



(12) 发明专利

(10) 授权公告号 CN 101238227 B

(45) 授权公告日 2011. 11. 16

(21) 申请号 200680028800. 8

代理人 陈文平

(22) 申请日 2006. 07. 20

(51) Int. Cl.

(30) 优先权数据

G21D 8/12 (2006. 01)

05016835. 0 2005. 08. 03 EP

G22C 38/02 (2006. 01)

(85) PCT申请进入国家阶段日

(56) 对比文件

2008. 02. 03

US 6524400 B1, 2003. 02. 25, 说明书第 1 栏第 10-41 行, 第 9 栏第 19-38 行.

(86) PCT申请的申请数据

EP 1473371 A2, 2004. 11. 03, 说明书第 1 页第 5-7 段.

PCT/EP2006/064480 2006. 07. 20

(87) PCT申请的公布数据

CN 1407119 A, 2003. 04. 02, 说明书第 2 页第 20 行到第 22 页第 12 行.

W02007/014868 DE 2007. 02. 08

(73) 专利权人 蒂森克虏伯钢铁公司

审查员 唐志勇

地址 德国杜伊斯堡

(72) 发明人 K·京特 L·拉恩 A·普洛赫

E·佐夫卡

(74) 专利代理机构 北京市金杜律师事务所

11256

权利要求书 2 页 说明书 8 页

(54) 发明名称

生产晶粒取向的电工带钢的方法

(57) 摘要

本发明涉及一种由合金钢利用薄板坯连铸法以经济有效方式生产优质晶粒取向的的电工钢板的方法, 尤其涉及一种生产被称作 HGO- 材料 (高度晶粒取向材料) 的方法, 所述合金钢包含 2.5-4.0 质量 % Si、0.02-0.10 质量 % C、0.02-0.50% Al, 其中本发明提供一种工序, 其各步骤以这样的方式协调, 使得通过常规单元的方式可以得到具有最佳性质的电工钢板, 其中所述的各步骤包括熔化物进行二次冶金处理, 将熔化物连铸成棒材, 将所述棒材分割成薄板, 加热所述薄板, 连续对薄棒材热轧以形成热轧带钢, 冷轧热轧带钢得到冷轧带钢, 将冷轧带钢再结晶和脱碳退火, 在轧带钢表面施加退火分离剂, 将经过再结晶和脱碳退火的冷轧带钢精细退火以形成戈斯织构, 从而使得通过常规单元的方式生产具有最佳电磁性质的电工钢板成为可能。

1. 利用薄板坯连铸工艺生产晶粒取向的磁性带钢的方法,包括如下步骤:

a) 将钢材熔化,所述钢材除包含铁和不可避免的杂质之外还包含(以 wt%计)

