(19)中华人民共和国国家知识产权局

(12)发明专利

(10)授权公告号 CN 108977710 B
(45)授权公告日 2020.11.17

(21)申请号 201810811588.7

(22)申请日 2018.07.23

(65)同一申请的已公布的文献号
申请公布号 CN 108977710 A

(43)申请公布日 2018.12.11

(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 王渠东 魏杰 雷川

(74)专利代理机构 上海伯瑞杰知识产权代理有限公司 31227
代理人 曹莉

(51)Int.Cl.
C22C 23/02(2006.01)
C22C 23/06(2006.01)
C22C 1/03(2006.01)
C22C 1/06(2006.01)
C22F 1/06(2006.01)
B22D 17/00(2006.01)

审查员 杨文昭

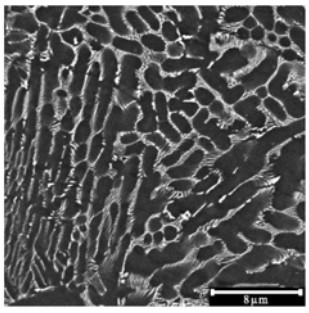
权利要求书1页 说明书14页 附图3页

(54)发明名称

一种挤压铸造镁合金材料及其制备方法

(57)摘要

本发明属于金属结构材料领域，具体涉及一种挤压铸造镁合金材料及其制备方法。该材料由按质量百分数计的如下元素组成：a％的Al，b％的La、Ce、Pr中的一种或几种的混合，c％的Mn，合计含有d％的RE稀土元素Gd、Y、Sm、Nd、Er、Eu、Ho、Tm、Lu、Dy、Yb中的一种或几种，总量小于0.2％的杂质，余量为Mg，其中，a、b、c和d满足下述3.5≤a≤4.5；3.5≤b≤4.5；0.2≤c≤0.5；0.01≤d≤3.0。该材料力学性能优良、铸造性能良好、拓宽了镁合金材料的应用领域。本发明提供的制备工艺稳定性好、可控度高。



CN 108977710 B

1.一种挤压铸造镁合金材料，其特征在于：由按质量百分数计的如下元素组成：a%的Al，b%的La、Ce、Pr中的一种或几种的混合，c%的Mn，d%的RE元素，总量小于0.2%的杂质，余量为Mg，其中，a、b、c和d满足下述式子(1)~(4)，

(1)3.5 ≤ a ≤ 4.5；

(2)3.5 ≤ b ≤ 4.5；

(3)0.2 ≤ c ≤ 0.5；

(4)0.01 ≤ d ≤ 3.0；

所述d%的RE元素的种类为Gd、Y、Sm、Nd元素，其Gd、Y、Sm、Nd的质量比为40-81:31-52:16-30:11-24；

所述挤压铸造镁合金材料在制备过程中的挤压铸造温度为680-700℃，金属模具温度为200-300℃，挤压压力为50~120MPa，保压时间1~60秒。

2.如权利要求1所述的一种挤压铸造镁合金材料的制备方法，包括如下步骤，

S1：熔炼合金，将纯Mg、纯Al、镁稀土中间合金、铝锰或镁锰中间合金分别预热；

S2：将预热后的纯Mg在保护气氛中进行完全熔化；在670~690℃加入预热后的纯Al、铝锰或镁锰中间合金；当温度升到720~740℃，加入预热后的镁稀土中间合金；待镁稀土中间合金完全熔化后升温至720~740℃，加入精炼剂进行精炼，精炼后在710-730℃进行静置，冷却至680~700℃后撇去浮渣，得到镁合金熔体，或浇注得到镁合金铸锭；

S3：对步骤S2中的镁合金熔体或镁合金铸锭重熔后进行挤压铸造，获得镁合金铸件。

3.根据权利要求2所述的一种挤压铸造镁合金材料的制备方法，其特征在于：所述步骤S1中，预热温度为200~250℃，预热时间为2~6小时。

4.根据权利要求2所述的一种挤压铸造镁合金材料的制备方法，其特征在于：所述步骤S1中，镁稀土中间合金为镁富铈混合稀土中间合金、镁镧中间合金、镁铈中间合金、镁镨中间合金、镁钐中间合金、镁钆中间合金、镁钇中间合金、镁富钇混合稀土中间合金、镁钕中间合金、镁镨钕混合稀土中间合金的几种中间合金的组合。

5.根据权利要求2所述的一种挤压铸造镁合金材料的制备方法，其特征在于：所述步骤S2的保护气氛为SF_6和CO_2的混合气体。

6.根据权利要求2所述的一种挤压铸造镁合金材料的制备方法，其特征在于：所述步骤S2的精炼剂的加入量为所有原料总质量的1-5%。

7.根据权利要求2所述的一种挤压铸造镁合金材料的制备方法，其特征在于：该制备方法还包括，将步骤S3中制备的镁合金铸件，进行固溶处理和人工时效处理；

所述固溶处理的温度为300~500℃，所述固溶处理的时间为0.1~4小时；

所述人工时效处理的温度为175~225℃，所述时效处理的时间为1~32小时。

8.根据权利要求2所述的一种挤压铸造镁合金材料的制备方法，其特征在于，该制备方法还包括，将步骤S3中制备的镁合金铸件，进行直接时效处理，所述时效处理的温度为175~225℃，所述时效处理的时间为1~32小时。

一种挤压铸造镁合金材料及其制备方法

技术领域

[0001] 本发明属于金属结构材料领域，具体涉及一种挤压铸造镁合金材料及其制备方法。

背景技术

[0002] 随着全球能源短缺、环境污染等问题日益突出，汽车节能减排已成为全球应对资源与环境重大挑战的必然选择。世界汽车协会报告指出，车身自重的耗油量占汽车总油耗的～70％，汽车重量每减少10％，燃油消耗可降低6％～8％，排放降低5％～6％，因此车体轻量化已成为当今车体材料的重要发展趋势。镁及其合金是目前工业上可应用的最轻金属结构材料，具有密度小(约为铝的2/3，钢的1/4)、比强度和比刚度高、阻尼性、切削加工性、铸造性能好等优点，已广泛应用于汽车、通讯电子、航空航天等领域。但绝对强度及塑性较低使得镁及其合金主要用作非承力或承力较小的构件，制约了其进一步的推广与应用。

