

激光熔化沉积 TA15/Ti₂AlNb 双合金显微组织及拉伸性能

陈以强 刘彦涛 唐杨杰 张永忠

北京有色金属研究总院复合材料中心, 北京 100088

摘要 利用激光熔化沉积技术,在 TA15 合金基板上制备 TA15/Ti₂AlNb 双合金薄壁试样,分析沉积态和热处理态 TA15/Ti₂AlNb 双合金显微组织及相组成,对双合金在室温下的力学性能进行测试。结果表明,沉积态 TA15/Ti₂AlNb 双合金具有良好的力学性能,室温抗拉强度为 1096 MPa,延伸率为 5.2%,断裂位置位于过渡区;热处理态双合金室温抗拉强度为 1053 MPa,延伸率为 3.2%,断裂位置位于 TA15 合金侧;沉积态 TA15/Ti₂AlNb 双合金从 TA15 合金侧到 Ti₂AlNb 基合金侧相的转变依次为 α 和 β 相, α 、 α_2 和 β /B2 相, α_2 、 β /B2 和 O 相及 α_2 、B2 和 O 相。

关键词 激光技术;激光熔化沉积;TA15/Ti₂AlNb 双合金;热处理;显微组织;拉伸性能

中图分类号 TN249;TF124

文献标识码 A

doi: 10.3788/CJL201643.0802010

Microscopic Structure and Tensile Property of Laser Melting Deposited TA15/Ti₂AlNb Dual Alloy

Chen Yiqiang Liu Yantao Tang Yangjie Zhang Yongzhong

Center for Composites, General Research Institute for Non-ferrous Metals, Beijing 100088, China

Abstract Thin wall TA15/Ti₂AlNb dual alloy samples are prepared on the TA15 alloy substrate by using laser melting deposition technology. The microscopic structure and phase composition of as-deposited and heat treated TA15/Ti₂AlNb dual alloy are analyzed, respectively, and the mechanical property of dual alloy at room temperature is tested. The results show that the as-deposited TA15/Ti₂AlNb dual alloy possesses a good mechanical performance with a tensile strength of 1096 MPa, an elongation of 5.2%, and the fracture position is located in the transition zone. In contrast, as for the heat treated dual alloy, the tensile strength is 1053 MPa, the elongation is 3.2%, and the fracture position is located in the TA15 alloy side. As for the as-deposited TA15/Ti₂AlNb dual alloys, the variation of the phase from the TA15 side to the Ti₂AlNb side is in the order of α and β two-phase, α , α_2 and β /B2 three-phase, α_2 , β /B2 and O three-phase, α_2 , B2 and O three-phase.

Key words laser technique; laser melting deposition; TA15/Ti₂AlNb dual alloy; heat treatment; microstructure; tensile property

OCIS codes 140.3390; 160.3900; 350.3390; 350.5030

1 引言

1988 年, Banerjee 等^[1]在 Ti-25Al-12.5Nb(25%、12.5% 分别指对应组分所占的原子数分数,下同)合金中首次发现富 Nb 的有序正交 O 相,化学计量比为 Ti₂AlNb。随后的研究发现, Ti₂AlNb 基合金具有优异的高温屈服强度、良好的高温蠕变抗力、高断裂韧性、高抗氧化性等优良特性,成为在 650~750 °C 温度范围

收稿日期: 2016-01-20; 收到修改稿日期: 2016-04-13

基金项目: 国家自然科学基金(51571037)、北京市自然科学基金(Z140002)

作者简介: 陈以强(1990—),男,硕士研究生,主要从事钛基双合金材料激光熔化沉积方面的研究。

E-mail: chanos90s@163.com

导师简介: 张永忠(1970—),男,博士,教授,博士生导师,主要从事高性能金属零件的激光熔化沉积及应用方面的研究。

E-mail: yyzhang@grinm.com(通信联系人)

内最具使用潜力的航空航天材料之一,有望替代目前在役的镍基合金^[2-3]。实际上,航空航天领域的工作环境复杂,许多结构件在应用中会遇到各种复杂的服役条件,为了提高结构件的适应性和实用性,要求结构件不同部位的性能能满足不同的服役条件。若将两种性能不同的钛合金材料进行一体化制造,不仅可避免零部件的连接及密封问题,提高零件的整体强度和刚度,还可以减小零部件的重量,提高其性能水平。

利用激光熔化沉积(LMD)工艺制备双合金材料不仅能够提高材料的利用率,有效降低焊缝熔合区的隐患,避免产生未焊合区、气孔或氧化物夹杂等缺陷,还可以制备钛合金等难熔金属,相比于双合金材料的传统制备工艺具有明显优势^[4],近年来在钛合金领域得到了快速发展和广泛应用^[5-8]。

TA15 钛合金属于高 Al 含量的近 α 钛合金,具有比强度优异、中低温力学性能稳定等优点,能够在 500 °C 以下长期使用,主要用于飞机、发动机零件^[9]。席明哲等^[10]采用激光快速成形方法制备了 TA15 钛合金厚壁件,研究了不同退火温度对样品组织和室温拉伸力学性能的影响;张小红等^[11]研究了热处理对激光立体成形 TA15 钛合金组织和性能的影响;刘彦涛等^[12]研究了激光熔化沉积 Ti_2AlNb 基合金的显微组织和拉伸性能。利用激光熔化沉积特有的同步输送粉末功能,将 Ti_2AlNb 基合金与 TA15 钛合金进行一体化制备与成形,制成具有梯度的 TA15/ Ti_2AlNb 双合金,该双合金可满足复杂服役条件下零件不同部位差异化的性能需求。

