



(12)发明专利

(10)授权公告号 CN 106086638 B

(45)授权公告日 2018.08.21

(21)申请号 201610439055.1

(51)Int.Cl.

(22)申请日 2016.06.17

G22C 38/04(2006.01)

(65)同一申请的已公布的文献号

G22C 38/02(2006.01)

申请公布号 CN 106086638 A

G22C 38/06(2006.01)

(43)申请公布日 2016.11.09

G22C 38/18(2006.01)

(73)专利权人 首钢集团有限公司

G22C 38/12(2006.01)

地址 100041 北京市石景山区石景山路68号

G21D 8/02(2006.01)

G21D 6/00(2006.01)

审查员 张涛

(72)发明人 王勇围 邝霜 韩赟 姜英花

黄学启 季晨曦 李一丁 孙建立

张环宇 庞二帅 王保勇 韩志刚

鲍成人

(74)专利代理机构 北京华沛德权律师事务所

11302

代理人 马苗苗

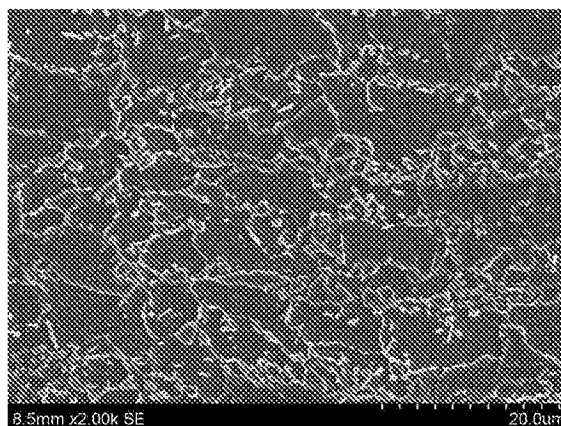
权利要求书1页 说明书6页 附图1页

(54)发明名称

一种镀锌双相钢及其生产方法

(57)摘要

本发明属于冷轧钢技术领域,公开了一种镀锌双相钢及其生产方法。其组分及重量百分比含量为:C:0.085~0.115%,Si:0.15~0.24%,Mn:1.45~1.55%,P:≤0.015%,S:≤0.005%,Al:0.025~0.065%,Cr:0.14~0.24%,Mo:0.24~0.29%,N:≤0.006%,其余为铁和其他不可避免杂质。生产方法:KR脱硫处理、转炉炼钢、LF+RH精炼处理、RH钙处理、连铸、钢坯加热、粗轧、精轧、层流冷却、卷取;开卷、酸洗、冷连轧、卷取;开卷、清洗、退火、镀锌、光整、卷取。本发明的镀锌双相钢通过成分设计,工艺控制,在有无快冷段的退火产线均适用。



1. 一种镀锌双相钢的方法,其特征在于,所述双相钢的组分及重量百分比含量为:C:0.085~0.115%,Si:0.15~0.24%,Mn:1.45~1.55%,P:≤0.015%,S:≤0.005%,Al:0.025~0.065%,Cr:0.14~0.24%,Mo:0.24~0.29%,N:≤0.006%,其余为铁和其他不可避免杂质;

其中,所述镀锌双相钢的屈服强度为350~425MPa,抗拉强度为600~670MPa;所述镀锌双相钢的宽度为1000~1860mm,厚度为0.3~2.5mm,所述镀锌双相钢的断后延伸率 $A_{80}$ 为22~27%, $n_{10-20}$ 值为0.16~0.18;

所述方法包括:

将铁水通过KR脱硫预处理、转炉冶炼、LF+RH精炼处理、RH钙处理、连铸获得铸坯;

将所述铸坯进行加热;经过定宽压力,获得所需要的铸坯宽度;经过粗轧、精轧获得热轧板;再将所述热轧板进行层流冷却,冷却后卷取成热轧卷;

