

(12) 按照专利合作条约所公布的国际申请

(19) 世界知识产权组织
国际局

(43) 国际公布日
2021年12月16日(16.12.2021)



(10) 国际公布号
WO 2021/249446 A1

(51) 国际专利分类号:

C22C 38/02 (2006.01) C22C 38/28 (2006.01)
C22C 38/04 (2006.01) C22C 38/24 (2006.01)
C22C 38/06 (2006.01) C22C 38/32 (2006.01)
C22C 38/38 (2006.01) C22C 38/12 (2006.01)
C22C 38/22 (2006.01) C22C 38/14 (2006.01)
C22C 38/26 (2006.01) C21D 8/02 (2006.01)

(72) 发明人: 陈濛潇(CHEN, Mengxiao); 中国上海市宝山区富锦路885号, Shanghai 201900 (CN)。 钟勇(ZHONG, Yong); 中国上海市宝山区富锦路885号, Shanghai 201900 (CN)。 陈孟(CHEN, Meng); 中国上海市宝山区富锦路885号, Shanghai 201900 (CN)。 王利(WANG, Li); 中国上海市宝山区富锦路885号, Shanghai 201900 (CN)。

(21) 国际申请号: PCT/CN2021/099258

(22) 国际申请日: 2021年6月9日(09.06.2021)

(25) 申请语言: 中文

(26) 公布语言: 中文

(30) 优先权:
202010527353.2 2020年6月11日(11.06.2020) CN

(71) 申请人: 宝山钢铁股份有限公司(BAOSHAN IRON & STEEL CO., LTD.) [CN/CN]; 中国上海市宝山区富锦路885号, Shanghai 201900 (CN)。

(74) 代理人: 上海专利商标事务所有限公司(SHANGHAI PATENT & TRADEMARK LAW OFFICE, LLC); 中国上海市桂平路435号, Shanghai 200233 (CN)。

(81) 指定国(除另有指明, 要求每一种可提供的国家保护): AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BN, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DJ, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IR, IS, IT, JO, JP, KE, KG, KH, KN, KP, KR, KW, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LU, LY, MA, MD, ME, MG, MK, MN, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PA, PE, PG, PH, PL,

(54) Title: ULTRA-HIGH-STRENGTH STEEL HAVING EXCELLENT PLASTICITY AND METHOD FOR MANUFACTURING SAME

(54) 发明名称: 一种塑性优异的超高强度钢及其制造方法

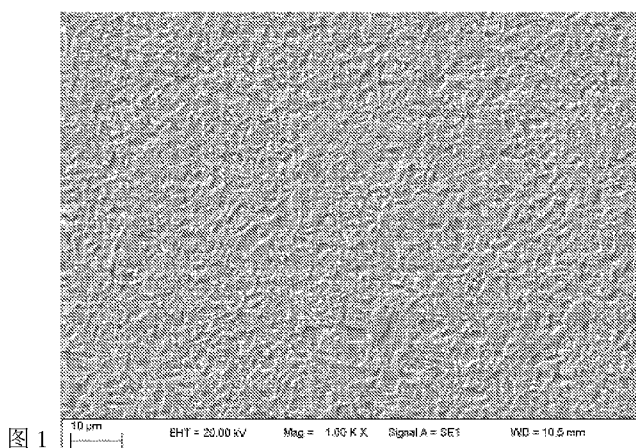
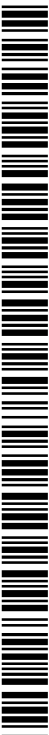


图 1

(57) Abstract: Disclosed is an ultra-high-strength steel having excellent plasticity, comprising in mass percent the chemical elements: C: 0.26-0.30wt%; Si: 0.8-1.00wt%; Mn: 2.80-3.30wt%; Al: 0.04-0.08wt%; with the balance being Fe and other inevitable impurities. Also disclosed is a manufacturing method for manufacturing the ultra-high-strength steel having excellent plasticity, comprising the following steps: (1) smelting and thin slab continuous casting, wherein the thickness of a slab at a continuous casting exit end is controlled to be 55-60 mm; (2) heating; (3) hot rolling, wherein an oxide scale on the surface of a hot-rolled steel strip has a thickness of $\leq 6 \mu\text{m}$, and $(\text{FeO}+\text{Fe}_3\text{O}_4) \leq 40\text{wt}\%$ in the oxide scale on the surface of the hot-rolled strip steel; (4) acid pickling or acid pickling and cold rolling; and (5) continuous annealing: annealing at 800-920 °C and performing slow cooling at 3-10 °C/s to 690-760 °C to obtain ferrite having a certain proportion; performing fast cooling to 250-350 °C at 50-100 °C/s to partially transform austenite to martensite; and then heating to 360-460 °C, maintaining the temperature for 100-400s and cooling to room temperature.



WO 2021/249446 A1

PT, QA, RO, RS, RU, RW, SA, SC, SD, SE, SG, SK, SL,
ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US,
UZ, VC, VN, WS, ZA, ZM, ZW。

- (84) 指定国(除另有指明, 要求每一种可提供的地区保护): ARIPO (BW, GH, GM, KE, LR, LS, MW, MZ, NA, RW, SD, SL, ST, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), 欧亚 (AM, AZ, BY, KG, KZ, RU, TJ, TM), 欧洲 (AL, AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, MK, MT, NL, NO, PL, PT, RO, RS, SE, SI, SK, SM, TR), OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, KM, ML, MR, NE, SN, TD, TG)。

本国际公布:

- 包括国际检索报告(条约第21条(3))。

(57) 摘要: 本发明公开了一种塑性优异的超高强度钢, 其化学元素质量百分比为: C: 0.26~0.30wt%; Si: 0.8~1.00wt%; Mn: 2.80~3.30wt%; Al: 0.04~0.08wt%; 余量为Fe和其他不可避免的杂质。此外, 本发明还公开了上述的塑性优异的超高强度钢的制造方法, 其包括步骤: (1)冶炼和薄板坯连铸: 其中连铸出口端的板坯厚度控制为55~60mm; (2)加热; (3)热轧: 热轧后钢带表面氧化皮厚度 $\leq 6\mu\text{m}$, 并且热轧后带钢表面氧化皮中的 $(\text{FeO}+\text{Fe}_3\text{O}_4)\leq 40\text{wt}\%$; (4)酸洗或者酸洗+冷轧; (5)连续退火: 在800~920℃退火, 以3~10℃/s的冷速缓冷至690~760℃, 以获得一定比例的铁素体; 再快冷至250~350℃, 冷却速度为50~100℃/s, 使奥氏体部分转变为马氏体; 然后再加热至360~460℃, 保温100~400s, 最后冷却至室温。

一种塑性优异的超高强度钢及其制造方法

技术领域

本发明涉及一种钢种及其制造方法，尤其涉及一种高强度钢及其制造方法。

背景技术

近年来，为实现车身减重，达到节能减排、提高碰撞安全性和降低制造成本的目的，汽车用先进高强钢已在汽车制造行业中得到广泛使用。先进高强钢通过提高钢板强度以减薄钢板厚度，同时保持优秀的成形性能，其是目前最具综合竞争力的车身轻量化用材。

基于相变诱导塑性（TRIP）效应的先进高强钢在保持高强度的同时，还具有较好的延展性。从微观组织看，TRIP 钢由铁素体，贝氏体和残余奥氏体组成，这种相结构限制了其强度的进一步提高，以马氏体代替贝氏体作为主要的强化相可以继续提高 TRIP 钢的强度。对基于 TRIP 效应的先进高强钢而言，决定其延展性的主要因素是钢中残余奥氏体的形态、体积分数及稳定性，残余奥氏体的稳定性又与其尺寸、碳含量密切相关。

为保证钢板的强度和延展性能，现有先进高强钢多以碳锰钢成分为基础，添加较多的 Cr、Mo、Nb、Ti、B 等合金元素，不仅提高了材料成本，而且对炼钢、热轧、冷轧的可制造性带来难度。

