

引用格式: 黄晓宁, 王岑阳, 朱智浩, 等. 团簇式设计 600 °C/856 MPa 级 Ti-Al-Sn-Zr-Mo-Nb-Ta-W-Si 铸态高温钛合金[J]. 航空材料学报, 2025, 45(2): 53-65.

HUANG Xiaoning, WANG Cenyang, ZHU Zhihao, et al. 600 °C/856 MPa Ti-Al-Sn-Zr-Mo-Nb-Ta-W-Si as-cast high-temperature titanium alloy designed from cluster formula[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2025, 45(2): 53-65.

## 团簇式设计 600 °C/856 MPa 级 Ti-Al-Sn-Zr-Mo-Nb-Ta-W-Si 铸态高温钛合金

黄晓宁<sup>1</sup>, 王岑阳<sup>1</sup>, 朱智浩<sup>1\*</sup>, 刘田雨<sup>2</sup>, 董 闯<sup>1,3</sup>

(1. 大连理工大学 三束材料改性教育部重点实验室, 辽宁 大连 116024; 2. 沈阳铸造研究所有限公司 高端装备轻合金铸造技术国家重点实验室, 沈阳 110022; 3. 大连交通大学 材料科学与工程学院, 辽宁 大连 116028)

**摘要:** 近  $\alpha$  型高温钛合金室温抗拉强度一般小于 1200 MPa, 600 °C 高温抗拉强度不超过 750 MPa。在近  $\alpha$  型高温钛合金 Ti65 团簇式  $\alpha$ -{[Al-Ti<sub>12</sub>](AlTi<sub>2</sub>)}<sub>12</sub>+ $\beta$ -{[Al-Ti<sub>14</sub>](Mo<sub>0.08</sub>Si<sub>0.4</sub>Nb<sub>0.1</sub>Ta<sub>0.32</sub>W<sub>0.14</sub>Sn<sub>0.96</sub>Zr<sub>1</sub>)}<sub>5</sub> 基础上, 本工作将  $\beta$ -Ti 结构单元中的元素部分替换, 用 Zr 元素取代部分 Ti 元素, 以提升  $\beta$  相高温稳定性, 从而改变  $\alpha$  和  $\beta$  相团簇式比例, 设计出成分式为  $\alpha$ -{[Al-Ti<sub>12</sub>](AlTi<sub>2</sub>)}<sub>x</sub>+ $\beta$ -{[Al-Ti<sub>13</sub>Zr<sub>1</sub>](Mo<sub>0.125</sub>Si<sub>0.5</sub>Nb<sub>0.125</sub>Ta<sub>0.5</sub>W<sub>0.25</sub>Sn<sub>0.5</sub>Zr<sub>1</sub>)}<sub>(17-x)}</sub> ( $x=11, 12, 13$  和  $14$ ) 系列合金, 其铸态组织为板条  $\alpha$  相与残余  $\beta$  相组成的网篮组织。随着  $\beta$  相团簇个数增加,  $\alpha$  相片层逐渐变细, 抗拉强度升高。其中, 当  $x=11$  时, 合金名义成分为 Ti-5.3Al-2.5Sn-7.6Zr-0.5Mo-0.5Nb-3.8Ta-0.6Si-1.9W (质量分数), 室温抗拉强度高达 1334 MPa, 分别比锻造态 IMI834 和 ZTi65 合金提高 28% 和 21%, 断后伸长率仅为 1.3%, 低于锻造态 IMI834 和 ZTi65 合金。该合金在 600 °C 高温抗拉强度为 856 MPa, 分别比锻造态 IMI834 和 ZTi65 合金提高 26% 和 37%, 断后伸长率相同。

**关键词:** 钛合金; 团簇加连接原子模型; 成分设计; 显微组织; 力学性能

**doi:** 10.11868/j.issn.1005-5053.2023.000216

中图分类号: V252.2; TG146.2

文献标识码: A

文章编号: 1005-5053(2025)02-0053-13

### 600 °C/856 MPa Ti-Al-Sn-Zr-Mo-Nb-Ta-W-Si as-cast high-temperature titanium alloy designed from cluster formula

HUANG Xiaoning<sup>1</sup>, WANG Cenyang<sup>1</sup>, ZHU Zhihao<sup>1\*</sup>, LIU Tianyu<sup>2</sup>, DONG Chuang<sup>1,3</sup>

(1. Key Laboratory of Materials Modification by Laser, Ion and Electron Beams (Ministry of Education), Dalian University of Technology, Dalian 116024, Liaoning, China; 2. State Key Laboratory of Light Alloy Casting Technology for High-End Equipment, Shenyang Research Institute of Foundry Co., Ltd., Shenyang 110022, China; 3. School of Materials Science and Engineering, Dalian Jiaotong University, Dalian 116028, Liaoning, China)

**Abstract:** Near- $\alpha$  high-temperature titanium alloys typically exhibit poor tensile strengths, falling below 1200 MPa at room temperature and 750 MPa at 600 °C. On the basis of the cluster formula  $\alpha$ -{[Al-Ti<sub>12</sub>](AlTi<sub>2</sub>)}<sub>12</sub>+ $\beta$ -{[Al-Ti<sub>14</sub>](Mo<sub>0.08</sub>Si<sub>0.4</sub>Nb<sub>0.1</sub>Ta<sub>0.32</sub>W<sub>0.14</sub>Sn<sub>0.96</sub>Zr<sub>1</sub>)}<sub>5</sub> of Ti65 alloy, this work partly replaces the elements in the  $\beta$ -Ti structures unit and adds Zr instead of Ti to enhance high-temperature stability of  $\beta$  phase. Consequently, the composition formulas of  $\alpha$ -{[Al-Ti<sub>12</sub>](AlTi<sub>2</sub>)}<sub>x</sub>+ $\beta$ -{[Al-Ti<sub>13</sub>Zr<sub>1</sub>](Mo<sub>0.125</sub>Si<sub>0.5</sub>Nb<sub>0.125</sub>Ta<sub>0.5</sub>W<sub>0.25</sub>Sn<sub>0.5</sub>Zr<sub>1</sub>)}<sub>(17-x)}</sub> ( $x=11, 12, 13$  and  $14$ ) series alloys are designed by changing the ratio of  $\alpha$  and  $\beta$  cluster unit. The as-cast structure of series alloys is in the form of a basket-weave composed of  $\alpha$  plates and residual  $\beta$  phase. As the number of  $\beta$  clusters increases,  $\alpha$  plates become increasingly finer, and the tensile strength gradually increases. Among them, the room-temperature tensile strength of Ti-5.3Al-2.5Sn-7.6Zr-0.5Mo-0.5Nb-3.8Ta-0.6Si-1.9W ( $x=11$ ) reaches 1334 MPa, 28% and 21% more than the reported forged IMI834 and as-cast Ti65 alloys. However, the elongation of this alloy is only 1.3%, which is

lower than that of forged IMI834 and as-cast Ti65 alloys. The tensile strength is 856 MPa at 600 °C, 26% and 37% more than forged IMI834 and as-cast Ti65 alloys with the identical elongation.

**Key words:** titanium alloy; cluster-plus-gluce-atom model; composition design; microstructure; mechanical property

高温钛合金具有优异的高温抗拉强度、耐腐蚀性及密度小的特点,在航空发动机压气机等关键部件广泛使用<sup>[1-3]</sup>。从 $\alpha+\beta$ 两相合金到热强性更好的近 $\alpha$ 型合金,高温钛合金使用温度逐步从300 °C提升到600 °C,抗拉强度从400 MPa提升到1100 MPa,但蠕变、持久以及组织稳定性限制使用温度提高<sup>[4]</sup>。20世纪50年代初,美国研制出第一代高温钛合金Ti-6Al-4V合金,最高使用温度为350 °C。随后各国采用多元合金化<sup>[5]</sup>方法,控制 $\beta$ 相稳定元素总添加量使合金成分达到近 $\alpha$ 态。为了充分发挥各元素固溶强化作用,采用多元混合添加Sn、Mo、Si和Zr元素,设计出Ti-Al-Sn-Zr-Mo-Si体系工业高温钛合金,如IMI834<sup>[6-7]</sup>、Ti-1100<sup>[8]</sup>、BT36<sup>[9]</sup>等合金,其服役温度高达600 °C。相比于Ti-1100合金,IMI834合金加入微量 $\beta$ 相稳定元素Nb,热强度提高8%。BT36合金加入5%(质量分数)W和0.1%Y元素,其600 °C高温抗拉强度介于Ti-1100和IMI834合金之间。传统钛合金在600 °C以上力学性能急剧下降,因此研发使用温度在600 °C以上高强钛合金难度很大。2007年,科研人员研制出使用温度为650 °C的Ti-Al-Sn-Zr-Ta-W-Mo-Nb-Si合金(牌号为Ti65<sup>[10]</sup>),名义成分是Ti-5.9Al-4.0Sn-3.5Zr-0.3Mo-0.4Si-0.3Nb-2.0Ta-1.0W-0.05C(质量分数)<sup>[10]</sup>。该合金加入弱稳定 $\beta$ 相元素Ta和高熔点元素W后,650 °C下同时具有良好的高温蠕变抗性与持久性。铸态Ti65合金室温下抗拉强度为1100 MPa,600 °C高温抗拉强度仅为625 MPa<sup>[10]</sup>。公开文献报道主要是Ti65合金的热轧<sup>[11-12]</sup>与固溶时效处理<sup>[2,12-15]</sup>相关研究,但对通过优化成分设计提高高温抗拉强度并未涉及。因此,进一步开发高强度高温钛合金势在必行。

长期以来,钛合金设计方法如d电子理论<sup>[16]</sup>、第一性原理计算<sup>[17]</sup>等均不能深入研究合金成分,关键在于不能揭示近程序结构。课题组提出描述固溶体合金等近程序结构的团簇加连接原子模型<sup>[18-19]</sup>。该模型认为,任何合金的近程序结构均可简化成第一近邻配位多面体(即团簇)加上若干个次近邻连接原子(表示成[团簇])组成。钛合金包含 $\alpha$ 和 $\beta$ 两种稳定的固溶相。在该结构模型基础上,Liu等<sup>[20]</sup>依据Ti-6Al-4V的 $\alpha$ 和 $\beta$ 相实测成分<sup>[21-22]</sup>,解析典型 $\alpha+\beta$ 型Ti-6Al-4V合金成分,拟

