



(12)发明专利申请

(10)申请公布号 CN 108118242 A

(43)申请公布日 2018.06.05

(21)申请号 201711219940.X	<i>G22C 38/38</i> (2006.01)
(22)申请日 2017.11.29	<i>G22C 38/32</i> (2006.01)
(30)优先权数据	<i>G22C 38/26</i> (2006.01)
16201185.2 2016.11.29 EP	<i>G22C 38/28</i> (2006.01)
(71)申请人 塔塔钢铁英国有限公司	<i>G22C 38/22</i> (2006.01)
地址 英国伦敦	<i>G22C 38/24</i> (2006.01)
(72)发明人 托马斯·詹姆斯·泰勒	<i>G22C 38/30</i> (2006.01)
(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	<i>B21D 22/02</i> (2006.01)
代理人 李跃龙	<i>B21D 37/16</i> (2006.01)
	<i>G21D 1/19</i> (2006.01)

(51)Int.Cl.
G22C 38/02(2006.01)
G22C 38/04(2006.01)
G22C 38/06(2006.01)
G22C 38/34(2006.01)

权利要求书2页 说明书11页 附图6页

(54)发明名称

用于热成型钢坯料的方法

(57)摘要

本发明涉及一种将钢坯料热成型成具有增强的机械性能的制品,例如具有改善的延展性和冲击韧性的汽车部件以及通过所述方法获得的热成型制品的方法。

1. 一种将钢坯料热成型成制品的方法,包括以下步骤:

(c) 在热成型工具中将加热的钢坯料成型成制品,同时在时间段 t_3 内将其从温度 T_2 淬火到温度 T_3 ,其中热成型工具对钢坯料施加压力,

(d) 在时间段 t_4 中将热成型工具中的制品从温度 T_3 冷却至温度 T_4 ,其中热成型工具不对钢坯料施加任何压力,

(e) 在时间段 t_5 中将热成型工具中的制品从温度 T_4 淬火到温度 T_5 ,其中热成型工具对钢坯料施加压力。

2. 根据权利要求1的方法,其中 T_4 在200-400℃,优选300-380℃,更优选320-370℃的范围内。

3. 根据权利要求1或2所述的方法,其中时间段 t_4 等于或大于60s,优选在60-180s,更优选100-180s,最优选120-180s的范围内,和/或其中温度 T_3 和 T_4 之间的冷却速率在2-10℃/s,优选2-8℃/s,更优选2-5℃/s的范围内。

4. 根据权利要求1-3中任一项的方法,其中 T_5 在20-200,优选20-100℃的范围内。

5. 根据权利要求1-4中任一项所述的方法,其中时间段 t_5 等于或小于8s,优选等于或小于4s,更优选等于或小于2s,和/或其中温度 T_4 和 T_5 之间的淬火速率等于或大于50℃/s,优选等于或大于100℃/s,更优选等于或大于150℃/s。

6. 根据权利要求1-5中任一项所述的方法,在热成型步骤c)之前,还包括步骤:

(a) 将钢坯料加热至温度 T_1 ,并将加热的坯料在 T_1 保持时间段 t_1 ;

(b) 任选地在时间 t_2 内将加热的坯料转移到成型工具,其间加热的坯料的温度从温度 T_1 降低到温度 T_2 。

7. 根据权利要求6所述的方法,其中 T_1 为至少730℃,优选在850-1150℃,更优选为980-1100℃,最优选为1000-1050℃的范围内,和/或其中时间段 t_1 等于或小于15分钟,优选3-5分钟。

8. 根据权利要求1-7中任一项所述的方法,其中部分或全部预成型所述钢坯料。

9. 根据权利要求1-8中任一项所述的方法,其中所述坯料、预成型坯料或制品提供有锌基涂层或铝硅基的涂层或有机基涂层或设计为在热成型过程中减少氧化和/或脱碳的任何其它涂层。

10. 根据权利要求9所述的方法,其中所述锌基涂层是包含0.5-3.8重量%Al、0.5-3.0重量%Mg、任选至多0.2重量%的一种或多种附加元素、不可避免的杂质、余量的锌的涂层。

11. 根据权利要求1-10中任一项所述的方法,其中所述钢坯料以重量%(wt%)计包含以下元素:

C:0.05-0.50,优选0.15-0.45,更优选0.15-0.35,最优选0.15-0.25;

Mn:0.05-3.00,优选1.00-2.50,更优选1.00-1.50;

Si: \leq 2.0,优选 \leq 1.0,更优选0.25-0.75,最优选0.25-0.50;

Al: \leq 2.0,优选 \leq 1.0,更优选0.25-0.75,最优选0.25-0.50;

P: \leq 0.17,优选 \leq 0.1,更优选0.02-0.07,最优选0.02-0.05;

S: \leq 0.002,优选 \leq 0.001;

B: \leq 0.01,优选0.001-0.005,更优选0.003-0.005;

N: \leq 0.01,优选0.001-0.005,更优选0.001-0.003;

Nb: ≤ 0.1 , 优选0.02-0.04, 更优选0.02-0.03;

Ti: ≤ 0.1 , 优选0.02-0.04, 更优选0.02-0.03;

Cr: ≤ 1.0 , 优选0.2-0.4, 更优选0.2-0.3;

以及选自V、Mo、Co、W和其它微合金稀土元素(REM)的任选一种或多种元素,其总量等于或小于1.0wt%,其余为Fe和不可避免的杂质。

12. 通过根据权利要求1-11中任一项所述的方法所获得的钢制品,其中钢制品具有至少750MPa,优选750-1500,更优选900-1300,最优选900-1150MPa的极限拉伸强度 R_m 。

13. 根据权利要求12所述的钢制品,其中所述钢制品具有在16-35%,更优选25-35,最优选29-35%的范围内的总延伸率,和/或其中 $R_m \times A$ 乘积在20000-30000MPa%,更优选24000-30000MPa%,最优选26000-28000MPa%的范围内。

14. 根据权利要求12或13所述的钢制品,其中所述钢制品的显微组织包含至少5体积%的残留奥氏体。

15. 根据权利要求12-14中任一项所述的钢制品,其中所述钢制品的显微组织以体积分数计(体积%)包含(总计为100):

- 0-75先共析铁素体, 优选最多30, 最优选0,
- 10-30贝氏体铁素体, 优选20-30,
- 5-20奥氏体, 优选10-20,
- 0-75马氏体, 优选25-75, 最优选25-50。

用于热成型钢坯料的方法

技术领域

[0001] 本发明涉及一种将钢坯料热成型成具有增强的机械性能的制品,例如具有改善的延展性和冲击韧性的汽车部件的方法以及通过所述方法获得的热成型制品。

背景技术

[0002] 在开发先进的高强度钢(AHSS)和超高强度钢(UHSS)方面取得的最近进展使得汽车制造商能够提高汽车车身部件的耐撞性,并通过缩减规格(down gauging)来减轻重量。然而,冷成型的AHSS和UHSS仍然受到可成型性的限制,而冷和热成型的AHSS和UHSS仍然受到延展性和冲击韧性的限制。

[0003] 在解决可成型性问题的尝试中,已开发了热成型(也称为热冲压、压淬和模压淬火)。适用于热成型技术和钢组合物的基本原理首次记载在GB1490535中。

[0004] 在使用硼钢组合物的典型热成型方法中,在900-950℃下将坯料进行炉加热和奥氏体化,从炉转移到成型工具,并冲压成所需的部件几何形状。坯料的极限拉伸强度 $R_m < 200\text{MPa}$,且总延伸率 $A > 50\%$ 。最终以 $>30^\circ\text{C/s}$ 的平均冷却速率将成型的坯料模压淬火到100-200℃,并获得均匀的马氏体显微组织,同时它在成型工具中受到约束。最终的马氏体部分通常显示出屈服强度 $R_{p0.2} > 1100\text{MPa}$ 、极限拉伸强度 $R_m > 1500\text{MPa}$ 和总延伸率 $A < 8\%$ 。热冲压的硼钢部件通常包括构成“安全单元”的防侵入结构体部件,例如车顶立柱、车门横杆和保险杠增强件。在成型期间相对柔软和延展性的高温奥氏体显微组织允许缩减规格和减重,同时不影响成型极限,此外与冷成型相比,允许部分固结,进而增加结构强度并提高加工效率,因为减少了接合/焊接。在高于铁素体再结晶温度成型时,在淬火期间释放部件上的几何约束和成型应力的马氏体转变消除了回弹,产生几何精度。与使用冷成型部件相比,在最终部件中得到的超高强度马氏体显微组织允许缩减规格(减重)同时改善抗侵入耐撞性。硼钢在热冲压应用中的优势归因于(淬火)淬透性(归因于硼添加),进而归因于可以由相对低组分(lean)化学组成获得的超高强度的马氏体显微组织。然而,虽然热冲压马氏体硼钢对于抗侵入耐撞性提供优异的机械性能,但是,有限的延展性,进而有限的韧性产生非常差的冲击能量吸收耐撞性。