Si :2.5-4.0%

C :0.02-0.10%,

Al :0.01-0.065%

N :0.003-0.015%,

可选的

- 最多 0.30%的 Mn,

- 最多 0.05%的 Ti,

- 最多 0.3%的 P,

- 选自 S、Se 的一种或多种元素,其总含量最多为 0.04%,

- 选自 As、Sn、Sb、Te、Bi 的一种或多种元素,每种情况下含量最多 0.2%,

- 选自 Cu、Ni、Cr、Co、Mo 的一种或多种元素,每种情况下含量最多 0.5%,

- 选自 B、V、Nb 的一种或多种元素,每种情况下含量最多 0.012%,

b) 在钢包炉或真空设备中对熔化金属进行二次冶金处理,

c) 将熔化金属连续铸造为铸坯,

d) 将铸坯分割为薄板,

e) 在串联的熔炉中将薄板加热到 1050℃到 1300℃之间的温度,

- 在该炉中的停留时间最长为 60 分钟,

f) 在串联的多机架热轧机中连续热轧薄板使其成为厚度 0.5-4.0mm 的热轧带钢,

- 在热轧步骤中,在 900-1200℃的温度下进行第一成形轧制,变形应变大于 40%,

- 接下来的至少两个热轧道次是混合状态的两相($\alpha - \gamma$)轧制,

- 热轧中的最后道次压下量为最大 30%,

g) 冷却热轧带钢,

h) 将热轧带钢卷成箍,

i) 可选的:将热轧带钢在卷箍后或冷轧后退火,

j) 将热轧带钢冷轧成最终厚度 0.15-0.50mm 的冷轧带钢,

k) 将冷轧带钢再结晶和脱碳退火,

l) 将退火分离剂施加到带钢表面,

m) 再结晶和脱碳退火的冷轧带钢进行最后退火以形成戈斯织构,

n) 可选的:以电绝缘物涂覆退火后的冷轧带钢并随后将涂覆的冷轧带钢退火以去除应力,

o) 可选的:磁畴细化涂覆的冷轧带钢。

2. 根据权利要求 1 的方法,其特征在于在二次冶金处理(步骤 b)过程中,熔化钢材先在真空设备中处理并随后在钢包炉中处理;也可以选择先在钢包炉中处理并随后在真空设备中处理的顺序,或者二次冶金处理只在真空设备或只在钢包炉中进行。

3. 根据权利要求 1 的方法,其特征在于在二次冶金处理(步骤 b)过程中,在钢包炉和真空设备中交替处理熔化金属。

4. 根据以上任一项权利要求的方法,其特征在于熔化金属的二次冶金处理(步骤 b)连

续进行一段时间直到使其在铸造期间（步骤 c）氢含量最大为 10ppm。

5. 根据权利要求 1-3 中任一项的方法,其特征不在于熔化钢材在装备有电磁制动器的连续模体中铸成铸坯（步骤 c）。

6. 根据权利要求 1-3 中任一项的方法,其特征不在于由熔化金属铸造但中心仍是液态的铸坯的在线厚度减少发生在步骤 c）的过程中。

7. 根据权利要求 1-3 中任一项的方法,其特征不在于由熔化金属铸造的铸坯在步骤 c）的过程中在 700 和 1000℃之间的温度下向水平方向弯曲并伸直。

8. 根据权利要求 7 的方法,其特征不在于由熔化金属铸造的铸坯在步骤 c）的过程中在 850-950℃的温度下向水平方向弯曲并伸直。

9. 根据权利要求 1-3 中任一项的方法,其特征不在于高于 650℃的温度下带钢进入均热炉。

10. 根据权利要求 1-3 中任一项的方法,其特征不在于热轧带钢的加速冷却在离开最后的轧钢机架后最多五秒内开始。

11. 根据权利要求 1-3 中任一项的方法,其特征不在于冷轧带钢在脱碳期间或之后通过在含氨气氛中退火而氮化。

12. 根据权利要求 1-3 中任一项的方法,其特征不在于向退火分离剂中加入一种或几种化学成分,使得冷轧带钢在最后一退火的加热期间氮化,直到二次再结晶。

生产晶粒取向的电工带钢的方法

[0001] 本发明涉及生产优质晶粒取向的磁性带钢的方法,特别是利用薄板坯连铸法生产所谓的 HGO 材料(高度晶粒取向材料)的方法。

[0002] 众所周知,薄板坯连铸机原则上尤其适用于生产磁性钢板,这是由于对薄板在线处理能够进行有益的温度控制。JP2002212639A 描述了一种生产晶粒取向磁性钢板的方法,其中将熔化金属形成厚度为 30-140mm 的薄钢板,所述熔化金属(以 wt% 计)包含 2.5-4.0% Si 和 0.02-0.20% Mn 作为主要抑制成分,0.0010-0.0050% C,0.002-0.010% Al 加上一定量的 S 和 Se 以及可选的合金成分,例如 Cu、Sn、Sb、P、Cr、Ni、Mo 和 Cd,其余物质为铁和不可避免的杂质。在该现有技术方法的一个实施方案中描述了有益的是薄板在热轧前在 1000-1250℃ 的温度中退火,得到具有理想磁性性质的最终磁性钢板。另外该现有技术的方法要求在热轧后厚度为 1.0-4.5mm 的热轧钢带在 950-1150℃ 温度中退火 30-600 秒,随后经过 50-85% 的变形应变成为冷轧带钢。作为利用薄板作为生产磁性钢板的起始材料的优势,JP2002212639A 中指出由于薄板厚度小,整个薄板横截面的温度均匀分布和均匀微构造可以得到保障,这样得到的带钢在厚度上具有相应均一的特征分布。