[0003] AE44(Mg-4Al-4RE，wt.％)镁合金是迄今商用镁合金中，既具备优异的室温力学性能(挤压铸造，铸态，拉断强度σ_b>230MPa，延伸率δ>9.0％)，又兼备良好高温抗蠕变性能的一种合金。传统AE44挤压铸造镁合金中添加的合金元素主要为铝、锰和富铈混合稀土，其组织主要由α-Mg基体和$Al_{11}RE_3$针状相组成。在服役过程中，$Al_{11}RE_3$针状相尖端容易产生应力集中并萌生裂纹，恶化材料力学性能。此外，挤压铸造方法可以减少在铸件内部气孔缺陷，可解决传统非真空压铸件无法热处理的问题，但由于$Al_{11}RE_3$相热稳性好，通常AE系合金热处理强化效果甚微。因此如何修正$Al_{11}RE_3$针状相、引入新型强化相以及促进合金可热处理化是提高AE系挤压铸造镁合金强韧性的关键问题。我们发现：钐、钆、钇等稀土元素(1)与铝元素在凝固初期形成细小高熔点Al_2RE相，作为异质形核核心细化基体，并引入细小新型强化相；(2)在镁中溶质分配系数k<1，凝固过程中富集在固液界面上阻碍基体和第二相的长大，能进一步显著细化基体并颗粒化第二相形貌；(3)在镁中固溶度大，具备固溶强化效果；(4)固溶度随温度变化减小，具备时效强化效果。而目前通过添加上述特性的稀土元素对AE系镁合金进行组织改形及改性并引入新型强化相以提高合金强韧性未见国内外报道。

发明内容

[0004] 本发明的目的是提供挤压铸造镁合金材料，该材料力学性能优良、铸造性能良好、拓宽了镁合金材料的应用领域。

[0005] 本发明的另一个目的是提供挤压铸造镁合金材料制备方法，工艺稳定性好。

[0006] 本发明的目的可以通过以下技术方案来实现：

[0007] 一种挤压铸造镁合金材料，其特征在于：由按质量百分数计的如下元素组成：a％的Al，b％的La、Ce、Pr中的一种或几种的混合，c％的Mn，合计含有d％的RE稀土元素Gd、Y、Sm、Nd、Er、Eu、Ho、Tm、Lu、Dy、Yb中的一种或几种元素，总量小于0.2％的杂质，余量为Mg，a、b、c和d满足下述式子(1)～(4)，

[0008] (1)3.5≤a≤4.5；

[0009] (2)3.5≤b≤4.5；

[0010] (3)0.2≤c≤0.5；

[0011] (4)0.01≤d≤3.0。

[0012] 优选的，所述式(4)中d的范围值为：0.1≤d≤3.0。Gd、Y、Sm等稀土元素在Mg中的固溶度较大，式(4)中d的添加量≥0.1会有更为显著的时效强化效果，但添加量大于3.0会造成第二相的粗化，在服役过程中割裂基体，并作为裂纹萌生点严重恶化材料力学性能。

[0013] 其中，1)铝用于均衡合金强度、塑性、改善铸造工艺性能，使本发明适合工业批量生产。2)La、Ce、Pr元素用于提高合金力学性能，La、Ce、Pr元素与铝优先生成$Al_{11}RE_3$相，抑制生成热稳性差的$Mg_{17}Al_{12}$相，提高合金的室温和高温力学性能；此外，La、Ce、Pr能够除去熔炼时镁合金熔体中的杂质，达到除气精炼、净化熔体的效果。3)锰用于提高合金的耐腐蚀性能，锰可与镁合金中铁或其它重金属元素形成化合物，使其大部分作为熔渣除去；此外锰可促进合金的时效强化效果，形成Al-Mn纳米时效相，进一步提高合金强韧性。4)Gd、Y、Sm等稀土元素在Mg中固溶度较大，在AE系镁合金中主要以三种形式存在：固溶在基体中；偏聚在晶界、相界和枝晶界；固溶在化合物中或形成化合物。向合金中添加上述稀土元素，能起到固溶强化，提高强度的作用。以上稀土元素在Mg中的溶质分配系数k<1，且稀土元素化学活性极强，可偏聚并吸附在长大的晶粒界面或枝晶界面上，阻碍晶粒和枝晶长大，能显著细化晶粒、颗粒化$Al_{11}RE_3$针状相，大幅提高合金性能，尤其是塑性。进一步增加上述稀土的含量，会与Al元素优先生成细小颗粒状高熔点Al_2RE金属间化合物，能作为异质形核核心细化晶粒，并弥散分布于基体中，改变合金断裂过程中裂纹萌生位置和扩展途径，进一步提高合金的塑性。此外，Gd、Y、Sm等稀土元素的添加还可以促进AE系镁合金的时效强化效果，进一步提高合金的强度。

[0014] 优选的，所述镁合金材料中，3.6％≤b+d≤7.5％。进一步优选的，所述镁合金材料中，4.5％≤b+d≤6.0％。b和d的加入量，决定了最终镁合金材料的各项性能。

[0015] 优选的，所述d％的RE元素的种类为Gd、Y、Sm、Nd元素，其Gd、Y、Sm、Nd的质量比为40-81:31-52:16-30:11-24，合适的稀土元素种类及配比有利于细化晶粒，变质颗粒化针状第二相$Al_{11}RE_3$，并避免第二相的粗化，能大幅提高合金的力学性能。

[0016] 优选的，所述b％的三种元素中，选用La、Ce两种元素的组合，其材料组织更为均匀，力学性能更佳。

[0017] 一种挤压铸造镁合金材料的制备方法，包括如下步骤，

[0018] S1：熔炼合金，将纯Mg、纯Al、镁稀土中间合金、铝锰或镁锰中间合金分别预热；

[0019] 优选的，所述步骤S1中，预热温度为200～250℃，预热时间为2～6小时。所述预热温度及时间能够有效去除原材料的水分，并能避免原材料表面在预热过程中过度氧化问题。

[0020] 优选的，所述步骤S1中，镁稀土中间合金为镁富铈混合稀土中间合金、镁镧中间合金、镁铈中间合金、镁镨中间合金、镁钐中间合金、镁钆中间合金、镁钇中间合金、镁富钇混合稀土中间合金、镁钕中间合金、镁镨钕混合稀土中间合金、镁铒中间合金、镁铕中间合金、镁钬中间合金、镁铥中间合金、镁镥中间合金、镁镝中间合金、镁镱中间合金中的一种或几种中间合金的组合。

[0021] 所述富铈混合稀土中含有Ce、La、Pr三种稀土元素。

[0022] S2:将预热后的纯Mg在保护气氛中进行完全熔化;在670～690℃加入预热后的纯Al、铝锰或镁锰中间合金;当温度升到720～740℃,加入预热后的镁稀土中间合金;待镁稀土中间合金完全熔化后升温至720～740℃,加入精炼剂进行精炼,精炼后在710-730℃进行静置,冷却至680～700℃后撇去浮渣,得到镁合金熔体,或浇注得到镁合金铸锭;

[0023] 优选的,步骤S2中,加入精炼剂进行精炼,精炼后在720℃,进行静置。精炼温度选择720℃,精炼效果最佳,能够最大程度上除气除渣,净化熔体。

[0024] S3:对步骤S2中的镁合金熔体或镁合金铸锭重熔后进行挤压铸造,获得镁合金铸件。

[0025] 优选的,所述步骤S3中,熔体浇注温度为680-700℃,金属模具温度为200-300℃,挤压压力为50～120MPa,保压时间1～60秒。所述熔体浇注温度及金属模具温度使熔体在挤压铸造过程中具备良好的流动性、补缩性;所述挤压压力和保压时间能在熔体凝固过程中致密组织,最终获得健全,缺陷少的挤压铸造件。

