



(12) 发明专利

(10) 授权公告号 CN 112760562 B

(45) 授权公告日 2022.03.29

(21) 申请号 202011528980.4 *G21D 1/18* (2006.01)

(22) 申请日 2020.12.22 *G21D 1/26* (2006.01)

(65) 同一申请的已公布的文献号 *G21D 1/74* (2006.01)
 申请公布号 CN 112760562 A *G21D 6/00* (2006.01)

(43) 申请公布日 2021.05.07 *G21D 8/02* (2006.01)

(73) 专利权人 鞍钢集团北京研究院有限公司 *G21D 9/00* (2006.01)
 地址 102211 北京市昌平区北京未来科技城北区鞍钢未来钢铁研究院内 *G22C 33/04* (2006.01)

(72) 发明人 马立国 薛晗 赵阳 刘仁东

(74) 专利代理机构 北京清亦华知识产权代理事务所(普通合伙) 11201

代理人 宋合成

(51) Int. Cl.
G22C 38/02 (2006.01)
G22C 38/04 (2006.01)
G22C 38/06 (2006.01)
G22C 38/22 (2006.01)
G22C 38/26 (2006.01)
B22D 11/111 (2006.01)

(56) 对比文件

CN 102770571 A, 2012.11.07
 CN 106460116 A, 2017.02.22
 CN 101376945 A, 2009.03.04
 CN 111492075 A, 2020.08.04
 CN 108884541 A, 2018.11.23
 CN 109112359 A, 2019.01.01
 CN 102791898 A, 2012.11.21
 JP 2017145466 A, 2017.08.24
 JP 2019127636 A, 2019.08.01
 CN 102770571 A, 2012.11.07

审查员 陈宏良

权利要求书1页 说明书8页

(54) 发明名称

一种耐延迟断裂2000MPa级钢板及其制备方法

(57) 摘要

本发明公开了一种耐延迟断裂2000MPa级钢板,其包括,C:0.30%~0.40%;Si:0.20%~0.40%;Mn:1.0%~1.5%;Cr:0.18%~0.28%;Mo:0.10%~0.30%;Als:0.020%~0.050%;Nb:0.02%~0.048%;Mg:0.0035%~0.0065%;O≤0.0015%;N≤0.006%,余量为Fe和不可避免的杂质,以质量计。本发明的钢板不仅具有2000Mpa以上的抗拉强度,而且具有优异的耐延迟断裂性能,氢脆指数低于30%,能够满足汽车用钢板的要求。

1. 一种耐延迟断裂2000MPa级钢板,其特征在于,包括,C:0.30%~0.40%;Si:0.20%~0.40%;Mn:1.0%~1.5%;Cr:0.18%~0.28%;Mo:0.10%~0.30%;Als:0.020%~0.050%;Nb:0.02%~0.048%;Mg:0.0035%~0.0065%;O \leq 0.0015%;N \leq 0.006%,余量为Fe和不可避免的杂质,以质量计,其中,钢板中Nb、Mo和Mg满足关系式:0.18% \leq Nb+Mo+Mg \leq 0.35%。

2. 根据权利要求1所述的耐延迟断裂2000MPa级钢板,其特征在于,Mg为0.004%~0.006%。

3. 根据权利要求1所述的耐延迟断裂2000MPa级钢板,其特征在于,钢板中Nb、Mo和Mg满足关系式:Nb+Mo+Mg=0.31%。

4. 根据权利要求1-3中任一项所述的耐延迟断裂2000MPa级钢板的制备方法,其特征在于,包括如下步骤:

- a、将设计配比的原料进行冶炼得到连铸坯;
- b、将所述步骤a得到的连铸坯再加热;
- c、将所述步骤b得到的连铸坯进行热轧、卷取和酸洗,得到热轧钢板;
- d、将所述步骤c得到的钢板进行热处理。

5. 根据权利要求4所述的耐延迟断裂2000MPa级钢板的制备方法,其特征在于,所述步骤c包括:

- c1、将所述步骤b得到的连铸坯进行热轧和酸洗;
- c2、将所述步骤c1得到的钢板进行冷轧、卷取和退火,得到冷轧钢板。

6. 根据权利要求4所述的耐延迟断裂2000MPa级钢板的制备方法,其特征在于,所述步骤d包括:

d1、将所述步骤c轧制得到的钢板在氮气保护气氛下的加热炉内加热,加热温度为870~940 $^{\circ}$ C,保温180~300s;

d2、将所述步骤d1得到的钢板在带有冷却装置的模具内进行冲压成形,淬火冷却速度为 \geq 40 $^{\circ}$ C/s,保压时间为3s~6s。

7. 根据权利要求4所述的耐延迟断裂2000MPa级钢板的制备方法,其特征在于,所述步骤a中,所述冶炼包括转炉、LF炉精炼和板坯连铸;和/或,所述步骤b中,所述加热温度为1190~1230 $^{\circ}$ C,保温2-3h;所述步骤c中,终轧温度为860~930 $^{\circ}$ C,轧后采用层流冷却至卷取温度,冷却速度 $>$ 10 $^{\circ}$ C/s,卷取温度为580~650 $^{\circ}$ C。

8. 根据权利要求7所述的耐延迟断裂2000MPa级钢板的制备方法,其特征在于,所述步骤a中,所述LF精炼过程中加入石灰、萤石、铝矾土进行造渣,精炼渣包括:SiO₂:7.8~11.2、Al₂O₃:19.2~27.1、CaO:52.6~65.2、MgO:6.3~7.9,以质量百分含量计;和/或,所述连铸过程中间包采用空心颗粒覆盖剂,其包括:SiO₂:27~35、Al₂O₃:8~14、CaO:14~24、MgO:8~13、C:20~25,以质量百分含量计,粒度为0.1~1mm,堆比重为0.5~0.9g/cm³。

一种耐延迟断裂2000MPa级钢板及其制备方法

技术领域

[0001] 本发明属于用于汽车的钢板技术领域,具体涉及一种耐延迟断裂2000MPa级钢板,特别地,还涉及该耐延迟断裂2000MPa级钢板的制备方法。

背景技术

[0002] 目前,汽车A柱、B柱、加强板及防撞梁等部件,大部分采用高强度钢板的冷冲压工艺制作,钢板强度高,在常温下冲压变形,易开裂、回弹严重,复杂形状零件冲压成形困难。热成形工艺主要是利用金属在高温下,其塑性和延展性迅速增加,屈服强度迅速下降的特点,通过模具使零件成形,同时利用装有水冷却系统的模具使钢板成形的同时在模具中淬火以获得马氏体组织,以达到制备高强度汽车用钢的目的。

[0003] 然而,随着强度提高,钢的延迟断裂问题也随之出现,尤其对强度大于1000MPa的超高强钢,其延迟断裂敏感性更为显著,成为制约超高强钢应用与发展的一个重大问题。钢的延迟断裂常常在材料所承受的外加应力水平显著低于其屈服强度时突然发生,具有不可预知性,往往导致较为严重的破坏和后果,因此超高强钢延迟断裂已经成为汽车轻量化必须解决的问题。

发明内容

[0004] 本发明是基于发明人对以下事实和问题的发现和认识做出的:目前采用的钢板成份在热成形工艺制备超高强度钢板的过程中,存在钢板的耐延迟断裂性能不足的问题,有必要对超高强度热成形钢的强韧化机制及延迟开裂行为进行研究,对钢板的组成元素进行深入研究,获得高强度且具有优异耐延迟断裂性能的钢板,以促进超高强度热成形钢的推广与应用。

[0005] 本发明旨在至少在一定程度上解决相关技术中的技术问题之一。

[0006] 为此,本发明第一个方面的实施例提出了一种耐延迟断裂2000MPa级钢板,该钢板不仅具有2000Mpa以上的抗拉强度,而且具有优异的耐延迟断裂性能,氢脆指数低于30%,能够满足汽车用钢板的要求。