[0003] 另一种生产晶粒取向磁性钢板的方法,是由 JP56-158816A 公开的只涉及标准质量的称作 CGO 材料(常规晶粒取向材料)的生产。在该方法中,熔化的金属被铸成厚度为 3-80mm 的薄钢板,所述熔化金属包含(以 wt% 计)0.02-0.15% Mn 作为主要抑制成分,多于 0.08% 的 C,多于 4.5% 的 Si,总量 0.005-0.1% 的 S 和 Se,其余物质为铁和不可避免的杂质。在这些薄板温度下降到 700℃ 以下之前进行热轧。在热轧过程中薄板被轧为厚度为 1.5-3mm 的热轧带钢。在热轧过程中薄板被轧为厚度为 1.5-3.5mm 的热轧带钢。这种情况下热轧带钢的厚度具有不足,因为标准的最终厚度在 0.35mm 以下,这是晶粒取向磁性钢板的商业规范,这种标准最终厚度只能在单步冷轧过程中通过冷轧变形应变到 76% 以上或通过包括中间退火的多步传统冷轧来产生,由此该方法存在不足之处,因为高度的冷轧变形应变不适用于相对微弱的通过 MnS 和 MnSe 的抑制。这导致最终产物的不稳定和不令人满意的磁性性质。另外,必须接受一种更加精密和昂贵的包括中间退火的多步冷轧方法。

[0004] 利用薄板坯连铸机生产晶粒取向磁性钢板的另一种可能的方法详细地记载在 DE19745445C1 中。在 DE19745445C1 的方法中,不同于目前已知的背景技术,生产了一种硅钢熔化物,其被连铸成厚度为 25-100mm 的铸坯(strand)。该铸坯在固化过程中冷却到高于 700℃ 并分割为薄板。薄板进入串联的均热炉中被加热到 $\leq 1170^{\circ}\text{C}$ 。以这种方式加热的薄板,随后在多机架热轧机中热轧形成厚度 $\leq 3.0\text{mm}$ 的热轧带钢,当热轧带钢的内部温度最大为 1150℃ 时以厚度减少至少 20% 进行第一次成形。

[0005] 为了能够利用铸/轧工艺的优势,作为利用薄板作为起始材料生产晶粒取向磁性钢板的结果,根据 DE19745445C1 中的记载,热轧参数必须以这样的方式选择,即金属一直保持充分的延展性。就此而论,DE19745445C1 中提到,关于生产晶粒取向磁性钢板的起始材料,如果铸坯在固化后冷却到大约 800℃,然后在均衡温度如 1150℃ 保持相对较短时间,并由此同时通体均匀加热,延展性是最大的。因此该材料表现出最理想的热轧能力的条件是,首次成形步骤在低于 1150℃ 的温度下进行且变形应变至少 20%,从 40-8mm 中间厚度开

始轧带钢通过高压机架间冷却设备在至多两步后续成形轧制中被降至低于 1000℃ 的轧制温度。这样避免了轧带钢在 1000℃ 左右的温度范围形成,这对其延展性很重要。

[0006] 根据 DE19745445C1,以这种方式形成的热轧带钢随后在包括中间再结晶退火的一步或若干步中被冷轧至最终厚度在 0.15 和 0.50mm 之间。冷轧带钢最后经过再结晶和脱碳退火,并提供有主要包含 MgO 的退火分离剂,然后经过最后退火以形成戈斯织构。最后以电绝缘物涂覆轧带钢并经受退火以消除应力。

[0007] 尽管在现有技术中广泛建议实际用途,由于在磁性钢板生产中在熔化金属组成和进程控制方面的特殊要求,一般铸成通常厚度为 40-100mm 的铸坯并随后分割为薄板的铸造机,在晶粒取向磁性钢板生产中的运用仍然除外。

[0008] 实际研究显示,对于利用薄板连续铸造机而言至关重要是钢包炉。在这一单元中熔化钢水被加入薄板坯连铸机并通过加热到所需温度来调节。此外钢的化学组成可以通过在钢包炉中加入合金元素而最后进行调节。另外钢包炉的炉渣通常是受调节的。当加工铝镇静钢时,向钢包炉的熔化钢水中加入少量 Ca 以确保钢的可铸性。

[0009] 尽管晶粒取向磁性钢板需要的硅铝镇静钢的情形并不需要 Ca 来确保钢的可铸性,但必须减小钢包渣中的氧活性。

[0010] 晶粒取向磁性钢板的生产还需要对目标化学组成的高度精确调整,即各个成分必须非常精确地相互协调地调节,这样取决于选择的绝对含量,对一些成分的限制非常严格。在钢包炉中的处理达到其限量。

