(19)国家知识产权局

(12)发明专利申请

(10)申请公布号 CN 120091882 A
(43)申请公布日 2025.06.03

(21)申请号 202380077522.9
(22)申请日 2023.11.07
(30)优先权数据
22206655.7 2022.11.10 EP
(85)PCT国际申请进入国家阶段日
2025.05.07
(86)PCT国际申请的申请数据
PCT/EP2023/080905 2023.11.07
(87)PCT国际申请的公布数据
WO2024/099997 EN 2024.05.16
(71)申请人 山特维克科洛曼特公司
地址 瑞典
(72)发明人 利夫·达尔 蒂姆·尤利茨卡
(74)专利代理机构 中原信达知识产权代理有限责任公司 11219
专利代理师 蔡石蒙 黄刚
(51)Int.Cl.
B23K 1/00(2006.01)
B23K 1/008(2006.01)
B23K 35/00(2006.01)
C21D 9/50(2006.01)
B23K 101/20(2006.01)
B23K 103/04(2006.01)

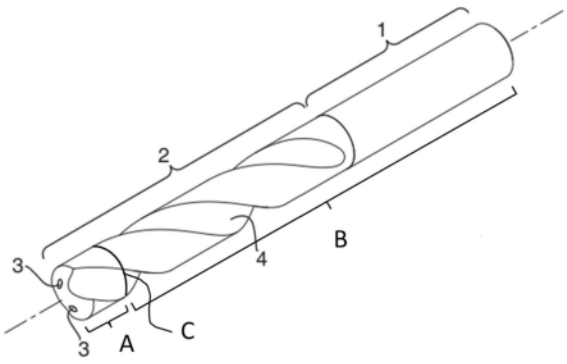
权利要求书2页 说明书11页 附图3页

(54)发明名称

切削刀具

(57)摘要

本发明涉及一种旋转切削刀具刀片,其包括由马氏体时效钢制成的载体主体和包括至少一个切削刃的至少一个切削元件。该旋转切削刀具刀片进一步包括钎焊接头,该钎焊接头接合所述载体主体和所述至少一个切削元件,其中该钎焊接头包括Ti,并且其中,该钎焊接头包括邻接所述切削元件的含Ti接合层,该含Ti接合层的厚度在0.03μm和5μm之间。



CN 120091882 A

1.一种旋转切削刀具,包括:

- 载体主体,以及;

- 包括至少一个切削刃的至少一个切削元件;

- 钎焊接头,所述钎焊接头接合所述载体主体和所述至少一个切削元件,其中所述钎焊接头包括Ti,并且其中所述钎焊接头包括与所述切削元件邻接的含Ti接合层,所述含Ti接合层的厚度在0.03μm和5μm之间,

其中,所述载体主体由马氏体时效钢制成。

2.根据权利要求1所述的旋转切削刀具,其中,所述切削元件由硬质合金、陶瓷、多晶金刚石(PCD)或立方氮化硼(PcBN)中的一种制成。

3.根据前述权利要求中任一项所述的旋转切削刀具,其中,所述含Ti接合层的组成为TiC、TiN、TiO_x和TiB_x中的一种或它们的混合物。

4.根据前述权利要求中任一项所述的旋转切削刀具,其中,所述含Ti接合层具有在0.05μm和0.5μm之间的厚度。

5.根据前述权利要求中任一项所述的旋转切削刀具,其中,所述马氏体时效钢包含8重量%至25重量%的Ni、总量为7重量%至27重量%之间的选自Co、Mo、Ti、Al和Cr的一种或多种合金元素、小于0.03重量%的C和余量的Fe。

6.根据前述权利要求中任一项所述的旋转切削刀具,其中,所述钎焊接头包含Cu、Ag和In。

7.根据前述权利要求中任一项所述的旋转切削刀具,其中,所述钎焊接头包含30重量%至80重量%的量的Ag、15重量%至50重量%的量的Cu、0.3重量%至15重量%的量的Ti、0重量%至10重量%的量的Sn和0重量%至30重量%的量的In。

8.根据前述权利要求中任一项所述的旋转切削刀具,其中,马氏体时效钢制成的所述载体主体的平均芯部硬度为300至700HV1,并且平均表面硬度为300至1200HV1。

9.根据前述权利要求中任一项所述的旋转切削刀具,其中,马氏体时效钢制成的所述载体主体具有硬度分布,使得表面硬度比芯部硬度高至少30%。

10.根据前述权利要求中任一项所述的旋转切削刀具,其中,所述切削元件是头部,所述头部包括排屑槽的至少一部分。

11.一种制造根据权利要求1-10中任一项所述的旋转切削刀具的方法,包括以下步骤:

- 提供由马氏体时效钢制成的载体主体,

- 提供包括至少一个切削刃的至少一个切削元件;

- 将包含占填料材料的0.3重量%至15重量%的量的Ti的所述填料材料放置在所述载体主体和所述切削元件之间并且与所述载体主体和所述切削元件接触;

- 使所述载体主体和所述切削元件以及其间的所述填料材料在600℃和830℃之间的温度下在炉中经受钎焊步骤,持续1分钟和60分钟之间的时间段,并且其中,钎焊在真空中进行。

12.根据权利要求11所述的方法,其中,在所述钎焊步骤之后,使所述载体主体和所述切削元件在300℃和600℃之间的温度下经受时效步骤,持续时间在5分钟和12小时之间。

13.根据权利要求11所述的方法,其中,在所述钎焊步骤之后,使所述载体主体和所述切削元件在氮化气氛中在300℃和600℃之间的温度下经受氮化步骤。

14.根据权利要求13的方法,其中,所述氮化步骤是在氮化气氛中在300℃和600℃之间的温度、50Pa和600Pa之间的压力下等离子体氮化1小时至100小时。

切削刀具

技术领域

[0001] 本发明涉及一种旋转切削刀具,其包括马氏体时效钢载体主体和切削元件,其中载体主体和切削元件通过钎焊接合。本发明还涉及一种制造这种旋转切削刀具的方法。

背景技术

[0002] 本领域中常见的是由硬质合金的圆形刀具坯料来制造用于切屑形成加工的旋转切削刀具,诸如钻头或立铣刀。该钻头或立铣刀的形状(例如,切屑槽、切削刃等)通过磨削来实现。磨削既耗时又昂贵。因此,旋转切削刀具可以通过重新研磨已磨损的部分(如切削刃)来重新修整若干次,并且还设置有新的涂层。

[0003] 已经有若干尝试来用另一种成本较低的材料替换旋转切削刀具主体的一部分,例如刀柄部分。还已知在钻头上具有松散的、可更换的顶部,该顶部通过机械装置(例如用螺钉)紧固。