例如：公开号为 CN104245971A，公开日为 2014 年 12 月 24 日，名称为“高强度冷轧钢板和生产该钢板的方法”的中国专利文献公开了一种高强度钢板。在该专利文献所公开的技术方案中，其成分为：C:0.1%~0.3%、Si:0.4%~1.0%、Mn:2.0%~3.0%、Cr≤0.6%、Si+0.8Al+Cr:1.0%~1.8%、Al:0.2%~0.8%、Nb<0.1%、Mo<0.3%、Ti<0.2%、V<0.1%、Cu<0.5%、Ni<0.5%、S≤0.01%、P≤0.02%、N≤0.02%、B<0.005%、Ca<0.005%、Mg<0.005%、REM<0.005%，余量为 Fe 和不可避免的杂质。显微组织（体积%）为：残余奥氏体 5%~20%、贝氏体+贝氏体铁素体+回火马氏体≥80%、多边形铁素体≤10%、马氏体-奥氏体组分≤20%。需要指出的是，由于该技术方案所涉及的钢种成分需要加入一定量的 Cr、Mo，虽然其抗拉强度≥980MPa 但

延伸率仅 14%左右，对汽车零部件用钢的成本和成形性优势不明显。。

又例如：公开号为 CN106574342A，公开日为 2017 年 4 月 19 日，名称为“高强度钢板及其制造方法、以及高强度镀锌钢板的制造方法”的中国专利文献公开了一种高强度钢板。在该专利文献所公开的技术方案中，其制造方法为：满足成分条件的钢坯加热至 1100~1300℃，精轧出口侧温度 800~1000℃，平均卷取温度 450~700℃，酸洗后将钢板在 450℃~Ac1 温度保持 900~36000s，以 30%以上压下率进行冷轧，钢板加热至 820~950℃进行第一次退火，然后在至 500℃为止的平均冷却速度 15℃/s 以上条件下冷却至 Ms 温度以下，再加热至 740~840℃进行第二次退火，以 1~15℃/s 的冷却速度冷至 150~350℃，再加热至 350~550℃保温 10s 以上。在该专利文献所公开的技术方案中需要加温轧制，而且采用了两次退火处理，生产工序繁琐，制造成本增加，因此，使得其在汽车领域的应用受到较大限制。

再例如：公开号为 WO2018/116155，公开日为 2018 年 6 月 28 日，名称为“HIGH-STRENGTH COLD ROLLED STEEL SHEET HAVING HIGH FORMABILITY AND A METHOD OF MANUFACTURING THEREOF”的国际专利文献公开了一种具有高成形性的高强度冷轧钢板。在该专利文献所公开的技术方案中，其成分为：C:0.19%~0.24%、Mn:1.9%~2.2%、Si:1.4%~1.6%、Al:0.01%~0.06%、Cr:0.2%~0.5%、P≤0.02%、S≤0.003%，任选的一种或几种：Nb:0.0010%~0.06%、Ti:0.001%~0.08%、V:0.001%~0.1%、Ca:0.001%~0.005%，余量为 Fe 和不可避免杂质。需要指出的是，该技术方案所涉及的钢种的抗拉强度≥1150MPa，延伸率≥13%、扩孔率≥30%，虽然其抗拉强度较高，但是加入了较多的 Cr 及 Nb、Ti 元素，因而，不适合作为成本控制要求非常严格的汽车用钢。

发明内容

本发明的目的之一在于提供一种塑性优异的超高强度钢，该塑性优异的超高强度钢采用了简单的成分设计，其充分利用 C、Si 以及 Mn 元素对材料相变的影响规律，以保证钢板的强度以及延展性能，其屈服强度为 850~1000MPa，抗拉强度为 1180~1300MPa，均匀延伸率≥11%，断裂延伸率为 15%~20%，具有良好的使用前景和价值。

为了实现上述目的，本发明提出了一种塑性优异的超高强度钢，其化学元素质量百分比为：

C: 0.26~0.30wt%;

Si: 0.8~1.00wt%;

Mn: 2.80~3.30wt%;

Al: 0.04~0.08wt%;

余量为 Fe 和其他不可避免的杂质。

在本发明所述的技术方案中，采用了普通碳硅锰钢成分设计，充分利用 C、Si、Mn 元素对材料相变的影响规律，从而实现了本发明所述的高强度钢在高强度与高延展性的统一，并最终得到性能优异的钢板产品。各化学元素的设计原理具体如下所述：

C: 在本发明所述的塑性优异的超高强度钢中，C 是最重要的固溶强化元素，对于可以有效保证钢的强度。钢中 C 元素的质量百分比越高，残余奥氏体的分数越多，配分时 C 在残余奥氏体中的富集程度越高，有利于增强残余奥氏体稳定性，产生 TRIP 效应，提高材料延展性。但需要注意的是，钢中 C 含量过高会降低钢的焊接性，若钢中的 C 的质量百分比超过 0.30%，淬火后容易出现较多孪晶，增加裂纹敏感性。基于此，在本发明所述的塑性优异的超高强度钢中，将 C 的质量百分比控制在 0.26~0.30wt% 之间。

在一些优选的实施方式中，C 元素的质量百分比可以控制在 0.26~0.28wt% 之间。

Si: 在本发明所述的塑性优异的超高强度钢中，Si 元素在配分处理过程中可以强烈抑制渗碳体形成，从而促进碳向残余奥氏体中富集，提高残余奥氏体的稳定性。有效抑制渗碳体所需 Si 元素的含量至少为 0.8%，需要注意的是，若钢中 Si 元素含量过高，则会降低钢的高温塑性，增大热轧缺陷发生率。同时，Si 含量过高时会在钢板表面形成稳定氧化物，对后续的酸洗工序产生不利影响。基于此，在本发明所述的塑性优异的超高强度钢中将 Si 的质量百分比控制在 0.8~1.00wt% 之间。

在一些优选的实施方式中，Si 元素的质量百分比可以控制在 0.9~1.00wt% 之间。

Mn: 在本发明所述的塑性优异的超高强度钢中，Mn 元素能够扩大奥氏体相区，降低 Ms 和 Mf 点，有效提高奥氏体稳定性和钢的淬透性，降低临界转变速率，有利于残余奥氏体保存至室温。同时 Mn 也是较为重要的固溶强化元素，但需要注意的是，钢中 Mn 元素含量过高，会恶化耐腐蚀性能和焊接性能，同时也加剧晶粒粗化趋势，降低钢的塑性和韧性。基于此，在本发明所述的塑性优异的超高强度钢中将 Mn 的质量百分比控制在 2.80~3.30wt% 之间。

在一些优选的实施方式中，Mn 元素的质量百分比可以控制在 2.9~3.1wt% 之间。

Al: 在本发明所述的塑性优异的超高强度钢中，Al 元素以固溶态存在时，其不仅能够增加层错能，同时也可以抑制渗碳体析出和 γ 到马氏体转变，提高奥氏体稳定性。此外，Al 元素还可以与 C、N 形成细小弥散分布的难溶质点，可以细化晶粒，但是 Al 的强化效果弱于 Si，稳定奥氏体的能力也较 Si 弱。若钢中 Al 元素的质量百分比过高，则容易形成大量氧化物夹杂，不利于钢水的洁净度。因此，在本发明所述的塑性优异的超高强度钢中控制 Al 的质量百分比在 0.04~0.08wt% 之间。

进一步地，在本发明所述的塑性优异的超高强度钢中，其各化学元素的质量百分比满足下列各项的至少其中之一：

C: 0.26~0.28wt%;

Si: 0.9~1.00wt%;

Mn: 2.9~3.1wt%。

进一步地，在本发明所述的塑性优异的超高强度钢中，还含有下列各元素的至少其中之一：

$0 < \text{Cr} \leq 0.05\text{wt}\%$;

$0 < \text{Mo} \leq 0.05\text{wt}\%$;

$0 < \text{Nb} \leq 0.03\text{wt}\%$;

$0 < \text{Ti} \leq 0.05\text{wt}\%$;

$0 < \text{V} \leq 0.03\text{wt}\%$;

$0 < \text{B} \leq 0.001\text{wt}\%$ 。

上述的 Cr、Mo、Nb、Ti、V 以及 B 元素均可以进一步提高本发明所述的高强度钢的性能。例如：Cr、Mo 元素可以提高钢的淬透性，调节钢的强度，但是 Cr 会在钢板表面发生富集，影响焊接性能，而 Mo 的质量百分比较高会导致钢的冷轧变形抗力增大。又例如：Nb、Ti、V 元素可以与 C 形成细小的碳化物，促进组织细化，但是此类细小碳化物的形成不利于 C 向残余奥氏体中富集与残余奥氏体的稳定化。而 B 元素的主要作用是提高钢的淬透性，B 容易在奥氏体晶界偏聚，延缓奥氏体向铁素体转变，含量较低就有明显效果，B 的质量百分比过高会引起钢强度升高，不利于得到良好塑形。因此，可以将 B 的质量百分比控制为 $0 < \text{B} \leq 0.001\%$ 。

