

(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5月23日 (23.05.2024)



(10) 国际公布号
WO 2024/104279 A1

(51) 国际专利分类号:

C22C 38/02 (2006.01) C22C 38/32 (2006.01)
C22C 38/04 (2006.01) C22C 38/38 (2006.01)
C22C 38/06 (2006.01) C23C 2/12 (2006.01)
C22C 38/24 (2006.01) C21D 1/26 (2006.01)
C22C 38/26 (2006.01) C21D 9/00 (2006.01)
C22C 38/28 (2006.01) C22C 33/04 (2006.01)

中国辽宁省沈阳市和平区文化路3-11号东北大学105#, Liaoning 110819 (CN)。

(21) 国际申请号: PCT/CN2023/131146

(22) 国际申请日: 2023年11月13日 (13.11.2023)

(25) 申请语言: 中文

(26) 公布语言: 中文

(30) 优先权:
202211417414.5 2022年11月14日 (14.11.2022) CN

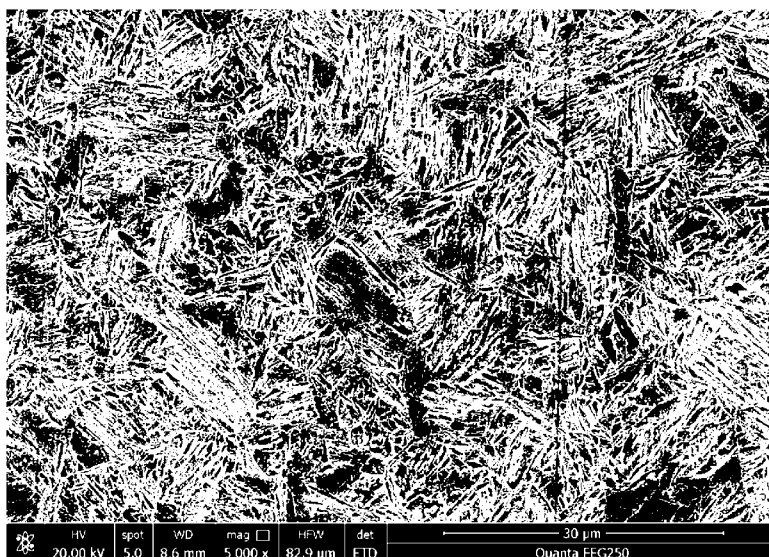
(72) 发明人: 易红亮(YI, Hongliang); 中国辽宁省沈阳市和平区文化路3-11号东北大学105#, Liaoning 110819 (CN)。孙正启(SUN, Zhengqi); 中国江苏省苏州市工业园区汀兰巷192号A2幢206室, Jiangsu 215000 (CN)。杨达朋(YANG, Dapeng); 中国辽宁省沈阳市和平区文化路3-11号东北大学105#, Liaoning 110819 (CN)。秦华杰(QIN, Huajie); 中国江苏省苏州市工业园区汀兰巷192号A2幢206室, Jiangsu 215000 (CN)。周澍(ZHOU, Shu); 中国江苏省苏州市工业园区汀兰巷192号A2幢206室, Jiangsu 215000 (CN)。

(71) 申请人: 育材堂(苏州)材料科技有限公司(IRONOVATION MATERIALS TECHNOLOGY CO., LTD.) [CN/CN]; 中国江苏省苏州市工业园区汀兰巷192号A2幢206室, Jiangsu 215000 (CN)。东北大学(NORTHEASTERN UNIVERSITY) [CN/CN];

(74) 代理人: 中国专利代理(香港)有限公司(CHINA PATENT AGENT (H.K.) LTD.); 中国香港特别行政区湾仔港湾道23号鹰君中心22字楼, Hong Kong 999077 (CN)。

(54) Title: STEEL SHEET FOR HOT STAMPING FORMING, HOT STAMPING FORMING MEMBER, AND STEEL SHEET MANUFACTURING METHOD

(54) 发明名称: 热冲压成形用钢板、热冲压成形构件及钢板制造方法



【图号】 图 5

(57) Abstract: The present invention relates to a steel sheet for hot stamping forming, a hot stamping forming member, and a steel sheet manufacturing method. The steel sheet matrix of the steel sheet for hot stamping forming comprises the following components in percentage by mass: $0.27\% \leq C \leq 0.35\%$, $0.70\% \leq Mn \leq 1.55\%$, $0.10\% \leq Si \leq 0.60\%$, $0.01\% \leq Cr \leq 0.70\%$, $0.001\% \leq B \leq 0.01\%$, $0.11\% \leq Al \leq 0.39\%$, $N \leq 0.006\%$, $0.001\% \leq Nb+Ti \leq 0.1\%$, $0.05\% \leq V \leq 0.20\%$, $0.001\% \leq P \leq 0.100\%$, $0.0001\% \leq S \leq 0.100\%$, $Fe \geq 95\%$, and inevitable impurities, wherein the steel sheet matrix has $M_f \geq 230^\circ C$ and a hardenability coefficient $h \geq 8.0$.



WO 2024/104279 A1

(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, 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: 本发明涉及一种热冲压成形用钢板、热冲压成形构件及钢板制造方法。该热冲压成形用钢板的钢板基体以质量百分数计包含: $0.27\% \leq C \leq 0.35\%$ 、 $0.70\% \leq Mn \leq 1.55\%$ 、 $0.10\% \leq Si \leq 0.60\%$ 、 $0.01\% \leq Cr \leq 0.70\%$ 、 $0.001\% \leq B \leq 0.01\%$ 、 $0.11\% \leq Al \leq 0.39\%$ 、 $N \leq 0.006\%$ 、 $0.001\% \leq Nb+Ti \leq 0.1\%$ 、 $0.05\% \leq V \leq 0.20\%$ 、 $0.001\% \leq P \leq 0.100\%$ 、 $0.0001\% \leq S \leq 0.100\%$, $Fe \geq 95\%$ 以及不可避免的杂质, 其中, 钢板基体的Mf满足 $Mf \geq 230^\circ C$ 且淬透性系数h满足 $h \geq 8.0$ 。

热冲压成形用钢板、热冲压成形构件及钢板制造方法

技术领域

[0001] 本发明涉及一种热冲压成形用钢板、热冲压成形构件及钢板制造方法。

背景技术

[0002] 轻量化是实现车辆行业节能减排的重要途径。热冲压成形用钢经热变形和冷却后获得的热冲压成形构件强度可达 1500 MPa 以上。当应用于车身时，热冲压成形构件具有显著的轻量化效果且保证了车辆的碰撞安全性。因此，热冲压成形构件在车辆上的使用量逐年升高。

[0003] 然而，通常情况下，钢板强度的提高会导致塑性和韧性下降。因此，在车辆领域的应用中，热冲压成形构件由于韧性不足及延迟开裂导致的问题日益受到技术人员的关注。比如，在实际生产过程中，经常会发现一些热冲压成形构件在热冲压后放置、加工、运输或焊接过程中发生脆性开裂，导致零件甚至整个车身报废，从而增加了生产成本。更严重地，一些热冲压成形构件在车辆组装完成后才发生延迟开裂，从而增加了车辆在行驶过程中的安全隐患。因此，在使用热冲压成形构件时，特别是其强度达到 1700 MPa 以上时，保证热冲压成形构件具有充足的韧性及延迟开裂抗性至关重要。

[0004] CN106399837A 提供了一种具有高韧性和抗延迟开裂性的钢材或成形构件。通过添加 0.11% 以上的 V，在成形构件的显微组织中析出了大量纳米级的 VC 和/或 (V, Ti, Nb) C 的复合碳化物。这些碳化物的析出，一方面细化晶粒，从而提高了材料的屈服强度和抗拉强度；另一方面消耗了奥氏体中的碳，从而降低生成的脆性孪晶马氏体的占比，提高了马氏体的韧性；并且再一方面还改善材料的抗氢致延迟开裂能力。另外，为了获得完全的马氏体组织，该专利在合金设计时添加了较多的提高淬透性的合金元素，如 Mn、Mo 等。然而，上述高合金设计在热轧、退火及涂镀等工序中，更易使得带钢生成硬脆的马氏体组织，造成冷轧开裂甚至断带。而且退火或涂镀后的材料的强度偏高，导致难以加工、整个生产制造过程中板型难控制等问题，显著增加了生产钢材的难度及成本。此外，该专利还忽视了粗大 TiN 颗粒对于钢板韧性的影响。

[0005] 为了克服 TiN 颗粒对于钢板韧性的影响，CN108374127A 设计了两种无 Ti 的合金成分：1. 低 B 含量设计，其中，通过 Mn、Cr、Mo 等淬透性合金元素的合理配比来替代 B 的作用，即 $B \leq 0.0005\%$ 时，满足 $29 * Mo + 16 * Mn + 14 * Cr + 5.3 * Ni \geq 30\%$ ；2. 高 B 含量，其中，通过添加一定量的 Al，利用 Al 替代 Ti 与 N 的结合来避免大尺寸 TiN 颗粒的析出，从

而改善热冲压成形用钢板及其热冲压成形构件的韧性，即当 $0.0005\% < B \leq 0.005\%$ 时，含有 0.4-1.0% 的 Al。通过上述合金设计获得的热冲压成形构件经回火后可达到 1200~1800 MPa 的屈服强度、1500~2150 MPa 的抗拉强度以及 7~10% 的延伸率，99.5% 置信度 -40℃ 冲击韧性 $\geq 45 \text{ J} \cdot \text{cm}^{-2}$ 。然而，CN108374127A 同样未考虑 Mn、Cr、Mo 等高淬透性元素的添加使得生产过程中硬脆马氏体更容易生成，不利于冷轧、退火和涂镀等工序以及后续钢材的加工过程，并且 0.4~1.0% Al 的添加增加了连铸环节生产难度以及钢板表面的晶界氧化问题，这些都将导致钢板制造成本上升。

[0006] CN106574348A 在合金设计时对 C、Mn、Si 和 Cr 等四种元素含量的配比进行了特殊控制，并通过添加 0.40~3% 的 Mn 来确保热冲压成形过程的冷却期间获得足够低的马氏体相变开始温度 M_s ，使得能够增大抗拉强度并且获得提高的延迟开裂抗性。此外，该专利教导当 Ni 以特定形式集中位于板或部件的表面处时，0.25~2% 的 Ni 能够显著地降低对延迟开裂的敏感性。然而，众所周知，Ni 是一种价格昂贵的合金元素，因此，Ni 的添加不利于成本有效的热冲压成形用钢板及其成形构件。此外，该专利通过低的 M_s 温度来增大抗拉强度，但在实际生产中低的 M_s 温度会导致硬脆的孪晶马氏体的生成，这些均不利于热冲压成形构件的韧性的改善。

[0007] 这些现有技术均未能很好的控制马氏体相变属性，其不但导致硬脆的孪晶马氏体生成，不利于后续加工过程，而且对热冲压钢及其成形构件的韧性及延迟开裂表现也存在显著影响。

[0008] 综上，为满足车身的轻量化需求，需开发一种强度不低于 1700 MPa 且兼具充足韧性和延迟开裂抗性的热冲压成形构件、用于制造其的热冲压成形用钢板、及制造方法。

发明内容

[0009] 本发明是鉴于现有技术中存在的上述问题做出的。

[0010] 本发明的目的之一在于提供一种具有改善的马氏体相变属性的热冲压成形用钢板。本发明的热冲压成形用钢板的钢板基体以质量百分数计包含： $0.27\% \leq C \leq 0.35\%$ 、 $0.70\% \leq Mn \leq 1.55\%$ 、 $0.10\% \leq Si \leq 0.60\%$ 、 $0.01\% \leq Cr \leq 0.70\%$ 、 $0.001\% \leq B \leq 0.01\%$ 、 $0.11\% \leq Al \leq 0.39\%$ 、 $N \leq 0.006\%$ 、 $0.001\% \leq Nb+Ti \leq 0.1\%$ 、 $0.05\% \leq V \leq 0.20\%$ 、 $0.001\% \leq P \leq 0.100\%$ 、 $0.0001\% \leq S \leq 0.100\%$ ， $Fe \geq 95\%$ 以及不可避免的杂质；

其中，所述钢板基体的马氏体相变终了温度 M_f 满足 $M_f \geq 230^\circ\text{C}$ ；以及

所述钢板基体的淬透性系数 h 由下式计算且满足 $h \geq 8.0$ ：

$$h = [6.9[Mn]^2 + 3.2[Si] + 22.6[Cr]^2 + 23.1[Mo] + (13.0[Cr] + 2.5[Mo] + 9.7)[Ni] + 7.9[B] \times 10^3 + 2.5] \times$$

[C];

式中[X]为合金元素的质量百分数。

[0011] Mf 由实验测得且测试方法参考《YB/T 5127-2018 钢的临界点测定》并在具体实施方式中详细记载。

[0012] h 的计算公式由张国强等的《钢的淬透性预测模型研究进展》(金属学报, 第 44 卷第 4 期, 第 224-228 页, 2019) 中的 $h = [6.9[\text{Mn}]^2 + 3.2[\text{Si}] + 22.6[\text{Cr}]^2 + 23.1[\text{Mo}] + (13.0[\text{Cr}] + 2.5[\text{Mo}] + 9.7)[\text{Ni}] + 7.9[\text{B}] \times 10^3 + 2.5] \times [\text{C}]$ 获得。

[0013] 优选地, 所述热冲压成形用钢板基体以质量百分数计还包含: $0.01\% \leq \text{W} \leq 0.30\%$ 、 $0.01\% \leq \text{Mo} \leq 0.30\%$ 、 $0.01\% \leq \text{Ni} \leq 0.30\%$ 、 $0.01\% \leq \text{Cu} \leq 0.30\%$ 、 $0.01\% \leq \text{Co} \leq 0.30\%$ 、 $0.005\% \leq \text{Sn} \leq 0.30\%$ 、 $0.005\% \leq \text{Sb} \leq 0.100\%$ 、 $0.0001\% \leq \text{Ca} \leq 0.01\%$ 、 $0.0001\% \leq \text{Mg} \leq 0.01\%$ 、 $0.0001\% \leq \text{Zr} \leq 0.01\%$ 和 $0.0001\% \leq \text{REM} \leq 0.01\%$ 中的至少一者。

[0014] 优选地, $0.0001\% \leq \text{W} + \text{Mo} + \text{Ni} + \text{Cu} + \text{Co} + \text{Sn} + \text{Sb} + \text{Ca} + \text{Mg} + \text{Zr} + \text{REM} \leq 0.30\%$ 。

[0015] 优选地, 本发明的热冲压成形用钢板的钢板基体以质量百分数计包含: $0.27\% \leq \text{C} \leq 0.35\%$ 、 $0.70\% \leq \text{Mn} \leq 1.55\%$ 、 $0.10\% \leq \text{Si} \leq 0.60\%$ 、 $0.01\% \leq \text{Cr} \leq 0.70\%$ 、 $0.001\% \leq \text{B} \leq 0.01\%$ 、 $0.11\% \leq \text{Al} \leq 0.39\%$ 、 $\text{N} \leq 0.006\%$ 、 $0.001\% \leq \text{Nb} + \text{Ti} \leq 0.1\%$ 、 $0.05\% \leq \text{V} \leq 0.20\%$ 、 $0.001\% \leq \text{P} \leq 0.100\%$ 、 $0.0001\% \leq \text{S} \leq 0.100\%$, 余量为 Fe 以及不可避免的杂质。

[0016] 优选地, 所述热冲压成形用钢板的钢板基体以质量百分数计包含: $0.27\% \leq \text{C} \leq 0.35\%$ 、 $0.70\% \leq \text{Mn} \leq 1.55\%$ 、 $0.10\% \leq \text{Si} \leq 0.60\%$ 、 $0.01\% \leq \text{Cr} \leq 0.70\%$ 、 $0.001\% \leq \text{B} \leq 0.01\%$ 、 $0.11\% \leq \text{Al} \leq 0.39\%$ 、 $\text{N} \leq 0.006\%$ 、 $0.001\% \leq \text{Nb} + \text{Ti} \leq 0.1\%$ 、 $0.05\% \leq \text{V} \leq 0.20\%$ 、 $0.001\% \leq \text{P} \leq 0.100\%$ 、 $0.0001\% \leq \text{S} \leq 0.100\%$, 及下述中的至少一者: $0.01\% \leq \text{W} \leq 0.30\%$ 、 $0.01\% \leq \text{Mo} \leq 0.30\%$ 、 $0.01\% \leq \text{Ni} \leq 0.30\%$ 、 $0.01\% \leq \text{Cu} \leq 0.30\%$ 、 $0.01\% \leq \text{Co} \leq 0.30\%$ 、 $0.005\% \leq \text{Sn} \leq 0.30\%$ 、 $0.005\% \leq \text{Sb} \leq 0.100\%$ 、 $0.0001\% \leq \text{Ca} \leq 0.01\%$ 、 $0.0001\% \leq \text{Mg} \leq 0.01\%$ 、 $0.0001\% \leq \text{Zr} \leq 0.01\%$ 和 $0.0001\% \leq \text{REM} \leq 0.01\%$, 且 $0.0001\% \leq \text{W} + \text{Mo} + \text{Ni} + \text{Cu} + \text{Co} + \text{Sn} + \text{Sb} + \text{Ca} + \text{Mg} + \text{Zr} + \text{REM} \leq 0.30\%$, 余量为 Fe 及不可避免的杂质。

[0017] 优选地, $\text{Mf} \geq 235^\circ\text{C}$ 。

[0018] 优选地, $8.3 \leq h \leq 13.5$, 进一步优选地, $8.4 \leq h \leq 12.5$, 更优选地, $8.5 \leq h \leq 11.5$ 。

[0019] 优选地, $0.28\% \leq \text{C} \leq 0.345\%$ 。

[0020] 优选地, $0.15\% \leq \text{Al} \leq 0.38\%$ 。

[0021] 优选地, $\text{Al}/\text{N} \geq 65$, 更优选地, $\text{Al}/\text{N} \geq 75$ 。

[0022] 优选地， $\text{Si}+\text{Cr}\leq 0.70\%$ 。

[0023] 优选地， $0.80\%\leq\text{Mn}\leq 1.45\%$ 。

[0024] 优选地， $0.10\%\leq\text{Si}\leq 0.40\%$ ； $0.01\%\leq\text{Cr}\leq 0.40\%$ 且 $\text{Si}+\text{Cr}\leq 0.50\%$ 。

[0025] 优选地， $0.02\%\leq\text{Nb}+\text{Ti}\leq 0.06\%$ 。优选地， $0.11\%\leq\text{V}\leq 0.20\%$ 。

