

(12) 按照专利合作条约所公布的国际申请

(19) 世界知识产权组织
国际局

(43) 国际公布日
2021年11月25日(25.11.2021)



(10) 国际公布号
WO 2021/232275 A1

(51) 国际专利分类号:

C22C 38/54 (2006.01) C22C 38/02 (2006.01)
C22C 38/50 (2006.01) C22C 33/04 (2006.01)
C22C 38/48 (2006.01) C21D 8/00 (2006.01)
C22C 38/46 (2006.01) C21D 1/26 (2006.01)
C22C 38/44 (2006.01) C21D 1/25 (2006.01)
C22C 38/04 (2006.01)

(21) 国际申请号: PCT/CN2020/091225

(22) 国际申请日: 2020年5月20日(20.05.2020)

(25) 申请语言: 中文

(26) 公布语言: 中文

(71) 申请人: 北京科技大学(UNIVERSITY OF SCIENCE AND TECHNOLOGY BEIJING) [CN/CN]; 中国北京市海淀区学院路30号, Beijing 100083 (CN)。

(72) 发明人: 黄进峰(HUANG, Jinfeng); 中国北京市海淀区学院路30号, Beijing 100083 (CN)。张津(ZHANG, Jin); 中国北京市海淀区学院路30号, Beijing 100083 (CN)。张诚(ZHANG, Cheng); 中国北京市海淀区学院路30号, Beijing 100083 (CN)。赵超(ZHAO, Chao); 中国北京市海淀区学院路30号, Beijing 100083 (CN)。连勇(LIAN, Yong); 中国北京市海淀区学院路30号, Beijing 100083 (CN)。李建强(LI, Jianqiang); 中国北京市昌平区马兴路57号, Beijing 102202 (CN)。张程(ZHANG, Cheng); 中国河南省洛阳市涧西区西苑路48号, Henan 471003 (CN)。

(74) 代理人: 北京柏杉松知识产权代理事务所(普通合伙)(PATENTSINO IP FIRM); 中国北

京市西城区北三环中路27号商房大厦413室, Beijing 100029 (CN)。

(81) 指定国(除另有指明, 要求每一种可提供的国家保护): AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BN, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DJ, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IR, IS, JO, JP, KE, KG, KH, KN, KP, KR, KW, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LU, LY, MA, MD, ME, MG, MK, MN, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PA, PE, PG, PH, PL, PT, QA, RO, RS, RU, RW, SA, SC, SD, SE, SG, SK, SL, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, WS, ZA, ZM, ZW。

(84) 指定国(除另有指明, 要求每一种可提供的地区保护): ARIPO (BW, GH, GM, KE, LR, LS, MW, MZ, NA, RW, SD, SL, ST, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), 欧亚 (AM, AZ, BY, KG, KZ, RU, TJ, TM), 欧洲 (AL, AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, MK, MT, NL, NO, PL, PT, RO, RS, SE, SI, SK, SM, TR), OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, KM, ML, MR, NE, SN, TD, TG)。

本国际公布:

— 包括国际检索报告(条约第21条(3))。

(54) Title: HOT-WORK DIE STEEL AND PREPARATION METHOD THEREFOR

(54) 发明名称: 一种热作模具钢及其制备方法



图 3c

(57) Abstract: A hot-work die steel and a preparation method therefor. The hot-work die steel has the following chemical composition in mass percent: 0.20-0.32 wt% of C, Si \leq 0.5 wt%, Mn \leq 0.5 wt%, 1.5-2.8 wt% of Cr, 1.5-2.5 wt% of Mo, 0.5-1.2 wt% of W, 0.5-1.6 wt% of Ni, 0.15-0.7 wt% of V, 0.01-0.1 wt% of Nb, and the balance being iron, and also has an alloy degree of 5-7%. By subjecting same to a fine grain heat treatment after being forged, the steel has a good thermal stability and room temperature plastic toughness.

(57) 摘要: 一种热作模具钢及其制备方法, 其中热作模具钢的化学成分质量百分比为: C: 0.20~0.32wt%、Si: \leq 0.5wt%、Mn: \leq 0.5wt%、Cr: 1.5~2.8wt%、Mo: 1.5~2.5wt%、W: 0.5~1.2wt%、Ni: 0.5~1.6wt%、V: 0.15~0.7wt%、Nb: 0.01~0.1wt%, 余量为铁, 合金度为5~7%; 锻造后经过细晶热处理, 具有良好的热稳定性及室温塑韧性。



WO 2021/232275 A1

一种热作模具钢及其制备方法

技术领域

本申请涉及热作模具钢领域，具体涉及一种热作模具钢及其制备方法。

5 背景技术

热作模具钢主要用于将再结晶温度以上固态或液态金属压制或锻造成工件的模具，例如热锻模、热挤压模、压铸模等。热作模具钢服役条件恶劣，其模腔与高温工件直接接触，局部温度可达 600~700℃，同时，还承受强烈高温载荷、高温应变疲劳、冷热疲劳等作用。高温强度不足会导致模具发生软化、变形、塌陷，而抗高温应变疲劳、冷热疲劳性能的不足则导致模具发生龟裂、剥落，因此全面提升热作模具钢的高温强度、高温疲劳、冷热疲劳等性能是提高热作模具钢寿命的核心与关键指标。

现有的应用较广泛的热作模具钢为中合金铬系 H13 钢(4Cr5MoSiV1)，H13 钢在 550℃ 以下具有良好的强韧性配合和抗热疲劳性能，但超过 600℃ 时强度与热稳定性急剧下降，700℃ 抗拉强度仅 260~320MPa，高温强度的降低也导致其抗热疲劳性能的恶化，高温发生热裂倾向增大，难以满足热作模具钢高温服役工况。

为了提高热作模具钢的使用温度和高温强度，现有技术通常会采用提高碳和合金含量而制备热作模具钢，例如高合金钨钼系热作模具钢(3Cr2W8V)等，其合金含量高达 10% 以上，700℃ 高温强度可提高到 300~400MPa，但其室温韧性仅为 11~13J，抗冷热疲劳性能差，常常由于模具发生龟裂而早期失效，无论从使用安全性，还是成本加工等，应用范围均十分有限。

因此亟需一种具有高温高强度，同时兼具良好室温塑韧性和抗疲劳性能的热作模具钢。

发明内容

本申请的目的在于提供一种热作模具钢及其制备方法，以使热作模具钢具有良好的塑韧性高温应用稳定性。具体技术方案如下：

本申请的第一方面提供了一种热作模具钢，其化学成分质量百分比为：

C: 0.20~0.32wt%、Si: \leq 0.5wt%、Mn: \leq 0.5wt%、Cr: 1.5~2.8wt%、Mo: 1.5~2.5wt%、W: 0.5~1.2wt%、Ni: 0.5~1.6wt%、V: 0.15~0.7wt%、Nb: 0.01~0.1wt%，余量为铁，合金度为5~7%；

—2—

所述热作模具钢在700℃时的抗拉强度为560~700MPa;

所述热作模具钢在700℃下保温3~5h后的室温硬度值为32至38HRC;

所述热作模具钢在室温下的延伸率为14%~16%，断面收缩率为48%~65%，室温冲击韧性为52~63J。

5 在本申请的一种实施方案中，所述热作模具钢还含有以下化学成分中的至少一种：

Zr: 0.01~0.03 wt%、Co: 0.10~0.50 wt%、B: 0.001~0.005wt%、Re: 0.01~0.10 wt%、Ti: 0.02~0.06 wt%、以及Y: 0.01~0.1 wt%。

在本申请的一种实施方案中，所述热作模具钢中，S含量小于0.02wt%，P含量小于0.02wt%。

10 在本申请的一种实施方案中，所述热作模具钢在700℃经拉伸后，其回火索氏体组织仍保留有板条特征。

在本申请的一种实施方案中，所述热作模具钢在700℃经拉伸后，所述热作模具钢中的碳化物为纳米级针状MC型合金碳化物。

在本申请的一种实施方案中，所述纳米级针状MC型合金碳化物为：

15 $V_{0.5-0.8}Mo_{0.5-0.6}Cr_{0.15-0.3}W_{0.06-0.14}Nb_{0.01-0.02}C$ 。

在本申请的一种实施方案中，所述热作模具钢在700℃时的抗拉强度为600~700MPa。

本申请的第二方面提供了一种上述任一方面所述的热作模具钢的制备方法，包括以下步骤：

熔炼步骤：按以下质量百分比配制原料：

20 C: 0.20~0.32wt%、Si: ≤0.5wt%、Mn: ≤0.5wt%、Cr: 1.5~2.8wt%、Mo: 1.5~2.5wt%、W: 0.5~1.2wt%、Ni: 0.5~1.6wt%、V: 0.15~0.7wt%、Nb: 0.01~0.1wt%，余量为铁，

将所述原料经电弧熔炼、炉外精炼、真空脱气、锻造炉中锻造为电极棒；

电渣重熔步骤：将所述电极棒去除氧化皮，然后放入真空电渣重熔装置中进行二次精炼，并保持电渣重熔装置的水冷系统水温不高于70℃，对所述电极棒电渣重熔得到电渣钢

25 锭，其中，熔化速度为7~12kg/min，结晶器冷却水水温保持在40~50℃；

均质化退火步骤：将所述电渣钢锭加热至1200~1250℃，保温15~23h；

—3—

锻造步骤：将所述电渣钢锭降温至锻造加热温度1150~1200℃进行锻造，始锻温度为1130~1160℃，终锻温度 \geq 850℃，得到钢锭；

5 锻后退火步骤：将所述钢锭在温度低于500℃时放入退火炉，以不大于100℃/h的加热速率加热到830~890℃后进行保温，保温时间为 $[120\text{min}+r(\text{mm})\times 2\text{min}/\text{mm}]$ 或 $[120\text{min}+d(\text{mm})/2\times 2\text{min}/\text{mm}]$ ，然后再以20~40℃/h的速率随炉冷至500℃以下出退火炉空冷，得到退火后的钢锭；

10 细晶热处理步骤：将退火后的钢锭加热至930~1150℃后进行第一次保温，保温时间为 $[(15\sim 40)\text{min}+r(\text{mm})\times 2\text{min}/\text{mm}]$ 或 $[(15\sim 40)\text{min}+d(\text{mm})/2\times 2\text{min}/\text{mm}]$ ，在1~2min内水冷至400~500℃后，再空冷至250~280℃进行第二次保温，保温时间为5~10h；然后在660~700℃温度下保温5~10h；

