

(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
2018年11月29日 (29.11.2018)



(10) 国际公布号
WO 2018/214682 A1

- (51) 国际专利分类号:
C22C 38/04 (2006.01) C21D 8/02 (2006.01)
C22C 38/06 (2006.01)
- (21) 国际申请号: PCT/CN2018/083848
- (22) 国际申请日: 2018年4月20日 (20.04.2018)
- (25) 申请语言: 中文
- (26) 公布语言: 中文
- (30) 优先权:
201710383392.8 2017年5月26日 (26.05.2017) 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: 金鑫焱 (JIN, Xinyan); 中国上海市宝山区富锦路885号, Shanghai 201900 (CN)。 张玉龙 (ZHANG, Yulong); 中国上海市宝山区富锦路885号, Shanghai 201900 (CN)。 胡广魁

(HU, Guangkui); 中国上海市宝山区富锦路885号, Shanghai 201900 (CN)。

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

(81) 指定国(除另有指明, 要求每一种可提供的国家保护): AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BN, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DJ, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IR, IS, JO, JP, KE, KG, KH, KN, KP, KR, KW, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LU, LY, MA, MD, ME, MG, MK, MN, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PA, PE, PG, PH, PL, PT, QA, RO, RS, RU, RW, SA, SC, SD, SE, SG, SK, SL, SM, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, ZA, ZM, ZW。

(84) 指定国(除另有指明, 要求每一种可提供的地区保护): ARIPO (BW, GH, GM, KE, LR, LS, MW, MZ,

(54) Title: HOT DIPPED MEDIUM MANGANESE STEEL AND MANUFACTURING METHOD THEREFOR

(54) 发明名称: 一种热浸镀中锰钢及其制造方法

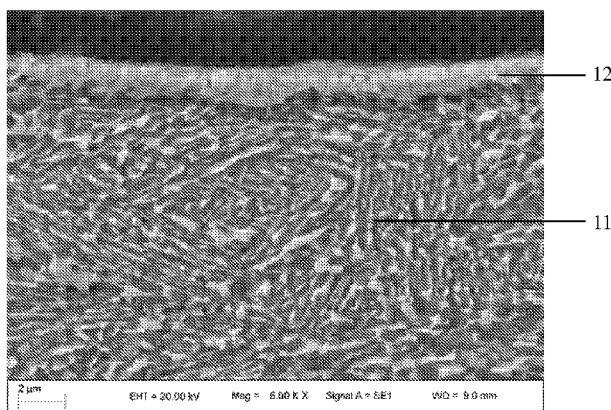


图 2

(57) Abstract: A hot dipped medium manganese steel and a manufacturing method therefor. The medium manganese steel comprises a steel base plate and a coating on the surface of the steel base plate; the mass percentages of the components in the hot dipped medium manganese steel are: C: 0.1 to 0.3%, Si: 0.1 to 2.0%, Mn: 5 to 12%, Al: 1 to 2%, P ≤ 0.02%, S ≤ 0.02%, N ≤ 0.005%, and the remaining being Fe and unavoidable impurities; the core is ferrite and austenite, and the surface layer of the steel base plate is a ferrite layer.

(57) 摘要: 一种热浸镀中锰钢及其制造方法, 该中锰钢包括钢基板和位于钢基板表面的镀层; 该热浸镀中锰钢的成分质量百分比为: C: 0.1~0.3%, Si: 0.1-2.0%、Mn: 5~12%, Al: 1-2%, P ≤ 0.02%, S ≤ 0.02%, N ≤ 0.005%, 余量为Fe和不可避免杂质; 并且芯部组织为铁素体和奥氏体, 钢基板表层为铁素体层。



WO 2018/214682 A1

NA, RW, SD, SL, ST, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), 欧亚 (AM, AZ, BY, KG, KZ, RU, TJ, TM), 欧洲 (AL, AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, MK, MT, NL, NO, PL, PT, RO, RS, SE, SI, SK, SM, TR), OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, KM, ML, MR, NE, SN, TD, TG)。

本国际公布：

- 包括国际检索报告(条约第21条(3))。

一种热浸镀中锰钢及其制造方法

技术领域

本发明涉及高强钢领域，尤其涉及一种热浸镀中锰钢及其制造方法。

背景技术

先进高强钢是满足汽车轻量化、提高碰撞安全性的最佳材料。随着世界各钢铁公司在先进高强钢开发方面的不断深入，具有更高强度、同时具有更高延伸率的钢种已陆续被开发出来。

在先进高强钢家族中，中锰钢的 Mn 含量通常为 4-12%，低于 TWIP 钢高 Mn 含量设计($Mn \geq 15\%$)，但高于常规高强钢 Mn 含量设计(约 1-3%)。中锰钢室温下的奥氏体含量大于 30%，甚至超过半数成为钢基板组织，从而在变形过程中获得持续显著的 TRIP 效应，达到强塑积大于 $30\text{GPa} \cdot \%$ 的性能。目前的中锰钢有 C-Si-Mn 系、C-Mn-Al 系以及 V 微合金化的 C-Mn-Al-Si 系等。

但是冷轧中锰钢表面容易发生锈蚀，因此希望在中锰钢表面镀覆上金属镀层避免钢材受到腐蚀，其中最典型的镀层为热镀锌。然而，中锰钢相比于常规先进高强钢，其 Mn 含量较高，使其热镀锌成为一种挑战。这是因为当带钢在还原气氛中退火时，虽然气氛对 Fe 是还原性的，但是对 Mn、Si、Al 等元素是氧化性的，因此在带钢退火过程中，这些合金元素会富集到带钢表面形成影响锌液润湿性的氧化膜，从而导致漏镀或者镀层结合力较差。

为了消除合金元素表面富集对先进高强钢锌液润湿性的不利影响，目前公开的解决方法主要有改善成分设计、控制退火气氛、在退火前预镀金属、浸入镀液前酸洗等。

改善成分设计除了尽量降低有害元素的含量外，还可以通过添加其它元素改变 Mn 元素的表面富集状态，现有技术中的添加元素有 Sb、Sn 等。

控制退火气氛是另外一种改善先进高强钢可镀性的方法，主要包括控

制退火气氛露点，调节退火气氛中 H₂、H₂O 的含量等，当 Mn、Si 元素含量较低时，调节上述参数对可镀性有一定的改善作用，但对于 Mn 含量较高的中、高锰钢的效果不明显。

例如，中国专利公开号 CN101506403B 公开名称为“为含有 6 重量%至 30 重量%的 Mn 的热轧或冷轧钢带镀覆金属保护层的方法”，一种为热轧钢带或冷轧钢带镀覆金属保护层的方法。该方法的特征在于：为了在所述钢带上产生基本不存在氧化次层的金属保护层，按照各退火温度 T_G，以如下关系式来调节所述退火气氛中的水含量 %H₂O 与氢气含量 %H₂ 的比值 %H₂O/%H₂，所述关系式为： $\%H_2O/\%H_2 \leq 8 \cdot 10^{-15} \cdot T_G^{3.529}$ 。事实上，为了满足上述关系式，H₂ 含量必须非常高（如 50%，甚至 100%），而传统的热镀锌生产线加热炉内的 H₂ 含量通常只有 1-10%。

