



(12) 发明专利申请

(10) 申请公布号 CN 112522623 A

(43) 申请公布日 2021.03.19

(21) 申请号 202011380712.2 *G22C 38/22* (2006.01)
(22) 申请日 2020.11.30 *G22C 38/26* (2006.01)
(71) 申请人 攀钢集团攀枝花钢铁研究院有限公司 *G22C 38/28* (2006.01)
地址 617000 四川省攀枝花市东区桃源街 *G22C 38/32* (2006.01)
90号 *G21D 8/02* (2006.01)
G23C 2/06 (2006.01)
G23C 2/40 (2006.01)
(72) 发明人 余灿生 郑之旺 王敏莉 郑昊青
(74) 专利代理机构 成都虹桥专利事务所(普通合伙) 51124
代理人 罗贵飞

(51) Int. Cl.
G22C 38/02 (2006.01)
G22C 38/04 (2006.01)
G22C 38/38 (2006.01)
G22C 38/06 (2006.01)

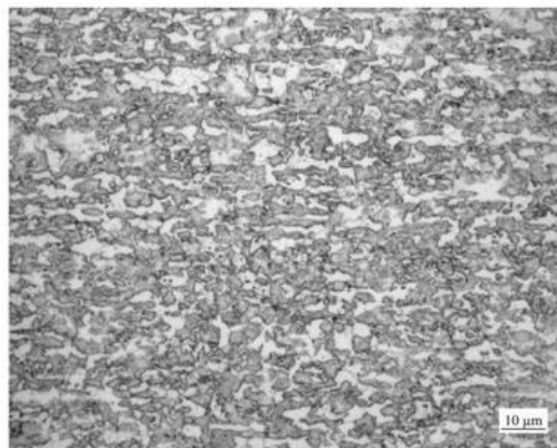
权利要求书1页 说明书6页 附图1页

(54) 发明名称

低碳当量1180MPa级热镀锌双相钢及其生产方法

(57) 摘要

本发明公开了一种低碳当量1180MPa级热镀锌双相钢及其生产方法,属于冷轧板带生产技术领域。所述低碳当量1180MPa级热镀锌双相钢,其化学成分按质量百分比为:C 0.05-0.14%,Si 0.05-0.40%,Mn 1.20-2.50%, $P \leq 0.020\%$, $S \leq 0.010\%$,Als 0.015-0.070%, $N \leq 0.0060\%$,Mo 0.006-0.20%,Nb 0.010-0.040%,Ti 0.010-0.040%,Cr 0.20-0.67%, $0 < B \leq 0.005\%$,余量为Fe及不可避免杂质;所述生产方法包括冶炼、热轧、酸轧、热镀锌等工艺;本发明可使钢具有优异的力学性能,屈服强度为880-960MPa,抗拉强度为1193-1276MPa,伸长率 A_{80} 为6.0-10.0%,可有效解决钢材不能同时满足高强度、高屈服强度、低成本的问题。



1. 低碳当量1180MPa级热镀锌双相钢,其特征在于,其化学成分按质量百分比为:C 0.05-0.14%,Si 0.05-0.40%,Mn 1.20-2.50%, $P \leq 0.020\%$, $S \leq 0.010\%$,Als 0.015-0.070%, $N \leq 0.0060\%$,Mo 0.006-0.20%,Nb 0.010-0.040%,Ti 0.010-0.040%,Cr 0.20-0.67%, $0 < B \leq 0.005\%$,余量为Fe及不可避免杂质。

2. 根据权利要求1所述的低碳当量1180MPa级热镀锌双相钢,其特征在于,其化学成分按质量百分比为:C 0.10-0.13%,Si 0.15-0.40%,Mn 2.0-2.4%,Mo 0.05-0.12%,Nb 0.015-0.030%,Ti 0.020-0.040%,Als 0.03-0.05%,Cr 0.50-0.65%, $P \leq 0.010\%$, $S \leq 0.002\%$, $N \leq 0.003\%$,B 0.002-0.003%,余量为Fe及不可避免杂质。

3. 根据权利要求1或2所述的低碳当量1180MPa级热镀锌双相钢,其特征在于,其微观组织按体积百分比为:铁素体30-45%、马氏体50-65%、贝氏体5-10%。