[0026] 优选地，所述钢板基体的 10 点维氏硬度的平均值不超过 300 HV0.3。

[0027] 优选地，所述钢板基体的微观组织以面积百分数计包含：马氏体+贝氏体 $\leq 30\%$ ，其余为铁素体+珠光体。

[0028] 优选地，在所述钢板基体的至少一个表面上，涂覆有铝合金镀层。

[0029] 本发明的另一目的在于提供一种具有高强度、高韧性和改善的延迟开裂抗性的热冲压成形构件。本发明的热冲压成形构件由内至外由钢板基体和外层组成，所述钢板基体以质量百分数计包含： $0.27\%\leq\text{C}\leq 0.35\%$ 、 $0.70\%\leq\text{Mn}\leq 1.55\%$ 、 $0.10\%\leq\text{Si}\leq 0.60\%$ 、 $0.01\%\leq\text{Cr}\leq 0.70\%$ 、 $0.001\%\leq\text{B}\leq 0.01\%$ 、 $0.11\%\leq\text{Al}\leq 0.39\%$ 、 $\text{N}\leq 0.006\%$ 、 $0.001\%\leq\text{Nb}+\text{Ti}\leq 0.1\%$ 、 $0.05\%\leq\text{V}\leq 0.20\%$ 、 $0.001\%\leq\text{P}\leq 0.100\%$ 、 $0.0001\%\leq\text{S}\leq 0.100\%$ ， $\text{Fe}\geq 95\%$ 以及不可避免的杂质，

其中，所述钢板基体的 Mf 温度满足 $\text{Mf}\geq 230^\circ\text{C}$ ；以及

所述钢板基体的淬透性系数 h 由下式计算且满足 $h\geq 8.0$ ：

$$h=[6.9[\text{Mn}]^2+3.2[\text{Si}]+22.6[\text{Cr}]^2+23.1[\text{Mo}]+(13.0[\text{Cr}]+2.5[\text{Mo}]+9.7)[\text{Ni}]+7.9[\text{B}]\times 10^3+2.5]\times [\text{C}]；$$

式中[X]为合金元素的质量百分数。

[0030] 优选地，所述热冲压成形构件的钢板基体以质量百分数计还包含： $0.01\%\leq\text{W}\leq 0.30\%$ 、 $0.01\%\leq\text{Mo}\leq 0.30\%$ 、 $0.01\%\leq\text{Ni}\leq 0.30\%$ 、 $0.01\%\leq\text{Cu}\leq 0.30\%$ 、 $0.01\%\leq\text{Co}\leq 0.30\%$ 、 $0.005\%\leq\text{Sn}\leq 0.30\%$ 、 $0.005\%\leq\text{Sb}\leq 0.100\%$ 、 $0.0001\%\leq\text{Ca}\leq 0.01\%$ 、 $0.0001\%\leq\text{Mg}\leq 0.01\%$ 、 $0.0001\%\leq\text{Zr}\leq 0.01\%$ 和 $0.0001\%\leq\text{REM}\leq 0.01\%$ 中的至少一者。

[0031] 优选地， $0.0001\%\leq\text{W}+\text{Mo}+\text{Ni}+\text{Cu}+\text{Co}+\text{Sn}+\text{Sb}+\text{Ca}+\text{Mg}+\text{Zr}+\text{REM}\leq 0.30\%$ 。

[0032] 优选地，所述热冲压成形构件的钢板基体以质量百分数计包含： $0.27\%\leq\text{C}\leq 0.35\%$ 、 $0.70\%\leq\text{Mn}\leq 1.55\%$ 、 $0.10\%\leq\text{Si}\leq 0.60\%$ 、 $0.01\%\leq\text{Cr}\leq 0.70\%$ 、 $0.001\%\leq\text{B}\leq 0.01\%$ 、 $0.11\%\leq\text{Al}\leq 0.39\%$ 、 $\text{N}\leq 0.006\%$ 、 $0.001\%\leq\text{Nb}+\text{Ti}\leq 0.1\%$ 、 $0.05\%\leq\text{V}\leq 0.20\%$ 、 $0.001\%\leq\text{P}\leq 0.100\%$ 、 $0.0001\%\leq\text{S}\leq 0.100\%$ ，余量为 Fe 以及不可避免的杂质。

[0033] 优选地，热冲压成形构件由本发明的前述热冲压成形用钢板制成。

[0034] 优选地，所述外层由 1~20 μm 的脱碳层构成，在脱碳层中，其硬度不超过钢板基体

的中心处的硬度的 50%。也就是说，沿着热冲压成形构件的厚度方向，从外至内以钢板基体的中心处的硬度的 50%作为脱碳层和钢板基体之间的边界。

[0035] 优选地，所述外层是由 4~15 μm 的相互扩散层和在相互扩散层外侧的 Fe 和 Al 金属间化合物层构成的镀层，其中，相互扩散层的 Fe 含量以质量百分数计大于等于 70%。也就是说，沿着热冲压成形构件的厚度方向，从外至内以 70%的 Fe 含量作为相互扩散层与金属间化合物层之间的边界。优选地，所述外层具有 5~40 μm 的厚度。

[0036] 优选地，以面积百分数计，所述热冲压成形构件的钢板基体的微观组织由如下构成：小于 4%的贝氏体、小于 3%的奥氏体、小于 3%的铁素体，剩余部分为位错马氏体以及小于 0.4%的 V、Nb 或 Ti 形成的微合金碳化物和/或氮化物。

[0037] 优选地，以面积百分数计，所述热冲压成形构件的钢板基体的微观组织中的贝氏体+奥氏体+铁素体之和不超过 5%。

[0038] 优选地，以面积百分数计，所述热冲压成形构件的钢板基体的微观组织包含 0.05~0.3%的 V、Nb、Ti 等形成的微合金碳化物和/或氮化物，其平均尺寸为 2~30 nm。

[0039] 优选地，所述热冲压成形构件的屈服强度为 1200~1450 MPa，抗拉强度为 1750~2100 MPa，延伸率 \geq 5%，断裂应变 \geq 0.22 - (UTS-1700) /5000。

[0040] 优选地，所述热冲压成形构件的屈服强度为 1300~1600 MPa，抗拉强度为 1700~2050 MPa，延伸率 \geq 5%，断裂应变 \geq 0.22。优选地，所述热冲压成形构件的屈服强度为 1230~1420 MPa，抗拉强度为 1830~2030 MPa，延伸率 \geq 5%，断裂应变 \geq 0.23- (UTS-1750) /5000。

[0041] 优选地，所述热冲压成形构件的屈服强度为 1350~1550 MPa，抗拉强度为 1750~2000 MPa，延伸率 \geq 5%，断裂应变 \geq 0.23。

[0042] 本发明的再一目的在于一种用于热冲压成形构件的预镀层钢板的制造方法，所述方法包括：

a) 退火处理：在涂镀前，将钢板基体加热至在 740~870 $^{\circ}\text{C}$ 范围内的温度并保温 30~300 s，露点在-30~5 $^{\circ}\text{C}$ 的范围内，

所述钢板基体以质量百分数计包含：0.27% \leq C \leq 0.35%、0.70% \leq Mn \leq 1.55%、0.10% \leq Si \leq 0.60%、0.01% \leq Cr \leq 0.70%、0.001% \leq B \leq 0.01%、0.11% \leq Al \leq 0.39%、N \leq 0.006%、0.001% \leq Nb+Ti \leq 0.1%、0.05% \leq V \leq 0.20%、0.001% \leq P \leq 0.100%、0.0001% \leq S \leq 0.100%，Fe \geq 95%以及不可避免的杂质，其中，所述钢板基体的马氏体相变终了温度 Mf 满足：Mf \geq 230 $^{\circ}\text{C}$ ；以及所述钢板基体的淬透性系数 h 由下式计算且满足 h \geq 8.0：

$h=[6.9[Mn]^2+3.2[Si]+22.6[Cr]^2+23.1[Mo]+(13.0[Cr]+2.5[Mo]+9.7)[Ni]+7.9[B] \times 10^3+2.5] \times [C]$; 式中[X]为合金元素的质量百分数。

[0043] 优选地, 所述钢板基体以质量百分数计还包含: $0.01\% \leq W \leq 0.30\%$ 、 $0.01\% \leq Mo \leq 0.30\%$ 、 $0.01\% \leq Ni \leq 0.30\%$ 、 $0.01\% \leq Cu \leq 0.30\%$ 、 $0.01\% \leq Co \leq 0.30\%$ 、 $0.005\% \leq Sn \leq 0.30\%$ 、 $0.005\% \leq Sb \leq 0.100\%$ 、 $0.0001\% \leq Ca \leq 0.01\%$ 、 $0.0001\% \leq Mg \leq 0.01\%$ 、 $0.0001\% \leq Zr \leq 0.01\%$ 和 $0.0001\% \leq REM \leq 0.01\%$ 中的至少一者。

[0044] 优选地, $0.0001\% \leq W+Mo+Ni+Cu+Co+Sn+Sb+Ca+Mg+Zr+REM \leq 0.30\%$ 。

[0045] 优选地, 所述钢板基体以质量百分数计余量为 Fe 以及不可避免的杂质。

[0046] b) 保温处理: 将经退火处理的钢板基体冷却到 $630\sim 670^\circ\text{C}$ 范围内的预定温度并保温一时间 t , 且 $t_{(F+P)} \leq t \leq 100 \text{ s}$, 其中, $t_{(F+P)}$ 为钢板基体加热至不同退火温度后随后冷却至 $630\sim 670^\circ\text{C}$ 时保温生成 70%铁素体和珠光体所需的时间;

c) 热浸镀处理: 将 b) 中经保温的钢板基体浸入加热的镀液中进行热浸镀, 其中, 所述镀液的组成以质量百分数计包含: 9~12 % Si, 2~3% Fe 及余量为 Al 或 Al 合金以及不可避免的杂质, 在该过程中, 镀液温度保持在 $630\sim 670^\circ\text{C}$ 范围内的温度;

d) 在所述钢板基体离开所述镀液后且在所述钢板基体的至少一个表面上的镀液凝固前, 通过气刀吹扫来移除所述至少一个表面上多余的镀液以控制所述至少一个表面上的镀层厚度; 及

e) 将所述钢板基体冷却至室温以获得具有铝或铝合金镀层的预镀层钢板。

[0047] 优选地, $t_{(F+P)} \leq t \leq 60 \text{ s}$; 更优选地, $t_{(F+P)} \leq t \leq 40 \text{ s}$ 。优选地, $t_{(F+P)}$ 不超过 35 s, 更优选地, $t_{(F+P)}$ 不超过 20 s。

[0048] 优选地, 镀液温度不高于 b) 中钢板基体的保温温度。

[0049] 通过在热浸镀处理之前进行脱碳处理 (露点在 $-30\sim 5^\circ\text{C}$ 的范围内, 优选地 $-28\sim -5^\circ\text{C}$), 使得预镀层钢板具有初始低碳区。在后续热冲压过程中, 镀层与钢板基体间的相互扩散导致的初始界面移动首先发生在初始低碳区中。该初始低碳区的存在使得新生成的相互扩散层中极少的碳原子向基体钢板一侧扩散并形成富集, 故而减少了随后冷却时脆性马氏体的生成, 从而有利于提高热冲压成形构件的韧性。

[0050] 本发明在确定 0.27~0.35% 的 C 含量的基础上, 通过合理配比合金成分使得本发明的热冲压成形构件及热冲压成形用钢板的 $M_f \geq 230^\circ\text{C}$ 且 $h \geq 8.0$, 从而获得具备高强度、高韧性和改善的延迟开裂抗性的产品。 $M_f \geq 230^\circ\text{C}$ 避免了在相变过程中生成硬脆的孪晶马氏体, 从而改善马氏体的韧性及延迟开裂抗性。同时, $h \geq 8.0$ 使得热冲压成形用钢板具有充足的淬透

性以在经历热冲压成形过程时能够生成至少 95%的马氏体组织，优选为 97%以上的马氏体，从而保证高强度。两者的结合，使得热冲压构件在保证高强度的同时，具有改善的韧性及延迟开裂抗性。

[0051] 具体而言，本发明旨在获得一种兼具高强度和良好韧性以及延迟开裂抗性的马氏体基体的热冲压构件。通常情况下，钢中的马氏体可分为位错型和孪晶型两种。位错马氏体又叫低碳板条马氏体，形成温度高，其高的位错密度使得碳原子主要富集在位错线上，形成位错气团，并未形成过饱和的间隙固溶，马氏体晶格点阵未发生明显的畸变，为体心立方结构，因此，其高强度主要是通过碳原子与高密度的位错的交互作用实现的。同时，在变形过程中位错可以发生滑移，因此，在具有高强度的同时，位错马氏体具有较高的延性和韧性。相对的，孪晶马氏体，又叫高碳片状马氏体，其形成温度低，大量碳原子在晶格中的过饱和和间隙固溶，导致晶格点阵出现明显畸变，形成体心正方结构以及大量微细孪晶亚结构。过饱和的碳以及微细孪晶使得孪晶马氏体具有超高的强度，但微细孪晶阻碍了位错的滑移，同时，晶格点阵畸变严重，这些均导致了孪晶马氏体的脆性。基于上述考虑，为获得高强度兼具高韧性的马氏体钢材，本发明提出控制材料 C 含量以及其他合金元素的含量结合热冲压生产工艺特征，在保证淬透性的情况下，调整马氏体相变温度，以抑制组织中的脆性的孪晶马氏体的生成。因而，在设计合金配比时不是基于仅高强度或仅高韧性，而是需要同时考虑二者。

[0052] 为了抑制孪晶马氏体的生成，本发明提出对奥氏体强度的控制。这是因为，在马氏体相变时，奥氏体向马氏体的转变主要为切变相变，由马氏体向奥氏体界面迁移而发生，其中，界面迁移的阻力主要来自于奥氏体的强度。奥氏体强度越高，则相界面迁移难度越大，位错难以滑移，使得界面迁移不得不以形成孪晶亚结构的方式来实现，从而导致孪晶马氏体的生成。因此，本发明意识到，为抑制孪晶马氏体生成，需降低奥氏体的强度。在本发明中，主要通过以下两个方面来降低奥氏体的强度。

[0053] 第一、控制 C 含量。众所周知，作为钢中的固溶强化元素，C 可强化奥氏体，因而容易导致孪晶马氏体的生成，恶化最终钢板组织的韧性，因此，为兼顾强度和韧性，本发明将 C 含量控制在 0.27~0.35%的范围内。

[0054] 第二、控制马氏体相变终了温度 M_f 。本发明意识到，钢的马氏体相变温度直接影响孪晶马氏体的生成，且相较于马氏体相变开始温度，马氏体相变终了温度 M_f 对孪晶马氏体的形成影响更加显著。这是因为，马氏体相变虽然开始发生时以生成位错马氏体进行，但是随着温度降低，由于已生成的马氏体对原始奥氏体的挤压，导致奥氏体强度升高，使得位错

滑移难以发生，因而开始生成孪晶马氏体。马氏体相变终止温度 M_f 越低，低温时未转变的奥氏体的强度就越高，因而越容易形成孪晶马氏体。即在 C 含量相同的情况下，较低的 M_f 温度会导致低温时更容易生成孪晶马氏体。因此，为了抑制孪晶马氏体的生成，本发明提出对 M_f 进行控制。对于热冲压成形钢及热冲压成形构件来说，Mn、Cr 等高淬透性元素被大量添加到钢板中以提高淬透性，使得钢板获得更多的马氏体组织以具有高强度。然而，一方面，上述高含量的合金元素添加会降低 M_f 温度，从而导致在相变过程中更容易生成硬脆的孪晶马氏体，其降低构件的韧性并恶化延迟开裂抗性；另一方面，高含量的合金元素带来的淬透性过度提升会增大钢板生产和加工过程的难度，不利于控制生产质量和成本。鉴于此，在 0.27~0.35% 的 C 含量的基础上，本发明通过优化 Mn、Cr 等元素的含量并添加适量提高 M_f 温度的 Al 等元素，同时获得了较高的 M_f ($M_f \geq 230^\circ\text{C}$) 及合适的淬透性系数 h ($h \geq 8.0$)，能够在保证强度的同时通过获得尽可能多的位错马氏体组织来优化马氏体本身的韧性。本发明发现，在合适的 C 含量、淬透性和高的 M_f 温度的协同作用下，冷却过程中的奥氏体强度得到有效控制，从而使得马氏体相变时倾向于生成尽可能多的具有高位错密度的强韧位错马氏体，抑制了脆性孪晶马氏体的生成，从而，最终得到的材料兼具高强度、高韧性及延迟开裂抗性。

[0055] 优选地，可以进一步限定淬透性系数的上限 ($h \leq 13.5$) 以改善可制造性和提高经济效益。具体而言， $h \leq 13.5$ 可以提高材料的制造的经济性，即能够避免在生产制造工序（如连铸、热轧、冷轧和涂镀等）中生成过多的硬脆马氏体相，从而保证铸坯、热卷和涂镀成品卷具有均匀且适宜的硬度，降低了板坯裂纹、冷轧轧制开裂或断带等问题的发生，也改善了冷轧和涂镀后钢板的板型，并且退火或涂镀成品的后续加工（如切边、冲裁、校平）难度也随之降低。因此，通过进一步设定淬透性的上限，既保证热冲压之后的马氏体占比不低于 95%，又确保热冲压之前的钢板具有良好加工性能，同时，钢板生产环节中的热轧板和涂镀/退火板抗拉强度较低，生产成本低。

[0056] 此外，优选地，合金中添加适当含量的 Al 元素以及 Al/N 的比例关系也是本发明的另一重要考虑。一定量的 Al 的添加除了保证较高的 M_f 温度之外，还可以与 N 形成 AlN，起到固 N 效果，从而防止 N 与 B 的结合以确保 B 的提升淬透性的作用。而且因为 AlN 在较低温度下形成，所以形成的 AlN 颗粒尺寸较小且不易长大，不易对钢材韧性造成严重破坏。但是，过多 Al 的添加会明显提高钢材的奥氏体转变终止温度，导致在热冲压加热时不能发生完全奥氏体化，同时，还会造成连铸时结晶器口阻力增大的问题。此外，过多的 Al 也会导致热轧钢板表层形成晶界氧化物聚集，影响酸洗效果。因此，本发明要求控制 Al 含

量范围为 0.11~0.39%。进一步，本发明发现，在 N 含量不超过 0.006%的情况下，控制 $Al/N \geq 65$ 可以使得 Al 的添加在能够保证 B 提高淬透性作用的同时又有效避免了增加连铸环节生产难度以及钢板表面的晶界氧化问题。

