



(12) 发明专利申请

(10) 申请公布号 CN 118076755 A

(43) 申请公布日 2024. 05. 24

(21) 申请号 202280068089.8

(22) 申请日 2022.10.14

(30) 优先权数据

21202973.0 2021.10.15 EP

(85) PCT国际申请进入国家阶段日

2024.04.09

(86) PCT国际申请的申请数据

PCT/EP2022/078693 2022.10.14

(87) PCT国际申请的公布数据

W02023/062210 EN 2023.04.20

(71) 申请人 塔塔钢铁艾默伊登有限责任公司

地址 荷兰

(72) 发明人 J·J·卡姆帕涅罗

(74) 专利代理机构 中国贸促会专利商标事务所
有限公司 11038

专利代理师 王海宁

(51) Int.Cl.

C21D 1/18 (2006.01)

C21D 6/00 (2006.01)

C21D 8/02 (2006.01)

C21D 8/04 (2006.01)

C22C 38/04 (2006.01)

权利要求书3页 说明书7页 附图4页

(54) 发明名称

混合型高强度低合金冷轧并退火的钢带材
及其制造方法

(57) 摘要

本发明涉及混合型高强度低合金冷轧并退火的钢带材以及制造所述钢带材的方法。

1. 混合型高强度低合金 (HSLA) 冷轧并退火的钢带材, 所述钢带材由以下组成, 以重量%计:

C: 0.050 - 0.090

Nb: 0.030 - 0.060

Mn: 1.000 - 1.800

S: 至多 0.015

Si: 0.050 - 0.300

P: 至多 0.015

Al-sol: 0.020 - 0.080

N: 0.002 - 0.008

Ca+REM: 至多0.0050

任选地还包含以下中的一种或多种

B:0.0001-0.0010Ti:至多0.050

余量为铁和不可避免的杂质,

其中所述钢具有520-680MPa的拉伸强度 R_m 和460-580MPa的屈服强度 R_p , 并且其中 R_p/R_m 为0.70-0.80, 并且其中显微组织包含析出强化的铁素体基质和第二相, 所述铁素体基质包含多边形和/或针状铁素体, 所述第二相包含渗碳体、2至10%的马氏体且任选地伴有珠光体和贝氏体中的一种或多种, 并且其中所述铁素体基质的重结晶分数为至少85%。

2. 根据权利要求1所述的钢带材, 其中所述铁素体基质包含非重结晶的铁素体。

3. 根据权利要求1或3中任一项所述的钢带材, 其中所述铁素体基质的重结晶分数为至少85%, 优选至少87%。

4. 根据权利要求1至3中任一项所述的钢带材, 其中所述铁素体基质在1/10t处的平均晶粒尺寸为4至8 μm 。

5. 根据权利要求1至4中任一项所述的钢带材, 其中所述钢包含至少0.001重量%钛, 优选至少0.005重量%钛, 和/或至多0.035重量%、优选至多0.020重量%的钛。

6. 根据权利要求1至5中任一项所述的钢带材, 其中所述钢包含至少0.0002和/或至多0.0008重量%硼, 优选至多0.0006重量%硼。

7. 根据权利要求1至6中任一项所述的钢带材, 其中所述钢包含至多0.010重量%的S且优选至多0.005重量%的S。

8. 根据权利要求1至7中任一项所述的钢带材, 其中所述钢包含至多0.085重量%的C, 优选至多0.080重量%的C。

9. 根据权利要求1至8中任一项所述的钢带材, 其中所述钢包含至少1.200重量%的Mn, 优选至少1.350重量%的Mn, 和/或至多1.600重量%的Mn C, 优选至多1.550重量%的Mn。

10. 根据权利要求1至9中任一项所述的钢带材, 其中所述钢带材具有金属性涂层, 优选通过热浸涂覆提供。

11. 根据前述权利要求中任一项所述的钢带材, 所述钢带材由以下组成, 以重量%计:

C: 0.050 - 0.080

Nb: 0.030 - 0.050

Mn: 1.200 - 1.550

S: 至多 0.010

Si: 0.050 - 0.300

P: 至多 0.010

Al-sol: 0.020 - 0.050

N: 0.002 - 0.005

Ca:至多0.0050

任选地还包含以下中的一种或多种

B:0.0001-0.0010Ti:0.001-0.020

余量为铁和不可避免的杂质,

其中所述钢具有520-680MPa的拉伸强度 R_m 和460-580MPa的屈服强度 R_p ,并且其中 R_p/R_m 为0.70-0.80,并且其中显微组织包含析出强化的铁素体基质和第二相,所述铁素体基质包含多边形和/或针状铁素体,所述第二相包含渗碳体、2至10%的马氏体且任选地伴有渗碳体、珠光体和贝氏体中的一种或多种,并且其中所述铁素体基质的重结晶分数为至少85%。

12.生产根据权利要求1至11中任一项的混合型双相钢带材的方法,该方法包括以下步骤:

●连续铸造钢板坯或带材并热轧所述板坯或带材成为热轧带材,其中所述热轧带材具有由以下构成的组成,以重量%计:

C: 0.050 - 0.090

Nb: 0.030 - 0.060

Mn: 1.000 - 1.800

S: 至多 0.015

Si: 0.050 - 0.300

P: 至多 0.015

Al_sol: 0.020 - 0.080

N: 0.002 - 0.008

Ca:至多0.0050

任选还包含以下中的一种或多种

B:0.0002-0.0006Ti:0.001-0.050

余量为铁和不可避免的杂质,

其中所述热轧带材具有2.0-4.5mm的厚度并且其中在带材具有奥氏体显微组织时进行最终轧制;

●在最终轧制后,优选使用至少30°C/s的冷却速率冷却所述热轧带材;

●在500至660°C的范围内的卷曲温度 CT 下卷曲冷却的带材并使卷曲的带材冷却至环境温度;

