

退火温度对激光沉积 TA15 合金组织及性能的影响

杨光 王文东 钦兰云 任宇航 李长富 王维

沈阳航空航天大学航空制造工艺数字化国防重点学科实验室, 辽宁 沈阳 110136

摘要 以 TA15 钛合金球状粉末为原料, 利用激光沉积制造技术制备了 TA15 钛合金厚壁件。研究了不同的退火温度对激光沉积 TA15 钛合金的拉伸力学性能及显微组织的影响, 分析了经不同温度退火后合金的断裂机理以及晶界两侧 α 团簇的变形机制。结果表明, 经退火处理后的合金显微组织中 α 相排列有序, α 片层厚度随退火温度的变化不大; 显微硬度值受 α 相含量影响, 但随退火温度变化不大; 晶界两侧 α 团簇变形机制不同; 裂纹易在 β 相处萌生并扩展; 沿着沉积方向和垂直于沉积方向上的合金拉伸断裂机制不同, 分别为韧性断裂和半韧性半解理断裂。

关键词 激光技术; 激光沉积制造; TA15 钛合金; 退火温度; 显微组织; 力学性能

中图分类号 TG146.2+3

文献标识码 A

doi: 10.3788/CJL201643.1202007

Effect of Annealing Temperature on Microstructure and Mechanical Properties of Laser Deposited TA15 Titanium Alloys

Yang Guang Wang Wendong Qin Lanyun Ren Yuhang Li Changfu Wang Wei

*Key Laboratory of Fundamental Science for National Defence of Aeronautical Digital Manufacturing Process,
Shenyang Aerospace University, Shenyang, Liaoning 110136, China*

Abstract TA15 titanium alloy bulk specimens are prepared from raw material of spherical powders by laser deposition manufacturing technique. The effect of annealing temperature on the tensile mechanical properties and microstructure characteristics of TA15 titanium alloys is investigated, and the fracture mechanism and α group deformation mechanism on both sides of grain boundary under different annealing temperatures are analyzed. The results indicate that, the α phase in alloy microstructure is in order after the annealing treatment, and the thickness of α lamellar layer does not change so much as the annealing temperature increases; the micro-hardness is affected by the amount of α phase while it does not vary much with temperature; the α group deformation mechanisms on both sides of grain boundary are different; the crack easily appears and extends in β phase; the tensile fracture mechanism along deposition direction is different from that along perpendicular direction and the former is ductile fracture but the latter is semi-cleavage-ductile fracture.

Key words laser technique; laser deposition manufacturing; TA15 titanium alloy; annealing temperature; microstructure; mechanical properties

OCIS codes 140.3390; 350.3390; 160.3900

1 引言

钛合金具有比强度高和抗蚀性优异这两大特性, 在航空航天工业、化学工业、医药工程和休闲行业等领域得到广泛应用^[1]。TA15 钛合金属于近 α 型钛合金, 该合金除铝和中性元素外还有少量 β 稳定元素, 有很好的热强性和热稳定性, 焊接性能良好^[2]。激光沉积制造(LDM)技术可用于较复杂形状零件的快速制造, 也可用于误加工损伤或服役损伤的修复^[3-4]。与其他成形技术相比, LDM 技术能够降低工业成本、加快加工速度及提高材料利用率, 为结构复杂的大型钛合金构件提供了一条新的制造途径。

收稿日期: 2016-07-06; **收到修改稿日期:** 2016-08-20

基金项目: 科技重大专项(2013ZX04001-041-04)