[0005] 因此,不能以构成“折皱区”的冲击能量吸收结构体部件(例如挡泥板和纵向梁)利用热冲压的硼钢和热冲压工艺的优点。通常由铁素体钢或多相钢例如转变诱发塑性(TRIP)钢冷成型这样的部件。

[0006] 为了满足汽车工业对于较轻但更安全的车辆的要求,对具有这样性能的钢制品存在着持续的需求:改善的机械性能,例如用于冲击能量吸收耐撞性的改善拉伸强度、延展性和冲击韧性,同时显示出优异的可成型性以使缩减规格成为可能,此外同时显示出优异的尺寸精度(最小或无回弹)。

发明内容

[0007] 本发明旨在找到适当的钢组合物和用于将钢坯料热成型成具有超高拉伸强度兼

具高延展性、和进而优异的冲击能量吸收耐撞性的复合成形制品的改善方法,且对于常规热成型硼钢和冷成型的多相钢没有上述缺点。

[0008] 因此,本发明的目的是提供一种用于将钢坯料热成型成制品的方法,以及适用于所述方法的钢组合物,其中与常规的热成型硼钢和冷成型多相钢相比,该制品具有优异的机械性能(用于防侵入耐撞性)、增强的延展性和进而改善的韧性,因而具有改善的冲击能量吸收耐撞性。

[0009] 本发明的另一个目的是提供一种用于将钢坯料热成型成用于冲击能量吸收结构体部件的制品的方法,其与常规的冷成型多相钢相比,显示出最小的回弹或没有回弹,因此显示出改善的尺寸精度。

[0010] 本发明的另一个目的是提供一种将钢坯料热成型成具有良好可涂覆性的制品的方法。

[0011] 本发明的另一个目的是提供一种用于将钢坯料热成型成制品的方法,使缩减规格和减重成为可能,同时改善冲击能量吸收耐撞性。

[0012] 根据本发明,用于将钢坯料热成型成制品的方法包括以下步骤:

[0013] (c) 在成型工具中将加热的钢坯料成型成制品,并在时间段 t_3 内将其从温度 T_2 淬火到 T_3 ,其中成型工具对钢坯料施加压力;

[0014] (d) 在时间段 t_4 内在成型工具中将制品从温度 T_3 冷却至温度 T_4 ,其中成型工具不对钢坯料施加任何压力,

[0015] (e) 在时间段 t_5 内在成型工具中将制品从温度 T_4 淬火到温度 T_5 ,其中成型工具对钢坯料施加压力。

[0016] 发明人已发现,通过上述顺序将加热的坯料成型成制品,可以获得具有增强性能的复合成形制品。特别地,与使用常规热成型硼钢和冷成型多相钢相比,该制品显示出优异的冲击能量吸收耐撞性,进而显示出基于冲击能量吸收耐撞性的缩减规格和减重机会。

[0017] 在普通的热冲压工艺中,简单地将钢坯料成型成期望的几何形状,然后模压淬火到发生到马氏体的“完全”转变的近环境温度。因此,最终部件显示出完全或几乎完全的马氏体显微组织。

[0018] 发明人惊奇地发现,通过从具有独特显微组织的热成型钢去除工具压力,可以在 Ar_1 和 Ms 之间的温度范围内中断模压淬火,并因此获得改善的机械性能的工具压力热成型钢制品。所述制品显示机械性能,例如用于冲击能量吸收耐撞性的增强的拉伸强度、延展性和冲击韧性,同时显示出优异的可成型性以使缩减规格成为可能,而且显示出优异的尺寸精度(最小回弹或无回弹)。在本发明的上下文中,去除工具压力意味着去除/打开热成型工具的冲头,但是热成型制品仍保留在模具中。一旦工具压力已去除,部件就保留在成型工具中,但没有施加工具压力,因此从 Ar_1 和 Ms 之间的温度范围到 $200-400^{\circ}C$ 的冷却速率相对慢。在缓慢空气冷却至 $200-400^{\circ}C$ 的过程中,在显微组织中产生贝氏体铁素体和残留奥氏体。恢复工具压力以继续模压淬火到 $100-200^{\circ}C$,然后从工具中取出该部件。在本发明的上下文中,恢复工具压力意味着在打开冲头和缓慢空气冷却之后,关闭热成型工具的冲头,再次对热成型工具中的热成型制品施加压力。在该过程中,我们获得了大体积分数的残留奥氏体(而不是完全形成马氏体),以在最终部件中提供类似TRIP钢的显微组织。

[0019] 在步骤(c)中,在成型工具中将加热的坯料成型成具有部分或完全均匀的奥氏体

显微组织的所需部件的几何形状,并且同时在施加工具压力下在时间段 t_3 内从温度 T_2 淬火到温度 T_3 。

[0020] 温度 T_3 在钢组合物的化学特定性 A_{r1} 和 M_s 温度范围内。发明人已发现,当 T_3 在 $400-600^{\circ}\text{C}$ 的范围内时,已取得了良好的效果。当 T_3 低于 400°C 时,原子扩散速率较低,因此从贝氏体铁素体到奥氏体的碳分配(partitioning)降低。当 T_3 高于 400°C 时,原子扩散速率更高,并且允许明显程度的从贝氏体铁素体到奥氏体的碳分配,以便在环境温度下稳定奥氏体(从而在最终的显微组织中保留奥氏体)。当 T_3 高于 600°C 时,可发生珠光体形成,而不是贝氏体铁素体和残留奥氏体。当 T_3 在 $400-580^{\circ}\text{C}$ 的范围内时,已获得更好的结果。有利地, T_3 在 $450-550^{\circ}\text{C}$ 的范围内。

[0021] 时间 t_3 由在温度 T_2 和温度 T_3 之间实现的淬火速率决定。本发明人已发现,当 t_3 等于或小于 10s 时和/或在 T_2 和 T_3 之间施加 $50^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上的淬火速率时,已获得了良好的效果。优选地,淬火速率等于或大于 100 ,更优选等于或大于 150 ,最优选等于或大于 $200^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 。低于 $50^{\circ}\text{C}/\text{s}$,奥氏体可在冷却时转变为珠光体和先共析铁素体,从而防止在最终显微组织中形成马氏体、贝氏体和残留奥氏体。冷却速率没有特定的上限。优选地, t_3 等于或小于 8s ,更优选等于或小于 5s ,最优选等于或小于 4s 。有利地, t_3 等于或小于 2s 。

[0022] 通过从在工具压力下约束在成型工具中的加热的坯料到成型工具本身的传导性热传递作用而发生制品在成型工具中的到温度 T_3 的淬火。成型工具可以或不显示集成冷却通道以增强传导性热传递速率。

[0023] 在步骤(d)中,发生制品从温度 T_3 至温度 T_4 的缓慢冷却,而成型部件在时间段 t_4 内停留在成型工具中,但不施加成型工具压力,即打开/移除冲头。在打开/移除冲头的同时和期间,在从温度 T_2 到 T_3 的淬火和成型阶段由成型工具收集的残留热量以及相变潜热能够通过对流热传递在成型部件中流通,从而允许热成型制品的缓慢冷却。仅通过空气冷却进行从 T_3 到 T_4 的缓慢冷却,通过成型工具中的残留热量使冷却速率最小化,且通过对流热传递使相变潜热在成型的部件中流通。因此,在温度 T_3 之后通过实施附加加热装置的强制或附加加热的当前使用是不必要的。在自然空气冷却步骤期间,形成无碳化物的贝氏体铁素体,并保留奥氏体。在本发明的上下文中,自然空气冷却意味着仅通过热成型工作环境的空气冷却热成型的部件。

[0024] 温度 T_4 可高于化学特定性 M_s 温度,在化学特定性 M_s 和 M_f 温度之间或低于钢的化学特定性 M_f 温度。上述三个优选的温度范围决定了在最终淬火中形成的马氏体的体积分数。

[0025] 发明人已发现,当 T_4 在 $200-400^{\circ}\text{C}$ 的范围内时,也获得了良好的结果。缓慢冷却至低于 200°C 可导致奥氏体分解成贝氏体。从高于 200°C 的温度快速淬火确保奥氏体保留在最终的显微组织中。 T_4 没有特定的上限。在实践中,维持 T_4 高于 400°C 将是困难的,因为在我们形成明显体积分数的贝氏体铁素体之前,自然空气冷却会将温度降低到低于 400°C 。优选 T_4 为 $300-380^{\circ}\text{C}$,更优选 $320-370^{\circ}\text{C}$ 。