4. 根据权利要求3所述的低碳当量1180MPa级热镀锌双相钢,其特征在于,其微观组织平均晶粒尺寸为:铁素体1.5-3.0 μm 、马氏体2.5-4.0 μm 、贝氏体1.0-2.5 μm 。

5. 如权利要求1至4中任一项所述的低碳当量1180MPa级热镀锌双相钢的生产方法,其特征在于包括如下步骤:

a. 冶炼:根据低碳当量1180MPa级热镀锌双相钢的化学成分进行冶炼,铸成板坯;

b. 热轧:将步骤a得到的板坯经过加热、除磷、粗轧、精轧和层流冷却后获得热轧卷;层流冷却采用前段冷却的方式,上下表面冷却速率为25%和50%,中间冷却温度为700-750 $^{\circ}\text{C}$,卷曲温度为660-780 $^{\circ}\text{C}$;

c. 酸轧:将步骤b得到的热轧卷经过酸洗后,冷轧成为冷轧薄带钢;

d. 热镀锌:将步骤c得到的冷轧薄带钢加热至800-860 $^{\circ}\text{C}$;均热保温50-120s后以1-5 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 的速率缓慢冷却至680-740 $^{\circ}\text{C}$,再以10-25 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 的速率快速冷却至450-470 $^{\circ}\text{C}$,然后进入锌池进行镀锌处理3-10s,出锌池后以 $\geq 5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 的速率冷却至室温。

6. 根据权利要求5所述的低碳当量1180MPa级热镀锌双相钢的生产方法,其特征在于:步骤b中加热温度为1180-1260 $^{\circ}\text{C}$,精轧开轧温度为1030-1150 $^{\circ}\text{C}$,终轧温度为850-950 $^{\circ}\text{C}$ 。

7. 根据权利要求5所述的低碳当量1180MPa级热镀锌双相钢的生产方法,其特征在于:步骤b中热轧厚度为2.0-3.8mm。

8. 根据权利要求5所述的低碳当量1180MPa级热镀锌双相钢的生产方法,其特征在于:步骤c中冷轧压下率为30%-60%。

9. 根据权利要求5所述的低碳当量1180MPa级热镀锌双相钢的生产方法,其特征在于:步骤d中冷轧薄带钢加热采用分段加热的方式,以15-20 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 、8-12 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 和3-6 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 的加热速率分段加热至300 $^{\circ}\text{C}$ 、700 $^{\circ}\text{C}$ 和800-860 $^{\circ}\text{C}$ 。

低碳当量1180MPa级热镀锌双相钢及其生产方法

技术领域

[0001] 本发明属于冷轧板带生产技术领域,具体涉及一种连续热镀锌生产的1180MPa级双相钢及其生产方法。

背景技术

[0002] 目前,镀锌先进高强钢研究与应用的抗拉强度级别大多在1000MPa级以下,抗拉强度1200MPa级镀锌先进高强钢报道较少。而应用于冷成形汽车零部件的钢最高级别为1200MPa,主要应用于碰撞安全类的防撞梁、B柱、门槛等零件,防止驾驶舱变形,提高碰撞安全性。同时,1200MPa级别冷轧双相钢的使用,还将进一步满足汽车轻量化及能量减排的需求。

[0003] 中国国家标准GB/T20564.2-2017中规定了1200MPa级别冷轧双相钢的力学性能指标为:抗拉强度 ≥ 1180 MPa、屈服强度 ≥ 820 MPa, $A_{80} \geq 5\%$ 。由此可见,1200MPa级冷轧双相钢产品的抗拉强度及屈服强度要求较高,国外一些先进钢厂通常采用水淬的方式生产,这就对传统采用气冷的产线生产带来了巨大的挑战。

[0004] 公开号CN102021482A,公开日2011年4月20日的专利,公开了一种冷轧热镀锌双相钢及其制造方法,其按重量百分比计的化学成分为:C:0.095-0.120%,Si:0.80-1.20%,Mn:1.90-2.50%,Cr:0.40-0.60%,Als:0.015-0.045%, $P \leq 0.010$, $S \leq 0.006\%$, $N \leq 0.003\%$,Mo:0.04-0.30%,Nb:0.005-0.025%,Ti:0.010-0.050%,余量为Fe及不可避免杂质。采用760-840℃均热后采用1-40℃/s的冷速,冷却至锌池温度460-490℃,镀锌完成后还进行450-550℃合金化处理,最终以 >7 ℃的冷速冷至室温。但产品中有较高的Si含量,将不利于表面质量的控制;其均热完成后直接进入快冷阶段,无缓冷过程将不利于取向复生铁素体的形成,不利于性能稳定性控制。