[0004] 将切削元件焊接或钎焊到由与该切削元件不同的材料制成的载体主体是本领域已知的。

[0005] 由于钎焊和钢的低硬度和/或拉伸强度带来的问题,使用钢作为载体材料通常不被认为是一种选择。由于切削刀具在用于切削操作时经受大的力,因此钎焊接头需要坚固,并且该载体主体需要具有最佳的韧性/硬度比。此外,钢与诸如硬质合金、多晶金刚石(PCD)或立方氮化硼(cBN)的材料之间的CTE(热膨胀系数)的差异可能导致裂纹。

[0006] 另外,对于通常设置有冷却通道的旋转切削刀具,通过钎焊将该切削元件与该载体主体接合可能导致该冷却通道被钎焊材料堵塞。

[0007] 尽管硬质合金似乎适合用作载体主体,但它仍然具有其缺点。出于环境原因,硬质合金的再循环是优选的,这是复杂的过程。此外,硬质合金难以加工,并且达到旋转切削刀具的最终形状通常需要大量磨削等。

[0008] 尽管马氏体时效钢在钎焊接头的强度等方面工作良好,但是在某些切削应用中作为载体主体仍然可能具有其缺点,因为马氏体时效钢不会达到与硬质合金相同的硬度水平。较低的硬度将降低耐磨性。例如,在钻孔中,其中工件切屑不仅仅会撞击切削元件,还会撞击载体主体,马氏体时效钢的耐磨性可能不够好。

[0009] 本发明的一个目的是提供一种旋转切削刀具,该旋转切削刀具具有钢制载体主体,该钢制载体主体可以承受金属切削操作期间的力。

[0010] 本发明的另一个目的是提供一种旋转切削刀具,其具有通过高强度钎焊接头接合到该钢制载体主体的切削元件。

[0011] 本发明的另一个目的是提供一种旋转切削刀具,其中与硬质合金载体主体相比,该载体主体可以用更少的努力成形。

[0012] 本发明的另一个目的是提供一种旋转切削刀具,其中载体主体可以承受来自工件切屑的高度磨损。

发明内容

[0013] 定义

[0014] 旋转切削刀具在本文中是指用于切屑形成加工切削操作的任何圆形刀具。示例是钻头、立铣刀和铰刀。

[0015] 旋转切削刀具(也称为实心圆形刀具)通常包括刀柄部分和与刀柄部分成一体的带排屑槽部分。该带排屑槽部分是指旋转切削刀具的具有形成于其周向表面中的切屑槽的部分。一个或多个内部冷却剂通道可以设置在该旋转切削刀具内。

[0016] 切削元件在本文中是指切削刀具刀片的在切削操作中被接合的部分,即包括至少一个切削刃并且与所述工件接触的部分。根据切削应用,该切削元件可以具有不同的形状。作为一个示例,该切削元件可以构成该旋转切削刀具的整个顶部部分,参见图1,或者该切削元件可以更小,像例如一个纹理(vein)或尖端(nip),其被钎焊到该旋转切削刀具的最外部分上,参见图2。

[0017] 载体主体在本文中是指不构成切削元件的切削刀具主体。该载体主体可以具有上文所述的任何形状的旋转切削刀具,并且优选地是,其包括该带排屑槽部分的至少一部分。

[0018] 详细描述

[0019] 本发明涉及一种旋转切削刀具,所述旋转切削刀具包括载体主体和至少一个切削元件,所述至少一个切削元件包括至少一个切削刃、钎焊接头,所述钎焊接头接合所述载体主体和所述至少一个切削元件,其中所述钎焊接头包括Ti,并且其中,所述钎焊接头包括邻接所述切削元件的含Ti接合层,所述含Ti接合层的厚度在0.03μm和5μm之间。所述载体主体由马氏体时效钢制成。

[0020] 所述切削元件可以由金属切削领域中已知的任何材料制成,即硬质合金、金属陶瓷、陶瓷、多晶金刚石(PCD)或烧结的立方氮化硼(PcBN)中的一种。

[0021] 陶瓷在本文中是指包含嵌入氧化物陶瓷基质(例如氧化铝)中的过渡金属碳化物、氮化物或碳氮化物颗粒(例如WC、Si_3N_4、SiAlON、Al_2O_3、SiC晶须等)的材料,其中过渡金属碳化物、氮化物或碳氮化物颗粒的量为5至45体积%。它们通常在热等静压工艺中烧结而成。

[0022] 用作切削元件的硬质合金可以由本领域已知的任何硬质合金制成。所述硬质合金包括嵌入金属粘结剂相基质中的硬质相。

[0023] 硬质合金在本文中是指至少50重量%的硬质相为WC。

[0024] 合适地是,金属粘结剂相的量为硬质合金的3重量%和20重量%之间,优选4%和15重量%之间。优选地是,所述金属粘结剂相的主要组分选自Co、Ni和Fe中的一种或多种,更优选地是,所述金属粘结剂相的主要组分是Co。

[0025] 主要组分在本文中是指不添加除上述那些元素之外的任何其它元素来形成所述粘结剂相。然而,如果添加其它组分,像例如Cr,则在烧结期间它将不可避免地溶解在所述粘结剂中。

[0026] 在本发明的一个实施例中,所述硬质合金还可以包括在硬质合金元素中常见的其它组分,这些元素选自Cr、Ta、Ti、Nb和V,其作为元素的形式或作为碳化物、氮化物或碳氮化物的形式存在。

[0027] 金属陶瓷在本文中是指在金属粘结剂相中包含硬质成分的材料,其中所述硬质成分包含Ta、Ti、Nb、Cr、Hf、V、Mo和Zr中的一种或多种的碳化物或碳氮化物,诸如TiN、TiC和/

或TiCN。

[0028] PCD(多晶金刚石)在本文中是指包含烧结在一起的金刚石晶体的材料,其中所述金刚石晶体的量在50体积%至100体积%之间。所述金刚石晶体通常具有在0.5μm和30μm之间的晶粒尺寸。PCD还可以包括选自Al、Cr、Co、Ni、V、Fe和Si的一种或多种成分。

[0029] PcBN在本文中是指包含嵌入金属和/或陶瓷粘结剂中的cBN晶粒的材料,其中cBN晶粒的量在30至99体积%之间。所述陶瓷粘结剂可以含有一种或多种成分,所述成分是选自Co、Ni和元素周期表中的第4-6族的元素的碳化物、氮化物、碳氮化物、硼化物或氧化物。

[0030] 多晶金刚石(PCD)和烧结的立方氮化硼(PcBN)可以原样提供,即所谓的"独立式",或可以与硬质合金支撑体一起提供,即所谓的"碳化物支撑"。多晶金刚石(PCD)和烧结的立方氮化硼(PcBN)通常通过提供合适的粉末混合物来制造,所述粉末混合物经受高温-高压(HP/HT)烧结步骤以形成烧结压坯(通常为1400℃,5GPa)。

