



(12) 发明专利

(10) 授权公告号 CN 109402508 B

(45) 授权公告日 2020.09.29

(21) 申请号 201811338543.9

G22C 38/04 (2006.01)

(22) 申请日 2018.11.12

G22C 38/06 (2006.01)

(65) 同一申请的已公布的文献号

G22C 38/42 (2006.01)

申请公布号 CN 109402508 A

G22C 38/44 (2006.01)

G22C 38/46 (2006.01)

(43) 申请公布日 2019.03.01

G22C 38/58 (2006.01)

(73) 专利权人 东北大学

G21D 8/02 (2006.01)

G22C 33/04 (2006.01)

地址 110819 辽宁省沈阳市和平区文化路3号巷11号

(72) 发明人 刘悦 吴红艳 杜林秀 张彬

高秀华 高彩茹

(74) 专利代理机构 沈阳东大知识产权代理有限公司 21109

代理人 梁焱

(56) 对比文件

CN 108193141 A, 2018.06.22

CN 102534417 A, 2012.07.04

CN 101892431 A, 2010.11.24

CN 106947913 A, 2017.07.14

JP 2015516505 A, 2015.06.11

审查员 陈小红

(51) Int. Cl.

G22C 38/02 (2006.01)

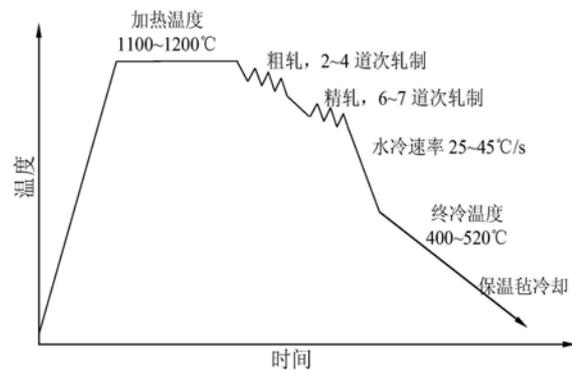
权利要求书1页 说明书6页 附图3页

(54) 发明名称

一种低碳微合金化Q690级高强耐候钢及其制备方法

(57) 摘要

一种低碳微合金化Q690级高强耐候钢及其制备方法,成分按重量百分比含C 0.03~0.10%,Si 0.10~0.50%,Mn 1.20~2.00%,S 0.002~0.010%,P 0.003~0.015%,Al 0.01~0.05%,V 0.05~0.15%,N 0.01~0.02%,Cr 0.30~0.80%,Ni 0.30~0.80%,Cu 0.15~0.55%,Mo 0.15~0.55%,余量为Fe,屈服强度700~798MPa,抗拉强度795~950MPa,延伸率15.5~18.6%;制备方法为:(1)冶炼钢水,浇铸并锻造;(2)加热至1100~1200℃保温固溶;(3)进行粗轧和精轧;然后水冷至400~520℃;(4)保温毡槽缓冷至室温。本发明的钢种轧制操作过程简单,无需淬火回火处理,耐大气腐蚀,强韧性综合性能好,具有良好的低温冲击性能。



1. 一种低碳微合金化Q690级高强耐候钢的制备方法,其特征在于包括以下步骤:

(1) 按设定成分冶炼钢水,然后经浇铸并锻造至厚度60~140mm,获得钢坯,其成分按重量百分比含C 0.03~0.10%,Si 0.10~0.50%,Mn 1.20~2.00%,S 0.002~0.010%,P 0.003~0.015%,Al 0.01~0.05%,V 0.05~0.15%,N 0.01~0.02%,Cr 0.30~0.80%,Ni 0.30~0.80%,Cu 0.15~0.55%,Mo 0.15~0.55%,余量为Fe和其他不可避免的杂质;

(2) 采用加热炉将钢坯随炉加热至1100~1200℃并保温2~4 h,以保证钢坯充分奥氏体化和微合金元素充分固溶;

(3) 将保温后的钢坯进行粗轧和精轧;其中粗轧的开轧温度为1050~1160℃,终轧温度为960~1080℃;精轧开轧温度为860~900℃,精轧终轧温度为810~850℃;精轧完成后水冷至400~520℃,获得热轧板;粗轧的轧制道次为2~4次,每道次压下率为24~28.6%;精轧的轧制道次为6~7次,每道次压下率为13~28%;

(4) 将热轧板放进保温毡槽中缓冷至室温,制成低碳微合金化Q690级高强耐候钢,其屈服强度700~798MPa,抗拉强度795~950MPa,延伸率15.5~18.6%,-60℃冲击功 $\geq 100\text{J}$,屈强比0.84~0.88。