●将卷曲的热轧带材解卷,随后酸洗并以至少40%且至多80%的压下量冷轧;

●通过以下方式对冷轧带材进行连续退火

i.加热该带材;

ii.对该带材进行临界区退火;

iii.将临界区退火的带材冷却至中间温度

iv.任选地将该带材保持在这个中间温度下持续5至100s范围内的时间 t_{oa}

v.任选地热浸涂覆该带材

vi.以足以在退火带材中引起马氏体形成的冷却速率将带材进一步冷却至退火后卷曲温度;

vii.卷曲该带材,

●其中该带材任选地具有a)通过在步骤v中热浸涂覆提供的金属性涂层或b)通过步骤vii之后的冷施涂技术提供的金属性涂层;

- 任选地以0.05至3.00%的压下量平整轧制涂覆的钢带材；
- 其中任选地涂覆并任选地平整轧制的钢带材具有520-680MPa的拉伸强度Rm和460-580MPa的屈服强度Rp,并且其中Rp/Rm为0.70-0.80；
- 卷曲所述涂覆的钢带材或将所述涂覆的钢带材切割成片材或坯件；
- 任选地随后对所述涂覆的钢带材、片材或坯件进行成型,通过冷成形操作诸如冲压、弯曲、深拉或者通过温压成形或热压成形。

13.根据权利要求12所述的方法,其中平整轧制压下量为至多2.50%、优选至多1.30%、更优选至多0.80%,和/或其中平整轧制压下量为至少0.10%、优选至少0.20%。

14.根据权利要求11或12中任一项的方法以生产根据前述权利要求中任一项的混合型高强度低合金(HSLA)冷轧并退火的钢带材,所述钢带材由以下组成,以重量%计:

C:	0.050 - 0.080	Nb:	0.030 - 0.050
Mn:	1.200 - 1.550	S:	至多 0.010
Si:	0.050 - 0.300	P:	至多 0.010
Al-sol:	0.020 - 0.050	N:	0.002 - 0.005

Ca:至多0.0050

任选地还包含以下中的一种或多种

B:0.0001-0.0010Ti:0.001-0.020

余量为铁和不可避免的杂质,

其中铁素体基质的重结晶分数为至少85%。

15.能够通过权利要求12至14中任一项生产或通过权利要求12至14中任一项生产的根据权利要求1至11中任一项的钢在汽车应用中的用途。

混合型高强度低合金冷轧并退火的钢带材及其制造方法

发明领域

[0001] 本发明涉及混合型 (hybrid) 高强度低合金冷轧并退火的钢带材以及制造所述钢带材的方法。

[0002] 发明背景

[0003] 高强度低合金钢 (HSLA 钢) 是本领域公知的。HSLA 钢常用于汽车工业中。例如德国汽车工业协会 (VDA) 的规范中定义了 HSLA 钢。参考 2016 年 8 月的 VDA 239-100 材料规范。根据 VDA, 冷轧的 HSLA 钢用钢牌号例如 CR420LA 表示, 其中 CR 代表冷轧, 数字 420 代表纵向的屈服强度 $R_{p0.2}$ (缩写: R_p) 的下限, 并且 LA 代表低合金。VDA 规范给出 HSLA 钢的化学组成, 除了标准合金化元素 C、Mn、Si 和 Al 之外, 所述 HSLA 钢含有 Ti 和 Nb 以便提供高强度。然而, 所述规范中的这些范围仍非常宽。另一相关国际标准是 EN10002-1:2001, 其与金属材料的拉伸测试有关。

[0004] 薄的 HSLA 钢带材、片材或坯件通常涂覆有铝涂层或锌涂层。如果使用锌涂层, 通常以热浸镀锌或热浸镀锌退火涂层施加该涂层。

[0005] 较高强度水平的冷轧 HSLA 钢具有以下缺点: 由于它们的强度高, 因此热轧带材难以冷轧为宽尺寸的相对薄的规格 (gauge)。

[0006] 在 W02016030010-A1 中, 基于含有钛和钒的 HSLA 钢提出 CR460LA。然而, 虽然这个牌号 (grade) 满足 CR460LA 的相关标准的力学性能需要, 但是冷轧并退火的产品遭受的问题是: 不同方向上的力学性能存在显著差异 (面内各向异性)。此外, 钒是相当昂贵的合金化元素, 而且其波动很大。

[0007] 发明目的

[0008] 本发明的目的是提供一种 HSLA 钢带材, 其可被冷轧至宽尺寸的相对薄的规格, 并制成 HSLA 片材和坯件, 具有所需的强度。

[0009] 本发明的另一目的是提供具有所需伸长率的这种 HSLA 钢带材、片材或坯件。

[0010] 本发明的另一目的是提供在力学性能方面具有减小的面内各向异性的这种 HSLA 钢带材、片材或坯件。

[0011] 本发明的另一目的是提供用于制造这种 HSLA 钢带材的方法。

[0012] 发明描述

[0013] 使用由以下组成的混合型高强度低合金 (H-HSLA) 冷轧并退火的钢带材实现了一个或多个所述目的, 以重量 % 计:

[0014] C: 0.050-0.090 Nb: 0.030-0.060

[0015] Mn: 1.000-1.800 S: 至多 0.015

[0016] Si: 0.050-0.300 P: 至多 0.015

[0017] Al_{sol}: 0.020-0.080 N: 0.002-0.008

[0018] Ca+REM: 至多 0.0050

[0019] 任选地还包含以下中的一种或多种

[0020] B: 0.0001-0.0010 Ti: 至多 0.050

[0021] 余量为铁和不可避免的杂质,

[0022] 其中所述钢具有520-680MPa的拉伸强度 R_m 和460-580MPa的屈服强度 R_p ,并且其中 R_p/R_m 为0.70-0.80,并且其中显微组织包含析出强化的铁素体基质和第二相,所述铁素体基质包含多边形和/或针状铁素体,所述第二相包含渗碳体、2至10%的马氏体且任选地伴有珠光体和贝氏体中的一种或多种。