[0057] 根据本发明的热冲压成形构件具有充足的韧性和延迟开裂抗性且兼具高强度，展示出良好的轻量化潜力。热冲压成形构件具有下述性能：屈服强度 1200~1450 MPa，抗拉强度 UTS：1750~2100 MPa，延伸率 $\geq 5\%$ ，断裂应变 $\geq 0.22 - (UTS - 1700) / 5000$ 。较高的断裂应变反映出构件具有充足的韧性和延迟开裂抗性，显著降低了构件在热冲压后放置、加工、运输中和焊接过程中或装车后发生延迟开裂的风险。

[0058] 本领域技术人员将理解，上述各个区间内的任一范围或任一值都适用于本发明。

附图说明

[0059] 本发明的实施例、特征和优点将从结合附图的随后描述变得清楚，在附图中：

图 1 是 T1 预镀层钢板冷却过程的相变膨胀曲线及 M_f 温度计算的示意图；

图 2 是在退火温度为 820°C 且保温温度为 647°C 时，T1 预镀层钢板的保温过程的相变膨胀曲线及 $t_{(F+P)}$ 计算的示意图；

图 3 是 T1 预镀层钢板的钢板基体的 SEM 显微组织；

图 4 是 CT1 预镀层钢板的钢板基体的 SEM 显微组织；

图 5 是未回火的 T1 热冲压成形构件的钢板基体的 SEM 显微组织；

图 6 是未回火的 T1 热冲压成形构件的钢板基体的 TEM 显微组织；

图 7 是未回火的热冲压成形构件的马氏体相变终止温度 M_f 与断裂应变的关系图；

图 8 是未回火的 CT1 热冲压成形构件的钢板基体的 TEM 显微组织；

图 9 是未回火的 T5 热冲压成形构件的钢板基体的 SEM 显微组织；及

图 10 是未回火的热冲压成形构件的抗拉强度与断裂应变的关系图。

具体实施方式

[0060] 下面结合示例性实施例来更详细地描述本发明。本文中关于化学元素含量的描述（%）都是指重量百分数。除非特别指出，否则各优选方案可以按照需要自由组合。除非明确说明，否则所有范围均包括端值。本领域技术人员将理解，实施例中记载的数据和各种参数仅是示例性的，并不构成对本发明的限制。

[0061] 本发明的第一示例热冲压成形构件的钢板基体以质量百分数计包含： $0.27\% \leq C \leq 0.35\%$ 、 $0.70\% \leq Mn \leq 1.55\%$ 、 $0.10\% \leq Si \leq 0.60\%$ 、 $0.01\% \leq Cr \leq 0.70\%$ 、 $0.001\% \leq B \leq 0.01\%$ 、 $0.11\% \leq Al \leq 0.39\%$ 、 $N \leq 0.006\%$ 、 $0.001\% \leq Nb+Ti \leq 0.1\%$ 、 $0.05\% \leq V \leq 0.20\%$ 、

0.001% \leq P \leq 0.100%、0.0001% \leq S \leq 0.100%，Fe \geq 95%以及不可避免的杂质，其中，所述钢板基体的淬透性系数 $h\geq 8.0$ 且 $Mf\geq 230^{\circ}\text{C}$ 。

[0062] 优选地，本发明的第二示例热冲压成形构件的钢板基体以质量百分数计包含：0.28% \leq C \leq 0.345%、0.90% \leq Mn \leq 1.45%、0.20% \leq Si \leq 0.50%、0.05% \leq Cr \leq 0.50%、0.0017% \leq B \leq 0.005%、0.15% \leq Al \leq 0.38%、0.002% \leq N \leq 0.0045%、0.02% \leq Nb+Ti \leq 0.06%、0.14% \leq V \leq 0.20%、0.001% \leq P \leq 0.100%、0.0001% \leq S \leq 0.100%、Fe \geq 95%以及不可避免的杂质，其中，所述钢板基体的淬透性系数 $h\geq 8.0$ 且 $Mf\geq 230^{\circ}\text{C}$ 。

[0063] 优选地，本发明的第三示例热冲压成形构件的钢板基体以质量百分数计包含：0.28% \leq C \leq 0.31%、1.05% \leq Mn \leq 1.40%、0.20% \leq Si \leq 0.35%、0.06% \leq Cr \leq 0.15%、0.0018% \leq B \leq 0.004%、0.20% \leq Al \leq 0.36%、N \leq 0.004%、0.002% \leq Nb+Ti \leq 0.05%、0.10% \leq V \leq 0.16%、0.001% \leq P \leq 0.100%、0.0001% \leq S \leq 0.100%、Fe \geq 95%以及不可避免的杂质，其中，所述钢板基体的淬透性系数 $h\geq 8.0$ 且 $Mf\geq 230^{\circ}\text{C}$ 。

[0064] 优选地，第一、第二及第三示例热冲压成形构件的钢板基体以质量百分数计余量为Fe以及不可避免的杂质。

[0065] 进一步优选地，第一、第二及第三示例热冲压成形构件的钢板基体以质量百分数计还包含：0.01% \leq W \leq 0.30%、0.01% \leq Mo \leq 0.30%、0.01% \leq Ni \leq 0.30%、0.01% \leq Cu \leq 0.30%、0.01% \leq Co \leq 0.30%、0.005% \leq Sn \leq 0.30%、0.005% \leq Sb \leq 0.100%、0.0001% \leq Ca \leq 0.01%、0.0001% \leq Mg \leq 0.01%、0.0001% \leq Zr \leq 0.01%和0.0001% \leq REM \leq 0.01%中的至少一者。

[0066] 优选地，0.0001% \leq W+Mo+Ni+Cu+Co+Sn+Sb+Ca+Mg+Zr+REM \leq 0.30%。

[0067] 优选地，本发明的热冲压成形构件的钢板基体以质量百分数计包含：0.27% \leq C \leq 0.35%、0.70% \leq Mn \leq 1.55%、0.10% \leq Si \leq 0.60%、0.01% \leq Cr \leq 0.70%、0.001% \leq B \leq 0.01%、0.11% \leq Al \leq 0.39%、N \leq 0.006%、0.001% \leq Nb+Ti \leq 0.1%、0.05% \leq V \leq 0.20%、0.001% \leq P \leq 0.100%、0.0001% \leq S \leq 0.100%，及下述中的至少一者：0.01% \leq W \leq 0.30%、0.01% \leq Mo \leq 0.30%、0.01% \leq Ni \leq 0.30%、0.01% \leq Cu \leq 0.30%、0.01% \leq Co \leq 0.30%、0.005% \leq Sn \leq 0.30%、0.005% \leq Sb \leq 0.100%、0.0001% \leq Ca \leq 0.01%、0.0001% \leq Mg \leq 0.01%、0.0001% \leq Zr \leq 0.01%和0.0001% \leq REM \leq 0.01%，且0.0001% \leq W+Mo+Ni+Cu+Co+Sn+Sb+Ca+Mg+Zr+REM \leq 0.30%，余量为Fe及不可避免的杂质，其中，所述钢板基体的淬透性系数 $h\geq 8.0$ 且 $Mf\geq 230^{\circ}\text{C}$ 。

[0068] 优选地，本发明的热冲压成形构件的钢板基体以质量百分数计包含：0.28% \leq C \leq

0.345%、 $0.90\% \leq \text{Mn} \leq 1.45\%$ 、 $0.20\% \leq \text{Si} \leq 0.50\%$ 、 $0.05\% \leq \text{Cr} \leq 0.50\%$ 、 $0.0017\% \leq \text{B} \leq 0.005\%$ 、 $0.15\% \leq \text{Al} \leq 0.38\%$ 、 $0.002\% \leq \text{N} \leq 0.0045\%$ 、 $0.02\% \leq \text{Nb}+\text{Ti} \leq 0.06\%$ 、 $0.14\% \leq \text{V} \leq 0.20\%$ 、 $0.001\% \leq \text{P} \leq 0.100\%$ 、 $0.0001\% \leq \text{S} \leq 0.100\%$ ，及下述中的至少一者： $0.01\% \leq \text{W} \leq 0.30\%$ 、 $0.01\% \leq \text{Mo} \leq 0.30\%$ 、 $0.01\% \leq \text{Ni} \leq 0.30\%$ 、 $0.01\% \leq \text{Cu} \leq 0.30\%$ 、 $0.01\% \leq \text{Co} \leq 0.30\%$ 、 $0.005\% \leq \text{Sn} \leq 0.30\%$ 、 $0.005\% \leq \text{Sb} \leq 0.100\%$ 、 $0.0001\% \leq \text{Ca} \leq 0.01\%$ 、 $0.0001\% \leq \text{Mg} \leq 0.01\%$ 、 $0.0001\% \leq \text{Zr} \leq 0.01\%$ 和 $0.0001\% \leq \text{REM} \leq 0.01\%$ ，且 $0.0001\% \leq \text{W}+\text{Mo}+\text{Ni}+\text{Cu}+\text{Co}+\text{Sn}+\text{Sb}+\text{Ca}+\text{Mg}+\text{Zr}+\text{REM} \leq 0.30\%$ ，余量为 Fe 及不可避免的杂质，其中，所述钢板基体的淬透性系数 $h \geq 8.0$ 且 $M_f \geq 230^\circ\text{C}$ 。

[0069] 优选地，本发明的热冲压成形构件的钢板基体以质量百分数计包含： $0.28\% \leq \text{C} \leq 0.31\%$ 、 $1.05\% \leq \text{Mn} \leq 1.40\%$ 、 $0.20\% \leq \text{Si} \leq 0.35\%$ 、 $0.06\% \leq \text{Cr} \leq 0.15\%$ 、 $0.0018\% \leq \text{B} \leq 0.004\%$ 、 $0.20\% \leq \text{Al} \leq 0.36\%$ 、 $\text{N} \leq 0.004\%$ 、 $0.002\% \leq \text{Nb}+\text{Ti} \leq 0.05\%$ 、 $0.10\% \leq \text{V} \leq 0.16\%$ 、 $0.001\% \leq \text{P} \leq 0.100\%$ 、 $0.0001\% \leq \text{S} \leq 0.100\%$ ，及下述中的至少一者： $0.01\% \leq \text{W} \leq 0.30\%$ 、 $0.01\% \leq \text{Mo} \leq 0.30\%$ 、 $0.01\% \leq \text{Ni} \leq 0.30\%$ 、 $0.01\% \leq \text{Cu} \leq 0.30\%$ 、 $0.01\% \leq \text{Co} \leq 0.30\%$ 、 $0.005\% \leq \text{Sn} \leq 0.30\%$ 、 $0.005\% \leq \text{Sb} \leq 0.100\%$ 、 $0.0001\% \leq \text{Ca} \leq 0.01\%$ 、 $0.0001\% \leq \text{Mg} \leq 0.01\%$ 、 $0.0001\% \leq \text{Zr} \leq 0.01\%$ 和 $0.0001\% \leq \text{REM} \leq 0.01\%$ ，且 $0.0001\% \leq \text{W}+\text{Mo}+\text{Ni}+\text{Cu}+\text{Co}+\text{Sn}+\text{Sb}+\text{Ca}+\text{Mg}+\text{Zr}+\text{REM} \leq 0.30\%$ ，余量为 Fe 及不可避免的杂质，其中，所述钢板基体的淬透性系数 $h \geq 8.0$ 且 $M_f \geq 230^\circ\text{C}$ 。

[0070] 本发明所述热冲压成形构件的钢板基体的化学成分详细描述如下：

C: 0.27~0.35%

C 元素是提高钢板强度的最有效的合金元素。对于马氏体钢来说，C 元素作为重要的间隙固溶强化元素，具有显著的固溶强化作用，因此，C 含量低于 0.27% 不能使得马氏体具有足够高的强度。然而，过多的 C 又容易导致脆性孪晶马氏体的生成，因此为了确保马氏体韧性，C 含量不宜过高。此外，高的 C 含量也将恶化材料的焊接性能。最后，钢中 C 含量也显著影响钢的相变特性，特别是 M_f 温度。C 含量越高， M_f 温度越低，而低的 M_f 温度更容易导致硬脆的孪晶马氏体组织生成。因此，为保证构件具有高强度兼具良好的韧性以及焊接性能，本发明的 C 含量在 0.27~0.35% 范围内。为保证钢材获得更优的强度和韧性匹配，优选 C 含量在 0.28~0.345%，更优选 C 含量在 0.28~0.31%。

[0071] Mn: 0.70~1.55%

Mn 具有提高淬透性且显著增加奥氏体稳定性的作用。当合金成分中添加一定含量的 Mn 时，在加热过程中，Mn 可以降低奥氏体转变终了温度，即扩大了完全奥氏体化的温度区

间，而在冷却过程中，则可以推迟铁素体和贝氏体的生成以促进马氏体相变。因此，对于热冲压成形构件来说，通常会在合金中添加一定含量的 Mn。然而，Mn 含量超过 1.55% 时对于强度提高效果不大，反而会造成偏析难以控制并且导致 Mf 温度显著降低，致使热冲压成形构件的韧性和延迟开裂抗性显著降低。因此，本发明的 Mn 含量在 0.70~1.55% 范围内。进一步地，Mn 含量在 0.80~1.45% 范围内。

[0072] $N \leq 0.006\%$

N 是钢中的杂质元素，特别是对于含 B 的钢材，其与 B 结合将显著降低 B 的提高淬透性的作用，因此，需要尽量降低 N 的含量。然而，工业生产中，各类除 N 的工艺均意味着生产成本的上升，因此，综合考虑生产成本，本发明中的 N 含量控制在不超过 0.006%。

[0073] $0.11\% \leq Al \leq 0.39\%$ ， $Al/N \geq 65$

Al 是本发明中的重要元素。首先，Al 是强脱氧元素，常作为钢材熔炼时的脱氧剂。其次，Al 是铁素体稳定元素，可以提高 Mf 温度，即与 C、Mn、Cr 等元素对 Mf 温度的影响相反，因而有助于减少硬脆的孪晶马氏体的生成。再者，Al 可以与 N 形成 AlN，起到固 N 效果，从而防止 N 与 B 的结合，确保 B 的提高淬透性作用。而且由于 AlN 的形成温度较低，所以形成的 AlN 颗粒尺寸较小，不易造成对钢材韧性的严重破坏。为此，希望 Al 含量不低于 0.11%。然而，当 Al 含量过多时，会明显提高钢材的奥氏体转变终了温度，导致在热冲压加热时不能发生完全奥氏体化，同时，还会造成连铸时结晶器口阻力增大以及热轧钢板表层晶界氧化难于酸洗等问题。因此，本发明的 Al 含量在 0.11~0.39% 范围内，优选地在 0.15~0.38% 范围内。此外，本发明发现，可通过 $Al/N \geq 65$ 的限定，进一步控制 Al 元素的含量范围，在保证 B 提高淬透性的作用的同时，又避免增加连铸环节生产难度以及钢板表面的晶界氧化问题。

[0074] Si: 0.10~0.40%

Si 一方面固溶在基体中，具有提高基体强度的作用，另一方面也可作为炼钢过程中的脱氧剂，为此，需添加 0.10% 以上的 Si。然而，较多的 Si 使得钢卷在热轧卷取后的冷却过程中，在不同位置的钢板表面形成不同程度的晶界氧化和脱碳，影响钢卷的酸洗效果，最终影响成品的表面质量，因此，本发明的 Si 含量在 0.10~0.40% 范围内。

[0075] Cr: 0.01~0.40%

Cr 是提高钢材淬透性的元素。同时，Cr 对钢材的抗氧化和防止表面脱碳具有显著效果。然而，较多 Cr 会导致热轧卷表面的氧化皮难以酸洗，影响最终产品的表面质量。因此，本发明的 Cr 含量在 0.01~0.40% 范围内。

[0076] $\text{Si}+\text{Cr}\leq 0.70\%$

鉴于 Si 和 Cr 通过氧化作用恶化了热轧卷的酸洗效果，进而导致成品的表面质量下降。因此，优选地，本发明中期望 Si 和 Cr 之和不高于 0.70%，进一步地，不高于 0.50%。

[0077] B: 0.001~0.01%

B 在热冲压过程中能够偏聚在奥氏体晶界处，从而抑制铁素体的生成，显著提高钢的淬透性，因此，本发明的构件中添加了一定量的 B。但 B 含量过高会导致硼脆，不利于性能。因此，本发明的 B 含量在 0.001~0.01% 范围内。

[0078] $0.001\%\leq\text{Nb}+\text{Ti}\leq 0.1\%$ 且 $0.05\%\leq\text{V}\leq 0.20\%$

V、Nb、Ti 能在钢中形成碳化物，起到晶粒细化和析出强化的作用，同时，上述碳化物的生成消耗了基体中的碳含量，这进一步改善最终产品的强度和韧性。然而，这几种元素的过量添加，不仅不会进一步提升强度和韧性，还会导致生产成本的显著上升。此外，Ti 与 N 具有很强的结合力，会与钢中固溶态的 N 形成 TiN。虽然避免了 N 与 B 元素的结合，保证了 B 的作用，但是由于 TiN 在较高温度下析出，所以在随后板坯冷却过程中容易长成粗大的 TiN 颗粒，不利于钢板韧性。因此，本发明的 Nb 和 Ti 的含量之和为 0.001~0.10%，并且 V 的含量在 0.05~0.20% 范围内。进一步地，Nb 和 Ti 的含量之和在 0.02~0.06% 范围内，并且 V 的含量在 0.11~0.20% 范围内。

[0079] P: 0.001%~0.100%

在钢中，P 是不可避免的元素。一方面 P 作为固溶强化元素可以相对廉价地提高钢板的强度。另一方面，当 P 含量超过 0.100% 时，P 会在晶界处偏聚，从而导致显著的韧性下降等不良影响。因此，P 含量上限不大于 0.100%，优选地不大于 0.050%。此外，考虑到使 P 含量小于 0.001% 会增加冶炼成本，因此，P 含量下限不小于 0.001%，优选地不小于 0.004%。

[0080] S: 0.0001%~0.100%

与 P 相同，S 同样是钢中不可避免的元素，会与钢中的 Mn 反应以 MnS 形式成为钢中的夹杂物。在 S 含量超过 0.100% 时，大量的 MnS 将显著损害钢的延性和韧性，使得加工性劣化。因此，S 含量上限不大于 0.100%，优选地不大于 0.015%。同样，考虑到使 S 含量低于 0.0001% 会增加冶炼成本，因此，S 含量下限不小于 0.0001%，优选地不小于 0.0005%，更优选地不小于 0.001%。

[0081] 另外，对热冲压成形构件的钢板基体中可含的其他元素进行说明。

[0082] W、Mo、Ni、Cu、Co: 0.01~0.30%

W、Mo、Ni、Cu、Co 的添加可提升钢材的淬透性，但这几种合金元素的添加均会带来合金成本的增加，因此，在材料中仅适量添加。同时，Ni、Cu 和 Co 还具有改善材料韧性的好处。当各元素的含量不小于 0.01% 时，即可表现出上述有益的效果。因此，优选地，该 5 种元素的含量下限分别不小于 0.01%。同时，考虑材料合金的经济性，优选地，该 5 种元素的含量上限分别不大于 0.30%。在这种情况下，在能够改善韧性的同时，确保对钢材的淬透性影响较小，保证钢材的可加工性。