此外，上述元素的加入会增加材料的成本，综合考虑到性能与成本控制，在本发明所述的技术方案中，可以优选地添加上述元素的至少其中之一。

更进一步地，在本发明所述的塑性优异的超高强度钢中，其中各化学元素满足下列各项的至少其中之一：

$$0 < \text{Cr} \leq 0.03 \text{wt}\%$$

$$0 < \text{Mo} \leq 0.03 \text{wt}\%$$

$$0 < \text{Nb} \leq 0.01 \text{wt}\%$$

$$0 < \text{Ti} \leq 0.03 \text{wt}\%$$

$$0 < \text{V} \leq 0.01 \text{wt}\%$$

进一步地，在本发明所述的塑性优异的超高强度钢中，在其他不可避免的杂质中： $\text{P} \leq 0.01 \text{wt}\%$ ， $\text{S} \leq 0.01 \text{wt}\%$ ， $\text{N} \leq 0.006 \text{wt}\%$ 。

上述方案中，P、S 和 N 元素均为杂质元素，其中，P 虽然能起到固溶强化作用，抑制碳化物形成，有利于提高残余奥氏体的稳定性，但是 P 的质量百分比过高会弱化晶界，增大材料脆性，恶化焊接性能，也就是说 P 元素的正面作用弱于其负面作用，因此，优选地将 P 的质量百分比控制为 $\text{P} \leq 0.01 \text{wt}\%$ 。而至于 N，由于 N 的质量百分比过高会给炼钢、连铸带来困难，不利于夹杂物控制，因此，优选地将 N 的质量百分比控制为 $\text{N} \leq 0.006 \text{wt}\%$ 。相应地，钢中 S 元素的质量百分比过高将会明显恶化材料的塑性，因此将 S 的质量百分比控制为 $\text{S} \leq 0.01 \text{wt}\%$ 。

进一步地，本发明所述的塑性优异的超高强度钢的化学元素质量百分比为：

$$\text{C}: 0.26 \sim 0.30 \text{wt}\%, \text{ 优选 } 0.26 \sim 0.28 \text{wt}\%;$$

$$\text{Si}: 0.8 \sim 1.00 \text{wt}\%, \text{ 优选 } 0.9 \sim 1.00 \text{wt}\%;$$

$$\text{Mn}: 2.80 \sim 3.30 \text{wt}\%, \text{ 优选 } 2.9 \sim 3.1 \text{wt}\%;$$

$$\text{Al}: 0.04 \sim 0.08 \text{wt}\%;$$

$$\text{Cr}: \leq 0.05 \text{wt}\%, \text{ 优选 } 0.03 \text{wt}\%;$$

$$\text{Mo}: \leq 0.05 \text{wt}\%, \text{ 优选 } 0.03 \text{wt}\%;$$

$$\text{Nb}: \leq 0.03 \text{wt}\%, \text{ 优选 } 0.01 \text{wt}\%;$$

$$\text{Ti}: \leq 0.05 \text{wt}\%, \text{ 优选 } 0.03 \text{wt}\%;$$

$$\text{V}: \leq 0.03 \text{wt}\%, \text{ 优选 } 0.01 \text{wt}\%;$$

$$\text{B}: \leq 0.001 \text{wt}\%;$$

$$\text{P}: \leq 0.01 \text{wt}\%;$$

$$\text{S}: \leq 0.01 \text{wt}\%;$$

$$\text{N} \leq 0.006 \text{wt}\%;$$

余量为 Fe 和其他不可避免的杂质。

进一步地，在本发明所述的塑性优异的超高强度钢中，其微观组织（体积比）为 20%~40%的铁素体+50%~70%的马氏体+残余奥氏体。

进一步地，在本发明所述的塑性优异的超高强度钢中，其中在铁素体中，10 μm 以下的晶粒占比 90%以上，5 μm 以下的晶粒占比 60%以上。

进一步地，在本发明所述的塑性优异的超高强度钢中，其中残余奥氏体的平均晶粒尺寸 $\leq 2\mu\text{m}$ ；并且/或者残余奥氏体中平均 C 含量 $\geq 1.1\text{wt}\%$ 。在一些实施方案中，在本发明所述的塑性优异的超高强度钢中，其中残余奥氏体的平均晶粒尺寸在 0.6-1.6 μm 之间。在一些实施方案中，在本发明所述的塑性优异的超高强度钢中，残余奥氏体中平均 C 含量在 1.1-1.35wt%之间。

进一步地，在本发明所述的塑性优异的超高强度钢中，其屈服强度为 850~1000MPa，抗拉强度为 1180~1300MPa，均匀延伸率 $\geq 11\%$ ，断裂延伸率为 15%~20%。

相应地，本发明的另一目的在于提供上述的塑性优异的超高强度钢的制造方法，该制造方法通过采用薄板坯连铸工艺配合酸洗或酸轧工艺，在连续退火后获得塑性优异的超高强度钢。该制造方法生产简单，所得到的高强度钢在同等强度条件下，进一步提高钢的延伸率。

为了实现上述目的，本发明提出了上述的塑性优异的超高强度钢的制造方法，其包括步骤：

- (1) 冶炼和薄板坯连铸：其中连铸出口端的板坯厚度控制为 55~60mm；
- (2) 加热；
- (3) 热轧：热轧后钢带表面氧化皮厚度 $\leq 6\mu\text{m}$ ，并且热轧后带钢表面氧化皮中的(FeO+Fe₃O₄) $\leq 40\text{wt}\%$ ；
- (4) 酸洗或者酸洗+冷轧；
- (5) 连续退火：在 800~920 $^{\circ}\text{C}$ 退火，以 3~10 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 的冷速缓冷至 690~760 $^{\circ}\text{C}$ ，以获得一定比例的铁素体；再快冷至 250~350 $^{\circ}\text{C}$ ，冷却速度为 50~100 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ ，使奥氏体部分转变为马氏体；然后再加热至 360~460 $^{\circ}\text{C}$ ，保温 100~400s，最后冷却至室温。

在本发明所述的技术方案中，由于步骤（1）采用的是薄板坯连铸，因此，可以省却粗轧工序，减小热轧变形量，从而保证在后续的步骤（4）以及步骤（5）的钢板性能。此外，由于步骤（1）采用的是薄板坯连铸，其可以通过充分利用板坯热量，

降低加热所需能耗，从而获得更加均匀的铁素体或铁素体+珠光体组织，有利于后续步骤（5）中的成品微观组织中保持一定量的细晶粒铁素体，提高组织均匀性，有利于提高塑性。

而在步骤（3）中，控制热轧后钢带表面氧化皮厚度 $\leq 6\mu\text{m}$ ，并且热轧后带钢表面氧化皮中的 $(\text{FeO}+\text{Fe}_3\text{O}_4) \leq 40\text{wt}\%$ ，可以有利于后续在步骤（4）的进行，并对连续退火后所获得的钢板性能有着重要影响，这是因为：在本发明所述的技术方案中， FeO 、 Fe_3O_4 比 Fe_2O_3 更加难酸洗，而控制本案的热轧后钢带表面氧化皮厚度以及热轧后带钢表面氧化皮中的 $(\text{FeO}+\text{Fe}_3\text{O}_4) \leq 40\text{wt}\%$ 可以提高酸洗效果，获得可用于直接连续退火的酸洗板表面，而由于酸洗板可以直接进行连续退火，使得热轧组织变形量小，钢板组织以铁素体与珠光体或贝氏体为主，因而，在相同连续退火条件下可以降低材料强度，使得组织更加均匀，从而获得优异的延展性。

而在步骤（5）中，通过控制 $800\sim 920^\circ\text{C}$ 的退火温度可以形成均匀化的奥氏体组织或奥氏体+铁素体组织；然后以 $3\sim 10^\circ\text{C}/\text{s}$ 的冷速缓冷至 $690\sim 760^\circ\text{C}$ ，以进一步调整组织中铁素体的含量，提高材料的塑形；之后以 $50\sim 100^\circ\text{C}/\text{s}$ 的速度冷却至 $250\sim 350^\circ\text{C}$ （即介于 M_s 与 M_f 温度之间），这是因为：为保证冷却过程仅发生马氏体相变临界冷却速度需不小于 $50^\circ\text{C}/\text{s}$ ，而若冷速超过 $100^\circ\text{C}/\text{s}$ 后生产成本将大幅上升。此时，奥氏体部分转变为马氏体，保证钢具有较高的强度；再加热至 $360\sim 460^\circ\text{C}$ 并保温 $100\sim 400\text{s}$ ，使碳在马氏体和奥氏体中发生配分，形成一定量富碳的残余奥氏体，稳定保持到室温，由于TRIP效应，可以显著提高钢的加工硬化能力和成形性，得到塑性优异的超高强度钢板。上述配分工艺设定如此是因为：当再加热温度低于 360°C 或再加热时长少于 100s 时钢中残余奥氏体稳定化过程不充分，最终室温下获得的残余奥氏体含量将不足；当再加热温度高于 460°C 或再加热时长多于 400s 时钢发生明显的回火软化，会导致最终的材料强度明显下降。