[0011] 在这方面通过利用真空设备可以达到显著更好的条件。然而与包内除气相反, RH 或 DH 真空设备不适用于渣调节。为了确保用于生产晶粒取向磁性钢板的熔化物的可铸性,渣调节是必要的。

[0012] 基于前面描述的现有技术,本发明的目的在于提供一种方法,其使得利用薄板坯连铸机经济地生产优质晶粒取向磁性钢板(尤其是 HGO)成为可能。

[0013] 该目的是通过一种生产晶粒取向磁性带钢的方法而实现的,根据本发明该方法包括以下步骤:

[0014] a) 将钢材熔化,所述钢材除包含铁和不可避免的杂质(以 wt% 计)之外还包含

[0015] Si :2.5-4.0%

[0016] C :0.02-0.10%,

[0017] Al :0.01-0.065%

[0018] N :0.003-0.015%,

[0019] 可选的

[0020] 最多 0.30% 的 Mn,

[0021] 最多 0.05% 的 Ti,

[0022] 最多 0.3% 的 P,

[0023] 选自 S、Se 的一种或多种元素,其总含量最多为 0.04%,

[0024] 选自 As、Sn、Sb、Te、Bi 的一种或多种元素,每种情况下含量最多 0.2%,

[0025] 选自 Cu、Ni、Cr、Co、Mo 的一种或多种元素,每种情况下含量最多 0.5%,

[0026] 选自 B、V、Nb 的一种或多种元素,每种情况下含量最多 0.012%,

[0027] b) 在钢包炉和 / 或真空设备中对熔化金属进行二次冶金处理,

- [0028] c) 将熔化金属连续铸造为铸坯，
- [0029] d) 将铸坯分割为薄板，
- [0030] e) 在串联的 (standing inline) 熔炉中将薄板加热到 1050℃ 到 1300℃ 之间的温度，在该炉中的停留时间最长为 60 分钟，
- [0031] f) 在串联的多机架热轧机中连续热轧薄板使其成为厚度 0.5-4.0mm 的热轧带钢，
- [0032] - 在热轧步骤中，在 900-1200℃ 的温度下进行第一成形轧制，使得变形应变大于 40%，
- [0033] - 接下来的至少两个热轧道次是以混合状态的两相 ($\alpha - \gamma$) 进行轧制，
- [0034] - 热轧的最后道次压下量 (reduction per pass) 为最大 30%，
- [0035] g) 冷却热轧带钢，
- [0036] h) 将热轧带钢卷成箍，
- [0037] i) 可选的：在热轧带钢卷箍后或冷轧前退火，
- [0038] j) 将热轧带钢冷轧成最终厚度 0.15-0.50mm 的冷轧带钢，
- [0039] k) 将冷轧带钢再结晶和脱碳退火，可选的在脱碳期间或之后氮化，
- [0040] l) 将再结晶和脱碳退火的冷轧带钢最后退火以形成戈斯织构，
- [0041] m) 可选的：以电绝缘物涂覆退火加工的冷轧带钢并随后将涂覆的冷轧带钢退火以去除应力。
- [0042] 本发明推荐的工序以这样的方式组织，使得能够运用常规设备来生产具有最佳电磁性质的磁性钢板。
- [0043] 为了达到这一目的，已知组成的钢材在第一步中熔化。熔化钢水随后进行二次冶金处理。该处理优选在真空设备中开始进行以将钢材的化学组成调节在所需的狭窄范围内并获得最大 10ppm 的低氢含量，以将钢水铸造时铸坯碎裂的危险减小到最小。
- [0044] 在真空设备中处理之后，通过钢包炉便利地继续该工序，从而在铸造延迟的情况下保持铸造需要的温度并调控炉渣以避免在薄板坯连铸过程中浸渍喷嘴阻塞，从而避免中断铸造过程。
- [0045] 根据本发明，首先钢包炉用于炉渣调控，随后在真空设备中处理以将钢水的化学组成调节在所需的狭窄限定范围内。当然这种结合伴随着不足，即当铸造被延迟时钢水的温度降低到不能再铸造的程度。
- [0046] 仅使用钢包炉也是与本发明相一致的。然而这也伴随着不足，即组成不如在真空设备中处理那么精确，而且在钢水铸造时可能产生高含量的氢从而导致铸坯碎裂。
- [0047] 仅使用真空设备也是与本发明相一致的。然而这一方面带来在铸造延迟时钢水的温度降低到不能再铸造的危险，另一方面还存在铸造过程中浸渍喷嘴阻塞从而不得不中断过程的危险。
- [0048] 因此根据本发明，如果钢包炉和真空设备都存在，且根据具体的钢材冶炼和铸造需要，两种设备被结合使用。
- [0049] 铸坯，优选具有 25-150mm 的厚度，随后由通过这样方式处理的钢水铸成。
- [0050] 当铸坯在薄板坯连铸机的狭窄的炉体中铸造时，铸坯横面在液面区域出现高流速、紊流和不均匀流体分布。这一方面导致凝固过程变得不均匀，这样在铸坯中可能发生纵表面开裂。另一方面作为熔化金属流动不均匀的结果，铸渣或熔剂粉末冲入铸坯中。这些

