



(12) 发明专利申请

(10) 申请公布号 CN 102191434 A

(43) 申请公布日 2011. 09. 21

(21) 申请号 201010116829. X

(22) 申请日 2010. 03. 03

(71) 申请人 宝山钢铁股份有限公司

地址 201900 上海市宝山区牡丹江路 1813 号南楼

(72) 发明人 王巍 王焕荣 白岩 曹能

(74) 专利代理机构 上海科琪专利代理有限责任公司 31117

代理人 郑明辉 夏永兴

(51) Int. Cl.

C22C 38/38 (2006. 01)

C22C 38/32 (2006. 01)

C21D 8/02 (2006. 01)

B21B 37/74 (2006. 01)

B21B 37/16 (2006. 01)

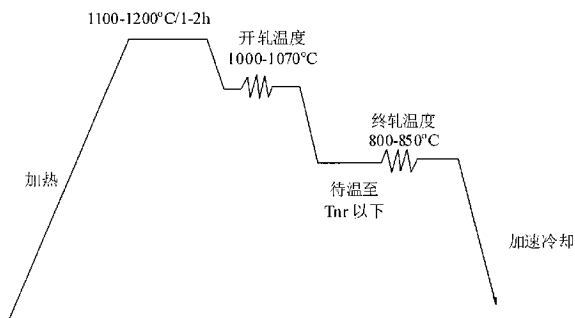
权利要求书 1 页 说明书 6 页 附图 2 页

(54) 发明名称

具有优异的大线能量焊接低温韧性厚钢板及其生产工艺

(57) 摘要

一种具有优异的大线能量焊接低温韧性厚钢板,按重量百分比计,含有 C :0.02-0.06%、Si : 0.05-0.15%、Mn :1.00-1.80%、P :≤ 0.01%、S : ≤ 0.005%、Al :0.02-0.04%、N :0.002-0.005%、Ti :0.005-0.015 %、Cr :0.05-0.30 %、B : 0.001-0.0025%,其余量为 Fe 和不可避免的杂质,同时 :Ti/N ≤ 3.42。厚钢板的生产工艺为:转炉或电炉冶炼-真空炉二次精炼-铸坯或钢锭-钢坯或钢锭再加热-TMCP+快速冷却工艺-厚钢板。本发明是在 Ti 微合金钢的基础上加入 Cr 和 B,实现低成本制造出具有优异的大线能量焊接低温韧性厚钢板。



1. 一种具有优异的大线能量焊接低温韧性厚钢板,其特征是:以下均按重量百分比计,包有 C:0.02-0.06%、Si:0.05-0.15%、Mn:1.00-1.80%、P: $\leq 0.01\%$ 、S: $\leq 0.005\%$ 、Al:0.02-0.04%、N:0.002-0.005%、Ti:0.005-0.015%、Cr:0.05-0.30%、B:0.001-0.0025%,其余量为 Fe 和不可避免的杂质,同时上述化学成分满足:Ti/N $\leq 3.42$ ;

所述厚钢板屈服强度可达到 350MP 以上,抗拉强度 450MP 以上,该厚钢板适合焊接线能量在 200-400kJ/cm,所述厚钢板的 HAZ 在 -20℃ 条件下的平均冲击功均高达 300J 以上。

2. 根据权利要求 1 所述的具有优异的大线能量焊接低温韧性厚钢板,其特征是:按重量百分比计,进一步含有 Cu: $\leq 0.5\%$ 、Ni: $\leq 0.5\%$ 。

3. 根据权利要求 1 或 2 所述的具有优异的大线能量焊接低温韧性厚钢板,其特征是:所述厚钢板的生产工艺为:转炉或电炉冶炼-真空炉二次精炼-铸坯或钢锭-钢坯或钢锭再加热-TMCP+快速冷却工艺-厚钢板;

钢坯或钢锭再加热及其后的工序工艺参数为:钢坯或钢锭再加热温度:1100~1200℃,保温时间:1~2 小时,开轧温度:1000~1070℃,在末再结晶温度以上多道次大压下且累计变形量 $\geq 80\%$ ,在 850℃ 左右中间坯待温,然后进行最后 2-3 个道次轧制;终轧温度 800-850℃,最后快速冷却。

