

真空感应悬浮熔炼($\text{TiC}+\text{TiB}$)增强钛基复合材料组织及高温拉伸性能研究

王振玲*, 于玉城, 李睿智, 李 强, 韩嘉平, 马 兰

(攀枝花学院钒钛学院, 四川 攀枝花 617000)

摘 要: 利用真空感应悬浮熔炼炉制备了($\text{TiC}+\text{TiB}$)/Ti-6Al-4Sn-8Zr-0.8Mo-1.5Nb-1W-0.25Si 复合材料, 增强体占比分别为 0%、2%、4%(体积比)。利用金相显微镜、SEM、XRD、TEM 和高温拉伸试验机研究了其显微组织和高温拉伸性能。结果表明: 钛合金主要由 α -Ti 相和 Ti_2ZrAl 相组成, Ti_2ZrAl 相分布在 α -Ti 片层交界位置。同时, 复合材料中还存在多边形块状 TiC 和 TiB 长晶须。钛合金组织为典型的魏氏组织, 在 β -Ti 晶粒内 α -Ti 相长成近平行排列的长针状。钛基复合材料中随着增强体数量增加, α -Ti 长径比显著减小, β -Ti 晶粒细化。在 650 ~ 700 °C 范围钛基复合材料强度显著提高, 2% 增强体复合材料在 650 °C 强化效果最优, 4% 增强体复合材料在 700 °C 强化效果最优。温度超过 700 °C 后, 增强体强化效果减弱。复合材料塑性总体较低。钛基复合材料强化方式为细晶强化、固溶强化和载荷传递强化。高温拉伸时钛基复合材料的断裂方式为脆性断裂。

关键词: 钛基复合材料; ($\text{TiC}+\text{TiB}$); 真空感应悬浮熔炼; 显微组织; 高温拉伸性能

中图分类号: TF823, TG146.23 文献标志码: A 文章编号: 1004-7638(2021)05-0054-08

DOI: 10.7513/j.issn.1004-7638.2021.05.009

开放科学(资源服务)标识码(OSID):



听语音
与作者互动
聊科研

Microstructure and high temperature tensile properties of ($\text{TiC}+\text{TiB}$) reinforced titanium matrix composites by vacuum induction suspension melting

Wang Zhenling, Yu Yucheng, Li Ruizhi, Li Qiang, Han Jiaping, Ma Lan

(College of Vanadium and Titanium, Panzhihua University, Panzhihua 617000, Sichuan, China)

Abstract: ($\text{TiC}+\text{TiB}$)/Ti-6Al-4Sn-8Zr-0.8Mo-1.5Nb-1W-0.25Si titanium matrix composites were prepared by vacuum induction suspension melting, with the reinforcement composition volume ratio respectively at 0%, 2% and 4%. The microstructure and high temperature tensile properties of the composites were investigated by metallographic microscope, SEM, XRD, TEM and high temperature tensile testing machine. The results show that the titanium alloy is mainly composed of α -Ti phase and Ti_2ZrAl phase, and the Ti_2ZrAl phase is distributed at the junction of α -Ti flakes. In addition, there also exist polygonal bulk TiC and long TiB whiskers. The microstructure of the titanium alloy is typical widmandgren structure, and the α -Ti phase presents long needlelike shape with nearly parallel arrangement in the β -Ti grains. In titanium matrix composites, with the increase of reinforcement composition, the length to

收稿日期: 2021-08-24

基金项目: 四川省科技厅重点研发项目(2019YFG0082); 攀枝花市科学技术局项目(2018CY-G-9); 四川省教育厅重点项目(18ZA0295); 2019 年大学生创新创业项目(S201911360060)。

作者简介: 王振玲, 女, 辽宁喀左人, 博士, 副教授, 通讯作者, 主要从事钛合金、铝合金材料相关研究工作, E-mail: 28930016@qq.com。

diameter ratio of α -Ti significantly decreases, and the grain size of β -Ti is refined. The strength of titanium matrix composites is increased significantly at 650 ~ 700 °C. The best strengthening effect appears at 650 °C for the composites with 2% reinforcement composition while at 700 °C for the composites with 4% reinforcement composition. When the temperature exceeds 700 °C, the strengthening effect of the reinforcement composition is weakened. The plasticity of the composites is generally low. The strengthening mechanism of the titanium matrix composites are attributed to the grain refinement, solid solution strengthening and load transfer strengthening. The fracture mode of the titanium matrix composites is brittle fracture under high temperature tensile conditions.

Key words: titanium matrix composites, (TiC+TiB), vacuum induction suspension melting, microstructure, high temperature tensile property

0 引言

钛基复合材料(TMCs)具有高的比强度和比模量、良好耐蚀性能、优异的耐疲劳和蠕变性能,在航空航天、海洋船舶等国家战略方面得到广泛的应用^[1-3]。伴随着航空航天技术的发展,尤其发动机零部件,对钛基复合材料的高温性能提出了更高的要求。钛合金基体、增强体类型及加入比例均可影响其高温拉伸性能^[4-5]。研究表明:TiC和TiB与钛基体之间无界面污染、热膨胀系数差别小,且与钛合金具有相近的泊松比,强化效果好,被认为是理想的增强体^[6]。同时通过合金化调控基体性能也是提高耐高温性能的重要手段,向IMI834钛合金中加入Mo和Nb提高了高温强度^[7];加入Si元素生成硅化物粒子阻碍位错运动,提高合金高温强度和蠕变抗力^[8]。钛合金中提高Zr元素含量,可以细化 β 晶粒和相组织,提高合金强度^[9]。基于以上分析,在高温Ti-Al-Sn-Zr-Mo-Si合金系基础上,设计了多元素合金化高温钛合金Ti-6Al-4Sn-8Zr-0.8Mo-1.5Nb-1W-0.25Si,大幅度提高了Zr含量,并在此基础上分别添加2%和4%的增强体制备了相应复合材料。