[0031] 当多晶金刚石(PCD)和烧结的立方氮化硼(PcBN)设置有硬质合金支撑体时,这已经在多晶金刚石(PCD)和烧结的立方氮化硼(PcBN)烧结之前制备好。这样做的一种方式是在底部使用具有硬质合金盘的杯子。然后,用选择的PCD或cBN粉末混合物填充所述杯,并且然后密封所述杯。然后,使所述密封的杯经受高温-高压(HPHT)烧结步骤。所述金刚石或cBN材料在烧结步骤期间结合到所述硬质合金。然后,可以使用例如激光或WEDM(线放电加工)将所述盘切削成适合的材件。

[0032] 用作多晶金刚石(PCD)和烧结的立方硼(PcBN)的支撑体的所述硬质合金可以由本领域中常见的任何硬质合金制成,参见以上定义。

[0033] 马氏体时效钢合适地是含有8重量%至25重量%的Ni和一种或多种选自Co、Mo、Ti、Al和Cr的总量为7重量%至27重量%之间的合金元素,优选7重量%至23重量%之间的合金元素。马氏体时效钢通常含有的碳比常规钢少,合适地是0.03重量%或更少。余量为Fe。

[0034] 在本发明的一个实施例中,马氏体时效钢包含11重量%至25重量%的Ni,优选15重量%至25重量%的Ni。所述合金元素适合地为7重量%至15重量%的量的Co、优选8.5重量%至12.5重量%的Co、3重量%至10重量%的量的Mo、优选3重量%至6重量%的Mo、0.1重量%至1.6重量%的量的Ti、优选0.5重量%至1.2重量%的Ti、0重量%至0.15重量%的Cr、0重量%至0.2重量%的量的Al和小于0.03重量%的C。余量为Fe。

[0035] 在本发明的一个实施方式中,马氏体时效钢的组成为17重量%至19重量%的Ni、8.5重量%至12.5重量%的Co、4重量%至6重量%的Mo、0.5重量%至1.2重量%的Ti、0重量%至0.15重量%的Cr、0重量%至0.2重量%的Al和小于0.03重量%的C。余量为Fe。

[0036] 在本发明的另一个实施例中,马氏体时效钢的组成为8重量%至11重量%的Ni,优选9重量%至10重量%的Ni,2.5重量%至4重量%的Cr,优选3重量%至3.5重量%的Cr,3.5重量%至5重量%的Mo,优选4重量%至4.5重量%的Mo,0.4重量%至1.1重量%的Ti,优选0.7重量%至0.9重量%的Ti,小于0.4重量%的Si,小于0.4重量%的Mn,余量为Fe。

[0037] 作为所有合金,马氏体时效钢也可以含有不可避免的杂质。杂质在本文中是指以下任何元素,其可以以如此小的量存在于马氏体时效钢中,以致对钢的性质没有任何影响。杂质的总量低于0.50重量%,优选低于0.15重量%。此类元素的示例是Mn、P、Si、B和S。

[0038] 在本发明的一个实施例中,Mn的量小于0.05重量%,P的量小于0.003重量%,Si的量小于0.004重量%,以及S小于0.002重量%。

[0039] 马氏体时效钢部分的平均硬度将取决于是否已经进行任何时效/氮化步骤,参见下文。

[0040] 在本发明的一个实施例中,由马氏体时效钢制成的载体主体不设置有硬度梯度,所述平均硬度为300HV1至1200HV1之间,优选为500HV1至1100HV1之间。硬度值的标准偏差适当地是在0HV1至150HV1之间,优选在0HV1至100HV1之间。

[0041] 在本发明的一个实施例中,由马氏体时效钢制成的载体主体设置有硬度梯度,即,与芯部中的相比,所述载体主体在表面区域具有增加的硬度。这在本文中是指硬度在所述表面处具有其最高值,并且然后朝向芯部逐渐降低。然后,由马氏体时效钢制成的所述载体主体具有300HV1至700HV1之间,优选500HV1至700HV1之间的平均芯部硬度。所述芯部硬度值的标准偏差适合地是在0HV1至20HV1之间,优选在0HV1至15HV1之间。然后,马氏体时效钢制成的所述表面的平均表面硬度为300HV1至1200HV1之间,优选500HV1至1100HV1之间。所述硬度值的标准偏差适当地是在0HV1至150HV1之间,优选在0HV1至100HV1之间。表面硬度比所述芯部硬度高至少30%,优选比所述芯部硬度高至少40%。

[0042] “芯部”在本文中是指马氏体时效钢载体主体的内侧部分,其中当在横截面上测量时,所述硬度不再变化。

[0043] 从所述表面测量的硬度梯度的深度,即氮化深度,通过在设置有硬度梯度的马氏体时效钢载体的横截面上作出硬度深度曲线来确定,根据标准DIN EN ISO6507-1测量出HV0.3或HV0.5,这从靠近所述表面并朝向所述芯部开始,直到硬度不再变化。所述氮化深度由从所述氮化载体主体的表面直到极限硬度的点的垂直距离给出,其中,所述极限硬度被定义为平均芯部硬度+50HV0.3或50HV0.5,参见图4。

[0044] 马氏体时效钢载体主体的平均氮化硬度深度为0.001毫米至0.8mm之间,优选0.01mm至0.3mm之间。所述硬度值的标准偏差适当地是在0mm至0.03mm之间,优选地在0mm至0.02mm之间。

[0045] 通过增加马氏体时效钢载体表面的硬度,将具有增加的耐磨性。当根据本发明的切削刀具刀片用于切削应用中时,这可能是很大的优点,在所述切削应用中,来自工件材料的切屑撞击马氏体时效钢载体。

[0046] 钎焊技术是所谓的活性钎焊。这意味着接头不仅仅通过熔化填料材料并形成金属键而形成,它还涉及与待接合的材料中的一种或两种材料的化学反应。所述填料材料中的接合元素通常是Ti,然而诸如Hf、V、Zr和Cr的元素也被认为是活性元素。根据本发明,Ti是活性元素。

[0047] 钎焊接头在本文中是指所述硬质合金和所述马氏体时效钢部分之间的区域或块体,其由所述填料材料填充并在钎焊工艺中形成,参见下文。

[0048] 所述钎焊接头的厚度适当地是在5μm和200μm之间,优选地是在15μm和100μm之间。

[0049] 所述钎焊接头不是均匀相。相反地是,在钎焊之后,所述填料材料中的元素形成不同的合金相。

[0050] 所述钎焊接头在钎焊之后包括邻接所述切削元件的含Ti接合层。Ti是非常反应性的,并且在钎焊期间将与所述切削元件中存在的一种或多种元素反应。最常见的是,共价键与碳、氮、氧和硼中的一种或多种形成,并且在所述钎焊接头和所述切削元件之间的交界面处形成强的含Ti接合层。