调质处理步骤：将保温后的钢锭加热到980~1100℃后保温，保温时间为 $[(15\sim 40)\text{min}+r(\text{mm})\times 2\text{min}/\text{mm}]$ 或 $[(15\sim 40)\text{min}+d(\text{mm})/2\times 2\text{min}/\text{mm}]$ ，然后冷却至50~150℃，再在580~660℃温度下回火保温，保温时间6~16h，得到所述热作模具钢；

其中，r为材料半径，d为材料厚度。

15 在本申请的一种实施方案中，所述原料还包含以下成分的至少一种：Zr: 0.01~0.03wt%、Co: 0.10~0.50wt%、B: 0.001~0.005wt%、Re: 0.01~0.10wt%、Ti: 0.02~0.06wt%、以及Y: 0.01~0.1wt%。

在本申请的一种实施方案中，锻造步骤具体包括：

20 利用精锻机成形锻造，其中，锻造加热温度为900~1050℃，始锻温度为850~950℃，终锻温度 \geq 800℃；

或者，利用液压锤或油压机成形锻造，其中，锻造加热温度为1150~1200℃，始锻温度为1130~1160℃，终锻温度 \geq 850℃。

在本申请的一种实施方案中，锻后退火的保温时间为6~8h。

本申请中，术语“合金度”是指：钢中除铁、碳以外的其他元素的总含量。

25 本申请提供的一种热作模具钢，与传统热作模具钢相比，由于其在700℃时的抗拉强度为560~700MPa，为H13钢的约2倍以上，为3Cr2W8V的约1.5倍以上，使用温度较现用H13钢的600℃提升至约700℃，提升幅度高达100℃，从而提升热作模具钢在更高温度下的应

用稳定性，并且，本申请具有良好的室温塑韧性和抗高温疲劳性能，从而提高了热作模具钢的应用范围。

本申请提供的一种热作模具钢的热处理方法，通过控制各原料的添加比例以及合理的锻造和热处理工艺，能够使所制得的热作模具钢在700℃时的抗拉强度达到560~700MPa，
5 在700℃下保温3~5h后的室温硬度值为32~38HRC，并且，本申请具有良好的室温塑韧性，其室温塑韧性优于现用H13钢，与低碳低合金热模钢相当，同时还具有良好的抗高温应变疲劳性能，从而提高了热作模具钢的应用范围。

当然，实施本申请的任一产品或方法并不一定需要同时达到以上所述的所有优点。

附图说明

10 为了更清楚地说明本申请和现有技术的技术方案，下面对实施例和现有技术中所需要使用的附图作简单地介绍，显而易见地，下面描述中的附图仅仅是本申请的一些实施例，对于本领域普通技术人员来讲，在不付出创造性劳动的前提下，还可以根据这些附图获得其他的技术方案。

图 1 为本申请热作模具钢的热处理工艺流程图；

15 图 2 为本申请实施例 5 的热作模具钢及对比例 1 的 H13 钢抗拉强度随温度变化的示意图；

图 3a 为本申请实施例 5 的热作模具钢在室温时的电镜照片；

图 3b 为本申请实施例 5 的热作模具钢经 700℃拉伸后的电镜照片；

图 3c 为图 3b 的局部放大图；

20 图 4a 为对比例 1 的 H13 钢在室温时的电镜照片；

图 4b 为对比例 1 的 H13 钢经 700℃拉伸后的电镜照片；

图 4c 为图 4b 的局部放大图；

图 5a 为本申请实施例 5 的热作模具钢经 700℃拉伸后的碳化物显微形貌图；

图 5b 为本申请实施例 5 的热作模具钢经 700℃拉伸后的选区电子衍射花样图；

25 图 5c 为本申请实施例 5 的热作模具钢经 700℃拉伸后的 MC 型合金碳化物的高分辨率图像；

图6为本申请实施例5的热作模具钢的碳化物成分分析图。

具体实施方式

为使本申请的目的、技术方案、及优点更加清楚明白，以下参照附图和实施例，对本申请进一步详细说明。显然，所描述的实施例仅仅是本申请一部分实施例，而不是全部的实施例。基于本申请中的实施例，本领域普通技术人员在没有做出创造性劳动前提下所获得的所有其他技术方案，都属于本申请保护的范围。

现有技术虽然也有对H13钢加以改进，从而提高提高热作模具钢室温低温韧性与高温强度，但通常是通过提高碳和合金的含量，从而促进高熔点碳化物的形成，以固溶强化及碳化物弥散强化的方式提高热作模具钢的高温强度，虽对600℃高温强度具有一定的提升效果，但在更高温度下，如700℃，其强化效果有限，这主要因为当温度超过600℃时， M_2C 或MC碳化物与基体的共格关系遭到破坏，转变为易于长大的非共格 M_6C 或 $M_{23}C_6$ 碳化物，导致强化效果大幅减弱。因此，现有的以提高碳含量、高合金化提高高温强度的设计原理与方法，提升热作模具钢高温强度已到极限，且会导致塑韧性、高温疲劳、冷热疲劳等急剧下降。

有鉴于此，本申请提供了一种热作模具钢及其制备方法，从整体上而言，发明人基于碳化物与基体高温共格关系稳定性决定材料高温强度的发现，将此作为碳与合金元素选择、以及确定热加工热处理参数的依据，通过以W、Mn、Mo、V、Cr、Ni、Nb的多元合金化设计及热处理工艺优化，实现碳化物/基体界面错配度的调控，获得弥散分布的纳米级低错配度MC型合金碳化物，使碳化物与基体的共格关系稳定性可保持至700℃，阻碍位错运动与索氏体板条的再结晶，从而获得高温高强度；同时，本申请保持中低碳设计（C含量为0.20~0.32%），并通过细晶热处理步骤，获得淬火位错马氏体细晶组织以保证回火后材料韧性及抗疲劳性能，因此从组织结构上保证了新型热作模具钢的使用寿命。

本申请提供了一种热作模具钢，其化学成分质量百分比为：

C: 0.20~0.32wt%、Si: ≤ 0.5 wt%、Mn: ≤ 0.5 wt%、Cr: 1.5~2.8wt%、Mo: 1.5~2.5wt%、W: 0.5~1.2wt%、Ni: 0.5~1.6wt%、V: 0.15~0.7wt%、Nb: 0.01~0.1wt%余量为铁，合金度为5~7%；

所述热作模具钢在700℃时的抗拉强度为560~700MPa，优选为600~700MPa，进一步优选为650~690MPa；

所述热作模具钢在700℃下保温3~5h后的室温硬度值为32至38HRC，本申请对保温时

间不做具体限定，例如可以是3~5h，具体地，可以是3h、4h或5h，优选为4h。

所述热作模具钢在室温下的延伸率为14%~16%；断面收缩率为48%~65%；室温冲击韧性为52~63J。

5 发明人研究发现，碳（C）作为热作模具钢中的重要元素，决定了淬火时形成马氏体的硬度和强度，且对回火二次硬化起关键作用，对热作模具钢的强度及韧性均有重要影响。不限于任何理论，低碳钢淬火组织通常为位错马氏体，不仅韧性高，且有一定塑性变形能力，可以避免和减轻淬火裂纹的形成；而中高碳钢形成的针状马氏体为爆发式形成，不仅应力很大，且孪晶型马氏体韧性低，不能发生塑性变形，而且易在淬火时产生显微裂纹。

10 基于上述研究发现，碳含量设计需保持中低碳水平，基体中碳含量在0.25wt%以下，淬火后可获得全板条马氏体组织，但考虑到实际制备中，Mo、W、V等强碳化物形成元素形成一次碳化物对碳的消耗等原因，故本申请的热作模具钢中碳含量控制为0.20~0.32wt%，从而在提升材料韧性及疲劳性能的同时，更符合实际生产需求，以利于热作模具钢的大规模生产。

15 发明人研究还发现，硅（Si）和锰（Mn）主要作用是在钢中同样脱氧，并具有一定的固溶强化作用和提高淬透性作用。Si的固溶强化效果较好，少量的Si即能获得良好的固溶强化效果，然而过量的Si会使材料的韧性快速降低；而Mn是奥氏体形成元素，过多的Mn会导致材料淬火后组织残留残余奥氏体，过多的残余奥氏体不利于材料高温性能，故本申请中Si、Mn含量控制为： $Si \leq 0.5wt\%$ ， $Mn \leq 0.5wt\%$ 。

20 铬（Cr）主要作用是提高钢的强度、淬透性和抗氧化性，并且，Cr是一种碳化物形成元素，它能与碳形成多种碳化物，如 Cr_7C_3 ， $Cr_{23}C_6$ 等，但这些碳化物与基体错配度较大，共格关系难以保持至高温，因此高温下易于长大粗化，过高的Cr含量不利于提高热作模具钢的高温强度，故本申请中Cr含量控制为1.5~2.8wt%。

25 钨（W）和钼（Mo）不仅能提高材料淬透性，更可在材料中形成大量高熔点 W_2C 、 Mo_2C 碳化物，还可溶入碳化物VC中形成合金碳化物，产生二次硬化效果，并能够抑制碳化物的聚集和长大，从而提高高温强度。但W、Mo含量过高则会导致高温下碳化物与基体错配度过大而丧失共格关系，还会促进 M_6C 等易于长大粗化碳化物的形成，导致高温强化效果消失。本申请中，通过调整Mo的含量为1.5~2.5wt%，W的含量为：0.5~1.2wt%，使Mo、W与V的含量相互配合，形成高温下可与基体保持共格关系的低错配度MC型合金碳化物，提高了热作模具钢的高温强度。

钒 (V) 为强碳化物形成元素, 形成的碳化物颗粒细小分布弥散, 且需要 1200℃ 以上才能完全溶于奥氏体中, 因此具有细化奥氏体晶粒的作用, 并且所形成的 MC 型合金碳化物与基体具有良好的错配度, 但过高的钒含量易于形成粗大的一次碳化物, 导致钢的塑性、韧性将明显降低。发明人研究时意外发现, 通过控制 V 的含量为 0.15~0.7wt%, 不仅能够
5 利用 W、Mo、V 元素的共同作用, 使 MC 型合金碳化物与基体的高温共格关系保持至 700℃, 从而显著提高热作模具钢的高温强度及热稳定性, 还能提高热作模具钢的塑性和韧性。

镍 (Ni) 能够有效的增加钢的淬透性, 并提高低温韧性, 但加入过多不仅会带来成本增加, 同时还会降低热作模具钢的临界点 A_{c1} , 对红硬性不利, 故本申请将 Ni 的含量控制为 Ni: 0.5~1.6%wt。