## 具有优异的大线能量焊接低温韧性厚钢板及其生产工艺

### 技术领域

[0001] 本发明涉及一种低合金高强度钢及其生产工艺,尤其涉及一种具有优异的大线能量焊接低温韧性厚钢板及其生产工艺。

### 背景技术

[0002] 目前全球钢铁产能已经过剩,而中国的钢铁产能过剩问题尤其严重。与此形成对比的是,许多高端产品还需要大量进口,而且各个钢铁公司之间的产品同质化现象也越来越严重,这势必造成恶性竞争,压低钢材价格,加之 08 年爆发的经济危机使得钢铁公司的经营面临巨大压力,直至今日,国内许多钢铁公司仍处于经营亏损的局面。另一方面,以力拓、必和必拓和淡水河谷为首的矿山公司对全球铁矿石资源的高度垄断,导致铁矿石价格持续上涨,进一步加重了企业的经营负担。在这种情况下,从产品开发的角度看,钢铁公司必须从工艺、装备等方面进行持续创新和改进,积极开发差异化、低成本的产品才能提高公司的经营能力。

[0003] 低合金钢(包括微合金钢)是工程应用领域使用量最大的结构材料之一,广泛应用于石油天然气管线、造船、桥梁、高层建筑、压力容器,石油储罐等行业。为了提高生产效率,上述行业对钢板的焊接性,尤其是大线能量焊接性的要求越来越高,但大线能量焊接容易带来一个比较严重的问题,即焊缝周围焊接热影响区(Heat Affected Zone 以下简称为 HAZ)的韧性严重恶化,极易发生脆断。对于传统的钢板如微合金钢而言,其焊接线能量一般不超过 50kJ/cm,在这种情况下,HAZ 韧性恶化问题并未完全凸现出来,而当焊接线能量达到一定水平,如 200kJ/cm 以上甚至更高时,传统低合金钢就很难满足焊接要求了,这就需要解决大线能量焊接 HAZ 脆化问题。从焊接热循环角度看,在大线能量焊接过程中,HAZ 附近的温度可达 1400℃ 甚至更高,高温停留时间以及  $t_{8/5}$ (温度从 800℃ 冷却到 500℃ 所需时间)冷却时间大大延长,这就造成奥氏体晶粒显著长大,在随后的缓慢冷却过程中形成粗大的对韧性不利的组织,如晶界处粗大的晶界铁素体、侧板条铁素体、魏氏组织、M-A(Martensite-Austenite constituent 马氏体-奥氏体)岛等。

[0004] 现有的大线能量焊接用钢板中都含有合金元素 Nb,其主要目的是提高母材钢板的强度;实际上,Nb 的添加对钢的大线能量焊接韧性是不利的。在现有的大线能量焊接用钢板中只有少数专利如中国专利 CN200580012110.9 和 CN200410017255.5 添加有合金元素 Cr。中国专利 CN200580012110.9 添加 Cr 的目的是提高钢的耐蚀性,中国专利 CN200410017255.5 添加 Cr 的目的是提高钢的强度和韧性,且认为 Cr 的添加对焊接性不利;在使用合金元素 Cr 的上述两项专利中,都不同程度地添加其他贵重金属如 Nb, V, Mo 等,这些贵重金属大大提高了生产成本;在焊接线能量方面,中国专利 CN200410017255.5 焊接线能量较低,在 50-150kJ/cm 之间,且焊接热模拟峰值温度较低(通常在 1350℃),焊接热模拟  $t_{8/5}$  冷却时间比较短,小于 200s。中国专利 CN200580012110.9 虽然可以达到 200-1000kJ/cm 的焊接线能量,但从合金设计的角度看,添加的合金元素太多,如贵重金属 Ni 的添加量至少 0.8%,此外还不同程度的添加贵重金属 Nb, V, Mo 等,而且该专利采用的是氧化物冶金

工艺,其关键技术在于炼钢过程,这也使得生产成本大大提高。

### 发明内容

[0005] 本发明的目的在于提供一种具有优异的大线能量焊接低温韧性厚钢板及其生产工艺,该厚钢板是在传统 Ti 微合金钢中加入低成本的微合金化元素代替传统大线能量焊接用钢板中成本较高的贵金属元素,结合 TMCP(热机械控制加工)工艺以及轧后快速冷却,即可使该厚钢板焊缝 HAZ 具有非常优异的低温韧性,且成本低。

