DOI:10.16410/j.issn1000-8365.2021.04.006

$W_{16}Ti_{20}Ta_{20}V_{44}$ 高熵合金的制备和性能表征

俞鑫山,黄　河,黄火根,张佳佳,陈向林,邹东利,郎定木,徐海燕
(中国工程物理研究院 材料研究所,四川 江油 621907)

摘　要:针对核聚变堆中第一壁材料的需求,本文开展了低中子活化元素的 W 高熵合金的设计及制备研究。为了降低 W 的极高熔点对样品制备的不利影响,通过不同判据设计出低 W 含量的 $W_{16}Ti_{20}Ta_{20}V_{44}$ 合金 (at.%)。结合粉末烧结预合金化和真空电弧熔炼工艺,制备出成分均匀的 $W_{16}Ti_{20}Ta_{20}V_{44}$ 合金样品。结果表明,该四元合金为体心立方的单相固溶体结构,受制备过程中冷却速率的影响,形成了枝晶和等轴晶两种不同的宏观组织;在 1 673 K 温度以下不发生相变,显示出高的热力学稳定性;室温压缩强度达到 2 665 MPa,压缩应变超过 30%,断裂方式以由沿晶断裂和穿晶断裂构成的脆性断裂为主。

关键词:高熵合金;钨合金;核聚变堆;材料制备
中图分类号: TG132　　**文献标识码**:A　　**文章编号**:1000-8365(2021)04-0270-06

Preparation and Properties Characterization of $W_{16}Ti_{20}Ta_{20}V_{44}$ High Entropy Alloy

YU Xinshan, HUANG He, HUANG Huogen, ZHANG Jiajia, CHEN Xianglin, ZOU Dongli, LANG Dingmu, XU Haiyan
(Institute of Materials, China Academy of Engineering Physics, Jiangyou 621907, China)

Abstract: The design and preparation of W high entropy alloy with low neutron active element were studied for the first wall materials of nuclear fusion reactor. In order to reduce the adverse effect of the high melting point of W on the sample preparation, $W_{16}Ti_{20}Ta_{20}V_{44}$ alloy with low W content was designed by different criteria. $W_{16}Ti_{20}Ta_{20}V_{44}$ alloy samples with uniform composition were prepared by powder sintering pre-alloying and vacuum arc melting. The results show that the four-element alloy is a bore-centered cubic single-phase solid solution structure. Due to the influence of cooling rate during the preparation process, two different macrostructures of dendritic and equiaxed crystal are formed. No phase transition occurs below 1 673 K, showing high thermodynamic stability. The compressive strength at room temperature reached 2 665 MPa, the compressive strain is more than 30%, and the fracture mode is mainly brittle fracture composed of intergranular fracture and transgranular fracture.

Key words: High-entropy alloys; tungsten alloys; nuclear fusion reactor; materials preparation

纯钨具有优异的性能特点,如高熔点、低蒸汽压、低热膨胀率、强的耐离子冲刷能力、不与氢发生化学反应、低的氢滞留等,因而被视为最有希望的国际热核聚变堆中面向等离子体的第一壁材料(plasma facing materials,简称 PFMs,)[1-3]。然而,其具有的低温脆性、再结晶脆性、辐照脆化和硬化等特性限制了纯钨在核聚变装置中的应用。以改善纯钨的性能、并提升 PFMs 的服役寿命为目的,科研工作者们开展了大量材料成分、结构、组织的设计、制备等开发研究。

高熵合金是近年发展起来的一类新型合金,它突破了传统合金单主元设计思路,在相结构稳定、强韧性、耐蚀性和抗辐照等方面表现出显著优势[4-7]。含钨高熵合金作为难熔高熵合金,于 2011 年率先被报道,由 Senkov [8] 等人开创出 W-Mo-Nb-Ta 和 W-Mo-Nb-Ta-V 两个高熵合金体系,其具备很高的相结构稳定性,在从室温到 1 400 ℃的范围内保持单相的体心立方(BCC)无序固溶体结构,在室温下呈现高强度、低塑性特点,韧脆转变温度明显高于室温,在较高温度下具备较好的塑性变形与抗软化能力。后来,其他研究人员继续报道了若干新的含钨高熵合金体系[9-18],从不同方面对合金的性能特点进行改善,包括相比 W-Mo-Nb-Ta 体系强度与塑性都进一步提升的 W-Mo-Nb-Ta-Ti [9],抗腐蚀性与耐磨性

收稿日期:2021-01-27
基金项目:国家磁约束核聚变能发展研究专项(2018YFE0312400)
作者简介:俞鑫山(1995—),甘肃武威人,硕士生.研究方向:含钨高熵合金的研制.电话:13289363868,
Email: 2271203204@qq.com.
通讯作者:徐海燕(1979—),湖南汨罗人,博士.研究方向:极端应用条件下的材料研发与服役行为研究.
电话:16659609670,Email: donaxu@163.com

