



(12)发明专利申请

(10)申请公布号 CN 107787375 A

(43)申请公布日 2018.03.09

(21)申请号 201680032956.7

(22)申请日 2016.06.24

(30)优先权数据

EP15020109.3 2015.07.01 EP

(85)PCT国际申请进入国家阶段日

2017.12.06

(86)PCT国际申请的申请数据

PCT/EP2016/064704 2016.06.24

(87)PCT国际申请的公布数据

W02017/001303 EN 2017.01.05

(71)申请人 塔塔钢铁艾默伊登有限责任公司

地址 荷兰费尔森-诺德

(72)发明人 J·W·H·范克雷韦尔

C·约内斯库 B·L·恩尼斯

(74)专利代理机构 中国国际贸易促进委员会专利商标事务所 11038

代理人 李跃龙

(51)Int.Cl.

G22C 38/38(2006.01)

G22C 38/32(2006.01)

G22C 38/28(2006.01)

G22C 38/02(2006.01)

G22C 38/06(2006.01)

G21D 8/02(2006.01)

G23C 2/06(2006.01)

G23C 2/40(2006.01)

权利要求书2页 说明书6页 附图3页

(54)发明名称

高强度热镀锌钢带材

(57)摘要

本发明涉及一种高强度热浸镀锌钢带材,其由以下百分比的元素组成:0.10-0.21%C;1.75-2.50%Mn;0.04-0.60%Si;0.20-1.40%Al;0.001-0.025%P;0.0005-0.0050%B;最大0.50%Cr;最大0.20%Ti;最大0.004%Ca;最大0.015%N;余量为Fe和不可避免的杂质。

1. 高强度热浸镀锌钢带材,以质量%计由以下元素构成:

0.10-0.21%C

1.75-2.50%Mn

0.04-0.60%Si

0.20-1.40%Al

0.001-0.025%P

0.0005-0.0050%B

最多0.50%Cr

最多0.20%Ti

最多0.004%Ca

最多0.015%N

余量为Fe和不可避免的杂质。

2. 根据权利要求1所述的钢带材,其中选择Al和Si的量使得 $0.60\% < Al + Si < 1.40\%$ 和/或选择Mn和Cr的量使得 $Mn + Cr > 2.00\%$,和/或选择Al和Si的量使 $Si \leq Al$ 。

3. 根据权利要求1或2所述的钢带材,其中元素C以0.13-0.18%,优选0.14-0.17%的量存在。

4. 根据权利要求1、2或3的钢带材,其中元素Si以0.05-0.50%,优选0.05-0.40%的量存在。

5. 根据前述权利要求中任一项所述的钢带材,其中元素Al以0.30-1.20%,优选0.40-1.00%的量存在。

6. 根据前述权利要求中任一项所述的钢带材,其中元素B以0.0011-0.0040%,优选0.0015-0.0030%的量存在。

7. 根据前述权利要求中任一项所述的钢带材,其中元素Ti以最大0.10%,优选0.005至0.05%的量存在。

8. 根据前述权利要求中任一项所述的钢带材,其中所述热浸镀锌钢带材具有高于750MPa的极限拉伸强度 R_m 和/或430-700MPa的0.2%屈服强度 R_p ,优选地,对于 R_p 和/或 R_m ,在钢带材的中部和边缘之间的差别小于75MPa,更优选该差别小于60MPa。

9. 根据前述权利要求中任一项所述的钢带材,其中所述热浸镀锌钢带材具有由20-50体积%铁素体、10-25体积%马氏体和残余奥氏体(其中5-12体积%为残余奥氏体)、余量为回火马氏体、贝氏体和渗碳体组成组成的显微组织。

10. 制造根据前述权利要求中任一项所述的高强度热浸镀锌双相钢带材的方法,其中将铸钢热轧至2.0-4.0mm的厚度,并在低于 $B_s - 20^\circ\text{C}$ 温度和高于 $M_s + 60^\circ\text{C}$ 温度的卷取温度 CT 下进行卷取,以40%以上的压下率冷轧该带材,然后在 Ac_1 和 Ac_3 温度之间的温度下将带材进行临界退火,并在低于 B_s 温度的温度下将该带材过时效以形成贝氏体和/或回火马氏体,之后将该带材热浸镀锌。