[0006] 一种具有优异的大线能量焊接低温韧性厚钢板,以下均按重量百分比计,含有 C:0.02-0.06%、Si:0.05-0.15%、Mn:1.00-1.80%、P: $\leq 0.01\%$ 、S: $\leq 0.005\%$ 、Al:0.02-0.04%、N:0.002-0.005%、Ti:0.005-0.015%、Cr:0.05-0.30%、B:0.001-0.0025%,其余量为 Fe 和不可避免的杂质,同时上述化学成分满足:Ti/N $\leq 3.42$ ;所述厚钢板屈服强度可达到 350MP 以上,抗拉强度 450MP 以上,该厚钢板适合焊接线能量在 200-400kJ/cm,厚钢板的 HAZ 在 -20℃ 条件下的平均冲击功均高达 300J 以上。

[0007] 按重量百分比计,进一步含有 Cu: $\leq 0.5\%$ 、Ni: $\leq 0.5\%$ 。

[0008] 所述厚钢板的生产工艺为:具有优异的大线能量焊接低温韧性厚钢板,其生产工艺为:转炉或电炉冶炼—真空炉二次精炼—铸坯或钢锭—钢坯或钢锭再加热—TMCP+快速冷却工艺—厚钢板;

[0009] 钢坯或钢锭再加热及其后的工序工艺参数为:钢坯或钢锭再加热温度:1100~1200℃,保温时间:1~2 小时,开轧温度:1000~1070℃,在未再结晶温度以上多道次大压下且累计变形量 $\geq 80\%$ ,在 850℃ 左右中间坯待温,然后进行最后 2-3 个道次轧制;终轧温度 800-850℃,最后快速冷却。

[0010] 本发明成分选择依据:

[0011] (1) 碳是钢中最基本的元素,对提高钢的强度起到非常重要的作用,对钢的屈服强度、抗拉强度等影响最大,但对钢的焊接性不利。通常,钢中碳含量(或碳当量)越高,钢在焊接后的焊接 HAZ 韧性越差,特别是在大线能量焊接时尤其如此。因此,为了提高钢板的大线能量焊接 HAZ 低温韧性,钢中碳的含量应尽量控制在较低的水平上。碳含量降低可有效地减少马氏体-奥氏体组元的数量,而马氏体-奥氏体组元对钢的大线能量 HAZ 有着极为不利的作用。根据钢板强度级别不同,可以对碳含量进行相应的调整,但碳含量不宜超过 0.06%。因此,将钢中碳的添加量控制在 0.02-0.06% 的范围内。

[0012] (2) 硅是钢中最基本的元素之一,对提高钢的强度、净化铁素体起有利作用。在钢的冷却过程中,硅能够延迟渗碳体析出。硅对钢的焊接性通常是不利的。为了提高钢板 HAZ 的大线能量焊接低温韧性,钢中硅的含量也应该控制较低的水平上。当硅的含量适当时可使钢具有良好的综合性能,故将钢中硅的含量控制在 0.05-0.15%。

[0013] (3) 锰是扩大奥氏体相区的元素,可以降低钢的临界冷却速度,稳定奥氏体,推迟奥氏体向珠光体的转变。在低含量范围内,对钢具有很大的强化作用,同时锰还可以细化铁素体晶粒从而改善钢板的低温韧性。在不添加其他合金元素(如 Cu, Ni, Cr, Mo, W 等)的情况下,锰的含量一般应控制在 1.5% 以上以保证钢板的强度;而在添加上述合金元素的情况下,锰的含量可以降低至 1.0% 左右;但另一方面,钢中锰的含量不宜过高,如超过 1.8% 时容易在连铸坯中形成偏析,同时与钢中的硫结合形成比较粗大的 MnS 夹杂,在后续的轧

制过程中,粗大的具有一定韧性的 MnS 将沿着轧向延伸,严重恶化母材钢板的性能,尤其是钢板的 Z 向抗层状撕裂性能。锰对钢板的大线能量焊接 HAZ 韧性的影响比较复杂,锰含量和焊接条件不同,HAZ 的韧性也表现出不同的效果。因此,钢中锰的含量控制在 1.0-1.8 之间可得到性能优异的钢板。