[0026] 所述步骤S2的保护气氛为SF_6和CO_2的混合气体。优选的,所述SF_6和CO_2的体积比为1:99。

[0027] 所述步骤S2的精炼剂为含无机盐的镁合金精炼剂,优选的,含钠盐、钾盐、氟盐的无机盐镁合金精炼剂或六氯乙烷。

[0028] 优选的,精炼剂的加入量为所有原料总质量的1-5%。

[0029] 本发明中涉及的挤压铸造镁合金材料的制备方法还包括,将步骤S3中制备的镁合金铸件进行固溶处理、人工时效处理;

[0030] 优选的,所述固溶处理的温度为300～500℃,所述固溶处理的时间为0.1～4小时;所述人工时效处理的温度为175～225℃,所述时效处理的时间为1～32小时。所述固溶处理工艺在避免铸件出现鼓泡或变形的前提下,能最大程度上将第二相溶入镁基体中;所述时效处理工艺能使铸件获得显著的时效强化效果。

[0031] 或是将步骤S3中制备的镁合金铸件进行直接人工时效处理,所述时效处理的温度为175～225℃,所述时效处理的时间为1～32小时。

[0032] 与现有技术相比,本发明的有益效果在于:

[0033] 1、本发明制备的镁合金材料与现有技术相比,其组织得以显著细化,第二相由针状变质为颗粒状,并引入了新相Al_2RE,显著提高合金强韧性,室温下,铸态合金的整体抗拉强度为243～282MPa,屈服强度为144～186MPa,延伸率为10.8～14.1%;表层区抗拉强度为269～320MPa,屈服强度为159～206MPa,延伸率为12.4～15.7%;心部区抗拉强度为220～268MPa,屈服强度137～180MPa,延伸率为9.4～11.8%。

[0034] 2、对合金实施直接时效(T5)或固溶+人工时效(T6)后,室温下合金整体抗拉强度为296～306MPa,屈服强度为169～174MPa,延伸率为13.2～13.7%;合金表层区抗拉强度为325～345MPa,屈服强度为172～186MPa,延伸率为14.3～15.2%;合金心部区抗拉强度为281～291MPa,屈服强度为157～164MPa,延伸率为10.9～12.6%。从实验结果看,本发明制备的合金具备显著的时效强化效果,进行了后续的热处理后,有效提高了镁合金材料的力学性能。

[0035] 3、本制备方法简单、工艺稳定性好、工艺可控度高。

附图说明

[0036] 图1为比较例1合金心部显微组织图，其第二相形貌为典型针状相。

[0037] 图2为比较例1合金表层显微组织图，其组织为典型的等轴枝晶。

[0038] 图3为本发明实施例5合金心部显微组织图，其第二相得以细化，为细小颗粒状。

[0039] 图4为本发明实施例5合金表层显微组织图，其组织得以显著细化，为细小等轴枝晶和柱状枝晶。

[0040] 图5为本发明实施例5合金心部拉伸应力应变曲线。

[0041] 图6为本发明实施例5合金表层拉伸应力应变曲线。

具体实施方式

[0042] 下面结合实施例，对本发明作进一步说明：

[0043] 本发明中所用的各种中间合金均为市售产品，所述镁稀土中间合金购于赣州飞腾轻合金有限公司。

[0044] 实施例1：

[0045] 挤压铸造镁合金的合金成分(质量百分数)：3.82％Al、2.11％Ce、1.08％La、0.98％Pr、0.01％Sm、0.32％Mn，其它不可避免的杂质小于0.2％，其余为Mg。

[0046] 本实施例涉及常规稀土镁合金的熔炼方法和本发明中的合金挤压铸造方法：

[0047] 其中，熔炼工序在SF_6和CO_2混合气体保护条件下进行，步骤如下：

[0048] (1)烘料：将熔炼原料在200℃预热3小时；

[0049] (2)熔镁：将烘干后的纯镁放入有SF_6/CO_2气体保护的坩埚电阻炉中熔化；

[0050] (3)加纯铝和镁锰中间合金：当纯镁完全熔化，温度达到670℃后，加入预热后的纯铝、镁锰中间合金；

[0051] (4)加镁稀土中间合金：当温度升到720℃，加入预热后的镁富铈混合稀土中间合金、镁钐中间合金；

[0052] (5)待镁稀土中间合金熔化后，熔体温度回升至720℃时加入精炼剂进行精炼，精炼后在720℃进行静置，冷却至680℃后撇去浮渣，得到镁合金熔体；

[0053] 挤压铸造工序为：

[0054] 将所述镁合金熔体在680℃下进行挤压铸造，获得镁合金铸件，金属模具温度为300℃，挤压压力为60MPa，保压时间为55秒。

[0055] 利用万能拉伸试验机测试本发明实施例1得到的挤压铸造镁合金整体、表层区和心部区的室温力学性能，测试结果如表1所示。

[0056] 实施例2：

[0057] 挤压铸造镁合金的合金成分(质量百分数)：3.74％Al、2.06％Ce、1.04％La、1.01％Pr、0.44％Sm、0.12％Nd、0.03％Er、0.30％Mn，其它不可避免的杂质小于0.2％，其余为Mg。

[0058] 本实施例涉及常规稀土镁合金的熔炼方法和本发明中的合金挤压铸造方法：

[0059] 其中，熔炼工序在SF_6和CO_2混合气体保护条件下进行，步骤如下：

[0060] (1)烘料：将熔炼原料在250℃预热2小时；

[0061] (2)熔镁：将烘干后的纯镁放入有SF_6/CO_2气体保护的坩埚电阻炉中熔化；

[0062] (3)加纯铝和镁锰中间合金:当纯镁完全熔化,温度达到680℃后,加入预热后的纯铝、镁锰中间合金;

[0063] (4)加镁稀土中间合金:当温度升到730℃,加入预热后的镁富铈混合稀土中间合金、镁钐中间合金、镁镨钕中间合金和镁铒中间合金;

[0064] (5)待镁稀土中间合金熔化后,熔体温度回升至730℃时加入精炼剂进行精炼,精炼后在720℃进行静置,冷却至690℃后撇去浮渣,得到镁合金熔体;

[0065] 挤压铸造工序为:

[0066] 将所述镁合金熔体在690℃下进行挤压铸造,获得镁合金铸件,金属模具温度为250℃,挤压压力为50MPa,保压时间为60秒。

[0067] 利用万能拉伸试验机测试本发明实施例2得到的新型高强韧挤压铸造镁合金整体、表层区和心部区的室温力学性能,测试结果如表1所示。

[0068] 实施例3:

[0069] 挤压铸造镁合金的合金成分(质量百分数):3.94%Al、4.09%La、1.09%Sm、0.19%Nd、0.04%Er、0.30%Mn,其它不可避免的杂质小于0.2%,其余为Mg。

[0070] 本实施例涉及常规稀土镁合金的熔炼方法和本发明中的合金挤压铸造方法:

[0071] 其中,熔炼工序在SF_6和CO_2混合气体保护条件下进行,步骤如下:

[0072] (1)烘料:将熔炼原料在200℃预热6小时;