内含物降低了固化后从铸坯中分割出的薄板的表面光滑度和内部纯度。

[0051] 在本发明的一个有益的实施方案中,作为钢水倾注到装备有电磁制动器的连续铸模体中的结果,这些缺点可以在很大程度上避免。根据本发明使用的这种制动器使得流体在模体中平稳,特别在液面区域通过产生磁性区域,使其与倾注到模体中的熔化金属通过被称作“洛伦兹力”效应的相互作用从而降低流速。

[0052] 铸坯中微构造的出现,对于电磁性质是有益的,这种微结构也可以增强,前提是在略微过热的温度中进行铸造。后者优选最大超过铸造熔化金属液线温度 25K。如果考虑本发明的这些有益变化,铸造熔化金属液面区域在略微过热的温度中凝结,由此产生的必须中断进程的铸造问题可以通过在铸模体上采用电磁制动器来避免。由电磁制动器施加的作用力将热熔化金属带到液面区域并提升那里的温度,这有效保证了无故障铸造。

[0053] 通过这种方式得到的铸坯的均一且细粒固化微构造对于根据本发明生产的晶粒取向磁性钢板的磁性性质是有益的。

[0054] 根据本发明运用一切努力尽可能地避免热轧前和热轧期间氮化物沉淀的形成,从而使得在热轧带钢冷却时最大程度地控制该沉淀的产生成为可能。为了帮助实施这一目的,本发明的一个有益的实施方案建议减少由熔化金属铸成的但中心部位仍是液态的铸坯的在线厚度 (inline thickness)。

[0055] 作为减少厚度的方法,可以采用所谓的液芯压下 (liquid corereduction)- 以下为“LCR”,和所谓的轻压下 (soft reduction)- 以下为“SR”。这些减少铸坯厚度的可行方法可以单独或结合使用。

[0056] 在 LCR 情况下铸坯厚度减少到稍低于模体 (shell),而铸坯的中心仍是液态。根据现有技术 LCR 用于薄板坯连铸机首先是为了获得最终厚度更小的热轧带钢,特别是在高强度钢的情形。另外,通过 LCR 道次压下量或热轧机轧制机架中的轧制力成功降低,这样轧制机架中的常规损耗和热轧钢的氧化皮孔隙率可以最小化从而改善轧钢过程。根据本发明通过 LCR 减少的厚度优选在 5 和 30mm 之间。

[0057] SR 被理解为在最终固化之前不久在液体池的最低点的轧钢的受控厚度减少。SR 的目的在于减少中心分离和降低中心孔隙率。迄今该方法主要用于初轧钢锭和薄板坯连铸机。

[0058] 现在本发明建议 SR 还可用于通过薄板坯连铸机或铸 / 轧机生产晶粒取向磁性钢板。通过由这种方式获得的这种减少,特别是在随后的热轧预产物中硅中心分离的减少,化学组成在轧钢厚度上的均匀化成为可能,这对于磁性性质是有益的。如果通过利用 SR 减少的厚度是 0.5-5mm 则获得了好的 SR 结果。当 SR 根据本发明与连续铸造结合使用时,以下可以作为参考:

[0059] - 凝固度 $f_s = 2$ 是 SR 区域的起点,

[0060] - $f_s = 0.7-0.8$ 是 SR 区域的终点。

[0061] 在薄板连续铸造机的情况下,一般竖直脱离模体的铸坯在低位向水平方向弯曲。在本发明的有一个有益的实施方案中,从模体中脱离的铸坯在 700 和 1000℃ (优选 850-950℃) 温度下向水平方向弯曲并伸直,可以避免从铸坯分离的薄板表面开裂,否则会在铸坯的边缘随后发生开裂。在提到的温度范围内,根据本发明的钢材在铸坯表面或接近边缘部位具有良好的延展性,这样其能够安全顺应弯曲和伸直产生的变形。

[0062] 按照目前已知方法,从铸坯分出薄板,随后在炉中加热至适合热轧的温度并接下来进行热轧步骤。薄板进入炉体的温度,优选在 650℃ 以上。在炉中的停留时间应该低于 60 分钟以避免产生氧化皮(scale)。

[0063] 本发明关于生产 HGO 材料的一个本质方面是在第一压下道次(reduction pass)后以混合态中存在两相(α/γ)进行热轧。该措施的最终目的是尽可能地减少在热轧过程中出现氮化物沉淀,从而能够通过热轧机最后轧钢机架后的出料台的冷却条件具体控制这些沉淀。根据本发明为了确保这些,以一定温度进行热轧,该温度下混合数量的奥氏体和铁氧体存在于热轧钢的微构造中。根据本发明使用的钢合金的情况,通常的温度在大约 800℃ 以上,特别在 850℃ 和 1150℃ 之间。在处于该温度的 γ 相中,AIN 保持在溶液中。以存在于混合态中的两相热轧的又一个有利方面是晶粒细化作用。作为在经过热轧道次之后奥氏体转变为铁氧体的结果,得到更加细粒化和均一化的热轧带钢微构造,其对最终产物的磁性性质产生有利影响。

[0064] 另外根据本发明由于为了在最终的轧钢机架中只需要相对较小的压下量以得到所需的最终轧带钢厚度,在第一压下道次中已经完成了至少 40% 的变形应变,这在热轧期间避免了氮化物沉淀。这样通过在精轧机组的前两个压下道次得到的轧钢总变形应变优选在 60% 以上,其中在本发明的一个有益的实施方案中,在精轧机组第一轧制机架获得的变形应变大于 40%,而精轧机组第二轧制机架获得的压下量大于 30%。

[0065] 在前两个轧制机架中采用每道高压下量(变形应变)导致粗粒凝固微构造的必要减少,成为精细轧钢微构造,这是为了制得具有良好磁性性质的最终产物的先决条件。相应的,在最终轧制机架的每道压下量应该限制到最大 30%,优选少于 20%,由此其对所需的热轧结果也是有益的,如果在精轧机组的倒数第二个轧钢机架的每道压下量少于 25%,则对于所需要的轧钢的性质是最佳的条件。实践中在七机架热轧机上建立的压下道次流程,使得最终磁性钢板具有最佳性质,其中规定了预轧带厚度 63mm 和热轧带最终厚度 2mm,在第一机架中得到的应变是 62%,第二机架 54%,第三机架 47%,第四机架 35%,第五机架 28%,第六机架 17% 和第七机架 11%。

[0066] 为了避免在热轧带钢上形成粗糙不平微构造或粗糙沉淀从而对最终产物的磁性性质造成不利影响,有益的是在经过精轧机组的最后轧钢机架后尽可能快地冷却热轧带钢。因此在本发明的一个实用的实施方案中建议在离开最后轧钢机架后最多 5 秒内用水冷却。这种情况是为了尽可能缩短停顿时间,例如 1 秒或更少。

[0067] 热轧带钢的冷却也可通过两步以水冷却。在经过最后轧钢机架之后,热轧带钢可以首先被冷却到稍低于 α/γ 减少温度,随后按次序进行,为了使轧带钢厚度上的温度均衡,优选在 1 到 5 秒钟的冷却停顿之后,用水进一步冷却到必要的卷箍(coiling)温度。第一阶段的冷却可以以所谓的“紧凑冷却(compact cooling)”形式进行,其中通过施加大量水使热轧带钢在短距离内以高强度和高冷却速率(至少 200K/s)快速冷却,而第二阶段的水冷却在较长距离以较低强度进行,这样可以在带钢截面上获得尽可能均一的冷却结果。