目前原位合成制备钛基复合材料的制备方法有熔铸法^[10]、粉末冶金法^[11]、等离子烧结法^[12-14]和机械合金化法^[15]等。其中,熔铸法具备成本低、可制备大尺寸复杂零件、工艺简单等优点而广泛用于制备钛基复合材料。真空感应悬浮熔炼技术是目前较先进的熔炼技术之一,坩埚对钛合金污染少,且寿命长,形成凝壳数量少,节约材料,流程简单效率高^[16]。因此,笔者采用真空感应悬浮熔炼炉制备Ti-6Al-4Sn-8Zr-0.8Mo-1.5Nb-1W-0.25Si合金及相应复合材料,增强体(TiC+TiB)加入比例分别为0、2%和4%(体积百分比),研究真空感应熔炼制备条件下,钛合金及钛基复合材料组织和高温性能的演变规律,

为高温钛合金及复合材料的应用提供一定试验探索和理论基础。

1 试验材料及试验方法

1.1 试验材料

采用真空感应悬浮熔炼炉熔炼制备了(TiC+TiB)/Ti-6Al-4Sn-8Zr-0.8Mo-1.5Nb-1W-0.25Si复合材料(增强体体积分数分别为0%, 2%, 4%),使用的原材料为海绵钛(>99.9%)、海绵锆(>99.9%)、工业纯铝(>99.97%)、Ti-80Sn合金、Al-50Nb合金、Al-50Mo合金、碳化硼粉和碳粉。增强相TiC和TiB体积比为1:1,通过 B_4C 粉与碳粉、钛原位反应生成。反应式见式(1)和式(2)。熔炼铸锭按10 kg进行配料计算,钛合金和钛基复合材料密度为4.5 g/cm³,计算出复合材料总体积和增强体的体积,再按反应式(1)和(2)可计算出需要碳化硼粉和碳粉质量。



熔炼时先将海绵钛加入坩埚,待其熔化后,通过二次加料将其他合金元素的原材料加入到钛液中,全部炉料熔化后浇注到铸钢坩埚中,形成尺寸为 $\Phi 160\text{ mm} \times 800\text{ mm}$ 的铸锭,切开铸锭表层2 cm后,有大量气孔和疏松缺陷,见图1。铸锭通过热等静压消除其微孔缺陷后,从铸锭边缘位置切取金相及高温拉伸试样。

1.2 试验方法

试验利用DM400M型数字显微镜观察钛基复合材料显微组织,采用Kroll's侵蚀剂(10 mLHF+30 mLHNO₃+500 mLH₂O)腐蚀试样。物相分析在D8-advance型X射线衍射仪上进行,波长 λ 为0.154 06 nm,扫描步长为0.02°,衍射范围为20°~80°,扫描速度为0.05°/min,狭缝宽度为0.06°。通过VEGA3型扫描电镜观察钛基复合材料组织及断

口形貌,加速电压为 20 kV。高温拉伸试验在 AG-X Plus 250 kN/50 kN 拉伸试验机上进行测试,设备拉伸速率为 0.5 mm/min,拉伸试样尺寸见图 2。

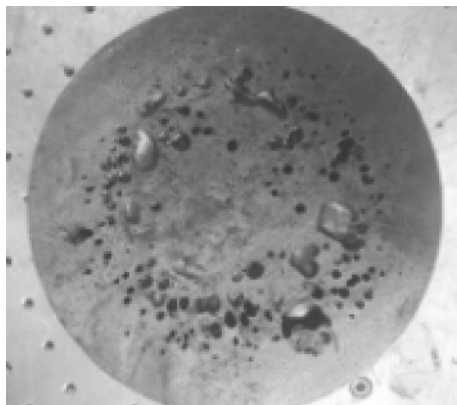


图 1 铸件表层缺陷

Fig. 1 The defects of the casting surface layer

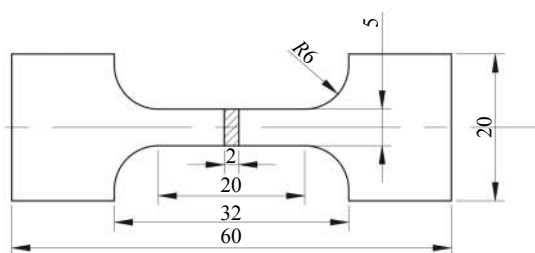


图 2 高温拉伸试样尺寸(单位:mm)

