(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 105143473 A
(43)申请公布日 2015.12.09

(21)申请号 201480016291.1
(22)申请日 2014.03.21
(30)优先权数据
13/848812 2013.03.22 US
(85)PCT国际申请进入国家阶段日
2015.09.16
(86)PCT国际申请的申请数据
PCT/US2014/031398 2014.03.21
(87)PCT国际申请的公布数据
WO2014/153491 EN 2014.09.25
(71)申请人 卡特彼勒公司
地址 美国伊利诺伊州
(72)发明人 K·W·伯里斯 A·塔哈姆坦
R·A·杜尚艾可
(74)专利代理机构 北京市中咨律师事务所 11247
代理人 吴鹏 马江立
(51)Int.Cl.
*C21D 1/02*(2006.01)
*C22C 38/38*(2006.01)
*C22C 38/24*(2006.01)
*C22C 38/06*(2006.01)

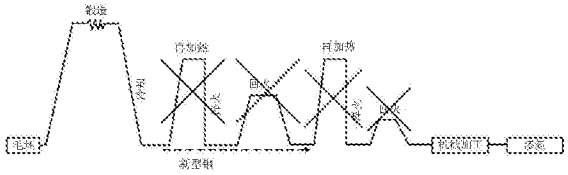
权利要求书1页 说明书7页 附图2页

(54)发明名称

具有增强渗氮特性的贝氏体微合金钢

(57)摘要

公开了锻造的微合金化及氮化钢部件，其具有包括0.20重量%到0.40重量%的C、0.50重量%到1.60重量%的Mn、0.40重量%到1.50重量%的Cr、0.07重量%到0.30重量%的Al、0.03重量%到0.20重量%的V、0.10重量%到0.40重量%的Si以及余量的Fe和附带杂质的组成。可以通过以下项生产所述部件：将不锈钢部件加热至大约1100摄氏度到1260摄氏度的奥氏体化温度，热锻不锈钢部件，且随着不锈钢部件从大约900摄氏度冷却至大约500摄氏度产生大于约50%贝氏体的主要贝氏体显微结构时，在以大约落入每秒1摄氏度至每秒5摄氏度范围内的速率热锻后，受控空气冷却所述不锈钢部件。所述不锈钢部件接着可以被机械加工成所需构造并且通过在含氨大气中加热予以氮化。




CN 105143473 A

1. 一种具有通过渗氮形成的表面氮化层的锻钢部件，所述渗氮在经过热锻和受控空气冷却但不进行热处理之后进行，所述锻钢部件的组成包括：

C :0.20 重量%到 0.40 重量%，

Mn :0.50 重量%到 1.60 重量%，

Cr :0.40 重量%到 1.50 重量%，

Al :0.07 重量%到 0.30 重量%，

V :0.03 重量%到 0.20 重量%，

Si :0.10 重量%到 0.40 重量%，以及

余量的 Fe 和附带杂质。

2. 根据权利要求 1 所述的锻钢部件，其中所述钢部件在热锻之前先被加热到大约 1230 摄氏度 ±30 摄氏度。

3. 根据权利要求 1 所述的锻钢部件，其中在所述受控空气冷却之后，所述锻钢部件的显微结构按体积计大于 50%的贝氏体。

4. 根据权利要求 1 所述的锻钢部件，其中在所述受控空气冷却之后，所述锻钢部件的显微结构是按体积计大于 85%的贝氏体。

5. 根据权利要求 1 所述的锻钢部件，其中所述锻钢部件的至少一个表面在所述受控空气冷却之后具有的洛氏 C 硬度是至少 25。

6. 根据权利要求 1 所述的锻钢部件，其中整个所述锻钢部件的硬度落入大约 25 洛氏 C 硬度到 30 洛氏 C 硬度之间的范围内。

7. 根据权利要求 1 所述的锻钢部件，其中在锻造之后，所述受控空气冷却在大约 900 摄氏度到 500 摄氏度之间以从每秒 1 摄氏度到每秒 5 摄氏度范围内的速率进行。

