



(12) 发明专利申请

(10) 申请公布号 CN 104278200 A

(43) 申请公布日 2015. 01. 14

(21) 申请号 201410474807. 9

(22) 申请日 2014. 09. 17

(71) 申请人 北京科技大学

地址 100083 北京市海淀区学院路 30 号

(72) 发明人 黄进峰 张金祥 张济山 王和斌

卢林 崔华

(74) 专利代理机构 北京市广友专利事务所有限

责任公司 11237

代理人 张仲波

(51) Int. Cl.

C22C 38/26 (2006. 01)

C21D 8/00 (2006. 01)

B22D 11/06 (2006. 01)

权利要求书1页 说明书8页

(54) 发明名称

一种高热强性喷射成形热作模具钢及其制备方法

(57) 摘要

一种高热强性喷射成形热作模具钢及其制备方法,属于热作模具钢技术领域。模具钢的成分为: C0. 3-0. 5, Cr3. 0-5. 0, Mo1. 5-3. 5, W0. 4-1. 0, Si0. 3-0. 8, Mn0. 3-0. 5, V0. 8-1. 5, Nb0. 03-0. 10, S ≤ 0. 03, P ≤ 0. 03, 余量为 Fe。制备采用喷射成形-热锻-热处理工艺路线,通过控制喷射成形过程中的工艺参数和热锻温度的方式,调整淬火与回火温度来获得不同的综合力学性能,以满足不同的工况需求。本发明针对喷射成形工艺特点,同时考虑热作模具钢对高温性能的特殊需求,合理优化合金元素配伍,具有优良的高温性能,好的热稳定性与回火抗性,同时保持较高的冲击韧性,综合性能优异,大幅提高热作模具寿命。

1. 一种高热强性喷射成形热作模具钢,其特征在于热作模具钢的化学成分重量百分比为:C0.3-0.5, Cr3.0-5.0, Mo1.5-3.5, W0.4-1.0, Si0.3-0.8, Mn0.3-0.5, V0.8-1.5, Nb0.03-0.10, S ≤ 0.03, P ≤ 0.03,余量为 Fe 以及钢中所难以避免的微量杂质。

2. 根据权利要求1所述的高热强性喷射成形热作模具钢,其特征是:组分中 C:0.35-0.45, Cr:3.0-4.0, Mo:2.0-3.0, Nb:0.03-0.06。

3. 一种制备权利要求1所述的高热强性喷射成形热作模具钢的方法,其特征在于,工艺步骤为:

(1) 采用喷射成形工艺制备热作模具钢沉积坯:在真空或非真空下的感应炉中冶炼至化学成分范围符合要求,保温 10min,钢液过热 100-200℃,然后浇注到温度 1000℃ 以上的中间包;钢液由 N₂ 雾化,雾化系统采用非限制型主副两级环孔式雾化喷嘴,沉积距离 400-500mm,沉积基板为不锈钢;随着喷射沉积过程的进行,匀速下拉基板,最终可获得直径 80-180mm,高 100-200mm 的柱状沉积坯;

(2) 锻造及退火:沉积坯锻造工艺为 1100-1150℃ 加热,始锻温度 1120-1150℃,终锻温度 ≥ 850℃;锻造后进行等温球化退火,具体工艺为:钢材在小于 500℃ 入炉随炉升温,以不高于 100℃/h 的加热速率加热到 840-880℃,保温 100min+1min/mm,然后以 30℃/h 的速率随炉冷到 730-770℃,保温 200min+1min/mm,然后以 40℃/h 的速率随炉冷到 500℃,最后出炉空冷;其中退火工艺中的保温时间与钢材的尺寸有关,钢材直径或厚度每增加 1mm,保温时间增加 1min;

