(19)中华人民共和国国家知识产权局

(12)发明专利申请

(10)申请公布号 CN 114051538 A
(43)申请公布日 2022.02.15

(21)申请号 202080044159.7
(22)申请日 2020.06.11
(30)优先权数据
19180701.5 2019.06.17 EP
(85)PCT国际申请进入国家阶段日
2021.12.16
(86)PCT国际申请的申请数据
PCT/EP2020/066212 2020.06.11
(87)PCT国际申请的公布数据
WO2020/254188 EN 2020.12.24
(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 陈尚平 R·莫斯托特
M·P·阿尔恩特斯
S·M·C·范伯赫曼
(74)专利代理机构 中国贸促会专利商标事务所有限公司 11038
代理人 李跃龙
(51)Int.Cl.
C21D 9/52(2006.01)
C21D 6/00(2006.01)
C22C 38/00(2006.01)
C22C 38/02(2006.01)
C22C 38/04(2006.01)
C22C 38/06(2006.01)

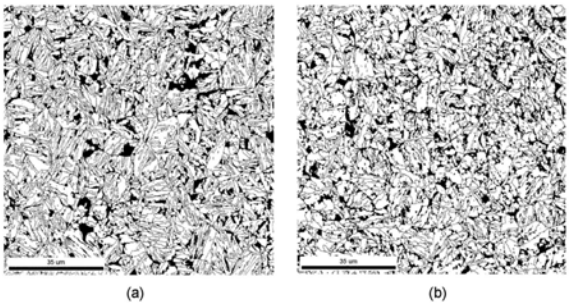
权利要求书3页 说明书19页 附图2页

(54)发明名称

高强度冷轧钢带材的热处理

(57)摘要

高强度冷轧钢带材的热处理包括以下步骤：a)将冷轧钢带材均热，b)将均热的钢带材冷却，c)将冷却的带材热处理；d)将热处理的钢带材冷却至环境温度范围；使得钢带材具有包含各种铁素体、残留奥氏体和马氏体的显微组织。钢组成中的主要组分除铁之外还包含碳、锰、硅和铝。



CN 114051538 A

1.热处理冷轧钢带材的方法,该方法包括以下步骤:

a)在高于(Ac3-60)将冷轧钢带材均热持续1-150秒的均热时间t2,由此获得具有至少部分奥氏体显微组织的冷轧钢带材;

b)将由步骤a)产生的均热钢带材冷却至在Bn-Ms范围内的温度T4;

c)在Bs-T4的温度范围中热处理步骤b)中获得的冷却带材持续30-300秒的时间段t5;

d)将热处理的钢带材冷却至环境温度;

使得钢带材具有包含以下的显微组织(以体积%计)

多边形铁素体(PF)+针状铁素体(AF)+上贝氏体铁素体(HBF):	20-55;
其中多边形铁素体(PF):	0-45;
下贝氏体铁素体(LBF):	20-65;
残留奥氏体(RA):	5-20;
马氏体(M):	0-20;

其中钢带材具有包含以下的组成(以质量%计)

C:	0.15-0.35;
Mn:	1.50-3.00;
Si:	0.50-2.00;
Al:	0.01-1.50;
P:	小于 0.050;
S:	小于 0.020;
N:	小于 0.0080;

其中总和(Si+Al)≥0.60;和

任选的选自以下的一种或多种元素

0<Cr≤0.35;

0<Cu≤0.20;

0<Ni≤0.50;

0<Mo≤0.30;

0<Nb≤0.10;

0<V≤0.10;

0<Ti≤0.10;

0<B≤0.0030;

0<Ca≤0.0050;

0<REM≤0.0100,其中REM是一种或多种稀土金属;

和余量为铁和不可避免的杂质。

2.根据权利要求1所述的方法,其中步骤a)包括在(Ac3-60)-(Ac3+20)的温度范围内、优选(Ac3-50)-(Ac3+10)的温度范围内将冷轧钢带材均热,优选持续1-100s的均热时间t2。

3.根据权利要求1或权利要求2所述的方法，其中步骤b)包括以足以避免珠光体形成的冷却速率冷却来自步骤a)的均热钢带材至温度T4。

4.根据前述权利要求中任一项所述的方法，其中步骤b)包括以至少1℃/s的冷却速率V3、优选以2.0-15.0℃/s的冷却速率V3、更优选以3.0-10.0℃/s的冷却速率V3冷却来自步骤a)的均热钢带材至在800-500℃的范围内、优选在750-550℃的范围内的温度T3的子步骤。

5.根据前述权利要求中任一项所述的方法，其中步骤b)包括以至少15℃/s的冷却速率V4、优选以20.0-60.0℃/s的冷却速率V4将均热钢带材从在800-500℃的范围内、优选在750-550℃的范围内的温度T3冷却至T4的子步骤。

6.根据前述权利要求中任一项所述的方法，在步骤a)前还包括以至少0.5℃/s的加热速率将该冷轧带材加热至高于(Ac3-60)的温度，优选包括以10.0-30.0℃/s的加热速率V1、优选以15.0-25.0℃/s的加热速率V1加热该冷轧带材至在680-740℃范围内、优选在700-720℃范围内的温度T1；和以0.5-4.0℃/s的加热速率V2、优选以1.0-3.0℃/s的加热速率V2将冷轧带材从温度T1进一步加热至高于(Ac3-60)的温度，优选至(Ac3-60)-(Ac3+20)、更优选(Ac3-50)-(Ac3+10)的温度范围。

7.根据前述权利要求中任一项所述的方法，其中步骤c)至少部分通过由贝氏体转变产生的潜热进行。

8.根据前述权利要求中任一项所述的方法，其中热处理步骤c)在Bn-(Ms+50)的范围内进行，优选在40-120秒的时间段t5期间。

9.根据前述权利要求中任一项所述的方法，包括在步骤c)和d)之间的另外的热处理步骤：在Bs-Bn、优选(Bs-50)-Bn的范围内热处理由步骤c)产生的钢带材，优选持续5-30秒的时间段t6，更优选持续10-20秒的时间段t6。

10.根据权利要求9所述的方法，其中另外的热处理步骤包括热浸镀锌处理。

11.根据前述权利要求1-9中任一项所述的方法，热处理后还包括用保护涂层、优选Zn或Zn合金涂层涂覆该热处理的钢带材的涂覆步骤。

12.根据前述权利要求中任一项所述的方法，其中显微组织包含以体积%计：

多边形铁素体(PF)+针状铁素体(AF)+上贝氏体铁素体(HBF)：	25-50；
其中多边形铁素体(PF)：	10-40；
下贝氏体铁素体(LBF)：	30-60；
残留奥氏体(RA)：	7-15；
马氏体(M)：	0-15；

和/或其中残留奥氏体(RA)中的C含量为0.90重量%以上，优选0.95重量%以上。

13.根据前述权利要求中任一项所述的方法，其中产生的钢带材具有至少一个、优选全部的以下性质：

屈服强度(YS)≥500MPa；和/或

拉伸强度(TS)≥850MPa；和/或

总伸长率(TE)≥14%。

14.热处理的冷轧钢带材，具有包含以下的组成(以质量%计)：

C: 0.15-0.35;

Mn: 1.50-3.00;

Si: 0.50-2.00;

Al: 0.01-1.50;

P: 小于 0.050;

S: 小于 0.020;

N: 小于 0.0080;

其中总和(Si+Al)≥0.60;和

任选的选自以下的一种或多种元素

0<Cr≤0.35;

0<Cu≤0.20;

0<Ni≤0.50;

0<Mo≤0.30;

0<Nb≤0.10;

0<V≤0.10;

0<Ti≤0.10;

0<B≤0.0030;

0<Ca≤0.0050;

0<REM≤0.0100,其中REM是一种或多种稀土金属;

和余量为铁和不可避免的杂质;

和包含以下的显微组织(以体积%计)

多边形铁素体(PF)+针状铁素体(AF)+上贝氏体铁素体(HBF): 20-55;

其中多边形铁素体(PF): 0-45;

下贝氏体铁素体(LBF): 20-65;

残留奥氏体(RA): 5-20;

马氏体(M): 0-20。

15.根据权利要求14所述的热处理的冷轧钢带材,具有至少一个、优选全部的以下性质:

屈服强度(YS)≥500MPa;和/或

拉伸强度(TS)≥850MPa;和/或

总伸长率(TE)≥14%。

高强度冷轧钢带材的热处理

[0001] 本发明涉及热处理高强度冷轧钢带材的方法。

[0002] 在本领域提出了各种类型的冷轧钢材和制造方法用于满足汽车应用中的要求。例如,考虑到它的成形性,超低碳钢用于汽车钢带材中。这种钢型号显示在280-380MPa范围内的拉伸强度。

[0003] HSLA(高强度低合金)钢材含有微合金化元素。它们通过析出和晶粒细化的组合而硬化。

[0004] 先进高强度钢材(AHSS)例如双相(DP)钢和转变诱发塑性(TRIP)钢是目前通常具有高延展性、高强度的钢材,用于汽车制造工业中。在DP钢中铁素体基体内马氏体的存在能够获得高于450MPa的拉伸强度与良好的冷成形性。

[0005] 为了同时实现高屈服强度/拉伸强度比和甚至更高的拉伸强度,即大于800MPa,开发了具有复相(CP)显微组织(包括铁素体、贝氏体、马氏体和/或残余奥氏体)的钢材。然而,由于铁素体、贝氏体或马氏体组织和残余奥氏体组织之间变形能力差异,这些钢材通常拉伸翻边成形性较差。因此它们的使用受限于不需要高成形性的汽车零件。

