



## (12) 发明专利申请

(10) 申请公布号 CN 114672739 A

(43) 申请公布日 2022.06.28

(21) 申请号 202210417370.X

C22C 38/02 (2006.01)

(22) 申请日 2022.04.20

C22C 33/04 (2006.01)

(71) 申请人 攀钢集团攀枝花钢铁研究院有限公司

C21D 8/02 (2006.01)

地址 617000 四川省攀枝花市东区桃源街  
90号

C21D 1/26 (2006.01)

(72) 发明人 余灿生 苏冠侨 常智渊 郑之旺  
陈述 蔡晓文

(74) 专利代理机构 成都虹桥专利事务所(普通  
合伙) 51124

专利代理人 蒋勇

(51) Int.Cl.

C22C 38/12 (2006.01)

C22C 38/06 (2006.01)

C22C 38/04 (2006.01)

权利要求书1页 说明书5页 附图2页

(54) 发明名称

一种逆相变钒微合金化轻质高强钢及其生  
产方法

(57) 摘要

本发明涉及一种逆相变钒微合金化轻质高  
强钢及其生产方法,属于冶金生产工艺技术领  
域。提供一种加工性能相对好的轻质高强钢及其  
生产方法。所述的轻质高强钢为一种含有下述  
重量份组分的热轧钢板,所述的重量份组分为C:  
0.12%~0.28%,Si:0.15~0.55%,Mn:3.3%~  
4.6%,P≤0.020%,S≤0.010%,Als:2.7%~  
3.3%,V:0.022~0.066%,其余元素是Fe及不可  
避免的杂质;所述生产方法包括冶炼工序、热轧  
工序、逆相变退火几个步骤。



1. 一种逆相变钒微合金化轻质高强钢，其特征在于：所述的轻质高强钢为一种包含有下述重量份组分的热轧钢板，所述的重量份组分为C:0.12%~0.28%，Si:0.15~0.55%，Mn:3.3%~4.6%，P≤0.020%，S≤0.010%，Als:2.7%~3.3%，V:0.022~0.066%，其余元素是Fe及不可避免的杂质；

完成逆相变退火后的所述轻质高强钢的屈服强度为520~610MPa，抗拉强度为730~820MPa，伸长率A50为35.0~43.5%；其组织由5%-10%的条带状铁素体+43%-50%的铁素体+38%-44%的板条状马氏体+8%-12%的残余奥氏体构成。

2. 如权利要求1所述的一种逆相变钒微合金化轻质高强钢，其特征在于：所述的重量份组分为C:0.21~0.26%，Si:0.23~0.28%，Mn:3.7~4.3%，Al:2.9~3.2%，P≤0.015%，S≤0.010%，V:0.035~0.042%，余量为Fe及不可避免杂质。

3. 用于权利要求1或2所述轻质高强钢的生产方法，其特征在于：所述的生产方法至少包括冶炼工序、热轧工序、逆相变退火几个步骤；

其中，冶炼工序：根据轻质高强钢的化学成分进行冶炼，通过铸造成板坯；

热轧工序：将板坯缓慢加热至1230±20℃并保温5小时后出炉，利用除磷设备去除表面氧化铁皮，热轧机组进行带钢轧制到相应的厚度规格，其终轧温度为870-930℃，卷取温度为660-720℃；

逆相变退火：利用罩式退火炉以4~7℃/min的速度将带钢缓慢加热至810~840℃，保温4~6小时后随炉冷却至室温。

4. 如权利要求3所述轻质高强钢的生产方法，其特征在于：逆相变退火后带钢中的C、Mn、Al元素共同作用后以 $\kappa$ -碳化物形式存在，其中 $\kappa$ -碳化物的化学式为 $(Fe,Mn)_3AlC$ 。