8. 一种生产锻钢部件的方法，包括：

将钢坯热锻，且接着在所述热锻之后在不进行热处理的情况下进行渗氮，所述钢具有的组成按重量计包括：

C :0.20 重量%到 0.40 重量%，

Mn :0.50 重量%到 1.60 重量%，

Cr :0.40 重量%到 1.50 重量%，

Al :0.07 重量%到 0.30 重量%，

V :0.03 重量%到 0.20 重量%，

Si :0.10 重量%到 0.40 重量%，以及

余量的 Fe 和附带杂质。

9. 根据权利要求 8 所述的方法，还包括在所述热锻之前将所述钢坯加热到大约 1100 摄氏度到 1260 摄氏度的奥氏体化温度。

10. 根据权利要求 9 所述的方法，还包括：

在所述热锻之后空气冷却所述锻钢部件，包括，随着所述锻钢部件在大约 900 摄氏度与 500 摄氏度之间冷却，控制空气冷却速率使其落入每秒大约 1 摄氏度到每秒 5 摄氏度的范围内。

# 具有增强渗氮特性的贝氏体微合金钢

## 技术领域

[0001] 本发明一般涉及贝氏体微合金钢，并且更特别涉及具有增强渗氮特性的贝氏体微合金钢。

## 背景技术

[0002] 诸如轴、联轴器、齿轮、凸轮和链轮之类的动力传动部件常常要经受高压、扭矩负载以及冲击加载。被称为“渗氮”的氮化表面硬化过程通常包括使机械加工的和热处理的部件在大约 510℃ (950 华氏度）到 538℃ (1,000 华氏度）的温度下经受含氮介质（通常是氨气）的作用。渗氮增加了表面硬度、耐磨性以及对某种类型腐蚀和表面应力的抗性，这改进了氮化部件的抗疲劳性。因此，渗氮合金钢物件常常用于齿轮、联轴器、轴和其它需要耐磨损和耐高应力加载的应用。

[0003] 一组已经在热处理之后被渗氮的可硬化合金钢是 AISI/SAE 4100 系列合金钢。特别地，在需要结合高表面硬度和砂心硬度的各种齿轮制造中，已经发现 AISI/SAE 4140H 合金钢是有用的。AISI/SAE 4140H 合金钢具有如下指定的成分：重量百分比占 0.37％到 0.44％的碳；重量百分比占 0.65％到 1.10％的锰；重量百分比占 0.15％到 0.35％的硅；重量百分比占 0.75％到 1.20％的铬；重量百分比占 0.15％到 0.25％的钼；余量的铁和可接受的微量元素。

[0004] 通常，具有上述成分的部件首先被锻造，或由坯料轧制成，并且被调质过，接着被机械加工并渗氮。虽然 AISI/SAE 4140H 合金钢在某些渗氮应用中已经是有用的，但它也具有一些缺点。例如，这种钢含有钼，这是昂贵的合金元素。此外，已经发现具有 AISI/SAE 4140H 成分的物件易于淬火开裂，并且因此通常需要油淬火。仍进一步，AISI/SAE 4140H 的渗氮表面硬度通常被限制到大约洛氏 C 硬度 (HRC)55 或更少。

[0005] 已经公开了用于通过称为气体软氮化过程来进行非硬化部件制造的合金钢成分，其用于生产诸如齿轮以及其它传动部件的低扭曲钢。砂心硬度通过添加合金而不是通过热处理来实现。在由如轧制过的钢条或锻件机械加工之后，由合金钢形成的工件被气体软氮化。气体软氮化（在日本也被称作“软渗氮”）比常规渗氮更快，并且在钢和铸铁上形成极其硬的皮。在气体软氮化时，在包括相等部分的吸热型气体（诸如一氧化碳和氢的还原气体混合物）和氨气的大气下，将部件在 566℃ (1050 华氏度）下处理 2 小时到 6 小时。产生的硬表面包括铁碳氮络合物。然而，产生的表面比由渗氮获得的表面更薄，并且没有获得在由工件的预先渗氮热处理所造成的韧性的增长。此外，添加合金钢以实现比得上调质钢的砂心硬度所增加的成本在经济上是不可取的。

