



(12) 发明专利申请

(10) 申请公布号 CN 103403209 A

(43) 申请公布日 2013. 11. 20

(21) 申请号 201280011470. 7

(74) 专利代理机构 北京林达刘知识产权代理事

(22) 申请日 2012. 02. 28

务所(普通合伙) 11277

代理人 刘新宇 李茂家

(30) 优先权数据

(51) Int. Cl.

2011-046103 2011. 03. 03 JP

G22C 38/00(2006. 01)

2011-148203 2011. 07. 04 JP

G22C 38/18(2006. 01)

(85) PCT申请进入国家阶段日

G22C 38/52(2006. 01)

2013. 09. 03

(86) PCT申请的申请数据

PCT/JP2012/054868 2012. 02. 28

(87) PCT申请的公布数据

W02012/118053 JA 2012. 09. 07

(71) 申请人 日立金属株式会社

地址 日本东京都

(72) 发明人 片冈公太 中野洋佑

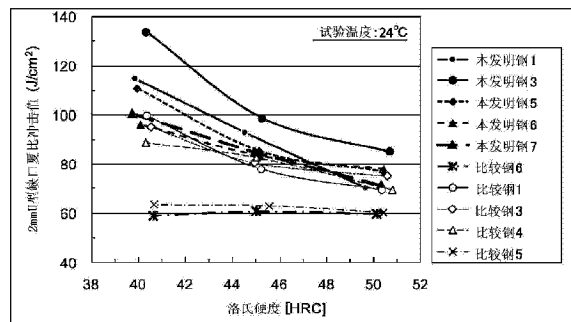
权利要求书2页 说明书9页 附图2页

(54) 发明名称

韧性优异的热作工具钢及其制造方法

(57) 摘要

本发明提供韧性得到提高的热作工具钢及其制造方法。热作工具钢以质量%计含有C:0.3~低于0.6%、Si:1.5%以下、Mn:1.5%以下、Cr:3.0~低于6.0%,其中,Zn:超过0.0025~0.025%、P:0.005%以上、且Zn/P:超过0.5。此外,热作工具钢的制造方法包括:得到含有0.005质量%以上的P的热作工具钢的成分组成的钢水的第一工序;在上述热作工具钢的成分组成的钢水中添加Zn的第二工序;以及对上述添加有Zn的钢水进行铸造而得到钢锭的第三工序,上述第二工序添加Zn,以便形成上述第三工序铸造后的钢锭的成分组成含有Zn:超过0.0025~0.025质量%、P:0.005质量%以上、且Zn/P:超过0.5的热作工具钢。



1. 一种韧性优异的热作工具钢,其特征在于,该热作工具钢以质量%计含有 C :0.3 ~ 低于 0.6%、Si :1.5% 以下、Mn :1.5% 以下、Cr :3.0 ~ 低于 6.0%,其中, Zn :超过 0.0025 ~ 0.025%、P :0.005% 以上、且 Zn/P :超过 0.5。

2. 根据权利要求 1 所述的韧性优异的热作工具钢,其特征在于,以质量%计含有 Mo 及 W 按单独或复合计 (Mo + 1/2W) :3.5% 以下。

3. 根据权利要求 1 或 2 所述的韧性优异的热作工具钢,其特征在于,以质量%计含有 V :1.5% 以下。

4. 根据权利要求 1 所述的韧性优异的热作工具钢,其特征在于,以质量%计含有 :

C :0.3 ~ 低于 0.6%、

Si :1.5% 以下、

Mn :1.5% 以下、

Ni :1.5% 以下 (包含 0%)、

Cr :3.0 ~ 低于 6.0%、

Mo 及 W 按单独或复合计 (Mo + 1/2W) :3.5% 以下、

V :1.5% 以下、

Nb :0.3% 以下 (包含 0%)、

Co :5.0% 以下 (包含 0%)、

Zn :超过 0.0025 ~ 0.025%、

P :0.005% 以上、

且 Zn/P :超过 0.5、

余量 Fe 及无法避免的杂质。

5. 根据权利要求 1 或 4 所述的韧性优异的热作工具钢,其特征在于,以质量%计, P :0.01% 以上。

6. 一种韧性优异的热作工具钢的制造方法,其特征在于,该方法包括 :

得到含有 0.005 质量% 以上的 P 的热作工具钢的成分组成的钢水的第一工序 ;

在上述热作工具钢的成分组成的钢水中添加 Zn 的第二工序 ;以及

对上述添加有 Zn 的钢水进行铸造而得到钢锭的第三工序,

所述第二工序添加 Zn,以便形成所述第三工序铸造后的钢锭的成分组成含有 Zn :超过 0.0025 ~ 0.025 质量%、P :0.005 质量% 以上、且 Zn/P :超过 0.5 的热作工具钢。

7. 根据权利要求 6 所述的韧性优异的热作工具钢的制造方法,其特征在于,该热作工具钢是所述第三工序铸造后的钢锭的成分组成以质量%计含有 C :0.3 ~ 低于 0.6%、Si :1.5% 以下、Mn :1.5% 以下、Cr :3.0 ~ 低于 6.0% 的热作工具钢。

8. 根据权利要求 7 所述的韧性优异的热作工具钢的制造方法,其特征在于,该热作工具钢是所述第三工序铸造后的钢锭的成分组成以质量%计含有 Mo 及 W 按单独或复合计 (Mo + 1/2W) :3.5% 以下的热作工具钢。

9. 根据权利要求 7 或 8 所述的韧性优异的热作工具钢的制造方法,其特征在于,该热作工具钢是所述第三工序铸造后的钢锭的成分组成以质量%计含有 V :1.5% 以下的热作工具钢。

