



(12) 发明专利申请

(10) 申请公布号 CN 113351884 A

(43) 申请公布日 2021.09.07

(21) 申请号 202110916062.7

(22) 申请日 2021.08.11

(71) 申请人 天津大学

地址 300000 天津市南开区卫津路92号

(72) 发明人 马宗青 胡章平 刘永长

(74) 专利代理机构 天津睿勤专利代理事务所

(普通合伙) 12225

代理人 孟福成

(51) Int. Cl.

B22F 10/28 (2021.01)

B22F 10/38 (2021.01)

B22F 10/364 (2021.01)

B22F 7/06 (2006.01)

B33Y 10/00 (2015.01)

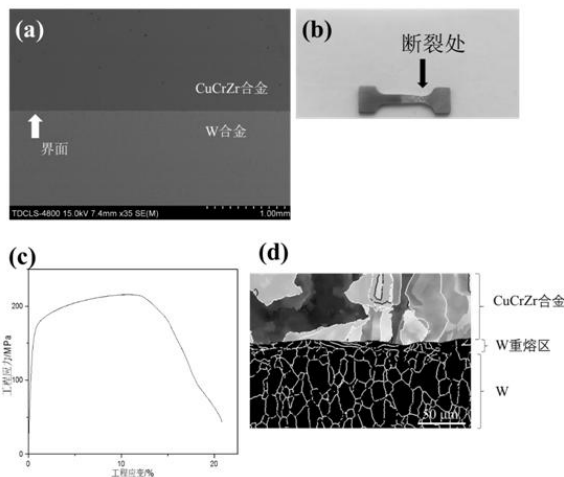
权利要求书1页 说明书8页 附图7页

(54) 发明名称

基于激光增材制造技术连接CuCrZr/W异种互不固溶合金的方法

(57) 摘要

本发明提供了一种基于激光增材制造技术连接CuCrZr/W异种互不固溶合金的方法,步骤S1,使用激光增材制造技术制备W合金、CuCrZr合金中的一种合金;步骤S2,对所述步骤S1中所制备的合金表面做激光重熔或低体能量密度激光处理;步骤S3,以步骤S1制备的合金作为底部材料,在经步骤S2处理后的合金表面上,利用激光增材制造技术制备W合金、CuCrZr合金中的另一种合金,从而形成CuCrZr/W连接件。本发明能够基于激光增材制造的优势制备出具有复杂结构,高界面质量和组织均匀的CuCrZr/W连接件,使CuCrZr/W界面力学性能高于基体材料的力学性能。



1. 一种基于激光增材制造技术连接CuCrZr/W异种互不固溶合金的方法,其特征在于,所述方法包括如下步骤:

步骤S1,使用激光增材制造技术制备W合金、CuCrZr合金中的一种合金;

步骤S2,对步骤S1中所制备的合金表面做激光重熔或低体能量密度激光处理;W合金激光重熔的体能量密度范围为 $300-1000\text{J}/\text{mm}^3$ ,重熔次数为2-10次,W合金激光重熔策略为平面或棋盘或条形;CuCrZr合金激光重熔的体能量密度范围为 $200-1000\text{J}/\text{mm}^3$ ,重熔次数为2-10次,CuCrZr合金激光重熔策略为平面或棋盘或条形;低体能量密度激光处理W金属表面的低体能量密度激光的密度为 $10-100\text{J}/\text{mm}^3$ ,处理策略为平面或棋盘或条形;低体能量密度激光处理CuCrZr金属表面的低体能量密度激光的密度为 $10-100\text{J}/\text{mm}^3$ ,处理策略为平面或棋盘或条形;

步骤S3,在经步骤S2处理后的合金表面上,利用激光增材制造技术制备W合金、CuCrZr合金中的另一种合金,从而形成CuCrZr/W连接件,所述CuCrZr/W连接件的CuCrZr/W界面处没有形成元素的混合区。

2. 根据权利要求1所述的基于激光增材制造技术连接CuCrZr/W异种互不固溶合金的方法,其特征在于,步骤S1和步骤S3中的所述激光增材制造技术为送粉类激光增材制造技术。

3. 根据权利要求2所述的基于激光增材制造技术连接CuCrZr/W异种互不固溶合金的方法,其特征在于,所述送粉类激光增材制造技术为选区激光熔化技术。

4. 根据权利要求3所述的基于激光增材制造技术连接CuCrZr/W异种互不固溶合金的方法,其特征在于,选区激光熔化技术制备W合金时,采用的激光体能量密度范围为 $600-1000\text{J}/\text{mm}^3$ ,打印策略为平面或棋盘或条形;选区激光熔化技术制备CuCrZr合金时,采用的激光体能量密度范围为 $400-1000\text{J}/\text{mm}^3$ ,打印策略为平面或棋盘或条形。

5. 根据权利要求4所述的基于激光增材制造技术连接CuCrZr/W异种互不固溶合金的方法,其特征在于,步骤S3中,当利用激光增材制造技术制备W合金、CuCrZr合金中的另一种合金的激光体能量密度为 $800-1000\text{J}/\text{mm}^3$ 时,CuCrZr/W界面处会形成一层第一种合金的重熔区,所述重熔区的晶粒尺寸小于W合金、CuCrZr合金的晶粒尺寸。

6. 根据权利要求1所述的基于激光增材制造技术连接CuCrZr/W异种互不固溶合金的方法,其特征在于,所述CuCrZr/W界面处没有形成新的合金。

## 基于激光增材制造技术连接CuCrZr/W异种互不固溶合金的方法

### 技术领域

[0001] 本发明属于金属材料技术领域,特别涉及一种基于激光增材制造技术连接CuCrZr/W异种互不固溶合金的方法。

### 背景技术

[0002] 近年来,直接由3D模型数据作为支撑的激光增材制造技术正迅速发展成为多种行业中潜在的生产方法。激光增材制造技术是采用激光束直接作用于金属粉末或者金属丝并使其熔化,然后以超快的冷却速率( $10^3$ - $10^8$  K/s)冷却以形成具有特定结构的成形件,是一种近终形的制造。因此,该技术具有显著的优势而具有广泛的应用,例如提供复杂的几何形状和近乎不需要后续的减材工艺。

[0003] 钨因为具有高熔点、低溅射、不与氢反应以及极低的氢滞留率等理想特性而成为聚变试验反应堆中面向等离子体材料的候选材料。CuCrZr合金由于具有多种优势,包括高导热性、出色的焊接性能和相对较高的强度,已被选作等离子组件(PFCs)的散热器材料。与制备CuCrZr/316L连接件不同的是,钨和CuCrZr合金的物理性质差异很大,尤其是体现在二者的熔点差值、热膨胀系数、强度、硬度和弹性模量上。因此,钨和CuCrZr合金连接的局限在于二者之间存在较大的热膨胀失配和较强的连接界面应力。传统连接金属钨与铜材料的手段包括化学气相沉积法,等离子喷涂,粉末冶金烧结法,爆炸焊和钎焊等。如申请公布号CN112359391A的中国发明专利公告文本中提出的采用阳极氧化,还原退火,电镀,还原,施压还原连接等多步骤来连接odsW和CuCrZr合金,该所提出的方法步骤繁琐,涉及的反应物过多,制备成本高,不适合工业大规模生产。申请公布号CN109175382A的中国发明专利公告文本中提出的预处理,钨块表面骨架层的涂抹,骨架层的烧结,气氛保护的熔浸连接等步骤来制备CuCrZr和W的连接件,可以发现该发明所制备的连接件存在CuCrZr和W骨架区的结构,并不是CuCrZr和W直接连接。且该所提出的方法步骤繁琐,涉及的反应物存在石蜡高分子化合物等容易引入杂质,且高达1400℃烧结温度存在操作危险和过于消耗能源。申请公布号CN106735668A的中国发明专利公告文本中提出的基于钎焊方法来连接W/CuCrZr穿管模块。形成的结构为CuCrZr合金管、钎焊层、纯铜层和钨块,并不是钨和CuCrZr合金的直接连接。可以看出该发明方法制备出的结构为管件,受制于结构影响而无法制备出其他结构的连接件,且存在钎焊层结构。钎焊中钎料与金属钨之间仍为机械结合,需要控制焊缝宽度和施加的压力以提高界面强度。申请公布号CN106270533A的中国发明专利公告文本中提出的基于粉末冶金原理的熔渗烧结方法来烧结CuW合金,CuCr合金和CuCrZr合金坯体从而CuW/CuCr的整体材料,这并不是W和CuCrZr合金的直接连接,且该发明工序多,且存在材料的后续热处理,涉及反应物多,制备成本高,不适合工业大规模生产,只能用于钨/铜颗粒复合材料的制备。申请公布号CN104607878A的中国发明专利公告文本中制备W/Cu/CuCrZr复合构件涉及的步骤为工件处理、组装、封焊以及热等静压处理。该发明存在结构限制,仅适用于管材且需要对待接触面进行焊接。因此该发明适用范围窄,工艺复杂。申请公布号