合出成分式为 $\alpha\text{-}\{[\text{Al-Ti}_{12}](\text{AlTi}_2)\}_{12}+\beta\text{-}\{[\text{Al-Ti}_{14}](\text{V}_2\text{Ti})\}_5$ 的合金,其中包含17个结构单元。在此基础上,朱智浩等<sup>[23]</sup>提出针对工业多元钛合金的类似原子分类方法,将多元合金转化成三元,运用双团簇式合金设计方法,成功设计出高强高塑性Ti-7Al-3Zr-2V合金、增材制造用钛合金、高温钛合金<sup>[24-26]</sup>等,并实现了TC21合金的成分优化<sup>[23]</sup>。

本工作利用Ti65合金双团簇式设计合金成分,在此基础上结合IMI834等经典高温钛合金优化出更高强度的近 $\alpha$ 型高温钛合金,并与经典高温钛合金比较,研究 $\alpha$ 和 $\beta$ 相团簇个数对铸态合金力学性能和组织的影响规律。

## 1 实验材料与方法

### 1.1 典型高温钛合金成分解析

Friedel振荡定理理论上证实团簇加连接原子结构单元的存在性,它描述了溶质原子在固溶体中电荷屏蔽行为,其有效对势表现为 $\varphi(r)\propto\sin(2k_{\text{F}}r)/r^3$ ,式中 $k_{\text{F}}$ 为费米波矢量, $r$ 为径向距离。对其积分后,得到电荷中性的平均密度径向距离为 $1.764\lambda_{\text{F}}$ ,其中 $\lambda_{\text{F}}$ 为Friedel波长。因此,包含1个近邻团簇和几个近邻原子的结构单元是合理的。钛合金有2种稳定的固溶体相,分别是密排六方(hexagonal close packed, HCP)结构的 $\alpha$ 相和体心立方(body-centered cubic, BCC)结构的 $\beta$ 相。对于密排六方结构固溶体相,团簇为配位数CN12的孪晶立方八面体,再加上3个连接原子,写成统一的形式为 $[\text{A-B}_{12}](\text{C}_3)$ ,其中, $[\text{A-B}_{12}]$ 为以A原子为中心,12个B原子包围形成的团簇。对于体心立方结构固溶体相,团簇为配位数CN14的菱形十二面体<sup>[27]</sup>,再加上3个连接原子,写成 $[\text{A-B}_{14}](\text{C}_3)$ 的形式。Liu等<sup>[20]</sup>拟合了Ti-6Al-4V在不同温度下 $\alpha$ 和 $\beta$ 相实测成分<sup>[21-22]</sup>,发现 $\alpha$ 相中Al元素含量基本不变,其成分高度稳定,但实际上 $\alpha$ 团簇里仍存在少量V原子(约0.3个),考虑理想状态下 $\alpha$ 团簇应只含有Al和Ti元素,并且V含量较少,将其理想化为 $\text{Al}_2\text{Ti}_{14}$ 。如图1所示, $\beta$ 相成分位于三元相图中 $\alpha$ 相 $\text{Al}_2\text{Ti}_{14}$ 成分和Ti-6Al-4V成分连线上,最终得到唯一团簇式 $[\text{Al-Ti}_{14}]$

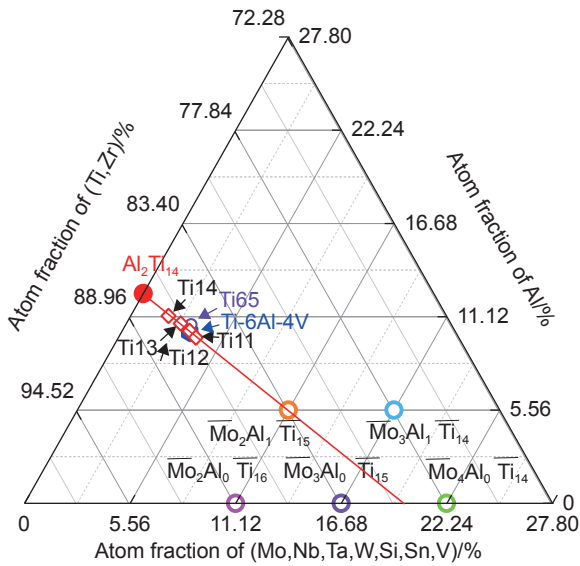


图1 (Mo, Nb, Ta, W, Sn, Si, V)-Al-(Ti, Zr)三元成分图  
Fig. 1 (Mo, Nb, Ta, W, Sn, Si, V)-Al-(Ti, Zr) ternary composition chart

(V<sub>2</sub>Ti)。根据相图杠杆定律,由图1得到, Ti-6Al-4V合金的成分式为  $\alpha\text{-}\{[\text{Al-Ti}_{12}](\text{AlTi}_2)\}_{12}+\beta\text{-}\{[\text{Al-Ti}_{14}](\text{V}_2\text{Ti})\}_5$ 。

另外,工业应用中存在较多多组元钛合金,因此需要拓展团簇式合金设计方法。前面提出类似原子分类方法<sup>[23-24]</sup>,具体分为: $\alpha$ 相稳定元素Al以及 $\beta$ 相稳定元素类Mo(Mo、Nb、Ta、W、Si、Sn和Cr)和溶剂元素类Ti(Ti和Zr)。Sn和Zr需要单独考虑,其在两相中作用效果与合金体系以及热处理工艺有关。一方面,Sn和Zr在近 $\alpha$ 型钛合金中能弱促进 $\alpha_2\text{-}(\text{Ti}_3\text{Al})$ 相析出<sup>[28]</sup>;另一方面,Tang研究团队<sup>[29-30]</sup>和Abdel-Hady等<sup>[31]</sup>研究发现,Sn和Zr在 $\beta$ 型Ti-Zr-Nb钛合金中抑制 $\omega$ 相析出而表现出弱稳定 $\beta$ 相。Lieber等<sup>[32]</sup>研究了Sn和Zr在 $\beta$ 型Ti-Al-Mo-Cr-Fe-Sn-Zr合金中元素分配行为,发现Zr浓度不变,Sn在400~500 °C长期时效过程中会偏析 $\beta$ 相。此外,Yue等<sup>[33]</sup>发现在 $\beta$ 相稳定元素含量较少的近 $\alpha$ 型Ti65合金中,Zr在 $\beta$ 相中富集程度是 $\alpha$ 相的2倍。本工作将Sn和Zr划分到 $\beta$ 相团簇式里。

多组元钛合金成分主要解析过程如下:以TC21合金为例<sup>[23]</sup>,首先将其名义成分Ti-6Al-2Zr-2Sn-2Mo-2Nb-1.5Cr(质量分数)换算为Ti<sub>84.15</sub>Al<sub>10.6</sub>Sn<sub>0.8</sub>Zr<sub>1.05</sub>Mo<sub>0.99</sub>Nb<sub>1.03</sub>Cr<sub>1.38</sub>(原子分数)。其中,类Ti=(Ti<sub>0.99</sub>Zr<sub>0.01</sub>),类Mo=(Mo<sub>0.24</sub>Nb<sub>0.25</sub>Cr<sub>0.32</sub>Sn<sub>0.19</sub>),得到合金成分式Ti<sub>85.2</sub>Al<sub>10.6</sub>Mo<sub>4.2</sub>,其精确分布于 $\alpha\text{-Al}_2\text{Ti}_{14}$ 和 $\beta\text{-}(\text{Ti}_{0.99}\text{Zr}_{0.01})_{14}\text{Al}_1(\text{Mo}_{0.24}\text{Nb}_{0.25}\text{Cr}_{0.32}\text{Sn}_{0.19})_3$ 唯一连线上。由相图杠杆定律可得,

TC21合金中 $\alpha$ 与 $\beta$ 相的理想比例为13:4,因此其团簇式为 $\alpha\text{-}\{[\text{Al-Ti}_{12}](\text{AlTi}_2)\}_{13}+\beta\text{-}\{[\text{Al-Ti}_{13.4}\text{Zr}_{0.6}]\text{Sn}_{0.57}\text{Mo}_{0.71}\text{Nb}_{0.74}\text{Cr}_{0.98}\}_4$ 。类似地,Ti65合金名义成分为Ti-5.9Al-4.0Sn-3.5Zr-0.3Mo-0.4Si-0.3Nb-2.0Ta-1.0W-0.05C(质量分数),将其转化成Ti<sub>84.03</sub>Al<sub>10.65</sub>Sn<sub>1.64</sub>Zr<sub>1.87</sub>Mo<sub>0.15</sub>Nb<sub>0.16</sub>Ta<sub>0.54</sub>W<sub>0.27</sub>Si<sub>0.69</sub>(原子分数)。其中,类Mo=(Mo<sub>0.04</sub>Nb<sub>0.05</sub>Ta<sub>0.16</sub>W<sub>0.08</sub>Sn<sub>0.47</sub>Si<sub>0.2</sub>),类Ti=(Ti<sub>0.98</sub>Zr<sub>0.02</sub>), $\alpha$ 相成分式高度稳定,仍为Al<sub>2</sub>Ti<sub>14</sub>, $\beta$ 相成分位于Al<sub>2</sub>Ti<sub>14</sub>与Ti65成分唯一连线上,为(Mo<sub>0.04</sub>Nb<sub>0.05</sub>Ta<sub>0.16</sub>W<sub>0.08</sub>Sn<sub>0.47</sub>Si<sub>0.2</sub>)<sub>2</sub>Al<sub>1</sub>(Ti<sub>0.98</sub>Zr<sub>0.02</sub>)<sub>15</sub>。由杠杆定律可确定,Ti65中 $\alpha$ 和 $\beta$ 相比比例为12:5。Ti65合金成分式为 $\alpha\text{-}\{[\text{Al-Ti}_{12}](\text{AlTi}_2)\}_{12}+\beta\text{-}\{[\text{Al-Ti}_{14}](\text{Mo}_{0.08}\text{Si}_{0.4}\text{Nb}_{0.1}\text{Ta}_{0.32}\text{W}_{0.14}\text{Sn}_{0.96}\text{Zr}_1)\}_5$ 。其中,Al是 $\alpha$ -Ti和 $\beta$ -Ti结构单元的中心原子,其第一近邻壳层均为Ti, $\alpha$ 和 $\beta$ 相团簇式的结构单元分别为 $[\text{Al-Ti}_{12}](\text{AlTi}_2)$ 和 $[\text{Al-Ti}_{14}](\text{Mo}_{0.08}\text{Si}_{0.4}\text{Nb}_{0.1}\text{Ta}_{0.32}\text{W}_{0.14}\text{Sn}_{0.96}\text{Zr}_1)$ 。

