



(12) 发明专利申请

(10) 申请公布号 CN 114058971 A

(43) 申请公布日 2022.02.18

(21) 申请号 202111428385.8

B22F 3/24 (2006.01)

(22) 申请日 2021.11.26

G21D 1/20 (2006.01)

G21D 6/04 (2006.01)

(71) 申请人 湘潭大学

地址 411105 湖南省湘潭市雨湖区湘潭大学

(72) 发明人 张乾坤 宋先猛 肖逸锋 吴靛
钱锦文 唐俊 杜萌萌 陈豫章

(51) Int. Cl.

G22C 38/22 (2006.01)

G22C 38/24 (2006.01)

G22C 38/30 (2006.01)

G22C 38/36 (2006.01)

G22C 33/02 (2006.01)

B22F 9/04 (2006.01)

B22F 3/02 (2006.01)

B22F 3/10 (2006.01)

权利要求书1页 说明书3页 附图2页

(54) 发明名称

一种超高钒高速钢及其制备方法

(57) 摘要

本发明涉及一种超高钒高速钢及其制备方法,所述超高钒高速钢的成分为:W2-10%、Mo2-5%、Cr2-5%、V5-45%、Co1-10%、C2-4%、余量为Fe。本发明采用球磨混合与近净成形压制、活化烧结等工艺,可以实现对V的大量均匀引入(最高可达45%),且生成单一的MC碳化物,有效的避免了传统超固相液相烧结时雾化粉末界面处VC的链状分布,显著提高了高速钢的耐磨性和硬度,通过近净成形大幅降低传统铸造高钒钢的加工难度和生产成本,进一步扩大了高钒高速钢在工模具领域的应用。

1. 一种超高钒高速钢,其特征在于,所述超高钒高速钢的成分为:W2-10%、Mo2-5%、Cr2-5%、V5-45%、Co1-10%、C2-4%、余量为Fe。

2. 根据权利要求1所述的超高钒高速钢,其特征在于,所述超高钒高速钢的原材料为碳化钨、碳化钼、碳化铬、碳化钒、钴粉、炭黑粉末、高纯铁粉;粉末粒度范围为1-10微米,粉末氧含量均小于0.2%。

3. 根据权利要求1所述的超高钒高速钢,其特征在于,所述超高钒高速钢的制备方法包括以下步骤:

步骤1: 根据权利要求1所述的成分配比称取原材料粉末;

步骤2: 将步骤1所称取的原材料粉末在行星式球磨机中进行球磨混合,首先将碳化钒预球磨12-24小时,然后加入剩余粉末,再球磨12-48小时;

步骤3: 将步骤2所得混合物粉末在干燥箱中干燥一定时间,之后将粉末转移至低氧分压干燥箱内,进行粉末预氧化处理;

步骤4: 将步骤3所得混合物粉末进行近净成形压制,压制压力为200-400Mpa;

步骤5: 将步骤4所得压坯放置真空烧结炉内进行活化烧结,最终烧结温度为1100-1200℃,保温时间为1-4小时;

步骤6: 将步骤5所得烧结坯进行热处理,所述的热处理采用分级等温淬火工艺,在300℃等温2小时,然后深冷至-196℃保温24小时,之后在560-580℃进行三次回火。

4. 根据权利要求1所述的超高钒高速钢,其特征在于,采用球磨混合与近净成形压制、活化烧结等工艺,可以实现对V的大量引入,最高可达45%,碳化物体积分数最大可以达到70%左右,并实现全致密化烧结,突破了常规熔炼法对大量VC引入到高速钢体系的限制;也可以实现对VC的均匀引入,且生成单一的MC碳化物,有效的避免了传统超固相液相烧结时雾化粉末界面处VC的链状分布,显著提高了高速钢的耐磨性和硬度,并通过近净成形大幅降低传统铸造高钒钢的加工难度和生产成本,进一步扩大了高钒高速钢在工模具领域的应用。

一种超高钒高速钢及其制备方法

技术领域

[0001] 本发明涉及一种超高钒高速钢。

背景技术

[0002] 粉末冶金高速钢至今虽然经历了三代升级优化,从最初的钨系、钼系和钨钼系,到现在演变出的高钴系、高钒系、高铬系、高钨高钒系等。但发展更合理的合金化方案仍然是粉末冶金高速钢升级优化的关键。然而,高钒高速钢中由于钒和碳含量较高,使合金中形成大量细小又极硬的MC型碳化物,与其他高速钢相比,其红硬度和耐磨性更高,成为高速钢的一个重要发展方向。