[0005] 公开号CN110499457A,公开日2019年11月26日的专利,公开了一种高表面质量1200MPa级热镀锌双相钢及其生产方法,其按重量百分比计的化学成分为:C:0.070-0.100%,Si:0.25-0.55%,Mn:1.00-4.00%,Als:0.010-0.050%, $P \leq 0.016$, $S \leq 0.008\%$, $N \leq 0.006\%$,Mo:0.15-0.45%,Nb:0.015-0.055%,Ti:0.040-0.080%,B:0.008-0.010%,余量为Fe及不可避免杂质。通过1200-1260℃加热、900-920℃终轧,头部和尾部的卷取温度为580-620℃,中间段卷取温度为530-580℃,改善通卷性能稳定性。热镀锌工序采用800-830℃均热后依次缓慢冷却至680-700℃、快速冷却至380-400℃,生产高表面质量1200MPa级热镀锌双相钢。但产品中含有较高的Mn,容易导致偏析,不利于组织和性能的均匀控制;还有较高的Ti容易产生液析TiN颗粒不利于材料塑性。同时其快冷温度为380-400℃,远低于锌池温度,不利于表面质量的控制。

[0006] 公开号CN109536837A,公开日2019年3月29日的专利,公开了一种高N含量超细晶1200MPa级冷轧双相钢及其生产工艺,其按重量百分比计的化学成分为:C:0.14-0.17%,Si:0.20-0.30%,Mn:1.50-2.00%,Cr:0.03-0.04%,Als:0.020-0.030%,V:0.10-0.15%, $P \leq 0.015\%$, $S \leq 0.010\%$, $N:0.012-0.018\%$, $N/V \leq 0.15$,余量为Fe及不可避免杂质。通过

1220-1250℃加热,保温120min,热轧开轧温度为1150-1200℃、终轧温度为850-950℃、卷取温度为600-700℃。冷轧采用60-70%冷轧压下率,并采用740-770℃均热后依次缓慢冷却至670-700℃,快速冷却至280-330℃,生产1180MPa级冷轧双相钢。但产品中C含量较高不利于成形及焊接性能;同时其N含量较高尽管 $N/V \leq 0.15$,但仍然会有游离N的存在,不利于时效性能的控制,且其为连退产品而非热镀锌产品。

[0007] 公开号CN109504930A,公开日2019年3月22日的专利,公开了一种抗拉强度大于1300MPa的热镀锌钢板及其生产方法,按重量百分比计的化学成分为:C:0.10-0.20%,Si \leq 0.005%,Mn:1.30-2.00%,Cr:0.05-0.10%,Als:0.40-1.0%,V:0.01-0.02%,P \leq 0.020%,S \leq 0.005%,Nb:0.010-0.030%,Ti:0.04-0.08%,Mo:0.20-0.30%,B:0.001-0.004%,余量为Fe及不可避免杂质。热轧采用820-880℃终轧和550-650℃卷取后,冷轧经过 $\geq 50\%$ 的变形,热镀锌采用760-740℃均热后依次缓慢冷却至680-740℃,快速冷却至420-450℃,生产1300MPa级热镀锌双相钢。产品中Als含量较高,容易造成冶炼工序连铸困难,同时易形成粗大的AlN粒子降低钢材的韧性;Ti含量较高容易形成较大液析TiN颗粒,严重影响材料塑性;采用Nb+V+Ti+B复合微合金化,在增加成本的同时提高了设备负荷。

[0008] 现有技术中,无法同时满足高强度、高塑性、低成本的要求,现有产品中Si、Mn、Ti、Als等含量较高,容易导致偏析不利于组织和性能的均匀控制或容易造成冶炼工序连铸困难、拉低钢材韧性等问题;工艺中无缓冷过程或快冷温度过高,也会不利于表面质量或性能稳定性的控制。

