg-Y-Er合金。

[0068] (6)对所得的铸态合金依次进行二级固溶处理,将铸造合金放入固溶炉内,以5℃/min升温至200℃,通入含0.2%体积分数的SF₆和CO₂的混合保护气体,继续以5℃/min升温至第一级固溶温度480℃,保温48h,然后以10℃/h慢速升温至第二级固溶温度535℃,保温2h后快速转移至淬火装置上进行水冷淬火。

[0069] (7)对固溶处理后的铸造合金进行人工时效处理,将淬火后的合金放入时效炉内,以5℃/min升温至人工时效处理温度185℃,保温36h后出炉空冷至室温,得到所述的适于重力铸造的高强韧耐热Mg-Y-Er合金。

[0070] 将制得的高强韧耐热Mg-Y-Er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。本实例获得的高强韧耐热镁合金的室温抗拉强度为292MPa,延伸率21%;200℃下高温拉伸抗拉强度为207MPa,延伸率25%。

[0071] 实施例5

[0072] 重力铸造的高强韧耐热Mg-Y-Er合金的重量百分比为:按理论配比,4.0%Er、2.0%Y、4.2%Zn、1.2%Al、0.3%Mn、0.04%Ti、0.04%B,余量为Mg和其他不可避免的杂质。

[0073] 制备方法:(1)适当考虑烧损后,按上述Mg-Y-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MgY30、MgEr30和MgMn10中间合金均去除氧化层并烘干预热至200℃。

[0074] (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。

[0075] (3)待镁锭全部熔化后,升温至700℃,将工业纯锌和MgY30、MgEr30和MgMn10中间合金分2~4次加入,并保持温度恒定在700℃,进行搅拌直至全部熔化,并保温30min。

[0076] (4)重力铸造前40~60min,升温至730℃,待所述工业纯铝锭、AlTi10中间合金、AlB3中间合金依次加入并全部熔化后,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℃保温静置10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740℃,撇去表面浮渣,通过重力铸造将熔体浇入已预热至210℃的金属型模具中,冷却后得到所述高强韧耐热铸造Mg-Y-Er合金。

[0077] (6) 对所得的铸态合金依次进行二级固溶处理,将铸造合金放入固溶炉内,以5℃/min升温至200℃,通入含0.2%体积分数的SF₆和CO₂的混合保护气体,继续以5℃/min升温至第一级固溶温度490℃,保温36h,然后以10℃/h慢速升温至第二级固溶温度545℃,保温1h后快速转移至淬火装置上进行水冷淬火。

[0078] (7) 对固溶处理后的铸造合金进行人工时效处理,将淬火后的合金放入时效炉内,以5℃/min升温至人工时效处理温度215℃,保温12h后出炉空冷至室温,得到所述的适于重力铸造的高强韧耐热Mg-Y-Er合金。

[0079] 将制得的高强韧耐热Mg-Y-Er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。本实例获得的高强韧耐热镁合金的室温抗拉强度为286MPa,延伸率22%;200℃下高温拉伸抗拉强度为201MPa,延伸率29%。本实施例获得的镁合金金相组织图如图1所示。

[0080] 上述实施例不以任何方式限制本发明,凡是采用等同替换或等效变换的方式获得的技术方案均落在本发明的保护范围内。

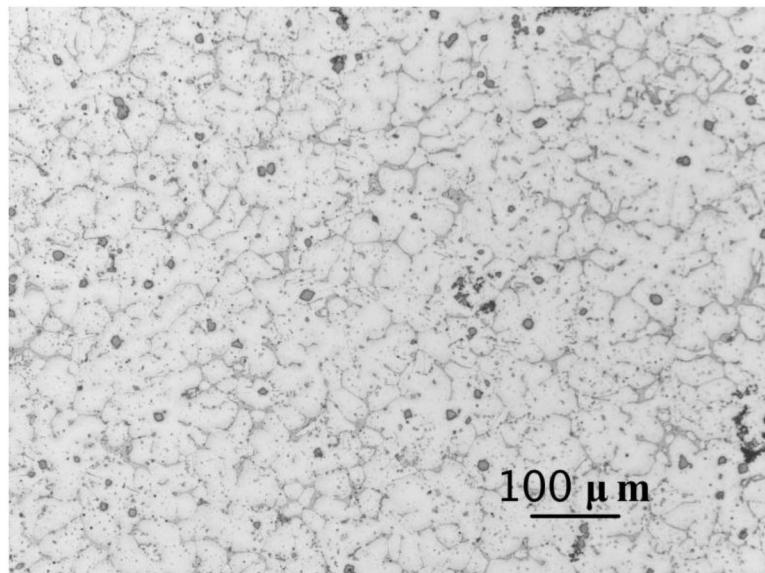


图1