[0003] V作为强碳化物形成元素,是迅速提高高速钢耐磨性的关键。高速钢中V的加入量一般维持在1-5%之间,用以强化二次硬化和增加材料耐磨性的作用。但由于VC与熔融钢液较好的润湿性和VC优异的耐磨性,研究者开展了许多尝试引入更多VC的工作。目前,文献和专利中V的含量 $\leq 18\sim 20\%$,VC的含量 $\leq 28\sim 34\%$ 。然而,V作为主要的耐磨增强成分之一,其在高速钢中含量的限制,在一定程度上限制了V在铸造高速钢甚至是粉末高速钢中的进一步应用,故V在高速钢中的应用有待进一步探索。

[0004] 专利201510774960.8和专利201711285585.6都公开发表了一种高钒高速钢,其引入的V含量都只有6%以内,同时,所涉及的高钒高速钢都是采用废钢和生铁熔炼、铸造、热处理等工艺生成,仅适用于轧辊等机加工领域。而本发明提供的超高钒高速钢中V的含量可以达到40%以上,且在V含量较多时,还具有较优异的综合力学性能,同时,本发明的超高钒高速钢杂质含量低、工艺流程短、生产成本低,在工模具领域具有更为广泛的应用前景。

发明内容

[0005] 本发明的目的在于克服现有技术的不足之处,提供一种超高钒高速钢,本发明在引入大量钒的前提下,还能保证其具有优异的综合力学性能,进一步扩大了高钒高速钢在工模具领域的应用。

[0006] 本发明是通过以下技术方案实现的:

[0007] 一种超高钒高速钢,其特征在于,所述超高钒高速钢的成分为:W2-10%、Mo2-5%、Cr2-5%、V5-45%、Co1-10%、C2-4%、余量为Fe。

[0008] 所述超高钒高速钢的原材料为碳化钨、碳化钼、碳化铬、碳化钒、钴粉、炭黑粉末、高纯铁粉,粉末粒度范围为1-10微米,粉末的氧含量均小于0.2%。

[0009] 上述超钒高速钢的制备方法,具体包括以下步骤:

[0010] 步骤1:根据权利要求1所述的成分配比称取原材料粉末;

[0011] 步骤2:将步骤1所称取的原材料粉末在行星式球磨机中进行球磨混合,首先将碳化钒预球磨12-24小时,然后加入剩余粉末,再球磨12-48小时;

[0012] 步骤3:将步骤2所得混合物粉末在干燥箱中干燥一定时间,之后将粉末转移至低氧分压干燥箱内,进行粉末预氧化处理;

[0013] 步骤4:将步骤3所得混合物粉末进行近净成形压制,压制压力为200-400Mpa;

[0014] 步骤5:将步骤4所得压坯放置真空烧结炉内进行活化烧结,最终烧结温度为1100-1200℃,保温时间为1-4小时;

[0015] 步骤6:将步骤5所得烧结坯进行热处理,所述的热处理采用分级等温淬火工艺,在300℃等温2小时,然后深冷至-196℃保温24 小时,之后在560-580℃进行三次回火。

[0016] 上述制备的超高钒高速钢,采用球磨混合与近净成形压制、活化烧结等工艺,可以实现对V的大量引入,最高可达45%,碳化物体积分数最大可以达到70%左右,并实现全致密化烧结,突破了常规熔炼法对大量VC引入到高速钢体系的限制;也可以实现对VC的均匀引入,且生成单一的MC碳化物,有效的避免了传统超固相液相烧结时雾化粉末界面处VC的链状分布,显著提高了高速钢的耐磨性和硬度,并通过近净成形大幅降低传统铸造高钒钢的加工难度和生产成本,进一步扩大了高钒高速钢在工模具领域的应用。

[0017] 本发明的有益效果在于:

[0018] 1、VC的引入,一方面可以提高钢的淬透性,提高钢的抗高温蠕变和抗压特性;另一方面可以大大提升二次硬化的能力。较高的V 含量会使钢中的合金元素全部固溶于VC基体中,以单独的MC相存在,而在碳化物中,VC(23-30GPa)的硬度远高于WC、Mo₂C和 Cr₃C₂,这样使得以VC为主要构成的MC相拥有较高的硬度和耐磨性。

[0019] 2、本发明采用球磨混合与近净成形压制、活化烧结等工艺,可以实现对V的大量均匀引入(最高可达45%),碳化物体积分数最大可以达到70%左右,且生成单一的MC碳化物,有效的避免了传统超固相液相烧结时雾化粉末界面处VC的链状分布,显著提高了高速钢的耐磨性和硬度。