[0014] (4) 钢中磷的含量较高 ( $> 0.1\%$ ) 时,形成  $\text{Fe}_3\text{P}$  在晶粒周围析出,降低钢的塑性和韧性,故其含量越低越好,实际生产时控制在  $0.01\%$  以内较好。

[0015] (5) 在钢中硫含量较高时以  $\text{FeS-Fe}$  共晶体的形式存在于钢的晶粒周围,降低钢的力学性能,其含量与磷类似,也是越低越好,实际生产时通常控制在  $0.005\%$  以内。

[0016] (6) 铝在钢中的作用主要是在炼钢过程中进行脱氧。除此之外,铝还可与钢中的氮结合形成  $\text{AlN}$ ,在焊接热循环过程中,由于  $\text{TiN}$  粒子部分或全部溶解所释放出来的氮原子可以在冷却的过程中与钢中的部分铝相结合,从而起到固氮的效果。因此,钢中铝的含量要控制在一定范围内,控制在  $0.02-0.04\%$  即可。

[0017] (7) 钛的加入量是与钢中氮的加入量相对应。对于大线能量焊接用钢板,  $\text{Ti/N}$  控制在  $\text{Ti/N}$  的化学计量比 3.42 以下为宜。若  $\text{Ti/N}$  大于 3.42,则钢中将形成比较粗大的  $\text{TiN}$  粒子,且数量较少,不仅起不到在焊接过程中钉扎原奥氏体晶粒的作用,而且对 HAZ 的冲击韧性造成非常不利的后果,粗大的  $\text{TiN}$  粒子可成为断裂的裂纹源。此外,在焊接热循环过程中,  $\text{TiN}$  粒子在高温阶段还将发生粗化,进一步加剧这种不利作用。因此,钢中钛的含量要控制在合适的较低的水平,通常钛的加入量控制在  $0.005-0.02\%$  之间;氮的加入量可根据  $\text{Ti/N}$  的要求进行确定,已知钢中的自由氮会在位错或晶界处偏析,对钢板的性能极为不利,而且在焊接过程中,  $\text{TiN}$  部分或全部溶解所释放出的氮原子会进一步加剧这种不利作用。因此,钢中氮的含量要严格控制在  $0.002-0.005\%$ 。

[0018] (8) 铜和镍通常是一起加入到钢中,铜具有促进钢中低碳贝氏体形成的作用,而镍的加入可以大大提高钢的低温冲击韧性。铜和镍二者之间可以无限互溶,固溶在钢中可以提高钢的固溶强度效果,提高钢板的强度;同时,铜和镍对提高钢板的大线能量焊接 HAZ 韧性也起到进一步强化的作用,但由于铜和镍都是比较贵重的合金元素,因此,从生产成本的角度考虑,铜和镍的添加量都不宜过高。同样,根据用户对钢板性能的不同要求,钢中可加入适量的铜和镍进行调整。为节约生产成本,将铜和镍的含量都控制在  $0.5\%$  以内。

[0019] (9) 硼元素的添加是本发明中一个最重要的关键元素之一。硼元素为内表面活性元素,有富集于晶界(形成  $\text{Fe}_2\text{B}$ ) 的强烈倾向。由于  $\text{Fe}_2\text{B}$  与奥氏体可形成较好的共格界面, B 在奥氏体晶界的富集可使晶界处的能量大为降低,使先共析铁素体(以及珠光体)在晶界的形核非常困难,从而大大降低了珠光体转变速度。但 B 的加入不易过高,因为这样会使得在晶界的 B 可能较为容易与其它微合金元素形成 B 化物析出,如  $\text{BN}$ 、 $\text{TiB}_2$  等。这些在晶界的析出物对产品的性能,尤其是冲击性能影响较大。B 的含量低于  $0.001\%$  时,起不到应有的效果;若 B 的含量大于  $0.0025\%$ ,则容易在晶界处偏析,故钢中硼元素的含量一般控制在  $0.001-0.0025\%$  范围内。

