



## (12) 发明专利申请

(10) 申请公布号 CN 102191430 A

(43) 申请公布日 2011.09.21

(21) 申请号 201010129753.4

(22) 申请日 2010.03.19

(71) 申请人 宝山钢铁股份有限公司

地址 201900 上海市牡丹江路 1813 号南楼

(72) 发明人 赵四新 姚连登 赵小婷

(74) 专利代理机构 上海开祺知识产权代理有限公司 31114

代理人 竺明

(51) Int. Cl.

*C22C 38/14* (2006.01)

*B21B 37/74* (2006.01)

权利要求书 1 页 说明书 7 页 附图 1 页

### (54) 发明名称

屈服强度 550MPa 易焊接高强韧钢板及其制造方法

### (57) 摘要

屈服强度 550MPa 级易焊接高强韧钢板及其制造方法,其化学成分重量百分比为:C 0.05~0.08%、Si 0.25~0.50%、Mn 1.65~1.90%、Nb 0.03~0.07%、V 0.03~0.07%、B 0.0006~0.002%、Al 0.01~0.04%、Ti 0.01~0.03%,余量为 Fe 和不可避免的杂质;其中, Mn 的含量应满足: $3.01Si+12.8Nb+6.65V-12.12C \leq Mn \leq 4.78Si+13.8Nb+12.72V-10.13C$ 。采用控制轧制和控制冷却技术,获得贝氏体板条为基体的组织。本发明易焊接高强韧厚板的屈服强度大于 550MPa、抗拉强度大于 670MPa、夏氏冲击功  $Akv(-20^{\circ}C)$  大于 150J,焊接裂纹敏感性指数  $P_{cm} \leq 0.19\%$ ,具有良好的焊接性能。

1. 屈服强度 550MPa 级易焊接高强韧钢板,其化学成分重量百分比为 :C:0.05 ~ 0.08%、Si 0.25 ~ 0.50%、Mn 1.65 ~ 1.90%、Nb 0.03 ~ 0.07%、V:0.03 ~ 0.07%、B 0.0006 ~ 0.002%、Al 0.01 ~ 0.04%、Ti 0.01 ~ 0.03%,余量为 Fe 和不可避免的杂质;其中,Mn 的含量应满足 : $3.31Si+15.8Nb+6.65V-9.12C \leq Mn \leq 4.41Si+13.33Nb+7.72V-7.33C$ ,钢板的屈服强度大于 550MPa、抗拉强度大于 670MPa、夏氏冲击功 Akv(-20℃) 大于 150J,焊接裂纹敏感性指数  $P_{cm} \leq 0.19\%$ 。

2. 如权利要求 1 所述的屈服强度 550MPa 级易焊接高强韧钢板的制造方法,包括冶炼、浇铸、加热、轧制、冷却工序,其特征在于,在所述轧制工序后不经过热处理即进入冷却工序;轧制分为第一阶段和第二阶段轧制,在所述第一阶段轧制过程中,开轧温度为 1050 ~ 1150℃,当轧件厚度到达成品钢板厚度的 2 ~ 4 倍时,在辊道上待温至 770 ~ 860℃;在所述第二阶段轧制过程中,道次变形率为 12 ~ 28%,终轧温度为 750 ~ 800℃;在所述冷却过程中,钢板以 8 ~ 35℃ /s 的速度冷却至 400 ~ 520℃,出水后空冷。

3. 如权利要求 2 所述的屈服强度 550MPa 级易焊接高强韧钢板的制造方法,其特征是,浇铸后的连铸坯或钢锭的厚度不小于成品钢板厚度的 3.5 倍。

4. 如权利要求 2 所述的屈服强度 550MPa 级易焊接高强韧钢板的制造方法,其特征在于,在所述加热过程中,加热温度为 1080 ~ 1180℃,保温时间为 150 ~ 240 分钟。