将所述热轧卷开卷切头,酸洗去除其表面氧化铁皮;所述热轧卷通过冷轧获得冷硬卷;将所述冷硬卷开卷切头,经清洗段去除其表面油污;将所述冷硬卷经过连续退火处理获得带钢;将所述带钢经过镀锌、光整后卷取为成品。

2. 如权利要求1所述的生产一种镀锌双相钢的方法,其特征在于:所述铸坯的加热温度为1230~1290℃;所述精轧的终轧温度为860~900℃;所述热轧板卷取温度为640~680℃。

3. 如权利要求1所述的生产一种镀锌双相钢的方法,其特征在于:所述热轧卷通过冷轧时,冷轧压下率为55-75%。

4. 如权利要求1所述的生产一种镀锌双相钢的方法,其特征在于:所述连续退火处理包括退火产线有快冷段和退火产线无快冷段两种方式。

5. 如权利要求4所述的生产一种镀锌双相钢的方法,其特征在于:在所述退火产线有快冷段的条件下,退火温度为760~780℃、均热时间50-120s,缓冷段温度为695~705℃、冷速:2.5~5℃/s,快冷段温度455~465℃、冷速:23~46℃/s,光整延伸率控制在0.2~0.4%。

6. 如权利要求4所述的生产一种镀锌双相钢的方法,其特征在于:在所述退火产线无快冷段的条件下,退火温度为790~810℃、均热时间45-90s,缓冷段温度为455~465℃、冷速:6.7~13.5℃/s,光整延伸率控制在0.3~0.5%。

## 一种镀锌双相钢及其生产方法

### 技术领域

[0001] 本发明涉及冷轧钢技术领域,尤其涉及一种镀锌双相钢及其生产方法。

### 背景技术

[0002] 冷轧带钢主要用于汽车、家电等行业,近几年来我国汽车产量突飞猛进,大大扩充了冷轧薄板的市场容量,尤其是镀锌薄板由于具有良好的耐蚀性能用量日益增加,因此众多钢铁企业将冷轧镀锌薄板定位为高品质、高附加值的拳头产品。此外,随着汽车行业快速发展,为降低汽车能耗,汽车车身必须减重,这就要求汽车更多的使用高强钢。鉴于以上两点,现代汽车工业对冷轧镀锌高强钢的需求和要求越来越高。

[0003] 钢铁生产企业的冷轧镀锌高强钢产线的退火炉按冷却方式来说,分为两种,一是在均热段至镀锌之间带钢先经缓冷段,析出一部分铁素体,然后经过快冷段,快冷至镀锌温度460℃左右,产生少量的贝氏体,这种产线适合传统冷轧镀锌双相钢的生产;二是在均热段至镀锌之间只有缓冷段无快冷段,即带钢从高温经历较长的缓冷段,直接缓冷至460℃(锌锅温度)进锌锅镀锌,这种产线一般适合镀锌软钢的生产。

[0004] 由于镀锌产线退火机组的冷却方式不同,其适合生产的带钢种类也有所区别,对于双相(DP)钢这类高强钢,一般需要从高温快冷至中温区,尽量缩短在中温区的时间以避免中温区形成大量的贝氏体组织。对于钢铁企业而言,当冷轧镀锌双相钢生产任务增大时,只能在其适应的产线生产,不能将所有的产线充分利用,从而导致生产效率和生产能力的降低。生产效能是企业追求的重要目标,因此开发一种不受镀锌之前冷却方式影响的冷轧镀锌双相钢对钢铁企业的经济效益、生产效能意义重大。

### 发明内容

[0005] 本发明所要解决的技术问题是提供一种不受镀锌之前冷却方式影响的冷轧镀锌双相钢及其生产方法。

[0006] 为解决上述技术问题,根据本发明的一个方面,提供了一种镀锌双相钢,其组分及重量百分比含量为:C:0.085~0.115%,Si:0.15~0.24%,Mn:1.45~1.55%,P:≤0.015%,S:≤0.005%,Al:0.025~0.065%,Cr:0.14~0.24%,Mo:0.24~0.29%,N:≤0.006%,其余为铁和其他不可避免杂质。