[0051] 含Ti接合层的组成将根据所述切削元件由什么材料制成而变化,但通常由TiC、TiN、TiO_x和TiB_x之一或其混合物组成。由于所形成的接合层具有陶瓷性质,因此如果层生长不受控制,则所述接头可能变得易碎。

[0052] 例如,如果最靠近所述钎焊接头的所述材料是PCD(多晶金刚石)或硬质合金,则整个切削元件由所述硬质合金制成,或者如果它是碳化物支撑的PCD或PcBN切削元件,则含Ti接合层是TiC层。所述钎焊接头中的Ti将与WC或金刚石中的碳反应并形成TiC。

[0053] 另一个示例是,如果所述切削元件由固体(也称为"独立式")PcBN制成,则所述接合层将是TiN,因为Ti将与cBN中的氮反应,但是也可以包含较少量的TiBx,例如TiB_2。

[0054] 当所述切削元件由陶瓷(例如Al_2O_3/WC烧结陶瓷复合材料)制成时,所述接合层将是TiC/TiOx层。

[0055] 根据所使用的设备的类型,存在几种方式来检测接合层的存在。

[0056] 如果使用具有足够高分辨率的扫描电子显微镜(SEM),则所述接合层在所述切削元件附近清晰可见。为了验证所述层的组成,可以使用具有WDS(波长色散光谱)的SEM-EDS(能量色散光谱)和/或SEM-EPMA(电子探针显微镜分析)来识别所述接合层中的各个元素。

[0057] 在本发明的一个实施例中,所述接合层的厚度在0.03μm和5μm之间,优选地是在0.05μm和1μm之间,更优选地是在0.05μm和0.5μm之间,并且最优选地是在0.05μm和0.25μm之间。

[0058] 如果所使用的SEM图像没有足够的分辨率来检测所述接合层,则可以使用例如具有WDS的SEM-EDS或SEM-EPMA来观察Ti和/或C在所述填料材料和所述切削元件之间的交界面处的累积。Ti的累积在本文中被称为Ti累积层,并且是形成接合层的一个指示,即使在SEM图像中未在视觉上检测到。所述Ti累积层比实际的所述接合层厚得多,这可能意味着并非所有Ti都将形成TiC/TiN/TiO_x/TiB_x。而且,所述Ti累积层的厚度部分地受分析方法的影响。

[0059] 优选地是,除了Ti之外,所述钎焊接头进一步包含选自Ag、Cu、Sn、In、Zr、Hf、和C,更优选地是Ag、Cu以及In的一种或多种元素。

[0060] 所述钎焊接头还可以包含较少量的被认为是不可避免的杂质的其它元素。不可避免的杂质在本文中是指在钎焊步骤之前可能存在于钎焊材料中的少量元素(除了上面列出的那些元素之外)以及来自待接合的材料的元素,例如来自硬质合金的Co、W等和来自马氏体时效钢的Fe、Ni等。当在钎焊步骤期间经受升高的温度时,来自待接合的部分的少量元素不可避免地溶解在所述钎焊材料中,由此所述钎焊材料熔化并允许从所述接合部分扩散。只要钎焊工艺参数(诸如温度和时间)在根据本发明的范围内,则不可避免的杂质的总量将如此之小,以至于不会影响钎焊接头的性能。

[0061] 所述钎焊接头在钎焊之后的组成难以确定,因为所述元素不是均匀分布的。如果可用,则最简单的方式是查看已经使用的填料材料,因为膏料或箔是均匀的共混物。而且,所述钎焊接头可以包括来自待接合的材料的少量元素,例如来自硬质合金的Co、W和来自马氏体时效钢的Fe、Ni等。

[0062] 所述钎焊接头中的Ti和可能的其它元素的量也可以使用能量色散X射线光谱分析(EDS)来测量。然而,由于所述钎焊接头中沉淀的元素的不均匀分布,需要使用许多测量点,并且标准偏差将很大。优选地是,所述钎焊接头平均包含30重量%至80重量%,优选40重量%

至75重量%的量的Ag,15重量%至50重量%,优选15重量%至40重量%的量的Cu,0.3重量%至15重量%,优选0.5重量%至5重量%的量的Ti,0重量%至10重量%,优选0重量%至2重量%的量的Sn和0重量%至30重量%,优选5重量%至25重量%的量的In。

[0063] 在所述钎焊接头和所述马氏体时效钢部分之间的交界面处,Ti也累积在所述钎焊接头中,在所述钎焊接头中,Ti与钢中的铁形成金属键。在所述马氏体时效钢表面处的所述Ti累积层的厚度优选为1μm至10μm之间,优选为2μm至5μm之间,并且可以通过例如EDS测量。

[0064] 在本发明的一个实施例中,所述切削元件构成所述旋转切削刀具的顶部,也称为头部。在本文中,这意味着所述切削元件包括所述至少一个切削刃以及所述排屑槽部分的一部分。如果所述旋转切削刀具设置有一个或多个冷却通道,则所述冷却通道穿过所述载体主体和所述切削元件两者。这种旋转切削刀具的一个示例可见于图1中。

[0065] 在本发明的一个实施例中,所述切削元件是尖端或纹理。这种旋转切削刀具的一个示例可见于图2中。

[0066] 本发明还涉及一种制造根据上述的切削刀具的方法,所述方法包括以下步骤:

- 提供由马氏体时效钢制成的载体主体,
- 提供包括至少一个切削刃的至少一个切削元件;
- 将包含占所述填充材料的0.3重量%至15重量%的量的Ti的填料材料放置在所述载体主体和所述切削元件之间,并且与所述载体主体和所述切削元件接触;
- 使所述载体主体和切削元件以及其间的所述填料材料在600℃和830℃之间的温度下在炉中经受钎焊步骤,持续1至60分钟的时间段,并且其中所述钎焊在真空中进行。

[0067] 根据本发明的填料材料(也称为钎焊金属)含有总量为所述填充材料的0.3重量%至15重量%,优选1重量%至5重量%的Ti。本发明的填料材料适合地是具有490℃和1125℃之间,优选600℃和700℃之间的固相线温度。此外,本发明的填料材料具有610℃和1180℃之间,优选700℃和750℃之间的液相线温度。除了Ti之外,所述填料材料进一步包括选自Ag、Cu、Sn、In、Zr、Hf和Cr的一种或多种元素。

[0068] 在本发明的一个实施方案中,所述填料材料包含30重量%至80重量%,优选40重量%至75重量%的量的Ag,15重量%至50重量%,优选15重量%至40重量%的量的Cu,0.3重量%至15重量%,优选0.5重量%至5重量%的量的Ti,0重量%至10重量%,优选0重量%至2重量%的量的Sn以及0重量%至30重量%,优选5重量%至25重量%的量的In。

