

热处理对锻造-增材混合制造 TC4 钛合金结合区组织与性能的影响

张 钧¹, 杨培智², 杨海欧³

(1. 西安石油大学 材料科学与工程学院,陕西 西安 710065)

(2. 庆安集团有限公司,陕西 西安 710077)

(3. 西北工业大学 凝固技术国家重点实验室,陕西 西安 710072)

摘要: 通过电弧熔丝增材制造技术在TC4钛合金锻造基体上沉积试样,研究了不同热处理制度对混合制造试样结合区的微观组织及性能的影响,同时对热处理后试样不同区域耐蚀性进行了研究。结果表明,随着退火温度的升高,结合区内部的 α 相有一定程度的粗化,并在结合区底部出现了部分等轴 α 相,结合区顶部的针状马氏体 α' 相分解。经过950 °C/1 h/AC+600 °C/4 h/AC固溶时效处理后,结合区力学性能的非均匀性有所改善,在具有最高的948 MPa屈服强度的同时保持了10.5%的断后伸长率,综合性能优于600和850 °C退火处理试样。另一方面,经950 °C/1 h/AC+600 °C/4 h/AC固溶时效处理后,不同区域之间微观组织非均匀性的改善使混合制造TC4钛合金构件不同区域的耐蚀性差异有一定程度的减小,同时试样整体耐蚀性提高。

关键词: 热处理; 混合制造; 微观组织; 力学性能; 电化学

中图法分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2025)10-2563-12

1 引言

TC4钛合金是20世纪中期研发出的一种 $\alpha+\beta$ 型钛合金,具有密度低,导热系数小,耐腐蚀,高温力学性能稳定等特点,广泛的应用于航空航天航海等领域^[1-5]。传统的TC4钛合金制造方式多为锻造。但由于TC4钛合金化学活性高,变形阻力大等特点,传统的制备方式需要相应的模具,如制备不同尺寸的大型TC4钛合金螺旋桨叶时,需要配备不同尺寸的模具。从而导致加工周期长、材料利用率低、制造成本高等缺点^[6-8]。和传统的锻造方式不同,新兴的金属增材制造技术具有不受模具限制、成形速度快、材料利用率高等优点^[9,10]。然而增材制造技术也会面临随着尺寸增加导致成本剧增的难题。因此需要基于现有资源来拓展制备大型TC4钛合金构件的能力。由此诞生了混合制造的工艺理念。混合制造技术采用化整为零的思想。首先通过传统的锻造或者铸造技术制造出整体构件中较为简单的一部分并将其作为基体,然后使用增材制造技术在基体上制造较为复杂的一部分,最后将混合制造出的构件进行二次加工得到最终构件。该技术充分发挥了传统锻造成型和新型增材制造两种技术各自的优点,不仅可以快速制造出所需构件,还减少了加工步

骤,避免了大量材料的浪费,关于混合制造技术在制备大型钛合金构件方面的应用已经有了一定的进展^[11-12]。但在增材制造的过程中,由于热历史的不同,结合区的微观组织呈现出一种非均匀的状态,同时由于增材制造伴随着快冷快热的过程,会导致内部产生较大的内应力。因此,需要选取合适的热处理制度,以达到调控微观组织并优化力学性能的目的。同时,针对大型钛合金构件可能面临实际工况,需要对构件的抗腐蚀性能进行研究与分析。

Dolev等^[13]采用激光选区熔化(SLM)技术混合制造TC4钛合金,并进行了800 °C/4 h/FC热处理,发现经过热处理后的结合区微观组织结合紧密,未发现孔隙等缺陷。Li^[14]则发现在经过1000 °C固溶处理和540 °C时效处理后,显微组织发生显著变化,原有的热影响区消失。为了消除成形件的各向异性。Birmingham等^[15]对TC4钛合金构件进行热处理发现其内部组织有朝着网篮组织转变的趋势,并且通过热处理可以有效的改善整体构件的残余应力。Meiners等^[16]对成形件进行1050 °C/3 h+710 °C/6 h/AC热处理,成功消除了抗拉强度和延伸性上的各向异性。

综上所述,目前有关混合制造TC4钛合金构件热处

收稿日期:2024-10-23

作者简介:张 钧,男,1976年生,博士,副教授,西安石油大学材料科学与工程学院,陕西 西安 710065,电话:029-88382598,E-mail:openlab605@163.com

理主要是以激光增材制造技术为基础,以电弧增材制造技术为基础的混合制造 TC4 钛合金热处理的相关研究较少,并且热处理对混合制造不同区域耐蚀性影响也较为模糊。因此,本实验选用三组热处理制度,研究了热处理对混合制造 TC4 钛合金结合区组织及力学性能的影响。同时由于 TC4 合金在海洋船舶大型构件上的潜在应用价值,还研究了热处理对混合制造 TC4 钛合金构件不同区域耐蚀性的影响。

2 实验

基体选用尺寸为 $150 \text{ mm} \times 50 \text{ mm} \times 50 \text{ mm}$ 的锻造态 TC4 钛合金,其微观组织如图 1 所示。焊丝选用直径为 1.2 mm 的 TC4 钛合金焊丝。TC4 焊丝及基体的化学成分如表 1 所示。所用增材设备包括:奥地利 Fronius 公司生产的 CMT Advanced 4000 数字化冷金属过渡焊机,安川 MOTOMAN 机械臂和惰性气体保护箱。热处理设备为 SK-G06123K 型真空管式炉。电化学测试所用设备为 VersaSTAT3 型电化学工作站。实验开始前,使用角磨机对基底沉积一侧进行打磨预处理,之后使用无水乙醇擦拭表面的油污与粉尘,对所用丝材进行干燥处理。所用保护气体为纯度 99.99% 的氩气,实验开始前,以 20 L/min 的速率预通 5 min 氩气使保护箱中空气排出,成形过程中保持 10 L/min 的速率持续通入氩气,以保证良好的保护环境。

本研究增材制造工艺参数如表 2 所示,所用热处理制度如表 3 所示。混合制造实验过程示意图如图 2 所示。在基材与增材的结合区取金相试样进行观测,采用 YM-2A 型金相试样预磨机粗磨和细磨,砂纸粒度依次为 180#、240#、320#、400#、600#、800#、1000#、1200# 和 1500#。最后使用 Struers TegraPol-25 型研磨抛光机进行



图 1 基体 TC4 钛合金微观组织

Fig.1 Microstructure of TC4 titanium alloy substrate

表 1 TC4 钛合金基体与 TC4 钛合金丝材的化学成分

Table 1 Chemical composition of TC4 titanium alloy substrate and TC4 titanium alloy wire (wt%)

Alloy	C	O	N	H	Al	V	Fe	Ti
Substrate	0.02	0.14	0.010	0.0019	6.36	4.20	0.06	Bal.
Wire	0.015	0.16	0.012	0.0016	5.99	4.17	0.14	Bal.

