



(12) 发明专利

(10) 授权公告号 CN 101528970 B

(45) 授权公告日 2012. 10. 03

(21) 申请号 200780039440. 6

(22) 申请日 2007. 10. 24

(30) 优先权数据

06123139. 5 2006. 10. 30 EP

(85) PCT申请进入国家阶段日

2009. 04. 23

(86) PCT申请的申请数据

PCT/EP2007/061390 2007. 10. 24

(87) PCT申请的公布数据

W02008/052919 DE 2008. 05. 08

(73) 专利权人 蒂森克虏伯钢铁股份公司

地址 德国杜伊斯堡

(72) 发明人 布里吉特·哈默 托马斯·黑勒

约翰·威廉·施米茨 约亨·万斯

(74) 专利代理机构 北京天昊联合知识产权代理有限公司 11112

代理人 丁业平 张天舒

(51) Int. Cl.

C22C 38/04 (2006. 01)

C22C 38/06 (2006. 01)

C22C 38/12 (2006. 01)

C22C 38/14 (2006. 01)

C22C 38/38 (2006. 01)

C22C 38/18 (2006. 01)

C22C 38/32 (2006. 01)

C21D 8/04 (2006. 01)

B22D 11/00 (2006. 01)

B22D 11/06 (2006. 01)

(56) 对比文件

EP 1072689 A1, 2001. 01. 31, 全文.

CN 1752261 A, 2006. 03. 29, 全文.

EP 1493832 A1, 2005. 01. 05, 全文.

EP 1396550 A1, 2004. 03. 10, 全文.

CN 1322256 A, 2001. 11. 14, 全文.

EP 1319725 A2, 2003. 06. 18, 全文.

审查员 党兴

权利要求书 2 页 说明书 5 页

(54) 发明名称

由硼微合金化多相钢制备扁钢产品的方法

(57) 摘要

本发明涉及这样一种方法, 该方法允许较不费力地制备几何尺寸宽泛的高抗拉强度扁钢产品。为此, 根据本发明, 将形成多相显微组织并且含有下列成分(以重量%计)的钢铸造成厚度为 1 至 4 毫米的铸造带材, 其中所述成分为: 0. 08% 至 0. 12% 的碳、1. 70% 至 2. 00% 的锰、至多 0. 030% 的磷、至多 0. 004% 的硫、至多 0. 20% 的硅、0. 01% 至 0. 06% 的铝、至多 0. 0060% 的氮、0. 20% 至 0. 50% 的铬、0. 010% 至 0. 050% 的钛、0. 0010% 至 0. 0045% 的硼, 其余为铁和不可避免的杂质; 在连续过程中将铸造带材在 800℃ 至 1100℃ 的最终热轧温度下在线热轧成厚度为 0. 5 到 3. 2 毫米的热轧带材, 变形度大于 20%; 以及将热轧带材在 250℃ 至 570℃ 的卷绕温度下进行卷绕, 从而得到最小抗拉强度 R_m 为 800 兆帕、最小断裂延伸率 A_{80} 为 5% 的热轧带材。

1. 一种制备带材产品的方法，
 - 其中将形成多相显微组织并且具有如下组成的钢铸造成厚度为 1 至 4 毫米的铸造带材，其中所述组成为（以重量%计）：
 - 碳：0.08%至 0.12%
 - 锰：1.70%至 2.00%
 - 磷： $\leq 0.030\%$
 - 硫： $\leq 0.004\%$
 - 硅： $\leq 0.20\%$
 - 铝：0.01%至 0.06%
 - 氮： $\leq 0.0060\%$
 - 铬：0.20%至 0.50%
 - 钛：0.010%至 0.050%
 - 硼：0.0010%至 0.0045%
 - 其余为铁和不可避免的杂质，
 - 其中在连续过程中将所述铸造带材在 800℃至 1100℃的最终热轧温度下在线热轧成厚度为大于或等于 0.5 毫米而小于 3.2 毫米的热轧带材，变形度大于 20%，以及
 - 其中将所述热轧带材在 250℃至 570℃的卷绕温度下进行卷绕，
 - 从而得到最小抗拉强度 R_m 为 800 兆帕、最小断裂延伸率 A_{80} 为 5%的热轧带材。
2. 根据权利要求 1 所述的方法，其特征在于，所述热轧带材的宽度大于 1200 毫米。
3. 根据权利要求 2 所述的方法，其特征在于，所述热轧带材的宽度大于 1600 毫米。
4. 根据权利要求 1 所述的方法，其特征在于，所述热轧带材的厚度为至多 1.5 毫米。
5. 根据权利要求 1 所述的方法，其特征在于，将所述热轧带材冷轧成厚度为 0.5 至 1.4 毫米的冷轧带材。
6. 根据权利要求 5 所述的方法，其特征在于，将所述冷轧带材在 750℃至 850℃的退火温度下退火。
7. 根据权利要求 5 所述的方法，其特征在于，所述冷轧带材的最小抗拉强度为 800 兆帕。
8. 根据权利要求 5 所述的方法，其特征在于，所述冷轧带材的最小断裂延伸率 A_{50} 为 10%。
9. 根据权利要求 5 到 8 中的任一项所述的方法，其特征在于，所述冷轧带材设置有金属涂层。
10. 根据权利要求 9 所述的方法，其特征在于，所述金属涂层是锌涂层。
11. 根据权利要求 1 到 4 中的任一项所述的方法，其特征在于，针对所获得的热轧带材的最小断裂延伸率 A_{80} 为 10%来说，所述最终热轧温度为 900℃至 1020℃并且所述卷绕温度为 420℃至 490℃。
12. 根据权利要求 1 到 4 中的任一项所述的方法，其特征在于，针对所获得的热轧带材的最小抗拉强度 R_m 为 1000 兆帕来说，所述最终热轧温度为 900℃至 1100℃并且所述卷绕温度为 450℃至 570℃。
13. 根据权利要求 1 到 4 中的任一项所述的方法，其特征在于，针对所获得的热轧带材

