



(12) 发明专利

(10) 授权公告号 CN 113278857 B

(45) 授权公告日 2022.06.28

(21) 申请号 202110360970.2

(22) 申请日 2021.04.02

(65) 同一申请的已公布的文献号
申请公布号 CN 113278857 A

(43) 申请公布日 2021.08.20

(73) 专利权人 中国兵器科学研究院宁波分院
地址 315103 浙江省宁波市高新区凌云路
199号

专利权人 哈尔滨工程大学

(72) 发明人 王军 张景怀 曹召勋 何玉莹
王茹 张志 谢金书 徐永东
朱秀荣

(74) 专利代理机构 宁波诚源专利事务所有限公
司 33102

专利代理师 袁忠卫 周银银

(51) Int.Cl.

G22C 23/06 (2006.01)

G22C 1/03 (2006.01)

B21C 23/04 (2006.01)

G22F 1/06 (2006.01)

审查员 周航

权利要求书1页 说明书4页 附图2页

(54) 发明名称

一种高强韧镁合金及其制备方法

(57) 摘要

本发明公开了一种高强韧镁合金,其特征在于,镁合金的质量百分比组成为Sm:1.7wt%~2.5wt%,Mn:0.4wt%~0.8wt%,Ca:0.2wt%~0.6wt%,Zn:0.2wt%~0.6wt%,余量为Mg及不可避免的杂质。本发明通过控制Sm、Mg、Zn、Ca、Mn的添加量,一方面:稀土Sm与Mg、Zn、Ca形成大量的MgZnCaSm和MgZnSm纳米相,在合金组织中还存在大量的 α -Mn纳米相,这些纳米相起到强化镁基体的作用,提高了合金的强度,且该纳米相尺寸细小,能够弥散分布在镁合金基体上,对基体的延伸率影响不大,能够实现镁合金的抗拉强度为400MPa~450MPa,屈服强度为390MPa~420MPa,延伸率为15%以上。

1. 一种高强韧镁合金,其特征在于,镁合金的质量百分比组成为Sm:1.7wt%~2.5wt%, Mn:0.4wt%~0.8wt%,Ca:0.2wt%~0.6wt%,Zn:0.2wt%~0.6wt%,余量为Mg及不可避免的杂质;所述镁合金的微观组织中含有MgZnCaSm相、MgZnSm相以及 α -Mn相;其中,尺寸在200nm以下的MgZnCaSm相、MgZnSm相占总MgZnCaSm相、MgZnSm相面积含量的80%以上,尺寸在5~20nm以下的 α -Mn相占总 α -Mn相面积含量的80%以上;所述镁合金的微观组织中含有不可动位错和<c+a>位错,所述不可动位错的占比为30~60%,所述<c+a>位错的占比为30%~60%。

2. 根据权利要求1所述的高强韧镁合金,其特征在于:所述镁合金的抗拉强度为400MPa~450MPa,屈服强度为390MPa~420MPa,延伸率为15%以上。

3. 一种权利要求1至2任一权利要求所述的高强韧镁合金的制备方法,其特征在于:包括以下步骤:

1) 镁合金铸棒制备:将Mg锭、Zn锭、Mg-Sm中间合金、Mg-Mn中间合金、Mg-Ca中间合金放入熔炼炉中熔炼,铸造出镁合金铸棒;

2) 正向挤压:将镁合金铸棒和挤压模具在270~320℃下预热1.5~3.0h,挤压机盛锭筒预热至270~300℃,挤压比8:1~25:1,挤压速度0.1~1.0mm/s,经挤压变形后制备出变形镁合金棒材;

3) 退火处理:将变形镁合金棒材在300~350℃退火10~30分钟,得到高强韧镁合金。

4. 根据权利要求3所述的高强韧镁合金的制备方法,其特征在于:所述步骤1)包括以下步骤工艺:

a) 将Mg锭、Zn锭、Mg-Sm中间合金、Mg-Mn中间合金、Mg-Ca中间合金在200~300℃烘干;

b) 在SF₆+CO₂气体保护下,将Mg锭在680~730℃熔化;

c) 在710~750℃,将Zn锭、Mg-Mn中间合金加入镁熔体中,充分搅拌至熔化;

d) 在710~750℃,将Mg-Sm中间合金加入镁熔体中,充分搅拌至熔化;

e) 在710~750℃,将Mg-Ca中间合金加入镁熔体中,充分搅拌至熔化;

f) 将熔体升温至760~780℃,通入Ar气精炼10~15分钟,降温至740~750℃,静置30~40分钟,待温度降低至700~720℃,刮出熔体表面的浮渣;

g) 铸造:采用半连续铸造,浇铸温度:700℃~720℃;铸造速度:100mm/min~200 mm/min;冷却水流量:50L/min~100L/min,得到镁合金铸棒。