Fig. 2 The size of high temperature tensile specimen

2 结果与讨论

2.1 物相分析

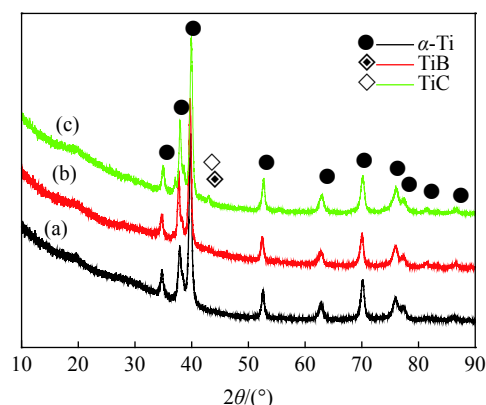
图 3 为三种钛材料 XRD 图谱,从图 3 可以看出,钛合金主要由六方晶格 α -Ti 组成,钛基复合材料除 α -Ti 相外,还生成了 TiC 和 TiB 相。同时发现与标准 Ti 相衍射峰位置相比,钛合金及复合材料中 α -Ti 相衍射峰向左偏移 $0.009^\circ \sim 0.502^\circ$,偏移数据见表 1。根据式(3)布拉格衍射方程和式(4)六方晶格常数计算公式:

$$2d\sin\theta = n\lambda \quad (3)$$

式中, d 为平行原子平面的间距; θ 为入射光与晶面的夹角; n 为反射级数; λ 为入射波波长。

$$\frac{1}{d_{hkl}^2} = \frac{4(h^2 + hk + k^2)}{3a^2} + \frac{l^2}{c^2} \quad (4)$$

式中, d 为平行原子平面的间距; h 、 k 、 l 为晶面指数; a 、 c 为晶格常数。其中, n 、 λ 的值不变,测得 α -Ti 相 θ 值减小,则晶面间距 d 值增大,根据式(4),晶格常数 a 、 c 值增大。即 α -Ti 晶格膨胀,分析认为合金成分复杂,部分合金元素固溶到 α -Ti 相中所导致。



增强体比例: (a) 0%; (b) 2%; (c) 4%

图 3 钛基复合材料 XRD 图谱

Fig. 3 XRD of titanium alloy and composite materials

表 1 不同增强体比例钛基复合材料中 α -Ti 相衍射峰位置

Table 1 Peak position of α -Ti phase in titanium matrix composite materials with different reinforcement composition ratios

标准 α -Ti 衍射峰位置/(°)	钛合金及复合材料衍射峰位置/(°)		
	0BC	2BC	4BC
35.093	34.794	34.675	35.004
38.421	37.892	37.721	37.919
40.170	39.822	39.744	39.967
53.004	52.637	52.533	52.728
62.949	62.865	62.879	62.886
70.660	70.179	70.074	70.219
76.218	75.984	76.062	76.088
77.368	77.203	77.199	77.493
82.290	81.653	81.481	81.471
86.759	86.427	86.620	86.684

注: 0BC、2BC、4BC 分别代表增强体添加比例为 0%、2%、4%。

2.2 显微组织

图 4(a)、(b)是钛合金的显微组织,为典型的粗大魏氏组织,由初生 β 晶粒和晶内按特性位向近平行排列的 α 片层组成,片层厚度约 $1.28 \mu\text{m}$ 。图 4(c)、(d)为增强体体积占比 2% 的 (TiC+TiB)/Ti-6Al-4Sn-8Zr-0.8Mo-1.5Nb-1W-0.25Si 复合材料显微组织, β 晶粒尺寸减小, α 束近平行排列现象弱化, α 片层厚度增加 ($6.09 \mu\text{m}$),长度变短,多边形块状 TiC 分布在 α -Ti 基体上。当增强体加入比例为 4% 时,见图 4(e)、(f), β 晶粒尺寸继续减小, α -Ti 片层厚度大约为 $4.97 \mu\text{m}$,较 2% 增强体时略有下降,TiC 和 TiB 数量增多。复合材料中 α -Ti 长径比减小,分析认为是 TiC 和 TiB 陶瓷颗粒阻碍 β 晶粒的长大,导

致 α 片层纵向生长受阻变短, 生长向横向方扩展所导致。

图 5 为钛基复合材料 SEM 组织及其标识部位能谱。图 5(a)表明钛合金中 α -Ti 相固溶有 Al 和 Sn 元素, 是导致 α -Ti 晶格膨胀的主要原因。从图 5(b)可以看出, 2%(TiC+TiB)增强钛基复合材料

显微组织中块状相由 Ti 和 C 元素组成, 原子百分比接近 1: 1, 判断为 TiC 相, 尺寸约 $5.5\ \mu\text{m}\times 8.28\ \mu\text{m}$ 。同时在组织中也形成了 TiB 相, 其形态为纤维状, 如图 5(c)所示, 由于 B 为轻元素, 能谱分析并未检测出其含量。以上能谱分析结果表明, 复合材料中生成了 TiC 和 TiB 增强体。