10 铌 (Nb) 能够优先与 C 结合形成强碳化物, 在高温奥氏体化时控制晶粒长大, 起到细化晶粒之作用, 但如果含量过高, 在材料凝固时形成的一次碳化物过多且尺寸较大, 不利于热作模具钢冲击韧性和疲劳性能的提高, 因此本申请将 Nb 的含量控制为 0.01~0.1wt%, 以最大发挥细化晶粒的作用。

本申请的一种实施方案中, 所述热作模具钢还含有以下化学成分中的至少一种:

15 Zr: 0.01~0.03 wt%、Co: 0.10~0.50 wt%、B: 0.001~0.005wt%、Re: 0.01~0.10 wt %、Ti: 0.02~0.06 wt %、以及 Y: 0.01~0.1 wt %。

发明人研究还发现, 不限于任何理论, 当热作模具钢中含有上述 Zr、Co、B、Re、Ti 以及 Y 中的至少一种时, 能够进一步提高热作模具钢的高温稳定性、纯净度和晶粒度, 这可能是由于:

20 锆 (Zr) 在炼钢过程中具有强有力的脱氧和脱氮元素作用, 因此, 加入少量 Zr 能在冶炼过程中使 Zr 与氧氮结合形成基体中细小弥散分布的氧化物与氮化物, 有利于细化晶粒组织。并且, Zr 元素还能与杂质元素 S 结合生成硫化物, 避免钢材的热脆性。因此, 为获得组织细小且更为纯净的钢, 故本申请中将 Zr 含量控制为 0.01~0.03%wt。

25 钴 (Co) 同 Ni、Mn 一样能够与铁形成连续固溶体, 可以在回火过程中阻碍、延缓其它合金碳化物的析出和聚集, 从而显著提高材料的热强性, 但钴元素会降低马氏体钢淬透性, 故不宜添加过量, 因此本申请将钴的含量控制为 0.10~0.50wt%。

硼 (B) 在一定含量范围内提高淬透性的能力非常强, 但在钢中超过 0.005wt% 后对淬透性的提高不大, 并且 B 在钢中起到强化晶界的作用, 能够显著提高材料的高温强度, 故本申请中将 B 含量控制为 0.001~0.005wt%。

铼 (Re) 作为稀土元素, 在钢中可以控制硫化物的形态, 同时具有脱氧、脱硫、提高横向性能及低温韧性作用, 并且在低硫钢中还有弥散硬化作用, 因此, 为使钢脱氧脱硫净化钢液, 提高钢的强韧性, 本申请中将 Re 含量控制为 0.01~0.10 wt %。

5 钛 (Ti) 能够优先与 C 结合形成强碳化物, 在高温奥氏体化时控制晶粒长大, 起到细化晶粒之作用, 但如果含量过高, 在材料凝固时形成的一次碳化物过多且尺寸较大, 不利于热作模具钢冲击韧性和疲劳性能的提高, 因此本申请将 Ti 的含量控制为 0.02~0.06 wt %, 以发挥其细化晶粒的作用。

钢中微量的钇 (Y) 含量在高温下可在晶界偏聚, 从而在高温下能够强化晶界, 提高高温强度, 因此本申请将 Y 的含量控制为 0.01~0.1 wt %。

10 而硫 (S)、磷 (P) 作为杂质元素, 均对材料韧性不利, 这可能是由于 S 除形成硫化物夹杂使塑性降低外, 在含硫气氛中还易形成 (Fe+FeS) 共晶, 出现龟裂现象, 因此应尽量降低其含量; P 含量过高会导致低温韧性降低和冷脆转变温度上升, 故其含量也应尽量降低, 以避免或减轻对塑性的不利影响。不过, 当 S 和 P 在钢中的含量越低, 则除去这些元素的成本也将越高, 为了使热作模具钢在保证优良性能的同时, 还能够尽可能降低其生
15 产成本以利于大规模生产, 故本申请将 S 含量控制为小于 0.02wt%, P 含量控制为小于 0.02wt%。

本申请的一种实施方案中, 所述热作模具钢在 700℃经拉伸后, 其回火索氏体组织中保留有板条特征, 板条内部分布着高密度纳米级 MC 型合金碳化物, 表明本申请的热作模具钢中, 纳米碳化物具有更高的热稳定性。

20 本申请的一种实施方案中, 所述热作模具钢在 700℃经拉伸后, 所述热作模具钢中的碳化物为纳米级针状 MC 型合金碳化物, 这种碳化物为多元合金碳化物, 经原子探针分析后, 所述纳米级针状 MC 型合金碳化物为: $V_{0.5\sim 0.8}Mo_{0.5\sim 0.6}Cr_{0.15\sim 0.3}W_{0.06\sim 0.14}Nb_{0.01\sim 0.02}C$, 不限于任何理论, 这种碳化物能与基体保持更高温度的共格关系, 从而实现热作模具钢在低合金度下的高温高强度。

25 本申请提供的一种热作模具钢, 与现有的热作模具钢相比, 由于其在 700℃时的抗拉强度为 560~700MPa, 在 700℃下保温 3~5h 后的室温硬度值为 32 至 38HRC, 因此能够将热作模具钢使用温度从现有的 600℃提高到约 700℃, 提升幅度高达 100℃, 从而提升热作模具钢在更高温度下的应用稳定性, 并且, 本申请具有良好的室温塑韧性, 从而提高了热作模具钢的应用范围。

本申请还提供了一种如上述任一实施方案所述热作模具钢的制备方法，包括以下步骤：

熔炼步骤：

- 5 按以下质量百分比配制原料：C：0.20~0.32wt%、Si：≤0.5wt%、Mn：≤0.5wt%、Cr：1.5~2.8wt%、Mo：1.5~2.5wt%、W：0.5~1.2wt%、Ni：0.5~1.6wt%、V：0.15~0.7wt%、Nb：0.01~0.1wt%，余量为铁，然后将所述原料经电弧熔炼、炉外精炼、真空脱气、锻造开坯为电极棒。

- 10 电极棒的制备过程为本领域技术人员所熟知的，本申请没有特别的限制，例如，电极棒可以通过以下过程制备：将上述各原料混合后，依次经电弧熔炼（EAF）、炉外精炼（LF）、真空脱气（VD）、锻造炉中锻造为电极棒。本申请对上述电弧熔炼、炉外精炼、真空脱气、锻造没有特别限制，只要能达到本申请的目的即可，例如，电弧熔炼出炉温度可以不低于1690℃，并控制钢液中气体含量和杂质元素含量为：[氮(N)]+[氢(H)]+[氧(O)]≤150ppm；所述炉外精炼的加热温度为1600~1700℃，精炼过程可以造高碱度还原性渣，并通过控制
- 15 温度增强脱硫；所述真空脱气时间为15~20min，加热温度为1560~1675℃，绝对真空度在50~100Pa。

电渣重熔步骤：

- 20 将所述电极棒去除氧化皮，然后放入真空电渣重熔装置中进行二次精炼，并保持电渣重熔装置的水冷系统水温不高于70℃，对所述电极棒电渣重熔得到电渣钢锭。本申请对电渣重熔不做具体限定，只要能达到本申请目的即可，例如，熔化速度可以为7~12kg/min，结晶器冷却水水温保持在40~50℃，脱氧剂可以选用铝粒或硅钙粉中的至少一种，电渣重熔过程全程充惰性气体，例如氩气。

发明人研究发现，当电渣重熔装置的结晶器冷却水水温不高于70℃时，所制得的电渣钢锭组织更为均匀和细密，纯净度更高。

- 25 均质化退火步骤：

将所述电渣钢锭加热至1200~1250℃，保温15~23h；

锻造步骤：

将所述电渣钢锭降温至锻造加热温度 1150~1200℃进行锻造，始锻温度为 1130~1160℃，终锻温度 \geq 850℃，得到钢锭。

本申请的锻造加热温度较现有模具钢的加热温度提高约 50℃，以提高碳与合金元素的高温固溶度，使锻后组织、晶粒细小。

5 锻后退火步骤：

将所述钢锭在温度低于 500℃时放入退火炉，以不大于 100℃/h 的加热速率加热到 830 ~ 890℃后进行保温，保温时间为 $[120\text{min}+r(\text{mm})\times 2\text{min}/\text{mm}]$ 或 $[120\text{min}+d(\text{mm})/2\times 2\text{min}/\text{mm}]$ ，具体保温时间可以以材料尺寸确定，优选为 6~8 小时，然后再以 20~40℃/h 的速率随炉冷至 500℃以下出退火炉空冷，得到退火后的钢锭。

10 其中， r 为材料半径， d 为材料厚度，当钢锭为圆柱体时可以采用上述 r 计算保温时间，当钢锭为立方体时可以采用上述 d 计算保温时间，具体计算方式以材料实际形状确定；并且将钢锭冷却至较低温度（如低于 500℃）再退火可以避免因高温保温过长而导致的晶粒粗化。

细晶热处理步骤：

15 结合图 1，图 1 为本申请热作模具钢的热处理工艺流程图，将退火后的钢锭加热至 930~1150℃后进行第一次保温，保温时间为 $[(15\sim 40)\text{min}+r(\text{mm})\times 2\text{min}/\text{mm}]$ 或 $[(15\sim 40)\text{min}+d(\text{mm})/2\times 2\text{min}/\text{mm}]$ ，具体保温时间可以以材料尺寸确定，上述过程即为正火工序，然后在 1~2min 内水冷至 400~500℃后，再空冷至 250~280℃进行第二次保温，保温时间为 5~10h；然后在 660~700℃温度下保温 5~10h；

20 其中， r 为材料半径， d 为材料厚度，当钢锭为圆柱体时可以采用上述 r 计算保温时间，当钢锭为立方体时可以采用上述 d 计算保温时间，具体计算方式以材料实际形状确定。

本申请中，采用正火后水冷至 400~500℃后空冷至 250~280℃保温 5~10h，通过形成 B/M（贝氏体/马氏体）复相组织细化晶粒，随后在 660~700℃保温形成弥散二次碳化物，阻碍随后进行调质加热时奥氏体晶粒长大，发明人意外地发现，与现有热处理方法相比，
25 材料的高温抗拉强度更高，这可能是由于本申请的细晶热处理方法在提高材料固溶度的同时还能细化晶粒。

调质处理步骤：

- 11 -

将保温后的钢锭加热到 980~1100℃后保温，保温时间为 $[(15\sim40)\text{min}+r(\text{mm})\times 2\text{min}/\text{mm}]$ 或 $[(15\sim40)\text{min}+d(\text{mm})/2\times 2\text{min}/\text{mm}]$ ，然后冷却至 50~150℃；再在 580~660℃温度下回火保温，保温时间为 6~16h，得到所述热作模具钢。