[0026] 时间 t_4 由成型工具中的剩余热积累和管理决定。在时间 t_4 期间,随着从温度 T_3 缓慢冷却到温度 T_4 发生非等温贝氏体转变,标志为奥氏体转变为贝氏体铁素体,从贝氏体铁素体到剩余奥氏体的碳分配,剩余奥氏体的溶质碳浓度增加和剩余奥氏体在环境温度下稳定化。发明人进一步发现,当 t_4 等于或大于 60s 时,已获得了良好的效果。当 t_4 小于 60s 时,可能将会形成不足的残留奥氏体。如果 t_4 长于 180s ,这也不会是有益的,因为必须施加强制

加热以延迟冷却。 t_4 优选在60-180秒的范围内,优选在100-180秒的范围内,更优选在120-180秒的范围内。本发明人进一步发现,当T3和T4之间的冷却速率在2-10°C/s的范围内时,已取得了良好的效果。优选地,冷却速率在2-8°C/s的范围内。有利地,冷却速率在2-5°C/s的范围内。

[0027] 在步骤(e)中,将成型坯料从温度T4淬火到温度T5,其中在最终淬火到温度T5期间奥氏体可以完全保留,或者显著的体积分数可转变为马氏体。残留奥氏体体积分数没有特定的下限或上限。然而,最终淬火后,在最终部件中优选保留不小于5%,更优选不小于10体积%的奥氏体。如果不存在残留奥氏体,则在碰撞事件期间不会有应力/应变诱发的转变。本发明人已发现,当存在5%或更多的残留奥氏体时,可以在碰撞事件期间实现显著的应力/应变诱发的转变。优选地,热成型部件中的残留奥氏体为至多20体积%。通过从在工具压力下约束在成型工具中的所述板坯到成型工具本身的传导性热传递作用进行淬火。成型工具可以或不显示集成的冷却通道以增强传导性热传递速率。

[0028] 本发明人已发现,当T5在20至200°C的范围内时,获得了良好的结果。当T5高于200°C时,奥氏体可分解成贝氏体,而不是保留在环境温度下。此外,可在高于200°C将任何成型的任何马氏体进行回火,从而降低拉伸强度。有利地,T5在20-100°C的范围内。

[0029] 时间 t_5 由T4和T5之间实现的淬火热速率决定。发明人已发现,当 t_5 等于或小于8s时,已获得了良好的结果。当 t_5 等于或小于4s时,实现了更好的结果。有利地, t_5 等于或小于2s。本发明人已发现,当冷却速率为至少50°C/s时,已实现了良好的结果。当冷却速率为至少100°C/s时,可以实现更好的结果。有利地,冷却速率为至少150°C/s。

[0030] 如上所述的步骤c)至e)的顺序对于所公开的发明是必要的。

[0031] 在用于获得部分或均匀奥氏体显微组织的优选实施方案中,在热成型步骤(c)之前,根据本发明的方法包括以下步骤:

[0032] (a) 将钢坯料加热至温度T1,并将加热的坯料在T1保持时间段 t_1 ;

[0033] (b) 任选地在时间 t_2 内将加热的坯料从加热装置转移到成型工具,其间加热的坯料的温度从温度T1降低到温度T2;

[0034] 在根据本发明的方法中,提供钢带材或片材作为后续步骤的中间体。可以通过标准铸造工艺获得钢带材或片材。

[0035] 将钢带材或片材切割成钢坯料,然后加热到温度T1持续时间段 t_1 。也可以使用预成型的钢坯料。可以部分或全部地将预成型坯料成型成期望的几何形状,优选在环境温度下进行。

[0036] 加热装置可以是电炉或燃气炉、电阻加热装置、红外感应加热装置或任何其它加热装置。

[0037] 温度T1高于钢的化学特定性 A_{c1} 温度以形成铁素体奥氏体显微组织。

[0038] 在更优选的实施方案中,T1高于化学特定性 A_{c3} 温度以产生具有均匀碳分布的完全或几乎完全均匀的奥氏体显微组织。当显微组织是均匀的奥氏体显微组织时,可成型性提高。

[0039] 本发明人已发现,当T1为至少710°C时,已获得了良好的结果。优选地,T1在850-1150的范围内,更优选980-1100°C,最优选1000-1050°C。

[0040] 发明人进一步发现,可以结合温度T1和坯料厚度选择保持时间 t_1 ,以便控制所述

钢的奥氏体晶粒生长和相关的淬硬性。这意味着与较低的坯料厚度相比,为了获得所需(给定的)奥氏体晶粒尺寸,较大的坯料厚度将需要更长的时间 t_1 和/或更高的温度 T_1 。时间 t_1 结束时的奥氏体晶粒尺寸将影响淬硬性,其中较大的奥氏体晶粒尺寸(相应于较小的奥氏体晶界表面积)降低了在冷却时先共析铁素体形成的成核位点的数量,由此提高了淬硬性。然后,淬硬性的程度将影响显微组织演化,即冷却过程中的先共析铁素体的形成。因此 t_1 等于或小于15分钟。在优选实施方案中,发明人已发现,当时间 t_1 等于或小于10分钟时,实现了良好的效果。有利地, t_1 为3-5分钟,以增加工艺的时间和能量效率。

[0041] 在优选的实施方案中,进行步骤(a)中钢坯料到温度 T_1 的加热,而钢坯料留在成型工具中。用与成型工具中的钢坯料接触的电极(从而在成型工具中提供电阻加热)施加这种“压机内加热(in pressheating)”技术。这种适应性表明,从温度 T_1 和时间 t_1 后立即成型和淬火以及从温度 T_1 到温度 T_2 的冷却可能不会实现(即时间(t_2)=0s)。这种适应性允许更高的淬硬性和避免用于较低组分的钢组合物的先共析铁素体形成。因此,可以使用较低组分的化学组成而不形成先共析铁素体。这将提高钢坯料的经济性、可成型性、可焊性和可涂覆性。此外,可以实现较短的时间段 t_1 和较低的温度 T_1 ,从而产生更细的奥氏体晶粒尺寸和从贝氏体铁素体到奥氏体的增加的碳分配速率,而无淬硬性的任何牺牲。更细的显微组织产生改善的韧性,此外提高了工艺效率和经济性。

[0042] 任选地,在时间段 t_2 (步骤(b))中从加热装置将加热的坯料转移到成型工具。在转移期间,可以通过自然空气冷却的作用和/或任何其它可用的冷却方法将坯料从温度 T_1 冷却到温度 T_2 。

[0043] 可以通过自动机器人系统或任何其它转移方法将加热的坯料从加热装置转移到成型工具。

[0044] 温度 T_2 优选高于钢的化学特定性 Ar_1 温度以显示出奥氏体-铁素体显微组织。在更优选的实施方案中, T_2 高于化学特定性 Ar_3 温度以显示均匀的奥氏体显微组织。如上所述,在成型和淬火开始时,完全或几乎完全奥氏体显微组织对于最佳的可成型性是优选的。

[0045] 在优选实施方案中,发明人已发现,延迟的时间 t_2 或低于 Ar_3 的温度 T_2 允许形成先共析铁素体,鉴于最终制品的机械性能和产品性能,这是期望的,从而产生较低的屈服强度、较高的屈服强度与极限拉伸强度之比以及改善的冲击能量吸收耐撞性。

[0046] 发明人进一步发现,当 T_2 高于 Ar_3 温度时,也实现了良好的结果。特别地,该制品具有与完全或几乎完全奥氏体显微组织相关的优异可成型性,使得可以在单次冲程中成型非常复杂的形状。

[0047] 时间 t_2 由传递方法决定。如上所述,压机内电阻加热可以消除时间 t_2 ($t_2=0s$)。从外部加热装置到成型工具的更常规的机器人传递系统通常需要12秒。但考虑到腐蚀、工艺效率和淬透性,较短的运输时间是有益的。

[0048] 也可以与 T_1 、 t_1 和 T_2 组合选择时间 t_2 ,以便控制在成型和淬火开始时钢的显微组织的演化。例如,较高的温度 T_1 和/或较长的时间 t_1 将在时间 t_2 期间产生较大的奥氏体晶粒生长并延迟先共析铁素体的形成。因此,可以使用更短的时间 t_2 用于在时间 t_2 期间形成给定程度的先共析铁素体。此外,如果需要较低温度 T_2 (以允许先共析铁素体形成),则必然需要较长的时间 t_2 以达到温度 T_2 。如上所述,在成型和淬火开始时,完全或几乎完全奥氏体显微组织对于最佳可成型性是优选的。本发明人进一步发现,当 t_2 等于或小于10s时,也获得