由于本案的超高强度钢是采用高碳、高锰的成分设计及铁素体晶粒细化机理，因而在连续退火过程中，奥氏体逆相变的形核点增多的同时，尺寸进一步细化，稳定保持到室温的残余奥氏体的平均晶粒尺寸可以 $\leq 2\mu\text{m}$ ；残余奥氏体中平均C含量 $\geq 1.1\%$ 。另外，由于采用高Si设计，因而，快速冷却形成的马氏体在配分过程中基本不发生分解，以保证组织中马氏体的含量，保证钢的强度。

进一步地，在本发明所述的制造方法中，在步骤（1）中，控制连铸拉速为 $2\sim 5\text{m}/\text{min}$ 。

进一步地，在本发明所述的制造方法中，在步骤（2）中，将板坯加热到1200~1300℃。

进一步地，在本发明所述的制造方法中，在步骤（3）中，控制终轧温度为860~930℃，卷取温度为450~600℃。

进一步地，在本发明所述的制造方法中，在步骤（4）中，当采用酸洗+冷轧步骤时，控制其变形量为40%~70%。

进一步地，在本发明所述的制造方法，在步骤（5）中，控制连续退火工艺满足下述各项的至少其中之一：

退火温度 820~870℃；

以 3~10℃/s 的冷速缓冷至 700~730℃；

快冷至 270~330℃；

快冷后再加热至 400~430℃，保温 150~300s；

控制连续退火炉内还原性气氛中氢气的体积含量 10~15%。

本发明所述的塑性优异的超高强度钢及其制造方法相较于现有技术具有如下所述的优点以及有益效果：

本发明所述的高强度钢以碳硅锰钢为基础，不添加任何昂贵的合金元素，通过优化碳硅锰配比，获得具有优异延展性的高强度冷轧钢板。

本发明所述的制造方法生产工艺独特，由于采用了薄板坯连铸技术，在组织均匀性及偏析控制方面具有先天优势。所获得的超高强度钢在同等强度条件下，延伸率可显著提高，在汽车安全结构件中将具有较好的应用前景，特别适合于制造形状复杂、对成形性能要求高的车辆结构件和安全件，如 A/B 柱、车门防撞杆、纵梁、保险杠等。

附图说明

图 1 为实施例 4 的超高强度钢的微观组织照片。

图 2 为实施例 4 的超高强度钢的相组成 EBSD 照片。

具体实施方式

下面将结合说明书附图以及具体的实施例对本发明所述的塑性优异的超高强度钢及其制造方法做进一步的解释和说明，然而该解释和说明并不对本发明的技术方

案构成不当限定。

实施例 1-24 以及对比例 1-3

实施例 1-24 的塑性优异的超高强度钢采用以下步骤制得：

(1) 按照表 1 所示的化学成分进行冶炼和薄板坯连铸：其中连铸出口端的板坯厚度控制为 55~60mm，并且控制连铸坯拉速为 2~5m/min。

(2) 加热：将板坯加热到 1200~1300℃。

(3) 热轧：热轧后钢带表面氧化皮厚度 $\leq 6\mu\text{m}$ ，并且热轧后带钢表面氧化皮中的 $(\text{FeO}+\text{Fe}_3\text{O}_4) \leq 40\text{wt}\%$ ，控制终轧温度为 860~930℃，卷取温度为 450~600℃。

(4) 酸洗或者酸洗+冷轧：当采用酸洗+冷轧步骤时，控制其变形量为 40%~70%。

(5) 连续退火：在 800~920℃退火，以 3~10℃/s 的冷速缓冷至 690~760℃，以获得一定比例的铁素体；再快冷至 250~350℃，冷却速度为 50~100℃/s，使奥氏体部分转变为马氏体；然后再加热至 360~460℃，保温 100~400s，最后冷却至室温。

需要说明的是，在一些优选的实施方式中，在步骤 (5) 中，可以进一步控制参数满足下述各项的至少其中之一：

退火温度 820~870℃；

以 3~10℃/s 的冷速缓冷至 700~730℃；

快冷至 270~330℃；

快冷后再加热至 400~430℃，保温 150~300s；

控制连续退火炉内还原性气氛中氢气的体积含量 10~15%。

而对比例 1-3 则采用常规工艺制造获得。

表 1 列出了实施例 1-24 的塑性优异的超高强度钢以及对比例 1-3 的对比钢的各化学元素的质量百分配比。

表 1 (wt%，余量为 Fe 和除了 P、S 以及 N 以外的其他不可避免的杂质)

编号	钢种	C	Si	Mn	Cr	Nb	Mo	Ni	V	Ti	B	P	S	Al	N
实施例 1-4	A	0.26	1	3.3	0.049	-	0.048	-	-	-	-	0.010	0.007	0.040	0.0058
实施例 5-8	B	0.27	0.9	2.8	-	-	-	-	-	0.049	0.0009	0.010	0.006	0.052	0.0051
实施例 9-12	C	0.29	0.9	3.0	-	-	-	-	0.029	0.025	-	0.005	0.008	0.058	0.0044
实施例 13-16	D	0.30	0.8	2.9	-	0.029	-	-	-	0.021	-	0.010	0.008	0.076	0.0048

实施例 17-20	E	0.30	0.9	3.0	-	-	-	-	-	-	-	0.008	0.008	0.068	0.0056
实施例 20-24	F	0.28	0.8	3.1	0.013	-	0.023	-	0.012	-	0.0005	0.010	0.007	0.069	0.0048
对比例 1	a	0.26	<u>0.7</u>	2.8	0.03	0.02	0.006	0.01	0.002	0.011	-	0.005	0.005	0.046	0.0042
对比例 2	b	0.26	0.9	3.0	-	-	-	-	-	-	-	0.010	0.005	-	0.0031
对比例 3	c	0.28	<u>0.5</u>	2.9	0.03	0.02	-	-	-	0.021	0.0010	0.010	0.001	0.060	0.0044

表 2-1 以及表 2-2 列出了实施例 1-24 的塑性优异的超高强度钢以及对比例 1-3 的对比钢的具体工艺参数。

表 2-1

编号	钢种	步骤 (1)		步骤 (2)	步骤 (3)			
		板坯厚度 (mm)	连铸拉速 (m/min)	板坯加热温 (°C)	氧化皮厚度 (μm)	(FeO+Fe ₃ O ₄)含量 (%)	终轧温度 (°C)	平均卷取温 (°C)
实施例 1	A	55	2.0	1220	3.1	26.7	903	476
实施例 2	A	55	2.0	1235	3.5	30.3	910	490
实施例 3	A	55	2.0	1260	4.5	33.5	908	500
实施例 4	A	55	2.0	1280	5.8	28.6	925	470
实施例 5	B	58	3.0	1230	4.8	32.7	930	530
实施例 6	B	58	3.0	1290	5.7	28.6	922	497
实施例 7	B	58	3.0	1210	3.8	31.7	917	450
实施例 8	B	58	3.0	1260	4.3	33.3	920	562
实施例 9	C	58	4.0	1230	3.2	28.6	860	455
实施例 10	C	58	4.0	1245	3.3	25.2	920	500
实施例 11	C	58	4.0	1210	3.5	29.3	924	525
实施例 12	C	58	4.0	1290	5.8	32.9	919	560
实施例 13	D	60	5.0	1245	4.2	34.4	875	580
实施例 14	D	60	5.0	1230	3.6	35.8	886	525
实施例 15	D	60	5.0	1210	3.1	28.9	885	495
实施例 16	D	60	5.0	1290	5.9	38.1	913	600