的最小抗拉强度 R_m 为 1200 兆帕来说,所述最终热轧温度为 800℃至 1000℃并且所述卷绕温度为 250℃至 550℃。

由硼微合金化多相钢制备扁钢产品的方法

技术领域

[0001] 本发明涉及一种由高抗拉强度的硼微合金化钢制备扁钢产品（例如带材或金属板坯）的方法。这种钢属于多相钢类。它们通常为这样的钢，所述钢的性能取决于显微组织中相的类型、数量和排列。因此，其显微组织中至少存在两相（例如，铁素体、马氏体、贝氏体）。结果，与传统钢相比，它们具有优异的强度 / 成形性的组合。

[0002] 特别是涉及对包晶凝固的组合物进行铸造时，这种制备路线会产生问题。在这些钢种的情况下，在连续铸造过程中存在产生纵向裂纹的风险。这种纵向裂纹的出现会严重降低由扁铸坯或薄板坯制备的热轧钢带的质量，从而使得它们变得无法使用。为了避免这种风险，需要采用大量措施（例如，增加火焰处理），这可能会致使这些钢种的转化变得不经济。当铸造铝含量高的钢时，由于与粉末状助熔剂的相互作用也会造成不利效果，因此，由这种钢制备的扁钢产品的质量也受到了不利的影响。

背景技术

[0003] 由于下列特别的特征，多相钢引起了汽车构造行业的极大兴趣：因为多相钢具有高的强度，所以一方面它们允许使用较小的材料厚度，从而同时也减轻了车辆重量；另一方面，在发生碰撞（撞击行为）的情况下，提高了车身的安全性。因此，与由传统钢制备的车身相比，整个车身的具有至少相等强度的多相钢允许减小由该多相钢制备的部件的金属板厚度。

[0004] 通常，多相钢在转炉炼钢机中熔融，并在连续铸造机上铸造成扁坯或薄板坯，然后热轧成热轧带材并卷绕。在这种情况下，通过在热轧后选择性地控制热轧带材的冷却以调节某些显微组织部分，可以改变热轧带材的机械性能。此外，为了获得更小的金属板厚度，还可以将热轧带材冷轧成冷轧带材（专利文献 EP 0 910 675 B1、EP 0 966547 B1、EP 1 169 486 B1、EP 1 319 725 B1、EP 1 398 390 A1）。

[0005] 由抗拉强度大于 800 兆帕的高抗拉强度多相钢制备扁钢产品的过程存在下列问题：当轧制这些钢时，必须施加高的轧制力。这种要求造成的后果是：一般来说，采用目前普遍使用的生产机器，通常由所讨论类型的钢可能只能制得一定宽度和厚度的高抗拉强度热轧带材，这已不能完全满足当今汽车行业所需的要求。特别是，使用传统装置不能很好地制备具有足够宽度的厚度较小的带材。此外，在实践中已经表明，采用传统方法难以由多相钢制备强度大于 800 兆帕的冷轧带材。