CN102922815A的中国发明专利公告文本中制备平板层状CuCrZr/OFHC-Cu/CVD-W面向等离子体部件。该发明所采用的是化学气相沉积法(CVD)来沉积钨。因此,该方法制备成本高,沉积速度较慢,获得的涂层厚度有限,只适用于制备中、低热通量的PFCs。此外,等离子喷涂工艺复杂,需要严格控制制备过程中的热应力以及涂层中的孔隙率、氧含量。粉末冶金烧结法只能用于钨/铜颗粒复合材料的制备,不适用于对于层状、棒状材料的复合/连接。爆炸焊极易引起钨开裂。因此,需开发新的制备手段来克服传统制备所存在的局限性。

## 发明内容

[0004] 为了解决上述技术问题,发明提供了一种基于激光增材制造技术连接CuCrZr/W异种互不固溶合金的方法,能够基于激光增材制造的优势制备出具有复杂结构,高界面质量和组织均匀的CuCrZr/W连接件。

[0005] 为了实现上述目的,本发明采用的技术方案如下:

本发明提供了一种基于激光增材制造技术连接CuCrZr/W异种互不固溶合金的方法,所述方法包括如下步骤:

步骤S1,使用激光增材制造技术制备W合金、CuCrZr合金中的一种合金(第一种合金);

步骤S2,对步骤S1中所制备的合金表面做激光重熔或低体能量密度激光处理;W合金激光重熔的体能量密度范围为 $300-1000\text{J}/\text{mm}^3$ ,重熔次数为2-10次,W合金激光重熔策略为平面或棋盘或条形;CuCrZr合金激光重熔的体能量密度范围为 $200-1000\text{J}/\text{mm}^3$ ,重熔次数为2-10次,CuCrZr合金激光重熔策略为平面或棋盘或条形;低体能量密度激光处理W金属表面的低体能量密度激光的密度为 $10-100\text{J}/\text{mm}^3$ ,处理策略为平面或棋盘或条形;低体能量密度激光处理CuCrZr金属表面的低体能量密度激光的密度为 $10-100\text{J}/\text{mm}^3$ ,处理策略为平面或棋盘或条形;

步骤S3,在经步骤S2处理后的合金表面上,利用激光增材制造技术制备W合金、CuCrZr合金中的另一种合金(第二种合金),从而形成CuCrZr/W连接件,所述CuCrZr/W连接件的CuCrZr/W界面处没有形成元素的混合区。

[0006] 作为优选,步骤S1和步骤S3中的所述激光增材制造技术为送粉类激光增材制造技术。

[0007] 作为优选,所述送粉类激光增材制造技术为选区激光熔化技术。

[0008] 作为优选,选区激光熔化技术制备W合金时,采用的激光体能量密度范围为 $600-1000\text{J}/\text{mm}^3$ ,打印策略为平面或棋盘或条形;选区激光熔化技术制备CuCrZr合金时,采用的激光体能量密度范围为 $400-1000\text{J}/\text{mm}^3$ ,打印策略为平面或棋盘或条形。

[0009] 作为优选,步骤S3中,当利用激光增材制造技术制备W合金、CuCrZr合金中的另一种合金的激光体能量密度为 $800-1000\text{J}/\text{mm}^3$ 时,CuCrZr/W界面处会形成一层第一种合金的重熔区,所述重熔区的晶粒尺寸小于W合金、CuCrZr合金的晶粒尺寸。

作为优选,所述CuCrZr/W界面处没有形成新的合金。

[0010] 本发明具有如下有益效果:

本发明所提供的基于激光增材制造技术连接CuCrZr/W异种互不固溶合金的方法,基于增材制造的优势,本发明在保证CuCrZr/W连接件界面质量的情况下可通过调控W或者

CuCrZr的打印策略和体能量密度来调控W或者CuCrZr的微观组织和力学性能来增强CuCrZr/W连接件的性能;通过采用激光重熔或低体能量密度激光来处理底部材料的表面从而调控CuCrZr/W连接件的界面质量和微观组织;与传统CuCrZr/W连接件制备方法相比,该制备方法能够基于激光增材制造的优势制备出具有复杂结构,高界面质量和组织均匀的CuCrZr/W连接件,使CuCrZr/W界面力学性能高于基体材料的力学性能。

[0011] 当步骤S2使用低体能量密度激光处理第一种合金表面时,其表面形成了具有高活性的原子和纳米孔洞结构,该种结构有利于将互不固溶的W和CuCrZr合金连接起来并增加界面的连接强度;随后若步骤S3采用 $800-1000\text{J}/\text{mm}^3$ 的体能量密度激光制备第二种合金时,CuCrZr/W界面处会形成一层第一种合金的重熔区,此处重熔区的晶粒尺寸约为10微米,小于W合金、CuCrZr合金的晶粒尺寸,这种小尺寸晶粒将进一步提高连接件界面的连接强度和连接件的力学性能。

[0012] 当步骤S2使用激光重熔处理第一种合金表面时,第一种合金表面形成了小尺寸的晶粒(晶粒尺寸约为10微米,小于W合金、CuCrZr合金的晶粒尺寸),增加第一种合金表层微观组织的位错密度,消除材料表面的残余应力。第一种合金这种状态的表面与第二种合金第一层接触时,有利于连接互不固溶的W和CuCrZr合金以制备出高性能的连接件。随后若步骤S3采用 $800-1000\text{J}/\text{mm}^3$ 的体能量密度激光制备第二种合金时,将再次使第一种合金表面产生重熔区以形成小尺寸的晶粒(晶粒尺寸约为10微米,小于W合金、CuCrZr合金的晶粒尺寸),进一步消除CuCrZr/W界面处和第一种合金表面的残余应力,这将进一步提高连接件界面的连接强度和连接件的力学性能。

## 附图说明

[0013] 为了更清楚地说明本发明实施例的技术方案,下面将对实施例描述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发明实施例的一些实施例。

[0014] 图1:实施例1制备的(a)CuCrZr/W连接件界面图,(b)CuCrZr/W连接件拉伸断裂后的图片,(c)CuCrZr/W连接件的拉伸性能图以及(d)CuCrZr/W连接件界面组织的晶界图;