Qian 等^[13]采用激光增材制造技术制备出 TA2/TA15 梯度材料;刘建涛等^[14]采用激光立体成形技术制备了沿沉积方向成分渐变的立墙式 $Ti-Ti_2AlNb$ 梯度材料,研究了沉积态 $Ti-Ti_2AlNb$ 梯度材料的相与显微组织的演变规律;徐志军^[15]采用激光熔化沉积技术制备 TC11/ $\gamma-TiAl$ 双合金材料,研究了 TC11/ $\gamma-TiAl$ 界面区的组织、成分及相组成;杨胶溪等^[16]采用激光熔覆制备 Ni/ Ni_3Al 基双性能材料,并对其内部微观组织进行分析。本文利用 LMD 工艺制备 TA15/ Ti_2AlNb 双合金材料,对双合金进行热处理,分析过渡区组织,评价其室温力学性能,为发展新型异种钛合金材料的一体化成形技术及实现组织性能调控提供一定的参考。

2 材料制备与热处理工艺

激光熔化沉积试验材料选用 Ti_2AlNb 基合金粉末及 TA15 合金粉末,粉末均采用等离子旋转电极雾化工艺制备,粉末粒度为 -90 目~+400 目(38~160 μm)。其中 Ti_2AlNb 基合金粉末的化学成分见表 1,可以看出其名义成分为 Ti-22Al-25Nb;TA15 合金粉末的化学成分见表 2。试验前将粉末置于真空干燥箱中,在 120 °C 下烘干 2 h。基板采用厚度为 6 mm 的 TA15 钛合金,试验前用砂纸打磨并用丙酮擦拭干净。激光熔化沉积试验在自行建立的专用系统上进行,系统配有 5 kW CO_2 横流激光器、专用气氛保护箱、三轴联动运动控制系统、高精度双路送粉器及同轴送粉装置等,激光光斑直径约为 3 mm,送粉气体和保护气为 Ar,沉积过程中箱体的氧的体积比为 1×10^{-5} mL/ m^3 。激光熔化沉积 TA15 合金工艺参数为:激光功率 1650 W,激光扫描速率 4 mm/s,送粉速率 2 g/min,激光头每层提升量为 0.35 mm;激光熔化沉积 Ti_2AlNb 基合金工艺参数为:激光功率 1700 W,激光扫描速率 3 mm/s,送粉速率 1.6 g/min,采用单道往复扫描方式沉积,激光头每层提升量为 0.32 mm。最终制备出的双合金薄壁试样尺寸为 48 mm \times 50 mm \times 4 mm,如图 1(a)所示,双合金界面位于薄壁的一半高度位置。沉积结束后将试样放入箱式电阻炉中,在 600 °C、空气冷却(AC)条件下进行去应力退火,退火时间为 2 h。将只进行去应力退火的沉积试样称为沉积态,为了研究热处理对 TA15/ Ti_2AlNb 双合金组织和性能的影响,对沉积态双合金进行固溶时效热处理,试验参数见表 3,其中 OQ 表示油淬。沿沉积高度方向切取双合金拉伸试样,试样尺寸如图 1(b)所示,其中 TA15 合金和 Ti_2AlNb 基合金长度各占拉伸试样长度的 1/2。利用砂纸打磨拉伸试样表面,以去除表面加工痕迹。在拉伸试验机上进行室温拉伸试验,试样标距取 13 mm,加载速率为 0.3 mm/min,每一组试样进行三次拉伸试验,结果取平均值。组织观察试样研磨抛光后进行腐蚀,HF、 HNO_3 、 H_2O_2 、 H_2O 按照体积比例为 2:1:7:20 配比制成腐蚀剂。采用带有能谱仪(EDS)的扫描电镜(SEM)观察双合金界面组织、断口界面及测定元素含量。

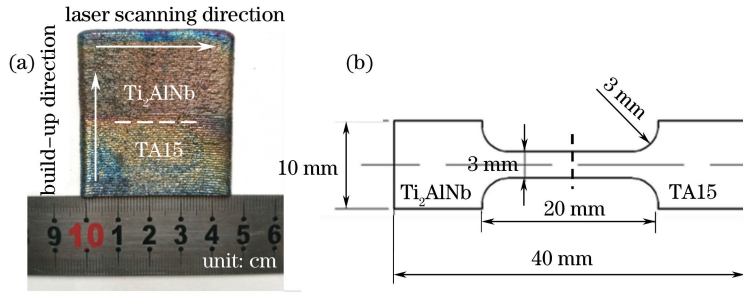


图 1 (a) 激光熔化沉积 TA15/Ti₂AlNb 双合金薄壁试样; (b) 拉伸测试样品尺寸图

Fig. 1 (a) LMD TA15/Ti₂AlNb dual alloy thin wall samples; (b) dimensions of samples for tensile testing

表 1 Ti₂AlNb 基合金粉末的化学成分

Table 1 Chemical compositions of Ti₂AlNb-based alloy powder

Element	Al	Nb	V	O	N	H	Ti
Content (mass fraction /%)	9.68	41.37	<0.05	0.053	0.0062	0.0024	Bal.
Content (atomic fraction /%)	19.59	24.32	<0.4	0.18	0.02	0.13	Bal.