[0006] 由回火马氏体作为基体相和残余奥氏体组成的TRIP型回火马氏体钢(通过淬火和配分的Q&P钢)和由贝氏体铁素体作为基体相和残余奥氏体组成的TRIP型贝氏体铁素体钢(通过等温淬火的TBF钢)具有优点:例如提供由硬回火(hard tempered)马氏体和/或贝氏体铁素体组织所致的高强度的能力,和显示突出的伸长率的能力,因为基体不含碳化物,并且可在贝氏体铁素体组织中板的条形贝氏体铁素体的边界处容易形成小的残余奥氏体晶粒。因此,不含碳化物的贝氏体铁素体或回火马氏体钢材由于它们均匀的细板条结构预期实现良好的可拉伸翻边性。由于在这些显微组织中仅少量的马氏体存在所致硬度的不均匀将使这些钢型号实现好的深拉性。

[0007] 然而,由于目前连续生产线的限制,不可使用目前可得的钢配方获得强度和延展性性质的预期有益组合。这些限制尤其包含连续退火(CA)和连续镀锌(CG)生产线的目前设施的再加热炉经常仅适合于使钢带材进行临界或再结晶热处理。例如,在一些目前的退火生产线中最大退火温度限制为890℃。此外,目前CA/CG生产线中的冷却速率限制在固定范围内。许多CA/CG生产线的可用过时效时间也是有限的,例如这个时间长度小于约160秒,这对在过时效期间完成任何期望的变形施加严格的时间限制。

[0008] 例如,WO2013/144373A1公开了具有多边形铁素体基体的冷轧TRIP钢,其具有包含铬的具体组成和特定显微组织并具有至少780MPa的拉伸强度,其据称允许在具有过时效/等温淬火区段的常规工业退火线上生产。也就是说,对于相对高的过时效/等温淬火温度,等温淬火时间可小于200秒。

[0009] EP2831296B1和EP2831299公开了TBF钢材,具有至少980MPa的拉伸强度,其也可在常规生产线上生产。然而,280-320秒的优选过时效/等温淬火时间太长以致不能在相当多的常规生产线上生产。换句话说,贝氏体转变动力学太慢以致不能在有限的时间长度内在过时效区段中完成贝氏体转变以在常规生产线中获得需要的显微组织。

[0010] 本发明目标是提供在合理的屈服强度(YS)下具有高拉伸强度(TS)和高总伸长率

(TE)性质,例如TS≥850Mpa;TE≥14%和/或YS≥500MPa的期望组合的冷轧钢带材,特别是用于在汽车应用中使用的钢带材或合适的替代物。

[0011] 本发明的另一目标是提供用于热处理冷轧钢带材从而获得如以上提到的期望的性质组合的方法,特别是可使用现有的生产线进行的热处理或合适的替代物。

[0012] 本发明的另一目标是提供具有期望的性质组合的高硅冷轧钢带材,其可在常规的工业生产线上制造。

[0013] 本发明的又一目标是提供高强度冷轧钢带材的钢组成及其热处理从而允许在常规的生产线中完成贝氏体转变以便获得期望的显微组织。

[0014] 鉴于此,本发明提供热处理冷轧钢带材的方法,该方法包括以下步骤:

[0015] a)在高于(Ac3-60)将冷轧钢带材均热持续1-150秒的均热时间t2,由此获得具有至少部分奥氏体显微组织的冷轧钢带材;

[0016] b)将由步骤a)产生的均热钢带材冷却至在Bn-Ms范围内的温度T4;

[0017] c)在Bs-T4的温度范围中热处理步骤b)中获得的冷却带材持续30-300秒的时间段t5;

[0018] d)将热处理的钢带材冷却至环境温度;

[0019] 使得钢带材具有包含以下的显微组织(以体积%计)

[0020] 多边形铁素体(PF)+针状铁素体(AF)+上贝氏体铁素体(HBF):20-55;

[0021] 其中多边形铁素体(PF):0-45;

[0022] 下贝氏体铁素体(LBF):20-65;

[0023] 残留奥氏体(RA):5-20;

[0024] 马氏体(M):0-20;

[0025] 其中钢带材具有包含以下的组成(以质量%计)

[0026] C:0.15-0.35;

[0027] Mn:1.50-3.00;

[0028] Si:0.50-2.00;

[0029] Al:0.01-1.50;

[0030] P:小于0.050;

[0031] S:小于0.020;

[0032] N:小于0.0080;

[0033] 其中总和(Si+Al)≥0.60;和

[0034] 任选的选自以下的一种或多种元素

[0035] 0<Cr≤0.35;

[0036] 0<Cu≤0.20;

[0037] 0<Ni≤0.50;

[0038] 0<Mo≤0.30;

[0039] 0<Nb≤0.10;

[0040] 0<V≤0.10;

[0041] 0<Ti≤0.10;

[0042] 0<B≤0.0030;

[0043] 0<Ca≤0.0050;

[0044] 0<REM≤0.0100,其中REM是一种或多种稀土金属;

[0045] 和余量为铁和不可避免的杂质。

[0046] 本发明的方法允许生产具有对于需要高强度、成形性和焊接性的汽车零件所期望的具体组成和显微组织和性质组合的冷轧钢带材。

[0047] 本发明通过以下方式解决慢的贝氏体转变动力学的问题:引入适当量的先共析铁素体并控制它的形态,通过控制顶部退火温度和时间获得奥氏体的细晶粒,和通过在生产线中使用修改的过时效方法。

[0048] 可使用现有的连续退火和镀锌生产线在关于对这些生产线典型的退火区段中顶部温度、冷却速率范围和生产速度下过时效时间窗口的限制内进行根据本发明的这个方法。

[0049] 热处理的冷轧钢带材可为Zn涂覆的,例如通过热浸镀锌或电镀锌。热浸镀锌步骤可容易整合在根据本发明的热处理中。

[0050] 如下给出用于描述钢的关键转变温度的术语,如本领域技术人员公知的。

[0051] Ae3:铁素体转变为奥氏体和奥氏体转变为铁素体的平衡温度。

[0052] Ac3:在加热过程中铁素体转变为奥氏体结束时的温度。Ac3通常高于Ae3,但随着加热速率趋向零而趋向Ae3。在本发明中,以3℃/s的加热速率测量Ac3。

[0053] Ar3:在冷却期间奥氏体开始转变为铁素体时的温度。

[0054] Bs:在冷却过程中奥氏体开始转变为贝氏体时的温度。

[0055] Bn:在钢的时间-温度转变(TTT)曲线中贝氏体转变的鼻子温度,该温度下奥氏体转变为贝氏体具有最快的动力学。

[0056] Ms:在冷却过程中奥氏体开始转变为马氏体时的温度。

[0057] Mf:在冷却过程中奥氏体转变为马氏体结束时的温度。Mf的实际问题在于,在冷却过程中马氏体分数仅渐进地靠近最大可实现的量,意味着马氏体形成继续至非常低的温度。出于实际原因并在本发明的上下文中,Mf因此取为形成了90%的最大可实现量的马氏体时的温度。

[0058] 可通过膨胀计实验来确定这些关键的相转变温度。供选择地,根据本发明的钢的Ac3、Bs和Ms点可预先基于它的组成,使用商业软件例如JmatPro或使用以下经验公式计算:

[0059] $Ac3(℃) = 942-260C+35Si-35Mn+125Al-11Cr-14Cu$

[0060] $Bs(℃) = 839-86Mn-23Si-67Cr+35\sqrt{Al}-270(1-\exp(-1.33C))$

[0061] $Ms(℃) = 539-423C-30.4Mn-7.5Si+30Al$

[0062] 在这些公式中,钢组成的组分X以重量%计表示。

[0063] 在本说明书中所有温度以摄氏度计表示,所有组成以重量百分比(重量%)给出,并且所有显微组织以体积百分比(体积%)给出,除非另有明确说明。

[0064] 在附图中:

[0065] 图1是分别显示低温贝氏体铁素体(图1a)和高温贝氏体铁素体(图1b)的贝氏体铁素体显微组织特性的EBSD分布。

[0066] 图2是低温贝氏体铁素体和高温贝氏体铁素体的错向角的直方图。

[0067] 图3是显示根据本发明方法的实施方案的通常可用的时间对温度曲线的图。

[0068] 以下提供根据本发明的组成、方法步骤和显微组织的解释。

[0069] 组成

[0070] 碳:0.15-0.35%

[0071] 对于强度和稳定残余奥氏体而言需要足量的碳,后者提供TRIP效应。鉴于此,碳的量高于0.15%、优选高于0.17%以确保所需要的强度和伸长率。提高碳含量导致钢强度、残余奥氏体的量和残余奥氏体中碳含量的提高。然而,碳含量高于0.25%时钢的焊接性明显减小。对于需要焊接的应用,碳含量优选0.15-0.25%、更优选0.17-0.23%。

[0072] 硅:0.50-2.00%

[0073] 硅是在根据本发明的钢组成中为了获得描述的显微组织的强制性元素。它的主要功能是防止碳以铁碳化物(最常见为渗碳体)的形式析出并抑制残余奥氏体的分解。硅有助于强度性质和适当的转变行为。另外,硅有助于通过在退火过程中限制奥氏体晶粒生长改进延展性、加工硬化性和拉伸翻边成形性。需要最少为0.50%Si以充分抑制碳化物的形成。然而,高的硅含量导致在带材表面上硅氧化物的形成,这劣化表面品质、涂覆性和加工性。另外,钢组成的Ac3温度随着硅含量提高而提高。考虑到可在退火区段中实现的最大顶部温度,这可影响使用现有的生产线生产钢带材的可能性。鉴于此,硅含量为2.00%以下。优选地,考虑到焊接性连同抑制碳化物形成和促进奥氏体稳定,Si在0.80-1.80%的范围内。更优选地,Si为1.00-1.60%。