[0069] 适合地是,所述填料材料作为箔或膏剂的形式提供。

[0070] 将所述填料材料设置到所述切削元件和所述马氏体时效钢载体的接合表面上。

[0071] 在所述钎焊工艺之前,在所述接合表面处设置的所述填料材料的厚度取决于材料的类型,即箔或膏剂。如果使用膏剂,则涂敷足够的材料,使得待钎焊的表面被覆盖。通常,所述厚度在5μm和200μm之间,优选地是在15μm和100μm之间。

[0072] 然后,将所述部分(即所述切削元件和马氏体时效钢载体以及其间的填料材料)放置在具有惰性或还原性环境(即具有最少量的氧气)的炉中。优选地是,在所述炉中的钎焊温度为600℃和830℃之间,优选650℃和820℃之间,更优选700℃和750℃之间。

[0073] 钎焊温度的选择取决于几个因素。例如,如果所述切削元件由PCD制成,则所述钎焊温度应低于750℃,以避免金刚石石墨化,而如果所述切削元件由硬质合金制成,则可以使用上述最宽的温度范围。

[0074] 所述部分经受高温的时间为在1分钟和60分钟之间,优选在5分钟和15分钟之间。如果在升高的温度下的时间较短,则没有足够的时间来形成所述钎焊接头以及使Ti反应以达到所述钎焊接头的期望强度。如果在升高的温度下的时间较长,则含Ti的脆性反应区将不可控地生长,这不利地影响接头性质,例如剪切强度。

[0075] 所述钎焊适合地是在真空中或在低分压下存在氩气的情况下进行。真空在本文中是指在所述炉中的压力低于$5*10^{-4}$mbar,优选低于$5*10^{-5}$mbar。如果存在氩气,则氩气压力低于$1*10^{-2}$mbar。

[0076] 根据本发明使用的钎焊炉可以是能够提供如上所述的关于抽真空、加热和冷却速率等方面的这种良好控制的条件的任何炉。

[0077] 在本发明的一个实施例中,在钎焊步骤之后,通过使所述钎焊部分经受300℃和600℃之间,优选350℃和500℃之间,最优选400℃和440℃之间的高温达5分钟和12小时之间,优选30分钟和8小时之间,更优选3小时和6小时之间,使所述部分经受时效步骤。

[0078] 适当地是,直到时效温度的加热速率为1℃/分钟至50℃/分钟之间,优选5℃/分钟至10℃/分钟之间。适合地是,从所述时效温度下降到至少低于所述填料材料的固相线温度(优选低于300℃)的温度的冷却速率在1℃/分钟至50℃/分钟n之间,优选在5℃/分钟至10℃/分钟之间。

[0079] 在本发明的一个实施例中,正好在所述钎焊步骤之后在与发生所述钎焊步骤的相同的炉中发生时效。

[0080] 在本发明的一个实施例中,所述时效正好在所述钎焊步骤之后在与真空钎焊不同的炉中进行。

[0081] 在本发明的一个实施例中,在沉积涂层之前或期间,在同一炉/沉积室中进行时效。

[0082] 所述时效步骤将增加马氏体时效钢的总硬度。

[0083] 在本发明的一个实施例中,所述时效步骤至少部分地在氮化气氛中进行。由于氮化期间中的温度,所述时效效应也将存在,并且因此如果执行氮化,通常没有额外的单独的时效步骤。

[0084] 所述氮化步骤可以使用等离子体氮化或气体氮化执行,优选等离子体氮化。所述氮化气氛可以由含氮气体、例如N_2、NH_3提供。

[0085] 在本发明的一个实施方案中,使用等离子体氮化执行所述氮化步骤。这在本文中是指所述氮化发生在设置有等离子体发生器的真空容器中,其中可以提供氮化气氛。所述温度适合地是在300℃和600℃之间,优选在350℃和550℃之间,并且持续时间可以在1小时至100小时之间。所述压力最好较低,适合地是在50Pa和600Pa之间。对于等离子体氮化,气体优选是N_2,其可以与例如H_2混合。

[0086] 在本发明的一个实施例中,使用气体氮化执行所述氮化步骤。所述气体氮化优选在450℃和600℃之间,优选地是在500℃和520℃之间的温度下执行。所述气体氮化优选通过在反应器中分成H_2和N_2的NH_3进行。气体氮化可以在低压下执行,优选地是在0.05MPa-0.02MPa,或接近大气压。

[0087] 氮化气体的确切温度、持续时间和选择取决于若干因素,即对马氏体时效钢的期望的氮化效果、所使用的设备的具体类型等。

[0088] 在本发明的一个实施方式中,马氏体时效钢部分具有以下组成:18重量%-19重量%的Ni、8重量%-10重量%的Co、4重量%-6重量%的Mo、0.5重量%-1.2重量%的Ti、0重量%-0.15重量%的Cr、0重量%-0.2重量%的Al、小于0.03重量%的C、小于0.04重量%的Si、小于0.05重量%的Mn、小于0.003重量%的P、小于0.002重量%的S和小于0.0005重量%的B。余量为Fe。所述填料材料优选具有以下组成:40重量%-75重量%的量的Ag,20重量%-40重量%的的量Cu,0.5重量%-5重量%的的量Ti,0重量%-2重量%的量的Sn,10重量%-25重量%的量的In。

[0089] 在本发明的一个实施例中,所述马氏体时效钢部分具有以下组成:9重量%-10重量%的Ni、3重量%-3.5重量%的Cr、4重量%-4.5重量%的Mo、0.7重量%-0.9重量量%的Ti、小于0.4重量%的Si、小于0.4重量%的Mn和余量的Fe。所述填料材料优选地是具有以下组成:40重量%-75重量%的量的Ag,20重量%-40重量%的量的Cu,0.5重量%-5重量%的量的Ti,0重量%-2重量%的量的Sn,10重量%-25重量%的量的In。

[0090] 制造仅由一种材料(例如硬质合金)制成的旋转切削刀具的最常见方式是从圆柱形棒开始,所述圆柱形棒被磨削成其最终形状,即具有至少一个排屑槽和至少一个切削刃。当制造根据本发明的旋转切削刀具时,所述钎焊步骤可以在这些排屑槽和所述至少一个切削刃的形成之前或之后发生。如果所述旋转切削刀具经受具有氮化或不氮化的时效步骤,则所述排屑槽和所述至少一个切削刃的形成优选地是在所述钎焊步骤之后但在具有氮化或不氮化的时效步骤之前发生。

[0091] 在本发明的一个实施例中,该至少一个排屑槽和所述至少一个切削刃可以在所述钎焊步骤之前形成。

[0092] 在本发明的一个实施例中,所述旋转切削刀具可以涂覆有耐磨涂层,以进一步增强切削性能。可以使用PVD或CVD技术来沉积所述涂层,然而PVD是用于旋转切削刀具的最常见技术。