2. 根据权利要求1所述的低碳微合金化Q690级高强耐候钢的制备方法,其特征在于步骤(3)中水冷时控制冷却速度为25~45℃/s。

一种低碳微合金化Q690级高强耐候钢及其制备方法

技术领域

[0001] 本发明属于冶金技术领域,特别涉及一种低碳微合金化Q690级高强耐候钢及其制备方法。

背景技术

[0002] 近年来被市场广泛接受的耐候钢主要是295MPa级09CuPTiRE、345MPa级09CuPCrNi、450MPa级Q450NQR1几种类型,并广泛应用在铁路、建筑、桥梁等多重领域,能够抵抗工业大气、酸雨、海洋大气及海水的腐蚀。但是耐候钢板的强度还有待提升,由于传统的高强钢不仅冲击韧性、焊接性、疲劳性较差,而且不能耐大气、海洋环境腐蚀,因此,潜在的市场需求促使开发出高强度兼具良好耐候性的薄带钢来代替低强度厚带钢成为主要的研究发展方向,国内外提出了高性能耐候钢的概念;耐候钢是指具有保护锈层并且耐大气腐蚀的低合金结构钢;相比普碳钢来说,耐候钢在大气环境中具有更优良的抵抗腐蚀的性能,相比不锈钢来说,耐候钢能够极大的降低合金元素的添加量,P、Cu、Cr、V、Mo等合金元素的总量仅占百分之几,有效降低钢材成本。

[0003] 到目前为止,国内关于高强度高耐候性的耐候钢及其制造方法已经申请了多项;申请号200710045329.X的专利,介绍了一种高耐蚀高强度耐候钢及其制造方法,该方法采用超低碳、低锰、中铬的Cr-Ni-Cu系成分设计、利用Ti微合金化,生产出屈服强度大于700MPa,72h周期浸润腐蚀速率小于25%(与Q345普碳钢相比)的高耐候性高强耐候钢;但该方案中Cr含量高达4.50%以上,容易造成合金成本较高,焊接性能不好;申请号201010246778.2的专利,介绍了一种低成本屈服强度700MPa级非调质处理高强耐候钢及其制造方法,该方法采用高Ti成分设计,增加强化效果;申请号201410236616.9的专利,介绍了一种700MPa级耐工业大气腐蚀型马氏体钢板及其制备方法;该方法采用Nb-Ti系成分设计,使制备出的钢板屈服强度范围在695~720MPa、抗拉强度 ≥ 800 MPa、延伸率 $\geq 18\%$,-40℃低温冲击功 > 100 J,耐工业大气年腐蚀损失 < 350 g/m²。

[0004] 上述屈服强度700MPa强度级别的高强耐大气腐蚀钢,均采用了低碳(或超低碳)-硅锰钢为基础,并添加适量的Cu、Ni、Cr等合金元素微合金化路线,侧重采用Nb-Ti微合金化结合TMCP工艺技术来获得最终产品;但是采用Nb-Ti微合金成分体系生产出的高强钢板存在着弊端,热轧轧制负荷重、热轧工艺控制难度大、钢的屈强比高、合金成本高,以及带钢轧制后的热处理工序还会提高生产成本。

发明内容

[0005] 针对现有耐候钢制备技术存在的上述问题,本发明提供一种低碳微合金化Q690级高强耐候钢及其制备方法,利用V-N-Cr微合金化技术,通过成分设计降低合金成分的含量,同时在钢坯轧制过程中促进晶内铁素体形核,提升板材心部强韧性能,通过晶粒细化和析出强化制备Q690级高强耐候钢。

[0006] 本发明的低碳微合金化Q690级高强耐候钢的成分按重量百分比含C 0.03~

0.10%, Si 0.10~0.50%, Mn 1.20~2.00%, S 0.002~0.010%, P 0.003~0.015%, Al 0.01~0.05%, V 0.05~0.15%, N 0.01~0.02%, Cr 0.30~0.80%, Ni 0.30~0.80%, Cu 0.15~0.55%, Mo 0.15~0.55%, 余量为Fe和其他不可避免的杂质;其屈服强度700~798MPa,抗拉强度795~950MPa,延伸率15.5~18.6%, -60°C 冲击功 $\geq 100\text{J}$,屈强比0.84~0.88。