[0007] 根据本发明第一个方面实施例的耐延迟断裂2000MPa级钢板,其包括,C:0.30%~0.40%;Si:0.20%~0.40%;Mn:1.0%~1.5%;Cr:0.18%~0.28%;Mo:0.10%~0.30%;Als:0.020%~0.050%;Nb:0.02%~0.048%;Mg:0.0035%~0.0065%;O≤0.0015%;N≤0.006%,余量为Fe和不可避免的杂质,以质量计。

[0008] 根据本发明第一个方面实施例的具有的独立权利要求带来的优点和技术效果,1、本发明实施例的钢板中,加入了Mg元素,微量Mg元素的加入,改善了钢中夹杂物的组成、尺寸和形态,增强了钢中夹杂物的变形能力,同Mo和Nb元素协同作用,提高了本发明实施例钢板的耐延迟断裂性能;2、本发明实施例的钢板不仅具有2000Mpa以上的抗拉强度,而且具有优异的耐延迟断裂性能,氢脆指数低于30%,同时还保持了优异的韧性,延伸率A50大于5%,能够满足汽车用钢板的要求。

[0009] 根据本发明第一个方面实施例的耐延迟断裂2000MPa级钢板,其中,Mg为0.004%~0.006%。

[0010] 根据本发明第一个方面实施例的耐延迟断裂2000MPa级钢板,其中,钢板中Nb、Mo和Mg满足关系式: $0.18\% \leq \text{Nb} + \text{Mo} + \text{Mg} \leq 0.38\%$ 。

[0011] 根据本发明第一个方面实施例的耐延迟断裂2000MPa级钢板,其中,钢板中Nb、Mo和Mg满足关系式: $0.31\% \leq \text{Nb} + \text{Mo} + \text{Mg} \leq 0.35\%$ 。

[0012] 根据本发明第一个方面实施例的耐延迟断裂2000MPa级钢板,其中,钢板中Nb、Mo和Mg满足关系式: $\text{Nb} + \text{Mo} + \text{Mg} = 0.31\%$ 。

[0013] 本发明第二个方面的实施例还提供了一种耐延迟断裂2000MPa级钢板的制备方法,其包括如下步骤:

[0014] a、将设计配比的原料进行冶炼得到连铸坯;

[0015] b、将所述步骤a得到的连铸坯再加热;

[0016] c、将所述步骤b得到的连铸坯进行热轧、卷取和酸洗,得到热轧钢板;

[0017] d、将所述步骤c得到的钢板进行热处理。

[0018] 根据本发明第二个方面实施例的具有的独立权利要求带来的优点和技术效果,本发明实施例的制备方法简单,易于工业应用,制得的钢板不仅具有2000Mpa以上的抗拉强度,而且具有优异的耐延迟断裂性能,氢脆指数低于30%,同时还保持了优异的韧性,延伸率A50大于5%,能够满足汽车用钢板的要求。

[0019] 根据本发明第二个方面实施例的耐延迟断裂2000MPa级钢板的制备方法,其中,所述步骤c包括:

[0020] c1、将所述步骤b得到的连铸坯进行热轧和酸洗;

[0021] c2、将所述步骤c1得到的钢板进行冷轧、卷取和退火,得到冷轧钢板。

[0022] 根据本发明第二个方面实施例的耐延迟断裂2000MPa级钢板的制备方法,其中,所述步骤d包括:

[0023] d1、将所述步骤c轧制得到的钢板在氮气保护气氛下的加热炉内加热,加热温度为870~940℃,保温180~300s;

[0024] d2、将所述步骤d1得到的钢板在带有冷却装置的模具内进行冲压成形,淬火冷却速度为 $\geq 40^\circ\text{C}/\text{s}$,保压时间为3s~6s。

[0025] 根据本发明第二个方面实施例的耐延迟断裂2000MPa级钢板的制备方法,其中,所述步骤a中,所述冶炼包括转炉、LF炉精炼和板坯连铸;和/或,所述步骤b中,所述加热温度为1190~1230℃,保温2-3h;所述步骤c中,所述终轧温度为860~930℃,轧后采用层流冷却至卷取温度,冷却速度 $> 10^\circ\text{C}/\text{s}$,卷取温度为580~650℃。