实施例 17	E	56	2.5	1240	4.6	33.7	930	530
实施例 18	E	56	2.5	1290	5.8	38.6	922	497
实施例 19	E	56	2.5	1220	3.8	28.7	880	470
实施例 20	E	56	2.5	1260	4.1	33.3	920	562
实施例 21	F	59	4.5	1250	4.3	34.4	875	580
实施例 22	F	59	4.5	1230	3.6	32.8	870	525
实施例 23	F	59	4.5	1210	3.3	28.9	885	475
实施例 24	F	59	4.5	1290	5.9	38.1	913	590
对比例 1	a	200	1.0	1350	8.0	60.0	950	620
对比例 2	b	200	2.5	1250	4.3	50.0	870	580
对比例 3	c	60	3.0	1230	4.5	34.5	900	500

表 2-2

编号	步骤 (4)	步骤 (5)						
	冷轧变形量 (%)	退火温度 (°C)	缓冷速度 (°C/s)	快冷开始 温度(°C)	快冷结束 温度(°C)	快冷速度 (°C/s)	再加热温 度(°C)	再加热保温 时间(s)
实施例 1	40	850	9	700	290	90	410	200
实施例 2	40	845	7	715	280	70	420	160
实施例 3	40	830	4	690	250	91	360	320
实施例 4	40	835	8	700	285	57	405	220
实施例 5	50	870	4	710	290	80	410	150
实施例 6	50	840	9	730	270	90	460	110
实施例 7	50	845	5	710	310	95	415	280
实施例 8	50	825	4	690	260	90	420	220
实施例 9	60	920	8	750	350	85	430	200
实施例 10	60	900	9	730	260	62	420	240
实施例 11	60	860	6	700	270	66	410	280
实施例 12	60	840	8	725	280	86	430	150
实施例 13	70	810	6	730	270	55	390	250
实施例 14	70	820	5	710	290	76	410	220
实施例 15	70	840	10	700	270	100	430	140

实施例 16	70	880	10	720	260	70	420	200
实施例 17	55	870	4	700	290	80	410	150
实施例 18	55	840	9	730	270	90	450	110
实施例 19	55	850	5	710	330	95	415	280
实施例 20	55	860	4	690	260	90	420	240
实施例 21	65	850	6	730	280	55	390	250
实施例 22	65	830	5	710	300	80	400	220
实施例 23	65	840	10	690	270	100	420	150
实施例 24	65	880	10	730	260	70	430	200
对比例 1	50	840	8	700	440	50	440	300
对比例 2	60	900	4	770	200	13	390	200
对比例 3	30	820	20	650	470	80	450	300

表 3 列出了实施例 1-24 的塑性优异的超高强度钢以及对比例 1-3 的对比钢的力学性能测试结果。采用 ISO 6892: 1998(金属材料室温拉伸试验方法)、P14(A₅₀)拉伸试样标准进行测试。

表 3

编号	YS (MPa)	TS (MPa)	UEL (%)	TEL (%)
实施例 1	886	1211	11.22	16.88
实施例 2	892	1201	12.23	17.21
实施例 3	912	1189	11.67	15.38
实施例 4	890	1192	12.11	16.79
实施例 5	892	1242	12.12	17.24
实施例 6	865	1182	13.16	18.21
实施例 7	858	1203	12.34	16.12
实施例 8	921	1197	13.23	18.91

实施例 9	945	1300	11.13	15.71
实施例 10	991	1276	12.14	16.22
实施例 11	916	1221	12.63	17.22
实施例 12	892	1194	12.34	16.96
实施例 13	876	1184	12.76	18.21
实施例 14	863	1197	13.01	19.21
实施例 15	890	1212	12.67	17.89
实施例 16	943	1266	11.78	16.23
实施例 17	942	1258	12.32	17.64
实施例 18	887	1203	13.36	18.41
实施例 19	901	1243	11.84	15.89
实施例 20	911	1198	13.21	18.76
实施例 21	880	1194	12.66	18.56
实施例 22	868	1202	13.23	19.35
实施例 23	896	1222	12.67	17.67
实施例 24	955	1286	11.12	15.34
对比例 1	670	1080	10.4	14.3
对比例 2	630	1035	11.2	13.5
对比例 3	660	1198	9.2	11.3

由表 3 可以看出,本案实施例 1-24 的塑性优异的超高强度钢在保证强度的同时,延展性能同样表现优异,其屈服强度 YS 为 850~1000MPa,抗拉强度 TS 为 1180~1300MPa,均匀延伸率 UEL 均 \geq 11%,断裂延伸率 TEL 为 15%~20%。

表 4 实施例 1-24 的塑性优异的超高强度钢的微观组织观察结果。

表 4

编号	铁素体分数 (%)	马氏体分数 (%)	残余奥氏体分数 (%)	$\leq 10 \mu\text{m}$ 铁素体晶粒比例 (%)	$\leq 5 \mu\text{m}$ 铁素体晶粒比例 (%)	残余奥氏体平均尺寸 (μm)	残余奥氏体中 C 含量 (%)
实施例 1	28.25	59.56	12.19	91.77	72.35	0.6	1.17
实施例 2	29.98	58.55	11.47	95.64	64.53	0.7	1.23
实施例 3	28.76	60.12	11.12	90.97	74.24	0.8	1.25
实施例 4	31.32	56.34	12.34	95.98	69.62	1.1	1.15
实施例 5	24.08	63.15	12.77	96.06	64.35	1.0	1.27
实施例 6	27.81	58.78	13.41	92.19	77.60	1.3	1.24
实施例 7	29.78	58.33	11.89	93.24	62.88	0.9	1.18
实施例 8	25.70	61.45	12.85	94.26	64.45	1.4	1.21
实施例 9	20.54	69.34	10.12	97.24	73.50	0.7	1.31
实施例 10	21.55	66.67	11.78	98.66	72.49	1.2	1.24
实施例 11	26.70	61.34	11.96	93.84	73.96	0.9	1.13
实施例 12	29.11	58.12	12.77	91.29	76.51	0.6	1.17
实施例 13	38.89	50.23	10.88	97.12	79.01	1.6	1.26
实施例 14	30.34	57.96	11.70	93.22	75.06	1.1	1.24
实施例 15	29.67	58.45	11.88	93.67	74.51	1.4	1.15
实施例 16	21.07	67.56	11.37	95.74	70.73	1.2	1.22
实施例 17	25.08	61.15	13.77	95.06	64.35	1.0	1.24
实施例 18	30.81	57.78	11.41	93.19	75.60	1.2	1.26
实施例 19	29.78	58.33	11.89	93.54	65.88	0.9	1.15
实施例 20	26.70	60.45	12.85	95.44	64.65	1.6	1.28
实施例 21	39.89	49.23	10.88	94.12	69.01	1.5	1.16
实施例 22	28.34	59.96	11.70	93.54	73.06	1.2	1.44
实施例 23	31.67	56.45	11.88	94.67	74.51	1.4	1.16
实施例 24	22.07	66.56	11.37	96.74	72.73	1.5	1.25

结合表 3 和表 4 可以看出，本案实施例 1-24 的塑性优异的超高强度钢的微观组织为 20%~40%的铁素体+50%~70%的马氏体+残余奥氏体，其中在铁素体中， $10\mu\text{m}$

以下的晶粒占比 90%以上， $5\mu\text{m}$ 以下的晶粒占比 60%以上，残余奥氏体的平均晶粒尺寸 $\leq 2\mu\text{m}$ ；并且/或者残余奥氏体中平均 C 含量 $\geq 1.1\text{wt}\%$ 。由此，说明了本案各实施例的塑性优异的超高强度钢由于具有一定的细晶粒铁素体，并组织均匀性好，因而，使得各个实施例的高强度钢可以在强度高的同时具有极好的塑性。

图 1 为实施例 4 的超高强度钢的微观组织照片。

图 2 为实施例 4 的超高强度钢的相组成 EBSD 照片。

结合图 1 和图 2 可以看出，实施例 4 的超高强度钢的微观组织为 20%~40%的铁素体+50%~70%的马氏体+残余奥氏体，其中在铁素体中， $10\mu\text{m}$ 以下的晶粒占比 90%以上， $5\mu\text{m}$ 以下的晶粒占比 60%以上，残余奥氏体的平均晶粒尺寸 $\leq 2\mu\text{m}$ ；并且/或者残余奥氏体中平均 C 含量 $\geq 1.1\text{wt}\%$ 。

综上所述可以看出，本发明所述的超高强度钢以碳硅锰钢为基础，不添加任何昂贵的合金元素，通过优化碳硅锰配比，且采用薄板坯连铸技术，在组织均匀性及偏析控制方面具有先天优势。