图2:实施例2制备的(a)CuCrZr/W连接件界面图,(b)CuCrZr/W连接件拉伸断裂后的图片以及(c)CuCrZr/W连接件的拉伸性能图;

图3:实施例3制备的(a)CuCrZr/W连接件界面图,(b)CuCrZr/W连接件拉伸断裂后的图片以及(c)CuCrZr/W连接件的拉伸性能图;

图4:实施例4制备的(a)CuCrZr/W连接件界面图,(b)CuCrZr/W连接件拉伸断裂后的图片以及(c)CuCrZr/W连接件的拉伸性能图;

图5:实施例5制备的(a)CuCrZr/W连接件界面图,(b)CuCrZr/W连接件拉伸断裂后的图片以及(c)CuCrZr/W连接件的拉伸性能图;

图6:实施例6制备的(a)CuCrZr/W连接件界面图,(b)CuCrZr/W连接件拉伸断裂后的图片以及(c)CuCrZr/W连接件的拉伸性能图;

图7:实施例7制备的(a)CuCrZr/W连接件界面图,(b)CuCrZr/W连接件拉伸断裂后的图片以及(c)CuCrZr/W连接件的拉伸性能图。

## 具体实施方式

[0015] 为使本领域技术人员更好的理解本发明的技术方案,下面结合附图和具体实施例对本发明作详细说明。

[0016] 本发明提供了一种基于激光增材制造技术连接CuCrZr/W异种互不固溶合金的方法,所述方法包括如下步骤:

步骤S1,使用激光增材制造技术制备W合金、CuCrZr合金中的一种合金(第一种合金);

步骤S2,对步骤S1中所制备的合金表面做激光重熔或低体能量密度激光处理;W合金激光重熔的体能量密度范围为 $300-1000\text{J}/\text{mm}^3$ ,重熔次数为2-10次,W合金激光重熔策略为平面或棋盘或条形;CuCrZr合金激光重熔的体能量密度范围为 $200-1000\text{J}/\text{mm}^3$ ,重熔次数为2-10次,CuCrZr合金激光重熔策略为平面或棋盘或条形。低体能量密度激光处理W金属表面的低体能量密度激光的密度为 $10-100\text{J}/\text{mm}^3$ ,处理策略为平面或棋盘或条形;低体能量密度激光处理CuCrZr金属表面的低体能量密度激光的密度为 $10-100\text{J}/\text{mm}^3$ ,处理策略为平面或棋盘或条形。

[0017] 步骤S3,在经步骤S2处理后的合金表面上,利用激光增材制造技术制备W合金、CuCrZr合金中的另一种合金(第二种合金),从而形成CuCrZr/W连接件,所述CuCrZr/W连接件的CuCrZr/W界面处没有形成元素的混合区。

[0018] 步骤S1和步骤S3中的激光增材制造技术可选用送粉类激光增材制造技术。

[0019] 所述送粉类激光增材制造技术可为选区激光熔化技术。选区激光熔化技术制备W合金时,采用的激光体能量密度范围为 $600-1000\text{J}/\text{mm}^3$ ,打印策略为平面或棋盘或条形;选区激光熔化技术制备CuCrZr合金时,采用的激光体能量密度范围为 $400-1000\text{J}/\text{mm}^3$ ,打印策略为平面或棋盘或条形。步骤S3中,当利用激光增材制造技术制备W合金、CuCrZr合金中的另一种合金的激光体能量密度为 $800-1000\text{J}/\text{mm}^3$ 时,CuCrZr/W界面处会形成一层第一种合金的重熔区,所述重熔区的晶粒尺寸(约为10微米)小于W合金、CuCrZr合金的晶粒尺寸。所述CuCrZr/W界面处没有形成新的合金。

### [0020] 实施例1

采用选区激光熔化技术(SLM)来制备W材料,所使用的体能量密度为 $800\text{J}/\text{mm}^3$ ,打印策略为平面,所打印的尺寸为 $10*10*10\text{mm}^3$ (长宽高),待制备W底部材料后,在W表面进行激光重熔,重熔的激光体能量密度为 $300\text{J}/\text{mm}^3$ ,激光重熔策略为平面,重熔2次。在经过重熔的W表面上打印CuCrZr材料,所使用的体能量密度为 $1000\text{J}/\text{mm}^3$ ,打印策略为平面,其尺寸为 $10*10*10\text{mm}^3$ (长宽高)。打印后的CuCrZr/W连接件样品通过扫描电子显微镜(SEM)观察到W材料和CuCrZr材料的界面如图1(a)所示,W材料和CuCrZr材料以及二者的界面无明显缺陷,如孔洞、裂纹等,可以看出二者界面的平面度满足标准值的要求( $0.5\text{mm}$ )。打印后的CuCrZr/W样品通过电子背散射衍射(EBSD)观察到CuCrZr材料和W材料界面组织的晶界。如图1(d)所示,可以看出在CuCrZr/W界面处并没有形成元素混合区和新的合金。此外,可以看出界面处形成了一层W的重熔区,该重熔区的钨晶粒尺寸是10微米,这是小于W基体的晶粒尺寸的,从而使界面具有比基体材料更高的力学性能。

[0021] 对CuCrZr/W连接件样品进行拉伸断裂力学性能测试,拉伸断裂的CuCrZr/W连接件样品如图1(b)所示,可以看出其在远离界面的CuCrZr合金一侧发生断裂。同时证明界面性

能是高于基体材料性能的。CuCrZr/W连接件样品的拉伸性能为216MPa,如图1(c)所示。由此得知,说明所制备的CuCrZr/W连接件的界面强度高于216MPa。

#### [0022] 实施例2

采用选区激光熔化技术(SLM)来制备W合金,所使用的体能量密度为600 J/mm<sup>3</sup>,打印策略为平面,所打印的尺寸为10\*10\*12 mm<sup>3</sup>(长宽高),待制备W合金底部材料后,在W表面进行激光重熔,重熔的激光体能量密度为700J/mm<sup>3</sup>,激光重熔策略为棋盘,重熔6次。在W重熔的表面上打印CuCrZr材料,所使用的体能量密度为400 J/mm<sup>3</sup>,打印策略为平面,其尺寸为10\*10\*8 mm<sup>3</sup>(长宽高)。打印后的CuCrZr/W连接件样品通过扫描电子显微镜(SEM)观察到W材料和CuCrZr材料的界面如图2(a)所示,所制备W材料和CuCrZr材料以及二者的界面无明显缺陷,如孔洞、裂纹等,可以看出二者界面平整无明显起伏且界面平面度满足小于0.5mm的要求。CuCrZr/W界面处并没有形成元素混合区和新的合金。此外,界面处形成了一层W的重熔区,该重熔区的钨晶粒尺寸是小于W基体的晶粒,从而使界面具有比基体材料更高的力学性能。

[0023] 对CuCrZr/W连接件样品进行拉伸断裂力学性能测试,拉伸断裂的CuCrZr/W连接件样品如图2(b)所示,可以看出其在远离界面的CuCrZr合金一侧发生断裂。同时证明界面性能是高于基体材料性能的。CuCrZr/W连接件样品的拉伸性能为233MPa,如图2(c)所示。由此得知,说明所制备的CuCrZr/W连接件的界面强度高于233MPa。