[0007] 上述的低碳微合金化Q690级高强耐候钢的厚度为4~14mm。

[0008] 上述的低碳微合金化Q690级高强耐候钢的组织为多边形铁素体、针状铁素体和粒状贝氏体。

[0009] 本发明的低碳微合金化Q690级高强耐候钢的制备方法包括以下步骤:

[0010] 1、按设定成分冶炼钢水,然后经浇铸并锻造至厚度60~140mm,获得钢坯,其成分按重量百分比含C 0.03~0.10%, Si 0.10~0.50%, Mn 1.20~2.00%, S 0.002~0.010%, P 0.003~0.015%, Al 0.01~0.05%, V 0.05~0.15%, N 0.01~0.02%, Cr 0.30~0.80%, Ni 0.30~0.80%, Cu 0.15~0.55%, Mo 0.15~0.55%, 余量为Fe和其他不可避免的杂质;

[0011] 2、采用加热炉将钢坯随炉加热至 $1100\sim 1200^{\circ}\text{C}$ 并保温2~4h,以保证钢坯充分奥氏体化和微合金元素充分固溶;

[0012] 3、将保温后的钢坯进行粗轧和精轧;其中粗轧的开轧温度为 $1050\sim 1160^{\circ}\text{C}$,终轧温度为 $960\sim 1080^{\circ}\text{C}$;精轧开轧温度为 $860\sim 900^{\circ}\text{C}$,精轧终轧温度为 $810\sim 850^{\circ}\text{C}$;精轧完成后水冷至 $400\sim 520^{\circ}\text{C}$,获得热轧板;

[0013] 4、将热轧板放进保温毡槽中缓冷至室温,制成低碳微合金化Q690级高强耐候钢。

[0014] 上述方法中,粗轧的轧制道次为2~4次,每道次压下率为24~28.6%。

[0015] 上述方法中,精轧的轧制道次为6~7次,每道次压下率为13~28%。

[0016] 上述方法中,水冷时控制冷却速度为 $25\sim 45^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 。

[0017] 耐候钢要求具有较高的强度和耐大气腐蚀的能力,同时兼具良好的冲击韧性和焊接性能;本发明采用复合添加合金元素的方式来获得钢材最佳的效果,通过添加Cr、Mo等元素来显著提高钢材的耐大气腐蚀性能,同时添加微量的合金元素来改善钢的韧性;本发明的成分设计原理如下:

[0018] C:C是钢中最经济、最有效的强化元素,C含量的高低直接影响钢材的强度级别,但是过高的C含量不仅会破坏钢的耐大气腐蚀性能,还会影响钢的焊接性能、韧性和冲压性能等;因此采用的C含量范围是0.03~0.10%,通过添加Si、Mn等其他合金元素来补偿强度;

[0019] Si:Si有利于提高钢的强度、屈服点和耐磨性,在 $\alpha\text{-Fe}$ 及 $\gamma\text{-Fe}$ 中的溶解度较大,起到固溶强化作用,能够增加钢中铁素体体积分数,细化晶粒,有利于提高韧性;Si还能提高钢的电阻率,在钢表面形成富Si保护膜,提高耐蚀性,与其他元素如Cu、Cr、P配合使用可以改善钢的耐腐蚀性能;采用的Si含量范围在0.10~0.50%之间,低于或高于这个范围都会对焊缝金属的韧性和塑性产生不利影响;

[0020] Mn:Mn是在降低C含量的情况下,补偿钢的强度最有效的元素之一,钢中加入适量的Mn,能够增加钢的淬透性,起到固溶强化和细化晶粒作用,在提高强度的同时还可降低脆性转变温度,有利于发生中温转变,但过量增大Mn含量会恶化钢材的可焊性和焊接热影响区的韧性;采用Mn含量范围1.20~2.00%,以获得最佳的针状铁素体含量,及最佳的强韧匹

配；

[0021] S:S的存在会恶化钢的耐大气腐蚀性能,相同条件下S含量越低,钢的耐蚀性越好;但是Cu可以明显抵消钢中S的有害作用,S的含量越高,Cu降低腐蚀速率的效果越明显,二者结合能够形成难溶化合物来填充锈层的孔隙,阻止腐蚀的进一步发生;因此将S含量的范围控制在0.002~0.01%之间;

