



# (12) 发明专利申请

(10) 申请公布号 CN 115323236 A

(43) 申请公布日 2022. 11. 11

(21) 申请号 202210963541.9

(22) 申请日 2022.08.11

(71) 申请人 上海宝鼎机械制造有限公司  
地址 201908 上海市宝山区沪太路6369号1幢1楼A-287

(72) 发明人 樊鹏旭 史凯琳

(74) 专利代理机构 上海世圆知识产权代理有限公司 31320  
专利代理师 王佳妮 顾俊超

(51) Int. Cl.  
G22C 29/10 (2006.01)  
G22C 1/05 (2006.01)  
B22F 9/04 (2006.01)  
B22F 3/14 (2006.01)  
B22F 3/24 (2006.01)

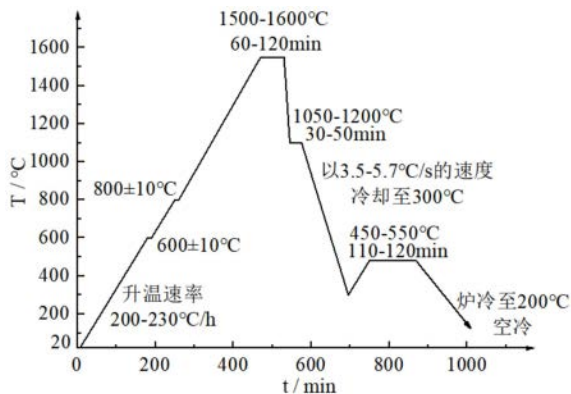
权利要求书1页 说明书7页 附图1页

## (54) 发明名称

一种金属陶瓷粉末冶金材料及制作金属陶瓷导卫的方法

## (57) 摘要

本发明提供了一种金属陶瓷粉末冶金材料及制作金属陶瓷导卫的方法,该金属陶瓷粉末冶金材料包括以下质量分数的化学成分:TiC:60%~85%,W:0~5%,Co:5%~12%,Cr:2%~8%,Ni:3%~5%,Fe:5%~15%,Re:0.10%~0.86%。本发明通过优化粉末冶金的配比,提高了导卫的耐磨性能;利用球磨方法制备粉末,并采用粉末冶金的方法,制备导卫成品,其耐磨性、抗氧化性和抗热裂纹性能均更加优异。



1. 一种金属陶瓷粉末冶金材料,其特征在于,包括以下质量分数的化学成分:TiC:60%~85%,W:0~5%,Co:5%~12%,Cr:2%~8%,Ni:3%~5%,Fe:5%~15%,Re:0.10%~0.86%。

2. 根据权利要求1所述的金属陶瓷粉末冶金材料,其特征在于,所述化学成分中,元素Co、Cr、Ni和Fe的总质量分数应符合 $15\% \leq (\text{Co} + \text{Cr} + \text{Ni} + \text{Fe}) \leq 40\%$ 。

3. 根据权利要求1所述的金属陶瓷粉末冶金材料,采用球磨工艺制备粉末,其特征在于,包括以下步骤:将粉粒状原料放进球磨机进行球磨,保护气体为氩气或氮气;将球磨后的粉末进行筛选,获得粒径在100~250 $\mu\text{m}$ 的粉末;再置于120~200 $^{\circ}\text{C}$ 的真空炉中烘干1~5h,得到以TiC为硬质相的粉末冶金材料。