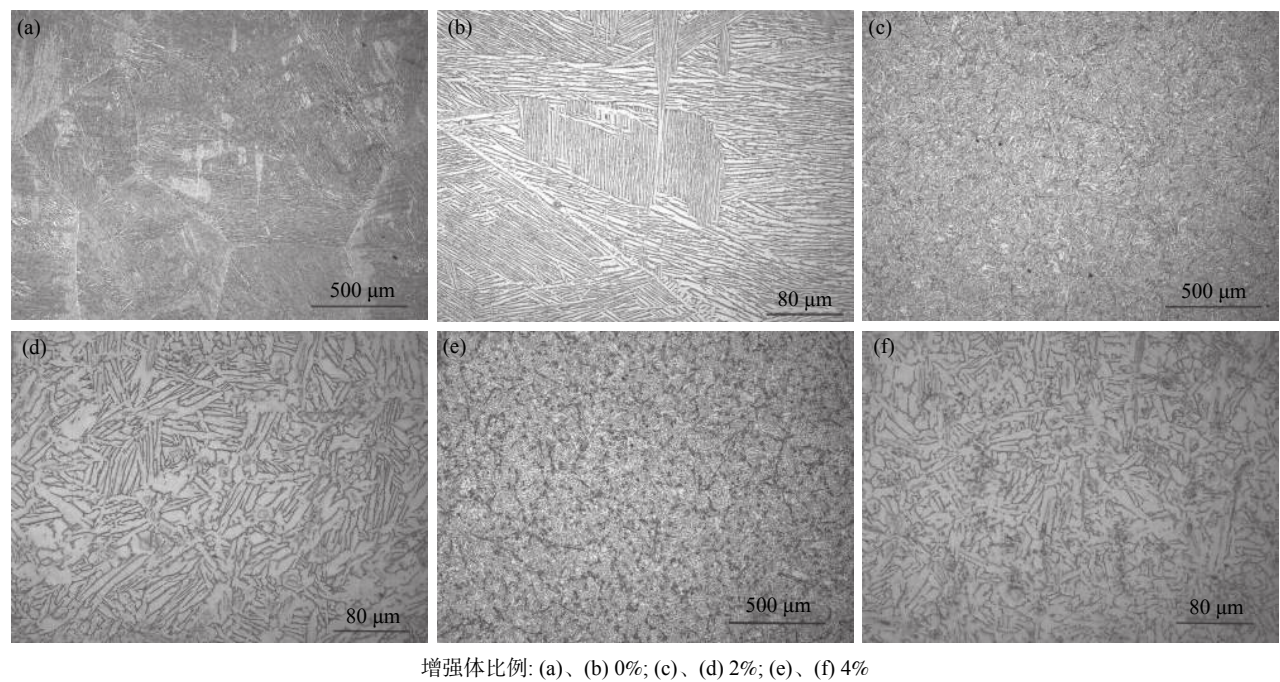


图 4 不同体积分数复合材料的显微组织
Fig. 4 Microstructures of composites with different volume fractions of (TiB+TiC) reinforcements

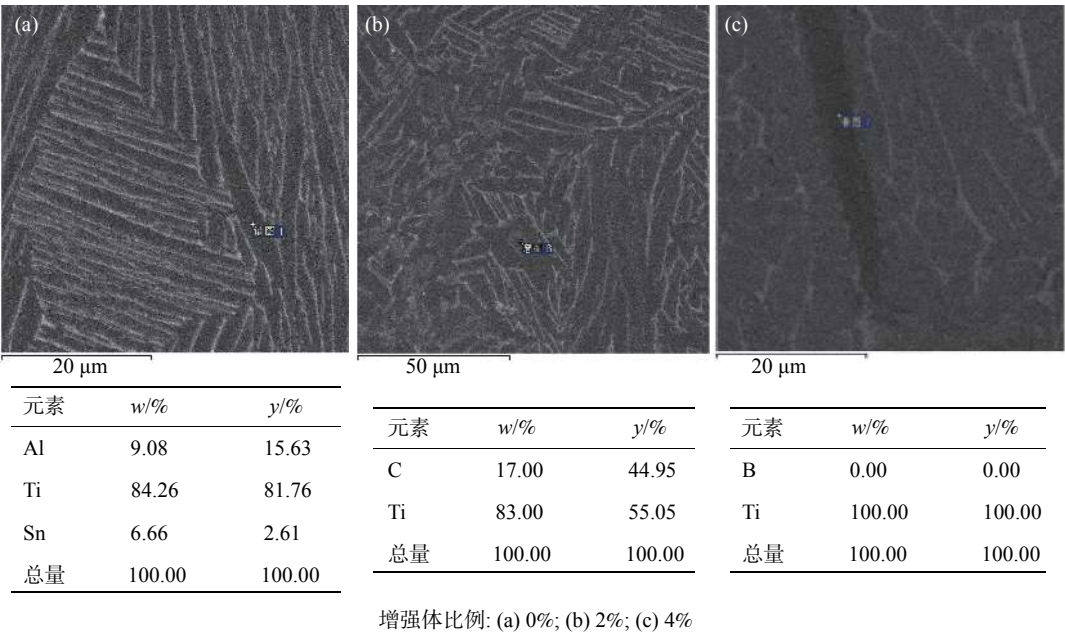
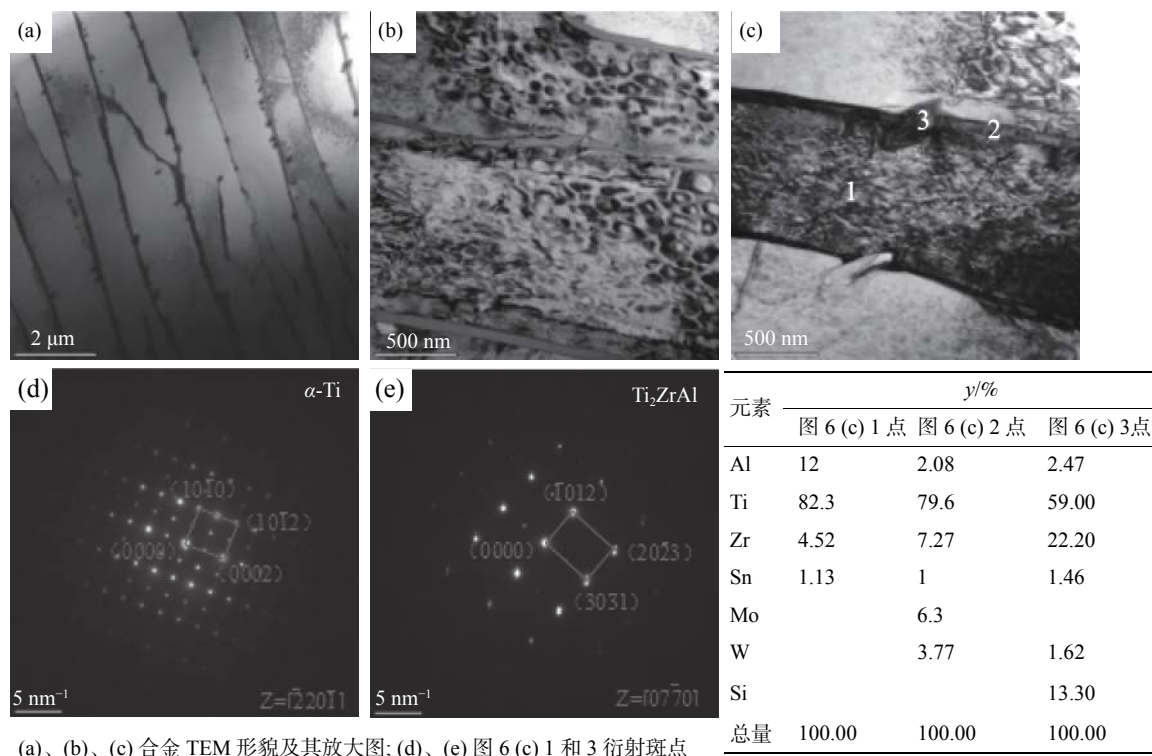