作者简介: 杨光(1978—), 男, 博士, 副教授, 硕士生导师, 主要从事激光沉积制造和修复技术方面的研究。

E-mail: yangguang@sau.edu.cn

相比传统成形工艺(如锻造),采用 LDM 技术生产的 TA15 钛合金组织具有明显差异,其力学性能存在明显的各向异性。热处理工艺是改善钛合金微观组织以提高其力学性能的常用方法之一,TA15 钛合金的锻造和锻后热处理组织变化与再结晶有关。席明哲等^[5-6]认为通过激光快速成形制备的 TA15 钛合金材料的再结晶驱动力很小,所以热处理不会引起其再结晶,并且随着退火温度的升高,粗大 β 晶内的初生 α 相板条体积分数减少,而 β 转变组织(β_T)的体积分数增加。激光熔化沉积 TA15 钛合金退火时虽然不发生再结晶,但可通过 β 到 α 相变来调节 α 和 β 相的组成、数量和形态^[7-8]。王昉等^[9]的研究表明,随着加热温度的升高,初生等轴 α 相不断减少,亚稳定 β 相不断分解,形成细小的次生针状 α 相。袁红等^[10]研究发现,激光熔化沉积 TA15 钛合金的初生 α 相含量随着热处理温度的升高而逐渐降低,且初生 α 片端的叉形形貌越来越明显。张小红等^[11]研究了热处理对激光立体成形 TA15 合金组织及其力学性能的影响,结果表明经退火后,TA15 合金塑性在强度降低不多的情况下得到了提高。陈博等^[12]研究表明,激光熔化沉积 TC17 钛合金随退火温度的升高 α 相含量逐渐减小, α 片层粗化,塑性升高而强度下降,且退火后的拉伸性能未达到盘件技术标准。Liu 等^[13-14]研究了不同热处理制度对激光熔化沉积 Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe(5%、1%分别指对应组分的质量分数)钛合金力学性能的影响,发现近相变点三重退火热处理试样的伸长率是标准三重退火热处理试样的 1.4 倍,是沉积态试样的 2 倍,同时预热处理能够有效地提高激光熔化沉积 Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe 钛合金的塑性。由此可见,热处理能够明显影响激光沉积钛合金的力学性能。但是,目前在激光沉积领域,激光沉积 TA15 钛合金成形件的热处理制度仍需进行研究和完善,在改善成形件组织、力学性能及工艺方法等方面仍需进行深入研究。

本文研究了不同的退火温度对激光沉积 TA15 钛合金的拉伸力学性能及显微组织的影响,并探究了退火处理对激光沉积 TA15 钛合金力学性能各向异性的影响,为完善激光沉积 TA15 钛合金热处理制度、探索力学性能最佳的热处理工艺提供了参考。

2 试验方法

2.1 试验准备

TA15 钛合金激光沉积制造试验通过沈阳航空航天大学的激光沉积制造系统完成,该系统主要包括半导体激光器、送粉器(载气式送粉器)、送粉嘴(四路同轴)、质量控制系统(惰性气体保护)、环境控制系统和光路及聚焦系统等。试验过程中保护气氛以及载粉气体均采用氩气,并严格控制保护箱内的氧气含量。TA15 钛合金球形粉末化学成分的质量分数分别为 6.7%(Al)、1.7%(Mo)、0.02%(Si)、2.3%(V)、2.1%(Zr)、0.04%(Fe)、0.01%(C)、0.11%(O)、0.01%(N)、0.003%(H),其余为 Ti。基材采用 TA15 钛合金锻造厚板件,其表面被打磨光滑,然后用丙酮擦拭去除表面污渍。

2.2 退火处理

采用短边单向往复扫描方式分别沉积出两个拉伸方向不同的厚壁件,如图 1 所示。其中图 1(a)为沿沉积方向(Z 方向)取样,此方向上拉伸试样受力方向为 Z 方向;图 1(b)为垂直沉积方向(XY 方向)取样,此方向上拉伸试样受力方向为 XY 方向。沉积块完成后分别在沉积块顶部和底部切除厚度为 3~5 mm 的部分,以减小成形热条件带来的影响。然后在剩下的每种厚壁件中分别切取出 4 组热处理试验件,退火工艺选取 830,860,890,920 $^{\circ}\text{C}$ 温度下保温 2 h,空气中冷却。退火后在 TA15 钛合金厚壁件上切取并制备拉伸试样,拉伸试样尺寸如图 2 所示。

