



(12) 发明专利

(10) 授权公告号 CN 111748746 B

(45) 授权公告日 2022.06.28

(21) 申请号 201910249209.4
 (22) 申请日 2019.03.29
 (65) 同一申请的已公布的文献号
 申请公布号 CN 111748746 A
 (43) 申请公布日 2020.10.09
 (73) 专利权人 宝山钢铁股份有限公司
 地址 201900 上海市宝山区富锦路885号
 (72) 发明人 王俊峰 张红 何承先
 (74) 专利代理机构 上海开祺知识产权代理有限公司 31114
 专利代理师 竺明
 (51) Int. Cl.
 G22C 38/04 (2006.01)
 G22C 38/02 (2006.01)
 G22C 38/14 (2006.01)
 G22C 38/12 (2006.01)
 G22C 38/06 (2006.01)
 G22C 38/18 (2006.01)

G22C 38/38 (2006.01)
 G22C 38/28 (2006.01)
 G22C 38/26 (2006.01)
 G22C 38/24 (2006.01)
 G22C 38/22 (2006.01)
 G21D 8/02 (2006.01)
 G23C 2/06 (2006.01)
 G23C 2/40 (2006.01)

(56) 对比文件

CN 108374118 A, 2018.08.07
 CN 108374118 A, 2018.08.07
 CN 105543674 A, 2016.05.04
 CN 102021482 A, 2011.04.20
 CN 102952996 A, 2013.03.06
 CN 104561812 A, 2015.04.29
 US 2011030854 A1, 2011.02.10
 CN 108367539 A, 2018.08.03

审查员 李子晗

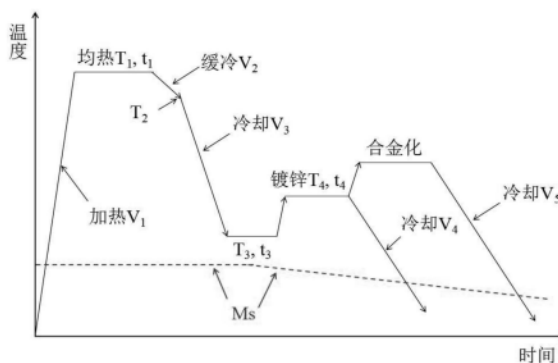
权利要求书2页 说明书7页 附图2页

(54) 发明名称

一种780MPa级TRIP型冷轧热镀锌双相钢及其制造方法

(57) 摘要

一种780MPa级TRIP型冷轧热镀锌双相钢及其制造方法,其化学成分质量百分比为:C 0.08~0.18%、Mn 1.4~2.5%、P≤0.02%、S≤0.01%、N≤0.008%,余量为Fe和不可避免杂质。本发明经常规冶炼、热轧、冷酸连轧后,进行热镀锌再结晶退火,该镀锌板的显微组织除含有铁素体、马氏体外还含有贝氏体和5~15%的残余奥氏体,且残余奥氏体碳含量不低于0.5%。该钢板的抗拉强度≥780MPa,延伸率 $A_{50} \geq 18\%$, $n_{5\sim 10\%} \geq 0.14$ 。本发明通过在传统热镀锌双相钢铁素体-马氏体组织中引入残余奥氏体,在强度相似情况下,使材料延伸率大幅提升,拓宽了热镀锌双相钢的成形性,可用于汽车结构件、防撞件等。



CN 111748746 B

1. 一种780MPa级TRIP型冷轧热镀锌双相钢,其化学成分质量百分比为:C:0.08~0.18%、Mn:1.4~2.5%、 $P \leq 0.02\%$ 、 $S \leq 0.01\%$ 、 $N \leq 0.008\%$ 、Al:0.1~0.9%、Cr:0.01~0.7%,余量为Fe和不可避免杂质;

所述冷轧热镀锌双相钢的显微组织主要是铁素体、马氏体、贝氏体和残余奥氏体;

所述冷轧热镀锌双相钢的抗拉强度 $\geq 780\text{MPa}$,延伸率 $A_{50} \geq 18\%$, $n_{5\sim 10\%} \geq 0.14$;

在板厚方向1/4位置的金相组织,铁素体面积率在组织中占比大于55%,马氏体面积占比15~35%,贝氏体面积占比7~20%;XRD测量残余奥氏体含量5~15%,且奥氏体碳含量不低于0.5%。