## 1.2 合金成分设计思路

本工作合金成分设计思路如下:

(1)保持Ti65合金中 $\beta$ 相团簇式 $[\text{Al-Ti}_{14}](\text{Mo}_{0.08}\text{Si}_{0.4}\text{Nb}_{0.1}\text{Ta}_{0.32}\text{W}_{0.14}\text{Sn}_{0.96}\text{Zr}_1)$ 形式不变。Sn和Si的价电子数均为4,将其归为一类,Sn和Si各占0.5个原子,Ti65团簇式中有0.4个Si原子,将其取整,平均分配0.5个。Ta元素相比于其他 $\beta$ 相稳定元素有利于提高高温抗拉强度<sup>[34]</sup>,Ti65团簇式中Ta原子为0.32个,取整为0.5个。考虑到IMI834合金 $\beta$ 相团簇式中Mo和Nb原子个数比接近1:1,均为0.2个,在Ti65合金中保持Mo和Nb原子个数比例一致,取整均为0.125个。

(2)Zr与Ti位于IVB族,化学性质相似<sup>[35]</sup>,Zr元素可以增强合金高温抗拉强度,用Zr原子取代 $\beta$ -Ti结构单元壳层里部分Ti原子。因此,设计的合金 $\beta$ 相团簇式中Zr原子个数由1增加到2, $\beta$ 相团簇式为 $\beta\text{-}[\text{Al-Ti}_{13}\text{Zr}_1](\text{Mo}_{0.125}\text{Si}_{0.5}\text{Nb}_{0.125}\text{Ta}_{0.5}\text{W}_{0.25}\text{Sn}_{0.5}\text{Zr}_1)$ 。

在Ti-6Al-4V合金双团簇式框架内改变 $\alpha$ 和 $\beta$ 相团簇个数比例,对合金性能产生影响,从而获得优于Ti-6Al-4V合金性能的合金成分<sup>[36]</sup>。本工作设计的合金中 $\alpha$ 和 $\beta$ 相团簇个数比例分别为11:6、12:5、13:4和14:3,从而获得优于Ti65合金性能的成分。因此,最终成分式是 $\alpha\text{-}\{[\text{Al-Ti}_{12}](\text{AlTi}_2)\}_x+\beta\text{-}\{[\text{Al-Ti}_{13}\text{Zr}_1](\text{Mo}_{0.125}\text{Si}_{0.5}\text{Nb}_{0.125}\text{Ta}_{0.5}\text{W}_{0.25}\text{Sn}_{0.5}\text{Zr}_1)\}_{(17-x)}$ ( $x=11, 12, 13$ 和 $14$ ),名义成分分别为Ti-5.3Al-2.5Sn-7.6Zr-0.5Mo-0.5Nb-3.8Ta-0.6Si-1.9W( $x=11$ )、Ti-5.6Al-2.1Sn-6.5Zr-0.4Mo-0.4

Nb-3.2Ta-0.5Si-1.6W( $x=12$ )、Ti-5.9Al-1.7Sn-5.3Zr-0.4Mo-0.3Nb-2.7Ta-0.4Si-1.3W( $x=13$ )和 Ti-6.3Al-1.3Sn-4.1Zr-0.3Mo-0.3Nb-2.0Ta-0.3Si-1.0W( $x=14$ , 质量分数)。

按照 $\alpha$ 相团簇个数命名样品,以下简称 Ti11、Ti12、Ti13 和 Ti14 合金,将系列合金成分标示于三元合金成分图中,如图 1 所示, Ti65、IMI834 等经典合金作为参比合金。系列合金的 Mo 当量和 Al 当量列于表 1,可以得到,随着 $\beta$ -Ti 结构单元增多, Mo 当量增大, Al 当量减小, Ti13、Ti12 和 Ti11 合金 Mo 当量均大于 Ti65 合金,这有利于提高 $\beta$ 相稳定性; Ti14、Ti13、Ti12 和 Ti11 合金 Al 当量均小于 Ti65 合金, $\alpha_2$ 相析出倾向降低,保证合金热稳定性。

### 1.3 材料的制备

本实验用到的原材料(质量分数)为: Ti 99.9%、Al 99.99% 以及 Sn、Si、Zr、W、Mo、Nb 和 Ta 99.95%。用酸和酒精洗掉原材料上杂质后,使用 Mettler Toledo AL204-IC 型精密秤进行称重。原材料总质量为 80 g,按照元素质量分数配比。将配好的原材料放入型号为 NMS-DRII 的非自耗真空电弧熔炼炉(工作熔炼电流为 75~300 A),为保证合金铸锭成分均匀性,在高纯氩气保护下进行 5 次反复熔炼,得到如图 2(a)的合金铸锭。将该铸锭放入型号为 NMS-DQIII 的真空铜模电弧倾铸炉进行倾铸,最终得到如图 2(b)的板材样品,样品尺寸为 70 mm×20 mm×8 mm。

### 1.4 实验方法

将制备好的样品依次用 240~2000 #砂纸进行打磨抛光。抛光至没有划痕后,用体积配比为氢氟酸:硝酸:蒸馏水=3:7:90 的腐蚀液对其腐蚀,随即用型号为 OLYMPUS 的光学显微镜和型号为 SU5000 的扫描电子显微镜进行观察。采用 Image Pro Plus(IPP)软件测得 $\beta$ 相体积分数,采用 Image 软件测得板条 $\alpha$ 相长度。将样品放在型号为

表 1 系列合金的 Mo 当量和 Al 当量

Table 1 Mo-equivalent and Al-equivalent of designed series compositions

Experimental samples	[Mo] <sub>eq</sub>	[Al] <sub>eq</sub>
Ti14	1.25	7.40
Ti13	1.62	7.39
Ti12	1.98	7.37
Ti11	2.31	7.36
Ti65	1.30	7.80

Note : [Mo]<sub>eq</sub>=1Mo+0.22Ta+0.28Nb+0.44W+0.67V+1.59Cr+1.54Mn+2.86Fe+1.43Co+1.11Ni<sup>[37]</sup>; [Al]<sub>eq</sub>=1.0Al+0.33Sn+0.17Zr+10O<sup>[38]</sup>

Bruker D8 Focus X 的 X 射线多晶衍射仪(XRD)上进行物相分析,扫描角度为 20°~80°,扫描速度为 2(°)/min,工作电压和工作电流分别为 40 kV 和 40 mA。

高温对钛合金性能有着重要影响,因此本工作对设计合金的室温和高温拉伸性能进行测试,室温和高温拉伸实验均在 UTM5504-G 电子万能试验机上进行。拉伸试样形状和尺寸参照 GB/T 228.1—2010,如图 3 所示。室温拉伸试样为棒状(标距 28 mm,直径 3 mm),拉伸应变速率为  $2.1 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 。高温拉伸实验温度分别为 600 °C 和 650 °C,试样为板状(长度 46 mm,厚度 1.5 mm),拉伸应变速率为  $4.8 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 。高温拉伸实验具体流程如下:试样随炉加热从室温分别升至 600 °C 和 650 °C 时,在炉内保温 10 min,随后进行测试。测试完毕后随炉冷却至室温,取出试样。由于加工后上下表面及侧面存在氧化层,实验前拉伸试样用 400 #和 800 #砂纸进行打磨,每组实验有 2 个试样,实验结果取平均值。采用 HV-1000STA 型硬度计测试合金硬度,保载时间是 15 s,载荷大小是 3 N。为了减小实验误差,每个合金铸锭至少测 12 个点的硬度取平均值。采用 XS64 型密度计测试合金密度,每个样品测量 3 次取平均值。

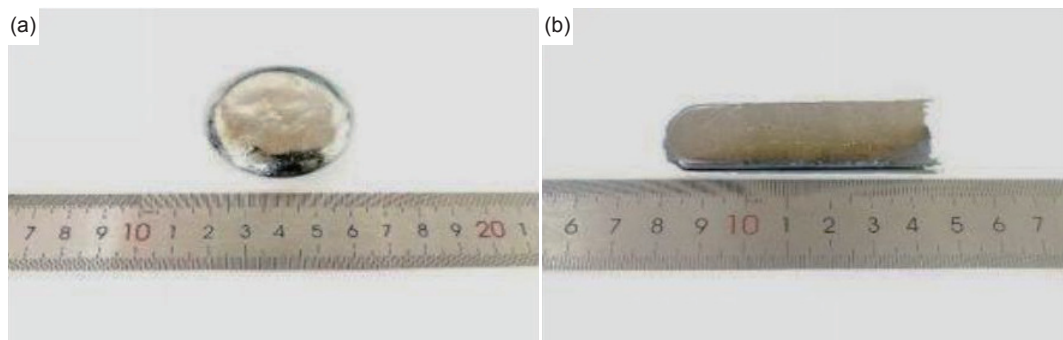


图 2 实验所用合金铸锭(a)和板材(b)