[0006] 在 1989 年 8 月 1 日提交的授予 Calvin Loyd 的美国专利第 4,853,049 号（’049 专利）中描述了经济的穿透硬化渗氮等级合金钢的尝试。’049 专利公开了一种穿透硬化渗氮等级的合金钢，其因已经淘汰昂贵合金（例如钼）而是经济的。在’049 专利中公开的钢实现了期望的特性，包括硬化度，在回火期间对硬度损失的抗性，并且通过使用小的、仔细地控制其量的铝 (Al) 和钒 (V) 而极大地提升了对渗氮的反应。

[0007] 虽然在’049专利中公开的合金钢降低了合金钢的成本，并且提供了上述有益特性，但进一步的改进仍是有可能的。特别地，’049专利描述了在由公开的合金钢生产的产品的初始热锻之后进行多个热处理过程。这些热处理过程包括通过将锻造产品加热到大约870℃(1600华氏度)达大约一个小时的时间段来硬化所述锻造产品，并且接着用水或油淬火以完成铁素体和珠光体显微结构到马氏体的转变。在回火到将碳化物颗粒沉淀并团聚且从而提供改进的韧性之后，制品将视需要被机械加工成所需最终尺寸，并且接着对其进行渗氮。

[0008] 根据本发明的化学和过程生产的贝氏微合金钢解决了上述问题中的一个或多个以及/或者在本领域中的其它问题。

## 发明内容

[0009] 在一个方面，本发明涉及具有通过渗氮形成的表面渗氮层的锻钢部件，所述渗氮在锻造和受控空气冷却而没有热处理之后进行，并且所述锻钢部件具有的组成包括：

[0010] C：0.20重量%到0.40重量%，

[0011] Mn：0.50重量%到1.60重量%，

[0012] Cr：0.40重量%到1.50重量%，

[0013] Al：0.07重量%到0.30重量%，

[0014] V：0.03重量%到0.20重量%，

[0015] Si：0.10重量%到0.40重量%，以及

[0016] 余量的Fe和附带杂质。

[0017] 在另一方面，本发明涉及被制造成具有包括以下化学组成的锻钢部件：

[0018] C：0.20重量%到0.40重量%，

[0019] Mn：0.50重量%到1.60重量%，

[0020] Cr：0.40重量%到1.50重量%，

[0021] Al：0.07重量%到0.30重量%，

[0022] V：0.03重量%到0.20重量%，

[0023] Si：0.10重量%到0.40重量%，以及

[0024] 余量的Fe和附带杂质；且锻钢部件通过以下项步骤制造：热锻、在热锻之后在不进一步进行热处理的情况下受控气体冷却以产生在整个锻钢部件大于50％的贝氏体的主要贝氏体显微结构、机械加工以及渗氮。

[0025] 在另一个方面，本发明涉及一种生产锻钢部件的方法。所述方法可以包括将钢坯热锻，且接着在热锻之后在不进行热处理的情况下进行渗氮，所述钢具有的组成按重量计包括：

[0026] C：0.20重量%到0.40重量%，

[0027] Mn：0.50重量%到1.60重量%，

[0028] Cr：0.40重量%到1.50重量%，

[0029] Al：0.07重量%到0.30重量%，

[0030] V：0.03重量%到0.20重量%，

[0031] Si：0.10重量%到0.40重量%，以及

[0032] 余量的 Fe 和附带杂质。

## 附图说明

[0033] 图 1 是去除典型热处理步骤的示例性公开的过程的示意图；

[0034] 图 2 是用于生产本发明的示例性实施例的显微结构的连续冷却转变 (CCT) 图；和

[0035] 图 3 是描述可以用于用增强的渗氮特性生产示例性微合金钢的示例性公开方法的流程图。

## 具体实施方式

[0036] 公开了微合金化、空气可硬化的具有增强的渗氮特性的主要贝氏体钢。微合金化的贝氏体钢在渗氮来增加表面硬度之前不需要先前认为实现所需硬度、韧性以及强度特性所必需的多种热处理过程的情况下可以经济地产生。如图 1 中所示，在钢部件的热锻后的热处理过程可以包括冷却、重新加热至奥氏体化温度、淬火和回火。常规热锻过程需要这些热处理步骤以便获得所需强度和韧性特性，而同时最终使用不会太难以机械加工的合适的免机械加工部件。如果可以去除这些中间热处理过程中的至少一些，就能够显著地节约成本。用于热处理能力的基本投资，以及用在熔炉和其它设备上的维修费用可以减少。

