

(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
2024 年 3 月 28 日 (28.03.2024)



(10) 国际公布号
WO 2024/061368 A1

(51) 国际专利分类号:

C22C 38/00 (2006.01) C22C 38/12 (2006.01)
C22C 38/02 (2006.01) C22C 38/32 (2006.01)
C22C 38/04 (2006.01) C21D 8/02 (2006.01)
C22C 38/06 (2006.01)

(21) 国际申请号: PCT/CN2023/120965

(22) 国际申请日: 2023 年 9 月 25 日 (25.09.2023)

(25) 申请语言: 中文

(26) 公布语言: 中文

(30) 优先权:

202211168303.5 2022年9月23日 (23.09.2022) 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)。

(72) 发明人: 潘华(PAN, Hua); 中国上海市宝山区富锦路885号, Shanghai 201900 (CN)。 雷鸣(LEI, Ming); 中国上海市宝山区富锦路885号, Shanghai 201900

(CN)。 金鑫焱(JIN, Xinyan); 中国上海市宝山区富锦路885号, Shanghai 201900 (CN)。 龚涛(GONG, Tao); 中国上海市宝山区富锦路885号, Shanghai 201900 (CN)。 蒋浩民(JIANG, Haomin); 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); 中国上海市徐汇区桂平路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, CV, CZ, DE, DJ, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IQ, IR, IS, IT, JM, JO, JP, KE, KG, KH, KN, KP, KR, KW, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LU, LY, MA, MD, MG, MK, MN, MU, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PA, PE, PG, PH, PL, PT, QA, RO, RS, RU, RW, SA, SC, SD,

(54) Title: COATED ULTRAHIGH-STRENGTH STEEL WITH LOW SPOT WELDING CRACK SENSITIVITY AND MANUFACTURING METHOD THEREFOR

(54) 发明名称: 一种低点焊裂纹敏感性的带镀层超高强钢及其制造方法

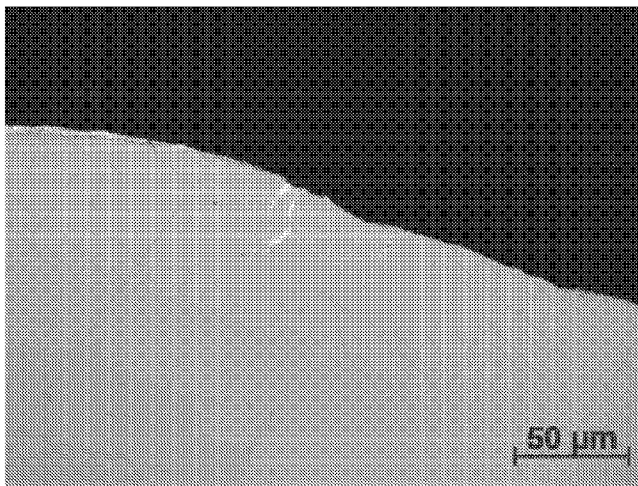


图 1

(57) Abstract: The present invention discloses coated ultrahigh-strength steel with low spot welding crack sensitivity, comprising a steel substrate and a zinc-containing coating on the surface of the steel substrate. The steel substrate contains Fe and inevitable impurity elements. The steel substrate further contains the following chemical elements in percentage by mass: 0.10-0.30% of C, 0.30-0.90% of Si, 1.00-2.20% of Mn, 0.001-0.003% of B, and 0.30-1.00% of Al. Correspondingly, the present invention further discloses a manufacturing method for the coated ultrahigh-strength steel. The coated ultrahigh-strength steel in the present invention can be effectively prepared by using the manufacturing method, the final yield strength is 600-850 MPa, the tensile strength is 980-1150 MPa, the uniform elongation is not less than 13%, and the elongation at break is not less than 15%.

[见续页]

WO 2024/061368 A1



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, CV, GH, GM, KE, LR, LS, MW, MZ,
NA, RW, SC, 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, ME, 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: 本发明公开了一种低点焊裂纹敏感性的带镀层超高强钢, 其包括钢基板以及钢基板表面的含锌镀层, 所述钢基板含有Fe和不可避免的杂质元素, 所述钢基板还含有质量百分含量如下
的下述各化学元素: C: 0.10 ~ 0.30%; Si: 0.30 ~ 0.90%; Mn: 1.00 ~ 2.20%; B: 0.001 ~ 0.003%;
Al: 0.30 ~ 1.00%。相应地, 本发明还公开了上述带镀层超高强钢的制造方法, 采用该制造方法
可以有效制备本发明上述的带镀层超高强钢, 其最终的屈服强度为600MPa ~ 850MPa, 抗拉强度
为980MPa ~ 1150MPa, 均匀延伸率不小于13%, 断裂延伸率不小于15%。

一种低点焊裂纹敏感性的带镀层超高强钢及其制造方法

技术领域

本发明涉及一种高强钢及其制造方法，尤其涉及一种带镀层超高强钢及其制造方法。

背景技术

目前，随着汽车轻量化进程的推进，以及汽车行业对车辆耐腐蚀能力要求的提高，众多车企对带镀层的超高强度钢需求也变得越来越大大，对于冷冲压钢来说，镀层主要是含锌镀层，如热镀纯锌、热镀锌铁及电镀纯锌等镀层。电阻点焊因其焊接速度快、成本低等优势，成为汽车焊接生产中最主要的连接方法。很多含锌镀层超高强钢点焊时接头常常表现出较好的准静态力学性能，但在与电极接触的钢板表面及其附近区域出现一种焊接裂纹，并将这种焊接裂纹称为点焊裂纹，图 1 就示意性地显示了带锌镀层的超高强钢的点焊裂纹的示意图。然而，抑制这种裂纹形成的难度非常高，因此，这种裂纹已成为含锌镀层超高强钢在汽车领域应用的重要障碍及瓶颈。

现有技术中已知一些技术方案对焊接裂纹进行控制，但仍然存在诸多缺点：

例如：公开号为 CN108015401A，公开日为 2018 年 5 月 11 日，名称为“具有良好接头性能的镀锌高强钢电阻点焊方法”的中国专利文献，公开了一种通过点焊工艺创新，在保证焊点接头性能不降低的同时抑制点焊表面裂纹的方法。

又例如：公开号为 CN109385515A，公开日为 2019 年 2 月 26 日，名称为“多层钢以及降低液态金属脆化的方法”的中国专利文献，公开了一种抑制高强钢点焊裂纹产生的方法，其将高强钢先脱碳再镀锌的方式抑制点焊裂纹的产生，以将脱碳层厚度在 10 至 50 微米之间。

再例如：公开号为 CN110892087A，公开日为 2020 年 3 月 17 日，名称为“具有高可电阻点焊性的经锌涂覆的钢板”的中国专利文献，公开了一种通过

提高露点，使钢板形成内氧化层，以改善表层成分分布，从而降低点焊裂纹发生的技术方案。但是，该技术方案存在着内氧化层厚度和均匀性以及钢板表层成分分布均匀性不易控制的问题。

发明内容

本发明的目的之一在于提供一种低点焊裂纹敏感性的带镀层超高强钢，该带镀层超高强钢具有十分优异的质量和性能，其在满足用户对带镀层高强钢性能及点焊接头力学性能要求的同时，还具有低点焊裂纹敏感性，其具有良好的推广应用前景。

为了实现上述目的，本发明提供了一种低点焊裂纹敏感性的带镀层超高强钢，其包括钢基板以及钢基板表面的含锌镀层，所述钢基板含有 Fe 和不可避免的杂质元素，所述钢基板还含有质量百分含量如下的下述各化学元素：

C: 0.10~0.30%; Si: 0.30~0.90%; Mn: 1.00~2.20%; B: 0.001~0.003%; Al: 0.30~1.00%。

进一步地，在本发明所述的带镀层超高强钢中，所述钢基板的各化学元素质量百分含量为：

C: 0.10~0.30%; Si: 0.30~0.90%; Mn: 1.00~2.20%; B: 0.001~0.003%; Al: 0.30~1.00%; 余量为 Fe 和不可避免的杂质元素。

进一步地，在本发明所述的带镀层超高强钢中，所述钢基板的各化学元素还含有 Mo: 0.10~2.00%。

在本发明上述的技术方案中，其采用了以碳、硅、锰、硼或硼铝复合为主的化学成分设计，充分利用了碳、硅、锰、硼、铝元素在材料相变中的作用，从而实现了本发明所述的超高强钢在高力学性能与高点焊性能的统一，进而最终获得具有低点焊裂纹敏感性的带镀层超高强钢产品。

在本发明所述的带镀层超高强钢中，各化学元素的设计原理如下所述：

C: 在本发明所述的低点焊裂纹敏感性的带镀层超高强钢中，碳在奥氏体中的溶解度远高于其在铁素体中的溶解度，其可以延长奥氏体转变前的孕育期，降低 Ms 温度。钢中碳的质量百分比越高，则残余奥氏体的分数越多，配分时碳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。此外，碳也是钢中最基本的固溶强化元素。但

