



(12)发明专利

(10)授权公告号 CN 105274444 B

(45)授权公告日 2019.03.19

(21)申请号 201510252702.3

(22)申请日 2015.05.18

(65)同一申请的已公布的文献号

申请公布号 CN 105274444 A

(43)申请公布日 2016.01.27

(30)优先权数据

2014-125901 2014.06.19 JP

2014-218985 2014.10.28 JP

2014-243681 2014.12.02 JP

(73)专利权人 大同特殊钢株式会社

地址 日本爱知县

(72)发明人 伊吹基宏 清水崇行

(74)专利代理机构 北京林达刘知识产权代理事

务所(普通合伙) 11277

代理人 刘新宇 李茂家

(51)Int.Cl.

C22C 38/46(2006.01)

C22C 38/50(2006.01)

C22C 38/48(2006.01)

(56)对比文件

CN 1696326 A, 2005.11.16,

JP 特开平6-81037 A, 1994.03.22,

审查员 潘晓萌

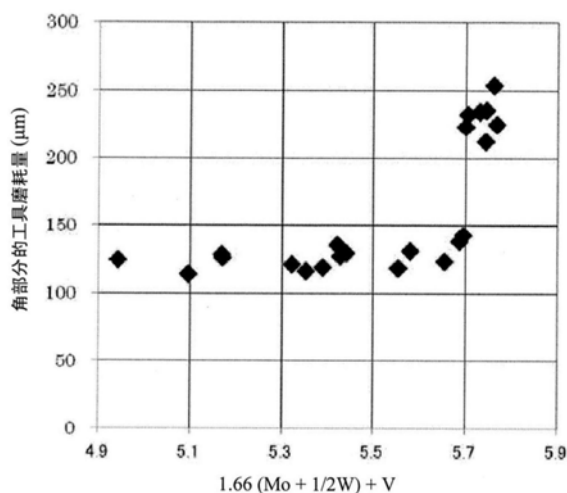
权利要求书1页 说明书10页 附图1页

(54)发明名称

冷加工工具用钢

(57)摘要

本发明涉及冷加工工具用钢,其包含以质量%计的:C:0.70%至0.90%;Si:0.60%至0.80%;Mn:0.30%至0.50%;P:0.30%以下;S:0.030%以下;Cu:0.01%至0.25%;Ni:0.01%至0.25%;Cr:6.0%至7.0%;Mo+1/2W:2.50%至3.00%;V:0.70%至0.85%;N:0.020%以下;O:0.0100%以下;和Al:0.100%以下,余量为Fe和不可避免的杂质,其中满足 $1.66(\text{Mo} + 1/2\text{W}) + \text{V} < 5.7\%$ 。



1. 一种冷加工工具用钢,其包括,以质量%计的:

C:0.70%至0.90%;

Si:0.60%至0.80%;

Mn:0.30%至0.50%;

P:0.30%以下;

S:0.027%以下;

Cu:0.01%至0.25%;

Ni:0.01%至0.25%;

Cr:6.0%至7.0%;

Mo+1/2W:2.50%至3.00%;

V:0.70%至0.85%;

N:0.020%以下;

O:0.0100%以下;和

Al:0.100%以下,

余量为Fe和不可避免的杂质,

其中满足 $1.66(\text{Mo}+1/2\text{W})+\text{V}<5.7\%$,

其淬火之后的残留奥氏体量为小于或等于25体积%。

2. 根据权利要求1所述的冷加工工具用钢,其进一步包括,以质量%计的以下的至少一种:

Nb:0.001%至0.30%,

Ta:0.001%至0.30%,

Ti:0.20%以下,和

Zr:0.001%至0.30%。

3. 根据权利要求2所述的冷加工工具用钢,其淬火之后的残留奥氏体量为小于或等于25体积%。

4. 根据权利要求1至3任一项所述的冷加工工具用钢,其在高于或等于450℃的温度下的回火处理之后的最高硬度为大于或等于64HRC。

冷加工工具用钢

技术领域

[0001] 本发明涉及冷加工工具用钢,且特别地,涉及成形高拉伸钢板优选的冷加工工具用钢。

背景技术

[0002] 通常,由SKD11表示的冷加工工具用钢,在高于或等于1,000℃的温度下进行淬火处理(quenching treatment)、然后在高于或等于450℃的温度下进行回火处理(tempering treatment)之后,一般用于约HRC60至HRC63的程度。作为该冷加工工具用钢的主要用途,示例为冷压用模具和冷锻用模具。例如,专利文献1公开了通过改进碳化物的大小和分布来实现高硬度和高韧性的冷加工工具用钢。