11. 根据权利要求10所述的方法,其中所述热轧卷材具有由50-70体积%的铁素体,20-50体积%的珠光体和/或贝氏体,以及少于10%的渗碳体组成的显微组织。

12. 根据权利要求10或11所述的方法,其中以0.2-0.8%的压下率将所述热浸镀锌带材进行张力轧制。

13. 制造根据权利要求1-9中任一项所述的高强度热浸镀锌复相钢带材的方法,其中将铸钢热轧至2.0-4.0mm的厚度,并且在低于 $B_s-20^{\circ}\text{C}$ 温度和高于 $M_s+60^{\circ}\text{C}$ 温度的卷取温度 CT 下进行卷取,以40%以上的压下率将该带材进行冷轧,然后在高于 A_{c1} 温度加上 50°C 的温度下将带材进行退火,在低于 B_s 温度的温度下将带材过时效以形成贝氏体和/或回火马氏体,之后将该带材热浸镀锌。

14. 根据权利要求14所述的方法,其中以0.4-2.0%的压下率,优选0.4-1.2%的压下率将所述热浸镀锌带材进行张力轧制。

高强度热镀锌钢带材

[0001] 本发明涉及具有改善可成型性的高强度热浸镀锌钢带材,例如用于汽车工业中。本发明还涉及一种生产这种钢带材的方法。

[0002] 这种钢类型是已知的,并且已经以双相钢类型之名开发。这些钢类型不会提供在汽车工业的许多应用中所需的可成型性。因此,已经开发TRIP辅助双相钢类型。

[0003] 然而,可成型性并不是TRIP辅助双相钢带材的唯一要求。合金化元素的量应该是低的,以使钢的成本尽可能低,并且应尽可能容易地在热轧机和冷轧机中的较宽宽度上制造钢带材。此外,钢带材应易于用锌基涂层涂覆,且钢带材必须具有高强度和良好的可焊性,并且还应该表现出良好的表面品质。这些要求对于工业生产的TRIP辅助双相钢类型材尤为重要,该TRIP辅助双相钢类型必须成型为例如将被点焊到白车身的汽车部件。

[0004] 因此,本发明的一个目的是找到一种高强度热浸镀锌钢带材的组合物,其在带材的可成型性、均匀性和可加工性之间取得平衡。

[0005] 本发明的另一个目的是提供一种在热浸镀锌工艺中具有良好可涂覆性的高强度热浸镀锌钢带材。

[0006] 本发明的另一个目的是提供一种具有良好可焊性的高强度热浸镀锌钢带材。

[0007] 本发明的另一个目的是提供一种具有良好表面品质的高强度热镀锌钢带材。

[0008] 本发明的另一个目的是提供一种成本价格尽可能低的高强度热镀锌钢带材。

[0009] 根据本发明,通过提供一种高强度热浸镀锌钢带材来满足这些目的中的一个或多个,该热浸镀锌钢带材以质量百分比计由以下元素组成:

[0010] 0.10-0.21%C

[0011] 1.75-2.50%Mn

[0012] 0.04-0.60%Si

[0013] 0.20-1.40%Al

[0014] 0.001-0.025%P

[0015] 0.0005-0.0050%B

[0016] 最多0.50%Cr

[0017] 最多0.20%Ti

[0018] 最多0.004%Ca

[0019] 最多0.015%N

[0020] 余量为Fe和不可避免的杂质。

[0021] 本发明人已经发现,通过仔细选择钢的主要构成元素即碳、锰、硅、铝、铬和硼的量,可以生产具有所需可成型性、均匀性、可加工性、强度和延伸率同时提供足够的可焊性、可涂覆性和表面品质的高强度热浸镀锌钢带材。

[0022] 本发明人特别发现向钢的组合物添加硼是有利的。通过添加硼,热轧钢可以在输出辊道上足够快地冷却以获得为进一步加工提供合适的显微组织的卷取温度。此外,由于添加硼,本发明人发现最终产物的性质具有高度的均匀性。因此,可以以商业上感兴趣的宽度制造钢带材。

[0023] 硼在奥氏体冷却过程中抑制铁素体的形成。这使带材中的局部碳富集最小化。因此,如果制造TRIP型钢,则通常避免硼。本发明人已经发现,通过对冷轧带材进行临界退火(intercritically annealing),可以制成良好的TRIP辅助钢种,从而不需要铁素体成核。