需要注意的是，钢中碳含量也不宜过高，当碳的质量百分比过高时，会降低钢材的焊接性，尤其会显著增大接头的焊点表面裂纹发生倾向。基于此，为了发挥 C 元素的有益效果，在本发明中，将 C 元素的质量百分含量控制在 0.10~0.30%。

当然，在一些优选的实施方式中，为了获得更优的实施效果，可以进一步优选地将 C 元素的质量百分含量控制在 0.15~0.20%之间。

Si: 在本发明所述的低点焊裂纹敏感性的带镀层超高强钢中，硅在碳化物中的溶解度极小，其能够在配分处理过程中强烈抑制渗碳体形成，促进碳向残余奥氏体中富集，提高残余奥氏体的稳定性。但需要注意的是，钢中不宜添加过量的硅，硅的质量百分比过高会降低钢的高温塑性，并在钢板表面形成稳定氧化物，降低钢板的润湿性，尤其是本案发明人发现硅是显著增大焊点表面裂纹倾向的一种元素。基于此，在本发明所述的低点焊裂纹敏感性的带镀层超高强钢中，具体将 Si 元素的质量百分含量控制在 0.30~0.90%。

当然，在一些优选的实施方式中，为了获得更优的实施效果，可以进一步优选地将 Si 元素的质量百分含量控制在 0.40~0.80%之间。

Mn: 在本发明所述的低点焊裂纹敏感性的带镀层超高强钢中，锰能扩大奥氏体相区，降低 A_{c3} 、 M_s 和 M_f 点，提高奥氏体稳定性和钢的淬透性，降低临界转变速率，其有利于将残余奥氏体保存至室温，同时锰在钢中也能起到固溶强化效果，当钢中 Mn 元素含量过低时，会因偏析导致低冷速下产生铁素体、珠光体带状组织。另外，钢中锰元素的质量百分含量也不宜过高，当钢中锰的质量百分含量过高时，会加剧晶粒粗化趋势，降低钢的塑性和韧性，并恶化耐腐蚀性能，尤其是会增加镀层下母材浅表层锰的富集，增大接头的焊点表面裂纹敏感性，恶化焊接性能。基于此，为了发挥 Mn 元素的有益效果，在本发明所述的低点焊裂纹敏感性的带镀层超高强钢中，将 Mn 元素的质量百分含量控制在 1.00~2.20%。

当然，在一些优选的实施方式中，为了获得更优的实施效果，可以进一步优选地将 Mn 元素的质量百分含量控制在 1.00~2.00%之间。

B: 在本发明所述的低点焊裂纹敏感性的带镀层超高强钢中，硼能显著提高钢的淬透性。一方面，硼易在晶界偏聚，填充了晶界缺陷，降低了晶界能，使原本是铁素体形核地的奥氏体晶界上新相形核困难增加，奥氏体稳定性增

强，从而提高了淬透性；另一方面，硼元素的添加使钢对碳、锰等增加淬透性元素的需求减少。

另外，本案发明人还发现硼元素会降低锰元素向晶界的偏聚，从而降低了锰在镀层下钢基体的富集层形成，从而显著降低点焊裂纹的形成。但硼的含量也不是越多越好，当晶界缺陷被填满后，若仍有更多的硼非平衡偏聚，则会在晶界形成“硼相”沉淀，增加晶界能，同时“硼相”将作为新相的核心，促使形核速度增加，使奥氏体稳定性下降，使淬透性下降。即有明显的“硼相”析出对淬透性有不良影响，并且大量的“硼相”析出会使钢变脆，给钢的力学性能带来不好的影响；且脆化的晶界会促进点焊裂纹的发生及扩展。

本案发明人研究发现，0.0030%的硼含量是使晶界发生脆化的拐点。基于此，为了发挥B元素的优异效果，在本发明所述的低点焊裂纹敏感性的带镀层超高强钢中，将B元素的质量百分含量控制在0.001~0.003%。

当然，在一些优选的实施方式中，为了获得更优的实施效果，可以进一步优选地将B元素的质量百分含量控制在0.0015~0.003%之间。

Al: 在本发明所述的低点焊裂纹敏感性的带镀层超高强钢中，铝以固溶态存在时，能增加层错能，抑制渗碳体析出和 γ 到马氏体转变，提高奥氏体稳定性。并且铝与碳、氮形成细小弥散分布的难溶质点，可以细化晶粒，但是铝的强化效果弱于硅，其稳定奥氏体的能力也较硅弱。此外，当钢中铝的质量百分含量过高时，容易形成大量氧化物夹杂，不利于炼钢连铸。因此，在本发明所述的低点焊裂纹敏感性的带镀层超高强钢中，将Al元素的质量百分含量控制在0.30~1.00%之间。

Mo: 在本发明所述的低点焊裂纹敏感性的带镀层超高强钢中，钼元素使C曲线右移的同时，能够使Ms点下降，从而提高钢的淬透性，且在提高钢强度的同时提高钢的延伸率；另外，钼是强碳化物形成元素，其在冶炼时会形成细小且弥散分布的MoC颗粒，且会在后续相变时以硬质第二相的形式分布在马氏体中，从而显著提高钢的韧性。更重要的是，本案发明人发现，钼的添加能显著提高钢材的抗点焊裂纹的能力。基于此，综合考虑上述因素及钼的添加成本，在本发明所述的低点焊裂纹敏感性的带镀层超高强钢中，将Mo元素的质量百分含量控制在0.10~2.00%之间。在一些实施方案中，将Mo元素的质量百分含量控制在0.15~2.00%之间。

当然，在一些优选的实施方式中，为了获得更优的实施效果，可以进一步优选地将 Mo 元素的质量百分含量控制在 0.10~1.00%之间。在一些实施方案中，将 Mo 元素的质量百分含量控制在 0.15~1.00%之间或在 0.20~1.00%之间。

进一步地，在本发明所述的带镀层超高强钢中，所述钢基板的各化学元素质量百分含量满足下述各项的至少其中一项：

C: 0.15~0.20%;

Si: 0.40~0.80%;

Mn: 1.00~2.00%;

B: 0.0015~0.003%;

Mo: 0.10~1.00%。

进一步地，在本发明所述的带镀层超高强钢中，所述钢基板的不可避免的杂质元素的质量百分含量满足： $P \leq 0.01\%$ ， $S \leq 0.005\%$ 。

在上述技术方案中，P、S 元素均是本发明所述的带镀层超高强钢中的杂质元素，在技术条件允许情况下，为了获得性能更好且质量更优的钢材，应尽可能降低带镀层超高强钢中杂质元素的含量。

在本发明中，P、S 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 $P \leq 0.01\%$ 。

相应地，钢中 S 元素易在晶界处形成低熔共晶，其质量百分含量过高时，将会明显恶化材料的塑性，因此将 S 元素的质量百分含量控制为 $S \leq 0.005\%$ 。

进一步地，在本发明所述的带镀层超高强钢中，所述钢基板的微观组织为铁素体+马氏体+残余奥氏体。

进一步地，在本发明所述的带镀层超高强钢中，其中铁素体的体积比例为 25%~45%；并且/或者马氏体的体积比例为 45%~65%。

进一步地，在本发明所述的带镀层超高强钢中，其中在铁素体中，尺寸为 10 μm 以下的晶粒的体积占比 $\geq 85\%$ ，尺寸为 5 μm 以下的晶粒的体积占比 $\geq 55\%$ 。

进一步地，在本发明所述的带镀层超高强钢中，其中残余奥氏体的平均晶粒尺寸 $\leq 2 \mu\text{m}$ ；并且/或者残余奥氏体中的平均 C 含量 $\geq 1.0\%$ ，如 1.0-1.3%。

进一步地，在本发明所述的带镀层超高强钢中，所述“低点焊裂纹敏感性”指：采用点焊工艺进行焊接时不产生焊点表面裂纹，或者，若产生了焊点表面裂纹，则焊点表面裂纹的最大长度小于板厚的 5%，优选小于板厚的 3%，更优选小于板厚的 1%。

进一步地，在本发明所述的带镀层超高强钢中，其力学性能满足：其屈服强度 $\geq 600\text{MPa}$ ，如 $\geq 700\text{MPa}$ ，优选 $\geq 750\text{MPa}$ ；抗拉强度 $\geq 980\text{MPa}$ ，优选 $\geq 1040\text{MPa}$ ；均匀延伸率 $\geq 13\%$ ，优选 $\geq 15.5\%$ ；断裂延伸率 $\geq 15\%$ ，优选 $\geq 20\%$ ，更优选 $\geq 22.5\%$ 。

进一步地，在本发明所述的带镀层超高强钢中，其力学性能满足：其屈服强度为 $600\text{MPa}\sim 850\text{MPa}$ ，抗拉强度为 $980\text{MPa}\sim 1150\text{MPa}$ ，均匀延伸率不小于 13%，断裂延伸率不小于 15%。

