

[19] 中华人民共和国国家知识产权局

[51] Int. Cl.

C21D 5/00 (2006.01)

C22C 37/04 (2006.01)



[12] 发明专利说明书

专利号 ZL 03823851.9

[45] 授权公告日 2008 年 7 月 2 日

[11] 授权公告号 CN 100398672C

[22] 申请日 2003.8.29 [21] 申请号 03823851.9
[30] 优先权
[32] 2002.9.4 [33] US [31] 60/408,174
[86] 国际申请 PCT/US2003/027198 2003.8.29
[87] 国际公布 WO2004/022792 英 2004.3.18
[85] 进入国家阶段日期 2005.4.6
[73] 专利权人 英特米特公司
地址 美国密执安
[72] 发明人 A·P·德鲁施特兹
D·C·菲茨杰拉德
[56] 参考文献
EP0018445 A 1980.11.12
CN86107204 A 1988.5.4
审查员 彭 敏

[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
代理人 蔡胜有

权利要求书 5 页 说明书 17 页 附图 3 页

[54] 发明名称

等温淬火铸铁件及其制造方法

[57] 摘要

一种可加工等温淬火铸铁件具有改良的强度、可延性、可加工性、疲劳性能以及抗环境开裂性能。一种制造可加工等温淬火铸铁件的方法，包括在 749°C (1380 °F) 至 816°C (1500 °F) 的临界区温度范围将基本上珠光体显微组织奥氏体化。该步骤产生铁素体加奥氏体显微组织。将铁素体加奥氏体显微组织在 3 分钟内淬火到从 302°C (575 °F) 至 399°C (750 °F) 的等温淬火温度范围以防止珠光体的形成。接着，将铁素体加奥氏体显微组织在从 302°C (575 °F) 至 399°C (750 °F) 的等温淬火温度范围内等温淬火，以产生等轴铁素体连续基体伴随奥氏体岛的显微组织。最后，等轴铁素体连续基体伴随奥氏体岛的显微组织随即被冷却到环境温度以生产可加工等温淬火铸铁件。

1、一种从包括碳、硅、镍、铜和钼的，并具有基本上珠光体显微组织的铁组合物制造可加工等温淬火铸铁件的方法，所述方法包括步骤：

在从 749℃至 816℃的临界区温度范围将基本上珠光体的显微组织奥氏体化至少 10 分钟，以产生铁素体加奥氏体显微组织；

以足以防止珠光体形成的速率将铁素体加奥氏体显微组织淬火；

在从 302℃到 399℃的等温淬火温度范围，将铁素体加奥氏体显微组织等温淬火至少 8 分钟，以产生等轴铁素体连续基体伴随奥氏体岛的显微组织；和

将等轴铁素体连续基体并伴随奥氏体岛的显微组织冷却到环境温度，以产生具有改良的强度、可延性、可加工性、疲劳特性以及抗环境开裂性的可加工等温淬火铸铁件，其中，

所述铁组合物按重量百分比包括 3.3-3.9% 的碳，1.90-2.70% 的硅，0.45-2.05% 的镍，0.55-1.05% 的铜，0-0.20% 的钼，余量为铁。

2、如权利要求 1 所述的方法，进一步包括步骤，在奥氏体化之前，铸造铁组合物以产生具有至少 80% 珠光体的基本上珠光体的显微组织。

3、如权利要求 1 所述的方法，其特征在于，将基本上珠光体的显微组织奥氏体化的步骤进一步限定为，在从 749℃至 800℃的临界区温度范围将基本上珠光体显微组织奥氏体化。

4、如权利要求 1 所述的方法，其特征在于，将基本上珠光体的显微组织奥氏体化的步骤进一步限定为，在从 749℃至 787℃的临界区温度范围将基本上珠光体显微组织奥氏体化。

5、如权利要求 1 所述的方法，其特征在于，将基本上珠光体的显微组织奥氏体化的步骤进一步限定为，将基本上珠光体显微组织奥氏体化 10 至 360 分钟。

6、如权利要求 1 所述的方法，其特征在于，将铁素体加奥氏体显

微组织等温淬火的步骤进一步限定为，将铁素体加奥氏体显微组织等温淬火 8 至 1440 分钟。

7、如权利要求 6 述的方法，其特征在于，将铁素体加奥氏体显微组织等温淬火的步骤进一步限定为，将铁素体加奥氏体显微组织等温淬火 60 至 180 分钟。

8、如权利要求 1 所述的方法，其特征在于，将铁素体加奥氏体显微组织淬火的步骤进一步限定为，在 5 至 180 秒内将铁素体加奥氏体显微组织淬火到从 302℃ 至 399℃ 的等温淬火温度范围，以防止珠光体的形成。

9、如权利要求 1 所述的方法，其特征在于，将铁素体加奥氏体显微组织淬火的步骤进一步限定为，在盐浴中将铁素体加奥氏体显微组织淬火到等温淬火温度范围。

10、如权利要求 9 所述的方法，其特征在于，盐浴包括硝酸盐、亚硝酸盐以及其组合的至少其中一种。

11、如权利要求 1 所述的方法，其特征在于，将铁素体加奥氏体显微组织淬火的步骤进一步限定为，在流化床中将铁素体加奥氏体显微组织淬火到等温淬火温度范围。

12、如权利要求 1 所述的方法，其特征在于，将等轴铁素体连续基体并伴随奥氏体岛的显微组织冷却到环境温度的步骤进一步限定为，在空气、油和水至少其中之一中将等轴铁素体连续基体并伴随奥氏体岛的显微组织冷却到环境温度。

13、如权利要求 1 所述的方法，其特征在于，可加工等温淬火铸铁件是曲轴构件。

14、如权利要求 1 所述的方法，其特征在于，可加工等温淬火铸铁件是底盘构件。

15、一种将包括碳、硅、镍、铜和钼的铁组合物制成可加工等温淬火铸铁件的方法，所述方法包括步骤：

在高于 1204℃ 的温度铸造铁组合物；

将铁组合物冷却到 538℃ 至 727℃ 的温度；

将铁组合物保持在 538℃至 727℃温度至少 8 秒,以产生基本上珠光体显微组织;

将铁组合物冷却到环境温度;

将基本上珠光体显微组织在从 749℃至 816℃的临界区温度范围奥氏体化至少 10 分钟,以产生铁素体加奥氏体显微组织;

以足以防止珠光体形成的速率将铁素体加奥氏体显微组织淬火;

在从 302℃到 399℃的等温淬火温度范围将铁素体加奥氏体显微组织等温淬火至少 8 分钟,以产生等轴铁素体连续基体伴随奥氏体岛的显微组织;和

将等轴铁素体连续基体并伴随奥氏体岛的显微组织冷却到环境温度,以产生具有改良的强度、可加工性、疲劳特性以及抗环境开裂性的可加工等温淬火铸铁件,其中,

所述铁组合物按重量百分比包括 3.3-3.9%的碳,1.90-2.70%的硅,0.45-2.05%的镍,0.55-1.05%的铜,0-0.20%的钼,余量为铁。

16、如权利要求 15 所述的方法,其特征在于,将基本上珠光体显微组织奥氏体化的步骤进一步限定为,在从 749℃至 800℃的临界区温度范围将具有至少 80%珠光体的基本上珠光体显微组织奥氏体化。