5 本申请的调质处理步骤中，加热温度较现有热作模具钢的淬火加热温度提高 30~50℃，其目的是为了提 5 高合金元素固溶度。另外，本申请对调质处理步骤的冷却方式没有特别限制，例如可以为空冷、水冷或油冷，

本申请的回火保温步骤中，在 580~660℃回火，能够使热作模具钢形成纳米级低错配度 MC 型合金碳化物，使材料的热稳定性进一步提高。

本申请的一种实施方案中，所述原料还可以包含以下成分的至少一种：

10 Zr: 0.01~0.03wt%、Co: 0.10~0.50wt%、B: 0.001~0.005wt%、Re: 0.01~0.10wt%、Ti: 0.02~0.06wt %、以及 Y: 0.01~0.1wt %。

本申请的一种实施方案中，锻造步骤具体可以包括：

15 利用精锻机成形锻造，其中，锻造加热温度为 900~1050℃，始锻温度为 850~950℃，终锻温度 $\geq 800^\circ\text{C}$ ；或者，利用液压锤或油压机成形锻造，其中，锻造加热温度为 1150~1200℃，始锻温度为 1130~1160℃，终锻温度 $\geq 850^\circ\text{C}$ ，从而得到形状、尺寸合适的锻件。

本申请对精锻机、液压锤或油压机的型号没有特别限制，只要能达到本申请的目的即可，例如，精锻机可以使用奥地利 GFM 公司生产的精锻机。

20 本申请提供的一种热作模具钢的热处理方法，通过控制各原料的添加比例以及合理的锻造和热处理工艺，能够使所制得的热作模具钢在 700℃时的抗拉强度达到 560~700MPa，在 700℃下保温 3~5h 后的室温硬度值为 32~38HRC，并且，本申请具有良好的室温塑韧性，从而提高了热作模具钢的应用范围。

以下，举出实施例及对比例来对本申请的实施方式进行更具体地说明。各种的试验及评价按照下述的方法进行。另外，只要无特别说明，“份”、“%”为重量基准。

25 实施例 1

<熔炼>

按以下质量百分比配制原料：

- 12 -

C: 0.19wt%、Si: 0.20wt%、Mn: 0.30wt%、Cr: 2.22wt%、Mo: 2.30wt%、W: 0.50wt%、Ni: 0.50wt%、V: 0.22wt%、Nb: 0.20wt%，余量为铁，将原料经电弧熔炼、精炼、真空脱气、锻造炉中锻造为电极棒。

<电渣重熔>

- 5 将电极棒去除氧化皮，然后放入真空电渣重熔装置中，并保持电渣重熔装置的水冷系统水温 70℃，对电极棒电渣重熔得到电渣钢锭。

<均质化退火>

将电渣钢锭加热至 1200℃，保温 23h。

<锻造>

- 10 将电渣钢锭降温至锻造加热温度 1150℃进行锻造，始锻温度为 1130℃，终锻温度 850℃，得到钢锭，钢锭半径为 40mm，长度为 100mm。

<锻后退火>

将钢锭在温度低于 500℃时放入退火炉，以 80℃/h 的加热速率加热到 830℃后进行保温，保温时间为 200min，然后再以 20℃/h 的速率随炉冷至 450℃出退火炉空冷，得到退火后的钢锭。

15

<细晶热处理>

将退火后的钢锭加热至 930℃后进行第一次保温，保温时间为 2h，在 1min 内水冷至 400℃后，再空冷至 250℃进行第二次保温，保温时间为 10h；然后在 660℃温度下保温 10h。

<调质处理>

- 20 将保温后的钢锭加热到 1000℃后保温 2h，然后冷却至 50℃；再在 600℃温度下回火保温 16h，得到热作模具钢。

实施例 2

<熔炼>

按以下质量百分比配制原料：

- 25 C: 0.23wt%、Si: 0.20wt%、Mn: 0.30wt%、Cr: 2.48wt%、Mo: 2.15wt%、W: 0.50wt%、Ni: 0.50wt%、V: 0.28wt%、Nb: 0.10wt%，余量为铁，将原料经电弧熔炼、精炼、真空脱气、锻造炉中锻造为电极棒。

<电渣重熔>

将电极棒去除氧化皮，然后放入真空电渣重熔装置中，并保持电渣重熔装置的水冷系

统水温 65℃，对电极棒电渣重熔得到电渣钢锭。

<均质化退火>

将电渣钢锭加热至 1230℃，保温 20h。

<锻造>

- 5 将电渣钢锭降温至锻造加热温度 1170℃进行锻造，始锻温度为 1150℃，终锻温度 860℃，得到钢锭，钢锭半径为 40mm，长度为 100mm。

<锻后退火>

将钢锭在温度低于 500℃时放入退火炉，以 90℃/h 的加热速率加热到 850℃后进行保温，保温时间为 200min，然后再以 30℃/h 的速率随炉冷至 480℃出退火炉空冷，得到退火后的钢锭。

<细晶热处理>

将退火后的钢锭加热至 980℃后进行第一次保温，保温时间为 2h，在 1.5min 内水冷至 450℃后，再空冷至 260℃进行第二次保温，保温时间为 6h；然后在 660℃温度下保温 5h。

<调质处理>

- 15 将保温后的钢锭加热到 1020℃后保温 1.5h，然后冷却至 100℃；再在 620℃温度下回火保温 10h，得到热作模具钢。

实施例 3

<熔炼>

按以下质量百分比配制原料：

- 20 C: 0.27wt%、Si: 0.04wt%、Mn: 0.07wt%、Cr: 2.72wt%、Mo: 1.90wt%、W: 0.95wt%、Ni: 1.22wt%、V: 0.40wt%、Nb: 0.10wt%、Y: 0.02wt%，余量为铁，将原料经电弧熔炼、精炼、真空脱气、锻造炉中锻造为电极棒。

<电渣重熔>

- 25 将电极棒去除氧化皮，然后放入真空电渣重熔装置中，并保持电渣重熔装置的水冷系统水温 68℃，对电极棒电渣重熔得到电渣钢锭。

<均质化退火>

将电渣钢锭加热至 1250℃，保温 15h。

<锻造>

将电渣钢锭降温至锻造加热温度 1200℃进行锻造，始锻温度为 1160℃，终锻温度

870℃，得到钢锭，钢锭半径为 40mm，长度为 100mm。

<锻后退火>

将钢锭在温度低于 500℃时放入退火炉，以 100℃/h 的加热速率加热到 900℃后进行保温，保温时间为 200min，然后再以 40℃/h 的速率随炉冷至 490℃出退火炉空冷，得到退火后的钢锭。

5

<细晶热处理>

将退火后的钢锭加热至 1000℃后进行第一次保温，保温时间为 2h，在 2min 内水冷至 500℃后，再空冷至 280℃进行第二次保温，保温时间为 6h；然后在 680℃温度下保温 5h。

<调质处理>

10 将保温后的钢锭加热到 1020℃后保温 1.5h，然后冷却至 150℃；再在 635℃温度下回火保温 6h，得到热作模具钢。

实施例 4

<熔炼>

按以下质量百分比配制原料：

15 C: 0.30wt%、Si: 0.12wt%、Mn: 0.02wt%、Cr: 2.00wt%、Mo: 1.65wt%、W: 1.10wt%、Ni: 1.42wt%、V: 0.42wt%、Nb: 0.02wt%、Zr: 0.02wt%、Co: 0.10wt%、B: 0.003wt%、Re: 0.012wt%、Ti: 0.03wt%、Y: 0.02wt%，余量为铁，将原料经电弧熔炼、精炼、真空脱气、锻造炉中锻造为电极棒。

<电渣重熔>

20 将电极棒去除氧化皮，然后放入真空电渣重熔装置中，并保持电渣重熔装置的水冷系统水温 69℃，对电极棒电渣重熔得到电渣钢锭。

<均质化退火>

将电渣钢锭加热至 1250℃，保温 15h。

<锻造>

25 将电渣钢锭降温至锻造加热温度 1200℃进行锻造，始锻温度为 1160℃，终锻温度 870℃，得到钢锭，钢锭半径为 40mm，长度为 100mm。

<锻后退火>

将钢锭在温度低于 500℃时放入退火炉，以 100℃/h 的加热速率加热到 900℃后进行保温，保温时间为 200min，然后再以 40℃/h 的速率随炉冷至 490℃出退火炉空冷，得到退火

后的钢锭。

<细晶热处理>

将退火后的钢锭加热至 1100℃后进行第一次保温，保温时间为 2h，在 2min 内水冷至 500℃后，再空冷至 270℃进行第二次保温，保温时间为 6h；然后在 700℃温度下保温 5h。

5 <调质处理>

将保温后的钢锭加热到 1050℃后保温 1h，然后冷却至 100℃；再在 640℃温度下回火保温 6h，得到热作模具钢。

实施例 5

<熔炼>

10 按以下质量百分比配制原料：

C: 0.32wt%、Si: 0.30wt%、Mn: 0.15wt%、Cr: 2.75wt%、Mo: 2.30wt%、W: 0.65wt%、Ni: 0.63wt%、V: 0.70wt%、Nb: 0.04wt%、Y: 0.01wt%，余量为铁，将原料经电弧熔炼、精炼、真空脱气、锻造炉中锻造为电极棒。

<电渣重熔>

15 将电极棒去除氧化皮，然后放入真空电渣重熔装置中，并保持电渣重熔装置的水冷系统水温 66℃，对电极棒电渣重熔得到电渣钢锭。

<均质化退火>

将电渣钢锭加热至 1230℃，保温 20h。

<锻造>

20 将电渣钢锭降温至锻造加热温度 1180℃进行锻造，始锻温度为 1140℃，终锻温度 870℃，得到钢锭，钢锭半径为 40mm，长度为 100mm。

<锻后退火>

将钢锭在温度低于 500℃时放入退火炉，以 95℃/h 的加热速率加热到 850℃后进行保温，保温时间为 200min，然后再以 35℃/h 的速率随炉冷至 485℃出退火炉空冷，得到退火

25 后的钢锭。

<细晶热处理>

将退火后的钢锭加热至 1140℃后进行第一次保温，保温时间为 2h，在 1min 内水冷至 430℃后，再空冷至 270℃进行第二次保温，保温时间为 6h；然后在 680℃温度下保温 5h。

<调质处理>

将保温后的钢锭加热到 1050℃后保温 1h，然后冷却至 70℃；先在 580℃温度下保温 4h 回火，再在 640℃温度下回火保温 2h，得到热作模具钢。

实施例 6

除原料中 W 为 1.00wt%、Ni 为 1.22wt%、V 为 0.60wt%、Nb: 0.02wt%且含有 Zr: 0.01wt%、
5 Co: 0.20wt%、B: 0.001wt%、Re: 0.05wt%、Ti: 0.04wt%、Y: 0.02wt%以外，其余与实
施例 5 相同。