进一步地，在本发明所述的带镀层超高强钢中，其力学性能满足：其屈服强度为 $755\sim 845\text{MPa}$ ，抗拉强度为 $1040\sim 1140\text{MPa}$ ，均匀延伸率为 $14.7\sim 16.4\%$ ，断裂延伸率在 $22.6\sim 25.4\%$ 之间。

进一步地，在本发明所述的带镀层超高强钢中，其镀层为纯锌镀层、锌铁合金镀层、锌铝镁镀层或铝锌镀层。

进一步地，在本发明所述的带镀层超高强钢中，镀层重量为 $30\sim 120\text{g/m}^2$ ，优选为 $50\sim 100\text{g/m}^2$ 。

相应地，本发明的另一目的在于提供一种带镀层超高强钢的制造方法，该制造方法生产简单，所得到的高强度钢在同等力学性能条件下，点焊性能尤其是抗焊点表面裂纹的能力得到显著提高。

为了实现上述目的，本发明提出了一种带镀层超高强钢的制造方法，其具体包括步骤：

- (1) 冶炼和薄板连铸；
- (2) 加热；
- (3) 热轧：控制热轧后钢带表面氧化皮厚度 $\leq 4\mu\text{m}$ ，并且热轧后带钢表面氧化皮中的 $\text{FeO}+\text{Fe}_3\text{O}_4$ 的质量百分含量 $\leq 50\text{wt}\%$ ；
- (4) 酸洗，或者酸洗+冷轧；
- (5) 连续退火：在 $800\sim 920^\circ\text{C}$ 退火，然后以 $3\sim 10^\circ\text{C/s}$ 的冷速缓冷至 $700\sim 770^\circ\text{C}$ ；再以 $50\sim 500^\circ\text{C/s}$ （如 $100\sim 500^\circ\text{C/s}$ 、 $200\sim 500^\circ\text{C/s}$ 或 $400\sim 500^\circ\text{C/s}$ ）的

冷速快冷至 $200\sim 300^{\circ}\text{C}$ ；然后再加热至 $360\sim 460^{\circ}\text{C}$ ，保温 $50\sim 600\text{s}$ ；最后冷却至室温；

(6) 镀覆含锌镀层。

在本发明所述的技术方案中，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，并在连续退火、镀层制造后能够获得低点焊裂纹敏感性的带镀层超高强钢。此制造方法生产的带镀层超高强钢可以使用车厂常规的点焊工艺进行焊接，且其焊点表面裂纹的最大长度小于板厚的 5%，其具有很低的点焊裂纹敏感性，具有十分优异的质量。

在本发明上述步骤 (1) 中，由于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) 中采用的是薄板坯连铸，其可以充分利用板坯热量，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，进而有利于步骤 (6) 中成品的基板微观组织中保持一定量的细晶粒铁素体，提高组织均匀性。

而在步骤 (2) 中，控制热轧后钢带表面氧化皮厚度 $\leq 4\ \mu\text{m}$ ，并且热轧后带钢表面氧化皮中的 $(\text{FeO} + \text{Fe}_3\text{O}_4) \leq 50\text{wt}\%$ ，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，而控制本发明所制备的热轧后带钢表面氧化皮厚度以及热轧后带钢表面氧化皮中的 $(\text{FeO} + \text{Fe}_3\text{O}_4) \leq 50\text{wt}\%$ ，可以有效提高酸洗效果，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，钢板组织以珠光体与铁素体为主；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。

相应地，在步骤 (5) 中，发明人针对连续退火工艺进行了优化设计，其通过控制 $800\sim 920^{\circ}\text{C}$ 退火温度进行退火，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 $3\sim 10^{\circ}\text{C/s}$ 的冷速缓冷至 $700\sim 770^{\circ}\text{C}$ ，以进一步调整组织中铁素体的含量，获得一定比例的铁素体，从而提高材料的塑形；之后以 $50\sim 500^{\circ}\text{C/s}$ 的速度冷却至 $200\sim 300^{\circ}\text{C}$ (即介于 M_s (马氏体转变的起始温度) 与 M_f (马氏体转变终了温度) 之间)，此时，奥氏体部分转变为马氏体，其能够保证钢材获得较高的强度；之后，再加热至 $360\sim 460^{\circ}\text{C}$ 并保温 $50\sim 600\text{s}$ ，

能够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，得到延展性优异的高强度钢板。

另外，鉴于本发明的发明人对碳、硅、锰、硼或硼铝对点焊裂纹影响的认知，尤其是硅、锰易在钢板浅表层富集显著增大焊点表面裂纹敏感性的认知，本发明除了在成分设计时对钢材的碳、硅、锰、硼或硼铝的含量进行了严格限定，其与同强度级别钢种相比，还减少了碳、硅、锰元素的含量，并复合添加了硼和铝元素来增加钢的淬透性，从而能够确保在步骤（5）中获得所需的微观组织成分，并保证了通过步骤（6）后获得的含锌镀层的超高强钢具有低点焊裂纹敏感性，即焊点表面裂纹的最大长度值小于板厚的 5%。

需要说明的是，在步骤（6）中镀覆含锌镀层时，可以但不限于采用热镀、电镀、真空镀技术生产获得含锌镀层。

综上所述，由于本发明所设计的这种带镀层超高强钢采用的是：碳、硅、锰、硼、铝、钼的化学成分设计并配合进行了铁素体晶粒细化。因而，在连续退火过程中，在奥氏体逆相变的形核点增多的同时，能够进一步细化晶粒尺寸，从而稳定保持到室温的残余奥氏体的平均晶粒尺寸 $\leq 2\mu\text{m}$ ；残余奥氏体中的平均 C 含量 $\geq 1.0\%$ 。

进一步地，在本发明所述的带镀层超高强钢的制造方法中，在步骤（1）中，控制薄带连铸出口端的板坯厚度为 50~58mm。

进一步地，在本发明所述的带镀层超高强钢的制造方法中，在步骤（1）中，控制薄带连铸的拉速为 2~5m/min。

进一步地，在本发明所述的带镀层超高强钢的制造方法中，在步骤（2）中，将板坯加热到 1200~1250℃。

进一步地，在本发明所述的带镀层超高强钢的制造方法中，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，在本发明所述的带镀层超高强钢的制造方法中，在步骤（4）中，当采用酸洗+冷轧时，控制冷轧变形量为 40%~60%。

进一步地，在本发明所述的带镀层超高强钢的制造方法中，在步骤（5）中，控制连续退火炉内的还原性气氛中氢气的体积含量为 10~15%。

进一步地，在本发明所述的带镀层超高强钢的制造方法中，步骤（5）的

退火工艺参数满足下述各项的至少其中之一：

退火温度为 820~870℃；

以 3~10℃/s 的冷速缓冷至 700~730℃；

快冷至 250~300℃；

快冷后再加热至 400~430℃，保温 180~300s。

相较于现有技术，本发明所述的低点焊裂纹敏感性的带镀层超高强钢及其制造方法具有如下所述的优点以及有益效果：

在本发明所设计的这种带镀层超高强钢中，其化学元素成分以 C、Si、Mn、B、Al 和 Mo 为基础，通过优化各元素的配比，可以获得具有低点焊裂纹敏感性的带镀层超高强钢。

在本发明所述的低点焊裂纹敏感性的带镀层超高强钢具有十分优异的质量和性能，其在满足用户对带镀层高强钢性能及点焊接头力学性能要求的同时，还具有低点焊裂纹敏感性。

采用本发明这种技术方案所制备的带镀层超高强钢包括钢基板以及钢基板表面的含锌镀层，其力学性能满足：其屈服强度为 600MPa~850MPa，抗拉强度为 980MPa~1150MPa，均匀延伸率不小于 13%，断裂延伸率不小于 15%；并且，在实际采用点焊工艺进行焊接时，若产生了焊点表面裂纹，则焊点表面裂纹的最大长度小于板厚的 5%。

本发明所设计的制造方法的生产工艺简单，所获的高强度钢在同等力学性能条件下，抗点焊裂纹能力显著提高，在下游用户安全结构件生产中将具有较好的应用前景。

附图说明

图 1 示意性地显示了带锌镀层的超高强钢的点焊裂纹的示意图。

具体实施方式

下面将结合具体的实施例对本发明所述的低点焊裂纹敏感性的带镀层超高强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 1-28 和对比例 1-4

本发明所述的实施例 1-28 的带镀层超高强钢和对比例 1-4 的对比钢材均采用以下步骤制得：

(1) 按照表 1 所设计的化学成分配比进行冶炼和薄板连铸，其中，控制薄带连铸出口端的板坯厚度为 50~58mm，控制薄带连铸的拉速为 2~5m/min，以获得对应的板坯。