[0023] 常规的双相钢具有马氏体分散在洁净且因此延性的铁素体基质中的显微组织从而提供延展性和高拉伸强度的良好组合。双相钢的独特有利性能由洁净铁素体和马氏体之间的强度和延展性的大差异产生。

[0024] 常规HSLA钢的碳含量在0.05和0.25%之间以保持可成形性和可焊接性。其它合金化元素包括锰和少量的铜、镍、铌、氮、钒、铬、钼、钛、钙、稀土元素或锆。添加铜、钛、钒和铌用于强化目的并且意图改变碳钢的显微组织,其通常是细晶粒的铁素体-珠光体聚集体,以产生合金碳化物在几乎纯的铁素体基质中的极细分散体从而产生析出硬化的铁素体。

[0025] 发明人发现:在混合型HSLA中,可以在仔细平衡的行为中将常规的双相和常规HSLA的优点结合。这种H-HSLA结合了由延性的洁净铁素体基质中的硬马氏体相产生的双相钢的可成形性与析出硬化的铁素体-珠光体聚集体的强度。因为双相钢的独特有利性能由洁净铁素体和马氏体之间的强度和延展性的大差异产生,所以通过晶粒细化和析出强化来强化铁素体是非常违反直觉的。

[0026] 如果有意地限制退火温度和时间以防止强化析出物的生长,铁素体基质可包含非重结晶的(unrecrystallised)铁素体。非重结晶的铁素体的存在可有助于总体强度,但这可能是以一些各向异性为代价。为了限制各向异性的程度,重结晶分数优选为至少85%,优选至少87%。所以通过控制重结晶分数,因此可平衡各向异性的程度和力学性能值。

[0027] 在铁素体基质中存在一些非重结晶的铁素体是相当重要的,因为这允许达到所需的较高强度水平。然而,鉴于所需的低各向异性,其可能不会太高。优选的是铁素体基质显微组织的重结晶分数为至少85%、优选至少90%、更优选至少95%且甚至更优选至少98%。优选地,铁素体基质的平均晶粒尺寸为至少4 μm 。优选地,铁素体基质的平均晶粒尺寸为至多9 μm 。优选地,铁素体基质的平均晶粒尺寸在4和8 μm 之间。该平均晶粒尺寸是在厚度 t 的1/10处测量,这就在带材的表面以下。

[0028] 该带材在其未涂覆、涂覆或平整轧制状态下具有所要求的性能。可在任选的平整轧制(又称作光整轧制)步骤中对该带材进行平整轧制。还可在任选的涂覆步骤中用金属性涂层涂覆该带材。在任选的平整轧制和/或任选的金属涂覆之后,该带材也具有前述力学性能。在随后的成型操作如冲压、弯曲、深拉或经由温压成形或热压成形之后,情况不一定是如此。

[0029] 任选的金属性涂层主要起到保护钢带材免于腐蚀的作用。

[0030] 根据本发明的混合型HSLA需要添加铌(Nb)以及任选添加钛(Ti)作为合金化元素。对于晶粒细化和析出强化需要Nb的存在。任选的Ti也将有助于析出强化,但也将帮助马氏体形成,这允许减少其它元素例如锰(Mn)和Nb。

[0031] 与常见的HSLA牌号相比,根据本发明的钢还含有更高浓度的硅(Si)。Si充当固溶强化元素并允许达到目标强度。然而,因为Si是铁素体促进元素并且已知由于粘性氧化物而引起与热轧带材表面相关的问题,所以应限制它的浓度以保留在钢的显微组织中形成马

氏体的能力,并保留良好的表面品质。这种表面品质不仅涉及热轧带材的表面,而且涉及冷轧带材的表面和甚至镀锌带材表面。对于固溶强化、碳化物形成和第二相例如贝氏体和特别是马氏体的形成而言需要碳(C)的存在。在高于0.090重量%的值下,硬质第二相的体积过高的风险提高,而在低于0.050重量%时,硬质第二相的体积过低的风险提高。优选地,所述钢包含至多0.085重量%的C、优选至多0.080重量%的C以减小硬质第二相的体积分数过高的风险。此外,如果碳含量略微较低,则珠光体和/或渗碳体的量降低。

[0032] 正常的热轧HSLA钢依赖于微合金化添加物的晶粒细化特性,这是由于热轧期间重结晶的迟滞,并且较小程度依赖于析出硬化。冷轧HSLA钢依赖于析出硬化,并且更小程度依赖于晶粒细化。因此,证明了难以获得具有足够可成形性的高强度冷轧HSLA钢。在W02016030010-A1中,基于含有钛和钒的HSLA钢提出CR460LA。然而,虽然这个牌号满足CR460LA的相关标准的力学性能要求,但是冷轧并退火的产品遭受以下问题:不同方向上的力学性能存在显著差异(面内各向异性)。

[0033] 以合适比例存在元素C、Si、Nb和任选的Ti和第二相允许生产具有高屈服应力、高伸长率和低各向异性的混合特性的钢牌号。因此根据本发明的钢是HSLA钢和双相钢之间的混合型。这种混合特性因此是由于析出强化(HSLA的特征)和第二相(主要是马氏体,双相的特征)的联合效应所致。马氏体的体积分数因此相当关键。如果该体积分数过低($<2\%$),则材料行为接近正常的标准HSLA牌号。如果该体积分数过高($>10\%$),则材料行为更接近具有过低屈服应力的双相(DP)牌号。对于混合型HSLA, $0.70 < R_p/R_m \leq 0.80$ 。当该比率低于0.70时,钢表现得像DP钢并且屈服应力过低。当该比率高于0.80时,钢表现得像标准HSLA并且该牌号具有低的总伸长率和高的一面内各向异性。存在2至10%的马氏体允许在很大程度上除去力学性能的面内各向异性。