抛光处理,所用抛光悬浮液型号为 Struers OP-S。磨抛完成后使用无水乙醇进行清洗并吹干。采用 Kroll 腐蚀剂 ($V_{\text{HF}}:V_{\text{HNO}_3}:V_{\text{H}_2\text{O}}=5:13:82$) 对磨抛好的试样进行金相腐蚀。通过 GX71 光学显微镜对制备好的金相试样进行微观组织观察。

力学性能试样取样位于结合区,增材部分和基材部分各占 50%,拉伸试样尺寸与显微硬度取点如图 3 所示。拉伸试样标距段尺寸为 $18 \text{ mm} \times 4 \text{ mm} \times 2 \text{ mm}$,拉伸实验按照 GB/T228.1-2021《金属材料-拉伸试验》标准在微机控制电子万能材料试验机 CMT5105 上进行,拉伸速率为 1 mm/min。采用 LECO LM248AT 型显微硬度计对试样进行维氏硬度测试,实验的加载载荷为 300 g,加载时间为 15 s。采用 ZEISS Gemini 500 型场发射扫描电镜进行断口形貌分析。

电化学试样尺寸为 $\varnothing 10 \text{ mm} \times 10 \text{ mm}$ (如图 4a 所示),电化学腐蚀实验采用三电极体系(如图 4b 所示)。所用腐蚀介质溶液为 3.5%NaCl 溶液。实验开始前,工作电极的工作面需要和参比电极相互垂直,二者间的间距小于 5 mm。实验开始后,首先测试开路电位。其次,待开路

表 2 增材制造工艺参数

Table 2 Parameter of additive manufacturing

Scanning speed/ m·min ⁻¹	Wire feed speed/ m·min ⁻¹	Electrical current/A	Average arc voltage/ V	Heat input/ J·mm ⁻¹
0.3	6	154	23.3	502.35

表 3 热处理制度

Table 3 Regime of heat treatment

Sample number	Heat treatment regime	Heat treatment type
HT1	600 °C/2 h/air cooling (AC)	Annealing treatment
HT2	850 °C/2 h/AC	
HT3	950 °C/1 h/AC+600 °C/4 h/AC	Solution aging

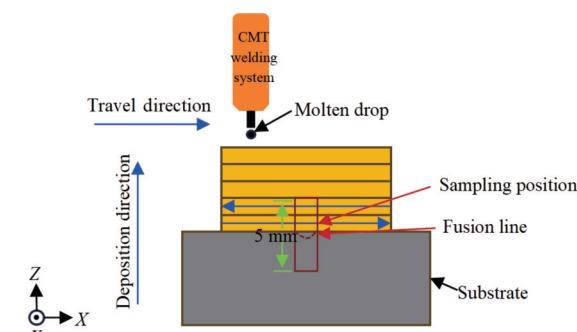


图 2 混合制造实验过程示意图

Fig.2 Schematic diagram of experimental process of hybrid manufacturing

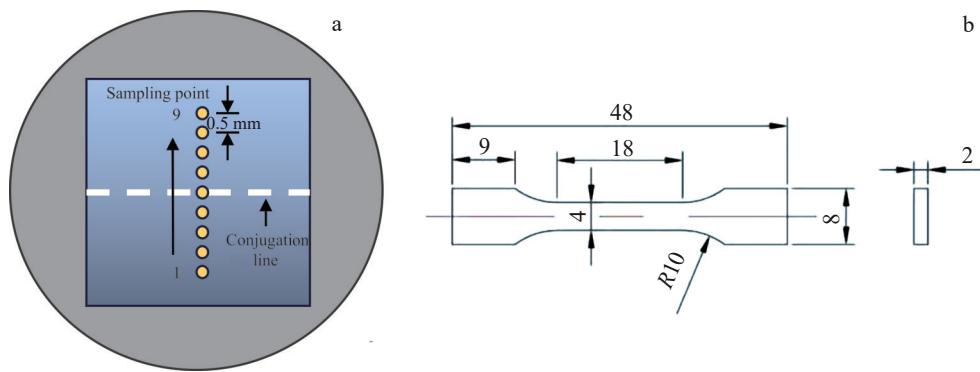


图3 显微硬度测试点分布图和拉伸试样尺寸

Fig.3 Schematic diagram of microhardness test site distribution (a) and size of tensile specimen (b)

电位稳定后测试交流阻抗,交流阻抗测试频率范围为0.01~100 000 Hz。最后测试动电位极化曲线,扫描电位范围为-0.5~2 V。

3 结果与讨论

3.1 宏微观组织

图5为沉积态与3组不同热处理制度下混合制造TC4钛合金试样结合区的宏观组织。从图中可以看出,沉积态试样增材区中存在较为明显的柱状 β 晶粒,并在靠近结合区附近存在等轴 β 晶粒(如图5a所示)。经过600和850 °C退火处理后,HT1与HT2试样结合区宏观组织并无明显变化,仍然表现为柱状 β 晶粒与等轴 β 晶粒共存的组织特征(如图5b、5c所示)。这是由于两种热处理制度的温度未达到 β 相变点,因此不会引起 β 晶粒发生明显的变化。在HT3试样中,柱状 β 晶消失(如图5d所示),这是由于增材区内部的连续的 α 相溶解所导致。

为了对结合区的组织和性能进行详细研究,本研究将结合区划分为结合区底部、结合区中部和结合区顶部3个区域。其中结合中部位于熔合线附近2 mm范围内,结合区底部位于结合中部下面靠近基体一侧2 mm范

内,结合区顶部位于结合中部上面靠近增材区一侧2 mm范围内,各区域划分示意图如图5所示。

图6为沉积态与3组不同热处理制度下混合制造试样结合区底部的微观组织。从图6a、6b中可以看出,经600 °C退火后,HT1试样结合区底部的微观组织与沉积态结合区底部的微观组织类型并无明显变化,但是 α 相尺寸稍有粗化。经过850 °C退火处理后,HT2试样有较为明显的等轴 α 相生成,并有部分 α 相发生明显的粗化(如图6c所示),这是因为较高的退火温度使部分 α 相得以充分生长。HT3试样结合区底部的微观组织有一定程度的变化,其内部的等轴 α 相的数量明显增多,并且分布有一定数量且不同宽度的片层 α 相(如图6d所示)。这一现象的原因在于当固溶温度达到950 °C时,已接近 β 完全相变温度^[17],此时大部分 α 相转变为 β 相。在之后的空冷过程中,较快的冷却速度导致了细小的 α 相出现。并且较高的固溶温度会使原有的片层 α 相溶解,进而促进了等轴 α 相的生成^[18]。因此,HT3试样结合区底部的微观组织由等轴 α 相和不同宽度的片层 α 相共同组成。

图7为沉积态与3组不同热处理制度下混合制造试样结合区中部的微观组织。从图7a中可以看出,沉积态

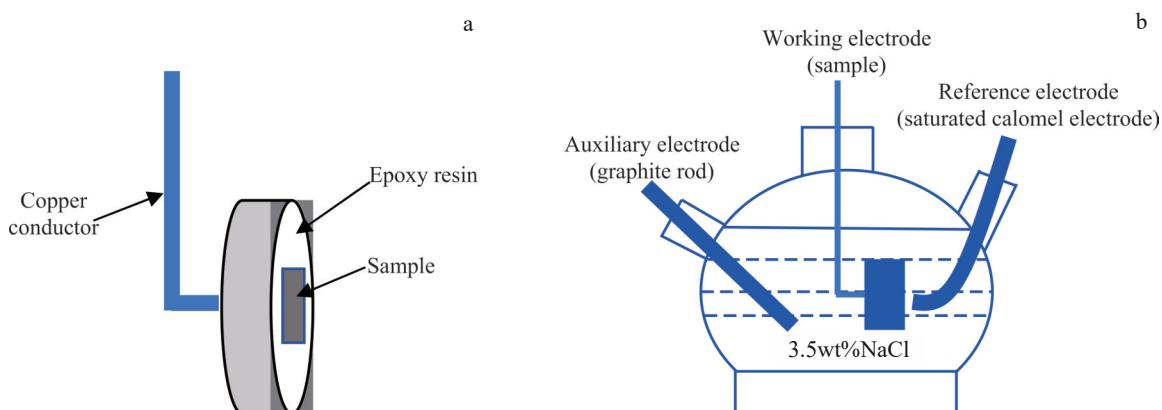


图4 电化学试样和三电极体系示意图

Fig.4 Electrochemical specimens (a) and schematic diagram of the three-electrode system (b)