[0073] (2)熔镁:将烘干后的纯镁放入有SF_6/CO_2气体保护的坩埚电阻炉中熔化;

[0074] (3)加纯铝和镁锰中间合金:当纯镁完全熔化,温度达到690℃后,加入预热后的纯铝、镁锰中间合金;

[0075] (4)加镁稀土中间合金:当温度升到740℃,加入预热后的镁镧中间合金、镁钐中间合金、镁钕中间合金和镁铒中间合金;

[0076] (5)待镁稀土中间合金熔化后,熔体温度回升至740℃时加入精炼剂进行精炼,精炼后在720℃进行静置,冷却至700℃后撇去浮渣,得到镁合金熔体;

[0077] 挤压铸造工序为:

[0078] 将所述镁合金熔体在700℃下进行挤压铸造,获得镁合金铸件,金属模具温度为200℃,挤压压力为120MPa,保压时间为1秒。

[0079] 利用万能拉伸试验机测试本发明实施例3得到的新型高强韧挤压铸造镁合金整体、表层区和心部区的室温力学性能,测试结果如表1所示。

[0080] 实施例4:

[0081] 新型高强韧挤压铸造镁合金的合金成分(质量百分数):4.11%Al、2.11%Ce、2.14%La、1.09%Pr、0.43%Gd、0.01%Dy、0.02%Yb、0.50%Mn,其它不可避免的杂质小于0.2%,其余为Mg。

[0082] 本实施例涉及常规稀土镁合金的熔炼方法和本发明中的合金挤压铸造方法:

[0083] 其中,熔炼工序在SF_6和CO_2混合气体保护条件下进行,步骤如下:

[0084] (1)烘料:将熔炼原料在200℃预热3小时;

[0085] (2)熔镁:将烘干后的纯镁放入有SF_6/CO_2气体保护的坩埚电阻炉中熔化;

[0086] (3)加纯铝和铝锰中间合金:当纯镁完全熔化,温度达到670℃后,加入预热后的纯铝、铝锰中间合金;

[0087] (4)加镁稀土中间合金:当温度升到720℃,加入预热后的镁镧中间合金、镁铈中间合金、镁钆中间合金、镁镝中间合金、镁镱中间合金;

[0088] (5)待镁稀土中间合金熔化后,熔体温度回升至720℃时加入精炼剂进行精炼,精炼后在720℃进行静置,冷却至680℃后撇去浮渣,得到镁合金熔体;

[0089] 挤压铸造工序为:

[0090] 将所述镁合金熔体在680℃下进行挤压铸造,获得镁合金铸件,金属模具温度为300℃,挤压压力为70MPa,保压时间为30秒。

[0091] 利用万能拉伸试验机测试本发明实施例4得到的新型高强韧挤压铸造镁合金整体、表层区和心部区的室温力学性能,测试结果如表1所示。

[0092] 实施例5:

[0093] 挤压铸造镁合金的合金成分(质量百分数)3.94%Al、1.92%Ce、1.01%La、1.06%Pr、0.86%Gd、0.02%Dy、0.03%Yb、0.32%Mn,其它不可避免的杂质小于0.2%,其余为Mg。

[0094] 本实施例涉及常规稀土镁合金的熔炼方法和本发明中的合金挤压铸造方法:

[0095] 其中,熔炼工序在SF_6和CO_2混合气体保护条件下进行,步骤如下:

[0096] (1)烘料:将熔炼原料在200℃预热3小时;

[0097] (2)熔镁:将烘干后的纯镁放入有SF_6/CO_2气体保护的坩埚电阻炉中熔化;

[0098] (3)加纯铝和镁锰中间合金:当纯镁完全熔化,温度达到690℃后,加入预热后的纯铝、镁锰中间合金;

[0099] (4)加镁稀土中间合金:当温度升到740℃,加入预热后的镁富铈混合稀土中间合金、镁钆中间合金、镁镝中间合金、镁镱中间合金;

[0100] (5)待镁稀土中间合金熔化后,熔体温度回升至740℃时加入精炼剂进行精炼,精炼后在720℃进行静置,冷却至700℃后撇去浮渣,得到镁合金熔体;

[0101] 挤压铸造工序为:

[0102] 将所述镁合金熔体在700℃下进行挤压铸造,获得镁合金铸件,金属模具温度为200℃,挤压压力为120MPa,保压时间为1秒。

[0103] 利用万能拉伸试验机测试本发明实施例5得到的新型高强韧挤压铸造镁合金整体、表层区和心部区的室温力学性能,测试结果如表1所示。

[0104] 实施例6:

[0105] 挤压铸造镁合金的合金成分(质量百分数):3.88%Al、1.81%Ce、0.93%La、0.92%Pr、1.29%Gd、0.03%Dy、0.05%Yb、0.29%Mn,其它不可避免的杂质小于0.2%,其余为Mg。

[0106] 本实施例涉及常规稀土镁合金的熔炼方法和本发明中的合金挤压铸造方法:

[0107] 其中,熔炼工序在SF_6和CO_2混合气体保护条件下进行,步骤如下:

[0108] (1)烘料:将熔炼原料在200℃预热6小时;

[0109] (2)熔镁:将烘干后的纯镁放入有SF_6/CO_2气体保护的坩埚电阻炉中熔化;

[0110] (3)加纯铝和铝锰中间合金:当纯镁完全熔化,温度达到680℃后,加入预热后的纯铝、铝锰中间合金;

[0111] (4)加镁稀土中间合金:当温度升到730℃,加入预热后的镁富铈混合稀土中间合金、镁钆中间合金、镁镝中间合金、镁镱中间合金;

[0112] (5)待镁稀土中间合金熔化后，熔体温度回升至730℃时加入精炼剂进行精炼，精炼后在720℃进行静置，冷却至690℃后撇去浮渣，得到镁合金熔体；

[0113] 挤压铸造工序为：

[0114] 将所述镁合金熔体在690℃下进行挤压铸造，获得镁合金铸件，金属模具温度为250℃，挤压压力为120MPa，保压时间为1秒。

[0115] 利用万能拉伸试验机测试本发明实施例6得到的新型高强韧挤压铸造镁合金整体、表层区和心部区的室温力学性能，测试结果如表1所示。

[0116] 实施例7：

[0117] 挤压铸造镁合金的合金成分(质量百分数)：3.94％Al、1.76％Ce、0.90％La、0.94％Pr、1.72％Gd、0.04％Dy、0.06％Yb、0.29％Mn，其它不可避免的杂质小于0.2％，其余为Mg。