## 一种逆相变钒微合金化轻质高强钢及其生产方法

### 技术领域

[0001] 本发明涉及一种逆相变钒微合金化轻质高强钢，属于冶金生产工艺技术领域。本发明还涉及一种用于所述轻质高强钢的生产方法。

### 背景技术

[0002] 在汽车以及一些其他行业的生产过程中，经常需要使用到一些对轻量化具备一定要求的结构钢件，但这种轻量化钢件自身的强度并不能保证结构的刚度，因此，需要降低高强度钢材的密度来满足这些轻量化结构件的要求。现有技术一般通过对钢中成分的种类和添加量进行改变来获得所需的低密度钢材，从而满足不断发展的工业及制造业的需求。其中，在高锰钢中加入铝成分，因为铝的密度低、延展性好、表面易形成氧化膜，可以使用轻质 Fe-Mn-Al-C 钢具有低密度、良好的延展性和抗腐蚀性能等。且通过调整锰铝合金的添加量，可以得到材料良好的力学性能，从而可以在减少密度的同时，保留较好组织性能和机械性能。但是，一方面对于材料内部各种成分的调整并没有一个固定的范围，很难确定高性能值的组分范围，另一方面钢的性能不仅取决于材料的成分，还取决于钢的制备工艺，因此，怎样取得一个合适的材料组分范围的同时，对该组分范围内的材料采取合理的制备工艺是需要研究的一个重要问题。

[0003] 公开号为CN 111926264 A的发明公布了一种低密度钢及其制造方法，其按重量百分比计的化学成分为：0.8-1.6% C、6.0-9.5% Al、Mn+Nb+V+Mo+Ti 之和≤8%、以及余量的Fe 和不可避免的杂质元素。将热轧钢加热至Ac1以上，且低于临界温度点Ac3以下20-130℃区间，保温1-60min；冷却至临界温度点Ac1以下0-50℃，冷却速率为0.1-200℃/h，续冷却至室温。该申请的技术存在C含量过高材料的焊接性能较差，轧制工艺模糊不具参考性，贵金属含量较高 (Mn+Nb+V+Mo+Ti≤8%)，进而造成合金成本高等缺陷。

[0004] 公开号为CN 110438315 A的发明公布了一种改善Fe-Mn-Al-C系TRIP钢力学性能的热处理方法，其按重量百分比计的化学成分为：C 0.1~0.2%，Mn 12~15%，Al 2~3%，其余为Fe和不可避免的杂质。钢锭加热至1200-1230℃并保温2-2.5h后，将钢锭锻造为钢坯；锻造好的坯料放到加热炉中在1200-1250℃下保温2-2.5h，然后开始轧制，开轧温度为1150-1200℃，终轧温度为850-900℃以不低于100℃/h的冷速淬火至590~750℃之间，保温1-1.5h后，水淬至室温工件的回火温度为200-220℃，并保温30-50min，随后空冷至室温。该申请由于其含有贵重合金Nb和相对较多的Cr导致合金成本上升，热轧后快速冷却至590~750℃，后保温再淬火工艺复杂，实现难度大。

### 发明内容

[0005] 本发明所要解决的技术问题是：提供一种加工性能相对好的逆相变钒微合金化轻质高强钢，本发明还提供一种用于所述轻质高强钢的生产方法。

[0006] 为解决上述技术问题所采用的技术方案是：一种逆相变钒微合金化轻质高强钢，所述的轻质高强钢为一种包含有下述重量份组分的热轧钢板，所述的重量份组分为C：

0.12%~0.28%, Si: 0.15~0.55%, Mn: 3.3%~4.6%, P≤0.020%, S≤0.010%, Als: 2.7%~3.3%, V: 0.022~0.066%, 其余元素是Fe及不可避免的杂质;

[0007] 完成逆相变退火后的所述轻质高强钢的屈服强度为520~610MPa, 抗拉强度为730~820MPa, 伸长率A50为35.0~43.5%; 其组织由5%-10%的条带状δ铁素体+43%-50%的铁素体+38%-44%的板条状马氏体+8%-12%的残余奥氏体构成。

[0008] 进一步的是, 所述的重量份组分为C: 0.21~0.26%, Si: 0.23~0.28%, Mn: 3.7~4.3%, Al: 2.9~3.2%, P≤0.015%, S≤0.010%, V: 0.035~0.042%, 余量为Fe及不可避免杂质。

[0009] 用于上述轻质高强钢的生产方法, 所述的生产方法至少包括冶炼工序、热轧工序、逆相变退火几个步骤;