表 2 TA15 合金粉末的化学成分

Table 2 Chemical compositions of TA15 alloy powder

Element	Al	Mo	Zr	V	Fe	Si	Ti
Content (mass fraction /%)	6.5	1.78	1.92	2.28	0.25	0.15	Bal.
Content (atomic fraction /%)	11.2	0.0086	0.0098	0.021	0.0021	0.0029	Bal.

表 3 TA15/Ti₂AlNb 双合金热处理工艺

Table 3 Heat-treatment processes of TA15/Ti₂AlNb dual alloy

Category	Specific heat-treated parameter
As-deposited	600 °C / 2 h / AC
Heat-treated I	960 °C / 2 h / OQ + 700 °C / 8 h / AC
Heat-treated II	960 °C / 2 h / OQ + 800 °C / 8 h / AC

3 结果与讨论

3.1 激光熔化沉积 TA15/Ti₂AlNb 双合金显微组织分析

3.1.1 沉积态两侧合金组织分析

图 2 所示为 TA15/Ti₂AlNb 双合金两侧合金的微观组织。TA15 合金侧组织如图 2(a)所示,该组织由黑色 α 相相互交叉分布于白色 β 基体上,构成钛合金典型的网篮状组织,其中 α 相部分呈平行板条状析出,长度为 10~20 μm,片层宽度为 2 μm。Ti₂AlNb 基合金侧组织如图 2(b)所示,与 TA15 合金侧组织相比, Ti₂AlNb 基合金侧组织更加细小且分布杂乱。在激光熔化沉积过程的近快速凝固作用下, Ti₂AlNb 基合金趋于形成 B2 相和 O 相,已沉积的材料在后续沉积时经历重复的加热作用,析出 α₂ 相,最终导致沉积材料由 B2、α₂ 和 O 三相组成^[12],其中黑色 α₂ 相趋于沿晶界连续析出,灰色 O 相弥散分布在晶粒内部。

3.1.2 沉积态过渡区成分分析及组织演变

TA15/Ti₂AlNb 双合金界面过渡区形貌如图 3(a)所示。在 50 倍放大倍数下观察可以看出过渡区(TZ)分为颜色深浅不同的两层区域,即 TZ1 区和 TZ2 区,其中 TZ1 区为靠近 TA15 合金侧的过渡区, TZ2 区为靠近 Ti₂AlNb 基合金侧的过渡区,过渡区总宽度约为 800 μm。为研究过渡区元素成分变化,从 TA15 合金侧的 A 点沿水平方向向 Ti₂AlNb 基合金侧进行 EDS 线扫描测试,测试结果如图 3(b)所示。由图可以看出,在距离 A 点约 500 μm 的位置,进入 TZ1 区, Nb 元素含量变化曲线显著升高, Ti 元素含量显著降低, Al 元素含量略微升高,原因是沉积第一层 Ti₂AlNb 基合金时,已沉积的 TA15 合金表面发生熔化,与进入熔池的 Ti₂AlNb 基合金粉末共同熔化沉积而形成 TZ1 区。因此 TZ1 区是 TA15 合金沉积层和 Ti₂AlNb 基合金沉积层第一次接触的界面过渡区域,其形成源于 TA15 合金对 Ti₂AlNb 基合金的稀释作用。在距离 A 点

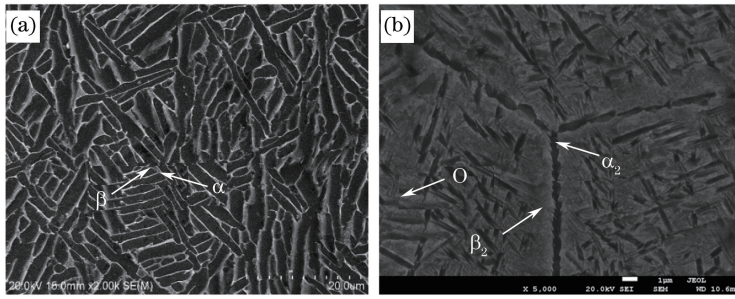


图 2 沉积态 TA15/Ti₂AlNb 双合金界面两侧材料的显微组织。(a) TA15 合金侧；(b) Ti₂AlNb 基合金侧
Fig. 2 Microscopic structure of materials at two sides of as-deposited TA15/Ti₂AlNb dual alloy interface.

(a) TA15 alloy side; (b) Ti₂AlNb alloy side

850 μm 的位置,进入 TZ2 区,Ti 元素和 Nb 元素变化趋于平缓,TZ2 区中元素差异逐渐减小。同理,TZ2 区的形成源于 TZ1 区对 Ti₂AlNb 基合金的稀释作用,此处 TZ2 区的平均成分与 Ti₂AlNb 基合金的差别已很小。到距离 A 点 1300 μm 的位置之后,随着距离的增加,元素的含量基本保持不变,即进入到 Ti₂AlNb 基合金侧。