又例如，中国专利公开号 CN102421928B 公开名称为“对含 2-35 重量%Mn 的扁钢制品进行热浸镀层的方法和扁钢制品”，一种采用锌或锌合金对含 2-35 重量% Mn 的扁钢制品进行热浸镀层的方法。该方法的退火气氛含有 0.01-85 体积%的 H₂、H₂O 和其余的 N₂、以及由技术条件决定的不可避免的杂质，该退火气氛的露点在 -70℃ 和 +60℃ 之间，其中，H₂O/H₂ 的比值符合： $8 \cdot 10^{-15} \cdot T_G^{3.529} \leq H_2O/H_2 \leq 0.957$ ，从而在扁钢制品上生成厚度为 20-400nm，至少分段式覆盖该扁钢制品的 Mn 混合氧化物层。虽然常规热镀锌线加热炉内气氛容易满足以上关系式，但当带钢表面存在 20-400nm 的 Mn 混合氧化物时，可镀锌改善效果十分有限。

预镀是另外一种改善高强钢可镀性的方法，通过在退火前的钢板表面预镀 Fe、Cu、Ni、Al 等金属，控制退火过程中 Si、Mn 等氧化物形成在钢基板与预镀层的界面上，从而避免在表面的富集。

例如，中国专利公开号 CN100577843C 公开名称为“钢带镀层方法以及设有所述镀层的钢带”，所述钢带以重量%计包含 Mn：6-30%、所述方法的特征在于，在最终退火之前将铝层施加于所述钢带上，在最终退火之后，将所述镀层施加于所述铝层上。该方法的关键是需要退火前的中锰钢表面先镀上一层铝（可选 PVD 的方法，铝层厚度 50-1000nm），起到抑制 Mn 元素的外氧化的作用。该预镀方法的不足之处在于效率非常低，很难满足工业化连续生产的要求，不仅如此，预镀设备的硬件投资也会非

常高。

酸洗方法主要是使带钢通过酸洗洗掉退火过程中形成的表面元素富集，从而消除表面氧化物对镀锌的不利影响。

例如，中国专利公开号 CN101730752B 公开名称为“对 AHSS 或者 UHSS 带材进行热浸镀锌的方法以及所得带材”，一种对双相钢、相变诱发塑性钢、相变诱发塑性辅助双相钢或者孪生诱发塑性钢带材进行热浸镀锌的方法，其特征在于，在对该带材进行热浸镀锌之前，对该带材进行酸洗并随后加热到低于连续退火温度的温度，该低于连续退火温度的温度在 400℃ 到 600℃ 之间，其中在加热到低于连续退火温度的温度期间或之后并且在热浸镀锌之前将带材中的 Fe 还原，并且其中在加热带材期间或之后并且在带材还原之前，在气氛中提供过量的 O₂。

又例如，中国专利公开号 CN101952474B 公开名称为“对含 6-30 重量% 的锰的热轧或冷轧扁钢制品镀金属保护层的方法”，一种对含 6-30 重量% 的锰的热轧或冷轧扁钢制品镀金属保护层的方法。该方法的主要特征在于，使扁钢制品在进入到热浸镀熔池之前先进行酸洗处理，在酸洗处理中，使扁钢制品经过至少两个酸洗池，从而使粘附在扁钢制品上的氧化锰清除。经过酸洗后的扁钢制品在浸入到熔池之前需先进行干燥处理以避免酸液进入到熔浸镀层处理设备中，同时还需要将扁钢制品重新加热到入池温度，且为了避免在扁钢制品浸入到熔池之前重新产生损害镀层结果的氧化物形成，需要控制表面温度在加热过程中不超过 700℃。

然而，常规的热镀锌机组的布置通常是加热、均热、冷却、热浸镀、再冷却。以上两个专利的方法都是将均热后的带钢先冷却到酸洗温度（通常应至少低于 100℃），再进行酸洗，随后再加热到浸入熔池的温度进行热浸镀，加上酸洗段、再加热段及必要的温度均衡段，工业生产线会很长，装备的成本将非常高。

中锰钢以其高强度的同时具有高延伸率的优异性能已经获得了钢铁行业和汽车行业的高度关注，未来热浸镀中锰钢应用前景广阔。因此若能提供一种经济的热浸镀中锰钢及其制造方法，解决中锰钢可镀性的问题，获得镀层表面质量优异、镀层粘附性优良的热浸镀中锰钢，则对促进中锰钢的产业化应用及汽车轻量化有重要的意义。

发明内容

本发明的目的在于提供一种热浸镀中锰钢及其制造方法，该热浸镀中锰钢具有镀层表面质量优异、镀层附着性良好、耐蚀性优异的优点。

为实现上述目的，本发明的技术方案是：

一种热浸镀中锰钢，其包括钢基板和位于钢基板表面的镀层；其中，所述热浸镀中锰钢的成分质量百分比为 C：0.1~0.3%，Si：0.1-2.0%、Mn：5~12%，Al：1-2%， $P \leq 0.02\%$ ， $S \leq 0.02\%$ ， $N \leq 0.005\%$ ，余量为 Fe 和其它不可避免的杂质；并且所述钢基板的芯部组织为铁素体和奥氏体，钢基板的表层为铁素体层。

上述热浸镀中锰钢的各化学元素的设计原理为：

C：是钢中典型的固溶强化元素，同时其还可以提高奥氏体的稳定性，有利于在室温下保留一定体积分数的残余奥氏体，从而产生相变诱导塑性（TRIP）效应。当 C 元素含量低于 0.1% 时，钢的强度较低，而当 C 元素含量高于 0.3% 时，钢的性能则会恶化，尤其不利于钢材料的焊接性能。为此，在本发明所述的钢板中的 C 含量需要限定为 0.1%~0.3%。

Si：是炼钢脱氧的必要元素。Si 不仅有一定的固溶强化作用，还具有抑制碳化物析出的作用。一旦 Si 含量不到 0.1%，难以在钢中获得充分的脱氧效果。然而，Si 含量太高也会影响钢的综合性能。此外适量的 Si 元素还可以起到阻止渗碳体析出的作用，从而提高冷却过程中奥氏体的稳定性。鉴于此，需要将钢板中的 Si 含量控制为 0.1%~2%，并优选为 0.3%~1.5%。

Mn：是有效的奥氏体稳定化元素。在中锰钢中，Mn 的作用与 C 类似，可有效提高材料层错能，降低马氏体转变温度 M_s ，提高奥氏体稳定性。另外，与普通碳钢中 Mn 的作用不同，在中锰钢中，Mn 含量的提高会导致材料强度的降低，因此，在确保材料奥氏体稳定性的前提下，需要尽量降低 Mn 含量。因此本发明限定 Mn 元素的质量百分比含量为 5-12%。

Al：可有效改善材料的抗延迟开裂性能，但是 Al 的加入会显著恶化钢材的冶炼和连铸性能，极易导致连铸时堵水口。而且在冶炼和连铸过程中，大量 Al_2O_3 的形成会降低钢液流动性，以导致卷渣、板坯开裂等问题，

