



(12)发明专利

(10)授权公告号 CN 106399854 B

(45)授权公告日 2018.10.02

(21)申请号 201610466971.4

G21D 8/02(2006.01)

(22)申请日 2016.06.23

G21D 1/18(2006.01)

(65)同一申请的已公布的文献号

申请公布号 CN 106399854 A

(43)申请公布日 2017.02.15

(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 刘自成

(56)对比文件

JP 昭57-164969 A,1982.10.09,

SU 567769 ,1977.09.12,

SU 1266896 A1,1986.10.30,

CN 104451406 A,2015.03.25,

CN 102365382 A,2012.02.29,

审查员 韩强

(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.

G22C 38/38(2006.01)

G22C 38/06(2006.01)

G22C 38/02(2006.01)

权利要求书2页 说明书8页 附图1页

(54)发明名称

抗应力腐蚀开裂优良的高锰非磁性钢板及其制造方法

(57)摘要

抗应力腐蚀开裂优良的高锰非磁性钢板及其制造方法,本发明采用低C-高Mn-高Cr-低Al-高N合金化的成分体系中,不添加贵重合金元素Ni,控制奥氏体稳定化指数 $Au \times TrH \geq 1300, 0.65 \leq [(\%Cr)/(\%Mn)] \times (\%C) \times Vc \leq 2.75$,优化在线淬火工艺,使成品钢板的显微组织为均匀细小奥氏体组织,奥氏体晶粒度 \geq ASTM 6级,获得高强度(抗拉强度 ≥ 800 MPa)、优良的非磁性(导磁率 $\leq 1.0 \mu$)、抗应力腐蚀(SCC裂纹深度为0mm)钢板,特别适用于电磁屏蔽钢制构件的制造。



1. 抗应力腐蚀开裂优良的高锰非磁性钢板,其成分重量百分比为:

C:0.05%~0.10%

Si:≤0.30%

Mn:14.00%~20.00%

P:≤0.013%

S:≤0.0050%

Cr:13.00%~17.00%

N:0.20%~0.45%

Al:0.015~0.045%

Ca:0.0015%~0.0040%,

其余为Fe和不可避免杂质;且上述元素含量必须同时满足如下关系:

$Au \times T_{RH} \geq 1300$; 其中,Au为奥氏体稳定化指数, $Au = 2.54 + 40.53 [(\%C) + (\%N)] + 0.43 [(\%Cu) + (\%Ni) + (\%Mn)] - 0.22 (\%Al) - 2.64 [(\%P) + (\%S)] - 1.26 [(\%Cr) + (\%Mo)] - (\%Si)$; T_{RH} 为板坯加热温度,单位为℃;

$0.65 \leq [(\%Cr) / (\%Mn)] \times (\%C) \times V_c \leq 2.75$; 其中, V_c 为在线淬火冷却速度即加速冷却速度,单位为℃/s;

成品钢板的显微组织为均匀细小奥氏体组织,奥氏体晶粒度≥ASTM 6级;成品钢板的抗拉强度≥800MPa,导磁率≤1.00μ,抗应力腐蚀SCC裂纹深度为0mm;

所述高锰非磁性钢板在制造过程中,板坯采用低温加热,加热温度为1130℃~1180℃;且,轧制后,钢板立即运送到加速冷却设备处,对钢板进行快速冷却,钢板开冷温度930℃~960℃,冷却速度≥10℃/s,停冷温度≤400℃,随后钢板自然空冷至室温。

2. 如权利要求1所述的抗应力腐蚀开裂优良的高锰非磁性钢板的制造方法,其特征是,包括如下步骤:

1) 冶炼

按照权利要求1所述的成分冶炼、浇铸成板坯;

2) 加热

采用低温加热,加热温度为1130℃~1180℃;

3) 轧制

第一阶段为普通轧制,轧机以不间断的模式,连续将出炉板坯轧制成中间坯;

第二阶段采用再结晶控制轧制,中间坯开轧温度980℃~1020℃,轧制道次压下率≥8%,累计压下率≥50%,终轧温度940℃~980℃;

4) 冷却

再结晶控轧结束后,钢板立即运送到加速冷却设备处,对钢板进行快速冷却,钢板开冷温度930℃~960℃,冷却速度≥10℃/s,停冷温度≤400℃,随后钢板自然空冷至室温。