[0034] 任选添加Ti有助于形成马氏体并且由此允许减少Mn同时使用Nb用于晶粒细化。Ti的存在还有助于冷轧材料在低温($<850^\circ\text{C}$)下退火期间的重结晶。在类似的退火温度下,没有Ti的HSLA将较少重结晶并且含有较低的马氏体分数。因此,它将具有较高的各向异性和较低的伸长率值。没有Ti的情况下需要在较高温度进行退火,因为Nb(C,N)析出物的粗化,这将降低强度。所述钢任选包含至少0.001重量%钛、优选至少0.005重量%钛和/或至多0.035重量%、优选至多0.020重量%钛。

[0035] 为了使根据本分明的钢更适合于热冲压和直接淬火应用,可任选地向钢中添加少量的硼(B)。优选地,所述钢包含至少0.0002(=2ppm)和/或至多0.0010重量%(=10ppm)硼,优选至多0.0008重量%B且更优选至多0.0006重量%硼。过多的硼导致大量的马氏体和贝氏体,并过多提高强度和减小钢的可成形性,使得它不再满足CR460LA要求。

[0036] 在这些钢中硫(S)和磷(P)是几乎不可避免的杂质,应将所述杂质的量限制到技术上和经济上尽可能低的值。优选地,所述钢包含至多0.010重量%的S且优选至多。此外,所述钢优选包含至多0.010重量%的P且至多0.005重量%的P。

[0037] 锰是奥氏体形成元素,并且过高的含量提高马氏体形成的风险,特别是如果硅含量和根据本发明的钢中情况一样低时。过低的Mn含量导致过低的强度值。根据本发明的钢优选包含至少1.200重量%的Mn,更优选至少1.350重量%的Mn和/或优选至多1.600重量%的Mn,更优选至多1.550重量%的Mn。

[0038] 为了改进一些应用中的边缘伸展或弯曲,可任选用硫化物夹杂物控制来规定高强

度低合金钢牌号。使用特殊的炼钢实践来控制主要为硫化锰夹杂物的形状和含量。生产商可通过超低硫炼钢实践来首先限制硫化物夹杂物含量。为了控制夹杂物形状,生产商还可使用钙(CA)和/或稀土元素(REM,例如Ce)添加至钢熔体。小的球状颗粒是优选的。出于这个原因,对于硫化物夹杂物控制而言,任选的Ca+REM表示钢中的钙和稀土元素(如Ce)的含量总和。如果存在,这些元素中的任何元素的适宜最小量为0.0005重量%。

[0039] 冷轧并退火的带材任选地具有金属性涂层,优选通过热浸涂覆施加,然而冷施加技术如PVD、CVD或电沉积也是可行的。

[0040] 在本发明的实施方案中,金属性涂层也可以是通过使片钢穿过锌含量为至少99%的熔融浴以连续工艺施加的热浸镀锌(GI)涂层(所有涂层百分数以重量%计,除非另有说明)。金属性涂层是锌合金涂层。金属性涂层可以是在合适制备的钢表面上以连续涂覆工艺电解施加的锌含量为至少99.9%的电镀锌(EG)涂层。

[0041] 金属性涂层可以通过以下方式产生的锌-铁合金涂层:将制备的带材浸入锌含量为至少99%的熔融浴并随后退火,由此铁扩散到锌层中。所得的锌-铁涂层具有通常为13质量%的铁含量并被称作镀锌退火(GA)涂层。金属性涂层还可以是铝-硅(AlSi)涂层,通过使制备的带材穿过硅含量为8至11%的熔融铝浴。

[0042] 金属性涂层还可以是锌-镁(MZ)涂层,通过使制备的带材穿过与镁和铝合金化的熔融锌浴。锌合金涂层(包括 Fe_2Al_5 阻隔层)优选包含0.3-4.0%Mg和0.3-6.0%Al;任选至多0.2%的一种或多种另外的元素;不可避免的杂质;余量为锌。更优选地,涂层中的合金化元素含量应为1.0-2.0%镁和1.0-3.0%铝,任选的至多0.2%的一种或多种另外的元素,不可避免的杂质且余量为锌。在甚至更优选的实施方案中,锌合金涂层包含至多1.6%Mg和1.6至2.5%Al,任选的至多0.2%的一种或多种另外的元素,不可避免的杂质且余量为锌。

[0043] 根据第二方面,本发明还体现在一种用于制造如本文以上所述和在权利要求1至11中任一项中所述的根据本发明的混合型双相钢带材的方法,该方法包括以下步骤:

[0044] ●连续铸造钢板坯或带材并热轧所述板坯或带材成为热轧带材,其中所述热轧带材具有由以下构成的组成,以重量%计:

[0045] C:0.050-0.090 Nb:0.030-0.060

[0046] Mn:1.000-1.800 S:至多0.015

[0047] Si:0.050-0.300 P:至多0.015

[0048] Al_sol:0.020-0.080 N:0.002-0.008

[0049] Ca:至多0.0050

[0050] 任选还包含以下中的一种或多种

[0051] B:0.0002-0.0006 Ti:0.001-0.050

[0052] 余量为铁和不可避免的杂质,

[0053] 其中所述热轧带材具有2.0-4.5mm的厚度并且其中在带材具有奥氏体显微组织时进行最终轧制;

[0054] ●在最终轧制后,优选使用至少30℃/s的冷却速率冷却所述热轧带材;

[0055] ●在500至660℃的范围内的卷曲温度CT下卷曲冷却的带材并使卷曲的带材冷却至环境温度;

[0056] ●将卷曲的热轧带材解卷,随后酸洗并以40-80%的压下量冷轧;