#### [0024] 实施例3

采用选区激光熔化技术(SLM)来制备W材料,所使用的体能量密度为1000 J/mm<sup>3</sup>,打印策略为平面,所打印的尺寸为15\*15\*15mm<sup>3</sup>(长宽高)。待制备底部材料W合金后,对其表面进行低体能量密度的激光处理,处理的激光体能量密度为10J/mm<sup>3</sup>,激光处理策略为平面。在经过激光处理W的表面上打印CuCrZr材料,所使用的体能量密度为1000 J/mm<sup>3</sup>,打印策略为棋盘,其尺寸为10\*10\*10mm<sup>3</sup>(长宽高)。打印后的CuCrZr/W连接件样品通过扫描电子显微镜(SEM)观察到W材料和CuCrZr材料的界面如图3(a)所示,W材料和CuCrZr材料以及二者的界面无明显缺陷,如孔洞、裂纹等,二者界面具有一定的起伏但是满足低于0.5mm的平面度要求。CuCrZr/W界面处并没有形成元素混合区和新的合金。此外,界面处形成了一层W的重熔区,该重熔区的钨晶粒尺寸是小于W基体的晶粒,从而使界面具有比基体材料更高的力学性能。

[0025] 对CuCrZr/W连接件样品进行拉伸断裂力学性能测试,拉伸断裂的CuCrZr/W连接件样品如图3(b)所示,可以看出其在远离界面的CuCrZr合金一侧发生断裂。同时证明界面性能是高于基体材料性能的。CuCrZr/W连接件样品的拉伸性能为213MPa,如图3(c)所示。由此得知,说明所制备的CuCrZr/W连接件的界面强度高于213MPa,界面性能优异。

#### [0026] 实施例4

采用选区激光熔化技术(SLM)来制备W材料,所使用的体能量密度为800 J/mm<sup>3</sup>,打印策略为平面,所打印的尺寸为20\*20\*10mm<sup>3</sup>(长宽高)。待制备底部材料W合金后,对其表面进行低体能量密度的激光处理,处理的激光体能量密度为100J/mm<sup>3</sup>,激光处理策略为条纹。在经过激光处理W的表面上打印CuCrZr材料,所使用的体能量密度为1000J/mm<sup>3</sup>,打印策略为平面,其尺寸为15\*15\*10mm<sup>3</sup>(长宽高)。打印后的CuCrZr/W连接件样品通过扫描电子显微镜(SEM)观察到W材料和CuCrZr材料的界面如图4(a)所示,W材料和CuCrZr材料以及二者的

界面无明显缺陷,如孔洞、裂纹等,说明界面性能优异。二者界面具有一定的起伏但是满足低于0.5mm的平面度要求。CuCrZr/W界面处并没有形成元素混合区和新的合金。此外,界面处形成了一层W的重熔区,该重熔区的钨晶粒尺寸是小于W基体的晶粒,从而使界面具有比基体材料更高的力学性能。

[0027] 对CuCrZr/W连接件样品进行拉伸断裂力学性能测试,拉伸断裂的CuCrZr/W连接件样品如图4(b)所示,可以看出其在远离界面的CuCrZr合金一侧发生断裂。同时证明界面性能是高于基体材料性能的。CuCrZr/W连接件样品的拉伸性能为228 MPa,如图4(c)所示。由此得知,说明所制备的CuCrZr/W连接件的界面强度高于228MPa。

#### [0028] 实施例5

采用选区激光熔化技术(SLM)来制备W材料,所使用的体能量密度为900 J/mm<sup>3</sup>,打印策略为棋盘,所打印的尺寸为13\*13\*13mm<sup>3</sup>(长宽高)。待制备底部材料W合金后,对其表面进行低体能量密度的激光处理,处理的激光体能量密度为80J/mm<sup>3</sup>,激光处理策略为棋盘。在经过激光处理W的表面上打印CuCrZr材料,所使用的体能量密度为700 J/mm<sup>3</sup>,打印策略为棋盘,其尺寸为13\*13\*13mm<sup>3</sup>(长宽高)。打印后的CuCrZr/W连接件样品通过扫描电子显微镜(SEM)观察到W材料和CuCrZr材料的界面如图5(a)所示,W材料和CuCrZr材料以及二者的界面无明显缺陷,如孔洞、裂纹等,二者界面具有一定的起伏但是满足低于0.5mm的平面度要求。CuCrZr/W界面处并没有形成元素混合区和新的合金。

[0029] 对CuCrZr/W连接件样品进行拉伸断裂力学性能测试,拉伸断裂的CuCrZr/W连接件样品如图5(b)所示,可以看出其拉伸断裂位置位于CuCrZr合金一侧且远离界面。同时证明界面性能是高于基体材料性能的。CuCrZr/W连接件样品的拉伸性能为225MPa,如图5(c)所示。由此得知,样品的界面强度是高于225MPa的。综合说明所制备的CuCrZr/W连接件的界面性能优异。

#### [0030] 实施例6

采用选区激光熔化技术(SLM)来制备CuCrZr材料,所使用的体能量密度为400 J/mm<sup>3</sup>,打印策略为平面,所打印的尺寸为11\*11\*11mm<sup>3</sup>(长宽高),待制备底部材料CuCrZr合金后,在其表面进行激光重熔以获得平整光滑表面,重熔的激光体能量密度为300J/mm<sup>3</sup>,激光重熔策略为平面,重熔5次。在CuCrZr重熔的表面打印W合金,所使用的体能量密度为600 J/mm<sup>3</sup>,打印策略为平面,其尺寸为8\*8\*8mm<sup>3</sup>(长宽高)。打印后的CuCrZr/W连接件样品通过扫描电子显微镜(SEM)观察到W材料和CuCrZr材料的界面如图6(a)所示,其界面无明显缺陷,且界面平整。此外,所制备的CuCrZr合金和W也不存在明显缺陷,如孔洞和裂纹等。CuCrZr/W界面处并没有形成元素混合区和新的合金。此外,界面处形成了一层CuCrZr的重熔区,该重熔区的CuCrZr晶粒尺寸是小于CuCrZr基体的晶粒,从而使界面具有比基体材料更高的力学性能。

[0031] 对CuCrZr/W连接件样品进行拉伸断裂力学性能测试,拉伸断裂的CuCrZr/W连接件样品如图6(b)所示,可以看出其拉伸断裂位置位于CuCrZr合金一侧且远离界面。同时证明界面性能是高于基体材料性能的。CuCrZr/W连接件样品的拉伸性能为226MPa,如图6(c)所示。由此得知,CuCrZr/W连接件样品的界面强度是高于226MPa的。综合说明所制备的CuCrZr/W连接件的界面性能优异。

#### [0032] 实施例7

采用选区激光熔化技术 (SLM) 来制备CuCrZr材料,所使用的体能量密度为 $1000 \text{ J/mm}^3$ ,打印策略为棋盘,所打印的尺寸为 $13*13*11\text{mm}^3$ (长宽高),待制备底部材料CuCrZr合金后,对其表面进行低体能量密度的激光处理,处理的激光体能量密度为 $100 \text{ J/mm}^3$ ,激光处理策略为平面。在经过激光处理CuCrZr的表面上打印W,所使用的体能量密度为 $1000\text{J/mm}^3$ ,打印策略为棋盘,其尺寸为 $10*10*10\text{mm}^3$ (长宽高)。打印后的CuCrZr/W连接件样品通过扫描电子显微镜 (SEM) 观察到W材料和CuCrZr材料的界面如图7(a)所示,其所制备的W,CuCrZr合金以及二者界面均无明显缺陷,侧面说明所制备的CuCrZr/W连接件材料界面性能优异。二者界面具有一定的起伏但是满足低于 $0.5\text{mm}$ 的平面度要求。CuCrZr/W界面处并没有形成元素混合区和新的合金。此外,界面处形成了一层CuCrZr的重熔区,该重熔区的CuCrZr晶粒尺寸是小于CuCrZr基体的晶粒,从而使界面具有比基体材料更高的力学性能。