图 5 钛基复合材料 SEM 显微组织及其标识部位 EDS 结果
Fig. 5 SEM-EDS of the composites

由于加入合金元素较多,利用透射电镜对钛合金中形成的物相进行了深入分析。图6(a)为TEM下观察到的 α -Ti片层组织,平均片层间距为1.28 μm 左右, α 片层基体放大后形貌见图6(b),两个 α 片层界面位置应为 β -Ti相,同时 β -Ti上有析出相,如图6(c)位置3所示。分别对 α -Ti片层1位置、 β -Ti 3位置析出相进行了衍射分析,衍射图谱分别见

图6(d)、(e),标定为 α -Ti和 Ti_2ZrAl 相。同时对图6(c)中1、2和3位置进行了EDS能谱分析。可以看出 α -Ti相固溶较多的Al及少量的Zr和Sn; β -Ti中固溶有较多的Zr、Mo及少量的W、Al、Sn; Ti_2ZrAl 相主要由Ti、Zr、Si元素组成及少量的Al、Sn、W元素。因此,Ti-6Al-4Sn-8Zr-0.8Mo-1.5Nb-1W-0.25Si合金中存在的相有 α -Ti、 β -Ti和 Ti_2ZrAl 相。



(a)、(b)、(c) 合金 TEM 形貌及其放大图; (d)、(e) 图 6 (c) 1 和 3 衍射斑点

图 6 Ti-6Al-4Sn-8Zr-0.8Mo-1.5Nb-1W-0.25Si 合金 TEM 组织、衍射斑点及 α -Ti 相 EDS 结果

Fig. 6 TEM microstructure and the diffraction spot and of Ti-6Al-4Sn-8Zr-0.8Mo-1.5Nb-1W-0.25Si alloy, and EDS of α -Ti phase in the alloy

2.3 高温拉伸性能

表 2 为钛基复合材料的高温拉伸数据。从表 2 可以看出所设计的多元成分钛合金和钛基复合材料在 650 ~ 750 $^{\circ}\text{C}$ 范围内具有较高的强度,钛合金 R_m 和 $R_{p0.2}$ 在 650 $^{\circ}\text{C}$ 时,可达 655 MPa 和 555 MPa。2%(TiC+TiB)强化的钛基复合材料 R_m 和 $R_{p0.2}$ 为 707 MPa 和 627 MPa; 4%(TiC+TiB)增强体的复合材料 R_m 和 $R_{p0.2}$ 为 772 MPa 和 679 MPa。与钛合金相比,加 2% 和 4% 增强体的钛基复合材料抗拉强度分别提高了 7.9% 和 17.9%,屈服强度分别提高了 13.15% 和 22.3%。随着温度升高,三种材料的抗拉强度和屈服强度下降,伸长率总体也呈下降趋势。同时也发现,650 $^{\circ}\text{C}$ 时复合材料抗拉强度和屈服强度均高于钛合金,且增强体数量越多,强度越高;而

在 700 $^{\circ}\text{C}$ 时,钛合金和 2%(TiC+TiB)增强体的复合材料的强度基本相差不大,(TiC 和 TiB)占 4% 的复合材料强度则较高;在 750 $^{\circ}\text{C}$ 时,4%(TiC+TiB)增强的复合材料抗拉强度和屈服强度则略低于钛合金,伸长率也显著下降,此时(TiC+TiB)已起不到强化作用。分析认为是温度高于 700 $^{\circ}\text{C}$ 后基体软化现象明显,从而导致其拉伸强度下降。(TiC+TiB)增强相在不同温度下的强化效果可用强化率 K 表示,见式(5):

$$K = \frac{R_{mi} - R_{m0i}}{R_{m0i}} \times 100\% \quad (5)$$

式中, R_{m0i} 和 R_{mi} 为钛合金基体及相应复合材料的抗拉强度。不同温度下两种复合材料的强化率 K 如图 7 所示,在 650 ~ 700 $^{\circ}\text{C}$ 温度范围内,含 4% 增强