2. 如权利要求1所述的780MPa级TRIP型冷轧热镀锌双相钢,其特征在于,还包括至少一种如下元素:Si:0.2~1.0%,Ti:0.005~0.1%,Nb:0.005~0.1%,V:0.005~0.2%,Mo:0.02~0.2%,单位:质量百分比。

3. 如权利要求1所述的780MPa级TRIP型冷轧热镀锌双相钢,其特征在于,所述冷轧热镀锌双相钢的显微组织还包括弥散析出强化相。

4. 如权利要求1~3中任何一项所述的780MPa级TRIP型冷轧热镀锌双相钢的制造方法,包括如下步骤:

1) 冶炼、铸造

按上述权利要求1或2的成分冶炼、连铸;

2) 热轧

采用1100~1270℃加热连铸板坯,保温0.5~3小时,终轧温度 $\geq 800\text{℃}$,卷取温度 $\leq 650\text{℃}$;

3) 酸洗

4) 冷轧

对酸洗后的热轧钢板进行冷轧变形,冷轧变形量40~85%;

5) 热镀锌再结晶退火

a) 将冷轧钢板以1~20℃/s加热速率加热至均热温度 T_1 , $T_1 = 760 \sim 860\text{℃}$,保温30~240s;

b) 将均热后冷轧钢板以2~20℃/s冷却速率缓冷至中间温度 T_2 , $T_2 = 640 \sim 740\text{℃}$;

c) 将冷轧钢板以10~50℃/s冷却速率冷却至 T_3 ,保温10~120s, $T_3 \geq M_s$,且该冷却速率不小于钢板从 T_1 冷却至 T_2 的冷却速率;

d) 将冷轧钢板加热至 T_4 , $T_4 = 450 \sim 500\text{℃}$,保温20~300s;

e) 将冷轧钢板进入锌池镀锌,锌锅温度450~500℃;期间,若 $T_3 = T_4$,则钢板由 T_3 温度直接进入锌池;

6) 冷却

镀锌结束后,将镀锌钢板以不小于5℃/s的冷却速率缓冷至室温。

5. 如权利要求4所述的780MPa级TRIP型冷轧热镀锌双相钢的制造方法,其特征是,步骤5) 镀锌完成后还可进行合金化处理,即由 T_4 继续加热至480~550℃,保温不低于10s,再至步骤6) 以不小于5℃/s的冷却速率冷却至室温。

6. 如权利要求4或5所述的780MPa级TRIP型冷轧热镀锌双相钢的制造方法,其特征是,

所述步骤5)中,将冷轧钢板加热至均热温度 T_1 的退火过程露点控制在 $-60\sim 20^{\circ}\text{C}$ 。

7.如权利要求4或5所述的780MPa级TRIP型冷轧热镀锌双相钢的制造方法,其特征是,所述镀锌钢板的每一侧面热镀生成厚度为 $5\sim 200\mu\text{m}$ 的镀层,镀层材料为Zn、Zn-Fe、Zn-Al、Zn-Mg、Zn-Al-Mg、Al-Si或Al-Mg-Si。

8.如权利要求6所述的780MPa级TRIP型冷轧热镀锌双相钢的制造方法,其特征是,所述镀锌钢板的每一侧面热镀生成厚度为 $5\sim 200\mu\text{m}$ 的镀层,镀层材料为Zn、Zn-Fe、Zn-Al、Zn-Mg、Zn-Al-Mg、Al-Si或Al-Mg-Si。

一种780MPa级TRIP型冷轧热镀锌双相钢及其制造方法

技术领域

[0001] 本发明属于钢铁材料技术领域,特别涉及一种780MPa级TRIP型冷轧热镀锌双相钢及其制造方法。

背景技术

[0002] 随着汽车工业发展,汽车用先进高强钢从第一代发展到第三代,不同钢种有其自身性能特点,但在汽车白车身上,双相钢依然是用量最大的钢种。其中,热镀锌双相钢除具有较好的可制造性、良好的力学性能外,还具有优良的耐蚀性,多用于车身结构件和加强件。然而,随着车身结构设计的越来越复杂,对钢板的成形性提出了更高的要求,传统的热镀锌双相钢难以满足部分车身结构的设计需求。TRIP钢的力学性能虽然能满足需求,但其合金含量过高,且延伸率又过于富余,会带来不必要的成本增加。