[0007] 优选的,所述镀锌双相钢的屈服强度为350~425MPa,抗拉强度为600~670MPa。

[0008] 优选的,所述镀锌双相钢的断后延伸率 $A_{80}$ 为22~27%, $n_{10-20}$ 值为0.16~0.18。

[0009] 优选的,所述镀锌双相钢的宽度为1000~1860mm,厚度为0.3~2.5mm。

[0010] 根据本发明的另一个方面,提供一种生产上述镀锌双相钢的方法,包括:

[0011] 将铁水通过KR脱硫预处理、转炉冶炼、LF+RH精炼处理、RH钙处理、连铸获得铸坯;

[0012] 将所述铸坯进行加热;经过定宽压力,获得所需要的铸坯宽度;经过粗轧、精轧获得热轧板;再将所述热轧板进行层流冷却,冷却后卷取成热轧卷;

[0013] 将所述热轧卷开卷切头,酸洗去除其表面氧化铁皮;所述热轧卷通过冷轧获得冷

硬卷;将所述冷硬卷开卷切头,经清洗段去除其表面油污;将所述冷硬卷经过连续退火处理获得带钢;将所述带钢经过镀锌、光整后卷取为成品。

[0014] 优选的,所述铸坯的加热温度为1230~1290℃;所述精轧的终轧温度为860~900℃;所述热轧板卷取温度为640~680℃。

[0015] 优选的,所述热轧卷通过冷轧时,冷轧压下率为55~75%。

[0016] 优选的,所述连续退火处理包括退火产线有快冷段和退火产线无快冷段两种方式。

[0017] 优选的,在所述退火产线有快冷段的条件下,退火温度为760~780℃、均热时间50~120s,缓冷段温度为695~705℃、冷速:2.5~5℃/s,快冷段温度455~465℃、冷速:23~46℃/s,光整延伸率控制在0.2~0.4%。

[0018] 优选的,在所述退火产线无快冷段的条件下,退火温度为790~810℃、均热时间45~90s,缓冷段温度为455~465℃、冷速:6.7~13.5℃/s,光整延伸率控制在0.3~0.5%。

[0019] 本申请实施例中提供的一个或多个技术方案,至少具有如下技术效果或优点:

[0020] 本发明通过合理的成分设计、工艺控制,在有无快冷段的退火产线上均能生产出性能优良的冷轧镀锌双相钢(首钢企业标准中,该钢种要求抗拉强度 $\geq 590\text{MPa}$ , $A_{80} \geq 17\%$ , $n_{10-20} \geq 0.14$ ,本发明提供的双相钢的实际性能指标明显高于要求的下限),合金冶炼简单,显著提高了生产效率。

[0021] 进一步的,双相钢中添加一定量的铬、钼,能有效提高奥氏体淬透性的特性,避免缓冷段析出过多的铁素体组织。

[0022] 进一步的,双相钢中添加一定量的硅,能促进碳向奥氏体中扩散,进一步稳定奥氏体。

[0023] 进一步的,在铬、钼、硅、锰的共同作用下,奥氏体保持稳定,形成了铁素体+马氏体+少量贝氏体的成品组织。带钢的拉伸曲线呈连续屈服状态,符合双相钢的力学性能特点,屈强比低,强韧性配合较好。

[0024] 进一步的,热轧过程中严格控制终轧温度,保证钢中奥氏体晶界等缺陷密度增加,细化后续铁素体+珠光体的热轧态组织。

[0025] 进一步的,严格控制卷取温度,可有效提高热轧基板组织的均匀性,使热轧基板的晶粒细腻均匀,从而改善热轧带状组织,进而减小冷轧再结晶晶粒尺寸,使得冷轧退火组织更加均匀。

