(19)国家知识产权局

(12)发明专利申请

(10)申请公布号 CN 118563191 A
(43)申请公布日 2024.08.30

(21)申请号 202410823921.1
(22)申请日 2024.06.25
(71)申请人 自贡中兴耐磨新材料有限公司
地址 643000 四川省自贡市板仓高新工业园区金川路39号
(72)发明人 蒋赐进 钟键 赵建涛 雷本录
(74)专利代理机构 四川海慧新诚专利代理有限公司 51401
专利代理师 李静
(51)Int.Cl.
C22C 27/04(2006.01)
B22F 1/12(2022.01)
B22F 9/04(2006.01)
B22F 3/02(2006.01)
B22F 3/10(2006.01)
C22F 1/02(2006.01)

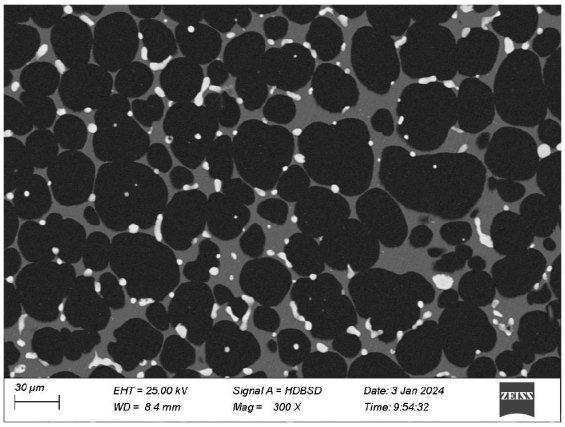
权利要求书1页 说明书10页 附图9页

(54)发明名称

一种具有优异穿甲性能的钨合金及其制备方法和应用

(57)摘要

本发明公开了一种具有优异穿甲性能的钨合金及其制备方法和应用,按质量百分数计,所述钨合金由以下原料制备得到:93%的W粉、3-4.8%的Ni粉、1-2%的Fe粉、0.8-1.5%的Co粉、0.3-1.0%的SiO_2粉,0.1-0.3%的Y,余量为不可避免的杂质,合计为100%。本发明通过在钨合金中添加氧化硅+Y来显著提高材料的剪切应变特性、自锐化能力,同时利用特殊添加工艺使氧化硅在钨合金中均匀分布,出现钨晶粒、氧化硅晶粒与粘接相邻接现象,改变钨合金动态应变特性,提高了合金的动态力学性能和绝热剪切敏感性,整体上使钨合金具备优异的穿甲性能。



CN 118563191 A

1.一种具有优异穿甲性能的钨合金,其特征在于,按质量百分数计,所述钨合金由以下原料制备得到:93%的W粉、3-4.8%的Ni粉、1-2%的Fe粉、0.8-1.5%的Co粉、0.3-1.0%的SiO_2粉,0.1-0.3%的Y,余量为不可避免的杂质,合计为100%。

2.如权利要求1所述的具有优异穿甲性能的钨合金,其特征在于,所述W粉的粒径为1-2μm,所述Fe粉的粒径为2-5μm,所述Co粉的粒径为1-2μm,所述二氧化硅粉的粒径为2-5μm。

3.如权利要求1所述的具有优异穿甲性能的钨合金,其特征在于,所述二氧化硅粉由硅酸盐粉制备得到;原料金属钇通过钇复合络酸盐溶液来提供。

4.如权利要求1所述的具有优异穿甲性能的钨合金,其特征在于,所述钨合金中,SiO_2含量为0.5-1.0%,Y含量为0.3%。

5.如权利要求1所述的具有优异穿甲性能的钨合金,其特征在于,所述钨合金中,SiO_2含量为1.0%,Y含量为0.3%。

6.一种如权利要求1-5任一所述的具有优异穿甲性能的钨合金的制备方法,其特征在于,包括如下步骤:

A、混合料制备,将W粉、Ni粉、Fe粉、Co粉、SiO_2粉加入球磨筒内,球磨后过筛网,然后过滤干燥得到掺胶料;

B、将掺胶料与钇复合络酸盐溶液于混合器内混合,混合器抽真空,向混合器内注入保护性气体,然后旋转混合,并置于微波-超声波复合场中进行微波-超声波协同处理,混合结束后卸料得到初混物;

C、压制烧结,对初混物进行压制成型,得到试样毛坯,将试样毛坯装入钼舟中,在H_2气氛的马弗炉中进行一次性烧结,得到的试样进行喷砂处理;

D、真空回火、热旋锻和多重热处理,将烧结、喷砂处理的试样放入真空炉中进行高温回火和真空脱氢,之后将试样进行热旋锻,将锻打后的试样进行多次真空热处理,重复热处理次数为3-4次,每次的淬火温度逐次提高,淬后不回火,即得。

7.如权利要求6所述的制备方法,其特征在于,在步骤C中,烧结工艺为:试样脱蜡时间为3-4h,烧结温度为1460-1500℃,高温烧结时间为1.5-2.0h。

8.如权利要求6所述的制备方法,其特征在于,在步骤D中,高温脱氢和回火温度为1100-1200℃,保温时间为2h,真空度为0.05-0.1Pa;热旋锻温度为900-1000℃,在N_2气氛保护下进行,径向尺寸旋锻后变形量为20-30%。

9.如权利要求6所述的制备方法,其特征在于,在步骤D中,真空热处理工艺参数为:真空度为5-10Pa,温度为1050-1300℃,保温时间为1.5-2h,水淬。

10.一种具有优异穿甲性能的钨合金在军事装备中的应用,其特征在于,将所述钨合金用作制备穿甲弹的原材料,其中,所述钨合金由权利要求6-9任一所述的制备方法制备得到。

一种具有优异穿甲性能的钨合金及其制备方法和应用

技术领域

[0001] 本发明涉及钨合金制备技术领域,特别涉及一种具有优异穿甲性能的钨合金及其制备方法和应用。

背景技术

[0002] 高密度钨合金主要由钨相和粘结相组成,其中钨相的含量在85-97%之间,而γ粘结相的主要由Fe、Ni、Cu等元素组成,主要的材料体系分为W-Ni-Fe、W-Ni-Cu以及W-Hf等。一般情况下,贫铀合金弹芯的侵彻能力在同等情况下较钨合金弹芯高约10-15%,二者的主要区别在于贫铀合金材料的临界绝热剪切应变率和临界绝热剪切应变值较低,易于发生绝热剪切断裂,具有“自锐”效应,而钨合金弹芯在轴向侵彻力作用下,头部呈“蘑菇状”,导致侵彻阻力增大,侵彻能力降低,高密度钨合金在穿甲过程中易产生“蘑菇头效应”而削弱了其穿甲威力。

[0003] 穿甲弹对装甲的侵彻是一个高应变率下的变形和破坏过程,穿甲弹的弹芯在与靶板的相互作用中受到很大的冲击压力(大于5GPa)而发生塑性变形。由于塑性变形时速度极高,生成的热量来不及传导出去,只限定在一个狭窄的区域内,致使其金属内部温度升高,使得材料软化、强度降低,当材料因温升而导致强度降低的程度超过了因材料变形强化而提高的强度时,就会产生绝热剪切带。贫铀合金具有高的绝热剪切敏感性,在较低的应变率下就会产生绝热剪切带,裂纹沿剪切带扩展,弹芯头部边缘材料容易发生塌落,相当于削尖了弹头,能够使弹靶之间一直保持一个很小的作用面积,减小了侵彻阻力并延长了作用时间,使侵彻深度得以显著提高。