[0003] 中国专利公开号CN 105603306A、CN106119716A、美国专利US 882938B2和W0 2017/001303 A1等专利公开了具有高延伸特征的热镀锌DP钢,这类专利都以C、Mn、Si、Al为主要合金元素,通过工艺控制使最终组织中含有残余奥氏体,利用变形过程中的TRIP效应,提高延伸率。

[0004] 但上述专利中涉及的高延伸冷轧热镀锌双相钢都含量较高Al和Cr含量,由于Al元素的添加容易造成连铸过程水口堵塞和热轧卷板形问题;Cr的加入不但恶化镀层表面质量,同时增加了合金成本。因此,迫切需要在保证冷轧热镀锌双相钢的可制造性和生产成本的基础上,改善镀锌板的成型性。

发明内容

[0005] 本发明的目的在于提供一种780MPa级TRIP型冷轧热镀锌双相钢及其制造方法,通过在传统热镀锌双相钢铁素体-马氏体组织中引入残余奥氏体,在强度相似情况下,使材料延伸率大幅提升,拓宽了热镀锌双相钢的成形性,可用于汽车结构件、防撞件等。

[0006] 为达到上述目的,本发明的技术方案是:

[0007] 传统热镀锌双相钢为了满足镀锌线的冷却速度,往往通过添加足量的Cr、Mo等合金元素以提高基板的淬透性,造成成本增加;且低碳设计降低了奥氏体的稳定性,故传统热镀锌双相钢组织多为铁素体和马氏体。本发明成分设计通过适当增加碳含量,以提高奥氏体稳定性,同时降低Cr、Mo等合金元素的使用量,不但降低成本,还可改善增碳对焊接性的恶化,同时提高可制造性。

[0008] 具体的,本发明的一种780MPa级别TRIP型冷轧热镀锌双相钢,其化学成分质量百分比为:C:0.08%~0.18%、Mn:1.4%~2.5%、P≤0.02%、S≤0.01%、N≤0.008%,余量为Fe和不可避免杂质。

[0009] 进一步,所述780MPa级别TRIP型冷轧热镀锌双相钢的化学成分还包括至少一种或一种以上如下元素:Si:0.2~1.0%,Ti:0.005~0.1%,Nb:0.005~0.1%,V:0.005~0.2%,Al:0.1~0.9%,Cr:0.01~0.7%,Mo:0.02~0.2%。

[0010] 本发明所述780MPa级别TRIP型冷轧热镀锌双相钢的抗拉强度 $\geq 780\text{MPa}$, 延伸率 $A_{50} \geq 19\%$, $n_{5\sim 10\%} \geq 0.16$ 。

[0011] 本发明所述冷轧热镀锌双相钢的显微组织主要是铁素体、马氏体、贝氏体和残余奥氏体。

[0012] 又, 在板厚方向1/4位置的金相组织(500 \times 金相组织照片), 铁素体面积率在组织中占比大于55%, 马氏体面积占比15~35%, 贝氏体面积占比7~20%; XRD测量残余奥氏体含量5~15%, 且奥氏体碳含量不低于0.5%。

[0013] 优选的, 所述冷轧热镀锌双相钢的显微组织还包括弥散析出强化相。

[0014] 本发明各合金元素作用如下:

[0015] C:C是热镀锌双相钢中重要的组成元素, 影响了镀锌板的残余奥氏体含量及其稳定性。C含量过低时, 临界区退火时形成的奥氏体含量较少, 且奥氏体稳定性和马氏体淬硬性下降, 难于保证强塑性; C含量过高时, 双相钢的塑性和焊接性下降。在本发明中控制C含量为0.08~0.18%。

[0016] Mn:Mn可提高奥氏体稳定性, 使C曲线右移, 从而降低马氏体临界冷却速率。Mn含量过高, 会影响基板焊接性和表面镀锌质量。Mn含量过低时, 淬透性降低, 强化作用减弱。在本发明中控制Mn为1.4~2.5%。