[0068] 卷箍温度应该优选在 500–780℃。更高的温度一方面导致不需要的粗糙沉淀,另一方面降低酸洗能力。为了采用更高的冷却温度(> 700℃),使用一种所谓的短距离缠卷装置,其布置在紧随紧凑冷却区之后。

[0069] 在本发明的范围之内,本发明生产热轧带钢的方法优选以这样的方式进行,即得

到的热轧带钢具有平均粒径少于 150nm 和平均密度至少 $0.05 \mu\text{m}^{-2}$ 的硫化物和 / 或氮化物沉淀。以这种方式构成的热轧带钢为在随后的加工步骤期间有效控制晶粒生长提供最佳前提条件。

[0070] 为了进一步优化微构造,以这种方式得到的热轧钢可以任选地在卷箍之后或冷轧之前退火。

[0071] 在冷轧之后轧带钢进行再结晶和脱碳退火。为了形成用于控制晶粒生长的氮化物沉淀,冷轧带钢可以在脱碳退火期间或之后在含 NH_3 气氛中进行氮化退火。

[0072] 形成氮化物沉淀的另一种可能方法是将包含 N 的抗粘化合物,例如氮化锰或氮化铬,施加到脱碳退火的冷轧带钢上,并且在最终退火加热期间使氮扩散到轧带钢中,直到二级再结晶。

[0073] 本发明通过下面的示例性实施方案详细说明。

[0074] 实施例 1 :

[0075] 含有 3.15% Si、0.047% C、0.154% Mn、0.006% S、0.030% Al、0.0080% N、0.22% Cu 和 0.06% Cr 的钢水,在二次冶金处理后,在钢包炉和真空设备中连续铸造为 63mm 厚的铸坯。在进入串联的均热炉前铸坯被分割为薄板。在 1150℃ 的均热炉中停留 20 分钟后,对薄板除氧化皮 (de-scaled) 并以不同方式热轧 :

[0076] - 方案 “ WW1 ” :根据本发明在这一方案中第一道次在 1090℃ 以 61% 的变形应变发生,而第二道次在 1050℃ 以 50% 的变形应变发生。在 3-7 道次中的轧钢温度是 1010℃, 980℃, 950℃, 930℃ 和 900℃。最后两道次的变形应变是 17% 和 11%。对于这些热轧变化, 1-7 道次中的奥氏体的百分含量如下 :30% / 25% / 20% / 18% / 15% / 14% 和 12%。

[0077] - 方案 “ WW2 ” :该变化不同于本发明,区别在于第一道次中厚度减少为 28% 和第二道次中厚度减少为 28%,由此最终两道次具有 28% 和 20% 的变形应变。第一道次中的轧钢温度 1090℃,第二道次 1000℃。3-7 道次以 950℃ / 920℃ / 890℃ / 860℃ 和 830℃ 进行。作为这些热轧变化的结果,1-7 道次中的奥氏体的百分含量如下 :30% / 20% / 15% / 12% / 10% / 8% 和 7%。

[0078] 对两种热轧方案的冷却方法是相同的,在离开最后轧钢机架后通过喷水 7 秒之内冷却到 650℃ 的卷箍温度。以这种方式生产的热轧带钢具有 2.0mm 的厚度,通过在第二道次之后放弃热轧并快速冷却得到用于显微镜观察的样品。

[0079] 在随后的磁性轧带钢工艺中,轧带钢首先在连续熔炉中退火,随后在单一步骤中冷轧而不需要中间退火,最终厚度 0.30mm。对于退火,再次选择两种不同的方案 :

[0080] - 方案 “ E1 ” :仅仅是在 860℃ 的标准脱碳退火,其中轧带钢被再结晶和脱碳退火,

[0081] - 方案 “ E2 ” :在标准脱碳退火后轧带钢在 860℃ 气氛中氮化 30 秒。

[0082] 之后所有的轧带钢经过最后退火形成戈斯织构,涂覆电绝缘物质并退火以去除应力。

[0083] 下面的表格表示各个轧带钢的磁性结果,作为不同加工条件的函数 (γ_2 / γ_3 / γ_6 / γ_7 :相应的热轧道次中的奥氏体的百分含量) :