了良好的效果。优选地, t_2 等于或小于 8s, 更优选等于或小于 6s。

[0049] 本发明的另一个目的是提供一种适用于本文所述任何一种方法的钢组合物。

[0050] 根据本发明, 钢坯料以重量% (wt%) 计包含以下元素:

[0051] C: 0.05-0.50, 优选 0.15-0.45, 更优选 0.15-0.35, 最优选 0.15-0.25。

[0052] Mn: 0.05-3.00, 优选 1.00-2.50, 更优选 1.00-1.50。

[0053] Si: ≤ 2.0 , 优选 ≤ 1.0 , 更优选 0.25-0.75, 最优选 0.25-0.50。

[0054] Al: ≤ 2.0 , 优选 ≤ 1.0 , 更优选 0.25-0.75, 最优选 0.25-0.50。

[0055] P: ≤ 0.17 , 优选 ≤ 0.1 , 更优选 0.02-0.07, 最优选 0.02-0.05

[0056] S: ≤ 0.002 , 优选 ≤ 0.001 。

[0057] B: ≤ 0.01 , 优选 0.001-0.005, 更优选 0.003-0.005。

[0058] N: ≤ 0.01 , 优选 0.001-0.005, 更优选 0.001-0.003。

[0059] Nb: ≤ 0.1 , 优选 0.02-0.04, 更优选 0.02-0.03。

[0060] Ti: ≤ 0.1 , 优选 0.02-0.04, 更优选 0.02-0.03。

[0061] Cr: ≤ 1.0 , 优选 0.2-0.4, 更优选 0.2-0.3。

[0062] 以及选自 V、Mo、Co、W 和其它微合金稀土元素 (REM) 的任选一种或多种元素, 其总量等于或小于 1.0wt%, 其余为 Fe 和不可避免的杂质。

[0063] 根据优选实施方案, 钢坯料由上述元素组成, 以重量% (wt%) 计。

[0064] 主要构成元素的量的原因如下 (以 wt% 计)。

[0065] C: 0.05-0.50。碳含量至少为 0.05wt% 以提供足够的间隙固溶强化、足够的淬硬性和在环境温度下奥氏体的足够稳定性, 同时保留够低的碳当量用于机电电阻点焊技术。优选的碳含量范围将提供显示出根据本发明的强度-延展性值范围的一系列产品。优选碳含量在 0.15-0.45 的范围内。在更优选的实施方案中, 碳在 0.15-0.35 的范围内。有利地, 碳在 0.15-0.25 的范围内。

[0066] Mn: 0.05-3.00。锰含量为至少 0.05 以提供足够的替位固溶强化、足够的淬硬性和在环境温度下奥氏体的足够稳定性, 同时使铸造期间 Mn 的偏析最小化, 同时保留够低的碳当量用于机电电阻点焊技术。发明人已发现, 锰含量的范围与碳含量的范围结合, 提供了显示出一定强度-延展性值范围的产品。在优选的实施方案中, Mn 含量等于或小于 2.50。有利地, 锰在 1.00-1.50 的范围内。

[0067] 硅、铝和磷含量防止碳化物在碳富集奥氏体中的析出, 从而使剩余奥氏体的 M_s 温度降低到低于环境温度并在环境温度下保留奥氏体成为可能。选择硅、铝和磷含量以提供碳化物析出延迟、非等温贝氏体转变的动力学、可焊性、可涂覆性、经济性和制造能力和用常规炼钢和片材/带材加工基础设施的最佳平衡。

[0068] Si ≤ 2.0 : 选择硅含量作为主要的碳化物析出延迟剂, 但是限于 2.0 的最大值, 以便使阻碍带材钢的热轧、冷轧和涂覆的表面结合硅酸盐的形成最小化。硅优选等于或小于 1.0。更优选地, 硅在 0.25-0.75 的范围内。在最优选的实施方案中, 硅在 0.25-0.50 的范围内。

[0069] Al ≤ 2.0 : 为了保持可焊性并在炼钢和铸造期间使“水口阻塞”最小化, 将铝限制在 2.0 的最大值。铝含量优选为至少 0.25 以增加非等温贝氏体转变的动力学, 使得在限定的时间 t_4 之后, 可在环境温度下保留相当体积分数的奥氏体。优选地, Al 限制在 1.0 的最大值, 更

优选铝在0.25-0.75重量%的范围内。有利地,铝在0.25-0.50的范围内。

[0070] $P \leq 0.17$:磷含量限制在0.17的最大值,并且存在磷以限制硅和铝含量,同时仍提供令人满意的碳化物析出延迟。在优选的实施方案中,磷在0.02-0.07的范围内。有利地,磷在0.02-0.05的范围内,以便通过汽车标准提供可接受的可焊性。

[0071] $Nb \leq 0.1$:将铌含量限制在0.1的最大值以形成碳化铌析出物,进而提供奥氏体晶粒尺寸细化,这增加了非等温贝氏体转变的动力学。碳化铌也可以提供析出强化。铌优选在0.02-0.04的范围内。有利地,铌在0.02-0.03的范围内。

[0072] $Ti \leq 0.1$:为了结合所有氮含量,将钛含量限制在0.1的最大值,并且以3.42:1的钛:氮比率形成氮化钛析出物,进而使硼含量在固溶体中保持为未结合(为了淬透性),此外,存在钛以使所有残留硫含量结合,并以钛:硫1.5:1的比例形成硫化钛析出物。在所有氮和硫已结合后,残留的“过剩”钛将与碳结合以提供碳化钛析出物,进而提供析出强化。在优选的实施方案中,钛在0.02-0.04的范围内。有利地,钛在0.02-0.03的范围内。

[0073] $Cr \leq 1.0$:将铬含量限制在至多1.0以有助于热加工性和耐腐蚀性。铬优选在0.2-0.4的范围内。有利地,铬在0.2-0.3的范围内。

[0074] $B \leq 0.01$:将硼含量限制在0.01的最大值以提高淬硬性,并且进而在从温度T1到温度T2的冷却期间以及在淬火到温度T3期间避免先共析铁素体的形成。硼优选在0.001-0.005的范围内。有利地,硼在0.003-0.005的范围内。

[0075] $N \leq 0.01$:将氮含量限制在0.01的最大值以防止氮化硼析出并使不希望的TiN形成最小化,其中TiN对机械性能没有益处。N对机械性能没有显著影响。氮优选在0.001-0.005的范围内,更优选在0.001-0.003的范围内。

[0076] $S \leq 0.002$ 。硫是一种杂质,且需要最小化以使有害的非金属夹杂物最小化。因此,将硫含量限制在0.002的最大值,优选0.001的最大值。

[0077] 钢带材组合物可以任选地包含少量的一种或多种合金化元素,例如V、Mo、Co、W或稀土元素。

[0078] 可以以不超过1.00重量%的总量添加V、Mo、Co、W和其它微合金稀土元素以便从这些元素的已知的性能改善效果中受益。

[0079] 在优选实施方案中,钢显微组织组合物是显示出应力/应变诱发转变效应的能力的多相钢,优选TRIP或复相(CP)钢。更具体地,钢是一种适用于热压成型的先进的高强度TBF(TRIP辅助贝氏体铁素体)钢产品,作为用于汽车应用的硼钢替代品。

[0080] 发明人惊奇地发现,将该热成型方法应用于类TRIP钢组合物,导致将应力/应变诱发的转变效应的能力与TRIP钢显微组织演化原理(即不含碳化物的贝氏体铁素体形成和奥氏体保留)组合起来的热成型制品。获得的热成型TRIP钢制品在5至20体积%范围内显示出显著的残留奥氏体体积分数和应力/应变诱发转变的能力。与传统的冷成型TRIP钢相比,在成型过程之后确立了最佳奥氏体体积分数和应力/应变诱发转变能力,因此其存在于制品中,而奥氏体体积分数和应力/应变诱发转变能力在成型过程中没有用完。这使缩减规格和减重成为可能,同时改善冲击能量吸收耐撞性。

[0081] 除了上述之外,与传统的热冲压硼钢相比,本发明的制品显示出显著改善的机械性能,其与冷成型之前的传统TRIP钢相当,并且可以实现冲击能量吸收耐撞性。

[0082] 本发明人进一步发现,通过本发明获得的热成型制品具有至少750MPa的极限拉伸

强度 (R_m) 和/或至少16%的总延伸率和/或至少20000MPa%的 $R_m \times A$ 乘积,并且在最终部件中显示出改善的冲击能量吸收抗耐撞性,进而显示出基于耐撞性的缩减规格和减重的潜力。优选地, R_m 在750-1500的范围内,更优选在900-1300的范围内,最优选在900-1150MPa的范围内。优选地,总延伸率在16-35%范围内,更优选在25-35%范围内,最优选在29-35%的范围内。优选地, $R_m \times A$ 乘积在20000-30000MPa%的范围内,更优选在24000-30000MPa%的范围内,最优选在26000-28000MPa%的范围内。