[0017] Si:Si是铁素体固溶强化元素, 可强烈提高钢板强度; 同时, Si还可以促使C原子从铁素体向奥氏体富集, 净化铁素体, 提高奥氏体稳定性; 但Si含量过高时会直接影响基板的可镀性。在本发明中控制Si为0.3~1.0%。

[0018] Al:Al元素作用与Si相似, 可以有效抑制碳化物析出, 提高奥氏体稳定性; 同时, 还可通过形成AlN钉扎晶界, 细化晶粒。但钢液中铝元素含量过高容易产生连铸过程水口堵塞等问题。本发明采用的铝元素含量为0.1~0.9%。

[0019] Ti:Ti与C、N结合会形成Ti(C,N)、TiN和TiC, 可细化铸态组织以及热加工时阻碍晶粒粗化。添加过量Ti会使成本增加, 并使上述析出物含量和尺寸增加进而降低镀锌板的延展性。因此, 本发明限定Ti含量为0.005~0.1%。

[0020] Nb:Nb会强烈抑制动态再结晶, 并通过与C、N结合形成Nb(C,N), 可有效地抑制热加工过程中晶粒粗化, 细化铁素体晶粒。但添加过量的Nb会恶化钢的热加工性能和钢板的韧性。因此, 本发明限定Nb含量为0.005~0.1%。

[0021] V:V在热镀锌双相钢中主要以VC形式存在, 通过其钉扎晶界细化晶粒和铁素体中弥散析出强化提高钢的强度和韧性。但是添加V增加了钢的成本, 因此, 本发明限定V含量为0.005~0.2%。

[0022] Cr:Cr可以细化晶粒组织和抑制热加工时晶粒粗化, 且Cr是铁素体形成元素, 可促进C向奥氏体扩散, 提高奥氏体稳定性, 降低退火时临界冷却速度; 但过高Cr含量会破坏钢的延展性。因此, 本发明控制Cr含量为0.01~0.7%。

[0023] Mo:Mo的作用与Cr相似, 使珠光体和贝氏体C曲线右移, 提高淬透性; 同时Mo可显著提高强度, 且不会影响表面镀锌质量, 但其价格昂贵。因此, 本发明控制Mo含量为0.02~0.2%。

[0024] 本发明所述的780MPa级TRIP型冷轧热镀锌双相钢的制造方法, 包括如下步骤:

[0025] 1) 冶炼、铸造

- [0026] 按所述的成分冶炼、连铸成板坯；
- [0027] 2) 热轧
- [0028] 采用1100~1270℃加热连铸板坯，保温0.5~3小时，终轧温度 $\geq 800^{\circ}\text{C}$ ，卷取温度 $\leq 650^{\circ}\text{C}$ ；
- [0029] 3) 酸洗
- [0030] 4) 冷轧
- [0031] 对酸洗后的热轧钢板进行冷轧变形，冷轧变形量40~85%；
- [0032] 5) 热镀锌再结晶退火
- [0033] a) 将冷轧钢板以1~20℃/s加热速率加热至均热温度 T_1 760~860℃，保温30~240s；
- [0034] b) 将均热后冷轧钢板以2~20℃/s冷却速率缓冷至中间温度 T_2 ， $T_2=640\sim 880^{\circ}\text{C}$ ；
- [0035] c) 将冷轧钢板以10~50℃/s冷却速率冷却至 T_3 ，保温10~120s， $T_3\geq M_s$ ，且该冷却速率不小于钢板从 T_1 冷却至 T_2 的冷却速率；
- [0036] d) 将冷轧钢板加热至 $T_4=450\sim 500^{\circ}\text{C}$ ，保温20~300s；
- [0037] e) 将冷轧钢板进入锌池镀锌，锌锅温度450~500℃；
- [0038] 期间，若 $T_3=T_4$ ，则钢板由 T_3 温度直接进入锌池；
- [0039] 6) 冷却
- [0040] 镀锌结束后，将镀锌钢板以不小于5℃/s的冷却速率缓冷至室温。
- [0041] 进一步，步骤5) 镀锌完成后还可进行合金化处理，即由 T_4 继续加热至480~550℃，保温不低于10s，再至步骤6) 以不小于5℃/s的冷却速率冷却至室温。
- [0042] 优选的，所述步骤5) 中，将冷轧钢板加热至均热温度 T_1 的退火过程露点控制在-60~20℃。
- [0043] 本发明所述镀锌钢板的每一侧面热镀生成厚度为5~200 μm 的镀层，镀层材料为Zn、Zn-Fe、Zn-Al、Zn-Mg、Zn-Al-Mg、Al-Si或Al-Mg-Si。
- [0044] 本发明的热镀锌再结晶退火工艺设计的理由如下：
- [0045] 热镀锌退火工艺参数与钢种成分设计密切相关，它决定热镀锌板内部软相铁素体和硬相马氏体的相对含量，尤其是残余奥氏体的尺寸和形貌。本发明采用连续退火工艺热处理冷轧钢板，退火工艺如图1所示。
- [0046] 如图1所示，将所述冷轧板以加热速率 V_1 加热至均热温度 T_1 后保温 t_1 时间段。选取 $V_1=1\sim 20^{\circ}\text{C}/\text{s}$ ； $T_1=740\sim 880^{\circ}\text{C}$ ； $t_1=30\sim 240\text{s}$ 。如果均热温度低于750℃和均热时间短于30s，对应于本发明中的设计成分，冷轧镀锌板基体组织未获得足量奥氏体或钢板基体碳化物尚未完全溶解以形成奥氏体晶粒。
- [0047] 当均热温度高于880℃和均热时间长于240s，均热处理后钢板中奥氏体含量显著增加、奥氏体C含量显著降低，且形成的奥氏体和铁素体晶粒粗化。上述因素均使钢中奥氏体稳定性降低，进而引起镀锌钢板内部残余奥氏体稳定性降低，使退火板的强塑性恶化。
- [0048] 而且，在镀锌过程中，上述部分高温奥氏体可能会部分转化为贝氏体，使C原子从贝氏体铁素体向相邻奥氏体中扩散，从而提高残余奥氏体稳定性及马氏体强度。
- [0049] 如图1所示，将均热处理后的钢板先以 V_2 冷速缓冷至中间温度 T_2 后立即以快冷速率 V_3 冷却至 T_3 ，保温 t_3 后升至锌池温度 T_4 ，保温 t_4 。其中， $M_s < T_3 \leq$ 锌池温度 T_4 。

[0050] 缓冷速率 V_2 和中间温度 T_2 的选取主要是考虑:避免均热处理形成的奥氏体在缓冷段分解、易于操作使退火热处理顺利从均热段过渡到快冷段,以及维持冷轧钢板的板形。针对本发明中设计成分,选取 $V_2=2\sim 20^\circ\text{C}/\text{s}$; $T_2=640\sim 880^\circ\text{C}$ 。当 $T_2=T_1$ 时,退火工艺曲线中紧随均热处理段后无缓冷段。

[0051] 针对本发明的成分设计,选取 $V_3=5\sim 60^\circ\text{C}/\text{s}$,并且 $V_3>V_2$ 。快冷速率 V_3 的选取需要避免冷却过程中钢板基体中尽可能少的奥氏体分解。温度 T_3 温度高过 550°C 会引起奥氏体分解,生成珠光体或含碳化物的显微组织,从而消耗掉奥氏体中C,降低残余奥氏体稳定性; T_3 温度低于 M_s ,会先形成部分马氏体,该部分马氏体镀锌过程中回火,且若未形成足量奥氏体,镀锌板强塑性无法得到保障。从实效性和经济性上考虑,限定 $M_s<T_3\leq$ 锌池温度 T_4 、 $t_3=30\sim 300\text{s}$; 锌池温度 $T_4:450\sim 500^\circ\text{C}$,保温 $20\sim 300\text{s}$;若 $T_3=T_4$,则退火板直接由 T_2 进入锌锅。

[0052] 热镀锌结束后,还可进行合金化处理,即由 T_4 继续加热至 $480\sim 550^\circ\text{C}$,保温不低于 10s 。热镀锌或合金化结束后,将钢板以冷却速率 V_4 或 V_5 冷却至室温, V_4 或 V_5 一般不小于 $5^\circ\text{C}/\text{s}$,该缓冷段部分奥氏体转变为马氏体。

[0053] 奥氏体在 T_3 温度部分保温时部分转变为贝氏体,使C向相邻奥氏体富集;使出锌锅冷却时,室温位于奥氏体的 M_s 点和 M_f 点之间,故在冷却过程中部分奥氏体转变为马氏体,同时可使组织含有适量的残余奥氏体。