[0118] 本实施例涉及常规稀土镁合金的熔炼方法和本发明中的合金挤压铸造方法：

[0119] 其中，熔炼工序在SF_6和CO_2混合气体保护条件下进行，步骤如下：

[0120] (1)烘料：将熔炼原料在200℃预热3小时；

[0121] (2)熔镁：将烘干后的纯镁放入有SF_6/CO_2气体保护的坩埚电阻炉中熔化；

[0122] (3)加纯铝和铝锰中间合金：当纯镁完全熔化，温度达到670℃后，加入预热后的纯铝、铝锰中间合金；

[0123] (4)加镁稀土中间合金：当温度升到720℃，加入预热后的镁富铈混合稀土中间合金、镁钆中间合金、镁镝中间合金、镁镱中间合金；

[0124] (5)待镁稀土中间合金熔化后，熔体温度回升至720℃时加入精炼剂进行精炼，精炼后在720℃进行静置，冷却至680℃后撇去浮渣，得到镁合金熔体；

[0125] 挤压铸造工序为：

[0126] 将所述镁合金熔体在680℃下进行挤压铸造，获得镁合金铸件，金属模具温度为300℃，挤压压力为100MPa，保压时间为20秒。

[0127] 利用万能拉伸试验机测试本发明实施例7得到的新型高强韧挤压铸造镁合金整体、表层区和心部区的室温力学性能，测试结果如表1所示。

[0128] 实施例8：

[0129] 挤压铸造镁合金的合金成分(质量百分数)：3.50％Al、1.72％Ce、0.88％La、0.91％Pr、2.58％Gd、0.05％Dy、0.07％Yb、0.20％Mn，其它不可避免的杂质小于0.2％，其余为Mg。

[0130] 本实施例涉及常规稀土镁合金的熔炼方法和本发明中的合金挤压铸造方法：

[0131] 其中，熔炼工序在SF_6和CO_2混合气体保护条件下进行，步骤如下：

[0132] (1)烘料：将熔炼原料在200℃预热3小时；

[0133] (2)熔镁：将烘干后的纯镁放入有SF_6/CO_2气体保护的坩埚电阻炉中熔化；

[0134] (3)加纯铝和铝锰中间合金：当纯镁完全熔化，温度达到690℃后，加入预热后的纯铝、铝锰中间合金；

[0135] (4)加镁稀土中间合金：当温度升到740℃，加入预热后的镁富铈混合稀土中间合金、镁钆中间合金、镁镝中间合金、镁镱中间合金；

[0136] (5)待镁稀土中间合金熔化后，熔体温度回升至740℃时加入精炼剂进行精炼，精

炼后在720℃进行静置，冷却至700℃后撇去浮渣，得到镁合金熔体；

[0137] 挤压铸造工序为：

[0138] 将所述镁合金熔体在700℃下进行挤压铸造，获得镁合金铸件，金属模具温度为200℃，挤压压力为110MPa，保压时间为10秒。

[0139] 利用万能拉伸试验机测试本发明实施例8得到的新型高强韧挤压铸造镁合金整体、表层区和心部区的室温力学性能，测试结果如表1所示。

[0140] 实施例9：

[0141] 新型高强韧挤压铸造镁合金的合金成分(质量百分数)：4.50％Al、2.21％Ce、1.13％La、1.17％Pr、0.40％Y、0.06％Er、0.03％Ho、0.01％Tm、0.41％Mn，其它不可避免的杂质小于0.2％，其余为Mg。

[0142] 本实施例涉及常规稀土镁合金的熔炼方法和本发明中的合金挤压铸造方法：

[0143] 其中，熔炼工序在SF_6和CO_2混合气体保护条件下进行，步骤如下：

[0144] (1)烘料：将熔炼原料在250℃预热3小时；

[0145] (2)熔镁：将烘干后的纯镁放入有SF_6/CO_2气体保护的坩埚电阻炉中熔化；

[0146] (3)加纯铝和铝锰中间合金：当纯镁完全熔化，温度达到680℃后，加入预热后的纯铝、铝锰中间合金；

[0147] (4)加镁稀土中间合金：当温度升到730℃，加入预热后的镁富铈混合稀土中间合金、镁钇中间合金、镁铒中间合金、镁钬中间合金、镁铥中间合金；

[0148] (5)待镁稀土中间合金熔化后，熔体温度回升至730℃时加入精炼剂进行精炼，精炼后在720℃进行静置，冷却至690℃后撇去浮渣，得到镁合金熔体，浇注得到镁合金铸锭；

[0149] 挤压铸造工序为：

[0150] 将所述镁合金铸锭重熔后，在690℃下进行挤压铸造，获得镁合金铸件，金属模具温度为250℃，挤压压力为90MPa，保压时间为30秒。

[0151] 利用万能拉伸试验机测试本发明实施例9得到的新型高强韧挤压铸造镁合金整体、表层区和心部区的室温力学性能，测试结果如表1所示。

[0152] 实施例10：

[0153] 挤压铸造镁合金的合金成分(质量百分数)：3.94％Al、1.92％Ce、2.07％La、0.40％Gd、0.31％Y、0.16％Sm、0.11％Nd、0.34％Mn，其它不可避免的杂质小于0.2％，其余为Mg。

[0154] 本实施例涉及常规稀土镁合金的熔炼方法和本发明中的合金挤压铸造方法：

[0155] 其中，熔炼工序在SF_6和CO_2混合气体保护条件下进行，步骤如下：

[0156] (1)烘料：将熔炼原料在200℃预热3小时；

[0157] (2)熔镁：将烘干后的纯镁放入有SF_6/CO_2气体保护的坩埚电阻炉中熔化；

[0158] (3)加纯铝和镁锰中间合金：当纯镁完全熔化，温度达到690℃后，加入预热后的纯铝、镁锰中间合金；

[0159] (4)加镁稀土中间合金：当温度升到740℃，加入预热后的镁镧中间合金、镁铈中间合金、镁钆中间合金、镁钇中间合金、镁钐中间合金、镁钕中间合金；

[0160] (5)待镁稀土中间合金熔化后，熔体温度回升至740℃时加入精炼剂进行精炼，精炼后在720℃进行静置，冷却至700℃后撇去浮渣，得到镁合金熔体；

[0161] 挤压铸造工序为：

[0162] 将所述镁合金熔体在700℃下进行挤压铸造，获得镁合金铸件，金属模具温度为200℃，挤压压力为120MPa，保压时间为1秒。

[0163] 利用万能拉伸试验机测试本发明实施例10得到的新型高强韧挤压铸造镁合金整体、表层区和心部区的室温力学性能，测试结果如表1所示。

[0164] 实施例11：

[0165] 新型高强韧挤压铸造镁合金的合金成分(质量百分数)：4.02％Al、1.86％Ce、1.94％La、0.81％Gd、0.52％Y、0.30％Sm、0.24％Nd、0.37％Mn，其它不可避免的杂质小于0.2％，其余为Mg。

[0166] 本实施例涉及常规稀土镁合金的熔炼方法和本发明中的合金挤压铸造方法：

[0167] 其中，熔炼工序在SF_6和CO_2混合气体保护条件下进行，步骤如下：

[0168] (1)烘料：将熔炼原料在200℃预热3小时；

[0169] (2)熔镁：将烘干后的纯镁放入有SF_6/CO_2气体保护的坩埚电阻炉中熔化；

[0170] (3)加纯铝和铝锰中间合金：当纯镁完全熔化，温度达到680℃后，加入预热后的纯铝、铝锰中间合金；

[0171] (4)加镁稀土中间合金：当温度升到730℃，加入预热后的镁镧中间合金、镁铈中间合金、镁钆中间合金、镁钇中间合金、镁钐中间合金、镁钕中间合金；

[0172] (5)待镁稀土中间合金熔化后，熔体温度回升至730℃时加入精炼剂进行精炼，精炼后在720℃进行静置，冷却至690℃后撇去浮渣，得到镁合金熔体，浇注得到镁合金铸锭；