4. 根据权利要求3所述的金属陶瓷粉末冶金材料,其特征在于,所述球磨的转速为250~450r/min,球磨时间35~50h。

5. 采用权利要求1所述的金属陶瓷粉末冶金材料制作金属陶瓷导卫的方法,将所述粉末冶金材料装入金属陶瓷导卫的制作模具中,压制坯料;再将该坯料进行等离子热压烧结,其特征在于,所述热压烧结的步骤包括:(1)以200~230 $^{\circ}\text{C}/\text{h}$ 的速率加热至 $600 \pm 10^{\circ}\text{C}$ ,保持恒温8~15min;(2)继续以200~230 $^{\circ}\text{C}/\text{h}$ 的速率加热至 $800 \pm 10^{\circ}\text{C}$ ,再保持恒温8~15min;(3)继续以200~230 $^{\circ}\text{C}/\text{h}$ 的速度升温,在1500~1600 $^{\circ}\text{C}$ 下淬火,然后保温60~120min;(4)随炉冷却至1050~1250 $^{\circ}\text{C}$ 下保温30~50min;再控制冷却速率为2.5~7 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 冷却到 $300 \pm 10^{\circ}\text{C}$ ;(5)再以200~230 $^{\circ}\text{C}/\text{h}$ 的速率加热,在450~550 $^{\circ}\text{C}$ 回火保温100~150min;(6)随炉冷却至180~210 $^{\circ}\text{C}$ ,出炉空冷至室温。

6. 根据权利要求5所述的制作金属陶瓷导卫的方法,所述步骤(3)中淬火保温温度为1530~1580 $^{\circ}\text{C}$ ,所述步骤(3)中保温温度为1050~1200 $^{\circ}\text{C}$ ,冷却速率为3.5~5.7 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 。

## 一种金属陶瓷粉末冶金材料及制作金属陶瓷导卫的方法

### 技术领域

[0001] 本发明属于金属陶瓷制品制造技术领域,特别涉及一种金属陶瓷粉末冶金材料及制作金属陶瓷导卫的方法。

### 背景技术

[0002] 高速线材轧机具有轧制的高速度、产品的高质量、设备的高效率等特点,为产品的高产量和产品规格的大范围提供了保证条件。因此,一出现即引起线材领域的革命性变化,在中国的线材生产领域也随之崛起强劲的旋风。从1986年底我国建设了第一条高速线材轧机开始,到2003年高速线材生产线已达产73条,中国已成为拥有高速线材生产线最多、产量最高的国家。

[0003] 近年来,线材产线采用短应力线轧机,走“高速、无扭、无张力”发展之路,研发无头轧制和低温轧制技术。线棒材产线产品规格也更加多样化、小尺寸产品需求不断增多、力学性能不断提高,这就要求工器具的力学性能也随之不断提高。且高速线材产线实现全线低温出炉、低温控轧,所获得产品的微观组织、屈服强度与韧性同时提高。线材轧制工况逐渐恶劣,对转向导卫的力学性能提出了新的要求,原材质的出口导卫力学性能无法满足低温轧制的需要,因耐磨性不足、更换次数过多成为进一步提高产能的瓶颈。这就要求出口导卫的强韧性和耐磨性进一步提高;因此,亟待开发具有耐磨性高、车削量小、单次上机使用寿命长等优点的新材质出口导卫。

[0004] 经专利自检索,涉及高速线材出口导卫使用的材质有复合材料、冷作模具钢、铸造合金等,使用金属陶瓷材质的专利不多。专利文献CN95110580.9公开一种含碳纤维的陶瓷材料作为轧制导卫板工作面的复合导卫板,该陶瓷材料采用复合层结构,上层为工作层,下层为焊接层,用黄铜将压制的陶瓷块纤焊在导卫板的铜材或铸钢材基体上。该复合导卫板具有热导率高,减磨性好,抗热冲击韧性高,可焊性好等优点,其使用寿命可达到高铬镍材质的十倍以上,价格为高铬镍合金导卫板的60%。专利文献CN200910081430.X公开一种高硼铸造合金导卫及其热处理方法,通过熔炼、铸造、油冷淬火,回火处理等步骤,制备强度和硬度高,韧性、耐磨性好,成本低的高硼铸造合金导卫。专利文献CN200510086688.0公开一种自增韧氮化硅陶瓷导卫辊及其制备方法,使用寿命是耐热钢导卫辊的7-8倍,能极大提高高速线材轧机的工作效率。专利文献CN200610020923.9公开一种TiC-WC基合金导卫辊及阀芯、阀座类制品,具有质量轻、孔隙度低、强度及硬度高,高温耐磨、耐腐蚀性及抗氧化性强,热稳定性好等特点。专利文献CN200410010349.X公开一种双金属复合导卫板及其制作方法,由基体和耐磨层构成,其基体采用韧性好的中碳钢或低合金钢制作;耐磨层采用高钒高速钢材料制作,因此芯部整体韧性,不易断裂,导卫工作层具有高硬度、高耐磨性。专利文献CN200310104870.5公开一种粉末冶金轧钢导卫辊及其制造方法,通过材质优化设计和粉末冶金液相烧结技术,获得了性能优良的轧钢导卫辊;粉末冶金导卫辊可以连续使用3-5个班次。专利文献CN00136717.X公开一种复合合金材料导卫板及其制作方法,导卫板的工作面部分制作以冶金结合的合金材料层面,合金层可以是铬钼钒合金系列,也可以是铬钨合金