因此本发明限定 Al 元素的质量百分比含量为 1-2%。

在本发明所述的钢板中的主要杂质元素为 P、S 和 N，这些杂质元素应当被控制得越少越好，由此所获得的钢板就越纯净。然而，根据生产过程的实际冶炼水平，将杂质元素控制得越低所产生的制造成本也就越高。综合钢材的纯净度指标和制造成本的控制，将杂质元素 P，S 和 N 分别设定为： $P \leq 0.02\%$ ， $S \leq 0.02\%$ ， $N \leq 0.005\%$ 。

本发明所述的钢基板表层为铁素体层，该铁素体层可以使得本发明所述的热浸镀中锰钢具有优异的可镀性及镀层附着性。

由于中锰钢中的 Mn 元素在热浸镀前的退火过程中会形成严重的表面 MnO 富集层，该 MnO 富集层会影响钢板的可镀性（即镀层表面质量差）和镀层的附着性（即镀层与钢基板结合力较差，易脱落）。

为解决上述热浸镀中锰钢的两个问题，本发明在较高 Mn 含量的钢基板的表层为铁素体层，由于铁素体层中的 Mn 远低于钢基板的 Mn 含量，从而避免了热浸镀之前的退火过程中在铁素体层表面形成 MnO 富集层，相当于在普通的铁素体钢表面进行热浸镀，因此钢板的可镀性（表面质量）和镀层附着性（结合力）都会得到大大改善。

进一步，在本发明所述的热浸镀中锰钢中，所述的铁素体层的厚度为 0.2-5 μm 。

在本发明所述的热浸镀中锰钢中，当铁素体层厚度 $<0.2\mu\text{m}$ 时，无法有效抑制 Mn 和 Al 元素的外氧化，当其厚度 $>5\mu\text{m}$ 时，需要更长的退火保温时间，因此本发明控制钢基板表面的铁素体层的厚度为 0.2-5 μm 。

进一步，当铁素体层的晶粒尺寸 $>5\mu\text{m}$ 时，会导致铁素体层过厚，因此本发明控制铁素体层的晶粒尺寸 $\leq 5\mu\text{m}$ 。

进一步，铁素体层的 Mn 含量低于钢基板的 Mn 含量。这是因为在一次退火的工艺条件下，钢基板表层的 Mn 扩散至钢基板表面，从而在钢基板表层形成了贫锰层。通常铁素体层的 Mn 含量 $\leq 5\%$ ，优选的，铁素体层的 Mn 含量控制为 $\leq 2\%$ 。

进一步，铁素体层的 Al 含量高于钢基板的 Al 含量，这是因为在一次退火的工艺条件下，钢基板中一部分的 Al 扩散至钢基板表层，导致钢基板表层的 Al 含量升高。当钢基板 Al 含量为 1-2%时，优选的，铁素体层

的 Al 含量 $>1\%$ ，且 Al 含量 $<5\%$ 。

在本发明所述的热浸镀中锰钢中，所述的铁素体层的 C 含量低于钢基板 C 含量。这是因为在一次退火工艺条件下，钢基板表层会发生脱碳反应，从而形成表层脱碳层。优选的，铁素体层的 C 含量 $\leq 0.1\%$ 。

所述钢基板芯部的微观组织为铁素体和奥氏体。

本发明所述的热浸镀中锰钢的屈服强度为 700-1000MPa，抗拉强度为 950-1350MPa，断裂延伸率 $>25\%$ 。

本发明所述的热浸镀中锰钢的制造方法，包括如下步骤：

- (1) 制造带钢
- (2) 一次退火和酸洗
- (3) 二次退火和热浸镀。

其中，步骤 (2) 一次退火和酸洗在连续退火生产线上进行；将带钢在连续退火生产线上加热至均热温度 $600\sim 750^{\circ}\text{C}$ ，均热时间为 $30\sim 600\text{s}$ ，其中退火气氛为 N_2 、 H_2 混合气体， H_2 体积含量为 $0.5\sim 10\%$ ，露点为 $-20\sim +20^{\circ}\text{C}$ ；将退火后的带钢冷却至 100°C 以下，并经过 H 离子浓度为 $0.1\sim 5\%$ 的酸液进行酸洗，酸液温度为 $50\sim 70^{\circ}\text{C}$ ，酸洗时间 $1\sim 10\text{s}$ ；再经过漂洗烘干后卷取。

步骤 (3) 二次退火和热浸镀在连续热镀锌生产线上进行；将步骤 (2) 所获得的带钢在热浸镀生产线上进行二次退火并完成热浸镀，二次退火均热温度为 $600\sim 850^{\circ}\text{C}$ ，均热时间为 $60\sim 360\text{s}$ ，退火气氛为 N_2 、 H_2 混合气体， H_2 体积含量为 $2\sim 10\%$ ，露点为 $-60\sim +10^{\circ}\text{C}$ ；将带钢冷却至 $380\sim 500^{\circ}\text{C}$ 后浸入镀液进行热浸镀。

本发明通过控制一次退火的均热温度、时间、退火气氛露点使得 Mn 元素在表面形成氧化锰层，在钢基板的表层形成贫锰和脱碳的铁素体层，之后用酸洗的方法将一次退火后钢板表面的氧化锰层洗掉，保留钢基板表层的铁素体层。在二次退火时，利用钢基板表层的铁素体层获得良好的可镀性。

在所述步骤 (2) 中限定均热温度为 $600\sim 750^{\circ}\text{C}$ ，是因为：当均热温度低于 600°C 时，钢基板表面 Mn 元素形成表面富集的量有限，从而无法形成钢基板表层贫锰层，无法获得铁素体层；当均热温度高于 750°C 时，Mn

元素会在铁素体层中形成大量的氧化物，从而恶化表层铁素体层的成形性。进一步优选的，步骤（2）中的均热温度为 650-700℃。

进一步，在所述步骤（2）中，退火气氛露点限定为-20℃~+20℃。这是因为，在上述退火气氛露点范围内，退火气氛对 Fe 是还原的，但是对 Mn 是氧化的。当露点低于-20℃时，钢板表层的铁素体层厚度 $<0.2\ \mu\text{m}$ ，当露点高于+20℃时，钢板表层的铁素体会形成大量的 Mn 的内氧化颗粒，从而会影响表层的性能。优选的，退火气氛露点为-10℃~+10℃。

优选的，为了实现更好的实施效果，步骤（2）中的均热保温时间限定为 30-600s。进一步优选，步骤（2）中的均热保温时间为 30-180s。

为了实现更好的实施效果，步骤（2）中的退火气氛为 N₂、H₂ 混合气体，H₂ 体积含量为 0.5-10%。

在本技术方案中，步骤（2）中的酸洗浓度、温度、时间的控制原则是将表面的氧化锰层洗掉而保留表层铁素体层，因此酸液浓度过高，酸液温度过高以及酸洗停留的时间过长，都会将表层的铁素体层洗掉。若退火过程中形成的氧化锰过厚，而酸洗不够，则残留的氧化物层也不利于步骤（3）的热浸镀。因此酸液浓度范围为 0.1-5%，酸洗温度为 50-70℃，酸洗时间为 1-10s。

步骤（3）二次退火和热浸镀在连续热镀锌生产线上进行；将步骤（2）所获得的带钢在热浸镀生产线上进行二次退火并完成热浸镀，二次退火均热温度为 600~850℃，均热时间为 60~360s，退火气氛为 N₂、H₂ 混合气体，H₂ 体积含量为 2~10%，露点为-60~+10℃；将带钢冷却至 380~500℃后浸入镀液进行热浸镀。