实施例 7

除原料中 Cr 为 1.50wt%、W 为 1.00wt%、Ni 为 1.22wt%、V 为 0.60wt%、Nb: 0.02wt%，
且含有 Zr: 0.03wt%、Co: 0.40wt%、B: 0.005wt%、Re: 0.10wt%、Ti: 0.06wt%、Y: 0.10wt%
10 以外，其余与实施例 5 相同。

对比例 1

本对比例为 H13 热作模具钢，其规格为：半径 40mm，长度 100mm，其热处理工艺包
括以下步骤：

淬火：将锻造成形后的钢锭加热至 1050℃，保温 1h，水冷；

15 回火：将淬火后的钢锭加热至 590℃，先保温 2h，然后加热至 620℃，再保温 2h。

对比例 2

本对比例为 3Cr2W8V 热作模具钢，其规格为：半径 40mm，长度 100mm，其热处理
工艺包括以下步骤：

淬火：将锻造成形后的钢锭加热至 1130℃，保温 1h，水冷；

20 回火：将淬火后的钢锭加热至 610℃，先保温 2h，然后加热至 630℃，再保温 2h。

<性能测试>

高温强度测试：

采用 GB/T4338-2006 《金属材料高温拉伸试验方法》，测试实施例 1~7 及对比例 1、2
25 的热作模具钢 700℃的高温抗拉强度，测试结果如表 2 所示。

热稳定性测试：

测试实施例 1 和 5 及对比例 1、2 的热作模具钢在不同温度下保温 4h 后的室温洛氏硬
度 (HRC)，测试结果如表 3 所示。

室温性能测试：

测试实施例 1 和 5 及对比例 1、2 的热作模具钢的室温拉伸性能与冲击韧性(U形缺口), 测试结果包括延伸率 (A)、断面收缩率 (Z) 及室温冲击韧性 (A_{ku}), 如表 4 所示。

断裂韧性测试:

采用 GB/T 4161—2007 《金属材料平面应变断裂韧度 K_{IC} 实验方法》, 选用实施例 1 和 5 及对比例 1、2 的紧凑拉伸试样, 在疲劳实验平台上 (型号 MTS810) 进行, 测试结果如表 5 所示。

高温应变疲劳寿命测试:

采用 GB/T15248-2002 《金属材料轴向等幅低循环疲劳试验方法》, 选用实施例 5 与对比例 1, 在 MTS NEW810 电子液压伺服疲劳试验机上进行疲劳寿命测试, 结果如表 6 所示。

10

表 1 本申请各实施例与对比例热作模具钢的成分

元素含量/%	实施例 1	实施例 2	实施例 3	实施例 4	实施例 5	实施例 6	实施例 7	对比例 1 (H13)	对比例 2 (3Cr2W8V)
C	0.19	0.23	0.27	0.30	0.32	0.32	0.32	0.40	0.36
Si	0.20	0.20	0.04	0.12	0.30	0.30	0.30	1.0	0.21
Mn	0.30	0.30	0.07	0.02	0.15	0.15	0.15	0.3	0.28
Cr	2.22	2.48	2.72	2.00	2.75	2.75	1.50	5.00	2.52
Mo	2.30	2.15	1.90	1.65	2.30	2.30	2.30	0.46	-
W	0.50	0.50	0.95	1.10	0.65	1.00	1.00	-	8.18
Ni	0.50	0.50	1.22	1.42	0.63	1.22	1.22	-	0.06
V	0.22	0.28	0.40	0.42	0.70	0.60	0.60	0.19	0.32
Nb	0.20	0.10	0.10	0.02	0.04	0.02	0.02	-	-
Zr	-	-	-	0.02	-	0.01	0.03	-	-
Co	-	-	-	0.10	-	0.20	0.40	-	-
B	-	-	-	0.003	-	0.001	0.005	-	-
Re	-	-	-	0.012	-	0.05	0.10	-	-
Ti	-	-	-	0.03	-	0.04	0.06	-	-
Y	-	-	0.02	0.02	0.01	0.02	0.10	-	-
Fe	余量	余量	余量	余量	余量	余量	余量	余量	余量

表 2 各实施例及对比例热作模具钢的高温强度测试结果

实施例	R_m (MPa)	$R_{p0.2}$ (MPa)
实施例 1	560	345
实施例 2	621	405
实施例 3	634	410
实施例 4	642	420
实施例 5	678	450
实施例 6	687	466
实施例 7	694	483
对比例 1	292	255
对比例 2	415	364

表 3 实施例 1、5 及对比例 1、2 热稳定性测试结果 (单位 HRC)

钢号	600°C	620°C	660°C	700°C
实施例 1	45	43.5	39	32
实施例 5	47	45.1	41.3	37.2
对比例 1	47	40.2	31	24
对比例 2	48	46	38.2	29.8

5

表 4 实施例 1、5 及对比例 1、2 室温性能测试结果

钢号	R_m (Mpa)	$R_{p0.2}$ (Mpa)	A (%)	Z (%)	A_{ku} (J)
实施例 1	1310	1020	16	62	63
实施例 5	1350	1050	14	48.3	52
对比例 1	1389	1189	11.2	43.7	21.0
对比例 2	1647	1449	10	30.8	13

表 5 实施例 1、5 及对比例 1、2 断裂韧性测试结果

钢号	硬度 (HRC)	K_{IC} (MPa·m ^{0.5})
实施例 1	41	144.2
实施例 5	46	107.8
对比例 1	44	83.2
对比例 2	49	32.7

表 6 实施例 5 及对比例 1 高温应变疲劳寿命测试结果

钢号	试样直径 (mm)	总应变幅 (%)	频率 (Hz)	载荷 (KN)	加载 (GPa)	寿命 (次)
实施例 5	6.50	0.2	0.5	1.0	127	12236
	6.48	0.4	0.25	1.0	126	990
	6.50	0.6	0.167	1.0	130	469
对比例 1	6.50	0.2	0.5	1.0	113	9302
	6.47	0.4	0.25	1.0	113	817
	6.50	0.6	0.167	1.0	119	417

由表 2 可知，实施例 1 至 5 的 700℃高温强度均高于对比 1 和对比例 2 的 H13 钢和 3Cr2W8V 钢，具体地，相比于对比例 1，实施例 1 提高接近 2 倍，实施例 2~5 提高约 2 倍以上；相比于对比例 2，实施例 1 和实施例 2 提高接近 1.5 倍，实施例 3~5 提高约 1.5 倍以上，表明本申请的热作模具钢具有优异的高温强度。

由表 3 可知，实施例 1 和 5 在 600~700℃温度区间内保温 4h 后的室温硬度降低均小于对比例 1 的 H13 钢和对比例 2 的 3Cr2W8V 钢，表明本申请的热作模具钢具有很高的热稳定性。

由表 4 可知，实施例 1 和 5 的延伸率 (A)、断面收缩率 (Z) 及室温冲击韧性 (A_{ku}) 均高于对比例 1 的 H13 钢和对比例 2 的 3Cr2W8V 钢，表明本申请的热作模具钢具有良好的室温塑韧性。

由表 5 可知，实施例 1 和 5 在 41HRC 和 46HRC 下，其断裂韧性 K_{IC} 为 107.8~144.2 $MPa \cdot m^{0.5}$ ，提高到对比例 1 的 H13 钢的 1.3 倍以上，对比例 2 的 3Cr2W8V 钢的约 3 倍以上，表明本申请的热作模具钢具有良好的室温抗疲劳性能。

由表 6 可知，实施例 5 各直径试样在应变幅 0.2%~0.6% 下的疲劳寿命均高于对比例 1 相同直径试样的 H13 钢，表明本申请的热作模具钢抗高温低周疲劳性能优于 H13 钢。

图 2 为本申请实施例 5 制得的热作模具钢及对比例 1 的 H13 钢抗拉强度随温度变化的示意图，图 2 中，H13 钢在温度超过 600℃ 后抗拉强度迅速衰减，700℃ 抗拉强度仅有 292MPa，而本申请的热作模具钢随温度升高，其抗拉强度下降缓慢，650℃ 以上温度的抗拉强度高于 H13 钢，即使在 700℃ 抗拉强度达到约 700MPa，提高到 H13 钢的约 2 倍以上。

图 3a 为本申请实施例 5 的热作模具钢在室温 (25℃) 时的电镜照片；图 3b 为本申请实施例 5 的热作模具钢经 700℃ 拉伸后的电镜照片；图 3c 为图 3b 的局部放大图。

图 4a 为对比例 1 的 H13 钢在室温时的电镜照片；图 4b 为对比例 1 的 H13 钢经 700℃ 拉伸后的电镜照片；图 4c 为图 4b 的局部放大图。

5 通过图 3a 和图 4a 对比，本申请与对比例 1 的热作模具钢在室温下钢组织为保留板条特征的回火索氏体组织；通过图 3b 和图 4b 对比，以及通过图 3c 和图 4c 对比，在 700℃ 拉伸后，本申请的热作模具钢仍保留板条特征，板条内部分布着高密度纳米级 MC 型合金碳化物，而对比例 1 的 H13 钢则完全丧失板条特征，碳化物发生粗化球化，这表明本申请的热作模具钢中纳米碳化物具有更高的热稳定性，700℃ 下仍不长大，因此本申请的热作模具钢具有优良的热稳定性。

10 图 5a 为本申请实施例 5 的热作模具钢经 700℃ 拉伸后的碳化物显微形貌图，具体为 TEM 明场像，如图 5a 所示，该碳化物为纳米级针状 MC 型合金碳化物。

图 5b 为本申请实施例 5 的热作模具钢经 700℃ 拉伸后的选区电子衍射花样图，如图 5b 所示， α 基体的 (200) 面与 MC 碳化物的 (200) 平行，同时 α 基体的 [001] 方向与 MC 碳化物的 [011] 方向相平行，表明经 700℃ 后，MC 碳化物仍与 α 基体保持良好的 B-N 位向关系。

15 图 5c 为本申请实施例 5 的热作模具钢经 700℃ 拉伸后的 MC 型合金碳化物的高分辨图像，如图 5c 所示，碳化物/基体界面仍保持高度共格，表明本申请的热作模具钢具有良好的高温稳定性。

20 图 6 为本申请实施例 5 的热作模具钢的碳化物成分分析图，原子探针分析结果显示，其中虚线框中表示的是成分分析来自于该区域的碳化物，该碳化物为多元合金碳化物 ($V_{0.5\sim 0.8}Mo_{0.5\sim 0.6}Cr_{0.15\sim 0.3}W_{0.06\sim 0.14}Nb_{0.01\sim 0.02}C$)，该特殊碳化物能与基体保持更高温度的共格关系，从而实现低合金度下的高温高强度。