Fig. 2 The cast alloys(a) and the pour-cast plate(b) used in the experiment

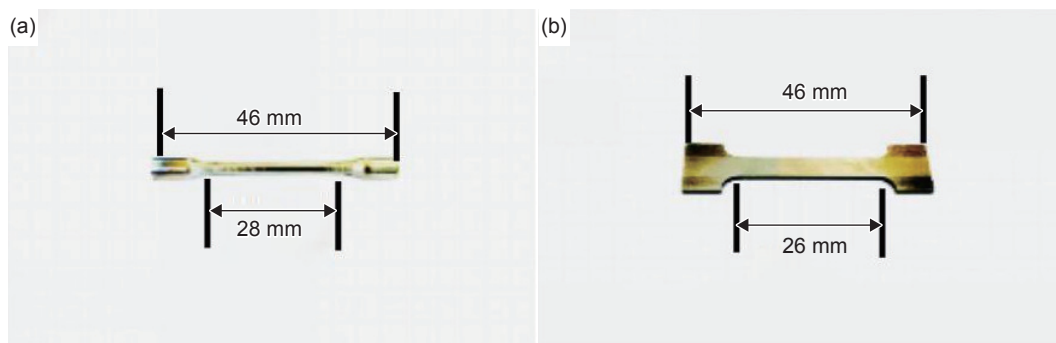


图3 室温(a)和高温(b)拉伸试样

Fig. 3 Tensile samples at room (a) and high (b) temperatures

## 2 结果与讨论

### 2.1 金相组织

图4和图5分别为系列合金的光学显微组织和扫描电子显微组织图。图5中灰色长条状为 $\alpha$ 相,白色细针状为 $\beta$ 相。由图4和图5可知,系列铸态合金原始组织均为初生 $\beta$ 晶粒,内部分布板条 $\alpha$ 相和残余 $\beta$ 相组成的网篮组织。随着 $\beta$ 相团簇式增多,板条 $\alpha$ 相明显细化,呈纵横交错状分布在 $\beta$ 相间。板条 $\alpha$ 相细化是因为Mo、Nb、Ta和W均是 $\beta$ 相稳定元素。Ta和W的添加使得钛合金晶粒和各相尺寸明显细化<sup>[5, 39-40]</sup>,并促进 $\beta$ 相生成。Mo元素可以极大地稳定 $\beta$ 相<sup>[41]</sup>,抑制 $\beta$ 相转化成 $\alpha$ 相,减小 $\alpha$ 相尺寸。Zr元素可以降低形核界面能,增大形核速率<sup>[42]</sup>,Zr含量增加会加速 $\alpha$ 相在

晶界或位错方向的形核,从而减小 $\alpha$ 相片层间距。同时,Zr元素起到钉扎晶界作用,减缓晶界长大速度。图6为系列合金的XRD衍射图谱,可以看出,系列合金均有较明显的 $\alpha$ 相衍射峰,表明合金主要由 $\alpha$ 相构成,Ti11和Ti12合金出现 $\beta$ 相衍射峰,表明这两种合金有较多 $\beta$ 相。表2给出系列合金的 $\alpha$ 相片层平均尺寸和 $\beta$ 相体积分数,由此可知,随着 $\beta$ 相团簇式增加,板条 $\alpha$ 相平均尺寸减小, $\beta$ 相体积分数增大。Ti11合金板条 $\alpha$ 相平均尺寸(0.32  $\mu\text{m}$ )相比于Ti14合金(0.98  $\mu\text{m}$ )减小了67%,Ti11合金 $\beta$ 相体积分数(22%)相比于Ti14合金(7%)增加了2倍。设计的合金中 $\alpha$ 和 $\beta$ 相体积分数比例和团簇式个数比例存在差异,以Ti11合金为例, $\alpha$ 和 $\beta$ 相体积分数比例为39:11,大于团簇式个数比例(11:6)。这是因为成分式为理想态,未考

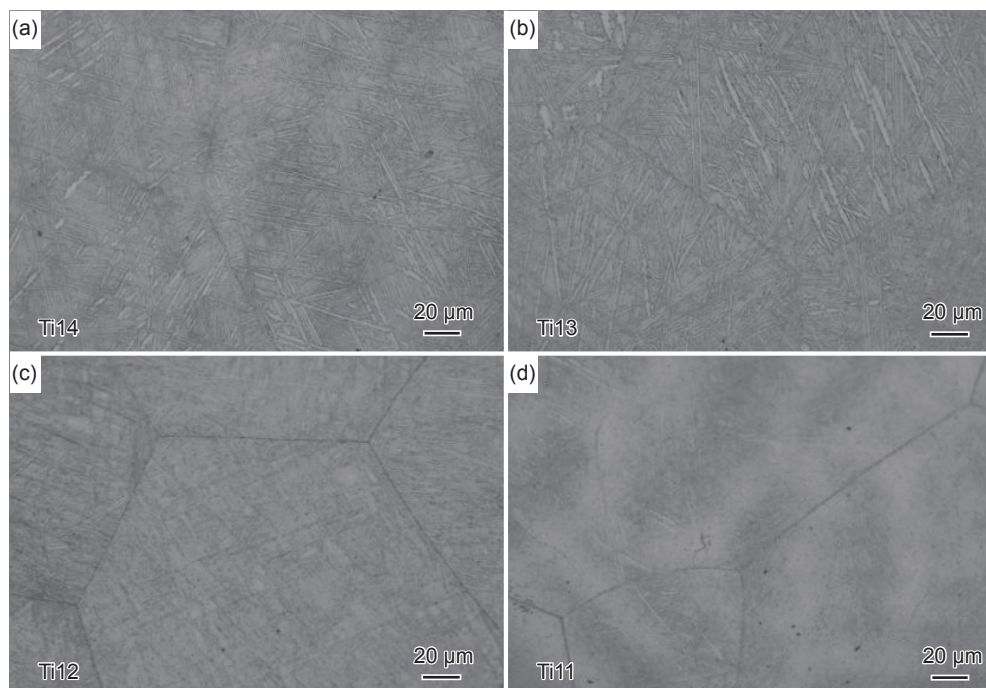


图4 铸态系列合金的光学显微组织 (a)Ti14;(b)Ti13;(c)Ti12;(d)Ti11

Fig. 4 Optical microstructure of as-cast series alloys (a)Ti14;(b)Ti13;(c)Ti12;(d)Ti11

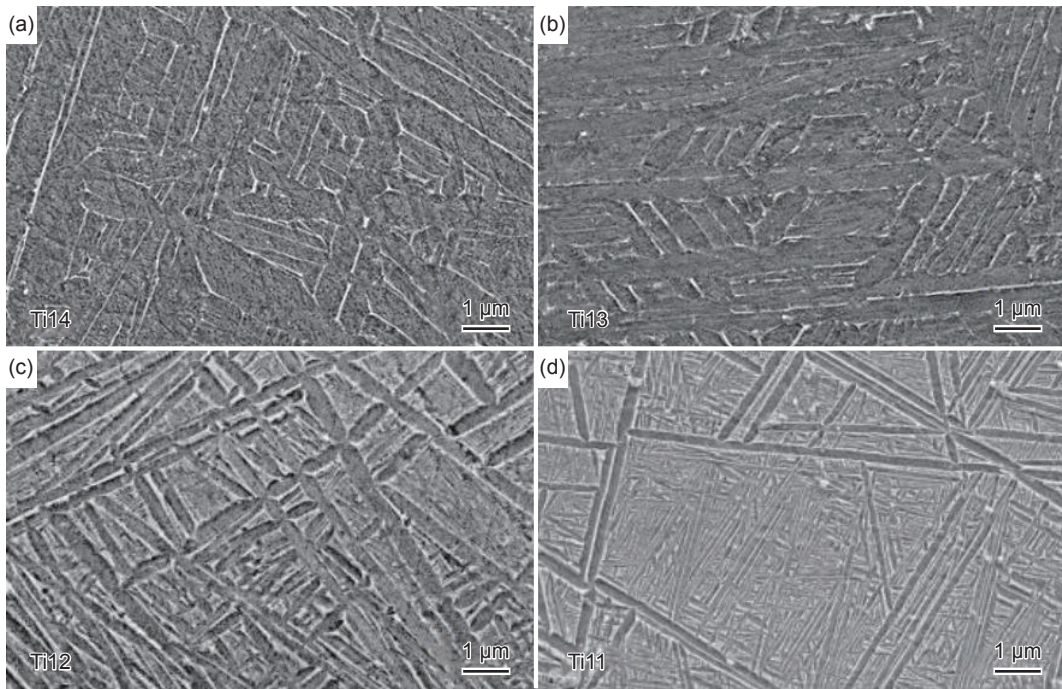


图 5 铸态系列合金的扫描电子显微组织 (a)Ti14; (b)Ti13; (c)Ti12; (d)Ti11

Fig. 5 Scan electron microstructure of as-cast series alloys (a)Ti14; (b)Ti13; (c)Ti12; (d)Ti11

考虑实际元素扩散。

### 2.2 室温拉伸性能

图 7(a)为系列铸态合金的室温拉伸工程真应力-应变曲线。

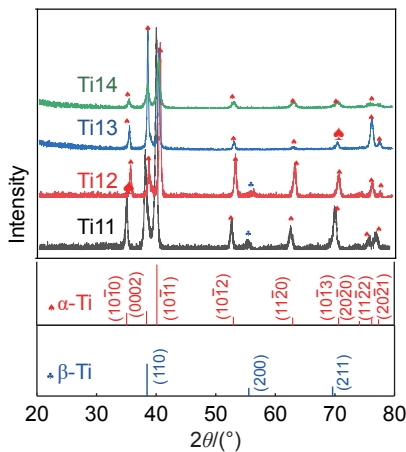


图 6 铸态系列合金的 XRD 衍射谱

Fig. 6 XRD spectra of as-cast series alloys

表 2 铸态系列合金的  $\alpha$  相片层平均尺寸和  $\beta$  相体积分数  
Table 2 Average size of  $\alpha$  phase plate and fraction of  $\beta$  phase volume of as-cast series alloys

Alloys	Average size of $\alpha$ phase plate/ $\mu\text{m}$	Fraction of $\beta$ phase volume/%
Ti14	0.98	7 $\pm$ 1
Ti13	0.78	11 $\pm$ 1
Ti12	0.62	16 $\pm$ 2
Ti11	0.32	22 $\pm$ 2

力-应变曲线。其中, Ti65 合金室温抗拉强度是红色虚线对应的纵坐标值。由图可知, 随着  $\beta$  相团簇式增多, 合金抗拉强度与屈服强度均增加, 但伸长率减少。Ti11 合金抗拉强度为 1334 MPa, 断后伸长率为 1.3%。合金强度提高是由于板条  $\alpha$  相随着  $\beta$  相团簇式增多而明显细化, 细晶强化效果增强, 较多  $\beta$  相稳定元素添加提升固溶强化效果<sup>[5]</sup>。Ta 和 Nb 元素的添加使合金晶粒尺寸细化<sup>[34, 43]</sup>, Sn、Zr 和 Mo 元素<sup>[44]</sup>使晶粒尺寸减小, 合金细晶强化效果增强。断后伸长率下降是由于大量  $\alpha/\beta$  相界面对位错滑移起阻碍作用, 产生应力集中, 使晶界变脆<sup>[45]</sup>, 导致合金在变形中极易断裂。Ti14 合金的断后伸长率达到 9.1%, 这是由于板条  $\alpha$  相尺寸较宽, 且  $\alpha/\beta$  相界面和裂纹源较少<sup>[25]</sup>。