(C)1994-2022 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

优良的 W-Ti-Co-Nb-Mo-Si-Fe-Cr[14]、高强度和高硬度的 W-Cr-Mo-Nb-Ti-C[15]、抗辐照性能优良的 W-Fe-Ti-Cr-V[18]体系等。总的来看，含钨高熵合金体系以体心立方结构为主，具有较高的强度和较差的塑性，尤其在高温下结构稳定，性能表现优异。但现有合金体系几乎都含有高中子活化元素如 Nb 和 Mo，不利于未来在国际热核聚变堆中的应用。

为此，本工作开展了不含高中子活化系数元素的 W-V-Ti-Ta 高熵合金体系的成分设计研究，且为了尽可能降低 W 的高熔点对样品制备造成的不利影响，探索了低 W 含量的高熵合金材料的制备技术。在合金设计方面，采用 Ω、δ、VEC 等判据，设计出具备高熵合金形成能力的合金成分配方；在制备工艺上，为了更好地解决极高熔点元素 W 的熔透问题，本研究将 W 与 V 进行粉末烧结后真空电弧熔炼形成预合金，再将预合金样块与 Ti、Ta、V 金属原料进行真空电弧熔炼，最后制备出成分均匀且由 BCC 单相固溶体组成的 $W_{16}Ti_{20}Ta_{20}V_{44}$ 高熵合金，并表现出优异的室温力学性能和高温稳定性。

1　合金设计

高熵合金最大的结构特征就是高熵固溶体的形成，因此，高熵合金的成分设计主要是对其相结构进行预测和判断。研究人员提出了多种不同的参数或判据来预测高熵合金结构的稳定性，如参数(Ω)[19]，原子尺寸差异(δ)[19]，价电子浓度(*VEC*)[20]，它们分别由以下公式确定。

$$\Omega=\frac{T_m\Delta S_{mix}}{|\Delta H_{mix}|},\ T_m=\sum_{i=1}^{n}c_i(T_m)_i \tag{1}$$

$$\delta=\sqrt{\sum_{i=1}^{n}c_i(1-r_i/\bar{r})^2},\ \bar{r}=\sum_{i=1}^{n}c_ir_i \tag{2}$$

$$VEC=\sum_{i=1}^{n}c_i(VEC)_i \tag{3}$$

其中 i 指第 i 个组元，n 指组元的总数，c_i 指第 i 个组元的原子百分数，T_m 是材料熔点，ΔH_{mix} 与 ΔS_{mix} 分别为多组元合金的混合焓与混合熵，r_i 是第 i 个组元的半径，*VEC* 表示合金的价电子浓度。

张勇[19]等人提出，当 Ω≥1.1 且 δ≤6.6%时能形成比较稳定的固溶体。Guo[20]等人则研究了价电子浓度(VEC)与高熵合金中面心立方(FCC)和 BCC 固溶体稳定性的关系，认为当价电子浓度 *VEC*≥8.6 时，FCC 固溶体比较稳定；当价电子浓度 *VEC*≤6.87 时，BCC 固溶体相比较稳定；介于两者之间时为 BCC 和 FCC 共存的状态。

本工作在 W-V-Ti-Ta 体系基础上设计了一系列成分，各种成分合金的 Ω、δ、*VEC* 数值如表 1 所示。由表 1 可知，适当增加 V 的含量，降低 W 的含量，参数 Ω 取值更大，更有利于形成高熵合金。具有较低 W 含量的 $W_{16}Ti_{20}Ta_{20}V_{44}$ 的合金，它的 Ω、δ、*VEC* 数值分别是 9.5、6.6%、4.96，符合高熵合金的设计判据，有望形成高熵合金。

表1 几种含钨高熵合金Ω、δ、*VEC*参数的计算
Tab.1 Calculation of Ω, δ, *VEC* parameters of several high–entropy alloys containing tungsten

合金成分(at.%)	Ω	δ(%)	*VEC*
$W_{16}V_{44}Ti_{20}Ta_{20}$	9.5	6.6	4.96
$W_{25}V_{25}Ti_{25}Ta_{25}$	8	6.4	5
$W_{30}V_{30}Ti_{20}Ta_{20}$	7.89	6.4	5.1
$W_{20}V_{40}Ti_{20}Ta_{20}$	9.2	6.6	5.2