25 综上，不限于任何理论，发明人认为，本申请通过各组分相互配合以及创新的热处理工艺，能够使热作模具钢的碳化物与基体保持高温共格关系，实现碳化物/基体界面错配度的调控，使碳化物与基体的共格关系稳定性可保持至 700℃，从而提高热作模具钢的高温抗拉强度。

以上所述仅为本申请的较佳实施例，并非用于限定本申请的保护范围。凡在本申请的精神和原则之内所作的任何修改、等同替换、改进等，均包含在本申请的保护范围内。

权 利 要 求

1.一种热作模具钢，其化学成分质量百分比为：

C: 0.20~0.32wt%、Si: \leq 0.5wt%、Mn: \leq 0.5wt%、Cr: 1.5~2.8wt%、Mo: 1.5~2.5wt%、
W: 0.5~1.2wt%、Ni: 0.5~1.6wt%、V: 0.15~0.7wt%、Nb: 0.01~0.1wt%，余量为铁，合金
5 度为5~7%；

所述热作模具钢在700℃时的抗拉强度为560~700MPa；

所述热作模具钢在700℃下保温3~5h后的室温硬度值为32至38HRC；

所述热作模具钢在室温下的延伸率为14%~16%，断面收缩率为48%~65%，室温冲击韧性为52~63J。

10 2.根据权利要求1所述的热作模具钢，所述热作模具钢还含有以下化学成分中的至少一种：

Zr: 0.01~0.03 wt%、Co: 0.10~0.50 wt%、B: 0.001~0.005wt%、Re: 0.01~0.10 wt%、
Ti: 0.02~0.06 wt%、以及Y: 0.01~0.1 wt%。

15 3.根据权利要求1或2所述的热作模具钢，所述热作模具钢中，S含量小于0.02wt%，P含量小于0.02wt%。

4.根据权利要求1或2所述的热作模具钢，所述热作模具钢在700℃经拉伸后，其回火索氏体组织仍保留有板条特征。

5.根据权利要求1或2所述的热作模具钢，所述热作模具钢在700℃经拉伸后，所述热作模具钢中的碳化物为纳米级针状MC型合金碳化物。

20 6.根据权利要求5所述的热作模具钢，所述纳米级针状MC型合金碳化物为：
 $V_{0.5-0.8}Mo_{0.5-0.6}Cr_{0.15-0.3}W_{0.06-0.14}Nb_{0.01-0.02}C$ 。

7.根据权利要求1或2所述的热作模具钢，所述热作模具钢在700℃时的抗拉强度为600~700MPa。

8.一种如权利要求1~7任一项所述的热作模具钢的制备方法，包括以下步骤：

25 熔炼步骤：按以下质量百分比配制原料：

C: 0.20~0.32wt%、Si: \leq 0.5wt%、Mn: \leq 0.5wt%、Cr: 1.5~2.8wt%、Mo: 1.5~2.5wt%、

W: 0.5~1.2wt%、Ni: 0.5~1.6wt%、V: 0.15~0.7wt%、Nb: 0.01~0.1wt%，余量为铁，

将所述原料经电弧熔炼、炉外精炼、真空脱气、锻造炉中锻造为电极棒；

电渣重熔步骤：将所述电极棒去除氧化皮，然后放入真空电渣重熔装置中进行二次精炼，并保持电渣重熔装置的水冷系统水温不高于70℃，对所述电极棒电渣重熔得到电渣钢
5 锭，其中，熔化速度为7~12kg/min，结晶器冷却水水温保持在40~50℃；

均质化退火步骤：将所述电渣钢锭加热至1200~1250℃，保温15~23h；

锻造步骤：将所述电渣钢锭降温至锻造加热温度1150~1200℃进行锻造，始锻温度为1130~1160℃，终锻温度 \geq 850℃，得到钢锭；

锻后退火步骤：将所述钢锭在温度低于500℃时放入退火炉，以不大于100℃/h的加热
10 速率加热到830~890℃后进行保温，保温时间为 $[120\text{min}+r(\text{mm})\times 2\text{min}/\text{mm}]$ 或 $[120\text{min}+d(\text{mm})/2\times 2\text{min}/\text{mm}]$ ，然后再以20~40℃/h的速率随炉冷至500℃以下出退火炉空冷，得到退火后的钢锭；

细晶热处理步骤：将退火后的钢锭加热至930~1150℃后进行第一次保温，保温时间为
15 $[(15\sim 40)\text{min}+r(\text{mm})\times 2\text{min}/\text{mm}]$ 或 $[(15\sim 40)\text{min}+d(\text{mm})/2\times 2\text{min}/\text{mm}]$ ，在1~2min内水冷至400~500℃后，再空冷至250~280℃进行第二次保温，保温时间为5~10h；然后在660~700℃温度下保温5~10h；

调质处理步骤：将保温后的钢锭加热到980~1100℃后保温，保温时间为
 $[(15\sim 40)\text{min}+r(\text{mm})\times 2\text{min}/\text{mm}]$ 或 $[(15\sim 40)\text{min}+d(\text{mm})/2\times 2\text{min}/\text{mm}]$ ，然后冷却至50~150℃，再在580~660℃温度下回火保温，保温时间6~16h，得到所述热作模具钢；

20 其中，r为材料半径，d为材料厚度。

9.根据权利要求8所述的热作模具钢的制备方法，所述原料还包含以下成分的至少一种：Zr: 0.01~0.03wt%、Co: 0.10~0.50wt%、B: 0.001~0.005wt%、Re: 0.01~0.10wt%、Ti: 0.02~0.06wt%、以及Y: 0.01~0.1wt%。