系列,还可以是硼铬钒合金系列,合金层亦可铸包少量的 $\text{Cr}_3\text{C}_2$ 、 $\text{Al}_2\text{O}_3$ 、 $\text{WC}$ 等高硬度金属颗粒,合金层的厚度可根据使用要求和铸件的厚度来确定。专利文献CN98121315.4公开一种粉末冶金法生产的高速钢件,通过复合添加W、Mo、V、Co等元素,获得高硬度和高耐磨性的组合,尤其是高温下具有高硬度和高耐磨性。专利文献CN90103207.7公开一种低合金高速钢,降低了合金元素,提高Si和增加N元素,提高了高速钢的二次硬化性能,从而降低了生产成本,提高了高速钢的各项性能。

[0005] 以上专利所公布的导卫使用情况提升方法,如焊接陶瓷等双金属复合、B或氮化硅陶瓷增韧、采用高速钢材质等,均不能满足高速线材出口导卫工况的使用要求,有的设计工艺相对复杂,反而增加成本,因此均不适合用于解决高线出口导卫的问题。

[0006] 传统的合金设计理念以一种或两种元素为主元,并通过添加微量元素的方式提高合金的力学性能;然而,随着制造技术的不断进步,设备和零件的服役工况越来越恶劣,使得传统合金强化的力学性能难以再满足需求。

### 发明内容

[0007] 本发明的目的在于提供一种金属陶瓷粉末冶金材料及制作金属陶瓷导卫的方法,以解决现有技术中存在的导卫耐磨性不足、容易发生热裂纹、断裂等问题。

[0008] 本发明通过以下技术方案来实现:

[0009] 本发明的一种金属陶瓷粉末冶金材料,其特征在于,包括以下质量分数的化学成分:

[0010] TiC:60%~85%,W:0~5%,Co:5%~12%,Cr:2%~8%,Ni:3%~5%,Fe:5%~15%,Re:0.10%~0.86%;

[0011] 优选地,所述化学成分中,元素Co、Cr、Ni和Fe的总质量分数应符合 $15\% \leq (\text{Co}+\text{Cr}+\text{Ni}+\text{Fe}) \leq 40\%$ 。

[0012] 金属陶瓷导卫需要具有的高强度、高硬度、高耐磨、高温抗软化及抗氧化等性能,本发明采用高熵合金的设计理念,通过设计球磨工艺及金属陶瓷材质,TiC粉末中配置适量粘结元素Co、Cr、Fe、Ni,得到具有优异性能的高熵粉末冶金材料。在所述的粉末冶金材料中,各化学元素的设计原理如下。

[0013] TiC:为金属陶瓷导卫的主要硬质相;