2　合金制备

难熔高熵合金的制备方法主要有真空电弧熔炼法[8]和粉末冶金法[12]。本工作将粉末冶金法和真空电弧熔炼法相结合，通过对 $W_{40}V_{60}$ 进行粉末冶金烧结及真空电弧熔炼后形成预合金，再与其他元素配制后进行真空电弧熔炼，以降低合金的制备难度。

首先，按 $W_{40}V_{60}$(原子百分比，下同)合金的名义成分配置 W、V 粉末原料，并向滚筒中充入纯度 *w*% 为 99.999 的高纯氩气，再将称取的粉末原料置于滚筒中进行球磨干混，滚筒转速为 20~30 转 /min，混合时间为 8~50 h。将球磨混料压制成坯，压制压力为 180 MPa，压制时间为 60 min。之后将坯料在 1 500 ℃左右的真空炉中进行烧结，烧结时间为约 120 min，得到 $W_{40}V_{60}$ 合金烧结样品。

接下来，采用小型亚稳合金炉对该烧结样品进行电弧熔炼。样品装在水冷的铜模中，熔炼炉的背底真空接近 7×10^{-3} Pa，熔炼电流 400~600 A，熔炼时间约 2 min，熔炼 1 遍后翻转样品再熔炼 1 遍。在熔炼过程中用上述纯度的氩气保护且控制铜模的冷却水流量，最后获得预合金化的 $W_{40}V_{60}$ 样品。

然后，将 $W_{40}V_{60}$ 合金与 Ti、Ta 与 V 金属原料按照 $W_{40}V_{60}$:Ti:Ta:V=40:20:20:20 的比例配置合金，采用同一台炉子进行电弧熔炼，背底真空相同，熔炼电流 300~500 A，每次熔炼时间约 3 min，熔炼 4 次以保证合金锭的成分均匀性。在熔炼过程中同样用氩气保护且控制铜模的冷却水流量，最后获得低 W 含量的 $W_{16}Ti_{20}Ta_{20}V_{44}$ 合金样品。

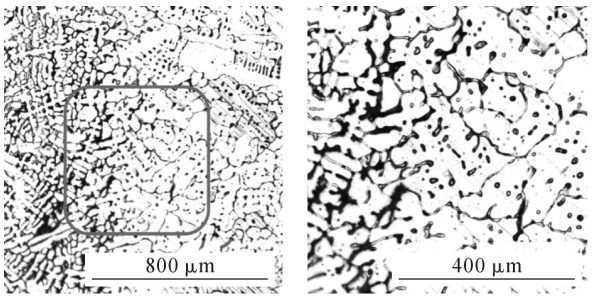
采用带 Cu-K 射线的 X 射线衍射仪(XRD)进行样品的相结构测试，扫描范围为 2θ=20~90°。采用激光共聚焦显微镜观察样品的显微组织。采用差式扫描量热仪(DSC)测试样品的热稳定性，温度区间从室温至 1 673 K（接近该仪器的高温极限 1 773 K），升温速率为 0.67 K/s。采用能谱仪(EDS)对合金的成

(C)1994-2022 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

分进行分析。采用万能试验机测试样品的准静态压缩行为,压缩应变速率约为 1×10^{-3}/s,样品尺寸为 ϕ4 mm×6 mm。采用扫描电子显微镜(SEM)对样品的压缩断口进行观测。

3 实验结果与讨论

为了确认先烧结后熔炼的 $W_{40}V_{60}$ 样品是否实现了合金化,首先对合金的金相组织进行了观察,其结果由图 1 给出。如图 1(a)所示,合金得到了两种不同的微观组织,左边为典型的枝晶形貌,右边为等轴晶形貌,显然这不符合烧结样品的组织特点。枝晶的形成主要因为左边靠近样品的底部,与水冷铜模接触,因而冷却速率较高,而右边靠近样品的心部,因而冷却速率较低,倾向于形成等轴晶。图 1(b)为图 1(a)中方框区域的放大图,从中可以进一步看出左右两边组织的差异性,左边的最大枝晶的一次枝晶长度接近 400 μm,二次枝晶长度约为 50 μm,而等轴晶的尺寸最大超过 200 μm,最小约 20 μm。此外,还可以看出等轴晶的内部分布部分圆形和细条形组织。