17、如权利要求 15 所述的方法,其特征在于,将基本上珠光体显微组织奥氏体化的步骤进一步限定为,在从 749℃至 787℃的临界区温度范围将具有至少 80%珠光体的基本上珠光体显微组织奥氏体化。

18、如权利要求 15 所述的方法,其特征在于,将基本上珠光体显微组织奥氏体化的步骤进一步限定为,将基本上珠光体显微组织奥氏体化 10 至 360 分钟。

19、如权利要求 15 所述的方法,其特征在于,将铁素体加奥氏体显微组织等温淬火的步骤进一步限定为,将铁素体加奥氏体显微组织等温淬火 8 至 1440 分钟。

20、如权利要求 19 所述的方法,其特征在于,将铁素体加奥氏体显微组织等温淬火的步骤进一步限定为,将铁素体加奥氏体显微组织等温淬火 60 至 180 分钟。

21、如权利要求 15 所述的方法，其特征在于，将铁素体加奥氏体显微组织淬火的步骤进一步限定为，在 5 至 180 秒内将铁素体加奥氏体显微组织淬火到从 302℃至 399℃的等温淬火温度范围，以防止珠光体的形成。

22、如权利要求 15 所述的方法，其特征在于，将铁素体加奥氏体显微组织淬火的步骤进一步限定为，在盐浴中将铁素体加奥氏体显微组织淬火到等温淬火温度范围。

23、如权利要求 22 所述的方法，其特征在于，盐浴包括硝酸盐、亚硝酸盐以及其组合的至少其中一种。

24、如权利要求 15 所述的方法，其特征在于，将铁素体加奥氏体显微组织淬火的步骤进一步限定为，在流化床中将铁素体加奥氏体显微组织淬火到等温淬火温度范围。

25、如权利要求 15 所述的方法，其特征在于，将等轴铁素体连续基体并伴随奥氏体岛的显微组织冷却到环境温度的步骤进一步限定为，在空气、油和水至少其中之一中将等轴铁素体连续基体并伴随奥氏体岛的显微组织冷却到环境温度。

26、如权利要求 15 所述的方法，其特征在于，可加工等温淬火铸铁件是曲轴构件。

27、如权利要求 15 所述的方法，其特征在于，可加工等温淬火铸铁件是底盘构件。

28、一种可加工等温淬火铸铁件，所述铸件由下列步骤制成：

将具有基本上珠光体显微组织的铁组合物在从 749℃至 816℃的临界区温度范围奥氏体化至少 10 分钟，以产生铁素体加奥氏体显微组织；

以足以防止珠光体形成的速率将铁素体加奥氏体显微组织淬火；

在从 302℃到 399℃的等温淬火温度范围，将所述铁素体加奥氏体显微组织等温淬火至少 8 分钟，以产生等轴铁素体连续基体伴随奥氏体岛的显微组织；和

将所述等轴铁素体连续基体并伴随奥氏体岛的所述显微组织冷却

到环境温度，以产生所述具有改良的强度、可延性、可加工性、疲劳特性以及抗环境开裂性的可加工等温淬火铸铁件，其中，

所述铁组合物按重量百分比包括 3.3-3.9% 的碳，1.90-2.70% 的硅，0.45-2.05% 的镍，0.55-1.05% 的铜，0-0.20% 的钼，余量为铁。

29、如权利要求 28 所述可加工等温淬火铸铁件，其特征在于，所述基本上珠光体显微组织包括至少 80% 珠光体。

30、如权利要求 28 所述可加工等温淬火铸铁件，其特征在于，所述工件具有在 180 至 340BHN 之间的布氏硬度。

31、如权利要求 30 所述可加工等温淬火铸铁件，其特征在于，所述工件具有在 50000 至 125000psi 之间的屈服强度。

32、如权利要求 31 所述可加工等温淬火铸铁件，其特征在于，所述工件具有在 70000 至 170000psi 之间的极限抗拉强度。

33、如权利要求 32 所述可加工等温淬火铸铁件，其特征在于，所述工件具有在 14% 至 22% 之间的伸长率。

34、一种可加工等温淬火铸铁组合物，所述组合物按重量百分比包括 3.3-3.9% 的碳，1.90-2.70% 的硅，0.45-2.05% 的镍，0.55-1.05% 的铜，0-0.20% 的钼，余量为铁，所述组合物的特征在于，具有等轴铁素体连续基体并伴随奥氏体岛的显微组织，给所述组合物提供了改良的强度、可加工性、可延性、疲劳特性以及抗环境开裂性能。

35、如权利要求 34 所述可加工等温淬火铸铁组合物，包括重量百分比为 3.7% 的碳，2.5% 的硅，1.85% 的镍，0.85% 的铜，0.05% 的钼，余量为铁。

等温淬火铸铁件及其制造方法

技术领域

本发明一般地涉及一种具有改良的可加工性、疲劳性能和抗环境开裂的可加工等温淬火铸铁件以及生产这种可加工等温淬火铸铁件的方法以及可加工等温淬火铸铁组合物。尤其是，本发明涉及一种具有等轴铁素体连续基体并伴随奥氏体岛的显微组织的可加工等温淬火铸铁件，其显示出改良的强度、可延性、可加工性、疲劳性能以及抗环境开裂性能。

背景技术

常规延性铁（RDI）件和常规等温淬火延性铁（ADI）件以及制造这些工件的方法都是本领域所公知的。RDI 工件被广泛地用于机动车应用中，而 ADI 工件被应用于有限的车辆应用中，包括曲轴和底盘构件。RDI 工件通常由没有对延性铁组合物进行铸造后热处理工艺的延性铁组合物铸造而成。延性铁组合物可以改变其各个成分的百分比，但是必须包括铁和足够的合金元素，以在常规延性铁件的铁素体和珠光体的基体中形成结构良好的石墨节的显微组织。

要求强度和韧度的良好组合性能的典型 RDI 工件具有铁素体和珠光体的显微组织，而不是基本上珠光体显微组织。当没有对延性铁组合物进行铸造后热处理工艺而对延性铁组合物铸造时，相对于基本上珠光体显微组织，铁素体和珠光体显微组织具有优越的物理性能。可选的是，RDI 工件可以通过正火或调质进行热处理。然而，典型的延性铁组合物并不对本发明的热处理工艺产生反应，在快速冷却期间形成了不必要的珠光体。因此，典型延性铁组合物不适于本发明的热处理工艺。

通过将延性铁组合物送入铸造后热处理工艺制造 ADI 工件。在热处理前的延性铁组合物的显微组织并不重要且可忽略，其重点在于用于生产 ADI 工件的热处理工艺本身。通常通过奥氏体化以及随后的等温淬火生产 ADI 工件。