[0022] P:P是提高钢耐候性最有效的合金元素之一,促使耐候钢的锈层具有非晶态性质的 Fe_3O_4 ,具备特殊的效应;但是高含量的P会增加钢的冷脆性,恶化焊接性能、冷弯性能;在大气腐蚀条件下,钢中的P是阳极去极化剂,能加速钢的均匀溶解和 Fe^{2+} 的氧化速率,有助于在钢表面形成均匀的 $FeO(OH)$ 锈层和促进生成富含非晶态羟基氧化铁的 $FeO_x(OH)_{3-2x}$ 的致密保护膜,从而成为组织腐蚀介质进入钢基体的保护屏障,使钢内部免遭大气腐蚀,因此采用的P含量范围在0.003~0.01%之间。

[0023] Al:主要起到固氮和脱氧的作用,Al与N接合形成的AlN可以有效地细化晶粒,但Al含量过高会损害钢的韧,因此控制其含量在0.01~0.05%范围内;

[0024] Cu:Cu是提高钢的耐大气腐蚀性能的关键元素,与P联合加入钢中时,显示出优异的协同耐候效应,提高钢的抗大气腐蚀性能;加入面心立方结构的Cu能够使钢的冷脆转变温度提高,增加含Cu量,耐候钢的屈服强度也相应得到增加;因此采用的Cu含量在0.15%~0.55%范围内;

[0025] V:与Nb相比,微合金连铸坯出现裂纹的几率低,V与N亲和力强,易结合,促进VN的析出,使钢中的V由固溶态转变为析出态,显著提高强度,沉淀强化可达250~300MPa;V还是最经济的微合金化元素,它能将原本有害的N元素转化为有用的廉价的合金元素,能有效的降低成本,因此采用V含量的范围是0.05~0.15%;

[0026] N:与C元素的作用类似,可以通过间隙固溶的方式来提高钢的强度,但固溶态的N对钢的塑性、韧性都有较大的危害,因此采用的N含量范围是0.01~0.02%;

[0027] Ni:Ni是一种比较稳定的元素,加入Ni能够使钢的自腐蚀电位向正方向变化,增加钢的稳定性,提高强度的同时又能改善韧性,并提高淬透性,可以有效的阻止Cu的热脆引起的网裂现象;但是过高的Ni会增加成本,提高氧化皮的粘附性,因此将N含量控制在0.30~0.80%范围内。

[0028] Cr:Cr对改善钢的钝化能力具有显著的效果,可促进钢表面形成致密的钝化膜或者保护性锈层,其在锈层内的富集能有效的提高锈层对腐蚀性介质的选择性透过特性,与Cu同时加入钢中时,效果尤为明显,耐候钢中Cr含量一般为0.4%~1.0%(最高为1.3%);Cr含量的增加能促使钢的屈服强度略有上升,但是强化效果不如Cu,Cr的加入可以提高合金的冷脆转变温度,因此Cr含量的范围是0.30~0.80%。

[0029] Mo:Mo元素增加强度的同时会提高了钢的脆性,降低钢的韧性;当钢中含有0.4%~0.5%的Mo时,钢的大气腐蚀速率可能降低二分之一以下;优选的,当Mo在0.1~0.25%范围内,钢材具有优异的强度和塑性配比;综合各种条件,采用的Mo的含量范围是0.15~0.55%。

[0030] 与现有技术相比,本发明的优势在于:

[0031] (1) 利用V-N-Cr微合金化技术,在钢坯轧制过程中VN、V(C,N)纳米尺寸析出物可以促进晶内铁素体形核,提升板材心部强韧性能,通过晶粒的细化作用与析出强化的原理生

产Q690级高强耐候钢;该耐候钢的碳含量低,重量百分含量为0.03~0.10%,低碳设计降低碳当量,可改善焊接性能,而且通过控轧控冷避免了钢板组织中粗大渗碳体的形成,钢板低温冲击韧性良好。对于不同厚度规格的钢板,优化并调整了Cr、Ni、V、Mo等合金的含量,节约成本,对于钢铁企业产品升级、节能降耗意义重大;

[0032] (2) 轧制操作过程简单,采用两阶段轧制,轧态交货,无需淬火回火处理,对设备和技术要求不苛刻,具备耐大气腐蚀性能,强韧性综合性能好,具有良好的低温冲击性能,容易实现工业化生产与推广。

[0033] 本发明制备的钢材经360小时模拟工业大气环境的周期浸润腐蚀实验后,腐蚀失重速率比普通碳钢Q345B缓慢,在腐蚀周期的初始阶段差别较为明显,以Q345B为对比试样的72小时相对腐蚀速率降低50%。

[0034] 本发明的钢种轧制操作过程简单,无需淬火回火处理,耐大气腐蚀,强韧性综合性能好,具有良好的低温冲击性能,容易实现工业化生产,可以用于铁路车辆制造行业。