[0024] 此外,添加硼改善了钢的淬透性,导致可能使用较少的其它合金化元素。这导致用于钢带材的改善的尺寸窗口,意味着较高的宽度与厚度的比率,而钢在带材的宽度上的机械性能保持适用。

[0025] 硼偏析到晶界并且取代晶界处的磷,这使得在钢中可以具有更高的P量,同时仍实现良好的可焊性。

[0026] 主要构成元素的量的原因如下。

[0027] C:0.10-0.21质量%。碳必须以足够高的量存在,以在常规退火/镀锌生产线中可获得的冷却速率下确保淬透性和形成马氏体。需要马氏体提供足够的强度。游离碳还使奥氏体稳定化成为可能,其对所得强度水平表现出改善的加工硬化的潜力和良好的可成型性。由于这些原因,需要0.10质量%的下限。已经发现0.21质量%的最大水平对于确保良好的可焊性是必要的。

[0028] Mn:1.75-2.50质量%。添加锰以提高淬透性,从而在常规的连续退火/镀锌生产线的冷却速率能力下使硬质相如马氏体或贝氏体较容易形成。锰还有助于固溶强化,其增加拉伸强度并强化铁素体相,并且有助于稳定残余奥氏体。锰降低双相钢的转化温度范围,从而将所需的退火温度降低到在常规连续退火/镀锌生产线中容易达到的水平。由于上述原因,需要1.75质量%的下限。考虑到添加其他元素如硼,这个下限是可能的。施加2.50质量%的最高水平以确保热轧机中可接受的轧制力,并且通过确保双相钢到软质转化产物(铁素体和珠光体)的充分转化来确保冷轧机中可接受的轧制力。考虑到在较高值的带材中形成马氏体带和铸造期间更强的偏析,也给出该最大值。优选的是,锰的含量为1.9-2.3质量%,更优选为2.0-2.2质量%。

[0029] Si:0.04-0.60质量%。硅提供固溶强化,从而使得实现高强度,并且通过铁素体基体的强化而稳定奥氏体。硅非常有效地延缓了过时效期间碳化物的形成,从而在溶体中保持碳用以稳定奥氏体。由于这些原因,需要0.04质量%的下限。考虑到钢带材的可涂覆性,施加0.60质量%的最大水平,因为高水平的硅因降低的粘附性而导致不可接受的涂层品质。

[0030] Al:0.20-1.40质量%。为了脱氧目的而将铝添加到液钢中。在适当的量下,它还提供了贝氏体转化的加速率,从而在常规连续退火/镀锌生产线的退火部分施加的时间限制内使贝氏体形成成为可能。铝还延缓碳化物的形成,从而将碳保持在溶体中,从而在过时效期间引起分解成奥氏体,并促进奥氏体的稳定化。由于上述原因,需要0.20质量%的较低水平。为可浇铸性而施加1.40质量%的最高水平,因为高铝含量导致铸模渣的中毒,并进而导致模具渣粘度的增加,导致铸造期间不当的传热和润滑。

[0031] Cr:最大0.50质量%。添加铬以提高淬透性。铬促进铁素体的形成。施加0.50质量%的最大水平以确保不会以残余奥氏体为代价形成太多马氏体。也可以不添加铬。Cr的含量优选为0.01-0.40质量%,更优选为0.02-0.25质量%。

[0032] Ti:最大0.20%。主要为强化钢而添加钛。施加0.20%的最高水平以限制钢的成本。也可不添加Ti。

[0033] Ca:最大0.004质量%。钙的添加改变了硫化锰夹杂物的形态。当添加钙时,夹杂物得到球状而不是细长的形状。细长的夹杂物(也称为发纹)可充当弱面,沿着该弱面可发生层状撕裂和分层破裂。避免发纹对于钢片材的成型过程是有利的,其需要孔的膨胀或凸缘的拉伸并且促进各向同性的成型行为。钙处理还防止在铝脱氧的钢类型中形成硬的、角状的、粗糙的(abrasive)氧化铝夹杂物,而在轧制温度下形成较软和球状的铝酸钙夹杂物,从而改善材料的加工特性。在连铸机中,在熔融钢中出现的一些夹杂物具有堵塞喷嘴的趋势,导致输出损失和成本增加。钙处理通过促进低熔点物质的形成降低了阻塞倾向,所述物质不会阻塞浇铸器喷嘴。当硫含量非常低时,也可不添加钙。Ca的含量优选为0.0005-0.003质量%。