3. 如权利要求2所述的抗应力腐蚀开裂优良的高锰非磁性钢板的制造方法,其特征是,步骤1)中,浇铸采用连铸工艺,用垂直立式连铸机、低过热度浇铸,连铸中间包浇注平均过热度ΔT控制在10℃~25℃,二次冷却段采用弱冷,二次冷却段比水量为≤0.60升/吨钢。

4. 如权利要求2所述的抗应力腐蚀开裂优良的高锰非磁性钢板的制造方法,其特征是,成品钢板的显微组织为均匀细小奥氏体组织,奥氏体晶粒度≥ASTM 6级。

5. 如权利要求2所述的抗应力腐蚀开裂优良的高锰非磁性钢板的制造方法,其特征是,成品钢板的抗拉强度 $\geq 800\text{MPa}$,导磁率 $\leq 1.00\mu$,抗应力腐蚀SCC裂纹深度为0mm。

抗应力腐蚀开裂优良的高锰非磁性钢板及其制造方法

技术领域

[0001] 本发明涉及一种抗应力腐蚀开裂 (SCC) 优良的高锰非磁性钢板及其制造方法, 该钢板具有高强度 (抗拉强度 $\geq 800\text{MPa}$)、优良的非磁性 (导磁率 $\leq 1.00\mu$)、抗应力腐蚀开裂 (SCC 裂纹深度为 0mm , 即钢板任意腐蚀断面不发生应力腐蚀裂纹) 等特点。

背景技术

[0002] 众所周知, 相对于 SUS304 系不锈钢而言, 高锰系非磁性钢板价格低廉 (不含贵重合金元素 Ni)、强度高及在各种冷热加工过程中钢板非磁性特性稳定, 因而获得大批量广泛使用; 随着近年来我国装备制造业快速发展, 各类关键非磁性钢制构件的制造量及种类日趋扩大且品种繁多, 对非磁性钢板需求量及综合性能也日益提高; 但是在环境与资源双重制约下, 大批量、低成本制造高性能非磁性钢板已刻不容缓。

[0003] 奥氏体系不锈钢板 SUS304 或 SUS316 具有优良的非磁性及抗应力腐蚀特性而得到广泛使用; 但是奥氏体不锈钢板高昂的制造成本 (贵重合金元素 Ni 含量达到 9% 以上) 及世界 Ni 价格的剧烈波动, 奥氏体不锈钢板成本风险几乎不可控制, 其次奥氏体不锈钢板强度较低, 更多需要较高强度级的非磁性钢制构件不可使用或通过加大钢制构件的尺寸对冲奥氏体不锈钢板的低强度特性, 因而进一步提高了钢制构件制造难度与成本。传统高锰系非磁性钢板由于价格低廉、强度高及加工过程中非磁性特性稳定而受到青睐 (参见《鉄と鋼》, 66, S1084 (1980); 《住友金属》, 35, 7 (1983); J. Mat., 4, 646 (1969))。

[0004] 更为重要的是高锰系非磁性钢板耐腐蚀性与奥氏体不锈钢相比存在明显差距, 尤其在受张应力条件下的中性水溶液环境下, 钢制构件抗应力腐蚀特性 (即 SCC) 非常差, 在使用过程中极易产生沿奥氏体晶界的优良腐蚀裂纹而导致钢制构件失效 (Werkstoffe u. Korrosion, 11, 984 (1972); Proc. of the EPRI WS on the Rotor Forgings for Turbines and Generators, Palo Alto, Sept. 14-17; 《防蚀技术》, 21, 157 (1972))。

[0005] 目前高锰系非磁性钢制构件均采用表面涂装方式进行使用, 但是表面涂装工艺复杂、制造成本高且污染环境, 更为重要的是表面涂装耐久性差, 需要定期涂装维护, 且维护不到的部位容易在短时间内产生应力腐蚀而造成钢制构件报废, 影响设备的运行效率与寿命; 开发与奥氏体不锈钢板耐腐蚀、抗 SCC 特性相当的高锰系非磁性钢板已经刻不容缓。

发明内容

[0006] 本发明的目的在于提供一种抗应力腐蚀开裂 (SCC) 优良的高锰非磁性钢板及其制造方法, 该钢板具有高强度 (抗拉强度 $\geq 800\text{MPa}$)、优良的非磁性 (导磁率 $\leq 1.00\mu$)、抗应力腐蚀开裂 (SCC 裂纹深度为 0mm , 即钢板任意腐蚀断面不发生应力腐蚀裂纹) 等特点, 特别适用于电磁屏蔽钢制构件的制造。