[0004] 对于动能穿甲弹材料而言,当穿甲弹的形状被确定以后,保证其具有良好穿甲性能的主要有两个方面的因素:一是良好的力学性能,如高强度、良好的韧性和塑性,以确保穿甲在发射和着落的时候能够完整;二是要具备良好的“自锐化”能力,使其在穿甲过程中边缘部分的材料能沿着绝热剪切带剥落,保证穿甲效果。如图1所示,图1为贫铀合金和钨合金的穿甲过程的示意图,由于高的绝热剪切带形成能力,贫铀合金具有高的穿甲性能,而钨合金由于较强的应变率敏感性,很难发生绝热剪切破坏,在穿甲过程中易形成蘑菇头,严重降低其穿甲性能。因此,如何提高钨合金在穿甲过程中的“自锐化”能力、促使剪切应变发生,提高绝热剪切敏感性,就成了提高钨合金穿甲弹之穿甲性能的核心技术。

[0005] 目前国内研究方向为采用添加合金元素在钨合金的制备过程中,与钨相和粘结相组元形成强化作用,如固溶强化、弥散强化、沉淀强化,通过改变和优化微观组织,从而促进钨合金在动态加载条件下绝热剪切带形成,提高自锐化效应,如在合金中添加难熔金属Mo、Ta、Nb等,因这些元素可与钨相发生固溶,从而降低了钨向粘结相扩散,有效的抑制了在烧结过程中钨晶粒的长大,从而细化晶粒,提高强度性能,然而在提高强度的同时,也容易使钨合金变得“硬而脆”,穿甲效果提升有限。另一研究方向是添加微量稀土元素氧化物,如添加CeO_2、ZrO_2、La_2O_3、ThO_2、V_2O_3等在合金中弥散分布,实现弥散强化,提高合金的强度和硬度,但添加后合金的力学性能有明显下降,强度和伸长率也会明显降低。

[0006] 中国专利CN111057926A公开了一种钨合金及其制备方法,该钨合金的表达式为$W_{100\%-t}Ni_aX_bY_cZ_d$,其中,X代表Fe、Cu、Cr、Co、Mn中的一种或者几种,Y代表Al_2O_3、Y_2O_3、ZrO_2、SiO_2中的一种或几种,Z代表TiC、Cr_3C_2、VC、WC中的一种或几种。a取值范围0.2-4.0%,b取值范围0.05-3.0%,c取值范围0.05-2.0%,d取值范围0.05-3.0%,t为a、b、c、d之和,取值范围1.5-5.5%。在该专利中,添加Ni和X成分有利于合金组织的形成,提高粘结相和钨基体间的结合强度,同时促使合金组织有较高的致密度,满足钨合金材料作为弹芯使用时应当具备的发射及侵彻所需强度,Y成分有利于在合金组织中形成分布硬而脆的金属氧化物粒子,能有效提高钨合金材料的抗压强度,提高钨合金的脆性,降低钨合金的延伸率,弹芯在穿甲过程中,在应力波作用下,这些金属氧化物粒子与粘结相之间的界面处首先萌生微裂纹,裂纹扩展使界面分离,最终形成了金属氧化物粒子与粘结相的分离断裂,致使大量破片的产生,从而形成大量破片,达到二次毁伤效果,成分能有效细化晶粒,并与粘接相形成硬而脆的金属间化合物,使钨合金材料的硬度增加,提高了钨合金弹芯的穿甲威力。该专利没有从提高钨合金自锐化能力和绝热剪切敏感性这一核心角度来提高钨合金的穿甲性能,其对钨合金的穿甲性能提升有限。

发明内容

[0007] 本发明的发明目的在于:针对上述存在的问题,提供一种具有优异穿甲性能的钨合金及其制备方法和应用,本发明通过在钨合金中添加氧化硅来显著提高材料的剪切应变特性、自锐化能力,同时利用特殊添加工艺使氧化硅在钨合金中均匀分布,使在钨合金中部分钨晶粒被氧化硅与粘接相隔开,出现钨晶粒、氧化硅晶粒与粘接相邻接现象,改变钨合金动态应变特性,避免了材料在受力时产生较大的塑性变形,并最后才发生断裂现象的问题。另外,本发明通过添加Y来清除残留氧,在起到弥散强化的作用同时,降低了钨相和粘结相界面处氧含量,提高了合金的动态力学性能和绝热剪切敏感性,整体上使钨合金具备优异的穿甲性能。

[0008] 本发明采用的技术方案如下:一种具有优异穿甲性能的钨合金,按质量百分数计,所述钨合金由以下原料制备得到:93%的W粉、3-4.8%的Ni粉、1-2%的Fe粉、0.8-1.5%的Co粉、0.3-1.0%的SiO_2粉,0.1-0.3%的Y,余量为不可避免的杂质,合计为100%。

[0009] 进一步,所述W粉的粒径为1-2μm,所述Fe粉的粒径为2-5μm,所述Co粉的粒径为1-2μm,所述二氧化硅粉的粒径为2-5μm。

[0010] 进一步,所述二氧化硅粉由硅酸盐粉制备得到;原料金属钇通过钇复合络酸盐溶液来提供。

[0011] 进一步,所述钨合金中,SiO_2含量为0.5-1.0%,Y含量为0.3%。

[0012] 进一步,所述钨合金中,SiO_2含量为1.0%,Y含量为0.3%。

[0013] 进一步,本发明还包括一种具有优异穿甲性能的钨合金的制备方法,包括如下步骤:

[0014] A、混合料制备,将W粉、Ni粉、Fe粉、Co粉、SiO_2粉加入球磨筒内,球磨后过筛网,然后过滤干燥得到掺胶料;

[0015] B、将掺胶料与钇复合络酸盐溶液于混合器内混合,混合器抽真空,向混合器内注入保护性气体,然后旋转混合,并置于微波-超声波复合场中进行微波-超声波协同处理,混

合结束后卸料得到初混物;

[0016] C、压制烧结,对初混物进行压制成型,得到试样毛坯,将试样毛坯装入钼舟中,在H_2气氛的马弗炉中进行一次性烧结,得到的试样进行喷砂处理;

[0017] D、真空回火、热旋锻和多重热处理,将烧结、喷砂处理的试样放入真空炉中进行高温回火和真空脱氢,之后将试样进行热旋锻,将锻打后的试样进行多次真空热处理,重复热处理次数为3-4次,每次的淬火温度逐次提高,淬后不回火,即得。

[0018] 进一步,在步骤C中,烧结工艺为:试样脱蜡时间为3-4h,烧结温度为1460-1500℃,高温烧结时间为1.5-2.0h。

[0019] 进一步,在步骤D中,高温脱氢和回火温度为1100-1200℃,保温时间为2h,真空度为0.05-0.1Pa;热旋锻温度为900-1000℃,在N_2气氛保护下进行,径向尺寸旋锻后变形量为20-30%。

[0020] 进一步,在步骤D中,真空热处理工艺参数为:真空度为5-10Pa,温度为1050-1300℃,保温时间为1.5-2h,水淬。

[0021] 进一步,本发明还包括一种具有优异穿甲性能的钨合金在军事装备中的应用,将所述钨合金用作制备穿甲弹的原材料,其中,所述钨合金由制备方法制备得到。

[0022] 综上所述,由于采用了上述技术方案,本发明的有益效果是:

[0023] 1、本发明提供了一种通过在钨合金制备过程中添加氧化硅和钇来显著提高材料的剪切应变特性和“自锐化”能力,从而使钨合金具备优异的穿甲性能,本发明利用特殊添加工艺使氧化硅在钨合金中均匀分布,从而在钨合金中部分钨晶粒被氧化硅与粘接相隔开,出现钨晶粒、氧化硅晶粒与粘接相邻接现象,钨合金在受到应力变形时,前期受力阶段,氧化硅晶粒起到了一定的固溶强化和弥散强化作用,提高了钨合金的强度,当应力达到一定临界值时,因氧化硅晶粒的存在,氧化硅晶粒将钨晶粒与粘接相部分隔开,从而急剧降低了钨晶粒与粘接相原有的结合强度,导致裂纹在钨晶粒与氧化硅晶粒之间快速产生,并在钨晶粒与粘接相、氧化硅晶粒之间急剧扩展;同时,因为氧化硅晶粒在粘接相中的存在,当应力达到临界点时,无需粘接相产生较大的应变,在氧化硅晶粒与粘接相之间裂纹得以快速产生,并急剧扩展,材料整体表现出较强的剪切应变特性,不至于材料在受力时产生较大的塑性变形而最后才发生断裂现象;

[0024] 2、本发明在添加氧化硅的同时,还添加有钇,有助于在烧结过程中钇与钨合金中的残留氧发生反应生成氧化物,起到弥散强化的作用同时,降低了钨相和粘结相界面处氧含量,提高了钨合金的动态力学性能和绝热剪切敏感性;

[0025] 3、本发明在对合金配方进行改进的同时,配合本发明提出的多重热处理工艺,强化和稳定了氧化硅、Y和W在粘接相中的溶解存在,增加了粘接相的强度,从而使得钨合金在具备较高的强度的同时,又具备敏感的剪切应变特性,即在一定应变后材料表现出脆性断裂,从而使钨合金具备优异的穿甲性能。

附图说明

[0026] 图1是贫铀合金和钨合金的穿甲过程的示意图;

[0027] 图2是常规高强高韧93W合金试样抗拉强度测试图;

[0028] 图3是本发明的TA93W合金试样抗拉强度测试图一;

[0029] 图4本发明的TA93W合金试样抗拉强度测试图二；

[0030] 图5是本发明的TB93W合金试样抗拉强度测试图；

[0031] 图6是本发明的TC93W合金试样抗拉强度测试图一；

[0032] 图7是本发明的TC93W合金试样抗拉强度测试图二；

[0033] 图8是常规高强高韧93W合金试样金相图；

[0034] 图9是常规高强高韧93W合金试样背散射电子像图；

[0035] 图10是本发明的TA93W合金试样金相图；

[0036] 图11是本发明的TA93W合金试样背散射电子像图；

[0037] 图12是本发明的TB93W合金试样金相图；

[0038] 图13是本发明的TB93W合金试样背散射电子像图；

[0039] 图14是本发明的TC93W合金试样金相图；

[0040] 图15是本发明的TC93W合金试样背散射电子像图；

[0041] 图16是本发明1、2、3、4号弹第8层钢板(前、后)弹着靶情况图；

[0042] 图17是本发明5-9号弹第8层钢板、第一层铝板弹着靶情况图。

具体实施方式

[0043] 下面结合附图,对本发明作详细的说明。

[0044] 为了使本发明的目的、技术方案及优点更加清楚明白,以下结合附图及实施例,对本发明进行进一步详细说明。应当理解,此处所描述的具体实施例仅仅用以解释本发明,并不用于限定本发明。

[0045] 一种具有优异穿甲性能的钨合金,按质量百分数计,由以下原料制备得到:93%的W粉(粒径1-2μm)、3-4.8%的Ni粉、1-2%的Fe粉(粒径2-5μm)、0.8-1.5%Co粉(粒径1-2μm)、0.3-1.0%二氧化硅粉(粒径2-5μm),0.1-0.3%的Y,余量为不可避免的杂质,合计为100%。

[0046] 进一步地,部分参考合金配方如表1所示。

[0047] 表1部分参考配方(质量百分数)

[0048]

项目	W	Ni	Fe	Co	Si（以 SiO_2 计）	Y	不可避免的杂质
参考例 1	93	3.8	1.6	1.0	0.3	0.1	余量
参考例 2	93	3.8	1.6	1.0	0.3	0.2	余量
参考例 3	93	3.6	1.5	0.8	0.5	0.2	余量

[0049]

参考例 4	93	3.3	1.4	0.8	0.8	0.3	余量
参考例 5	93	3	1.5	1.5	0.5	0.2	余量
参考例 6	93	4.6	1.0	0.8	0.3	0.1	余量
参考例 7	93	4.8	1.0	0.8	0.3	0	余量
参考例 8	93	3.8	1.3	1.0	0.4	0.2	余量
参考例 9	93	3.9	1.6	1.0	0.8	0	余量

[0050] 进一步地,本发明具有优异穿甲性能的钨合金的制备工艺包括如下步骤:

[0051] S1、原料混合

[0052] 将93wt%W粉(1-2μm)、3-5wt%Ni粉(羰基)、1-2wt%Fe(2-5μm)、0.8-1.5wt%Co粉(1-2μm)、0.3-1.0wt%二氧化硅粉(2-5μm,二氧化硅粉可由硅酸盐替代)加入硬质合金内壁球磨筒内,以酒精为介质,石蜡加入量为2wt%(粉末的总质量),硬质合金球为研磨球,球料比为3.5:1,进行球磨,球磨时间为60-72h,球磨完成后过-350目筛网,沉淀24h后过滤,然后按常规工艺进行干燥,得到掺胶料;

[0053] S2、添加Y

[0054] 将上述掺胶料倒入V型混合器中,按照0.1-0.3wt%Y(净质量)比例加入金属钇的复合络酸盐($[Y(NH_3)_4](OH)_2$)溶液,之后将V型混合器抽真空,达到100-200Pa时停止抽真空,向V型混料器中注入足量Ar保护气体,气压为1MPa左右即可,之后进行旋转混合,置于微波-超声波复合场中进行微波-超声波协同处理,混合时间为12-24h,混料结束后冷却24h后,打开混料器进行卸料,得到初混物;

[0055] S3、压制烧结

[0056] 对初混物进行压制,压制压力为4-5MPa,保压时间为15-30S,将压制好的试样毛坯装入氧化铝粉末(≤200目、下同)铺底的钼舟中,在盖上3-5mm厚的氧化铝粉末,之后推入H_2气氛保护的马弗炉进行一次性烧结,烧结工艺为:试样脱蜡时间为3-4h,烧结温度为1460-1500℃,高温烧结时间为1.5-2.0h,烧结出炉后对试样进行喷砂处理;

[0057] S4、真空回火、热旋锻和多重热处理

[0058] 将烧结、喷砂处理的试样再次放入真空炉中进行高温回火和真空脱氢,舟皿为刚玉板,高温脱氢和回火温度为1100-1200℃,保温时间为2h,真空度为0.05-0.1Pa;之后将脱氢回火处理的试样进行热旋锻,旋锻温度为900-1000℃、N_2气氛保护,径向尺寸旋锻后变形量为20-30%;之后将锻打后的试样进行真空热处理,重复热处理次数为3-4次,每次的淬火温度逐次提高;其工艺如下:真空度为5-10Pa、温度为1050-1300℃、保温时间为1.5-2h,水淬(添加3-5wt%葡萄糖溶液),淬后不回火,即得。