[0054] 本发明采用上述成分设计、轧制工艺和热镀锌再结晶退火工艺,所制备的钢板的显微组织除铁素体、马氏体、 $5\sim 15\%$ (体积分数)的残余奥氏体外还可包含弥散析出强化相和/或贝氏体,并且残余奥氏体具有良好的力学稳定性。所制备镀锌钢板具有抗拉强度 $\geq 780\text{MPa}$ 、延伸率 $A_{50}\geq 18\%$, $n_{5\sim 10\%}\geq 0.14$ 。本发明利用残余奥氏体在变形过程中发生TRIP效应,提供持续的加工硬化,从而提高钢板强塑性及n值。

[0055] 本发明的有益效果:

[0056] 1、本发明提供的冷轧热镀锌双相钢通过提高Si、C含量,降低Cr、Mo等合金元素的含量,显著降低了合金成本;且该镀锌双相钢的制造可以在现有热镀锌高强钢产线上完成,无需做大的调整,具有较好的推广应用前景。

[0057] 2、本发明镀锌板基体中残余奥氏体在钢板变形过程中通过TRIP作用提高钢板的加工硬化能力,显著提高均匀延伸率,使镀锌板具有较好的强塑性,以适应具有复杂成型需求的车用结构件。

附图说明

[0058] 图1是本发明为连续热镀锌退火工艺的曲线示意图。

[0059] 图2是本发明所生产的热镀锌双相钢典型显微组织金相照片。

[0060] 图3是本发明所生产的热镀锌双相钢典型组织高倍SEM照片。

具体实施方式

[0061] 下面结合实施例和附图对本发明作进一步说明,本发明实施例以本发明技术方案为前提进行实施,给出了详细的实施方式和具体操作过程,但本发明的保护范围不限于下述的实施例。

[0062] 表1为实施例的成分,表2为实施例的关键制造工艺参数及相应的力学性能。

[0063] 按照表1所示成分的钢料经冶炼和浇铸后制成铸坯。在1200~1250℃再加热温度下保温不小于1小时后,在850℃以上的终轧温度完成热轧精轧,热轧板的厚度约为3.4mm。将所述热轧钢板快速冷却至400~650℃温度下保温1小时,然后随炉冷却至室温。

[0064] 上述热轧板经酸洗后施以冷轧变形,冷轧压下量介于60~70%。采用如图1所示的连续退火工艺曲线对上述冷轧钢板实施镀锌热处理:将冷轧钢板以5℃/s的升温速率(V_1)加热至均热温度 T_1 并保温 t_1 时间段。 T_1 介于800~850℃之间, t_1 介于60~120s之间。将均热处理后的钢板以5℃/s缓冷至中间温度650~740℃后立即以15℃/s冷至锌锅温度460~490℃实施热镀锌工艺,在锌锅停留时间50~100s。镀锌结束后,钢板以15℃/s的速率冷却至室温。

[0065] 由表2可知,本发明通过合理的成分设计减少了Cr和Mo的使用,降低了合金成本,提高了热镀锌双相钢的延展性,该钢板的抗拉强度 $\geq 780\text{MPa}$ 、延伸率 $A_{50} \geq 18\%$, $n_{5\sim 10} \geq 0.14$ 。

[0066] 图2为本发明的典型微观组织,除铁素体、马氏体外和残余奥氏体外,本发明根据成分和工艺不同还可能含有贝氏体和弥散析出强化相。

[0067]

单位: wt.%

表 1

	C	Mn	Si	Al	Nb	Ti	V	Cr	Mo	N	P	S
对比例 1	0.08	2.0	0.10	0.6	0.01	0.01		0.2	0.2	0.003	0.01	0.004
实施例 1	0.14	2.05	0.75					0.03		0.004	0.011	0.002
实施例 2	0.12	1.5	0.6		0.02				0.1	0.005	0.012	0.003
实施例 3	0.143	2.1	0.5		0.01	0.01				0.003	0.011	0.003
实施例 4	0.13	2.1	0.3		0.01			0.5		0.003	0.012	0.004
实施例 5	0.13	2.5	0.4					0.5		0.002	0.009	0.002
实施例 6	0.14	2.2	0.4	0.4	0.04					0.003	0.011	0.004
实施例 7	0.15	2.0	0.3	0.4	0.02					0.003	0.01	0.003
实施例 8	0.17	1.54	0.5	0.1	0.07		0.012			0.007	0.008	0.004
实施例 9	0.16	2.0	0.6			0.04	0.01			0.008	0.011	0.004
实施例 10	0.15	1.7	0.2	0.7	0.01	0.05			0.04	0.003	0.012	0.004