附图说明

[0093] 图1示出了示例性钻头,其中切削元件A是钻头头部,B是马氏体时效钢制成的载体,其间具有钎焊接头C。该钻头具有刀柄部分1、具有排屑槽4的带排屑槽部分2以及冷却通道3。

[0094] 图2示出了钻头,其中该切削元件是纹理(也可以称为尖端),其中切削元件A是纹理,B是马氏体时效钢制成的载体主体,其间具有钎焊接头C(不可见)。

[0095] 图3示出了剪切测试装置的示意图,其中1是钢制部分,2是硬质合金部分,F是施加的力。

[0096] 图4示出了硬度深度曲线的示例,其示出了从表面朝向芯部减小的硬度值,其中A是平均芯部硬度,B是极限硬度,并且C是氮化深度。

[0097] 图5示出了钎焊接头的SEM图像,其中A是硬质合金,B是钎焊接头,C是马氏体时效钢载体,并且D示出了含Ti层所在的交界面。

具体实施方式

[0098] 示例1(本发明)

[0099] 圆柱体形式的由马氏体时效钢1.2709制成的钢制部分与具有10重量%的Co、1重

量%的其它碳化物和剩余WC的组成的硬质合金部分设置在一起。该马氏体时效钢在钎焊之前具有约340HV1的硬度。

[0100] 该钎焊材料(来自WBC 集团的Incusil ABA)以厚度为100μm的箔的形式提供。该钎焊材料具有59.0重量%的Ag、27.5重量%的Cu、12.5重量%的In和1.25重量%的Ti的组成。固相线温度为约605℃,液相线温度为约715℃。

[0101] 将箔放置在该马氏体时效钢制部分和该硬质合金部分之间,使得两个材件都与该箔接触。然后,将组装好的接合材件放入Schmetz真空炉(类型:EU80/1H 30*45*30 6bar System*2RV*)中,其中温度首先以20℃/分钟的速率升高到740℃。将钎焊温度740℃保持15分钟,之后以5℃/分钟的速率将该材件冷却至300℃。在300℃之后,将其自由冷却至室温。

[0102] 通过高剪切测试结果证明,可以观察到优异的润湿,而没有热应力裂纹的迹象。

[0103] 该样品在本文中表示为发明1。

[0104] 示例2(本发明)

[0105] 圆柱体形式的由马氏体时效钢1.2709制成的钢制部分与具有10重量%的Co、1重量%的其它碳化物和剩余WC的组成的硬质合金部分设置在一起。该马氏体时效钢在钎焊之前具有约340HV1的硬度。

[0106] 该钎焊材料(来自Tokyo Braze的TB-651)以厚度为100μm的箔的形式提供。该钎焊材料具有65.0重量%的Ag、28.0重量%的Cu、2.0重量%的Ti和5.0重量%的Sn的组成。固相线温度为约700℃,液相线温度为约750℃。

[0107] 将该箔放置在该马氏体时效钢制部分和该硬质合金部分之间,使得两个材件都与该箔接触。然后,将组装好的接合材件放入Schmetz真空炉(类型:EU80/1H 30*45*30 6bar System*2RV*)中,其中温度首先以20℃/分钟的速率升高到815℃。将钎焊温度815℃保持15分钟,然后以5℃/分钟的速率将该材件冷却至300℃。在300℃之后,使其自由冷却。

[0108] 通过高剪切测试结果证明,可以观察到优异的润湿,而没有热应力裂纹的迹象。

[0109] 该样品在本文中表示为发明2。

[0110] 示例3(时效处理)

[0111] 在该钎焊步骤之后,使发明1和发明2的样品经受时效处理,以保持马氏体时效钢的硬度。将该材件放入炉中,其中温度首先以5℃/分钟的速率升高到490℃。将温度580℃保持3小时,之后以5℃/分钟的速率将该材件冷却至300℃。在300℃之后,使其自由冷却。结果可见于表1。

[0112] 示例4(等离子体氮化)

[0113] 在3mbar的腔室压力下,使根据发明1和发明2的样品在350:50毫升/分钟 H_2:N_2的气流中经受等离子体氮化步骤。该腔室中的温度为490℃。该样品经受该等离子体氮化步骤的时间为16小时。在氮化之前,不使用对钎焊接头的掩模。在图5中示出了发明2的等离子体氮化16小时的横截面的SEM图像。

[0114] 示例5(气体氮化)

[0115] 通过NH_3裂解使根据发明1的样品经受气体氮化步骤。腔室中的温度为510℃。该样品经受该气体氮化步骤的时间为23小时或55小时。在氮化之前,不使用对钎焊接头的掩模。

[0116] 示例6(对比)

[0117] 由碳硬化冷加工钢1.2714制成的钢制部分与具有10重量%的Co、1重量%的其它碳

化物和剩余WC的组成的硬质合金部分一起提供。

[0118] 钎焊金属以厚度为100μm的箔的形式提供。钎焊材料1具有100.0重量%的Cu的组成。熔融温度为1085℃。

[0119] 将该箔放置于该钢制部分和该硬质合金部分之间,并且将组装好的接合材件放置于炉中,其中温度首先以20℃/分钟的速率升高到650℃并保持5分钟。然后,将温度从650℃以10K/分钟的速率升高到钎焊温度1100℃,其中停留时间为15分钟。在停留时间之后,开始自然冷却,直至室温。

[0120] 随后,将具有碳硬化冷加工钢1.2714制部分的硬质合金-钢接头通过焊炬加热至850℃的温度持续10分钟,然后在油中淬火至室温。之后,在真空炉中在200℃下进行张力松弛2小时。

[0121] 随后,将具有碳硬化冷加工钢1.2714制部分的硬质合金-钢接头在500℃下时效处理2h。

[0122] 下文将样品称为比较例1。

[0123] 示例7

[0124] 关于剪切强度、表面硬度、芯部硬度和硬度深度曲线方面来分析样品。

[0125] 通过如图3所示的剪切装置设定来分析剪切强度,其中1是钢制圆柱体形状的钢制部分(ϕ=20mm,h=5mm),并且2是硬质合金圆柱体形状的硬质合金部分(ϕ =10mm,h=5mm)。钢制圆柱体定位在剪切强度测试装置的间隙中,并且因此只能在加载方向上移动。凹口被蚀刻到该装置的表面中,该凹口将所接合的部分保持在正确的位置,并且保证了到该钎焊接头中的均匀分布的力感应。所施加的力F不断增加,直到该钎焊接头失效并且该硬质合金圆柱体脱落。然后,通过最大测量力与初始接合表面(A=78.5mm^2)的商来计算极限剪切强度。在确定该钎焊接头剪切强度之前不去除钎焊材料。