(3) 淬火与回火:奥氏体化温度为 1040-1130℃,保温 15-30min,油冷,随后在 550-650℃ 回火 2 次,每次 1-3h。

一种高热强性喷射成形热作模具钢及其制备方法

技术领域

[0001] 本发明属于热作模具钢技术领域,具体为针对喷射成形工艺特点而发明一种高热强性喷射成形热作模具钢新材料,以及喷射成形制备、后续热加工与热处理的工艺技术与方法。

背景技术

[0002] 热作模具在工业上主要用于热成形各种机械零件。最流行的热成形方法包括锻造、挤压和有色合金的铸造,模具在热成形过程中要承受不同机械载荷与温度的剧烈变化,这种机械应力,热应力以及化学因素的综合作用表明对模具材料的性能有着极其苛刻的要求。热作模具钢是用来制作热作模具最常用的材料,其中 H13 钢是世界范围内使用非常广泛的一种热作模具钢,具有良好的综合性能,主要用于热锻模、压铸模和挤压模,但由于 H13 钢在高温下的热强度较低,其服役温度一般低于 600℃,高于此使用温度,模具寿命急剧降低。

[0003] 为了解决 H13 钢 600℃ 以上热强度不足的问题,人们开始重新优化 H13 钢的合金成分。H13 钢高温强度不足的原因主要是 Cr 的碳化物在高温下的热稳定性差,容易聚集长大,因此人们开始降低 Cr 的含量,并增加强碳化物形成元素 Mo、V 的含量,同时加入少量的 Nb 进行微合金化。此举虽然提高了钢的高温强度,但由于强碳化物形成元素的增加,导致铸造过程中产生的粗大一次共晶碳化物增加,从而急剧降低了材料的韧性,同样不能满足模具材料的性能需求。

[0004] 铸态组织中粗大的一次碳化物的增加一方面是由强碳化物形成元素的增加造成的,另一方面是由于传统铸造工艺凝固过程较低的冷速。众所周知,快速凝固技术可以抑制凝固过程中碳化物的析出与合金元素的偏析,粉末冶金技术是一种典型的快速凝固技术,很快被人们用来生产高速钢等高合金度的材料,但是由于其成本极其昂贵,工序相当复杂,应用受到了限制。

[0005] 喷射成形技术是一种可以制备近终型产品的先进工艺,常用来制备高性能金属材料。由于雾化过程中的冷速高,喷射成形也具有快速凝固所特有的优点,包括组织细化、无宏观偏析、初生相细小弥散分布,合金元素固溶度高等。目前,喷射成形技术在热作模具钢方面的应用主要集中在直接精密成形模具上,德国不莱梅材料科学研究所、芬兰技术研究中心和美国爱达荷国家实验室在喷射成形热作模具钢上均取得了一定的成果。

[0006] 但是,喷射成形工艺制备热作模具钢还是存在两方面的问题:(1) 用喷射成形技术直接成形模具,由于不能采取后续变形处理来使其致密化,所以在喷射沉积过程中必须有足够的液相来保证所成形的模具的致密度,但这势必导致组织较为粗大,不能充分发挥喷射成形的优势。(2) 没有针对喷射成形工艺特点,重新调整合金成分,设计喷射成形新型热作模具钢。

[0007] 因此,如何充分利用喷射成形技术的优点,再结合合金元素在热作模具钢中的作用机理,设计出新型的喷射成形热作模具钢,提高模具钢的综合性能,具有重要的意

义,可以带来巨大的经济效益。

发明内容

[0008] 本发明的目的在于根据喷射成形的工艺特点,设计和制备出高热强性兼具韧性的喷射成形新型热作模具钢,使其可以在 600℃以上的高温使用,实现开发性价比高,综合性能优异,应用范围更广的新型热作模具钢。

[0009] 根据上述目标,本发明以 H13 钢的成分为基础,利用喷射成形组织细小、无宏观偏析、初生相细小弥散分布,合金元素固溶度高的特点,提高 Mo 含量,降低 Cr 含量,但不低于 3%以确保足够的淬透性,重新优化 Cr、Mo 合金配比,使得新合金回火时析出富 Mo 的 M2C 型碳化物来增加二次硬化,提高回火抗性,同时保持成本不增加与适当的韧性、导热性与淬透性;此外,加入少量的 W、Nb 进行微合金化,进一步提高热稳定性并细化晶粒。