[0059] 为了更好地实施本发明,以下列举部分试验例以及对比例的合金配方。

[0060] 表2部分钨合金配方(质量百分数%,W、Ni、Fe、Co含量相同)

[0061]

项目	Si(以SiO_2计)	Y

试验例1	0.3	0.1
试验例2	0.6	0.3
试验例3	1.0	0.3
对比例1	1.3	0
对比例2	0	0.3

[0062] 为了能更好地解释本发明,按照上述制备工艺,参照相同工艺制备出试验例1-3(TA93W、TB93W、TC93W)和对比例1-2(DA93W、DB93W)样品,同时对标常规高强高韧93W合金,根据常规金属材料物理性能测试所需试样尺寸进行加工、测试,得到表3静态物理性能测试结果。

[0063] 表3试验例和对比例静态物理性能测试结果

[0064]

材料名称	试验编号	密度(g/cm^3)	屈服强度 Rp0.2/MPa	抗拉强度 Rm/MPa	断后伸长率 A/%	硬度 (HRC)	冲击韧性 (J/cm^2)
高强高韧93W	1	17.53	1200/1195	1230/1220	14.5/14.0	41.5	127.9/126.1
	2	17.60	1196/1190	1235/1230	13.5/15.0	42.0	131.0/125.0
TA93W	3	17.30	1170/1150	1171/1156	9.0/10.0	40.0	70.0/67.5
	4	17.45	1116/1146	1121/1160	9.0/13.0	39.5	76.6/65.0
TB93W	5	17.14	1190/1223	1198/1227	8.0/10.0	40.5	58.96/61.0
	6	17.20	1210/1223	1210/1235	8.21/8.5	40.0	60.31/59.56
TC93W	7	17.02	1322/1370	1339/1395	5.0/6.0	39.5	45.36/43.12
	8	17.06	1362/脆断	1378/1410	7.0/5.5	40.0	43.52/41.98
DA93W	9	16.89	1256/1324	1315/1352	4.5/5.5	41.0	39.66/37.69
	10	16.93	1283/1343	1331/1384	4.5/5.0	41.5	38.73/37.24
DB93W	11	17.67	1193/1176	1225/1218	13.5/14.0	41.5	128.0/127.5
	12	17.63	1196/1188	1230/1226	14.0/13.0	41.0	127.6/126.3

[0065] 高强高韧93W合金的抗拉强度测试图见图2,其金相(×160)及背散射电子像(×300)如图8和图9所示。根据表3、图2、图8及图9可知,常规高强高韧93W合金的粘接相为镍、铁和钴,其表现出较高的抗拉强度,屈服强度与抗拉强度之间存在较大的差距,材料冲击韧性优异,断后延伸率较高,密度和硬度都在正常范围内。

[0066] 本发明试验例1的TA93W合金的抗拉强度测试图见图3和图4,其金相(×200)及背散射电子像(×300)如图10和图11所示。根据表3、图3、图4、图10及图11可知,TA93W合金的粘接相为镍、铁和钴,相比于高强高韧93W合金,添加0.3%的SiO_2以及0.1%的Y后,抗拉强度出现下降的趋势,屈服强度与抗拉强度之间的差距减小,材料冲击韧性和断后延伸率均小幅下降,密度和硬度都在正常范围内。

[0067] 本发明试验例2的TB93W合金的抗拉强度测试图见图5,其金相(×160)及背散射电子像(×200)如图12和图13所示。根据表3、图5、图12及图13可知,TB93W合金的粘接相为镍、铁和钴,相比于高强高韧93W合金,添加0.6%的SiO_2以及0.3%的Y后,TB93W合金的抗拉强度维持不变,屈服强度与抗拉强度之间的差距几乎消失,材料冲击韧性和断后延伸率均明显下降,材料密度明显下降,硬度都在正常范围内。

[0068] 本发明试验例3的TC93W合金的抗拉强度测试图见图6和图7,其金相(×200)及背散射电子像(×1500)如图14和图15所示。根据表3、图6、图7、图12及图13可知,TC93W合金的

粘接相为镍、铁和钴,相比于高强高韧93W合金,添加1.0%的SiO_2以及0.3%的Y后,TC93W合金的抗拉强度明显提高,材料未表现屈服现象,呈现明显的剪切应变、脆性断裂特性,材料冲击韧性和断后延伸率均明显下降,材料密度明显下降,硬度都在正常范围内。

[0069] 根据上述试验结果可以发现,常规高强高韧93W合金的抗拉强度达到1200-1235Rm/MPa、冲击韧性高达130J/cm^2左右、断后延伸率在13.5-15.0之间,硬度(HRC)>40,密度在17.53-17.60g/cm^3,性能优异。当添加0.3%SiO_2、0.1%Y之后,对TA93W合金性能影响明显:抗拉强度降低到1120-1170Rm/MPa、降幅接近10%,冲击韧性降低到65-77J/cm^2左右、下降幅度几乎50%,断后延伸率降低到9.0-13.0之间,下降幅度达到20-30%;硬度(HRC)在40左右,无明显变化,密度在17.30-17.45g/cm^3,略有下降;综合分析,添加氧化硅和Y对TA93W性能可谓影响剧烈,这一点与国内在钨合金中添加稀土氧化物对钨合金性能影响的结论一致。但随着添加量的增加,当添加0.6%SiO_2、0.3%Y时,对TB93W合金性能影响又发生了剧烈演变,与常规高强高韧93W合金对比:抗拉强度回升到1200-1230Rm/MPa、几乎没有变化,冲击韧性降低到58-61J/cm^2之间、下降幅度达到60%,断后延伸率降低到8.0-10.0之间,下降幅度达到35-40%;硬度(HRC)在40左右、无明显变化,密度在17.14-17.20g/cm^3、继续下降。随着添加量的继续增加:1.0%SiO_2、0.3%Y,对TC93W合金性能影响进一步显现,材料在具有很高的强度的同时,又表现出敏感的剪切应变特性:抗拉强度上升到1340-1410Rm/MPa,上升幅度接近10%,冲击韧性降低到41-43J/cm^2,下降幅度达到80%,断后延伸率降低到5.0-7.0之间,下降幅度达到60-70%;硬度(HRC)在40左右,无明显变化,密度在17.02-17.06g/cm^3、下降幅度达到3%左右,影响巨大。将上述试样分别进行组织结构观察可以发现,添加氧化硅和Y,同时结合本发明的制备工艺,对钨合金试样显微组织结构的影响很大:

[0070] ①本发明的制备工艺使得氧化硅晶粒及形成的稀土氧化物晶粒明显均匀分布于钨晶粒和粘接相之间,或存在于粘接相内,充分发挥了弥散强化、固溶强化和沉淀强化的作用;同时降低了钨向粘结相扩散,有效的抑制了在烧结过程中钨晶粒的长大,起到了细化晶粒的作用,从而大幅提高了合金强度,在配合本发明的多重热热处理后,其抗拉强度较常规高强高韧93W合金提高了10%;