[0083] Sn: 0.005~0.30%，Sb: 0.005~0.100%

当 Sn 和 Sb 含量不小于 0.005% 时能够表现出改善镀层的润湿性的效果。因此，Sn、Sb 的含量下限优选地分别为不小于 0.005%。不过，在含有超过 0.300% 的 Sn 和/或含有超过 0.100% 的 Sb 的情况下，会导致材料韧性变差。因此，Sn 的含量优选地不大于 0.300%，Sb 的含量优选地不大于 0.100%。

[0084] Ca: 0.0001~0.01%，Mg: 0.0001~0.01%，Zr: 0.0001~0.01%，REM: 0.0001~0.01%

不小于 0.0001% 的 REM (Rare Earth Metal: 稀土元素) 能够在钢中起到净化钢液、改变钢中杂质的形态和分布、细化晶粒的作用。Ca、Mg、Zr 通过分别不小于 0.0001% 的含量，能够实现细化夹杂物的效果，从而改善材料的性能。因此，Ca、Mg、Zr、REM 的含量优选分别为不小于 0.0001%。另一方面，各元素的含量超过 0.01% 时，上述效果饱和。因此，Ca、Mg、Zr、REM 的含量分别优选为不大于 0.01%。

[0085] 优选地，出于考虑合金的成本，W、Mo、Ni、Cu、Co、Sn、Sb、Ca、Mg、Zr 和 REM 元素的含量之和：在 0.0001%~0.30% 范围内。总体而言，本发明的钢板基体可能含有 W、Mo、Ni、Cu、Co、Sn、Sb、Ca、Mg、Zr 和 REM 等元素，这些元素的存在不影响本发明的技术问题的解决。

[0086] 在本实施方式中，对于热冲压成形构件的钢板基体的其他成分没有特别限定。例如，有时从废料中混入 As 等元素，但是如果是通常范围则不会影响热冲压成形用钢板的钢板基体的特性。

[0087] 为保证构件的高强度，在高 C 含量的情况下，还希望钢板经热冲压成形后获得尽可能多的马氏体组织，因此，需要保证钢板具备充分的淬透性。经大量实验验证，本发明的构件的淬透性系数 h 应不小于 8.0，以确保生成充足的马氏体相（以面积百分数计不少于 95%）并获得不低于 1700 MPa 的抗拉强度。同时，为了在高强度的情况下使得热冲压成形构件还具备改善的韧性和延迟开裂抗性，本发明提出使构件还需具有高的 M_f 温度。具体解

释如下。

[0088] 通常情况下，为了提高材料的强度，会增加 C、Mn、Cr 等合金元素的含量，这些合金元素均为稳定奥氏体化元素，使得奥氏体可以在更低的温度存在，即增加奥氏体的强度。由于马氏体相变为切变机制，所以当奥氏体强度较低时，位错滑移容易发生，马氏体相变以位错变形为主，生成位错型板条马氏体；当奥氏体强度较高时，马氏体相变以孪晶变形为主，生成孪晶马氏体。因此，若不合理控制，钢中较高的 C、Mn、Cr 等合金元素将使得马氏体相变终了温度降低，奥氏体强度提高，更倾向于生成硬脆的孪晶马氏体，损害钢材的韧性，这也是抗拉强度不小于 1700 MPa 的热冲压成形构件在热冲压后放置、运输过程以及后续焊装过程中易发生延迟开裂失效的重要原因之一。因此，本发明强调，在开发强度达 1700 MPa 以上的热冲压成形构件时，在合适的 C 含量的情况下，需要合理配比其他合金元素，才能同时满足淬透性和 M_f 温度要求，使得在获得高强度的同时，获得高韧性和改善的延迟开裂抗性。具体而言，调整 Mn、Cr 等元素的含量以在确保淬透性的基础上减弱其降低马氏体相变终了温度的作用，并添加适量 Al 等提高 M_f 温度的合金元素，从而获得足够高的 M_f 温度。本发明发现，利用 0.27~0.35% 的 C 含量、 $M_f \geq 230^\circ\text{C}$ 和 $h \geq 8.0$ 的淬透性，马氏体相变将在较高温度发生，奥氏体强度得到有效控制，从而使得马氏体相变倾向于生成尽可能多的具有高位错密度的位错马氏体，抑制了脆性孪晶马氏体的生成，从而，最终的材料兼具高强度、高韧性和改善的延迟开裂抗性。进一步地， M_f 温度在 235°C 以上时，钢板的韧性和延迟开裂问题将进一步被改善。

[0089] 优选地，为改善热冲压成形用钢板的可制造性，钢板的淬透性不宜过高，以避免在钢板的生产工序（如连铸、热轧和涂镀等）中生成过多的硬脆马氏体相，保证铸坯、热卷和涂镀成品卷具有均匀且适宜的硬度，降低板坯裂纹、冷轧轧制开裂或断带等问题的发生，也改善冷轧和涂镀过程的板型，同时，预涂镀钢板的后续加工（如切边、冲裁、校平）难度也随之降低。因此，经大量实验验证，本发明的构件的淬透性系数 h 应不大于 13.5，进一步地，不大于 12.5，更近一步地，不大于 11.5，从而使得获得的热冲压成形构件兼顾高的机械性能及改善的可制造性。

[0090] 所述热冲压成形构件由内至外由钢板基体和外层组成。当用于热冲压成形的钢板的表面上无预镀层时，在热冲压过程中，所述表面会形成一定厚度的脱碳层，该脱碳层即为上述外层。一定厚度的脱碳层的存在，保证了构件具有良好的弯曲韧性。但较厚的脱碳层不只对构件的强度有损害，还会降低 VDA 弯曲实验的峰值力。因此，本发明的脱碳层厚度为 $1\sim 20\ \mu\text{m}$ 且脱碳层厚度定义如下：通过维氏硬度测试，从维氏硬度等于钢板基体的中心处

的硬度的 50%处至热冲压成形构件的表面。当用于热冲压成形的钢板的表面上有铝或铝合金预镀层时，在热冲压过程中，铝或铝合金预镀层和钢板基体中的元素会发生扩散，形成相互扩散层和 Fe 和 Al 金属间化合物层。这时，所述热冲压成形构件的外层是由相互扩散层和在相互扩散层外侧的 Fe 和 Al 金属间化合物层构成的镀层且厚度为 5~40 μm ，其中，相互扩散层的厚度为 4~15 μm 并且相互扩散层主要为富含 Al、Si 的 α -Fe，其中 Fe 含量以重量计大于等于 70%。

[0091] 通过上述合金设计后，以面积百分数计，所述构件的钢板基体的微观组织由如下构成：小于 5%的贝氏体、小于 3%的奥氏体、小于 3%的铁素体，剩余部分为位错马氏体以及小于 0.4%的 V、Nb、Ti 等形成的碳化物和/或氮化物。优选地，为了进一步提高强度和韧性，显微组织中的非马氏体相越少越好，要求贝氏体、铁素体及残余奥氏体的总和不超过 5%。此外，弥散细小的 V、Nb、Ti 等形成的微合金碳化物和/或氮化物具有析出强化、晶粒细化以及消耗马氏体中的 C 从而改善马氏体韧性等作用，因此，为达到上述效果，V、Nb、Ti 等形成的微合金碳化物和/或氮化物的平均尺寸需控制在 2~30 nm，含量在 0.05~0.4%范围内。

[0092] 基于上述的合金设计和显微组织特征，本发明的热冲压成形构件展示出超高的强度、良好的塑性和韧性：1200~1450 MPa 的屈服强度，1750~2100 MPa 的抗拉强度 UTS，不低于 5%的延伸率、且不小于 $0.22 - (\text{UTS} - 1700) / 5000$ 的断裂应变；优选地，1230~1420 MPa 的屈服强度、1830~2030 MPa 的抗拉强度 UTS、且不小于 $0.23 - (\text{UTS} - 1750) / 5000$ 的断裂应变。经过回火处理后，本发明的热冲压成形构件具有下述性能：1300~1600 MPa 的屈服强度，1700~2050 MPa 的抗拉强度 UTS，不低于 5%的延伸率，且不小于 0.22 的断裂应变；优选地，1350~1550 MPa 的屈服强度，1750~2000 MPa 的抗拉强度，不小于 0.23 的断裂应变。所述回火处理如下：150~230°C 的温度下保温 30~80 min 后出炉冷却。

[0093] 本发明还提供了一种用于生产上述热冲压成形构件的热冲压成形用钢板，其特征在于，该热冲压成形用钢板的钢板基体以质量百分数计包含： $0.27\% \leq C \leq 0.35\%$ 、 $0.70\% \leq \text{Mn} \leq 1.55\%$ 、 $0.10\% \leq \text{Si} \leq 0.60\%$ 、 $0.01\% \leq \text{Cr} \leq 0.70\%$ 、 $0.001\% \leq \text{B} \leq 0.01\%$ 、 $0.11\% \leq \text{Al} \leq 0.39\%$ 、 $\text{N} \leq 0.006\%$ 、 $0.001\% \leq \text{Nb} + \text{Ti} \leq 0.1\%$ 、 $0.05\% \leq \text{V} \leq 0.20\%$ 、 $0.001\% \leq \text{P} \leq 0.100\%$ 、 $0.0001\% \leq \text{S} \leq 0.100\%$ ， $\text{Fe} \geq 95\%$ 以及不可避免的杂质，其中，所述钢板基体的 M_f 满足 $M_f \geq 230^\circ\text{C}$ 且淬透性系数 h 满足 $h \geq 8.0$ 。

[0094] 优选地，所述热冲压成形用钢板的钢板基体以质量百分数计还包含： $0.01\% \leq \text{W} \leq 0.30\%$ 、 $0.01\% \leq \text{Mo} \leq 0.30\%$ 、 $0.01\% \leq \text{Ni} \leq 0.30\%$ 、 $0.01\% \leq \text{Cu} \leq 0.30\%$ 、 $0.01\% \leq \text{Co} \leq$

0.30%、 $0.005\% \leq \text{Sn} \leq 0.30\%$ 、 $0.005\% \leq \text{Sb} \leq 0.100\%$ 、 $0.0001\% \leq \text{Ca} \leq 0.01\%$ 、 $0.0001\% \leq \text{Mg} \leq 0.01\%$ 、 $0.0001\% \leq \text{Zr} \leq 0.01\%$ 和 $0.0001\% \leq \text{REM} \leq 0.01\%$ 中的至少一者。

[0095] 优选地， $0.0001\% \leq \text{W} + \text{Mo} + \text{Ni} + \text{Cu} + \text{Co} + \text{Sn} + \text{Sb} + \text{Ca} + \text{Mg} + \text{Zr} + \text{REM} \leq 0.30\%$ 。

[0096] 优选地，所述热冲压成形用钢板的钢板基体以质量百分数计余量为 Fe 以及不可避免的杂质。

[0097] 优选地，所述热冲压钢板为预镀层钢板，即钢板基体的外侧涂覆有铝或铝合金镀层。为降低成品强度改善其加工性能，经涂镀后冷至室温时，钢板的显微组织应以铁素体和珠光体为主，尽量避免生成马氏体相，使其占比低于 30%，优选不超过 10%。如前所述，可通过降低 h 的上限来尽量避免在钢板加工过程中生成马氏体。铁素体和珠光体的组织使得钢板的硬度较低，10 点维氏硬度的平均值不超过 300 HV0.3，优选地，不超过 260 HV0.3。优选地，铝或铝合金预镀层厚度为 5~20 μm 。

[0098] 上述预镀层钢板的制造方法包括：

a) 在涂镀前，将具有上述成分的钢板基体在 H_2 体积百分数为 2~12% 的 H_2 和 N_2 的环境气氛中加热至 740~870°C 并保温 30~300 s 进行退火处理，露点在 -30~5°C；露点过高将导致钢板表面氧化严重，影响涂镀质量，而低的露点则无法带来有益的表面脱碳效果；

b) 将经退火处理的钢板基体冷却到 630~670°C 范围内的预定温度并保温一定时间 t ，且 $t_{(\text{F}+\text{P})} \leq t \leq 100$ s，其中， $t_{(\text{F}+\text{P})}$ 为上述成分的钢板基体加热至不同退火温度后快速冷却至 630~670°C 保温生成 70% 铁素体和珠光体的时间；

通常情况下，涂镀产线各阶段长度是固定的，通过调整钢板的行进速度可以对钢板在各阶段的停留时间进行调整。一方面，为保证钢板具有以铁素体和珠光体为主的组织特征并保证马氏体的含量在 30% 以下，需要在钢板浸入镀液前进行充分保温以发生足够的铁素体和珠光体转变。保温时间 t 应不低于钢板基体在加热至不同退火温度后快速冷却至 630~670°C 保温生成 70% 铁素体和珠光体的时间 $t_{(\text{F}+\text{P})}$ 。另一方面，过低的钢板行进速度将显著降低生产效率，造成制造成本上升。因此，保温时间 t 不宜超过 100 s，优选地不超过 60 s，更优选地不超过 40 s。

[0099] c) 将 b) 中保温后的钢板基体浸入加热的镀液中进行热浸镀，其中，所述镀液的组成以质量百分数计包含：9~12% Si，2~3% Fe 及余量为 Al 或 Al 合金以及不可避免的杂质，在该过程中，镀液温度保持在 630~670°C；优选，镀液温度应不高于 b) 中的保温温度，以免钢板浸入镀液后，镀液温度降低，造成较多的 Fe 渣，影响预涂镀质量；

d) 在所述钢板基体离开所述镀液后且在所述钢板基体的至少一个表面上的镀液凝固前，通

过气刀吹扫来移除所述至少一个表面上多余的镀液以控制所述至少一个表面上的预镀层厚度；及

e) 将经涂镀的钢板基体冷却至室温以获得具有铝或铝合金预镀层的预镀层钢板。

[0100] 通过确保钢板基体的组织特征以铁素体和珠光体为主，本发明的生产方法在提高生产效率的同时，降低了板坯裂纹、冷轧轧制开裂或断带等问题的发生，也改善了冷轧和涂镀后钢板的板型，使得退火或涂镀成品的后续加工（如切边、冲裁、校平）难度也随之降低。

[0101] 下面将参考示例性实施例来更详细地描述本发明。以下实施例或实验数据旨在示例性地说明本发明，本领域的技术人员应该清楚的是本发明不限于这些实施例或实验数据。

[0102] 准备具有表 1 所示组分的钢板，相应的制造工艺如下：

钢材经如下工艺制备成为实验钢板，即：

a) 炼钢：按照表 1 成分由真空感应炉、电炉或转炉冶炼，利用连铸技术生产铸坯，或直接采用薄板坯连铸连轧工艺；

b) 热轧：将钢坯加热至 1200℃保温 2 小时后在 800℃~1200℃进行热轧，并在 600℃进行卷取，形成热轧钢卷，并对热轧卷进行酸洗以清除热轧过程中产生的氧化皮；

c) 冷轧：将经过酸洗的热轧卷进行冷轧，冷轧压下量为 30%~70%，得到厚度为 1.2 mm 的冷轧钢卷。

[0103] 表 1 钢板基体的化学成分（wt.%，余量为 Fe 和其他不可避免的杂质元素）

试样 编号	T1	T2	T3	T4	T5	T6	T7	T8	CT1	CT2	CT3
C	0.299	0.281	0.304	0.343	0.301	0.292	0.283	0.307	0.312	0.33	0.331
Si	0.27	0.28	0.27	0.22	0.27	0.26	0.27	0.26	0.33	0.15	0.32
Mn	1.45	1.24	1.08	0.92	1.42	1.43	1.29	1.02	1.79	1.60	1.52
Cr	0.05	0.25	0.12	0.15	0.06	0.07	0.29	0.15	0.26	0.24	0.45
Al	0.36	0.38	0.16	0.20	0.15	0.33	0.37	0.19	0.59	0.45	0.30
Ti		0.03					0.03			0.025	
Nb	0.025	0.025	0.025	0.025	0.025	0.021	0.027	0.021	0.038		0.015
B	0.0017	0.0028	0.0021	0.003	0.0018	0.0020	0.0024	0.0022	0.0025	0.0025	0.0028
N	0.0041	0.0032	0.0022	0.0026	0.0035	0.0045	0.0030	0.0024	0.0027	0.0027	0.0040
V	0.14	0.14	0.15	0.16	0.14	0.18	0.14	0.17	0.16	0.15	0.12
P	0.015	0.019	0.011	0.021	0.014	0.013	0.018	0.013	0.014	0.013	0.023
S	0.008	0.006	0.009	0.007	0.008	0.005	0.006	0.009	0.005	0.009	0.008
其他						Mo: 0.1 Sn: 0.01 Mg: 0.002	Ni: 0.1 Sb: 0.006 Ca: 0.002	Cu: 0.1 Co: 0.1 REM: 0.002			
Al/N	87.80	118.75	72.73	76.92	42.86	73.33	123.33	79.12	218.52	166.67	75.00
h	9.38	10.55	8.61	11.41	9.51	10.41	10.49	8.72	14.65	13.76	15.28
Mf	244	260	251	240	237	243	259	251	217	225	210

[0104] T1~T8 为本发明的实施例，CT1~CT3 为对比例。其中，h 是根据本发明文中公式计算所得，而 Mf 温度则采用 DIL805A 相变仪参考《YB/T 5127-2018 钢的临界点测定》标准测得，具体测试方法如下：

将试样以 10°C/s 的加热速度加热至 930°C，保温 300 s 后，以 30°C/s 的冷却速度冷却至 100°C 以下。记录整个冷却过程中的试样的长度方向上的膨胀变形量，通过杠杆原理获得发生 95% 马氏体相变对应的温度作为马氏体相变终了温度 Mf。图 1 示例性地说明了 T1 实验钢板的 Mf 温度测试。

[0105] 将 T1~T8 以及 CT1~CT3 按照表 2 的参数执行前述预镀层钢板的制造方法，其中，镀液的组成包含以质量百分数计：9~12 % Si，2~3% Fe 及余量为 Al 以及不可避免的杂质，镀液温度保持在 630~670°C。之后，对预镀层钢板的钢板基体进行维氏硬度检测：压头载荷为 0.3 kg · F，测试结果为 10 点平均值。表 2 中的 $t_{(F+P)}$ 是采用 DIL805A 相变仪模拟对应的预镀层钢板的制造方法获得的，图 2 示例性地说明了 T1 预镀层钢板在退火温度为 820°C 且保温温度为 647°C 时，保温过程的相变膨胀曲线及 $t_{(F+P)}$ 计算方法。图 3 和图 4 示出了所获得的 T1 和 CT1 预镀层钢板的钢板基体的显微组织。