10. 根据权利要求 6 所述的韧性优异的热作工具钢的制造方法,其特征在于,该热作工

具钢是所述第三工序铸造后的钢锭的成分组成以质量 % 计含有下述元素的热作工具钢,

C :0.3 ~ 低于 0.6%、

Si :1.5% 以下、

Mn :1.5% 以下、

Ni :1.5% 以下 (包含 0%)、

Cr :3.0 ~ 低于 6.0%、

Mo 及 W 按单独或复合计 (Mo+1/2W) :3.5% 以下、

V :1.5% 以下、

Nb :0.3% 以下 (包含 0%)、

Co :5.0% 以下 (包含 0%)、

Zn :超过 0.0025 ~ 0.025%、

P :0.005% 以上、

且 Zn/P :超过 0.5、

余量 Fe 及无法避免的杂质。

11. 根据权利要求 6 或 10 所述的韧性优异的热作工具钢的制造方法,其特征在於,由所述第一工序得到的钢水的成分组成以质量 % 计含有 P :0.01% 以上,所述第三工序铸造后的钢锭的成分组成以质量 % 计含有 P :0.01% 以上。

韧性优异的热作工具钢及其制造方法

技术领域

[0001] 本发明涉及最适合供于诸如冲压模具、锻造模具、压铸模具、挤出工具等多种热作工具的使韧性上升的热作工具钢及其制造方法。

背景技术

[0002] 热作工具由于与高温的被加工材料、硬质的被加工材料接触着使用,因此需要兼具可耐受热疲劳、冲击的强度及韧性。因此,关于以往热作工具领域所使用的钢种(以下称为热作工具钢),例如使用了属于 JIS 钢种的 SKD61 系合金工具钢。而且,提出有如下方法:重新研究构成热作工具钢的主要元素的添加量,进而限制管理 As、Bi、Sn、Zn、Sb 等多种杂质,由此提高热作工具钢的韧性(参照专利文献 1)。然而,将多种杂质元素调整到各自规定的范围内,会牵涉到制造成本的上升。

[0003] 对此,本发明人不依靠添加高价且特殊的元素,而针对钢铁材料领域中对于合金来说不被积极添加的元素进行了深入研究,结果发现通过将以往被作为杂质处理的 Zn 添加至规定的含量范围,从而可大幅地改善韧性(参照专利文献 2)。即,热作工具钢以质量%计含有 C :0.3~低于 0.55%、Si :1.5% 以下、Mn :1.5% 以下、Cr :3.00~5.65% 且 Zn :0.001~0.015%。

[0004] 现有技术文献

[0005] 专利文献

[0006] 专利文献 1 :日本特开 2003-155540 号公报

[0007] 专利文献 2 :日本特开 2007-224418 号公报

发明内容

[0008] 发明要解决的问题

[0009] 专利文献 2 中提出的 Zn 添加的技术作为提高热作工具钢的韧性的新方法是有效的。此外,利用专利文献 2 的方法可将镀覆有 Zn 的钢的废料活用为再循环原料,还有助于减轻环境负担。本发明人着眼于该积极的 Zn 添加所带来的韧性上升的效果、对于弥补由其它的杂质元素导致的韧性劣化的可能性进行了研究。若能够适当地提高这些杂质元素的容许量,则使预计今后排放量会增加的杂质含量多的低级废料的使用率增加,且可降低去除杂质所耗的能量用量,可进一步降低热作工具钢的制造过程对环境造成的负担。

[0010] 本发明的目的在于提供可减轻环境负担的韧性优异的热作工具钢及其制造方法。

[0011] 用于解决问题的方案

[0012] 本发明人调查了热作工具钢所含的杂质元素对韧性及环境造成的影响。其结果,尤为得到以下见解:P(磷)是大幅降低热作工具钢的韧性的元素,且去除所耗的能量大,并且由于这些原因,其还是使低级废料的使用促进停滞的对环境负担大的元素。所以,为了降低该环境负担,研究了即便提高 P 的容许量也可维持充分的韧性的方法。其结果,查明由 P 含量的增加导致的韧性劣化通过添加相对于该 P 含量的适当量的 Zn 来弥补。此外,还明确

了能够充分利用该韧性的补充效果的具体的P与Zn的关系量、以及适合于达到该关系量的成分调整的方法,从而完成了本发明。

[0013] 即本发明涉及一种韧性优异的热作工具钢,其特征在于,该热作工具钢以质量%计含有C:0.3~低于0.6%、Si:1.5%以下、Mn:1.5%以下、Cr:3.0~低于6.0%,其中,Zn:超过0.0025~0.025%、P:0.005%以上且Zn/P:超过0.5。优选的是,P:0.01%以上。此外,根据需要含有Mo及W按单独或复合计(Mo+1/2W):3.5%以下、或者还可含有V:1.5%以下。

[0014] 具体而言,韧性优异的热作工具钢为以质量%计含有C:0.3~低于0.6%、Si:1.5%以下、Mn:1.5%以下、Ni:1.5%以下(包含0%)、Cr:3.0~低于6.0%、Mo及W按单独或复合计(Mo+1/2W):3.5%以下、V:1.5%以下、Nb:0.3%以下(包含0%)、Co:5.0%以下(包含0%)、Zn:超过0.0025~0.025%、P:0.005%以上、且Zn/P:超过0.5、余量Fe及无法避免的杂质。优选的是,P:0.01%以上。

[0015] 此外,本发明涉及韧性优异的热作工具钢的制造方法,其特征在于,该方法包括:得到含有0.005质量%以上的P的热作工具钢的成分组成的钢水的第一工序;在上述热作工具钢的成分组成的钢水中添加Zn的第二工序;以及对上述添加有Zn的钢水进行铸造而得到钢锭的第三工序,上述第二工序添加Zn,以便形成上述第三工序铸造后的钢锭的成分组成含有Zn:超过0.0025~0.025质量%、P:0.005质量%以上、且Zn/P:超过0.5的热作工具钢。优选的是,由上述的第一工序得到的钢水的成分组成以质量%计含有P:0.01%以上,上述第三工序铸造后的钢锭的成分组成以质量%计含有P:0.01%以上。此外,优选热作工具钢是上述钢锭的成分组成以质量%计含有C:0.3~低于0.6%、Si:1.5%以下、Mn:1.5%以下、Cr:3.0~低于6.0%的热作工具钢。此外,根据需要可含有Mo及W按单独或复合计(Mo+1/2W):3.5%以下、或者还可含有V:1.5%以下。