附图说明

[0035] 图1为本发明低碳微合金化Q690级高强耐候钢的制备方法流程示意图;

[0036] 图2为实施例1的低碳微合金化Q690级高强耐候钢的OM组织图;

[0037] 图3为实施例2的低碳微合金化Q690级高强耐候钢的透射形貌图;

[0038] 图4为实施例3的低碳微合金化Q690级高强耐候钢OM组织图。

具体实施方式

[0039] 下述非限制性实施例可以使本领域的普通技术人员更全面地理解本发明,但不以任何方式限制本发明。

[0040] 本发明实施例中所述试验方法,如无特殊说明,均为常规方法;所述试剂和材料,如无特殊说明,均可从商业途径获得。

[0041] 本发明实施例采用的热轧机为东北大学轧制技术及连轧自动化国家重点实验室的 Φ 450mm热轧机。

[0042] 本发明实施例中随炉冷却时采用的加热炉为高温箱式电阻炉,型号为RX₄-85-13B。

[0043] 本发明实施例中所用透射电子显微镜为FEI Tecnai G²F20场发射透射电子显微镜;

[0044] 本发明实施例中所用扫描电子显微镜为LEICA-DMIRM光学电子显微镜。

[0045] 本发明实施例中耐大气腐蚀性能试验是依据铁道行业标准《TB/T 2375-93铁路用耐候钢周期浸润腐蚀试验方法》。

[0046] 本发明实施例中焊接裂纹敏感性指数依据的标准为GB/T 1591-2008。

[0047] 实施例1

[0048] 流程如图1所示;

[0049] 按设定成分冶炼钢水,然后经浇铸并锻造至厚度140mm,获得钢坯,其成分按重量百分比含C 0.03%,Si 0.50%,Mn 2.00%,S 0.002%,P 0.010%,Al 0.04%,V 0.15%,N 0.02%,Cr 0.80%,Ni 0.80%,Cu 0.45%,Mo 0.55%,余量为Fe和其他不可避免的杂质;

[0050] 采用加热炉将钢坯随炉加热至1200℃并保温2h,以保证钢坯充分奥氏体化和微合金元素充分固溶;

[0051] 将保温后的钢坯进行粗轧和精轧;其中粗轧的开轧温度为1160℃,终轧温度为1080℃;粗轧的轧制道次为2次,每道次压下率分别为24%和28.6%,粗轧板厚度76mm;精轧开轧温度为900℃,精轧终轧温度为850℃;精轧的轧制道次为6次,每道次压下率为13~28%,总压下率81%;精轧完成后水冷至520℃(返红温度),水冷时控制平均冷却速度为25℃/s,获得热轧板,厚度14mm;

[0052] 将热轧板放进保温毡槽中缓冷至室温,制成低碳微合金化Q690级高强耐候钢;

[0053] 低碳微合金化Q690级高强耐候钢的屈服强度700MPa,抗拉强度795MPa,延伸率18.6%,-60℃冲击功188J,屈强比0.88;组织为多边形铁素体、针状铁素体和粒状贝氏体,OM组织如图2所示;焊接裂纹敏感性指数P_{cm}为0.27%;

[0054] 进行耐大气腐蚀性能试验,并以普通碳钢Q345B作为对比,每个钢种选取3块试样进行平行试验,计算每块试样单位面积单位时间的腐蚀失重量,求其平均值得到平均腐蚀速率;将上述耐候钢与Q345B的平均腐蚀速率比较,得到其相对腐蚀速率;上述耐候钢的平均腐蚀失重率为2.896g/(m²·h),Q345B普碳钢的平均腐蚀失重率为6.102g/(m²·h),相对腐蚀速率为47.5%,说明上述耐候钢在大幅度提高了强度的同时还拥有明显的耐蚀性能,耐蚀性能大约是Q345B普碳钢的两倍。

[0055] 实施例2

[0056] 方法同实施例1,不同点在于:

[0057] (1) 钢坯厚度90mm,成分按重量百分比含C 0.06%,Si 0.40%,Mn 1.60%,S 0.005%,P 0.015%,Al 0.05%,V 0.11%,N 0.015%,Cr 0.60%,Ni 0.50%,Cu 0.55%,Mo 0.35%;

[0058] (2) 随炉加热至1150℃并保温3h;

[0059] (3) 粗轧的开轧温度为1080℃,终轧温度为980℃;粗轧的轧制道次为3次,每道次压下率分别为25%、26%和27%,粗轧板厚度36.5mm;精轧开轧温度为900℃,精轧终轧温度为810℃;精轧的轧制道次为6次,每道次压下率为13~28%,总压下率78%;精轧完成后水冷至460℃,水冷时控制平均冷却速度为36℃/s,热轧板厚度8mm;