一种高强韧镁合金及其制备方法

技术领域

[0001] 本发明属于镁合金技术领域,具体涉及一种高强韧镁合金及其制备方法。

背景技术

[0002] 镁合金作为最轻的金属结构材料,具有密度小、比强度高、导热性好和阻尼减震性能优良等一系列优点,在航天航空、交通运输和移动通讯等领域有着广泛的应用前景。然而,传统镁合金的强度不高,导致其在实际应用中仍然面临一些挑战。目前,研究者们主要通过合金化、塑性变形和热处理等方法对镁合金的微观组织进行调控,以期获得综合力学性能优异的新型镁合金,进而满足实际应用需求。

[0003] 已有研究表明,在镁合金中添加稀土元素能够显著提高合金的力学性能,如添加Gd和Y的镁合金,其经变形及时效处理后的抗拉强度达到500MPa,但由于加入高含量的稀土元素增加了合金的密度和成本,因此,需要开发低稀土含量的高强变形镁合金材料,以此来降低合金的成本。近年来,通过添加稀土Sm获得高性能变形镁合金材料受到很多关注。

[0004] 专利(CN105088038A)提出了一种高导热耐腐蚀的Mg-1.5~6%Sm-0.001~1.2%Ca-0.5~3.0%Zn-0.3~2.5%Mn合金,其挤压变形工艺为:铸锭在350-420℃进行2-24h均匀化处理,挤压速度0.1-6mm/s,挤压比14-30,挤后水淬,但没有对挤压变形后的热处理工艺和挤压变形后的力学性能作出说明;管凯等通过对Mg-3.5Sm-0.6Zn-0.5Zr合金进行挤压得到了细小的动态再结晶晶粒(~0.47 μ m),进一步经T5时效处理后,使得该合金的屈服强度达到了~416MPa,延伸率~5.1%;专利(CN111485453.A)提出了一种含钕钐轻稀土元素及高Mn含量的变形镁合金及其制备方法,其质量成分比成分为:钙:0.3-1.9%;铝:0.3-1.5%;锌:0.2-1.7%;锰:0.3-2.8%;轻稀土(钕或钐):0.3-3.0%,材料通过均匀化处理和反向挤压可以获得抗拉强度达到368-435MPa的力学性能,延伸率4-13%,但这种合金的不足之处在于该专利合金在抗拉强度达到390MPa以上时的延伸率不到10%,表现出明显的强度和塑性不匹配。

[0005] 目前,高强度、低断裂延伸率是高强变形镁合金材料普遍存在的问题,这大大限制了其应用,因此,开发高强度、高断裂延伸率对于推动镁合金材料的应用具有非常重要的意义。

发明内容

[0006] 本发明所要解决的第一个技术问题是提供一种具有高强度的同时具有高延伸率的高强韧镁合金。

[0007] 本发明解决第一个技术问题所采用的技术方案为:一种高强韧镁合金,其特征在于,镁合金的质量百分比组成为Sm:1.7wt%~2.5wt%,Mn:0.4wt%~0.8wt%,Ca:0.2wt%~0.6wt%,Zn:0.2wt%~0.6wt%,余量为Mg及不可避免的杂质;所述镁合金的微观组织中含有MgZnCaSm相、MgZnSm相以及 α -Mn相;其中,尺寸在200nm以下的MgZnCaSm相、MgZnSm相占总MgZnCaSm相、MgZnSm相面积含量的80%以上,尺寸在5~20nm以下的 α -Mn相占总 α -Mn相面

积含量的80%以上。

[0008] 作为优选,所述镁合金的微观组织中含有不可动位错和<c+a>位错,所述不可动位错的占比为30~60%,所述<c+a>位错的占比为30%~60%。通过调整不可动位错和<c+a>位错的比例关系,即能够保持高的强度,也能够获得高塑韧性。