(2) 加热：将板坯加热到 1200~1250℃。

(3) 热轧：控制热轧后钢带表面氧化皮厚度 $\leq 4\mu\text{m}$ ，并且热轧后带钢表面氧化皮中的 $(\text{FeO} + \text{Fe}_3\text{O}_4) \leq 50\text{wt}\%$ ，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+冷轧时，控制其冷轧变形量为 40%~60%，当酸洗后直接镀锌或锌合金时，表 2-2 中的冷轧变形量为 0。

(5) 连续退火：控制连续退火炉内的还原性气氛中氢气的体积含量为 10~15%；在 800~920℃退火，优选地可以控制退火温度为 820~870℃，然后以 3~10℃/s 的冷速缓冷至 700~770℃，以获得一定比例的铁素体，缓冷终冷温度可以优选地控制在 700~730℃之间；而后再以 50~500℃/s 的冷速快冷至 200~300℃，以使奥氏体部分转变为马氏体，快冷终冷温度可以优选地控制在 250~300℃之间；然后快冷后再加热至 360~460℃，优选为 400~430℃，保温 50~600s，优选保温时间为 180~300s；最后冷却至室温。

(6) 镀覆锌或锌合金镀层，其镀层可以具体选用为纯锌镀层、锌铁合金镀层、锌铝镁镀层或铝锌镀层。

需要注意的是，在本发明中，实施例 1-28 的带镀层超高强钢所采用的化学成分设计以及相关制造工艺均满足本发明所设计的规范要求。相应地，对比例 1-4 的对比钢材所采用的化学成分设计以及相关制造工艺中均存在不满足本发明设计要求的工艺参数。

表 1 列出了实施例 1-28 的带镀层超高强钢和对比例 1-4 的对比钢材的钢板基板各化学元素的质量百分比。

表 1. (wt%，余量为 Fe 和除 P、S 以外其他不可避免的杂质)

实施例	C	Si	Mn	B	Mo	Al	P	S
实施例 1	0.30	0.60	1.40	0.0030	0.60	0.80	0.0100	0.0035
实施例 2	0.10	0.30	2.20	0.0010	0.10	0.30	0.0075	0.0025
实施例 3	0.24	0.50	1.00	0.0016	1.10	0.50	0.0045	0.0021
实施例 4	0.20	0.40	2.00	0.0013	2.00	0.40	0.0055	0.0045

实施例 5	0.15	0.70	1.80	0.0022	1.60	0.70	0.0051	0.0042
实施例 6	0.16	0.80	1.20	0.0019	0.45	0.60	0.0065	0.0027
实施例 7	0.18	0.90	1.60	0.0025	1.00	0.75	0.0085	0.0038
实施例 8	0.11	0.90	1.10	0.0029	-	1.00	0.0095	0.0029
实施例 9	0.13	0.80	1.30	0.0026	0.70	0.90	0.0053	0.0019
实施例 10	0.15	0.70	1.50	0.0023	-	0.78	0.0068	0.0023
实施例 11	0.17	0.60	1.70	0.0020	0.50	0.69	0.0057	0.0031
实施例 12	0.19	0.50	1.90	0.0015	-	0.58	0.0092	0.0026
实施例 13	0.20	0.40	2.10	0.0011	0.15	0.49	0.0088	0.0036
实施例 14	0.195	0.35	1.05	0.0028	0.73	0.36	0.0045	0.0032
实施例 15	0.175	0.45	1.25	0.0026	-	0.55	0.0082	0.0040
实施例 16	0.155	0.55	1.45	0.0023	0.29	0.66	0.0063	0.0037
实施例 17	0.135	0.65	1.65	0.0021	-	0.74	0.0057	0.0024
实施例 18	0.115	0.75	1.85	0.0018	0.44	0.86	0.0076	0.0022
实施例 19	0.15	0.80	1.00	0.0030	0.48	0.95	0.0082	0.0028
实施例 20	0.20	0.79	1.15	0.0015	1.00	0.93	0.0061	0.0030
实施例 21	0.165	0.72	1.35	0.0017	0.42	0.84	0.0059	0.0026
实施例 22	0.145	0.63	1.55	0.0022	0.32	0.73	0.0067	0.0023
实施例 23	0.125	0.67	1.75	0.0024	0.22	0.64	0.0071	0.0031
实施例 24	0.105	0.51	1.95	0.0027	0.12	0.52	0.0059	0.0034
实施例 25	0.125	0.31	2.18	0.0011	0.84	0.89	0.0043	0.0021
实施例 26	0.150	0.40	1.81	0.0016	1.00	0.68	0.0051	0.0026
实施例 27	0.165	0.43	1.48	0.0022	0.95	0.46	0.0047	0.0032
实施例 28	0.200	0.80	1.03	0.0029	0.10	0.32	0.0056	0.0016
对比例 1	0.10	<u>1.10</u>	2.20	<u>0.0005</u>	<u>0.01</u>	<u>0.01</u>	0.0035	0.0073
对比例 2	0.18	0.65	<u>2.50</u>	<u>0.0009</u>	<u>0.005</u>	<u>0.20</u>	0.0095	0.0061
对比例 3	<u>0.09</u>	0.35	1.75	<u>0.0002</u>	<u>0.008</u>	<u>0.15</u>	0.0089	0.0075
对比例 4	0.20	<u>1.80</u>	<u>2.30</u>	<u>0.0007</u>	0.002	<u>0.25</u>	0.0041	0.0078

相应地,表 2-1 和表 2-2 列出了实施例 1-28 的带镀层超高强钢和对比例 1-4 的对比钢材在上述工艺步骤 (1) - (6) 中的具体工艺参数。

表 2-1.

编号	步骤 (1)		步骤 (2)	步骤 (3)			
	板坯厚度 (mm)	薄带连铸 的拉速 (m/ min)	板坯加热 温度 (℃)	热轧后钢带 表面氧化皮 厚度 (μ m)	热轧后带钢 表面氧化皮 中的(FeO+ Fe ₃ O ₄)占比 (%)	热轧终轧 温度 (℃)	热轧卷卷取温 度 (℃)
实施例 1	55	2.0	1235	3.5	45.9	875	480
实施例 2	58	5.0	1235	2.6	33.5	880	496
实施例 3	52	3.2	1225	3.9	42.3	920	550
实施例 4	53	4.1	1230	3.7	17.3	900	465

实施例 5	56	2.6	1250	2.1	21.7	890	585
实施例 6	55	4.9	1245	2.8	27.5	860	515
实施例 7	52	4.3	1230	4.0	23.8	910	535
实施例 8	57	3.7	1215	3.3	25.6	885	520
实施例 9	54	2.9	1225	1.5	46.8	930	555
实施例 10	57	2.1	1210	2.2	29.5	889	535
实施例 11	58	2.2	1200	2.8	35.4	882	565
实施例 12	51	2.7	1220	3.2	42.3	878	575
实施例 13	54	3.3	1215	2.7	47.9	865	510
实施例 14	57	3.8	1240	3.5	37.8	899	600
实施例 15	51	4.4	1250	1.8	22.5	870	590
实施例 16	58	4.8	1210	2.5	36.8	908	520
实施例 17	56	4.0	1240	3.3	23.6	897	450
实施例 18	50	3.4	1240	2.9	49.5	863	500
实施例 19	56	2.6	1250	1.1	28.3	903	580
实施例 20	55	2.1	1250	2.5	35.8	920	530
实施例 21	57	2.6	1240	2.6	27.8	910	565
实施例 22	53	3.0	1200	2.7	26.4	920	490
实施例 23	54	3.7	1235	3.1	23.8	890	470
实施例 24	53	4.5	1225	1.8	35.2	895	475
实施例 25	56	4.9	1205	2.4	42.2	915	510
实施例 26	55	3.6	1210	1.2	27.3	895	550
实施例 27	58	4.6	1210	3.4	24.3	875	545
实施例 28	56	2.3	1205	3.7	35.7	915	525
对比例 1	56	2.0	1215	<u>4.6</u>	<u>59.1</u>	910	530
对比例 2	56	3.0	1240	<u>5.5</u>	<u>53.6</u>	915	540
对比例 3	50	4.0	1230	<u>5.2</u>	<u>61.5</u>	905	550
对比例 4	57	5.0	1220	<u>6.8</u>	<u>58.7</u>	890	560

注：在上述表 2-1 中，“(FeO+ Fe₃O₄)占比”表示热轧后带钢表面氧化皮中的 FeO 和 Fe₃O₄ 占氧化皮的质量百分比。

表 2-2.