[0010] 1、本发明的具体方案为:(1)成分方面,喷射成形热作模具钢的化学成分(wt%)为:C0.3-0.5, Cr3.0-5.0, Mo1.5-3.5, W0.4-1.0, Si0.3-0.8, Mn0.3-0.5, V0.8-1.5, Nb0.03-0.10, S ≤ 0.03, P ≤ 0.03, 余量为 Fe。其中的优选范围为 C:0.35-0.45, Cr:3.0-4.0, Mo:2.0-3.0, Nb:0.03-0.06。

[0011] 碳:C一方面在较低温度下主要负责马氏体强化,另一方面与合金元素作用,形成二次析出碳化物,产生二次硬化,负责较高温度的强化。要想形成二次硬化来提高高温强度,C含量至少0.2%,最好是0.3%以上。然而,过高的C含量会导致淬火时析出晶粒形状的碳化物(特别是Mo和V含量较高时),并且增加硬度和二次析出碳化物的体积,从而损害了韧性。为了保持较高的韧性,一般C含量不超过0.5%,最好是0.4%以下。这个范围的C含量同时也可降低残余奥氏体的含量,从而预防了模具尺寸不稳定与脆性相关问题的产生。

[0012] 铬:Cr含量应该高于3.0%,最好是3.5%以上,因为这个元素有利于提高淬透性,而淬透性对大型模具的应用极为关键。然而Cr含量也应该受到限制,本发明就提出了降低Cr含量来提高回火抗性的思路。这是一个非常重要的作用,因为本发明钢最终的回火抗性比目前最流行的H13钢明显提高。其作用机理被认为与二次析出富Cr的M7C3型碳化物有关,这种碳化物可以溶解V和Mo并且是最先析出的。因此,降低Cr含量,可以减少M7C3型碳化物的含量,从而有更多的V和Mo可以作用于二次硬化。最终导致当新合金的Cr含量比H13钢低时,回火抗性明显提高。要想通过Cr的降低来获得更高的回火抗性,Cr含量必须控制在5.0%以下,最好是在4.0%以下。本发明确认,要获得最佳的回火抗性,Cr含量须在3.0%到4.0%之间。此外,Cr的降低除了提高回火抗性之外,还增加了导热性,同时当Mo含量提高时,也可保持良好的导热性。因此,如此小的Cr含量范围,是为了获得最大的回火抗性和充足的导热性而精心设计的。

[0013] 钼和钨:本发明提高Mo含量主要是为了提高回火抗性。由于增加Mo含量可能使的新合金在回火是析出热稳定性更高的富Mo碳化物,特别是M2C型碳化物。因此本发明钢必须至少含有1.5%的Mo,最好是2.0%以上。但是,过高的Mo含量会导致在淬火时形成先共晶碳化物,从而损害韧性,同时也会明显增加合金成本,使其很难得到实际应用。因此,Mo含量最好不要超过3.5%。钨和钼的作用类似,都形成M2C或M6C型二次碳化物。但是,由于W的扩散速率明显低于Mo,少量的W进入到碳化物中,减慢碳化物的长大速度,从而增

加热稳定性。然而，W 的二次硬化效果远不如 Mo，并且成本也偏高，因此 W 的含量须控制在 1.0% 以内。

[0014] 钒：V 对二次析出的 MC 型碳化物至关重要，由于二次析出的富 V 的 MC 型碳化物细小弥散，且热稳定性高，从而能够阻止位错的移动，从而提高强度。一次的 MC 还能够阻止晶粒长大，允许较高的奥氏体化温度（1000℃ 以上）。要想到以上作用，V 的含量必须在 0.1% 以上，最好高于 0.3%。然而过高的 V 会产生一次难溶的碳化物，从而降低韧性。因此，V 含量应该低于 1.5%，最好低于 1.0%。