[0007] 为达到上述目的, 本发明的技术方案是:

[0008] 本发明采用低 C—高 Mn—高 Cr—低 Al—高 N 合金化的成分体系中, 不添加贵重合金元素 Ni, 控制奥氏体稳定化指数 $A_u \times T_{RH} \geq 1300$, $0.65 \leq [(\%Cr) / (\%Mn)] \times (\%C) \times V_C \leq 2.75$,

优化在线淬火(即DQ)工艺。

[0009] 具体的,本发明抗应力腐蚀开裂优良的高锰非磁性钢板,其成分重量百分比为:

[0010] C:0.05%~0.10%

[0011] Si:≤0.30%

[0012] Mn:14.00%~20.00%

[0013] P:≤0.013%

[0014] S:≤0.0050%

[0015] Cr:13.00%~17.00%

[0016] N:0.20%~0.45%

[0017] Al:0.015~0.045%

[0018] Ca:0.0015%~0.0040%,

[0019] 其余为Fe和不可避免杂质;且上述元素含量必须同时满足如下关系:

[0020] $Au \times T_{RH} \geq 1300$:其中,Au为奥氏体稳定化指数, $Au = 2.54 + 40.53 [(\%C) + (\%N)] + 0.43 [(\%Cu) + (\%Ni) + (\%Mn)] - 0.22 (\%Al) - 2.64 [(\%P) + (\%S)] - 1.26 [(\%Cr) + (\%Mo)] - (\%Si)$; T_{RH} 为板坯加热温度,单位为℃;

[0021] $0.65 \leq [(\%Cr) / (\%Mn)] \times (\%C) \times V_c \leq 2.75$;其中, V_c 为在线淬火冷却速度即加速冷却速度,单位为℃/s。

[0022] 本发明成品钢板的显微组织为均匀细小奥氏体组织,奥氏体晶粒度≥ASTM 6级。

[0023] 本发明成品钢板的抗拉强度≥800MPa,导磁率≤1.00μ,抗应力腐蚀SCC裂纹深度为0mm。

[0024] 在本发明钢板的成分设计中:

[0025] C元素具有提高钢板强度、扩大与稳定奥氏体相而稳定钢板非磁性的作用;但是钢中C含量过高时,易在奥氏体晶界处形成大量铬的碳化物 $Cr_{23}C_6$,造成奥氏体晶界附近形成贫铬区,导致应力腐蚀开裂(即SSC)产生;为防止奥氏体晶界型SSC发生,C含量上限不宜超过0.10%;当然过低C含量不利于扩大与稳定奥氏体相,损坏钢板的非磁性特性,因此,钢中C含量下限不宜低于0.05%。

[0026] Si元素虽然可以提高钢板强度,但是Si元素是铁素体稳定化元素,过高的Si含量削弱奥氏体的稳定性而对钢板非磁性特性不利,更为重要的是Si提高C在奥氏体中的活度系数(即提高钢中C的活度),促进碳化物 $Cr_{23}C_6$ 形成,易造成高锰非磁性钢板敏化,劣化钢板抗应力腐蚀开裂(SSC)特性,因此高锰非磁性钢板的Si含量不宜较高,钢中Si含量控制在0.30%以下。

[0027] Mn元素是强奥氏体稳定化元素,具有扩大与稳定奥氏体相的作用,是获得非磁性钢板的决定合金元素,且随着钢中Mn含量的增加,钢板的非磁性特性持续提高,尤其在低温条件下,高Mn含量对改善与保持钢板的非磁性特性至关重要,因此为了获得稳定的非磁性特性,钢中Mn含量不得低于14%;但是随着钢中Mn含量的增加,钢板抗应力腐蚀开裂特性(SSC)持续恶化,尤其当Mn含量高于20%时,钢板沿晶界型抗应力腐蚀开裂特性(SSC)急剧恶化。

[0028] P元素作为钢中有害夹杂对钢板的机械性能,具有较大的损害作用,理论上要求P越低越好;但考虑到炼钢可操作性和炼钢成本,P含量需要控制在≤0.013%。

[0029] S元素作为钢中有害夹杂对钢板的机械性能与抗应力腐蚀开裂损坏很大,尤其在 高锰含量条件下,钢中形成极易形成条状MnS夹杂,严重劣化钢板抗应力腐蚀开裂(SSC)特性,理论上要求S越低越好;但考虑到炼钢可操作性和炼钢成本,S含量需要控制在 $\leq 0.0050\%$ 。