[0034] P:0.001-0.025质量%。磷干扰碳化物的形成,因此钢中的一些磷是有利的。然而,磷可以使钢在焊接时变脆,因此在炼钢过程中,特别是在与其他脆化元素如硫和氮组合时,应谨慎控制磷的含量。另一方面,考虑到添加硼,可在钢中具有比通常更多的磷。

[0035] 氮的含量限制在最大0.015重量%,这对于连铸机是典型的。通常,N的量为0.001-0.010重量%。

[0036] 除了上述原因,还选择铝、硼、硅、铬和锰的范围,使得发现适当的平衡以在输出辊道上和在卷材冷却期间提供尽可能均匀的转化,从而确保可以冷轧钢带材,并提供能够在退火线中快速溶解碳的起始组织以促进淬透性和适当的铁素体/贝氏体转化行为。此外,由于铝加速和铬减速贝氏体转化,因此必须存在铝和铬之间的适当平衡以在具有受限的过时效部分的常规热浸镀锌生产线所允许的时间尺度内产生适量的贝氏体。实际上,这意味着铝的含量应高于铬的含量。

[0037] 根据优选实施方案,选择Al和Si的量使得 $0.60\% < Al + Si < 1.40\%$ 。

[0038] 根据另一个优选实施方案,选择Mn和Cr的量使得 $Mn + Cr > 2.00\%$ 。

[0039] 优选地,选择Al和Si的量使得 $Si \leq Al$ 。

[0040] 除上述元素的绝对含量外,某些元素的相对量也是重要的。

[0041] 应将铝和硅之和保持在0.60至1.40质量%之间以确保抑制最终产品中的碳化物和具有适当组成的足量奥氏体的稳定化,以提供可成型性的期望延伸。

[0042] 锰和铬之和的含量应高于2.00质量%以确保对于形成马氏体和/或贝氏体的充分淬透性,从而在常规的连续退火生产线和热浸镀锌生产线中实现强度。此外,Mn有助于稳定残余奥氏体。优选地, $Mn + Cr$ 应高于2.10质量%,特别是当Si的量低时。

[0043] 考虑到良好的锌可涂覆性,Al应优选以等于或高于Si的量存在。

[0044] 元素C优选以0.13-0.18%的量存在。在该范围内,钢的淬透性是最佳的,同时硼的存在也增强了钢的可焊性。元素C更优选以0.14-0.17%的量存在。已经发现这一数量的C在实践中运行良好。

[0045] 元素Si优选以0.05-0.50%,更优选0.05-0.40%的量存在。低于0.50%的硅的量可以提高钢带材的可涂覆性,甚至当硅的含量低于0.40%时更是如此。

[0046] 根据优选的实施方案,元素Al以0.30-1.20%,优选0.40-1.00%的量存在。升高的较低水平的铝具有与较高量的硅相同的效果,但几乎不增加钢的强度。铝的较低上限改善了钢的可铸性。

[0047] 元素B的量优选为0.0011-0.0040%,更优选为0.0013-0.0030%以提供所需的淬

透性并因此带来足够的强度。

[0048] Ti的量优选为最多0.10%，以限制钢的成本并使尺寸窗口保持尽可能大。更优选Ti的量为0.005-0.05%。

[0049] 优选地，热浸镀锌钢带材具有高于750MPa的极限拉伸强度 R_m ，和/或430-700MPa的0.2%屈服强度 R_p ，对于 R_p 和/或 R_m ，优选钢带材的中部和边缘之间的差别小于75MPa，更优选该差别小于60MPa。这些强度水平可以用根据本发明的组合物来实现。

[0050] 根据优选实施方案，热浸镀锌钢带材具有由20-50体积%铁素体、10-25体积%残余奥氏体+马氏体（其中5-12%的残余奥氏体）、余量为回火马氏体、贝氏体和渗碳体组成的显微组织。

[0051] 根据本发明的第二方面，提供了一种如上定义的高强度热浸镀锌钢带材的制造方法，其中将铸钢热轧至2.0-4.0mm的厚度，并在低于 $B_s-20^{\circ}\text{C}$ 的温度和高于 $M_s+60^{\circ}\text{C}$ 的温度的卷取温度 CT 下卷取，以40%以上的压下率冷轧该带材，然后在 Ac_1 和 Ac_3 温度之间的温度下将带材进行临界退火，并在低于 B_s 温度的温度下将该带材过时效以形成贝氏体和/或回火马氏体，之后将该带材热浸镀锌。