[0083] 根据优选实施方案,对钢带材、片材、坯料、预成型坯料或制品提供涂层。向钢带材、片材、坯料或预成型坯料添加涂层可以在热成型工艺之前或在热成型工艺之后进行,并且具有当在高温下暴露于氧化性气氛时使钢的氧化最小化和/或为最终热成型部件提供阴极腐蚀防护的目的。

[0084] 在优选实施例中,钢带材、片材、坯料、预成型坯料或制品涂覆有锌基涂层、铝硅基涂层或有机基涂层。

[0085] 锌基涂层是镀锌或镀锌退火的涂层。虽然可以以各种方式施加涂层,但是优选使用标准的GI涂覆浴来进行热浸镀锌。也可以应用其它Zn涂层。一个实例包括根据W0 2008102009的Zn合金涂层,特别是由0.3-4.0重量%Mg和0.05重量%-6.0重量%Al和任选至多0.2重量%的一种或多种另外的元素以及不可避免的杂质和余量的锌组成的锌合金涂覆层。可以从Pb或Sb、Ti、Ca、Mn、Sn、La、Ce、Cr、Ni、Zr或Bi选择通常以小于0.2重量%的少量添加的附加元素。通常添加Pb、Sn、Bi和Sb以形成锌花。优选地,锌合金中的附加元素的总量为至多0.2%。这些少量的附加元素对于通常的应用中不会以任何显著程度改变该涂层或该浴的性质。优选地,当锌合金涂层中存在一种或多种附加元素时,各自以 ≤ 0.02 重量%的量存在,优选各自以 ≤ 0.01 重量%的量存在。通常仅添加附加元素以防止在浴中与熔融锌合金形成浮渣,或者在涂覆层中形成锌花。

[0086] 根据本发明的制品对涂覆层显示出良好的粘合性,在涂覆后具有良好的表面外观和优异的耐腐蚀性。

[0087] 本发明的另一个目的是提供通过本文所述的任一方法所获得的制品。

[0088] 根据优选实施方案,钢片材或钢带材是热轧或冷轧的钢片材或带材。

[0089] 本发明的另一个目的是提供一种多相显微组织钢,其导致同时改善的强度和延展性。通过提供上述钢组合物并通过施加如上所述的热机械处理方法的仔细控制获得根据本发明的多相显微组织。

[0090] 发明人已发现,钢的最终显微组织包括贝氏体铁素体、(残留)奥氏体、任选的马氏体和/或先共析铁素体。在优选实施方案中,显微组织可以进一步包括先共析铁素体。根据本发明,在成型过程之后确定用于应力/应变诱发转变的能力和优化奥氏体体积分数,因此其存在于制品中。奥氏体体积分数对于在碰撞事件期间对到马氏体的应力/应变诱发转变是优化的,从而产生优化的冲击能量吸收耐撞性。如果以不同于本文公开的任何其他顺序设置所述步骤,则不会实现期望的显微组织演化。

[0091] 在一个优选的实施方案中,最终的显微组织以体积分数(体积%)计包含(总计加到100):

[0092] • 0-75先共析铁素体,优选最多30,最优选0。

[0093] • 10-30贝氏体铁素体,优选20-30。

[0094] • 5-20残留奥氏体,优选10-20。

[0095] • 0-75马氏体,优选25-75,最优选25-50。

[0096] 在更优选的实施方案中,最终显微组织由上述体积分数(体积%)组成。

[0097] 先共析铁素体:0-75。可以存在先共析铁素体。然而,在目的是提高的屈服强度(屈服强度与极限拉伸强度之比)的那些情况下,必须限制先共析铁素体的分数。令人惊讶的是,采用其他显微组织组分(最显著的是残留奥氏体)的适当平衡,仍然可以获得高加工硬化和拉伸延展性。高于这个极限,最终的显微组织不会含有足够的贝氏体铁素体和/或马氏体,因此极限拉伸强度将太低。大份数的先共析铁素体也将导致低的初始屈服强度(低屈服强度与极限拉伸强度之比)。优选地,先共析铁素体以至多30体积%的量存在。有利地,先共析铁素体为0体积%。这提供了马氏体的优化体积分数(用于极限拉伸强度)和残留奥氏体(用于应力/应变诱发的转变效应),并因此提供最大的 $R_m \times A$ 乘积。此外,认为不存在先共析铁素体,进而特征是显示出更相似机械性能的微观组分的显微组织有利于边缘延展性/孔扩张能力(HEC)。

[0098] 贝氏体铁素体:10-30。贝氏体铁素体不仅提供强度,而且其形成也是保留奥氏体的先决条件。超过该上限时,将会存在不足的马氏体,因此极限拉伸强度会过低,而且在规定的热处理中不可能产生大于30体积%的贝氏体铁素体。在硅、铝和/或磷的存在下,贝氏体铁素体的形成驱动到奥氏体相的碳分配,使奥氏体相中的碳富集水平允许在环境温度下形成(亚)稳定相。贝氏体铁素体还具有优于作为强化相的马氏体的优点:其导致应变较少微尺度定位到较软相,因此改善了相对于双相钢的抗断裂性。优选地,贝氏体铁素体在20-30的范围内,以便实现更充分的奥氏体稳定化。

[0099] 马氏体:0-75。可能在热成型过程的最后快速淬火期间形成马氏体。当马氏体体积分数等于或小于75体积%时,获得极限拉伸强度和延展性的优化平衡。完全不存在马氏体对于最大延展性是有利的,其中显微组织由完全先共析铁素体、贝氏体铁素体和/或残留奥氏体构成。通过在贝氏体铁素体/残留奥氏体形成期间奥氏体的充分碳富集,可以实现完全不存在马氏体,使得剩余/残留奥氏体的马氏体开始温度降低到低于环境温度,因此在热成型过程中的最后快速淬火期间,无奥氏体转变为马氏体。马氏体优选为25-75。有利的是,马氏体在25-50的范围内。

[0100] 残留奥氏体:5-20。亚稳的残留奥氏体分数确保了强度和延展性的平衡组合。部分地通过应力/应变诱发的转变效应,残留奥氏体增强延展性,这表现为随着加工硬化指数增加到更高的塑性应变,观察到的均匀延伸率和总延伸率的增加。低于5体积%时,不会实现根据本发明的延展性和/或均匀延伸率的期望水平。由组合物设定上限。优选地,残留奥氏体在10-20的范围内。

[0101] 可以在氢、氮、氩或任何其它惰性气体的受控惰性气氛中进行部分或全部的根据本发明的方法,以防止所述钢的氧化和/或脱碳。

[0102] 优选地通过冲压/压制操作进行根据本发明的将坯料成型成所需部件几何形状,其中成型工具由配合的冲头和模具表示,所述钢在冲头和模具关闭/配合之前定位在配合冲头和模具之间,以便将所述钢冲压/压制成所需的部件几何形状。然而,目前的方法也适用于其它成型方法例如辊成型。

[0103] 除了上述优点之外,通过该热成型方法制造的制品的特征在于超高拉伸强度、复

杂形状、显示出最小或无回弹,并且实现高的屈服强度增加,特别是对于喷漆而言。基于这些优点,可以获得钢制品的优异的冲击性能。

[0104] 就使用本发明的最终产品而言,即显示出残留奥氏体以及应力/应变诱发转变的能力(归因于空气冷却的非等温贝氏体转变)的热冲压部件,可用作汽车车身结构的部件,称为白车身(BiW),用于冲击能量吸收特性。除了汽车BIW应用,本发明的产品还可以用于需要冲击能量吸收特性的其它应用中。