在本发明技术方案中，步骤（3）中的退火工艺参数可以在很宽的范围内进行选择，不需要特别控制退火气氛，采用常规的退火气氛均可获得与普通铁素体材料相同的可镀性。这是因为在步骤（2）中获得的钢板表层已经存在 0.2-5 μm 的铁素体层，在二次退火过程中使用常用的退火温度、保温时间和退火气氛露点，铁素体层中的 Mn 元素含量较低，且钢板中的 Mn 元素并不能越过铁素体层在表面形成氧化锰层，钢板中的锰元素仅在铁素体层中形成少量内氧化。换句话说，对于经过步骤（2）处理的钢板，表面状态相当于普通的软钢的表面状态，从而在较宽的工艺参数范

围内都不会出现可镀性差的情况。

优选的，步骤(3)中的退火温度可选择 600~850℃，保温时间 60~360s，退火气氛 H₂ 含量为 2~10%，退火气氛露点为-60~+10℃。

进一步，在所述步骤(3)中，镀液成分的质量百分含量为 $0.1 \leq \text{Al} \leq 6\%$ ， $0 < \text{Mg} \leq 5\%$ ，余量为 Zn 及其它不可避免的杂质。

在所述步骤(3)中，镀液中添加 0.1-6%的 Al 的目的是当带钢浸入锌锅时，镀液中的 Al 首先和带钢反应形成阻挡层，从而抑制 Zn 和 Fe 之间的扩散，避免形成对镀层成形性能有不利影响的锌铁合金相。镀液中添加 Mg 有利于进一步提高镀层的耐蚀性，然而 Mg 含量超过 5%，则表面氧化增加，不利于生产，因此，本发明限定 Mg 在 0-5%。并且 Al、Mg 含量过高镀层硬度增加，会恶化镀层的成形性能。

优选的，为了实现更好的实施效果，带钢入锌锅温度比镀液温度高 0-10℃。

优选的，镀液温度为 420-480℃。

本发明的有益效果在于：

(1) 通过在带钢表层形成铁素体层，解决了中锰钢可镀性差的问题，实现了中锰钢良好的可镀性及镀层附着性，从而提高了中锰钢的耐蚀性。

(2) 本发明所述的热浸镀中锰钢的制造方法可以在现有的连续退火和连续热浸镀生产线上实现，而无需做较大调整，具有很好的推广应用前景。

附图说明

图 1 为本发明所述的热浸镀中锰钢的结构示意图。

图 2 为本发明所述的热浸镀中锰钢热浸镀之前的组织。

图 3 为本发明实施例 1 的截面金相照片。

图 4 为实施例 1 在一次退火并酸洗后、二次退火后，实施例 2 在二次退火后以及对比例 1 在一次退火后的表面 Mn 元素深度分布曲线。

具体实施方式

下面结合附图和实施例对本发明所述的热浸镀中锰钢及其制造方法

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。

图 1 显示了本发明所述的热浸镀中锰钢的结构。如图 1 所示，本发明所述的热浸镀中锰钢包括钢基板 1 和位于钢基板 1 表面的镀层 2，其中，11 为钢基板的芯部组织，12 为钢基板的表层--铁素体层。

图 2 显示了本发明所述的热浸镀中锰钢在热浸镀之前的组织。如图 2 所示，钢基板的芯部组织 11 为奥氏体+铁素体，钢基板的表层 12 为铁素体层。

图 3 显示了本发明实施例 1 的截面金相。如图 3 所示，11 为钢基板 1 的芯部，12 为铁素体层，2 为镀层。

针对本发明所述的热浸镀中锰钢的制造方法中步骤（2）和步骤（3）中的工艺参数，本发明人进行了详细的研究。

表 1 列出了实施例 1-20 的热浸镀中锰钢以及对比例 1-12 的常规钢板的化学成分质量百分比。其中余量为 Fe 及不可避免的杂质

从表 1 可以看出，成分 I、II、III 中化学成分质量百分含量范围控制在：C：0.1~0.3%，Si：0.1-2.0%、Mn：5~12%，Al：1-2%， $P \leq 0.02\%$ ， $S \leq 0.02\%$ ， $N \leq 0.005\%$ 。成分 IV 的 Mn 含量在上述成分范围之外。

表 1

单位 wt%

	C	Mn	Al	Si	N	P	S
I	0.2	7.2	1.5	0.19	0.02	0.008	0.007
II	0.2	10.1	1.6	0.54	0.03	0.017	0.005
III	0.2	12.0	1.2	0.13	0.018	0.015	0.01
IV	0.18	2.0	1.0	0.2	0.011	0.008	0.01

实施例 1-20 中的热浸镀中锰钢采用以下步骤：

（1）制造带钢；

（2）一次退火和酸洗：将带钢在连续退火生产线上加热至均热温度 600~750℃，均热时间为 30~600s，其中退火气氛为 N₂、H₂ 混合气体，

H₂ 体积含量为 0.5~10%，露点为 -20~+20℃，；将退火后的带钢冷却至 100℃ 以下，并经过 H 离子浓度为 0.1~5% 的酸液进行酸洗，酸液温度为 50~70℃，酸洗时间 1~10s；再经过漂洗烘干后卷取；

(3) 二次退火和热浸镀：将步骤 (2) 所获得的带钢在热浸镀生产线上进行二次退火并完成热浸镀，二次退火均热温度为 600~850℃，均热时间为 60~360s，退火气氛为 N₂、H₂ 混合气体，H₂ 体积含量为 2~10%，露点为 -60~+10℃；将带钢冷却至 380~500℃ 后浸入镀液进行热浸镀。

表 2 列出了实施例 1-20 中的热浸镀中锰钢以及对比例 1-12 的常规钢板的具体工艺参数。

图 4 显示了实施例 1 在一次退火并酸洗后 (B1)、二次退火后 (B2)，实施例 2 在二次退火后 (C) 以及对比例 1 在一次退火后 (A) 的表面 Mn 元素深度分布曲线。

其中，A 是对比例 1 是一次退火温度为 700℃、均热时间为 120s、退火气氛露点为 -40℃ 时的退火钢板，表面存在较明显的 Mn 富集，次表面贫锰层并不明显，该表面状态进行热浸镀时，可镀性较差。

B1 为实施例 1 经过一次退火温度为 650℃、保温时间为 100s、退火气氛露点为 0℃ 并且经过酸洗后的钢板，表面的氧化锰已被酸洗掉，次表面存在约 1μm 厚的贫锰层。

B2 为实施例 1 经过酸洗后的 B1 带钢又经过步骤 (3) 二次退火温度 650℃、保温时间 120s、退火气氛露点为 -10℃ 的二次退火后带钢的表面 Mn 元素深度分布，B2 带钢表面有少量的 Mn 富集，但远低于对比例 A，该表面状态进行热浸镀时，具有良好的可镀性。