[0037] 根据本发明的各个执行方案的主要贝氏体显微结构是按体积包括至少 50％的贝氏体显微结构的显微结构。某些实施例按体积可以具有至少 70％的贝氏体显微结构。其它实施例按体积可以具有至少 85％的贝氏体显微结构。贝氏体是一种在大约 250℃到 550℃（取决于合金含量）的温度中形成钢的显微结构。贝氏体是分解产物之一，其会在当奥氏体（居于铁的立方晶体结构中心的面）被冷却超过临界温度 727℃ (1340 华氏度）时形成。贝氏体显微结构可以在外观和硬度特性上类似于回火马氏体。

[0038] 精细的非薄片状结构的贝氏体通常包括渗碳体和富含错位的铁素体。贝氏体中存在的铁素体的高浓度错位使这种铁素体比通常情况下的更硬。如图 2 中的连续冷却转变图所示，转变成贝氏体 (250℃到 550℃ ) 的温度范围介于珠光体的温度和马氏体的温度之间。当在连续冷却期间形成时，形成贝氏体的冷却速度比形成珠光体所需的冷却速度更快速，但是比形成马氏体所需的冷却速度较不快速（在相同成分的钢中）。根据本发明的不同执行方案，具有下面详细讨论的化学性质的微合金钢可以首先被加热到大约 1100℃到 1250℃或更高的奥氏体化温度。接着钢可以被热锻造成所需形状，且从锻造温度控制冷却以实现贝氏体显微结构。对于热锻之后的冷却，可以使用鼓风机进行大气冷却或强迫空气冷却。在各个替代性执行方案中，钢可以被快速冷却至约共析转变温度，且接着缓慢地冷却到大约 900℃到 500℃之间的范围。在另外其它替代性执行方案中，钢在热锻之后可被快速地冷却至大约 500℃到 300℃，并且可以在从大约 500℃到 300℃范围的情况下保持在平衡温度以促进贝氏体转变。

[0039] 可以通过参考连续冷却转变图以得知通过贝氏体转变区的冷却速率的范围，且从而控制到确定的冷却速率范围。连续冷却转变图可以事先已准备，存储在数据库中，或另外被制作成可用于控制冷却过程。当在约 900℃和 500℃之间冷却时，锻造产品可以使用风扇或循环冷却空气的其它构件来进行空气冷却以获得落入约每秒 1℃至每秒 5℃或每分钟 60℃至每分钟 300℃的范围内的冷却速率。虽然大多数合金元素将降低最大速率形成贝氏

体所需的温度，但是碳在此情况下是最有效的。贝氏体通常具有的硬度大于珠光体的典型硬度并且小于马氏体的硬度。在显微结构中的珠光体可以导致韧性降低。选择根据本发明的各个实施例的微合金钢的成分和过程以避免或至少最小化存在的珠光体的量。在商业实践中，虽然可能不可避免地存在少量珠光体（例如，按体积计小于2％），特别是在大区段的中心处，但是应注意最小化珠光体的存在和影响。

[0040] 贝氏体显微结构基本上具有由铁素体和碳化铁组成的双相显微结构。根据在热锻过程期间的奥氏体的成分和在热锻之后的冷却速率，所得贝氏体的形态存在变化。所得显微结构被称为上贝氏体或下贝氏体。上贝氏体可描述为通常被发现于平行链晶中以形成板状区域的铁素体板条的聚集体。与上贝氏体有关的碳化物相沉淀在原奥氏体晶界（内板条区）处，并且根据碳含量，这些碳化物可以在板条边界之间形成几乎完整的碳化物膜。下贝氏体还包括铁素体和碳化物的聚集体。碳化物沉淀在铁素体板的内部。碳化物沉淀标度非常精细并且通常为棒形或叶片形。因此，贝氏体显微结构在最初冷却之后在不进行额外热处理的情况下有利于获得在珠光体钢和马氏体钢的硬度值之间的硬度值。微合金化和锻钢的材料特性可以根据包括于成分中的合金元素的具体类型和数量而在大范围变化。根据本发明的各个实施例包括的合金元素的成分产生具有先前仅能通过包括在再加热至奥氏体化温度的热锻之后的中间热处理步骤、淬火和回火来获得的强度、硬度和韧性特性的钢部件。