[0003] 另一方面,近年来,在汽车行业中,已要求全球变暖问题的对策,且作为最有效的解决方案,许多公司都专注于车体的轻量化。已知当提高车体的轻量化时,能够减少从车中排出的二氧化碳量。由于这个原因,将即使当用于比常规的厚度更薄的情况下时仍能提供与一般用作车体材料的常规钢板相同强度的材料用作汽车车体或结构部件。这种材料称为高拉伸钢板。

[0004] 高拉伸钢板还称为“高拉伸强度钢片(High Tensile Strength Steel Sheets)”,并表示具有高拉伸强度的钢板。常规的钢板具有大于或等于270MPa的拉伸强度,然而具有340MPa至790MPa的拉伸强度的钢板通常定义为高拉伸钢板。另外,具有大于或等于1,000MPa的拉伸强度的钢板特别地称为超高拉伸钢板。

[0005] 专利文献1:JP-A-H02-277745

发明内容

[0006] 从汽车车体的轻量化的要求,冷加工工具用钢(冷加工模具)已逐渐应用于超高拉伸钢板的加工。出于这个原因,当通过使用冷加工模具成形超高拉伸钢板时,已增加冷加工模具的负荷。如果冷加工模具无法抵抗负荷,冷加工模具变形因此劣化汽车车体或结构部件的尺寸精度。为了获得充分的耐负荷性(load resistance),必须确保冷加工模具的硬度和冲击值。为了在考虑到资源节约的同时获得高硬度,有效的是在淬火处理中将较大的碳溶解在材料钢中以形成固溶体(solid solution)、然后通过回火处理进行二次硬化。

[0007] 作为增加碳在固溶体中的溶解量的方法,示例为增加淬火温度的方法。然而,当增加淬火温度时,可能存在粗化钢中的晶粒的问题。粗化的晶粒导致钢模的冲击值降低。因此,必须包含在淬火温度下防止晶粒粗化的碳化物如VC,但当过度增加防止晶粒粗化的碳化物的量时,冲击值也降低。另外,当添加如Mo和V等的元素时,期待归因于二次硬化的硬度改进。

[0008] 另一方面,当关注于冷加工模具的制造工艺时,冷加工模具一般在室温下切削并精加工为最终的形状。该切削工艺为归因于模具材料(冷加工工具用钢)的剪切变形的破断(rupture)和破断的切屑(ruptured swarf)及工具的磨耗的重复,并暂时且瞬间地增加模

具材料的切削面的温度。如果在该高温下模具难以变形,即,如果在高温下的硬度增加,切削性降低。即,增加切削模具的工具的负荷(增加工具磨耗量),因此增加切削工具的成本和模具的制造时间,并降低模具的生产性。

[0009] 考虑到上述情况完成本发明,本发明通过提供在确保模具的必要硬度和必要冲击值的同时可改进模具的生产性的冷加工工具用钢来解决上述问题。

[0010] 作为深入研究的结果,本发明者们发现可解决上述问题。解决问题的具体方法如下。

[0011] 本发明的第一方面为冷加工工具用钢,其包含以质量%计的:

[0012] C:0.70%至0.90%;

[0013] Si:0.60%至0.80%;

[0014] Mn:0.30%至0.50%;

[0015] P:0.30%以下;

[0016] S:0.030%以下;

[0017] Cu:0.01%至0.25%;

[0018] Ni:0.01%至0.25%;

[0019] Cr:6.0%至7.0%;

[0020] $Mo+1/2W$:2.50%至3.00%;

[0021] V:0.70%至0.85%;

[0022] N:0.020%以下;

[0023] O:0.0100%以下;和

[0024] Al:0.100%以下,

[0025] 余量为Fe和不可避免的杂质,

[0026] 其中满足 $1.66(Mo+1/2W)+V<5.7\%$ 。

[0027] 本发明的第二方面为根据第一方面的冷加工工具用钢,其进一步包含以质量%计的以下的至少一种:

[0028] Nb:0.001%至0.30%,

[0029] Ta:0.001%至0.30%,

[0030] Ti:0.20%以下,和

[0031] Zr:0.001%至0.30%。

[0032] 本发明的第三方面为根据第一方面或第二方面的冷加工工具用钢,其淬火之后的残留奥氏体量为小于或等于25体积%。

[0033] 本发明的第四方面为根据第一方面、第二方面和第三方面的任一个的冷加工工具用钢,其在高于或等于450℃的温度下的回火处理之后的最高硬度为大于或等于64HRC。