体复合材料的强化率高于含 2% 增强体的复合材料。随着温度升高, 2% 增强体复合材料的强化率逐渐降低; 4% 增强体复合材料在 700 °C 时升高后又降

低。可见, 以高 Zr 含量的 Ti-6Al-4Sn-8Zr-0.8Mo-1.5Nb-1W-0.25Si 合金作为复合材料基体, 加 4%(TiC+TiB)时在 700 °C 表现出优异的强化效应。

表 2 钛基复合材料高温拉伸性能
Table 2 High temperature tensile properties of titanium matrix composites

编号	R_m /MPa			$R_{p0.2}$ /MPa			A /%		
	650 °C	700 °C	750 °C	650 °C	700 °C	750 °C	650 °C	700 °C	750 °C
0BC	655.602	567.213	488.085	555.3	491.75	387.5	1.75	1.45	1.55
2BC	707.234	599.885	496.379	627.5	499.55	383.25	1.7	0.5	1.1
4BC	772.363	693.464	433.342	679.3	594.9	358.9	1.6	1.15	0.6

注: 0BC、2BC、4BC 分别代表增强体添加比例为 0%、2%、4%。

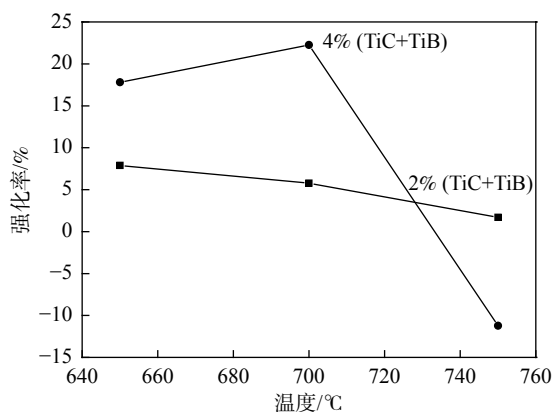


图 7 复合材料强化率随温度变化

Fig. 7 Variation of enhancement rate of the composites with the temperature

总体而言, 所设计的具有复杂成分的 Ti-6Al-4Sn-8Zr-0.8Mo-1.5Nb-1W-0.25Si 合金基体具有较高的高温拉伸强度, 在此基础上添加(TiC+TiB)增强体后, 强度显著提高, 但塑性不理想。依据前面组织分析, 复合材料强度提高应归功于晶粒细化和固溶强化及增强体载荷传递强化。此外, 一般高温拉伸温度提高后塑性改善^[3], 但试验制备的三种材料, 在 650 ~ 750 °C 范围内塑性偏低且随温度提高呈下降趋势, 分析认为制备材料中存在较多孔洞缺陷所致, 尽管进行了热等静压处理, 还是不够理想。因此, 真空感应悬浮熔炼制备工艺还有待改进, 真空度和氩气压力之间合理的配比还需进一步探索。另外, 在 α -Ti 片层晶界处(β -Ti)上分布着少量 Ti_2ZrAl 化合物相, 不利于塑性改善。

2.4 高温拉伸断口

图 8 为钛合金在 650 ~ 750 °C 高温拉伸断口。在 650 °C 拉伸断口表面存在大量小尺寸韧窝, 为韧

性断裂特征。温度升高到 700 ~ 750 °C, 断口除了韧窝形貌, 还出现了 α -Ti 片层间断裂痕, 表明温度提高后 α -Ti 片层间由于是杂质等聚集处, 成为断裂源。加入 2% 增强体复合材料的拉伸断口形貌见图 8(d)、(e)、(f)。650 °C 时断口主要为尺寸较大的浅韧窝, 见图 8(d); 拉伸温度在 700 °C 时, TiB 和 TiC 在拉伸过程中发生脆性断裂, 随机分布在断口表面, 其周围为基体断裂留下的撕裂棱和韧窝, 并未见 TiC 和 TiB 拔出特征, 见图 8(e), 表明增强体和钛合金基体之间界面结合良好, 增强体承受载荷^[3]。但拉伸温度达到 750 °C 时, 断口表面出现增强体脱粘后的孔洞, 认为是在该高温下基体发生大的塑性变形, 与增强体之间变形不协调, 导致增强体从基体中脱出, 如图 8(f) 所示。图 8(g)、(h)、(i) 为加入 4% 增强体复合材料的拉伸断口形貌, 断口表面均有明显的解理台阶, 并有裂纹产生, 表现出显著的脆断特征。总体而言, 随着增强体加入和数量的增多, 断裂性质逐渐转向脆性断裂。