生产 ADI 工件的另一种方法是分步奥氏体化，该方法在 Gundlach 的《改进奥氏体延性铁的性能》中公开（DIS 出版物），但是仍然只是试验方法，还没有被应用并进行生产优化。分步奥氏体化是这样一种工艺，延性铁组合物被加热并保持在初始奥氏体化温度。通过将延性铁组合物顺序地淬火到较低温度，并在每一温度保持较短时间来进行分步奥氏体化。通过将延性铁组合物淬火以生产 ADI 工件结束该工艺。通过分步奥氏体化生产的 ADI 工件通常具有奥氏铁素体（ausferritic）显微组织。该奥氏铁素体显微组织通常比常规延性铁件具有较高的强度，但是也比常规延性铁件具有较低的可延性和较低的可加工性。

在奥氏体化后接着进行等温淬火，即首先在一奥氏体化温度，通常在从 843℃ (1550°F) 至 899℃ (1650°F) 的范围内奥氏体化铁素体和珠光体显微组织，尽管已有低至 788℃ (1450°F) 的奥氏体化温度的记载，该温度可能在临界区温度范围内。然后延性铁组合物在显著更低的温度被等温淬火，通常在 177℃ (350°F) 至 385℃ (725°F) 之间，以生产常规等温淬火延性铁件。改变奥氏体化和等温淬火温度以在常规等温淬火延性铁件中获得要求的物理性能。所得的常规等温淬火延性铁件具有奥氏铁素体显微组织，即针状铁素体加奥氏体。在奥氏体化和等温淬火加工温度的时间也很重要。对于具有铁素体和珠光体初始显微组织的工件，碳必须从遍布延性铁组合物的石墨节中弥散到奥氏体基体中，以在淬火到等温淬火温度前形成高碳奥氏体。结果，奥氏体化时间通常是 90 分钟以获得高碳奥氏体产品。

在较低温度奥氏体化的 ADI 工件比在较高温度奥氏体化的 ADI 工件表现出较好的可加工性。然而，在较低温度下奥氏体化产生的针状铁素体加奥氏体显微组织（奥氏铁素体）在使用 ADI 工件的许多应用

中不具有足够的强度。

Muhlberger 的西班牙专利 No. ES8104423 公开了一种生产另一种等温淬火延性铁件的方法，该等温淬火延性铁件具有奥氏体混合贝氏体和球状石墨的显微组织。通过热处理表 1 中所示的延性铁组合物可生产该 Muhlberger 等温淬火延性铁 (ADI) 件。

表 1

元素	重量 %
碳	2.5-3.7
硅	2.0-3.0
锰	>0 - <0.3
铜	0.1-1.5
钼	0.2-0.8
镍	0-3.0
铁	其余

这样进行热处理，即在从 800℃ (1472°F) 至 860℃ (1580°F) 的温度范围保持 10 至 60 分钟对延性铁组合物奥氏体化。然后将延性铁组合物小于 2 分钟的时间淬火到在 350℃ (662°F) 至 400℃ (752°F) 之间的温度范围。将延性铁组合物在 350℃ (662°F) 至 400℃ (752°F) 的温度范围保持 5 到 60 分钟，以生产具有奥氏体混合贝氏体和球状石墨的显微组织的 Muhlberger ADI 工件，即常规等温淬火延性铁结构。Muhlberger ADI 件对于本发明的应用是不够的。钼成分过高，导致在铁工件中具有过高的布氏硬度，并且组合物需要锰。此外，等温淬火延性复合肥物的所得显微组织是奥氏体混合贝氏体与球状石墨，并且由于该方法在奥氏体化前不是以基本上珠光体显微组织开始的，故而不具有等轴铁素体伴随奥氏体岛。另外，化学性质和奥氏体化温度的结合不适于本发明。参考图 5，Muhlberger ADI 表现出在屈服强度和硬度之间的不同关系。因此，Muhlberger ADI 具有不足以应用于本发明的物理性能。

RDI 工件和 ADI 工件具有适于许多应用的物理性能，然而，RDI 工

件和 ADI 工件通常不适于同样的应用。参考图 1, RDI 工件比 ADI 工件具有通过伸长率测量的较高的可延性。然而, 在同样的强度水平, ADI 工件比 RDI 工件具有更高的可延性。也示出了正火延性铁 (正火 DI) 工件和调质延性铁 (调质 DI) 铸件的特性。RDI 铸件、正火 DI 铸件以及调质 DI 铸件非常广泛地使用在需要大量机械加工的应用中。即使通过调整生产工艺和延性铁组合物的化学成分可以控制铸件的物理性质, 但是 RDI 铸件、正火 DI 铸件以及调质 DI 铸件也不具有足够的极限抗拉强度和屈服强度以满足许多应用的需求。

另一方面, 如图 5 所示, ADI 工件具有足够的强度应用于由于 RDI 铸件缺乏足够的强度而不能使用的许多应用中。然而, ADI 工件可加工性比 RDI 铸件显著较差。ADI 工件也表现出不充分的开裂容限和不充分的抗环境开裂性能, 即, 当遭受应变和各种类型的流体例如水、油和燃料的组合的情况下抗开裂的能力。结果, ADI 工件在疲劳寿命测试中显示出不充分的性能, 使 ADI 工件不适于应用于使铸件遭受负载与不负载的循环的情况。此外, 现有技术的 ADI 工件获得了最低的 268BHN 布氏硬度 (BHN)。因此, 现有技术 ADI 工件也不适于需要大量加工用途。

因而, 存在这种可能, 即一种具有现有技术所不能获得的、独特的改良的强度、可延性、可加工性、疲劳性能以及抗环境开裂的综合性能的可加工等温淬火铸铁 (MADI) 件和生产这种 MADI 工件的方法。

发明内容

本发明提供了一种可加工等温淬火铸铁件, 一种可加工等温淬火铸铁组合物以及一种制造这种可加工等温淬火铸铁件的方法。该可加工等温淬火铸铁件由具有基本上珠光体显微组织的铁组合物制成。基本上珠光体显微组织包括碳、硅、镍、铜和钼。

制造可加工等温淬火铸铁件的方法包括在 749℃ (1380°F) 至 816℃ (1500°F) 的临界区 (intercritical) 温度范围将基本上珠光体显微组织奥氏体化至少 10 分钟。该步骤产生铁素体加奥氏体显微组织。在奥

氏体化之前, 具有基本上珠光体显微组织允许改进的完成奥氏体化的时间, 而其它显微组织不可能实现。该方法这样进行, 即在足以防止珠光体的形成的速率下将铁素体加奥氏体显微组织淬火。接着, 将铁素体加奥氏体显微组织在从 302℃ (575°F) 至 399℃ (750°F) 的等温淬火温度范围内等温淬火至少 8 分钟, 以产生等轴铁素体连续基体伴随奥氏体岛的显微组织。等轴铁素体连续基体伴随奥氏体岛的显微组织随即被冷却到环境温度以生产可加工等温淬火铸铁件。