[0034] 本发明通过调整C、Si、Cr、Mo、W和V在预定范围内来确保模具所必要的硬度和冲击值。另外,本发明中,为了改进模具的生产性,优化Mo、W和V之间的平衡,并限定 $1.66(Mo+1/2W)+V<5.7\%$ 的关系式。通常,在室温下切削模具,并在切削期间通过切削热暂时且瞬间地增加模具的温度。在这种情况下,当关注于模具的硬度时,硬度在室温下最高并随着温度升高而降低。作为本发明者们的深入研究的结果,发现在通过切削暂时且瞬间地增加模具的温度的情况下,特别地,如果添加比预定添加量更大量的Mo、W和V的各元素时,损害切削性

因而劣化切削效率。即,他们总结出Mo、W和V的元素添加量是降低模具生产性的因素之一。

[0035] 顺带地,上述专利文献1中公开的冷加工工具用钢通过改进碳化物的大小和分布来实现高硬度和高韧性,但不具有本发明的特性,因此本发明具有完全不同的技术概念。

[0036] 如上所述,根据本发明的冷加工工具用钢,可在确保模具必要的硬度和冲击值的同时改进模具的生产性。

附图说明

[0037] 图1为示出工具磨耗量(切削性)与Mo、W和V的添加量之间的关系的图。

[0038] 图2为示出本发明钢与比较钢的冲击值与硬度的数值之间的关系的图。

具体实施方式

[0039] 将详细描述根据本发明的实施方案之一的冷加工工具用钢(下文中,称作该实施方案的冷加工工具用钢)。该实施方案的冷加工工具用钢能够应用于形成高拉伸钢板用模具、冷锻用冲头和冲模、弯曲模、冷锻用模具、挤锻(swaging)用模具、螺纹滚压(thread rolling)用模具、冲头构件、纵剪机刀片(slitter knife)、冲压引线框用模具、计量器、拉深冲头(deep drawing punch)、弯曲冲头、剪切刀片、不锈钢用弯曲模、拉延模(drawing die)、塑料加工用工具如热头、齿轮用冲头、凸轮部件、加压冲压用模具、渐进冲压用模具、沉淀物运输装置用密封板、螺杆构件、混凝土喷射机用旋转板、IC密封用模具、和需要高尺寸精度的精密加压模具。另外,该实施方案的冷加工工具用钢还能够用于进行如CVD处理、PVD处理和TD处理等的表面处理之后使用的各种冷金属骰子(dice)。其中,特别优选用于具有大于或等于1,000MPa的拉伸强度的超高拉伸钢板。

[0040] 该实施方案的冷加工工具用钢包含以下元素。以下解释添加元素的种类、其添加范围、和限制其范围的原因。

[0041] C:0.70%至0.90%

[0042] C是确保强度和耐磨耗性的必要元素,并通过与碳化物形成元素如Cr、Mo、W、V和Nb键合来形成碳化物。另外,C对于通过在淬火时溶解至母相(matrix phase)以形成固溶体从而形成马氏体结构来确保硬度是必要的。为了在冷加工工具用钢中获得这种效果,C含量的下限设定为0.70%。与之相对,当C含量过大时,碳化物形成元素与C键合以形成粗碳化物因而可降低冲击值。另外,可降低在铸造之后对锭进行热锻时的热加工性。出于这些原因,C含量的上限设定为0.90%。从上述观点,C含量的更优选范围为0.75%至0.85%。

[0043] Si:0.60%至0.80%

[0044] Si溶解至母相以形成固溶体,Si可加速其它碳化物的析出,并可有助于二次硬化。为了获得这些效果,Si含量的下限设定为0.60%。与之相对,当过度添加Si时,可降低淬硬性。出于这个原因,Si含量的上限设定为0.80%。

[0045] Mn:0.30%至0.50%

[0046] 添加Mn以改进淬硬性并稳定奥氏体。特别地,当淬硬性降低时,硬度的变化在微观水平增加。另外,当不可避免地包含S时,Mn形成MnS,且可防止由归因于热处理的畸变(distortion)(各向异性的助长)引起的冲击值降低。出于这些原因,Mn含量的下限设定为0.30%。与之相对,当Mn含量过大时,可降低在铸造之后对锭进行热锻时的热加工性。出于

这个原因,Mn含量的上限设定为0.50%。

[0047] P:0.30%以下

[0048] P不可避免地包含在钢中。P易于被偏析在晶粒界面并可引起韧性降低。出于这个原因,P含量的上限设定为0.3%。

[0049] S:0.030%以下

[0050] S不可避免地包含在钢中。通常,为了改进切削性而积极地添加S。本发明中,通过添加S可形成MnS以防止由归因于热处理的畸变(各向异性的助长)引起的冲击值降低,因此S含量限制为小于或等于0.03%。