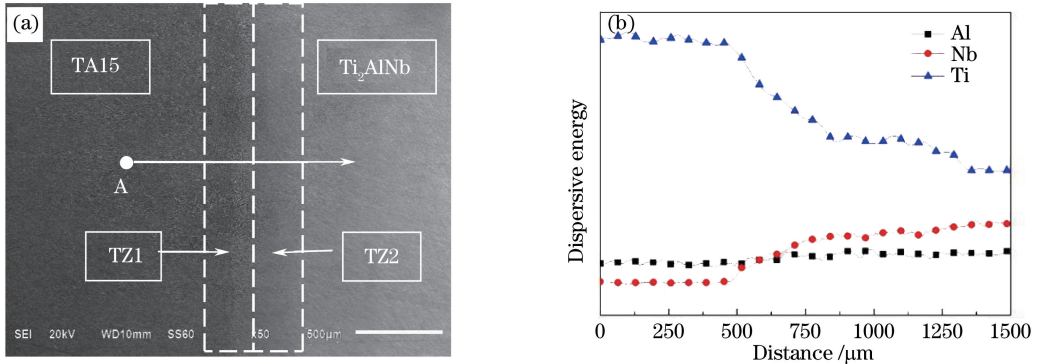


图 3 沉积态 TA15/Ti₂AlNb 双合金界面过渡区成分变化和 EDS 分析结果。(a) 微观组织；(b) EDS 分析
Fig. 3 EDS analysis results and compositional change at TZ of as-deposited TA15/Ti₂AlNb dual alloy interface.

(a) Microscopic structure; (b) EDS analysis

表 4 为沉积态 TA15/Ti₂AlNb 双合金不同区域的成分分析结果。由表 2 可知,TA15 合金不含 Nb 元素,在距 A 点 500 μm 的位置即 TA15 与 TZ1 区交界区出现 Nb 元素(表 4);由 EDS 分析可知,Nb 元素原子分数大约为 5%,此处过渡区的微观组织如图 4(a)所示。由图可以看出,与具有相近尺寸的由 α 相所构成的网篮状组织的 TA15 合金侧相比,此区域 α 相形态由长条状向短棒状转化,有更多短小的 α 相析出,长度为 5~20 μm,这是由于该区域有 Nb 元素的加入,Nb 元素为较强的 β 稳定元素,对 α 相的生长有抑制作用。距离 A 点 600 μm 的位置即 TZ1 区内,Nb 元素原子分数增加到 14.72%,Al 元素原子分数增加到 14.02%,微观组织如图 4(b)所示,该区域内长条状的 α 相完全消失,均为短小棒状 α 相,这是由于后续沉积层对该处重新加热退火导致二次 α 相析出^[14];另外,虽然 Al 元素为 α 稳定元素,但 Al 含量过高会促使 α₂ 相的析出。距离 A 点 1000 μm 的位置,进入 TZ2 区,其微观组织如图 4(c)所示,TZ2 区内的析出相进一步细化,并且分布杂乱无章,基本没有短小棒状 α 相集束,这是由于 Nb 元素含量的快速增加极大削弱了 Al 对 α 相的稳定作用,此时 Nb 元素原子分数超过 20%达到 21.13%;据 Ti-22Al 与 Nb 的伪二元相图判断已经没有 α 相存在,析出相主要由灰色的 O 相、黑色的 α₂ 相及 β 基体组成。距离 A 点 2100 μm 的位置为 Ti₂AlNb 基合金侧,微观组织如图 4(d)所示,Nb 元素原子分数达到 23.33%,β 相逐渐有序化形成 B2 相^[14],因此组织由灰色的 O 相、黑色的 α₂ 相及 B2 基体组成。

下面结合图 5 的相图,推断从 TA15 合金侧,经 TZ1 区和 TZ2 区,到 Ti₂AlNb 基合金侧的组成相的变化。TA15 合金为近 α 钛合金,主要组成为 α 和 β 两相组织;TZ1 区和 TZ2 区内,钛和铝的原子百分数比例接近 3:1。由图 5(a)所示的 Ti₃Al-Nb 伪二元相图可知,两个区域的组成相均包含 α₂、β/B2 相,差别在于相

的数量和尺寸,其中 TZ1 区中未观察到明显的 O 相,只含有少量 α 相。图 5(b)所示为 Ti-Al-Nb 三元系相图的 Ti-22Al 截面图,由相图和文献^[12]可判断 Ti_2AlNb 基合金区由 α_2 、B2 和 O 三相组成。因此,结合相图、微观组织及 EDS 分析等可推断,从 TA15 合金区到 Ti_2AlNb 基合金区的相组成变化依次为 α 和 β 相, α 、 α_2 和 β /B2 相, α_2 、 β /B2 和 O 相及 α_2 、B2 和 O 相。

表 4 沉积态 TA15/ Ti_2AlNb 双合金不同区域的元素

Table 4 Elements at different regions of as-deposited TA15/ Ti_2AlNb dual alloy

Different field	Distance from point A / μm	Atom fraction of Ti /%	Atom fraction of Nb /%	Atom fraction of Al /%
TA15 alloy side	0	88.25	0	9.04
TA15/TZ1 interface	500	81.45	5.15	10.60
TZ1	600	69.22	14.72	14.02
TZ2	1000	61.41	21.13	16.03
Ti_2AlNb alloy side	2100	58.81	23.33	16.98