[0033] 对CuCrZr/W连接件样品进行拉伸断裂力学性能测试,拉伸断裂的CuCrZr/W连接件样品图如图7(b)所示,可以看出其拉伸断裂位置位于CuCrZr合金一侧且远离界面。同时证明界面性能是高于基体材料性能的。CuCrZr/W连接件样品的拉伸性能为 $231\text{MPa}$ ,如图7(c)所示。由此得知,CuCrZr/W连接件样品的界面强度是高于 $231\text{MPa}$ 的。综合说明所制备的CuCrZr/W连接件的界面性能优异。

[0034] 由以上技术方案可以看出,本实施例提供的基于激光增材制造技术连接CuCrZr/W异种互不固溶合金的方法,基于增材制造的优势,本发明在保证CuCrZr/W连接件界面质量的情况下可通过调控W或者CuCrZr的打印策略和体能量密度来调控W或者CuCrZr的微观组织和力学性能来增强CuCrZr/W连接件的性能;通过采用激光重熔或低体能量密度激光来处理底部材料的表面从而调控CuCrZr/W连接件的界面质量和微观组织;与传统CuCrZr/W连接件制备方法相比,该制备方法能够基于激光增材制造的优势制备出具有复杂结构,高界面质量和组织均匀的CuCrZr/W连接件,使CuCrZr/W界面力学性能高于基体材料的力学性能。

[0035] 当步骤S2使用低体能量密度激光处理第一种合金表面时,其表面形成了具有高活性的原子和纳米孔洞结构,该种结构有利于将互不固溶的W和CuCrZr合金连接起来并增加界面的连接强度;随后若步骤S3采用 $800-1000\text{J/mm}^3$ 的体能量密度激光制备第二种合金时,CuCrZr/W界面处会形成一层第一种合金的重熔区,此处重熔区的晶粒尺寸小于W合金、CuCrZr合金的晶粒尺寸,这种小尺寸晶粒将进一步提高连接件界面的连接强度和连接件的力学性能。

[0036] 当步骤S2使用激光重熔处理第一种合金表面时,第一种合金表面形成了小尺寸的晶粒(晶粒尺寸约为 $10\text{微米}$ ,小于W合金、CuCrZr合金的晶粒尺寸),增加第一种合金表层微观组织的位错密度,消除材料表面的残余应力。第一种合金这种状态的表面与第二种合金第一层接触时,有利于连接互不固溶的W和CuCrZr合金以制备出高性能的连接件。随后若步骤S3采用 $800-1000\text{J/mm}^3$ 的体能量密度激光制备第二种合金时,将再次使第一种合金表面产生重熔区以形成小尺寸的晶粒(晶粒尺寸约为 $10\text{微米}$ ,小于W合金、CuCrZr合金的晶粒尺寸),进一步消除CuCrZr/W界面处和第一种合金表面的残余应力,这将进一步提高连接件界面的连接强度和连接件的力学性能。

[0037] 以上通过实施例对本发明实施例进行了详细说明,但所述内容仅为本发明实施例的示例性实施例,不能被用于限定本发明实施例的实施范围。本发明实施例的保护范围由权利要求书限定。凡利用本发明实施例所述的技术方案,或本领域的技术人员在本发

明实施例技术方案的启发下,在本发明实施例的实质和保护范围内,设计出类似的技术方案而达到上述技术效果的,或者对申请范围所作的均等变化与改进等,均应仍归属于本发明实施例的专利涵盖保护范围之内。