[0051] Cu:0.01至0.25%

[0052] Cu为稳定奥氏体的元素。然而,当Cu含量过大时,可增加残留奥氏体量因此可发生尺寸的经时变化。另外,当过度添加Cu时,可降低在铸造之后对锭进行热锻时的热加工性。出于这些原因,Cu含量设定为0.01%至0.25%。

[0053] Ni:0.01%至0.25%

[0054] Ni为稳定奥氏体的元素。然而,当Ni含量过大时,可增加残留奥氏体量因此可发生尺寸的经时变化。出于这个原因,Ni含量设定为0.01%至0.25%。

[0055] Cr:6.0%至7.0%

[0056] Cr为改进耐腐蚀性的元素。为了获得这种效果,Cr含量的下限设定为6.0%。当Cr含量过大时,可降低C溶解至奥氏体结构以形成固溶体的量,因此无法获得充分的硬度。出于这个原因,Cr含量的上限设定为7.0%。

[0057] Mo+1/2W:2.50%至3.00%

[0058] Mo和W形成细碳化物,且为有助于二次硬化的重要元素。为了获得与Mo相同的效果,必须添加双倍量的W,因此在本发明中,限制Mo含量和1/2的W含量的总量。为了获得二次硬化的效果,Mo+1/2W的含量的下限设定为2.50%。与之相对,当Mo和W的含量过大时,可增加淬火时碳化物的残存量,因此Mo+1/2W的含量的上限设定为3.00%。

[0059] V:0.70%至0.85%

[0060] V可与C键合以形成碳化物。碳化物可有助于抑制晶粒直径的粗化。为了获得这种效果,V含量的下限设定为0.70%。当V含量过大时,V的碳氮化物可易于结晶以降低冲击值。出于这个原因,V含量的上限设定为0.85%。

[0061] N:0.020%以下

[0062] N为间隙型元素(interstitial type element)且可有助于马氏体结构的硬度的增加。相对于同为间隙型元素的碳,N具有更强的 γ 稳定性。然而,当N含量过大时,凝固期间钢材料中的氮可浓缩以致超过氮气喷出的限制,因此易于在锭中发生孔隙(void)。出于这个原因,N含量的上限设定为0.020%。

[0063] O:0.0100%以下

[0064] O为不可避免地包含在熔融钢中的元素。然而,当O含量过大时,O可与Si和Al键合以形成其成为内含物的粗氧化物,因此可降低韧性。从防止该现象的观点,O含量的上限设定为0.0100%。

[0065] Al:0.100%以下

[0066] Al是添加为脱氧剂的元素。然而,当Al含量过大时,Al可与O键合以形成粗氧化物

且其可成为裂纹(crack)的起点。出于这个原因,Al含量的上限设定为0.100%。

[0067] $1.66(\text{Mo}+1/2\text{W})+\text{V}$: 小于5.7%

[0068] 为了增加二次硬化,必须添加Mo+1/2W和V。与之相对,当其总含量过大时,即使通过切削时的切削阻力或切削热来增加模具的温度,可能不会降低模具的硬度,因此可劣化切削性。出于这个原因,限定其总含量以满足 $1.66(\text{Mo}+1/2\text{W})+\text{V}<5.7$ 。

[0069] 除了上述必要元素以外,该实施方案的冷加工工具用钢可任选地包含选自下述元素的一种或多种。即,该实施方案的冷加工工具用钢可仅由以下以质量%计的元素来组成: $0.70\leq\text{C}\leq 0.90$; $0.60\leq\text{Si}\leq 0.80$; $0.30\leq\text{Mn}\leq 0.50$; $\text{P}\leq 0.30$; $\text{S}\leq 0.030$; $0.01\leq\text{Cu}\leq 0.25$; $0.01\leq\text{Ni}\leq 0.25$; $6.0\leq\text{Cr}\leq 7.0$; $2.50\leq\text{Mo}+1/2\text{W}\leq 3.00$; $0.70\leq\text{V}\leq 0.85$; $\text{N}\leq 0.020$; $0\leq 0.0100$; 和 $\text{Al}\leq 0.100$, 余量为Fe和不可避免的杂质,其中满足 $1.66(\text{Mo}+1/2\text{W})+\text{V}<5.7\%$,但其可任选地包含选自其含量如下所述的元素的一种或多种。