(a)总体特征　　(b)在(a)中的方框区域的放大图

图 1 $W_{40}V_{60}$ 合金的金相组织

Fig.1 The metallographic structure of $W_{40}V_{60}$ alloy

为进一步了解 $W_{40}V_{60}$ 合金的组织特征,并确定其成分均匀性,结合 SEM 与 EDS 技术对样品再次进行了分析。图 2 给出了合金等轴晶区域的 SEM 照片,可以看出其中的最大晶粒尺寸超过 100 μm,晶界非常清晰,晶粒内部含有部分尺寸不一的小孔洞,与图 1 结果一致。对最大晶粒随机选择 5 个点区域进行成分分析,其定量分析结果由表 2 列出。从表 2 中数据可以看出,晶粒内的第 2、3、4、5 点的成分比较相近,接近 $W_{45}V_{55}$,说明晶粒内部的成分均匀性较好,且相比于该合金的名义成分,晶粒内部的 W 含量偏高。处于晶界的第 1 点成分接近 $W_{38}V_{62}$,跟名义成分相比,其 W 含量偏低,而 V 含量偏高。很显然,合金的晶界和晶粒内部存在一定的成分偏析。这种偏析结果应该与 W 熔点更高、结晶驱动力更大,从而更易于结晶有关。

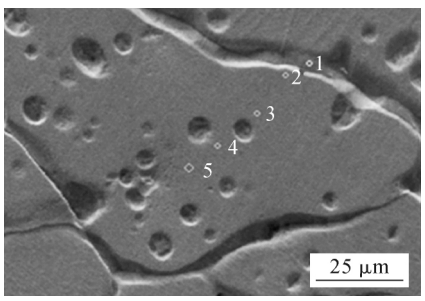


图 2 $W_{40}V_{60}$ 合金等轴晶组织的 SEM 图

Fig.2 SEM picture of equiaxed crystal structure in $W_{40}V_{60}$ alloy

表 2 $W_{40}V_{60}$ 合金中不同点的成分定量结果 /at.%

Tab. 2 Quantitative compositions of different spots in $W_{40}V_{60}$

分析点序号	V 含量	W 含量
1	62.32	37.68
2	56.13	43.87
3	53.95	46.05
4	54.41	45.59
5	54.39	45.61

由此可见,$W_{40}V_{60}$ 样品通过先烧结再进行电弧熔炼的方式实现了充分合金化的效果,合金化后其理论熔点接近 2 473 K(超过了本实验的热分析仪的测温上限 1 773 K,因而未进行测定),远低于纯 W 的熔点 3 483 K,规避了电弧熔炼纯 W 而熔化不透的弊端,降低了电弧熔炼的难度,为制备成分均匀的合金样品奠定了基础。

在实现 $W_{40}V_{60}$ 合金化的基础上,通过添加相应比例的 Ti、Ta、V 金属,再采用电弧熔炼的方式制备出 $W_{16}Ti_{20}Ta_{20}V_{44}$ 样品。该样品的 XRD 结果如图 3 所示,通过标定可知该合金形成了单一的典型 BCC相,基于其(110)晶面计算得到晶格常数为 a=0.3 150 nm。室温下,W 的结构为 BCC,晶格常数为 a=0.3 158nm[21];Ti 的室温结构为密排六方,晶格常数为 a=0.2 951nm,c=0.4 684 nm[22];Ta 的结构为 BCC,晶格常数为 a=0.3 303 nm [21];V 的结构也为 BCC,晶格常数为 a=0.3 039 nm[21]。尽管该合金的相结构与 W、Ta、V 组元一样,但晶格常数互不相同,且其结构与 Ti 组元