本发明的可加工等温淬火铸铁件具有改良的强度、可延性、可加工性、疲劳性能以及抗环境开裂性能。改良的强度和可加工性使可加工等温淬火铸铁件适于用在曲轴和底盘构件上, 当前这些构件通常需要为了可加工性牺牲强度或为了强度牺牲可加工性。改良的强度还提供了对可加工等温淬火铸铁件重量的改进, 从而降低了成本。此外, 本发明的方法可降低制造铁工件所需要的时间从而也可降低成本。

附图说明

参考附图以及下面的详细说明, 将会更好的理解本发明的其它优点, 其中:

图 1 是说明关于现有技术的延性铁件(正火 DI, 调质 DI 以及 RDI), 常规奥氏体延性铁 (ADI) 件, 以及根据本发明的方法制造的可加工等温淬火铸铁 (MADI) 件的极限抗拉强度 (单位: psi) 与伸长率 (%) 之间的关系图表;

图 2 是说明了在不同温度下等温淬火的可加工等温淬火铸铁件的布氏硬度 (单位: BHN) 和临界区温度 (单位: 华氏温度) 之间的关系图表;

图 3 是可加工等温淬火铸铁件的一个具体实施例的正视图, 其中可加工等温淬火铸铁件是下控制臂;

图 4 是可加工等温淬火铸铁件另一个具体实施例的正视图, 其中可加工等温淬火铸铁件是扭力杆调节器; 和

图 5 是说明了可加工等温淬火铸铁件 (MADI), 现有技术常规延

性铁（RDI）件，以及现有技术的常规奥氏体延性铁（ADI）件的布氏硬度和屈服强度之间的关系图表。

具体实施方式

本发明提供了一种可加工等温淬火铸铁件和从铁组合物制造这种可加工等温淬火铸铁件的方法。该可加工等温淬火铸铁件具有改进的强度、延展性、可加工性、疲劳特性以及抗环境开裂性。改良的可加工性使可加工等温淬火铸铁件能更理想的用于汽车工业的许多应用。此外，改良的强度改进了可加工等温淬火铸铁件的重量与成本。

铁组合物包括碳、硅、镍、铜、钼和铁。本发明的铁组合物的优选范围在表 2 中公开。

表二

元素	重量 %
碳	3.30-3.90
硅	1.90-2.70
镍	0.45-2.05
铜	0.55-1.05
钼	0-0.20
铁	余量

每一元素的数量在上述范围内变化以确保在生产可加工等温淬火铸铁件期间在铁组合物内能充分形成想要的显微组织。例如，形成想要的显微组织主要由两个因素决定：冷却速度和铁组合物的化学成份。冷却速度由根据每一具体生产线的各个方面变化的若干因素控制，例如具体工件的几何结构，用于生产铸件的铸型的材料的组成，例如砂或金属，以及铸型被去除前铸件的冷却时间。通过控制生产线的速度可以略微调整冷却时间，但只是有限范围的。因此，大部分都是通过改变铁组合物中每一元素的数量来控制显微组织。

铁组合物中所包括的碳是在可加工等温淬火铸铁件生产中在不同阶段形成各种显微组织的必需成分。铁组合物中的硅、镍、铜和钼是

合金添加剂。这些合金添加剂对于促进基本上珠光体显微组织，并在可加工等温淬火铸铁件的生产中抑制珠光体的形成是必须的。可以理解的是，所述显微组织是指在“铸态的”条件下的基本上珠光体。基本上珠光体显微组织意即显微组织包括多于 50% 的珠光体。更可取的是，基本上珠光体显微组织包括至少 80% 珠光体。也可使用辅助合金添加剂，例如锰、铬、锡、砷和锑，但是对于本发明不是必要的。铁组合物的其余部分是铁。最优的铁组合物包括：

表 3

元素	重量 %
碳	3.70
硅	2.50
镍	1.85
铜	0.85
钼	0.05
铁	余量

该铁组合物是延性铁组合物，与其它类型的铁组合物比具有改进的可铸性和制造的经济性。在其它具体实施例中，铁组合物是灰生铁组合物、致密石墨铸铁组合物或碳 (carbide) 延性铁组合物，取决于具体应用中的物理性能和生产需要。

该方法包括在从 749℃ (1380°F) 到 816℃ (1500°F) 的临界区温度范围内奥氏体化基本上珠光体显微组织。尤其是，在从 749℃ (1380°F) 到 800℃ (1472°F) 的临界区温度范围内奥氏体化基本上珠光体显微组织，更可取的是，在从 749℃ (1380°F) 到 787℃ (1449°F) 的临界区温度范围内进行。将基本上珠光体显微组织保持在临界区温度范围至少 10 分钟，尤其是 10 到 360 分钟。奥氏体化步骤制造出铁素体加奥氏体显微组织。基本上珠光体显微组织是本发明的奥氏体化步骤中非常重要的成分。对于形成铁素体加奥氏体显微组织中的奥氏体部分所必需的碳从基本上珠光体显微组织中衍生出来。基本上珠光体显微组织允许

铁素体加奥氏体显微组织中的奥氏体部分在仅仅 10 分钟内形成。这允许了整个工艺改进生产速度。

在淬火步骤中，铁素体加奥氏体显微组织从奥氏体化温度被淬火到 302℃ (575°F) 至 399℃ (750°F) 等温淬火温度范围。尤其是，在淬火步骤在带有喷水的盐浴中进行。

在等温淬火步骤中，铁素体加奥氏体显微组织保持在等温淬火温度范围至少 8 分钟。等温淬火步骤防止马氏体或珠光体显微组织的形成，它们具有本发明预定应用所不需要的物理性能。等温淬火步骤产生等轴铁素体连续基体并伴随奥氏体岛的显微组织。产生等轴铁素体连续基体并伴随奥氏体岛的显微组织是因为，在奥氏体化步骤中，一部分基本上珠光体显微组织转变为铁素体加奥氏体显微组织的奥氏体部分。在等温淬火过程中，与针状或贝氏体铁素体相反，铁素体加奥氏体显微组织中的铁素体部分保持铁素体显微组织。铁素体加奥氏体显微组织中的奥氏体部分保持稳定。

等轴铁素体连续基体并伴随奥氏体岛的显微组织中的铁素体的数量取决于基本上珠光体显微组织奥氏体化时的临界区温度。在临界区温度范围内的较高温，形成了更多的奥氏体，同时珠光体显微组织的余量部分形成铁素体。等温淬火步骤中奥氏体被保持并稳定。因此，等温淬火步骤之前所形成的奥氏体的数量限制了等轴铁素体连续基体伴随奥氏体岛的显微组织中奥氏体的数量。

在冷却步骤中，等轴铁素体连续基体并伴随奥氏体岛的显微组织被冷却到环境温度以保持在等温淬火步骤中所产生的等轴铁素体连续基体并伴随奥氏体岛的显微组织。可通过气冷或水淬火将等轴铁素体连续基体并伴随奥氏体岛的显微组织冷却到环境温度。