[0070] Nb: 0.001%至0.30%, Ta: 0.001%至0.30%, Ti: 0.20%以下, 和Zr: 0.001%至0.30%

[0071] Nb、Ta、Ti和Zr为与C和N键合以形成碳氮化物的元素,且可有助于抑制晶粒的粗化。与之相对,当过度添加Nb、Ta、Ti和Zr时,可降低精加工(finishing)时的切削性,因此可降低模具的生产性。出于这些原因,各元素的含量设定在上述范围内。

[0072] 另外,该实施方案的冷加工工具用钢中,优选淬火之后的残留奥氏体量为小于或等于25体积%。这是因为当淬火之后的残留奥氏体量增加时,可增加归因于回火之后待分解的残留奥氏体量的模具尺寸变化,因此可能需要时间以对模具进行精密切削。此外,优选淬火温度为1,000℃至1,100℃。

[0073] 另外,该实施方案的冷加工工具用钢中,优选的是,在大于或等于450℃的温度下回火处理之后最高硬度大于或等于64HRC。特别地,当该实施方案的冷加工工具用钢用作高拉伸钢板用冷加工模具时,必须通过施加二次硬化来确保硬度和冲击值。

[0074] 实施例

[0075] 下文中,将参考实施例详细地描述本发明。

[0076] 在真空诱导炉中熔融各具有如表1和表2所示的化学组成(质量%)的钢,并铸造为具有50kg重量的各锭。铸造之后的这些锭进行热锻并形成60mm²的各棒材(rod material)。热锻之后,将这些棒材进行球化退火(spheroidizing annealing),其中该材料从880℃以7℃/时的冷却速度缓慢地冷却。评价各所得钢材料的硬度测量试验、卡毕冲击试验(Charpy Impact Test)、切削性试验、和残留奥氏体量的测量试验。

[0077] <硬度测量试验>

[0078] 从上述热处理之后的棒材上切出边长为10mm的立方体试验片,并在如表3所示的热处理条件(淬火温度和回火温度)下进行处理。将立方体试验片的测量面和接地面(grounding surface)研磨至#400。然后,通过使用Rockwell C Scale来测量立方体试验片的硬度。该硬度表明在高于或等于450℃的温度下进行回火处理情况下的最高硬度。

[0079] <卡毕冲击试验>

[0080] 制备10R-缺口卡毕试验片,其中具有10R深度的2mm缺口形成在从上述60mm²的棒材上切出的10mm×10mm×55mm的正方形棒材中。10R-缺口卡毕试验片在如表3所示的温度下进行淬火处理和回火处理,然后在室温下测量其冲击值。三个试验片的平均值获得为冲

击值。

[0081] <切削性试验(端铣刀(End Mill)加工试验)>

[0082] 对退火之后从钢材料上切出的以下试验片进行切削性试验。试验条件如下。

[0083] 试验片:55mm×55mm×200mm

[0084] 切削工具:超硬M20的正方形端铣刀(Φ10mm)

[0085] 切削距离:10m

[0086] 切削速度:100m/min

[0087] 每转的运输速度:0.2mm/rev

[0088] 切下宽度(水平方向):0.5mm

[0089] 切下高度(垂直方向):0.5mm

[0090] 切削油:无

[0091] 评价中,切削加工10m之后,端铣刀与支架分离,并测量正方形端铣刀的角部分的最大磨耗量。通过使用3倍放大率的CCD照相机的实测来测量正方形端铣刀的角部分的最大磨耗量。此处,“正方形端铣刀的角部分的最大磨耗量”表明从正方形端铣刀的角部分的先端到能够确认剥离(peeling)和磨耗的部位的距离的最大值。

[0092] <残留奥氏体量的测量试验>

[0093] 将从60mm²的棒材上切出的10mm×10mm×2mm的正方形棒材在如表3所示的淬火温度下维持30分钟,然后以50℃/min的平均冷却速度冷却。接下来,将正方形棒材(试验片)的测量面研磨至如JIS-R6001定义的#800,并由X-射线衍射装置测量。由X-射线测量获得铁素体的(200)和(211)的峰强度和奥氏体的(200)、(220)和(311)的峰强度,然后由峰强度比计算残留奥氏体量(体积%)。

[0094] 表1和表2中,示出本发明钢和比较钢的化学组成。表3中,示出本发明钢和比较钢的热处理条件及试验结果。另外,图1中,示出本发明钢和比较钢的工具磨耗量(切削性)与Mo、W和V的添加量之间的关系。图2中,示出本发明钢与比较钢的冲击值与硬度的数值之间的关系。

[0095]