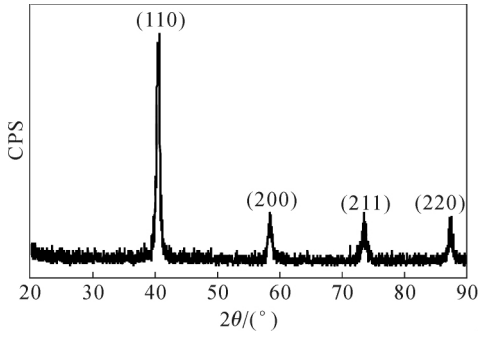


图 3 $W_{16}Ti_{20}Ta_{20}V_{44}$ 高熵合金的 XRD 谱

Fig.3 XRD pattern of $W_{16}Ti_{20}Ta_{20}V_4$ high-entropy alloy

(C)1994-2022 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

完全不同，这充分说明它形成了典型的 BCC 固溶体，与高熵合金的设计结果吻合。

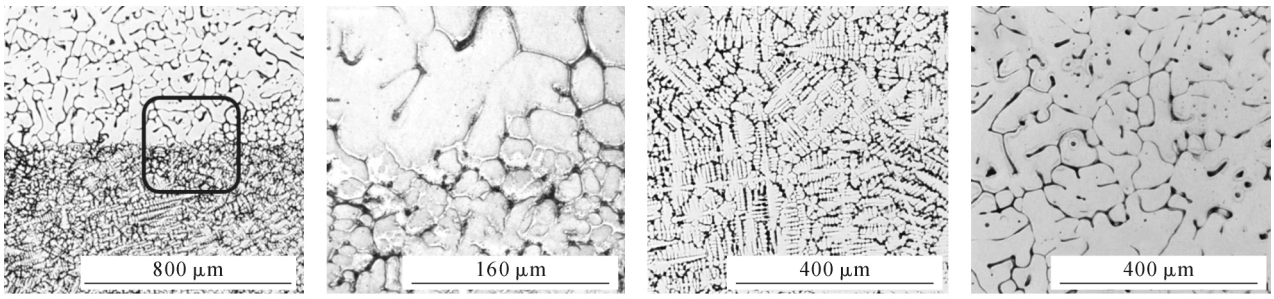
图 4 给出了 $W_{16}Ti_{20}Ta_{20}V_{44}$ 高熵合金的金相照片，可以看出它形成了与图 1 类似的两种不同的组织，不过其界面更为明显。如图 4(a)所示，上、下区域分别对应了等轴晶组织与枝晶组织，其中上部组织同样因为位于合金锭的心部，具有较低的冷却速率，而下部处于合金锭的外侧，具有更高的冷却速率。仔细分析可知，在界面以下约 200 μm 的范围内的枝晶，尺寸比更加靠近下方的明显更加短小，显现出组织的过渡演变特点。由图 4(b)也能清晰地观察到，界面下方一侧既有枝晶也有少量较细的等轴晶，同样显示出组织的过渡演变特征。在此过渡区域，上下两侧的等轴晶尺寸差异较大，上部的尺寸绝大部分大于 50 μm，甚至可达到 100 μm，而下部的尺寸基本小于 40 μm，甚至接近 10 μm。图 4(c)、4(d)分别是样品中典型枝晶与等轴晶组织区域的放大图，可以看出枝晶组织的大部分一次枝晶的长度接近 200 μm，大部分二次枝晶的长度可达数 10 μm，大部分等轴晶的粒径可超过 100 μm。

同样，为进一步了解 $W_{16}Ti_{20}Ta_{20}V_{44}$ 合金的组织特征及成分均匀性，结合 SEM 与 EDS 技术也对其再次进行了分析。图 5 给出了合金等轴晶区域的 SEM 照片，可以看出中间那个完整的晶粒尺寸接近 150 μm，晶界清晰，与图 4(d)结果一致。对该晶粒随机选择 4 个点区域进行成分分析，其定量分析结果由表 3 列出。可以看出，晶粒内的第 1、2、3 点的成分比较相近，而且很接近名义成分 $W_{16}Ti_{20}Ta_{20}V_{44}$，说明晶粒内部具有很好的成分均匀性。处于晶界的第 4 点成分与名义成分偏差较大，较高熔点元素 W 与 Ta 含量偏低，而较低熔点元素 Ti、V 含量偏高。这种晶界的成分偏析趋势与 $W_{40}V_{60}$ 一致，进一步证明了高熔点元素优先凝固结晶的特点。

表3 $W_{16}Ti_{20}Ta_{20}V_{44}$合金中不同点的成分定量结果/at.%
Tab. 3 Quantitative compositions of different spots in $W_{16}Ti_{20}Ta_{20}V_{44}$ alloy

分析点序号	Ti 含量	V 含量	Ta 含量	W 含量
1	19.65	43.22	21.50	15.63
2	20.11	44.16	20.51	15.22
3	20.32	41.43	21.14	14.55
4	28.04	49.59	14.72	7.65

$W_{16}Ti_{20}Ta_{20}V_{44}$ 合金在 400～1 673 K 温度范围内的 DSC 曲线如图 6 所示，可以看出它在很宽的温区范围内都很稳定(400 K 温度以下更是如此)，未出现任何的相转变峰和熔化峰，说明该合金结构的热稳定性很强，且合金熔点至少高于 1 673 K，这充分体现了高熵合金的高温条件下相结构稳定的特点。早期，美国空军实验室开发的 W-Nb-Mo-Ta 合金[8]，在 1 673 K 热处理 7 h 之后依然保持原有的 BCC 单相结构；Han 等人制备的 Ti-W-Nb-Mo-Ta 合金[9]，在 1 473 K 退火 24 h 之后也能保持单相 BCC 结构。可



(a)总体特征　(b)在(a)中方框区域的放大图　(c)枝晶区域形貌　(d)等轴晶区域形貌

图 4 $W_{16}Ti_{20}Ta_{20}V_{44}$ 高熵合金的金相组织
Fig.4 The metallographic structure of $W_{16}Ti_{20}Ta_{20}V_{44}$ high-entropy alloy