[0026] 进一步的,冷轧过程严格控制退火温度、缓冷段温度、快冷段温度,从而有效控制铁素体和奥氏体的体积分数,进而控制马氏体及铁素体的比例,并最终控制成品的力学性能。

[0027] 进一步的,通过冷轧,钢板的形变储能增加,晶粒被压扁、压碎,伸长的铁素体与珠光体相互交错,有利于铁素体晶粒的再结晶细化及奥氏体的形成,但冷轧压下率太大,变形抗力增大,增加了轧机的负荷,浪费能源。冷轧压下率为55~75%,既有利于铁素体晶粒的再结晶细化及奥氏体的形成,又节省了能源。

[0028] 进一步的,光整延伸率控制在0.2~0.5%,有效调整成品板形、粗糙度和屈服强度。

## 附图说明

[0029] 为了更清楚地说明本实施例中的技术方案,下面将对实施例描述中所需要使用的附图作一简单地介绍,显而易见地,下面描述中的附图是本发明的一个实施例,对于本领域普通技术人员来讲,在不付出创造性劳动的前提下,还可以根据这些附图获得其他的附图。

[0030] 图1为本发明实施例提供的一种镀锌双相钢的金相组织图。

[0031] 图2为本发明实施例提供的一种镀锌双相钢生产方法的流程图。

## 具体实施方式

[0032] 本发明在以往冷轧高强钢的基础上,通过控制化学成分和冶炼、轧制、退火等关键工艺参数,获得一种不受镀锌之前冷却方式影响的冷轧镀锌双相钢。

[0033] 本发明中各元素的作用:

[0034] C:碳是形成马氏体的主要元素,钢中碳含量决定了双相钢的硬度和马氏体的形貌;碳属于一种最强的固溶强化元素,增加碳含量能显著提高钢的强度,同时,碳也是一种奥氏体稳定元素,有效提高奥氏体的过冷度。本发明碳的重量百分比含量设定为0.085~0.115%。

[0035] Si:硅是铁素体的固溶强化元素,它加速碳向奥氏体的偏聚,对铁素体中的固溶碳有“清除”和“净化”作用,降低间隙固溶强化并可抑制冷却时粗大碳化物的生成,提高双相钢的延性。此外,硅的含量过高会影响钢板可镀锌能力,为提高钢板的可镀性,硅的含量不宜过高。本发明硅的重量百分比含量设定为0.15~0.24%。

[0036] Mn:锰属于典型奥氏体稳定化元素,可延迟珠光体和贝氏体的形成,提高钢的淬透性,促进快冷冷却过程中形成马氏体,并起到固溶强化和细化铁素体晶粒的作用。但锰在退火过程中会在钢带表面被氧化和沉积,过量的锰将会恶化镀锌浸润性,因此本发明锰的重量百分比含量设定为1.45~1.55%。

[0037] P、S、N:磷、硫、氮均为杂质元素。为了减少对钢的综合性能的不良影响,严格控制钢中的磷、硫、氮的含量。本发明磷的重量百分比含量设定为 $\leq 0.015\%$ ,硫的重量百分比含量设定为 $\leq 0.005\%$ ,氮的重量百分比含量设定为 $\leq 0.006\%$ 。

[0038] Al:铝属于封闭奥氏体相区元素,能够扩大铁素体与奥氏体的两相区,加大热处理工艺的灵活性,有助于保持双相钢性能的稳定性和重现性。此外,铝可以起到一定的细化晶粒强化作用,还可以促进铁素体中碳的扩散,有效净化铁素体。本发明铝的重量百分比含量设定为0.025~0.065%。

[0039] Cr:铬是中强碳化物形成元素,能显著提高钢的淬透性,能强烈推迟珠光体转变和贝氏体转变。铬虽是弱固溶强化元素,但能增大奥氏体的过冷能力,从而细化组织、得到强化效果。本发明铬的重量百分比含量设定为0.14~0.24%。