[0060] (4) 低碳微合金化Q690级高强耐候钢的屈服强度769MPa,抗拉强度910MPa,延伸率16.2%,-60℃冲击功161J,屈强比0.85;透射形貌如图3所示;焊接裂纹敏感性指数P_{cm}为0.25%;

[0061] (5) 耐大气腐蚀性能试验结果为:上述耐候钢的平均腐蚀失重率为2.655g/(m²·h),相对腐蚀速率为43.5%。

[0062] 实施例3

[0063] 方法同实施例1,不同点在于:

[0064] (1) 钢坯厚度60mm,成分按重量百分比含C 0.10%,Si 0.10%,Mn 1.20%,S 0.010%,P 0.003%,Al 0.01%,V 0.05%,N 0.01%,Cr 0.30%,Ni 0.30%,Cu 0.15%,Mo 0.15%;

[0065] (2) 随炉加热至1100℃并保温4h;

[0066] (3) 粗轧的开轧温度为1050~℃,终轧温度为960℃;粗轧的轧制道次为4次,每道

次压下率为28%、25%、25%和25%，粗轧板厚度18mm；精轧开轧温度为860℃，精轧终轧温度为810℃；精轧的轧制道次为7次，每道次压下率为13~28%，总压下率78%；精轧完成后水冷至400℃，水冷时控制平均冷却速度为45℃/s，热轧板厚度4mm；

[0067] (4) 低碳微合金化Q690级高强耐候钢的屈服强度798MPa，抗拉强度950MPa，延伸率15.5%，-60℃冲击功100J，屈强比0.84；OM组织如图4所示；焊接裂纹敏感性指数Pcm为0.21%；