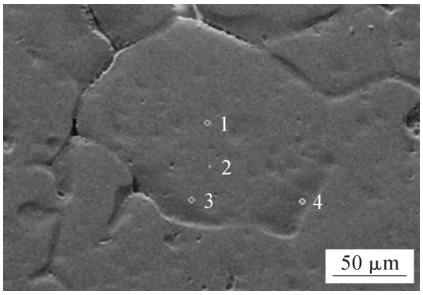


图 5 $W_{16}Ti_{20}Ta_{20}V_{44}$ 合金等轴晶组织的 SEM 图
Fig.5 SEM picture of equiaxed crystal structure in $W_{16}Ti_{20}Ta_{20}V_{44}$ alloy

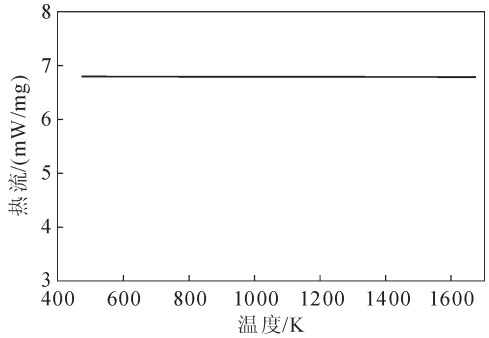


图 6 $W_{16}Ti_{20}Ta_{20}V_{44}$ 高熵合金的 DSC 曲线
Fig.6 DSC curve of $W_{16}Ti_{20}Ta_{20}V_{44}$ high-entropy alloy

(C)1994-2022 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

见，本文 $W_{16}Ti_{20}Ta_{20}V_{44}$ 合金的热稳定性与早期结果相当，这很可能与其合金元素扩散缓慢[13]有关。

图 7 给出了 $W_{16}Ti_{20}Ta_{20}V_{44}$ 合金的等静态压缩应力–应变曲线，可以看出它具有极高的压缩强度极限，达到 2 665 MPa，且压缩应变达到 33%左右才开始出现应力下降现象，说明具有较好的综合力学性能。早期的 W-Nb-Mo-Ta 高熵合金[8]在室温下压缩强度极限和压缩应变分别为 1 211 MPa 和 1.3%；Ti-W-Nb-Mo-Ta 合金[9]室温下的对应强度和应变分别为 2 005 MPa 和 14.1%；对于去除高中子活化系数元素 Nb、Mo 的 W-Cr-Fe-Ta-V 合金[17]，室温下的压缩强度极限为 1 501 MPa。可见，本文的 $W_{16}Ti_{20}Ta_{20}V_{44}$ 高熵合金在压缩强度与应变方面都具有明显的优势，这应该源于其内部更突出的固溶强化效果。

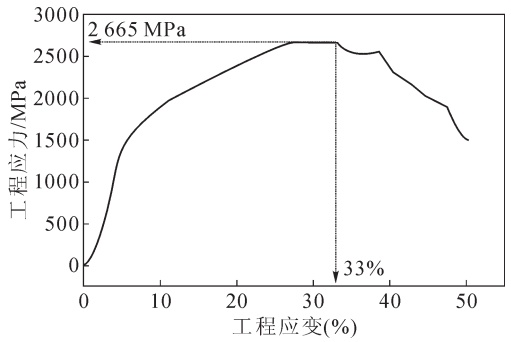
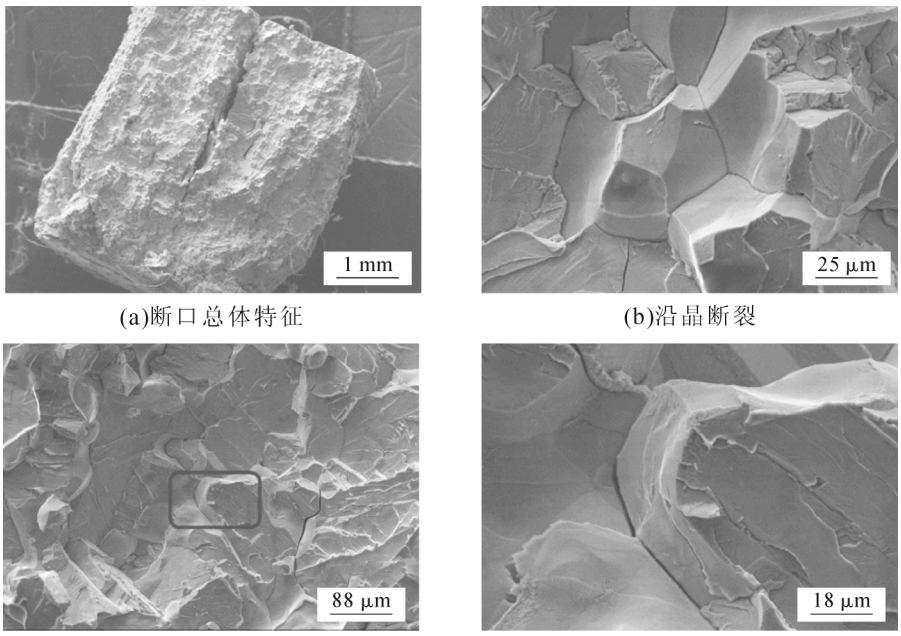