表1

钢类型	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	W	Mo +1/2W	V	N	O	Al	其它	1.66 (Mo + 1/2W) + V
本发明钢1	0.82	0.68	0.37	0.11	0.012	0.09	0.11	6.67	2.62	-	2.62	0.82	0.012	0.0052	0.064	-	5.17
本发明钢2	0.72	0.60	0.36	0.16	0.021	0.13	0.09	6.48	2.91	-	2.91	0.75	0.007	0.0096	0.052	Nb = 0.038	5.58
本发明钢3	0.78	0.71	0.48	0.19	0.022	0.04	0.05	6.23	2.73	-	2.73	0.79	0.014	0.0021	0.074	-	5.32
本发明钢4	0.85	0.63	0.42	0.02	0.014	0.21	0.17	6.56	2.65	-	2.65	0.77	0.018	0.0063	0.088	-	5.17
本发明钢5	0.88	0.74	0.30	0.04	0.016	0.07	0.15	6.92	2.83	-	2.83	0.73	0.020	0.0081	0.091	Ta = 0.012	5.43
本发明钢6	0.76	0.65	0.44	0.08	0.018	0.05	0.07	6.07	2.96	-	2.96	0.74	0.019	0.0014	0.068	-	5.65
本发明钢7	0.86	0.76	0.32	0.26	0.007	0.16	0.14	6.84	2.76	-	2.76	0.84	0.004	0.0073	0.043	-	5.42
本发明钢8	0.71	0.64	0.33	0.23	0.005	0.02	0.21	6.51	2.52	-	2.52	0.76	0.003	0.0007	0.032	Ti = 0.05	4.94
本发明钢9	0.75	0.78	0.39	0.12	0.025	0.24	0.24	6.16	2.85	-	2.85	0.71	0.015	0.0046	0.021	-	5.44
本发明钢10	0.81	0.79	0.46	0.28	0.027	0.18	0.02	6.35	0.08	5.83	3.00	0.85	0.017	0.0032	0.011	Zr = 0.03	5.65

[0096]

钢类型	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	W	Mo +1/2W	V	N	O	Al	其它	1.66 (Mo + 1/2W) + V
比较钢1	0.83	0.62	0.48	0.22	0.004	0.25	0.12	6.54	2.96	-	2.96	0.83	0.003	0.0033	0.036	-	5.74
比较钢2	0.73	0.70	0.35	0.13	0.018	0.07	0.19	6.34	2.95	-	2.95	0.84	0.019	0.0084	0.085	-	5.74
比较钢3	0.86	0.75	0.38	0.15	0.026	0.03	0.23	6.28	2.98	-	2.98	0.82	0.011	0.0068	0.062	-	5.77
比较钢4	0.80	0.73	0.32	0.29	0.011	0.11	0.03	6.46	2.94	-	2.94	0.85	0.014	0.0006	0.013	-	5.73
比较钢5	0.90	0.61	0.46	0.03	0.021	0.21	0.15	6.54	2.97	-	2.97	0.83	0.013	0.0098	0.055	-	5.76
比较钢6	0.75	0.66	0.36	0.04	0.030	0.16	0.25	6.25	0.15	5.82	3.06	0.84	0.002	0.0028	0.024	-	5.75
比较钢7	0.89	0.79	0.30	0.12	0.034	0.01	0.07	6.52	2.68	-	2.68	0.94	0.008	0.0057	0.073	-	5.39
比较钢8	0.81	0.74	0.42	0.09	0.038	0.24	0.21	6.31	2.93	-	2.93	0.83	0.005	0.0013	0.096	-	5.69
比较钢9	0.71	0.64	0.34	0.17	0.026	0.04	0.13	6.38	2.54	-	2.54	0.88	0.017	0.0076	0.031	-	5.10
比较钢10	0.84	0.76	0.49	0.26	0.036	0.18	0.17	6.41	2.73	-	2.73	0.82	0.015	0.0048	0.048	-	5.35
比较钢11	0.77	0.80	0.37	0.14	0.032	0.08	0.15	6.35	2.81	-	2.81	0.89	0.009	0.0065	0.067	-	5.55
比较钢12	0.88	0.67	0.44	0.08	0.028	0.12	0.18	6.76	0.10	5.73	2.965	0.95	0.008	0.0062	0.056	-	5.70
比较钢13	1.52	0.26	0.43	0.13	0.016	0.06	0.13	12.06	1.09	-	1.09	0.24	0.017	0.0086	0.022	-	2.05
比较钢14	1.04	1.02	0.41	0.11	0.004	0.07	0.11	8.09	2.11	-	2.11	0.23	0.016	0.0054	0.046	-	3.73
比较钢15	0.65	1.99	0.91	0.08	0.072	0.08	0.08	6.66	1.46	-	1.46	0.11	0.006	0.0032	0.072	-	2.53