[0010] 其中, 冶炼工序: 根据轻质高强钢的化学成分进行冶炼, 通过铸造成板坯;

[0011] 热轧工序: 将板坯缓慢加热至1230±20℃并保温5小时后出炉, 利用除磷设备去除表面氧化铁皮, 热轧机组进行带钢轧制到相应的厚度规格, 其终轧温度为870~930℃, 卷取温度为660~720℃;

[0012] 逆相变退火: 利用罩式退火炉以4~7℃/min的速度将带钢缓慢加热至810~840℃, 保温4~6小时后随炉冷却至室温。

[0013] 优选的, 逆相变退火后带钢中的C、Mn、Al元素共同作用后以 $\kappa$ -碳化物形式存在, 其中 $\kappa$ -碳化物的化学式为(Fe, Mn)<sub>3</sub>AlC。

[0014] 本发明的有益效果是: 本发明通过添加轻质元素C、Al等降低钢铁的密度, 在保证产品强塑性的基础上减轻重量, 从而促进汽车用钢轻量化。同时利用Al抑制渗碳体的析出使碳元素向剩余奥氏体中富集, 提高淬透性。添加一定量的Mn元素, 扩大奥氏体区范围中和Al添加带的奥氏体相区缩小的不利影响, 添加微合金元素(V)细化晶粒与沉淀析出有效改善产品的强塑性。通过逆相变退火实现马氏体向奥氏体转变, 在塑性变形过程中发挥形变诱导塑性作用, 有效改善产品的断后伸长率, 获得良好的强塑性。通过本发明的轻质高强钢生产方法, 从而得到屈服强度为520~610MPa, 抗拉强度为730~820MPa, 伸长率A50为35.0~43.5%; 其组织由5%-10%的条带状δ铁素体+43%-50%的铁素体+38%-44%的板条状马氏体+8%-12%的残余奥氏体构成轻质高强钢。

## 附图说明

[0015] 图1为本发明轻质高强钢涉及到的带钢金相照片;

[0016] 图2为本发明轻质高强钢涉及到的带钢扫描照片;

[0017] 图3为本发明轻质高强钢涉及到的带钢残余奥氏体测定分布图。

## 具体实施方式

[0018] 如图1、如2、图3所示, 一种逆相变钒微合金化轻质高强钢, 所述的轻质高强钢为一种包含有下述重量份组分的热轧钢板, 所述的重量份组分为C: 0.12%~0.28%, Si: 0.15~0.55%, Mn: 3.3%~4.6%, P≤0.020%, S≤0.010%, Als: 2.7%~3.3%, V: 0.022~0.066%, 其余元素是Fe及不可避免的杂质;

[0019] 完成逆相变退火后的所述轻质高强钢的屈服强度为520~610MPa, 抗拉强度为730

~820MPa,伸长率A50为35.0~43.5%;其组织由5%-10%的条带状δ铁素体+43%-50%的铁素体+38%-44%的板条状马氏体+8%-12%的残余奥氏体构成。

[0020] 更具体的,所述的重量份组分为C:0.21~0.26%,Si:0.23~0.28%,Mn:3.7~4.3%,Al:2.9~3.2%,P≤0.015%,S≤0.010%,V:0.035~0.042%,余量为Fe及不可避免杂质。

[0021] 用于上述轻质高强钢的生产方法,所述的生产方法至少包括冶炼工序、热轧工序、逆相变退火几个步骤;

[0022] 其中,冶炼工序:根据轻质高强钢的化学成分进行冶炼,通过铸造成板坯;

[0023] 热轧工序:将板坯缓慢加热至1230±20℃并保温5小时后出炉,利用除磷设备去除表面氧化铁皮,热轧机组进行带钢轧制到相应的厚度规格,其终轧温度为870-930℃,卷取温度为660-720℃;

[0024] 逆相变退火:利用罩式退火炉以4~7℃/min的速度将带钢缓慢加热至810~840℃,保温4~6小时后随炉冷却至室温。

[0025] 逆相变退火后带钢中的C、Mn、Al元素共同作用后以κ-碳化物形式存在,其中κ-碳化物的化学式为(Fe,Mn)3AlC。

[0026] 合金元素在逆相变钒微合金化轻质高强钢中的作用:

[0027] 碳:C是钢中重要的奥氏体元素,能够稳定奥氏体组织,也能够促进降低密度。同时,C能够和钢中V作用生成纳米级碳化物VC,和Mn、Al元素共同作用生成κ-碳化物((Fe,Mn)3AlC),二者共同作用产生析出强化,提高钢的强度。C含量过低会造成钢中奥氏体组织不稳定,钢中碳化物析出量减少,低密度钢的强度和韧性降低。但C含量过高会促进奥氏体晶界粗大κ-碳化物的形成,破坏低密度钢的延伸率,因此,本发明的C含量为0.12%~0.28%,优选为0.21~0.26%。

[0028] 硅:Si能固溶于铁素体和奥氏体中提高钢的强度,其作用仅次于C、P,较Mn、Cr、Ti和Ni等元素强;Si还可以抑制铁素体中碳化物的析出,使固溶C原子充分向奥氏体中富集,从而提高其稳定性过低的Si含量难以在室温获得残余奥氏体。然而,Si含量过高时,Si在加热炉中形成的表面氧化铁皮很难去除,增加了除磷难度;同时在退火过程中易向表面富集形成SiO<sub>2</sub>,从而导致漏镀等表面缺陷。因此,本发明Si含量为0.15~0.55%,优选为0.23~0.28%。

[0029] 锰:Mn是奥氏体化元素,添加Mn元素可扩大奥氏体相区并提高奥氏体含量,提高钢的层错能,抑制马氏体相变,使其在形变过程中产生密集的孪晶,并有效提高钢的伸长率,但锰含量大幅增加后会使得成本上升,同时偏析严重。因此,在本发明中Mn含量为3.3%~4.6%,优选为3.7~4.3%。

[0030] 铝:Al的密度为2.7g/cm<sup>3</sup>,远低于7.85g/cm<sup>3</sup>的Fe密度,可以明显降低材料密度。一定的Al含量还可以显著提高钢的热变形抗力,提高钢的耐蚀性,延迟动态开裂,并且Al还可以显著提高钢的层错能,改变变形机理,含Al的中锰钢在发生猛烈碰撞时可以有一定的缓冲作用。但考虑到Al是强铁素体化元素,过高的Al含量易促进铁素体相的形成,降低奥氏体相含量。因此,本发明中Al含量为2.7%~3.3%,优选为2.9~3.2%。

[0031] 钒:V:主要是利用V的细晶强化和析出强化作用。V能充分溶解在奥氏体中并且在先共析铁素体析出细小V(C,N)粒子,这种析出能明显提高钢的强度。此外,在奥氏体中高的

V(C,N)溶解度允许使用较低的再加热温度,这意味着较低的生产成本。本发明钢的变形机制以位错滑移为主,V的加入可以在钢中析出细小的沉淀相,这些沉淀相一方面可以提高形核率、阻碍晶粒长大来细化晶粒;另一方面可以阻碍位错运动来提高强度,使得最终获得良好的综合力学性能。因此将V含量以质量百分比计定在0.022~0.066%范围内,优选0.035~0.042%。

[0032] 综上所述,本发明通过添加轻质元素C、Al等降低钢铁的密度,在保证产品强塑性的基础上减轻重量,从而促进汽车用钢轻量化。同时利用Al抑制渗碳体的析出使碳元素向剩余奥氏体中富集,提高淬透性。添加一定量的Mn元素,扩大奥氏体区范围中和Al添加带的奥氏体相区缩小的不利影响,添加微合金元素(V)细化晶粒与沉淀析出有效改善产品的强塑性。通过逆相变退火实现马氏体向奥氏体转变,在塑性变形过程中发挥形变诱导塑性作用,有效改善产品的断后伸长率,获得良好的强塑性。通过本发明的轻质高强钢生产方法,从而得到屈服强度为520~610MPa,抗拉强度为730~820MPa,伸长率A50为35.0~43.5%;其组织由5%-10%的条带状δ铁素体+43%-50%的铁素体+38%-44%的板条状马氏体+8%-12%的残余奥氏体构成轻质高强钢。