[0052] 由于在低于 $B_s-20^{\circ}\text{C}$ 温度和高于 $M_s+60^{\circ}\text{C}$ 温度的卷取温度下的卷取，实现了良好限定的显微组织，可以以适当的压下率冷轧和在适当的温度下退火并在之后镀锌，以获得具有适当强度和适当性能的镀锌钢带材。

[0053] 优选地，热轧卷材具有由50-70体积%的铁素体、20-50体积%的珠光体和/或贝氏体，以及少于10%的渗碳体组成的显微组织。对于这种显微组织，卷材具有用于进一步加工特别是用于退火步骤的适当性能，并且可以在宽尺寸窗口中冷轧。

[0054] 根据优选实施方案，以0.2-0.8%的压下率将热镀锌带材进行张力轧制。该百分比的张力轧制可以为带材提供适当的机械性能，例如适当的强度水平，而其它性能保持在期望的窗口内。

[0055] 根据本发明的另一方面，提供了根据本发明的第一方面的用于生产高强度热浸镀锌复相钢带材的方法，其中将铸钢热轧至2.0-4.0mm的厚度，并在低于 $B_s-20^{\circ}\text{C}$ 的温度和高于 $M_s+60^{\circ}\text{C}$ 的温度的卷取温度 CT 下进行卷取，将带材以40%以上的压下率进行冷轧，之后在高于 Ac_1 温度加上 50°C 的温度下将带材退火，并且在低于 B_s 温度的温度下使将带材过时效，以形成贝氏体和/或回火马氏体，之后将该带材热浸镀锌。由于精确的卷取温度和规定的退火和过时效温度，可以制成该复相钢带材。

[0056] 优选地，以0.4-2.0%的压下率，优选以0.4-1.2%的压下率将该热浸镀锌复相钢带材进行张力轧制。张力轧制的该百分比可以为带材提供适当的机械性能，例如适当的强度水平，而其它性能保持在期望的窗口内。

[0057] 以下将阐述本发明。

[0058] 图1显示退火后极限拉伸强度 R_m 和0.2%屈服强度 R_p 的测量。

[0059] 如表1所示，进行线试验，以毫-重量%表示，除非另有说明。

[0060] 表1：线试验的材料组成。以毫-重量%限定组成，除非另有说明。 B_s 和 M_s 值来自[1]。

[0061]

铸件	C	Mn	P	Si	Cr	B ppm	Al wt%	Ti	N ppm	Al+Si	Mn+Cr	Bs -20°C	Ms +60°C
1	151	2101	12	58	99	20	682	22	43	740	2200	581	477
2	161	2061	10	120	206	20	660	21	40	780	2267	573	472
3	147	2046	10	130	204	20	610	20	46	740	2250	578	479
4	149	2057	10	392	26	24	602	6	30	994	2083	583	476
5	148	2071	12	100	184	19	690	21	48	790	2255	578	478
6	153	2093	9	102	204	19	685	22	47	787	2297	573	475

[0062] 用约875℃的热终轧温度热轧1号、2号、3号、5号和6号铸件。用约950℃的热终轧温度热轧4号铸件。

¹ S.M.C. van Bohemen, Bainite and martensite Start Temperature calculated with exponential carbon dependence, Materials Science and Technology 28, 4 (2012) 487-495.

[0063] 表2: 卷材中不同位置上的典型马氏体+奥氏体分布。

[0064]

铸件6	平均马氏体+奥氏体
头部M	14.3
头部R	19.6
中部M	18.9
中部R	18.9
尾部M	17.7
尾部R	18.3

[0065] 通常该材料是热的,随后将其冷轧至在0.8-2.0mm范围内的典型规格。

[0066] 对于铸件5和6,在图2中提供所限定的显微组织和相分数。对于铸件6,在表2中提供在卷材上不同采样位置的显微组织。对于卷材的头部、中部和尾部给出显微组织。M表示带材的中间,R表示右侧。