[0030] Cr元素是高锰非磁性钢板获得抗应力腐蚀开裂(SSC)特性的关键合金元素,随着 钢中Cr元素含量升高,钢板的抗应力腐蚀开裂(SSC)特性持续提高,当钢中Cr含量达到13% 时,钢板抗应力腐蚀开裂(SSC)特性达到饱和状态,即钢板表面发生全面钝化,腐蚀剥落不 再发生,钢板应力腐蚀开裂停止发生;但是由于Cr是铁素体稳定化元素,当Cr含量超过17% 时,钢中开始出现铁素体相,钢板非磁性特性开始劣化;因此钢中Cr含量不得超过17%。

[0031] N元素是强奥氏体稳定化元素,随着钢中N元素增加,钢中奥氏体相区扩大、稳定性 加强,钢板的非磁性特性提高;此外,随着钢中N含量增加,钢板表面非晶钝化层形成难度降 低、致密性改善(阻碍H、O向钢中晶界扩散与聚集),进一步改善钢板抗腐蚀特性,间接提高 抗钢板应力腐蚀开裂,理论上钢中含N量越高越好,但是当钢中N含量过高时(超过0.45% 时),钢水凝固过程中(L \rightarrow δ)产生氮气孔,因此合理氮含量控制在0.20%~0.45%之间。

[0032] Al元素作为脱氧元素添加在钢中,为了脱氧干净及奥氏体本征细晶粒钢,Al的下 限不得低于0.015%,考虑到该钢种为高氮含量钢,过多的Al含量会消耗大量的N,导致钢中 有效N含量下降,更为重要的是在奥氏体晶界上析出大量AlN也会恶化钢板抗钢板应力腐蚀 开裂(SSC)特性,因此Al含量上限不得高于0.045%。

[0033] 对钢进行Ca处理,一方面可以进一步脱S而纯洁钢液,净化与强化奥氏体晶界,改 善钢板的力学性能;另一方面对钢中硫化物进行变性处理,使之变成不可变形的、稳定细小 的球状硫化物、抑制S的热脆性、提高钢板冷热加工特性,其次通过球化钢中硫化物,减少长 条状的MnS夹杂,极大程度改善钢板抗钢板应力腐蚀开裂(SSC)特性,因此Ca含量的合适范 围为0.0015%~0.0040%。

[0034] $Au \times T_{RH} \geq 1300$:本发明钢板关键核心技术之一;通过奥氏体稳定化指数与板坯加 热温度相结合,实现以下作用:

[0035] ①钢板显微组织为单相奥氏体组织,保证钢板具有优良的非磁性特性;

[0036] ②凝固过程中铬碳化物 $Cr_{23}C_6$ 、AlN全部固溶,消除钢板敏化现象,改善在线固溶高 锰非磁性钢板抗应力腐蚀开裂(SSC)特性;

[0037] ③固溶状态的C、N原子进一步稳定单一奥氏体相,提高钢板的非磁性特性;其中Au 为奥氏体稳定化指数, $Au = 2.54 + 40.53 [(\%C) + (\%N)] + 0.43 [(\%Cu) + (\%Ni) + (\%Mn)] - 0.22 (\%Al) - 2.64 [(\%P) + (\%S)] - 1.26 [(\%Cr) + (\%Mo)] - (\%Si)$; T_{RH} 为板坯加热温度,单位 为 $^{\circ}C$ 。

[0038] $0.65 \leq [(\%Cr) / (\%Mn)] \times (\%C) \times VC \leq 2.75$:也是本发明钢板关键核心技术之 一;在高锰、高铬含量条件下,通过合金元素Mn、Cr及C的组合设计与在线加速冷却速度相匹 配,实现以下作用:

[0039] ①钢板同时获得优良的非磁性特性与抗应力腐蚀开裂(SSC)特性,成功地解决了 高锰钢板的非磁性与抗应力腐蚀开裂(SSC)特性之间的相互制约、很难平衡的矛盾;

[0040] ②解决了高锰钢板的提高强度与抗应力腐蚀开裂(SSC)特性的相互制约、很难平 衡的矛盾,即消除了通过提高C含量来强化奥氏体钢所带来的钢板易敏化的问题;

[0041] ③发挥了设备潜能(即在冷却能力允许范围内),实现以水代金、以水代碳,大幅度降低了钢板C与合金含量,改善了高锰非磁性钢板的焊接性;其中VC为在线淬火冷却速度(即加速冷却速度),单位为 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 。