[0026] 根据本发明第二个方面实施例的耐延迟断裂2000MPa级钢板的制备方法,其中,所述步骤a中,所述LF精炼过程中加入石灰、萤石、铝矾土进行造渣,精炼渣包括: $\text{SiO}_2: 7.8 \sim 11.2$ 、 $\text{Al}_2\text{O}_3: 19.2 \sim 27.1$ 、 $\text{CaO}: 52.6 \sim 65.2$ 、 $\text{MgO}: 6.3 \sim 7.9$,以质量百分含量计;和/或,所述连铸过程中包采用空心颗粒覆盖剂,其包括: $\text{SiO}_2: 27 \sim 35$ 、 $\text{Al}_2\text{O}_3: 8 \sim 14$ 、 $\text{CaO}: 14 \sim 24$ 、 $\text{MgO}: 8 \sim 13$ 、 $\text{C}: 20 \sim 25$,以质量百分含量计,粒度为0.1~1mm,堆比重为0.5~0.9g/cm³。

具体实施方式

[0027] 下面详细描述本发明的实施例,描述的实施例是示例性的,旨在用于解释本发明,而不能理解为对本发明的限制。

[0028] 根据本发明第一个方面实施例的耐延迟断裂2000MPa级钢板,其包括,C:0.30%~0.40%;Si:0.20%~0.40%;Mn:1.0%~1.5%;Cr:0.18%~0.28%;Mo:0.10%~0.30%;Als:0.020%~0.050%;Nb:0.02%~0.048%;Mg:0.0035%~0.0065%;O≤0.0015%;N≤0.006%,余量为Fe和不可避免的杂质,以质量计。

[0029] 根据本发明第一个方面实施例的耐延迟断裂2000MPa级钢板,在本发明实施例的钢板中,加入了Mg元素,微量Mg元素的加入,改善了钢中夹杂物的组成、尺寸和形态,增强了钢中夹杂物的变形能力,同Mo和Nb元素协同作用,提高了本发明实施例钢板的耐延迟断裂性能;本发明实施例的钢板不仅具有2000Mpa以上的抗拉强度,而且具有优异的耐延迟断裂性能,氢脆指数低于30%,同时还保持了优异的韧性,延伸率A50大于5%,能够满足汽车用钢板的要求。

[0030] 本发明第一个方面实施例中的耐延迟断裂2000MPa级钢板中各元素的作用机理如下:

[0031] C:碳主要决定钢的淬硬性,是形成马氏体的元素,因此,本发明实施例中C含量控制为0.30%~0.40%;

[0032] Si:硅为提高钢板淬透性及强度元素,因此,本发明实施例中Si含量控制为0.20%~0.40%;

[0033] Mn:锰是扩大奥氏体区元素,锰量增加,淬透性提高,且在淬火后对稳定强度是非常有效果的元素,本发明实施例中Mn含量控制为1.0%~1.5%;

[0034] Cr:铬是提高钢淬透性元素,且在淬火后,有利于提高钢板强度,本发明实施例中Cr含量控制为0.18%~0.28%;

[0035] Mo:Mo可大幅提高淬透性,保证材料淬火后的硬度和强度,此外,该元素具备极强的耐延迟断裂能力,本发明实施例中Mo的含量控制为0.10%~0.30%;

[0036] Nb:在本发明实施例中,添加少量的Nb,利用Nb微合金化作用实现凝固细化、控轧控冷细化,因此,Nb的含量控制为0.010%~0.030%;

[0037] Mg:微量Mg的加入,能改善钢中夹杂物的组成、尺寸和形态,增强了钢中夹杂物的变形能力,同Mo和Nb元素协同作用,提高了本发明实施例钢板的耐延迟断裂性能,本发明中Mg的含量控制为0.0035%~0.0065%。