[0020] (10) 铬元素的添加也是本发明中一个最重要的关键元素之一。由于硼元素并不能完全抑制晶界铁素体的形成,铬溶入奥氏体之后,在奥氏体向铁素体转变的过程中对铁素体/奥氏体界面的移动起到溶质拖曳作用,进一步抑制晶界铁素体的形成;同时,由于铬是铁素体形成元素,容易富集在铁素体中,而在奥氏体中的奥氏体/铁素体相界面处贫铬,降

低奥氏体向铁素体转变的驱动力,可以有效降低铁素体的晶粒尺寸,从而大大提高基体的冲击韧性。当铬的含量大于 0.3%,铬所起的溶质拖曳作用下降,而且还提高了生产成本;另一方面,铬的加入量太低起不到应有的效果,故钢中铬的含量要控制在合适的范围内,本发明以 0.05-0.3%为最佳。

[0021] (11) 氧是炼钢过程中不可避免的杂质元素,对本发明而言,钢中氧的含量通过铝脱氧之后一般都可以达到 0.003%左右,对钢板的性能不会造成明显不利影响。因此,将钢中的氧含量控制在 0.003%以内即可。

[0022] (12) 本发明中不含有合金元素 Nb。现有的大线能量焊接用钢板专利中都含有合金元素 Nb,其主要目的是提高母材钢板的强度;实际上, Nb 的添加对钢的大线能量焊接韧性是不利的,只是在焊接线能量较小时 ( $< 100\text{kJ/cm}$ ),这种不利作用表现不明显而已,因此本发明中不含有合金元素 Nb。

[0023] 从工艺上考虑,钢坯或钢锭的加热温度若低于  $1100^{\circ}\text{C}$  以及保温时间过短,则不利于合金元素的均匀化;而当温度高于  $1200^{\circ}\text{C}$  时,已经析出的 TiN 等析出相可能会发生粗化,单位体积内的粒子数密度降低,同时,原始奥氏体晶粒的尺寸也会长大,不仅提高了制造成本,而且使得钢坯的加热质量有所下降。因此,钢坯或钢锭的加热温度控制在  $1100 \sim 1200^{\circ}\text{C}$ 。在实际轧制过程中保温时间是一个关键工艺参数,保温时间过短,合金元素扩散不够充分,如 B 的偏析不能充分消除,同时一些碳化物和氮化物的析出也不充分,钢坯的加热质量得不到保证;而保温时间过长则使得奥氏体晶粒粗大以及提高了制造成本,故保温时间应控制在 1 ~ 2 小时之间。加热温度越高,相应的保温时间可适当缩短。

[0024] 本发明具有以下有益效果:厚钢板屈服强度可达到 350MP 以上,抗拉强度 450MP 以上,且厚度在 50mm 以内,该厚钢板适合焊接线能量在 200-400kJ/cm 范围内的高强度高韧性钢板,有益效果包括以下 3 个方面:

[0025] (1) 厚钢板的大线能量焊接 HAZ 低温韧性优异。厚钢板在焊接线能量为 400kJ/cm,厚钢板的 HAZ 在  $-20^{\circ}\text{C}$  条件下的平均冲击功均高达 300J 以上,这表明采用本发明生产的厚钢板具有非常优异的大线能量焊接低温韧性。

[0026] (2) 厚钢板的生产成本大幅降低,这也是本发明的特点之一。本发明是在传统的 Ti 微合金钢的成分基础上,通过加入合金元素 Cr 和 B,没有向微合金钢中添加贵金属 Nb, V, Mo 等合金元素,实现低成本制造出可大线能量焊接且具有优异 HAZ 低温韧性的钢板。本发明中除了 Cu, Ni 等贵金属外,没有向微合金钢中添加贵金属,而且 Cu 和 Ni 元素并不是必须添加的元素,可根据用户的不同需求进行生产。若用户的要求不高,上述两种合金元素可以不进行添加,因此,可使生产成本大幅度降低,而钢板的大线能量焊接低温韧性仍可保持在非常高的水平上。

[0027] (3) 从工艺实现的角度看,生产工艺简单且易实现。

#### 附图说明

[0028] 图 1 为本发明具有优异的大线能量焊接低温韧性厚钢板的轧制工艺示意图;

[0029] 图 2 为本发明实施例中所采用的焊接热循环曲线;