[0016] 一种上述第三工序铸造后的钢锭的最典型的成分组成以质量%计含有下述元素的热作工具钢,C:0.3~低于0.6%、Si:1.5%以下、Mn:1.5%以下、Ni:1.5%以下(包含0%)、Cr:3.0~低于6.0%、Mo及W按单独或复合计(Mo+1/2W):3.5%以下、V:1.5%以下、Nb:0.3%以下(包含0%)、Co:5.0%以下(包含0%)、Zn:超过0.0025~0.025%、P:0.005%以上、且Zn/P:超过0.5、余量Fe及无法避免的杂质。优选的是,P:0.01%以上。

[0017] 发明的效果

[0018] 根据本发明,即便不将作为杂质的热作工具钢所含的P管理为极低值,也可维持充分的韧性,因此可节约用于低P化的能量消费量,可减轻对环境的负担。而且,用于维持充分的韧性的Zn量可采用本发明的添加技术进行准确的调整。根据以上所述,本发明可飞跃性地改善热作工具钢的韧性,对于可应用于多种多样的用途/环境的热作工具钢的实用化而言是有效的技术。

附图说明

[0019] 图1是实施例1中调质为各种硬度的本发明钢及比较钢的相对于试验片的硬度绘制的室温下的2mmU型缺口夏比冲击值的图。

[0020] 图2是实施例1中硬度调质为45HRC的本发明钢及比较钢的相对于试验温度绘制的室温至400℃之间的2mmV型缺口夏比冲击值的图。

[0021] 图3是实施例2中调质为各种硬度的本发明钢及比较钢的相对于试验片的硬度绘

制的室温下的 2mmU 型缺口夏比冲击值的图。

[0022] 图 4 是实施例 2 中硬度调质为 45HRC 的本发明钢及比较钢的相对于试验温度绘制的室温至 400℃ 之间的 2mmV 型缺口夏比冲击值的图。

具体实施方式

[0023] 本发明的明显特征在于,为了提高热作工具钢的韧性,积极地添加以往被作为杂质处理的 Zn。而且在于通过明确大幅降低韧性的元素 P 与本发明的添加 Zn 量的关系,从而允许在特定的范围内含有 P。即,发现对于热作工具钢而言,若将 Zn 作为合金元素来利用,则即便 P 含量变多,也可发挥热作工具钢韧性上升的效果。而且,由于本发明能够较多地允许以往需要极度降低的 P 含量,因此在原材料的选定方面可削减高级的低 P 废料的用量,有助于废料的回收利用。此外,还可降低精炼工序中去除 P 所需的能量及时间。以下,对于本发明制造的热作工具钢的成分限定的理由进行叙述(关于质量% 仅记为%)。

[0024] • Zn :超过 0.0025 ~ 0.025%

[0025] Zn 为在本发明中最重要的添加元素,通过添加使韧性显著地上升。而且,通过添加超过 0.0025%,可充分地得到本效果。优选为 0.003% 以上。另一方面,即使大量添加,其效果也会达到极限。此外,过度地添加造成晶界等处出现极端的偏析时,其反而会成为使韧性劣化的主要原因。此外,添加技术也变得繁杂,因此上限设为 0.025%。优选为 0.020% 以下、进一步优选为 0.015% 以下。

[0026] • P :0.005% 以上

[0027] P 为回火等热处理时在旧奥氏体晶界处偏析而使晶界脆化的元素。因此,其是为了提高热作工具钢的韧性而通常被管理为尽可能少量的杂质元素。然而,在本发明中,最大限度地利用上述 Zn 添加所带来的韧性上升效果,由此可弥补由 P 导致的韧性劣化的部分。而且,为此所需的 Zn 添加的显著效果可通过后述的相对于 P 含量的 Zn 添加量的调整来得到。由此,本发明的热作工具钢可允许 0.005% 以上的 P 含量。即便优选为 0.01% 以上、进一步优选为 0.02% 以上,也可维持充分的韧性。

[0028] • Zn/P :超过 0.5

[0029] 对于本发明的热作工具钢,即使含有 0.005% 以上的 P 的情况,也需要确保可维持充分韧性的 Zn 添加量。为此,需要调整相对于 P 含量的 Zn 添加量。具体而言,将 Zn/P 的值设为超过 0.5,由此可确保充分的韧性。优选为 Zn/P :超过 0.55。需要说明的是,超过 0.55 的 Zn/P 值对于含有 0.01% 以上的 P、进一步含有 0.02% 以上的 P 时也是优选的条件。

[0030] 另外,由熔化铸造法得到满足上述 P 与 Zn 的关系的热作工具钢时,存在与其相适的成分调整的方法。即,采用各种方法将铸造时的钢水的成分组成调整为上述的含有 Zn 的成分组成,对钢水进行铸造从而得到本发明的热作工具钢的钢锭。但是,金属 Zn 为熔点低的挥发性元素,随着时间流逝从钢水中脱出。因此,有效的是,相对于铸造时的钢水中应当维持的 Zn 量,考虑到上述脱出部分将添加到钢水中时的 Zn 量设定得多些。然而,控制钢水中的 Zn 量,将铸造时的 Zn 量调整到本发明的适当值时,仅估计上述脱出部分的添加技术的再现性低且实现困难。所以,本发明并非在与其它添加元素相同的时机调整 Zn,而是将时机设为在事先调整为热作工具钢的成分组成后的 P 含量确定的钢水中进行添加,由此可缩短其后到铸造为止的经过时间,可抑制由 Zn 的挥发等产生的 Zn/P 比的变化。