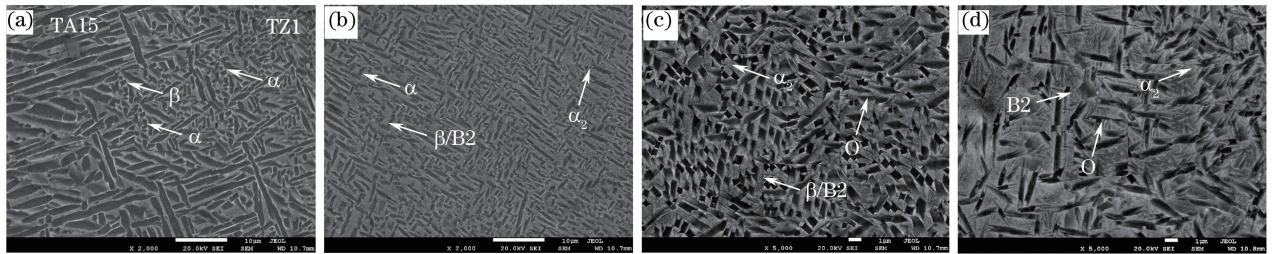


图 4 过渡区离 A 点不同距离处的微观组织。(a) TA15 与 TZ1 区交界区 (500 μm); (b) TZ1 区 (600 μm); (c) TZ2 区 (1000 μm); (d) Ti_2AlNb 基合金区 (2100 μm)

Fig. 4 Microscopic structure at TZ for different distances from point A. (a) Interface of TA15 and TZ1 fields (500 μm); (b) TZ1 field (600 μm); (c) TZ2 field (1000 μm); (d) Ti_2AlNb alloy side (2100 μm)

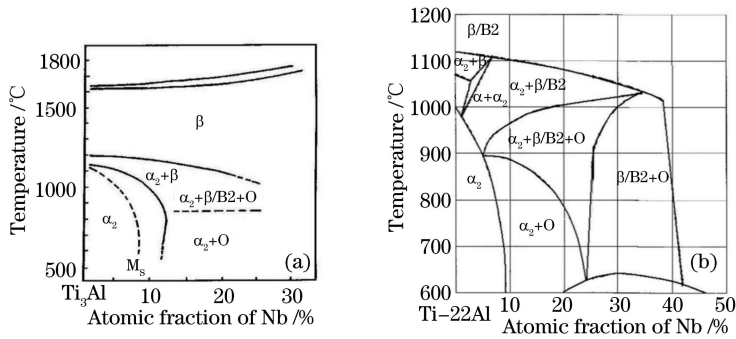


图 5 相图。(a) Ti_3Al -Nb 伪二元相图; (b) Ti-22Al 截面图的 Ti-Al-Nb 三元系相图

Fig. 5 Phase diagrams. (a) Ti_3Al -Nb fake binary phase diagram; (b) Ti-22Al sectional view of Ti-Al-Nb ternary phase diagram

3.1.3 热处理态显微组织

热处理态 I 的显微组织如图 6 所示,其中图 6(a)所示为基体 TA15 合金侧显微组织,由黑色 α 相相互交叉分布于白色 β 基体上,与图 2(a)所示沉积态相比,经过热处理后的 α 相发生显著增长,宽度由 2 μm 变为 4 μm ;图 6(b)、(c)所示为 TA15 与 TZ1 区交界处显微组织,散乱分布着纤细的 α 相,与图 4(a)所示沉积态相比, α 相由长条状变成长针状;TZ1 区显微组织如图 6(d)所示,主要为纤细析出相,且与沉积态相比没有出现短小的 α 相,可能是因为固溶过程中 α 相融入基体,且在时效阶段 β 稳定元素 Nb 抑制了 α 相的生成;TZ2 区出现细小的 O 相和颗粒状 α_2 相,且所占体积百分数小于沉积态,如图 6(e)所示,主要是因为 700 $^{\circ}C$ 时效温度不能使 O 相大量析出; Ti_2AlNb 基合金侧由 α_2 相、O 相和 B2 基体组成,如图 6(f)所示。

热处理态 II 的显微组织如图 7 所示,图 7(a)所示为基体 TA15 合金侧显微组织,与沉积态相比,有大量细小的次生 α 相从 β 基体析出,与初生 α 相相互交叉构成网篮组织;图 7(b)、(c)所示为 TA15 与 TZ1 区的

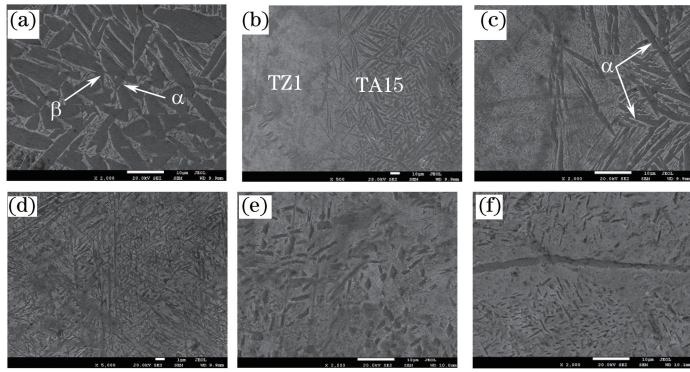


图 6 热处理态 I 的 SEM 显微组织。(a) 基体 TA15 合金区；(b) TA15 合金与 TZ1 区界面(500 倍放大)；
(c) TA15 合金与 TZ1 区界面(2000 倍放大)；(d) TZ1 区；(e) TZ2 区；(f) 基体 Ti_2AlNb 基金区
Fig. 6 SEM microscopic structure of heat-treated I. (a) Substrate of TA15 alloy; (b) interface of TA15 alloy and
TZ1 field (500 times magnification); (c) interface of TA15 alloy and TZ1 field (2000 times magnification);
(d) TZ1 field; (e) TZ2 field; (f) substrate of Ti_2AlNb alloy