[0014] W:本发明中,W元素作为基体的强化颗粒,与C元素形成的碳化物不易聚集长大,能细化金属陶瓷导卫的晶粒、在淬火时固溶于基体中,回火时析出细小弥散分布的碳化物,并在600℃时仍能保持碳化物细小弥散分布,即保持了基体的抗高温软化能力,从而起到提高轧辊的强韧性、红硬性、耐磨性和抗热裂性的作用。研究表明,当W>0时,金属陶瓷导卫基体中形成足够的WC,保证了该基体的高温硬度、红硬性和耐磨性;当W>5时,将恶化导卫的热加工塑性和抗热裂性,使得导卫在制造和使用过程中容易产生裂纹。因此,W含量设计为0~5%。

[0015] Co:在本发明所述的金属陶瓷导卫,Co为主要的基体化学元素之一,其能够对硬质相起到粘接作用,可以有效提高基体强韧性,避免硬质颗粒剥落。同时,Co元素还能够形成稳定的氧化物膜,提高导卫的抗氧化和抗表面损伤能力。研究表明,当Co元素含量小于5%时,不能很好的发挥耐磨和氧化膜形成能力;当Co元素含量大于12%时,将影响其它合金元

素的含量,降低基体的耐磨性。因此,为了确保材料的耐磨性和氧化膜形成能力,在本发明所述的金属陶瓷导卫中,将Co元素的质量百分比控制在5%~12%之间。

[0016] Cr:在本发明所述的金属陶瓷导卫,Cr元素为强碳化物形成元素,部分可固溶于碳化物中,大部分固溶于基体中,起到固溶强化作用,同时可提高轧辊的淬透性、回火硬度和耐高温性能。研究表明,随着Cr元素含量的增加,基体中共晶组织含量增多,共晶组织形貌由蜂窝状向片层状转变,可以使基体获得更加稳定的力学性能;同时,Cr元素能够有效阻碍第二相的粗化,从而提高导卫在高温下的热稳定性。但Cr含量过大时,影响基体的热塑性,基于此,将Cr元素的质量百分含量控制在2%~8%之间。

[0017] Ni: Ni元素的原子半径与Cr等元素较为相近,可扩大 $\gamma$ 相区,形成无限固溶体。此外,Ni元素可以降低钢中各元素的扩散速度,进而有效细化晶粒,提高基体抗疲劳的性能。研究表明,在本发明所述的导卫中,将Ni元素的质量百分比控制在3%~5%时,Ni元素能够与其它元素协同形成最佳力学性能。

[0018] Fe: Fe元素的熔点和半径与Cr、Ni、Co等合金中元素的半径接近,其有较好的相容性,并且不会产生较大的晶格畸变。此外,以Fe元素做为基体可以降低因加热和冷却速度过快所导致的硬质相与粘结基体之间温度梯度和热膨胀系数差距较大所带来的不利影响。由此,在本发明所述的技术陶瓷导卫中,将Fe元素的质量百分比控制在5%~15%之间。

[0019] Re: 本发明的研究中,稀土元素以氧化物的形式加入,试验表明,当Re含量为0.10%~0.86%时,可促进共晶碳化物的分解、转变,形成细小的碳化物,可抑制基体在淬火时晶粒长大,使基体在较高的温度下淬火,从而保证淬火基体中固溶尽可能多的合金元素,从而在回火时产生最大的二次硬化效果,同时又保持有较细晶粒的组织 and 较好的韧性,因此对导卫强韧性都有很好的作用。

[0020] 本发明所述的金属陶瓷粉末冶金材料,采用球磨工艺制备粉末,其特征在于,包括以下步骤:将粉粒状原料放进球磨机进行球磨,保护气体为氩气或氮气;将球磨后的粉末进行筛选,获得粒径在100~250 $\mu\text{m}$ 的粉末;再置于120~200 $^{\circ}\text{C}$ 的真空炉中烘干1~5h,得到以TiC为硬质相的粉末冶金材料。