- [0057] ●通过以下方式对冷轧带材进行连续退火
- [0058] i. 加热该带材;
- [0059] ii. 对该带材进行临界区退火;
- [0060] iii. 将临界区退火的带材冷却至中间温度
- [0061] iv. 任选地将该带材保持在这个中间温度下持续5至100s范围内的时间 t_{oa}
- [0062] v. 任选地热浸涂覆该带材
- [0063] vi. 以足以在退火带材中引起马氏体形成(即高于临界冷却速率)的冷却速率将带材进一步冷却至退火后卷曲温度;
- [0064] vii. 卷曲该带材。
- [0065] ●其中所述带材任选地具有a) 通过在步骤v中热浸涂覆提供的金属性涂层或b) 通过步骤vii之后的冷施涂技术提供的金属性涂层;
- [0066] ●任选地以0.05至3.00%的压下量平整轧制涂覆的钢带材;
- [0067] ●其中任选地涂覆并任选地平整轧制的钢带材具有520-680MPa的拉伸强度 R_m 和460-580MPa的屈服强度 R_p , 并且其中 R_p/R_m 为0.70-0.80;
- [0068] ●卷曲所述涂覆的钢带材或将所述涂覆的钢带材切割成片材或坯件;
- [0069] ●任选地随后对所述涂覆的钢带材、片材或坯件进行成型, 通过冷成形操作诸如冲压、弯曲、深拉或者通过温压成形或热压成形。
- [0070] 已经讨论了钢组成的重要性。不同的加工步骤都有助于在标准HSLA的性能和标准DP的性能之间达到微妙的混合平衡。例如, 需要高的冷却速率来形成足量(但非过高量)的第二相例如贝氏体和特别是马氏体。
- [0071] 卷曲温度也是重要的参数, 因为它决定用于随后加工步骤的热轧带材的起始条件。卷曲温度优选为至多650℃。
- [0072] 优选地, 冷轧压下量为至多75%, 更优选至多70%。较低的冷轧压下量限制冷轧期间的轧制力并由此减小带材中的形状缺陷的风险。
- [0073] 在第一冷轧步骤之后的连续退火是临界区退火处理, 其涉及加热至在 A_{c1} 和 A_{c3} 温度之间的温度并保持在该温度以获得冷轧钢带材的部分奥氏体化。在连续退火之后, 显微组织包括析出强化的铁素体基质以及第二相, 所述铁素体基质包含多边形和/或针状的铁素体, 所述第二相包含渗碳体、2至10%的马氏体且任选地伴有珠光体和贝氏体中的一种或多种, 并且其中铁素体基质的重结晶分数为至少85%。退火之后的冷却速率因此必须高于所谓的临界冷却速率, 以便在所得的连续退火的冷轧带材中引起奥氏体至马氏体的转变。这个临界冷却速率可定义为不稳定的奥氏体可转变成稳定的马氏体的最慢冷却速率并且可容易地通过常规实验确定。如果退火后的卷曲温度低于 M_f 温度, 则马氏体是稳定的。
- [0074] 在一种实施方案中, 平整轧制压下量为至多2.50%, 优选至多1.30%, 更优选至多0.80%。平整轧制压下量优选为至少0.10%, 更优选至少0.20%。平整轧制压下量对于获得期望的最终性能、带材形状和表面纹理是重要的。
- [0075] 任选的平整轧制的压下量对于获得最终性能和表面品质(多方面如平整性、波纹度、弯曲...)的适当平衡可以是重要的。该平衡可能并不总是相同的。有时候带材平整性的重要性胜过力学性能(条件是满足由相关标准提出的要求), 并且有时候性能占优。通过处理化学成分和加工, 各种要求的平衡可稍微偏移, 但始终在相关标准的要求内。需要一些平

整轧制直到3.00%平整轧制压下量(TRR)的最大值。然而,因为较高的TRR消耗掉钢的可成形性潜力,所以TRR不得不尽可能的低以平衡钢带材的表面和形状要求与强度和可成形性要求。优选地,平整轧制压下量为至多2.50%、优选至多1.30%、更优选至多1.00%。优选地,平整轧制压下量为至少0.10%、优选至少0.20%、更优选至少0.50或甚至至少0.65%。

[0076] 生产混合型双相冷轧并退火带材的方法任选地包括施加金属性涂层,优选地通过热浸涂覆施加,然而冷施涂技术如PVD、CVD或电沉积也是可行的。

[0077] 根据另一方面,本发明还体现在根据本发明生产的钢在汽车应用中的用途。根据本发明的钢的汽车应用可由以下构成,但不限于以下:车身结构、内部和外部板件、门和行李箱关闭件中的应用,底盘和悬架中的应用,或车轮、燃料箱、转向和制动系统中的应用。汽车应用可以是乘用车中的应用或其它交通工具中的应用,例如拖车、卡车、列车、工程机械(yellow goods)等。

[0078] 实施例和附图

[0079] 现在将通过以下的非限制性实施例和附图来解释本发明。

[0080] 冷轧并退火的产品

[0081] 图4中的表1中示出的结果(考虑了退火循环)表明合金化元素以及退火循环对于生产具有“混合”特性的钢牌号的效果。过高的Nb、Ti或C含量使钢牌号具有 $R_p/R_m > 0.8$ 并且其含有高分数的非重结晶区域。Si浓度的降低使得难以达到VDA强度规范。Nb和NbTi合金之间的比较表明含Ti的样品具有更高的强度并且对退火温度的变化更不敏感,这是由于形成了更高的马氏体百分数和更高层次的重结晶。

[0082] 图1a-b示出1a)Nb和1b)NbTi的克莱姆(Klemm)刻蚀的显微图:马氏体在显微图上呈现为明亮点。样品在800℃退火;图1c-d示出图1c)Nb和1d)NbTi的硝酸酒精(Nital)刻蚀的显微图,示出对于在800℃下退火的样品而言存在多边形铁素体(重结晶+非重结晶的)针状铁素体以及存在珠光体和渗碳体的析出物。