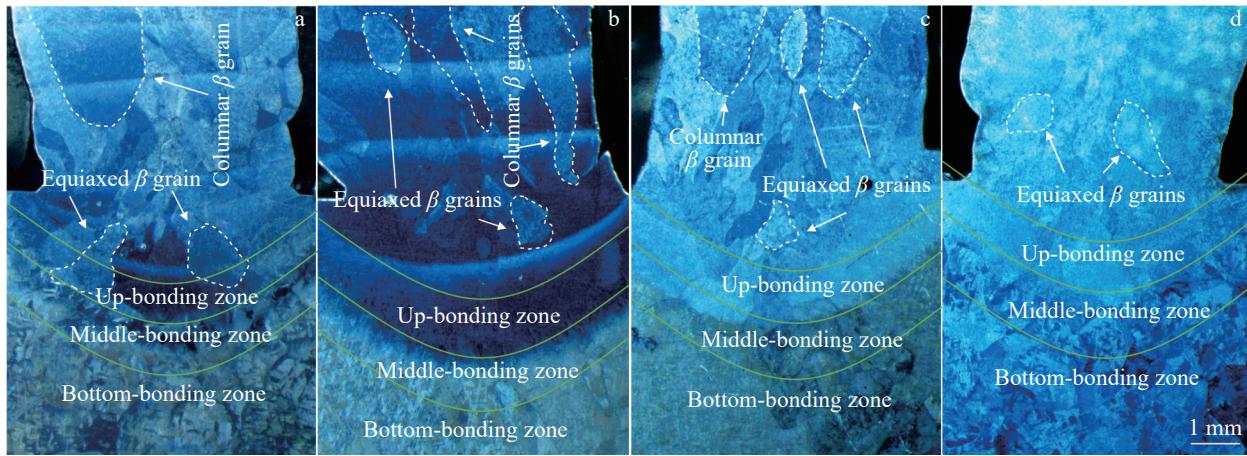


图 5 不同热处理制度下混合制造试样结合区宏观形貌

Fig.5 Macromorphologies of the bonding zone of hybrid-manufactured specimens under different heat treatment regimes: (a) as-deposited, (b) HT1, (c) HT2, and (d) HT3

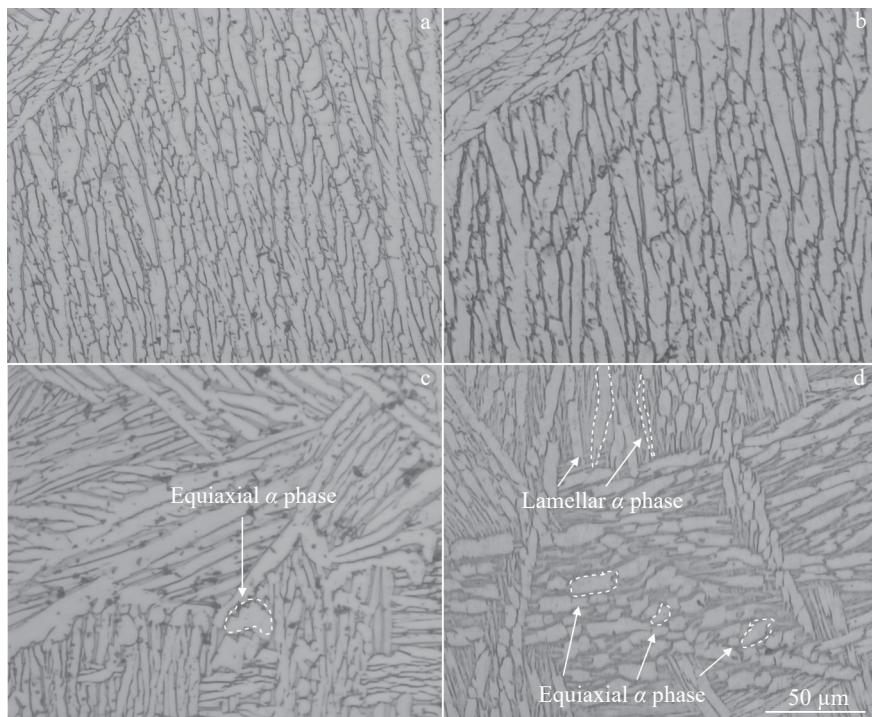


图 6 不同热处理制度下混合制造试样结合区底部微观组织

Fig.6 Microstructures at the bottom of the bonding zone of hybrid-manufactured specimens under different heat treatment regimes: (a) as-deposited, (b) HT1, (c) HT2, and (d) HT3

试样的结合区中部微观组织与结合区底部的微观组织并无太大变化,但由于沉积过程中热积累的影响,其内部部分片层 α 相有一定的粗化。HT1试样的结合区中部的微观组织由细小的片层 α 相和粗大的片层 α 相交替构成。这是由于在热处理过程中,保温时间较短,其内部的 α 相未能充分生长,而在之后空冷的过程中,冷却速率较快,从而抑制了 α 相的粗化(如图7b所示)。

而在HT2试样中,结合区中部的微观组织相较于沉积

态发生了较为明显的变化,其内部出现诸多细小的 α 相并分布在片层 α 相之间(如图7c所示)。这是因为较高的退火温度导致 α 相溶解,同时较快的冷却速率使得 β 基底上的 α 相不能充分析出^[15]。HT3试样结合区中部的微观组织与HT2试样类似,由断裂的片层 α 相以及短棒状 α 相构成,但相比HT2试样,HT3试样结合区中部各类型 α 相的宽度均有一定程度的增长(如图7d所示)。这是因为较长的时效保温时间使 α 相得以充分析出,从而导致宽度的增长。

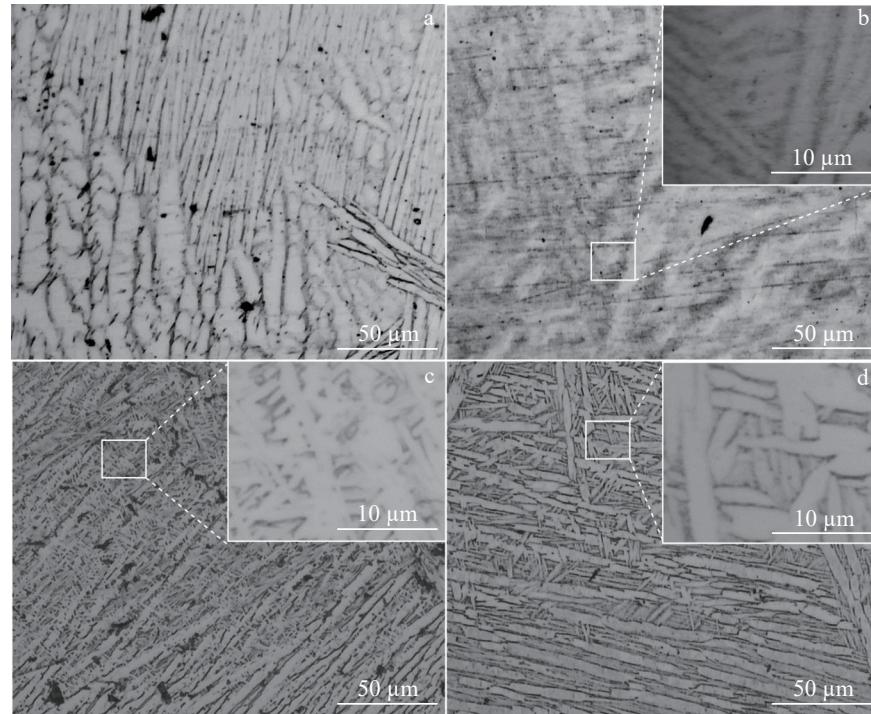


图 7 不同热处理制度下混合制造试样结合区中部微观组织

Fig. 7 Microstructure at the middle of the bonding zone of hybrid-manufactured specimens under different heat treatment regimes: (a) as-deposited, (b) HT1, (c) HT2, and (d) HT3