附图说明

[0105] 图1示出了使用根据本发明的热成型方法的规格为1.2mm的TRIP800 CR钢带材的时间-温度周期。

[0106] 图2是图1的时间-温度周期的放大部分,示出了在T1下打开炉和在温度T5下打开成型工具之间的工艺周期。

[0107] 图3是图1的时间-温度周期的放大部分,示出了在温度T4和温度T5下打开成型工具之间的工艺周期。

[0108] 图4a-c示出了根据本发明的热成型TRIP800 CR钢制品的最终热成型制品的扫描电子显微照片。

[0109] Ac1:在加热期间开始形成奥氏体的温度。

[0110] Ac3:在加热期间,铁素体到奥氏体转变结束时的温度。

[0111] Ar3:在冷却期间,奥氏体开始转变成铁素体的温度。

[0112] Ar1:在冷却期间,奥氏体到铁素体+渗碳体转变结束的温度。

[0113] Ms:在冷却期间,奥氏体开始转变成马氏体的温度。

[0114] Mf:在冷却期间,奥氏体到马氏体转变结束的温度。

[0115] 可以通过膨胀测定实验确定上述的临界相变温度。

具体实施方式

[0116] 将参考附图通过以下非限制性实例来阐明本发明。

[0117] 通过常规和已知的方法提供了规格为1.2mm的冷轧的TRIP800钢带材。钢带材以重量%计含有:C:0.186;Mn:1.330;Si:1.670;P:0.008;Al:0.131;N:0.004;Nb:0.001;Ti:0.014;Cr:0.026,余量为Fe和不可避免的杂质。在1006℃(T1)下加热钢带材,在T1保持194.4秒(t1),并在11.3秒(t2)内从炉转移到热成型工具。在转移期间,由于暴露于空气冷却,将钢带材冷却至820℃(T2)。将钢带材放入具有温度T2的热成型工具中,同时在0.2秒(t3)内热冲压并模压淬火至451℃(T3)。在温度T3下,打开热成型工具的冲头,即成型工具不施加压力,并在53.2秒(t4)内缓慢冷却至350℃(T4)。发明人认为,如图3所示,在温度T3的温度升高可归因于热电偶的翻转(upset)和/或相变的潜热(马氏体和/或贝氏体铁素体形成)。在350℃(T4)下,再次关闭成型工具,将热成型的制品在6.8秒(t5)内淬火至100℃(T5)。在温度T5,打开成型工具。图4示出了在350℃下第二次关闭该工具,观察到冷却速率的延迟(冷却曲线中的拐点)。发明人认为,延迟可能是由于热电偶的翻转和/或由于形成马氏体而导致的相变潜热。

[0118] 表1给出了在根据本发明的工艺期间的温度值T1,T2,T3,T4和T5(以℃表示),表2

给出了时间段 t_1, t_2, t_3, t_4 和 t_5 (以秒为表示)。

[0119] 表1

[0120]

T1	T2	T3	T4	T5
1006	820	451	350	100

[0121] 表2

[0122]

t1	t2	t3	t4	t5
194.2	11.3	0.2	53.6	6.8

[0123] 图4a-c示出了使用JEOL JSM 6100扫描电子显微镜获得的扫描电子显微镜 (SEM) 图像。通过标准金相制备程序制备样品, 包括在2%硝酸乙醇溶液中蚀刻。图4a示出了全局显微组织的示意图。图4b和4c示出了在较高放大率下显微组织的更细细节。图4b和4c都示出了先共析铁素体基体和马氏体分散体 (如图中注释)。图4b还示出了被认为是残留奥氏体分散体的部分, 而图4c还示出了被认为是贝氏体铁素体分散体的部分。SEM图像证实了类多相TRIP钢的显微组织。