[0106] 表 2 预镀层钢板的制造参数及其硬度

试样编号	退火温度 / °C	露点 / °C	保温温度 / °C	$t_{(F+P)}$ / s	保温时间 t / s	涂镀温度 / °C	镀后平均冷速 / °C·s	HV0.3 10 点平均值
T1	820	-10	647	16	35	645	25	227
T2	810	-20	655	13	35	650	25	254
T3	790	-28	652	10	35	650	25	232
T4	830	-5	664	17	35	650	25	239
T5	845	-10	647	16	35	655	25	275
T6	820	-11	647	18	35	645	25	230
T7	810	-18	655	13	35	650	25	249
T8	790	-30	655	11	35	650	25	236
CT1	810	-20	655	55	35	650	25	330
CT2	810	-20	655	37	35	650	25	310
CT3	810	-20	655	60	35	650	25	335

[0107] 如图 3 所示，T1 预镀层钢板的钢板基体以铁素体和珠光体为主，马氏体含量少于 5%。T1 的典型显微组织适用于 T2~T8 预镀层钢板的钢板基体。该显微组织与 T1~T8 预镀层钢板的钢板基体的硬度（227~275 HV0.3）相对应。钢板基体以铁素体和珠光体为主是因为热浸镀前的保温时间长于钢板的 $t_{(F+P)}$ ，因此，有足够的时间生成大量铁素体和珠光体，减少或避免了马氏体的生成。

[0108] 相对的，如图 4 所示，CT1 预镀层钢板的钢板基体以马氏体和铁素体为主，马氏体

含量超过 30%，这样的显微组织导致钢板基体的硬度超过 300 HV0.3。CT2~CT3 预镀层钢板也是如此。这是因为，CT1~CT3 的高合金设计使得钢板具有较高的淬透性，其中， h 值达到 13.7~15.3，这使得涂镀工序的退火处理时，铁素体、珠光铁等非马氏体组织较难生成，因此， $t_{(F+P)}$ 时间较长，使得在保温时间短于 $t_{(F+P)}$ 的情况下，在热浸镀前铁素体和珠光体生成量不足，进而在热浸镀后的冷却过程中，冷速较难控制，不可避免会生成较多的马氏体，导致高的钢板基体的硬度，不利于后续加工。特别是 CT3，注意到其所有合金元素成分均在本发明范围，但是预镀层钢板的钢板基体的硬度偏高。这是因为其在设计合金配比时并未考虑到淬透性 h 对于预镀层钢板加工中 $t_{(F+P)}$ 的影响，从而不能有效控制加工过程中马氏体的生成。此外，由于高合金设计，CT1~CT3 的 M_f 温度普遍偏低，生成的马氏体中存在较多硬脆的孪晶马氏体，钢板的加工性能进一步降低。

[0109] 因此，在制造预镀层钢板时，需要结合材料的马氏体相变属性，合理设置热浸镀之前的保温时间 t ，使得 $t_{(F+P)} \leq t \leq 100$ s，从而既能保证生产效率，又能尽量减少马氏体的生成，以便于后续加工。 $t_{(F+P)}$ 优选地不大于 35 s，更优选地， $t_{(F+P)}$ 不大于 20 s 且 t 不大于 60 s。

[0110] 热冲压平板模拟

将冷轧板 T1* 及 T4*（即无预镀层）、T1~T8 预镀层钢板及 CT1~CT3 预镀层钢板进行热冲压平板模拟：在加热炉中加热至 920℃ 保温 300 s，随后将样板转移至压机中，转移时间为 8~12 s，热冲压后以 40℃/s 冷速冷至 200℃ 以下以获得相应的热冲压成形构件。此外，为模拟汽车零部件的涂装烘烤处理，对上述热冲压成形构件进行回火处理，回火工艺参考实际的烘烤工艺，设定为 170℃ 保温 20 min。

[0111] 热冲压成形构件的外层的厚度测量

对于由预镀层钢板热冲压而成的 T1~T8 及 CT1~CT3 热冲压成形构件，其由内之外包括钢板基体和外层，该外层是由相互扩散层和在相互扩散层外侧的 Fe 和 Al 金属间化合物层构成的镀层。在金相显微镜和扫描电镜下观察各构件的钢板基体的显微组织并对镀层进行 EDS 线扫以获得其中的 Fe 含量的变化，以此测量整个镀层厚度及其相互扩散层的厚度，其中，以 70% 的 Fe 含量作为相互扩散层与 Fe 和 Al 金属间化合物层的边界对相互扩散层的厚度进行了测量。

[0112] 对于由冷轧板热冲压而成的 T1* 及 T4* 热冲压成形构件，其由内之外包括钢板基体和外层，该外层为脱碳层，并将其厚度限定为：从热冲压成形构件的表面至硬度为钢板基体的中心处硬度的 50% 的位置处。测量方法如下：

- 1) 利用 0.3 kg · F 的压头载荷对热冲压成形构件的钢板基体的中心处测量；
- 2) 在 1) 之后，减小压头载荷至 0.03 kg · F，从钢板表面向内逐步测量硬度，当测量的硬度为在 1) 中测量的硬度的 50% 时，记录该硬度点位置，并且将该点至构件表面的距离作为脱碳层的厚度。

[0113] 为减小测量误差，所有结果均采用 10 次测量取平均值的方式。

[0114] 上述所有构件的外层厚度和结构测试见表 3。

[0115] 热冲压成形构件的性能测试

按照 GBT228.1 室温拉伸标准和 VDA-238 三点弯曲标准对所获得的未回火和经过回火处理的热冲压成形构进行抗拉强度、延伸率和最大弯曲角的测试。为减小测量误差，最终测试结果均为 3 组测试结果的平均值。

[0116] 弯曲断裂应变测试方法如下：（1）利用静态三点弯曲实验确定构件试样的 VDA 弯曲角 α_{peak} ；（2）基于实验结果，选取至少三组中断弯曲角 α_L （即构件试样在承载状态下的弯曲角）进行中断弯曲实验，保证 $\alpha_L \geq 50\% \alpha_{peak}$ ；（3）当构件试样弯曲至 α_L 时停止加载，测量构件试样在卸载状态下的弯曲角 α_{UL} ；（4）将卸载构件试样放置于光学显微镜下，测量最严重变形区的内、外表面半径 R_i 和 R_o ；（5）根据等式（1）计算出不同 α_{UL} 的卸载状态下的构件试样最严重变形区外表面等效（塑性）应变 ε ，即，构件试样弯曲至 α_L 时构件试样最严重变形区的外表面的等效应变，从而建立 $\varepsilon - \alpha_L$ 关系；（6）根据拟合结果，利用外推方法得出构件试样的弯曲断裂应变 ε （即 α_L 等于 α_{peak} 时的 ε ）：

$$\varepsilon = \frac{2}{\sqrt{3}} \cdot \ln \sqrt{\frac{R_o}{R_i}} \quad (1)$$

未回火处理的热冲压成形构件的最终显微组织、拉伸性能和 VDA 弯曲性能的最终结果见表 3。

[0117] 表 3 未经回火的热冲压成形构件的组织 and 性能测试结果

试样编号	初始表面状态	外层特征及厚度	显微组织 (面积百分数)	拉伸性能			静态三点弯性能	
				屈服强度 MPa	抗拉强度 MPa	延伸率 %	最大弯曲角 °	断裂应变
T1*	无预镀层	脱碳层 4 μm	M>97% P<0.3%	1287	1895	7.2	53.2	0.237
T4*	无预镀层	脱碳层 4 μm	M>97% P<0.3%	1307	1925	5.9	47.5	0.197
T1	T-A: 12 μm	T-B: 18 μm T-D: 6 μm	M>97% P<0.3%	1243	1922	6.7	49.9	0.215
T2	T-A: 8 μm	T-B: 12 μm T-D: 10 μm	M>97% P<0.3%	1311	1855	6.9	51.8	0.232
T3	T-A: 12 μm	T-B: 18 μm T-D: 6 μm	M>97% P<0.3%	1344	1873	6.3	48.6	0.206
T4	T-A: 11 μm	T-B: 16 μm T-D: 7 μm	M>97% P<0.3%	1383	2026	7.2	45.7	0.185
T5	T-A: 13 μm	T-B: 20 μm T-D: 7 μm	铁素体<5% M>95% P<0.3%	1202	1897	6.3	46.5	0.191
T6	T-A: 12 μm	T-B: 18 μm T-D: 6 μm	M>97% P<0.3%	1255	1931	6.5	50.1	0.217
T7	T-A: 9 μm	T-B: 12 μm T-D: 9 μm	M>97% P<0.3%	1302	1870	7.1	51.2	0.231
T8	T-A: 13 μm	T-B: 18 μm T-D: 7 μm	M>97% P<0.3%	1340	1869	6.6	49.6	0.216
CT1	T-A: 10 μm	T-B: 15 μm T-D: 9 μm	M>97% P<0.3% 存在孪晶马氏体	1236	1949	5.3	41.2	0.161
CT2	T-A: 25 μm	T-B: 35 μm T-D: 4 μm	M>97% P<0.3% 存在孪晶马氏体	1302	1937	6.1	43.1	0.175
CT3	T-A: 20 μm	T-B: 28 μm T-D: 7 μm	M>97% P<0.3% 存在孪晶马氏体	1327	1970	4.7	40.5	0.156

注：T-A 指代 Al 预镀层厚度；T-B 指代镀层厚度；T-D 指代相互扩散层厚度；M 指代马氏体；P 指代微合金碳化物。

[0118] 由表 3 可知，所有热冲压成形构件的显微组织均以马氏体为主（占比不少于 95%），微合金碳化物低于 0.3%，尤其，T1~T4，T6~T8 以及 CT1~CT3 构件的显微组织中马氏体含

量达到 97%以上，几乎为全马氏体组织。近乎全马氏体组织得益于各构件充分的淬透性，保证了高强度。仅作为示例，本发明 T1 热冲压成形构件的典型显微组织如图 5 和图 6 所示。可以看出，本发明的构件的显微组织以韧性较好的位错马氏体为主，无孪晶马氏体生成。

[0119] 本发明的 T1~T8、T1*及 T4*构件在具有 1200~1400 MPa 的屈服强度和 1850~2030 MPa 的抗拉强度情况下，最大弯曲角达到 45~53°，断裂应变为 0.18~0.24，兼具高强度和高韧性。

[0120] 本发明的构件兼具高强度和高韧性是由于本发明通过合理的合金元素配比，在满足淬透性 $h \geq 8.0$ 的情况下获得的 Mf 不低于 230℃，如各实施例 T1~T8 的 Mf 达到 235~260℃。因此，经过热变形后，在模具冷却过程中时能够保证至少 95%的马氏体组织且其中无硬脆的孪晶马氏体生成，从而本发明的 T1~T8 构件在高强度的情况下表现出较好的韧性。图 7 示出了所有获得的未回火的热冲压成形构件的 Mf 温度与断裂应变的关系图，可以看出，随着 Mf 温度的提高，韧性呈现升高的趋势。因此，为保证断裂应变不低于 0.18，本发明的 Mf 温度需要不低于 230℃，优选 Mf 温度不低于 235℃。

[0121] 相对的，CT1~CT3 构件在具有 1200~1350 MPa 的屈服强度和 1900~2000 MPa 的抗拉强度情况下，最大弯曲角未达到 45°，且断裂应变低于 0.18，未能兼具高强度和高韧性。

[0122] 得益于高淬透性，CT1~CT3 构件获得了足够的高强度，但其合金设计导致的过大的 h 值以及偏低的 Mf 温度，这将使得 CT1~CT3 构件具有较多硬脆的孪晶马氏体，不利于构件获得足够的韧性。例如，CT1 和 CT2 的 Mf 温度仅为 217℃和 225℃，这是因为二者 Mn 含量分别高达 1.79%和 1.60%（已超出本发明的成分范围），使得即使 0.59%和 0.45%（已超出本发明的成分范围）的高 Al 含量也不足以弥补 Mn 对于 Mf 的降低作用。另外，虽然 CT3 成分在本发明的范围内，但是其元素配比不合理，使得 h 高达 15.28 且 Mf 仅为 210℃。仅作为示例，CT1 构件的典型显微组织如图 8 所示，其中示出了孪晶马氏体，这与低 Mf 的预期影响相对应。故而相比于本发明的 T1~T8 构件，尽管 CT1 构件具有高强度，但韧性表现严重不足。

[0123] 通过对比 T1~T8 构件和 CT1~CT3 构件，为了确保能够在高强度下获得期望的韧性，本发明要求在各元素满足本发明的成分范围的基础上，还必须通过合理配比各合金元素使得 $Mf \geq 230^\circ\text{C}$ 且 $h \geq 8.0$ 。进一步，由表 3 可知， $h \geq 8.0$ 足以获得不少于 95%的马氏体组织。考虑到可制造性和经济效益，本发明优选地将淬透性系数选择为 $8.3 \leq h \leq 13.5$ ，更优选地， $8.5 \leq h \leq 11.5$ ，如 T1~T8 构件。

[0124] 进一步，仅作为示例，图 9 示出了本发明的未回火的 T5 热冲压成形构件的典型显微

组织。通过对比图 5 和图 9 可知, T1 构件的显微组织为典型的板条状位错马氏体组织, 且马氏体比例在 97%以上。相对的, T5 构件的显微组织中存在少量的在先共析铁素体。进而与 T1 构件相比, 在接近的成分下 T5 构件的强度和韧性均偏低。这主要由于与 T1 构件相比, T5 构件的 Al/N 偏低, 未能达到 65, 从而造成 N 未充分与 Al 结合, 而是存在部分 N 与 B 结合, 致使 B 的提高淬透性作用未得到充分发挥, 导致了少量铁素体的生成, 这不利于保证高的强度和较好的韧性。相对的, T1 构件通过添加更多的 Al (0.36%), 使得 $Al/N \geq 65$ 以促进 Al 与 N 的结合, 从而保证钢板中 B 提高淬透性的作用来避免生成铁素体, 同时即使在存在 Ti 的情况下, 也能避免热冲压过程中形成大尺寸 TiN 颗粒, 从而进一步提高构件的强度和韧性。因此, 为了保证更好的固 N 效果从而保证更高的强度和韧性, 本发明优选地在 $0.11\% \leq Al \leq 0.39\%$ 的情况下, 要求 $Al/N \geq 65$ 。

[0125] 此外, 图 10 示出了所有获得的未回火的热冲压成形构件的断裂应变与抗拉强度的关系图, 其中, 本发明的 T1~T8 及 T1*和 T4*构件的断裂应变均不低于 $0.22 \cdot (UTS-1700) / 5000$, 进一步地, 如果 Al/N 比不低于 65, 则本发明的实施例的断裂应变均不低于 $0.23 \cdot (UTS-1750) / 5000$ 。

[0126] 经回火处理的热冲压成形构件的拉伸性能和 VDA 弯曲性能的最终结果见表 4。由表 4 可知, 经回火处理后, 本发明的 T1~T8、T1*及 T4*构件在具有 1320~1520 MPa 的屈服强度和 1780~1940 MPa 的抗拉强度情况下, 最大弯曲角达到 $51 \sim 58^\circ$, 断裂应变为 0.22~0.27, 兼具高强度和高韧性。

[0127] 相对的, 经过回火后, CT1~CT3 构件在具有 1350~1450 MPa 的屈服强度和 1800~1900 MPa 的抗拉强度情况下, 最大弯曲角达到 $47 \sim 50^\circ$ 且断裂应变为 0.19~0.21。尽管回火处理使得 CT1~CT3 构件的内应力得到释放, 其韧性得到一定改善, 但与本发明的实施例相比, CT1~CT3 构件未能兼具高强度和高韧性。

[0128] 表 4 经过回火处理的热冲压成形构件的性能测试结果

试样 编号	拉伸性能		静态三点弯性能		
	屈服强度 MPa	抗拉强度 MPa	延伸率 %	最大弯曲角	断裂应变
T1*	1389	1837	7	57.4	0.270
T4*	1420	1854	6.3	53.1	0.235
T1	1361	1843	6.9	55.6	0.249
T2	1450	1786	7.1	56.9	0.262
T3	1473	1805	6.7	54.8	0.245
T4	1518	1940	7	50.9	0.223
T5	1320	1815	6.6	51.4	0.230
T6	1349	1850	6.8	56.1	0.259
T7	1412	1820	7.5	57.2	0.264
T8	1405	1801	6.9	54.2	0.244
CT1	1354	1862	5.8	48.3	0.201
CT2	1399	1841	6.7	49.5	0.21
CT3	1435	1870	5.8	47.1	0.195

[0129] 延迟开裂测试

测试方法参考 ISO 7539-2: 1995 规定的四点弯曲加荷实验。对 T1~T8 及 CT1~CT3 未经过回火处理的热冲压成形构件分别取样 5 个以进行平行实验。溶液为 0.1 mol/L 的盐酸溶液，按照试样的 70~110%屈服强度进行载荷加载，记录 120 小时不开裂情况下的最大应力，即极限应力以及其与屈服强度的比值，结果列于表 5。

[0130] 表 5 未回火处理的各热冲压成形构件的延迟开裂结果

	酸液 pH 值	屈服强度, MPa	极限应力, MPa	极限应力/屈服强度
T1	1.0±0.1	1243	850	68%
T2	1.0±0.1	1311	950	72%
T3	1.0±0.1	1344	850	63%
T4	1.0±0.1	1383	800	58%
T5	1.0±0.1	1202	750	62%
T6	1.0±0.1	1255	850	68%
T7	1.0±0.1	1302	950	73%
T8	1.0±0.1	1340	850	63%
CT1	1.0±0.1	1236	450	36%
CT2	1.0±0.1	1302	550	42%
CT3	1.0±0.1	1327	650	49%

[0131] 由表 5 可知，即使未经过回火处理，T1~T8 构件的 120 小时不开裂的极限应力达到

750 MPa 以上，极限应力与屈服强度的比值超过 55%，表现出优异的延迟开裂抗性。这是因为 T1~T8 构件在满足淬透性的情况下具有高的 Mf 温度以及合适的 h 值，故而在热变形后的冷却过程中不仅能实现近全马氏体组织，而且能够抑制硬脆的孪晶马氏体生成，从而整体上改善了马氏体韧性，进而改善了延迟开裂抗性。尤其，T1~T3 以及 T6~T8 的 Mf 高于 240℃，使得极限应力与屈服强度的比值超过 60%，进一步改善了构件的延迟开裂抗性。进一步，T2 和 T7 的 Mf 高于 255℃，使得极限应力与屈服强度的比值超过 70%，更进一步改善了构件的延迟开裂抗性。