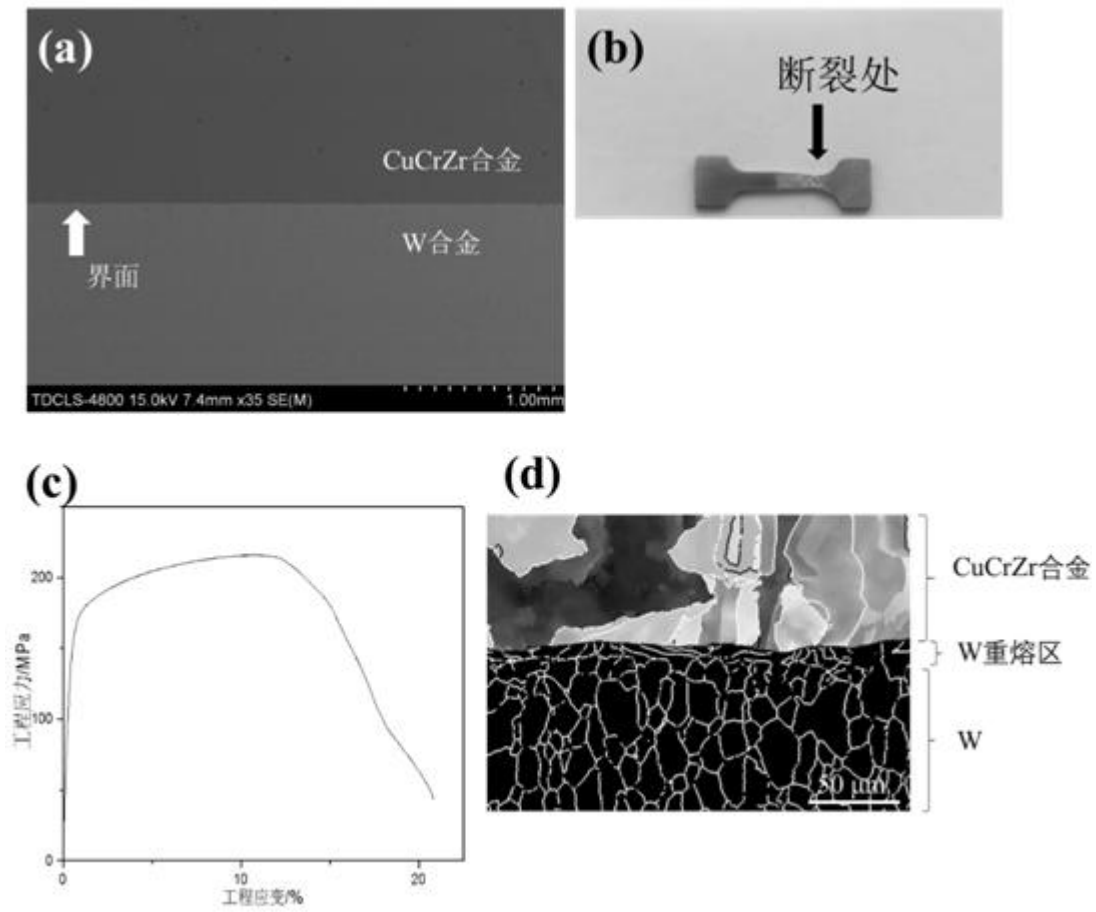


图1

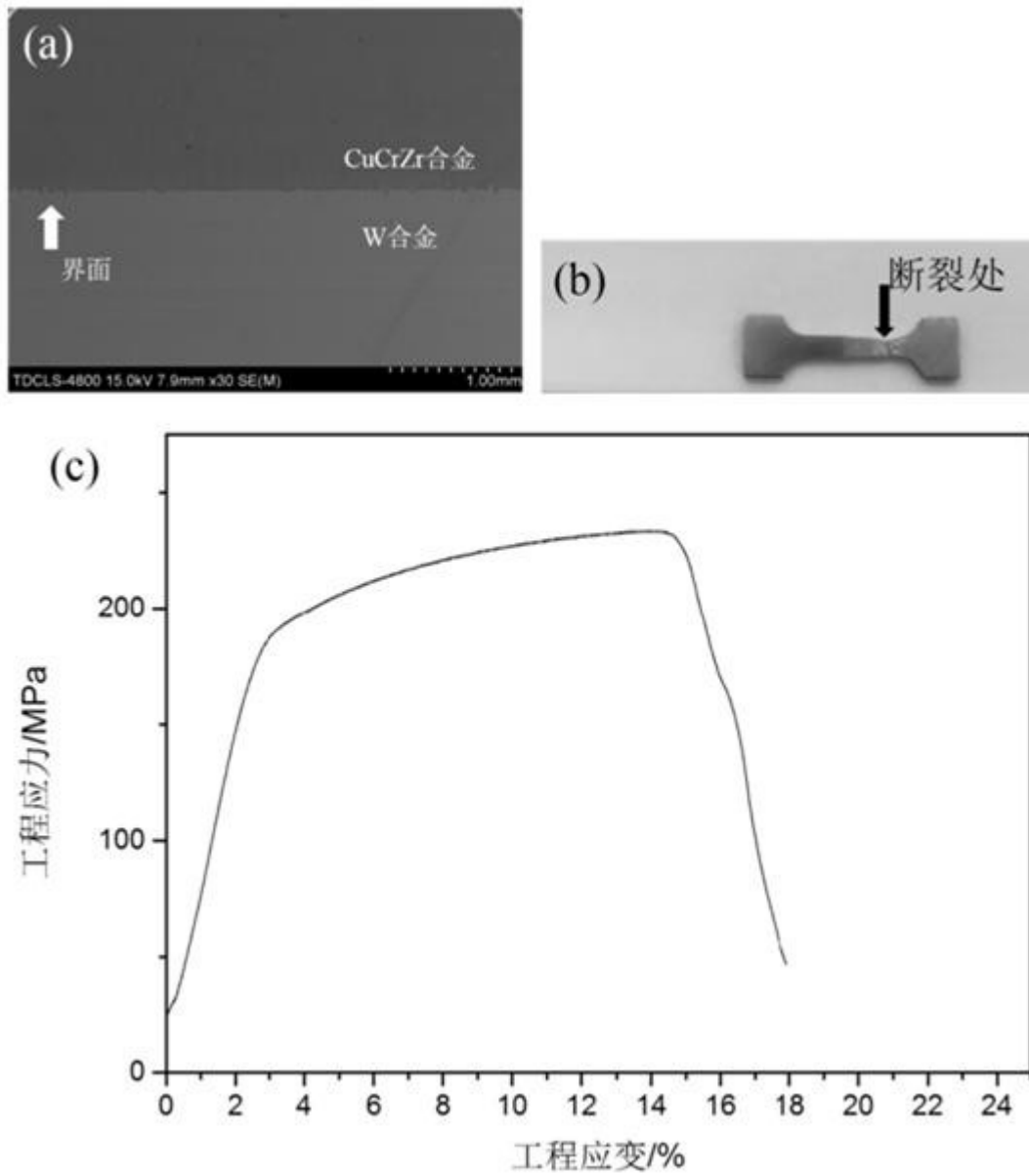


图2

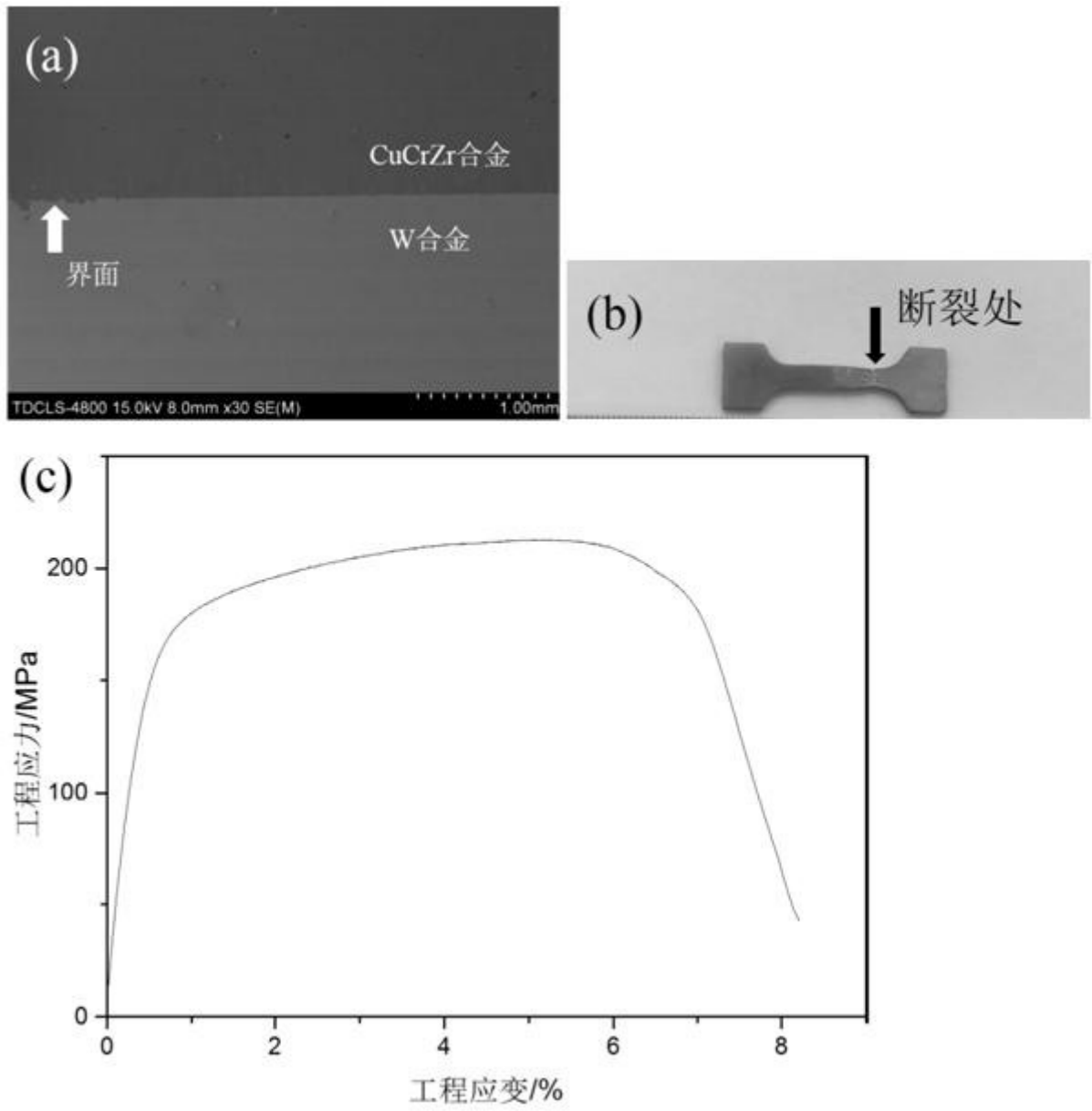