[0021] 优选地,所述球磨的转速为250~450r/min,球磨时间35~50h。

[0022] 采用本发明所述的粉末冶金材料制作金属陶瓷导卫的方法是,将所述粉末冶金材料装入金属陶瓷导卫的制作模具中,压制成坯料;再将该坯料进行等离子热压烧结,其特征在于,所述热压烧结步骤包括:(1)以200~230 $^{\circ}\text{C}/\text{h}$ 的速率加热至600 $\pm$ 10 $^{\circ}\text{C}$ ,保持恒温8~15min;(2)继续以200~230 $^{\circ}\text{C}/\text{h}$ 的速率加热至800 $\pm$ 10 $^{\circ}\text{C}$ ,再保持恒温8~15min;(3)继续以200~230 $^{\circ}\text{C}/\text{h}$ 的速度升温,在1500~1600 $^{\circ}\text{C}$ 下淬火,然后保温60~120min;(4)随炉冷却至1050~1250 $^{\circ}\text{C}$ 下保温30~50min;再控制冷却速率为2.5~7 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 冷却到300 $\pm$ 10 $^{\circ}\text{C}$ ;(5)再以200~230 $^{\circ}\text{C}/\text{h}$ 的速率加热,在450~550 $^{\circ}\text{C}$ 回火保温100~150min;(6)随炉冷却至180~210 $^{\circ}\text{C}$ ,出炉空冷至室温。

[0023] 优选地,所述步骤(3)中淬火保温温度为1530~1580 $^{\circ}\text{C}$ ,所述步骤(3)中保温温度为1050~1200 $^{\circ}\text{C}$ ,冷却速率为3.5~5.7 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 。

[0024] 在所述的等离子热压烧结过程中,由于前期升温速度较快,烧结温度较高时,短时的均温保温可以使辊坯体受热更均匀;因此,本发明的步骤(1)和步骤(2)中在600 $\pm$ 10 $^{\circ}\text{C}$ 和800 $\pm$ 10 $^{\circ}\text{C}$ 时,进行两次均温保温。

[0025] 步骤(3)中,1500~1600℃时热压烧结,1050~1250℃时进行再次保温,进一步提升致密度,并使碳化物更加均匀球化,之后控制冷却速度为3.5~5.7℃/s,冷却至300±10℃,以获得马氏体,避免珠光体的产生,控制残余奥氏体的含量。

[0026] 本发明所述的金属陶瓷导卫,其基体中含有大量的高熔点碳化物, $M_6C$ 为W和Mo的碳化物,在1100~1350℃时固溶于奥氏体, $M_6C$ 相当稳定,不易聚集长大,可增加导卫的硬度与耐磨性。Cr的碳化物为 $M_7C_3$ ,是一次共晶碳化物或由奥氏体中析出的二次碳化物,增加耐磨性,降低摩擦系数。二次 $M_7C_3$ 在960~1080℃溶入奥氏体中; $M_{23}C_6$ 是另一种Cr的碳化物,在温度为1050~1150℃时开始固溶,完全固溶于奥氏体需1250~1300℃的温度。另外,热压烧结工艺的目的是使导卫组织致密,TiC熔点高,在烧结过程中保持物相不变,其颗粒需靠粘结相的包裹,提高结合强度;因此,必须采用较高的热压烧结温度1500~1600℃。在该温度下,一方面可以提高导卫致密度,使致密度达到92%以上;另一方面可以保证导卫基体完全奥氏体化,及较多的碳化物充分溶入基体中,基体合金元素的固溶度增加,又能保证芯部组织不受影响;加之较高的烧结温度,可提高导卫的强度和热循环稳定性。若保温时间小于60min,导卫的致密度不够,且工作层的基体奥氏体化不充分,达不到最终组织要求,若保温时间大于120min,工作层基体晶粒开始长大,同时工作层厚度将过大,芯部有效尺寸较小,韧性降低,增大导卫断裂风险。因此1500~1600℃时短时保温最佳时间范围为60~120min。