[0009] 作为优选,所述镁合金的抗拉强度为400MPa~450MPa,屈服强度为390MPa~420MPa,延伸率为15%以上。

[0010] 作为优选,所述镁合金的屈强比为0.95以上。

[0011] 本发明所要解决的第二个技术问题是提供一种高强韧镁合金的制备方法。

[0012] 本发明解决第二个技术问题所采用的技术方案为:一种高强韧镁合金的制备方法,其特征在于:包括以下步骤:

[0013] 1) 镁合金铸棒制备:将Mg锭、Zn锭、Mg-Sm中间合金、Mg-Mn中间合金、Mg-Ca中间合金放入熔炼炉中熔炼,铸造出镁合金铸棒;

[0014] 2) 正向挤压:将镁合金铸棒和挤压模具在270~320℃下预热1.5~3.0h,挤压机盛锭筒预热至270~300℃,挤压比8:1~25:1,挤压速度0.1~1.0mm/s,经挤压变形后制备出变形镁合金棒材;

[0015] 3) 退火处理:将变形镁合金棒材在300~350℃退火10~30分钟,得到高强韧镁合金。

[0016] 作为优选,所述步骤1)包括以下步骤工艺:

[0017] a) 将Mg锭、Zn锭、Mg-Sm中间合金、Mg-Mn中间合金、Mg-Ca中间合金在200~300℃烘干;

[0018] b) 在SF₆+CO₂气体保护下,将Mg锭在680~730℃熔化;

[0019] c) 在710~750℃,将Zn锭、Mg-Mn中间合金加入镁熔体中,充分搅拌至熔化;

[0020] d) 在710~750℃,将Mg-Sm中间合金加入镁熔体中,充分搅拌至熔化;

[0021] e) 在710~750℃,将Mg-Ca中间合金加入镁熔体中,充分搅拌至熔化;

[0022] f) 将熔体升温至760~780℃,通入Ar气精炼10~15分钟,降温至740~750℃,静置30~40分钟,待温度降低至700~720℃,刮出熔体表面的浮渣;

[0023] g) 铸造:采用半连续铸造,浇铸温度:700℃~720℃;铸造速度:100mm/min~200mm/min;冷却水流量:50L/min~100L/min,得到镁合金铸棒。

[0024] 与现有技术相比,本发明的优点在于:

[0025] 1) 本发明通过控制Sm、Mg、Zn、Ca、Mn的添加量,一方面:稀土Sm与Mg、Zn、Ca形成大量的MgZnCaSm和MgZnSm纳米相,在合金组织中还存在大量的α-Mn纳米相,这些纳米相起到强化镁基体的作用,提高了合金的强度,且该纳米相尺寸细小,能够弥散分布在镁合金基体上,对基体的延伸率影响不大,能够实现镁合金的抗拉强度为400MPa~450MPa,屈服强度为390MPa~420MPa,延伸率为15%以上。

[0026] 2) 本发明采用热挤压+退火处理的方式制备镁合金棒材,一方面:在挤压条件下合金组织内出现高位错密度,但由于主要是不可动位错,因此材料在挤压条件下的强韧性差,在经过退火处理后,这些高密度不可动位错转变为易滑移的<c+a>位错,使材料的强韧性大幅度提高。

附图说明

[0027] 图1为本发明实施例1中镁合金退火态微观组织照片。其中图(a)中1为MgZnCaSm相或者MgZnSm相,2为镁合金基体相;图(b)中1为MgZnCaSm相或者MgZnSm相,2为镁合金基体相,在镁合金基体上弥散分布 α -Mn纳米相。

[0028] 图2为本发明实施例1中镁合金退火态微观组织照片。其中图(a)中1为 α -Mn纳米相;图(b)为图(a)的放大图;图(c)、图(d)为 α -Mn纳米相的电子衍射图。

具体实施方式

[0029] 以下结合附图实施例对本发明作进一步详细描述。

[0030] 实施例1:

[0031] 本实施例高强韧镁合金的质量百分比组成:Sm:2.0%,Mn:0.8%,Ca:0.6%,Zn:0.5%,余量为Mg及不可避免的杂质。

[0032] 本实施例高强韧镁合金的制备包括以下步骤:

[0033] 1) 镁合金铸棒制备:

[0034] a) 按照镁合金的合金成分,计算所需的Mg锭、Zn锭、Mg-25Sm中间合金、Mg-10Mn中间合金、Mg-25Ca中间合金的各自重量并备料,在300℃烘干,烘干时间1.5h;

[0035] b) 在SF₆+CO₂气体保护下,将烘干好的纯Mg锭放入已预热至550℃的坩埚中,炉温升至730℃,直至Mg完全熔化;

[0036] c) 在730℃,将烘干好的纯Zn锭、Mg-10Mn中间合金加入镁熔体中,充分搅拌至熔化;

[0037] d) 在730℃,将烘干好的Mg-25Sm中间合金加入镁熔体中,充分搅拌至熔化;

[0038] e) 在730℃,将烘干好的Mg-25Ca中间合金加入镁熔体中,充分搅拌至熔化;

[0039] f) 将熔体升温至770℃,通入预热后的Ar气进行精炼15分钟,降温至740℃静置30分钟,待温度降低到710℃,刮出熔体表面的浮渣;

[0040] g) 进行半连续铸锭,合金浇铸温度:710℃;铸造速度:100mm/min;冷却水流量:70L/min,得到镁合金铸棒。

[0041] 2) 正向挤压:将镁合金铸棒剥皮,将剥皮后的铸棒和挤压模具在300℃电阻炉中预热1.5h,挤压机盛锭筒预热至290℃,挤压比20:1,挤压速度0.1mm/s,经挤压变形后制备出变形镁合金棒材。

[0042] 3) 退火处理:变形镁合金棒材在320℃退火15分钟,得到高强韧镁合金。

[0043] 参见附图1、附图2,镁合金的微观组织中含有MgZnCaSm相、MgZnSm相以及 α -Mn相;其中,尺寸在200nm以下的MgZnCaSm相、MgZnSm相占总MgZnCaSm相、MgZnSm相面积含量的80%以上,尺寸在5~20nm以下的 α -Mn相占总 α -Mn相面积含量的80%以上。

[0044] 实施例2

[0045] 本实施例2与实施例1不同的是:半连续铸锭的浇注速度150mm/min,冷却水流量:90L/min,剥皮后的铸棒和挤压模具在270℃电阻炉中预热1.5h,挤压机盛锭筒预热至270℃,挤压比16:1,挤压变形镁合金挤压棒材在300℃,退火15分钟。

[0046] 实施例3

[0047] 本实施例与实施例1不同的是,镁合金的质量百分比组成为Sm:1.7%,Mn:0.8%,

Ca:0.5%, Zn:0.5%, 余量为Mg及不可避免的杂质, 剥皮后的铸棒和挤压模具在270℃电阻炉中预热2h, 挤压速度1mm/s, 挤压变形镁合金挤压棒材在350℃, 退火15分钟。

[0048] 实施例4

[0049] 本实施例与实施例1不同的是, 镁合金的质量百分比组成为Sm:2.5%, Mn:0.8%, Ca:0.4%, Zn:0.5%, 余量为Mg及不可避免的杂质, 剥皮后的铸棒和挤压模具在320℃电阻炉中预热1.5h, 挤压比18:1。

[0050] 实施例5

[0051] 本实施例与实施例1不同的是, 镁合金的质量百分比组成为Sm:2.5%, Mn:0.8%, Ca:0.4%, Zn:0.5%, 余量为Mg及不可避免的杂质, 剥皮后的铸棒和挤压模具在320℃电阻炉中预热1.5h, 挤压比24:1, 挤压速度0.2mm/s。