[0015] 铌：Nb 是比 V 更强的碳化物形成元素，少量加入可以抑制晶粒长大，从而提高强韧性。若加入过多，则容易在钢液凝固过程中产生较多的大颗粒伪共晶碳化物，严重损害韧性。因此，Nb 含量应低于 0.1%。

[0016] 硅：Si 对二次硬化和韧性有很大的影响。Si 含量较高时，Si 增加 600℃ 以下的二次硬化硬度。然而，本发明研究发现，较低的 Si 含量能够减少高温下硬度的降低，从而提高回火抗性。此外，较低的 Si 含量也有利于韧性的提高。因此，本发明钢的 Si 含量必须低于 0.8%，最好在 0.5% 以下。

[0017] 磷：降低 P 含量可以显著提高韧性，因为 P 容易在晶界偏聚，从而降低界面的内聚力。因此 P 含量必须低于 0.03%，最好低于 0.015%。

[0018] 残余元素：其它元素如 Mn 和 Al 应该被认为是炼钢或加工过程中带来的有害元素。因此，Mn 和 Al 的含量应该在 0.5% 以下。由于 S 容易形成夹杂物，这些夹杂物容易导致材料开裂，因此 S 含量必须控制在 0.03% 以下，最好是 0.02% 以下。

[0019] 工艺方面：

[0020] 高质量沉积坯：要想充分发挥喷射成形的技术优势，必须制备出高质量的沉积坯。首先，要确保沉积坯具有高的致密度，使坯料经过热加工（锻造、轧制等工艺）可以完全致密化。其次要使沉积坯组织均匀细小，无宏观偏析。本发明通过调整喷射成形工艺参数（钢液过热度、雾化压力、沉积距离等），获得组织均匀细小致密度高的沉积坯。

[0021] 锻造与退火：沉积坯锻造工艺为 1100-1150℃ 加热，始锻温度 1120-1150℃，终锻温度 $\geq 850^\circ\text{C}$ ，锻比不小于 3，锻后致密度达 99.8% 以上；锻造后进行等温球化退火，具体工艺为：钢材在小于 500℃ 入炉随炉升温，以不高于 100℃/h 的加热速率加热到 840-880℃，保温 100min+1min/mm，然后以 30℃/h 的速率随炉冷到 730-770℃，保温 200min+1min/mm，然后以 40℃/h 的速率随炉冷到 500℃，最后出炉空冷；其中退火工艺中的保温时间与钢材的尺寸有关，钢材直径或厚度每增加 1mm，保温时间增加 1min；

[0022] 淬火与回火：本发明钢可根据工况需求，来调整淬火与回火工艺，以获得不同的综合性能。具体为奥氏体化温度可在 1040-1130℃ 调整，保温 15-30min，油冷，随后回火温度可在 550-650℃ 温度范围内调整，回火 2-3 次，每次 1-3h。

[0023] 本发明针对喷射成形工艺特点，同时考虑热作模具钢对高温性能的特殊需求，合理优化合金元素配伍，具有优良的高温性能，好的热稳定性与回火抗性，同时保持较高的冲击韧性，综合性能优异，大幅提高热作模具寿命。

具体实施方式：

[0024] 实施例 1

[0025] 本发明所述的高热强性热作模具钢通过优化合金成分配伍与调整喷射成形工艺实现高性能。其制备方法为：(1) 采用喷射成形工艺制备热作模具钢沉积坯：在真空或非真空下的感应炉中冶炼至化学成分范围符合要求，保温 10-20min，钢液过热 100-200℃，然后浇注到温度 1000℃ 以上的中间包。钢液由 N₂ 雾化，雾化系统采用非限制型主副两级环孔式雾化喷嘴，沉积距离 400-500mm，沉积基板为不锈钢。随着喷射沉积过程的进行，匀速下拉基板，最终获得直径 120mm，高 150mm 的柱状沉积坯。