[0071] ②添加的氧化硅晶粒及形成的Y氧化物晶粒分布于钨晶粒和粘接相之间,或存在于粘接相内,极大的增强了93W合金的剪切应变特性;随着添加量达到:1.0%SiO_2(0.6-1.0%之间开始明显变化)、0.3%Y,材料的剪切应变敏感性充分显现,较常规高强高韧93W合金冲击韧性降低到41-43J/cm^2之间、下降幅度达到80%,断后延伸率降低到5.0-7.0之间,下降幅度达到60-70%;

[0072] ③本发明通过添加的氧化硅晶粒及形成的Y氧化物晶粒对于材料的剪切应变特性的增强在材料抗拉强度测试图中表现得非常具体,在图2中,常规高强高韧93W合金材料随着拉力的增加,材料强度达到屈服强度1196Rp0.2/MPa后,材料发生强烈塑性变形,钨晶粒与粘接相之间、粘接相本身内部产生剧烈的撕裂,材料的抗拉强度进一步提高,延展达到13.5%之后最终达到断裂极限,即抗拉强度达到1235Rm/MPa,由屈服到断裂,强度上升了3.26%,而在图3、图4中,TA93W合金材料随着拉力的增加,材料强度达到屈服强度1150、1170Rm/MPa后,材料产生一定的塑性变形,裂纹在氧化硅晶粒与钨晶粒之间产生,并在粘接相与氧化物晶粒之间扩展,没有产生的粘接相本身内部的撕裂,延展率达到9.0%之后最终达到断裂极限,即抗拉强度达到1156、1171Rm/MPa后材料断裂,由屈服到断裂,抗拉强度几

乎没有变化;

[0073] ④在图5中,因在TB93W合金材料添加了添加0.6%SiO_2、0.3%Y,在合金组织中出现了大量的氧化物异质相,一方面发挥着弥散强化、固溶强化和沉淀强化的作用;另一方面,大量的氧化物异质相存在于钨晶粒周围和粘接相内部,形成了大量的裂纹源和扩展通道;因此随着拉力的增加,材料强度达到屈服强度1223Rm/MPa,材料产生少许的塑性变形,裂纹在氧化硅晶粒与钨晶粒之间产生,并在粘接相与氧化物晶粒之间扩展,几乎不产生的粘接相本身内部的撕裂,延展率达到8.0-10.0%之后最终达到断裂极限,即抗拉强度达到1227Rm/MPa后材料断裂,由屈服到断裂,抗拉强度几乎没有变化;合金材料表现出非常敏感的剪切应变特性;

[0074] ⑤在图5中,TC93W合金材料剪切应变特性更加突出:合金材料添加了添加1.0%SiO_2、0.3%Y,在合金组织中出现的氧化物异质相更加丰富,因而在合金承受变形时、出现屈服之后氧化物异质相的弥散强化、固溶强化和沉淀强化的作用表现更突出,当屈服强度达到1322/1362Rp0.2/MPa之后,TC93W合金几乎不产生塑性变形;尽管氧化物异质相存在于钨晶粒周围和粘接相内部,形成了大量的裂纹源和扩展通道,但氧化物异质相在粘接相中的“钉扎”阻碍、延缓了裂纹的快速扩展,从而导致了更高的抗拉强度的出现,较屈服强度升高了近20Rm/MPa,通过本发明制备的TC93W合金材料不仅具备良好的高强特性,同时具备优异的剪切应变特性;

[0075] 相应地,按照如上测试方式,根据表3可知,当氧化硅超出本发明规定的范围且未添加Y时,钨合金的强度有所下降,特别是韧性下降幅度较大,由此说明,氧化硅的添加量不宜超出本发明规定的范围,否则会因硅含量过高而影响材料的力学性能;当只添加Y时,钨合金的力学性能略有下降,说明仅通过细化晶粒的方式对钨合金材料力学性能影响有限,而且容易降低钨合金材料的力学性能。

[0076] 打靶试验

[0077] 采用上述常规高强高韧93W合金和本发明的TC93W合金分别加工制作30mm脱壳穿甲弹弹芯、正常装药,各制备4-5发30mm脱壳穿甲弹试验弹备用。在某靶场进行实弹打靶试验,靶标为第一层20mm厚铝合金板(38°)、2-7层分别为5、2、2、5、2、5mm厚铝合金板,第8层即最后一层为50mm厚装甲钢板(38°);弹道长为1000m,射击初速(m/s)为1240-1250,着靶速度为980-1050m/s。打靶结果如下表4、图16-17。实弹打靶试验结果证明:通过本发明制备的T93W合金制备的30mm脱壳穿甲弹比国内某大厂常规高强高韧93W合金制备的穿甲弹具备更加优异的穿甲能力,其在击穿20mm铝合金板、6层2-5mm铝合金薄板厚,依然能击穿81mm装甲钢板;而常规高强高韧93W合金则只能在装甲钢板上形成弹坑、未能击穿。

[0078] 表4打靶试验结果

[0079]

弹丸序号	钨合金弹芯材质说明	射击初速（m/s）	第1层	第2-7层	第8层钢板着靶描述	备注
1-4	TC93W合金	1240-1250	穿透	6层穿透、第2层多处穿孔	第1发边缘着靶，滑靶；第3发着靶，滑靶；第2、4发着靶、穿透。	靶场师傅说明：第1发为校正弹试射；第3、7、9发着靶，滑靶，原因为击穿1-8层靶板后必须紧固靶板固定螺丝。因靶场原因，每次击发后不一定都会紧固靶板螺丝、导致
5-9	常规高强高韧93W合金	1240-1250	穿透	6层穿透、第2层多处穿孔	第5、6、8发着靶、形成弹坑；第7、9发着靶，	

[0080]

					滑靶；	弹道改变而滑靶。

[0081] 由此说明,TC93W合金材料具备的良好高强特性和优异的剪切应变特性,在实弹打靶中得到了验证:高强高韧常规93W合金制备的弹芯在30mm脱壳穿甲弹1000m之后,击穿20mm厚铝合金板、6层2-5mm后铝合金薄板之后,无法击穿50mm后(倾斜38°)装甲钢板;而TC93W合金材料制备的弹芯在同样的试验条件下,连续击穿50mm后(倾斜38°)装甲钢板;因此TC93W合金材料在穿甲中展现更好的“自锐性”、穿甲能力更优异。相应地,将DA93W合金和DB93W合金制备成脱壳穿甲弹进行打靶试验,实验结果为:与常规高强高韧93W合金实验结果相似,只能在装甲钢板上形成弹坑,未能击穿装甲钢板。