图 7 $W_{16}Ti_{20}Ta_{20}V_{44}$ 高熵合金的压缩应力–应变曲线

Fig.7 Compressive stress-strain curve of $W_{16}Ti_{20}Ta_{20}V_{44}$ high-entropy alloy

$W_{16}Ti_{20}Ta_{20}V_{44}$ 合金的断口形貌如图 8 所示。从图 8(a)可以看出在主断口上还有一条很明显的二次裂纹。由图 8(b)可观察到断口出现沿晶断裂方式，而由图 8(c)、8(d)可以看到断口上同时存在穿晶断裂方式。不论沿晶断裂还是穿晶断裂，都说明该样品发生的是脆性断裂。



(a)断口总体特征　(b)沿晶断裂

(c)穿晶断裂　(d)在(c)中方框区域的放大图

图 8 $W_{16}Ti_{20}Ta_{20}V_{44}$ 高熵合金的断裂形貌

Fig.8 The fracture morphology of $W_{16}Ti_{20}Ta_{20}V_{44}$ high-entropy alloy

4 结论

采用不同判据设计出 $W_{16}Ti_{20}Ta_{20}V_{44}$ 合金，通过先结合粉末烧结与电弧熔炼的工艺对 $W_{40}V_{60}$ 进行预合金化，再将其与 Ti、Ta、V 金属进行电弧熔炼实现了成分均匀的合金样品制备。该四元合金形成了单相 BCC 高熵合金结构，且受冷却速率的影响得到了枝晶和等轴晶两种不同的显微组织。合金在 1 673 K 温度以下不发生相变，具备高的热力学稳定性，且室温抗压缩强度超过 2 600 MPa，压缩应变超过 30%，显示出突出的力学性能特点，有望在可控核聚变领域得到应用。

参考文献：

[1] NODA N, PHILIPPS V, NEU R. A review of recent experiments on W and high Z materials as plasma-facing components in magnetic fusion devices [J]. Journal of nuclear materials, 1997, 241: 227-243.

[2] DAVIS J W, BARABASH V R, MAKHANKOV A, et al. Assessment of tungsten for use in the ITER plasma facing components[J]. Journal of nuclear materials, 1998, 258: 308-312.

[3] SMID I, AKIBA M, VIEIDER G, et al. Development of tungsten armor and bonding to copper for plasma-interactive components

（下转第 278 页）

(C)1994-2022 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

[2] 乐启炽,崔建中. Mg-Li 合金最新研究进展及其应用[J]. 材料导报,2003, 17 (12):1-4.
[3] 曹富荣,崔建忠. 超轻镁合金的研究历史和发展状况[J]. 材料工程,1996(9):3-5.
[4] ASM. Handbook of Tenary Alloy Phase Diagram [M]. American Society of Material Testing: New York, 1997.
[5] 孟祥瑞, 巫瑞智. 超轻 Mg-Li 合金细晶强化与复合强化的研究现状[J]. 铸造技术,2009,30 (1):116-119.
[6] 刘鹏, 赵平. 热处理对 Mg-Li-Zn-Zr-RE 系镁合金及性能的影响[J]. 热加工工艺,2006,35(4):40-42.
[7] 李红斌,姚广春. Ca 对超轻 Mg-Li-Al 合金显微组织和力学性能的影响[J]. 铸造,2005,54(12) :1276-1279.
[8] LI H B,YAO G C,GUO Z Q,et al. Microstructure and mechanical properties of Mg-Li alloy with Ca addition [J]. Acta Metallurgica Sinica,2006,19(5):355-361.
[9] 李红斌,姚广春. Ca 对变形 Mg-9Li-2Zn 合金微观组织和机械性能影响[J]. 东北大学学报,2006,27(4):438-441.
[10] LI H B,JI H B,YAO G C,et al. The influence of Ca on microstructure and mechanical properties of a Mg-9Li-2Zn sheet [J].Magnesium Technology,2006:487-494.
[11] SONG G S,KRAL M V. Characterization of cast Mg-Li-Ca alloys [J]. Materials Characterization,2005(54):279-286.
[12] GROBNER J, SCHMIED-FETAER R. Phase equilibria,calorimetric study and thrmodynamic modeling of Mg-Li-Ca alloys [J]. Thermosetting Acta,2002(389):85-94.
[13] 袁亲松, 赵平. Y 对铸态 Mg-Li 合金显微组织和力学性能的影响[J]. 铸造,2009,58(5) : 496.
[14] 张烁, 宋江凤. 微量硼添加对镁合金组织和性能影响的研究进展[J] . 材料导报,2018,32(10):3405-3408.