5. 如权利要求 2 所述的屈服强度 550MPa 级易焊接高强韧钢板的制造方法,其特征是,空冷采用堆垛或冷床冷却。

6. 如权利要求 2 所述的屈服强度 550MPa 级易焊接高强韧钢板的制造方法,其特征是,成品钢板厚度为 15 ~ 100mm。

## 屈服强度 550MPa 易焊接高强韧钢板及其制造方法

### 技术领域

[0001] 本发明涉及高强韧性钢板,具体地说,本发明涉及屈服强度 550MPa 级易焊接高强韧钢板及其制造方法。

### 背景技术

[0002] 通常采用两种技术生产高强韧厚钢板,即调质(淬火+回火)和控制轧制控冷(TMCP)技术。与调质技术相比, TMCP 技术不需要离线热处理,具有节约能源和生产流程短等特点。控制轧制控制冷却技术的发展主要分为几个阶段:20 世纪 50 年代以前,控制轧制技术研究的开始;20 世纪 60 年代至 20 世纪 70 年代初,控制轧制技术进步;20 世纪 70 年代后期至今,控制轧制控制冷却技术的高度进展及在世界范围的普及。

[0003] 近年来,具有强力轧制能力的宽厚板轧机在国内外得到广泛应用。强力轧制的应用,使钢板在可较低温度轧制,在奥氏体中累计大量的位错密度,增加冷却过程中的形核速率,细化了最终组织。加速冷却装备如在线冷却装置 OLAC(online accelerate cooling)、Super-OLAC 和多功能喷射型间歇式冷却装置 Mulpic(multi-purpose interrupt cooling)等广泛使用,使得钢板的冷却速度增加,停冷温度降低,促进了钢板在中温和较低温度时的组织转变,提高了钢板微观组织控制能力。采用控制轧制控冷技术实现组织控制和力学性能控制,生产低成本、易焊接、高强韧、短流程的钢板已成为厚板研发的重要方向。

[0004] 控制轧制控冷技术主要包括两个部分:控制轧制和控制冷却。

[0005] 控制轧制通常指两阶段轧制:在未再结晶温度之上的轧制变形和未再结晶温度之下的轧制。两阶段轧制的中间坯厚度,第二阶段轧制的开轧和终轧温度是控制轧制控冷技术的重点。

[0006] 控制冷却工艺中的冷却速度和停冷温度是需重点控制的工艺参数。采用控制轧制控冷技术生产高强韧厚钢板时,由于钢板在轧制和冷却过程中,变形和冷却温度的不均匀,且在控制过程中工艺参数易波动,对钢板的成分和工艺控制提出了以下要求:钢板在较宽的终轧温度内均可稳定生产;钢板的成分体系在较宽的冷却速度和停冷温度范围内均可得到强度较高的组织如贝氏体组织等。

[0007] 考虑到控制轧制控冷技术的特点,钢板在成分设计时需综合考虑不同合金元素在钢板高温区的碳氮化物析出、动态再结晶、亚动态再结晶、静态再结晶、回复、轧制过程中碳氮化物的应变诱导析出、连续冷却时的相变(铁素体、珠光体、针状铁素体、贝氏体、马氏体)的影响等,并综合考虑不同合金元素的相互作用,进行深入的理论和实验分析,才能研制出成分简单,且工艺窗口较宽的高强韧厚钢板。

[0008] 焊接性能是钢板的重要使用性能。根据中华人民共和国黑色冶金行业标准 YB/T 4137-2005 规定,牌号为 Q550CF 的钢种,  $P_{cm}$  值需低于 0.25%。低焊接裂纹敏感性钢板的焊接裂纹敏感性指数  $P_{cm}$  可按下式确定

[0009] 
$$P_{cm} = C + Si/30 + Ni/60 + (Mn + Cr + Cu)/20 + Mo/15 + V/10 + 5B$$

[0010] 焊接裂纹敏感性指数  $P_{cm}$  是反映钢的焊接后,焊接接头出现冷裂纹判定指标。 $P_{cm}$

值越低,说明钢板的焊接性能越好,焊接后在焊接接头处不易出现冷裂纹。焊接裂纹敏感性指数低的钢板可实现不预热或低预热温度焊接,节省了焊接工序的成本,节约了焊接所需的时间,提高钢板产品的经济效益和社会效益。通常为降低  $P_{cm}$  并保证钢板具有较高的强度和冲击功,钢板中加入 Cr、Mo、Ni 和 Cu 等贵重合合金元素,使钢板的成本提高。因此需开发具有简单成分体系且具有低焊接裂纹敏感性指数的钢板。

## 发明内容

[0011] 本发明的目的在于提供一种屈服强度 550MPa 级易焊接高强韧钢板及其制造方法,采用 Mn-Nb-V 系钢种,通过控制热机械轧制和冷却技术,且无调质处理,该钢板具有良好的低温韧性和焊接性。