[0074] 铝:0.01-1.50%

[0075] 铝的主要功能是在铸造前使钢液脱氧。对于钢液的脱氧,需要0.01%以上的Al。此外,铝具有与硅类似的功能以防止碳化物的形成并稳定残余奥氏体。与Si相比,认为Al较不有效。它对强化没有明显效果。少量的Al可用于部分代替Si并调节转变温度和临界冷却速率以获得针状铁素体(AF)并加速贝氏体转变动力学。出于这些目的添加Al。因此,Al含量优选大于0.03%。高水平的Al可将铁素体至奥氏体转变点提高到与目前设备不兼容的水平,使得难以获得其中主要相是低温转变产物的显微组织。在铸造过程中开裂的风险随Al含量提高而提高。鉴于此,上限为1.50%、优选1.00%、更优选0.70%。

[0076] 关于Si和Al的比例之间的关系,组成满足条件Si+Al≥0.60、优选Si+Al≥1.00。有利地,Al的含量小于0.5倍的Si含量。

[0077] 锰:1.50-3.00%

[0078] 考虑到残余奥氏体的淬透性和稳定,需要锰以获得根据本发明的钢带材中的显微组织。Mn还对较高温度下先共析铁素体的形成和贝氏体铁素体转变动力学有影响。一定量的S i和/或Al对抑制贝氏体铁素体中碳化物形成是有必要的。随着Si和Al的含量提高,Ac3温度提高。也调节Mn来平衡由于Si和Al的存在而升高的相转变点Ac3。如果Mn含量为1.50%以下,待描述的显微组织难以获得。因此,需要以1.50%以上添加Mn。然而,如果Mn以过量的量存在,可能发生宏观偏析,这导致钢材中不利的带状物形成。此外,过量的量的Mn导致慢的贝氏体转变动力学,这导致过大量的初生马氏体,并且结果是拉伸翻边成形性也劣化。因此,Mn含量为3.00%以下,优选2.80%以下,且更优选1.80≤Mn≤2.60%。

[0079] 磷:<0.050%

[0080] 磷是钢中的杂质。它在晶界处偏析并降低加工性。它的含量小于0.050%、优选小于0.020%。

[0081] 硫:<0.020%

[0082] 硫也是钢中的杂质。S形成硫化物夹杂物例如MnS,其引起裂纹并劣化钢的拉伸翻边成形性。S含量优选尽可能低,例如低于0.020%、优选低于0.010%且更优选小于0.005%。

[0083] 氮:<0.0080%

[0084] 氮是钢中另一不可避免的杂质。它作为氮化物与微合金化元素析出并存在于固溶体中从而有助于强化。过量的氮化物劣化伸长率、可拉伸翻边性和弯曲性(bendabillity)。因此,有利地,氮含量为0.0080%以下,优选0.0050%以下,更优选0.0040%以下。

[0085] 钢组成可包含如下一种或多种任选元素:

[0086] 铜:0-0.20%

[0087] 铜在钢组成的实施方案中不需要,但可存在。在一些实施方案中,根据制造方法,Cu的存在可为不可避免的。低于0.05%的铜被认为是残余元素。铜作为合金化元素可添加至多0.20%以促进在制造起始钢带材的热轧阶段中形成的高Si氧化皮的去除,并且当没有表面处理就这样使用冷轧钢带材时促进改进耐腐蚀性,或在Zn涂覆带材的情况下通过熔融的锌促进改进焊接性。Cu作为ε-铜可促进贝氏体组织,引起固溶硬化和从铁素体基体析出,从而有助于析出硬化。Cu也减小渗入钢中的氢的量并因此改进延迟断裂特性。然而,如果添加过量,Cu引起热脆。因此,当添加Cu时,Cu含量小于0.20%。

[0088] 铬0-0.35%;镍0-0.50%;钼0-0.30%

[0089] 铬、镍和钼不是所需元素,但可存在为钢组成中的残余元素。Cr、Ni或Mo作为残余元素的允许水平为每种0.05%。作为合金化元素,它们改进钢的淬透性并促进贝氏体铁素体的形成,并且同时它们具有可用于稳定残余奥氏体的类似效果。因此,Cr、Ni和Mo对于显微组织控制是有效的。钢中Cr、Ni或Mo含量优选为至少0.05%以充分获得这一效果。然而,当过量添加它们每个时,效果饱和,并且贝氏体转变动力学变得太慢以致不能在生产线中以有限的过时效时间获得需要的显微组织。因此,Cr和Mo的量限制为最大分别为0.35%和0.30%。当添加相对大量的Cu时,Ni仅用于减小热脆的趋势。Ni的这种效果在Ni含量>[Cu(%)/3]时是明显的。Ni的量(如果存在)限制为最大0.50%。

[0090] 铌0-0.100%;钒0-0.100%;钛0-0.100%

[0091] 铌、钒和钛作为残余元素的允许水平为每种0.005%。可添加铌、钒和钛中的一种或多种以细化热轧中间产物和最终产物中的显微组织。这些元素拥有析出强化效应并可改变贝氏体铁素体的形态。它们还对应用相关性质如拉伸边缘延展性和弯曲性的优化有积极贡献。为了获得这些效应,任何这些元素(如果存在)的下限应控制在0.005%以上。当Nb和Ti和V中每个含量超过0.10%时,效应变得饱和。因此,当添加这些元素时,其含量控制在0.005%和0.100%之间。优选地,上限对于Nb和Ti为0.050%以下并且对于V为0.100%以下,因为如果添加过量,则析出过多的碳化物,从而导致加工性劣化。另外,考虑到加工性和成本,Ti+Nb+V之和优选不超过0.100%。

[0092] 硼0-0.0030%

[0093] 硼是另一任选元素,其如果添加则控制在0.0003%和0.0030%之间。B作为残余元素的允许水平为0.0003%。硼的添加提高淬透性并也帮助提高拉伸强度。为了获得B的这些效应,需要下限为0.0003%、优选0.0005%。然而,当添加太多的B时,效应饱和。有利地,B控

制在0.0025％以下、优选0.0020％以下。

[0094] 在发明的另一优选实施方案中，没有添加Ti和/或Nb和/或V和/或Ni和/或Cu和/或Cr和/或Mo和/或B作为合金化元素以便减小最终产物的成本，同时仍获得具有期望性质的冷轧高强度钢带材。

[0095] 钙0-0.0050％；稀土元素(REM)0-0.0100％

[0096] 此外，根据本发明的组成可任选含有一种或两种选自Ca和稀土金属(REM)的元素，其量与MnS夹杂物控制的处理一致。如果存在为残余元素，允许的水平为0.0005％。如果添加作为合金化元素，将Ca控制为小于0.0050％的值并且REM控制为小于0.0100％的值。Ca和/或REM与硫和氧结合，因此产生对延展性不施加有害影响的氧硫化物，如同如果不存在Ca或REM则将形成细长的锰硫化物的情况。当Ca含量高于0.0050％或REM含量高于0.0100％时，这个效应饱和。优选地，Ca的量(如果存在)控制为低于0.0030％、更优选低于0.0020％的值。优选地，REM的量(如果存在)控制为低于0.0080％、更优选低于0.0050％的值。

[0097] 钢组成的余量包含铁和不可避免的杂质。

[0098] 根据本发明的钢材的化学组成与常规的连续生产线的容量匹配。

[0099] 显微组织

[0100] 根据本发明热处理的冷轧钢带材具有包含以下的复相显微组织：20-55％的多边形铁素体(PF)、针状铁素体(AF)和上贝氏体铁素体(HBF)，其中PF为至多45％，以及20-65％的下贝氏体铁素体(LBF)、5-20％残留奥氏体(RA)和量为0-20％的初生马氏体(M)。

[0101] 在本发明中，显微组织以可使用光学显微法和扫描电子显微法观察的方式在功能上分组。多边形铁素体(PF)意指在临界退火下或在高于Bs的温度下缓慢冷却过程中形成的铁素体。针状铁素体(AF)意指在Bs和Ms之间的温度下在冷却过程中形成的铁素体。高温贝氏体铁素体(HBF)是在Bs和Bn之间的温度下在等温淬火过程中形成的贝氏体铁素体。低温贝氏体铁素体(LBF)是在Bn和Ms之间温度下在等温淬火过程中形成的贝氏体铁素体。

[0102] 贝氏体铁素体组织

[0103] 当等温淬火温度在Ms和Bs之间的温度范围内时，贝氏体铁素体(BF)在热处理过程中形成。BF以具有超细粒度的板体形式存在。通过与Si和/或Al合金化抑制在铁素体板条之间碳化物的析出，其已知对延展性有害。贝氏体铁素体不含碳化物，与含有碳化物的常规贝氏体相反。贝氏体铁素体还不同于具有低密度位错的(先共析)铁素体。不含碳化物的BF显微组织由于具有高位错密度的中间硬质贝氏体铁素体组织和过饱和的碳含量而提供高强度。贝氏体铁素体组织还有助于期望的高伸长率，因为它不含碳化物，并且小的残余奥氏体晶粒可存在于板条形贝氏体铁素体的边界处。