交界处显微组织,相比于热处理态 I,随着时效温度的升高,纤细的初生 α 相长大,变成长棒状,且有更多细小的次生 α 相析出;TZ1 区内有极细 O 相析出,且随着时效温度的升高, O 相析出数量增多,如图 7(d)所示;TZ2 区内析出相主要以细小的 α_2 相和 O 相为主,且析出相长度和数量较热处理态 I 均有所增加,如图 7(e)所示; Ti_2AlNb 基金侧由细小针状 O 相、 α_2 相和 B2 基体组成,如图 7(f)所示。

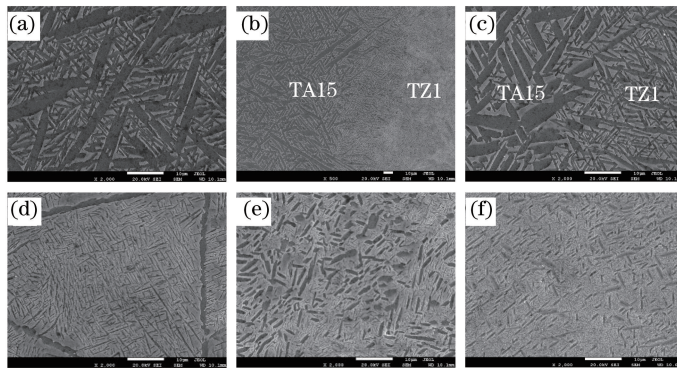


图 7 热处理态 II 的 SEM 显微组织。(a) 基体 TA15 合金区；(b) TA15 合金与 TZ1 区界面(500 倍放大)；
(c) TA15 合金与 TZ1 区界面(2000 倍放大)；(d) TZ1 区；(e) TZ2 区；(f) 基体 Ti_2AlNb 基金区
Fig. 7 SEM microscopic structure of heat-treated II. (a) Substrate of TA15 alloy; (b) interface of TA15 and
TZ1 field (500 times magnification); (c) interface of TA15 alloy and TZ1 field (2000 times magnification);
(d) TZ1 field; (e) TZ2 field; (f) substrate of Ti_2AlNb alloy

3.2 双合金力学性能测试

双合金拉伸试验数据见表 5。由表可知,只进行去应力退火处理的沉积态双合金综合拉伸性能优异,平均室温抗拉强度 R_m 和断后伸长率 A 分别为 1096 MPa 和 5.2%,断裂位置位于靠近 Ti_2AlNb 基金侧的过渡区即 TZ2 区。文献[17]研究了惰性气体钨极保护焊 $Ti-22Al-27Nb/TA15$ 异种材料接头的室温抗拉强度 R_m 为 905.9 MPa,断后伸长率 A 为 4.4%,断裂位置在 TA15 合金侧,这表明激光熔化沉积态 $TA15/Ti_2AlNb$ 双合金的室温抗拉强度和断后伸长率高于焊接接头,且未断裂在 TA15 合金侧。经过热处理后,沉积态双合金拉伸性能下降,抗拉强度随时效温度的升高而降低,这主要是因为 TA15 钛合金属于近 α 合金,一般在普通退火状态下使用,而在 700 °C 和 800 °C 下 8 h 的时效时间导致细密次生 α 相板条的出现,同时初生 α 相板条略有粗化,体积分数减少^[11],TA15 合金强度下降,双合金整体力学性能下降。值得注意的是,经过热处理后的双合金拉伸断裂界面均位于 TA15 合金侧,这说明热处理后双合金界面的强度高于 TA15 合金侧,其中热处理态 I 的试样室温力学性能较好,抗拉强度 R_m 为 1053 MPa,延伸率 A 为 3.2%。

表 5 激光熔化沉积 TA15/Ti₂AlNb 双合金界面室温拉伸测试结果

Table 5 Tensile test results of interface of LMD TA15/Ti₂AlNb dual alloy at room temperature

Category	R _m /MPa			A / %			Fracture position
	1	2	3	1	2	3	
As-deposited	—	1089	1103	—	5.5	5.0	TZ2
Heat-treated I	1041	1036	1083	2.5	3.0	4.0	TA15 alloy side
Heat-treated II	979	926	931	3.0	1.5	2.0	TA15 alloy side

图 8(a)所示为沉积态 TA15/Ti₂AlNb 双合金断口形貌,对室温断口进行 EDS 分析,可知断口 Nb 原子百分数为 21.84%,Al 原子百分数为 17.98%,满足表 4 中 TZ2 区合金元素百分比,即断裂位置位于 TZ2 区。室温断口较为平整,呈现典型的河流状花了解理台阶;因塑性 B2 相的存在,在解理面上形成了一定量细小韧窝,其拉伸断裂机制为准解理断裂。室温拉伸时,O 相中的独立滑移系不足,O 相间变形不协调,这导致了 O/O 相之间应力集中,裂纹极易在 O/O 相界面上形成并高速扩展,因此合金在室温拉伸时易发生解理断裂^[18]。图 8(b)、(c)所示为热处理态 I 和 II 的双合金断口形貌,通过 EDS 分析可知断裂位置均位于 TA15 合金侧,断口处分布着大小不一的韧窝,拉伸断裂方式为韧性断裂;随着时效温度的升高,韧窝数量减少,尺寸变大。结合延伸率和断口分析可知,沉积态的延伸率较高,且断口呈河流花样;而热处理态的延伸率较低,断口呈现韧窝特征,因而在热处理态下,Ti₂AlNb 基合金及界面的强度较高,在拉伸过程中未发生塑性变形,双合金整体力学性能下降。