[0012] 为达到上述目的,本发明的技术方案是,

[0013] 屈服强度 550MPa 级易焊接高强韧钢板,其化学成分重量百分比为 :C 0.05 ~ 0.08%、Si 0.25 ~ 0.50%、Mn 1.65 ~ 1.90%、Nb 0.03 ~ 0.07%、V 0.03 ~ 0.07%、B 0.0006 ~ 0.002%、Al 0.01 ~ 0.04%、Ti 0.01 ~ 0.03%,余量为 Fe 和不可避免的杂质;其中,Mn 的含量应满足 : $3.31Si+15.8Nb+6.65V-9.12C \leq Mn \leq 4.41Si+13.33Nb+7.72V-7.33C$ ,钢板的屈服强度大于 550MPa、抗拉强度大于 670MPa、夏氏冲击功  $A_{kv}(-20^{\circ}C)$  大于 150J,焊接裂纹敏感性指数  $P_{cm} \leq 0.19\%$ 。

[0014] 本发明屈服强度 550MPa 级易焊接高强韧钢板的制造方法,包括冶炼、浇铸、加热、轧制、冷却工序,其特征在于,在所述轧制工序后不经过热处理即进入冷却工序;轧制分为第一阶段和第二阶段轧制,在所述第一阶段轧制过程中,开轧温度为 1050 ~ 1150 $^{\circ}C$ ,当轧件厚度到达成品钢板厚度的 2 ~ 4 倍时,在辊道上待温至 770 ~ 860 $^{\circ}C$ ;在所述第二阶段轧制过程中,道次变形率为 12 ~ 28%,终轧温度为 750 ~ 800 $^{\circ}C$ ;在所述冷却过程中,钢板以 8 ~ 35 $^{\circ}C/s$  的速度冷却至 400 ~ 520 $^{\circ}C$ ,出水后空冷。

[0015] 进一步,浇铸后的连铸坯或钢锭的厚度不小于成品钢板厚度的 3.5 倍。

[0016] 又,在所述加热过程中,加热温度为 1080 ~ 1180 $^{\circ}C$ ,保温时间为 150 ~ 240 分钟。

[0017] 空冷采用堆垛或冷床冷却。

[0018] 另外,本发明成品钢板厚度为 15 ~ 100mm。

[0019] 本发明所的屈服强度 550MPa 级钢板,微观组织为超细贝氏体板条,具有高韧性和低焊接裂纹敏感性等特征,其焊接裂纹敏感性低于 0.19%,具有良好的焊接性能。

[0020] 在本发明成分设计中:

[0021] C,本发明研制的钢种为贝氏体型高强钢。碳含量增加,会导致贝氏体片层细化,但是会增加渗碳体和马奥组元的含量,碳含量过高会导致冲击韧性下降。碳含量过低,则会使扩散相变变得容易,导致贝氏体片层粗大,强度降低。为保证抗拉强度和冲击功,本发明 C 含量控制为 0.05 ~ 0.08%。

[0022] Si, Si 不形成碳化物,固溶在贝氏体铁素体中,阻碍可动位错的运动,提高钢板的强度。但是过高的 Si 含量会使冲击功降低,焊接性能变差。本发明中的 Si 含量控制为 0.25 ~ 0.50%。

[0023] Mn, Mn 是奥氏体稳定化元素,在本发明所研制钢种的贝氏体相变过程中, Mn 起到了阻碍贝氏体铁素体扩散运动界面的作用,细化了贝氏体铁素体板条。固溶在贝氏体铁素

体基体中的 Mn 起到了固溶强化的作用。因此,本发明中加入 1.65 ~ 1.90% 的 Mn,有利于形成细化的贝氏体组织,使钢具有良好的强韧性。

[0024] Nb, Nb 有显著提高再结晶温度的作用。钢板中加入一定含量的 Nb,可以使钢板第一阶段轧制时充分发生再结晶,细化奥氏体晶粒,增加钢板的淬透性,可以生产厚度更大的钢板。Nb 属于贵重合金元素,Nb 含量较高会增加钢板的成本。在 Mn 含量较高的钢中,Nb 含量较高则可能会导致连铸钢坯产生裂纹。因此,本发明中加入 0.03 ~ 0.07% Nb 以控制钢板微观组织和力学性能。