[0104] 在本发明中，贝氏体铁素体分为两类：在Bs和Bn之间的高温度范围下形成的贝氏体铁素体，被称作上贝氏体铁素体(HBF)，和在Bn和Ms之间的低温度范围下形成的贝氏体铁素体，被称作下贝氏体铁素体(LBF)。当通过扫描电子显微法与EBSD分析观察经历3％硝酸乙醇(Ni tal)溶液蚀刻的钢带材的横截面时，HBF具有高于0.35的平均纵横比(定义为短轴的长度除以长轴的长度)，和LBF具有低于0.35的平均纵横比。产生该区别的原因在于：在高于Bn的较高温度范围下形成的贝氏体铁素体(HBF)在粒度和形状上与AF类似，并且难以使用SEM区别HBF与AF。就像AF，HBF具有比LBF更大的粒度、更低的位错密度并更软，并且它起到提高钢的伸长率的作用。在另一方面，由于更小的板尺寸，LBF具有的强度比HBF的强度更

高，这有助于钢带材的强度以及增强成形性。

[0105] 根据本发明的高强度钢带材的特征在于贝氏体铁素体可具有包括HBF和LBF的复合显微组织。因此，可获得具有高伸长率的高强度冷轧钢带材。为了获得高强度和伸长率的良好平衡，需要20-65％LBF。如果LBF以较小的量存在，则钢带材具有不足的强度。然而，如果LBF以过大的量存在，则可危及其它铁素体(PF、AF和HBF)和残余奥氏体对伸长率的影响。因此，LBF在20-65％、优选30-60％的范围内。

[0106] 在本发明中HBF的形成是由于通过由贝氏体转变产生的潜热加热带材或由于通过应用热浸镀锌方法加热所致。在本发明中形成HBF(如果存在)如果必要则允许加速贝氏体转变动力学，使得贝氏体转变可在有限的时间长度内在现有的生产线中的过时效区段中完成。根据由均热和冷却阶段产生的PF和AF的量，控制HBF的量，使得PF、AF和HBF的总量为20-55％、优选25-50％。如以上描述的，HBF具有与PF和AF类似的功能。如果在均热和冷却区段中形成了足量的PF和AF，并且出于获得具有较高强度的钢带材的目的，应最小化HBF的量至0％。在PF和AF的量不足的情况下，可提高HBF的量。然而，应控制HBF的量，使得PF、AF和HBF的总量为20-55％、优选25-50％。

[0107] 多边形铁素体和针状铁素体

[0108] 先共析铁素体比贝氏体铁素体更软并且功能上提高钢带材的伸长率。在另一方面，引入一定量的先共析铁素体并控制铁素体的特性以提高贝氏体转变动力学和增强残余奥氏体的稳定性并进一步提高伸长率。可使用本发明在退火过程中根据形成温度产生两种类型的先共析铁素体。当在临界温度下奥氏体化时形成的铁素体相，或在冷却过程中在缓慢冷却区段中在高于Bs温度的高温下形成的铁素体相是多边形或块状的，称作多边形铁素体(PF)。这个类型的铁素体证明了提高伸长率但是在贝氏体或马氏体相的存在下降低了屈服强度和成形性。在快速冷却区段中在Bs和Ms之间的温度在较低温度下形成的铁素体具有接近针状形状和比PF的粒度更小的粒度，并被称作针状铁素体(AF)。它在形态上类似于HBF但具有相对更低量的位错。AF的存在可提高伸长率而没有牺牲强度和成形性。

[0109] 因为PF、AF和HBF对根据本发明的钢中的拉伸性质有类似功能，所以可存在这些铁素体显微组织的三个类型，或存在它们中的一个或两个。出于确保高伸长率的目的，PF、AF和HBF的体积分数为20％以上、优选25％以上。在任何情况下，应控制PF、AF和HBF的总量小于55％、优选小于50％。如果这些铁素体显微组织的含量过高且超过55％，最终显微组织不会含有足够的下贝氏体铁素体，并因此强度将减小。

[0110] 当在钢中存在PF时，应控制PF的粒度、形态和分布。钢带材可通过具有较小的PF粒度并具有分散分布的PF而具有进一步更高的伸长率。按照本发明，当用SEM或光学显微镜观察时，PF组织等轴地嵌在BF组织中，并均匀地分散为较小的晶粒，而常规的TRIP钢带材中PF的形态组织沿着轧制方向伸长。这种形态组织被认为允许在加工过程中均匀分布应力并允许最大使用残留奥氏体的TRIP效应。为了获得这种形态组织，在均热过程中形成的PF量应为45％以下、优选10-40％。这个实施方案特别适合于含有相对高量的Mn、Al和Si的钢组成，其中铁素体的再结晶动力学较慢。PF是部分再结晶的显微组织，其具有比再结晶铁素体更高的硬度。具有部分再结晶显微组织的PF的存在有益于局部延展性。有利地，本发明中PF的粒度为10μm以下、优选8μm以下、更优选5μm以下。

[0111] 在发明的实施方案中，优选的是，PF的量为0％。在这个情况下，控制AF和HBF的总

量，使得AF+HBF在20-55％、优选25-50％的范围内。

[0112] 残余奥氏体

[0113] 残余奥氏体(还称为残留奥氏体)意指在最终显微组织中显示FCC相(面心立方晶格)的区域。残余奥氏体部分通过TRIP效应增强延展性，这表明自身提高均匀伸长率。残余奥氏体的体积分数为5％以上、优选7％以上以表现出TRIP效应。低于5％，将不会实现延展性和均匀伸长率的期望水平。上限主要由组成和生产线中的加工参数确定。对于给定的组成，如果残留奥氏体的量过高，残留奥氏体中的碳含量变得过低。然后，残留奥氏体不足够稳定，并且局部延展性(拉伸翻边成形性)可能减小至不可接受的水平。因此，残留奥氏体的体积分数的上限为20％、优选15％。

[0114] 残余奥氏体中碳的浓度对TRIP特性有影响。残留奥氏体有效的改进伸长率性质，特别是当残余奥氏体中的碳浓度为0.90％以上时。如果碳含量过低，残留奥氏体对于产生TRIP效应不够稳定。因此，有利地，残留奥氏体中的碳含量为0.90％以上，优选0.95％以上。虽然残留奥氏体中碳的浓度优选尽可能高，但是实际加工条件通常强加约1.6％的上限。可通过控制铁素体的量来调节残留奥氏体的碳含量和稳定性。

[0115] 马氏体

[0116] 在等温淬火之后的最终冷却区段中新形成马氏体。它抑制屈服点伸长率并提高加工硬化系数(n-值)，这对于在最终压制零件中实现稳定的无颈缩变形和应变均匀性是期望的。甚至在最终钢带材中1％的初生马氏体下，可实现与常规的双相钢材相当的拉伸响应和因此的压制行为。然而，初生马氏体的存在将由于沿着马氏体和LBF/HBF界面的裂纹形成而损害成形性。因此，应控制初生马氏体的量为20％以下、优选15％以下。

[0117] 碳化物

[0118] 碳化物可存在为细析出物，当过时效温度过高或过时效时间过长时，其在等温淬火期间形成，或者当冷却速率过慢时在冷却过程中以珠光体的形式形成。根据本发明，本发明钢的显微组织不含珠光体且不含碳化物。不含珠光体意味着包括渗碳体和铁素体的层状显微组织的量小于5％。不含碳化物意味着碳化物量低于标准x-射线测量的检测限。

[0119] 显微组织的表征

[0120] 可通过下文描述的技术定量测定在如以上描述根据本发明的钢中分类的显微组织成分。通过使体积分数等于面积分数并使用商购的图像处理程序或合适的其它技术由抛光的表面测量面积分数来测量成分的体积分数。

[0121] 可使用光学显微法(OM)和/或扫描电子显微法(SEM)来区分PF、初生M、RA和珠光体。当在OM下表征使用10％水性焦亚硫酸钠(缩写为SMB)蚀刻的样品时，珠光体观察为深色区域，PF观察为着色的灰色区域，和初生马氏体观察为浅棕色区域。当用SEM表征用3％硝酸乙醇溶液蚀刻的样品时，PF观察为不包括残余奥氏体的具有较光滑表面的晶粒，珠光体观察为包括渗碳体和铁素体的层状显微组织。剩余的显微组织观察为灰色区域，特征为板状或板条状铁素体亚组织，其中RA作为白色或浅灰色区域分散在晶粒中，并且没有碳化物可被识别。这种显微组织组被称作贝氏体铁素体状显微组织。它可包括HBF、LBF、AF和被称作配分马氏体(part i t ioned martens i te,PM)的另一显微组织的混合物。等温淬火温度低于钢的Ms点时产生PM。在快速冷却过程中一些马氏体形成，并且然后在等温淬火过程中在马氏体和残留奥氏体之间发生碳配分。PM存在为与LBF类似的形态并可与LBF共存。通过

使用OM和SEM不可清楚地区分贝氏体铁素体状显微组织中的AF、HBF、LBF和PM，因为它们的形态相似。

[0122] 在本发明中，借助于电子背散射衍射(EBSD)将贝氏体铁素体状显微组织进一步分成两个不同的组。第一组由PM和LBF组成，和第二组由AF和HBF组成。从测量的EBSD数据，可通过从Fe(α)产生Fe(γ)部分来首先区分残留奥氏体与其它显微组织。然后，通过将Fe(α)分割成具有高的平均图像品质(IQ)的部分和具有低平均IQ的部分而将初生马氏体(M)与贝氏体铁素体状显微组织分开。低的IQ部分分类为马氏体，和高的IQ部分分类为贝氏体铁素体状显微组织。以下参考图1描述区分两组类型的方法。在贝氏体铁素体(高IQ部分)中，鉴别到在相邻组织之间的倾斜角的取向差不小于15°的区域。区域被认为具有相同的晶体取向并在本发明中限定为贝氏体板体。对于如此检测的贝氏体板体，测定具有与贝氏体板体相同面积的圆的直径。通过使用放大倍数为3000的EBSD分析的照片来测定贝氏体板体的等效圆的直径。通过将椭圆拟合至贝氏体板体，也测定纵横比(定义为短轴的长度除以长轴的长度)。类似地，测量所测量区域(约100乘100μm)中所有贝氏体板体的等效圆的直径和所有贝氏体板体的等效椭圆的纵横比，并且平均值定义为本发明中贝氏体板体的平均粒度和贝氏体板体的平均纵横比。