[0031] 即,具体地包括:得到含有 0.005 质量%以上的 P 的热作工具钢的成分组成的钢水的第一工序;在上述热作工具钢的成分组成的钢水中添加 Zn 的第二工序;以及对上述添加有 Zn 的钢水进行铸造而得到钢锭的第三工序。此外,热作工具钢的制造方法在第二工序中添加 Zn,以便形成第三工序铸造后的钢锭的成分组成含有 Zn;超过 0.0025~0.025 质量%、P:0.005 质量%以上、且 Zn/P:超过 0.5 的热作工具钢。上述第三工序铸造后的钢锭含有的 P 优选为 0.01 质量%以上、进一步优选为 0.02 质量%以上。以下,对各工序进行说明。

[0032] • 第一工序:得到含有 0.005 质量%以上的 P 的热作工具钢的成分组成的钢水的工序。

[0033] 通过预先将钢水的成分组成调整为热作工具钢的成分组成,从而可使后述的第二工序专门用于调整 Zn 含量。而且,在添加规定量的 Zn 后可快速地过渡到后述的第三工序的铸造中,因此容易准确地调整铸造后的钢锭的 Zn 含量。需要说明的是,本发明的第一工序的“得到热作工具钢的成分组成的钢水”是指在后述的第二工序之前处于已被调整为各种成分组成的热作工具钢的钢水的状态。此外,此时的成分组成优选预先调整为作为目标的钢锭的成分组成。此外,如果接下来的 Zn 添加中使用的 Zn 源的种类(成分组成)造成在 Zn 添加前后成分组成发生变化,则此时优选预先考虑该变化部分。因此,并不限于在钢水中实施的合金添加等处理,例如还可为准备熔化前的原材料的操作。此外,在熔化后还可实施去除夹杂物、杂质的各种精炼处理。需要说明的是,由第一工序得到的钢水含有的 P 的含量优选为 0.01 质量%以上、进一步优选为 0.02 质量%以上。

[0034] • 第二工序:在由第一工序得到的热作工具钢的钢水中添加 Zn 的工序。

[0035] 如上所述,在本发明中,重要的是脱离上述第一工序地对添加 Zn 的第二工序进行管理。在预先调整为热作工具钢的成分组成的钢水中添加 Zn 的情况下,相对于 P 的 Zn 含量的调整容易,且可快速地过渡到后述的第三工序的铸造中。需要说明的是,本发明的第二工序并不排除添加 Zn 以外的出于其它目的的处理。因此,此时如果 Zn 以外的元素种类与作为目标的钢锭的成分组成之间存在些许差别,则只要不进行新的精炼处理还可进行再次的微调。

[0036] • 第三工序:对由第二工序得到的钢水进行铸造而得到钢锭的工序。

[0037] 对经过第一及第二工序的钢水进行铸造而得到钢锭,从而熔炼满足本发明的成分组成的热作工具钢。另外,本发明的第三工序的铸造不限于普通铸锭法,也可为连铸法或其它的特殊铸锭法。

[0038] 组织中碳化物大量分布时,受到其较大地妨碍,本发明的 Zn 添加所带来的韧性上升效果变弱。即,通常相比于组织中大量碳化物分布的冷作工具钢,上述的韧性上升效果在碳化物少的热作工具钢中被更充分地发挥。因此,本发明的对象限定于热作工具钢。热作工具钢是指例如在 JIS-G-4404 等中规定的成分组成的钢。此外,除 JIS 等标准钢种之外,也可应用以往提出的热作工具钢。根据需要还可添加上述热作工具钢所规定以外的元素种类。以下为本发明制造的热作工具钢的优选成分组成。对数值限定的理由进行叙述。

[0039] • C:0.3~低于 0.6%

[0040] C 为一部分固溶在基体中赋予强度而一部分通过形成碳化物使耐磨耗性、耐粘砂性提高的元素。此外,固溶的侵入型原子 C 以及 Cr 等与 C 亲和性强的置换型原子一起添加时,期待如下效果和作用:I(侵入型原子)-S(置换型原子)效果;作为溶质原子拖曳阻力

起效而使钢高强度化的作用。但是,过度的添加导致韧性、高温强度的降低。因此,优选设为 0.3 ~ 低于 0.6%。更优选为低于 0.55%。

[0041] • Si :1.5% 以下

[0042] Si 为制钢时的脱氧剂且是提高原材料的切削性的元素。为了得到这些效果,低于 0.2% 的添加也是可以的,但优选添加 0.2% 以上。但是,过多时导致铁素体的生成,因此优选为 1.5% 以下。

[0043] • Mn :1.5% 以下

[0044] Mn 具有提高淬硬性、抑制铁素体的生成、得到适度的淬火回火硬度的效果。此外,通过以非金属夹杂物 MnS 的形式存在,对于切削性提高有显著效果。为了得到这些效果,低于 0.1% 的添加也是可以的,但优选添加 0.1% 以上。但是,过多时提高基体的粘度而使切削性降低,因此优选设为 1.5% 以下。

[0045] • Cr :3.0 ~ 低于 6.0%

[0046] Cr 是具有提高淬硬性且形成碳化物来强化基体、提高耐磨耗性的效果的元素。而且,是有助于提高回火软化阻力及高温强度的元素。但是,过度的添加导致淬硬性、高温强度的降低。因此,优选为 3.0 ~ 低于 6.0%。更优选为 5.65% 以下。

[0047] • Mo 及 W 按单独或复合计 ($Mo + 1/2W$) :3.5% 以下

[0048] 为了介由回火使微细碳化物析出或聚集来赋予强度且提高软化阻力,Mo 及 W 可按单独或复合计地添加。由于 W 的原子量约为 Mo 的 2 倍,所以此时的添加量可以按 ($Mo + 1/2W$) 的 Mo 当量来一同规定(当然可仅添加任一者,也可同时添加两者)。另外,为了得到上述效果,以 ($Mo+1/2W$) 的值计低于 1.0% 的添加也是可以的,但优选添加 1.0% 以上。但是,过多时导致切削性、韧性的降低,因此以 ($Mo + 1/2W$) 的值计优选 3.5% 以下。