[0132] 相对的，CT1~CT3 构件的极限应力较低，而且极限应力与屈服强度的比值低于 50%，延迟开裂表现明显差于本发明的实施例。

[0133] 综上，本发明的热冲压成形构件在整体性能上表现出综合的优越性，实现了高强度、高韧性及改善的延迟开裂抗性。

[0134] 以上实施例和实验数据旨在示例性地说明本发明，本领域的技术人员应该清楚的是本发明不仅限于这些实施例，在不脱离本发明保护范围的情况下，可以进行各种变更。

1. 一种热冲压成形用钢板，其中，所述热冲压成形用钢板的钢板基体以质量百分数计包含： $0.27\% \leq C \leq 0.35\%$ 、 $0.70\% \leq Mn \leq 1.55\%$ 、 $0.10\% \leq Si \leq 0.60\%$ 、 $0.01\% \leq Cr \leq 0.70\%$ 、 $0.001\% \leq B \leq 0.01\%$ 、 $0.11\% \leq Al \leq 0.39\%$ 、 $N \leq 0.006\%$ 、 $0.001\% \leq Nb+Ti \leq 0.1\%$ 、 $0.05\% \leq V \leq 0.20\%$ 、 $0.001\% \leq P \leq 0.100\%$ 、 $0.0001\% \leq S \leq 0.100\%$ ，

Fe $\geq 95\%$ 以及不可避免的杂质，

其中，所述钢板基体的马氏体相变终了温度 M_f 满足： $M_f \geq 230^\circ C$ ；以及

所述钢板基体的淬透性系数 h 由下式计算且满足 $h \geq 8.0$ ：

$$h = [6.9[Mn]^2 + 3.2[Si] + 22.6[Cr]^2 + 23.1[Mo] + (13.0[Cr] + 2.5[Mo] + 9.7)[Ni] + 7.9[B] \times 10^3 + 2.5] \times [C]；$$

式中[X]为合金元素的质量百分数。

2. 根据权利要求 1 所述的热冲压成形用钢板，其以质量百分数计还包含： $0.01\% \leq W \leq 0.30\%$ 、 $0.01\% \leq Mo \leq 0.30\%$ 、 $0.01\% \leq Ni \leq 0.30\%$ 、 $0.01\% \leq Cu \leq 0.30\%$ 、 $0.01\% \leq Co \leq 0.30\%$ 、 $0.005\% \leq Sn \leq 0.30\%$ 、 $0.005\% \leq Sb \leq 0.100\%$ 、 $0.0001\% \leq Ca \leq 0.01\%$ 、 $0.0001\% \leq Mg \leq 0.01\%$ 、 $0.0001\% \leq Zr \leq 0.01\%$ 和 $0.0001\% \leq REM \leq 0.01\%$ 中的至少一者。

3. 根据权利要求 2 所述的热冲压成形用钢板，其中， $0.0001\% \leq W+Mo+Ni+Cu+Co+Sn+Sb+Ca+Mg+Zr+REM \leq 0.30\%$ 。

4. 根据权利要求 1 所述的热冲压成形用钢板，其中，所述热冲压成形用钢板的钢板基体以质量百分数计余量为 Fe 及不可避免的杂质。

5. 根据权利要求 3 所述的热冲压成形用钢板，其中，所述热冲压成形用钢板的钢板基体以质量百分数计余量为 Fe 及不可避免的杂质。

6. 根据权利要求 1 或 4 所述的热冲压成形用钢板，其中， $M_f \geq 235^\circ C$ 和/或 $8.3 \leq h \leq 13.5$ 。

7. 根据权利要求 6 所述的热冲压成形用钢板，其中， $8.4 \leq h \leq 12.5$ 。

8. 根据权利要求 7 所述的热冲压成形用钢板，其中， $8.5 \leq h \leq 11.5$ 。

9. 根据权利要求 1 或 4 所述的热冲压成形用钢板，其中、 $0.28\% \leq C \leq 0.345\%$ 和/或 $0.15\% \leq Al \leq 0.38\%$ 。

10. 根据权利要求 9 所述的热冲压成形用钢板，其中， $0.28\% \leq C \leq 0.31\%$ 。

11. 根据权利要求 1 或 4 所述的热冲压成形用钢板，其中， $Al/N \geq 65$ 。

12. 根据权利要求 1 或 4 所述的热冲压成形用钢板，其中， $0.80\% \leq Mn \leq 1.45\%$ 和/或 $Si+Cr \leq 0.70\%$ 。

13. 根据权利要求 1 或 4 所述的热冲压成形用钢板，其中， $0.10\% \leq Si \leq 0.40\%$ ； $0.01\% \leq Cr \leq 0.40\%$ 且 $Si+Cr \leq 0.50\%$ 。

14. 根据权利要求 1 或 4 所述的热冲压成形用钢板, 其中, $0.02\% \leq \text{Nb} + \text{Ti} \leq 0.06\%$ 和/或 $0.05\% \leq \text{V} \leq 0.20\%$ 。

15. 根据权利要求 1 或 4 所述的热冲压成形用钢板, 其中, 所述钢板基体的 10 点维氏硬度的平均值不超过 300 HV0.3。

16. 根据权利要求 1 或 4 所述的热冲压成形用钢板, 其中, 所述钢板基体的微观组织以面积百分数计包含: 马氏体+贝氏体 $\leq 30\%$, 其余为铁素体+珠光体。

17. 根据权利要求 1 或 4 所述的热冲压成形用钢板, 其中, 在所述钢板基体的至少一个表面上, 涂覆有 5~20 μm 的铝合金预镀层。

18. 一种热冲压成形构件, 其由内至外由钢板基体和外层组成, 所述钢板基体以质量百分数计包含: $0.27\% \leq \text{C} \leq 0.35\%$ 、 $0.70\% \leq \text{Mn} \leq 1.55\%$ 、 $0.10\% \leq \text{Si} \leq 0.60\%$ 、 $0.01\% \leq \text{Cr} \leq 0.70\%$ 、 $0.001\% \leq \text{B} \leq 0.01\%$ 、 $0.11\% \leq \text{Al} \leq 0.39\%$ 、 $\text{N} \leq 0.006\%$ 、 $0.001\% \leq \text{Nb} + \text{Ti} \leq 0.1\%$ 、 $0.05\% \leq \text{V} \leq 0.20\%$ 、 $0.001\% \leq \text{P} \leq 0.100\%$ 、 $0.0001\% \leq \text{S} \leq 0.100\%$, $\text{Fe} \geq 95\%$ 以及不可避免的杂质,

其中, 所述钢板基体的马氏体相变终了温度 M_f 满足: $M_f \geq 230^\circ\text{C}$; 以及

所述钢板基体的淬透性系数 h 由下式计算且满足 $h \geq 8.0$:

$$h = [6.9[\text{Mn}]^2 + 3.2[\text{Si}] + 22.6[\text{Cr}]^2 + 23.1[\text{Mo}] + (13.0[\text{Cr}] + 2.5[\text{Mo}] + 9.7)[\text{Ni}] + 7.9[\text{B}] \times 10^3 + 2.5] \times [\text{C}];$$

式中 $[\text{X}]$ 为合金元素的质量百分数。

19. 根据权利要求 18 所述的热冲压成形构件, 所述钢板基体以质量百分数计还包含: $0.01\% \leq \text{W} \leq 0.30\%$ 、 $0.01\% \leq \text{Mo} \leq 0.30\%$ 、 $0.01\% \leq \text{Ni} \leq 0.30\%$ 、 $0.01\% \leq \text{Cu} \leq 0.30\%$ 、 $0.01\% \leq \text{Co} \leq 0.30\%$ 、 $0.005\% \leq \text{Sn} \leq 0.30\%$ 、 $0.005\% \leq \text{Sb} \leq 0.100\%$ 、 $0.0001\% \leq \text{Ca} \leq 0.01\%$ 、 $0.0001\% \leq \text{Mg} \leq 0.01\%$ 、 $0.0001\% \leq \text{Zr} \leq 0.01\%$ 和 $0.0001\% \leq \text{REM} \leq 0.01\%$ 中的至少一者。

20. 根据权利要求 19 所述的热冲压成形用钢板, 其中, $0.0001\% \leq \text{W} + \text{Mo} + \text{Ni} + \text{Cu} + \text{Co} + \text{Sn} + \text{Sb} + \text{Ca} + \text{Mg} + \text{Zr} + \text{REM} \leq 0.30\%$ 。

21. 根据权利要求 18 所述的热冲压成形用钢板, 其中, 所述热冲压成形构件的钢板基体以质量百分数计余量为 Fe 及不可避免的杂质。

22. 根据权利要求 20 所述的热冲压成形用钢板, 其中, 所述热冲压成形构件的钢板基体以质量百分数计余量为 Fe 及不可避免的杂质。

23. 根据权利要求 18 或 21 所述的热冲压成形构件, 其由根据权利要求 2 至 16 中的任一项所述的热冲压成形用钢板制成。

24. 根据权利要求 23 所述的热冲压成形构件, 其中, 所述热冲压成形构件的外层由 1~20 μ

m 的脱碳层构成，在所述脱碳层中，C 含量不超过所述钢板基体的中心处的 C 含量的 50%。

25. 根据权利要求 18 或 21 所述的热冲压成形构件，其由根据权利要求 17 所述的热冲压成形用钢板制成，所述热冲压成形构件的外层是由 4~15 μm 的相互扩散层和在相互扩散层外侧的 Fe 和 Al 金属间化合物层构成的镀层，其中，所述相互扩散层的 Fe 含量以质量百分数计大于等于 70%。

26. 根据权利要求 18 或 21 所述的热冲压成形构件，其中，以面积百分数计，所述钢板基体的微观组织由如下构成：小于 4% 的贝氏体、小于 3% 的奥氏体、小于 3% 的铁素体，剩余部分为位错马氏体以及小于 0.4% 的 V、Nb 或 Ti 形成的微合金碳化物和/或氮化物。

27. 根据权利要求 26 所述的热冲压成形构件，其中，贝氏体+奥氏体+铁素体之和不超过 5%。

28. 根据权利要求 26 所述的热冲压成形构件，其中，以面积百分数计，所述钢板基体的微观组织包含 0.05~0.3% 的 V、Nb 或 Ti 形成的微合金碳化物和/或氮化物，其平均尺寸为 2~20 nm。

29. 根据权利要求 18 或 21 所述的热冲压成形构件，其中，所述热冲压成形构件的屈服强度为 1200~1450 MPa，抗拉强度为 1750~2100 MPa，延伸率 $\geq 5\%$ ，断裂应变 $\geq 0.22 - (UTS - 1700) / 5000$ 。

30. 根据权利要求 18 或 21 所述的热冲压成形构件，其中，所述热冲压成形构件屈服强度为 1300~1600 MPa，抗拉强度为 1700~2050 MPa，延伸率 $\geq 5\%$ ，断裂应变 ≥ 0.22 。

31. 根据权利要求 18 或 21 所述的热冲压成形构件，其中， $Al/N \geq 65$ ，所述热冲压成形构件的屈服强度为 1230~1420 MPa，抗拉强度为 1830~2030 MPa，延伸率 $\geq 5\%$ ，断裂应变 $\geq 0.23 - (UTS - 1750) / 5000$ 。

32. 一种用于生产热冲压成形用钢板的制造方法，所述热冲压成形用钢板的钢板基体以质量百分数计包含： $0.27\% \leq C \leq 0.35\%$ 、 $0.70\% \leq Mn \leq 1.55\%$ 、 $0.10\% \leq Si \leq 0.60\%$ 、 $0.01\% \leq Cr \leq 0.70\%$ 、 $0.001\% \leq B \leq 0.01\%$ 、 $0.11\% \leq Al \leq 0.39\%$ 、 $N \leq 0.006\%$ 、 $0.001\% \leq Nb + Ti \leq 0.1\%$ 、 $0.05\% \leq V \leq 0.20\%$ 、 $0.001\% \leq P \leq 0.100\%$ 、 $0.0001\% \leq S \leq 0.100\%$ ， $Fe \geq 95\%$ 以及不可避免的杂质，

其中，所述钢板基体的马氏体相变终了温度 M_f 满足： $M_f \geq 230^\circ\text{C}$ ；以及

所述钢板基体的淬透性系数 h 由下式计算且满足 $h \geq 8.0$ ：

$$h = [6.9[Mn]^2 + 3.2[Si] + 22.6[Cr]^2 + 23.1[Mo] + (13.0[Cr] + 2.5[Mo] + 9.7)[Ni] + 7.9[B] \times 10^3 + 2.5] \times [C];$$

式中[X]为合金元素的质量百分数，

所述方法包括：

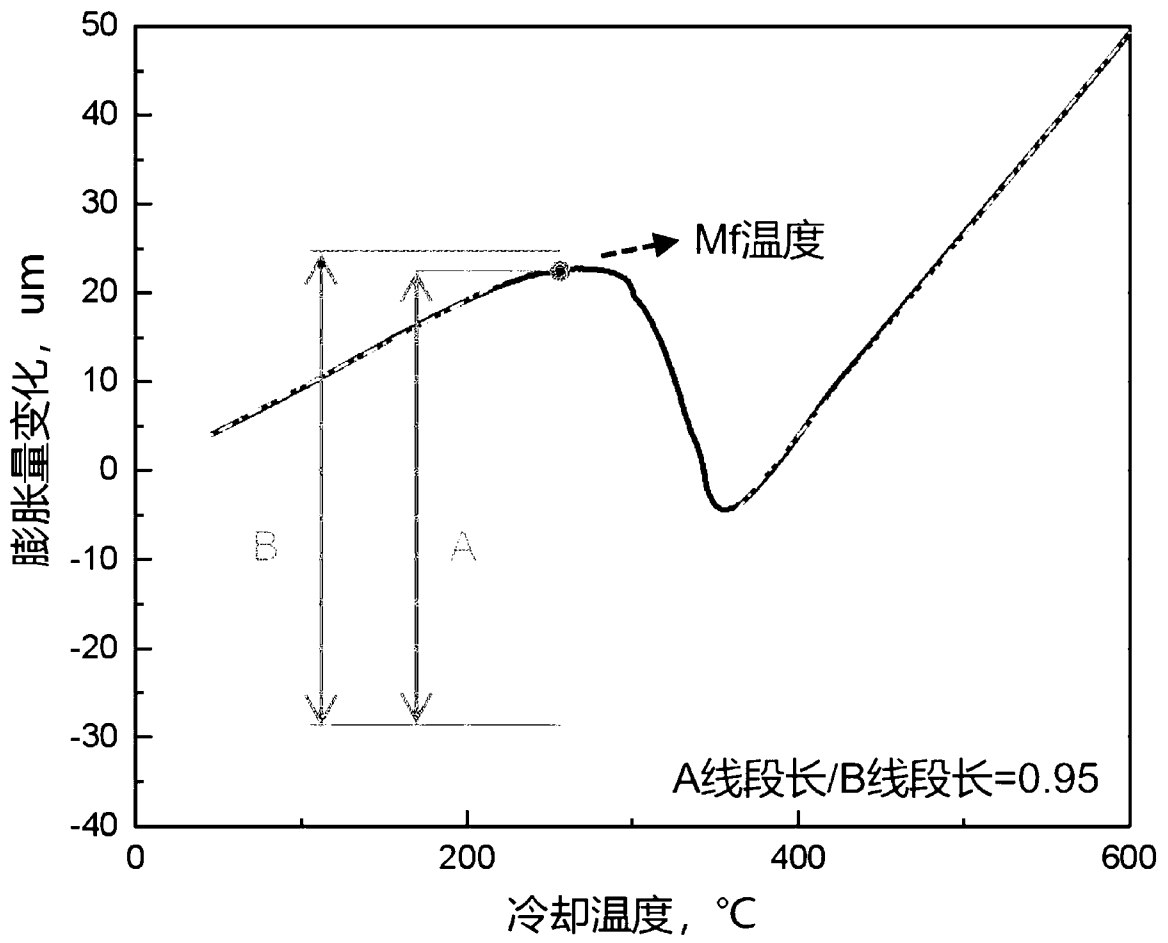
- a) 退火处理：在涂镀前，将钢板基体加热至在 740~870℃范围内的温度并保温 30~300 s，露点在-30~5℃的范围内；
- b) 保温处理：将经退火处理的钢板基体冷却到 630~670℃范围内的预定温度并保温一时间 t ，且 $t_{(F+P)} \leq t \leq 100$ s，其中， $t_{(F+P)}$ 为钢板基体加热至不同退火温度后随后冷却至 630~670℃时保温生成 70%铁素体和珠光体所需的时间；
- c) 热浸镀处理：将 b) 中经保温的钢板基体浸入加热的镀液中进行热浸镀，其中，所述镀液的组成以质量百分数计包含：9~12 % Si，2~3% Fe 及余量为 Al 或 Al 合金以及不可避免的杂质，在该过程中，镀液温度保持在 630~670℃范围内的温度；
- d) 在所述钢板基体离开所述镀液后且在所述钢板基体的至少一个表面上的镀液凝固前，通过气刀吹扫来移除所述至少一个表面上多余的镀液以控制所述至少一个表面上的预镀层厚度；及
- e) 将所述钢板基体冷却至室温以获得具有铝或铝合金预镀层的预镀层钢板。

33. 根据权利要求 32 所述的用于生产热冲压成形用钢板的制造方法，其中，所述热冲压成形用钢板的钢板基体以质量百分数计还包含： $0.01\% \leq W \leq 0.30\%$ 、 $0.01\% \leq Mo \leq 0.30\%$ 、 $0.01\% \leq Ni \leq 0.30\%$ 、 $0.01\% \leq Cu \leq 0.30\%$ 、 $0.01\% \leq Co \leq 0.30\%$ 、 $0.005\% \leq Sn \leq 0.30\%$ 、 $0.005\% \leq Sb \leq 0.100\%$ 、 $0.0001\% \leq Ca \leq 0.01\%$ 、 $0.0001\% \leq Mg \leq 0.01\%$ 、 $0.0001\% \leq Zr \leq 0.01\%$ 和 $0.0001\% \leq REM \leq 0.01\%$ 中的至少一者，其中： $0.0001\% \leq W+Mo+Ni+Cu+Co+Sn+Sb+Ca+Mg+Zr+REM \leq 0.30\%$ 。