[0173] 挤压铸造工序为：

[0174] 将所述镁合金铸锭重熔后，在690℃下进行挤压铸造，获得镁合金铸件，金属模具温度为250℃，挤压压力为115MPa，保压时间为10秒。

[0175] 利用万能拉伸试验机测试本发明实施例11得到的新型高强韧挤压铸造镁合金整体、表层区和心部区的室温力学性能，测试结果如表1所示。

[0176] 实施例12：

[0177] 挤压铸造镁合金的合金成分(质量百分数)：3.95％Al、1.72％Ce、0.88％La、0.93％Pr、2.42％Y、0.33％Er、0.19％Ho、0.04％Tm、0.02％Lu、0.24％Mn，其它不可避免的杂质小于0.2％，其余为Mg。

[0178] 本实施例涉及常规稀土镁合金的熔炼方法和本发明中的合金挤压铸造方法：

[0179] 其中，熔炼工序在SF_6和CO_2混合气体保护条件下进行，步骤如下：

[0180] (1)烘料：将熔炼原料在200℃预热3小时；

[0181] (2)熔镁：将烘干后的纯镁放入有SF_6/CO_2气体保护的坩埚电阻炉中熔化；

[0182] (3)加纯铝和铝锰中间合金：当纯镁完全熔化，温度达到670℃后，加入预热后的纯铝、铝锰中间合金；

[0183] (4)加镁稀土中间合金：当温度升到720℃，加入预热后的镁富铈混合稀土中间合金、镁富钇混合稀土中间合金；

[0184] (5)待镁稀土中间合金熔化后，熔体温度回升至720℃时加入精炼剂进行精炼，精炼后在720℃进行静置，冷却至680℃后撇去浮渣，得到镁合金熔体，浇注得到镁合金铸锭；

[0185] 挤压铸造工序为：

[0186] 将所述镁合金铸锭重熔后，在680℃下进行挤压铸造，获得镁合金铸件，金属模具温度为300℃，挤压压力为75MPa，保压时间为40秒。

[0187] 利用万能拉伸试验机测试本发明实施例12得到的新型高强韧挤压铸造镁合金整体、表层区和心部区的室温力学性能，测试结果如表1所示。

[0188] 比较例1

[0189] 比较例1挤压铸造镁合金的合金成分(质量百分数)：3.94％Al、1.92％Ce、1.01％La、1.06％Pr、0.34％Mn，其它不可避免的杂质小于0.2％，其余为Mg。

[0190] 本实施例涉及常规稀土镁合金的熔炼方法和本发明中的合金挤压铸造方法：

[0191] 其中，熔炼工序在SF_6和CO_2混合气体保护条件下进行，步骤如下：

[0192] (1)烘料：将熔炼原料在200℃预热3小时；

[0193] (2)熔镁：将烘干后的纯镁放入有SF_6/CO_2气体保护的坩埚电阻炉中熔化；

[0194] (3)加纯铝和镁锰中间合金：当纯镁完全熔化，温度达到690℃后，加入预热后的纯铝、镁锰中间合金；

[0195] (4)加镁稀土中间合金：当温度升到740℃，加入预热后的镁富铈混合稀土中间合金；

[0196] (5)待镁稀土中间合金熔化后，熔体温度回升至740℃时加入精炼剂进行精炼，精炼后在720℃进行静置，冷却至700℃后撇去浮渣，得到镁合金熔体；

[0197] 挤压铸造工序为：

[0198] 将所述镁合金熔体在700℃下进行挤压铸造，获得镁合金铸件，金属模具温度为200℃，挤压压力为120MPa，保压时间为1秒。

[0199] 利用万能拉伸试验机测试比较例1得到的挤压铸造镁合金整体、表层区和心部区的室温力学性能，测试结果如表1所示。

[0200] 比较例2

[0201] 比较例2挤压铸造镁合金的合金成分(质量百分数)：3.94％Al、1.92％Ce、2.07％La、0.40％Gd、0.31％Y、0.16％Sm、0.11％Nd、0.34％Mn，其它不可避免的杂质小于0.2％，其余为Mg。

[0202] 本实施例涉及常规稀土镁合金的熔炼方法和本发明中的合金挤压铸造方法：

[0203] 其中，熔炼工序在SF_6和CO_2混合气体保护条件下进行，步骤如下：

[0204] (1)烘料：将熔炼原料在200℃预热3小时；

[0205] (2)熔镁：将烘干后的纯镁放入有SF_6/CO_2气体保护的坩埚电阻炉中熔化；

[0206] (3)加纯铝和镁锰中间合金：当纯镁完全熔化，温度达到690℃后，加入预热后的纯铝、镁锰、铝钛中间合金；

[0207] (4)加镁稀土中间合金：当温度升到740℃，加入预热后的镁镧中间合金、镁铈中间合金、镁钆中间合金、镁钇中间合金、镁钐中间合金、镁钕中间合金；

[0208] (5)待镁稀土中间合金熔化后，熔体温度回升至740℃时加入精炼剂进行精炼，精炼后在720℃进行静置，冷却至700℃后撇去浮渣，得到镁合金熔体；

[0209] 挤压铸造工序为：

[0210] 将所述镁合金熔体在700℃下进行挤压铸造，获得镁合金铸件，金属模具温度为200℃，挤压压力为120MPa，保压时间为1秒。

[0211] 利用万能拉伸试验机测试比较例2得到的挤压铸造镁合金整体、表层区和心部区的室温力学性能，测试结果如表1所示。结果显示添加Ti对合金力学性能无益，利用电感耦合等离子体光谱仪检测合金元素，发现并无Ti元素，这是由于Ti在Mg中的固溶度几乎为零，难以添加至合金中。此外，向合金中添加Ti元素还进一步增加合金的使用成本。

[0212] 比较例3

[0213] 比较例3挤压铸造镁合金的合金成分(质量百分数)：3.94％Al、1.92％Ce、2.07％La、0.40％Gd、0.31％Y、0.16％Sm、0.11％Nd、0.34％Mn，其它不可避免的杂质小于0.2％，其余为Mg。