表2

[0097] 表3

[0098]

钢类型	淬火温度 (°C)	回火温度 (°C)	最高硬度 (HRC)	冲击值 (J/cm ²)	工具磨耗量 (μm)	残留γ量 (体积%)
本发明钢1	1085	535	64.4	17	126	22.7
本发明钢2	1090	550	64.3	21	131	19.8
本发明钢3	1085	540	64.7	23	121	21.6
本发明钢4	1100	530	64.5	16	128	23.7
本发明钢5	1080	545	64.8	23	127	24.5
本发明钢6	1095	535	64.2	24	123	21.0
本发明钢7	1075	540	64.7	21	135	23.9
本发明钢8	1070	555	64.5	18	124	19.4
本发明钢9	1080	525	64.3	19	129	20.6
本发明钢10	1075	560	64.2	22	138	24.3
比较钢1	1075	545	64.6	16	212	23.1
比较钢2	1085	550	64.8	18	232	20.1
比较钢3	1080	540	64.4	21	225	24.9
比较钢4	1090	555	64.6	18	234	24.1
比较钢5	1085	560	64.5	16	254	25.3
比较钢6	1100	545	64.7	18	235	20.7
比较钢7	1070	550	64.2	9	119	24.8
比较钢8	1080	540	64.3	11	142	22.5
比较钢9	1075	535	64.5	12	114	19.4
比较钢10	1085	545	64.6	10	116	23.5
比较钢11	1090	530	64.4	8	118	21.3
比较钢12	1080	525	64.2	11	223	24.6
比较钢13	1020	500	60.2	7	121	41.3
比较钢14	1030	520	62.9	9	114	21.2
比较钢15	1030	500	62.1	20	88	21.1
比较钢16	1080	540	63.6	6	109	29.6

[0099] 对比表1、表2、表3、图1和图2,可发现以下事实。首先,在比较钢1至6中,1.66 (Mo+

1/2W)+V大于或等于5.7。出于这个原因,工具磨耗量增加,且模具的生产性降低。具体地,参照图1,其中1.66 (Mo+1/2W) 大于或等于5.7的点表示比较钢1至6。与之相对,其中1.66 (Mo+1/2W) 小于5.7的点表示本发明钢1至9和比较钢7至12。如表1所示,当合金组合物中1.66 (Mo+1/2W) 大于或等于5.7时,工具磨耗量增加,切削性降低,且模具的生产性降低。

[0100] 参照表1、表2、表3和图2,因为S和V之一或二者超过本发明的限制范围的上限,所以比较钢8至12具有低冲击值。

[0101] 参照表1、表2、表3和图2,因为Si、Mo和V的含量低于本发明的限制范围的下限且Cr含量超过本发明的限制范围的上限,所以比较钢13无法实现充分的硬度。另外,因为C含量超过本发明的限制范围的上限,所以比较钢13具有低冲击值。

[0102] 参照表1、表2和表3,因为Mo和V的含量低于本发明的限制范围的下限且Cr含量超过本发明的限制范围的上限,所以比较钢14无法实现充分的硬度。另外,因为C含量超过本发明的限制范围的上限,所以比较钢14具有低冲击值。顺带地,表3中的比较钢16为在组成与表2中的比较钢14相同、且回火温度和淬火温度不同于表3中的比较钢14的条件下进行试验的实例。

[0103] 参照表1、表2和表3,因为C、Mo和V的含量低于本发明的限制范围的下限且Cr含量超过本发明的限制范围的上限,所以比较钢15无法实现充分的硬度。

[0104] 与之相对,在硬度测量试验、卡毕冲击试验、切削性试验、和残留奥氏体量的测量试验的任何试验结果中,相对于这些比较钢,本发明钢实现优良的结果。从上述结果,根据本实施方案的冷加工工具用钢,可在确保模具的必要硬度和必要冲击值的同时改进模具的生产性。

[0105] 尽管已参照其具体实施方案详细地描述本发明,然而明显的是,可在其中做出各种改变和变更而不受限于这些实施方案和实施例。

[0106] 本申请基于2014年6月19日提交的日本专利申请2014-125901、2014年10月28日提交的日本专利申请2014-218985、和2014年12月2日提交的日本专利申请2014-243681,其内容通过参考引入此处。