[0042] 以上关系式中的成分数据按百分数计算,如碳含量为0.10%,关系式计算时,用0.10带入计算即可。

[0043] 本发明所述的抗应力腐蚀开裂优良的高锰非磁性钢板的制造方法,其包括如下步骤:

[0044] 1) 冶炼

[0045] 按照上述成分冶炼、浇铸成板坯;

[0046] 2) 加热

[0047] 采用低温加热,加热温度为 $1130^{\circ}\text{C}\sim 1180^{\circ}\text{C}$;

[0048] 3) 轧制

[0049] 第一阶段为普通轧制,轧机以不间断的模式,连续将出炉板坯轧制成中间坯;

[0050] 第二阶段采用再结晶控制轧制,中间坯开轧温度 $980^{\circ}\text{C}\sim 1020^{\circ}\text{C}$,轧制道次压下率 $\geq 8\%$,累计压下率 $\geq 50\%$,终轧温度 $940^{\circ}\text{C}\sim 980^{\circ}\text{C}$;

[0051] 4) 冷却

[0052] 再结晶控轧结束后,钢板立即运送到加速冷却设备处,对钢板进行快速冷却,钢板开冷温度 $930^{\circ}\text{C}\sim 960^{\circ}\text{C}$,冷却速度 $\geq 10^{\circ}\text{C}/\text{s}$,停冷温度 $\leq 400^{\circ}\text{C}$,随后钢板自然空冷至室温。

[0053] 优选的,步骤1)中,浇铸采用连铸工艺,用垂直立式连铸机、低过热度浇铸,连铸中间包浇注平均过热度 ΔT 控制在 $10^{\circ}\text{C}\sim 25^{\circ}\text{C}$,二次冷却段采用弱冷,二次冷却段比水量为 ≤ 0.60 升/吨钢。

[0054] 本发明成品钢板的显微组织为均匀细小奥氏体组织,奥氏体晶粒度 $\geq \text{ASTM 6级}$ 。成品钢板的抗拉强度 $\geq 800\text{MPa}$,导磁率 $\leq 1.00\mu$,抗应力腐蚀最大SCC裂纹深度为0mm。

[0055] 在本发明钢采用板坯低温加热技术,以细化奥氏体晶粒尺寸,但考虑到确保铬碳化物 Cr_{23}C_6 、 AlN 完全固溶,两者权衡考虑后,板坯加热温度设定为 $1130^{\circ}\text{C}\sim 1180^{\circ}\text{C}$ 之间。

[0056] 轧制工艺中,第一阶段为普通轧制,普通轧制过程中,轧机以不间断的模式,连续将出炉板坯轧制到中间坯待温厚度,最大程度地细化奥氏体晶粒。第二阶段采用再结晶控制轧制,控轧开轧温度 $980^{\circ}\text{C}\sim 1020^{\circ}\text{C}$,轧制道次压下率 $\geq 8\%$,累计压下率 $\geq 50\%$,终轧温度 $940^{\circ}\text{C}\sim 980^{\circ}\text{C}$,保证奥氏体经过再结晶细化的同时,防止钢板在快速冷却前(即在线淬火前)发生敏化,沿晶型铬碳化物 Cr_{23}C_6 析出,劣化高锰钢板抗应力腐蚀开裂特性。

[0057] 本发明的有益效果:

[0058] 本发明采用Mn、Cr、C及N等合金元素的组合设计与在线淬火(DQ)相结合,在较少合金添加量条件下,最重要的是不添加大量贵重元素Ni,通过在线淬火工艺,获得钢板优良的非磁性特性与抗应力腐蚀开裂(SSC)特性的同时,即成功地解决了高锰钢板的非磁性抗应力腐蚀开裂(SSC)特性之间的相互制约、很难平衡的矛盾;其次,解决了高锰钢板的提高强度与抗应力腐蚀开裂(SSC)特性的相互制约、很难平衡的矛盾,即消除了通过提高C含量来强化奥氏体钢所带来的钢板易敏化的问题;再次,发挥了设备潜能(即在冷却能力允许范围内),实现以水代金、以水代碳,大幅度降低了钢板C与合金含量,改善了高锰非磁性钢板的焊接性;最后,通过在线淬火替代离线淬火,大幅度降低了制造成本、缩短制造周期,实现