[0041] 上述有利的材料特性被发现在较大程度上随着贝氏体显微结构的体积百分比的增加而获得。因此，按体积计70％的贝氏体显微结构的部件可以呈现出比按体积计50％的贝氏体显微结构的部件更大的强度、硬度和韧性特性。此外，按体积计85％或更高的贝氏体显微结构的部件可以呈现出比按体积计70％的贝氏体显微结构的部件更进一步增强了的强度、硬度和韧性特性。如图1中所述，根据本发明的各个执行方案，在最终机械加工和氮化锻造产品之前，可以去除再加热至奥氏体化温度的中间热处理、淬火、回火、第二次再加热、第二次淬火以及第二次回火。还可以选择添加进根据本发明的各个实施例的成分的合金元素以获得整个部件的所需体积百分数的贝氏体显微结构，而无论可能在具有不同厚度的部件的不同节段或部分中经受的不同冷却速率。

[0042] 正如下文更加详细地讨论，根据本发明的各个执行方案，微合金钢成分中的二个关键要素是铝（Al）和钒（V）。Al和V在渗氮过程中改进了合金的渗氮能力。在本发明中执行的受控冷却过程期间为了实现贝氏体显微结构，微合金钢中少量的Al和V通过与少量的（相当于百万分之150份的量级）在固化时融入到钢中的氮（N）反应，有助于钢的强化。V和Al与溶化的N的反应形成精细颗粒或氮化钒（VN）和氮化铝（AlN）的沉淀物，从而有助于强化微合金钢的晶格。由于溶化的N的数量非常小，所以在冷却过程之后剩下未反应的V和Al，并且在渗氮过程期间可以与机械加工后扩散进物体的表面的N结合。

[0043] 可以使用各种不同的渗氮方法。常用的渗氮方法是气体渗氮。

[0044] 替代方法可包括盐浴渗氮和等离子渗氮。在气体渗氮中，供体是一种富氮气体，通常是氨（$NH_3$），这也是为什么有时其被称为氨渗氮。当氨接触到被加热工件时，其分离成氮与氢。接着氮扩散到材料的表面上形成氮化物层。所得氮化物层的厚度和相组成可经过选择并针对所需特定性能最优化所述过程。

[0045] 在本发明的各个执行方案中已经发现，在热锻之后的冷却过程之后剩余的V和Al

增强微合金钢的渗氮特征，从而增强耐磨性并强化机械加工部件。具有 V 和 Al 的贝氏体显微结构在受控空气冷却之后也可以呈现出同热锻之后进行淬火、再加热、再次淬火和回火所获得的相同或相似的硬度和强度特性。根据本发明的受控空气冷却微合金钢不具有因热锻之后的快速淬火产生的马氏体显微结构的体心四方晶体结构。通过在油或水中淬火从热锻温度快速冷却之后的微合金钢可以呈现出马氏体显微结构。马氏体显微结构淬火后可以具有的洛氏 C 硬度 (HRC) 是 50。接着，处理这种马氏体显微结构钢的典型方法可包括重新加热回升至大约 870℃的奥氏体化温度，再次淬火，且接着通过再次再加热到大约 550℃到 590℃而回火，从而使得钢软化到洛氏 C 硬度大约 30。根据本发明的各个执行方案，用于生产主要为贝氏体显微结构的受控气体冷却过程可在完全没有淬火、再加热、淬火和回火等先前所需步骤的情况下产生相同硬度 30 的洛氏 C 硬度。如上所述，主要贝氏体显微结构可含按体积计大于 50％的贝氏体显微结构。根据本发明在空气冷却之后的硬度可落入大约 35 洛氏 C 硬度到 45 洛氏 C 硬度的范围内。

[0046] 根据本发明的各个执行方案的微合金钢可以具有如表 1 中所列的按重量计的化学组成：

[0047]

| 成分 | 浓度（重量%） |
|---|---|
| 碳 | 0.20-0.40 |
| 锰 | 0.50-1.60 |
| 铬 | 0.40-1.50 |
| 铝 | 0.07-0.30 |
| 钒 | 0.03-0.20 |
| 硅 | 0.10-0.40 |
| 铁和其它残余元素 | 余量 |