[0126] 为了确定根据示例4的氮化深度,在室温下确定平均氮化硬度深度。这是通过绘制硬度深度曲线来完成的,其通过以下进行:在氮化样品的横截面上,根据标准DIN EN ISO6507-1,以从距边缘0.025mm-0.1mm的第一个凹痕开始,然后每0.03mm-0.10mm直到硬度不再改变的方式来测量HV0.3。将获得的硬度值记录为距表面的距离的函数。从此硬度曲线中,该氮化硬度深度取为该表面和极限硬度(其中该极限硬度是平均芯部硬度(以HV0.3)+50HV0.3)之间的距离。对于示例5,该氮化深度以与示例3相同的方式确定,但不同之处在于使用HV0.5。

[0127] 表1中给出的芯部硬度以HV1的,并且是通过维氏硬度测试仪在马氏体时效钢制部分的横截面上测量得到的,其中施加1kgf(千克力)的载荷和15秒的加载时间。

[0128] 根据标准,执行相隔1.5mm放置的5个凹痕的图案,并且表1中给出的值是5个凹痕的平均值。

[0129] 在该氮化表面上执行该表面硬度测量,并且其中执行至少5个相隔1.5mm的凹痕,并且表1中给出的值是5个凹痕的平均值。使用维氏硬度测试仪执行该测量,其中施加1kgf(千克力)的载荷和15秒的加载时间。

[0130] 表1

[0131]

样本	时效处理/氮化	TiC 层 (nm)	Ti累积. 层 (μm)	平均氮化硬度深度(mm)	剪切强度 (MPa)	芯部硬度(HV1)	表面硬度(HV1)
发明1	时效处理	131	1-1.5	-	-	-	-
发明1	等离子氮化	-	--	0.07	150.2	522.8	878

发明1	气体氮化(23小时)	-	-	0.16	127.7	487	739
发明1	气体氮(55小时)	142	-	0.17	108.2	505.3	821
发明2	时效处理	131	1-1.5	-	-	-	-
发明2	等离子氮化	-	1-1.5	0.08	121.3	599.2	898
比较1	时效处理	-	-	-	接头失效	468	-