[0068]

表 2

	冷轧压下量 CRR (%)	镀锌退火工艺				力学性能		
		均热温度 T1 (°C)	均热时间 t1 (s)	镀锌温度 T3 (°C)	保温时间 t3 (s)	抗拉强度 (MPa)	断裂延伸率 (%)	n _{5-10%}
对比例 1	60	800	90	460	50	820	16	0.11
实施例 1	60	800	90	460	50	840	22	0.22
实施例 2	70	780	100	470	60	814	19.5	0.18
实施例 3	63	785	90	460	50	850	20	0.2
实施例 4	65	800	80	460	53	785	19	0.2
实施例 5	65	800	90	480	50	846	21	0.21
实施例 6	60	815	100	490	60	820	21	0.19
实施例 7	63	810	90	460	70	795	20	0.2
实施例 8	58	830	60	470	50	813	21.5	0.17
实施例 9	67	800	90	460	80	805	20	0.2
实施例 10	60	810	90	450	60	845	22	0.22

注：*拉伸力学性能的测试应用 JIS5 标准，使用标距为 50mm 的板拉试样，拉伸方向平行于轧制方向。

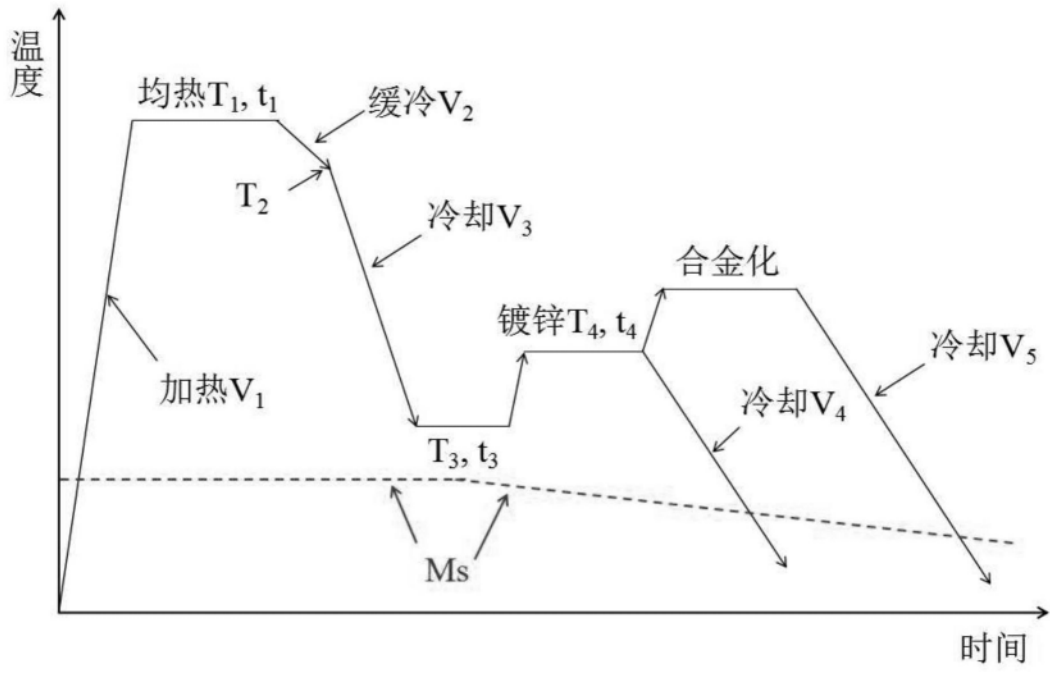


图1

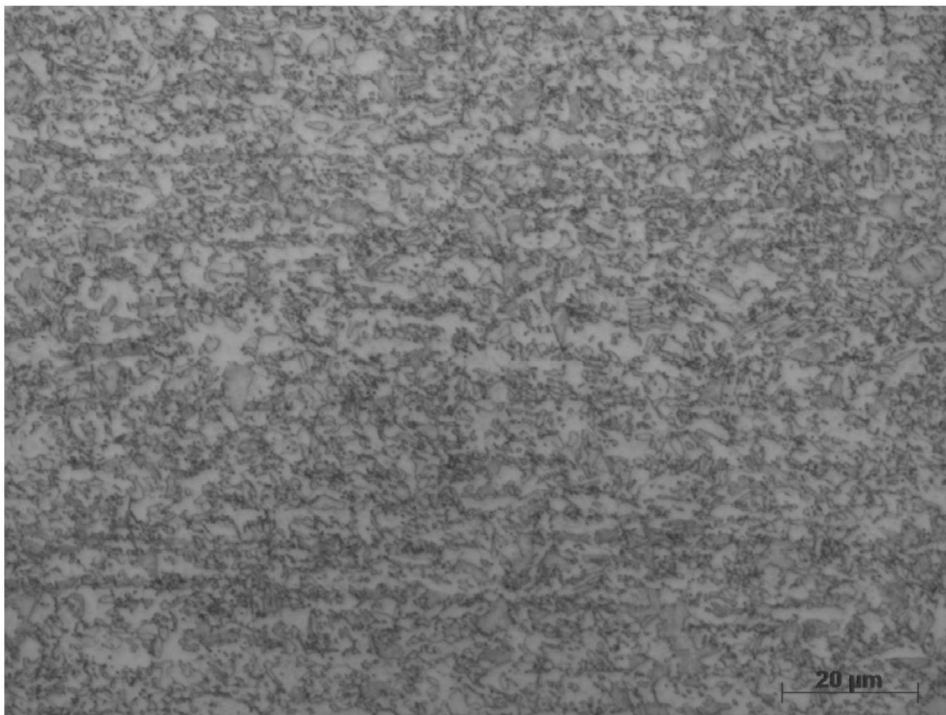


图2

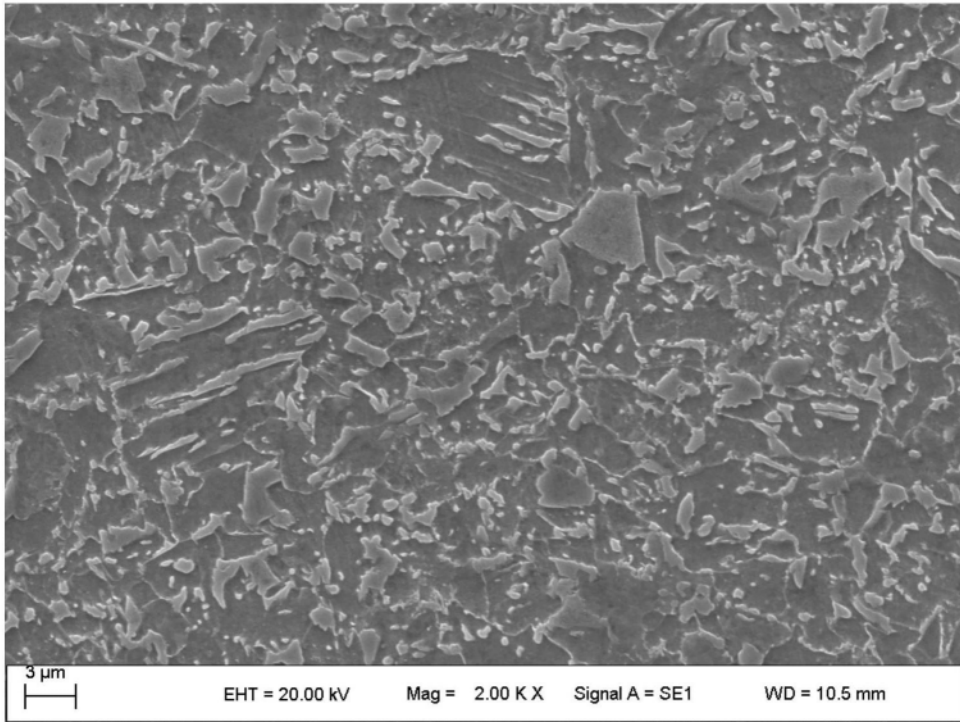


图3