C 为实施例 2 经过步骤 (2) 和步骤 (3) 二次退火后带钢表面 Mn 元素深度分布，其中步骤 (2) 中一次退火温度为 650℃、保温时间为 120s、退火气氛露点为 0℃，步骤 (3) 中二次退火温度为 800℃，保温时间为 90s，退火气氛露点为 -50℃。由于实施例 2 的二次退火温度高于实施例 1 的二次退火温度，且二次退火气氛露点低于实施例 1 的二次退火气氛露点，因此实施例 2 的表面 Mn 元素富集比实施例 1 明显，但依然低于对比例 1，该表面状态的带钢进行热浸镀时，可镀性依然良好。

表 3 列出了实施例 1-20 中的热浸镀中锰钢板以及对比例 1-12 的常规

钢板的各性能参数及组织特征。

其中，可镀性的判断方法是：使用肉眼直接观察镀后带钢外观。若表面无明显露铁则可镀性良好（用○表示），若表面有明显露铁则可镀性较差（用×表示）。

镀层附着性的检测方法是：在带钢上取长 200mm、宽 100mm 的试样，进行 180 度折弯后压平，使用胶带粘折弯位置。若无锌层被胶带粘下或者被胶带粘过的折弯面镀层表面不起毛，则表示镀层附着性良好（用○表示）；如有镀层被胶带粘下或者被胶带粘过后的折弯面镀层起毛，则表示镀层附着性较差（用×表示）

由表 3 可以看出，实施例 1-20 的屈服强度为 700-1000MPa，抗拉强度为 950-1350MPa，断裂延伸率>25%；实施例 1-20 钢基板表层铁素体层的厚度为 0.2-5 μ m，表层铁素体层的晶粒尺寸 \leq 5 μ m；并且可镀性以及镀层附着性均优于对比例 1-10。

这是因为：当实施例在步骤（2）中在钢基板表层形成了铁素体层，从而在步骤（3）中抑制了钢基板中的 Mn 扩散至钢板表面，有利于镀液中 Al 和铁素体层形成有效的 Fe-Al 阻挡层，从而可获得良好的可镀性和镀层附着性。

另外，对比例 11-12 因未采用本发明所限定的钢基板成分和制造方法，虽然可镀性和镀层附着性良好，但不具备钢基板芯部为铁素体+奥氏体，钢基板表层为铁素体层的组织特征，同时断裂延伸率较低。

需要注意的是，以上列举的仅为本发明的具体实施例，显然本发明不限于以上实施例，随之有着许多的类似变化。本领域的技术人员如果从本发明公开的内容直接导出或联想到的所有变形，均应属于本发明的保护范围

表 2

序号	成分	步骤 1)							步骤 2)			
		均热温 度 ℃	均热时 间 s	H2 含 量 %	露 点 ℃	酸液浓 度 %	酸液温 度 ℃	酸洗时 间 s	均热温 度 ℃	均热时 间 s	H2 含 量 %	露 点 ℃
实施例 1	I	650	100	4	0	3.9	62	6	750	120	8	-30
实施例 2	I	650	120	7	0	4.8	50	4	800	90	9	-50
实施例 3	I	700	260	8	8	3.2	50	2	620	170	8	-47
实施例 4	I	690	520	7	17	2.5	69	9	770	200	4	-43
实施例 5	I	600	230	7	-10	0.7	67	9	810	260	9	-6
实施例 6	I	690	160	5	-15	0.8	57	8	840	180	8	-50
实施例 7	I	660	140	8	8	4.1	59	4	780	180	3	-45
实施例 8	I	740	350	3	20	0.6	64	9	600	80	3	-29
实施例 9	I	620	130	3	18	2.2	68	9	600	60	8	-44
实施例 10	I	710	410	2	-5	4.4	64	8	810	80	9	-22
实施例 11	I	600	210	2	-5	2.9	56	3	780	130	4	4
实施例 12	I	740	60	8	3	4.7	55	5	720	290	8	-1
实施例 13	II	730	310	6	-13	1.2	59	3	650	290	4	-45
实施例 14	II	680	200	6	-17	1.3	50	7	600	290	3	8
实施例 15	II	680	150	4	-20	4.7	64	10	780	90	4	6
实施例 16	II	610	120	8	-4	2.8	59	10	830	280	9	-24
实施例 17	III	630	130	1	5	1.5	63	7	750	110	6	-40
实施例 18	III	630	180	9	12	4.8	67	8	620	210	10	-53
实施例 19	III	710	470	9	18	4.7	55	4	800	90	2	-27

实施例 20	III	660	580	2	6	2.4	61	1	710	110	7	-27
对比例 1	I	/	/	/	/	/	/	/	700	120	4	-40
对比例 2	I	/	/	/	/	/	/	/	670	340	7	-22
对比例 3	I	/	/	/	/	/	/	/	670	180	2	-29
对比例 4	I	/	/	/	/	/	/	/	700	80	3	-11
对比例 5	I	660	230	8	-30	0.4	62	5	790	90	6	-53
对比例 6	I	740	120	7	-45	4.4	67	1	740	330	4	-47
对比例 7	II	/	/	/	/	/	/	/	810	220	6	4
对比例 8	II	660	570	8	-50	3.4	57	10	680	300	6	-38
对比例 9	III	/	/	/	/	/	/	/	650	140	9	-56
对比例 10	III	630	510	1	-35	4.7	57	3	600	120	9	1
对比例 11	IV	/	/	/	/	/	/	/	820	130	7	-6
对比例 12	IV	620	240	10	-15	2.1	56	4	830	240	10	-29

表 3

序号	成分	屈服强度 (MPa)	抗拉强度 (MPa)	断裂延伸率 (%)	铁素体层厚度 (μm)	铁素体层 晶粒尺寸 (μm)	可镀性 (外观)	镀层 附着性
实施例 1	I	762	1106	35.0	1.0	1.0	○	○
实施例 2	I	872	1218	26.4	2.1	0.9	○	○
实施例 3	I	983	1243	30.2	2.7	1.2	○	○
实施例 4	I	924	1220	26.8	4.0	1.7	○	○
实施例 5	I	935	1172	43.9	2.3	1.9	○	○
实施例 6	I	837	1162	42.1	1.0	0.7	○	○
实施例 7	I	780	1057	41.2	0.5	0.5	○	○
实施例 8	I	868	1009	25.3	2.6	1.8	○	○
实施例 9	I	808	1027	29.1	1.3	1.2	○	○
实施例 10	I	889	1103	28.5	3.7	2.3	○	○
实施例 11	I	770	1163	27.0	1.2	0.5	○	○
实施例 12	I	789	1288	41.6	0.8	0.5	○	○

实施例 13	II	706	1001	35.5	3.0	1.9	○	○
实施例 14	II	937	1337	29.4	1.6	1.0	○	○
实施例 15	II	925	1319	35.4	1.2	1.0	○	○
实施例 16	II	871	1100	41.3	0.7	0.7	○	○
实施例 17	III	796	961	47.5	0.9	0.7	○	○
实施例 18	III	712	1150	48.7	1.7	1.1	○	○
实施例 19	III	760	987	41.7	3.6	2.7	○	○
实施例 20	III	881	1348	41.5	4.3	3.4	○	○
对比例 1	I	879	986	43.7	0	/	×	×
对比例 2	I	799	1127	26.2	0	/	×	×
对比例 3	I	932	1336	34.4	0	/	×	×
对比例 4	I	752	1056	38.3	0	/	×	×
对比例 5	I	833	1330	35.1	0	/	×	×
对比例 6	I	717	1072	28.7	0	/	○	×
对比例 7	II	948	1300	37.0	0	/	×	×
对比例 8	II	747	1221	25.1	0	/	×	×
对比例 9	III	932	1303	41.7	0	/	×	×
对比例 10	III	847	1029	42.3	0	/	○	×
对比例 11	IV	652	812	20.0	0	/	○	○
对比例 12	IV	647	825	23.0	0	/	○	○