尤其具体的是，该方法包括在高于 1204℃ (2200°F) 的温度浇铸铁组合物，在该温度铁组合物是熔融的。接着是冷却步骤，其中铁组合物被冷却到 538℃ (1000°F) 到 727℃ (1340°F) 的温度。将铁组合物在 538℃ (1000°F) 到 727℃ (1340°F) 温度下保持至少 8 秒钟以形成基本上珠光体显微组织。

在奥氏体化步骤中，将基本上珠光体显微组织加热到 749℃ (1380°F) 到 816℃ (1500°F) 的临界区温度范围。尤其是在温度范围从 749℃ (1380°F) 到 800℃ (1472°F)，更可取的是在从 749℃ (1380°F) 到 787℃ (1449°F) 的温度范围将基本上珠光体显微组织奥氏体化。将基本上珠光体显微组织保持在临界区温度范围至少 10 分钟，尤其是在 10 到 360 分钟之间。奥氏体化步骤中产生铁素体加奥氏体显微组织。

在淬火步骤中，将铁素体加奥氏体显微组织淬火到从 302℃ (575°F) 到 399℃ (750°F) 的等温淬火温度范围，以稳定在奥氏体化步骤中产生的铁素体加奥氏体显微组织。尤其是，将铁素体加奥氏体显微组织在从 5 到 180 秒的时间内淬火到等温淬火温度范围。尤其是，在带有喷水的盐浴进行淬火步骤。盐浴包括液体，所述液体中包括硝酸盐、亚硝酸盐以及硝酸盐和亚硝酸盐的组合中的至少一种，用于快速冷却铁素体加奥氏体显微组织。更可取的是，盐浴包含的液体包括由 Heatbath 公司制造的 Park Metallurgical low temperature draw salt。可选的是，可在流化床中进行第二淬火步骤。优选可加工等温淬火铸铁件是曲轴或底盘部件，但是该方法并不局限于生产这种部件。

在等温淬火步骤中，将铁素体加奥氏体显微组织保持在从 302℃ (575°F) 到 399℃ (750°F) 的等温淬火温度范围，以稳定奥氏体并防止马氏体或珠光体显微组织的形成。将铁素体加奥氏体显微组织维持在等温淬火温度范围至少 8 分钟，尤其是 8 到 1440 分钟，更可取的是 60 到 180 分钟。等温淬火步骤产生了等轴铁素体连续基体并伴随奥氏体岛的显微组织。最后，将可加工等温淬火铸铁冷却到环境温度。

如表 4 中所示，具有表 3 中说明的铁组合物的、在临界区温度范围内的不同临界区温度被奥氏体化的可加工等温淬火铸铁件的平均极限抗拉强度 (UTS)，屈服强度 (YS)，伸长率 (%EL) 以及布氏硬度 (BHN) 与可加工等温淬火铸铁件被奥氏体化的临界区温度相关，因而与可加工等温淬火铸铁件中铁素体对奥氏体的比率相关。

表 4

临界区温度, °F	1380	1420	1440	1460	1480	1500
UTS, psi	77304	90891	101701	114501	119031	129702
YS, psi	57301	60999	65969	72025	76054	84024
% El.	17.9	19.5	19.6	20.3	17.9	16.8
BHN	185	204	227	241	255	272

因此, 调整可加工等温淬火铸铁件奥氏体化的临界区温度以获得用于特定应用的可加工等温淬火铸铁件的所需性能。

同样, 等温淬火温度对可加工等温淬火铸铁件的 BHN 有影响。参考图 2, 在临界区温度范围上, 在 316°C (600°F) 等温淬火的可加工等温淬火铸铁件比在 357°C (675°F) 等温淬火的可加工等温淬火铸铁件表现出更宽的 BHNs 范围。同样, 在临界温度范围上, 在 357°C (675°F) 等温淬火的可加工等温淬火铸铁件比在 399°C (750°F) 等温淬火的可加工等温淬火铸铁件表现出更宽的 BHNs 范围。因此, 调整等温淬火温度, 使之与临界区温度相协调, 从而获得用于特定应用的可加工等温淬火铸铁件所要求的性能。

在临界区温度上的时间同样也对可加工等温淬火铸铁件的 BHN 有影响, 虽然不像临界区温度或等温淬火温度那样重要。由于在 BHN 上仅有少许区别, 因此生产线和成本策略决定了可加工等温淬火铸铁件在奥氏体化和等温淬火步骤期间温度的时间, 只要在奥氏体化步骤温度的时间至少为 10 分钟, 且在等温淬火步骤温度的时间至少为 8 分钟即可。

如下面将会被列出的所测量的标准试验程序的数据, 可加工等温淬火铸铁件具有改良的强度和可延性。通常, 强度指 UTS 和 YS, 可延性指 % El。改良的强度和可延性归因于可加工等温淬火铸铁件的等轴铁素体连续基体并伴随奥氏体岛的显微组织。

尤其是, 如本领域技术人员所知的标准试验程序所测量的, 可加工等温淬火铸铁件具有在 180 到 430BHN 之间的 BHN。如上表 4 所示, 可加工等温淬火铸铁件的 BHN 与铁组合物奥氏体化的临界区温度直接

相关。参考图 2, 在 749℃ (1380°F) 至 816℃ (1500°F) 之间的临界区温度范围内的较低温度奥氏体化的可加工等温淬火铸铁件, 比在该临界区温度范围的较高温度奥氏体化的可加工等温淬火铸铁件具有较低的 BHNs。可生产出 BHN 低于 269BHN 的可加工等温淬火铸铁件。

尤其是, 如图 5 所示, 根据 ASTM E8 的协议测量, 可加工等温淬火铸铁件具有在 50000 至 125000psi 之间的 YS。用于 YS 的 ASTM E8 协议采用偏置法。由多个可加工等温淬火铸铁件产生应力应变图。平行于应力应变图的线性部分以一预定偏置, 通常以 0.2% 处开始划一条直线。该线与应力应变图的交点表明可加工等温淬火铸铁件的屈服强度。可加工奥氏体铸铁件的 YS 直接与 BHN 相关。可加工等温淬火铸铁件的该性能满足需要改良的 YS 和可加工性的应用的需求。改良的 YS 允许以较少的材料有效的生产可加工等温淬火铸铁件, 同时获得充分的性能, 从而减少可加工等温淬火铸铁件的重量。

尤其是, 通常如图 1 所示, 可加工等温淬火铸铁件具有在 70000 至 170000psi 之间的 UTS, 以及在 14% 至 22% 之间的 %E1, 两者都是根据 ASTM E8 协议测量。用于 UTS 的 ASTM E8 协议包括用拉伸试验中可加工等温淬火铸铁件承受的最大载荷除以该可加工等温淬火铸铁件的原始横截面积。用于 %E1 的 ASTM E8 协议包括建立一对测量标记, 该测量标记具有在等温淬火铸铁件上的测量标记之间的初始长度。接下来是进行拉伸试验直到可加工等温淬火铸铁件断开。将测量标记之间的长度的变化除以测量标记之间的初始长度然后该结果乘以 100 从而确定 %E1。此外, 可加工等温淬火铸铁件提供改良的 UTS 和 %E1 综合性能。改良的 UTS 和 %E1 综合性能允许可加工等温淬火铸铁件用于要求改良的强度和 %E1 的各种应用中。