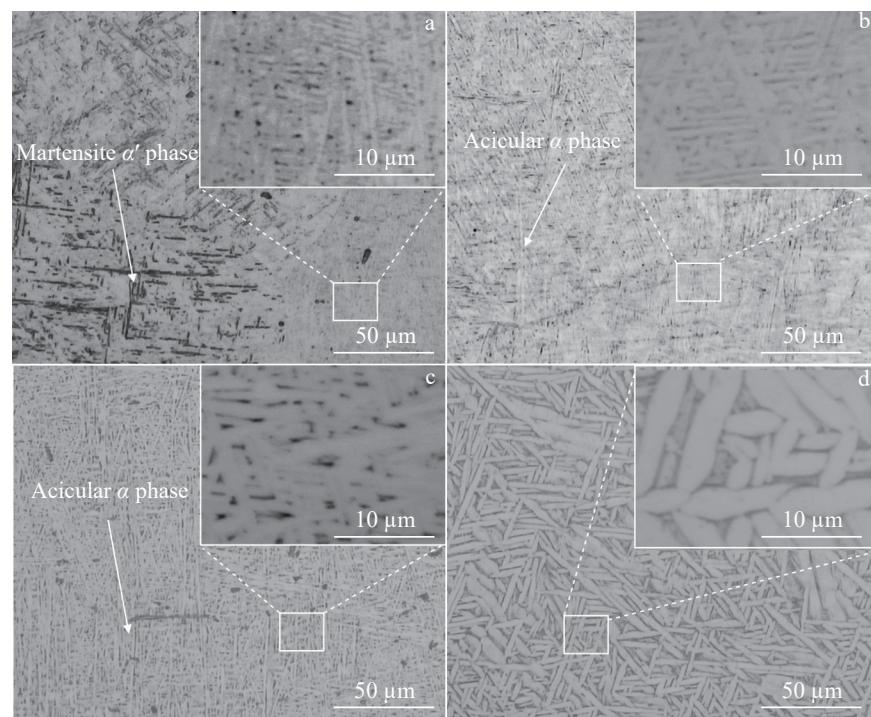


图 8 不同热处理制度下混合制造试样结合区顶部微观组织

Fig. 8 Microstructures at the top of the bonding zone of hybrid-manufactured specimens under different heat treatment regimes: (a) as-deposited, (b) HT1, (c) HT2, and (d) HT3

图8为沉积态与3组不同热处理制度下混合制造试样结合区顶部的微观组织。从图8a中可以看出,沉积态试样

的结合区顶部的微观组织表现为网篮组织,并包含许多大块 α 片层。同时,由于增材过程中较快的冷却速率,析出了

较多的针状马氏体 α' 相, 组织的均匀性较差。在 HT1 试样中, 可以看到结合区顶部的微观组织主要呈现为致密的网篮组织, 并伴有针状 α 相, 相比沉积态试样的组织均匀性较好。这是因为在 600 °C 下热处理, 组织内亚稳态相, 如针状马氏体 α' 相分解, 但由于其保温时间较短使 α 相来不及充分生长, 因此生成了针状 α 相(如图 8b 所示)。在 HT2 试样的结合区顶部, 其微观组织同样由针状 α 相构成(如图 8c 中放大图所示), 但其较高的退火温度使 α 相的宽度有一定程度的增长。HT3 试样中, 结合区顶部的微观组织大部分表现为网篮组织, 长宽比较大的针状 α 相几乎全部消失, 生成了较多短棒状的 α 相(如图 8d 所示)。这是因为 950 °C 的固溶温度已经接近了 TC4 钛合金相变温度, 此时大部分连续的 α 相溶解变为 β 相, 同时生成了许多不连续的 α 相, 在之后的时效过程中, 较长的保温时间使得 α 相充分析出, 因此生成了较多的短棒状 α 相。

对沉积态与 3 组不同热处理制度下混合制造试样结合区顶部 α 相长宽比进行统计, 其统计结果如图 9 所示。沉积态的 α 相长宽比最大, 为 11:1。HT1 与 HT2 的 α 相宽度相比沉积态有一定程度的减小, 其长宽比分别为 8:1 和 7:1。而 HT3 的 α 相长宽比最小, 为 4:1。这是由于长时间的时效保温使 α 相粗化造成的。

3.2 力学性能

3.2.1 显微硬度

图 10 为沉积态与不同热处理制度下混合制造试样结合区的显微硬度。从图中可以看出, 经过 600 °C 的退火处理后, HT1 试样结合区底部的显微硬度有一定程度的下降, 这是由于 α 相粗化导致的, 而 HT2 试样结合区底部的显微硬度略微增长, 可能是因为在 HT2 试样结合区底部存在部分细小的等轴 α 相, 使其显微硬度略有增长。HT3 试样结合区底部的显微硬度有较为明显的增长, 其原因在于 950 °C 固溶处理后, α 相的尺寸有明显的减小, 从而提升了硬度。在结合区中部, HT1 试样与沉积态试样的硬度并无明显变

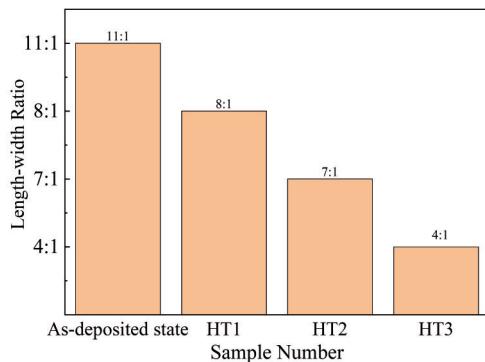


图 9 不同热处理制度下混合制造试样结合区顶部 α 相长宽比

Fig.9 Length-width ratio of α -phase at the top of the bonding zone of hybrid-manufactured samples under different heat treatment regimes

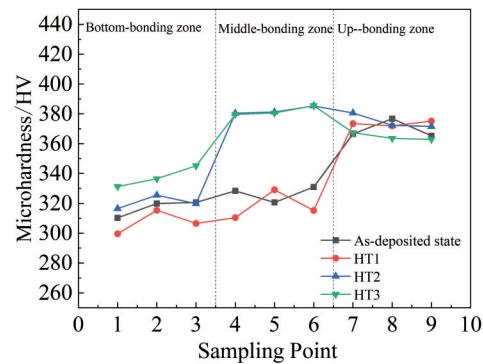


图 10 不同热处理制度下混合制造试样结合区显微硬度

Fig.10 Microhardness of the bonding zone of the sample hybrid-manufactured under different heat treatment regimes

化。HT2 试样与 HT3 试样结合区中部的显微硬度均有一定幅度的增长。这是因为 HT2 试样与 HT3 试样结合区中部出现了许多细小的 α 相, 从而使其硬度增加^[19]。在结合区顶部, 沉积态试样、HT1 试样和 HT2 试样的显微硬度均处于一个较高区间, 其原因可能在于 3 组试样的结合区顶部均存在针状 α 相, 使其硬度增加。而在 HT3 试样中, 其结合区顶部的显微硬度有了明显的降低, 这是因为在固溶时效处理时, 较高的固溶温度使结合区底部的 α 相溶解转变为 β 相, 而在时效过程中, 时效时间与温度让 α 相充分生长变大, 从而使其 α 相尺寸大于其他试样, 从而降低了该区域的显微硬度^[19]。此外, 经过固溶时效处理后, 结合区不同区域显微硬度之间的差异有一定程度的减小, 结合区整体显微硬度的均匀性有所改善。

3.2.2 室温拉伸性能

图 11 为不同热处理制度混合制造 TC4 钛合金拉伸试样断裂位置, 图 12 为断裂位置的宏观形貌。从图 12a

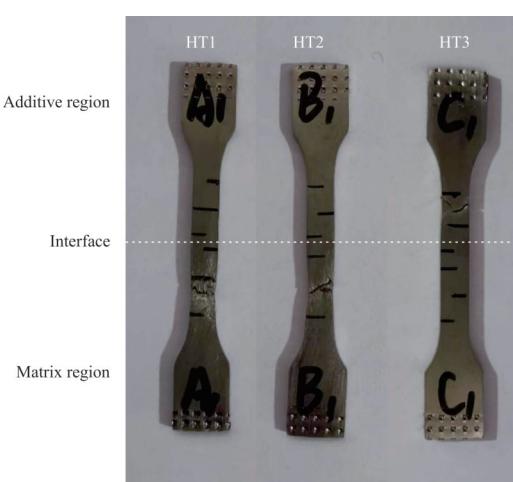


图 11 不同热处理制度混合制造 TC4 钛合金拉伸试样断裂位置

Fig.11 Fracture positions of tensile specimens of TC4 titanium alloy hybrid-manufactured under different heat treatment regimes