编号	步骤 (4)	步骤 (5)							
	冷轧变 形量 (%)	退火炉 内的还 原性气 氛中氢 气的体 积含量 (%)	退火 温度 (℃)	缓冷速 度 (℃/s)	缓冷终冷 温度 (℃)	快冷终冷 温度 (℃)	快冷冷 速 (℃/s)	再加热 温度 (℃)	再加热保 温时间 (s)
实施例 1	50	12.5	800	8	718	295	460	400	500
实施例 2	50	10.0	820	5	704	280	475	430	260

实施例 3	49	15.0	830	5	754	285	100	401	180
实施例 4	55	14.2	835	7	730	290	350	430	290
实施例 5	0	11.3	870	4	770	235	150	390	180
实施例 6	58	14.9	840	3	736	218	350	383	180
实施例 7	0	10.1	918	7	720	283	430	398	300
实施例 8	44	11.2	864	7	770	200	380	440	350
实施例 9	45	13.8	855	10	755	297	490	428	460
实施例 10	0	12.6	910	5	750	275	480	405	340
实施例 11	54	10.4	880	6	765	225	50	400	140
实施例 12	0	11.4	810	7	725	293	485	425	270
实施例 13	0	14.6	845	3	715	215	250	380	295
实施例 14	46	13.6	860	8	720	257	495	413	260
实施例 15	0	12.1	852	5	725	240	450	393	280
实施例 16	57	10.2	915	7	705	265	425	363	400
实施例 17	44	14.8	896	9	700	277	445	360	250
实施例 18	0	11.5	830	4	749	245	460	368	380
实施例 19	58	13.5	858	6	735	250	415	423	590
实施例 20	0	12.7	843	6	715	270	470	403	600
实施例 21	48	14.4	857	9	716	210	200	372	570
实施例 22	0	10.6	846	9	745	205	410	415	225
实施例 23	56	11.8	900	4	735	300	475	387	230
实施例 24	60	13.2	905	5	728	265	435	460	540
实施例 25	0	12.8	820	9	720	255	440	408	240
实施例 26	40	13.7	838	8	755	280	420	378	420
实施例 27	43	12.9	903	4	765	270	500	418	50
实施例 28	52	11.9	855	6	728	230	460	450	290
对比例 1	0	15.0	<u>790</u>	3	<u>600</u>	183	<u>390</u>	350	500
对比例 2	45	13.8	<u>930</u>	7	<u>814</u>	353	300	<u>470</u>	300
对比例 3	0	10.0	865	10	715	220	<u>485</u>	310	50
对比例 4	55	11.3	810	5	745	255	<u>445</u>	<u>530</u>	<u>620</u>

需要注意的都是，在进行上述步骤（6）的镀覆工艺前，为了验证实施例 1-28 的带镀层超高强钢具有十分优异的性能，发明人在进行镀覆工艺前，将经过步骤（5）的连续退火工艺后所获得的实施例 1-28 的带镀层超高强钢基材和对比例 1-4 的对比钢材基材分别进行了取样，并对各实施例和对比例的基材进行了微观组织观察，同时对各实施例和对比例的基材的力学性能进行了检测。其中，各实施例和对比例的基材的微观组织观察结果列于下述表 3 之中，各实施例和对比例的基材的力学性能检测结果列于下述表 4 之中。

表 3 列出了实施例 1-28 的带镀层超高强钢基材和对比例 1-4 的对比钢材基

材的微观组织观察结果。根据 GB/T 15749-2008 定量金相测定方法进行检测。

表 3.

编号	铁素体 分数 (%)	马氏体分 数 (%)	≤10 μm 铁 素体晶粒 比例 (%)	≤5 μm 铁 素体晶粒 比例 (%)	残余奥氏体平 均晶粒尺寸 (μm)	残余奥氏体 中 C 含量 (%)
实施例 1	32.97	55.34	95.78	58.93	1.5	1.15
实施例 2	34.23	54.98	85.23	59.87	0.7	1.26
实施例 3	44.54	46.33	94.83	72.58	0.8	1.06
实施例 4	34.87	55.11	85.98	57.65	1.7	1.21
实施例 5	40.88	48.76	92.47	67.78	0.8	1.11
实施例 6	39.68	48.34	92.48	57.12	0.9	1.09
实施例 7	39.12	50.89	94.74	59.63	1.3	1.03
实施例 8	36.85	52.45	94.52	69.24	0.7	1.20
实施例 9	37.66	52.23	90.67	67.89	1.9	1.09
实施例 10	36.64	51.69	86.76	69.38	2.0	1.18
实施例 11	26.25	64.67	90.55	72.69	1.4	1.08
实施例 12	28.27	61.34	94.67	66.34	1.7	1.18
实施例 13	25.25	63.58	91.22	62.87	1.9	1.08
实施例 14	26.31	63.79	87.33	68.54	1.0	1.16
实施例 15	26.18	64.15	93.64	65.87	1.1	1.04
实施例 16	35.78	54.21	90.12	65.67	1.8	1.28
实施例 17	43.11	45.32	94.37	73.24	1.4	1.23
实施例 18	41.25	46.45	92.43	73.87	1.2	1.17
实施例 19	39.59	49.87	92.43	56.89	0.4	1.23
实施例 20	30.76	60.64	88.45	69.75	1.5	1.27
实施例 21	28.45	60.65	88.76	66.87	0.6	1.05
实施例 22	30.22	59.25	94.56	63.77	1.8	1.02
实施例 23	28.43	61.25	90.63	58.45	1.3	1.22
实施例 24	30.56	59.11	92.56	57.43	0.6	1.21
实施例 25	28.34	61.56	92.78	63.43	0.5	1.05
实施例 26	28.11	61.23	87.35	66.18	0.3	1.14
实施例 27	32.78	56.32	87.69	67.56	1.3	1.09
实施例 28	34.56	55.68	92.65	62.95	1.6	1.26
对比例 1	<u>51.32</u>	<u>37.12</u>	<u>80.35</u>	<u>49.43</u>	<u>2.3</u>	1.11
对比例 2	23.95	68.18	87.36	58.54	0.8	<u>0.82</u>
对比例 3	41.45	48.15	<u>81.34</u>	56.47	1.1	<u>0.91</u>
对比例 4	41.85	47.36	<u>79.44</u>	<u>47.59</u>	1.5	<u>0.77</u>

相应地，在针对各实施例和对比例基材进行力学性能检测时，相关力学性能检测手段如下所述：

拉伸性能测试：采用 GB/T228.1-2010 金属材料拉伸试验第 1 部分：室温试验方法进行拉伸试验，以测试获得实施例 1-28 的带镀层超高强钢基材和对比例 1-4 的对比钢材基材的屈服强度、抗拉强度、均匀延伸率和断裂延伸率。

表 4 列出了实施例 1-28 的带镀层超高强钢基材和对比例 1-4 的对比钢材基材的力学性能观察结果。

表 4.

编号	屈服强度 (MPa)	抗拉强度 (MPa)	均匀延伸率 (%)	断裂延伸率 (%)
实施例 1	770	1040	15.2	23.2
实施例 2	815	1070	15.7	23.3
实施例 3	780	1115	15.8	23.8
实施例 4	800	1110	16.1	22.9
实施例 5	765	1090	16.1	24.3
实施例 6	845	1050	16.2	23.3
实施例 7	800	1125	16.2	23.6
实施例 8	755	1075	16.1	23.9
实施例 9	785	1080	14.8	24.8
实施例 10	820	1105	15.3	24.2
实施例 11	765	1110	15.8	24.8
实施例 12	780	1085	15.7	24.7
实施例 13	825	1080	14.7	23.7
实施例 14	775	1115	15.9	24.1
实施例 15	790	1080	15.6	22.6
实施例 16	765	1110	15.1	23.5
实施例 17	795	1060	15.2	23.5
实施例 18	835	1075	15.9	23.5
实施例 19	770	1135	15.4	22.8
实施例 20	795	1060	15.1	24.4
实施例 21	805	1105	15.9	23.1
实施例 22	790	1080	15.4	23.9
实施例 23	830	1090	16.4	23.3
实施例 24	775	1140	15.7	23.1
实施例 25	820	1065	14.6	25.4
实施例 26	810	1120	15.9	23.9
实施例 27	810	1085	15.2	24.6
实施例 28	780	1090	15.9	23.4
对比例 1	<u>585</u>	1035	18.1	24.8
对比例 2	<u>870</u>	1050	<u>11.4</u>	<u>14.3</u>
对比例 3	<u>895</u>	1080	<u>10.7</u>	<u>13.8</u>
对比例 4	<u>860</u>	1060	<u>11.2</u>	<u>13.9</u>

相应地，为了验证经过上述步骤（1）-（6）所制备的成品实施例 1-28 的带镀层超高强钢具有相当优异的低点焊裂纹敏感性，针对最终所制备的成品实施例 1-28 的带镀层超高强钢和对比例 1-4 的对比钢板，发明人分别进行取样，并针对各实施例和对比例的成品钢板样品进行了点焊工艺进行焊接试验，相关点焊工艺参数参见下述表 5。

表 5 列出了实施例 1-28 的带镀层超高强钢和对比例 1-4 的对比钢板的具体点焊工艺参数。

表 5.