本发明所述的制造方法生产工艺简单，所获得的超高强度钢在同等强度条件下，延伸率可显著提高，在汽车安全结构件中将具有较好的应用前景，特别适合于制造形状复杂、对成形性能要求高的车辆结构件和安全件，如 A/B 柱、车门防撞杆、纵梁、保险杠等。

需要说明的是，本发明的保护范围中现有技术部分并不局限于本申请文件所给出的实施例，所有不与本发明的方案相矛盾的现有技术，包括但不限于在先专利文献、在先公开出版物，在先公开使用等等，都可纳入本发明的保护范围。

此外，本案中各技术特征的组合方式并不限本案权利要求中所记载的组合方式或是具体实施例所记载的组合方式，本案记载的所有技术特征可以以任何方式进行自由组合或结合，除非相互之间产生矛盾。

还需要注意的是，以上所列举的实施例仅为本发明的具体实施例。显然本发明不局限于以上实施例，随之做出的类似变化或变形是本领域技术人员能从本发明公开的内容直接得出或者很容易便联想到的，均应属于本发明的保护范围。

权 利 要 求 书

1. 一种塑性优异的超高强度钢，其特征在于，其化学元素质量百分比为：
C: 0.26~0.30wt%；
Si: 0.8~1.00wt%；
Mn: 2.80~3.30wt%；
Al: 0.04~0.08wt%；
余量为 Fe 和其他不可避免的杂质。
2. 如权利要求 1 所述的塑性优异的超高强度钢，其特征在于，其各化学元素的质量百分比满足下列各项的至少其中之一：
C: 0.26~0.28wt%；
Si: 0.9~1.00wt%；
Mn: 2.9~3.1wt%。
3. 如权利要求 1 或 2 所述的塑性优异的超高强度钢，其特征在于，还含有下列各元素的至少其中之一：
 $0 < \text{Cr} \leq 0.05\text{wt}\%$ ；
 $0 < \text{Mo} \leq 0.05\text{wt}\%$ ；
 $0 < \text{Nb} \leq 0.03\text{wt}\%$ ；
 $0 < \text{Ti} \leq 0.05\text{wt}\%$ ；
 $0 < \text{V} \leq 0.03\text{wt}\%$ ；
 $0 < \text{B} \leq 0.001\text{wt}\%$ 。
4. 如权利要求 3 所述的塑性优异的超高强度钢，其特征在于，其中各化学元素满足下列各项的至少其中之一：
 $0 < \text{Cr} \leq 0.03\text{wt}\%$ ；
 $0 < \text{Mo} \leq 0.03\text{wt}\%$ ；
 $0 < \text{Nb} \leq 0.01\text{wt}\%$ ；
 $0 < \text{Ti} \leq 0.03\text{wt}\%$ ；
 $0 < \text{V} \leq 0.01\text{wt}\%$ 。
5. 如权利要求 1 所述的塑性优异的超高强度钢，其特征在于，在其他不可避免的杂质中： $\text{P} \leq 0.01\text{wt}\%$ ， $\text{S} \leq 0.01\text{wt}\%$ ， $\text{N} \leq 0.006\text{wt}\%$ 。

6. 如权利要求 1 所述的塑性优异的超高强度钢，其特征在于，其微观组织为 20%~40%的铁素体+50%~70%的马氏体+残余奥氏体。
7. 如权利要求 6 所述的塑性优异的超高强度钢，其特征在于，其中在铁素体中，10 μm 以下的晶粒占比 90%以上，5 μm 以下的晶粒占比 60%以上。
8. 如权利要求 6 所述的塑性优异的超高强度钢，其特征在于，其中残余奥氏体的平均晶粒尺寸 $\leq 2\mu\text{m}$ ；并且/或者残余奥氏体中平均 C 含量 $\geq 1.1\text{wt}\%$ 。
9. 如权利要求 1 所述的塑性优异的超高强度钢，其特征在于，其屈服强度为 850~1000MPa，抗拉强度为 1180~1300MPa，均匀延伸率 $\geq 11\%$ ，断裂延伸率为 15%~20%。
10. 如权利要求 1-9 中任意一项所述的塑性优异的超高强度钢的制造方法，其特征在于，其包括步骤：
 - (1) 冶炼和薄板坯连铸：其中连铸出口端的板坯厚度控制为 55~60mm；
 - (2) 加热；
 - (3) 热轧：热轧后钢带表面氧化皮厚度 $\leq 6\mu\text{m}$ ，并且热轧后带钢表面氧化皮中的(FeO+Fe₃O₄) $\leq 40\text{wt}\%$ ；
 - (4) 酸洗或者酸洗+冷轧；
 - (5) 连续退火：在 800~920 $^{\circ}\text{C}$ 退火，以 3~10 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 的冷速缓冷至 690~760 $^{\circ}\text{C}$ ，以获得一定比例的铁素体；再快冷至 250~350 $^{\circ}\text{C}$ ，冷却速度为 50~100 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ ，使奥氏体部分转变为马氏体；然后再加热至 360~460 $^{\circ}\text{C}$ ，保温 100~400s，最后冷却至室温。
11. 如权利要求 10 所述的制造方法，其特征在于，在步骤 (1) 中，控制连铸拉速为 2~5m/min。
12. 如权利要求 10 所述的制造方法，其特征在于，在步骤 (2) 中，将板坯加热到 1200~1300 $^{\circ}\text{C}$ 。
13. 如权利要求 10 所述的制造方法，其特征在于，在步骤 (3) 中，控制终轧温度为 860~930 $^{\circ}\text{C}$ ，卷取温度为 450~600 $^{\circ}\text{C}$ 。
14. 如权利要求 10 所述的制造方法，其特征在于，在步骤 (4) 中，当采用酸洗+冷轧步骤时，控制其变形量为 40%~70%。
15. 如权利要求 10 所述的制造方法，其特征在于，在步骤 (5) 中，控制连续退火工艺满足下述各项的至少其中之一：