[0048]

[0049] 表 1：按重量百分比计的微合金钢的成分。

[0050] 碳含助于可达到的硬度等级，以及硬化深度。根据本发明的各个执行方案，量至少是 0.20 重量％以在回火后维持适当的砂心硬度，以及不超过约 0.40 重量％以确保对淬裂的抗性和对渗氮的适当反应。已经发现，如果碳含量大于约 0.34 重量％，那么水淬火会引起复杂形状制品的破裂或变形，并且在此情况下，可能需要较不激烈的淬灭介质，例如油。根据本发明的各个执行方案的微合金贝氏体钢可根据在图 2 的连续冷却转变图上选择冷却曲线进行空气冷却。

[0051] 锰有助于深可硬化性并因此存在于所有的可硬化的合金钢等级中。公开的合金钢含有至少 0.50 重量％的锰以确保合适的砂心硬度并且含有不超过约 1.60％以防止破裂。

除了允许的0.50重量%到1.60重量%的宽范围之外，从1.00%到1.30%的较窄范围的锰有利于保持对热处理反应的均匀性。

[0052] 铬有助于本发明的钢合金的可硬化性，而且还是一种优良的氮化物成型物，从而增强渗氮特性。为了实现这些效果，最少需要0.40%的铬，更有利地至少应当存在0.90%的铬。为了避免脆裂，铬的量应当限制在最多1.50%，且优选地不超过大约1.20%。

[0053] 铝有助于可硬化性，而且是一种良好的氮化物成型物。铝存在的含量应当至少0.07%，且优选地至少为0.10%。如果铝存在的含量少于大约0.07%，那么不仅几乎观察不到可硬化性或氮化物反应的改善，而且其益处也不一致。而且已经发现，当铝的量大于0.30%时，有助于渗氮能力，但表面脆裂也有增加的趋势。因此，期望使铝的上限保持不大于0.30%，且有利地不大于大约0.20%。已经发现，本发明的合金钢中具有的铝在一致性地改进可硬化性的指定范围内。

[0054] 钒也是本发明的合金钢成分中的一种成份，而且其存在的量必须至少为0.03%，以实现表面和砂心硬度的一致性的重大增强。含量大于0.20%的钒并不会明显增强氮化物反应或材料的可硬化性。由于这些原因，钒的限值至少为0.03%，且不大于0.20%；而且有利地从0.05%到0.10%，以实现这种成份的最佳经济用途。

[0055] 已经发现，铝和钒在指定范围内的独特结合非常有助于改进氮化物反应，从而减少所需的渗氮时间，并增加表面硬度和深度。另外，铝和钒在指定范围内的独特组合有助于可硬化性和回火稳定性。

[0056] 除了可能非常少量地存在的非必须或残留量的元素外，合金钢成分的剩余物质基本上为铁。例如，商业上公认的指定量的硅(Si)被用于钢液的脱氧，而且还有助于形成具有改善韧度的无碳化物的贝氏体。为此目的，硅存在的含量可以至少为0.10%。钛(Ti)的提供量还可以在大约0.02%到0.06%之间，以防止锻造前后的晶粒粗化。硫(S)(少量的硫可以有助于促进机械加工)的允许含量不大于大约0.10%，且优选地不大于0.04%，以防止失去延展性。含量高于0.05%的磷(P)会引起脆裂，且优选地其上限不应当超过0.035%。通常被视为附带杂质的其它元素所存在的含量会在商业上公认的容许量之内。

[0057] 具有上述成分的制成品(例如轴、联轴器和齿轮)有利地在将微合金钢加热至大约1100℃到1250℃的奥氏体化温度之后，通过锻造或轧制初步形成为所需形状。接着，成型的制品如上所述被控制冷却，以生成主要贝氏体显微结构，接着加工成所需最终尺寸，且接着被渗氮。