[0027] 研究表明,设计1050~1200℃时短时保温,有两方面的作用,一是对具有尖端的小块状碳化物会有明显的球化效果;当碳化物呈弥散球状时,不会成为裂纹的起源,裂纹扩展至此也会在此偏转,因此提高导卫的抗热裂纹的能力。二是,经过计算,在该温度区间,导卫基体中原子扩散能稍小于晶界迁移能,即在该温度保温,可使原子和气孔移动,从而进一步提高致密度,但由于该温度下不足以达到晶界迁移能,晶粒并不长大。试验研究表明,该阶段保温时间小于30min时,达不到对致密度的要求,当保温时间大于50min时,致密度达到98%以上,晶粒稍有长大的趋势。因此1050~1200℃时短时保温最佳时间范围为30~50min。

[0028] 高线出口导卫要求具有较高的红硬性、耐磨性和抗疲劳性,因此控制在基体形成马氏体组织,试验研究表明,保温结束后冷却速度应控制在3.5~5.7℃/s,方能获得较好的综合性能,避免珠光体的产生,并把奥氏体含量控制在3%~5%以内。

[0029] 步骤4)的特点为,以200~230℃/h的升温速度加热,从300℃升温至450~550℃,并保温110~120min,该步骤作用相当于回火处理。增加该步回火工艺,可使导卫基体中碳化物在冷却过程中析出,产生二次硬化效应,增加硬度与耐磨性,提高热循环稳定性和抗回火性能,满足现场轧制工况的需求。当回火温度高于550℃时,会造成导卫最终硬度较低,当回火温度低于450℃时,析出碳化物数量不足,会造成导卫强度不足;因此,需保证该回火温度在450~550℃之间,回火保温时间控制在110~120min内,以保证导卫硬度满足要求的同时,具有较高的强度、韧性和抗裂纹萌生性能。

[0030] 采用本发明的粉末冶金材料制成的金属陶瓷导卫,适合在高线出口处使用,导卫的硬度为55~62HRC,抗拉强度800~820MPa,冲击功3~4J,高温硬度达45~50HRC,基体微观组织为马氏体与碳化物和少量残余奥氏体。

[0031] 与现有技术相比,本发明以下有益效果:

[0032] 本发明提供了一种用于制作金属陶瓷辊的粉末冶金材料及制作金属陶瓷辊的方

法,通过优化粉末冶金的比例,提高了导卫的耐磨性能;利用球磨方法制备粉末,并采用粉末冶金的方法,制备导卫成品,其耐磨性、抗氧化性和抗热裂纹性能均更加优异。本发明的粉末冶金材料还可用于制作其它的服役于恶劣环境的设备零件,可以延长这些设备零件使用寿命,具有十分良好的推广前景和应用价值。

### 附图说明

[0033] 图1本发明的热压烧结工艺曲线。

### 具体实施方式

[0034] 以下结合具体实施例,对本发明作进一步说明。应理解,以下实施例仅用于说明本发明而非用于限定本发明的范围。

[0035] 下列实施例中未注明具体条件的实验方法,通常按照常规条件,或厂商提供的条件进行。

[0036] 实施例1~3

[0037] 实施例1~3的一种金属陶瓷粉末冶金材料的化学成分列于表1中。采用不同的配比,采用球磨工艺制备粉末,包括以下步骤:将粉粒状原料放进球磨机进行球磨40h,保护气体为氩气或氮气,球磨转速为350r/min;将球磨后的粉末进行筛选,获得粒径约200um的粉末;然后放在120℃下的真空炉中烘干2h;通过以上球磨过程,原料粉末得到充分的混合,粉末粒径也得到细化,最终获得以TiC为硬质相的粉末冶金材料。

[0038] 采用该粉末冶金材料制作金属陶瓷导卫的方法是,将所述粉末冶金材料装入金属陶瓷导卫的制作模具中,压制坯料;再将该坯料进行等离子热压烧结,热压烧结步骤包括:(1)以200℃/h的速率加热至600℃,保持恒温8min;(2)继续以200℃/h的速率加热至800℃,再保持恒温8min;(3)继续以200℃/h的速度升温,在1550℃下热压烧结淬火,并在1550℃下保温120min;(4)随炉冷却至1150℃,保温50min;再控制冷却速率为5℃/s冷却到300℃;(5)再以200℃/h的速率加热,在480℃回火保温120min;(6)随炉冷却至200℃,出炉空冷至室温,即可得到金属陶瓷导卫。