退火温度 820~870℃；

以 3~10℃/s 的冷速缓冷至 700~730℃；

快冷至 270~330℃；

快冷后再加热至 400~430℃，保温 150~300s；

控制连续退火炉内还原性气氛中氢气的体积含量 10~15%。

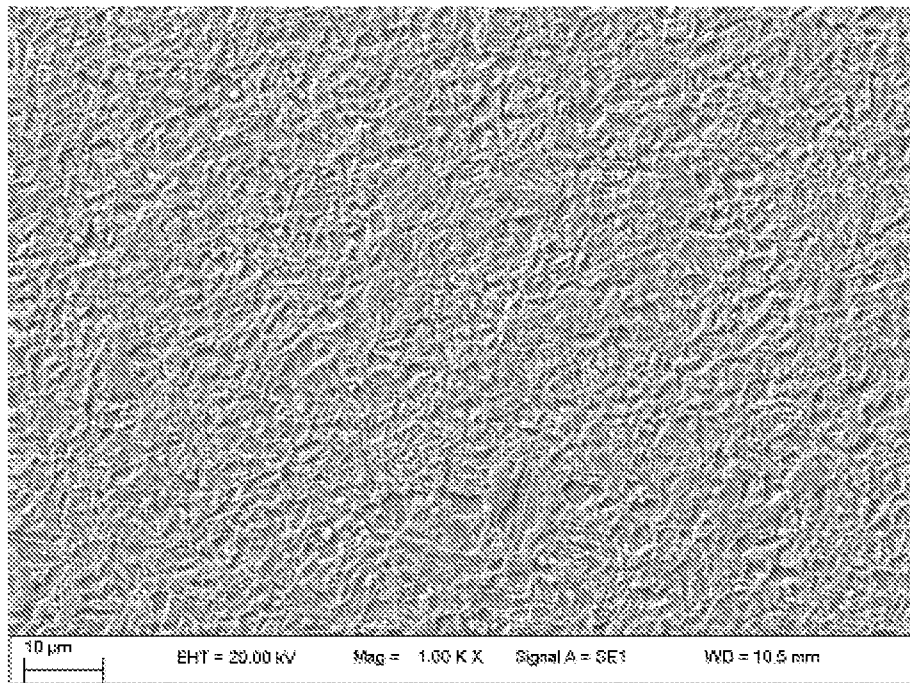


图 1

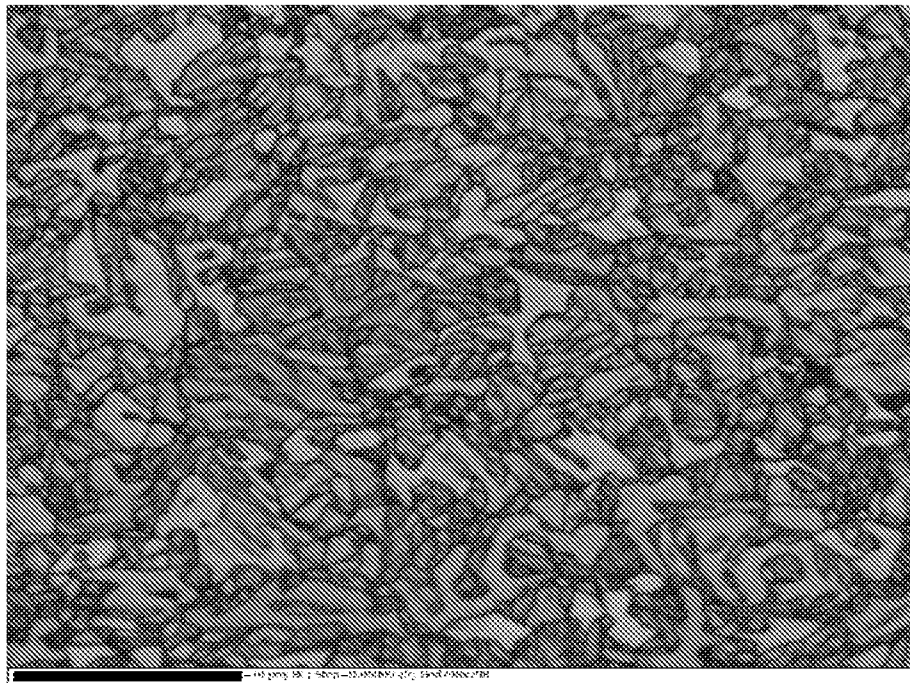


图 2

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/CN2021/099258

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER		
C22C 38/02(2006.01)i; C22C 38/04(2006.01)i; C22C 38/06(2006.01)i; C22C 38/38(2006.01)i; C22C 38/22(2006.01)i; C22C 38/26(2006.01)i; C22C 38/28(2006.01)i; C22C 38/24(2006.01)i; C22C 38/32(2006.01)i; C22C 38/12(2006.01)i; C22C 38/14(2006.01)i; C21D 8/02(2006.01)i		
According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC		
B. FIELDS SEARCHED		
Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols) C22C; C21D		
Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched		
Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used) CNABS; CNTXT; CNKI; VEN; USTXT; WOTXT; EPTXT; ISI_WEB OF SCIENCE; 万方; 超星读秀; 宝山钢铁, 碳, 硅, 锰, 铝, 铁素体, 马氏体, 残余奥氏体, 残留奥氏体, 残奥, 轧, 厚度, 退火, C, Si, Mn, Al, carbon, silicon, manganese, aluminum, ferrite, martensite, retain+ austenite, residual austenite, roll+, thickness, anneal+		
C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT		
Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
X	CN 105492643 A (JFE STEEL CORPORATION) 13 April 2016 (2016-04-13) description paragraphs 24-29, 122	1-9
X	CN 101932744 A (JFE STEEL CORPORATION) 29 December 2010 (2010-12-29) description, paragraphs 13-23	1-6, 8
X	JP 2010196115 A (JFE STEEL CORP.) 09 September 2010 (2010-09-09) description, paragraphs 11-18	1-6
A	JP 2004308002 A (KOBE STEEL LTD.) 04 November 2004 (2004-11-04) entire document	1-15
A	CN 103805838 A (BAOSHAN IRON & STEEL CO., LTD.) 21 May 2014 (2014-05-21) entire document	1-15
A	CN 107641700 A (WUHAN IRON AND STEEL CO., LTD.) 30 January 2018 (2018-01-30) entire document	1-15
<input type="checkbox"/> Further documents are listed in the continuation of Box C. <input checked="" type="checkbox"/> See patent family annex.		
* Special categories of cited documents: "A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance "E" earlier application or patent but published on or after the international filing date "L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified) "O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means "P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed "T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention "X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone "Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art "&" document member of the same patent family		
Date of the actual completion of the international search 12 August 2021		Date of mailing of the international search report 30 August 2021
Name and mailing address of the ISA/CN China National Intellectual Property Administration (ISA/CN) No. 6, Xitucheng Road, Jimenqiao, Haidian District, Beijing 100088 China		Authorized officer
Facsimile No. (86-10)62019451		Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT
Information on patent family members

International application No.

PCT/CN2021/099258

Patent document cited in search report			Publication date (day/month/year)	Patent family member(s)			Publication date (day/month/year)				
CN	105492643	A	13 April 2016	US	10077486	B2	18 September 2018				
				KR	101778645	B1	14 September 2017				
				EP	3009527	B1	13 February 2019				
				WO	2015019558	A1	12 February 2015				
				US	2016177414	A1	23 June 2016				
				MX	2016001723	A	02 June 2016				
				CN	105492643	B	10 April 2018				
				JP	2015034327	A	19 February 2015				
				JP	5821912	B2	24 November 2015				
				KR	20160012205	A	02 February 2016				
				EP	3009527	A1	20 April 2016				
				ID	201705118	A	19 May 2017				
				IN	201504258	P2	26 August 2016				

				CN	101932744	A	29 December 2010	US	2011139315	A1	16 June 2011
JP	5369663	B2	18 December 2013								
KR	20100092503	A	20 August 2010								
TW	1417400	B	01 December 2013								
CA	2712226	A1	06 August 2009								
US	2014182748	A1	03 July 2014								
EP	2258886	A1	08 December 2010								
JP	2009203548	A	10 September 2009								
KR	101218464	B1	04 January 2013								
CN	103146992	A	12 June 2013								
CN	103146992	B	23 March 2016								
EP	2258886	A4	12 April 2017								
US	8430975	B2	30 April 2013								
TW	200940722	A	01 October 2009								
CN	101932744	B	07 August 2013								
WO	2009096344	A1	06 August 2009								
US	9028626	B2	12 May 2015								
EP	2258886	B1	17 April 2019								
CA	2712226	C	24 November 2015								
IN	201002358	P2	22 October 2010								

JP	2010196115	A	09 September 2010	JP	5463685	B2	09 April 2014				

JP	2004308002	A	04 November 2004	JP	4268079	B2	27 May 2009				

CN	103805838	A	21 May 2014	WO	2014075404	A1	22 May 2014				
				ES	2668653	T3	21 May 2018				
				EP	2921568	A1	23 September 2015				
				MX	368208	B	24 September 2019				
				JP	2016503458	A	04 February 2016				
				US	10287659	B2	14 May 2019				
				US	2015337416	A1	26 November 2015				
				CN	103805838	B	08 February 2017				
				KR	20150086312	A	27 July 2015				
				JP	6207621	B2	04 October 2017				
				EP	2921568	B1	11 April 2018				
				MX	2015005836	A	24 September 2015				
				CA	2890126	A1	22 May 2014				
				IN	201501519	P3	27 May 2016				
				ID	201703178	A	31 March 2017				

INTERNATIONAL SEARCH REPORT
Information on patent family members

International application No.

PCT/CN2021/099258

Patent document cited in search report	Publication date (day/month/year)	Patent family member(s)	Publication date (day/month/year)
CN 107641700 A	30 January 2018	CN 107641700 B	25 January 2019