[0040] Mo:钼属于中强碳化物形成元素,对提高临界区加热时所形成的奥氏体的淬透性具有良好的影响,同时钼对珠光体转变的抑制作用非常明显,从而为了提高钢的淬透性,同时抑制快速冷却过程中珠光体等组织的形成。本发明钼的重量百分比含量设定为0.24~0.29%。

[0041] 镀锌双相钢中添加一定量的铬、钼是为了提高奥氏体淬透性的特性,避免缓冷段

析出过多的铁素体组织。另外,当带钢在中温阶段时稳定奥氏体,减少了奥氏体分解成铁素体+碳化物(贝氏体组织)。成分中添加一定量的硅,由于硅具有“净化”铁素体的作用,能将铁素体中溶解的碳排向剩余奥氏体,进一步提高了剩余奥氏体的稳定性。在铬、钼、硅、锰的共同作用下,在460℃的中温区,奥氏体稳定,在镀锌后的风冷阶段发生大量奥氏体向马氏体相变的转变,形成了铁素体+马氏体+少量贝氏体的组织。少量贝氏体的存在,在性能方面不产生明显的影响,带钢的拉伸曲线呈连续屈服状态,符合双相钢的力学性能特点,屈服比低,强韧性配合较好。

[0042] 本发明采用2250mm热连轧机组、2030mm酸轧联合机组及1550mm或2030mm立式连续退火炉机组。

[0043] 工艺流程为:KR脱硫处理、常规转炉炼钢、LF+RH精炼处理、RH钙处理、连铸、钢坯加热、粗轧、精轧、层流冷却、卷取;开卷、酸洗、冷连轧、卷取;开卷、清洗、退火、镀锌、光整、卷曲。

[0044] 铸坯的冶炼工艺为:铁水经过KR脱硫预处理、常规转炉冶炼、LF+RH精炼处理、RH钙处理、对钢水的化学成分进行准确的控制,然后利用连铸机获得所需要的铸坯。

[0045] 热轧工艺为:先将铸坯加热1230~1290℃,加热时间为3~3.5小时;经过定宽压力,获得所需要的铸坯宽度;再经过除鳞、二辊粗轧和四辊粗轧;再经过精轧机组;层流冷却后卷取。热轧过程中严格控制终轧温度和卷取温度,保证钢中奥氏体晶界等缺陷密度增加,细化后续铁素体+珠光体的热轧态组织,严格控制终轧温度为860~900℃,卷取温度为640~680℃。

[0046] 冷轧工艺为:将热轧卷开卷切头,后经拉矫破鳞进入酸洗槽去除其表面氧化铁皮,然后进入5机架冷连轧机组轧制,压下率为55~75%,后卷取为冷硬卷;再将冷硬卷在退火入口处开卷切头上料,经清洗段去除其表面油污进入立式退火炉、镀锌、风冷,再经过光整机轧制后卷取。退火过程严格控制加热温度、缓冷温度、快冷温度及光整延伸率。在缓冷段和快冷段均有的连退机组,保证加热段温度为760~780℃、均热时间50~120s,缓冷段温度为695~705℃、冷速:2.5~5℃/s,快冷段温度为455~465℃、冷速:23~46℃/s,光整延伸率控制在0.2~0.4%。在只有缓冷段无快冷段的连退机组,保证加热段温度为790~810℃、均热时间45~90s,缓冷段温度为455~465℃、冷速:6.7~13.5℃/s,光整延伸率控制在0.3~0.5%。

[0047] 实施例1

[0048] 将铁水经过KR脱硫处理、常规转炉冶炼、LF+RH精炼处理、RH钙处理、再进行连铸;铸坯熔炼成分为:C:0.095%,Si:0.15%,Mn:1.50%,P:0.010%,S:0.003%,Al:0.035%,Cr:0.20%,Mo:0.29%,N:0.003%,其余为铁和其他不可避免杂质。