[0068] (5) 耐大气腐蚀性能试验结果为：上述耐候钢的平均腐蚀失重率为2.504g/(m²·h)，相对腐蚀速率为41.0%。

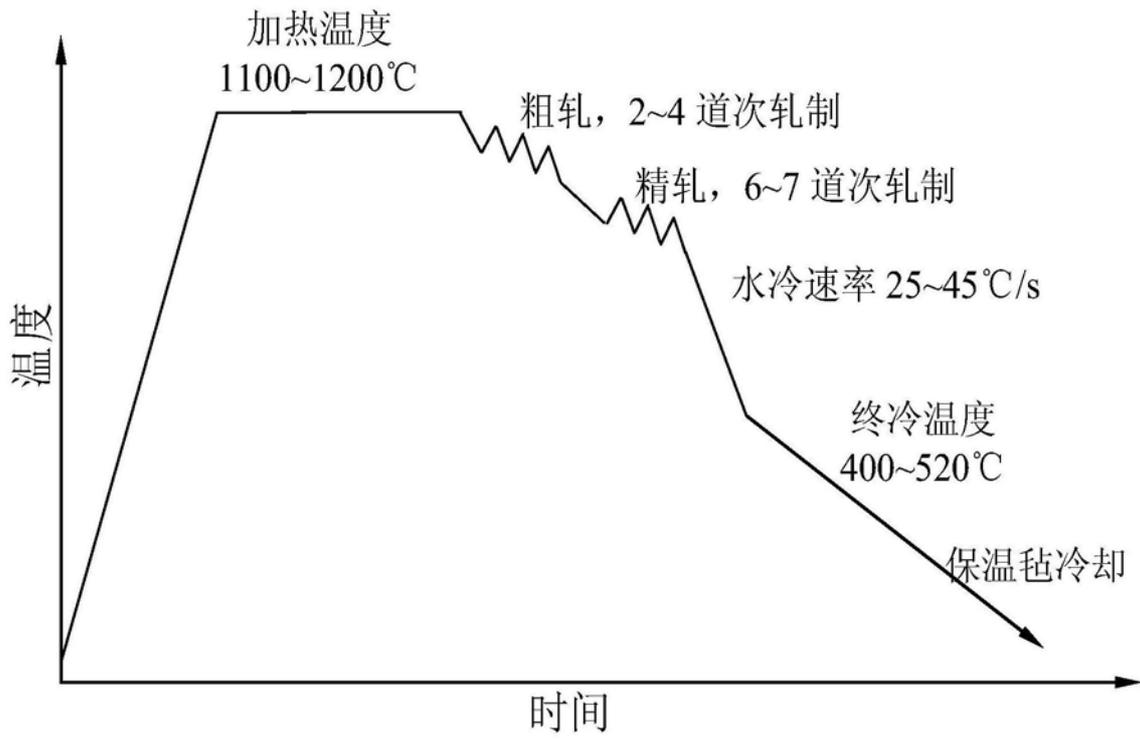


图1