编号	钢板厚度 (mm)	电极压力 (kN)	脉冲数	每 1 脉冲 时间 (ms)	冷却时间 (ms)	总焊接时间 (ms)	保载时间 (ms)
实施例 1	1.3	3.6	3	120	20	400	250
实施例 2	1.4	3.6	3	120	20	400	250
实施例 3	1.5	3.6	3	120	20	400	250
实施例 4	1.5	3.6	3	120	20	400	250
实施例 5	1.2	2.6	1	270	0	270	250
实施例 6	2	4.0	4	120	40	600	250
实施例 7	1.3	3.6	3	120	20	400	250
实施例 8	1	2.6	1	230	0	230	250
实施例 9	2	4.0	4	120	40	600	250
实施例 10	1.8	3.6	3	130	40	470	250
实施例 11	1.2	2.6	1	270	0	270	250
实施例 12	1.85	3.6	3	130	40	470	250
实施例 13	1.8	3.6	3	130	40	470	250
实施例 14	1.2	2.6	1	270	0	270	250
实施例 15	1.4	3.6	3	120	20	400	250
实施例 16	1.2	2.6	1	270	0	270	250
实施例 17	1.85	3.6	3	130	40	470	250
实施例 18	1	2.6	1	230	0	230	250
实施例 19	1.4	3.6	3	120	20	400	250
实施例 20	1.85	3.6	3	130	40	470	250
实施例 21	1.6	3.6	3	130	40	470	250
实施例 22	1.4	3.6	3	120	20	400	250
实施例 23	1.2	2.6	1	270	0	270	250
实施例 24	1.2	2.6	1	270	0	270	250
实施例 25	1.4	3.6	3	120	20	400	250
实施例 26	1.6	3.6	3	130	40	470	250
实施例 27	1.2	2.6	1	270	0	270	250
实施例 28	1.4	3.6	3	120	20	400	250
对比例 1	1.6	3.6	3	130	40	470	250

对比例 2	1.4	3.6	3	120	20	400	250
对比例 3	1.5	3.6	3	120	20	400	250
对比例 4	1.85	3.6	3	130	40	470	250

在实际进行点焊工艺时，每个焊接电流下分别焊接拉剪（TSS）试样、十字拉伸(CTS)试样、金相试样各一个，TSS、CTS 能够对应采用拉伸试验机按 ISO 14273-2016 及 ISO 14272-2016 标准测量各实施例和对比例成品钢板样品经点焊焊接的接头承载力，结果见下述表 6。

相应地，针对获得的金相试样，先用稀盐酸去除接头表面的镀层，并在显微镜下观测点焊裂纹的分布及走向，选取过熔核中心且可切割最多点焊裂纹的截面做为接头的金相剖切面，采用线切割进行取样，截面包含点焊接头所有焊接特征区域，对截取后的试样进行表面冲洗，防止异物对测试结果的干扰，冲洗后的样品进行干燥处理；对干燥后的试样进行镶样、磨抛处理，并在金相显微镜下进行测量，将最大裂纹长度填写在表 6 中。

表 6 列出了实施例 1-28 的带镀层超高强钢和对比例 1-4 的在进行点焊后的焊点力学性能及焊点裂纹测试结果。

表 6.

编号	钢板厚度 (mm)	镀层公 称重量 (g/m ²)	镀层类 型	接头拉 剪力 (kN)	接头十字 拉伸力 (kN)	无飞溅焊点		有飞溅焊点	
						最大裂纹 长度 (μm)	最大裂纹长 度/钢板厚 度 (%)	最大裂纹 长度 (μm)	最大裂纹长 度/钢板厚 度 (%)
实施例 1	1.3	71/72	GI	≥14	≥10.5	0	0	34.0	2.62
实施例 2	1.4	87/85	GI	≥15	≥11	0	0	26.8	1.91
实施例 3	1.5	75/75	GI	≥16.5	≥11	0	0	69.0	4.60
实施例 4	1.5	67/63	GI	≥16.5	≥11	0	0	30.8	2.05
实施例 5	1.2	56/57	GA	≥12	≥8.2	0	0	25.7	2.14
实施例 6	2	76/77	GI	≥24	≥13.8	0	0	40.7	2.04
实施例 7	1.3	70/69	GI	≥14	≥10.5	0	0	26.1	2.01
实施例 8	1	62/66	GI	≥10	≥7.8	0	0	39.3	3.93
实施例 9	2	72/73	GI	≥24	≥13.8	0	0	5.4	0.27
实施例 10	1.8	74/76	GI	≥21	≥13.8	0	0	4.4	0.24
实施例 11	1.2	68/69	GI	≥12	≥8.2	0	0	24.4	2.03
实施例 12	1.85	76/77	GI	≥22	≥13.8	0	0	38.6	2.09
实施例 13	1.8	86/86	GI	≥21	≥13.8	0	0	4.2	0.23
实施例 14	1.2	74/74	GI	≥12	≥8.2	0	0	47.4	3.95
实施例 15	1.4	70/71	GI	≥15	≥11	0	0	46.1	3.29

实施例 16	1.2	73/73	GI	≥12	≥8.2	0	0	33.3	2.78
实施例 17	1.85	65/67	GI	≥22	≥13.8	0	0	0	0
实施例 18	1	72/73	GI	≥12	≥7.8	0	0	34.4	3.44
实施例 19	1.4	65/67	GI	≥15	≥11	0	0	0	0
实施例 20	1.85	68/68	GI	≥22	≥13.8	0	0	33	1.78
实施例 21	1.6	35/36	ZM	≥18	≥11.8	0	0	35.3	2.21
实施例 22	1.4	68/69	GI	≥15	≥11	0	0	0	0
实施例 23	1.2	40/40	ZM	≥12	≥8.2	0	0	29.8	2.48
实施例 24	1.2	75/73	GI	≥12	≥8.2	0	0	0	0
实施例 25	1.4	45/46	GA	≥15	≥11	0	0	66.4	4.74
实施例 26	1.6	73/70	ZM	≥18	≥11.8	0	0	36.3	2.27
实施例 27	1.2	71/73	AZ	≥12	≥8.2	0	0	54.1	4.51
实施例 28	1.4	100/100	AZ	≥15	≥11	0	0	54.7	3.91
对比例 1	1.6	73/74	GI	≥18	≥11.8	59.4	3.71	301.1	18.82
对比例 2	1.4	70/72	GI	≥15	≥11	49.7	3.55	246.8	17.63
对比例 3	1.5	78/79	GI	≥16.5	≥11	61.8	4.12	289.8	19.32
对比例 4	1.85	72/73	GI	≥22	≥13.8	84.0	4.54	336.9	18.21

注：表 6 中镀层公称重量的两个数值是指钢板的正面与背面的镀层重量。GI 表示纯锌镀层，GA 表示锌铁合金镀层，ZM 表示锌铝镁镀层，AZ 表示铝锌镀层。

由本发明上述的表 3 可以看出，本发明所设计的实施例 1-28 与对比例 1-4 的钢材的基板的微观组织均为：铁素体+马氏体+残余奥氏体。并且，各实施例和对比例的基板的微观组织均满足以下指标：铁素体的体积比例为 25%~45%、马氏体的体积比例为 45%~65%；其中，尺寸为 10 μm 以下的铁素体晶粒的体积占比均 ≥85%，尺寸为 5 μm 以下的铁素体晶粒的体积占比均 ≥55%；残余奥氏体的平均晶粒尺寸均 ≤2 μm，残余奥氏体中的平均 C 含量均 ≥1.0%。

由上述表 4 可以看出，发明所设计的实施例 1-28 与对比例 1-4 的钢材的基板的均具有十分优异的力学性能，其力学性能均满足本发明的设计要求，且实施例 1-28 的带镀层超高强钢的基板的屈服强度具体在 755~845MPa 之间，其抗拉强度在 1040~1140MPa 之间，其均匀延伸率在 14.7-16.4%之间，其断裂延伸率在 22.6-25.4%之间。

同时由表 6 可知，对于本案实施例 1-28 的成品带镀层超高强钢，当焊接电流小于飞溅电流时焊接的焊点无点焊裂纹；当焊接电流大于飞溅电流时，焊接的焊点最长的裂纹也小于板厚的 5%；而对于本案所设计的对比例 1-4 的对比例钢板，不论焊接电流是否大于飞溅电流，所焊接的焊点都会有裂纹，且飞溅焊点的裂纹比无飞溅焊点的裂纹严重，且最大裂纹长度与板厚之比均远大于