[0049] 铸坯加热1270℃,加热时间为3.1小时,终轧温度为880℃,卷取温度为660℃;然后在酸轧机组上开卷拉矫破鳞后进入浅槽紊流酸洗去除其表面氧化铁皮后进入5机架冷连轧机,压下率为65%;最后退火机组入口处开卷、清洗后进入立式退火炉,加热段温度为770℃、均热时间为80s,缓冷段出口温度为700℃、冷速:3.5℃/s,快冷段出口温度为460℃、冷速:23℃/s,然后进锌锅镀锌,出锌锅风冷,再经过0.3%的光整,卷曲,生产出规格为1.5mm×1580mm的DP600+Z。其屈服强度为395MPa、抗拉强度为625MPa、断后延伸率A<sub>80</sub>为22%,n<sub>10-20</sub>值为0.17。

**[0050] 实施例2**

[0051] 将铁水经过KR脱硫处理、常规转炉冶炼、LF+RH精炼处理、RH钙处理、再进行连铸；铸坯熔炼成分为：C:0.110%，Si:0.24%，Mn:1.45%，P:0.010%，S:0.004%，Al:0.055%，Cr:0.16%，Mo:0.27%，N:0.003%，其余为铁和其他不可避免杂质。

[0052] 铸坯加热1260℃，加热时间为3.2小时，终轧温度为880℃，卷取温度为670℃；然后在酸轧机组上开卷拉矫破磷后进入浅槽紊流酸洗去除其表面氧化铁皮后进入5机架冷连轧机，压下率为75%；最后退火机组入口处开卷、清洗后进入立式退火炉，加热段温度为800℃、均热时间80s，缓冷段出口温度为460℃、冷速：10℃/s，然后进锌锅镀锌，出锌锅风冷，再经过0.4%的光整，卷曲，生产出规格为0.85mm×859mm的DP600+Z。其屈服强度为363MPa、抗拉强度为650MPa、断后延伸率A<sub>80</sub>为23%，n<sub>10-20</sub>值为0.17。

**[0053] 实施例3**

[0054] 将铁水经过KR脱硫处理、常规转炉冶炼、LF+RH精炼处理、RH钙处理、再进行连铸；铸坯熔炼成分为：C:0.115%，Si:0.22%，Mn:1.50%，P:0.012%，S:0.004%，Al:0.025%，Cr:0.15%，Mo:0.26%，N:0.002%，其余为铁和其他不可避免杂质。

[0055] 铸坯加热1230℃，加热时间为3.2小时，终轧温度为860℃，卷取温度为660℃；然后在酸轧机组上开卷拉矫破磷后进入浅槽紊流酸洗去除其表面氧化铁皮后进入5机架冷连轧机，压下率为65%；最后退火机组入口处开卷、清洗后进入立式退火炉，加热段温度为760℃、均热时间为60s，缓冷段出口温度为700℃、冷速：5.0℃/s，快冷段出口温度为460℃、冷速：23℃/s，然后进锌锅镀锌，出锌锅风冷，再经过0.4%的光整，卷曲，生产出规格为1.5mm×1580mm的DP600+Z。其屈服强度为400MPa、抗拉强度为645MPa、断后延伸率A<sub>80</sub>为25%，n<sub>10-20</sub>值为0.17。

**[0056] 实施例4**

[0057] 将铁水经过KR脱硫处理、常规转炉冶炼、LF+RH精炼处理、RH钙处理、再进行连铸；铸坯熔炼成分为：C:0.085%，Si:0.17%，Mn:1.45%，P:0.013%，S:0.003%，Al:0.025%，Cr:0.18%，Mo:0.29%，N:0.004%，其余为铁和其他不可避免杂质。