[0123] 发明人系统地研究了等温淬火温度对贝氏体铁素体显微组织的影响。等温淬火温度范围为从Ms-200至Bs。发现了贝氏体板体的平均尺寸和平均纵横比随着等温淬火温度提高而提高。尤其是，发现贝氏体板体的纵横比在低于440℃(其小于Bn)等温淬火和高于460℃(其高于在根据本发明的方法中使用的钢组成的Bn)等温淬火的样品之间具有突然变化。因此，定义纵横比为0.35的临界平均值以将两组贝氏体铁素体状显微组织分开。由LBF和PM组成的组具有0.35以下的纵横比，和由HBF和AF组成的组具有大于0.35的纵横比。

[0124] 除了贝氏体板体的形态和尺寸的差异之外，在HBF、AF组和LBF、PM组之间的复杂结晶板体中的错向关系也不同。在图2中显示根据本发明的钢中错向角分布。60°处的峰与相邻晶粒之间错向一致，具有由轴角(axe-angle)关系60°<111>和60°<110>引起的Kurdjumov-Sachs(KS/KS)关系并对应于马氏体。53°-54°处的峰是由根据Ni shiyama-Wassermann和Kurdjumov-Sachs(NW/KS)的关系的相转变获得的晶粒之间的错向所致。根据现有技术(参见A.-F.Gourgues、H.M.Flower和T.C.Lindley,Mater ial s Science and Technology,2000年一月,第16卷,第26-40页)，针状铁素体和上贝氏体以Nishiyama-Wassermann关系与母体奥氏体相一起生长，而下贝氏体和马氏体由具有Kurdjumov-Sachs关系的高度复杂的包状物(packet)与母相组成。类比这些结果，假设53-54°处的峰对应于HBF和AF的形成，和60°处峰对应于LBF和PM的形成。53-54°处的峰变得更可区分并且峰的高度提高，但随着等温淬火温度提高，60°处的峰的高度降低。在本发明中，可通过两个峰高度之比来测定HBF、AF组和LBF、PM组的相对量。

[0125] 因为一些残留奥氏体作为非常小尺寸的膜分散在贝氏体板体之间并不可被EBSD检测到，所以由EBSD测定的残留奥氏体的分数总低于实际值。因此，可使用作为测量残留奥氏体含量的常规技术的基于X-射线衍射(XRD)的强度测量方法。在钢带材的1/4厚度处测定残留奥氏体的体积分数。还从这个XRD分析测量渗碳体的量。将由钢带材制备的样品进行机械和化学抛光，并然后通过用X-射线衍射仪使用Co-Ka测量fcc铁的(200)面、(220)面和(311)面中每个的积分强度和bcc铁的(200)面、(211)面和(220)面的积分强度进行分析。使

用Rietveld分析测定残留奥氏体(RA)的量和残余奥氏体中的晶格参数。使用下式计算残留奥氏体中的C含量：

[0126] C (重量%)=(a[Å]-3.572-0.0012 Mn%+0.00157 Si%-0.0056 Al%)/0.033

[0127] 其中a是以埃计的残留奥氏体的晶格参数。

[0128] 机械性质

[0129] 具有以上显微组织和组成并根据本发明热处理的冷轧钢带材具有这样的性质：

[0130] 屈服强度(YS)为至少500MPa；和/或

[0131] 拉伸强度(TS)为至少850MPa；和/或

[0132] 总伸长率(TE)为至少14%。

[0133] 优选地，冷轧和热处理的带材拥有所有这些性质。

[0134] 方法步骤

[0135] 根据本发明的方法，热处理具有如以上解释组成的冷轧钢带材以获得显微组织和性质。使通过冷轧获得的冷轧钢带材经受如在连续退火生产线中的热处理。在图3中图示地显示了本工艺的典型设计。例如使用至少0.5℃/s的加热速率将冷轧钢带材加热到高于温度(Ac3-60)，优选至(Ac3-60)-(Ac3+20)的温度范围，通常至预定的奥氏体化温度T2，并在这个温度范围内保持时间段t2(步骤a)，并然后通常使用两步冷却以受控的冷却速率冷却至在Ms-Bn范围内的温度T4(步骤b)。在这之后，将钢带材在T4至Bs的范围内热处理用于等温淬火持续时间t5(步骤c)，优选在T4至Bn范围内的温度T5下。任选地，然后将钢带材加热至在Bn至Bs范围内的温度T6持续时间段t6，这可为热浸镀锌处理。最后，将钢带材冷却降至室温(步骤d)。将在下文中描述每个步骤中的工艺参数和功能。

[0136] 在其第一步骤中，在1-150秒的均热时间t2期间，在高于(Ac3-60)，例如在(Ac3-60)-(Ac3+20)的温度范围内均热该冷轧钢以便实现至少部分奥氏体显微组织。在高于(Ac3-60)的温度下退火是必要的，因为根据本发明热处理的钢带材需要具有所需量的低温转变相例如贝氏体铁素体和由高温奥氏体转变的残留奥氏体，以及预定量的铁素体。如果T2高于(Ac3+20)，奥氏体晶粒将生长，这影响残留奥氏体的尺寸和分布以及之后在过时效过程中减慢贝氏体转变动力学。在最终冷却过程中形成的过量初生马氏体可由于这种不完全的贝氏体转变而形成，这导致较高的强度但低的延展性和成形性。此外，具有较大粒度的均匀奥氏体组织可抑制在接下来的冷却区段中PF和AF的形成，使得在可得的生产线中在目前的冷却计划内获得不足量的铁素体，并且该不足量的铁素体可引起钢带材具有不足的伸长率。观察到了奥氏体的均匀性对冷却区段中PF和AF的形成具有大的影响。如果T2低于(Ac3-60)，PF可以大于45%的过量形成，因此钢带材可获得不足的强度。在另一方面，形成的奥氏体的量可不足以形成LBF和残留奥氏体。因此，退火温度需要高于(Ac3-60)，但是有利地不超过(Ac3+20)，优选在(Ac3-50)至(Ac3+10)的范围内。如果t2长于150秒，奥氏体和铁素体粒度变得更大，这导致较低的伸长率。如果退火温度t2小于1s，逆转变为奥氏体可能不会充分进行，和/或钢带材中的碳化物可能没有充分溶解。因此，退火时间t2为1秒至150秒、例如10秒至120秒、优选1-100秒。

[0137] 在随后的冷却步骤中，将至少部分奥氏体带材冷却至在Bn-Ms范围内的温度T4。这种冷却的目的是调节铁素体和贝氏体铁素体的量并防止珠光体的形成。通常这意味着在冷

却期间冷却速率足够高从而避免珠光体形成。

[0138] 在本发明的一个实施方案中，将如此处理的钢带材以至少15℃/s的冷却速率V4直接冷却至温度T4以防止珠光体的形成。如果冷却速率太低，铁素体可过量形成或甚至可形成珠光体。优选地，V4高于20℃/s。没有特别限制冷却速率的上限，除非当停止冷却时钢带材中出现温度变化。在标准设备中，冷却速率优选为100℃/s以下，以减小钢带材中的温度不均匀。当大多数可用设备中的平均冷却速率超过80℃/s时，可出现在纵向方向和带材横向方向上显微组织的相当大的变化。因此，合适的冷却速率V4在15至80℃/s，优选20至60℃/s的范围内。

[0139] 在本发明的其它实施方案中，可通过两步冷却实现这种冷却以便调节铁素体的量并使带材温度均匀化。这适合如目前使用的包括两个连接的冷却区段的大多数连续退火生产线或热浸镀锌生产线。首先通常以至少1℃/s，例如2-15℃/s、优选3-10℃/s的冷却速率V3将钢带材冷却至在800-500℃范围内，优选在750-550℃的范围内的温度T3(称作缓慢冷却区段)。此后，钢带材通常以至少15℃/s，例如15-80℃/s、优选20-60℃/s的冷却速率V4进一步冷却降至温度T4(称作快速冷却区段)。因为在连续退火生产线中每个区段的长度是固定的，所以可通过调节T3温度来控制对于给定的生产线速度而言的冷却速率V3和V4。T3越高，V3越低并且V4越高。在这个冷却过程中，一些PF可在缓慢冷却区段中形成，并且一些AF可在快速冷却区段中形成。对于固定的生产线速度，在缓慢冷却区段中形成的PF量主要取决于T3，和AF的量主要取决于V4。因此，在合适的范围内选择T3以调整铁素体的量并防止珠光体的形成。如果T3过低，例如低于500℃，PF可在缓慢冷却区段中过量形成，并且AF还可在快速冷却区段中过量形成，或者甚至如果产生的V4低于15℃/s，可形成珠光体。如果T3过高，例如高于800℃，PF可形成不足，并且如果产生的V4太高则形成较少AF。因此，T3应在800至500℃的范围内，优选在750至550℃/s的范围内。