[0058] 图3示出了根据本发明的各个执行方案的可以用于生成主要贝氏体微合金化和氮化钢部件的示例性方法。图3将在下文片段中详细讨论，以进一步说明所公开的概念。

[0059] 工业实用性

[0060] 根据本发明的各个执行方案的钢和制钢方法，可以通过去除热锻之后通常进行的热处理步骤以降低成本。所公开的微合金化、锻造、气体可硬化以及氮化钢部件可以提供与前述热锻和热处理钢部件相似的硬度和强度。在从热锻温度进行受控空气冷却之后，已经添加钒和铝的微合金元素以生成主要贝氏体显微结构，并增强机械加工之后的渗氮热处理过程。

[0061] 如图3中所示，在步骤320中，具有上文表1中所示成分的微合金钢可以被加热至大约1100℃到1260℃的奥氏体化温度。根据本发明的各个执行方案制造的部件的示例性

类型可以包括各种机器的传动齿圈、发动机齿轮、轮毂、轴、和其它传动系统部件。部件的尺寸决定了钢坯的尺寸，钢坯首先根据步骤 320 被加热至奥氏体化温度。

[0062] 在步骤 322 中，加热的坯料可以被热锻成所需构造。热锻之后，步骤 324 可包括以一定冷却速率空气冷却热锻产品，使得在整个热锻部件中形成了主要贝氏体显微结构。如图 2 的连续冷却转变图所示，可以选定冷却速率以避免马氏体显微结构或主要为铁素体和珠光体显微结构的形成。在本发明的各个执行方案中，随着钢从大约 900℃冷却至大约 500℃时，热锻钢可以以落入每秒大约 1℃到 5℃范围的速率冷却。在整个热锻钢部件，主要的贝氏体显微结构可以是具有大于 50％的贝氏体的显微结构，或更有利地是具有大于 70％的贝氏体的显微结构，或还更有利地是具有大于 85％的贝氏体的显微结构。

[0063] 在步骤 326 中，钒 (V) 和铝 (Al) 的微合金元素可以在凝固期间与溶入钢中的氮起反应以形成加强钢显微结构的晶格的精细沉淀物或微粒。氮 (N) 的量通常相当小，并且可以为百万分之 150(ppm) 级别。因此，大部分 V 和 Al 仍然是自由的，以在渗氮过程期间与能够在机械加工之后的随后阶段引入的更多 N 结合。

[0064] 在步骤 328 中，在钢部件已经进行空气冷却之后，它可以使用常规机械加工技术进行机械加工。在机械加工之后，在步骤 330 中，机械加工部件可以使用以下技术来渗氮，所述技术可包括在具有诸如氨 ($NH_3$) 的富氮气体的大气中加热机械加工部件。渗氮是将氮扩散到部件的表面中以产生表面硬化的表面的热处理过程。在一些 V 和 Al 已经在凝固期间与溶入钢中的 N 反应之后，剩余的 V 和 Al 通过与渗氮过程期间提供的 N 反应增强了渗氮过程。

[0065] 熟悉本领域的技术人员将显而易知在不脱离本发明的范围的情况下，可以对公开的微合金钢和将钢形成成品的方法做出各种修改和变更。通过考虑本文公开的说明书和实践，熟悉本领域的技术人员将显而易知替代执行方案。说明书和实例意欲被认为仅仅是示例性的，本发明的真实范围由所附权利要求书及其等效内容指出。