[0083] 如图1所示,在刻蚀样品的显微图中马氏体呈现为白色点。通过标准克莱姆刻蚀进行刻蚀(将样品表面抛光至光学级,用克莱姆刻蚀剂(其为饱和硫代硫酸钠水溶液且具有1g偏亚硫酸氢钾)刻蚀该表面几秒钟并随后用乙醇清洗)。使用处理和分析科学图像的开源软件ImageJ(<https://imagej.nih.gov>)分析了这些点以确定马氏体析出物的百分数和它们的平均尺寸。将刻蚀图像转化为黑白图像,并且该软件确定钢中的马氏体分布(参见图2a)克莱姆刻蚀的Nb样品(退火温度=820℃)的显微图,2b)在用ImageJ软件处理之后,2c)马氏体尺寸分布)。

[0084] 根据本发明的钢的显微组织的光学评估揭示了显微组织的高重结晶程度是实现平衡性能的重要促成因素。EBSD测量结果确认了光学测量结果值的正确性。SEM条件是15kV,120μm光圈和高电流开启。EBSD条件是16mm工作距离和100fps扫描速度。300×1000μm²(步长0.5μm)和200×200μm²(步长0.2μm)的扫描产生类似结果。

[0085] 表3:不同样品厚度深度处的晶粒尺寸—使用ImageJ软件进行测量

[0086]

合金	1/10t	1/4t	1/2t	平均
Nb	6	5.5	6.2	5.9
NbTi	5.6	5.3	6.3	5.7
NbTiC-	6.2	6	5.9	6

[0087] 表2:在800℃下退火的样品的硝酸酒精刻蚀之后从光学显微图评估的重结晶百分数

[0088]	合金	退火温度 (℃)	均热时间 (s)	重结晶的 铁素体(%)	非重结晶的 铁素体(%)	发明
	Nb	800	60	87	13	是
	NbTi	800	80	93	7	是
	NbTiC- Nb+	800	60	92	8	是
		800	80	<u>50</u>	50	否

[0089] 热冲压

[0090] 根据本发明的钢还适合于热冲压应用。这通过使Nb和NbTi组成经受直接热冲压过程来证实。典型的t-T计划如下:将样品在再加热炉中加热至900℃持续5至7分钟。然后从炉取出样品,并在冷却之前在炉和热压机之间转移期间在空气中冷却5至10秒钟。图3中示出典型的实验性加热和冷却曲线。在该曲线中,热压将发生在约800℃。

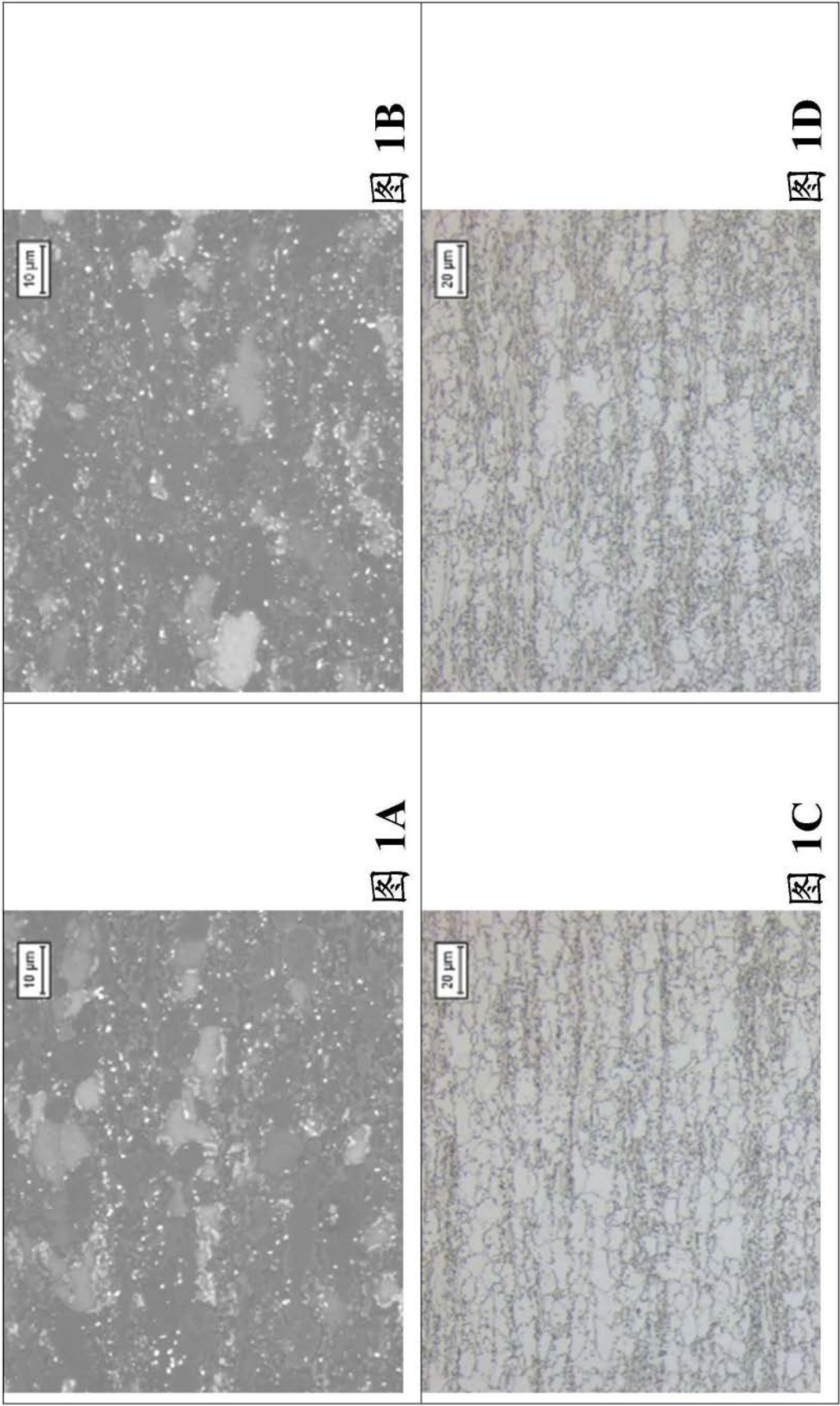
[0091] 在热压之后,NbTi牌号具有与各种可商购牌号相当的力学性能(参见表4和5)。这些结果突显了根据本发明的钢牌号的通用性,这是平衡的组成和显微组织的结果。