[0082] 值得说明的是,绝热剪切带(ASB)实际上是一个剪切变形高度局域化的窄带形区域,宽度一般为1-102μm。在ASB内可以产生101-102量级的剪切应变,应变速率可高达105-107s^{-1},温升可达102-103K。所谓“绝热”,其实是一个近似的说法,由于材料的高速变形,变形过程的时间又很短,在如此短的时间内,绝大部分(90%左右)的塑性功转化为热量并且来不及散失,所以近似认为在这样高应变速率下的变形过程为绝热过程。绝热剪切是材料在冲击载荷下的一个重要现象,是一种独特的局部失稳现象,它与材料失效有着密切的关系,材料构件出现ASB即意味着材料的承载能力的下降或丧失,被认为是材料失效的前兆。如对于装甲材料来说,绝热剪切就是其主要失效形式之一。而在制造动能穿甲弹的材料时,就要求有强的剪切失稳和变形局域化敏感性,从而在穿甲、侵彻过程中出现“自锐化”现象。以前认为粉末冶金钨基合金是绝热剪切很不敏感的材料;但最近的研究发现钨基合金的绝热剪切不敏感性是相对的:一方面,材料的微观结构(如钨颗粒的形状、空间取向)对材料的变形、破坏和变形局域化机制具有重要影响,如果最大剪切应力的方向和钨颗粒的取向一致,则失效是钨颗粒脆性断裂、粘结相破坏、钨-钨界面分离和钨-粘结相界面分离等几种破坏机制共同作用的结果;如果最大剪切应力的方向和初始钨颗粒的取向有较大夹角,钨颗粒将出现绝热剪切变形局域化,此时钨颗粒的剧烈变形和破坏是钨合金失效的主要机制。另一方面,受力状态对材料的变形也有一定的影响,钨合金在一维应力冲击条件下(高应变率、大应变)呈均匀变形,很难观察到微裂纹、微孔洞和绝热剪切带的出现;而在哑铃形和阶梯形圆柱试件中,即使在很小的冲击强度下,也会在应力集中处出现绝热剪切带,应力分布对绝热剪切带的形成具有重要影响。哑铃形试件的细段由于受两端约束,剪切带不易扩展,很难导致试件的整体破坏;而在阶梯形试件中剪切带受单面约束,易于扩展、最终导致试件的整体断裂,裂纹源于剪切带并沿其发展。

[0083] 进一步地,为了验证本发明多重热处理工艺的效果,以本发明的TC93W合金材料为试验对象,采用现有的制备工艺,即采用合金粉末混合+压制成型+氢气烧结+热旋锻+退火工艺,将本发明的制备工艺中的多重热处理工艺替换为退火工艺,制备得到TC93W-T合金,将该TC93W-T合金制备成脱壳穿甲弹进行打靶试验,实验结果为:第1-7层穿透,第3发边缘着靶,滑靶;第1、2、4发着靶,形成弹坑。由此可见,TC93W-T合金只能在装甲钢板上形成弹坑,未能击穿装甲钢板。

[0084] 以上所述仅为本发明的较佳实施例而已,并不用以限制本发明,凡在本发明的精神和原则之内所作的任何修改、等同替换和改进等,均应包含在本发明的保护范围之内。

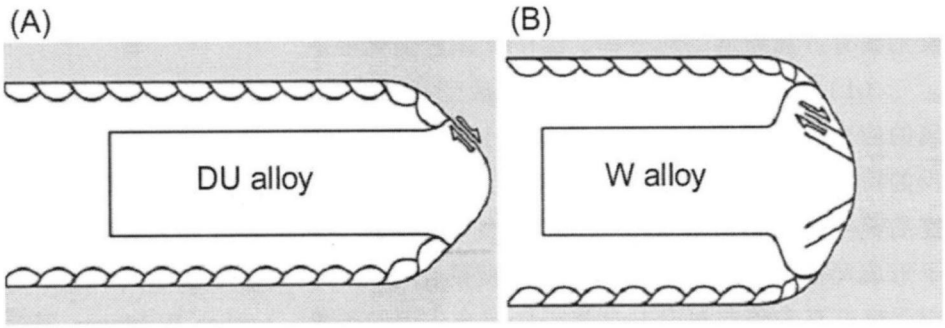


图1

试件批号	YJLTT24022308	钢号	93W
试件形状	圆材	尺寸(mm)	5
Lo(mm)	25	Lu(mm)	28.38
断面尺寸		A(%)	13.5
Z(%)	/	抗拉强度 Rm(MPa)	1235
上屈服强度 ReH(MPa)	/	下屈服强度 ReL(MPa)	1196
Rp(MPa)	1196	试验日期	2024/2/23
试验人	贾波	试验方法	GB/T 228.1-2021
炉号	31	Fm(kN)	24.26

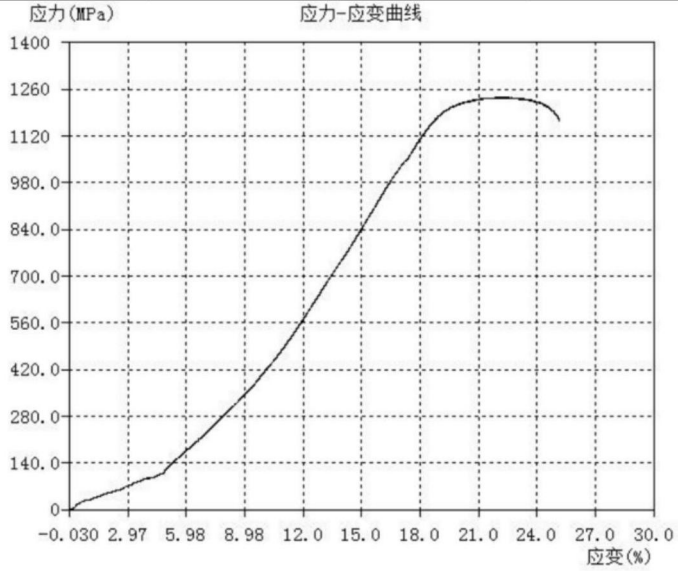


图2

试件批号	YJLTT24022302	钢号	2A4A
试件形状	圆材	尺寸(mm)	5.0
Lo(mm)	25	Lu(mm)	27.23
断面尺寸		A(%)	9.0
Z(%)	/	抗拉强度 Rm(MPa)	1156
上屈服强度 ReH(MPa)	/	下屈服强度 ReL(MPa)	1150
Rp(MPa)	1150	试验日期	2024/2/23
试验人	贾波	试验方法	GB/T 228.1-2021
炉号	35-2	Fm(kN)	22.70

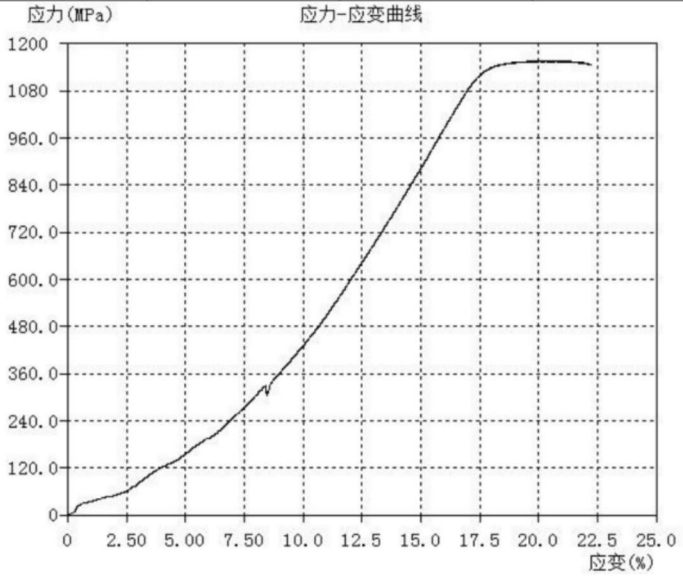


图3

试件批号	YJLTT24022301	钢号	2A4A
试件形状	圆材	尺寸(mm)	5.0
Lo(mm)	25	Lu(mm)	27.28
断面尺寸		A(%)	9.0
Z(%)	/	抗拉强度 Rm(MPa)	1171
上屈服强度 ReH(MPa)	/	下屈服强度 ReL(MPa)	1170
Rp(MPa)	1170	试验日期	2024/2/23
试验人	贾波	试验方法	GB/T 228.1-2021
炉号	35-1	Fm(kN)	23.00