[0038] 根据本发明第一个方面实施例的耐延迟断裂2000MPa级钢板,其中,Mg为0.004%~0.006%。

[0039] 根据本发明第一个方面实施例的耐延迟断裂2000MPa级钢板,其中,钢板中Nb、Mo和Mg满足关系式: $0.18\% \leq \text{Nb} + \text{Mo} + \text{Mg} \leq 0.38\%$,优选为, $0.31\% \leq \text{Nb} + \text{Mo} + \text{Mg} \leq 0.35\%$,进一步优选为, $\text{Nb} + \text{Mo} + \text{Mg} = 0.31\%$ 。本发明实施例的钢板中,通过控制Nb、Mo和Mg三种元素满足关系式 $0.18\% \leq \text{Nb} + \text{Mo} + \text{Mg} \leq 0.38\%$,有效提升了钢板的耐延迟断裂性能。

[0040] 根据本发明第二个方面实施例的耐延迟断裂2000MPa级钢板的制备方法,其包括如下步骤:

[0041] a、将设计配比的原料进行冶炼得到连铸坯,优选地,所述冶炼包括转炉、LF炉精炼

和板坯连铸,进一步优选地,所述LF精炼过程中加入石灰、萤石、铝矾土进行造渣,精炼渣包括: SiO_2 :7.8~11.2、 Al_2O_3 :19.2~27.1、 CaO :52.6~65.2、 MgO :6.3~7.9,以质量百分含量计;所述连铸过程中包采用空心颗粒覆盖剂,其包括: SiO_2 :27~35、 Al_2O_3 :8~14、 CaO :14~24、 MgO :8~13、 C :20~25,以质量百分含量计,粒度为0.1~1mm,堆比重为0.5~0.9g/cm³;

[0042] b、将所述步骤a得到的连铸坯再加热,优选地,加热温度为1190~1230℃,保温2-3h,坯料出炉温度为1180℃-1210℃,进一步优选地的,进行除磷处理;

[0043] c、将所述步骤b得到的连铸坯进行热轧、卷取和酸洗,得到热轧钢板,优选地,终轧温度为860~930℃,轧后采用层流冷却至卷取温度,冷却速度>10℃/s,卷取温度为580~650℃;

[0044] d、将所述步骤c得到的钢板进行热处理。

[0045] 根据本发明第二个方面实施例的耐延迟断裂2000MPa级钢板的制备方法,本发明实施例的制备方法简单,易于工业应用,制得的钢板不仅具有2000Mpa以上的抗拉强度,而且具有优异的耐延迟断裂性能,氢脆指数低于30%,同时还保持了优异的韧性,延伸率A50大于5%,能够满足汽车用钢板的要求。

[0046] 根据本发明第二个方面实施例的耐延迟断裂2000MPa级钢板的制备方法,其中,所述步骤c包括:c1、将所述步骤b得到的连铸坯进行热轧和酸洗;c2、将所述步骤c1得到的钢板进行冷轧、卷取和退火,得到冷轧钢板。本发明实施例的方法中,不仅可以采用热轧钢板进行热处理得到本发明的耐延迟断裂2000MPa级钢板,还可以采用冷轧钢板经过热处理得到本发明的耐延迟断裂2000MPa级钢板。

[0047] 根据本发明第二个方面实施例的耐延迟断裂2000MPa级钢板的制备方法,本发明无论通过热轧还是冷轧得到的热成形钢板均具有均匀的铁素体和珠光体组织,轧制得到的钢板的力学性能为:(1)热轧板:厚度1.70~4.00mm;ReL:550~650MPa;Rm:750~900MPa;A50≥18%;(2)冷轧退火板:厚度0.70~3.0mm;ReL:500~600MPa、Rm:700~850MPa;A50≥20%。