[0049] • V :1.5% 以下

[0050] V 具有形成碳化物来强化基体、提高耐磨耗性的效果。此外,提高回火软化阻力,且抑制晶粒的粗大化,有助于韧性的上升。为了得到这些效果,低于 0.5% 的添加也是可以的,但优选添加 0.5% 以上。但是,过多时导致切削性、韧性的降低,因此优选设为 1.5% 以下。

[0051] • Ni :1.5% 以下

[0052] Ni 为抑制铁素体的生成的元素。此外,是与 C、Cr、Mn、Mo、W 等共同赋予热作工具钢优异的淬硬性且即便淬火时的冷却速度缓慢的情况下也可形成马氏体主体的组织从而防止韧性降低的有效元素。此外,还使基体自身的韧性得以改善,因此在本发明中根据需要进行添加。但是,过多时提高基体的粘度而使切削性降低。因此,即便添加时,也优选设为 1.5% 以下。另外,添加时优选为 0.1% 以上。

[0053] • Nb :0.3% 以下

[0054] Nb 具有形成碳化物来强化基体、提高耐磨耗性的效果。此外,提高回火软化阻力,且抑制晶粒的粗大化,有助于韧性的上升,因此在本发明中根据需要进行添加。但是,过多时导致切削性、韧性的降低。因此,即便添加时,也优选设为 0.3% 以下。添加时优选为 0.05% 以上。

[0055] • Co :5.0% 以下

[0056] Co 在将本发明的热作工具钢作为工具使用中在热作工具钢升温时的表面形成极其致密且密合性良好的保护氧化覆膜。该氧化覆膜防止与对象材料之间的金属接触、抑制

工具表面的温度上升且带来优异的耐磨耗性。因此,在本发明中,根据需要进行添加。但是,过多时使韧性降低,因此即便添加时也优选设为 5.0% 以下。添加时,优选为 0.3% 以上。

[0057] 有可能作为无法避免的杂质残留在钢中的主要元素为 S、Cu、Al、Ca、Mg、O(氧)、N(氮)等。为了有效地得到本发明的 Zn 添加所带来的作用效果,这些元素优选尽量低。然而,另一方面,为了得到夹杂物的形态控制、其它的机械特性、以及制造效率的上升之类附加的作用效果,可稍微含有和 / 或添加。此时,若在 $S \leq 0.01\%$ 、 $Cu \leq 0.25\%$ 、 $Al \leq 0.025\%$ 、 $Ca \leq 0.01\%$ 、 $Mg \leq 0.01\%$ 、 $O \leq 0.01\%$ 、 $N \leq 0.03\%$ 的范围,则可以充分地允许,为本发明的优选限制上限。

[0058] 作为充分发挥 Zn 添加所带来的韧性上升效果的一个方式,本发明的热作工具钢例如优选在将铸造后的钢锭加工而精加工成钢材期间实施均质化热处理。或者,进一步优选淬火回火硬度设为 50HRC 以下。更优选为 48HRC 以下。

[0059] 实施例 1

[0060] 首先使用真空感应熔化炉维持调整为含有 0.005 质量% 以上的 P 的热作工具钢的成分组成的钢水。此时的成分组成通过进行下面的 Zn 添加(即 Zn 源的投入)后调整成为目标钢锭的成分组成。而后,将镀 Zn 钢板用作 Zn 源,在该钢水中添加 Zn,进行铸造来制作 7 ~ 10kg 的钢锭。在表 1 中示出铸造后的钢锭的成分组成。Zn 含量用荧光 X 射线分析进行测定。本发明钢为如下的钢:在通常所使用的热作工具钢 JIS-SKD61(P 规格:0.030% 以下)的成分组成中以满足本发明的 Zn/P 比的方式添加 Zn 并较多地允许 P 的含量。需要说明的是,在全部钢锭中,不添加 S、Cu、Al、Ca、Mg、O、N(其中,包含 Al 作为熔化工序中的脱氧剂而添加的情况), $S \leq 0.01\%$ 、 $Cu \leq 0.25\%$ 、 $Al \leq 0.025\%$ 、 $Ca \leq 0.01\%$ 、 $Mg \leq 0.01\%$ 、 $O \leq 0.01\%$ 、 $N \leq 0.03\%$ 。而且,铸造前添加有 Zn 的本发明钢的 P 及 Zn 的含量可准确地调整为规定的关系。与之相对,在上述真空感应熔化的初期添加 Zn 时,Zn 蒸发而无法在铸造前的钢水中维持规定量的 Zn。

[0061] 除了上述以外,为了说明由本发明的 Zn 添加所带来的效果,还准备了表 1 的比较钢 1 ~ 6。这些比较钢为根本不添加 Zn(除去比较钢 6)而仅增加 SKD61 的 P 的含量的钢。而且,不添加 S、Cu、Al、Ca、Mg、O、N(其中,包含 Al 作为熔化工序中的脱氧剂而添加的情况), $S \leq 0.01\%$ 、 $Cu \leq 0.25\%$ 、 $Al \leq 0.025\%$ 、 $Ca \leq 0.01\%$ 、 $Mg \leq 0.01\%$ 、 $O \leq 0.01\%$ 、 $N \leq 0.03\%$ 。

[0062] [表 1]

[0063] (质量%)

[0064]

试样	C	Si	Mn	P	Ni ^{*1}	Cr	Mo
本发明钢 1	0.38	1.01	0.46	0.006	0.01	5.21	1.26
本发明钢 2	0.38	1.00	0.45	0.006	0.01	5.14	1.27
本发明钢 3	0.38	1.04	0.45	0.007	0.02	5.11	1.21
本发明钢 4	0.38	0.99	0.45	0.006	0.01	5.05	1.26