[0025] V,在钢中可起到固溶强化的作用,另一方面,V 在较低温度轧制时的析出可阻碍位错的运动,使奥氏体中有大量的位错,促进了贝氏体形核,细化了贝氏体最终组织。本发明中加入 0.03 ~ 0.07% 的 V 以保证钢板在回火后有较高的屈服强度。

[0026] Ti, Ti 在钢冷却的不同阶段会形成 TiN,  $Ti_2C_2S_4$  和 TiC,细微的析出物可细化奥氏体组织,抑制奥氏体反常长大,形成粗大的奥氏体晶粒。Ti 是铁素体形成元素,当以固溶态存在于铁素体中时,它的强化作用略低于 Cu 和 Si,强于 Al、Mn、Ni 和 Mo 等。本发明中的 Ti 含量控制在 0.01 ~ 0.03%。

[0027] Al,铝在炼钢时作为脱氧定氮剂,并且细化晶粒,提高钢在低温下的韧性。Al 虽然和碳可以形成  $Al_4C_3$  和  $Al_3C$ ,但 Al 和碳的结合能力小于 Fe 和 C 的结合能力,因此一般不形成碳化物。钢中的 Al 通过形成细小弥散的 AlN 细化晶粒。当钢中的固溶铝含量超过一定量时,钢的奥氏体晶粒反而更容易长大粗化。本发明中加入不超过 0.04wt. % 的 Al 细化晶粒,提高钢板的韧性并保证其焊接性能。

[0028] B,本发明中 B 的加入量为 0.0006 ~ 0.0020%。

[0029] 采用本发明设计的化学成分,优越性在于采用 Mn-Nb-V 成分体系,不添加贵重合金元素 Cr、Mo、Ni 和 Cu 等。成分设计中充分利用合金元素 Mn 的作用,提供了合理的 Mn 元素和 C、Si、Mn、V 等其他元素的配比,在较宽的冷却范围内均可形成具有良好的强韧性的组织,生产最大厚度为 80mm 的钢板。

[0030] 在本发明的制造方法中:

[0031] 1、轧制采用两阶段控制轧制技术,第一阶段变形采用在较高温度轧制,使奥氏体中充分发生再结晶,细化奥氏体晶粒。轧制到钢板目标厚度的 2 ~ 4 倍时,中间坯在辊道上待温冷却。轧制后冷却到第二阶段的精轧开轧温度即开始轧制。精轧开轧温度的控制与板厚相关。由于较厚中间坯在冷却时,表面温度低于钢板中心温度程度较大,轧制时形成的位错运动能力较强,会降低轧后奥氏体的位错密度,同时较高的内部温度会导致钢板表面返温,因此较厚钢板的精轧开轧温度较低。较薄钢板在第二阶段轧制时冷却速度快,可在较高的温度开轧。第二阶段轧制过程中,较低的终轧温度和较大的变形率有利于在奥氏体中形成大量的位错密度,但是终轧温度过低可能会导致先共析铁素体形成,降低钢板的强度,本发明的第二阶段开轧温度 770 ~ 860°C,终轧温度选择为 750°C ~ 800°C,兼顾了上述两方面的影响因素。第二阶段轧制的使钢板中累计的大量位错可能发生应变诱导,在位错线上析出细微的碳氮化物。通过细化奥氏体晶粒和增加奥氏体内部的位错密度,可促进后继冷却过程中贝氏体形核,细化最终组织。

[0032] 2、冷却工艺

[0033] 钢板在轧制后通过强制冷却装置冷却,钢板以 8 ~ 35°C /S 的速度冷却至 400 ~

520℃。采用本发明成分的钢在冷却过程中,通常以扩散方式形成贝氏体。较快的冷却速度可为贝氏体相变提供较大的过冷度和驱动力,形成细微的组织。较低的停冷温度可使钢板在较低温度发生相变,避免相变温度较高形成粗大的组织。本发明生产钢板的冷却速度和停冷温度范围较宽,在此范围均可生产屈服强度 550MPa 以上且具有良好低温韧性的钢板,具有一定的优越性。

[0034] 本发明制造方法中,加热温度控制在 1080 ~ 1180℃,保证钢板奥氏体化,Nb 和 V 元素的碳化物溶解在奥氏体中,在冷却和轧制过程中才能形成细小的析出物钉扎晶界,阻碍再结晶晶粒长大,细化最终钢板组织。