[0030] 图 3 为本发明实施例中 5# 厚钢板 1/4 厚度大线能量焊接 HAZ 的显微组织;

[0031] 图 4 为本发明实施例中 5# 厚钢板 1/2 厚度大线能量焊接 HAZ 的显微组织。

## 具体实施方式

[0032] 表 1 坯 (锭) 的化学成分

[0033]

序号	化学成分 (wt%)											
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Ti	Cr	B	Cu	Ni
1#	0.03	0.10	1.20	0.0090	0.0021	0.02	0.0031	0.008	0.09	0.0012	—	—
2#	0.05	0.09	1.33	0.0091	0.0021	0.03	0.0035	0.011	0.10	0.0015	—	—
3#	0.06	0.13	1.51	0.0093	0.0025	0.04	0.0036	0.012	0.20	0.0019	—	—
4#	0.02	0.15	1.75	0.0100	0.0029	0.03	0.0028	0.009	0.28	0.0013	0.41	0.48
5#	0.04	0.14	1.49	0.0100	0.0048	0.03	0.0050	0.009	0.10	0.0014	0.22	0.31

[0034] 表 1 列出本发明实施例中钢坯钢或锭的化学成分,其余量为 Fe 和不可避免的杂质,同时上述化学成分满足:  $Ti/N \leq 3.42$ 。依据表 2 的轧制工艺加工,最终得到 50mm 厚的厚钢板,厚钢板的力学性能见表 2。

[0035] 本发明所述的具有优异的大线能焊接低温韧性厚钢板,其生产工艺为:转炉或电炉冶炼—真空炉二次精炼—铸坯或钢锭—钢坯或钢锭再加热—TMCP(热机械控制轧制)+快速冷却工艺—厚钢板。

[0036] 钢坯或钢锭再加热及其后的工序工艺参数为:钢坯或钢锭再加热温度:1100~1200℃,保温时间:1~2 小时,开轧温度:1000~1070℃,在未再结晶温度(non-recrystallization Temperature 简称为  $T_{nr}$ ) 以上多道次大压下且累计变形量  $\geq 80\%$ ,在 850℃左右中间坯待温,然后进行最后 2-3 个道次轧制;终轧温度 800-850℃,最后在水中快速冷却,具体轧制工艺路线参见图 1。

[0037] 表 2 轧制工艺参数和力学性能。

[0038]

序号	加热温度 (°C)	轧制工艺 (钢坯厚度 220 mm)		母材性能			HAZ 在 -20°C 平均冲击功 (J)
		900~1070°C 轧制厚度 (mm)	800~850°C 轧制厚度 (mm)	屈服强度 (MPa)	抗拉强度 (MPa)	延伸率 (%)	
		1#	1150	110	50	355	
2#	1100	110	50	393	477	28.7	330
3#	1150	110	50	435	490	26.5	307
4#	1150	110	50	395	525	24.1	314
5#	1200	110	50	420	500	27.3	362

[0039] 将实施例 1# 至 5# 厚钢板按预先设置的焊接热循环曲线加热,参见图 2,在焊接线能量 400kJ/cm 的条件下,加热速度 500℃/s,峰值温度 1400℃,峰值温度停留时间 3s,  $t_{8/5}$  冷却时间 383s,由此获得的 HAZ 在 -20℃获得的平均冲击功参见表 2。

[0040] 从表 1 和表 2 可以看出,本发明中除了 Cu, Ni 等贵重金属外,没有向微合金钢中添加贵重金属 Nb, V 等合金元素。而且 Cu 和 Ni 元素并不是必须添加的元素,可根据用户不同需求进行生产。若用户的要求不高,上述两种合金元素可以不进行添加,因此,可使生产

成本大幅度降低,而钢板的大线能量焊接低温韧性仍可保持在非常高的水平上。从表 2 的力学性能参数可以看出厚钢板的 HAZ 在  $-20^{\circ}\text{C}$  条件下的平均冲击功高达 300J 以上,具有非常优异的大线能量焊接低温韧性。

[0041] 表 3 列出了采用气电立焊,根据表 1 和表 2 制得的 5# 厚钢板在 300kJ/cm 的焊接线能量下焊接时的工艺参数,具体焊接工艺参数见表 3。而表 4 则列出了根据表 1 和表 2 制得的 5# 厚钢板大线能量焊接时 HAZ 不同位置在  $-40^{\circ}\text{C}$  时的冲击功。