发明内容

[0009] 本发明所要解决的技术问题是现有钢材不能同时满足高强度、高屈服强度、低成本的问题。

[0010] 本发明解决其技术问题所采用的技术方案是:低碳当量1180MPa级热镀锌双相钢,其化学成分质量百分比为:C0.05-0.14%,Si0.05-0.40%,Mn1.20-2.50%,P \leq 0.020%,S \leq 0.010%,Als0.015-0.070%,N \leq 0.0060%,Mo0.006-0.20%,Nb0.010-0.040%,Ti0.010-0.040%,Cr0.20-0.67%, $0 < B \leq 0.005\%$,余量为Fe及不可避免杂质。

[0011] 进一步的是,上述低碳当量1180MPa级热镀锌双相钢的化学成分按质量百分比为:C0.10-0.13%,Si0.15-0.40%,Mn2.0-2.4%,Mo0.05-0.12%,Nb0.015-0.030%,Ti0.020-0.040%,Als0.03-0.05%,Cr0.50-0.65%,P \leq 0.010%,S \leq 0.002%,N \leq 0.003%,B0.002-0.003%,余量为Fe及不可避免杂质。

[0012] 上述低碳当量1180MPa级热镀锌双相钢中,其微观(金相)组织按体积百分比为:铁素体30-45%、马氏体50-65%、贝氏体5-10%。

[0013] 进一步的是,上述低碳当量1180MPa级热镀锌双相钢中,其微观(金相)组织平均晶粒尺寸为:铁素体1.5-3.0 μm 、马氏体2.5-4.0 μm 、贝氏体1.0-2.5 μm 。

[0014] 上述低碳当量1180MPa级热镀锌双相钢,屈服强度为880-960MPa,抗拉强度为1193-1276MPa,伸长率 A_{80} 为6.0-10.0%。

[0015] 上述低碳当量1180MPa级热镀锌双相钢的生产方法,包括如下步骤:

[0016] a. 冶炼:根据低碳当量1180MPa级热镀锌双相钢的化学成分进行冶炼,铸成板坯;

[0017] b. 热轧:将步骤a得到的板坯经过加热、除磷、粗轧、精轧和层流冷却后获得热轧

卷;层流冷却采用前段冷却的方式,上下表面冷却速率为25%和50%,中间冷却温度为700-750℃,卷取温度为660-780℃;

[0018] c.酸轧:将步骤b得到的热轧卷经过酸洗后,冷轧成为冷轧薄带钢;

[0019] d.热镀锌:将步骤c得到的冷轧薄带钢加热至800-860℃;均热保温50-120s后以1-5℃/s的速率缓慢冷却至680-740℃,再以10-25℃/s的速率快速冷却至450-470℃,然后进入锌池进行镀锌处理3-10s,出锌池后以 ≥ 5 ℃/s的速率冷却至室温。

[0020] 上述步骤b中加热温度为1180-1260℃,精轧开轧温度为1030-1150℃,终轧温度为850-950℃。

[0021] 上述步骤b中热轧厚度为热轧后的厚度,范围为2.0-3.8mm。

[0022] 上述步骤c中冷轧压下率为30%-60%。

[0023] 上述步骤d中冷轧薄带钢加热采用分段加热的方式,以15-20℃/s、8-12℃/s和3-6℃/s的加热速率分段加热至300℃、700℃和800-860℃。

[0024] 本发明的有益效果是:提供低碳当量1180MPa级热镀锌双相钢,Ti与B的复合添加,可以利用B显著提升淬透性,同时降低C及其他合金元素的添加,但由于其容易与N结合形成BN影响淬透性,因此添加微量Ti以形成TiN固定N,充分发挥B的优势。同时Ti的含量较低,也避免产生较大的液析TiN(由TiN的固溶度积可知,Ti和N含量越高越容易产生大颗粒的液析TiN)。Nb、Ti的复合添加具有显著的细化晶粒和纳米沉淀析出效果,极低的碳含量有助于提高焊接及成形性能。

[0025] 提供低碳当量1180MPa级热镀锌双相钢的生产方法,设置连退的分段加热,有利于奥氏体化之前再结晶,降低了带状马氏的影响;缓冷和快冷段不同的冷速,有利于获得理想的微观组织,精确控制产品组织生成;根据本发明所提供的成分配比及镀锌工艺,在出锌池后冷速 ≥ 5 ℃/s即可保证获得想要的马氏体组织。

[0026] 本发明提供的双相钢及生产方法,可使钢具有优异的力学性能,屈服强度为880-960MPa,抗拉强度为1193-1276MPa,伸长率 A_{80} 为6.0-10.0%。