本发明钢 5	0.38	1.02	0.45	0.016	0.02	5.07	1.21
本发明钢 6	0.37	0.98	0.45	0.023	0.01	5.04	1.17
本发明钢 7	0.39	1.01	0.46	0.019	0.01	5.13	1.23
比较钢 1	0.38	1.03	0.44	0.007	0.01	5.19	1.24
比较钢 2	0.38	1.03	0.43	0.008	0.01	5.13	1.25
比较钢 3	0.38	1.02	0.44	0.016	0.01	5.25	1.23
比较钢 4	0.38	1.03	0.43	0.021	0.01	5.20	1.23
比较钢 5	0.39	1.02	0.43	0.039	< 0.01	5.14	1.24
比较钢 6	0.38	0.97	0.43	0.039	0.01	5.21	1.28

[0065]

试样	W ^{*1}	V	Zn	Nb ^{*1}	Co ^{*1}	Fe ^{*2}	Zn/P
本发明钢 1	< 0.01	0.76	0.005	< 0.01	< 0.01	余量	0.83
本发明钢 2	< 0.01	0.77	0.004	< 0.01	< 0.01	余量	0.67
本发明钢 3	< 0.01	0.82	0.001	< 0.01	< 0.01	余量	1.57
本发明钢 4	< 0.01	0.77	0.008	< 0.01	< 0.01	余量	1.33
本发明钢 5	< 0.01	0.80	0.012	< 0.01	< 0.01	余量	0.75
本发明钢 6	< 0.01	0.79	0.013	< 0.01	< 0.01	余量	0.57
本发明钢 7	< 0.01	0.82	0.019	< 0.01	< 0.01	余量	1.00
比较钢 1	< 0.01	0.82	< 0.001	< 0.01	< 0.01	余量	< 0.5
比较钢 2	< 0.01	0.82	< 0.001	< 0.01	< 0.01	余量	< 0.5
比较钢 3	< 0.01	0.82	< 0.001	< 0.01	< 0.01	余量	< 0.5
比较钢 4	< 0.01	0.81	< 0.001	< 0.01	< 0.01	余量	< 0.5
比较钢 5	< 0.01	0.82	< 0.001	< 0.01	< 0.01	余量	< 0.5
比较钢 6	< 0.01	0.81	0.010	< 0.01	< 0.01	余量	0.26

[0066] ※1 不添加

[0067] ※2 包含杂质

[0068] 对这些钢锭施以 1250℃ 下 5 小时的均质化热处理之后, 在 1150℃ 下进行热锻造从而制作 20mm 厚 × 60mm 宽 × 约 500 ~ 800mm 长的钢材。然后, 在 860℃ 下退火处理之后, 加工成用于下述评价的夏比冲击试验片的尺寸, 从 1030℃ 开始油淬火处理, 在各种温度下进行回火处理, 制成各个调质硬度下韧性的评价试样。

[0069] [试验 1]

[0070] 关于本发明钢 1、3、5 ~ 7 及比较钢 1、3 ~ 6, 各个硬度的室温下的 2mmU 型缺口夏比冲击试验的结果示于图 1。夏比试验片设定基于 ASTM E399-90 的 T-L 方向。在含有相同水平的 P 的本发明钢 1、3 及比较钢 1、本发明钢 5 及比较钢 3、以及本发明钢 6、7 及比较钢 4 的各个组合中, 以满足本发明的 Zn/P 比的方式添加有 Zn 的本发明钢 1、3、5 ~ 7 的夏比冲击值优异均优于未添加 Zn 的比较钢 1、3、4。而且, 本发明钢 6 尽管含有超过 0.02% 的高浓度的 P, 但通过添加 Zn, 可维持与 P 低于 0.01% 的比较钢 1 相同水平的韧性。比较钢 6 虽然在含有相同水平的 P 的比较钢 5 中添加 Zn, 但不满足本发明的 Zn/P, 未发现韧性的上升。

[0071] [试验 2]

[0072] 关于本发明钢 2、4 ~ 7 及比较钢 2 ~ 6, 调质为 45HRC 的硬度时的室温至 400℃ 之间的 2mmV 型缺口夏比冲击试验的结果示于图 2。夏比试验片设定基于 ASTM E399-90 的 T-L 方向。在含有相同水平的 P 的本发明钢 2、4 及比较钢 2、本发明钢 5 及比较钢 3、以及本发明钢 6、7 及比较钢 4 的各个组合中, 在任一试验温度下, 以满足本发明的 Zn/P 比的方式添加有 Zn 的本发明钢 2、4 ~ 7 的夏比冲击值均优于含有相同水平的 P 的比较钢 2 ~ 4。而且, 虽然含有超过 0.02% 的高浓度的 P, 但通过添加 Zn 而满足本发明的 Zn/P 的本发明钢 6 维持与 P 低于 0.01% 的比较钢 2 相同水平的韧性。

[0073] 实施例 2

[0074] 按照与实施例 1 中记载的方法同样的方法制作具有表 2 的成分组成的钢锭。本发明钢 A 为在热作工具钢的成分组成中以满足本发明的 Zn/P 比的方式添加有 Zn 的钢。而比较钢 B 除了不添加 Zn 以外, 设为与本发明钢 A 同等的成分组成。需要说明的是, 在两者的钢锭中, 不添加 S、Cu、Al、Ca、Mg、O、N (其中, Al 作为熔化工序中的脱氧剂而添加。), $S < 0.01\%$ 、 $Cu < 0.25\%$ 、 $Al \leq 0.025\%$ 、 $Ca \leq 0.01\%$ 、 $Mg \leq 0.01\%$ 、 $O \leq 0.01\%$ 、 $N \leq 0.03\%$ 。

[0075] [表 2]

[0076] (质量%)

[0077]

试样	C	Si	Mn	P	Ni	Cr	Mo
本发明钢 A	0.37	0.28	0.60	0.005	0.60	5.15	1.60
比较钢 B	0.38	0.30	0.56	0.007	0.59	5.03	1.58