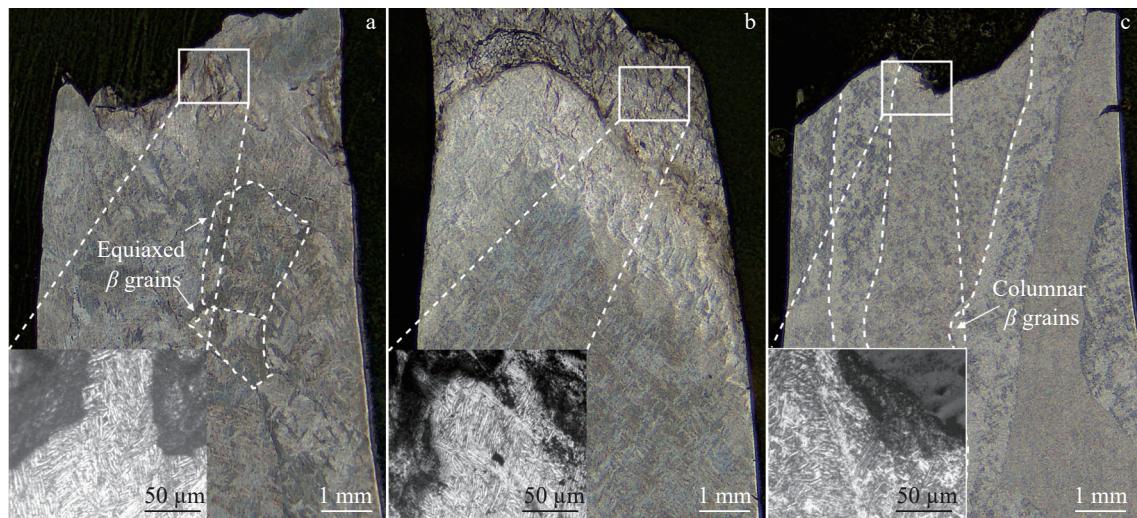


图 12 不同热处理制度混合制造 TC4 钛合金拉伸试样断裂位置宏观形貌

Fig.12 Macro morphologies of fracture position of tensile specimen of TC4 titanium alloy hybrid-manufactured under different heat treatment regimes: (a) HT1, (b) HT2, and (c) HT3

可以看出,HT1试样的断裂位置的宏观形貌中存在等轴 β 晶粒。HT2试样的断裂位置虽无明显的等轴 β 晶粒,但通过对微观组织观察发现其内部主要表现为魏氏组织,并且在宏观形貌上没有发现柱状晶(如图12b所示)。说明HT1和HT2均断裂在基体区,并未断裂在结合区,这可能是因为结合区整体的 α 片层尺寸较小(如图6~图8所示),而较小的 α 片层会阻碍滑移的进行^[20]因此具有较高的屈服强度,从而使断裂位置远离增材区。而HT3试样的断裂位置存在较为明显的柱状 β 晶粒,说明其断裂在增材区(如图12c所示)。这可能是因为经过固溶时效处理后,试样内部的 α 片层尺寸有较为明显的粗化,从而导致试样增材区屈服强度的降低,使得断裂位置出现在增材区。这和Liu等^[21]发现在非均匀试样中,拉伸应变及断裂位置倾向于发生在试样较弱的区域上是一致的。

表4为不同热处理制度混合制造TC4钛合金室温拉伸性能。从表中可以看出,HT1和HT2试样的屈服强度、拉伸强度与断后伸长率相差并不大,仅有不到5%的差距。而HT3试样具有最高的屈服强度,其屈服强度达到了948 MPa,并且其断后伸长率保持在10.5%,超过了锻件10%断后伸长率的标准。因此,相比HT1与HT2,950 °C/1 h/AC+600 °C/4 h/AC的固溶时效处理综合效果最好。

3.2.3 断口形貌

图13为不同热处理制度混合制造TC4钛合金断口形貌,图13a₂~13c₂分别为图13a₁~13c₁红框内的放大图,从图中可以看出,3种不同热处理后的试样断口中均存在剪切唇以及较多数量较多的韧窝,表明3组试样的断裂模式均为韧性断裂。同时由于HT1与HT2断裂在基

表 4 不同热处理制度混合制造 TC4 钛合金室温拉伸性能

Table 4 Room temperature tensile properties of TC4 titanium alloy hybrid-manufactured by different heat treatment regimes

Sample number	Yield strength/ MPa	Tensile strength/MPa	Elongation/%
HT1	925.6	964.1	10.1
HT2	916.2	966.0	10.6
HT3	948.0	974.9	10.5

体区,基体区存在较为粗大的 α 相,而HT3断裂在增材区,内部存在细小的网篮组织,因此HT1与HT2的韧窝尺寸相较于HT3稍大。

3.3 抗腐蚀性

通过上一节的结果可知,经过950 °C/1 h/AC+600 °C/4 h/AC固溶时效处理后试样综合力学性能较好。因此,本节通过电化学测试方法对固溶时效处理后试样不同区域(HT-增材区(HT-AR)、HT-结合区(HT-BR)、HT-基体区(HT-MR))与沉积态试样不同区域(增材区(AR)、结合区(BR)、基体区(MR))的抗腐蚀性能进行研究。

3.3.1 极化曲线

图14为沉积态与热处理后的混合制造TC4钛合金构件不同区域的动电位极化曲线,表5为沉积态与热处理后混合制造TC4钛合金不同区域极化曲线拟合结果。从图14a中可以看出,不同区域均存在钝化现象,这是因为TC4钛合金表面生成的氧化膜抑制了钛合金在电解液中的溶解^[22]。结合区的自腐蚀电位相比增材区和基体区发生了正移,说明其发生腐蚀的倾向较低。同时从表5中可以看出,沉积态试样中,结合区自腐蚀电流密度最低,为0.213 $\mu\text{A}/\text{cm}^2$;增材区自腐蚀电流密度为0.243 $\mu\text{A}/\text{cm}^2$,

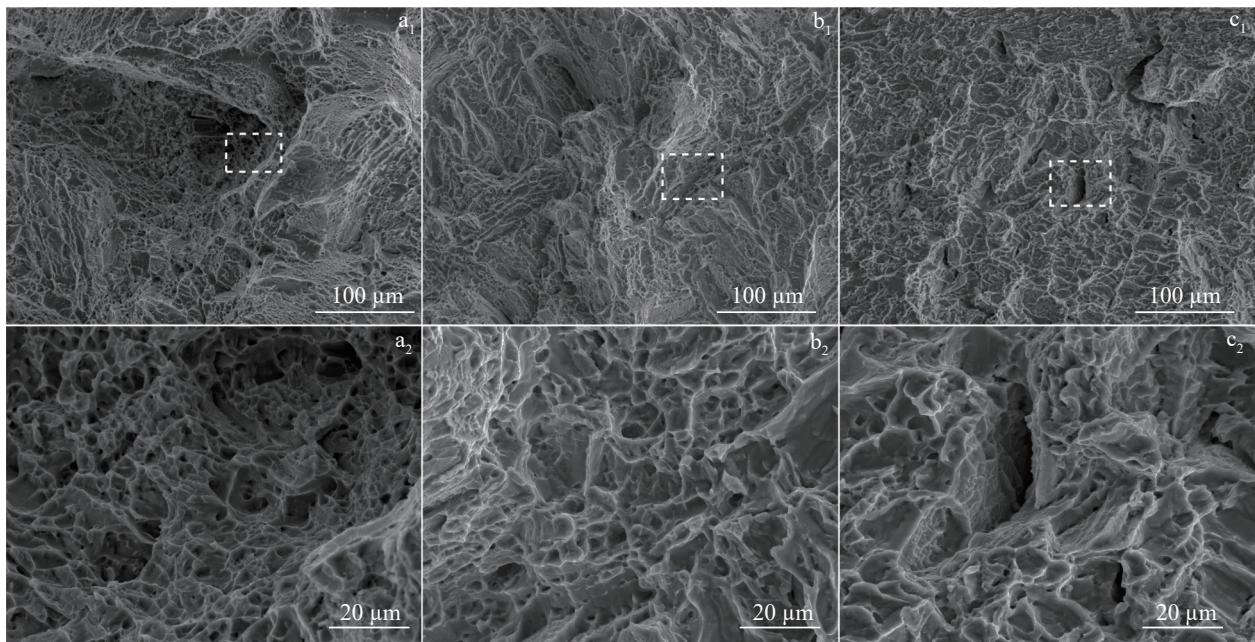


图 13 不同热处理制度混合制造 TC4 钛合金断口形貌

Fig.13 Fracture morphologies of TC4 titanium alloy hybrid-manufactured by different heat treatment regimes: (a₁, a₂) HT1, (b₁, b₂) HT2; and (c₁, c₂) HT3