[0048] 根据本发明第二个方面实施例的耐延迟断裂2000MPa级钢板的制备方法,其中,所述步骤d包括:d1、将所述步骤c轧制得到的钢板在氮气保护气氛下的加热炉内加热,加热温度为870~940℃,保温180~300s,进行奥氏体化;d2、将所述步骤d1得到的钢板在带有冷却装置的模具内进行冲压成形,淬火冷却速度为≥40℃/s,保压时间为3s~6s,得到板条马氏体组织和残余奥氏体组织,使用XRD衍射仪测得残余奥氏体含量约4%~6%。本发明实施例的方法中,经过热处理后,淬火后钢板的力学性能为:Rp0.2=1000MPa~1200MPa,Rm≥2000MPa,A50=5%~9%。

[0049] 下面结合实施例详细描述本发明。

[0050] 实施例1

[0051] 取设计配比的元素进行冶炼钢水,化学成分见表1。冶炼过程包括转炉、LF炉精炼和板坯连铸,LF精炼过程中加入石灰、萤石、铝矾土进行造渣,连铸过程中包加入覆盖剂,精炼渣和覆盖剂成分见表2。精炼获得的连铸板坯,加热到1220℃,保温2h后,坯料出炉温度为1200℃,进行除磷处理,粗轧,然后多道次大压下精轧,终轧温度为890℃,轧后采用层流冷却,以13℃/s冷却速度冷至卷取温度,卷取温度600℃。热轧后经酸洗、涂油后进行包装。

[0052] 对热轧后的钢板进一步进行冷轧处理,将上述热轧钢板进行酸洗、冷轧,经罩式炉退火后涂油包装。

[0053] 将冷轧后的钢板进行热处理,在氮气保护气氛下的加热炉内加热,加热温度为910℃,保温230s,进行奥氏体化,将奥氏体化后的钢板快速送入带有冷却装置的模具内进行冲压成形,淬火冷却速度为45℃/s,保压时间为5s,得到板条马氏体组织和残余奥氏体组织,使用XRD衍射仪测得残余奥氏体含量约5%。

[0054] 本实施例中各工艺参数见表3,热轧、冷轧退火、热处理淬火后钢板的力学性能见表4,热处理淬火后钢板的延迟断裂性能见表5。

[0055] 实施例2-5与实施例1的方法相同,不同之处在于钢板成份和工艺参数不同,具体见表1-3,力学性能见表4,延迟断裂性能见表5。

[0056] 对比例1与实施例1的方法相同,不同之处在于不加入Mg元素,具体成份、工艺参数和性能见表1-5。

[0057] 将本发明实施例得到的热处理淬火后钢板在HCl溶液中进行SSRT慢拉伸试验,通过计算氢脆指数I来评价延迟断裂性能, $I_{\epsilon} = (\epsilon_A - \epsilon_E) / \epsilon_A$,其中, ϵ_A —试样空气中拉伸时延伸率、 ϵ_E —试样酸性介质中拉伸时延伸率, I_{ϵ} 值越小代表延迟断裂性能越好。

[0058] 表1

[0059]

	C	Si	Mn	Cr	Mo	Als	Nb	Mg	O	N	Mo+Nb+Mg
实 施 例 1	0.37	0.27	1.35	0.18	0.30	0.030	0.046	0.0036	0.0012	0.0058	0.3496
实 施 例 2	0.36	0.23	1.40	0.20	0.17	0.028	0.042	0.0040	0.0010	0.0055	0.216
实 施 例 3	0.38	0.28	1.27	0.24	0.27	0.035	0.038	0.0055	0.0013	0.0045	0.3135
实 施 例 4	0.30	0.32	1.42	0.27	0.16	0.045	0.028	0.0047	0.0009	0.0043	0.1927
实 施 例 5	0.37	0.31	1.38	0.25	0.1	0.042	0.024	0.006	0.0012	0.0051	0.13
对 比 例 1	0.38	0.35	1.15	0.28	0.23	0.042	0.026	0	0.0014	0.0056	0.256