[0132] 从表1中可以看出,该氮化将产生硬度显著高于该芯部的表面,这将导致耐磨性增加。

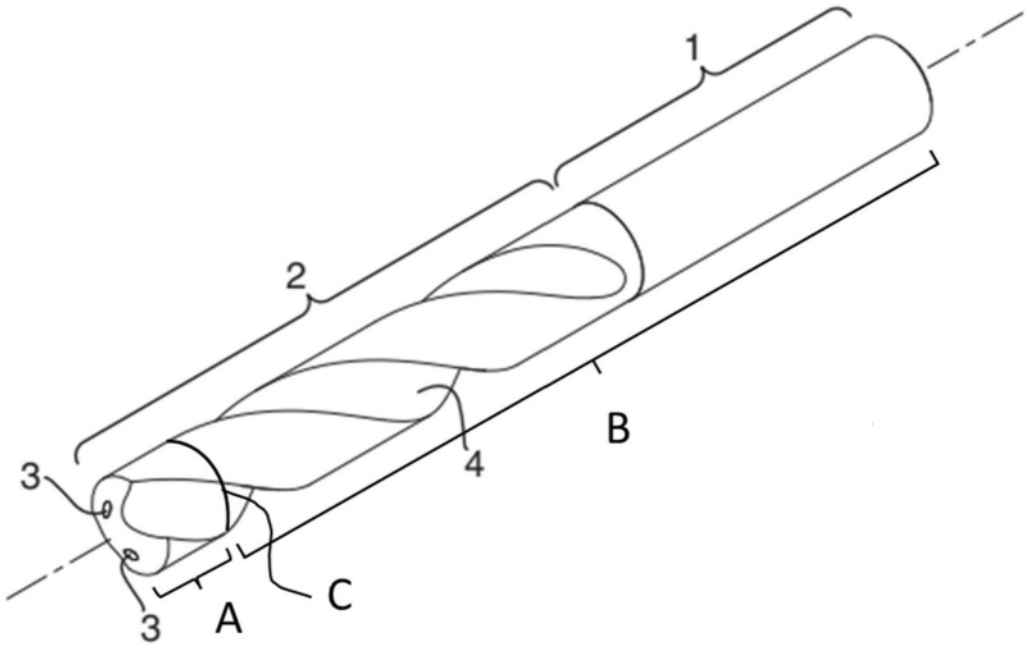


图1

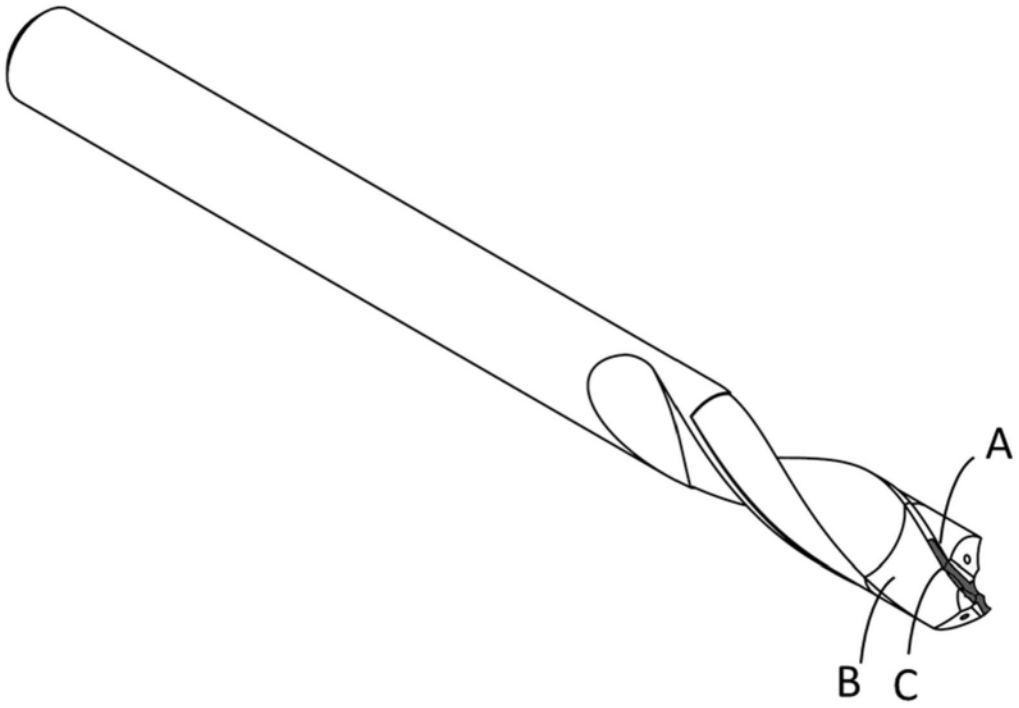


图2

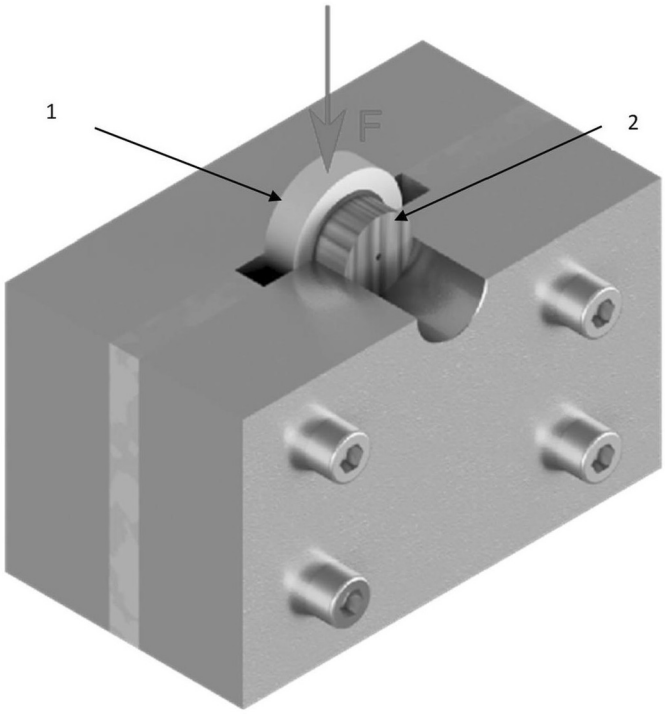


图3

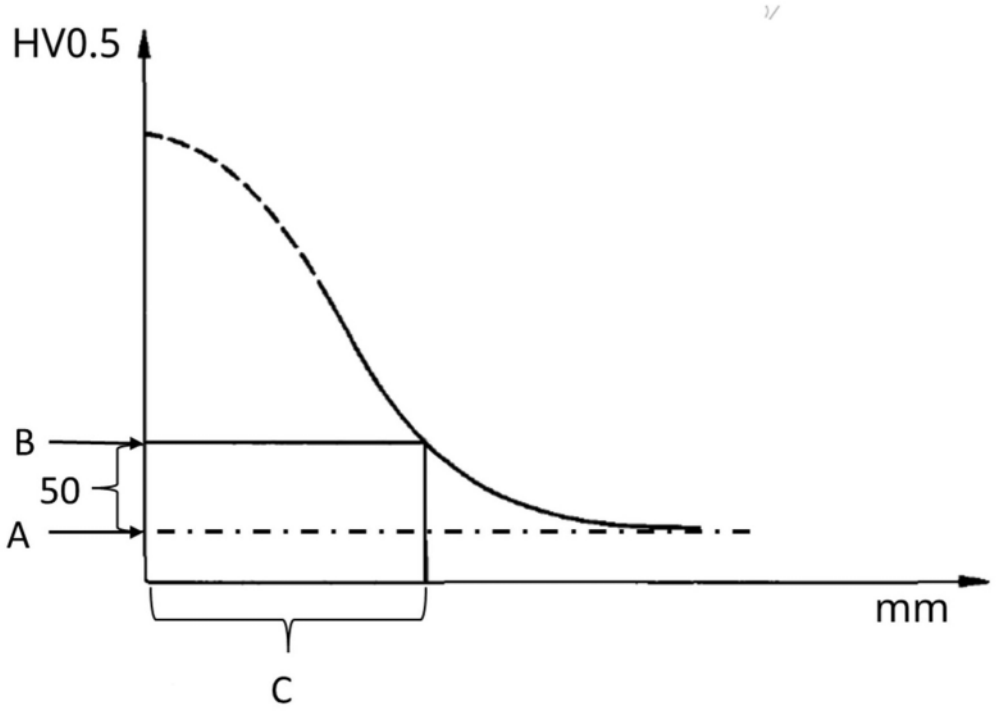


图4

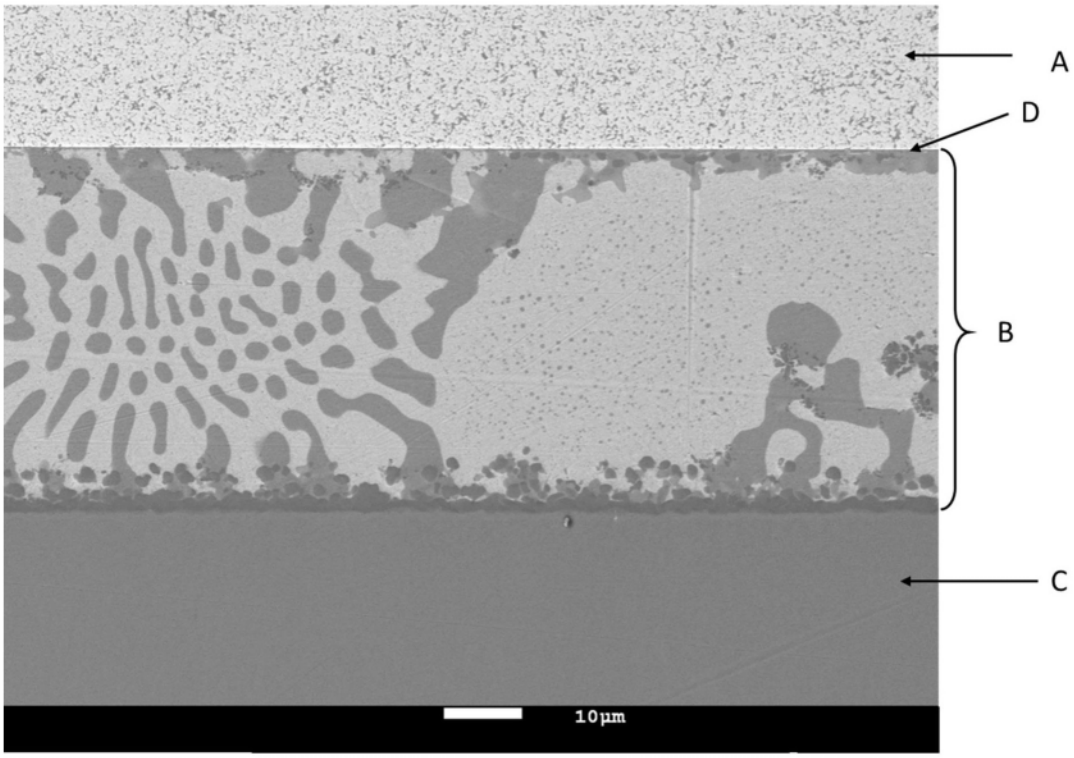


图5