[0042] 表 3 焊接工艺参数

[0043]

序号	电 流 I (A)	电压 U (V)	焊接 速度 v (cm/min)	线能 量 K (kJ/cm)	送丝 速度 v (inch/min)	开口 大小 (mm)	截面 积 A ( $\text{mm}^2$ )	坡口 角度 ( $^{\circ}$ )	间隙 D (mm)
5#	372	38.3	2.85	300	450	24	697.5	20	7

[0044] 表 4 线能量焊接时 HAZ 在  $-40^{\circ}\text{C}$  时的冲击功

[0045]

序号	厚度方向 取样位置	HAZ 不同位置 (mm)	试验温度 ( $^{\circ}\text{C}$ )	平均冲击功 (J)
5#	1/4 厚度	FL+1	-40	117
		FL+2	-40	101
		FL+3	-40	159
		FL+5	-40	219
5#	1/2 厚度	FL+1	-40	155
		FL+2	-40	159
		FL+3	-40	171
		FL+5	-40	169

[0046] FL—熔合线,FL+1—距离熔合线 1mm 处,FL+2—距离熔合线 2mm 处,FL+3—距离熔合线 3mm 处,FL+5—距离熔合线 5mm 处。

[0047] 从表 4 可以看出,5# 厚钢板 HAZ 不同位置处 (FL+1, FL+2, FL+3, FL+5mm) 的试样在  $-40^{\circ}\text{C}$  低温下的平均冲击功,即使在  $-40^{\circ}\text{C}$  的低温下,仍保持在  $> 100\text{J}$  以上,且各处力学性能均匀,表明试验钢板具有非常优异的抗大线能量焊接性。

[0048] 图 3 和图 4 分别为 5# 厚钢板 1/4 厚度和 1/2 厚度大线能量焊接时 HAZ 的显微组织,从图 3 和图 4 中可以看出主要是细小的铁素体+珠光体组织以及细小的贝氏体组织,铁素体的晶粒尺寸约 20 $\mu\text{m}$ ,表现出非常优异的低温韧性。