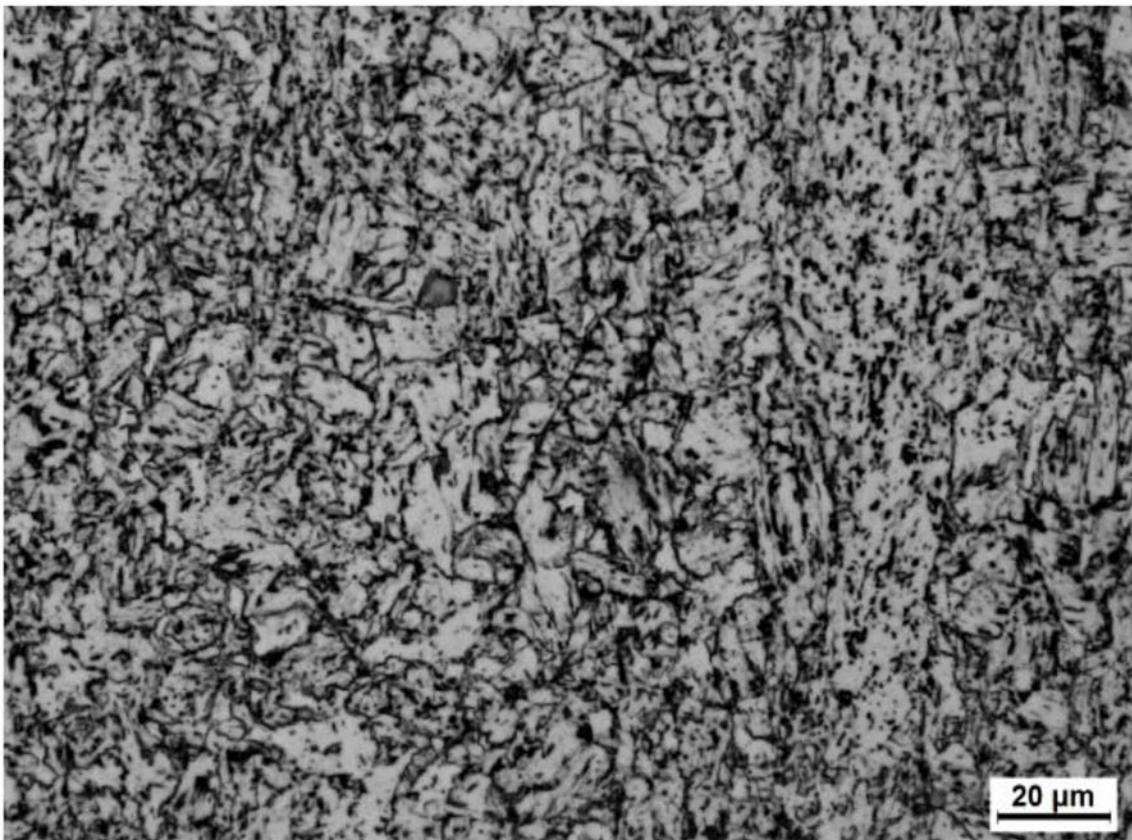


图2

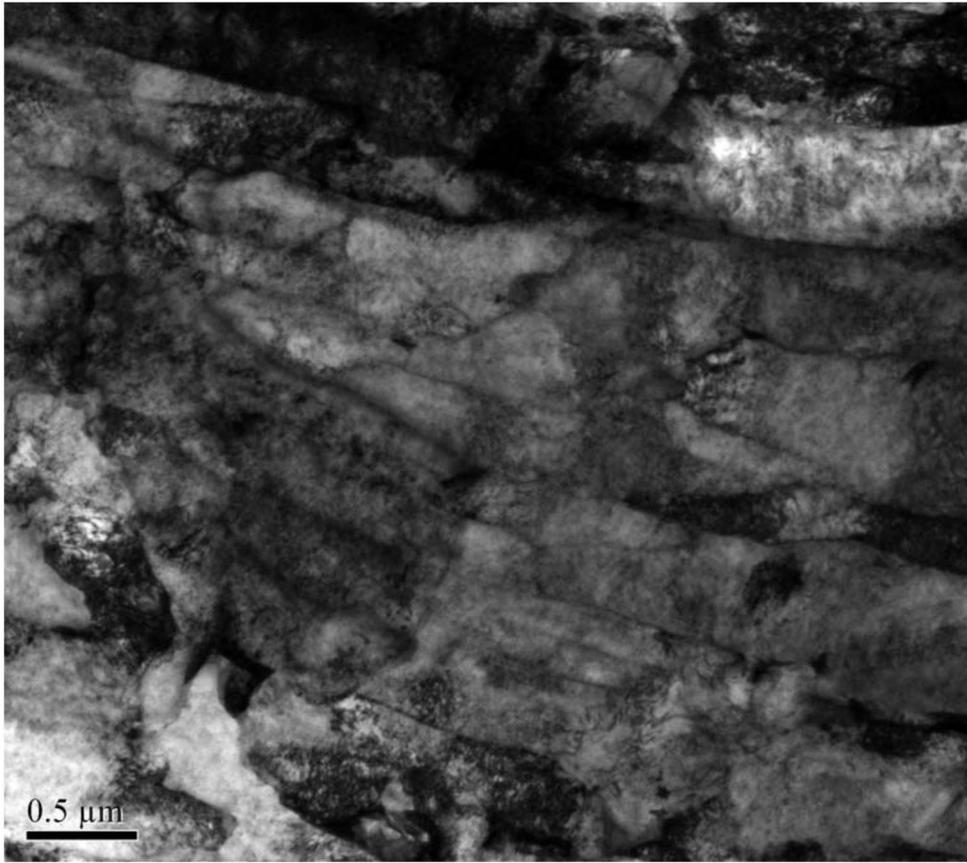


图3

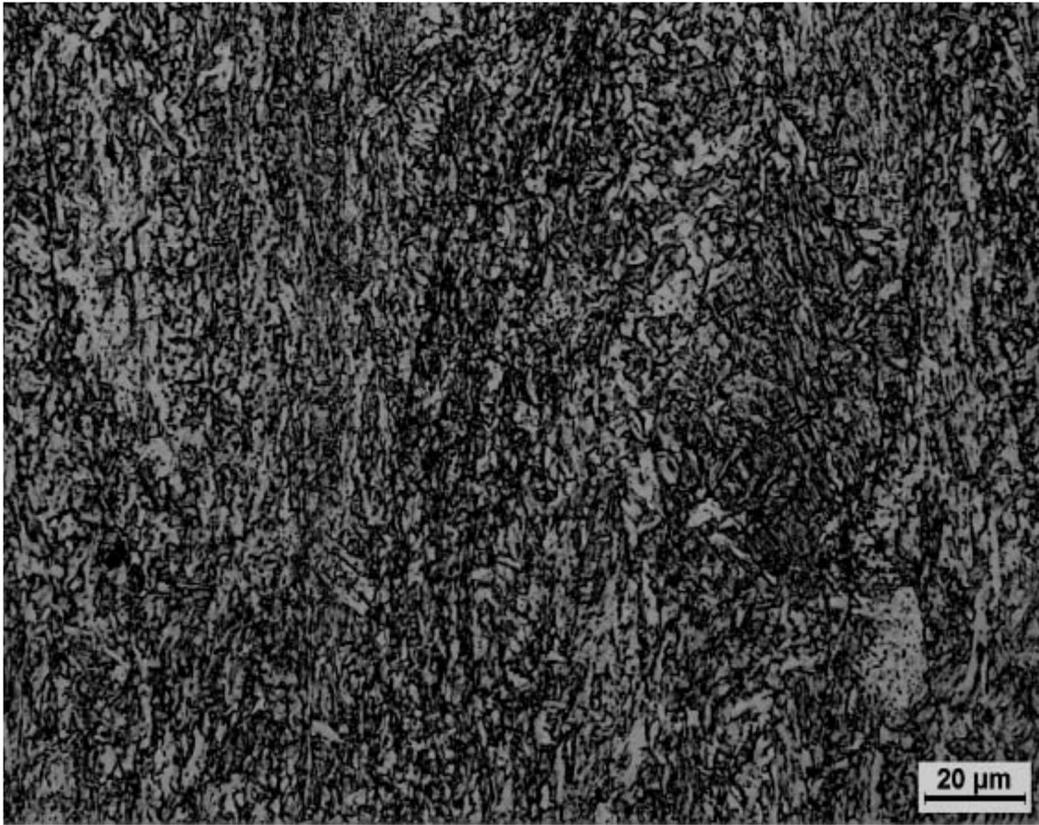


图4