5%。由此，说明了采用本发明技术方案所设计的实施例 1-28 的各实施例的带镀层超高强钢在保证板材性能的同时具有优异的低点焊裂纹敏感性。

需要说明的是，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. 一种低点焊裂纹敏感性的带镀层超高强钢,其包括钢基板以及钢基板表面的含锌镀层,所述钢基板含有 Fe 和不可避免的杂质元素,其特征在于,所述钢基板还含有质量百分含量如下的下述各化学元素:
C: 0.10~0.30%; Si: 0.30~0.90%; Mn: 1.00~2.20%; B: 0.001~0.003%; Al: 0.30~1.00%。
2. 如权利要求 1 所述的带镀层超高强钢,其特征在于,所述钢基板的各化学元素质量百分含量为:
C: 0.10~0.30%; Si: 0.30~0.90%; Mn: 1.00~2.20%; B: 0.001~0.003%; Al: 0.30~1.00%; 余量为 Fe 和不可避免的杂质元素。
3. 如权利要求 1 或 2 所述的带镀层超高强钢,其特征在于,所述钢基板的各化学元素质量百分含量满足下述各项的至少其中一项:
C: 0.15~0.20%;
Si: 0.40~0.80%;
Mn: 1.00~2.00%;
B: 0.0015~0.003%。
4. 如权利要求 1 或 2 所述的带镀层超高强钢,其特征在于,所述钢基板的化学元素还含有 Mo: 0.10~2.00%; 优选地, Mo 的质量百分含量为 0.15~2.00%。
5. 如权利要求 4 所述的带镀层超高强钢,其特征在于,所述钢基板的 Mo 质量百分含量为 0.10~1.00%; 优选地, Mo 的质量百分含量为 0.15~1.00%。
6. 如权利要求 1 或 2 所述的带镀层超高强钢,其特征在于,所述钢基板的不可避免的杂质元素的质量百分含量满足: $P \leq 0.01\%$, $S \leq 0.005\%$ 。
7. 如权利要求 1 或 2 所述的带镀层超高强钢,其特征在于,所述钢基板的微观组织为铁素体+马氏体+残余奥氏体。
8. 如权利要求 7 所述的带镀层超高强钢,其特征在于,其中铁素体的体积比例为 25%~45%; 并且/或者马氏体的体积比例为 45%~65%。
9. 如权利要求 7 所述的带镀层超高强钢,其特征在于,其中在铁素体中,尺

- 寸为 $10\ \mu\text{m}$ 以下的晶粒的体积占比 $\geq 85\%$, 尺寸为 $5\ \mu\text{m}$ 以下的晶粒的体积占比 $\geq 55\%$ 。
10. 如权利要求 7 所述的带镀层超高强钢, 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/或者残余奥氏体中的平均 C 含量 $\geq 1.0\%$ 。
 11. 如权利要求 1 或 2 所述的带镀层超高强钢, 其特征在于, 采用点焊工艺进行焊接时, 若产生了焊点表面裂纹, 则焊点表面裂纹的最大长度小于板厚的 5%。
 12. 如权利要求 1 或 2 所述的带镀层超高强钢, 其特征在于, 其力学性能满足: 其屈服强度为 $600\text{MPa}\sim 850\text{MPa}$, 抗拉强度为 $980\text{MPa}\sim 1150\text{MPa}$, 均匀延伸率不小于 13%, 断裂延伸率不小于 15%。
 13. 如权利要求 1 或 2 所述的带镀层超高强钢, 其特征在于, 其镀层为纯锌镀层、锌铁合金镀层、锌铝镁镀层或铝锌镀层。
 14. 如权利要求 1-13 中任意一项所述的带镀层超高强钢的制造方法, 其特征在于, 包括步骤:
 - (1) 冶炼和薄板连铸;
 - (2) 加热;
 - (3) 热轧: 控制热轧后钢带表面氧化皮厚度 $\leq 4\ \mu\text{m}$, 并且热轧后带钢表面氧化皮中的 $\text{FeO}+\text{Fe}_3\text{O}_4$ 的质量百分含量 $\leq 50\text{wt}\%$;
 - (4) 酸洗, 或者酸洗+冷轧;
 - (5) 连续退火: 在 $800\sim 920^\circ\text{C}$ 退火, 然后以 $3\sim 10^\circ\text{C}/\text{s}$ 的冷速缓冷至 $700\sim 770^\circ\text{C}$; 再以 $50\sim 500^\circ\text{C}/\text{s}$ 的冷速快冷至 $200\sim 300^\circ\text{C}$; 然后再加热至 $360\sim 460^\circ\text{C}$, 保温 $50\sim 600\text{s}$; 最后冷却至室温;
 - (6) 镀覆含锌镀层。
 15. 如权利要求 14 中所述的制造方法, 其特征在于, 在步骤 (1) 中, 控制薄带连铸出口端的板坯厚度为 $50\sim 58\text{mm}$ 。
 16. 如权利要求 14 中所述的制造方法, 其特征在于, 在步骤 (1) 中, 控制薄带连铸的拉速为 $2\sim 5\text{m}/\text{min}$ 。
 17. 如权利要求 14 中所述的制造方法, 其特征在于, 在步骤 (2) 中, 将板坯加热到 $1200\sim 1250^\circ\text{C}$ 。
 18. 如权利要求 14 中所述的制造方法, 其特征在于, 在步骤 (3) 中, 控制终

轧温度为 860~930℃，卷取温度为 450~600℃。

19. 如权利要求 14 中所述的制造方法，其特征在于，在步骤（4）中，当采用酸洗+冷轧时，控制冷轧变形量为 40%~60%。
20. 如权利要求 14 中所述的制造方法，其特征在于，在步骤（5）中，控制连续退火炉内的还原性气氛中氢气的体积含量为 10~15%。
21. 如权利要求 14 中所述的制造方法，其特征在于，步骤（5）的退火工艺参数满足下述各项的至少其中之一：
 - 退火温度为 820~870℃；
 - 以 3~10℃/s 的冷速缓冷至 700~730℃；
 - 快冷至 250~300℃；
 - 快冷后再加热至 400~430℃，保温 180~300s。