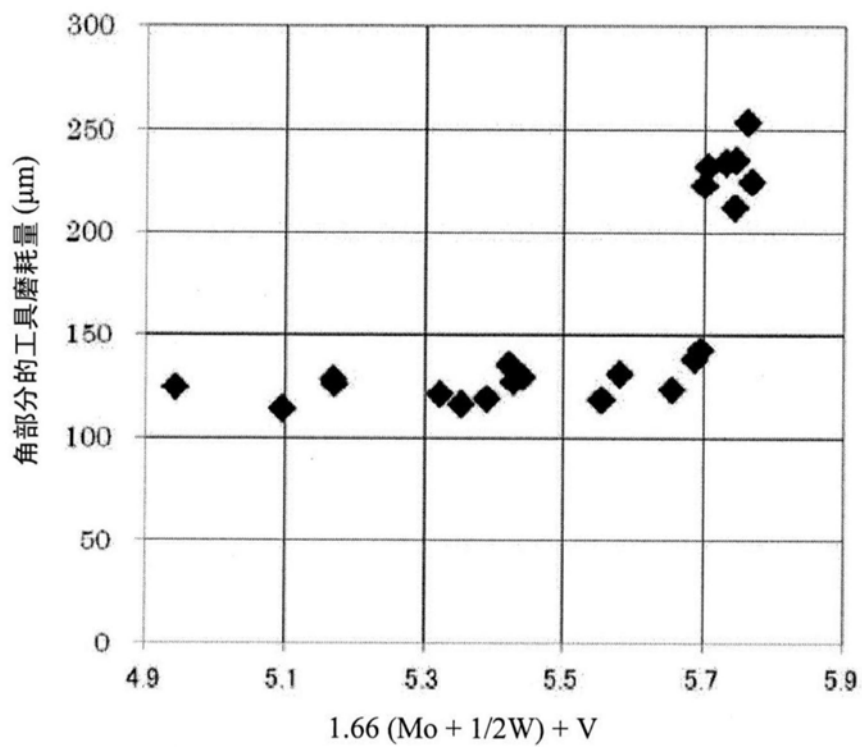


图1

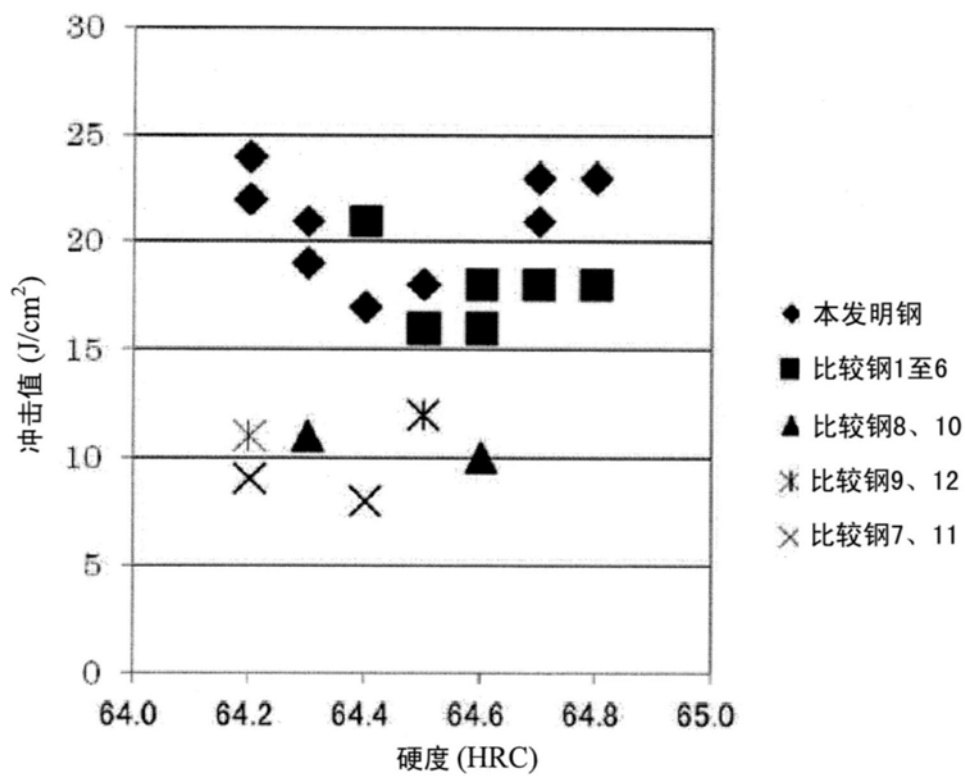


图2