[0035] 开轧温度 1050 ~ 1150℃,轧件厚度到成品厚度的 2 ~ 4 倍时,待温到 770 ~ 860℃。在所述温度开轧,使钢板在奥氏体再结晶区轧制,奥氏体发生再结晶,细化晶粒。轧件厚度控制以保证钢板在第一阶段轧制和第二阶段轧制过程中都有足够的压下量。第一阶段轧制足够的压下量使钢板能充分再结晶,细化奥氏体晶粒。第二阶段轧制足够的压下量使钢板在未再结晶区变形,在钢板中形成大量的位错,细化最终组织。控制待温温度以保证在适当的温度进行第二阶段轧制,一方面避免待温温度过高,钢板奥氏体中回复过程剧烈,位错密度下降,另一方面避免待温温度过低,在轧制过程中板型变差,且可能生成铁素体,降低钢板强度。

[0036] 第二阶段轧制过程中变形率为 12 ~ 28%,终轧温度为 750 ~ 800℃。第二阶段的变形率和终轧温度设定保证钢板一方面保证钢板中富集的位错密度,另一方面保证钢板不发生铁素体相变。如果钢板终轧温度过低,则可能生成铁素体,导致钢板强度降低。

[0037] 钢板以 8 ~ 35℃/s 速度冷却至 420 ~ 520℃,出水后空冷,空冷采用堆垛或冷床冷却。钢板冷却速度、停冷温度和空冷方式设定,保证钢板的成分体系在此冷却工艺条件下,可形成强度和低温冲击韧性满足本发明所述要求。如冷却速度过快,停冷温度过低,则可能形成马氏体,而马氏体是脆相,降低钢板的低温冲击功。如果冷却速度过慢,停冷温度过高,则会形成粗大的贝氏体板条、铁素体或珠光体,使钢板的强度和冲击功下降。

[0038] 本发明与现有技术相比较:

[0039] 日本专利 JP2009221565、JP2008274405、JP2008169467, JP2006283126 以及 W02008069289, W02007119878, W02007055387, W02000040764 公示的成分中均含有贵重合金元素 Cr、Mo、Ni 和 Cu 四种合金元素。中国专利 CN101230444、CN101168826、CN1786245 公开的成分中含有 Cr、Mo、Ni 和 Cu 合金元素中其中三种合金元素。专利 W01999005335, W01996023909, 中国专利 CN1042950, CN1786247 公示的成分中含有 Cr、Mo、Ni 和 Cu 合金元素中其中两种合金元素。中国专利 CN1218115 公示的成分中含有 0.05 ~ 0.5% 的合金元素 Cu。

[0040] 本发明的焊接裂纹敏感性指数小于等于 0.19%。

[0041] 除中国专利公开号为 CN1218115、CN101230444、CN1786427 专利的 P<sub>cm</sub> 较本发明低之外,其余专利的 P<sub>cm</sub> 值均比本发明高。但是中国专利 CN1218115 公开的成分中含有 0.05 ~ 0.5% 的合金元素 Cu,中国专利 CN10123044 公开的成分中含有贵重合金元素 Cr、Mo 和 Ni,中国专利 CN1786247 公开的成分中含有 Ni 和 Cu,本发明的成分体系均优于上述三种专利。

[0042] 本发明采用不含贵重合金元素 Cr、Mo、Ni 和 Cu 的成分体系,一方面降低了钢板生

产的合金成本,另一方面提高了钢板的焊接性能。

[0043] 本发明的有益效果:

[0044] 1. 通过合理设计化学成分,以 Mn 等廉价合金元素替代贵重合合金元素 Mo、Ni、Cu 等,减少了合金元素含量,降低了钢板成本,具有较低的焊接裂纹敏感性指数,焊前无需预热。

[0045] 2. 本发明钢板不需进行任何额外的调质热处理,从而简化了制造工序,降低了钢的制造成本。

[0046] 3. 由于成分和工艺设计合理,从实施效果来看,工艺制度比较宽松,可以在中、厚钢板产线上稳定生产。

[0047] 4. 本发明的低焊接裂纹敏感性钢板屈服强度大于 550MPa、抗拉强度大于 690MPa、夏氏冲击功  $A_{kv}(-20^{\circ}\text{C}) \geq 150\text{J}$ 、板厚最大可达 100mm。焊接裂纹敏感性指数  $P_{cm} \leq 0.19\%$ ,具有优良的焊接性能。

### 附图说明

[0048] 图 1a 为本发明实施例 3 钢板的微观组织形貌的光学显微镜照片;