[0078]

试样	W ^{※1}	V	Zn	Nb ^{※1}	Co ^{※1}	Fe ^{※2}	ZnP
本发明钢 A	< 0. 01	0. 65	0. 016	< 0. 01	< 0. 01	余量	3. 20
比较钢 B	< 0. 01	0. 65	< 0. 00 1	< 0. 01	< 0. 01	余量	< 0. 5

[0079] ※1 不添加

[0080] ※2 包含杂质

[0081] 接着,对这些钢锭进行与实施例 1 同样的热锻造及各种热处理,制作调质为各个硬度的夏比冲击试验片。然后,实施在实施例 1 中实施的夏比冲击试验 1、2,评价各个试样的韧性。

[0082] [试验 1]

[0083] 关于本发明钢 A 及比较钢 B,各个硬度的室温下的 2mmU 型缺口夏比冲击试验的结果示于图 3。夏比试验片设定基于 ASTM E399-90 的 L-S 方向。由于添加了 Ni,这些钢的韧性比原先高。而且,在此基础上以满足本发明的 Zn / P 比的方式添加有 Zn 的本发明钢 A 的夏比冲击值均优于不添加 Zn 的比较钢 B。

[0084] [试验 2]

[0085] 关于本发明钢 A 及比较钢 B,调质为 45HRC 的硬度时的室温至 400℃ 之间的 2mmv 型缺口夏比冲击试验的结果示于图 4。夏比试验片设定基于 ASTM E399-90 的 L-S 方向。韧性比原先高的两种钢中,在任一试验温度下,进一步以满足本发明的 Zn/P 比的方式添加有 Zn 的本发明钢 A 的夏比冲击值均优于不添加 Zn 的比较钢 B。