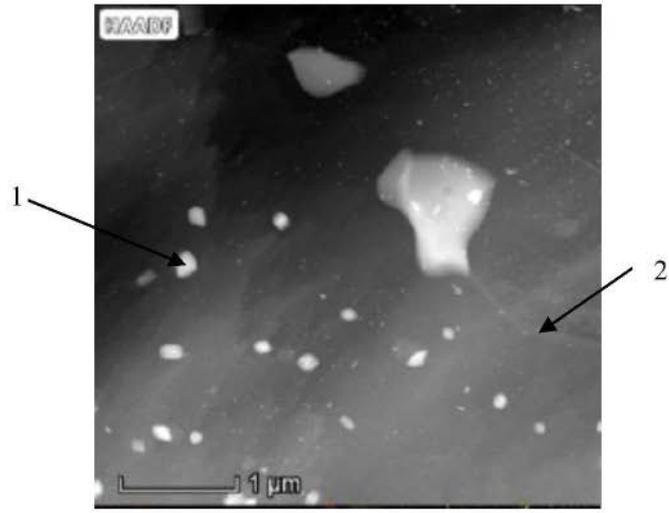
[0052] 对比例: 对比例与实施例1不同的是, 没有在挤压后进行退火处理。

[0053] 对于上述实施例1~实施例5以及对比例所得到的变形镁合金进行室温拉伸性能测试, 测试结果如表1所示。

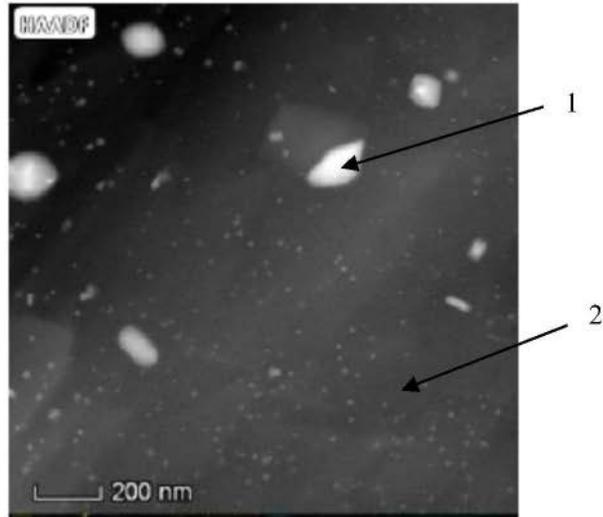
[0054] 表1本发明实施例和对比例的微观组织、力学性能

[0055]

编号	不可动位错 的面积 含量/%	<c+a>位错 的面积含量 /%	屈服强度 (MPa)	抗拉强度 (MPa)	延伸率 (%)
实施例 1	38	56	413	430	20
实施例 2	41	53	395	408	18
实施例 3	41	47	393	401	15
实施例 4	45	47	401	418	15
实施例 5	43	52	405	421	17
对比例	64	30	443	451	3



(a)



(b)

图1

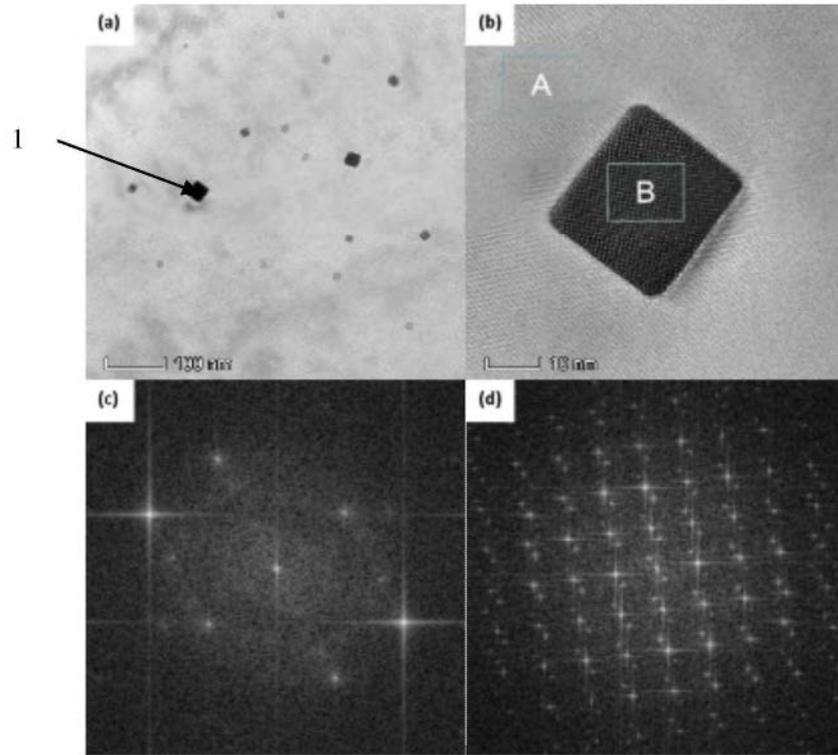


图2