[0049] 图 1b 为本发明实施例 3 钢板的微观组织形貌的场发射扫描电镜照片。

### 具体实施方式

[0050] 以下结合实施例对本发明作进一步说明。

[0051] 实施例 1

[0052] 按表 1 所示的化学成分电炉或转炉冶炼,并浇铸成连铸坯,连铸坯加热温度为  $1080^{\circ}\text{C}$ ,保温 240 分钟;第一阶段轧制的开轧温度为  $1050^{\circ}\text{C}$ ,中间坯厚度为 80mm;第二阶段轧制的开轧温度为  $860^{\circ}\text{C}$ ,道次变形率为 12 ~ 25%,终轧温度为  $800^{\circ}\text{C}$ ,成品钢板厚度为 20mm;钢板冷却速度为  $35^{\circ}\text{C}/\text{S}$ ,终止温度为  $520^{\circ}\text{C}$ ,出水后空冷。

[0053] 实施例 2

[0054] 实施方式同实施例 1,其中加热温度为  $1130^{\circ}\text{C}$ ,保温 150 分钟;第一阶段轧制的开轧温度为  $1070^{\circ}\text{C}$ ,中间坯厚度为 120mm;第二阶段轧制的开轧温度为  $830^{\circ}\text{C}$ ,道次变形率为 15 ~ 25%,终轧温度为  $790^{\circ}\text{C}$ ,成品钢板厚度为 30mm;钢板冷却速度为  $26^{\circ}\text{C}/\text{S}$ ,终止温度为  $480^{\circ}\text{C}$ ,出水后空冷。

[0055] 实施例 3

[0056] 实施方式同实施例 1,其中加热温度为  $1130^{\circ}\text{C}$ ,保温 180 分钟;第一阶段轧制的开轧温度为  $1090^{\circ}\text{C}$ ,中间坯厚度为 120mm;第二阶段轧制的开轧温度为  $800^{\circ}\text{C}$ ,道次变形率为 12 ~ 28%,终轧温度为  $780^{\circ}\text{C}$ ,成品钢板厚度为 40mm;钢板冷却速度为  $20^{\circ}\text{C}/\text{S}$ ,终止温度为  $460^{\circ}\text{C}$ ,出水后空冷。

[0057] 实施例 4

[0058] 实施方式同实施例 1,其中加热温度为  $1150^{\circ}\text{C}$ ,保温 200 分钟;第一阶段轧制的开轧温度为  $1100^{\circ}\text{C}$ ,中间坯厚度为 150mm;第二阶段轧制的开轧温度为  $790^{\circ}\text{C}$ ,道次变形率为 16 ~ 24%,终轧温度为  $770^{\circ}\text{C}$ ,成品钢板厚度为 50mm;钢板冷却速度为  $12^{\circ}\text{C}/\text{S}$ ,终止温度为  $440^{\circ}\text{C}$ ,出水后空冷。

[0059] 实施例 5

[0060] 实施方式同实施例 1,其中加热温度为 1150℃,保温 220 分钟;第一阶段轧制的开轧温度为 1090℃,轧件厚度为 150mm;第二阶段轧制的开轧温度为 780℃,道次变形率为 15~28%,终轧温度为 760℃,成品钢板厚度为 60mm;钢板冷却速度为 10℃/S,终止温度为 420℃,出水后空冷。

[0061] 实施例 6

[0062] 实施方式同实施例 1,其中加热温度为 1180℃,保温 240 分钟;第一阶段轧制的开轧温度为 1120℃,轧件厚度为 160mm;第二阶段轧制的开轧温度为 770℃,道次变形率为 18~28%,终轧温度为 750℃,成品钢板厚度为 80mm;钢板冷却速度为 8℃/S,终止温度为 400℃,出水后空冷。

[0063] 表 1 实施例化学成分 (wt. %)

[0064]

实 施 例	C	Si	Mn	Nb	V	B	Al	Ti	Fe	Pcm %
1	0.050	0.45	1.80	0.03	0.06	0.0006	0.02	0.03	余量	0.164
2	0.075	0.40	1.65	0.04	0.05	0.0015	0.04	0.02	余量	0.183
3	0.070	0.25	1.75	0.05	0.05	0.0010	0.01	0.0010	余量	0.176
4	0.065	0.35	1.90	0.06	0.04	0.0018	0.03	0.0012	余量	0.182
5	0.080	0.40	1.65	0.05	0.07	0.0020	0.02	0.0017	余量	0.190
6	0.075	0.50	1.70	0.07	0.03	0.0010	0.04	0.0020	余量	0.190