图 7(c)对比本实验铸态系列合金和文献[10, 46-47]报道的高温钛合金室温拉伸性能。由图可知, Ti14 合金抗拉强度略低于 Ti-1100 合金<sup>[45]</sup>, 断后伸长率与 Ti-1100 合金持平; 抗拉强度较 BT18y 合金<sup>[46]</sup>提高 10%, 断后伸长率提高 30%。Ti13、Ti12 和 Ti11 合金抗拉强度均高于 IMI834 和 Ti60 经典合金<sup>[46]</sup>, 但断后伸长率低于 IMI834 与 Ti60 合金, 这是因为本实验用到的合金为铸态, 未经过热变形, 相比于轧制态, 铸态组织粗大的晶粒导致晶界减少, 位错运动受阻严重, 容易产生应力集中, 故塑性较低。Ti11 合金抗拉强度分别比 IMI834 和 ZTi65 合金<sup>[10]</sup>提高 28% 和 21%, 屈服强

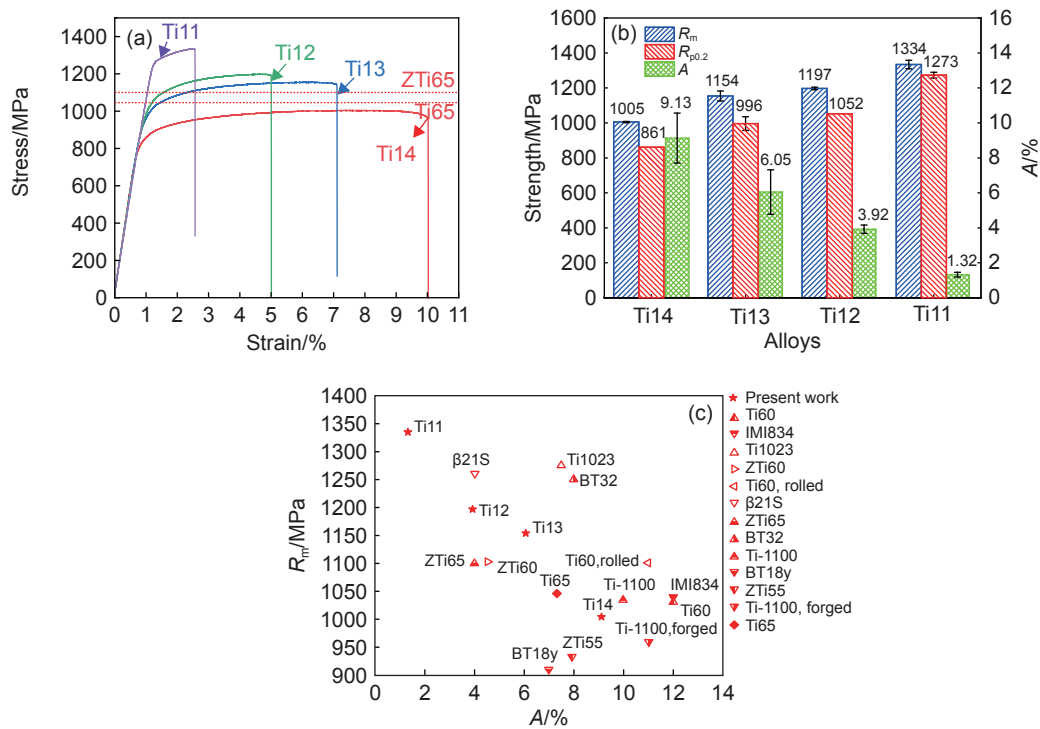


图 7 铸态系列合金室温力学性能<sup>[10, 46-47]</sup> (a)工程应力-应变曲线; (b)拉伸性能; (c)拉伸性能对比  
 Fig. 7 Mechanical properties of as-cast series alloys at room temperature<sup>[10, 46-47]</sup> (a)engineering tensile stress-strain curves; (b)tensile properties; (c)comparison of tensile properties

度达到 1273 MPa, 分别比 IMI834 和 ZTi65 合金提高 37% 和 30%, 其强度已达到 Ti1023、 $\beta$ 21S、BT32<sup>[47]</sup> 等亚稳  $\beta$  钛合金水平。Ti13 和 Ti12 合金抗拉强度均大于同状态 Ti65、Ti60 和 Ti55 合金。Ti13 合金断后伸长率比 Ti65 铸态合金增加 50%。

Ti12 合金断后伸长率与 Ti65 铸态合金持平, 但抗拉强度与屈服强度相比于 Ti65 铸态合金分别提升 9% 和 8%。

### 2.3 硬度

图 8(a)和(b)分别为系列合金维氏显微硬度

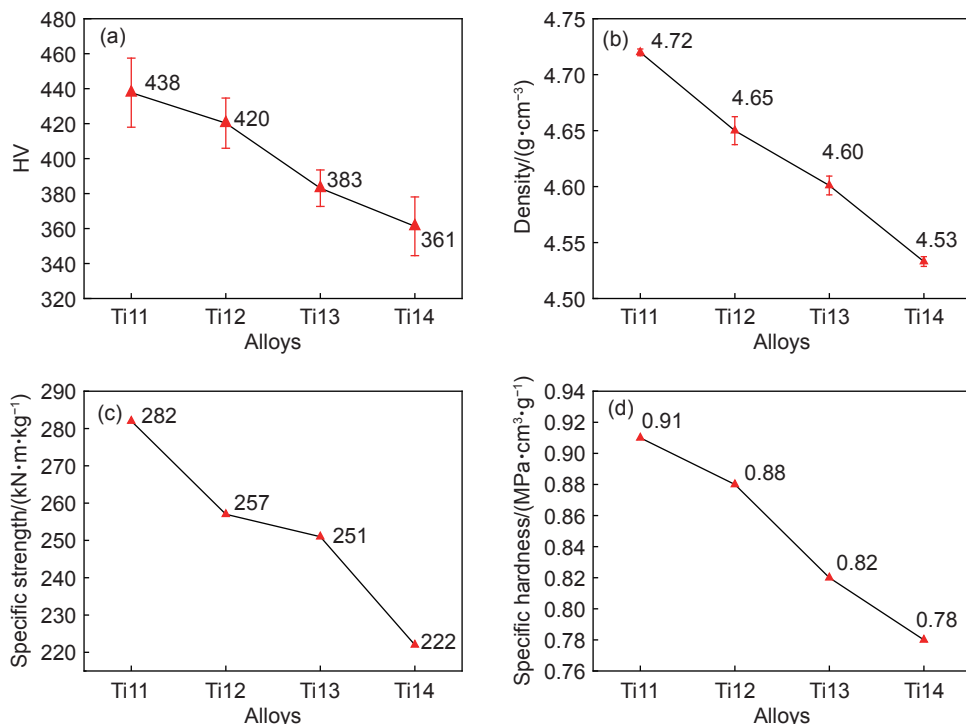


图 8 铸态系列合金的维氏硬度(a), 密度(b), 比强度(c)和比硬度(d)

Fig. 8 Vickers hardness(a), mass density(b), specific strength(c) and specific hardness(d) of as-cast series alloys

和密度值,可以看出,铸态合金维氏硬度和密度随着 $\beta$ 相团簇式增加而明显增大。Ti11合金维氏硬度为438HV,相比于Ti65(362HV)提高21%。维氏硬度增大是因为随着 $\beta$ 相团簇式增加,晶粒细化导致晶界变多,细小晶粒之间晶界阻碍位错移动。此外,大量 $\alpha/\beta$ 相界面使位错滑移阻力变大,提高合金硬度<sup>[5]</sup>。合金密度增大是由于W( $19.4\text{ g/cm}^3$ )、Ta( $16.1\text{ g/cm}^3$ )、Mo( $10.2\text{ g/cm}^3$ )、Nb( $8.6\text{ g/cm}^3$ )、Sn( $7.3\text{ g/cm}^3$ )和Zr( $6.5\text{ g/cm}^3$ )这些密度较大元素的大量添加。

系列合金维氏硬度和抗拉强度变化规律相同,两者数值关系近似满足抗拉强度 $=3.04\times$ 维氏硬度。图8(c)和(d)分别为系列合金比强度(抗拉强度/密度)和比硬度(硬度/密度),可以看出随着 $\beta$ 相团簇式增加,系列合金比强度与比硬度都增加。Ti11合金比强度最大,达到 $282\text{ (kN}\cdot\text{m)/kg}$ ,相比于Ti65合金( $240\text{ (kN}\cdot\text{m)/kg}$ )提高18%。Ti11合

金比硬度为 $0.91\text{ (GPa}\cdot\text{cm}^3)/\text{g}$ ,相比于Ti65合金( $0.77\text{ (GPa}\cdot\text{cm}^3)/\text{g}$ )提高18%。

#### 2.4 室温拉伸断口分析

图9为铸态系列合金室温拉伸断口形貌。可以看出,拉伸断口均有准解理面、韧窝和撕裂棱。这表明系列合金断裂是由韧性断裂和脆性断裂组成的混合断裂。Ti14、Ti13、Ti12和Ti11合金平均韧窝直径分别为 $8.0\text{ }\mu\text{m}$ 、 $7.4\text{ }\mu\text{m}$ 、 $6.3\text{ }\mu\text{m}$ 和 $2.0\text{ }\mu\text{m}$ 。图9(a)和(b)含有较多较大韧窝,韧窝有效减小应力集中,提高合金塑性<sup>[48]</sup>,因此Ti14和Ti13合金主要发生韧性断裂,合金塑性较好。图9(c)和(d)中断口韧窝尺寸明显变小,并且韧窝数量相对减少,出现河流状花样和准解理面,准解理面容易成为裂纹的形核点,裂纹会沿着准解理面扩展,使材料在较小应变下发生断裂,导致Ti11和Ti12合金塑性降低。