[0039] 表1实施例1~5的成分配比,单位:wt%

[0040]

	TiC	W	Co	Cr	Ni	Re
实施例1	60	5	5	2	3	0.1
实施例2	70	3	8	6	4	0.5
实施例3	80	1	10	7	4.5	0.7
实施例4	82	4.5	12	8	5	0.8
实施例5	85	4	10	5	3.5	0.6

[0041] 实施例4

[0042] 实施例4的金属陶瓷的化学成分列于表1中,采用球磨工艺制备粉末,包括以下步骤:将粉粒状原料放进球磨机进行球磨45h,保护气体为氩气,球磨转速为320r/min;将球磨后的粉末进行筛选,获得粒径约220um的粉末;然后放在150℃下的真空炉中烘干3h;通过以上球磨过程,原料粉末得到充分的混合,粉末粒径也得到细化,最终获得以TiC为硬质相的粉末冶金材料。

[0043] 采用该粉末冶金材料制作金属陶瓷导卫的方法是,将所述粉末冶金材料装入金属陶瓷导卫的制作模具中,压制坯料;再将该坯料进行等离子热压烧结,热压烧结步骤包括:(1)以220℃/h的速率加热至600℃,保持恒温10min;(2)以210℃/h的速率加热至800℃,再保持恒温10min;(3)继续以210℃/h的速度升温,在1580℃下热压烧结淬火,随后在1550℃下保温120min;(4)随炉冷却至1100℃,保温50min;再控制冷却速率为4.5℃/s冷却到300℃;(5)再以210℃/h的速率加热,在500℃回火保温120min;(6)随炉冷却至205℃,出炉空冷至室温,即可得到金属陶瓷导卫。

[0044] 实施例5

[0045] 实施例5的金属陶瓷的化学成分列于表1中,采用球磨工艺制备粉末,包括以下步骤:将粉粒状原料放进球磨机进行球磨50h,保护气体为氮气,球磨转速为300r/min;将球磨后的粉末进行筛选,获得粒径约210um的粉末;然后放在200℃下的真空炉中烘干1.2h;通过以上球磨过程,原料粉末得到充分的混合,粉末粒径也得到细化,最终获得以TiC为硬质相的粉末冶金材料。

[0046] 采用该粉末冶金材料制作金属陶瓷导卫的方法是,将所述粉末冶金材料装入金属陶瓷导卫的制作模具中,压制坯料;再将该坯料进行等离子热压烧结,热压烧结步骤包括:(1)以220℃/h的速率加热至600℃,保持恒温15min;(2)继续以220℃/h的速率加热至800℃,再保持恒温12min;(3)继续以210℃/h的速度升温,在1600℃下热压烧结淬火,然后在1550℃下保温100min;(4)随炉冷却至1200℃,保温40min;再控制冷却速率为3.8℃/s冷却到300℃;(5)再以205℃/h的速率加热,在520℃回火保温110min;(6)随炉冷却至190℃,出炉空冷至室温;即可得到金属陶瓷导卫。

[0047] 对实施例1~5得到的导卫的力学性能进行测试。采用JB06646T.93粉末冶金物理性能检测规范中规定检测方法,对粉末冶金导卫力学性能进行检测。测试结果列于表2中。

[0048] 表2实施例1~5的力学性能测试结果

实施例	抗拉强度 Rm/MPa	冲击韧性 AKU2 /J	常温硬度 /HRC	高温硬度 /HRC
1	801	3.2	55	45
2	815	3.5	58	47
3	818	3.7	60	49
4	819	3.8	62	50
5	817	3.65	59	48