[0214] 本实施例涉及常规稀土镁合金的熔炼方法和本发明中的合金挤压铸造方法：

[0215] 其中，熔炼工序在SF_6和CO_2混合气体保护条件下进行，步骤如下：

[0216] (1)烘料：将熔炼原料在200℃预热3小时；

[0217] (2)熔镁：将烘干后的纯镁放入有SF_6/CO_2气体保护的坩埚电阻炉中熔化；

[0218] (3)加纯铝和镁锰中间合金：当纯镁完全熔化，温度达到690℃后，加入预热后的纯铝、镁锰、铝铌中间合金；

[0219] (4)加镁稀土中间合金：当温度升到740℃，加入预热后的镁镧中间合金、镁铈中间合金、镁钆中间合金、镁钇中间合金、镁钐中间合金、镁钕中间合金；

[0220] (5)待镁稀土中间合金熔化后，熔体温度回升至740℃时加入精炼剂进行精炼，精炼后在720℃进行静置，冷却至700℃后撇去浮渣，得到镁合金熔体；

[0221] 挤压铸造工序为：

[0222] 将所述镁合金熔体在700℃下进行挤压铸造，获得镁合金铸件，金属模具温度为200℃，挤压压力为120MPa，保压时间为1秒。

[0223] 利用万能拉伸试验机测试比较例3得到的挤压铸造镁合金整体、表层区和心部区的室温力学性能，测试结果如表1所示。结果显示添加Nb对合金力学性能无益，利用电感耦合等离子体光谱仪检测合金元素，发现并无Nb元素，这是由于Nb在Mg中的固溶度几乎为零，难以添加至合金中。此外，向合金中添加Nb元素还进一步增加合金的使用成本。

[0224] 表1本发明实施例1～实施例12得到的新型高强韧挤压铸造镁合金和比较例1～比较例3得到的挤压铸造镁合金整体、表层区和心部区的室温力学性能测试结果：

[0225]

测试结果	抗拉强度（MPa）			屈服强度（MPa）			延伸率（%）		
	整体	表层区	心部区	整体	表层区	心部区	整体	表层区	心部区
实施例 1	243	269	220	144	159	137	11.3	12.4	9.9
实施例 2	246	274	232	146	159	142	12.1	13.3	10.1

[0226]

实施例 3	253	286	241	155	169	150	12.9	14.1	10.3
实施例 4	252	284	240	150	167	148	12.3	14.1	10.9
实施例 5	269	303	264	164	179	160	13.4	15.7	10.6
实施例 6	263	310	256	165	176	155	13.6	14.6	10.5
实施例 7	270	314	263	172	180	163	13.1	14.2	11.7
实施例 8	265	298	257	179	194	171	11.9	13.5	9.4
实施例 9	257	291	241	152	170	149	12.4	14.4	11.8
实施例 10	282	320	268	164	177	156	14.1	15.4	11.7
实施例 11	279	311	261	167	180	156	13.8	14.7	10.8
实施例 12	249	286	244	186	206	180	10.8	13.8	8.7
比较例 1	236	261	221	141	156	138	11.4	12.1	9.8
比较例 2	280	317	264	163	177	154	13.2	15.0	11.6
比较例 3	276	315	263	162	175	152	13.1	15.2	11.5

[0227] 由表1可知，本发明实施例得到的挤压铸造镁合金具有优异的室温力学性能，强度和塑性同时得到提高。尤其是实施例10的性能提升尤为显著。

[0228] 实施例13

[0229] 将本发明实施例10得到的新型高强韧镁合金在175℃下进行32小时的时效处理，所述时效处理的冷却方式为水冷。

[0230] 利用万能拉伸试验机测试本发明实施例13得到的新型高强韧镁合金整体、表层区和心部区的室温力学性能，测试结果如表2所示。

[0231] 实施例14

[0232] 将本发明实施例10得到的挤压铸造镁合金材料在200℃下进行16小时的时效处理，所述时效处理的冷却方式为水冷。

[0233] 利用万能拉伸试验机测试本发明实施例14得到的新型高强韧镁合金整体、表层区和心部区的室温力学性能，测试结果如表2所示。

[0234] 实施例15

[0235] 将本发明实施例10得到的挤压铸造镁合金材料在225℃下进行1小时的时效处理，所述时效处理的冷却方式为水冷。

[0236] 利用万能拉伸试验机测试本发明实施例15得到的新型高强韧镁合金整体、表层区和心部区的室温力学性能，测试结果如表2所示。

[0237] 实施例16

[0238] 将本发明实施例10得到的挤压铸造镁合金材料在300℃下进行4小时的固溶处理以及175℃下进行32小时的时效处理，所述固溶及时效处理的冷却方式为水冷。

[0239] 利用万能拉伸试验机测试本发明实施例16得到的新型高强韧镁合金整体、表层区和心部区的室温力学性能，测试结果如表2所示。

[0240] 实施例17

[0241] 将本发明实施例10得到的挤压铸造镁合金材料在400℃下进行2小时的固溶处理以及200℃下进行16小时的时效处理，所述固溶及时效处理的冷却方式为水冷。

[0242] 利用万能拉伸试验机测试本发明实施例17得到的新型高强韧镁合金整体、表层区

和心部区的室温力学性能，测试结果如表2所示。

[0243] 实施例18

[0244] 将本发明实施例10得到的挤压铸造镁合金材料在500℃下进行0.1小时的固溶处理以及225℃下进行1小时的时效处理，所述固溶及时效处理的冷却方式为水冷。

[0245] 利用万能拉伸试验机测试本发明实施例18得到的新型高强韧镁合金整体、表层区和心部区的室温力学性能，测试结果如表2所示。

[0246] 比较例4

[0247] 将比较例1得到的挤压铸造镁合金在175℃下进行32小时的时效处理，所述时效处理的冷却方式为水冷。

[0248] 利用万能拉伸试验机测试比较例4得到的挤压铸造镁合金整体、表层区和心部区的室温力学性能，测试结果如表2所示。

[0249] 比较例5

[0250] 将比较例1得到的挤压铸造镁合金在200℃下进行16小时的时效处理，所述时效处理的冷却方式为水冷。

[0251] 利用万能拉伸试验机测试比较例5得到的挤压铸造镁合金整体、表层区和心部区的室温力学性能，测试结果如表2所示。

[0252] 比较例6

[0253] 将比较例1得到的挤压铸造镁合金在225℃下进行1小时的时效处理，所述时效处理的冷却方式为水冷。

[0254] 利用万能拉伸试验机测试比较例6得到的挤压铸造镁合金整体、表层区和心部区的室温力学性能，测试结果如表2所示。

[0255] 比较例7

[0256] 将比较例1得到的挤压铸造镁合金在300℃下进行4小时的固溶处理以及175℃下进行32小时的时效处理，所述固溶及时效处理的冷却方式为水冷。

[0257] 利用万能拉伸试验机测试比较例7得到的挤压铸造镁合金整体、表层区和心部区的室温力学性能，测试结果如表2所示。

[0258] 比较例8

[0259] 将比较例1得到的挤压铸造镁合金在400℃下进行2小时的固溶处理以及200℃下进行16小时的时效处理，所述时效处理的冷却方式为水冷。

[0260] 利用万能拉伸试验机测试比较例8得到的挤压铸造镁合金整体、表层区和心部区的室温力学性能，测试结果如表2所示。

[0261] 比较例9

[0262] 将比较例1得到的挤压铸造镁合金在500℃下进行0.1小时的固溶处理以及225℃下进行1小时的时效处理，所述时效处理的冷却方式为水冷。

[0263] 利用万能拉伸试验机测试比较例9得到的挤压铸造镁合金整体、表层区和心部区的室温力学性能，测试结果如表2所示。

[0264] 表2本发明实施例13～实施例18和比较例4～比较例9得到的直接时效处理(T5)或固溶+人工时效处理(T6)后挤压铸造镁合金在室温下的力学性能测试结果。