附图说明

[0027] 图1为本发明实例1的金相组织图。

[0028] 图2为本发明实例1的SEM扫描电镜图。

具体实施方式

[0029] 下面通过实例对本发明的方案和效果做进一步的说明。

[0030] 低碳当量1180MPa级热镀锌双相钢,其化学成分质量百分比为:C0.05-0.14%,Si0.05-0.40%,Mn1.20-2.50%, $P \leq 0.020\%$, $S \leq 0.010\%$,Als0.015-0.070%, $N \leq 0.0060\%$,Mo0.006-0.20%,Nb0.010-0.040%,Ti0.010-0.040%,Cr0.20-0.67%, $0 < B \leq 0.005\%$,余量为Fe及不可避免杂质。

[0031] 优选的是,上述低碳当量1180MPa级热镀锌双相钢的化学成分按质量百分比为:C0.10-0.13%,Si0.15-0.40%,Mn2.0-2.4%,Mo0.05-0.12%,Nb0.015-0.030%,Ti0.020-0.040%,Als0.03-0.05%,Cr0.50-0.65%, $P \leq 0.010\%$, $S \leq 0.002\%$, $N \leq 0.003\%$,B0.002-0.003%,余量为Fe及不可避免杂质。

[0032] C:C是钢铁材料中固溶强化效果最明显的元素,钢中固溶C含量增加0.1%,其强度可提高约450MPa。C含量过低时,奥氏体的稳定性和马氏体淬硬性下降,导致强度偏低,双相钢中一般不低于0.02%;C含量过高时,双相钢的塑性和焊接性能下降,双相钢中一般不高于0.15%。因此,本发明C含量按质量百分比为0.05%-0.14%,优选为0.10-0.13%。

[0033] Si:Si在钢中起显著的固溶强化作用,在相变过程中,有效抑制碳化物的析出,推迟珠光体转变,硅促进C在富锰区的偏聚。在两相区保温时,加速碳向奥氏体扩散,促进铁素体的形成,从而得到较低的屈强比。但Si含量过高,会提高马氏体的脆性,造成韧性变差,并在钢板表面形成的高熔点氧化物而影响钢板表面质量,同时会显著增加薄规格轧制时的变形抗力,不利于薄规格轧制。因此,本发明Si含量按质量百分比为0.05-0.40%,优选为0.15-0.40%。

[0034] Mn:Mn在双相钢中一般不低于1.20%,其可以与C结合形成多种碳化物起到沉淀强化的作用;可以溶于基体中增强固溶强化效果;可以与S结合形成高熔点化合物MnS,从而消除或削弱由于FeS引起的热脆现象,改善钢的热加工性能;可以提高奥氏体稳定性,显著降低马氏体的临界冷却速率。但Mn含量过高时,易在退火过程中向表面富集,形成大量锰化物,从而导致表面镀锌质量下降。因此,本发明Mn含量按质量百分比为1.20-2.50%,优选为2.00-2.40%。

[0035] Cr:Cr在氧化铁皮与铁基体的交界处与氧反应并聚集,生成致密的富(Fe,Cr)2O₃或者(Fe,Cr)3O₄尖晶石膜,富Fe-Cr尖晶石膜的存在阻碍了氧的扩散,降低了氧化铁皮的生成,有效降低氧化铁皮厚度以及减少AlN的形成,并改善氧化铁皮的附着性能,从而可以有效减少氧化铁皮压入造成的压坑麻点缺陷。因此,本发明Cr含量按质量百分比为0.20-0.67%,优选为0.50-0.65%。

[0036] Mo:Mo可以明显抑制珠光体和贝氏体转变,从而获得高体积分数的马氏体,以保证双相钢的强度。另外,Mo氧化物吉布斯自由能与Fe氧化物相当,故Mo不会影响双相钢的表面镀锌质量。因此,本发明Mo含量按质量百分比为0.006-0.00%,优选为0.05-0.12%。

[0037] Als:Als是钢中常见的脱氧剂,同时可以形成AlN钉扎晶界,从而起到细化晶粒的作用;另外,Als可以抑制碳化物析出,从而使奥氏体充分富碳。因此,本发明Als含量按质量百分比为0.015-0.070%,优选为0.03-0.05%。