[0092] 表4:NbTi和Nb牌号的实验性加工参数和实验室热压模拟之后的强度(注意:对于热压材料,CR460LA的要求不适用)。

[0093]	牌号	卷曲温度 (℃)	退火温度 (℃)	炉均热 时间(min)	转移时间 (s)	Rp (MPa)	Rm (MPa)	A80 (%)
	NbTi	610	810	5	5	449	639	20
					7	427	627	21
					10	406	623	23
	Nb	565	790	6	7	436	630	21
		565	810	6	5	407	625	19
		610	790	5	10	435	630	22

[0094] 表5:Nb和NbTi与对比性商业牌号的比较。

[0095]	钢牌号	屈服强度Rp (MPa)	拉伸强度Rm (MPa)	伸长率A80 (%)
	B500(对比)	350-470	400-590	21
	D500(对比)	450-650	550-680	>20
	NbTi(发明)	420-470	570-640	20-23
	Nb(发明)	400-450	540-630	19-22



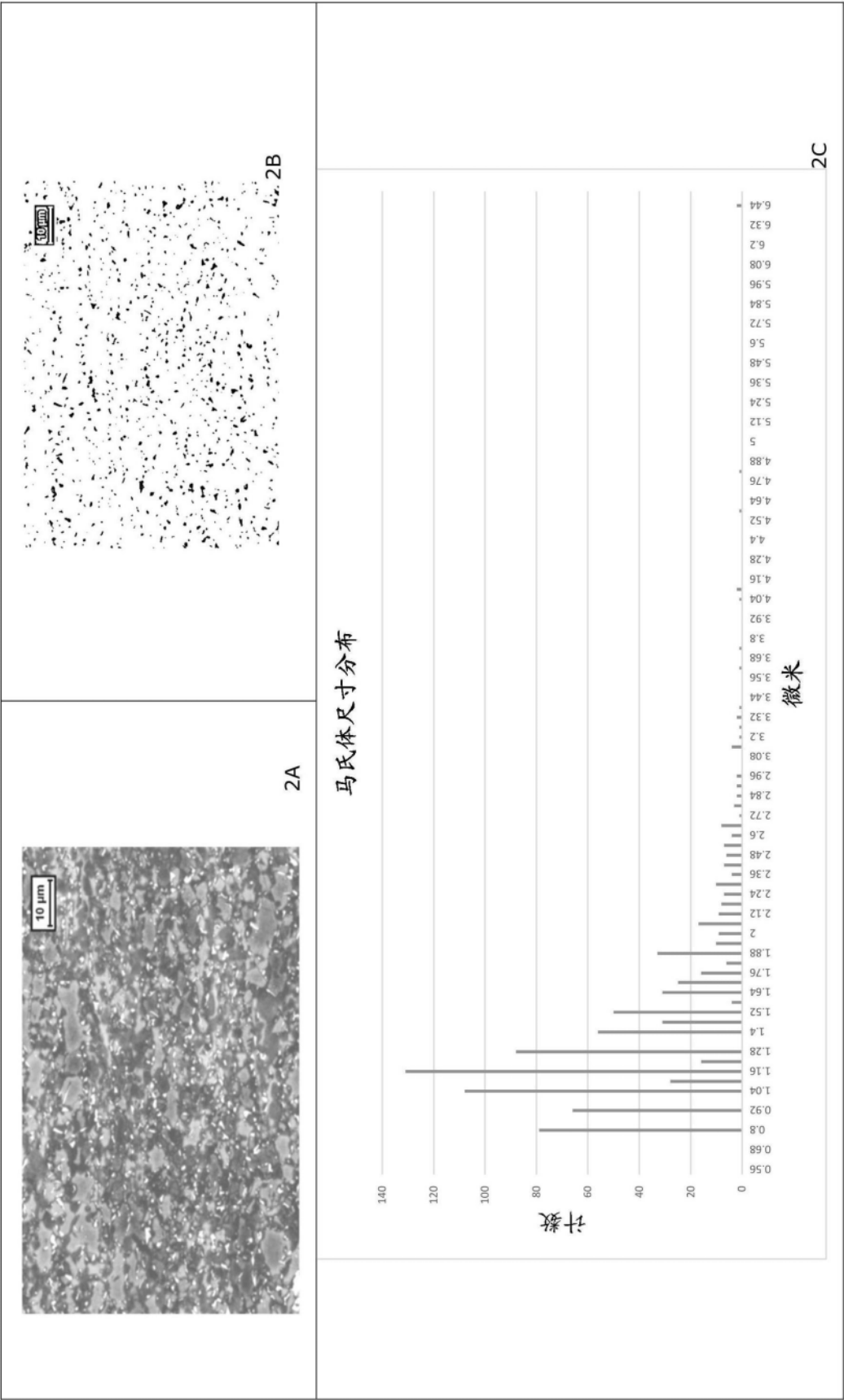


图2

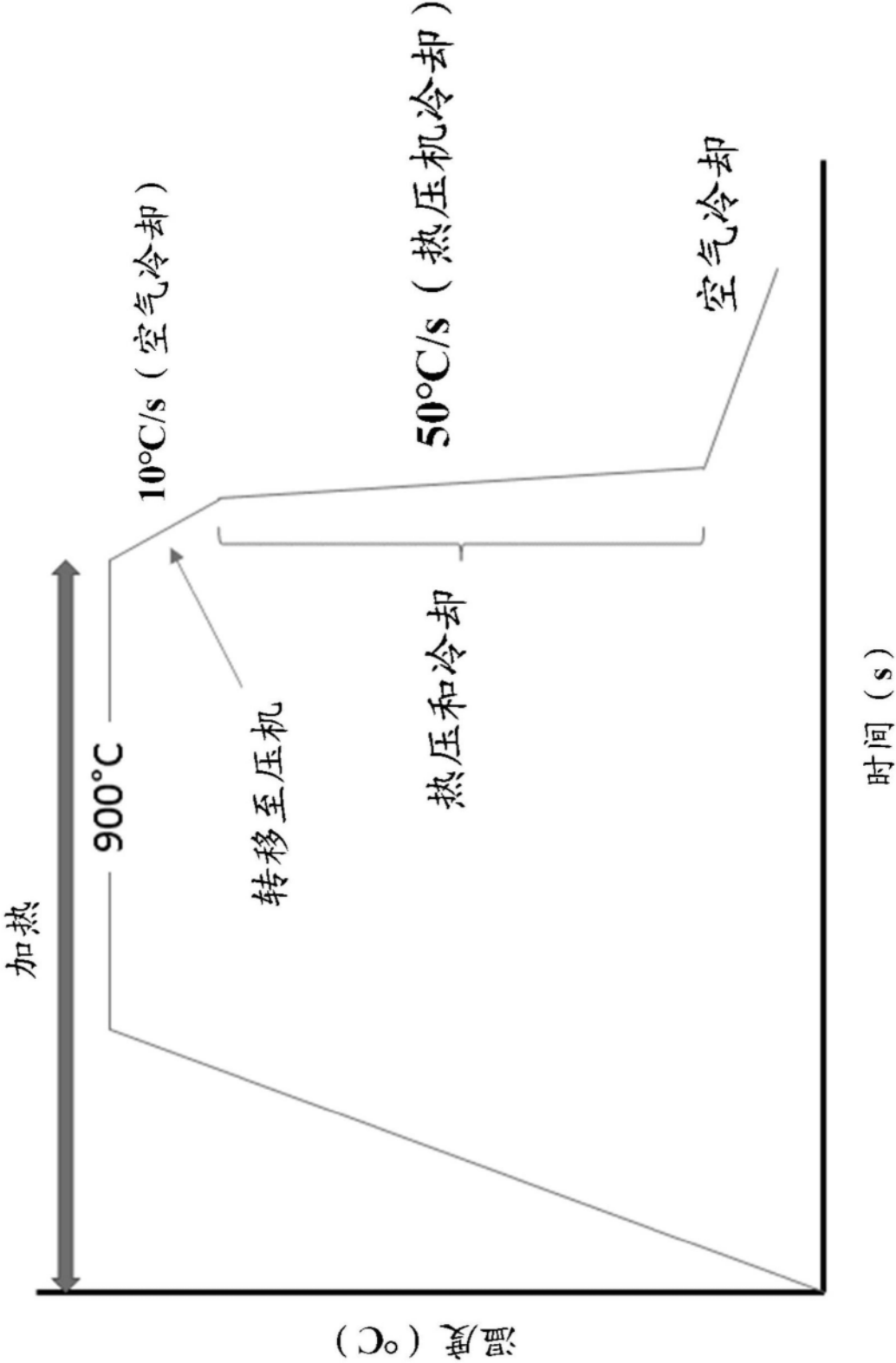


图3

表 1: 钢组成 (元素以重量%计, N 以 ppm 计), 加工参数和力学性能

合金	C	Mn	Al	Si	Ti	Nb	N	冷却速率 (°C/s)	卷曲 T (°C)	退火 温度 (°C)*	保温 时间(s)	TRR (%)	Rp (MPa)	Rm (MPa)	A80 (%)	Rp/ Rm (-)	本发明
Nb	0.075	1.449	0.030	0.277	0.001	0.04	34	70	610±20	800	60	0.20	462	575	22	0.78	是
	0.074	1.464	0.031	0.275	0.010	0.039	36	70	610±20	800	80	0.20	476	600	20	0.79	是
	0.074	1.464	0.031	0.275	0.010	0.039	36	70	610±20	785	80	0.20	463	585	20	0.79	是