权 利 要 求 书

1. 一种热浸镀中锰钢，包括钢基板和位于钢基板表面的镀层；其特征在于：所述热浸镀中锰钢的钢基板成分质量百分比为：C：0.1~0.3%，Si：0.1-2.0%、Mn：5~12%，Al：1-2%， $P \leq 0.02\%$ ， $S \leq 0.02\%$ ， $N \leq 0.005\%$ ，余量为 Fe 和不可避免杂质；且所述钢基板的芯部组织为铁素体和奥氏体，钢基板的表层为铁素体层。
2. 如权利要求 1 所述的热浸镀中锰钢，其特征在于，所述铁素体层的厚度为 0.2-5 μm 。
3. 如权利要求 1 或 2 所述的热浸镀中锰钢，其特征在于，所述铁素体层的晶粒尺寸 $\leq 5\mu\text{m}$ 。
4. 如权利要求 1 或 2 或 3 所述的热浸镀中锰钢，其特征在于，所述铁素体层中 Mn 含量低于钢基板 Mn 含量。
5. 如权利要求 1 或 2 或 3 或 4 所述的热浸镀中锰钢，其特征在于，所述铁素体层中 Mn 含量 $\leq 5\%$ 。
6. 如权利要求 1 或 2 或 3 或 4 或 5 所述的热浸镀中锰钢，其特征在于，所述铁素体层中 Mn 含量 $\leq 2\%$ 。
7. 如权利要求 1~6 任何一项所述的热浸镀中锰钢，其特征在于，所述铁素体层中 Al 含量高于钢基板 Al 含量。
8. 如权利要求 1~7 任何一项所述的热浸镀中锰钢，其特征在于，所述铁素体层中 Al 含量 $> 1\%$ 。
9. 如权利要求 1~8 任何一项所述的热浸镀中锰钢，其特征在于，所述铁素体层中 Al 含量 $< 5\%$ 。
10. 如权利要求 1~9 任何一项所述的热浸镀中锰钢，其特征在于，所述铁素体层中含有 Al 的氧化物。
11. 如权利要求 1~10 任何一项所述的热浸镀中锰钢，其特征在于，所述铁素体层中 C 含量低于钢基板 C 含量。
12. 如权利要求 1~11 任何一项所述的热浸镀中锰钢，其特征在于，所述铁素体层中 C 含量 $\leq 0.1\%$ 。
13. 如权利要求 1 所述的热浸镀中锰钢，其特征在于，所述镀层的厚度为 5-200 μm 。

14. 如权利要求 1 至 13 任一项所述的热浸镀中锰钢，其特征在于，所述热浸镀中锰钢的屈服强度在 700-1000MPa，抗拉强度在 950-1350MPa，断裂延伸率在 25%以上。
15. 如权利要求 1-14 任一项所述的热浸镀中锰钢的制造方法，其特征是，包括如下步骤：
- 1) 带钢制造；
 - 2) 一次退火和酸洗
将带钢在连续退火生产线上加热至均热温度 600~750℃，均热时间 30~600s，其中退火气氛为 N₂、H₂ 混合气体，H₂ 体积含量为 0.5~10%，露点为 -20~+20℃；将退火后的带钢冷却至 100℃ 以下，并经过 H 离子浓度为 0.1~5% 的酸液进行酸洗，酸液温度为 50~70℃，酸洗时间 1~10s；再经过漂洗烘干后卷取；
 - 3) 二次退火和热浸镀
将步骤 2) 所获得的带钢在热浸镀生产线上进行二次退火并完成热浸镀，二次退火均热温度为 600~850℃，均热时间 60~360s，退火气氛为 N₂、H₂ 混合气体，H₂ 体积含量为 2~10%，露点为 -60~+10℃；将带钢冷却至 380~500℃ 后浸入镀液进行热浸镀。
16. 如权利要求 15 所述的热浸镀中锰钢的制造方法，其特征在于，步骤(2)中所述的均热温度为 600~700℃。
17. 如权利要求 15 所述的热浸镀中锰钢的制造方法，其特征在于，步骤(2)中所述的均热时间为 30~180s。
18. 如权利要求 15 所述的热浸镀中锰钢的制造方法，其特征在于，步骤(2)中所述的退火气氛露点为 -10~+10℃。
19. 如权利要求 15 所述的热浸镀中锰钢的制造方法，其特征在于，步骤(3)中所述的镀液成分的质量百分含量为： $0.1 \leq Al \leq 6\%$ ， $0 < Mg \leq 5\%$ ，余量为 Zn 及其它不可避免的杂质。
20. 如权利要求 15 所述的热浸镀中锰钢的制造方法，其特征在于，步骤(3)中所述的退火气氛露点为 -60 ~ -20℃。
21. 如权利要求 15 所述的热浸镀中锰钢的制造方法，其特征在于，步骤(3)中所述镀液温度为 420-480℃。