[0020] 3、本发明的超高钒高速钢有效的解决了当钒含量较高时,材料的磨削性能急剧下降的问题,本发明所制备的超高钒高速钢中V含量可以达到40%以上,且可以准确控制其碳含量,当V含量在10~30%时,高速钢也表现出较优异的综合力学性能,本发明所制备的近净成形超高钒高速钢具有较高的材料利用率,磨削量较少,不仅突破传统铸造高速钢的合金化限度,而且大幅降低传统铸造高钒钢的加工难度和生产成本。

附图说明

[0021] 图1为实施例1中超高钒高速钢显微组织SEM照片

[0022] 图2为实施例2中超高钒高速钢显微组织SEM照片

[0023] 图3为实施例3中超高钒高速钢显微组织SEM照片

具体实施方式:

[0024] 以下由特定的具体实施例说明本发明的制备方式及工艺性能,本领域技术人员可由本说明书所揭示的内容全面地了解本发明的优点及作用。

[0025] 实施例1

[0026] 1)将粒度为1-10微米,且氧含量均小于0.2%的3.2%WC、2.8%Mo₂C、2.5%Cr₃C₂、48.6%VC、9%Co、2.5%C、余量的Fe在行星式球磨机中进行球磨混合,首先将碳化钒预球磨16小时,然后加入剩余粉末,再球磨24小时,得到混合物粉末;

[0027] 2)将步骤1所得混合物粉末在干燥箱中干燥一定时间,之后将粉末转移至低氧分

压干燥箱内,进行粉末预氧化处理;

[0028] 3) 将步骤2所得混合物粉末进行近净成形压制,压制压力为 200Mpa;

[0029] 4) 将步骤3所得压坯放置真空烧结炉内进行活化烧结,最终烧结温度为1150℃,保温时间为2小时;

[0030] 5) 将步骤4所得烧结坯进行热处理,所述的热处理采用分级等温淬火工艺,在300℃等温2小时,然后深冷至-196℃保温24小时,之后在560℃进行三次回火。

[0031] 实施例2

[0032] 1) 将粒度为1-10微米,且氧含量均小于0.2%的7.5%WC、5%Mo₂C、3.5%Cr₃C₂、26.9%VC、5%Co、3%C、余量的Fe在行星式球磨机中进行球磨混合,首先将碳化钒预球磨12小时,然后加入剩余粉末,再球磨36小时,得到混合物粉末;

[0033] 2) 将步骤1所得混合物粉末在干燥箱中干燥一定时间,之后将粉末转移至低氧分压干燥箱内,进行粉末预氧化处理;

[0034] 3) 将步骤2所得混合物粉末进行近净成形压制,压制压力为 250Mpa;

[0035] 4) 将步骤3所得压坯放置真空烧结炉内进行活化烧结,最终烧结温度为1140℃,保温时间为2小时;

[0036] 5) 将步骤4所得烧结坯进行热处理,所述的热处理采用分级等温淬火工艺,在300℃等温2小时,然后深冷至-196℃保温24小时,之后在560℃进行三次回火。

[0037] 实施例3

[0038] 1) 将粒度为1-10微米,且氧含量均小于0.2%的5%WC、3.5%Mo₂C、3.5%Cr₃C₂、37.4%VC、8.2%Co、3%C、余量的Fe在行星式球磨机中进行球磨混合,首先将碳化钒预球磨15小时,然后加入剩余粉末,再球磨24小时,得到混合物粉末;

[0039] 2) 将步骤1所得混合物粉末在干燥箱中干燥一定时间,之后将粉末转移至低氧分压干燥箱内,进行粉末预氧化处理;

[0040] 3) 将步骤2所得混合物粉末进行近净成形压制,压制压力为 200Mpa;

[0041] 4) 将步骤3所得压坯放置真空烧结炉内进行活化烧结,最终烧结温度为1120℃,保温时间为3小时;

[0042] 5) 将步骤4所得烧结坯进行热处理,所述的热处理采用分级等温淬火工艺,在300℃等温2小时,然后深冷至-196℃保温24小时,之后在 580℃进行三次回火。