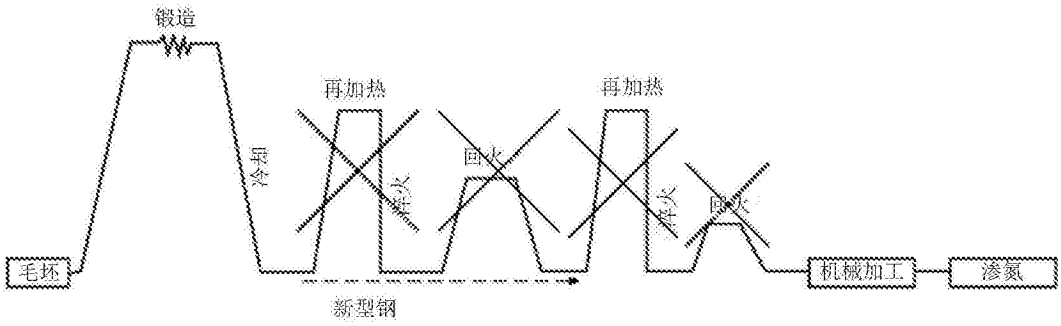

锻造
再加热
再加热
毛坯
新型钢
机械加工
渗氮

图 1

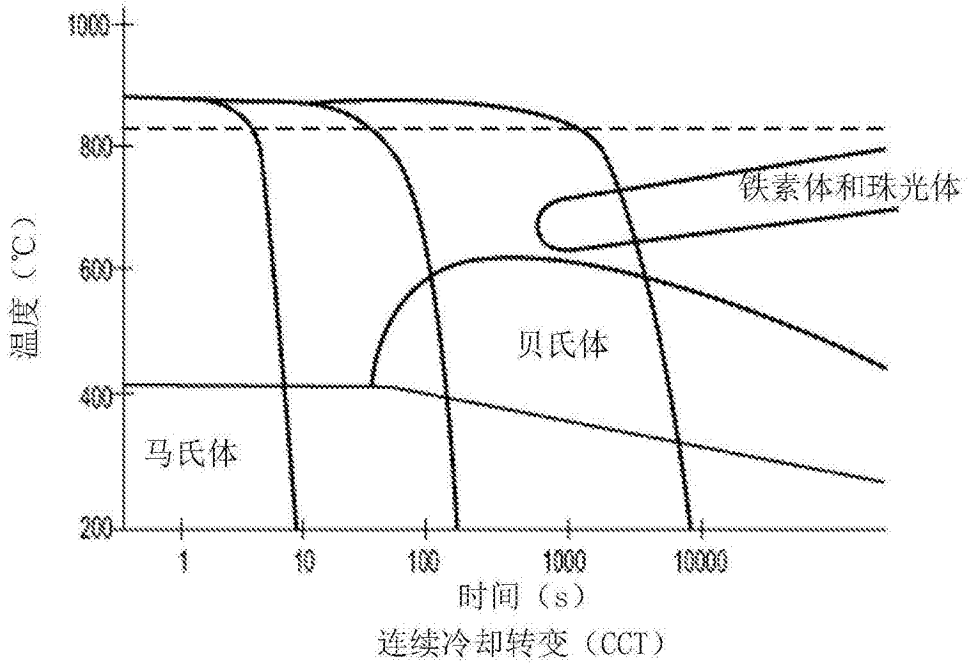

1000
800
600
400
200
温度（℃）
铁素体和珠光体
贝氏体
马氏体
1
10
100
1000
10000
时间（s）
连续冷却转变（CCT）

图 2

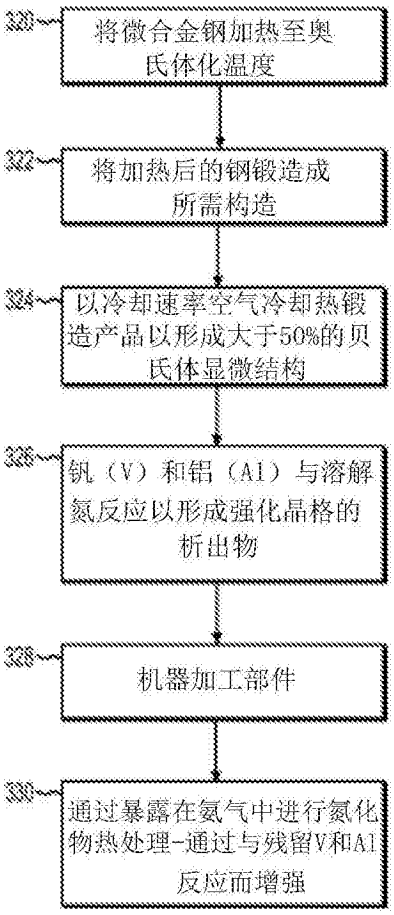

320
将微合金钢加热至奥氏体化温度
322
将加热后的钢锻造成所需构造
324
以冷却速率空气冷却热锻造产品以形成大于50%的贝氏体显微结构
326
钒（V）和铝（Al）与溶解氮反应以形成强化晶格的析出物
328
机器加工部件
330
通过暴露在氨气中进行氮化物热处理-通过与残留V和Al反应而增强

图 3