NbTiC	0.052	1.517	0.034	0.106	0.010	0.039	32	70	610±20	800	60	0.20	465	589	20	0.78	是
Nb+Si-	0.061	1.41	0.033	<u>0.016</u>	0.001	0.059	34	70	610±20	800	80	0.20	<u>623</u>	662	14	<u>0.94</u>	否
NbTiSi-	0.075	1.449	0.030	<u>0.040</u>	0.010	0.040	34	70	610±20	800	80	0.20	<u>453</u>	577	20	0.78	否
NbTiMn-	0.075	1.449	0.030	<u>0.040</u>	0.010	0.040	34	70	610±20	800	60	0.20	<u>458</u>	580	19	0.79	否
	0.075	<u>0.900</u>	0.030	0.275	0.010	0.040	34	70	610±20	800	80	0.20	<u>452</u>	570	22	0.79	否
	0.075	<u>0.900</u>	0.030	0.275	0.010	0.040	34	70	610±20	785	60	0.20	<u>450</u>	573	19	0.78	否
Nb+Ti	0.075	1.464	0.030	0.275	0.010	<u>0.065</u>	34	70	610±20	800	80	0.20	<u>575</u>	625	14	<u>0.92</u>	否
NbTi+	0.075	1.464	0.030	0.275	<u>0.060</u>	0.040	34	70	610±20	800	80	0.20	<u>496</u>	620	23	0.8	否

* 退火温度是临界退火温度即低于 Ac3 且大于 Ac1。可使用经验公式计算 Ac1 和 Ac3 (Kasatkin, O.G.等人, Calculation Models for Determining the Critical Points of Steel, Metal Science and Heat Treatment, 26:1-2, 1984 年 1 月至 2 月, 27-31)。对于该表中的所有钢, Ac1 将为约 730°C 并且 Ac3 将为约 870°C。