[0140] 如以上提到的，可在均热步骤a)中并在步骤b)中的缓慢冷却区段中获得PF，而AF在常规设计的退火生产线或镀锌生产线的步骤b)中的快速冷却区段中获得。均热温度T2以及在缓慢冷却区段和快速冷却区段之间的中间温度T3可用于调节铁素体的量。如果使用较高的T2，在均热过程中产生较少量的PF，则可选择较低的T3以在缓慢冷却区段中获得较多PF并在快速冷却区段中获得较多的AF。如果使用较低的T2，在均热过程中产生足量的PF，则选择较高的T3以限制在缓慢冷却区段中形成的PF的量和在快速冷却区段中形成的AF的量。

[0141] 冷却停止温度T4在Bn和Ms之间以开始贝氏体转变。如果T4过高，可在接下来的等温淬火期间获得过多HBF，并且钢带材的强度可不足。如果T4过低并且在没有主动加热的情况下，由贝氏体转变产生的潜热不足以将钢带材加热至对于快速贝氏体转变动力学而言足够高的温度。优选地，T4在Bn和Ms+50℃之间范围内。

[0142] 在随后的热处理步骤c)中，在温度T4和Bs之间、并优选在T4和Bn之间的范围内热处理该冷却带材持续在30-300秒范围内的时间t5，通常通过加热至在这个范围内的温度T5并在该T5下热处理进行，在其过程中奥氏体转变为下贝氏体铁素体(LBF)。如果T5过低，贝氏体转变太慢，在过时效过程中贝氏体转变不充足，并且在过时效之后的冷却过程中初生马氏体可形成过量，这提高强度，但不可提供所需要的伸长率。在另一方面，碳配分可能不足以使残余奥氏体稳定。如果T5过高，存在风险：在过时效区段中获得过多的HBF，这不可提供所需要的强度。步骤c)最优选的范围是Bn-50至Bn，以便实现快速贝氏体转变动力学并获

得LBF。如果热处理时间t5小于30s，贝氏体转变不完全并且没有形成足够的LBF。碳配分再次不足。如果t5大于300s，存在风险：碳化物开始形成并因此降低残留奥氏体中的碳含量。t5的最大时间尤其受生产线的给定速度下的总可用时间限制。优选地，t5在40至120秒的范围内。

[0143] 随后，按照生产线能力将如此热处理的带材冷却至环境温度，在其过程中可形成一些初生马氏体。钢带材然后以至少1℃/s、优选至少5℃/s的冷却速率V7冷却降至低于300℃，这之后钢带材进一步冷却降至环境温度。冷却降至环境温度可为强制冷却或不受控的自然冷却。在实际实施方案中，将该热处理的钢带材以在5.0-10.0℃/s范围内的冷却速率V7冷却至在(Ms-50)-Mf范围内的温度T7。从T7进一步冷却至环境温度有利地以5.0-20.0℃/s、更优选6.0-15.0℃/s的冷却速率V8进行。

[0144] 在本发明的实施方案中，热处理步骤c)优选至少部分通过来自贝氏体转变的潜热进行。在这个热处理步骤c)期间，下贝氏体转变产生潜热。因为潜热可在生产线中不完全耗散，所以钢带材的温度被积累的潜热自动提高。因此，正在热处理中的钢带材的温度可由于发生的贝氏体转变的潜热而逐渐提高。即，在热处理的过程中，特别是在较长的时间t5时，温度T5提高。没有特别限制T5的上限(upper)温度，如果钢带材达到高于Bn的温度，则将形成高温贝氏体铁素体。

[0145] 在实施方案中，在(Ac3-50)-(Ac3+10)的临界退火温度范围内进行均热步骤，优选持续1-100秒的均热时间t2以便确保获得具有小粒度的部分奥氏体冷轧带材。均热温度下形成的PF的分数有利地小于40％。

[0146] 有利地，在均热步骤前的加热步骤以两个子步骤进行，所述子步骤包括以10.0-30.0℃/s、优选15.0-25.0℃/s的加热速率V1加热该冷轧带材至在680-740℃范围内、优选在700-720℃范围内的温度T1；和以0.5-4.0℃/s、优选1.0-3.0℃/s的加热速率V2将冷轧带材从温度T1进一步加热至均热温度范围。在从T1至均热温度T2的缓慢加热过程中，在铁素体中发生回复和再结晶，以及在奥氏体转变过程中碳化物和铁素体的溶解。T1和V2影响这些过程的进展，其影响奥氏体粒度和合金化元素在奥氏体相中分布的均匀性。有利地，根据加热速率V2控制均热时间t2，以确保所有碳化物的溶解和避免粗大的奥氏体粒度。

[0147] 在实施方案中，根据本发明的方法包括在热处理步骤c)和冷却步骤d)之间的另外的热处理步骤，其中使由步骤c)产生的钢带材经受在Bs-Bn、优选(Bs-50)-Bn的范围内，通常在固定的温度T6下的另外的热处理。另外的处理时间t6有利地为5-30秒、优选10-20秒。这个另外的热处理通过从剩余奥氏体形成高温贝氏体铁素体增多贝氏体铁素体以完成贝氏体转变，并因此进一步减小在接下来的冷却区段中形成的马氏体量，能够改进强度和延展性性质。碳也进一步配分至残余奥氏体中，使它更稳定。当这个另外的热处理应用在给定的过时效区段中和因此在其中给定的总时间长度时，进一步减小时间t5以满足可用的时间长度，例如t5+t6之和在30-300s的范围内。

[0148] 在优选实施方案中，这个另外的热处理包括集成的热浸镀锌处理，其中由步骤c)产生的钢带材涂覆有基于Zn或Zn合金的涂层。

[0149] 已根据本发明热处理的钢带材可提供有涂层，有利地基于锌或锌合金的涂层。有利地，基于锌的涂层是镀锌或镀锌退火的涂层。基于Zn的涂层可包含含有Al作为合金化元素的Zn合金。优选的锌浴组成含有0.10-0.35％Al，余量为锌和不可避免的杂质。包含Mg和

Al作为主要合金化元素的另一优选的Zn浴具有组成:0.5-3.8%Al、0.5-3.0%Mg、任选地至多0.2%的一种或多种另外的元素;余量为锌和不可避免的杂质。另外的元素的实例包括Pb、Sb、Ti、Ca、Mn、Sn、La、Ce、Cr、Ni、Zr和Bi。

[0150] 可在单独的步骤中施用涂层例如Zn或Zn合金的保护涂层。优选地,热浸镀锌步骤集成在如以上解释的根据本发明的方法中。

[0151] 任选地,可使用根据本发明的退火和涂覆锌的带材来进行回火轧制处理以便根据由预期用途产生的具体要求微调拉伸性质和改变表面外观和粗糙度。

[0152] 通常根据以下一般方法制造如此的冷轧钢带材。制备如以上描述的钢组成并铸造成板坯。在1100-1300℃范围内的温度下再加热之后使用热轧加工铸造板坯。通常,在5至7个机座中进行板坯热轧至适合于进一步冷轧的最终尺寸。通常,在高于800℃、有利地850℃以上的完全奥氏体条件下进行精轧。可卷绕如此由热轧步骤获得的带材,例如在通常700℃以下的卷绕温度下。酸洗该热轧带材并冷轧以获得具有合适规格的冷轧钢带材。优选地,冷轧压下量在通常30至80%的范围内。为了减小冷轧过程中的轧制力,卷绕带材或半冷轧带材可经受热分批退火。分批退火温度应在500-700℃的范围内。

[0153] 还可应用薄板坯铸造、带坯连铸等。在这个情况下可接受制造方法跳过至少一部分的热轧过程。

[0154] 本发明还涉及具有如以上概述的组成和显微组织的热处理的冷轧钢带材。

[0155] 本发明还在于制品,例如结构、工程或汽车组件,其由根据本发明的冷轧和热处理的带材生产。

实施例

[0156] 使用真空感应将具有如表1中显示组成的钢材铸造成具有尺寸为200mm×110mm×110mm的25kg的锭。使用以下工艺计划制造1mm厚度的冷轧带材:

[0157] • 在1225℃下再加热该锭2小时;

[0158] • 将锭从140mm粗轧至35mm;

[0159] • 在1200℃下再加热粗轧锭30min;

[0160] • 在6个道次内从35mm热轧至4mm;

[0161] • 输出辊道冷却:以40℃/s的速率从精轧温度(FRT)约850至900℃冷却至600℃;

[0162] • 炉冷:带材转移至600℃下的预加热炉并然后冷却至室温以模拟冷却过程;

[0163] • 酸洗:然后在85℃下的HCl中酸洗该热轧带材以去除氧化物层;

[0164] • 冷轧:将热轧带材冷轧至1mm带材;

[0165] • 根据本发明热处理:具有合适尺寸的冷轧片材用于模拟通过使用连续退火模拟器(CASIM)的退火过程。

[0166] 由如此处理的片材机加工用于显微组织观察、拉伸测试和扩孔测试的样品。

[0167] 在具有10mm×5mm×1mm尺寸(沿着轧制方向的长度)的冷轧样品上进行膨胀法。在Bahr膨胀计型号DIL 805上进行膨胀测试。所有测量按照SEP 1680进行。从淬火膨胀法曲线确定临界相转变点Ac3、Ms和Mf。使用可得的软件JmatPro 10预计Bs和Bn。由模拟退火循环的膨胀曲线测定在不同工艺参数退火过程中的相分数。