[0060] 注:表中以百分含量计,余量为Fe和不可避免的杂质。

[0061] 表2

	LF 精炼渣主要化学成分 (wt%)				连铸中间包覆盖剂主要化学成分 (wt%)					连铸中间包覆盖剂	
	SiO ₂	Al ₂ O ₃	CaO	MgO	SiO ₂	Al ₂ O ₃	CaO	MgO	C	粒度 mm	堆比重 g/cm ³
实施例 1	8.0	26.5	54.6	6.6	28	8	18	12	23.6	0.33	0.6
实施例 2	8.5	24.8	57.3	6.9	29.7	12	22	11	22.5	0.42	0.7
实施例 3	9.5	20.6	62.4	7.1	32.4	13.2	20.5	9.7	21.8	0.62	0.8
实施例 4	11	23.8	63.6	7.5	34.2	9.5	18.6	9.2	24.2	0.67	0.8
实施例 5	9.2	22.3	61.2	7.3	30.2	11.5	21.3	10.7	22.9	0.61	0.8
对比例 1	8.0	26.5	54.6	6.6	28	8	18	12	23.6	0.33	0.6

[0063] 表3

	再加热			热轧			热处理			
	加热温度 /°C	保温时间 /h	出炉温度 /°C	终轧温度 °C	冷却速度 °C/s	卷取温度 /°C	加热温度 /°C	保温时间 /s	冷却速度 °C/s	保压时间 /s
实施例 1	1220	2	1200	890	13	600	910	230	45	5
实施例 2	1200	2	1190	900	15	590	890	280	40	6
实施例 3	1220	2.5	1200	910	12	620	920	200	50	3
实施例 4	1225	2.5	1200	910	13	610	900	240	45	4
实施例 5	1210	2	1195	910	13	600	920	230	45	5
对比例 1	1220	2	1200	890	13	600	910	230	45	5

[0065] 表4

		厚度 (mm)	屈服强度 ReL (MPa)	抗拉强度 Rm (MPa)	延伸率 A ₅₀ (%)	
[0066]	热轧	实施例 1	1.8	570	820	24
		实施例 2	1.8	585	868	23
		实施例 3	1.8	625	872	22.5
		实施例 4	1.8	635	893	21.5
		实施例 5	1.8	620	881	22.8
		对比例 1	1.8	585	835	22
[0066]	冷轧退火	实施例 1	1.4	583	835	23.2
		实施例 2	1.4	578	828	21.8
		实施例 3	1.4	552	793	22.7
		实施例 4	1.4	548	780	24
		实施例 5	1.4	557	819	21.3
		对比例 1	1.4	546	785	24.2
[0066]	淬火后	实施例 1	1.4	1116	2021	5.7
		实施例 2	1.4	1165	2008	6.2
		实施例 3	1.4	1075	2009	7.4
		实施例 4	1.4	1089	2013	6.8
		实施例 5	1.4	1077	2008	7.3
		对比例 1	1.4	1105	2009	7.2

[0067] 表5

	厚度 (mm)	空气中慢拉伸率 (%)	HCL溶液中慢拉伸率 (%)	氢脆指数 I _c (%)	
[0068]	实施例1	1.4	18.3	13.7	25
	实施例2	1.4	17.4	12.5	28
	实施例3	1.4	16.6	12.8	22
	实施例4	1.4	15.5	11.3	27
	实施例5	1.4	16.3	11.41	30
	对比例1	1.4	9.4	3.5	62

[0069] 在本发明中,术语“一个实施例”、“一些实施例”、“示例”、“具体示例”、或“一些示例”等意指结合该实施例或示例描述的具体特征、结构、材料或者特点包含于本发明的至少一个实施例或示例中。在本说明书中,对上述术语的示意性表述不必须针对的是相同的实施例或示例。而且,描述的具体特征、结构、材料或者特点可以在任一个或多个实施例或示例中以合适的方式结合。此外,在不相互矛盾的情况下,本领域的技术人员可以将本说明书中描述的不同实施例或示例以及不同实施例或示例的特征进行结合和组合。

[0070] 尽管上面已经示出和描述了本发明的实施例,可以理解的是,上述实施例是示例性的,不能理解为对本发明的限制,本领域的普通技术人员在本发明的范围内可以对上述实施例进行变化、修改、替换和变型。