3 结论

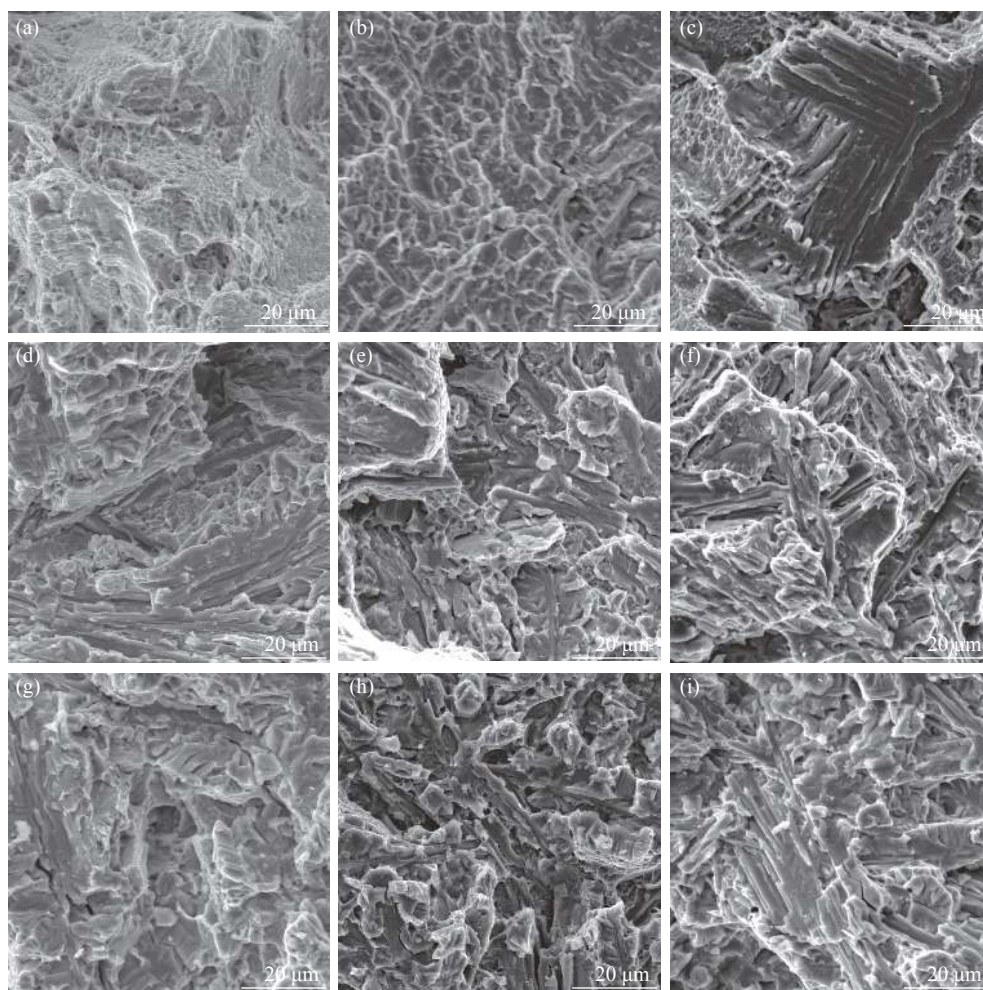
1) 探索了真空感应悬浮熔炼技术制备的 10 kg 级 Ti-6Al-4Sn-8Zr-0.8Mo-1.5Nb-1W-0.25Si 钛合金及(TiC+TiB)增强钛基复合材料制备工艺, 熔炼功率 200 ~ 300 kW, 氩气压力为 20 MPa, 铸锭距离表层 20 cm 处存在大量气孔和缩松, 制备工艺及铸型设计有待进一步优化。

2) 随着(TiC+TiB)体积分数增加, 原始 β 晶粒细化, α 片层长径比减小。钛合金及复合材料主要由 α -Ti 相和 Ti_2ZrAl 相组成, 其中 α -Ti 固溶较多的 Al; β -Ti 中固溶有较多的 Zr、Mo。

3) 650 ~ 700 °C 范围内, 与钛合金相比, (TiC+TiB)/Ti-6Al-4Sn-8Zr-0.8Mo-1.5Nb-1W-0.25Si 复合材料的抗拉强度和屈服强度显著提升(R_m 707 ~ 772 MPa, $R_{p0.2}$ 627 ~ 679 MPa), 但塑性下降, 750 °C 时增强体已无高温强化优势, 塑性进一步下降。复合材料强化机理主要为细晶强化、固溶强化和载荷传递强化。

4) 在 650 ~ 750 °C 温度范围内, 随着(TiC+TiB)数量增加, 钛基复合材料由韧性断裂转为脆性断裂。

5) 所设计的钛基复合材料体系, 增强体加入量为 4%(体积比)时, 高温拉伸性能相对较优, 但铸锭中缩孔及气孔缺陷较多, 熔铸过程中氩气压力和真空度之间合理的比值及铸型设计等有待进一步探索。



(a), (b), (c) 650, 700, 750 °C, 钛合金; (d), (e), (f) 650, 700, 750 °C, 2% (TiC+TiB) 钛合金;
(g), (h), (i) 650, 700, 750 °C, 4% (TiC+TiB) 钛合金

图 8 钛基复合材料高温拉伸断口形貌

Fig. 8 The tensile fracture morphology of titanium matrix composites

致谢

感谢哈尔滨工业大学陈玉勇教授和王晓鹏老师

对成分设计所提供的帮助, 感谢沈阳铸造研究所赵军副总工和史昆研究员提供熔炼钛合金的便利条件。

参考文献

- [1] Zhang Changjiang, Lin Sibao, Zhang Shuzhi, *et al.* Effect of TiC on microstructure and mechanical properties of high-temperature titanium matrix composites[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2017, 46(S1): 185-189.
(张长江, 林思波, 张树志, 等. TiC含量对高温钛基复合材料组织功能性能的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2017, 46(S1):