[0065] 对本发明实施例 1-6 的屈服强度 550MPa 级低温高韧性低焊接裂纹敏感性钢板进行力学性能测试,测试结果见表 2。

[0066] 表 2 本发明实施例 1-6 的低焊接裂纹敏感性钢板的力学性能

[0067]

实施例	板厚 mm	屈服强度 MPa	抗拉强度 MPa	延伸率 %	-20℃纵向冲击功 J
1	20	650	750	19	270、258、259
2	30	635	730	18	212、228、219
3	40	615	725	18	224、218、220



4	50	605	720	19	220、210、189
5	60	610	715	17	228、197、219
6	80	605	715	18	187、212、230

[0068] 从表 1 和表 2 可以看出,本发明涉及的易焊接高强韧厚钢板的  $P_{cm} \leq 0.19\%$ ,屈服强度均大于 550MPa,抗拉强度大于 670MPa,夏氏冲击功  $A_{kv}(-20^{\circ}\text{C}) \geq 150\text{J}$ ,板厚可达 80mm。

[0069] 对本发明实施例 1 的低焊接裂纹敏感性钢板进行焊接性能试验(小铁研试验),在室温和  $50^{\circ}\text{C}$  的条件下,均未发现裂纹(见表 3),说明本发明钢板的焊接性能良好,焊接时一般不需要预热。

[0070] 表 3 本发明实施例 1 的低焊接裂纹敏感性钢板焊接性能试验结果

[0071]

试验温度	试样 编号	表面裂纹率 %	根部裂纹率 %	断面裂纹率 %	环境 温度	相对 湿度
RT	1	0	0	0	21 $^{\circ}\text{C}$	53%
	2	0	0	0		
	3	0	0	0		
50 $^{\circ}\text{C}$	4	0	0	0		
	5	0	0	0		

[0072] 对实施例 3 进行微观组织研究,光学显微镜照片和场发射扫描电镜照片如图 1a、图 1b 所示。钢板的微观组织为贝氏体板条和沿板条界面分布的碳化物或马奥岛组成。

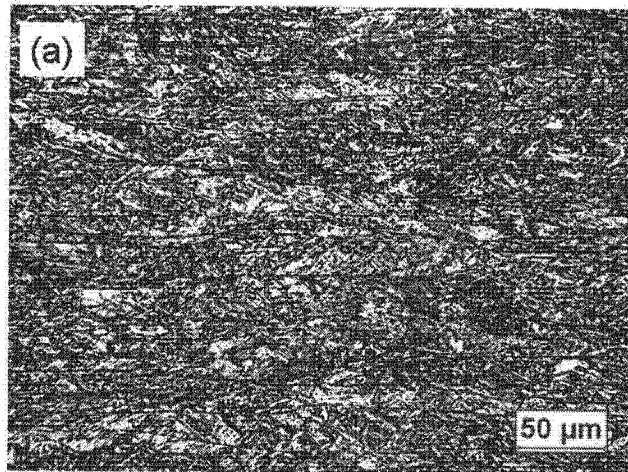


图 1a

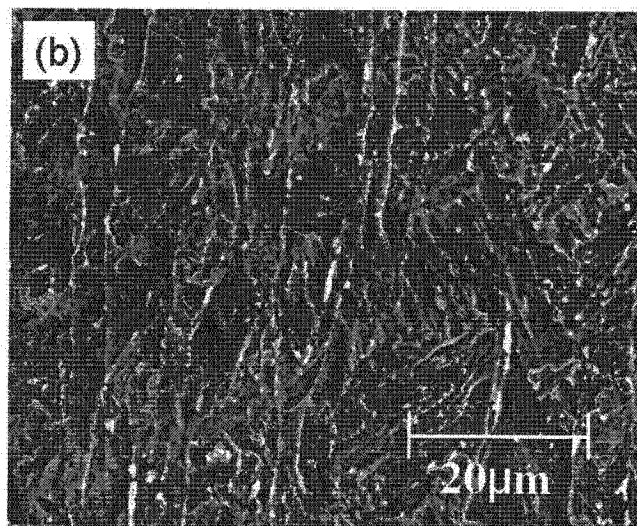


图 1b