[0038] Nb:Nb在双相钢中主要以NbC形式存在,在热镀锌退火加热过程中,未溶解NbC颗粒可以钉扎铁素体晶界,从而起到细化晶粒的作用;退火温度增加至两相区时,NbC溶解温度较低,故充分溶解于基体中,同时固溶C原子向奥氏体中富集以提高其稳定性;在冷却过程中,铁素体中的NbC将重新析出,从而生产明显的沉淀强化。因此,本发明Nb含量按质量百分比为0.010-0.040%,优选为0.015-0.030%。

[0039] Ti:Ti在钢中起到固溶强化作用,Ti与钢中的C、N结合形成TiC和TiN,起到析出强化的作用。同时TiN在热轧加热过程中抑制了奥氏体晶粒长大、在精轧过程中含Ti第二相析出钉扎晶界起到细化晶粒的作用。因此,本发明Ti含量按质量百分比为0.010-0.040%,优选为0.020-0.040%。

[0040] B:B具有提高奥氏体淬透性的作用,有效促进双相钢中马氏体的形成,与钢中的N结合形成BN,起到析出强化的作用,但B含量过高会使钢材韧性变差。故本发明添加Ti固定N,使B充分发挥淬透性,同时B又控制在极低水平,降低对塑性的影响。因此B含量按质量百

分比为 $0 < B \leq 0.005$, 优选为 $0.002-0.003\%$ 。

[0041] 实施例

[0042] 本发明的方案, 具体可以按照以下方式实施:

[0043] 本实施例提供了两组低碳当量的1180MPa级热镀锌双相钢作为实例1和实例2, 其化成成分如表1所示;

[0044] 表1双相钢化学成分 (wt.%)

实例	C	Si	Mn	P	S	N	Als	Cr	Mo	Nb	Ti	B
1	0.127	0.36	2.27	0.010	0.002	0.0024	0.033	0.59	0.09	0.025	0.030	0.002
2	0.109	0.36	1.82	0.012	0.001	0.0036	0.042	0.62	0.12	0.027	0.032	0.003

[0046] 上述抗拉强度为低碳当量的1180MPa级热镀锌双相钢的生产方法, 具体工艺如下:

[0047] a. 冶炼工序: 经过冶炼工艺, 制备如表1所示化学成分的双相钢板坯;

[0048] b. 热轧工序: 将板坯经过加热、除磷、热轧和层流冷却后获得热轧卷, 具体热轧工艺参数如表2所示。

[0049] 表2双相钢热轧主要工艺参数

实例	加热温度/°C	开轧温度/°C	终轧温度/°C	卷取温度/°C	热轧厚度/mm
1	1238	1087	927	683	3.0
2	1221	1092	909	712	2.3

[0051] c. 酸轧工序: 将热轧卷酸洗后, 冷轧成薄带钢, 其中实例1的薄带钢厚度为1.85mm, 冷轧压下率为38%; 实例2的薄带钢厚度1.25mm, 冷轧压下率为46%;

[0052] d. 热镀锌工序: 冷轧薄带钢先分别以 $15-20^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 、 $8-12^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 和 $3-6^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 的加热速率分段加热至 300°C 、 700°C 和 $800-860^{\circ}\text{C}$; 均热保温50-120s后分别以 $1-5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 及 $10-25^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 的速率, 依次缓慢冷却至 $680-740^{\circ}\text{C}$ 和快速冷却至 $450-470^{\circ}\text{C}$ 后, 进入锌池进行镀锌处理, 其时间为3-10s, 出锌池后以 $\geq 5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 的速率冷却至室温。具体热镀锌工艺参数如表3所示。

[0053] 表3连续退火主要工艺参数

实例	退火温度/°C	缓冷速率/°C/s	快冷开始温度/°C	快冷速率/°C/s	入锌池温度/°C
1	845	2.5	697	25	458
2	868	4.0	720	38	466

[0055] 图1为本发明实例1金相组织图, 图2为本发明实例1的SEM扫描电镜图, 从图中可知本发明的冷轧双相钢显微组织均为铁素体和马氏体组织, 组织均匀。

[0056] 参照公开文件CN102021482A, CN110499457A, CN109536837A, CN109504930A的工艺制得产品作为四组对比实例, 依次编号为3、4、5、6, 按照GB/T228-2010《金属材料室温拉伸试验方法》测试上述产品, 实例1-6产品力学性能如下表4所示。