- 185–189.)
- [2] Yi Meng, Zhang Xiangzhao, Liu Guiwu, *et al.* Comparative investigation on microstructures and mechanical properties of (TiC+TiB)/Ti-6Al-4V composites from Ti-B4C-C and Ti-TiB₂-TiC systems[J]. *Materials Characterization*, 2018, 140: 281–289.
- [3] Zhang Changjiang, Zhang Shuzhi, Hou Zhaoping, *et al.* Tensile mechanical behavior and failure mechanism of (TiBw+TiCp)/Ti composites at elevated temperature[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2016, 26(11): 2288–2295. (张长江, 张树志, 侯赵平, 等. (TiBw+TiCp)/Ti复合材料高温拉伸力学行为与失效机理[J]. *中国有色金属学报*, 2016, 26(11): 2288–2295.)
- [4] Yang Minghua. Composition optimization and microstructure and mechanical properties of high temperature alloys for short-term use at 650~700 °C[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2015: 16–21. (杨明华. 650~750 °C短时高温钛合金成分优化及组织性能研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2015: 16–21.)
- [5] Diao Yuwei. The study on tensile behavior of Ti-Al-Sn-Zr-Mo-Nb-W-Si high temperature titanium alloy at 700 °C[D]. Beijing: General Research Institute for Nonferrous Metals, 2019: 18–30. (刁雨薇. Ti-Al-Sn-Zr-Mo-Nb-W-Si高温钛合金700 °C拉伸行为研究[D]. 北京: 北京有色金属研究总院, 2019: 18–30.)
- [6] Cao Lei. Research on microstructure and mechanical properties of TiC/Ti-6Al-V composites fabricated by melting-casting process[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2010: 1–6. (曹磊. 熔铸法制备TiC/Ti-6Al-4V复合材料组织与力学性能研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2010: 1–6.)
- [7] Cui Yapeng, Chen Ziyong, Ma Xiaozhao, *et al.* Microstructures and mechanical properties of a new type of high temperature titanium alloy[J]. *Materials Science Forum*, 2020, 993: 208–216.
- [8] Zhang Xiyang, Zhao Yongqing, Bai Chenguang. Titanium and its application[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2005: 140. (张喜燕, 赵永庆, 白晨光. 钛合金及应用[M]. 北京: 化学工业出版社, 2005: 140.)
- [9] Ye Yuan. Effect of Zr content on microstructure and mechanical properties of high temperature titanium alloys for short-temperature at 650 °C[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2020: 21–50. (叶园. Zr含量对650 °C短时高温钛合金显微组织和力学性能的影响[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2020: 21–50.)
- [10] Song Weidong, Wang Cheng, Mao Xiaonan. Preparation, properties and characterization of particle reinforced titanium matrix composites [M]. Beijing: Science Press, 2017: 114. (宋卫东, 王成, 毛小南. 颗粒增强钛基复合材料-加工制备、性能与表征[M]. 北京: 科学出版社, 2017: 114.)
- [11] Wang Xiaopeng, Chen Yuyong, Xu Lijuan, *et al.* Ti-Nb-Sn-hydrothermal composites synthesized by mechanical alloying and high frequency induction heated sintering[J]. *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*, 2011, (4): 2074–2080.
- [12] Li Chong. Research on microstructure and properties of in-situ synthesized TiC and TiC+TiB reinforced TB8 titanium matrix composites[D]. Zhenjiang: Jiangsu University, 2020: 21–22. (李冲. 原位合成TiC及TiC+TiB增强TB8钛基复合材料组织与性能研究[D]. 镇江: 江苏大学, 2020: 21–22.)
- [13] Zhang Lei, Yu Jiashi, Xu Kaixuan, *et al.* Microstructure and microhardness of (GNPs+TiB₂)/TC4 titanium matrix composites[J]. *Titanium Industry Progress*, 2021, 38(3): 12–16. (张雷, 于佳石, 许凯旋, 等. (GNPs+TiB₂)/TC4复合材料组织和硬度研究[J]. *钛工业进展*, 2021, 38(3): 12–16.)
- [14] Cao Hongchuan. Study on the strength plasticity and friction and wear properties of graphene-reinforced titanium matrix composites[D]. Guiyang: Guizhou University, 2020: 31. (曹洪川. 石墨烯增强钛基复合材料的强塑性及摩擦磨损性能研究[D]. 贵阳: 贵州大学, 2020: 31.)
- [15] Li Yueying, Fu Wenzhu, Zhen Liangqiao. Study on mechanical alloying of TiB₂ particulate reinforced titanium matrix composite[J]. *Applied Mechanics and Materials*, 2018, 4579: 41–46.
- [16] He Yongliang, Zhang Zhiyong, Zhang Fuli, *et al.* Development and application of key technology and equipment of the vacuum induction levitation furnace[C]// 2018 China Casting Activity Week Proceedings. Suzhou: The Foundry Institution of China Mechanical Engineering Society, 2018: 1–4. (何永亮, 张志勇, 张福利, 等. 真空感应悬浮炉关键技术及装备的发展与应用[C]// 2018中国铸造活动周论文集. 苏州: 中国机械工程学会铸造分会, 2018: 1–4.)