在一个具体实施例中, 如图 3 中的 10, 可加工等温淬火铸铁件是具有球窝接头 12 的下控制臂。为了测试, 所使用的下控制臂 10 由现有技术中的级别为 65-45-12 的常规延性铁 (RDI), 现有技术中具有 302BHN 的布氏硬度的常规等温淬火延性铁 (ADI), 以及本发明的可加工等温淬火铸铁组合物 (MADI) 制成, 并通过本发明的方法热处理

从而具有 243BHN 的布氏硬度。开发了下控制臂测试装置以模拟下控制臂 10 在车辆应用中会经历的负荷。进行测试以测量下控制臂 10 的疲劳寿命。下控制臂 10 位于具有用实心钢块取代震动止块的固定器上。伺服液压控制类型的 100kN 的传动器悬挂在垂直支承框架上。传动器通过有角度的末端固定设备连接在球窝接头 12 上。将传动器定位使其施加的载荷穿过球窝接头 12 的中心线相对于垂直轴线相对于尾部向前 18 度并相对于外侧向内 18 度。控制下控制臂测试装置以 1.5Hz 的速率施加从 17793N 至 47596N 的正弦负荷，直到负载丢失或检测到 6.4mm 的裂缝。表 5 中示出了下控制臂疲劳测试的结果。

表 5

	下控制臂		
	RDI	ADI	MADI
	现有技术	现有技术	
样品编号	36	6	16
B ₁₀ 寿命	75296	45582	239923
中值寿命	123805	1111194	645213
低	50188	54721	162452
高	163271	340085	1000463

B₁₀ 寿命、中值寿命以及疲劳寿命的最低值到最高值的结果的范围表明，本发明的 MADI 制成并通过本发明中的方法热处理的下控制臂 10 比现有技术的 RDI 和 ADI 具有改良的破裂容限。因此，根据本发明的方法生产的可加工等温淬火铸铁件对于下控制臂应用是理想的，其中下控制臂 10 受到反复的负荷循环，即疲劳负荷。

UTS 测试也可在同样的下控制臂测试装置上完成。用直末端固定设备替换用在疲劳寿命测试中的有角度的末端固定设备。控制下控制臂测试装置以 0.01Hz 的速率施加最大负荷可达 94000N 的递增负荷。94000N 的最大负荷表示适合于车用应用的下控制臂 10 必须超过的阈值。具有 243BHN 布氏硬度的下控制臂未失效于 94000N 的最大负荷。

因此,该下控制臂 10 具有足够的 UTS 用于车用应用中使用的下控制臂 10。

在另一具体实施例中,可加工等温淬火铸铁件是扭力杆调节器,在图 4 中通常标识为 14,在第一末端 18 具有螺栓凹槽 16。扭力杆调节器 14 限定了垂直于螺栓凹槽 16 的六角形孔 20。穿过螺栓凹槽 16 中心的轴线 22 距离通过六角形孔 20 的中心的轴线 24 为 129.9mm。为了测试,使用的扭力杆调节器 14 由具有 246BHN 布氏硬度的现有技术的 RDI,具有 302BHN 布氏硬度的现有技术的 ADI,以及通过本发明的方法热处理、具有 200BHN 和 243BHN 布氏硬度的本发明的 MADI 构成。设计了扭力杆调节器测试装置,以模拟扭力杆调节器 14 将在车用应用中经历的负荷。进行测试以测量扭力杆调节器 14 的疲劳寿命。扭力杆调节器 14 垂直的位于具有螺栓凹槽 16 在上部位置的底部固定设备中。将六角棒插入六角孔 20 中将以将扭力杆调节器 14 定位。将伺服液压控制型的 100kN 的传动器定位以通过螺栓凹槽 16 施加负荷。控制扭力杆调节器测试装置以 10Hz 的速率施加从 2300N-m 至 7500N-m 的正弦扭矩直到载荷丢失。在表 6 中示出了扭力杆调节器疲劳测试的结果。

表 6

	扭力杆调节器			
	RDI	ADI	MADI	MADI
	现有技术	现有技术	(BHN=200)	(BHN=243)
样品编号	17	38	20	23
B ₁₀ 寿命	371306	111250	452702	781519
中值寿命	735635	513999	642548	1555059
低	287024	193980	496001	449952
高	1436067	7344713	1074230	2524054

B₁₀ 寿命、中值寿命以及疲劳寿命的最低值到最高值的结果的范围表明,本发明的 MADI 制成并通过本发明中的方法热处理的扭力杆调节器 14 比现有技术的 RDI 和 ADI 构成的扭力杆调节器 14 具有改良的疲劳性能和破裂容限。因此,根据本发明的方法生产的可加工等温淬火

铸铁件对于扭力杆调节器应用是理想的,其中扭力杆调节器 14 受到反复的负荷循环,即疲劳负荷。

进行铣削和钻孔测试以依据现有技术中测量的 BHN、UTS、YS 和 % E1 的综合性能检验可加工等温淬火铸铁件的可加工性。铣削和钻孔是可加工等温淬火铸铁件加工中采用的两个主要方法。经常对可加工等温淬火铸铁件进行大量地铣削和钻孔。因此,可加工等温淬火铸铁件必须有助于经济并机械可行地铣削和钻孔以用在通常要求可加工等温淬火铸铁件的大规模生产的机动车应用中。通常,可加工等温淬火铸铁件的可加工性仅以 % E1 和 BHN 不能准确预测,尽管可加工等温淬火铸铁件的 % E1 和 BHN 通常表明可加工等温淬火铸铁件的相对可加工性。只有实际测试能可靠地测量可加工性。

对现有技术中的具有 277BHN 的布氏硬度的常规延性铁件 (RDI),现有技术中的具有 311BHN 布氏硬度的常规等温淬火延性铁件 (ADI),以及本发明的具有 302BHN 布氏硬度的可加工等温淬火铸铁件 (MADI) 进行铣削测试。使用了直径为 100mm 的 Kennametal KSSR3.94-SE4-45-5 右旋铣刀。在该右旋铣刀中使用了具有 25 微米磨缘的 Kennametal 插入件。该右旋铣刀具有 45° 螺旋角, -5° 径向前角以及 20° 轴向前角。切削深度保持在恒定的 2.3mm。使用单个 Kennametal KC520M 插入件进行切削以增加磨损率并将不均匀切削的效果排除。铣削测试的结果在表 7 中示出。