#### 2.5 高温拉伸性能

图10(a)为系列合金在 $600\text{ }^\circ\text{C}$ 下工程应力-应

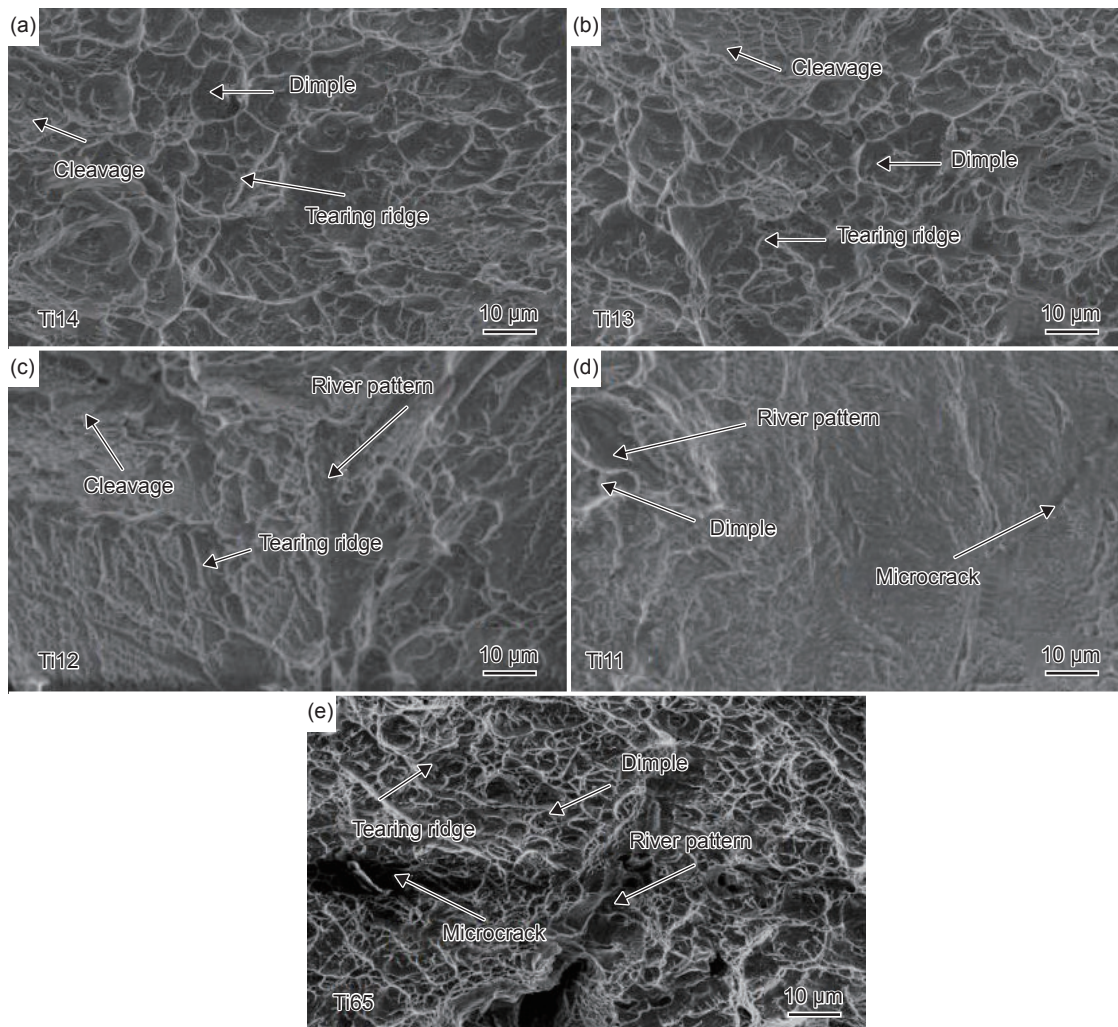


图9 铸态系列合金室温拉伸断口形貌 (a)Ti14; (b)Ti13; (c)Ti12; (d)Ti11; (e)Ti65

Fig. 9 Tensile fracture patterns of the as-cast series alloys (a)Ti14; (b)Ti13; (c)Ti12; (d)Ti11; (e)Ti65

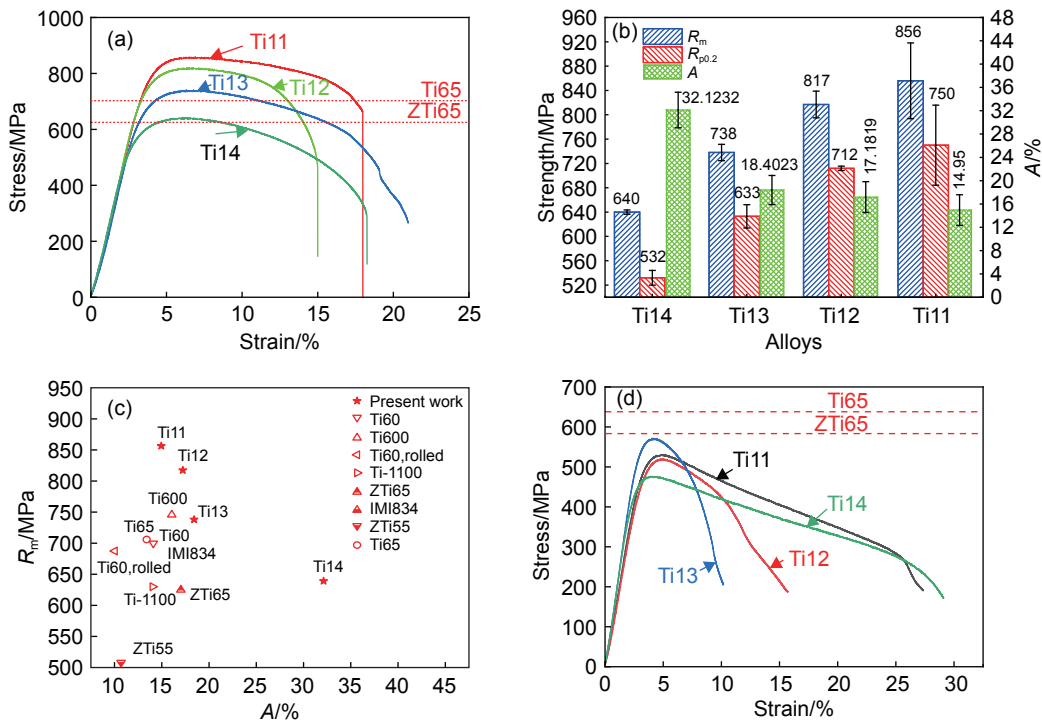


图 10 铸态系列合金高温力学性能<sup>[10,47]</sup> (a) 600 °C 工程应力-应变曲线; (b) 600 °C 拉伸性能; (c) 600 °C 拉伸性能对比; (d) 650 °C 工程应力-应变曲线

Fig. 10 Mechanical properties of as-cast series alloys at high temperature<sup>[10,47]</sup> (a) engineering tensile stress-strain curves at 600 °C; (b) tensile properties at 600 °C; (c) comparison of tensile properties at 600 °C; (d) engineering tensile stress-strain curves at 650 °C

变曲线。由图可知,随着  $\beta$  相团簇式增加,合金在 600 °C 下抗拉强度增加。图 10(c) 对比系列合金和文献 [10,47] 报道的高温钛合金 600 °C 拉伸性能。Ti13、Ti12 和 Ti11 合金在 600 °C 下抗拉强度均大于 IMI834 合金,其中 Ti11 合金抗拉强度为 856 MPa,分别比 IMI834、Ti-1100<sup>[47]</sup> 和 ZTi65<sup>[10]</sup> 合金提高 26%、36% 和 37%。 $\beta$  相稳定元素 Mo 和 W 的加入使界面扩散系数减小<sup>[5]</sup>,产生界面强化,界面抵抗裂纹扩展能力增强。此外,Ti11、Ti12、Ti13 和 Ti14 合金 600 °C 抗拉强度均大于同状态 Ti65 合金,Ti12、Ti13 和 Ti14 合金断后伸长率均大于 Ti65 合金。铸态 Ti11、Ti12 和 Ti13 合金在 600 °C 下抗拉强度大于 Ti55 合金在 550 °C 下抗拉强度<sup>[49]</sup>,说明本实验设计的合金 600 °C 高温拉伸性能优异。

图 10(d) 给出系列合金在 650 °C 下工程应力-应变曲线,可知, Ti13 合金抗拉强度最大,达到 570 MPa,略低于同状态 (639 MPa) 和文献报道的铸态 Ti65 合金 (585 MPa)<sup>[10]</sup>。

### 2.6 高温拉伸后金相组织

图 11 为系列合金 600 °C 高温拉伸后光学显微组织和扫描电子显微组织。可以看出,系列合金高温下仍为  $\alpha$  相片层与残余  $\beta$  相组成的网篮组织。与室温状态不同的是,600 °C 高温拉伸后  $\beta$  相部分

组织发生分解。经过统计,600 °C 下,  $\alpha$  相尺寸略微增大, Ti11、Ti12、Ti13 和 Ti14 合金  $\alpha$  相平均尺寸分别为 0.34、0.65、0.78  $\mu\text{m}$  和 1  $\mu\text{m}$ 。Ti11、Ti12、Ti13 和 Ti14 合金  $\beta$  相体积分数分别为 26%、18%、14% 和 9%,比室温下的铸态组织分别增加 18%、13%、27% 和 29%,说明 Ti11 和 Ti12 合金具有更高高温稳定性。此外, Ti11 和 Ti12 合金含有较多 Mo 与 W 元素,  $\beta$  相含量多,合金变形时协调性较好,微孔在界面上形核较难,合金多元复合强化效果提高。图 12 为 Ti13 和 Ti65 合金经 650 °C 拉伸后金相组织,统计得到, Ti13 合金  $\alpha$  相平均尺寸为 0.90  $\mu\text{m}$ ,比 600 °C 时增加 15%;  $\beta$  相体积分数为 16.4%,比 600 °C 时增加 17%。Ti65 合金板条  $\alpha$  相平均尺寸为 0.76  $\mu\text{m}$ ,  $\beta$  相体积分数为 8.4%。650 °C 下, Ti13 合金的板条  $\alpha$  相尺寸比 Ti65 合金大, Ti13 合金的晶界数量减少,强化效果减弱,因此, Ti13 合金 650 °C 高温抗拉强度低于同状态 Ti65 合金。