10.根据权利要求8所述的热作模具钢的制备方法，锻造步骤具体包括：

25 利用精锻机成形锻造，其中，锻造加热温度为900~1050℃，始锻温度为850~950℃，终锻温度 \geq 800℃；

—23—

或者，利用液压锤或油压机成形锻造，其中，锻造加热温度为1150~1200℃，始锻温度为1130~1160℃，终锻温度 \geq 850℃。

11.根据权利要求8所述的热作模具钢的制备方法，锻后退火的保温时间为6~8h。

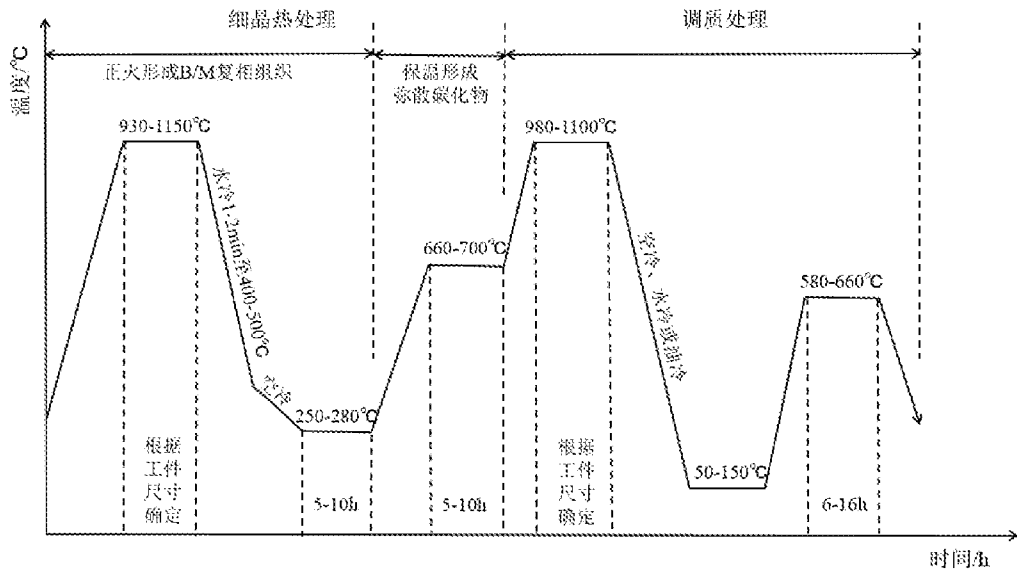


图 1

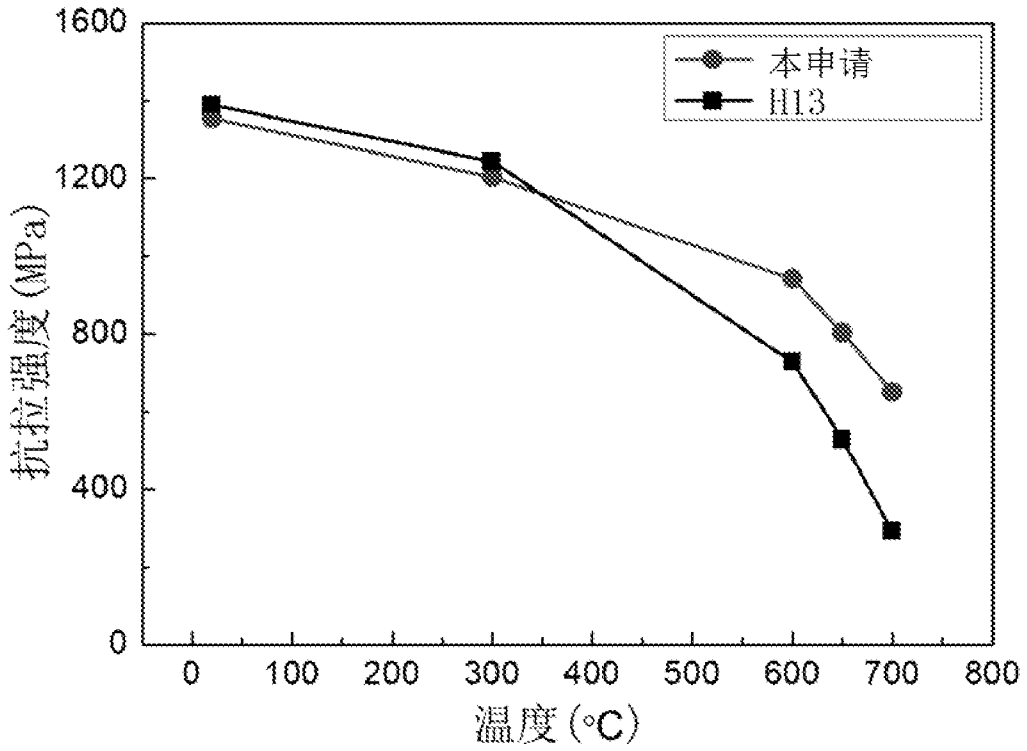


图 2



图 3a

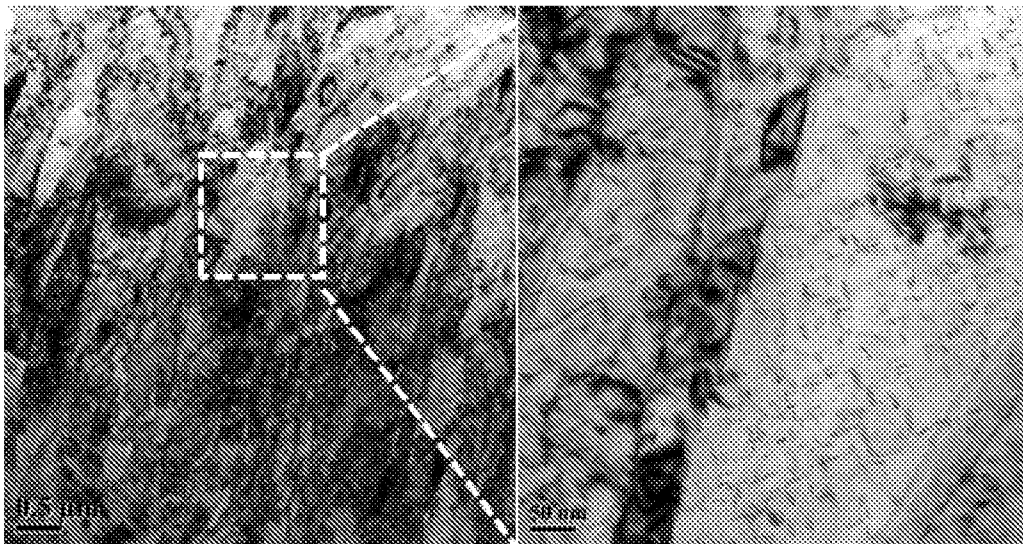


图 3b

图 3c



图 4a

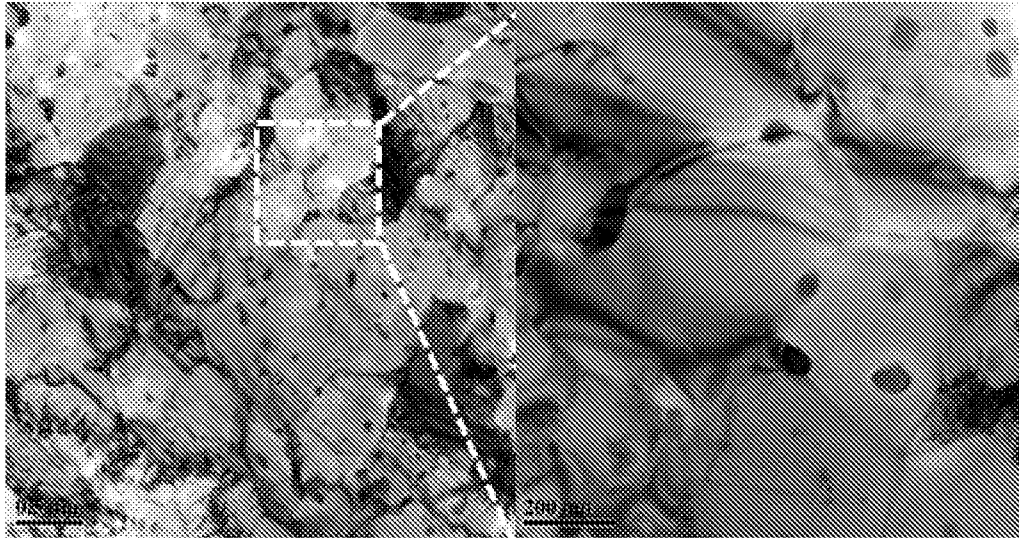


图 4b

图 4c

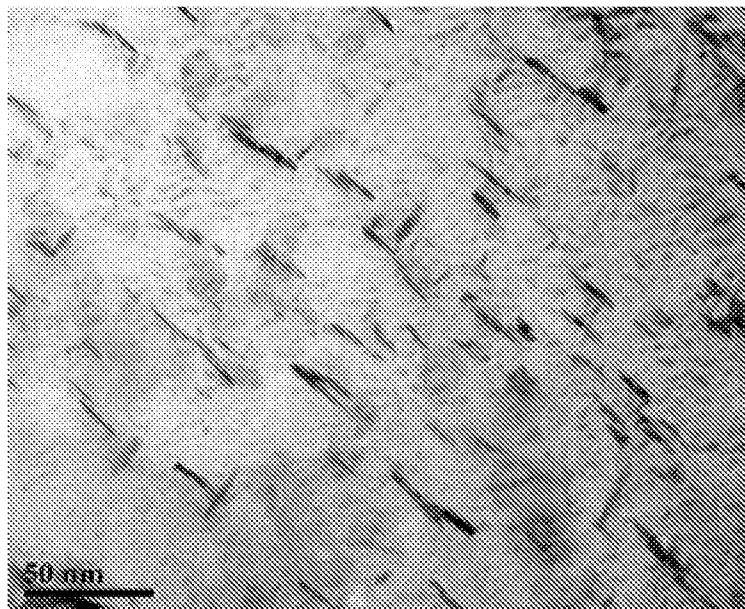


图 5a

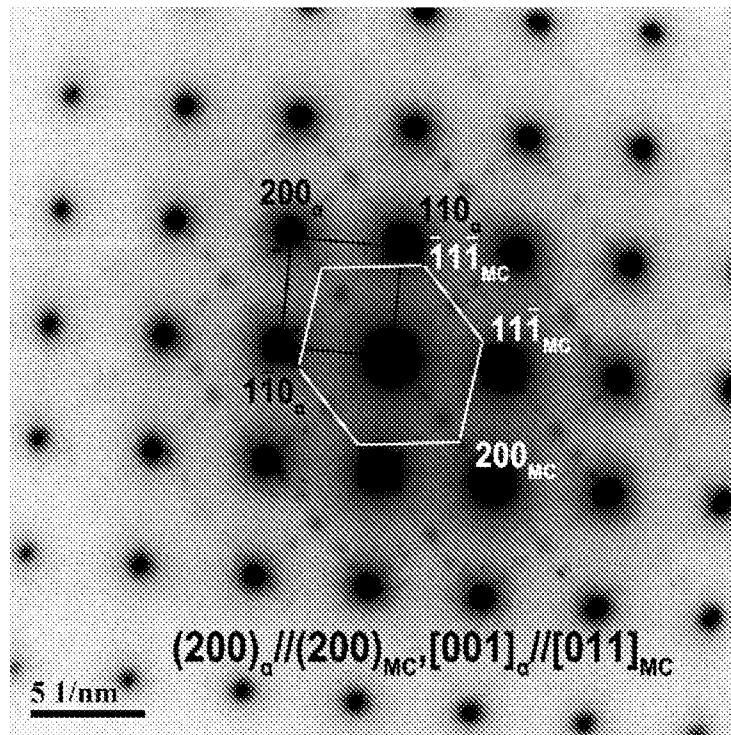


图 5b

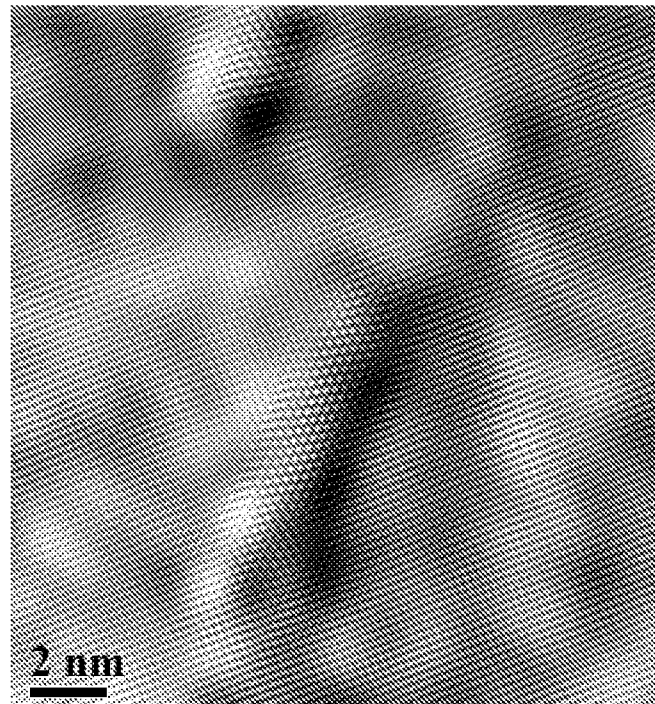


图 5c

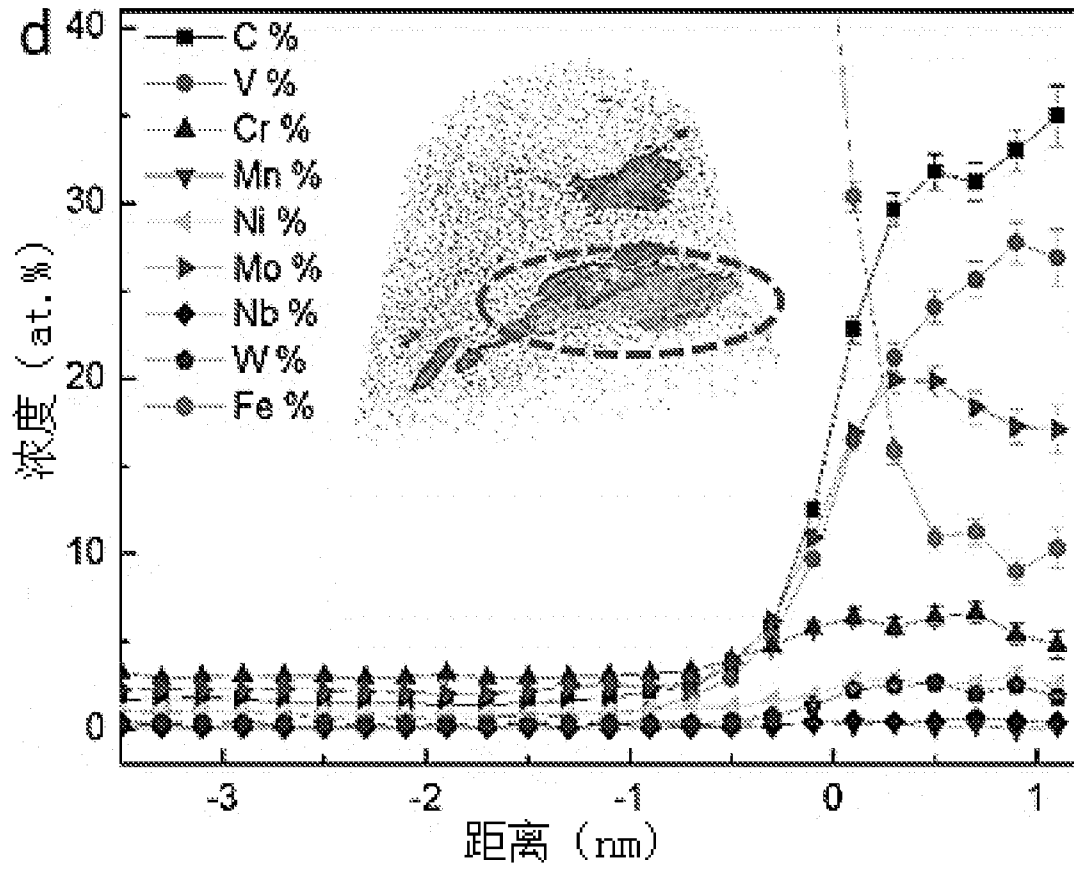


图 6

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/CN2020/091225

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER		
C22C 38/54(2006.01)i; C22C 38/50(2006.01)i; C22C 38/48(2006.01)i; C22C 38/46(2006.01)i; C22C 38/44(2006.01)i; C22C 38/04(2006.01)i; C22C 38/02(2006.01)i; C22C 33/04(2006.01)i; C21D 8/00(2006.01)i; C21D 1/26(2006.01)i; C21D 1/25(2006.01)i		
According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC		
B. FIELDS SEARCHED		
Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols) C22C38; C21D; C22C 33		
Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched		
Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used) DWPI, CNKI, CNABS: 热作模具钢, 北京科技大学, 碳, C, 硅, Si, 铬, Cr, 钼, Mo, 钨, W, 镍, Ni, 钒, V, 铌, Nb, UNIV BEIJING SCI & TECHNOLOGY, hot work die steel?, carbon, silicon, manganese, chromium, molybdenum, tungsten, nickel, vanadium, niobium		
C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT		
Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
X	CN 109487166 A (UNIVERSITY OF SCIENCE AND TECHNOLOGY BEIJING) 19 March 2019 (2019-03-19) description, paragraphs [0011]-[0022]	1-7
X	CN 110438310 A (UNIVERSITY OF SCIENCE AND TECHNOLOGY BEIJING) 12 November 2019 (2019-11-12) description paragraphs 64-75	1-7
A	CN 109487166 A (UNIVERSITY OF SCIENCE AND TECHNOLOGY BEIJING) 19 March 2019 (2019-03-19) description, paragraphs [0011]-[0022]	8-11
A	CN 110438310 A (UNIVERSITY OF SCIENCE AND TECHNOLOGY BEIJING) 12 November 2019 (2019-11-12) description paragraphs 64-75	8-11
A	CN 101392353 A (SHANGHAI UNIVERSITY) 25 March 2009 (2009-03-25) entire document	1-11
<input checked="" type="checkbox"/> Further documents are listed in the continuation of Box C. <input checked="" type="checkbox"/> See patent family annex.		
* Special categories of cited documents: "A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance "E" earlier application or patent but published on or after the international filing date "L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified) "O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means "P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed "T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention "X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone "Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art "&" document member of the same patent family		
Date of the actual completion of the international search 30 December 2020		Date of mailing of the international search report 22 January 2021
Name and mailing address of the ISA/CN China National Intellectual Property Administration (ISA/CN) No. 6, Xitucheng Road, Jimenqiao, Haidian District, Beijing 100088 China		Authorized officer
Facsimile No. (86-10)62019451		Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT
Information on patent family members

International application No.

PCT/CN2020/091225

Patent document cited in search report			Publication date (day/month/year)	Patent family member(s)			Publication date (day/month/year)
CN	109487166	A	19 March 2019	None			
CN	110438310	A	12 November 2019	CN	110438310	B	14 August 2020
CN	101392353	A	25 March 2009	None			