[0050] 从表2可以看出,实施例1~5中,实施例4的综合力学性能最佳。

[0051] 实施例4的金属陶瓷导卫与热作模具材质导卫单次上机轧制天数对比列于表3中。采用实施例4金属陶瓷导卫单次上机天数为21天;采用原热作模具钢材质导卫,单次上机天数为7天;单次上机天数提高了3倍。



[0052] 表3实施例4与热作模具材质导卫单次上机轧制天数对比表

[0053]		单次上机使用天数
	热作模具材质	7
	实施例4	21

[0054] 将实施例4的金属陶瓷导卫与原中材质导卫的常温及高温力学性能进行对比,列于表4中。由表4可知,与原模具钢材质导卫相比,实施例4的金属陶瓷导卫,强韧性和高温硬度等力学性能均得到大幅提高,其中,抗拉强度提高了60%~64%,冲击韧性提高了42.8%~90.5%,常温硬度提高了10%~12.7%,高温硬度提高了12.5%~25%。

[0055] 表4本发明材质与模具钢力学性能对比

[0056]	材质	常温			高温
		屈服强度 Rp0.2 /MPa	抗拉强度 Rm/MPa	冲击韧性 AKU2 /J	硬度 /HRC
	模具钢	屈服前断裂	500	2.10	50-55
	实施例4	屈服前断裂	800-820	3-4	55-62

[0057] 本发明的金属陶瓷材质导卫,具有优异的强韧性、耐磨性和抗热裂性能,解决线材产线低温轧制难题,具有较好的推广应用前景。

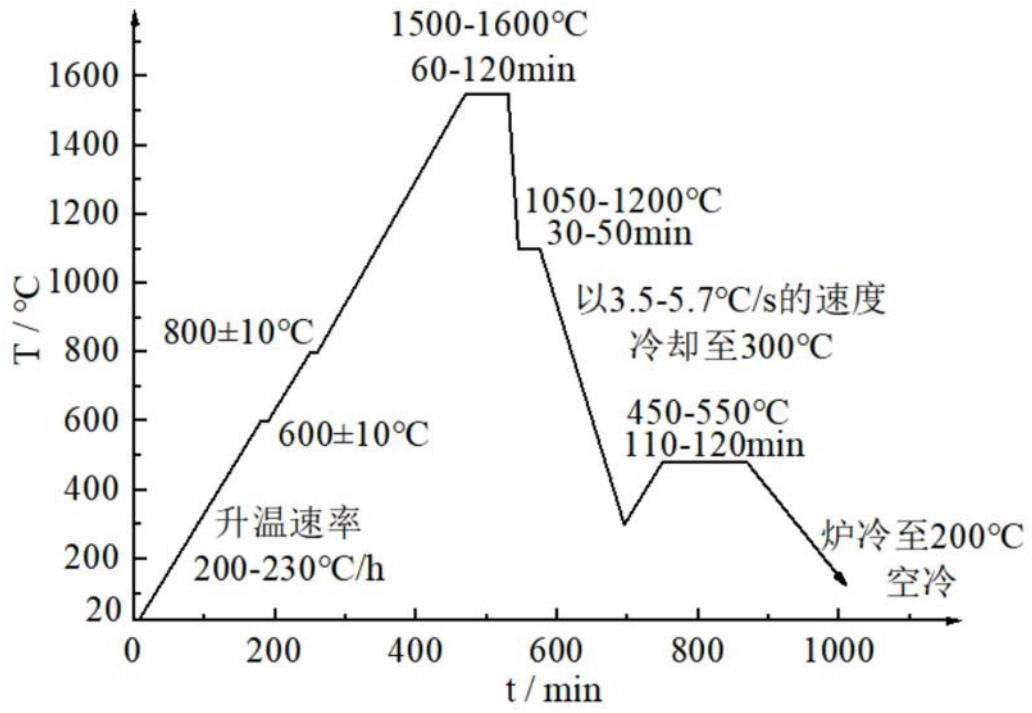


图1