国际检索报告

国际申请号

PCT/CN2021/099258

<p>A. 主题的分类</p> <p>C22C 38/02(2006.01)i; C22C 38/04(2006.01)i; C22C 38/06(2006.01)i; C22C 38/38(2006.01)i; C22C 38/22(2006.01)i; C22C 38/26(2006.01)i; C22C 38/28(2006.01)i; C22C 38/24(2006.01)i; C22C 38/32(2006.01)i; C22C 38/12(2006.01)i; C22C 38/14(2006.01)i; C21D 8/02(2006.01)i</p> <p>按照国际专利分类(IPC)或者同时按照国家分类和IPC两种分类</p>																							
<p>B. 检索领域</p> <p>检索的最低限度文献(标明分类系统和分类号)</p> <p>C22C; C21D</p> <p>包含在检索领域中的除最低限度文献以外的检索文献</p> <p>在国际检索时查阅的电子数据库(数据库的名称, 和使用的检索词(如使用))</p> <p>CNABS;CNTXT;CNKI;VEN;USTXT;WOTXT;EPTXT;ISI_WEB OF SCIENCE;万方;超星读秀;宝山钢铁, 碳, 硅, 锰, 铝, 铁素体, 马氏体, 残余奥氏体, 残留奥氏体, 残奥, 轧, 厚度, 退火, C, Si, Mn, Al, carbon, silicon, manganese, aluminum, ferrite, martensite, retain+ austenite, residual austenite, roll+, thickness, anneal+</p>																							
<p>C. 相关文件</p> <table border="1"> <thead> <tr> <th>类型*</th> <th>引用文件, 必要时, 指明相关段落</th> <th>相关的权利要求</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>X</td> <td>CN 105492643 A (杰富意钢铁株式会社) 2016年 4月 13日 (2016 - 04 - 13) 说明书第24-29、122段</td> <td>1-9</td> </tr> <tr> <td>X</td> <td>CN 101932744 A (杰富意钢铁株式会社) 2010年 12月 29日 (2010 - 12 - 29) 说明书第13-23段</td> <td>1-6、8</td> </tr> <tr> <td>X</td> <td>JP 2010196115 A (JFE STEEL CORP) 2010年 9月 9日 (2010 - 09 - 09) 说明书第11-18段</td> <td>1-6</td> </tr> <tr> <td>A</td> <td>JP 2004308002 A (KOBE STEEL LTD) 2004年 11月 4日 (2004 - 11 - 04) 全文</td> <td>1-15</td> </tr> <tr> <td>A</td> <td>CN 103805838 A (宝山钢铁股份有限公司) 2014年 5月 21日 (2014 - 05 - 21) 全文</td> <td>1-15</td> </tr> <tr> <td>A</td> <td>CN 107641700 A (武汉钢铁有限公司) 2018年 1月 30日 (2018 - 01 - 30) 全文</td> <td>1-15</td> </tr> </tbody> </table> <p><input type="checkbox"/> 其余文件在C栏的续页中列出。 <input checked="" type="checkbox"/> 见同族专利附件。</p> <p>* 引用文件的具体类型: “A” 认为不特别相关的表示了现有技术一般状态的文件 “E” 在国际申请日的当天或之后公布的在先申请或专利 “L” 可能对优先权要求构成怀疑的文件, 或为确定另一篇引用文件的公布日而引用的或者因其他特殊理由而引用的文件(如具体说明的) “O” 涉及口头公开、使用、展览或其他方式公开的文件 “P” 公布日先于国际申请日但迟于所要求的优先权日的文件 “T” 在申请日或优先权日之后公布, 与申请不相抵触, 但为了理解发明之理论或原理的在后文件 “X” 特别相关的文件, 单独考虑该文件, 认定要求保护的发明不是新颖的或不具有创造性 “Y” 特别相关的文件, 当该文件与另一篇或者多篇该类文件结合并且这种结合对于本领域技术人员为显而易见时, 要求保护的发明不具有创造性 “&” 同族专利的文件</p>			类型*	引用文件, 必要时, 指明相关段落	相关的权利要求	X	CN 105492643 A (杰富意钢铁株式会社) 2016年 4月 13日 (2016 - 04 - 13) 说明书第24-29、122段	1-9	X	CN 101932744 A (杰富意钢铁株式会社) 2010年 12月 29日 (2010 - 12 - 29) 说明书第13-23段	1-6、8	X	JP 2010196115 A (JFE STEEL CORP) 2010年 9月 9日 (2010 - 09 - 09) 说明书第11-18段	1-6	A	JP 2004308002 A (KOBE STEEL LTD) 2004年 11月 4日 (2004 - 11 - 04) 全文	1-15	A	CN 103805838 A (宝山钢铁股份有限公司) 2014年 5月 21日 (2014 - 05 - 21) 全文	1-15	A	CN 107641700 A (武汉钢铁有限公司) 2018年 1月 30日 (2018 - 01 - 30) 全文	1-15
类型*	引用文件, 必要时, 指明相关段落	相关的权利要求																					
X	CN 105492643 A (杰富意钢铁株式会社) 2016年 4月 13日 (2016 - 04 - 13) 说明书第24-29、122段	1-9																					
X	CN 101932744 A (杰富意钢铁株式会社) 2010年 12月 29日 (2010 - 12 - 29) 说明书第13-23段	1-6、8																					
X	JP 2010196115 A (JFE STEEL CORP) 2010年 9月 9日 (2010 - 09 - 09) 说明书第11-18段	1-6																					
A	JP 2004308002 A (KOBE STEEL LTD) 2004年 11月 4日 (2004 - 11 - 04) 全文	1-15																					
A	CN 103805838 A (宝山钢铁股份有限公司) 2014年 5月 21日 (2014 - 05 - 21) 全文	1-15																					
A	CN 107641700 A (武汉钢铁有限公司) 2018年 1月 30日 (2018 - 01 - 30) 全文	1-15																					
国际检索实际完成的日期	国际检索报告邮寄日期																						
2021年 8月 12日	2021年 8月 30日																						
ISA/CN的名称和邮寄地址	授权官员																						
中国国家知识产权局(ISA/CN) 中国 北京市海淀区蓟门桥西土城路6号 100088 传真号 (86-10)62019451	武国娟 电话号码 86-(0512)-88997665																						

国际检索报告
关于同族专利的信息

国际申请号

PCT/CN2021/099258

检索报告引用的专利文件			公布日 (年/月/日)	同族专利			公布日 (年/月/日)				
CN	105492643	A	2016年 4月 13日	US	10077486	B2	2018年 9月 18日				
				KR	101778645	B1	2017年 9月 14日				
				EP	3009527	B1	2019年 2月 13日				
				WO	2015019558	A1	2015年 2月 12日				
				US	2016177414	A1	2016年 6月 23日				
				MX	2016001723	A	2016年 6月 2日				
				CN	105492643	B	2018年 4月 10日				
				JP	2015034327	A	2015年 2月 19日				
				JP	5821912	B2	2015年 11月 24日				
				KR	20160012205	A	2016年 2月 2日				
				EP	3009527	A1	2016年 4月 20日				
				ID	201705118	A	2017年 5月 19日				
				IN	201504258	P2	2016年 8月 26日				
				CN	101932744	A	2010年 12月 29日	US	2011139315	A1	2011年 6月 16日
								JP	5369663	B2	2013年 12月 18日
								KR	20100092503	A	2010年 8月 20日
TW	1417400	B	2013年 12月 1日								
CA	2712226	A1	2009年 8月 6日								
US	2014182748	A1	2014年 7月 3日								
EP	2258886	A1	2010年 12月 8日								
JP	2009203548	A	2009年 9月 10日								
KR	101218464	B1	2013年 1月 4日								
CN	103146992	A	2013年 6月 12日								
CN	103146992	B	2016年 3月 23日								
EP	2258886	A4	2017年 4月 12日								
US	8430975	B2	2013年 4月 30日								
TW	200940722	A	2009年 10月 1日								
CN	101932744	B	2013年 8月 7日								
WO	2009096344	A1	2009年 8月 6日								
US	9028626	B2	2015年 5月 12日								
EP	2258886	B1	2019年 4月 17日								
CA	2712226	C	2015年 11月 24日								
IN	201002358	P2	2010年 10月 22日								
JP	2010196115	A	2010年 9月 9日	JP	5463685	B2	2014年 4月 9日				
JP	2004308002	A	2004年 11月 4日	JP	4268079	B2	2009年 5月 27日				
CN	103805838	A	2014年 5月 21日	WO	2014075404	A1	2014年 5月 22日				
				ES	2668653	T3	2018年 5月 21日				
				EP	2921568	A1	2015年 9月 23日				
				MX	368208	B	2019年 9月 24日				
				JP	2016503458	A	2016年 2月 4日				
				US	10287659	B2	2019年 5月 14日				
				US	2015337416	A1	2015年 11月 26日				
				CN	103805838	B	2017年 2月 8日				
				KR	20150086312	A	2015年 7月 27日				
				JP	6207621	B2	2017年 10月 4日				
				EP	2921568	B1	2018年 4月 11日				
				MX	2015005836	A	2015年 9月 24日				
				CA	2890126	A1	2014年 5月 22日				
IN	201501519	P3	2016年 5月 27日								

国际检索报告
关于同族专利的信息

国际申请号
PCT/CN2021/099258

检索报告引用的专利文件	公布日 (年/月/日)	同族专利	公布日 (年/月/日)
CN 107641700 A	2018年 1月 30日	ID 201703178 A CN 107641700 B	2017年 3月 31日 2019年 1月 25日