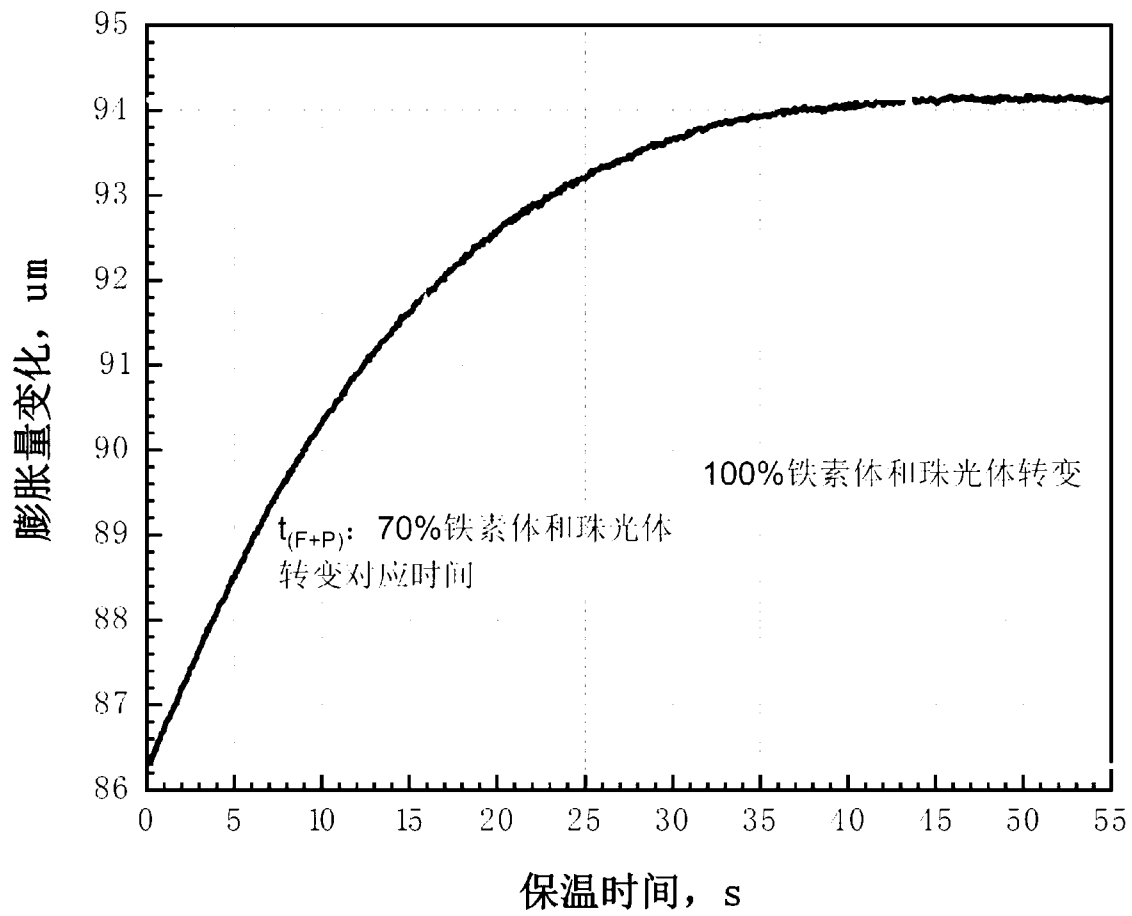
34. 根据权利要求 32 或 33 所述的用于生产热冲压成形用钢板的制造方法，其中，所述热冲压成形用钢板的钢板基体以质量百分数计余量为 Fe 及不可避免的杂质。

35. 根据权利要求 32 或 33 所述的制造方法，其中， $t_{(F+P)} \leq t \leq 60$ s 和/或 $t_{(F+P)} \leq 35$ s。

36. 根据权利要求 32 或 33 所述的制造方法，其中， $t_{(F+P)} \leq t \leq 40$ s 和/或 $t_{(F+P)} \leq 20$ s。