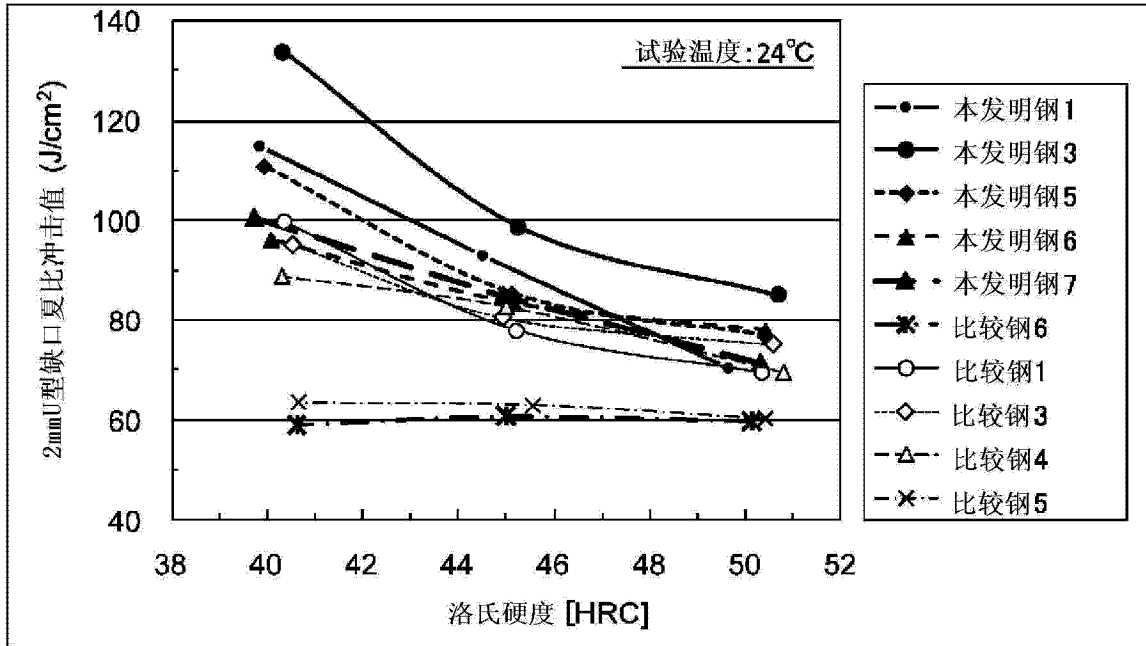


图 1

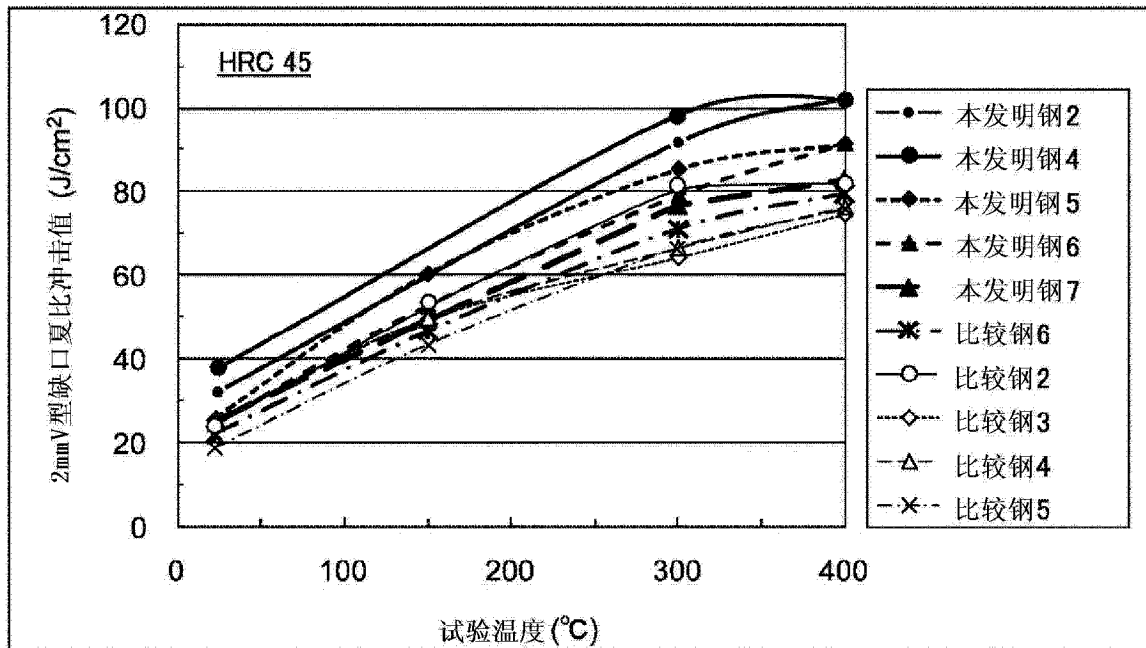


图 2

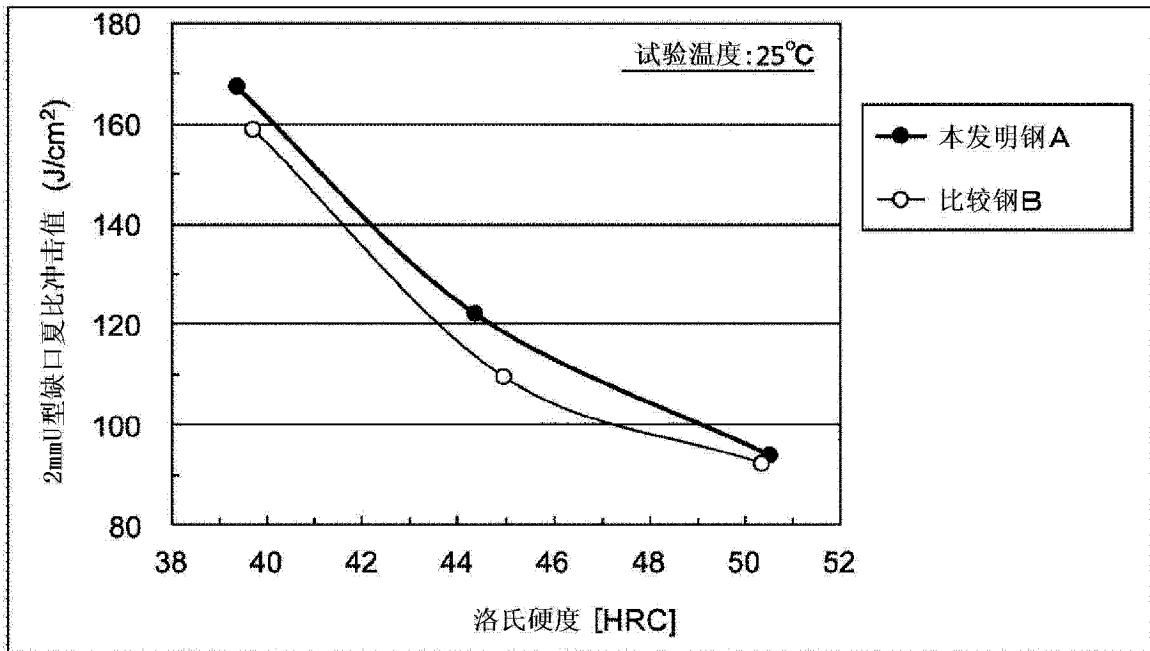


图 3

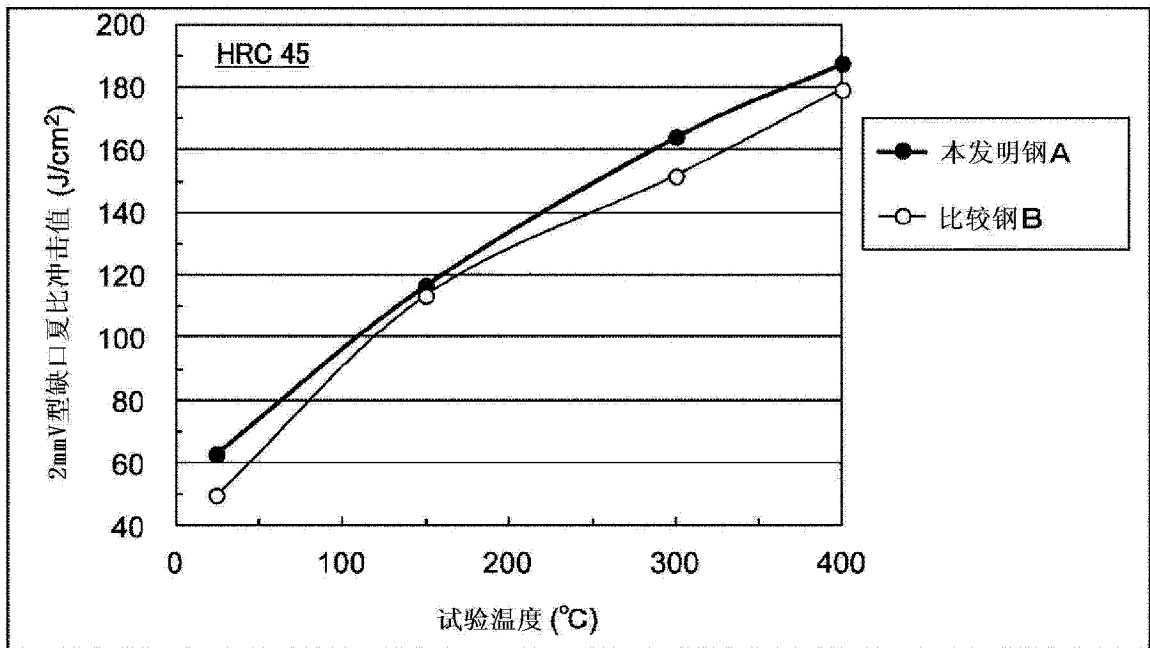


图 4