[0168] 通过光学显微法(OM)和扫描电子显微法(SEM),使用商购图像处理程序测定显微

组织。在钢带材的轧制方向和正交方向的横截面中的$^{1}/_{4}$厚度处观察显微组织。用于EBSD测量的扫描电子显微镜(SEM)是配备有场发射枪的Zeiss Ul tra 55机器(FEG-SEM)和EDAX PEGASUS XM 4HIKARI EBSD系统。使用TexSEM Laboratories(TSL)软件OIM(Or ientat ion Imaging Microscopy)数据收集来采集EBSD扫描。使用TSL OIM分析软件评估EBSD扫描。EBSD扫描面积在所有情况下为100×100μm,其中步长为0.1μm和扫描速率大约为80帧/秒。

[0169] 通过XRD根据DIN EN 13925在D8 Discover GADDS(Bruker AXS)上用Co-Kα辐射测定残留奥氏体。通过Rietveld分析进行相比例的定量测定。

[0170] 拉伸测试-从退火的带材机加工JIS5测试件(规格长度＝50mm;宽度＝25mm)使得拉伸方向平行于轧制方向。在Schenk TREBEL测试机中按照NEN-EN10002-1:2001标准进行室温拉伸测试以测定拉伸性质(屈服强度YS(MPa)、极限拉伸强度UTS(MPa)、总延伸率TE(%))。对于每种条件,进行三次拉伸测试并报告机械性质的平均值。

[0171] 在表2中使用图3中的指示给出工艺参数。在CASIM中,在贝氏体转变过程中产生的潜热由主动冷却系统弥补。通过温度T4、T5和T6模拟在过时效区段中通过潜热产生的温度变化。在那些情况下,T4等于T5,t4为0。在T4低于T5的情况下,t4为1s,且随后加热至T5以5-20℃/s的加热速率发生。从T5至T6的加热速率为5-10℃/s。在表3中给出产生的显微组织和拉伸性质。所有钢组成是本发明的,除了A79,并且在规定的不同加工参数下达到显微组织和拉伸性质的要求。钢A79不可实现所要求的伸长率,即使拉伸强度足够高(实施例26和27)。原因在于:A79含有0.5%Cr,其显著减慢贝氏体转变动力学,使得不可能充分进行贝氏体转变和在BF与残留奥氏体之间的C配分。因此,马氏体的量提高,但是残留奥氏体的量和残留奥氏体中C含量降低,这导致减小的TRIP效应。

[0172]

表 1 钢材的组成(以重量%计)和临界相转变点(以℃计)

合金编号	C	Mn	Si	Al	Cr	Cu	Nb	Mo	S	P	Ti	V	N	Ac3	Ms	Mf	Bs	备注
A16	0.210	2.210	1.170	0.016	0.010	0.005	0.002	0.002	0.002	0.003	0.002	0.002	0.004	855	372	178	560	发明
A50	0.207	2.290	1.005	0.037	0.010	0.005	0.001	0.002	0.003	0.002	0.002	0.002	0.002	846	385	178	560	发明
A51	0.177	2.303	1.003	0.037	0.010	0.002	0.001	0.002	0.004	0.001	0.002	0.002	0.004	858	398	185	567	发明
A53	0.176	2.013	1.003	0.040	0.010	0.005	0.001	0.002	0.005	0.003	0.001	0.002	0.003	862	410	198	593	发明
A54	0.206	2.279	1.468	0.038	0.010	0.005	0.001	0.002	0.006	0.004	0.001	0.002	0.005	871	381	175	551	发明
A72	0.207	1.787	1.446	0.039	0.010	0.001	0.001	0.002	0.003	0.003	0.001	0.001	0.003	879	408	205	593	发明
A73	0.207	2.470	1.525	0.036	0.010	0.001	0.001	0.003	0.005	0.001	0.001	0.002	0.005	865	365	162	532	发明
A74	0.207	1.774	1.010	0.036	0.310	0.001	0.001	0.002	0.005	0.005	0.001	0.002	0.004	854	392	195	584	发明
A75	0.209	2.265	1.520	0.037	0.010	0.107	0.001	0.002	0.002	0.002	0.001	0.002	0.003	869	375	178	550	发明
A79	0.213	1.940	1.470	0.020	0.500	0.002	0.001	0.003	0.005	0.003	0.002	0.003	0.002	860	390	195	543	对照
A95	0.205	2.442	1.183	0.321	0.010	0.003	0.001	0.004	0.002	0.005	0.001	0.002	0.002	880	391	175	557	发明
A96	0.211	2.289	0.810	0.303	0.010	0.003	0.001	0.002	0.003	0.004	0.001	0.003	0.003	872	400	185	576	发明
A97	0.210	2.000	1.470	0.037	0.010	0.003	0.001	0.002	0.003	0.004	0.001	0.001	0.004	875	395	180	573	发明
A98	0.207	2.272	1.000	0.034	0.010	0.003	0.020	0.002	0.003	0.003	0.001	0.002	0.003	850	382	175	561	发明
A99	0.250	2.299	1.021	0.036	0.010	0.003	0.001	0.003	0.004	0.003	0.001	0.003	0.002	833	358	155	547	发明

[0173]

表 2 工艺参数

实施例	合金编号	图 3 中指出的工艺参数																	
		T1	V2	T2	t2	V3	T3	V4	T4	t4	T5	t5	T6	t6	V7	T7	V8
		℃	℃/s	℃	S	℃/s	℃	S	℃	S	℃	S	℃	S	℃/s	℃	℃/s
1	A16	720	1.34	850	65	3.7	700	41.5	430	0	430	53	455	19	6.3	300	11.3
2	A16	720	1.44	860	65	3.9	700	46	420	0	455	53	455	19	6.3	300	11.3
3	A50	720	1.28	860	73.5	3.5	700	37	440	0	440	60.3	460	21.5	5.8	300	9.3
4	A50	720	1.44	860	65	3.9	700	40	440	0	440	53	460	19	6.5	300	11.3
5	A50	720	1.24	840	65	4.4	660	34	440	0	440	53	460	19	6.5	300	11.3
6	A51	720	1.1	860	86	3	700	30	440	0	440	70.5	460	25.1	5	300	7.9
7	A51	720	1.34	850	65	3.7	700	40	440	0	440	53	460	19	6.5	300	11.3
8	A51	720	1.34	850	65	3.7	700	38.5	450	0	450	53	460	19	6.5	300	11.3
9	A51	720	1.34	850	65	4.7	660	34	440	0	440	53	460	19	6.5	300	11.3
10	A53	720	1.1	860	86	3	700	30	440	0	440	70.5	460	25.1	5	300	7.9
11	A53	720	1.28	860	73.5	3.5	700	37	440	0	440	60.3	460	21.5	5.8	300	9.3
12	A53	720	1.44	860	65	3.9	700	40	440	0	440	53	460	19	6.5	300	11.3
13	A54	720	1.44	860	65	3.9	700	40	440	0	440	53	460	19	6.5	300	11.3
14	A54	720	1.17	870	86	3.17	700	30	440	0	440	70.5	460	25.1	5	300	7.9
15	A54	720	1.55	870	65	4.2	700	40	440	0	440	53	460	19	6.5	300	11.3
16	A54	720	1.34	850	65	4.7	660	34	440	0	440	53	460	19	6.5	300	11.3
17	A72	720	1.65	880	65	4.4	700	40	440	0	440	53	460	19	6.5	300	11.3
18	A73	720	1.34	850	65	3.7	700	40	440	0	440	53	460	19	6.5	300	11.3
19	A73	720	1.3	850	65	6.2	600	25	420	1	440	53	460	19	6.5	300	11.3
20	A74	720	1.4	860	65	6.4	660	34	440	0	440	53	460	19	6.5	300	11.3

[0174]

表 2(续)

实施例	合金编号	图 3 中指出的工艺参数																	
		T1	V2	T2	t2	V3	T3	V4	T4	t4	T5	t5	T6	t6	V7	T7	V8
		℃	℃/s	℃	S	℃/s	℃	S	℃	S	℃	S	℃	S	℃/s	℃	℃/s
21	A75	720	1.65	880	65	8.1	550	17	440	0	440	53	460	19	6.5	300	11.3
22	A75	700	1.1	880	1	5.7	650	32	440	0	440	53	460	19	6.5	300	11.3
23	A75	700	1.1	880	1	8.1	550	17	440	0	440	53	460	19	6.5	300	11.3
24	A75	720	1.24	840	65	4.7	650	32	440	0	440	53	460	19	6.5	300	11.3
25	A75	720	1.1	830	65	3.2	700	40	440	0	440	53	460	19	6.5	300	11.3
26	A79	720	1.7	880	65	8.1	550	16.9	440	0	440	53	460	19	6.5	300	11.3
27	A79	720	1.2	840	65	3	720	43	440	0	440	53	460	19	6.5	300	11.3
28	A95	720	1.55	870	65	4.2	700	40	440	0	440	53	460	19	6.5	300	11.3
29	A96	720	1.44	860	65	4.9	660	34	440	0	440	48	460	19	6.5	300	11.3
30	A96	720	1.24	840	65	3.5	700	40	440	0	440	53	460	19	6.5	300	11.3
31	A97	720	1.55	870	65	4.2	700	40	440	0	440	53	460	19	6.5	300	11.3
32	A97	720	1.4	860	65	3.4	720	43	440	0	440	53	460	19	6.5	300	11.3
33	A98	720	1.44	860	65	3.9	700	40	440	0	440	53	460	19	6.5	300	11.3
34	A98	720	1.44	860	65	4.9	660	34	440	0	440	48	460	19	6.5	300	11.3
35	A99	720	1.24	840	65	3.5	700	40	440	0	440	53	460	19	6.5	300	11.3

[0175]