[0026] (2) 锻造及退火：沉积坯锻造工艺为 1100-1150℃ 加热，始锻温度 1120-1150℃，终锻温度 ≥ 850℃；锻造后等温球化退火，具体工艺为：钢材在小于 500℃ 入炉随炉升温，以不高于 100℃ /h 的加热速率加热到 840-880℃，保温 100min+1min/mm，然后以 30℃ /h 的速率随炉冷到 730-770℃，保温 200min+1min/mm，然后以 40℃ /h 的速率随炉冷到 500℃，最后出炉空冷；其中退火工艺中的保温时间与钢材的尺寸有关，钢材直径或厚度每增加 1mm，保温时间增加 1min；

[0027] (3) 淬火与回火：奥氏体化温度为 1040-1130℃，保温 15-30min，油冷，随后在 550-650℃ 回火 2 次，每次 1-3h。

[0028] 对比钢采用国内某厂生产的商用 H13 钢，其热处理工艺为传统 H13 钢的最优热处理工艺。

[0029] 分别对本发明钢与对比钢进行了化学成分分析，并且在经过最终热处理后，分别对两者进行了力学性能测试。

[0030] 本发明钢和对比钢的化学成分见表 1

[0031] 本发明钢在室温硬度与对比钢相近的情况下，其高温拉伸性能明显优于对比钢，并且基本保持了 H13 钢的冲击韧性。具体性能数据对比见表 2。

[0032] 本发明钢回火抗性和热稳定性显著优于对比钢。具体性能数据对比见表 3 和表 4。

[0033] 表 1：本发明钢与对比钢化学成分，重量%。

[0034]

钢种	C	Cr	Mo	W	V	Nb	Si	Mn	S	P	Fe
本发明钢	0.39	3.5	2.4	0.8	1.3	0.08	0.5	0.3	<0.03	<0.03	余
对比钢-H13	0.40	5.5	1.4	-	0.9	-	0.9	0.5	<0.03	<0.03	余

[0035] 表 2：本发明钢与对比钢高温拉伸、室温冲击性能与室温硬度的对比

[0036]

淬回火工艺	钢种	高温抗拉强度/MPa			室温冲击 AKv/J	室温硬度 /HRC
		600℃	650℃	700℃		
1100℃淬火+625℃回火	本发明钢	1000	885	565	14.2	49.3
1050℃淬火+600℃回火	对比钢-H13	930	610	275	14.7	47

[0037] 表 3 :本发明钢与对比钢在不同温度回火下的硬度值

[0038]

淬火温度	钢种	不同温度回火下的硬度值 (HRC)				
		500℃	550℃	600℃	650℃	700℃
1100℃	本发明钢	56	56	53.5	49	37

[0039]

1050℃	对比钢-H13	55.6	53	49	42.5	30
-------	---------	------	----	----	------	----

[0040] 表 4 :本发明钢与对比钢热稳定性对比

[0041]

淬回火工艺	钢种	在 620℃保温不同时间下的硬度 /HRC				
		2h	4h	8h	14.5h	21h
1100℃淬火+625℃回火	本发明钢	51.7	48.3	45	42.7	40
1050℃淬火+600℃回火	对比钢-H13	43.7	42.5	39	37.2	32.8

[0042] 实施例 2

[0043] 本实施例所述的发明钢的制备方法、热加工与热处理工艺同实施例 1,对比钢依然采用实施例 1 中的商用 H13 钢。

[0044] 本发明钢和对比钢的化学成分见表 5

[0045] 本发明钢在室温硬度与对比钢相近的情况下,其高温拉伸性能明显优于对比钢,并且冲击韧性也高于对比钢。具体性能数据对比见表 6。

[0046] 本发明钢的回火抗性和热稳定性显著优于对比钢。具体性能数据对比见表 7 和表 8。

[0047] 表 5:本发明钢与对比钢化学成分,重量%

[0048]