[0067] 使用铸件1至4和6,制造了双相钢带材。对于所有铸件(但铸件4除外),热终轧温度为约875℃,如上所述。卷取温度为500-520℃,正好在Bs-20℃和Ms+60℃之间。随后,在约800℃下将该材料进行冷轧并进行临界退火,且过时效温度为400℃。在热浸镀锌后,以约0.3%的压下率将钢带材进行回火轧制。

[0068] 使用铸件5,制造复相钢带材。热终轧温度约为875℃,卷取温度为550℃。将该材料在约840℃进行冷轧和临界退火,过时效温度为400℃。在热浸镀锌后,以1.0%的压下率将钢带材进行回火轧制。

[0069] 对于铸件1至6,根据卷取温度测量机械性能。这些机械性能如表3所示。

[0070] 表3: 在中部卷材的拉伸性能和HEC测量。

	铸件	CT (°C)	Rp (MPa)	Rm (MPa)	Ag (%)	A80 (%)	n	r	HEC (%)	可弯曲性 @ 1mm (L)
[0071]	1	520	450	782	14.5	21.7	0.15	0.76	28-32*	137°*
	1	498	490	817	14.0	21.0	0.14	0.54		
	2	506	505	808	13.5	20.4	0.13	0.69	18-30*	100-110°*
	3	506	497	811	13.2	22.1	0.13	0.72		
	4	500	494	815	14.5	21.1	0.15	0.74		
	5	550	622	869	9.5	13.6	<0.1	0.70	33-36*	
	6	520	475	837	13.1	18.6				

[0072] *典型值

[0073] 在表1所示的铸件中,生产了几块板坯。将这些板坯热轧成具有2.5-3mm的厚度的带材,然后在500和590℃之间的不同卷取温度(CT)下将带材进行卷取。将这些卷材冷轧至1.3mm的厚度,连续退火和热浸镀锌。

[0074] 退火后的极限拉伸强度Rm和0.2%屈服强度Rp的测量显示当CT较低时Rp和Rm增加。这显示在图1中。测量结果还表明,当CT较低时,延伸率变得略微较低,但在低CT下延伸率保持令人满意。

[0075] 图2示出了在卷取和冷却之后在热轧带材产品的中部获得的典型的显微组织(刻蚀的Nital)。使用的是铸件1的组成。对于左图,卷取温度CT为500℃。右图显示了相同的材料,但是在550℃的卷取温度后。暗色相是珠光体/贝氏体,浅色相是铁素体;黑色点是渗碳体。在左图中,珠光体/贝氏体存在量为25-35%,铁素体为60-70%,渗碳体小于10%。在右图中,珠光体/贝氏体存在量为20-30%,铁素体65-75%和渗碳体小于10%。

[0076] 测量还表明,在低的卷取温度下,在带材宽度上改善了拉伸性能,意味着带材的中部与带材的边缘之间的差别是小的。对于Rp和Rm,现在的差别为至多约50MPa,而其过去为约100MPa。

[0077] 图3显示了在带材宽度上的Rm和Rp的变化。图3a示出了不根据本发明的带材组合物的这种变化,其具有0.15C、2.05Mn、0.2Cr、0.7Al、0.07Si、0.015Nb和0.004N(以重量%计)的组成。带材的中部和边缘之间的Rm的差别为约100MPa,Rp的差别为约50MPa。

[0078] 图3b示出了具有铸件1的组成的带材的Rm和Rp的变化。该图示出了对于Rm和Rp都可在带材的中部和边缘之间获得小于20MPa的变化。实际上,图3c对于具有铸件3的组成的带材也显示如此。已经按照本发明的方法制造图3b和3c所示的带材。

[0079] 图4示出了在使用本发明的方法之后图形化地示出铸件的显微组织的三种不同方式。这些是众所周知的Picral、Nital和LePera代表。在Picral图中,黑色表示贝氏体或回火马氏体。在Nital图中,白点表示铁素体。相比之下,在LePera图中,白色表示(回火)马氏体+残余奥氏体。左侧的DP800和右侧的CP800之间的差别是清晰可见的。