[0057] 表4实例与对比实例钢力学性能

实例	屈服强度/MPa	抗拉强度/MPa	延伸率/ $A_{80}\%$	屈强比/%
1	937	1223	7.0	0.77
2	956	1267	7.0	0.75
3	858	1180	9.3	0.73
4	878	1285	8.3	0.68

5	615	1250	16.6 (A_{50})	0.46
6	911	1243	6.0	0.73

[0059] 如表4所示,本发明低碳当量1180MPa级热镀锌双相钢屈服强度为880-960MPa,抗拉强度为1193-1276MPa,伸长率 A_{80} 为6.0-10.0%。对比实例3、4、5和6产品的屈服强度均低于本发明;对比实例3、5和6抗拉强度均低于本发明;对比实例6延伸率低于本发明;对比实例3、4、5、6屈强比均低于本发明。

[0060] 由实例与对比实例可知,本发明提供的低碳当量1180MPa级热镀锌双相钢及生产方法可使钢具有优异的力学性能,屈服强度为880-960MPa,抗拉强度为1193-1276MPa,伸长率 A_{80} 为6.0-10.0%,采用本发明提供的低碳当量1180MPa级热镀锌双相钢及生产方法还具有提高产品质量和降低成本的优点。

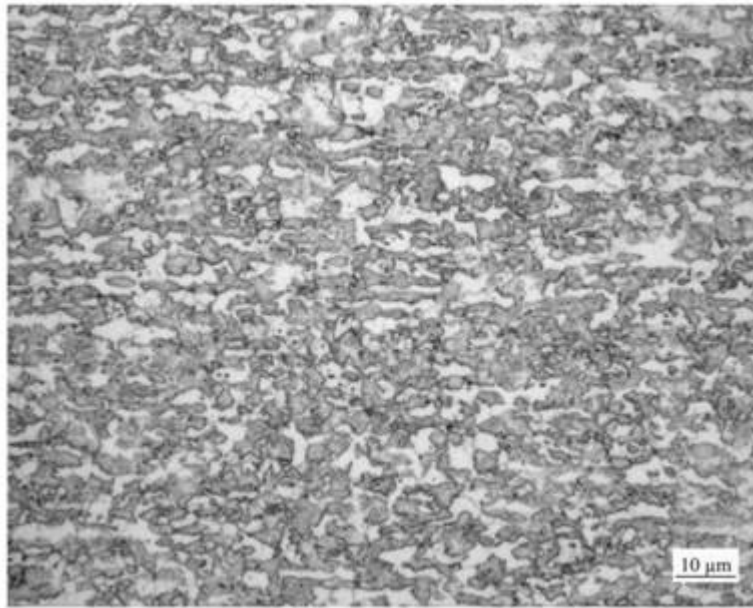


图1

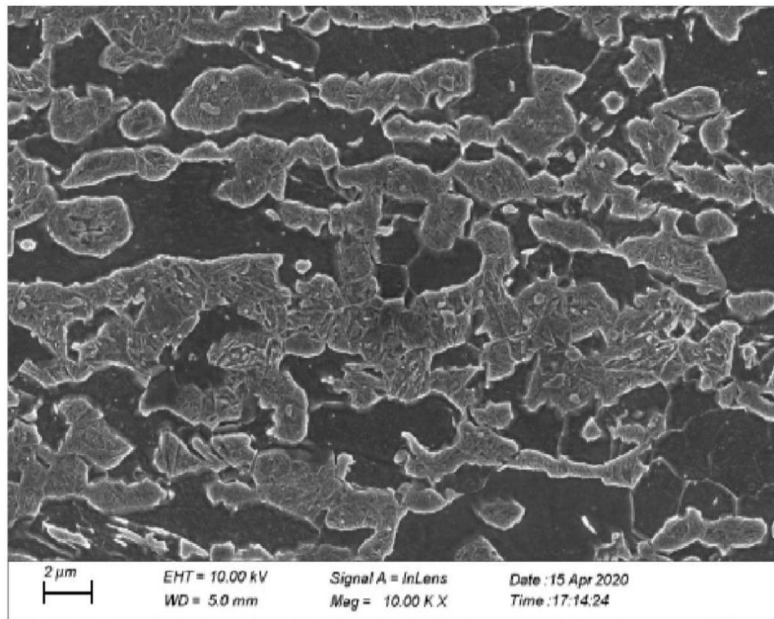


图2