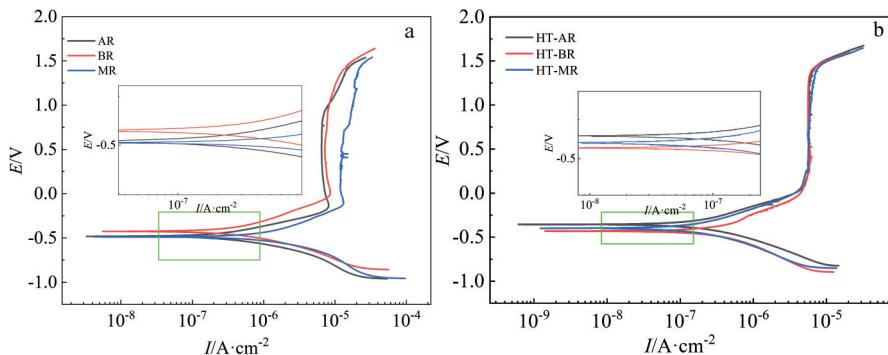


图 14 混合制造 TC4 钛合金不同区域动电位极化曲线

Fig.14 Potentiodynamic polarization curves of different regions of TC4 titanium alloy fabricated by hybrid manufacturing: (a) as-deposited state and (b) heat treatment state (AR-additive manufacturing region; BR-bonding region; MR-matrix region; HT-solution and aging hot treatment)

与结合区相近；基体区的自腐蚀电流密度最高，为 $1.132 \mu\text{A}/\text{cm}^2$ ，与极化曲线的变化规律相一致。

而从图 14b 中可以看出，从 HT-结合区到 HT-基体区到 HT-增材区，自腐蚀电位逐渐正移，表明发生腐蚀的倾向逐渐减小。从表 5 中也可以看出，HT-结合区的自腐蚀电流密度最高，为 $0.271 \mu\text{A}/\text{cm}^2$ ，HT-基体区与 HT-增材区的自腐蚀电流密度较低，分别为 0.166 与 $0.167 \mu\text{A}/\text{cm}^2$ 。相比沉积态试样，经过热处理后，基体区的自腐蚀电流密度明显下降，耐蚀性显著提高。

材料的耐蚀性一般与材料的成分和组织有关。图 15 为沉积态与热处理后混合制造 TC4 钛合金试样不同区域的微观组织。通过对比图 15a、15b 和 15c 可以看

表 5 混合制造 TC4 钛合金不同区域动电位极化曲线拟合结果

Table 5 Fitting results of potentiodynamic polarization curves in different regions of TC4 titanium alloy fabricated by hybrid manufacturing

Region	Self-etching current density/ $\mu\text{A}/\text{cm}^2$	Self-corrosion potential/V
AR	0.243	-0.46
BR	0.213	-0.39
MR	1.132	-0.49
HT-AR	0.167	-0.36
HT-BR	0.271	-0.43
HT-MR	0.166	-0.40

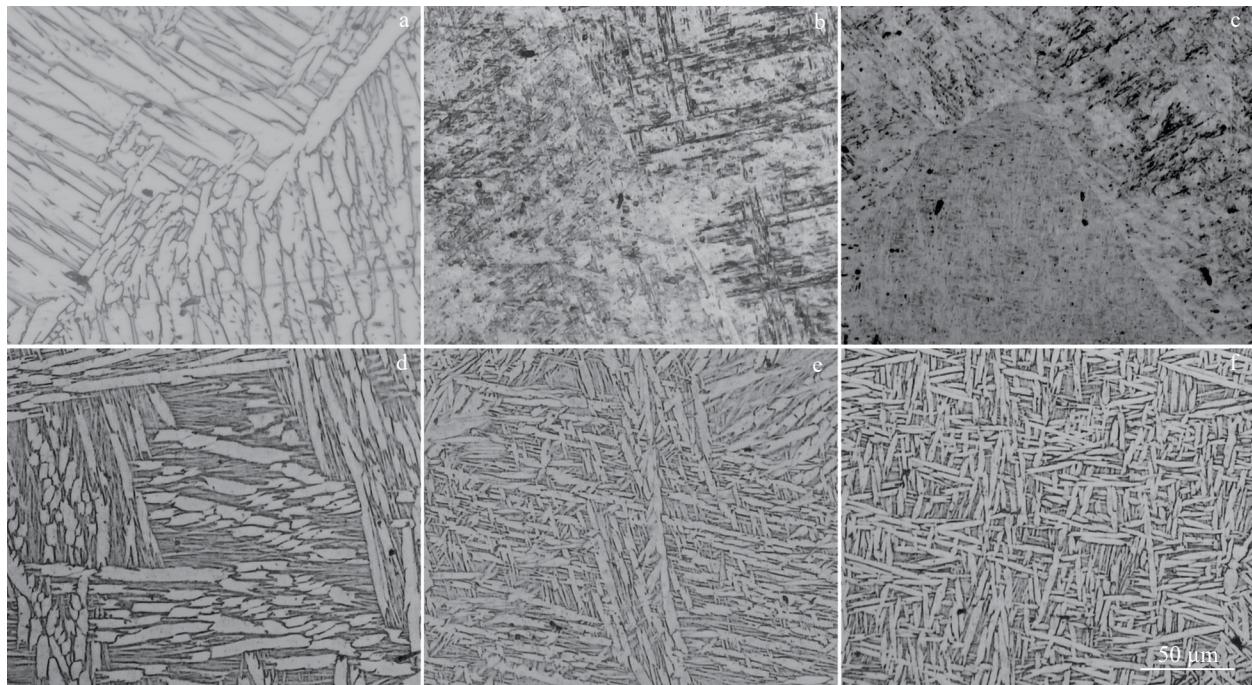


图 15 沉积态与热处理后混合制造 TC4 钛合金不同区域显微组织

Fig.15 Microstructures of different regions of as-deposited (a–c) and heat treated (d–f) TC4 titanium alloys: (a) matrix region, (b) bonding region, (c) additive region, (d) HT-matrix region, (e) HT-bonding region, and (f) HT-additive region

出,沉积态试样基体区以白色的 α 相组织为主,少量的黑色 β 相分布于 α 相之间。而沉积态的结合区和增材区组织较为接近,均存在针状马氏体 α' 相并伴有网篮组织,其中黑色的 β 相含量明显比基体区的高。在TC4的双相组织中, β 相是较为稳定的相, β 相含量的增加有利于提高材料的耐蚀性,因此结合区和增材区的耐蚀性高于基体区,其自腐蚀电流密度明显比基体区低。

经过热处理后,基体区黑色 β 相(图15d)的含量明显比沉积态基体区 β 相含量高,因此热处理后基体区的自腐蚀电流下降,耐蚀性提高。同时,热处理后结合区和增材区的针状马氏体 α' 相消失, α 相的尺寸有一定程度的增长,其组织形态更加接近于基体区。因此热处理后基体区、结合区和增材区自腐蚀电流密度差别不大。