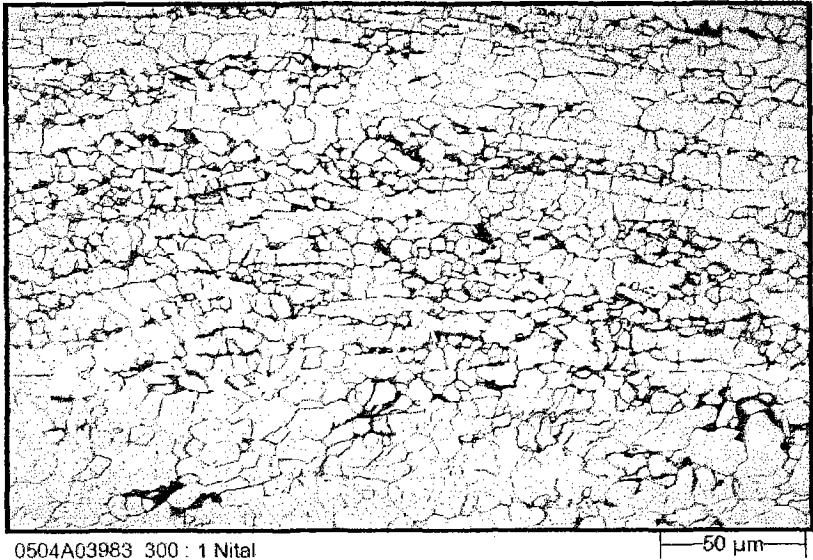
[0084]

热轧条件	脱碳变化	磁性结果	注释

方案	γ_2 [%]	γ_3 [%]	γ_6 [%]	γ_7 [%]		J_{800} [T]	P_{17} [W/kg]	
“WW1”	25	20	14	12	E1(未氮化)	1.89	1.10	根据本发明
“WW1”					E2(氮化)	1.93	0.98	
“WW2”	20	15	8	7	E1(未氮化)	1.50	1.90	非根据本发明
“WW2”					E2(氮化)	1.74	1.68	

[0085] 所选择不同热轧条件下不同的磁性结果可以基于不同的微构造来解释。在根据本发明的方案“WW1”的情况下,通过在各个减厚道次中高奥氏体含量形成了更细和特别是基本上均匀的微构造(图1)。

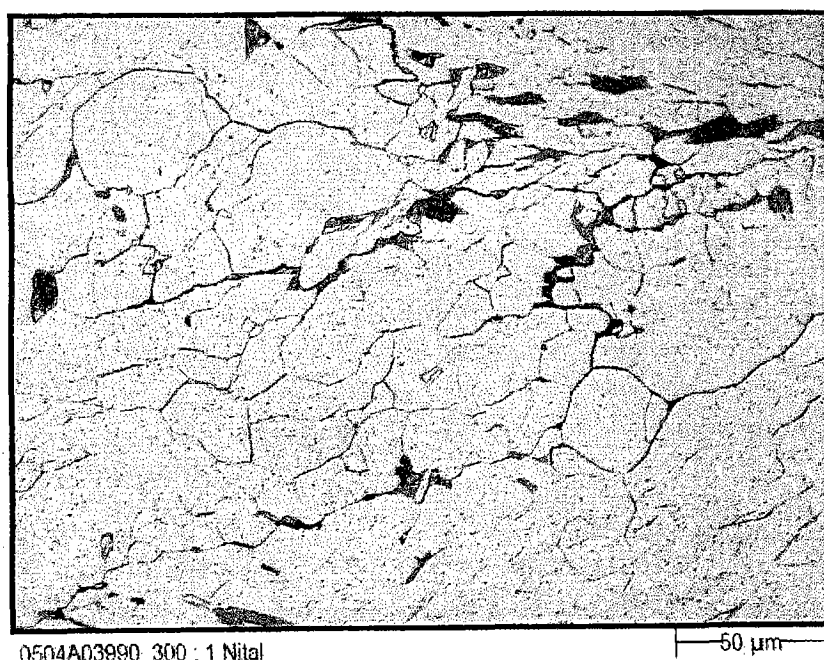
[0086]



[0087] 图1:在第二道次后热轧方案“WW1”的微构造

[0088] 相反,在第二道次之后未根据本发明条件的热轧(方案“WW2”)形成均匀度显著较低的粗糙微构造(图2)。

[0089]



[0090] 图 2 :在第二道次后热轧方案“WW2”的微构造