了低成本制造。钢板良好的焊接性节省了用户钢构件制造的成本,缩短了用户钢构件制造的时间,为用户创造了巨大的价值,因而此类钢板不仅是高附加值、绿色环保性的产品。

附图说明

[0059] 图1为本发明实施例5钢的显微组织(1/4厚度)照片。

具体实施方式

[0060] 下面结合附图和实施例对本发明做进一步说明。

[0061] 表1为本发明实施例钢的成分。表2~表4所示为本发明实施例钢制造工艺。表5所示为本发明实施例钢的性能。

[0062] 由图1可以看出,钢板显微组织为均匀细小奥氏体晶粒组织,奥氏体晶粒度 \geq ASTM 6级,钢板不仅获得了高强度、抗应力腐蚀特性(SCC裂纹深度为0mm),而且具有优良的非磁性(导磁率 $\leq 1.00\mu$),特别适用于电磁屏蔽钢制构件的制造。

[0063] 本发明高强度非磁性钢板主要用作制造电磁屏蔽设备构件,是重大国民经济建设的关键材料,目前国内各大钢厂目前均采用SUS304系列奥氏体不锈钢来替代,不仅成本高昂,而且钢板强度偏低,不能制造大型承载电磁屏蔽设备构件;国内大型重型机械厂、电机厂、变压器厂等所需高强度非磁性钢板需从日本、德国进口,而且交货期无法保证,迫使用户在设计图纸出来前,提前订购具有一定尺寸余量钢板,以便设计图纸出来后,根据设计图纸要求的钢板尺寸要求裁剪钢板,导致材料巨大的浪费。

[0064] 随着我国国民经济发展,建设节约型和谐社会的要求,国家基础工程建设、能源工程建设(如电器设备、高压输电设备、大型发电机组等)、海军新一代舰艇用电磁屏蔽设备及建设所需的大型装备制造开发已摆到日事议程,作为国家战略性基础材料,本发明高强度非磁性钢板具有广阔的市场前景。

[0065]

表 1 单位：重量百分比

钢样	C	Si	Mn	P	S	Cr	N	Al	Ca
实施例 1	0.05	0.30	15	0.013	0.0036	14	0.20	0.020	0.0033
实施例 2	0.07	0.23	14	0.011	0.0050	13	0.31	0.025	0.0025
实施例 3	0.09	0.17	16	0.012	0.0039	15	0.45	0.045	0.0010
实施例 4	0.10	0.26	18	0.010	0.0021	14	0.35	0.030	0.0019
实施例 5	0.08	0.12	20	0.009	0.0015	17	0.40	0.015	0.0027

表 2

钢样	连铸浇铸工艺		板坯加热温度(°C)
	中间平均包过热度(°C)	二次冷却段比水量(升/吨钢)	
实施例 1	20	0.50	1180
实施例 2	10	0.60	1160
实施例 3	25	0.40	1140
实施例 4	15	0.45	1130
实施例 5	20	0.35	1150

[0066]

表 3

钢样	再结晶控制工艺			
	开轧温度 (°C)	最小道次 压下率(%)	累计压下率 (%)	终轧温度 (°C)
实施例 1	1020	10	80	960
实施例 2	1010	8	75	980
实施例 3	1000	10	67	970
实施例 4	980	9	60	940
实施例 5	990	9	50	950

表 4

钢样	加速冷却工艺			钢板随后冷却方 式
	开冷温度 (°C)	停冷温度 (°C)	冷却速度 (°C/s)	
实施例 1	930	400	55	自然空冷至室温
实施例 2	950	350	40	自然空冷至室温
实施例 3	960	380	30	自然空冷至室温
实施例 4	930	330	18	自然空冷至室温
实施例 5	940	330	10	自然空冷至室温

[0067]

表 5

钢样	厚度 (mm)	屈服强度 YP MPa	抗拉强度 TS MPa	延伸率 δ_5 %	导磁率 (μ)	腐蚀处断裂裂纹深度 (mm)*	A 奥氏体晶粒度 (ASTM)
实施例 1	16	455	850	63	1.0	0	7.5
实施例 2	20	431	839	65	1.0	0	7.0
实施例 3	30	411	832	60	0.95	0	6.5
实施例 4	40	405	826	60	0.90	0	6.0
实施例 5	50	387	813	55	1.0	0	6.0

*注：试验溶液为 70℃、3%的 NaCl 盐水，试验片为 180° × 2a 的弯曲试样



图1