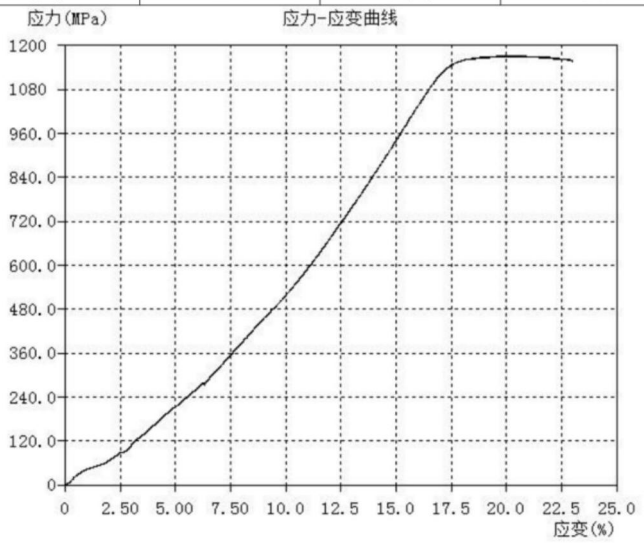


图4

试件批号	YJLTT24032604	钢号	\
试件形状	圆材	尺寸(mm)	5
Lo(mm)	25	Lu(mm)	27.50
断面尺寸	4.79	A(%)	10.0
Z(%)	8	抗拉强度 Rm(MPa)	1227
上屈服强度 ReH(MPa)	/	下屈服强度 ReL(MPa)	1223
Rp(MPa)	1223	试验日期	2024/3/26
试验人	贾波	试验方法	GB/T228.1-2021
炉号	45#	Fm(kN)	24.10

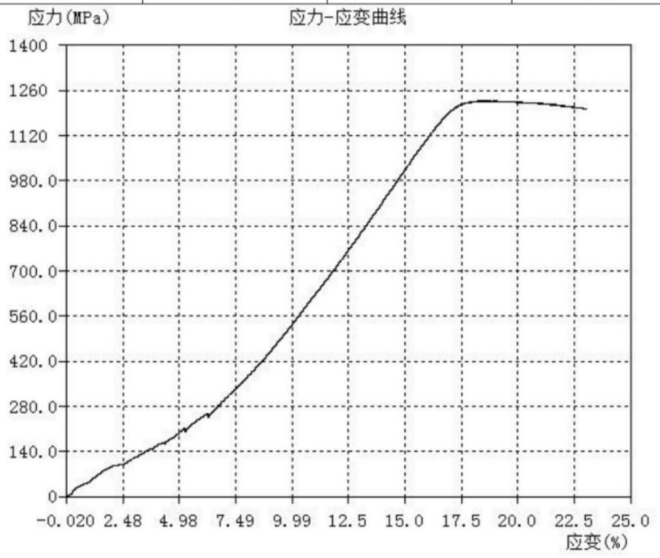


图5

试件批号	YJLTT24022303	钢号	2A1A-2
试件形状	圆材	尺寸(mm)	6.0
Lo(mm)	30	Lu(mm)	31.5
断面尺寸		A(%)	5.0
Z(%)	/	抗拉强度 Rm(MPa)	1339
上屈服强度 ReH(MPa)	/	下屈服强度 ReL(MPa)	1322
Rp(MPa)	1322	试验日期	2024/2/23
试验人	贾波	试验方法	GB/T 228.1-2021
炉号	35-3	Fm(kN)	37.86

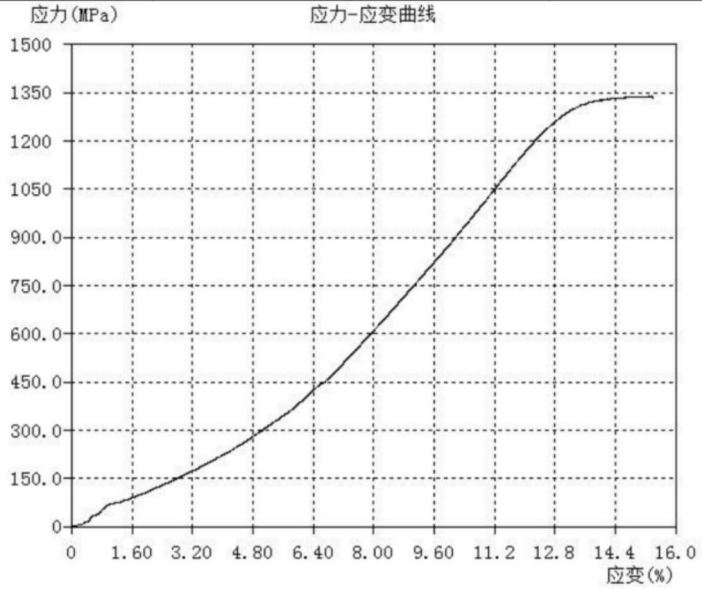


图6

试件批号	YJLTT24030505	钢号	93W-3
试件形状	圆材	尺寸(mm)	5.0
Lo(mm)	25	Lu(mm)	26.77
断面尺寸	4.93	A(%)	7.0
Z(%)	3	抗拉强度 Rm(MPa)	1378
上屈服强度 ReH(MPa)	/	下屈服强度 ReL(MPa)	1362
Rp(MPa)	1362	试验日期	2024/3/5
试验人	贾波	试验方法	GB/T228.1-2021
炉号	40-1	Fm(kN)	27.06

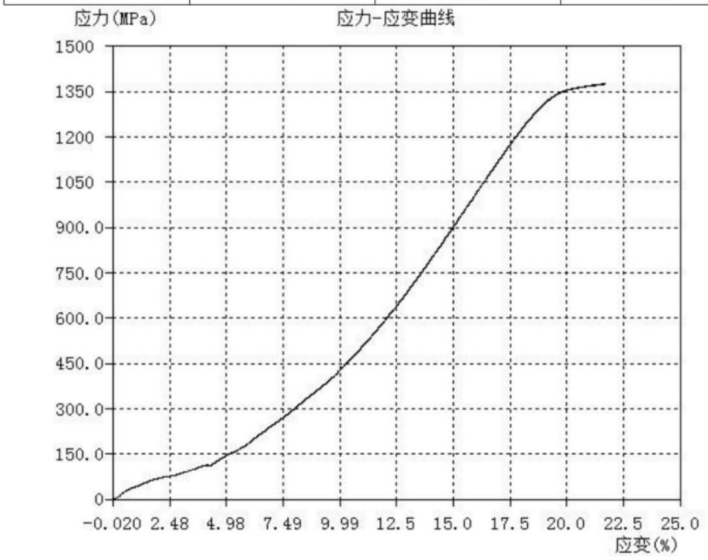


图7



图8

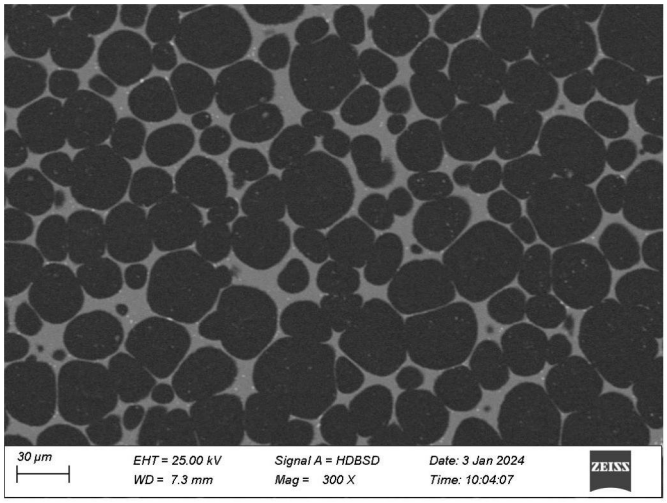

30 µm
EHT = 25.00 kV
WD = 7.3 mm
Signal A = HDBSD
Mag = 300 X
Date: 3 Jan 2024
Time: 10:04:07
ZEISS