表 7

进给 速率 (mmpt)	速度 (mm)	X 向力 (N)			Y 向力 (N)			Z 向力 (N)		
		RDI (p. a.)	ADI (p. a.)	MADI	RDI (p. a.)	ADI (p. a.)	MADI	RDI (p. a.)	ADI (p. a.)	MADI
0.15	175	117	93	88	208	189	193	122	77	158
0.20	175	133	131	190	230	228	265	216	155	336
0.22	175			56			219			87
0.24	175			46			237			93
0.25	175	164	279	87	298	328	245	268	515	57
0.15	229	146	190	230	199	198	212	286	283	502
0.20	229	140	173	216	228	216	250	265	229	429
0.22	229			96			219			86
0.24	229			89			243			92
0.25	229	159	305	95	319	352	218	291	923	59

铣削测试表明本发明的 MADI 具有独特的和意想不到的可加工性。发现随着进给速度的增加，加工力首先增加然后减少。通过多次测试校验加工力。由于 MADI 的加工硬化行为使加工力减少。然而，可以利用 MADI 的可加工性增加生产率并降低用在 MADI 上的铣削工具的磨损。

对现有技术中的具有 277BHN 布氏硬度的 RDI，现有技术中的具有 311BHN 布氏硬度的 ADI，以及本发明的具有 302BHN 布氏硬度的 MADI 进行钻孔测试。使用了具有 TiAlN 覆层，130° 顶角，30° 螺旋角，60° 前角和 1.97mm 的腹板厚度的 Kennametal 级别为 KC7210 的钻孔机。使用了 Kistler9272A 机械加工测力计来测量在不同进给速率和钻孔速度下的扭矩和推力。机械加工测力计施加的压电信号被放大，并使用 Labview 软件收集数据。使用 2000Hz 采样率。测试的结果在表 8 中示出。

表 8

进给 速率 (mmpt)	钻孔 速度 (smm)	推力 (N)			扭矩 (N)		
		RDI (p. a.)	ADI (p. a.)	MADI	RDI (p. a.)	ADI (p. a.)	MADI
0.10	30	852	1213	828	205	378	278
0.20	30	1577	2302	1616	405	1062	429
0.10	76	913	1531	969	229	288	280
0.20	76	1750	2542	1729	451	529	546
0.10	122	1072	1421	1091	225	251	231
0.20	122	1794	2222	1635	415	456	424
0.10	175	1213	1196	1081	198	261	239
0.20	175	1765	1997	1596	376	463	407

钻孔测试表明，当钻孔速度增加而进给速率保持恒定时，本发明的 MADI 推力值增加或增加然后平稳。当钻孔速度增加而进给速率保持恒定时，扭矩值增加然后减小。MADI 在较高速度下进行测试，表明适合需要钻孔的应用。MADI 的铣削和钻孔测试结果 MADI 的可加工性比现有技术的 RDI 和 ADI 有了改进。

实施环境开裂测试以测试可加工等温淬火铸铁件暴露于环境条件时抗开裂的性能。可加工等温淬火铸铁件经常要承受苛刻的环境条件。例如，扭力杆调节器和下控制臂以及发动机部件常常遭受潮湿、油泄漏和燃料溢出的情况。当遭受各种应变率时，比可加工等温淬火铸铁件干燥时具有更高的开裂速率。因此，可加工奥氏体铸铁件必须对环境开裂具有充分的抵抗性，从而在这种情况下能经济并机械可行地用于机动应用中。

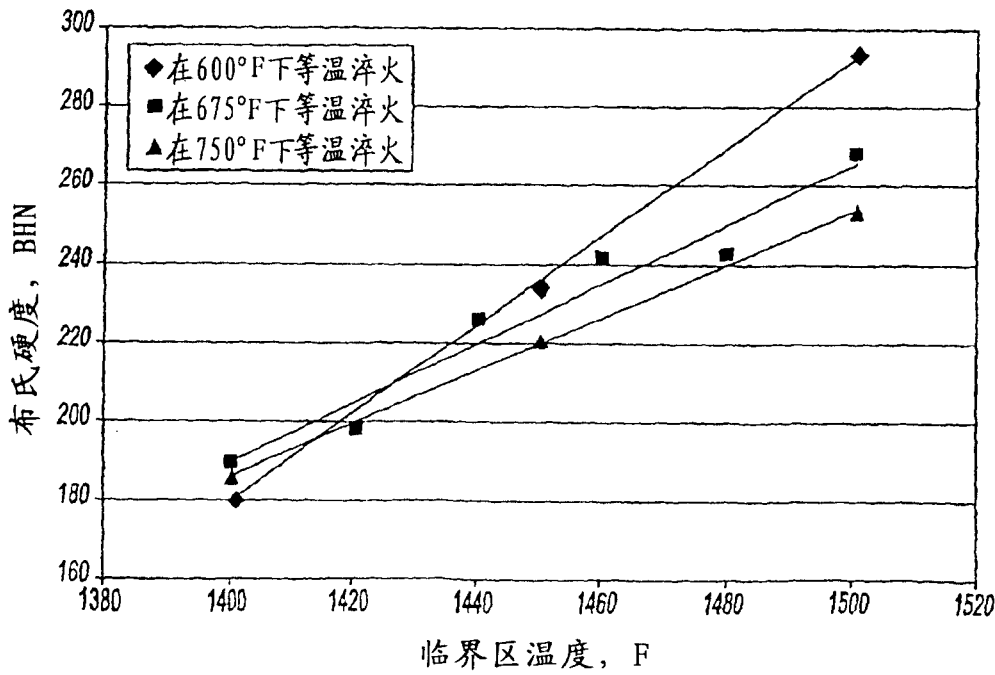
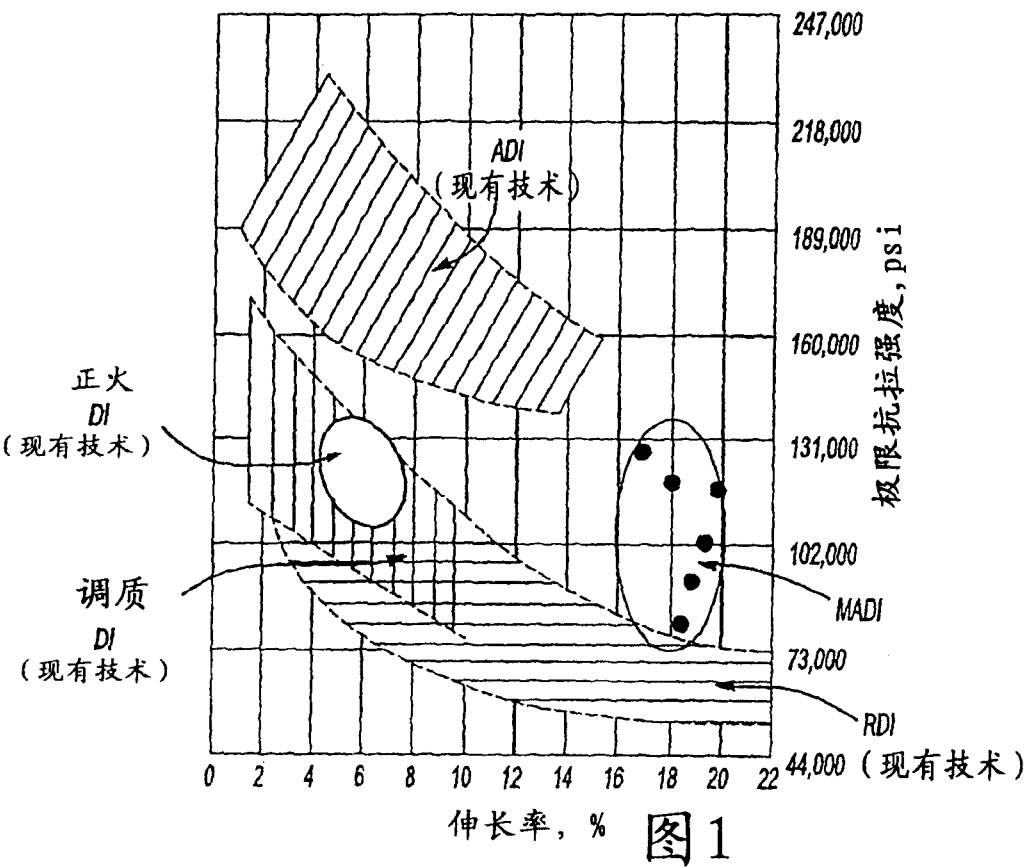
在本发明的具有 243BHN 布氏硬度的可加工等温淬火铸铁件 (MADI)，现有技术的常规延性铁 (RDI) 以及现有技术的常规等温淬火延性铁 (ADI) 的样品上实施抗环境开裂的测试。所述样品会遭受各种类型的流体，包括水、新鲜的润滑油、使用过的润滑油和柴油。然后所述样品遭受各种应变速率。测量这些样品在各种条件下的 % E1、UTS 和 YS，以确定样品的性能保持如何。测试的结果在表 9 中示出。