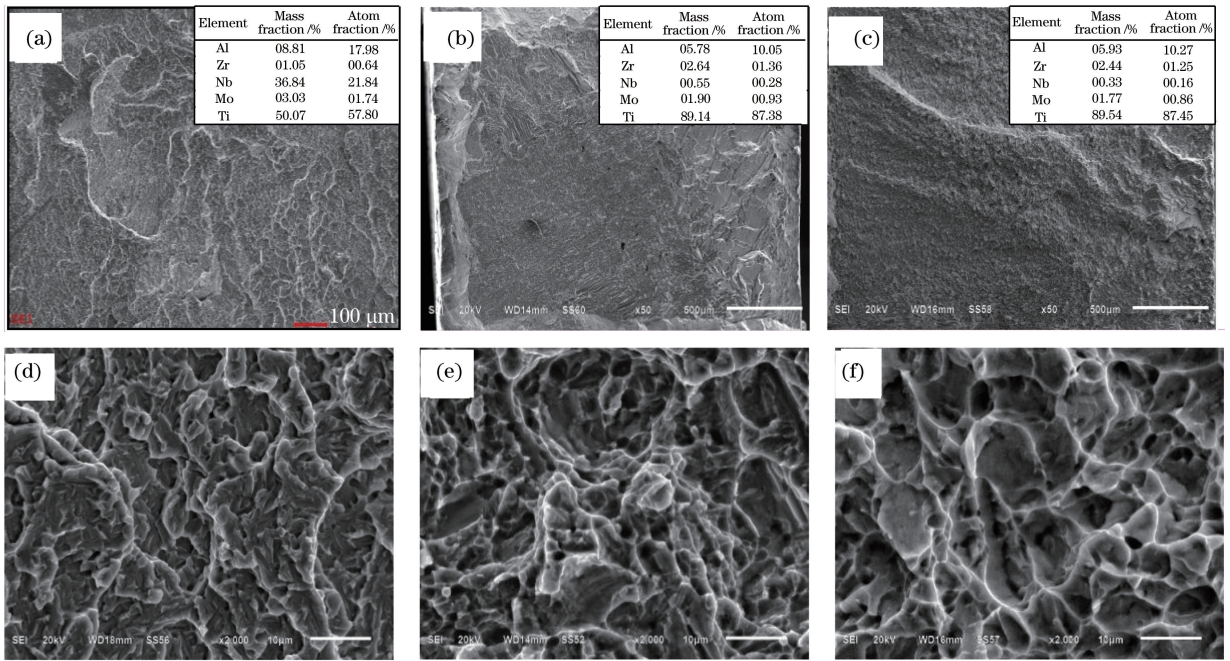


图 8 激光熔化沉积 TA15/Ti₂AlNb 双合金断口分析。(a) 沉积态(50 倍); (b) 热处理态 I(50 倍); (c) 热处理态 II(50 倍); (d) 沉积态(2000 倍); (e) 热处理态 I(2000 倍); (f) 热处理态 II(2000 倍)

Fig. 8 Fracture surface analysis of LMD TA15/Ti₂AlNb dual alloy. (a) As-deposited (50 times); (b) heat-treated I (50 times); (c) heat-treated II (50 times); (d) as-deposited (2000 times); (e) heat-treated I (2000 times); (f) heat-treated II (2000 times)

4 结 论

通过激光熔化沉积工艺可以直接一体化制备 TA15/Ti₂AlNb 双合金,提高材料的利用率,有效降低焊缝熔合区的隐患,避免产生未焊合区、气孔或氧化物夹杂等缺陷,相比于传统制备工艺具有明显优势。

经过热处理后,拉伸性能下降,抗拉强度和延伸率均随温度的升高而降低,断口呈现韧窝特征,且断裂位置均位于 TA15 合金侧,说明热处理后双合金界面的强度高于 TA15 合金侧;其中,热处理态 I 的试样室温力学性能较好,抗拉强度 R_m 为 1053 MPa,延伸率 A 为 3.2%。上述结果表明,热处理在提高双合金界面强