[0006] 欧洲专利 EP 1 072 689 B1 (DE 600 09 611 T2) 中提出了一种由多相钢制备钢带的可供替换的方法。按照该已知的方法，首先将钢熔体铸造成厚度为 0.5 至 10 毫米、特别是 1 至 5 毫米的铸造带材，其中所述钢熔体含有（以重量%计）：0.05% 至 0.25% 的碳；总计 0.5% 至 3% 的锰、铜和镍；总计 0.1% 至 4% 的硅和铝；总计最多达 0.1% 的磷、锡、砷和铈；总计小于 0.3% 的钛、铌、钒、锆和稀土金属；以及分别小于 1% 的铬、钼和钨；余量为铁和不可避免的杂质。随后，以在线的方式将铸造带材一道或多道热轧成热轧带材，变形度为 25% 至 70%。在这种情况下，最终热轧温度高于 A_{r3} 温度。在热轧结束后，将得到的热

轧带材在两个步骤中冷却。在第一冷却步骤中,保持 5℃ / 秒至 100℃ / 秒的冷却速率直到温度达到 400℃至 550℃为止。然后将热轧带材在该温度下保持一定的停留时间,需要该停留时间是为了允许残余奥氏体含量超过 5%的钢发生贝氏体相变。在这种情况下要避免形成珠光体。在停留足以获得所需显微组织的时间后,通过开始第二冷却步骤来中断相变过程,其中,为了随后将热轧带材在 350℃以下的卷绕温度下卷绕成卷,将热轧带材的温度降到 400℃以下。

[0007] 采用专利文献 EP 1 072 689 B1 中所述的方法,应该可以按照简便的方式由多相钢制备具有贝氏体显微组织部分的热轧带材,所述热轧带材具有 TRIP 特性 (“TRIP”=“相变诱导塑性 (Transformation Induced Plasticity)”)。这种钢具有相对高的强度和良好的成形性。然而,该强度对于许多应用来说是不够的,特别在汽车构造领域更是如此。

发明内容

[0008] 因此,本发明的目的包括提供这样一种方法,该方法允许较不费力地制备几何尺寸宽泛的高抗拉强度扁钢产品。

[0009] 基于上述现有技术,通过这样的制备扁钢产品的方法来实现该目的,其中,根据本发明,将形成多相显微组织并且含有下列成分(以重量%计)的钢铸造成厚度为 1 至 4 毫米的铸造带材,其中所述成分为:0.08%至 0.12%的碳、1.70%至 2.00%的锰、至多 0.030%的磷、至多 0.004%的硫、至多 0.20%的硅、0.01%至 0.06%的铝、至多 0.0060%的氮、0.20%至 0.50%的铬、0.010%至 0.050%的钛、0.0010%至 0.0045%的硼,其余为铁和不可避免的杂质;其中在连续过程中将铸造带材在 800℃至 1100℃的最终热轧温度下在线热轧成厚度为 0.5 到 3.2 毫米的热轧带材,变形度大于 20%;以及其中将热轧带材在 250℃至 570℃的卷绕温度下进行卷绕,从而得到最小抗拉强度 R_m 为 800 兆帕、最小断裂延伸率 A_{80} 为 5%的热轧带材。

[0010] 本发明利用了这样一种可能性,即,带材铸造法有可能将抗拉强度特别高并且可能为包晶凝固的多相钢转化成热轧带材。由于在这种情况下,所述铸造带材本身已经具有较小的厚度,因此为了制备具有较小的厚度的扁钢产品(如汽车构造领域中尤其所需的那样),在热轧该钢带的过程中仅须保持相对较低的变形度。因此,使用根据本发明的方法,通过指定铸造带材相应的初始厚度,就有可能毫无问题地制成这样的热轧带材,该热轧带材具有最佳的特性分布并且最大厚度为 1.5 毫米,而且由该热轧带材可以制备用于(例如)车辆支撑结构的部件。

[0011] 由于热轧过程中的变形度低,因此这种方法所需的轧制力小于采用传统方法热轧扁坯或薄板坯所需的轧制力,从而使得可以使用根据本发明的方法毫无问题地制得宽度较大的热轧带材,所述宽度显著大于按照传统方式铸造的具有相同强度和厚度的热轧带材的宽度。由此,本发明允许可靠地制备这样的高抗拉强度的热轧带材,所述热轧带材由其组成如本发明所述和加工的马氏体钢构成,并且其宽度大于 1200 毫米,特别是大于 1600 毫米。

[0012] 除了上述优点以外,根据本发明将带材铸造方法用于转化高抗拉强度钢(该高抗拉强度钢属于根据本发明设计的类型)的这种应用,由于所述高抗拉强度钢的特性和针对该方法而定的工艺参数(例如,热轧最终温度、冷却温度、卷绕温度)以及考虑到凝固行为,所以还提供了可以可靠地铸造根据本发明所加工的这类关键的钢组成的可能性。因此,与

传统的制备方法相比,铸造带材非常快速的凝固(这是带材铸造法的特征)导致出现心部偏析的风险大幅降低,其结果是,根据本发明制备的热轧带材在其横截面和长度上具有特别均匀的特性分布和显微组织。