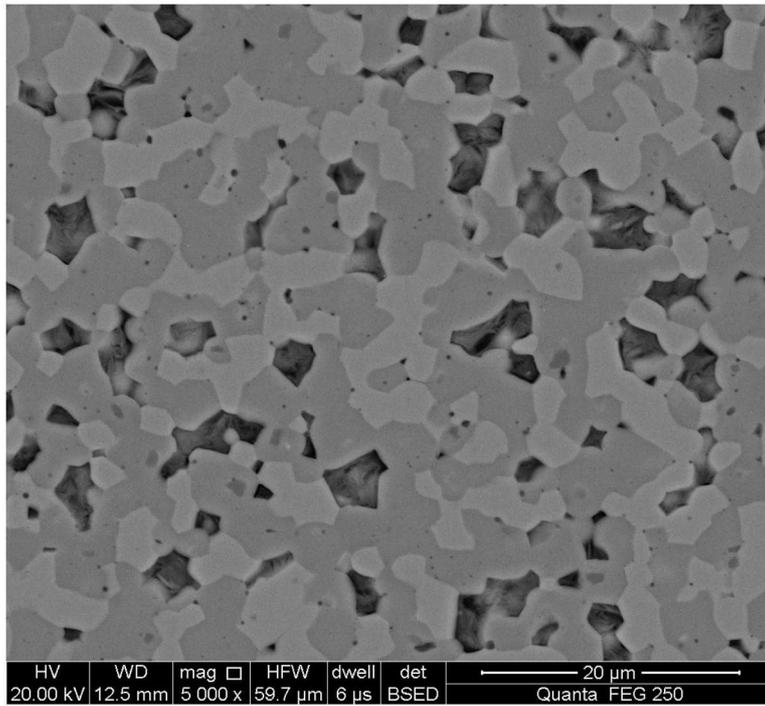


图1

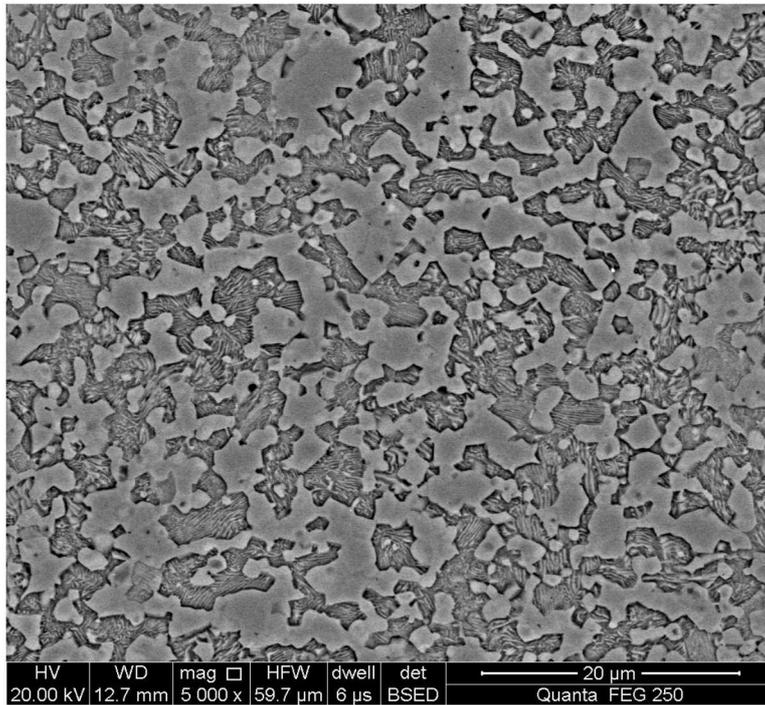


图2

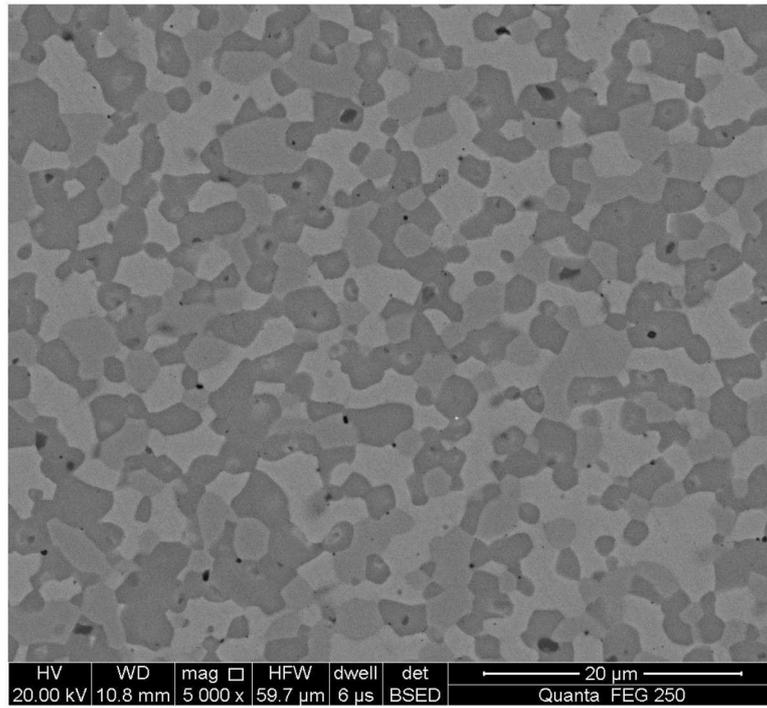


图3