KR	101007417	B1	12 January 2011	KR	20080096203	A	30 October 2008

<p>A. 主题的分类</p> <p>C22C 38/54(2006.01)i; C22C 38/50(2006.01)i; C22C 38/48(2006.01)i; C22C 38/46(2006.01)i; C22C 38/44(2006.01)i; C22C 38/04(2006.01)i; C22C 38/02(2006.01)i; C22C 33/04(2006.01)i; C21D 8/00(2006.01)i; C21D 1/26(2006.01)i; C21D 1/25(2006.01)i</p> <p>按照国际专利分类(IPC)或者同时按照国家分类和IPC两种分类</p>																							
<p>B. 检索领域</p> <p>检索的最低限度文献(标明分类系统和分类号)</p> <p>C22C38; C21D; C22C 33</p> <p>包含在检索领域中的除最低限度文献以外的检索文献</p> <p>在国际检索时查阅的电子数据库(数据库的名称, 和使用的检索词(如使用))</p> <p>DWPI, CNKI, CNABS:热作模具钢, 北京科技大学, 碳, C, 硅, Si, 铬, Cr, 钼, Mo, 钨, W, 镍, Ni, 钒, V, 铌, Nb, UNIV BEIJING SCI & TECHNOLOGY, hot work die steel?, carbon, silicon, manganese, chromium, molybdenum, tungsten, nickel, vanadium, niobium</p>																							
<p>C. 相关文件</p> <table border="1"> <thead> <tr> <th>类型*</th> <th>引用文件, 必要时, 指明相关段落</th> <th>相关的权利要求</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>X</td> <td>CN 109487166 A (北京科技大学) 2019年 3月 19日 (2019 - 03 - 19) 说明书第11-22段</td> <td>1-7</td> </tr> <tr> <td>X</td> <td>CN 110438310 A (北京科技大学) 2019年 11月 12日 (2019 - 11 - 12) 说明书第64-75段</td> <td>1-7</td> </tr> <tr> <td>A</td> <td>CN 109487166 A (北京科技大学) 2019年 3月 19日 (2019 - 03 - 19) 说明书第11-22段</td> <td>8-11</td> </tr> <tr> <td>A</td> <td>CN 110438310 A (北京科技大学) 2019年 11月 12日 (2019 - 11 - 12) 说明书第64-75段</td> <td>8-11</td> </tr> <tr> <td>A</td> <td>CN 101392353 A (上海大学) 2009年 3月 25日 (2009 - 03 - 25) 全文</td> <td>1-11</td> </tr> <tr> <td>A</td> <td>KR 101007417 B1 (DAIDO TOKUSHUKO KK) 2011年 1月 12日 (2011 - 01 - 12) 全文</td> <td>1-11</td> </tr> </tbody> </table>			类型*	引用文件, 必要时, 指明相关段落	相关的权利要求	X	CN 109487166 A (北京科技大学) 2019年 3月 19日 (2019 - 03 - 19) 说明书第11-22段	1-7	X	CN 110438310 A (北京科技大学) 2019年 11月 12日 (2019 - 11 - 12) 说明书第64-75段	1-7	A	CN 109487166 A (北京科技大学) 2019年 3月 19日 (2019 - 03 - 19) 说明书第11-22段	8-11	A	CN 110438310 A (北京科技大学) 2019年 11月 12日 (2019 - 11 - 12) 说明书第64-75段	8-11	A	CN 101392353 A (上海大学) 2009年 3月 25日 (2009 - 03 - 25) 全文	1-11	A	KR 101007417 B1 (DAIDO TOKUSHUKO KK) 2011年 1月 12日 (2011 - 01 - 12) 全文	1-11
类型*	引用文件, 必要时, 指明相关段落	相关的权利要求																					
X	CN 109487166 A (北京科技大学) 2019年 3月 19日 (2019 - 03 - 19) 说明书第11-22段	1-7																					
X	CN 110438310 A (北京科技大学) 2019年 11月 12日 (2019 - 11 - 12) 说明书第64-75段	1-7																					
A	CN 109487166 A (北京科技大学) 2019年 3月 19日 (2019 - 03 - 19) 说明书第11-22段	8-11																					
A	CN 110438310 A (北京科技大学) 2019年 11月 12日 (2019 - 11 - 12) 说明书第64-75段	8-11																					
A	CN 101392353 A (上海大学) 2009年 3月 25日 (2009 - 03 - 25) 全文	1-11																					
A	KR 101007417 B1 (DAIDO TOKUSHUKO KK) 2011年 1月 12日 (2011 - 01 - 12) 全文	1-11																					
<p><input type="checkbox"/> 其余文件在C栏的续页中列出。</p> <p><input checked="" type="checkbox"/> 见同族专利附件。</p>																							
<p>* 引用文件的具体类型:</p> <p>“A” 认为不特别相关的表示了现有技术一般状态的文件</p> <p>“E” 在国际申请日的当天或之后公布的在先申请或专利</p> <p>“L” 可能对优先权要求构成怀疑的文件, 或为确定另一篇引用文件的公布日而引用的或者因其他特殊理由而引用的文件(如具体说明的)</p> <p>“O” 涉及口头公开、使用、展览或其他方式公开的文件</p> <p>“P” 公布日先于国际申请日但迟于所要求的优先权日的文件</p> <p>“T” 在申请日或优先权日之后公布, 与申请不相抵触, 但为了理解发明之理论或原理的在后文件</p> <p>“X” 特别相关的文件, 单独考虑该文件, 认定要求保护的发明不是新颖的或不具有创造性</p> <p>“Y” 特别相关的文件, 当该文件与另一篇或者多篇该类文件结合并且这种结合对于本领域技术人员为显而易见时, 要求保护的发明不具有创造性</p> <p>“&” 同族专利的文件</p>																							
<p>国际检索实际完成的日期</p> <p>2020年 12月 30日</p>		<p>国际检索报告邮寄日期</p> <p>2021年 1月 22日</p>																					
<p>ISA/CN的名称和邮寄地址</p> <p>中国国家知识产权局(ISA/CN) 中国北京市海淀区蓟门桥西土城路6号 100088</p> <p>传真号 (86-10)62019451</p>		<p>授权官员</p> <p>张芳</p> <p>电话号码 62084779</p>																					

国际检索报告
关于同族专利的信息

国际申请号

PCT/CN2020/091225

检索报告引用的专利文件			公布日 (年/月/日)	同族专利	公布日 (年/月/日)
CN	109487166	A	2019年 3月 19日	无	
CN	110438310	A	2019年 11月 12日	CN 110438310	B 2020年 8月 14日
CN	101392353	A	2009年 3月 25日	无	
KR	101007417	B1	2011年 1月 12日	KR 20080096203	A 2008年 10月 30日