[0033] 实施例1

[0034] 本实施例提供了两组钒微合金化轻质高强钢,其化成成分如表1所示;

[0035] 表1逆相变钒微合金化轻质高强钢化学成分 (wt. %)

编号	C	Si	Mn	P	S	V	Als
1	0.223	0.25	3.92	0.015	0.008	0.040	2.75
2	0.230	0.27	4.06	0.010	0.005	0.037	2.93

[0037] 上述钒微合金化轻质高强钢板的制备方法,具体工艺如下:

[0038] A、冶炼工序:经过冶炼工艺,制备如表1所示化学成分的轻质钢钢板坯;

[0039] B、热轧工序:将板坯经过加热、热轧和热卷取,具体热轧工艺参数如表2所示;

[0040] 表2逆相变钒微合金化轧轻质高强钢热轧主要工艺参数

编号	开轧温度/°C	终轧温度/°C	卷取温度/°C
1	1063	902	702
2	1025	893	687

[0042] C、逆相变退火:利用罩式退火炉将带钢缓慢加热至目标温度、保温一段时间后随炉冷却,参数见表3所示

[0043] 表3逆相变钒微合金化轻质高强钢主要工艺参数

编号	加热速度°C/min	退火温度/°C	保温时间/°C
1	5.3	823	5.5
2	5.8	811	5.0

[0045] 经上述工艺制备的钒微合金化轻质高强钢其微观组织如图1所示,按照GB/T228-2010《金属材料室温拉伸试验方法》测试上述轻质高强钢性能,其力学性能如下表4所示:

[0046] 表4逆相变钒微合金化轧轻质高强钢力学性能

[0047]

编号	屈服强度 /MPa	抗拉强度 /MPa	延伸率 %
1	562	752	39.5
2	593	800	36.0
CN 111926264 A		917	9.7
CN 105803334 A		1124	28.3



图1

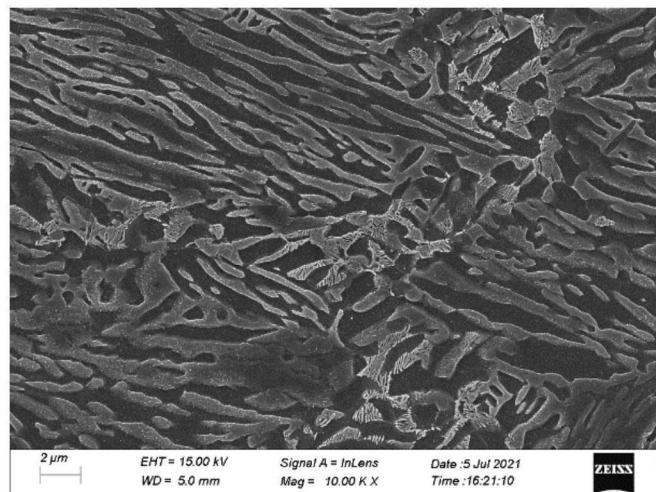


图2

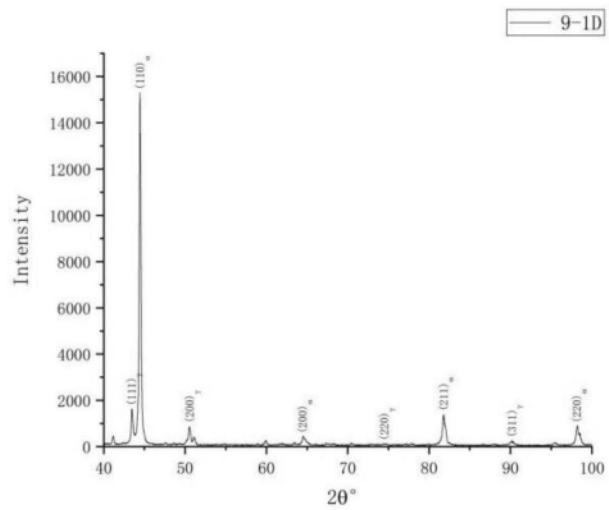


图3