[0265]

测试结果	抗拉强度（MPa）			屈服强度（MPa）			延伸率（%）		
	整体	表层区	心部区	整体	表层区	心部区	整体	表层区	心部区
实施例 13	296	335	276	169	182	159	13.2	14.7	11.4

[0266]

实施例 14	304	353	284	172	184	162	13.4	14.6	12.1
实施例 15	300	341	281	167	172	157	13.5	14.3	12.6
实施例 16	302	341	291	172	185	161	13.6	14.9	11.2
实施例 17	306	345	289	174	186	164	13.7	15.1	10.9
实施例 18	298	336	283	169	181	162	13.4	15.2	11.2
比较例 4	251	276	236	147	162	143	10.7	11.7	9.6
比较例 5	254	280	239	152	164	144	10.4	11.6	9.1
比较例 6	249	277	234	150	161	146	10.8	11.4	9.2
比较例 7	253	279	234	149	163	144	10.6	11.8	9.1
比较例 8	256	281	240	154	165	147	10.4	11.6	8.7
比较例 9	251	276	233	147	16	145	10.9	11.6	9

[0267] 由表2可知，将发明得到的新型高强韧镁合金进行直接时效处理(T5)或固溶+人工时效处理(T6)后，具备显著的固溶时效强化效果，能够有效提高合金室温力学性能。

[0268] 以上所述为本发明的较佳实施例而已，但本发明不应该局限于该实施例所公开的内容。所以凡是不脱离本发明所公开的精神下完成的等效或修改，都落入本发明保护的范围。

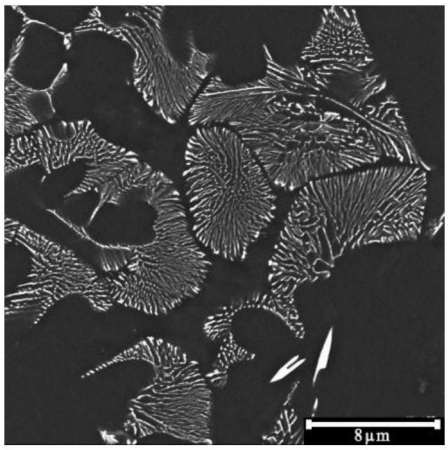


图1

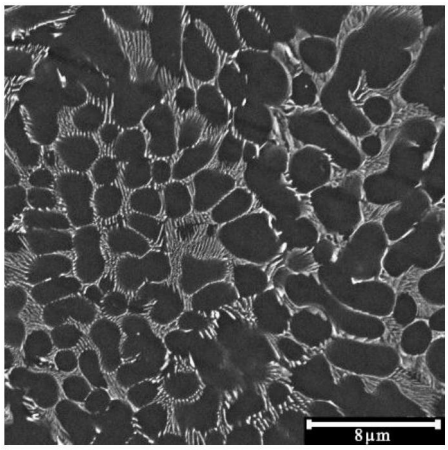


图2

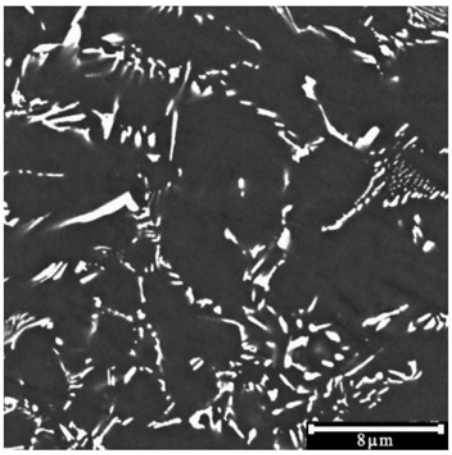


图3

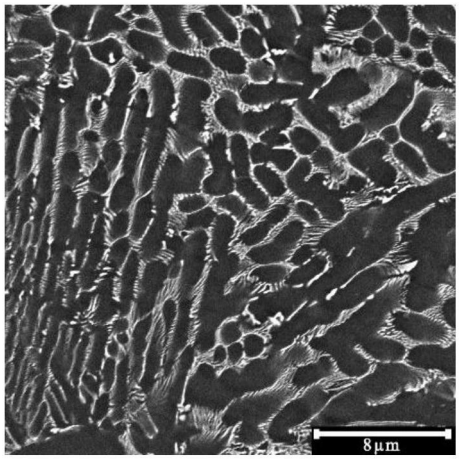

8μm

图4

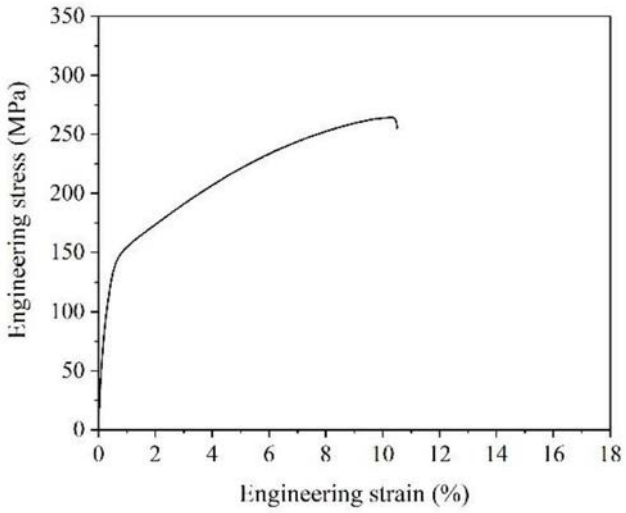

Engineering stress (MPa)
0
50
100
150
200
250
300
350
0
2
4
6
8
10
12
14
16
18
Engineering strain (%)

图5

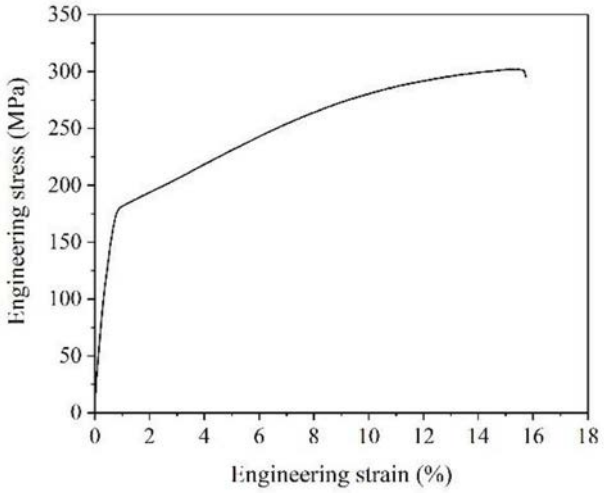

Engineering stress (MPa)
Engineering strain (%)
0
50
100
150
200
250
300
350
0
2
4
6
8
10
12
14
16
18

图6