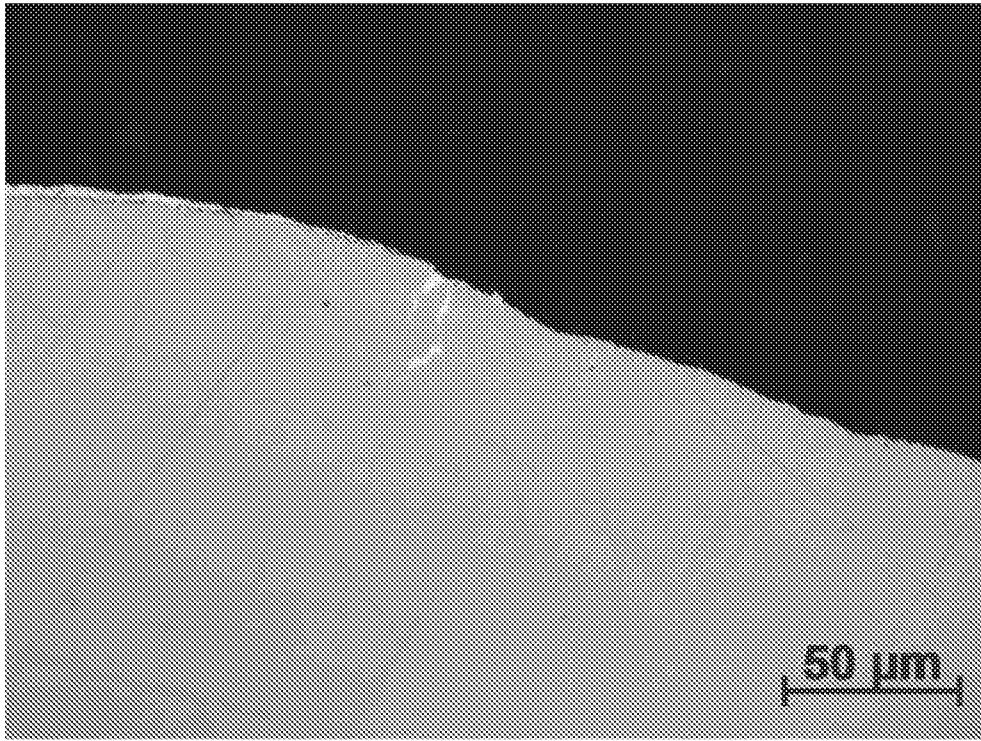


图 1

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/CN2023/120965

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER C22C38/00(2006.01)i; C22C38/02(2006.01)i; C22C38/04(2006.01)i; C22C38/06(2006.01)i; C22C38/12(2006.01)i; C22C38/32(2006.01)i; C21D8/02(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) IPC: 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; WPABS; VEN; USTXT; WOTXT; ENTXT; ISI_WEB OF SCIENCE: 钢, 碳, 硅, 锰, 铝, 硼, 钼, 点焊, 焊接, 铁素体, 马氏体, 冷轧, 退火, 氧化皮, FeO, Fe ₃ O ₄ , C, Si, Mn, Al, B, Mo, carbon, silicon, manganese, boron, molybdenum, ferrite, martensite, cold roll+, anneal+, ferrous oxide, ferroferric oxide																				
C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT <table border="1"> <thead> <tr> <th>Category*</th> <th>Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages</th> <th>Relevant to claim No.</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>X</td> <td>CN 107787375 A (TATA STEEL IJMUIDEN B.V.) 09 March 2018 (2018-03-09) claims 1-10</td> <td>1-3, 6-13</td> </tr> <tr> <td>Y</td> <td>CN 107787375 A (TATA STEEL IJMUIDEN B.V.) 09 March 2018 (2018-03-09) claims 1-10</td> <td>4, 5</td> </tr> <tr> <td>Y</td> <td>CN 102187006 A (ACADEMY INDUSTRY FOUNDATION OF POSTECH) 14 September 2011 (2011-09-14) description, paragraph [0044]</td> <td>4, 5</td> </tr> <tr> <td>A</td> <td>CN 109477185 A (JFE STEEL CORP.) 15 March 2019 (2019-03-15) claims 1-7</td> <td>1-21</td> </tr> <tr> <td>A</td> <td>KR 20220019867 A (POSCO) 18 February 2022 (2022-02-18) claims 1-21</td> <td>1-21</td> </tr> </tbody> </table>			Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.	X	CN 107787375 A (TATA STEEL IJMUIDEN B.V.) 09 March 2018 (2018-03-09) claims 1-10	1-3, 6-13	Y	CN 107787375 A (TATA STEEL IJMUIDEN B.V.) 09 March 2018 (2018-03-09) claims 1-10	4, 5	Y	CN 102187006 A (ACADEMY INDUSTRY FOUNDATION OF POSTECH) 14 September 2011 (2011-09-14) description, paragraph [0044]	4, 5	A	CN 109477185 A (JFE STEEL CORP.) 15 March 2019 (2019-03-15) claims 1-7	1-21	A	KR 20220019867 A (POSCO) 18 February 2022 (2022-02-18) claims 1-21	1-21
Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.																		
X	CN 107787375 A (TATA STEEL IJMUIDEN B.V.) 09 March 2018 (2018-03-09) claims 1-10	1-3, 6-13																		
Y	CN 107787375 A (TATA STEEL IJMUIDEN B.V.) 09 March 2018 (2018-03-09) claims 1-10	4, 5																		
Y	CN 102187006 A (ACADEMY INDUSTRY FOUNDATION OF POSTECH) 14 September 2011 (2011-09-14) description, paragraph [0044]	4, 5																		
A	CN 109477185 A (JFE STEEL CORP.) 15 March 2019 (2019-03-15) claims 1-7	1-21																		
A	KR 20220019867 A (POSCO) 18 February 2022 (2022-02-18) claims 1-21	1-21																		
☐ Further documents are listed in the continuation of Box C. ☒ 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 “D” document cited by the applicant in the international application “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 21 November 2023		Date of mailing of the international search report 05 December 2023																		
Name and mailing address of the ISA/CN China National Intellectual Property Administration (ISA/CN) China No. 6, Xitucheng Road, Jimenqiao, Haidian District, Beijing 100088		Authorized officer Telephone No.																		

INTERNATIONAL SEARCH REPORT
Information on patent family members

International application No.

PCT/CN2023/120965

Patent document cited in search report			Publication date (day/month/year)	Patent family member(s)			Publication date (day/month/year)
CN	107787375	A	09 March 2018	KR	20180025852	A	09 March 2018
				US	2018230570	A1	16 August 2018
				WO	2017001303	A1	05 January 2017
				BR	112017023814	A2	31 July 2018
				CA	2989710	A1	05 January 2017
				JP	2018524471	A	30 August 2018
				IN	201847002801	A	16 February 2018
				MX	2017016843	A1	24 April 2018
				EP	3317431	A1	09 May 2018
				EP	3317431	B1	29 January 2020
				ZA	201707294	A	27 February 2019
				TR	202004677	T4	21 April 2020
				ES	2781781	T3	07 September 2020
CN	102187006	A	14 September 2011	US	2011168301	A1	14 July 2011
				US	8741078	B2	03 June 2014
				JP	2012503102	A	02 February 2012
				JP	5480273	B2	23 April 2014
				WO	2010036028	A2	01 April 2010
				WO	2010036028	A3	01 July 2010
				KR	20100034118	A	01 April 2010
				DE	112009002272	T5	29 September 2011
CN	109477185	A	15 March 2019	KR	20110102864	A	19 September 2011
				KR	20190023093	A	07 March 2019
				KR	102173601	B1	03 November 2020
				MX	2019001147	A	10 June 2019
				WO	2018030500	A1	15 February 2018
				EP	3467134	A1	10 April 2019
				EP	3467134	A4	08 May 2019
				EP	3467134	B1	18 November 2020
				US	2019161822	A1	30 May 2019
				US	11136643	B2	05 October 2021
				JP	6354075	B1	11 July 2018
				JPWO	2018030500	A1	09 August 2018
				CN	109477185	B	05 July 2022
KR	20220019867	A	18 February 2022	ID	201900903A	A	01 February 2019
				IN	201837048831	A	15 February 2019
				KR	102412400	B1	24 June 2022

A. 主题的分类		
C22C38/00(2006.01)i; C22C38/02(2006.01)i; C22C38/04(2006.01)i; C22C38/06(2006.01)i; C22C38/12(2006.01)i; C22C38/32(2006.01)i; C21D8/02(2006.01)i		
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		
B. 检索领域		
检索的最低限度文献(标明分类系统和分类号)		
IPC: C22C C21D		
包含在检索领域中的除最低限度文献以外的检索文献		
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))		
CNABS;CNTXT;CNKI;WPABS;VEN;USTXT;WOTXT;ENTXT;ISI_WEB OF SCIENCE: 钢, 碳, 硅, 锰, 铝, 硼, 钼, 点焊, 焊接, 铁素体, 马氏体, 冷轧, 退火, 氧化皮, FeO, Fe3O4, C, Si, Mn, Al, B, Mo, carbon, silicon, manganese, boron, molybdenum, ferrite, martensite, cold roll+, anneal+, ferrous oxide, ferroferric oxide		
C. 相关文件		
类 型*	引用文件, 必要时, 指明相关段落	相关的权利要求
X	CN 107787375 A (塔塔钢铁艾默伊登有限责任公司) 2018年3月9日 (2018 - 03 - 09) 权利要求1-10	1-3,6-13
Y	CN 107787375 A (塔塔钢铁艾默伊登有限责任公司) 2018年3月9日 (2018 - 03 - 09) 权利要求1-10	4,5
Y	CN 102187006 A (浦项工科大学校产学协力团) 2011年9月14日 (2011 - 09 - 14) 说明书第[0044]段	4,5
A	CN 109477185 A (杰富意钢铁株式会社) 2019年3月15日 (2019 - 03 - 15) 权利要求1-7	1-21
A	KR 20220019867 A (POSCO) 2022年2月18日 (2022 - 02 - 18) 权利要求1-21	1-21
☐ 其余文件在C栏的续页中列出。 ☒ 见同族专利附件。		
★ 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 “D” 申请人在国际申请中引证的文件 “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		
国际检索实际完成的日期	国际检索报告邮寄日期	
2023年11月21日	2023年12月5日	
ISA/CN的名称和邮寄地址	授权官员	
中国国家知识产权局 中国北京市海淀区蓟门桥西土城路6号 100088	章端婷	
	电话号码 (+86) 0512-88997755	

国际检索报告
关于同族专利的信息

国际申请号

PCT/CN2023/120965

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	107787375	A	2018年3月9日	KR	20180025852	A	2018年3月9日
				US	2018230570	A1	2018年8月16日
				WO	2017001303	A1	2017年1月5日
				BR	112017023814	A2	2018年7月31日
				CA	2989710	A1	2017年1月5日
				JP	2018524471	A	2018年8月30日
				IN	201847002801	A	2018年2月16日
				MX	2017016843	A1	2018年4月24日
				EP	3317431	A1	2018年5月9日
				EP	3317431	B1	2020年1月29日
				ZA	201707294	A	2019年2月27日
				TR	202004677	T4	2020年4月21日
				ES	2781781	T3	2020年9月7日
CN	102187006	A	2011年9月14日	US	2011168301	A1	2011年7月14日
				US	8741078	B2	2014年6月3日
				JP	2012503102	A	2012年2月2日
				JP	5480273	B2	2014年4月23日
				WO	2010036028	A2	2010年4月1日
				WO	2010036028	A3	2010年7月1日
				KR	20100034118	A	2010年4月1日
				DE	112009002272	T5	2011年9月29日
				KR	20110102864	A	2011年9月19日
CN	109477185	A	2019年3月15日	KR	20190023093	A	2019年3月7日
				KR	102173601	B1	2020年11月3日
				MX	2019001147	A	2019年6月10日
				WO	2018030500	A1	2018年2月15日
				EP	3467134	A1	2019年4月10日
				EP	3467134	A4	2019年5月8日
				EP	3467134	B1	2020年11月18日
				US	2019161822	A1	2019年5月30日
				US	11136643	B2	2021年10月5日
				JP	6354075	B1	2018年7月11日
				JPWO	2018030500	A1	2018年8月9日
				CN	109477185	B	2022年7月5日
				ID	201900903A	A	2019年2月1日
				IN	201837048831	A	2019年2月15日
KR	20220019867	A	2022年2月18日	KR	102412400	B1	2022年6月24日