[0080] 图2和图4中的长度指示均表示10微米的长度。

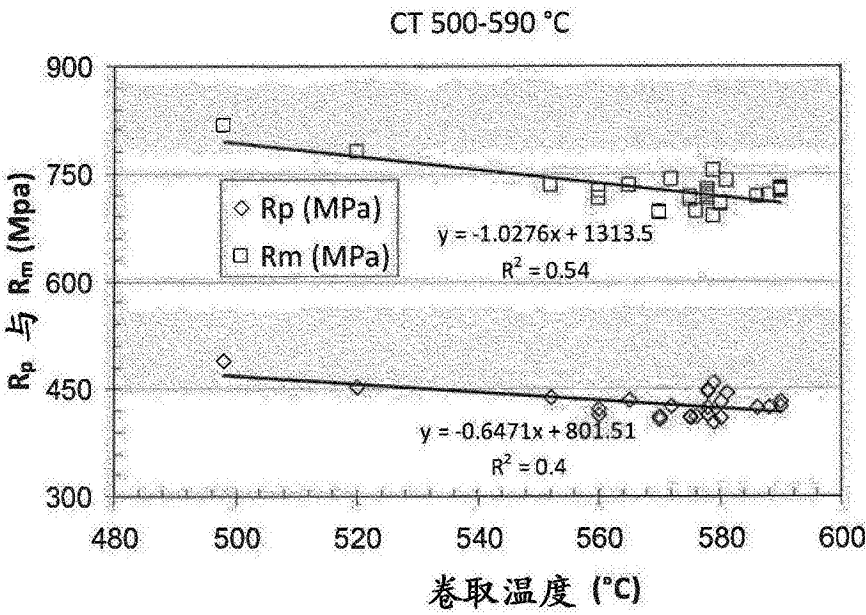


图1

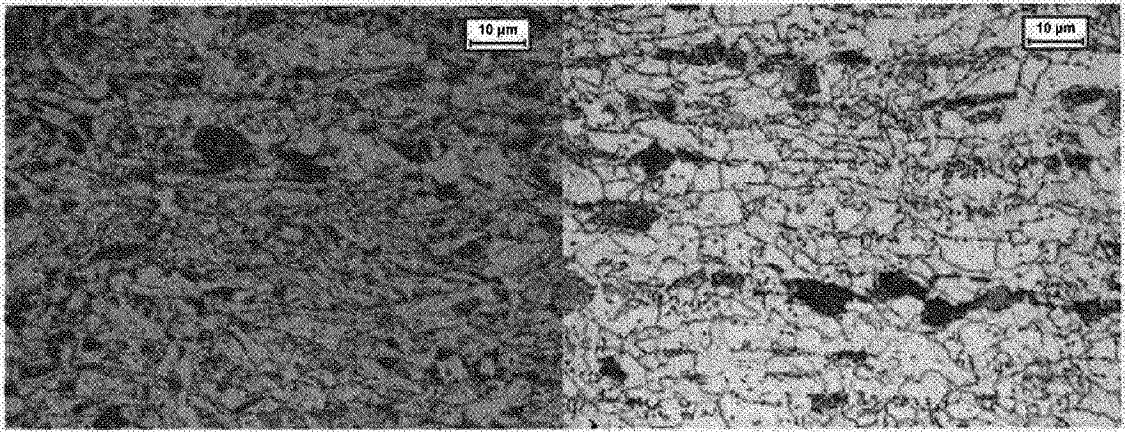


图2

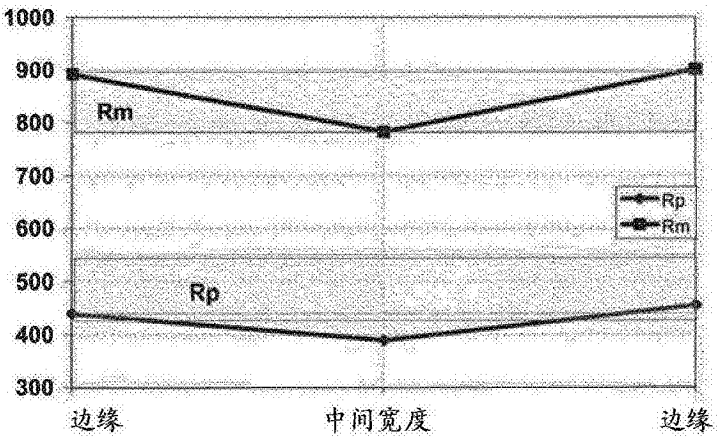


图3a

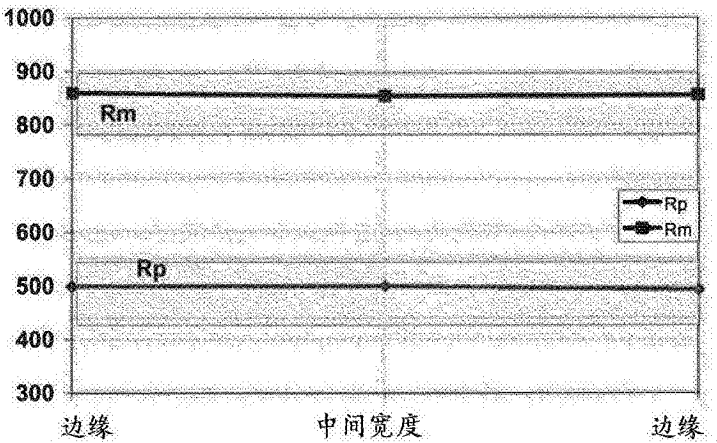


图3b

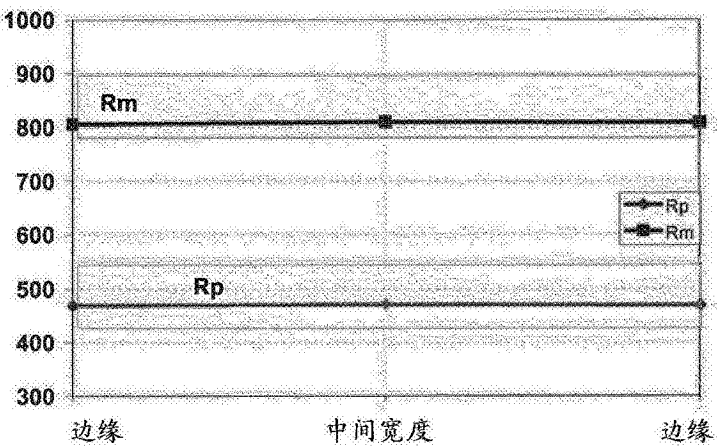


图3c

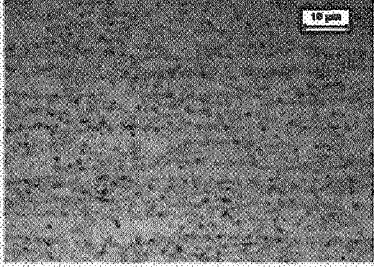