### 3 结论

(1) Ti11 合金为系列合金中室温抗拉强度最高的近  $\alpha$  型高温钛合金,名义成分为 Ti-5.3Al-2.5Sn-

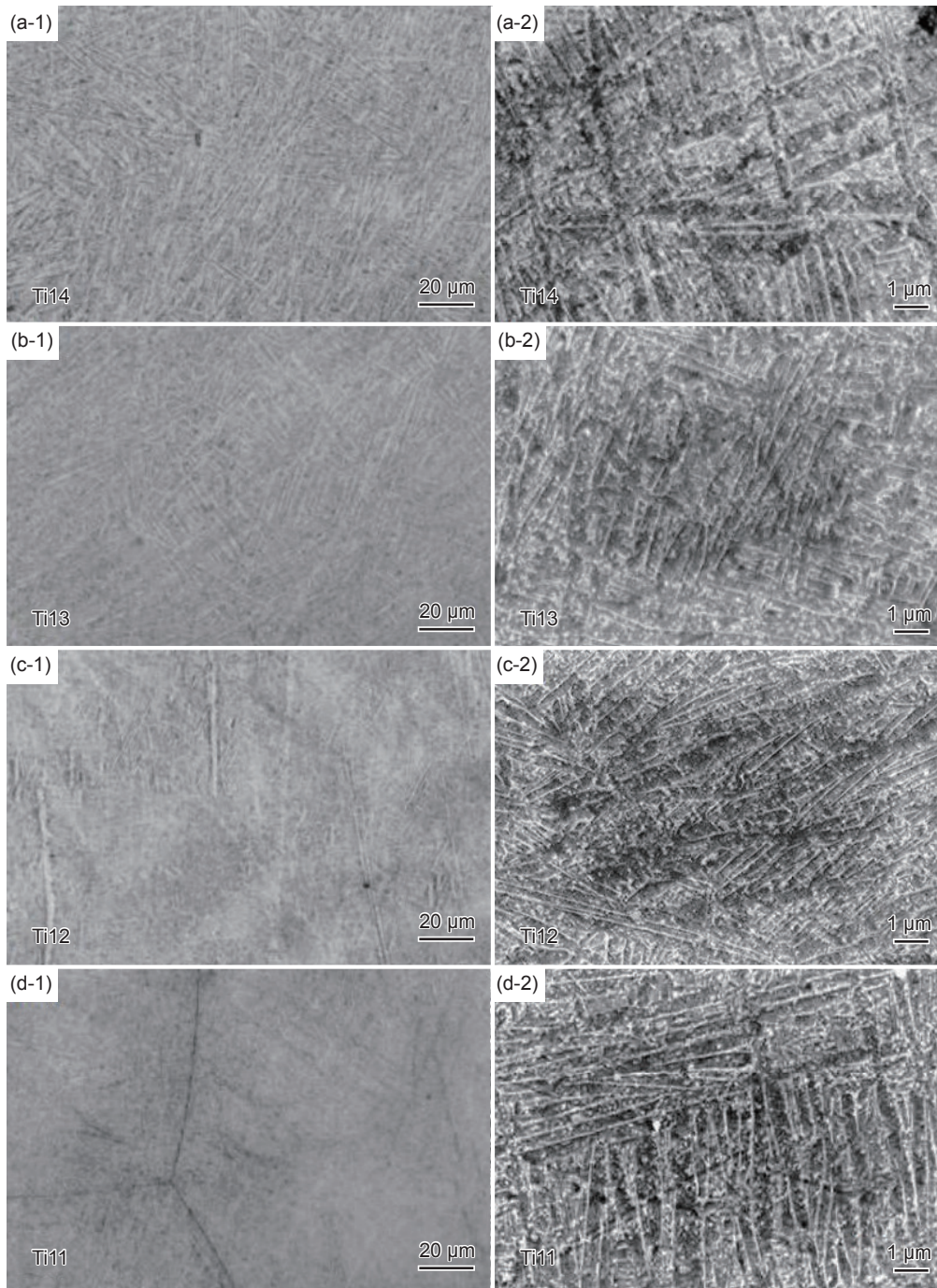


图 11 600 °C 高温拉伸后铸态系列合金的光学显微组织(a-1)~(d-1)和扫描电子显微组织(a-2)~(d-2)

Fig. 11 Optical microstructure(a-1)-(d-1) and scan electron microstructure(a-2)-(d-2) of as-cast series alloys after tension at 600 °C

7.6Zr-0.5Mo-0.5Nb-3.8Ta-0.6Si-1.9W(质量分数)。铸态组织为板条 $\alpha$ 相和残余 $\beta$ 相组成的网篮组织,随着 $\beta$ 相团簇增加, $\alpha$ 相片层越来越细,抗拉强度和屈服强度增加。Ti11合金抗拉强度为1334 MPa,分别比IMI834和ZTi65合金提高28%和21%;屈服强度为1273 MPa,分别比IMI834和ZTi65合金提高37%和30%。但Ti11合金断后伸长率为1.3%,低于ZTi65和锻造态IMI834合金。Ti12合

金断后伸长率与ZTi65合金相当,抗拉强度和屈服强度分别比ZTi65合金提高9%和8%。

(2)Ti11合金在600 °C下抗拉强度为856 MPa,分别比IMI834和ZTi65合金高26%和37%,断后伸长率相当。Ti11、Ti12、Ti13和Ti14合金600 °C高温抗拉强度均大于同状态Ti65合金,铸态Ti11、Ti12和Ti13合金在600 °C下抗拉强度均大于Ti55合金在550 °C下抗拉强度,系列合金具有

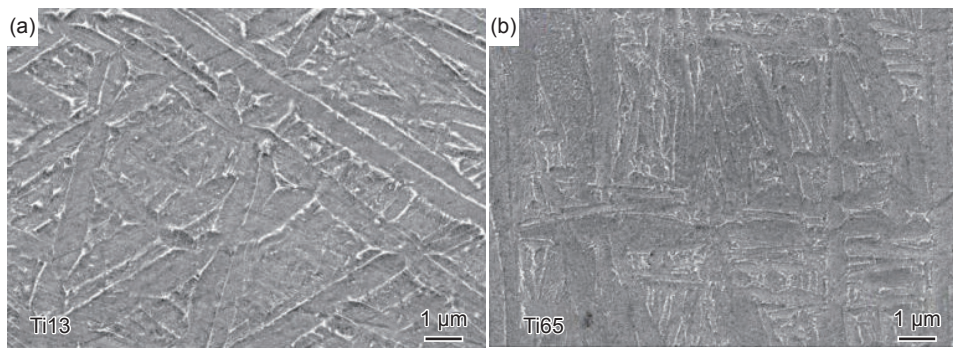


图 12 Ti13(a)和 Ti65(b)合金经 650 °C 高温拉伸后合金扫描电子显微组织

Fig. 12 Scan electron microstructure of Ti13(a) and Ti65(b) alloys after tension at 650 °C

优异的高温性能。

### 参考文献:

- [1] ZHU Y M, ZHANG K, MENG Z C, et al. Ultrastrong nanotwinned titanium alloys through additive manufacturing[J]. *Nature Materials*, 2022, 21(11): 1258-1262.
- [2] ZHANG Z X, FAN J K, WU Z H, et al. Precipitation behavior and strengthening-toughening mechanism of hot rolled sheet of Ti65 titanium alloy during aging process[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2020, 831: 154786.
- [3] LIU D J, NI C B, WANG Y Q, et al. Review of serrated chip characteristics and formation mechanism from conventional to additively manufactured titanium alloys[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2024, 970: 172573.
- [4] 郭举乐, 田永武. 600 °C 高温钛合金的研究进展[J]. *铸造技术*, 2020, 41(9): 894-896.  
GUO J L, TIAN Y W. Research and development of 600 °C high temperature titanium alloys[J]. *Foundry Technology* 2020, 41(9): 894-896.
- [5] 张文婧. 短时高温用 Ti-Al-Sn-Zr-Mo-Nb-W-Si 系钛合金组织与性能研究[D]. 沈阳: 东北大学, 2018.  
ZHANG W J. The study on microstructure and mechanical properties of Ti-Al-Sn-Zr-Mo-Nb-W-Si short-term using high temperature titanium alloy[D]. Shenyang: Northeastern University, 2018.
- [6] 陈子勇, 刘莹莹, 靳艳芳, 等. 航空发动机用耐 650 °C 高温钛合金研究现状与进展[J]. *航空制造技术*, 2019, 62(19): 22-30.  
CHEN Z Y, LIU Y Y, JIN Y F, et al. Research on 650 °C high temperature titanium alloy technology for aero-engine[J]. *Aeronautical Manufacturing Technology*, 2019, 62(19): 22-30.
- [7] SINGH N, SINGH V. Effect of temperature on tensile properties of near- $\alpha$  alloy Timetal 834[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2008, 485(1/2): 130-139.
- [8] CHANDRAVANSI V, SARKAR R, KAMAT S V, et al. Effects of thermomechanical processing and heat treatment on the tensile and creep properties of boron-modified near alpha titanium alloy Ti-1100[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2013, 44: 201-211.
- [9] 蔡建明, 郝孟一, 李学明, 等. BT36 高温钛合金的成分特点及组织研究[J]. *材料工程*, 2000(2): 10-12.  
CAI J M, HAO M Y, LI X M, et al. Study on composition character and microstructure of BT36 high temperature Ti alloy[J]. *Journal of Materials Engineering*, 2000(2): 10-12.
- [10] 王清江, 刘建荣, 杨锐. 高温钛合金的现状与前景[J]. *航空材料学报*, 2014, 34(4): 1-26.  
WANG Q J, LIU J R, YANG R. High temperature titanium alloys: status and perspective[J]. *Journal of Aeronautical Materials*, 2014, 34(4): 1-26.
- [11] ZHANG Z X, FAN J K, LI R F, et al. Orientation dependent behavior of tensile-creep deformation of hot rolled Ti65 titanium alloy sheet[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2021, 75: 265-275.
- [12] ZHANG Z X, FAN J K, TANG B, et al. Microstructural evolution and FCC twinning behavior during hot deformation of high temperature titanium alloy Ti65[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2020, 49: 56-69.
- [13] ZHAO D, FAN J K, ZHANG Z X, et al. Influence of  $\alpha+\beta$  solution treatments on Ti65 ultrathin sheets: silicide precipitation, mechanical behavior and novel {1011} twinning system[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2023, 33(4): 1098-1113.
- [14] ZHAO D, FAN J K, ZHANG Z X, et al. Microstructure and texture variations in high temperature titanium alloy Ti65 sheets with different rolling modes and heat treatments[J]. *Materials*, 2020, 13(11): 2466.
- [15] 谭海兵, 臧健, 梁弼宁, 等. 中温热处理对 Ti65 合金淬火组织及室温拉伸性能的影响[J]. *材料研究学报*, 2023, 37(12): 881-888.  
TAN H B, ZANG J, LIANG B N, et al. Effect of medium