钢种	C	Cr	Mo	V	W	Nb	Si	Mn	S	P	Fe
本发明钢	0.37	3.0	2.4	0.9	0.6	0.04	0.6	0.3	<0.0 3	<0.0 3	余
对比钢-H13	0.40	5.5	1.4	0.9	-	-	0.9	0.5	<0.0 3	<0.0 3	余

[0049] 表 6:本发明钢与对比钢高温拉伸、室温冲击性能与室温硬度对比

[0050]

淬回火工艺	钢种	高温抗拉强度/MPa			室温冲击 AKv/J	室温硬度 /HRC
		600℃	650℃	700℃		
1040℃淬火+640℃回火	本发明钢	986	693	455	20.8	46
1050℃淬火+600℃回火	对比钢-H13	930	610	275	14.7	47

[0051] 表 7:本发明钢与对比钢在不同温度回火下的硬度值

[0052]

淬火温度	钢种	不同温度回火下的硬度值/HRC				
		500℃	550℃	600℃	650℃	700℃
1040℃	本发明钢	53	54	51.5	46	34.3
1050℃	对比钢-H13	55.6	53	49	42.5	30

[0053] 表 8:本发明钢与对比钢热稳定性对比

[0054]

淬回火工艺	钢种	在 620℃保温不同时间下的硬度 /HRC				
		2h	4h	8h	14.5h	21h
1040℃淬火+640℃回火	本发明钢	44.6	43.7	42.3	41.8	39.5
1050℃淬火+600℃回火	对比钢-H13	43.7	42.5	39	37.2	32.8

[0055] 实施例 3

[0056] 本实施例所述的发明钢的制备方法、热加工与热处理工艺同实施例 1, 对比钢依然采用实施例 1 中的商用 H13 钢。

[0057] 本发明钢和对比钢的化学成分见表 9

[0058] 本发明钢在室温硬度与对比钢相近的情况下, 其高温拉伸性能明显优于对比钢, 并且冲击韧性也高于对比钢。具体性能数据对比见表 10。

[0059] 本发明钢的回火抗性和热稳定性显著优于对比钢。具体性能数据对比见表 11 和表 12。

[0060] 表 9 : 本发明钢与对比钢化学成分, 重量%

[0061]

钢种	C	Cr	Mo	V	W	Nb	Si	Mn	S	P	Fe
本发明钢	0.42	4.0	3.0	1.0	0.4	0.04	0.6	0.3	<0.0 3	<0.0 3	余
对比钢-H13	0.40	5.5	1.4	0.9	-	-	0.9	0.5	<0.0 3	<0.0 3	余

[0062] 表 10 : 本发明钢与对比钢高温拉伸、室温冲击性能与室温硬度对比

[0063]

淬回火工艺	钢种	高温抗拉强度/MPa			室温冲击 AKv/J	室温硬度 /HRC
		600℃	650℃	700℃		
1070℃淬火+620℃回火	本发明钢	1012	737	594	16.3	49.7
1050℃淬火+600℃回火	对比钢-H13	930	610	275	14.7	47

[0064] 表 11 :本发明钢与对比钢在不同温度回火下的硬度值

[0065]

淬火温度	钢种	不同温度回火下的硬度值/HRC				
		500℃	550℃	600℃	650℃	700℃
1040℃	本发明钢	54.5	55	53	47.5	36
1050℃	对比钢-H13	55.6	53	49	42.5	30

[0066] 表 12 :本发明钢与对比钢热稳定性对比

[0067]

淬回火工艺	钢种	在 620℃ 保温不同时间下的硬度 /HRC				
		2h	4h	8h	14.5h	21h
1070℃ 淬火+620℃ 回火	本发明钢	48.1	47.6	45.3	43.9	41.2
1050℃ 淬火+600℃ 回火	对比钢-H13	43.7	42.5	39	37.2	32.8