[0013] 根据本发明的方法的另一个独特优点为:根据本发明制备的热轧带材具有至少 800 兆帕的高强度,而无需在热轧结束和卷绕之间另外对热轧带材进行特殊的冷却循环,在(例如)专利文献 EP 1 072 689B1 中规定,为了满足中断冷却的需要,在热轧结束和卷绕之间必须维持该冷却循环。在实施根据本发明的方法时,只需确保热轧在限定得相对较窄的温度窗中终止、以及确保卷绕在精确限定的温度范围内进行。在此之间发生单步冷却。

[0014] 根据本发明的方法的又一个优点为:基于单一的钢分析,通过改变冷却和轧制条件,能够实现根据本发明制备的带材的机械性能范围的扩展。

[0015] 根据本发明制备的热轧带材尤其适合于随后转化成冷轧带材。因此,本发明的一个实用的实施方案为将所述热轧带材冷轧成厚度为 0.5 至 1.4 毫米、特别是 0.7 毫米到至多 1.3 毫米的冷轧带材作好了准备,而这正是构造车体所需要的。为了消除冷轧过程中出现的凝固,可以在 750℃至 850℃的退火温度下对所述冷轧带材进行退火处理。对于按照该方式由根据本发明制备的热轧带材而制成的冷轧带材来说,能够可靠地保证最小抗拉强度为 800 兆帕。同时能够可靠地保证冷轧带材的最小断裂延伸率 A_{80} 为 10%。

[0016] 按照本发明的另一个有利的实施方案,按照本身已知的方式为冷轧带材设置金属涂层(例如,该金属涂层可以是锌涂层)。

[0017] 可以通过相应地协调最终热轧温度和卷绕温度来大范围地调节根据本发明制备的热轧带材的强度和延伸率的值。例如,如果要制备这样的热轧带材,其中,所获得的热轧带材的最小断裂延伸率 A_{80} 为 10%,最小抗拉强度 R_m 为 800 兆帕,则可以由最终热轧温度为 900℃至 1000℃并且卷绕温度为 420℃至 510℃来实现。

[0018] 另一方面,如果要制备保证抗拉强度 R_m 较高(至少 1000 兆帕)且最小断裂延伸率 A_{80} 为 5%的热轧带材,则选择最终热轧温度为 900℃至 1100℃并且卷绕温度为 450℃至 570℃来实现。

[0019] 由最终热轧温度为 800℃至 1000℃并且卷绕温度为 250℃至 550℃,可以使所得热轧带材的抗拉强度 R_m 甚至更高(至少为 1200 兆帕)且最小断裂延伸率 A_{80} 为 5%。

具体实施方式

[0020] 下面基于示例性实施方案对本发明进行详细描述。

[0021] 在为验证本发明的效果而进行的试验中,将根据本发明设计的、具有表 1 所示组成的两种钢 A 和 B 熔融,在传统的双辊铸造机中铸造成 1.6 毫米厚的铸造带材。

[0022] 表 1(数据以重量%计)

[0023]

	C	Mn	P	S	Si	Al	N	Cr	Ti	B
A	0.102	1.76	0.005	0.004	0.14	0.014	0.0057	0.24	0.016	0.0027
B	0.098	1.81	0.005	0.003	0.19	0.060	0.0048	0.37	0.045	0.0044

[0024] 在铸造带材之后,在最终热轧温度 WET 下将由钢 A 和 B 铸造的带材立即在线热轧成 1.25 毫米厚的热轧带材。随后,将在每种情况下得到的热轧带材立即在冷却步骤中冷却到卷绕温度 HT,并进行卷绕。在卷绕后,在每种情况下由钢 A 和 B 制备的热轧带材都具有一定的抗拉强度 R_m 和断裂延伸率 A_{80} ,它们与制备过程中在每种情况下所保持的最终热轧温

度 WET 和卷绕温度 HT 都显示在表 2 中。

[0025] 表 2

[0026]

试验	钢	WET[°C]	HT[°C]	R _m [MPa]	A ₈₀ [%]
1	B	950	500	878	11.3
2	B	1050	480	1073	5.5
3	A	830	285	1234	6.2
4	B	950	540	1041	5.3
5	B	950	510	1263	5.5
6	A	950	440	1244	5.1

[0027] 将根据试验 4 由钢 B 制备的热轧带材在卷绕和酸洗后,冷轧成 0.7 毫米厚的冷轧带材,并在 800°C 的温度下进行在线退火,从而使该带材重结晶。

[0028] 采用上述方法得到的冷轧带材的抗拉强度 R_m 为 835 兆帕、断裂延伸率 A₅₀ 为 11.5%。