- heat treatment on quenched microstructure and tensile properties of Ti65 alloy[J]. *Chinese Journal of Materials Research*, 2023, 37(12): 881-888.
- [16] REN L, XIAO W L, MA C L, et al. Development of a high strength and high ductility near  $\beta$ -Ti alloy with twinning induced plasticity effect[J]. *Scripta Materialia*, 2018, 156: 47-50.
- [17] WEN P C, YUAN L J, TAO R, et al. First-principles investigation of interaction between surface oxygen and other alloy atoms in  $\alpha$ -Ti (0001) for designing high-temperature titanium alloy[J]. *Applied Surface Science*, 2022, 604: 154535.
- [18] DONG C, WANG Q, QIANG J B, et al. From clusters to phase diagrams: composition rules of quasicrystals and bulk metallic glasses[J]. *Journal of Physics D*, 2007, 40(15): R273.
- [19] 董闯, 董丹丹, 王清. 固溶体中的化学结构单元与合金成分设计[J]. *金属学报*, 2018, 54(2): 293-300.  
DONG C, DONG D D, WANG Q. Chemical units in solid solutions and alloy composition design[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2018, 54(2): 293-300.
- [20] LIU T Y, ZHANG S, WANG Q, et al. Composition formulas of Ti alloys derived by interpreting Ti-6Al-4V[J]. *Science China Technological Sciences*, 2021, 64(8): 1732-1740.
- [21] ELMER J W, PALMER T A, BABU S S, et al. *In situ* observations of lattice expansion and transformation rates of  $\alpha$  and  $\beta$  phases in Ti-6Al-4V[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2005, 391(1/2): 104-113.
- [22] KIM J H, SEMIATIN S L, LEE Y H, et al. A self-consistent approach for modeling the flow behavior of the alpha and beta phases in Ti-6Al-4V[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2011, 42: 1805-1814.
- [23] 朱智浩, 陈志鹏, 宋梦凡, 等. 基于团簇加连接原子模型对 TC21 钛合金的成分优化[J]. *材料工程*, 2024, 52(5): 117-126.  
ZHU Z H, CHEN Z P, SONG M F, et al. Composition optimization of TC21 titanium alloy based on cluster-plus-glue-atom model[J]. *Journal of Materials Engineering*, 2024, 52(5): 117-126.
- [24] ZHU Z H, LIU T Y, DONG C, et al. Achieving high-temperature strength and plasticity in near- $\alpha$  Ti-7Al-3Zr-2V alloy using cluster formula design[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2022, 18: 2582-2592.
- [25] ZHU Z H, WANG C Y, HUANG X N, et al. A high-temperature Ti-6.8Al-6.8Zr-2.3V-2.1Mo-0.7Nb alloy suitable for laser-additive manufacturing[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2023, 883: 145519.
- [26] ZHU Z H, LIU Y H, CHEN Z P, et al. High-strength Ti-Al-V-Zr cast alloys designed using  $\alpha$  and  $\beta$  cluster formulas[J]. *China Foundry*, 2023, 20(1): 23-28.
- [27] 刘田雨. 基于 Ti-6Al-4V 团簇式的增材制造用 Ti 合金成分研究[D]. 大连: 大连理工大学, 2021.  
LIU T Y, Investigation on Ti-alloys composition for additive manufacturing via cluster formula of Ti-6Al-4V[D]. Dalian: Dalian University of Technology, 2021.
- [28] ROSENBERG H W. Titanium alloying in theory and practice[C]//The Science, Technology and Application of Titanium. Oxford, UK: Pergamon Press, 1970: 851-859.
- [29] TANG X, AHMED T, RACK H J. Phase transformations in Ti-Nb-Ta and Ti-Nb-Ta-Zr alloys[J]. *Journal of Materials Science*, 2000, 35: 1805-1811.
- [30] IKEDA M, KOMATSU S, NAKAMURA Y. Effects of Sn and Zr additions on phase constitution and aging behavior of Ti-50 mass% Ta alloys quenched from  $\beta$  single phase region[J]. *Materials Transactions*, 2004, 45(4): 1106-1112.
- [31] ABDEL-HADY M, FUWA H, HINOSHITA K, et al. Phase stability change with Zr content in  $\beta$ -type Ti-Nb alloys[J]. *Scripta Materialia*, 2007, 57(11): 1000-1003.
- [32] LIEBER A J, SUTPHIN H D, HYER R C, et al. Distribution of tin and zirconium between phases in  $\alpha+\beta$  titanium alloys[J]. *Metal Science and Heat Treatment*, 1979, 21(3): 228-230.
- [33] YUE K, LIU J R, ZHANG H J, et al. Precipitates and alloying elements distribution in near  $\alpha$  titanium alloy Ti65[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2020, 36: 91-96.
- [34] WANG L Q, LV W J, JIAN L V, et al. Effect of Ta addition on mechanical properties of 7715D titanium alloy[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2012, 22(3): 516-520.
- [35] JING R, LIANG S X, LIU C Y, et al. Structure and mechanical properties of Ti-6Al-4V alloy after zirconium addition[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2012, 552: 295-300.
- [36] 朱智浩, 陈志鹏, 刘田雨, 等. 基于不同  $\alpha/\beta$  团簇式比例的 Ti-Al-V 合金的铸态组织和力学性能[J]. *金属学报*, 2023, 59(12): 1581-1589.  
ZHU Z H, CHEN Z P, LIU T Y, et al. Microstructure and mechanical properties of as-cast Ti-Al-V alloys with different proportion of  $\alpha/\beta$  clusters[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2023, 59(12): 1581-1589.
- [37] GUO Y H, NIU J Z, CAO J X, et al. Relative strength of  $\beta$  phase stabilization by transition metals in titanium alloys: the Mo equivalent from a first principles study[J]. *Materials Today Communications*, 2023, 35: 106123.
- [38] KITASHIMA T, SURESH K S, YAMABE-MITARAI Y.

- Effect of germanium and silicon additions on the mechanical properties of a near- $\alpha$  titanium alloy[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2014, 597: 212-218.
- [39] 王学双. Ta 和 Nb 对高温钛合金组织和性能的影响[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2011.  
WANG X S. The effects of Ta and Nb on microstructure and properties of high temperature titanium alloy[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2011.
- [40] LI Y L, FANG H Z, CHEN R R, et al. Microstructure evolution and strength-toughness synergy mechanism in as-cast Ti-7Mo-4Al-3Nb-2Cr-2Zr-xTa alloy[J]. *Materials Characterization*, 2023, 201: 112919.
- [41] ZHANG W J, SONG X Y, HUI S X, et al. The effects of Mo content on microstructure and high temperature tensile behavior of Ti-6.5Al-2Sn-4Zr-xMo-2Nb-1W-0.2Si titanium alloys[J]. *Materials at High Temperatures*, 2017, 34(3): 179-185.
- [42] FU B G, WANG H W, ZOU C M, et al. The influence of Zr content on microstructure and precipitation of silicide in as-cast near  $\alpha$  titanium alloys[J]. *Materials Characterization*, 2015, 99: 17-24.
- [43] 王敏, LU Liming, 王长浩, 等. 添加铌和钽对 TiMoZr 合金变形机制和拉伸性能的影响[J]. *机械工程材料*, 2022, 46(1): 14-18.  
WANG M, LU L, WANG C H, et al. Effect of Nb and Ta addition on deformation mechanism and tensile properties of TiMoZr alloys[J]. *Materials for Mechanical Engineering*, 2022, 46(1): 14-18.
- [44] 陈锋, 王煜. Sn、Zr、Mo 对 Ti35Nb 基合金组织与力学性能的影响[J]. *中国有色金属学报*, 2013, 23(6): 1560-1566.  
CHEN F, WANG Y. Influence of Sn, Zr and Mo elements on microstructure and mechanical properties of Ti35Nb based alloys[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2013, 23(6): 1560-1566.
- [45] CHOKSHI A H. Grain boundary processes in strengthening, weakening, and superplasticity[J]. *Advanced Engineering Materials*, 2020, 22(1): 1900748.
- [46] 曾立英, 赵永庆, 洪权, 等. 600 °C 高温钛合金的研发[J]. *钛工业进展*, 2012, 29(5): 1-5.  
ZENG L Y, ZHAO Y Q, HONG Q, et al. Research and development of high temperature alloys at 600 °C[J]. *Titanium Industry Progress*, 2012, 29(5): 1-5.
- [47] 王鼎春. 高强钛合金的发展与应用[J]. *中国有色金属学报*, 2010, 20(增刊1): 958-963.  
WANG D C. Development and application of high-strength titanium alloys[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2010, 20(Suppl 1): 958-963.
- [48] RAGANYA L, MOSHOKOA N, OBADELE B A, et al. Investigation of the tensile properties of heat treated Ti-Mo alloys[J]. *Materials Today: Proceedings*, 2021, 38: 1044-1048.
- [49] 魏寿庸, 贾栓孝, 王鼎春, 等. 550 °C 高温钛合金的性能[J]. *钛工业进展*, 2000(2): 25-29.  
WEI S Y, JIA S X, WANG D C, et al. Properties of high temperature titanium alloy at 550 °C[J]. *Titanium Industry Progress*, 2000(2): 25-29.

收稿日期: 2023-12-13; 录用日期: 2024-01-22

基金项目: 沈阳市自然科学基金 (22315605)

通讯作者: 朱智浩(1994—), 男, 博士生, 研究方向为合金成分设计与研发, 联系地址: 辽宁省大连市大连理工大学材料学院(116024), E-mail: zhuzhihao@mail.dlut.edu.cn

(本文责编: 陈 卉)