3.3.2 阻抗图谱

图16为混合制造TC4钛合金构件EIS等效电路图,图17为沉积态与热处理后混合制造TC4不同区域的阻抗图谱,图18为不同区域EIS测试得到的Bode模图与Bode相图。通常来讲,容抗弧半径代表着电荷转移时电阻的大小,容抗弧越大,电荷转移越困难,则其电流密度就小,因此其耐蚀性就越好^[23]。从图17a中可以看出,沉积态结合区的容抗弧半径大于增材区和基体区的容抗弧半径,因此,结合区的耐蚀性最好,这

也与极化曲线拟合的结果相吻合。而在热处理后,不同区域的容抗弧半径均有所增加(如图17b所示),HT-增材区与HT-基体区的容抗弧半径几乎相同,而HT-结合区的容抗弧半径相对较小,说明增材区与基体区的耐蚀性较好,结合区的耐蚀性相对较差。另一方面,通过对比图17a、17b可以看出,相比沉积态的试样,热处理后试样3个区域之间的阻抗差异变小,并且热处理后试样不同区域的自腐蚀电流密度均处于一个数量级,说明经过热处理后,不同区域的耐蚀性差异减小。其主要原因是由于热处理后,试样基体区、结合区和增材区的组织形态更加趋于一致(如图15所示),导致各个区域之间耐蚀性更加接近。

表6为不同区域各个电路元件的拟合值。从表中可以看出,在沉积态试样中,结合区的 R_f 与 R_{ct} 较高,这表明

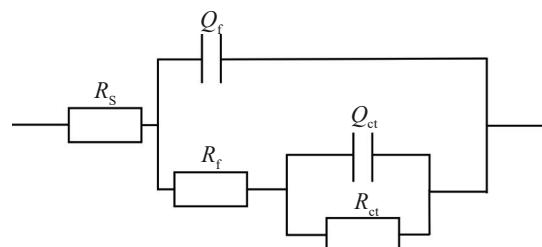


图 16 混合制造 TC4 钛合金构件 EIS 等效电路图

Fig.16 EIS equivalent circuit diagram for hybrid-manufactured TC4 titanium alloy components

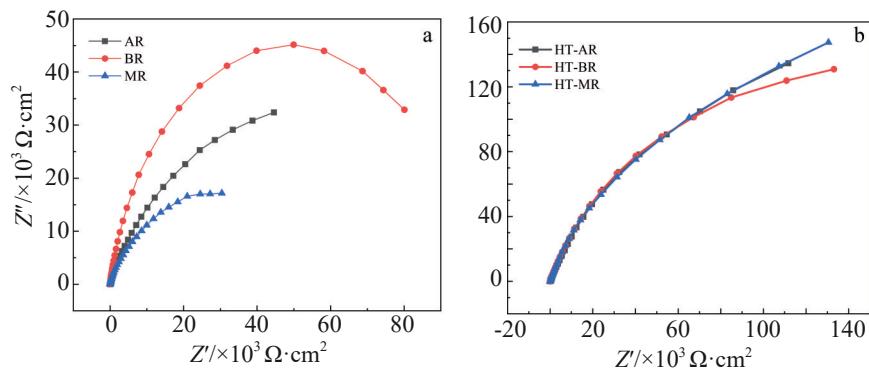


图 17 混合制造 TC4 钛合金不同区域阻抗图谱

Fig.17 Impedance spectra of different regions of hybrid-manufactured TC4 titanium alloy: (a) as-deposited state and (b) heat treatment state

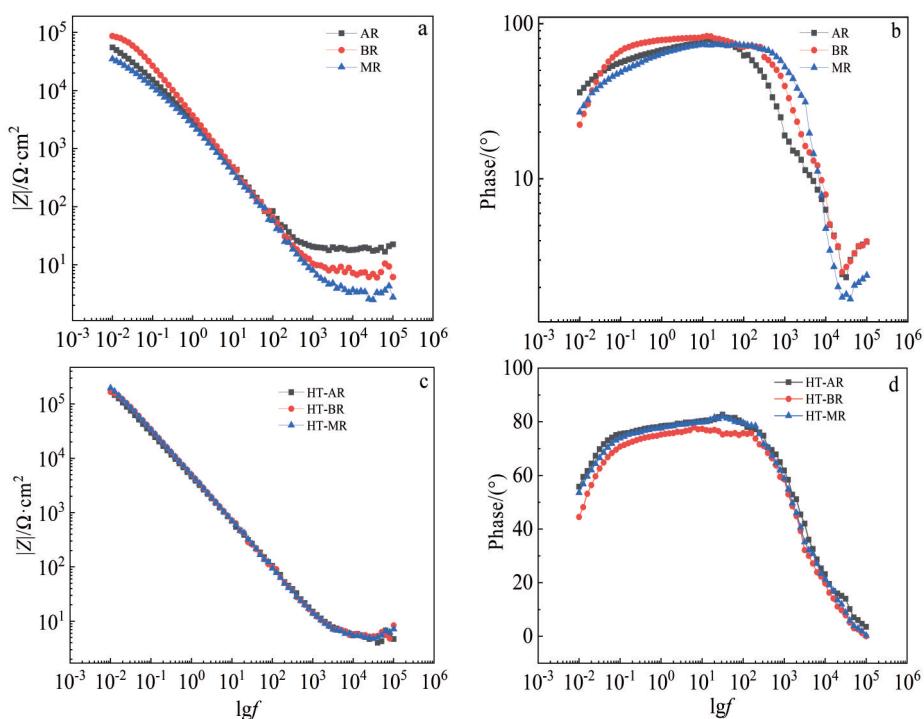


图 18 混合制造 TC4 钛合金不同区域的 Bode 图

Fig.18 Bode diagrams of different regions of TC4 titanium alloy: (a) Bode plots of as-deposited specimen, (b) phase Bode plots of as-deposited specimen, (c) Bode plots of specimen after heat treatment, and (d) phase Bode plots of specimen after heat treatment

表 6 不同区域各个电路元件的拟合值

Table 6 Fitting value of each circuit element in different regions

Region	$R_s/\Omega \cdot \text{cm}^2$	$CPE_f \cdot Yo/\Omega^{-1} \cdot \text{cm}^{-2}$	nf	$R_f/\Omega \cdot \text{cm}^2$	$CPE_{dl} \cdot Yo/\Omega^{-1} \cdot \text{cm}^{-2}$	ndl	$R_{ct}/\Omega \cdot \text{cm}^2$
AR	18.97	2.64×10^{-5}	0.9733	100.7	6.11×10^{-5}	0.601	1.25×10^5
BR	13.24	9.09×10^{-5}	0.9224	323.6	5.01×10^{-5}	0.661	1.78×10^5
MR	3.558	3.44×10^{-5}	0.9588	22.22	7.58×10^{-5}	0.564	6.81×10^4
HT-AR	4.93	5.69×10^{-5}	1.0000	2.54×10^4	4.19×10^{-5}	0.790	4.06×10^5
HT-BR	5.72	3.34×10^{-5}	0.8944	1.31×10^4	1.02×10^{-5}	0.767	3.24×10^5
HT-MR	5.48	3.63×10^{-5}	0.8126	2.97×10^4	6.09×10^{-6}	1.000	4.60×10^5

离子通过钝化膜层转移阻力较大,即该区域的耐蚀性也较好^[24]。而经过固溶时效处理后,不同区域的 R_f 与 R_{ct} 均有了较为明显的提升,即固溶时效处理对材料整体的耐蚀性有一定的提升。