图9



图10

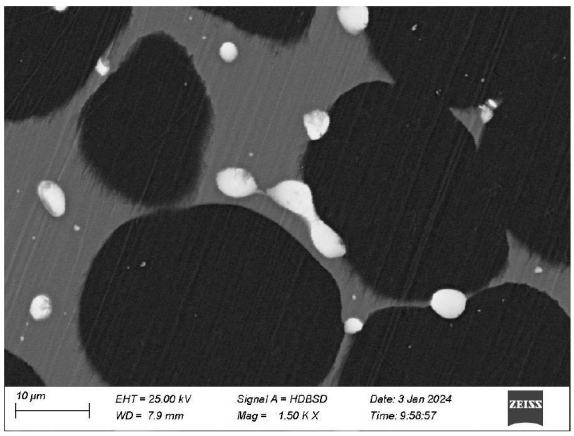

10 µm
EHT = 25.00 kV
WD = 7.9 mm
Signal A = HDBSD
Mag = 1.50 K X
Date: 3 Jan 2024
Time: 9:58:57
ZEISS

图11

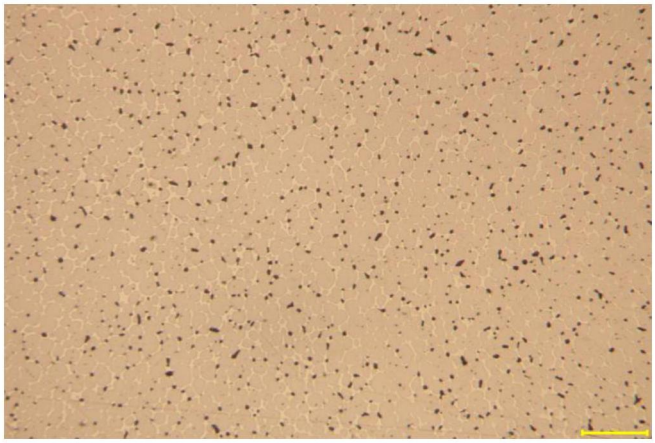


图12

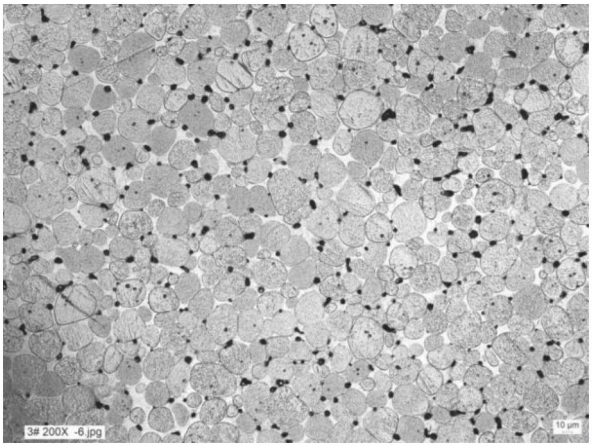


图13

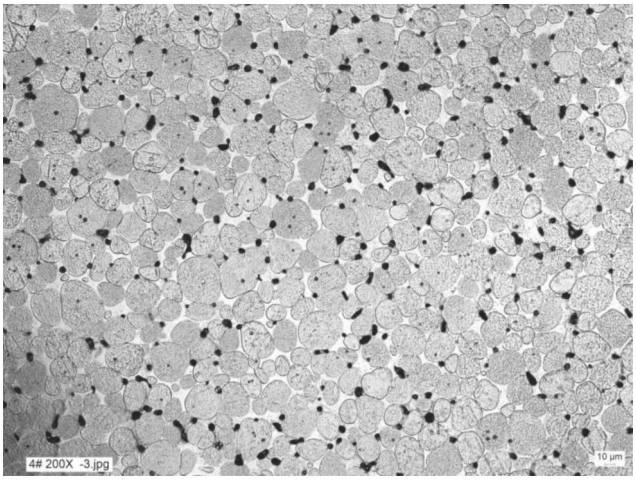


图14

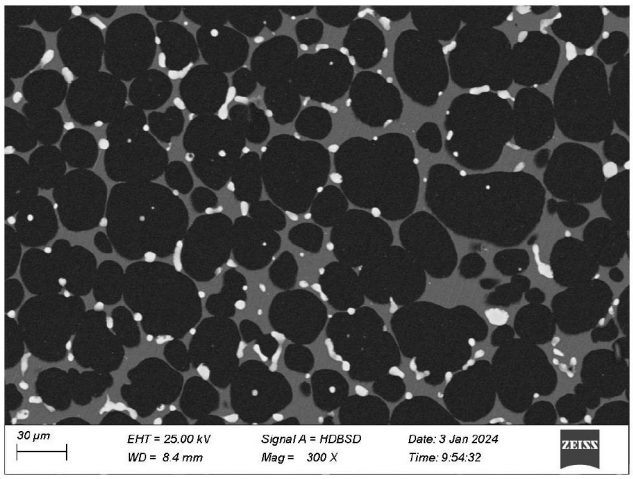

30 µm
EHT = 25.00 kV
WD = 8.4 mm
Signal A = HDBSD
Mag = 300 X
Date: 3 Jan 2024
Time: 9:54:32
ZEISS

图15



图16

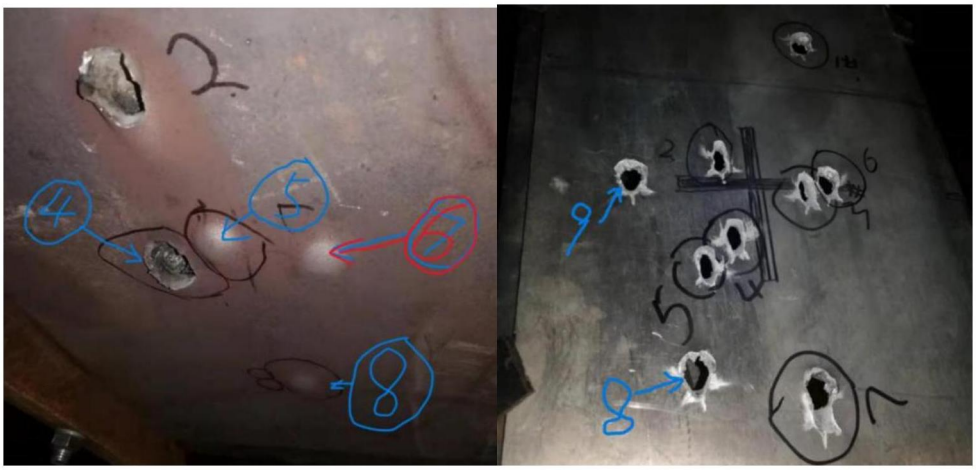


图17