度的同时,会导致双合金材料的力学性能降低,这一问题有待后续研究解决。

参 考 文 献

- 1 Banerjee D, Gogia A K, Nandi T K, *et al.* A new ordered orthorhombic phase in a Ti_3Al-Nb alloy[J]. *Acta Metallurgica*, 1988, 36(4): 871-882.
- 2 Banerjee D. The intermetallic Ti_2AlNb [J]. *Progress in Materials Science*, 1997, 42(1-4): 135-158.
- 3 Wu Bo. Researches on preparation parameters, microstructures and mechanical properties of Ti_2AlNb based alloy[D]. Beijing: General Research Institute for Nonferrous Metals, 2002.
吴波. Ti_2AlNb 基合金的制备工艺、组织和力学性能研究[D]. 北京: 北京有色金属研究总院, 2002.
- 4 Huang Weidong, Lin Xin, Chen Jing, *et al.* Laser solid forming[M]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University Press, 2007: 249-256.
黄卫东, 林鑫, 陈静, 等. 激光立体成形[M]. 西安: 西北工业大学出版社, 2007: 249-256.
- 5 Li Deying, Zhang Jian, Zhao Longzhi, *et al.* Study on the residual stress of SiC_p/Cu gradient coating by laser deposited [J]. *Chinese J Lasers*, 2015, 42(12): 1206002.
李德英, 张坚, 赵龙志, 等. 激光沉积制备 SiC_p/Cu 梯度涂层残余应力分析[J]. *中国激光*, 2015, 42(12): 1206002.
- 6 Li Xu, Liu Dong, Tang Haibo, *et al.* Fiber laser welding characteristics of laser melting deposited TC17 alloy[J]. *Chinese J Lasers*, 2012, 39(1): 0103010.
李旭, 刘栋, 汤海波, 等. 激光熔化沉积 TC17 钛合金光纤激光焊接特性[J]. *中国激光*, 2012, 39(1): 0103010.
- 7 Wang Huaming, Zhang Shuquan, Wang Xiangming. Progress and challenges of laser direct manufacturing of large titanium structural components[J]. *Chinese J Lasers*, 2009, 36(12): 3204-3209.
王华明, 张述泉, 王向明. 大型钛合金结构件激光直接制造的进展与挑战[J]. *中国激光*, 2009, 36(12): 3204-3209.
- 8 Chen Bo, Shao Bing, Liu Dong, *et al.* Effect of heat treatment on microstructure and mechanical properties of laser melting deposited TC17 titanium alloy[J]. *Chinese J Lasers*, 2014, 41(4): 0403001.
陈博, 邵冰, 刘栋, 等. 热处理对激光熔化沉积 TC17 钛合金显微组织及力学性能的影响[J]. *中国激光*, 2014, 41(4): 0403001.
- 9 《工程材料实用手册》编辑委员会. 钛合金铜合金[M]//工程材料使用手册(第二版):第4卷. 北京: 中国标准出版社, 2002: 74.
- 10 Xi Mingzhe, Gao Shiyou. Heat-treated microstructures and mechanical properties of TA15 titanium alloy fabricated by laser rapid forming[J]. *Chinese J Lasers*, 2012, 39(1): 0103007.
席明哲, 高士友. 激光快速成形 TA15 钛合金热处理组织及其力学性能[J]. *中国激光*, 2012, 39(1): 0103007.
- 11 Zhang Xiaohong, Lin Xin, Chen Jing, *et al.* Effects of heat treatment on the microstructures and mechanical properties of TA15 titanium alloys by laser solid forming[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2011, 40(1): 142-147.
张小红, 林鑫, 陈静, 等. 热处理对激光立体成形 TA15 合金组织及力学性能的影响[J]. *稀有金属材料与工程*, 2011, 40(1): 142-147.
- 12 Liu Yantao, Gong Xinyong, Liu Mingkun, *et al.* Microstructure and tensile properties of laser melting deposited Ti_2AlNb -based alloy[J]. *Chinese J Lasers*, 2014, 41(1): 0103005.
刘彦涛, 宫新勇, 刘铭坤, 等. 激光熔化沉积 Ti_2AlNb 基合金的显微组织和拉伸性能[J]. *中国激光*, 2014, 41(1): 0103005.
- 13 Qian T T, Liu D, Tian X J, *et al.* Microstructure of TA2/TA15 graded structural material by laser additive manufacturing process[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2014, 24(9): 2729-2736.
- 14 Liu Jiantao, Lin Xin, Lü Xiaowei, *et al.* Research on laser solid forming of a functionally gradient Ti- Ti_2AlNb alloy[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2008, 44(8): 1006-1012.
刘建涛, 林鑫, 吕晓卫, 等. Ti- Ti_2AlNb 功能梯度材料的激光立体成形研究[J]. *金属学报*, 2008, 44(8): 1006-1012.
- 15 Xu Zhijun. The microstructure and properties of TC11/ γ -TiAl bi-materials fabricated by laser powders deposition process [D]. Beijing: General Research Institute for Nonferrous Metals, 2013.
徐志军. 激光熔化沉积 TC11/ γ -TiAl 双合金材料的工艺、组织及性能[D]. 北京: 北京有色金属研究总院, 2013.
- 16 Yang Jiaoxi, Wang Yanfang, Wang Zhicheng. Laser cladding Ni/ Ni_3Al based double performance materials and internal microstructure analysis[J]. *Chinese J Lasers*, 2015, 42(3): 0306001.
杨胶溪, 王艳芳, 王志成. 激光熔覆制备 Ni/ Ni_3Al 基双性能材料及其内部微观组织分析[J]. *中国激光*, 2015, 42(3): 0306001.
- 17 Zhang K Z, Lei Z L, Chen Y B, *et al.* Microstructure characteristics and mechanical properties of laser-TIG hybrid welded dissimilar joints of Ti-22Al-27Nb and TA15[J]. *Optics & Laser Technology*, 2015, 73: 139-145.
- 18 Popille F, Douin J. The dislocation microstructure in orthorhombic O Ti_2AlNb deformed between room temperature and 800 °C [J]. *Philosophical Magazine A*, 1996, 73(5): 1401-1418.