(上接第 274 页)

[J]. Journal of Nuclear Materials, 1998, 258: 160-172.
[4] GLUDOVATZ B, HOHENWARTER A, CATOOR D, et al. A fracture-resistant high-entropy alloy for cryogenic applications[J]. Science, 2014, 345(6201): 1153-1158.
[5] KUMAR N A P K, LI C, LEONARD K J, et al. Microstructural stability and mechanical behavior of FeNiMnCr high entropy alloy under ion irradiation[J]. Acta Materialia, 2016, 113: 230-244.
[6] MIRACLE D B, SENKOV O N. A critical review of high entropy alloys and related concepts [J]. Acta Materialia, 2017, 122: 448-511.
[7] 张勇, 陈明彪, 杨潇. 先进高熵合金技术[M]. 北京:化学工业出版社, 2018.
[8] SENKOV O N, WILKS G B, SCOTT J M, et al. Mechanical properties of Nb25Mo25Ta25W25 and $V_{20}Nb_{20}Mo_{20}Ta_{20}W_{20}$ refractory high entropy alloys[J]. Intermetallics, 2011, 19(5): 698-706.
[9] HAN Z D, CHEN N, ZHAO S F, et al. Effect of Ti additions on mechanical properties of NbMoTaW and VNbMoTaW refractory high entropy alloys[J]. Intermetallics, 2017, 84: 153-157.
[10] NIU Z, XU J, WANG T, et al. Microstructure, mechanical properties and corrosion resistance of CoCrFeNiWx (x= 0, 0.2, 0.5) high entropy alloys[J]. Intermetallics, 2019, 112: 106550.
[11] JIANG H, ZHANG H, HUANG T, et al. Microstructures and mechanical properties of Co2MoxNi2VWx eutectic high entropy alloys[J]. Materials & Design, 2016, 109: 539-546.
[12] KANYANE L R, POPOOLA A P I, MALATJI N, et al. Spark plasma sintering consolidation of equi-atomic TiAlMoSiW high entropy alloy[J]. Procedia Manufacturing, 2019, 35: 968-973.
[13] OLESZAK D, ANTOLAK-DUDKA A, KULIK T. High entropy multicomponent WMoNbZrV alloy processed by mechanical alloying[J]. Materials Letters, 2018, 232: 160-162.
[14] GUO Y X, LIU Q B, ZHOU F. Microstructure and properties of Fe5Cr5SiTiCoNbMoW coating by laser cladding[J]. Surface Engineering, 2018, 34(4): 283-288.
[15] LV S, ZU Y, CHEN G, et al. An ultra-high strength CrMoNbWTi-C high entropy alloy co-strengthened by dispersed refractory IM and UHTC phases[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2019, 788: 1256-1264.
[16] YAN J, LI K, WANG Y, et al. Microstructure and mechanical properties of WMoNbCrTi HEAs sintered from the powders milled for different durations[J]. JOM, 2019, 71(8): 2489-2497.
[17] ZHANG W, LIAW P K, ZHANG Y. A novel low-activation VCrFeTaxWx (x= 0.1, 0.2, 0.3, 0.4, and 1) high-entropy alloys with excellent heat-softening resistance[J]. Entropy, 2018, 20(12): 951.
[18] SUN Z, LI X, WANG Z. Microstructure and mechanical properties of low activation Fe-Ti-Cr-V-W multi-principal element alloys[J]. Journal of Nuclear Materials, 2020: 152078.
[19] YANG X, ZHANG Y. Prediction of high-entropy stabilized solid-solution in multi-component alloys[J]. Materials Chemistry and Physics, 2012, 132(2-3): 233-238.
[20] GUO S, HU Q, NG C, et al. More than entropy in high-entropy alloys: Forming solid solutions or amorphous phase [J]. Intermetallics, 2013, 41: 96-103.
[21] SENKOV O N, WILKS G B, MIRACLE D B, et al. Refractory high-entropy alloys[J]. Intermetallics, 2010, 18(9): 1758-1765.
[22] SCHUSTER J C, PALM M. Reassessment of the binary aluminum-titanium phase diagram[J]. Journal of phase equilibria and diffusion, 2006, 27(3): 255-277.

欢迎到当地邮政局(所)订阅 **2021** 年《铸造技术》杂志
国内邮发代号:52–64　国外发行号:M855　国内定价:25 元/本　海外定价:25 美元/本

(C)1994-2022 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net