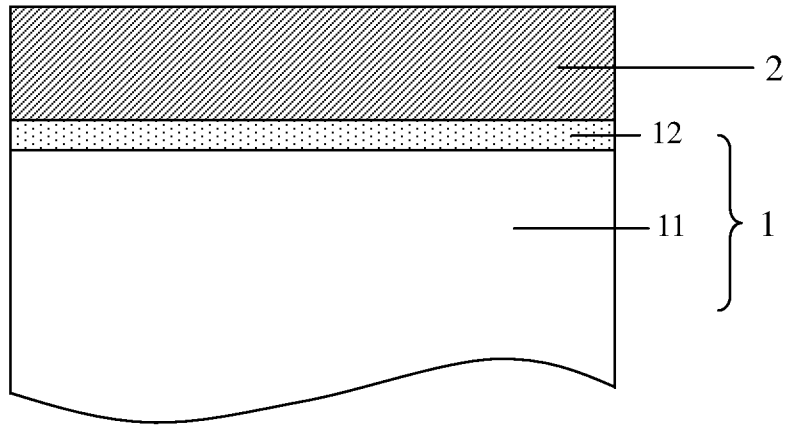


图 1

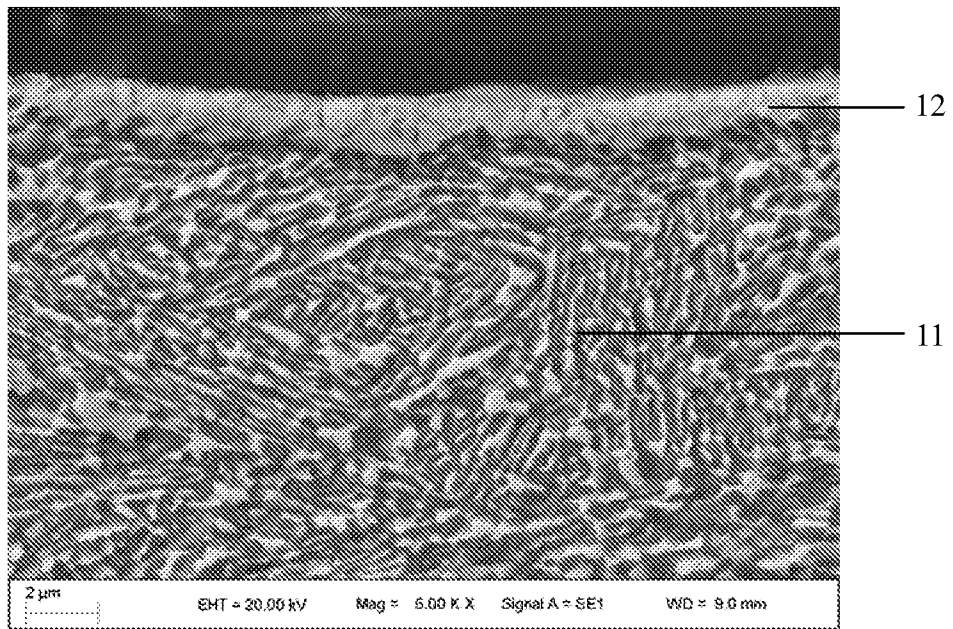


图 2

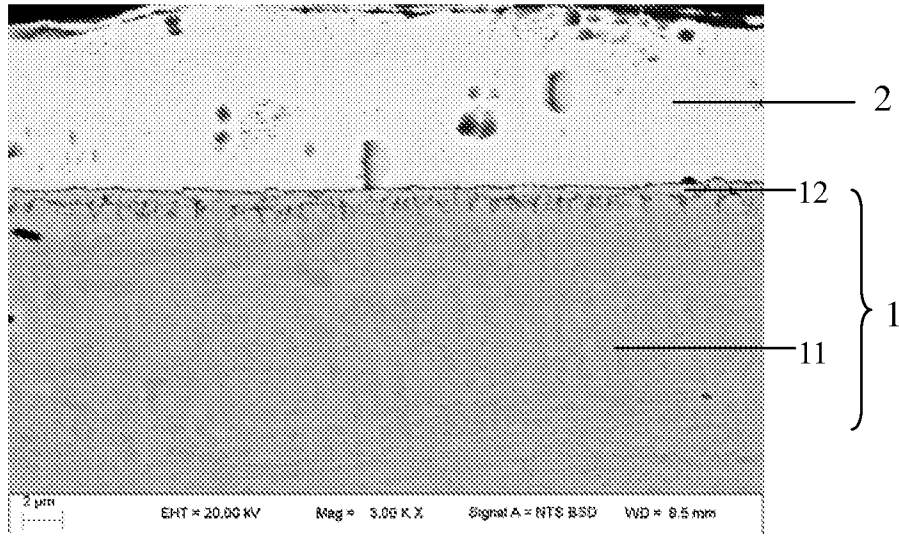


图 3

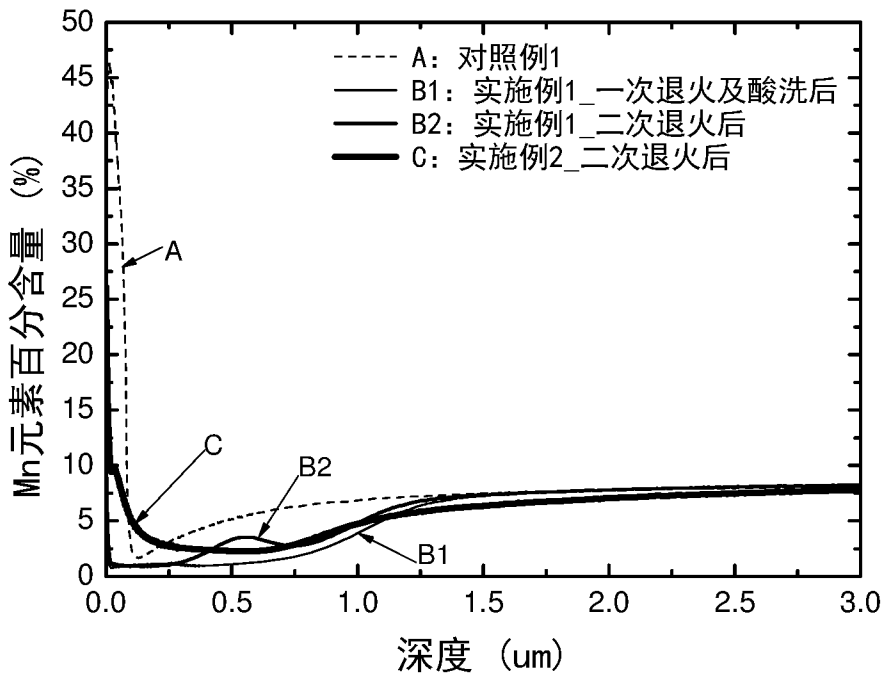


图 4

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/CN2018/083848

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C 38/04 (2006.01) i; C22C 38/06 (2006.01) i; C21D 8/02 (2006.01) i

According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)

C22C 38, C21D 8

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)

DWPI, SIPOABS, CN-PAT, CNKI: 锰, 铝, 镀, 层, 铁素体, 奥氏体, 退火, 脱碳, Mn, Manganese, Manganous, Manganum, Mangan, Al, Aluminium, Aluminum, galvaniz+, layer?, ferrite, austenite, anneal+, decarburiz+

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
Y	CN 106086640 A (UNIVERSITY OF SCIENCE & TECHNOLOGY BEIJING), 09 November 2016 (09.11.2016), description, paragraphs [002], [0021] and [0031]-[0035]	1-21
Y	CN 106319356 A (BAOSTEEL GROUP CORP.), 11 January 2017 (11.01.2017), description, paragraphs [0033]-[0044]	1-21
A	CN 107299306 A (SHOUGANG GROUP CO., LTD.), 27 October 2017 (27.10.2017), entire document	1-21
A	CN 101346480 A (POSCO CO., LTD.), 14 January 2009 (14.01.2009), entire document	1-21
A	CN 105908089 A (BAOSTEEL GROUP CORP.), 31 August 2016 (31.08.2016), entire document	1-21
A	JP 2014019905 A (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORP.), 03 February 2014 (03.02.2014), entire document	1-21

 Further documents are listed in the continuation of Box C. See patent family annex.