[0058] 铸坯加热1290℃，加热时间为3.0小时，终轧温度为900℃，卷取温度为680℃；然后在酸轧机组上开卷拉矫破磷后进入浅槽紊流酸洗去除其表面氧化铁皮后进入5机架冷连轧机，压下率为70%；最后退火机组入口处开卷、清洗后进入立式退火炉，加热段温度为810℃、均热时间90s，缓冷段出口温度为465℃、冷速：10℃/s，然后进锌锅镀锌，出锌锅风冷，再经过0.5%的光整，卷曲，生产出规格为0.85mm×859mm的DP600+Z。其屈服强度为385MPa、抗拉强度为665MPa、断后延伸率A<sub>80</sub>为23%，n<sub>10-20</sub>值为0.18。

**[0059] 实施例5**

[0060] 将铁水经过KR脱硫处理、常规转炉冶炼、LF+RH精炼处理、RH钙处理、再进行连铸；铸坯熔炼成分为：C:0.097%，Si:0.15%，Mn:1.48%，P:0.010%，S:0.003%，Al:0.055%，Cr:0.24%，Mo:0.28%，N:0.004%，其余为铁和其他不可避免杂质。

[0061] 铸坯加热1250℃，加热时间为3.1小时，终轧温度为860℃，卷取温度为640℃；然后在酸轧机组上开卷拉矫破磷后进入浅槽紊流酸洗去除其表面氧化铁皮后进入5机架冷连轧机，压下率为55%；最后退火机组入口处开卷、清洗后进入立式退火炉，加热段温度为770℃、均热时间为100s，缓冷段出口温度为705℃、冷速：4.5℃/s，快冷段出口温度为465℃、冷

速:30℃/s,然后进锌锅镀锌,出锌锅风冷,再经过0.3%的光整,卷曲,生产出规格为1.5mm×1580mm的DP600+Z。其屈服强度为415MPa、抗拉强度为665MPa、断后延伸率A<sub>80</sub>为24%,n<sub>10-20</sub>值为0.17。

[0062] 本发明实施例提供一种镀锌双相钢及其生产方法至少包括如下技术效果:

[0063] 1、本发明通过合理的成分设计、工艺控制,在有无快冷段的退火产线上均能生产出性能优良的冷轧镀锌双相钢,合金冶炼简单,显著提高了生产效率。

[0064] 2、双相钢中添加一定量的铬、钼,能有效提高奥氏体淬透性的特性,避免缓冷段析出过多的铁素体组织。

[0065] 3、双相钢中添加一定量的硅,硅能促进碳向奥氏体中扩散,进一步稳定奥氏体。

[0066] 4、在铬、钼、硅、锰的共同作用下,奥氏体保持稳定,形成了铁素体+马氏体+少量贝氏体的成品组织。带钢的拉伸曲线呈连续屈服状态,符合双相钢的力学性能特点,屈强比低,强韧性配合较好。

[0067] 5、热轧过程中严格控制终轧温度,保证钢中奥氏体晶界等缺陷密度增加,细化后续铁素体、珠光体的热轧态组织。

[0068] 6、严格控制卷取温度,可有效提高热轧基板组织的均匀性,使热轧基板的晶粒细腻均匀,从而改善热轧带状组织,进而减小冷轧再结晶晶粒尺寸,使得冷轧退火组织更加均匀。

[0069] 7、冷轧过程严格控制退火温度、缓冷段温度、快冷段温度,来有效控制铁素体和奥氏体的体积分数,进而控制马氏体及铁素体的比例,并最终控制成品的力学性能。

[0070] 8、通过冷轧,钢板的形变储能增加,晶粒被压扁、压碎,伸长的铁素体与珠光体相互交错,有利于铁素体晶粒的再结晶细化及奥氏体的形成,但冷轧压下率太大,变形抗力增大,增加了轧机的负荷,浪费能源。冷轧压下率为55~75%,既有利于铁素体晶粒的再结晶细化及奥氏体的形成,又节省了能源。