图3

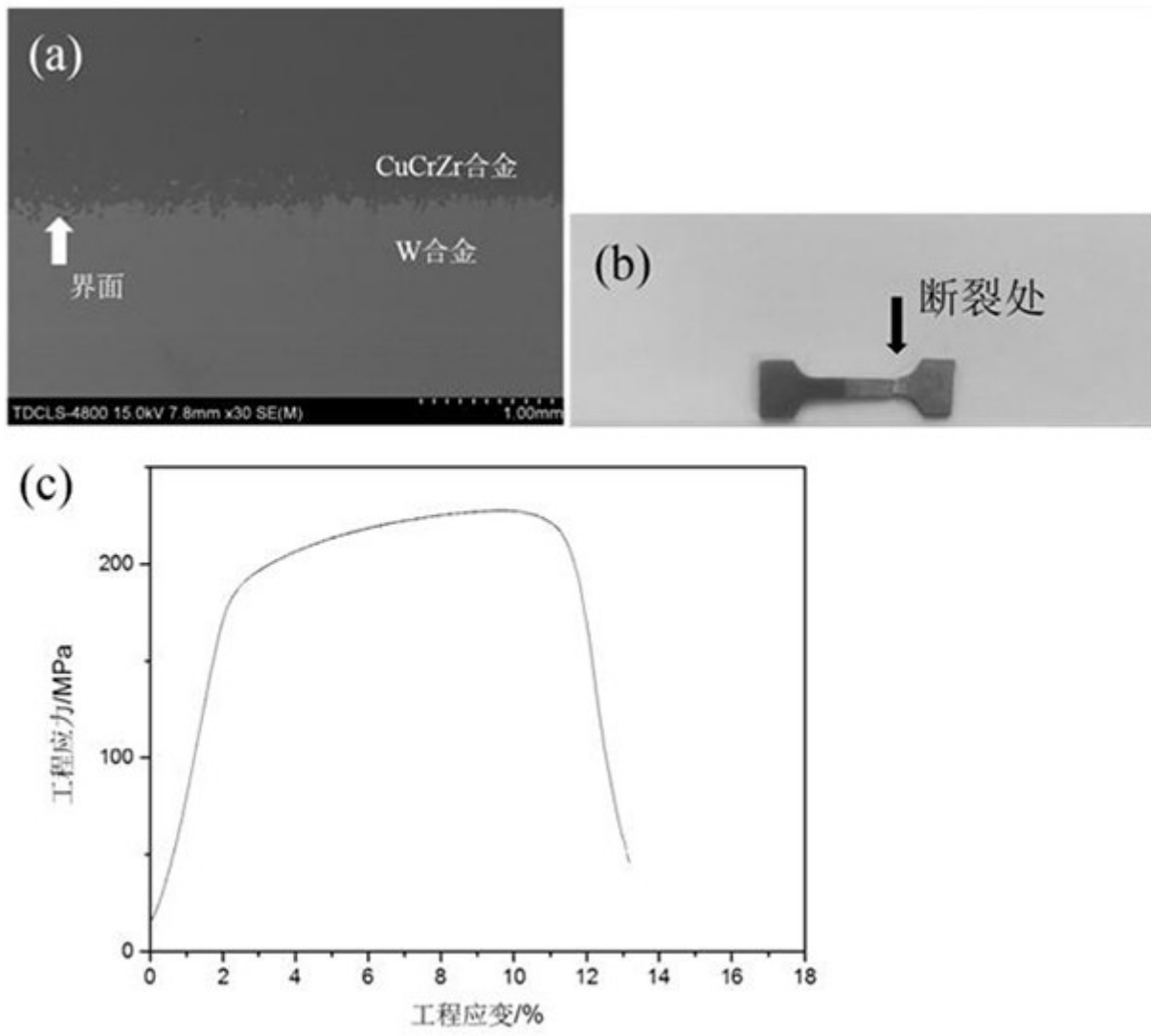


图4

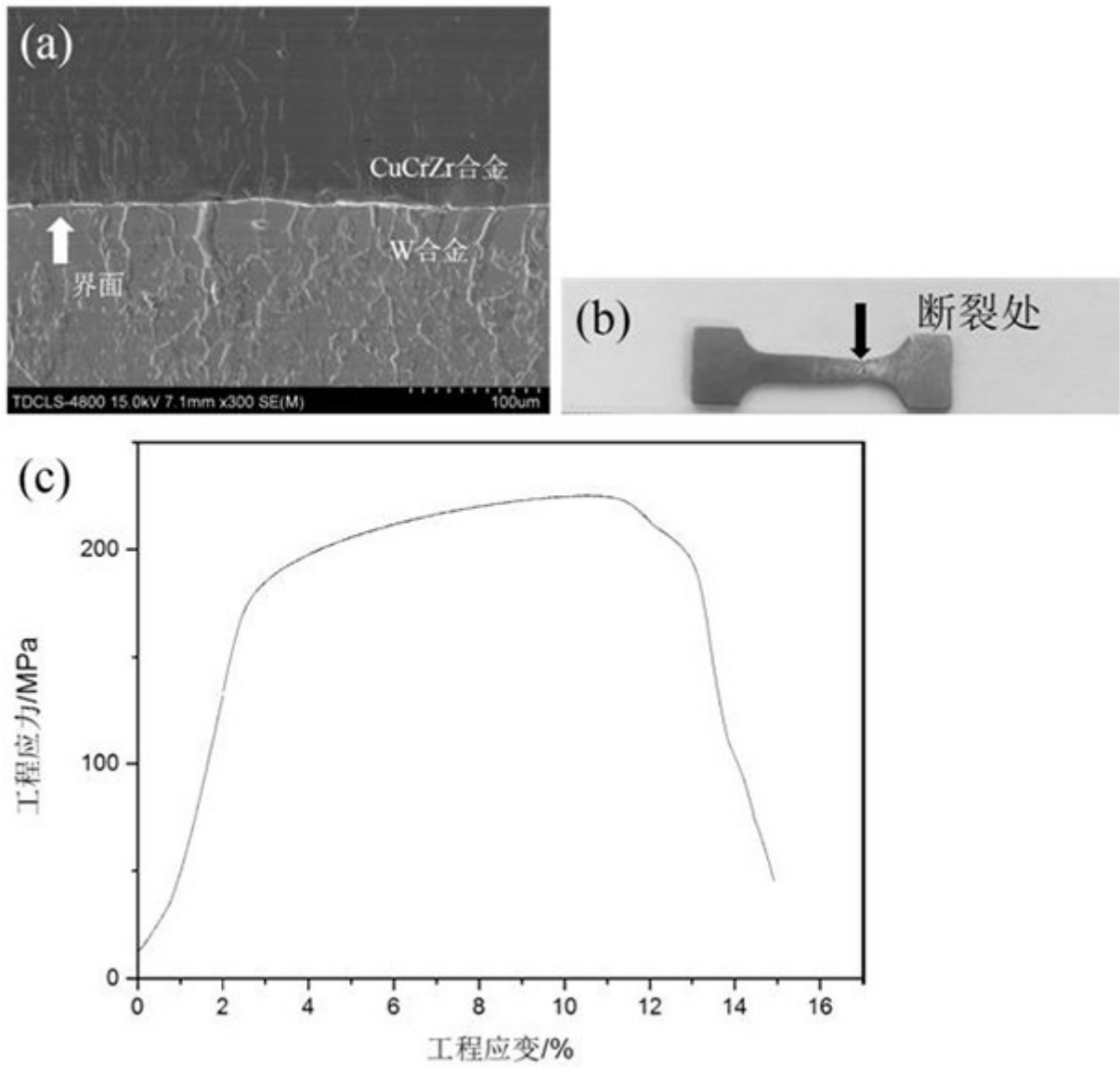


图5