* Special categories of cited documents:	“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
“A” document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance	“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
“E” earlier application or patent but published on or after the international filing date	“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
“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)	“&” document member of the same patent family
“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	

Date of the actual completion of the international search 26 June 2018	Date of mailing of the international search report 05 July 2018
Name and mailing address of the ISA State Intellectual Property Office of the P. R. China No. 6, Xitucheng Road, Jimenqiao Haidian District, Beijing 100088, China Facsimile No. (86-10) 62019451	Authorized officer DANG, Xing Telephone No. 62084417

INTERNATIONAL SEARCH REPORT
Information on patent family members

International application No.
PCT/CN2018/083848

Patent Documents referred in the Report	Publication Date	Patent Family	Publication Date
CN 106086640 A	09 November 2016	None	
CN 106319356 A	11 January 2017	None	
CN 107299306 A	27 October 2017	None	
CN 101346480 A	14 January 2009	EP 1979500 A4	17 February 2010
		EP 1979500 B9	20 June 2012
		US 8999085 B2	07 April 2015
		WO 2007075006 A1	05 July 2007
		JP 4958182 B2	20 June 2012
		EP 1979500 A1	15 October 2008
		MX 2008008296 A	04 March 2009
		KR 20070067950 A	29 June 2007
		KR 100742823 B1	25 July 2007
		JP 2009521602 A	04 June 2009
		EP 1979500 B1	29 February 2012
		US 2009202382 A1	13 August 2009
		US 2015266519 A1	24 September 2015
CN 105908089 A	31 August 2016	WO 2018001098 A1	04 January 2018
JP 2014019905 A	03 February 2014	JP 5949253 B2	06 July 2016

国际检索报告

国际申请号

PCT/CN2018/083848

<p>A. 主题的分类</p> <p>C22C 38/04(2006.01)i; C22C 38/06(2006.01)i; C21D 8/02(2006.01)i</p> <p>按照国际专利分类(IPC)或者同时按照国家分类和IPC两种分类</p>																							
<p>B. 检索领域</p> <p>检索的最低限度文献(标明分类系统和分类号)</p> <p>C22C 38, C21D 8</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>DWPI, SIPOABS, CN-PAT, CNKI:锰, 铝, 镀, 层, 铁素体, 奥氏体, 退火, 脱碳, Mn, Manganese, Manganous, Manganum, Mangan, Al, Aluminium, Aluminum, galvaniz+, layer?, ferrite, austenite, anneal+, decarburiz+</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>Y</td> <td>CN 106086640 A (北京科技大学) 2016年 11月 9日 (2016 - 11 - 09) 说明书第[002]、[0021]、[0031]-[0035]段</td> <td>1-21</td> </tr> <tr> <td>Y</td> <td>CN 106319356 A (宝山钢铁股份有限公司) 2017年 1月 11日 (2017 - 01 - 11) 说明书第[0033]-[0044]段</td> <td>1-21</td> </tr> <tr> <td>A</td> <td>CN 107299306 A (首钢集团有限公司) 2017年 10月 27日 (2017 - 10 - 27) 全文</td> <td>1-21</td> </tr> <tr> <td>A</td> <td>CN 101346480 A (POSCO公司) 2009年 1月 14日 (2009 - 01 - 14) 全文</td> <td>1-21</td> </tr> <tr> <td>A</td> <td>CN 105908089 A (宝山钢铁股份有限公司) 2016年 8月 31日 (2016 - 08 - 31) 全文</td> <td>1-21</td> </tr> <tr> <td>A</td> <td>JP 2014019905 A (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORP) 2014年 2月 3日 (2014 - 02 - 03) 全文</td> <td>1-21</td> </tr> </tbody> </table>			类型*	引用文件, 必要时, 指明相关段落	相关的权利要求	Y	CN 106086640 A (北京科技大学) 2016年 11月 9日 (2016 - 11 - 09) 说明书第[002]、[0021]、[0031]-[0035]段	1-21	Y	CN 106319356 A (宝山钢铁股份有限公司) 2017年 1月 11日 (2017 - 01 - 11) 说明书第[0033]-[0044]段	1-21	A	CN 107299306 A (首钢集团有限公司) 2017年 10月 27日 (2017 - 10 - 27) 全文	1-21	A	CN 101346480 A (POSCO公司) 2009年 1月 14日 (2009 - 01 - 14) 全文	1-21	A	CN 105908089 A (宝山钢铁股份有限公司) 2016年 8月 31日 (2016 - 08 - 31) 全文	1-21	A	JP 2014019905 A (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORP) 2014年 2月 3日 (2014 - 02 - 03) 全文	1-21
类型*	引用文件, 必要时, 指明相关段落	相关的权利要求																					
Y	CN 106086640 A (北京科技大学) 2016年 11月 9日 (2016 - 11 - 09) 说明书第[002]、[0021]、[0031]-[0035]段	1-21																					
Y	CN 106319356 A (宝山钢铁股份有限公司) 2017年 1月 11日 (2017 - 01 - 11) 说明书第[0033]-[0044]段	1-21																					
A	CN 107299306 A (首钢集团有限公司) 2017年 10月 27日 (2017 - 10 - 27) 全文	1-21																					
A	CN 101346480 A (POSCO公司) 2009年 1月 14日 (2009 - 01 - 14) 全文	1-21																					
A	CN 105908089 A (宝山钢铁股份有限公司) 2016年 8月 31日 (2016 - 08 - 31) 全文	1-21																					
A	JP 2014019905 A (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORP) 2014年 2月 3日 (2014 - 02 - 03) 全文	1-21																					
<p><input type="checkbox"/> 其余文件在C栏的续页中列出。</p> <p><input checked="" type="checkbox"/> 见同族专利附件。</p>																							
<p>* 引用文件的具体类型:</p> <p>“A” 认为不特别相关的表示了现有技术一般状态的文件</p> <p>“E” 在国际申请日的当天或之后公布的在先申请或专利</p> <p>“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)</p> <p>“O” 涉及口头公开、使用、展览或其他方式公开的文件</p> <p>“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</p> <p>“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</p> <p>“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</p> <p>“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</p> <p>“&” 同族专利的文件</p>																							
<p>国际检索实际完成的日期</p> <p>2018年 6月 26日</p>		<p>国际检索报告邮寄日期</p> <p>2018年 7月 5日</p>																					
<p>ISA/CN的名称和邮寄地址</p> <p>中华人民共和国国家知识产权局(ISA/CN) 中国北京市海淀区蓟门桥西土城路6号 100088</p> <p>传真号 (86-10)62019451</p>		<p>受权官员</p> <p>党兴</p> <p>电话号码 62084417</p>																					

国际检索报告
关于同族专利的信息

国际申请号

PCT/CN2018/083848

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	106086640	A	2016年 11月 9日	无			
CN	106319356	A	2017年 1月 11日	无			
CN	107299306	A	2017年 10月 27日	无			
CN	101346480	A	2009年 1月 14日	EP	1979500	A4	2010年 2月 17日
				EP	1979500	B9	2012年 6月 20日
				US	8999085	B2	2015年 4月 7日
				WO	2007075006	A1	2007年 7月 5日
				JP	4958182	B2	2012年 6月 20日
				EP	1979500	A1	2008年 10月 15日
				MX	2008008296	A	2009年 3月 4日
				KR	20070067950	A	2007年 6月 29日
				KR	100742823	B1	2007年 7月 25日
				JP	2009521602	A	2009年 6月 4日
				EP	1979500	B1	2012年 2月 29日
				US	2009202382	A1	2009年 8月 13日
				US	2015266519	A1	2015年 9月 24日
CN	105908089	A	2016年 8月 31日	WO	2018001098	A1	2018年 1月 4日
JP	2014019905	A	2014年 2月 3日	JP	5949253	B2	2016年 7月 6日

表 PCT/ISA/210 (同族专利附件) (2015年1月)