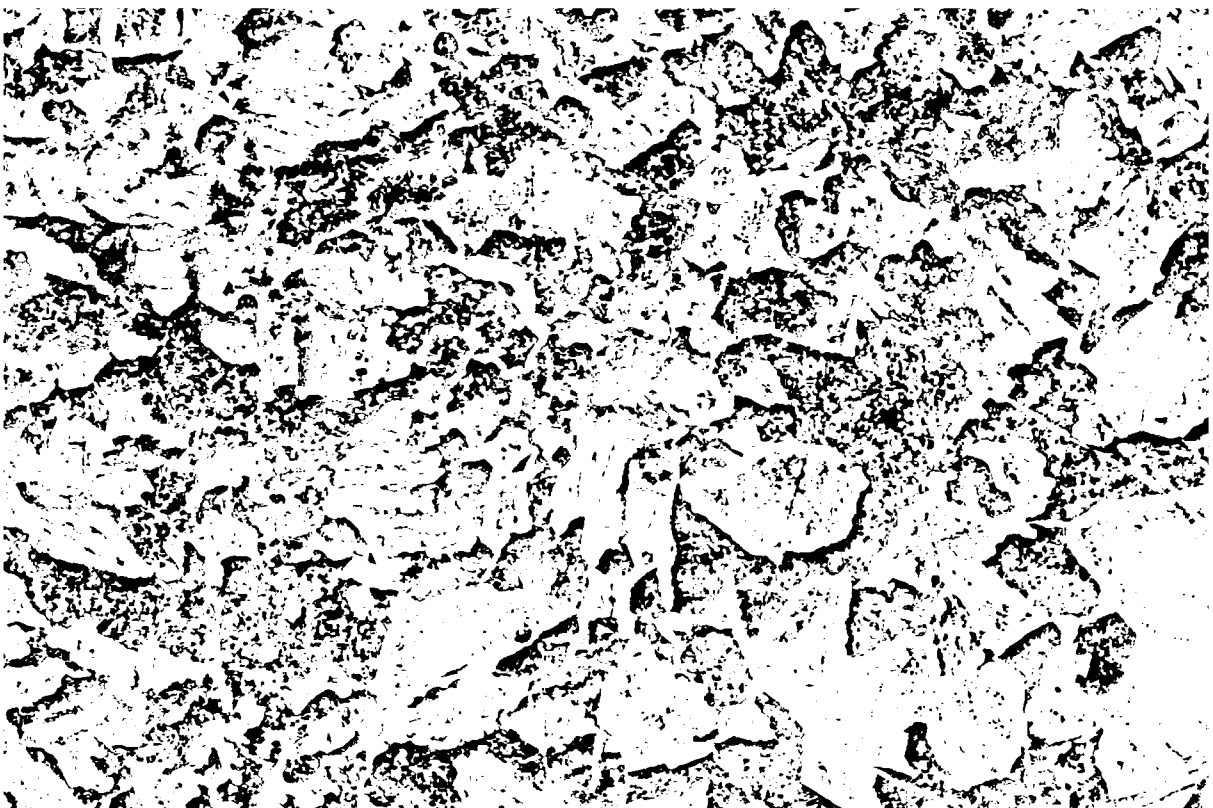
【图号】 图 1



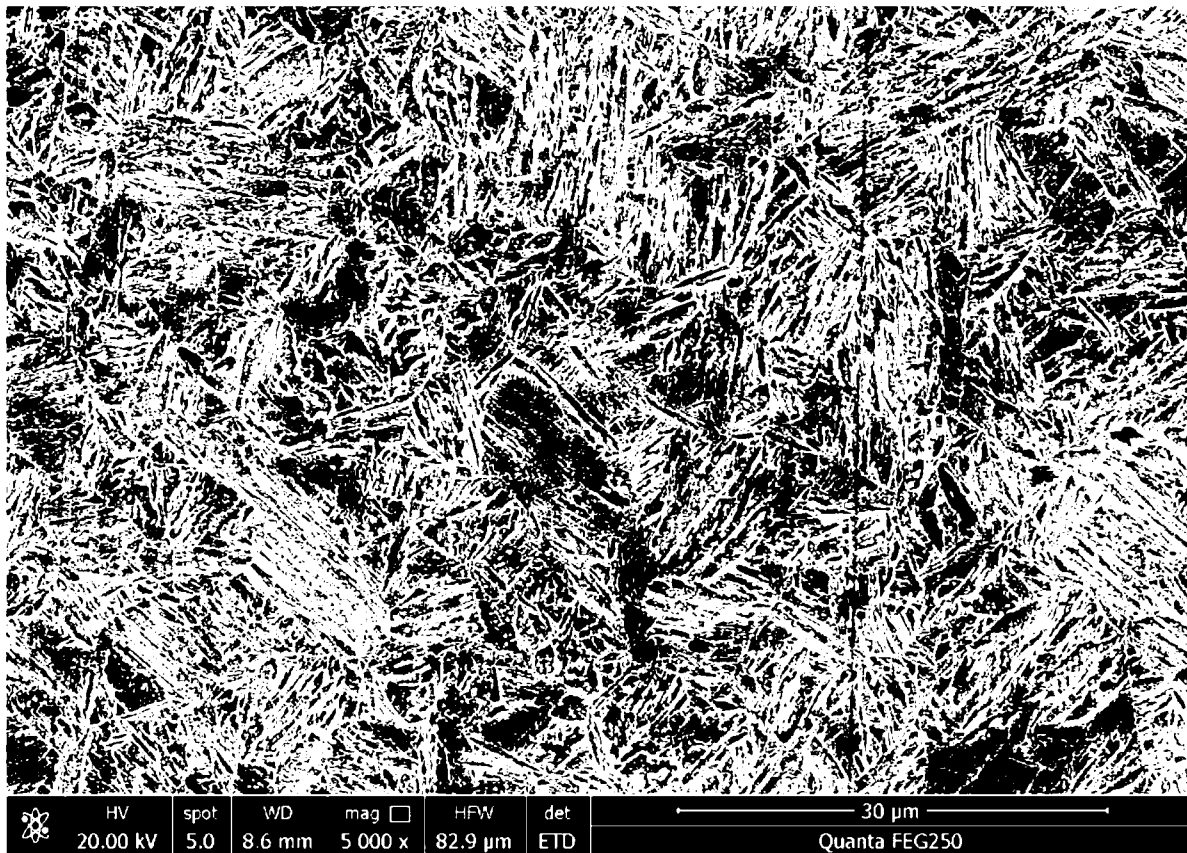
【图号】 图 2



【图号】 图 3



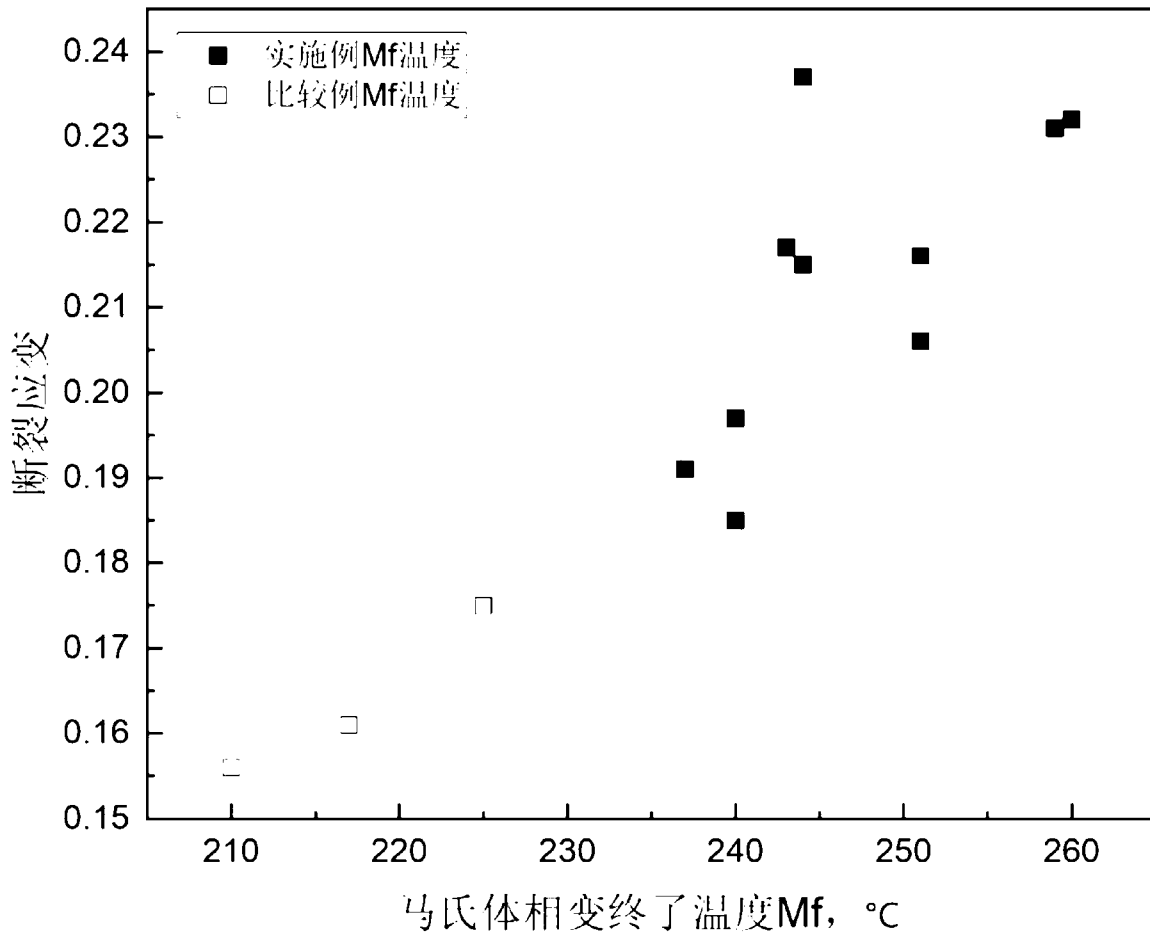
【图号】 图 4



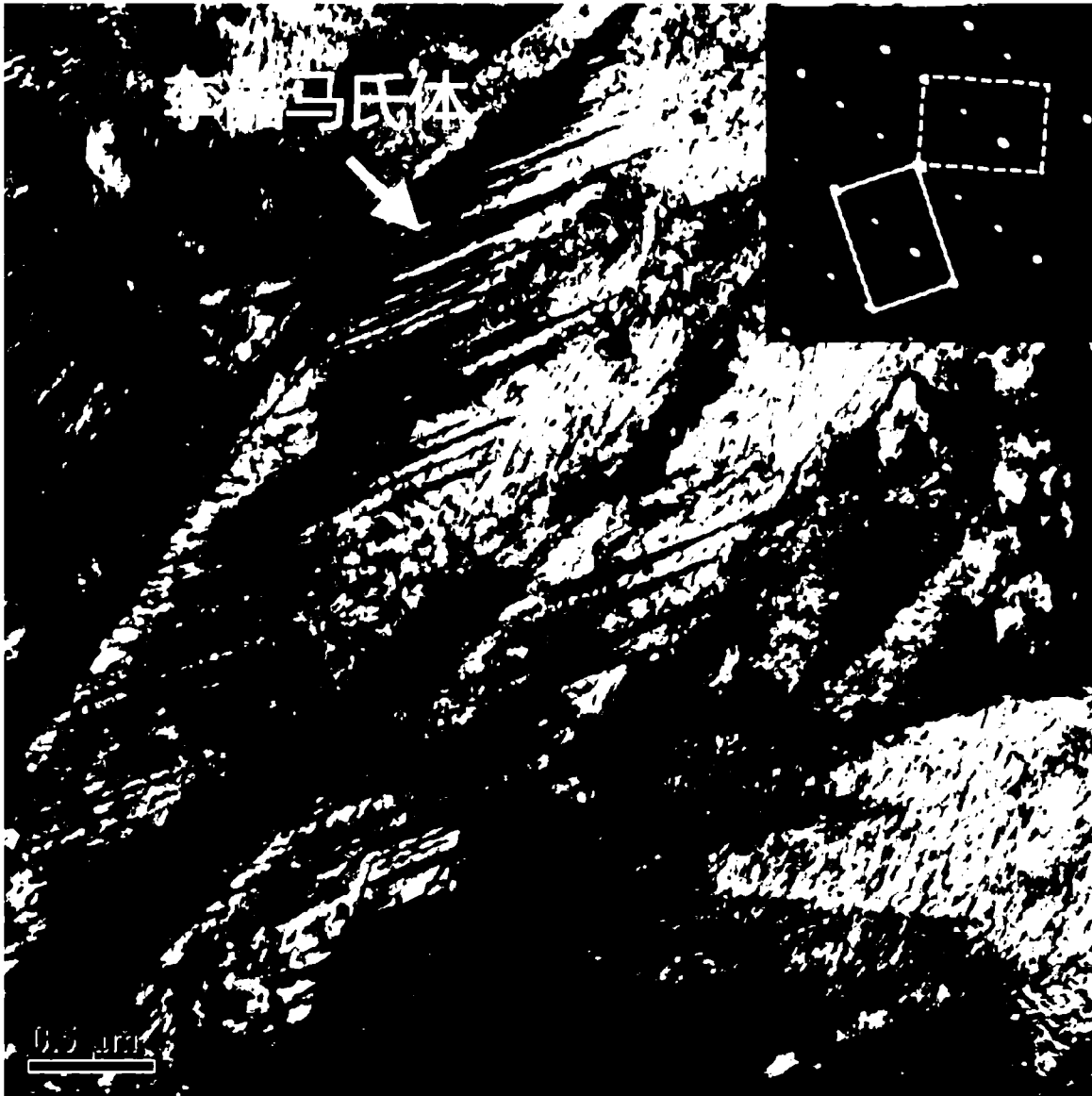
【图号】 图 5



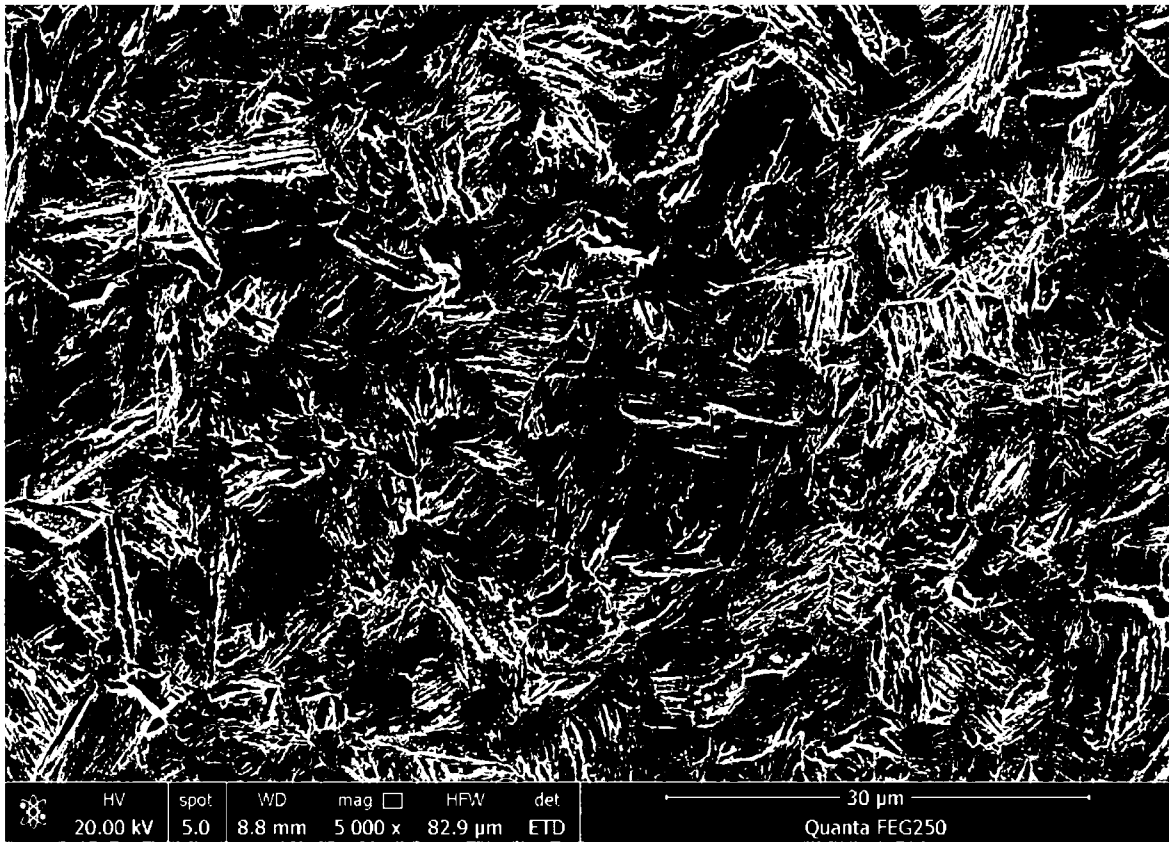
【图号】 图 6



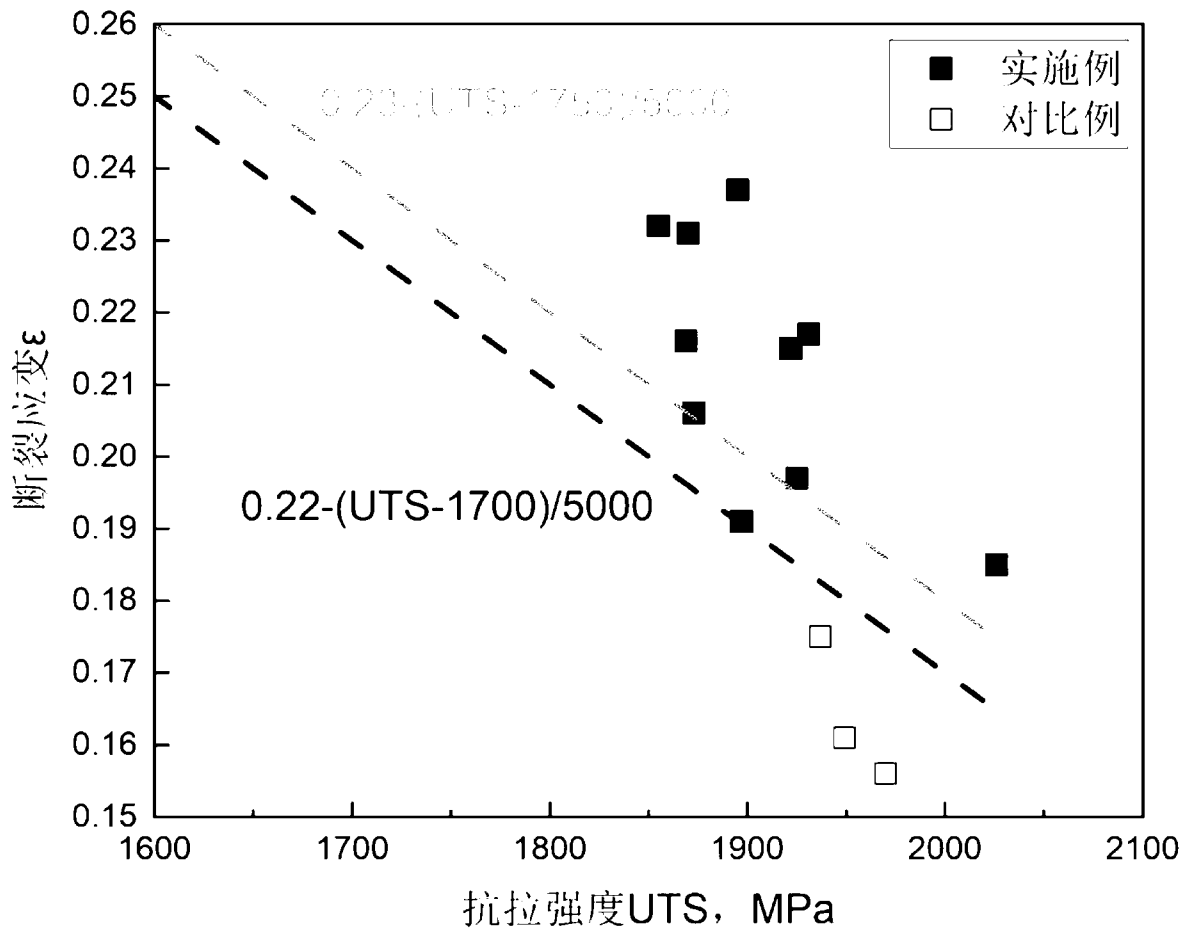
【图号】 图 7



【图号】 图 8



【图号】 图 9



【图号】 图 10

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/CN2023/131146

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER		
C22C38/02(2006.01)i; C22C38/04(2006.01)i; C22C38/06(2006.01)i; C22C38/24(2006.01)i; C22C38/26(2006.01)i; C22C38/28(2006.01)i; C22C38/32(2006.01)i; C22C38/38(2006.01)i; C23C2/12(2006.01)i; C21D1/26(2006.01)i; C21D9/00(2006.01)i; C22C33/04(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, C23C, 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, ENTXTC, ENTXT, VEN, WPABSC, WPABS, DWPI, CJFD, 超星读秀, DUXIU, CNKI, Web of Science, ScienceDirect: 育材堂, 东北大学, 易红亮, 孙正启, 杨达朋, 秦华杰, 周澍, 碳, C, 锰, Mn, 硅, Si, 铬, Cr, 硼, B, 铝, Al, 马氏体相变, 马氏体转变, 终了温度, 终点温度, 结束温度, 结束点, 终了点, 淬透性系数, carbon, manganese, silicon, chromium, chrome, boron, aluminium, aluminum, martensitic transformation finish temperature, martensite finish temperature, martensitic finish temperature		
C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT		
Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
PX	CN 115478227 A (YUCAITANG (SUZHOU) MATERIAL TECHNOLOGY CO., LTD. et al.) 16 December 2022 (2022-12-16) claims 1-36	1-36
A	CN 108374127 A (YUCAITANG (SUZHOU) MATERIAL TECHNOLOGY CO., LTD.) 07 August 2018 (2018-08-07) description, paragraphs 0012-0036	1-36
A	CN 104160046 A (KOBE STEEL LTD.) 19 November 2014 (2014-11-19) entire document	1-36
A	CN 104160051 A (KOBE STEEL LTD.) 19 November 2014 (2014-11-19) entire document	1-36
<input checked="" 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 "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 01 February 2024		Date of mailing of the international search report 06 February 2024
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

International application No.

PCT/CN2023/131146

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT		
Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	CN 104195455 A (INSTITUTE OF METAL RESEARCH, CHINESE ACADEMY OF SCIENCES) 10 December 2014 (2014-12-10) entire document	1-36
A	CN 106399837 A (NORTHEASTERN UNIVERSITY et al.) 15 February 2017 (2017-02-15) entire document	1-36
A	CN 107083475 A (HUALIAN CISRI CO., LTD.) 22 August 2017 (2017-08-22) entire document	1-36
A	CN 113802065 A (YUCAITANG (SUZHOU) MATERIAL TECHNOLOGY CO., LTD. et al.) 17 December 2021 (2021-12-17) entire document	1-36
A	JP 2017179588 A (JFE STEEL CORP.) 05 October 2017 (2017-10-05) entire document	1-36
A	US 2003173006 A1 (CARGILL, INC.) 18 September 2003 (2003-09-18) entire document	1-36

INTERNATIONAL SEARCH REPORT
Information on patent family members

International application No.

PCT/CN2023/131146

Patent document cited in search report			Publication date (day/month/year)	Patent family member(s)			Publication date (day/month/year)
CN	115478227	A	16 December 2022	CN	115478227	B	16 June 2023
CN	108374127	A	07 August 2018	EP	3789509	A1	10 March 2021
				JP	2021522417	A	30 August 2021
				JP	7336144	B2	31 August 2023
				WO	2019205699	A1	31 October 2019
				KR	20210003236	A	11 January 2021
				US	2021214818	A1	15 July 2021
CN	104160046	A	19 November 2014	US	2015013856	A1	15 January 2015
				US	9938597	B2	10 April 2018
				EP	2824196	A1	14 January 2015
				EP	2824196	B1	04 July 2018
				WO	2013133137	A1	12 September 2013
				KR	20140119811	A	10 October 2014
				JP	2013185245	A	19 September 2013
				JP	6001883	B2	05 October 2016
				IN	201406613	P4	01 July 2016
				IN	388155	B	04 February 2022
				CN	104160046	B	03 February 2016
CN	104160051	A	19 November 2014	KR	20140127857	A	04 November 2014
				KR	101609968	B1	06 April 2016
				EP	2824204	A1	14 January 2015
				WO	2013133165	A1	12 September 2013
				US	2015090377	A1	02 April 2015
				JP	2013185243	A	19 September 2013
				JP	5756774	B2	29 July 2015
				CN	104160051	B	24 August 2016
				IN	201406626	P4	01 July 2016
				IN	383089	B	03 December 2021
CN	104195455	A	10 December 2014	CN	104195455	B	02 March 2016
CN	106399837	A	15 February 2017	EP	3483299	A1	15 May 2019
				JP	2019529717	A	17 October 2019
				JP	7207660	B2	18 January 2023
				JP	2022023165	A	07 February 2022
				WO	2018006490	A1	11 January 2018
				KR	20190042563	A	24 April 2019
				KR	102544667	B1	16 June 2023
				US	2019309385	A1	10 October 2019
				US	11377703	B2	05 July 2022
				CN	106399837	B	13 March 2018
CN	107083475	A	22 August 2017	CN	107083475	B	23 August 2019
CN	113802065	A	17 December 2021	CN	113802065	A	29 March 2022
JP	2017179588	A	05 October 2017	JP	6508176	B2	08 May 2019
US	2003173006	A1	18 September 2003	AU	2003220162	A1	29 September 2003
				CA	2478998	A1	25 September 2003
				WO	03078667	A1	25 September 2003
				US	6786980	B2	07 September 2004
				MX	2004008884	A1	01 January 2005
				MX	2004008882	A1	01 February 2006
				MX	240802	B	05 October 2006

INTERNATIONAL SEARCH REPORT
Information on patent family members

International application No.

PCT/CN2023/131146

Patent document cited in search report	Publication date (day/month/year)	Patent family member(s)	Publication date (day/month/year)

		MX 244243 B	20 March 2007

<p>A. 主题的分类</p> <p>C22C38/02(2006.01)i; C22C38/04(2006.01)i; C22C38/06(2006.01)i; C22C38/24(2006.01)i; C22C38/26(2006.01)i; C22C38/28(2006.01)i; C22C38/32(2006.01)i; C22C38/38(2006.01)i; C23C2/12(2006.01)i; C21D1/26(2006.01)i; C21D9/00(2006.01)i; C22C33/04(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>IPC: C22C, C23C, 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, ENTXT, ENTXT, VEN, WPABSC, WPABS, DWPI, CJFD, 超星读秀, CNKI, Web of Science, ScienceDirect: 育材堂, 东北大学, 易红亮, 孙正启, 杨达朋, 秦华杰, 周澍, 碳, C, 锰, Mn, 硅, Si, 铬, Cr, 硼, B, 铝, Al, 马氏体相变, 马氏体转变, 终了温度, 终点温度, 结束温度, 结束点, 终了点, 淬透性系数, carbon, manganese, silicon, chromium, chrome, boron, aluminium, aluminum, martensitic transformation finish temperature, martensite finish temperature, martensitic finish temperature</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>PX</td> <td>CN 115478227 A (育材堂(苏州)材料科技有限公司等) 2022年12月16日 (2022 - 12 - 16) 权利要求第1-36项</td> <td>1-36</td> </tr> <tr> <td>A</td> <td>CN 108374127 A (育材堂(苏州)材料科技有限公司) 2018年8月7日 (2018 - 08 - 07) 说明书第0012-0036段</td> <td>1-36</td> </tr> <tr> <td>A</td> <td>CN 104160046 A (株式会社神户制钢所) 2014年11月19日 (2014 - 11 - 19) 全文</td> <td>1-36</td> </tr> <tr> <td>A</td> <td>CN 104160051 A (株式会社神户制钢所) 2014年11月19日 (2014 - 11 - 19) 全文</td> <td>1-36</td> </tr> <tr> <td>A</td> <td>CN 104195455 A (中国科学院金属研究所) 2014年12月10日 (2014 - 12 - 10) 全文</td> <td>1-36</td> </tr> </tbody> </table> <p><input checked="" 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 “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</p>			类型*	引用文件, 必要时, 指明相关段落	相关的权利要求	PX	CN 115478227 A (育材堂(苏州)材料科技有限公司等) 2022年12月16日 (2022 - 12 - 16) 权利要求第1-36项	1-36	A	CN 108374127 A (育材堂(苏州)材料科技有限公司) 2018年8月7日 (2018 - 08 - 07) 说明书第0012-0036段	1-36	A	CN 104160046 A (株式会社神户制钢所) 2014年11月19日 (2014 - 11 - 19) 全文	1-36	A	CN 104160051 A (株式会社神户制钢所) 2014年11月19日 (2014 - 11 - 19) 全文	1-36	A	CN 104195455 A (中国科学院金属研究所) 2014年12月10日 (2014 - 12 - 10) 全文	1-36
类型*	引用文件, 必要时, 指明相关段落	相关的权利要求																		
PX	CN 115478227 A (育材堂(苏州)材料科技有限公司等) 2022年12月16日 (2022 - 12 - 16) 权利要求第1-36项	1-36																		
A	CN 108374127 A (育材堂(苏州)材料科技有限公司) 2018年8月7日 (2018 - 08 - 07) 说明书第0012-0036段	1-36																		
A	CN 104160046 A (株式会社神户制钢所) 2014年11月19日 (2014 - 11 - 19) 全文	1-36																		
A	CN 104160051 A (株式会社神户制钢所) 2014年11月19日 (2014 - 11 - 19) 全文	1-36																		
A	CN 104195455 A (中国科学院金属研究所) 2014年12月10日 (2014 - 12 - 10) 全文	1-36																		
<p>国际检索实际完成的日期</p> <p>2024年2月1日</p>	<p>国际检索报告邮寄日期</p> <p>2024年2月6日</p>																			
<p>ISA/CN的名称和邮寄地址</p> <p>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</p>	<p>授权官员</p> <p>段慧芬</p> <p>电话号码 (+86) 020-28957292</p>																			

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
A	CN 106399837 A (东北大学等) 2017年2月15日 (2017 - 02 - 15) 全文	1-36
A	CN 107083475 A (钢铁研究总院淮安有限公司) 2017年8月22日 (2017 - 08 - 22) 全文	1-36
A	CN 113802065 A (育材堂(苏州)材料科技有限公司等) 2021年12月17日 (2021 - 12 - 17) 全文	1-36
A	JP 2017179588 A (JFE STEEL CORP) 2017年10月5日 (2017 - 10 - 05) 全文	1-36
A	US 2003173006 A1 (CARGILL INC) 2003年9月18日 (2003 - 09 - 18) 全文	1-36

国际检索报告
关于同族专利的信息

国际申请号

PCT/CN2023/131146

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	115478227	A	2022年12月16日	CN	115478227	B	2023年6月16日
CN	108374127	A	2018年8月7日	EP	3789509	A1	2021年3月10日
				JP	2021522417	A	2021年8月30日
				JP	7336144	B2	2023年8月31日
				WO	2019205699	A1	2019年10月31日
				KR	20210003236	A	2021年1月11日
				US	2021214818	A1	2021年7月15日
CN	104160046	A	2014年11月19日	US	2015013856	A1	2015年1月15日
				US	9938597	B2	2018年4月10日
				EP	2824196	A1	2015年1月14日
				EP	2824196	B1	2018年7月4日
				WO	2013133137	A1	2013年9月12日
				KR	20140119811	A	2014年10月10日
				JP	2013185245	A	2013年9月19日
				JP	6001883	B2	2016年10月5日
				IN	201406613	P4	2016年7月1日
				IN	388155	B	2022年2月4日
				CN	104160046	B	2016年2月3日
CN	104160051	A	2014年11月19日	KR	20140127857	A	2014年11月4日
				KR	101609968	B1	2016年4月6日
				EP	2824204	A1	2015年1月14日
				WO	2013133165	A1	2013年9月12日
				US	2015090377	A1	2015年4月2日
				JP	2013185243	A	2013年9月19日
				JP	5756774	B2	2015年7月29日
				CN	104160051	B	2016年8月24日
				IN	201406626	P4	2016年7月1日
				IN	383089	B	2021年12月3日
CN	104195455	A	2014年12月10日	CN	104195455	B	2016年3月2日
CN	106399837	A	2017年2月15日	EP	3483299	A1	2019年5月15日
				JP	2019529717	A	2019年10月17日
				JP	7207660	B2	2023年1月18日
				JP	2022023165	A	2022年2月7日
				WO	2018006490	A1	2018年1月11日
				KR	20190042563	A	2019年4月24日
				KR	102544667	B1	2023年6月16日
				US	2019309385	A1	2019年10月10日
				US	11377703	B2	2022年7月5日
				CN	106399837	B	2018年3月13日
CN	107083475	A	2017年8月22日	CN	107083475	B	2019年8月23日
CN	113802065	A	2021年12月17日	CN	113802065	A	2022年3月29日
JP	2017179588	A	2017年10月5日	JP	6508176	B2	2019年5月8日
US	2003173006	A1	2003年9月18日	AU	2003220162	A1	2003年9月29日
				CA	2478998	A1	2003年9月25日
				WO	03078667	A1	2003年9月25日
				US	6786980	B2	2004年9月7日
				MX	2004008884	A1	2005年1月1日
				MX	2004008882	A1	2006年2月1日
				MX	240802	B	2006年10月5日

国际检索报告
关于同族专利的信息

国际申请号

PCT/CN2023/131146

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)
<hr/> <p style="text-align: center;">MX 244243 B 2007年3月20日</p>			