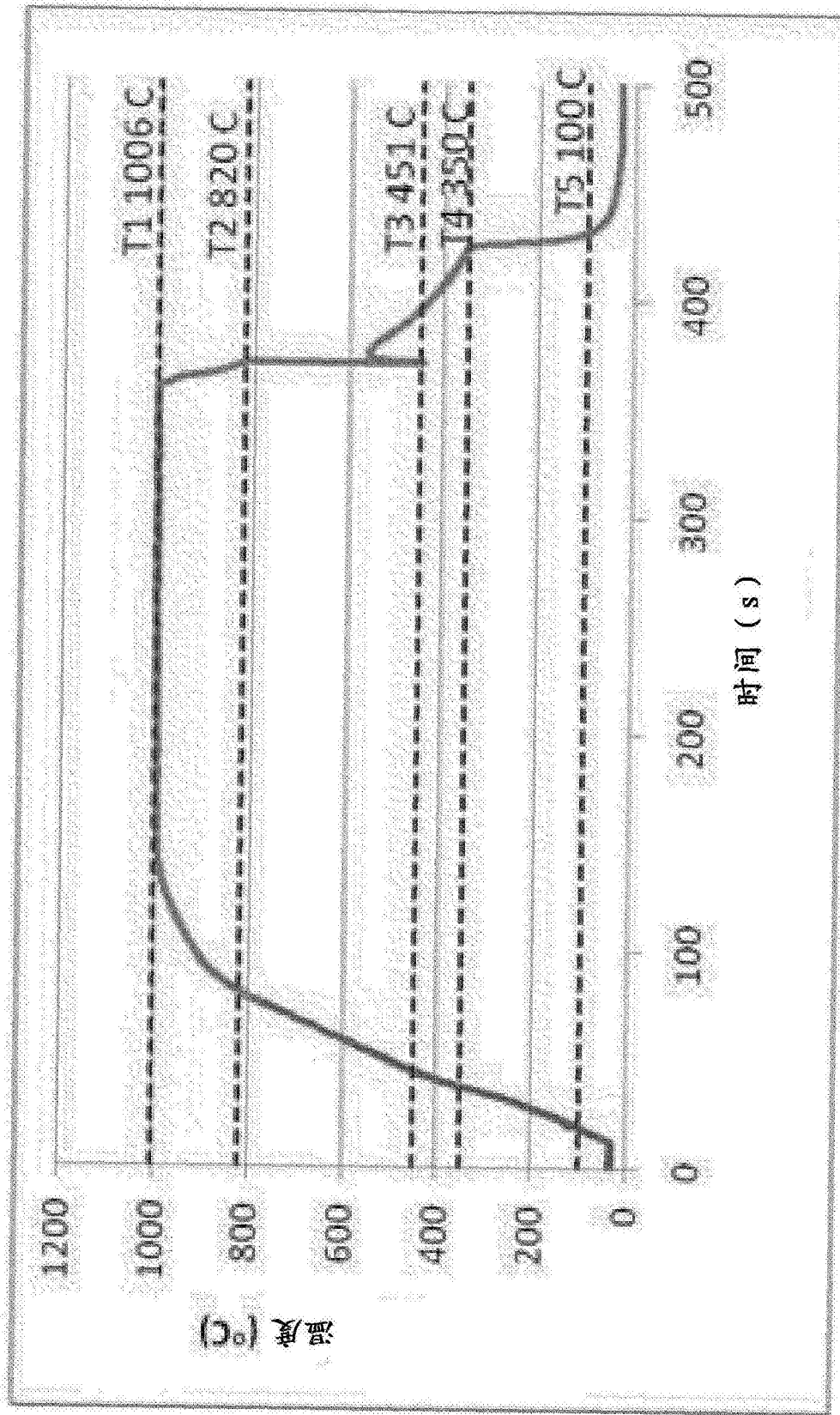


图1

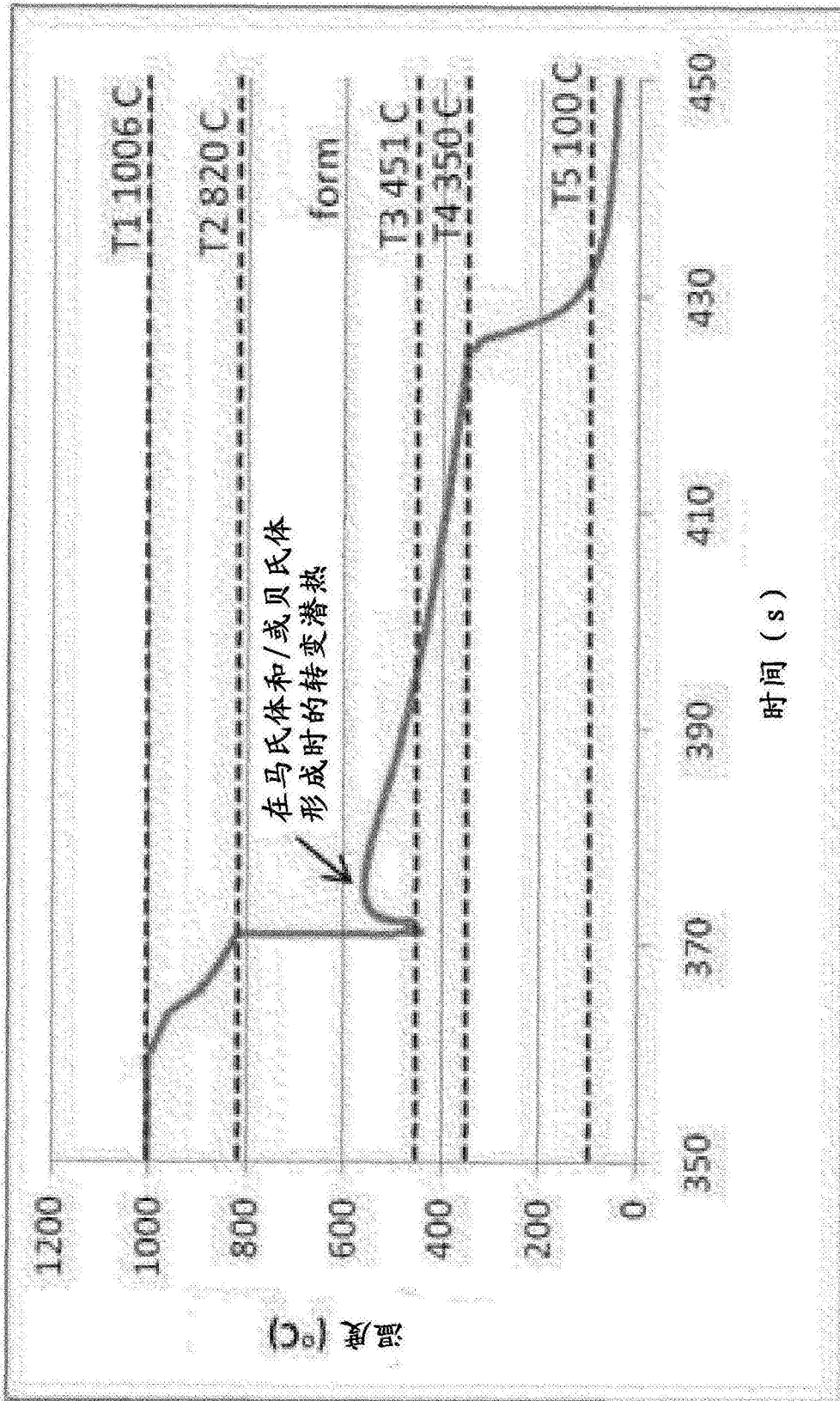


图2

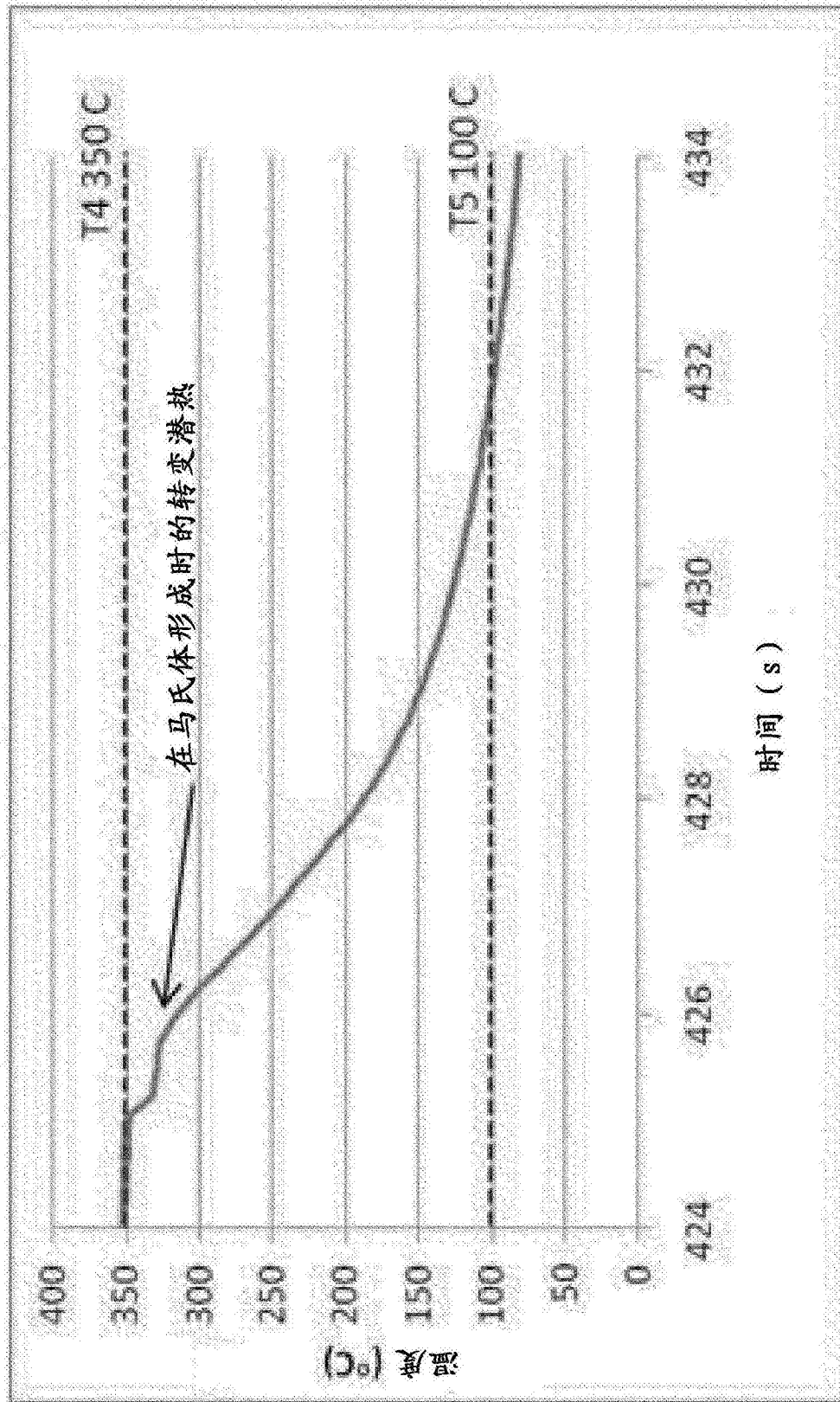


图3