表 9

		%EL			UTS (psi)			YS (psi)		
液体	应变 (in/in/ min)	RDI (p. a.)	ADI (p. a.)	MADI	RDI (p. a.)	ADI (p. a.)	MADI	RDI (p. a.)	ADI (p. a.)	MADI
干燥	0	12.2	14.8	19.7	81364	149563	115111	50835	106812	77358
水	1.0	13.4	8.4	18.1	78078	143090	115125	50476	106861	78803
水	0.1	12.6	5.5	15.2	77884	135577	115067	47976	105151	77858
水	0.01	13.5	4.6	14.8	75943	132633	112500	45514	104495	73915
新油	0.01		9.0	15.9		141006	113427		103933	76779
旧油	0.01		11.5	17.2		147097	113403		106247	76239
柴油	0.01		10.8	19.5		145538	113910		106745	73646

抗环境开裂的测试的结果表明，可加工等温淬火铸铁件比常规等温淬火延性铁在残留 % E1 和 UTS 方面更好。可加工等温淬火铸铁件在保持 UTS 和 YS 方面比常规延性铁更好。此外，可加工等温淬火铸铁件在任一的这些测试中没有明显的 % E1、UTS 或 YS 损失。因此，可加工等温淬火铸铁比常规延性铁和常规等温淬火延性铁表现出改良的抗环境开裂性能。

明显的是，根据上述说明可对本发明作出许多修改和变化。也可不同于特别描述的内容，在所附加的权利要求的范围内实施本发明。



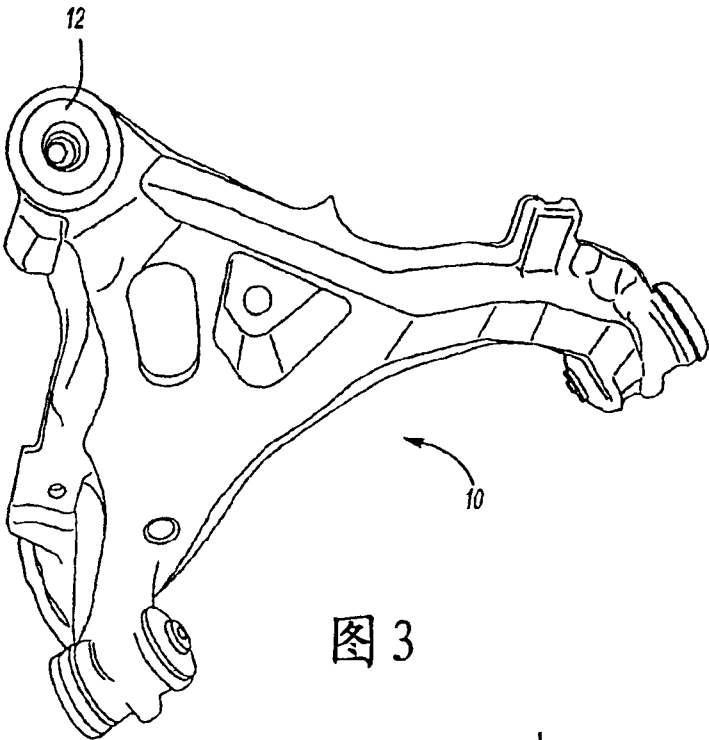


图 3

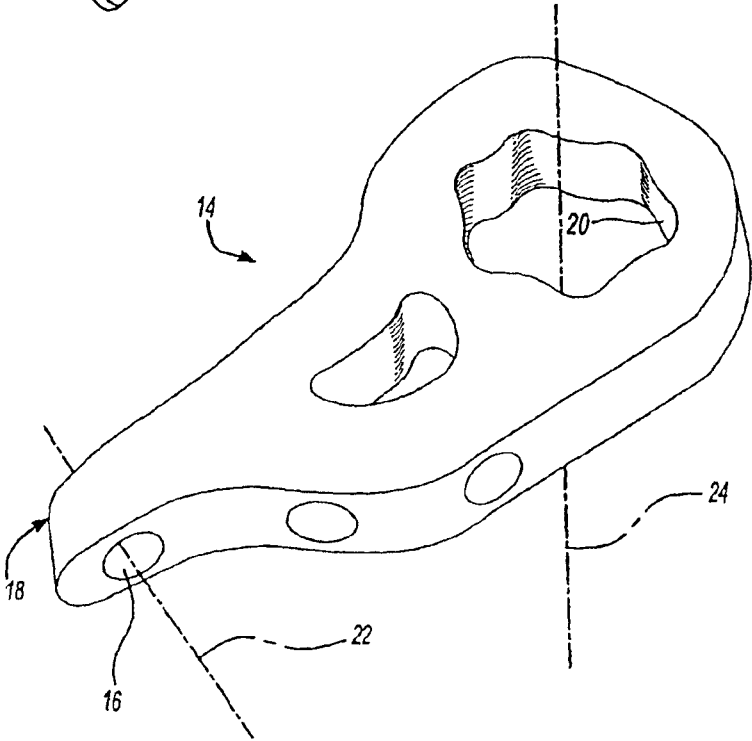


图 4