4 结 论

1) 经过 $600\text{ }^{\circ}\text{C}/2\text{ h/AC}$ 退火处理后,结合区微观组织中的 α 相均有一定程度的粗化并伴有针状马氏体 α' 相分解。经过 $850\text{ }^{\circ}\text{C}/2\text{ h/AC}$ 退火处理后,结合区底部有等轴 α 相出现,且部分 α 相粗化明显。经过 $950\text{ }^{\circ}\text{C}/1\text{ h/AC}+600\text{ }^{\circ}\text{C}/4\text{ h/AC}$ 固溶时效处理后,结合区底部有等轴 α 相与片层 α 相存在,结合区中部出现短棒状 α 相,结合区顶部表现为网篮组织。

2) 经过 $600\text{ }^{\circ}\text{C}/2\text{ h/AC}$ 退火处理后,试样的显微硬度低于沉积态试样;经过 $850\text{ }^{\circ}\text{C}/2\text{ h/AC}$ 退火处理后,试样结合区中部的显微硬度有所提升,整体呈现出从结合区底部到结合区顶部逐渐增大的趋势;经过 $950\text{ }^{\circ}\text{C}/1\text{ h/AC}+600\text{ }^{\circ}\text{C}/4\text{ h/AC}$ 固溶时效处理后,试样结合区顶部显微硬度有所降低,不同区域显微硬度的变化差异均有所减小。

3) 经过 $600\text{ }^{\circ}\text{C}/2\text{ h/AC}$ 退火与 $850\text{ }^{\circ}\text{C}/2\text{ h/AC}$ 退火的锻造-增材混合制造试样断裂在基体区。经过 $950\text{ }^{\circ}\text{C}/1\text{ h/AC}+600\text{ }^{\circ}\text{C}/4\text{ h/AC}$ 固溶时效处理的锻造-增材混合制造试样断裂在增材区。3组热处理后试样的断后伸长率均在10%以上。同时,固溶时效处理后的试样屈服强度达到948 MPa,具有较好的综合性能。

4) 沉积态混合制造TC4钛合金试样基体区耐蚀性较差,结合区耐蚀性最好。经固溶时效处理后,不同区域件耐蚀性的差异减小,试样整体耐蚀性得到提高。

参考文献 References

- [1] Miao Xinting, Hong Haisheng, Peng Jian et al. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*[J], 2023, 125: 103911
- [2] Qie Xiwang, Li Liqun, Guo Pengfei et al. *Crystals*[J], 2023, 13(3): 438
- [3] Li Bingqiang, Zhou Honggen, Liu Jinfeng et al. *Aerospace Science and Technology*[J], 2021, 119: 107107
- [4] Xia Yufeng(夏玉峰), Teng Haihao(滕海灏), Zhang Xue(张雪) et al. *Journal of Chongqing University(重庆大学学报)*[J], 2022, 45(4): 87
- [5] Yang Junwei(杨俊伟), Tang Haibo(汤海波), Tian Xiangjun(田象军) et al. *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2023, 52(9): 3316
- [6] Qu Shengguan(屈盛官), Zhai Jianshuo(翟荐硕), Duan Chenfeng (段晨风) et al. *Material Reports(材料导报)*[J], 2023, 37(22): 177
- [7] Li Songyuan(李松原), Li Shuncui(李顺才), Liu Zhi(刘志) et al. *Mechanical Science and Technology(机械科学与技术)*[J], 2024, 43(7): 1222
- [8] Sizova I, Hirtler M, Günther M et al. *AIP Conference Proceedings*[J], 2019, 2113(1): 150017
- [9] Wen Dongxu(温东旭), Xiong Yibo(熊逸博), Yan Peizhi(颜佩智) et al. *Large Casting and Forging Parts(大型铸锻件)*[J], 2022(5): 10
- [10] Li Ang(李昂), Liu Xuefeng(刘雪峰), Yu Bo(俞波) et al. *Journal of Engineering Science(工程科学学报)*[J], 2019, 41(2): 159
- [11] Gu Dongdong(顾冬冬), Zhang Hongmei(张红梅), Chen Hongyu (陈洪宇) et al. *Chinese Laser(中国激光)*[J], 2020, 47(5): 32
- [12] Zhou Changping(周长平), Lin Feng(林枫), Yang Hao(杨浩) et al. *Ship Engineering(船舶工程)*[J], 2017, 39(2): 80
- [13] Dolev O, Osovski S, Shirizly A. *Additive Manufacturing*[J], 2020, 37: 101657
- [14] Li Changfu, Wang Cong, Yang Guang et al. *Journal of Materials Research*[J], 2022, 37(15): 2406
- [15] Bermingham M J, Nicastro L, Kent D et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2018, 753: 247
- [16] Meiners F, Ihne J, Jürgens P et al. *Procedia Manufacturing*[J], 2020, 47: 261
- [17] Liu S Y, Shin Y C. *Materials & Design*[J], 2019, 164: 1
- [18] Wang Jian(王健). *A Study on Macro/Microstructure Evolution and Mechanical Properties of Wire and Arc Additive Manufactured TC4 Titanium Alloy(电弧增材制造TC4钛合金宏观组织演变及力学性能研究)*[D]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University, 2020
- [19] Han Xiufeng(韩秀峰), Wang Lun(王伦), Zhu Mingliang(朱明亮) et al. *Chinese Journal of Rare Metal(稀有金属)*[J], 2021, 45(7): 778
- [20] Wu Yanquan(乌彦全), Zhou Jun(周军), Zhang Chunbo(张春波) et al. *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2023, 52(9): 3132
- [21] Liu Yang, Dong Danyang, Wang Lei et al. *Materials Science & Engineering A*[J], 2015, 627: 296
- [22] Li Zhen(李镇), Zhao Wei(赵伟), Yu Kedong(于克东) et al. *Welded Pipe and Tube(焊管)*[J], 2022, 45(10): 1
- [23] Wang Pengjie(王鹏杰), Song Yuhao(宋昱灏), Fan Lin(樊林) et al. *Journal of Chinese Society for Corrosion and Protection(中国腐蚀与防护学报)*[J], 2024, 44(1): 59
- [24] Li Jiaqiang, Lin Xin, Wang Jian et al. *Corrosion Science*[J], 2019, 153: 314

Effect of Heat Treatment on Microstructure and Properties of Forging-Additive Hybrid-Manufactured Bonding Zone of TC4 Titanium Alloy

Zhang Jun¹, Yang Peizhi², Yang Haiou³

(1. College of Materials Science and Engineering, Xi'an Shiyou University, Xi'an 710065, China)

(2. QingAn Group Co., Ltd, Xi'an 710077, China)

(3. State Key Laboratory of Solidification Technology, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

Abstract: Samples were deposited on TC4 titanium alloy forged matrix by arc fuse additive manufacturing technique. The effects of different heat treatment on the microstructure and properties of the bonding zone of hybrid-manufactured samples were studied. Meanwhile, the corrosion resistance of different regions of the samples after heat treatment was also investigated. The results indicate that with the increase in annealing temperature, the α phase in the binding zone has a certain degree of coarsening, and some equiaxed α phase appear at the bottom of the bonding zone, while the acicular martensite α' phase at the top of the bonding zone decomposes. After solution aging treatment at 950 °C/1 h/air cooling(AC)+600 °C/4 h/AC, the non-uniformity of mechanical properties in the bonding zone is improved, maintaining a fracture elongation of 10.5% while having the highest yield strength of 948 MPa. The comprehensive performance is better than that of samples annealed at 600 and 850 °C. On the other hand, after 950 °C/1 h/AC+600 °C/4 h/AC solution aging treatment, the improvement of microstructure heterogeneity between different regions reduces the difference in corrosion resistance between different regions of hybrid-manufactured TC4 titanium alloy components to a certain extent, while the overall corrosion resistance of the sample is improved.

Key words: heat treatment; hybrid manufacturing; microstructure; mechanical properties; electrochemistry

Corresponding author: Zhang Jun, Ph. D., Associate Professor, College of Materials Science and Engineering, Xi'an Shiyou University, Xi'an 710065, P. R. China, Tel: 0086-29-88382598, E-mail: zhangjun@xsyu.edu.cn