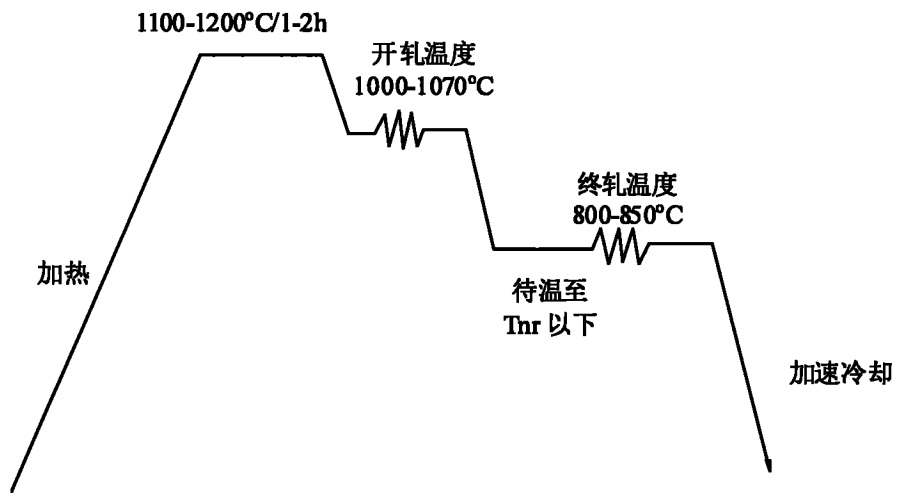


图 1

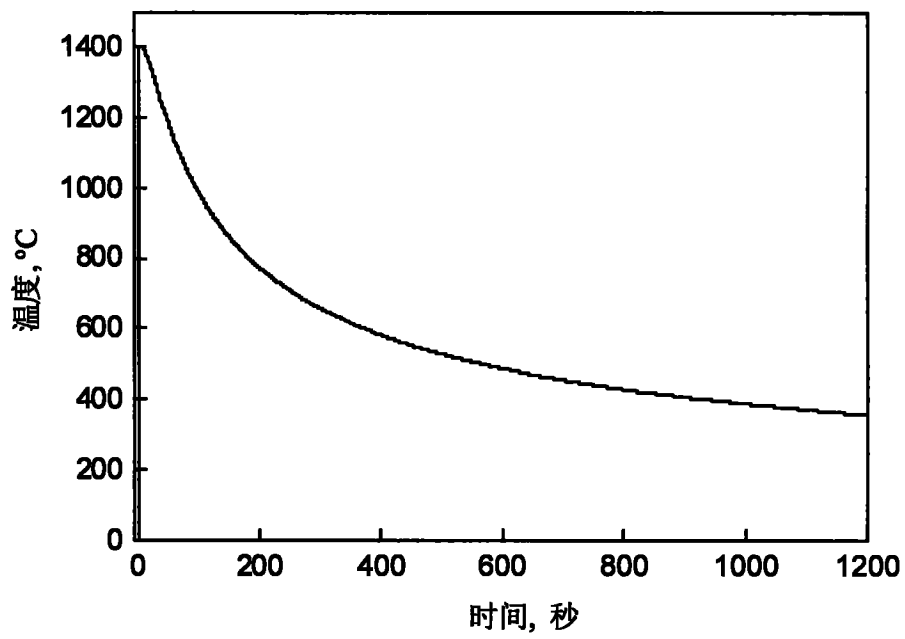


图 2

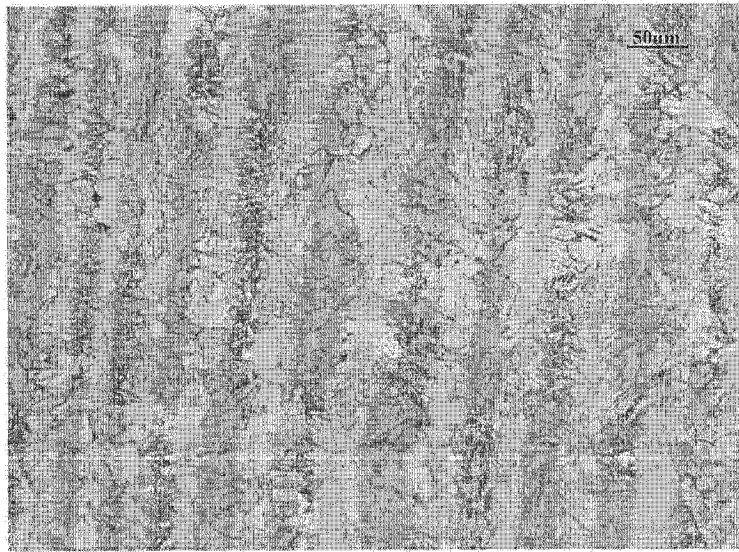


图 3

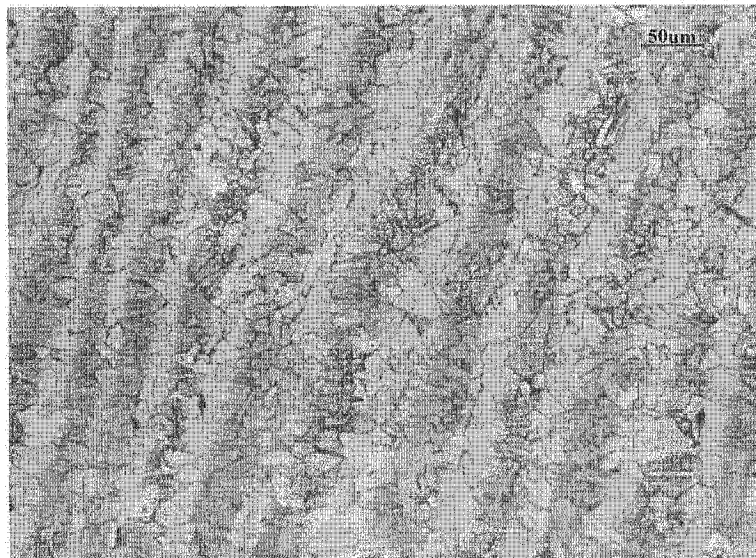


图 4