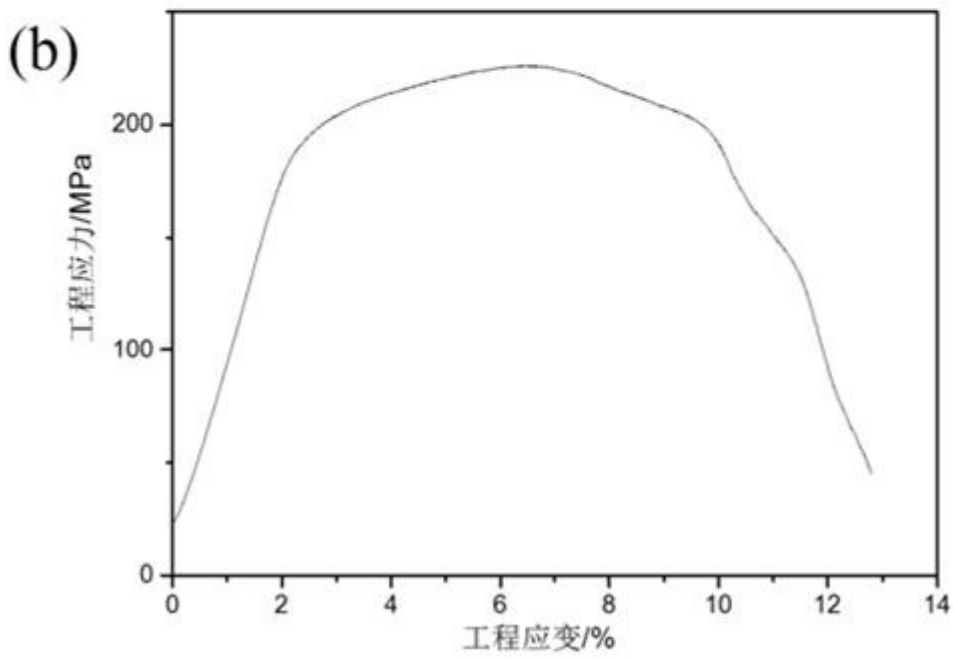
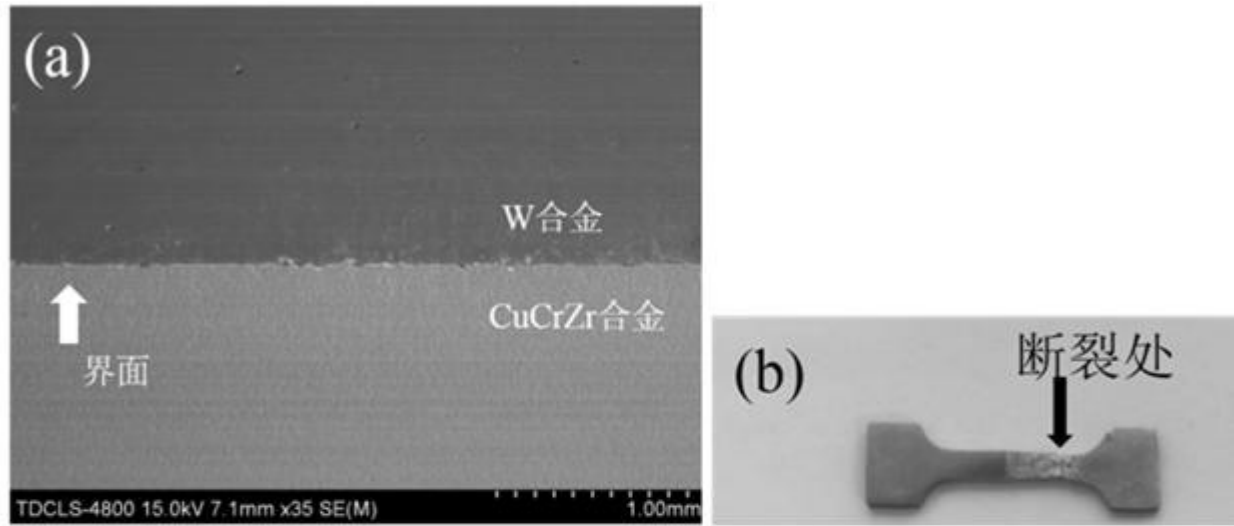


图6

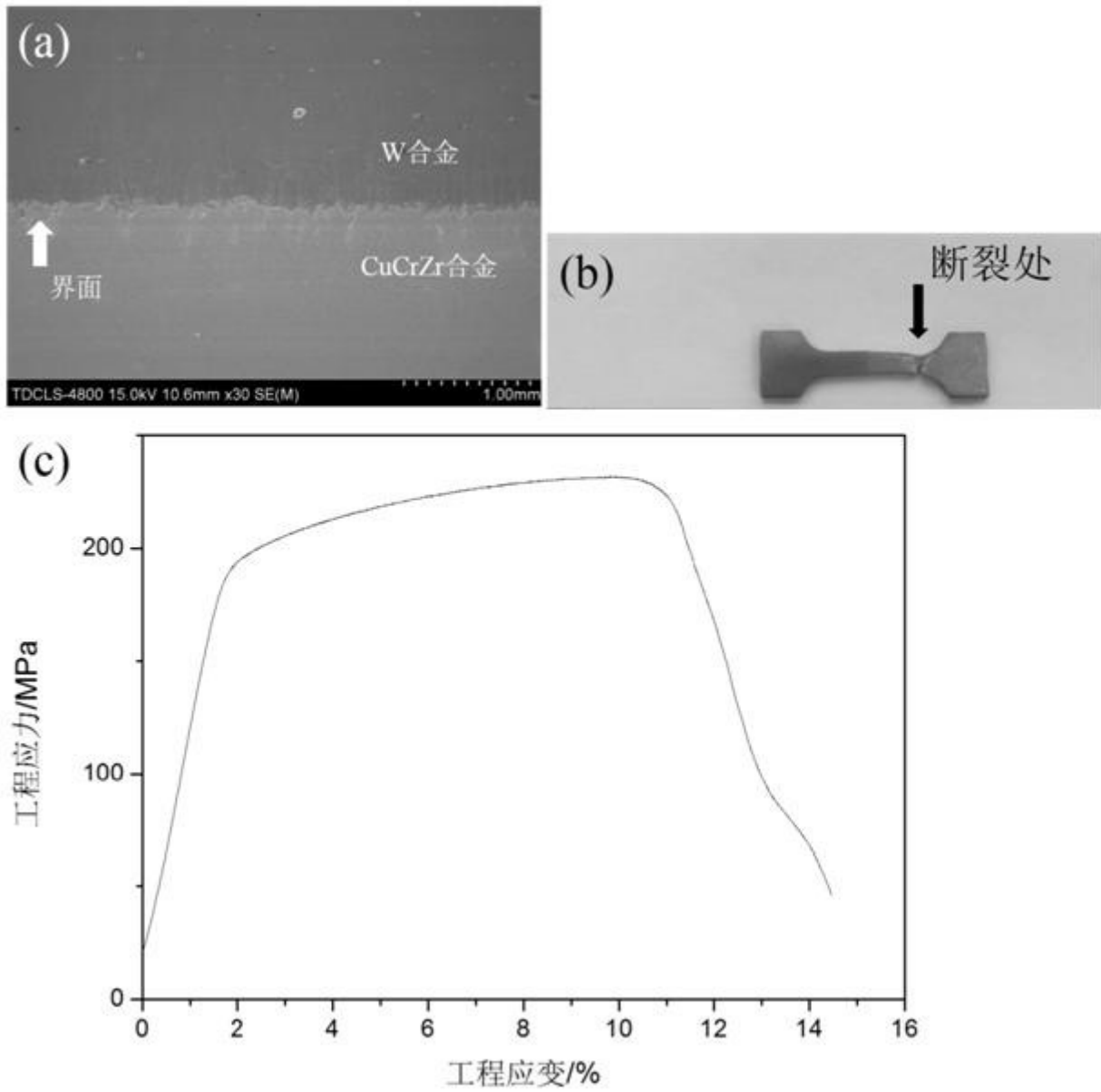


图7