[0071] 9、光整延伸率控制在0.2~0.5%,有效调整成品板形、粗糙度和屈服强度。

[0072] 最后所应说明的是,以上具体实施方式仅用以说明本发明的技术方案而非限制,尽管参照实例对本发明进行了详细说明,本领域的普通技术人员应当理解,可以对本发明的技术方案进行修改或者等同替换,而不脱离本发明技术方案的精神和范围,其均应涵盖在本发明的权利要求范围当中。



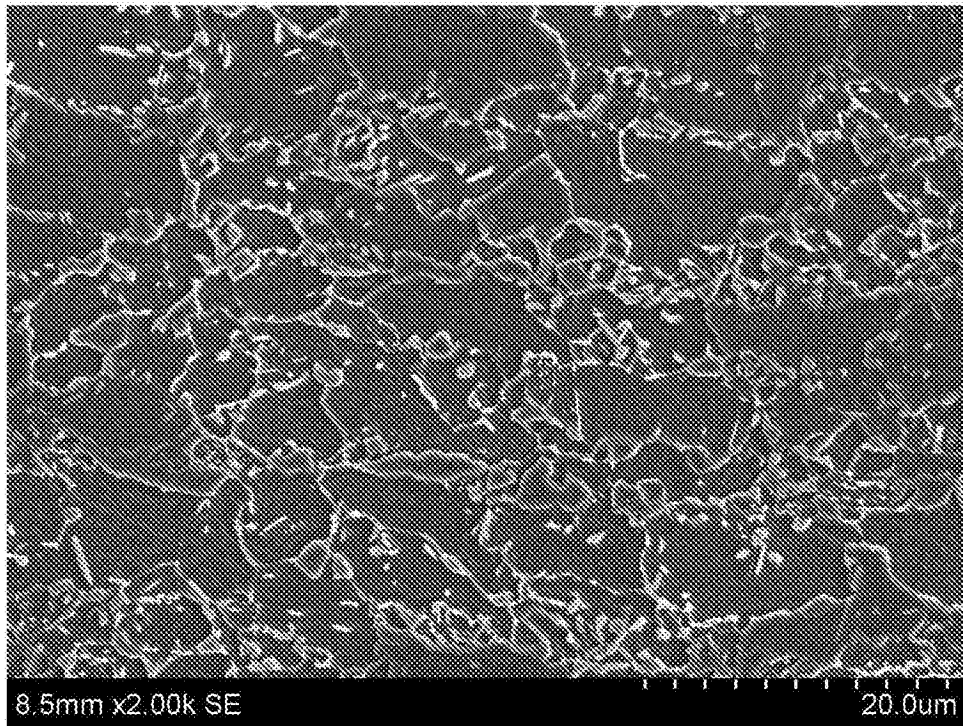


图1

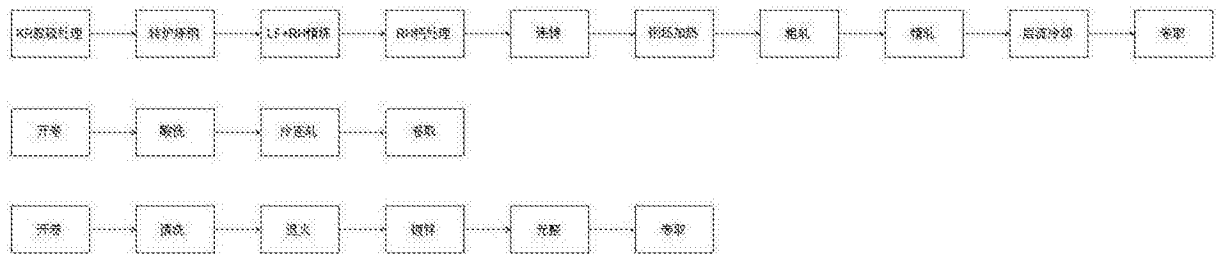


图2