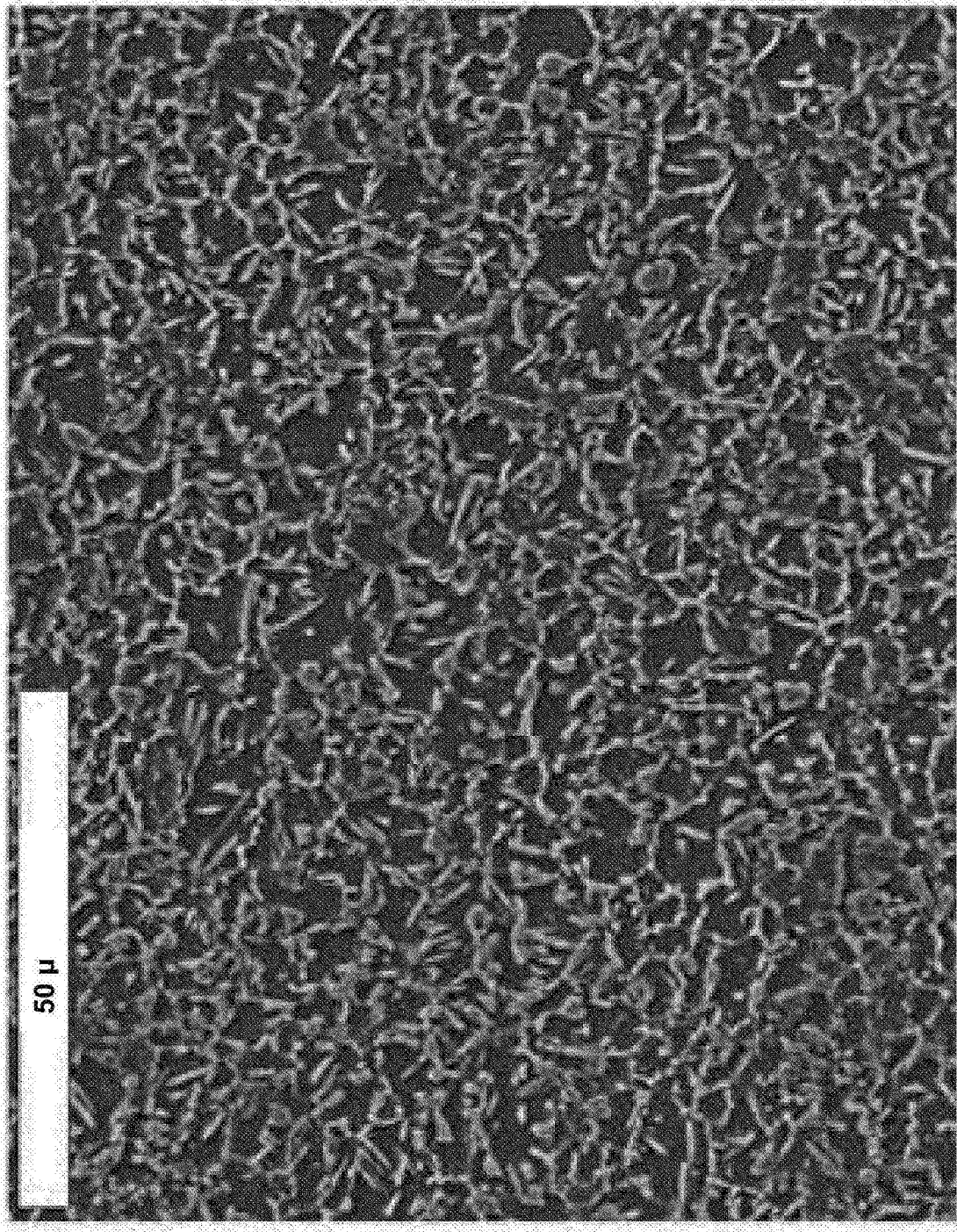


图4a

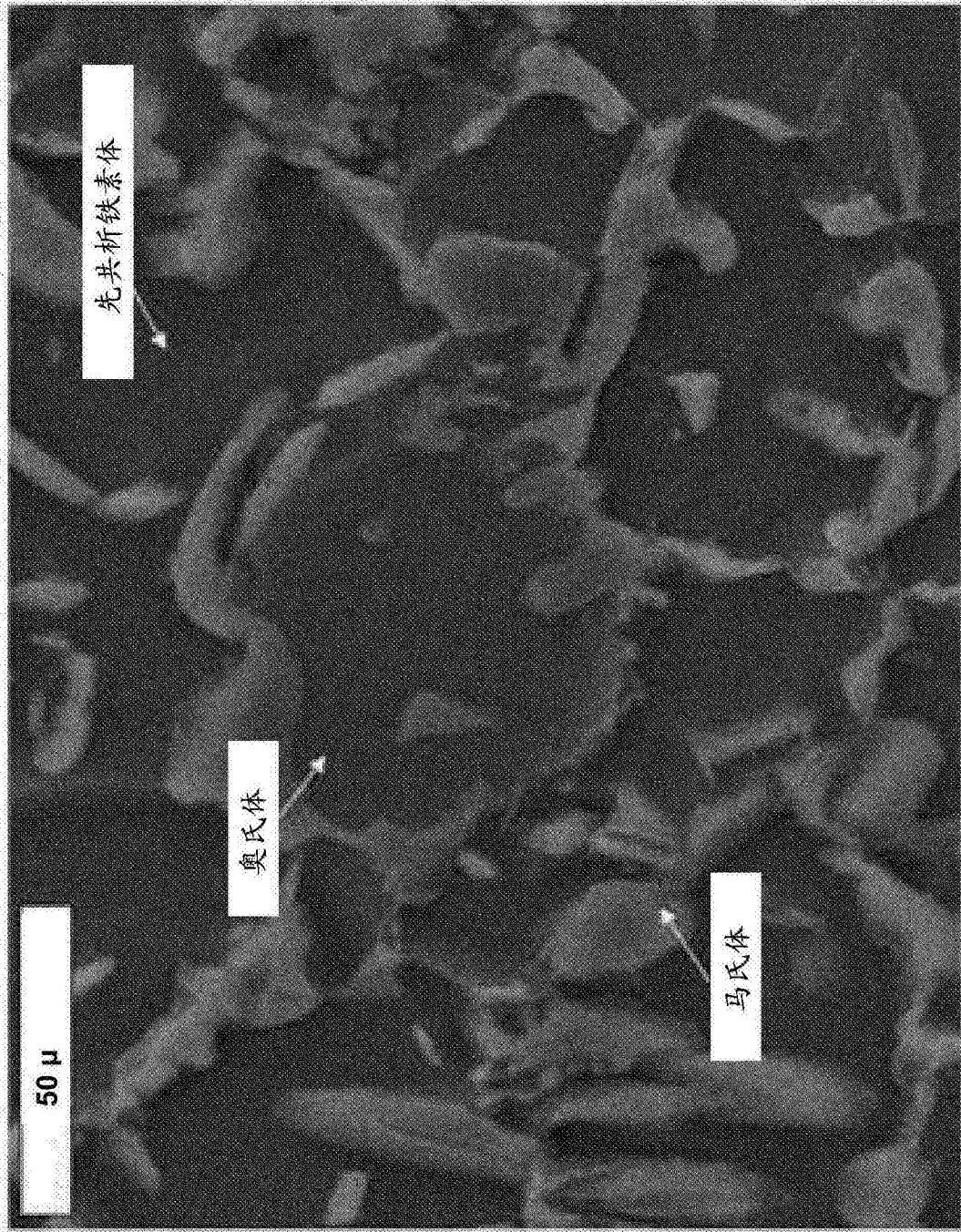


图4b

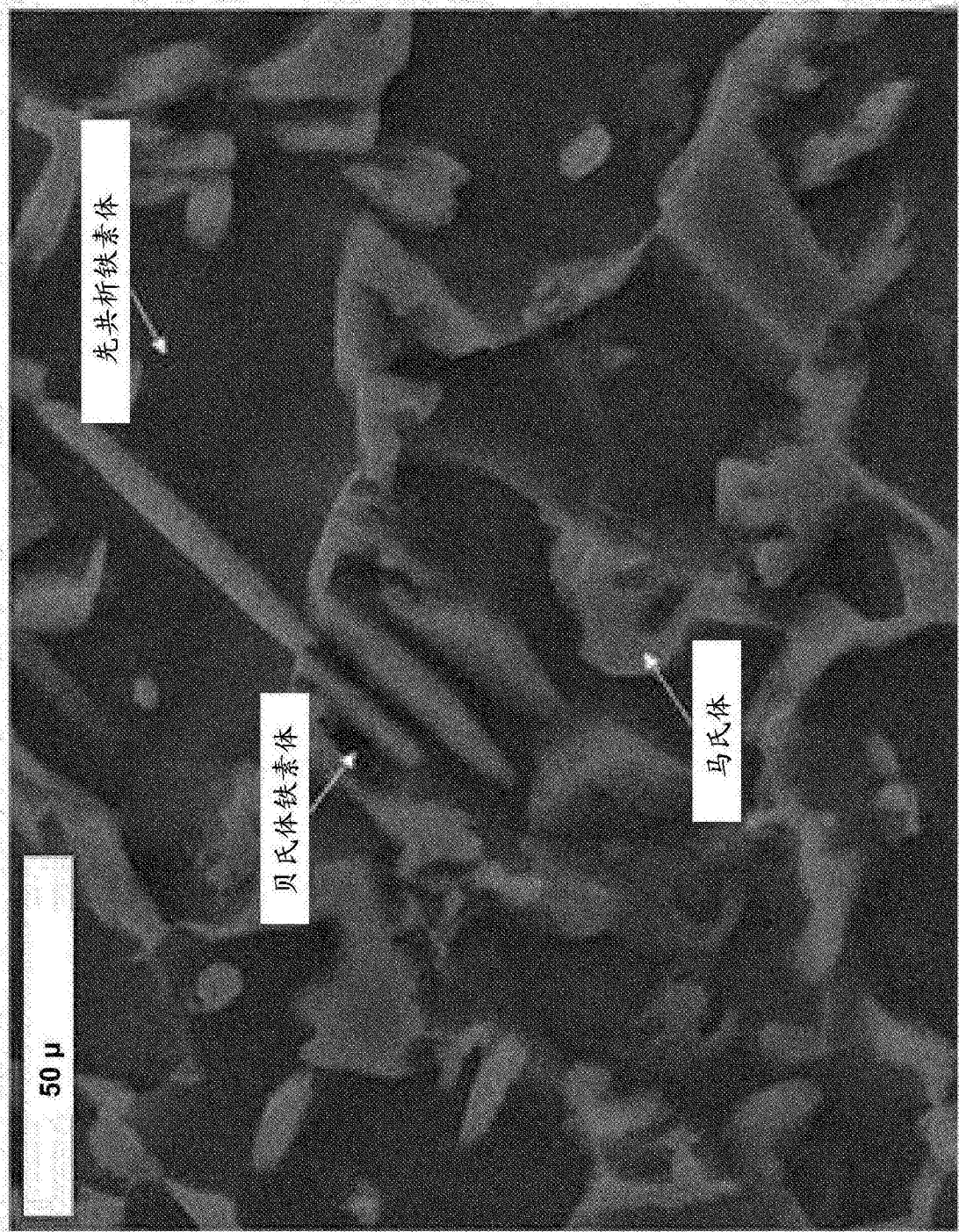


图4c