表 3 显微组织和拉伸性质

实施例	合金编号	显微组织						拉伸性质				
		PF	PF+AF+HBF	LBF	M	RA	RA 中的 C	YS	TS	UE	TE	备注
		%	%	%	%	%	重量%	MPa	MPa	%	%	
1	A16	0	27	53	9	11	0.97	696	1133	10.5	14.9	发明
2	A16	0	20	59	9	12	0.96	735	1155	9.8	15.7	发明
3	A50	3	20	61.6	6	12.4	1.05	635	1055	11.1	14.9	发明
4	A50	3	20	57.1	9	13.9	1.07	661	1075	10.8	15.2	发明
5	A50	2	22.8	58	5	14.2	0.91	601	1041	12	16.8	发明
6	A51	0	26	59.1	3	11.9	0.95	619	960	12.1	16.7	发明
7	A51	0	23	62.5	3	11.5	0.96	628	983	11.3	15.7	发明
8	A51	0	27	59.4	3	10.6	0.91	576	963	13.4	19.4	发明
9	A51	5	30	57.5	3	9.5	0.96	564	973	12.5	18.6	发明
10	A53	6	42	48.2	2	7.8	0.95	540	869	14.8	22.1	发明
11	A53	5	35	53.4	3	8.6	0.97	525	864	15.5	21.1	发明
12	A53	5	34	53.9	3	9.1	0.98	511	866	15.6	23.4	发明
13	A54	5	23	53	11	13	0.96	646	1140	11.4	16	发明
14	A54	5	22	57.1	9	11.9	0.91	639	1127	11.5	16.9	发明
15	A54	5	20	56.1	11	12.9	0.94	671	1143	10.5	15.2	发明
16	A54	11	31	43.4	12	13.6	1.02	586	1149	12.3	17.8	发明
17	A72	6	41	39	8.7	11.3	1.16	600	988	12.7	17.9	发明
18	A73	3	23	49	18	10	0.94	715	1247	10.2	14.9	发明
19	A73	19	34	36	20	10.1	0.93	685	1256	10.5	14.8	发明
20	A74	28	54	35	12.5	8.5	0.97	508	1008	13.1	18.6	发明

[0176]

表 3(续)

实施例	合金编号	显微组织						拉伸性质				
		PF	PF+AF+HBF	LBF	M	RA %	RA 中的 C	YS	TS	UE	TE	备注
		%	%	%	%	%	重量%	MPa	MPa	%	%	
21	A75	25	41	33.6	16	9.4	1.01	681	1194	10.5	16	发明
22	A75	12	32	46	12.3	9.7	0.90	611	1181	12.2	16.6	发明
23	A75	43	54	21	17	8.1	0.92	586	1189	11.4	15.2	发明
24	A75	34	55	21.6	14.5	8.9	0.91	580	1191	11.2	15.9	发明
25	A75	23	53	26	12	8.8	0.92	550	1216	11.8	15.1	发明
26	A79	15	28	39	23	10.2	0.89	712	1271	9.1	13.1	对照
27	A79	9	34	37	24.2	4.8	0.71	686	1347	8.6	11.4	对照
28	A95	4	20	56	11	13.2	0.99	676	1181	10.5	14.7	发明
29	A96	5	26	53.6	4	16.4	1.02	575	983	13.7	18.2	发明
30	A96	2	27	56.8	1	15.2	1.00	552	1009	14.9	19.7	发明
31	A97	2	22	56.2	8	13.8	1.11	686	1096	12.1	17.6	发明
32	A97	3	25	51.1	8	15.9	0.98	677	1088	11	15.5	发明
33	A98	0	25	57	1	17	1.02	631	1058	11	15.7	发明
34	A98	5	30	52.6	1	16.4	0.92	635	1059	12.6	16.9	发明
35	A99	0	16	55	15	13.7	1.06	658	1226	12	16.4	发明

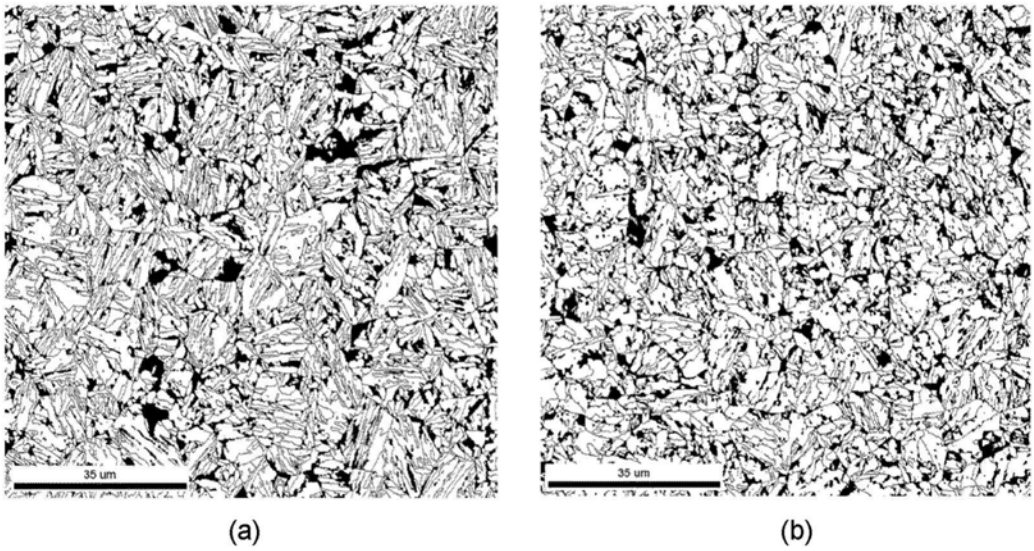

35 um
35 um
(a)
(b)

图1

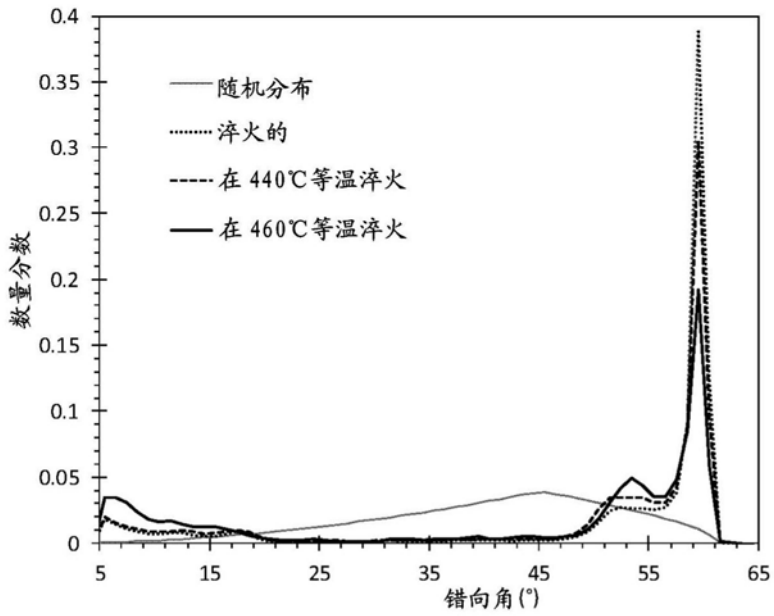

随机分布
淬火的
在 440℃等温淬火
在 460℃等温淬火
数量分数
错向角(°)
0.4
0.35
0.3
0.25
0.2
0.15
0.1
0.05
0
5
15
25
35
45
55
65

图2

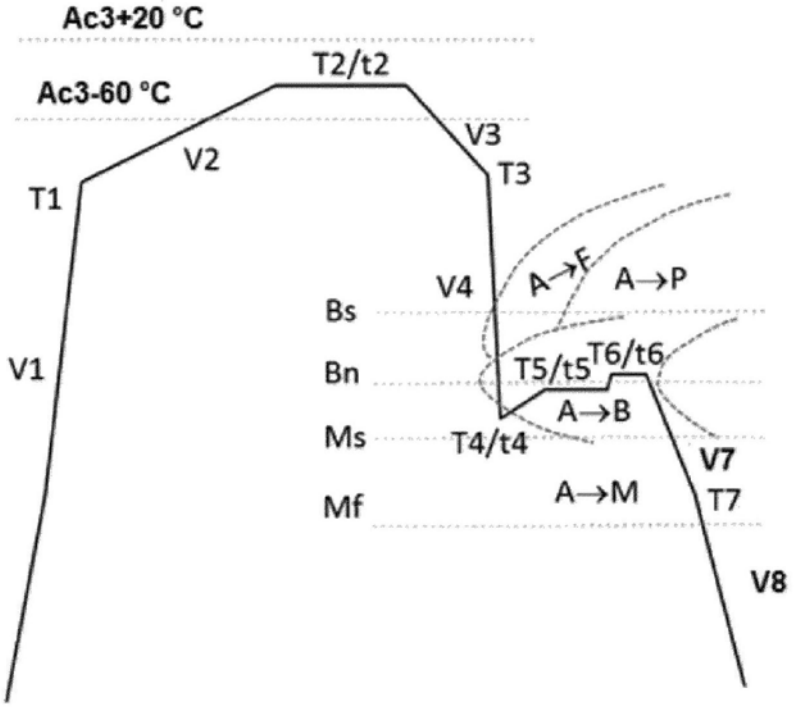

Ac3+20 °C
Ac3-60 °C
T2/t2
V2
V3
T3
T1
V4
A→F
A→P
Bs
V1
Bn
T5/t5
T6/t6
A→B
Ms
T4/t4
V7
A→M
T7
Mf
V8

图3