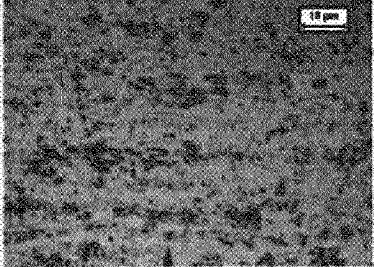
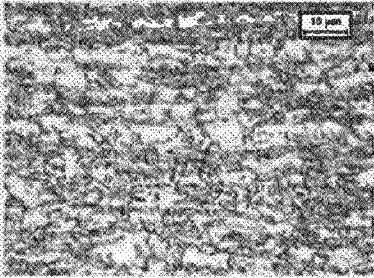
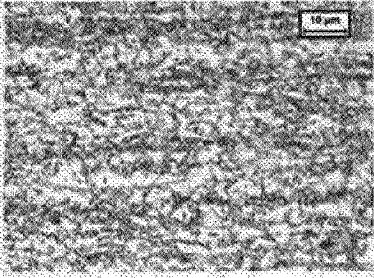
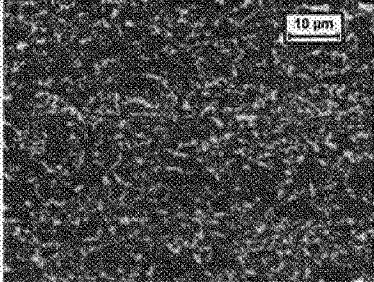
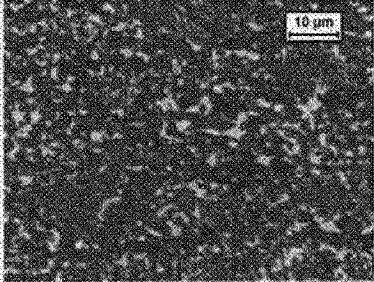
Micro		铸件	铸件
Pical			
Nital			
LePera			
份数		35%铁素体(±5%) 15%(回火)马氏体+残余奥氏体	30%铁素体(±5%) 18%(回火)马氏体+残余奥氏体

图4