金相试样包括沉积态金相试样、退火金相试样和断口金相试样(断口金相制取面垂直断口剖面取样)。试样经镶嵌、预磨和抛光后,采用 Kroll 腐蚀剂(HF 、 HNO_3 、 H_2O 的体积比为 1:6:7)进行腐蚀。采用 Olympus GX51 光学金相显微镜(OM)以及 Zeiss Sigma 扫描电子显微镜(SEM)分别对金相试样和断口组织进行组织分析;通过金相组织分析系统软件测定 α 相的长宽比以及体积分数;采用 Instron 5982 电子万能试验机测试试样的力学性能;采用 HVS-1000A 数显显微硬度计测试试样的显微硬度值,载荷为 1.96 N,加载时间为 10 s。

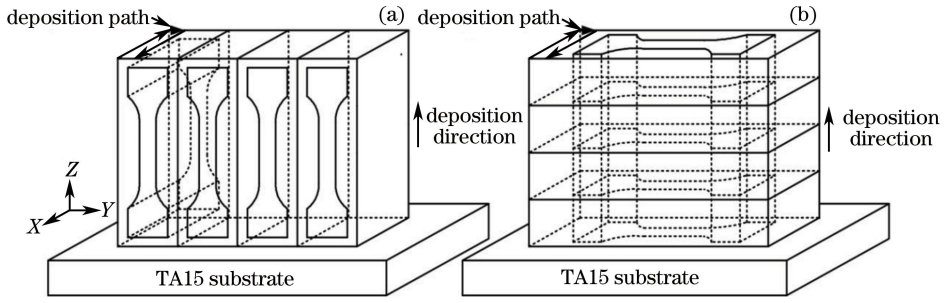


图 1 拉伸试样取样示意图。(a)沿着沉积方向;(b)垂直于沉积方向

Fig. 1 Schematic diagram of sampling of tensile specimen. (a) Along deposition direction; (b) perpendicular to deposition direction

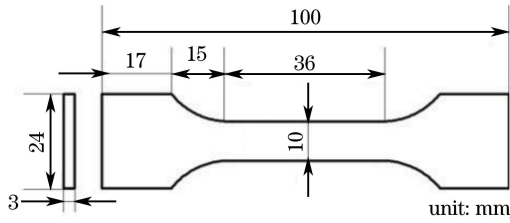


图 2 TA15 钛合金板状拉伸试样尺寸

Fig. 2 Dimension of tensile specimen of TA15 titanium alloy plate

3 试验结果及讨论

3.1 组织分析

图 3(a)和图 3(b)分别为激光沉积制造 TA15 钛合金沉积态的宏观组织和显微组织,可以看出在原始 β 柱状晶内部,沉积态的显微组织均匀, α 相尺寸相差不大,为典型的网篮状近 α 钛合金组织。退火后的激光沉积 TA15 钛合金显微组织如图 3(c)~(f)所示,可以看出随着退火温度的升高, α 相的形态发生明显变化。退火温度为 $830\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时, α 相大部分以 α 团簇的形式存在,在 α 团簇间存在少量短小的 α 片层组织,并且 α 团簇的走向大致分为图 3(c)所示的 A、B 和 C 三个方向, α 团簇整体排布整齐有序。退火温度为 $860\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时, α 团簇中的 α 片层组织长大并截断其他方向的 α 片层,方向 E 上 α 团簇中的 α 片层的长宽比变大,进而截断方向 D 上的 α 团簇,因此在方向 D 上出现大量短粗状的 α 片层组织,整体上 α 相仍呈现出较高的有序性。当退火温度达到 $890\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时, α 片层在各方向交错生长导致互相发生截断,出现大量短棒状 α 片层,且 α 相的混乱

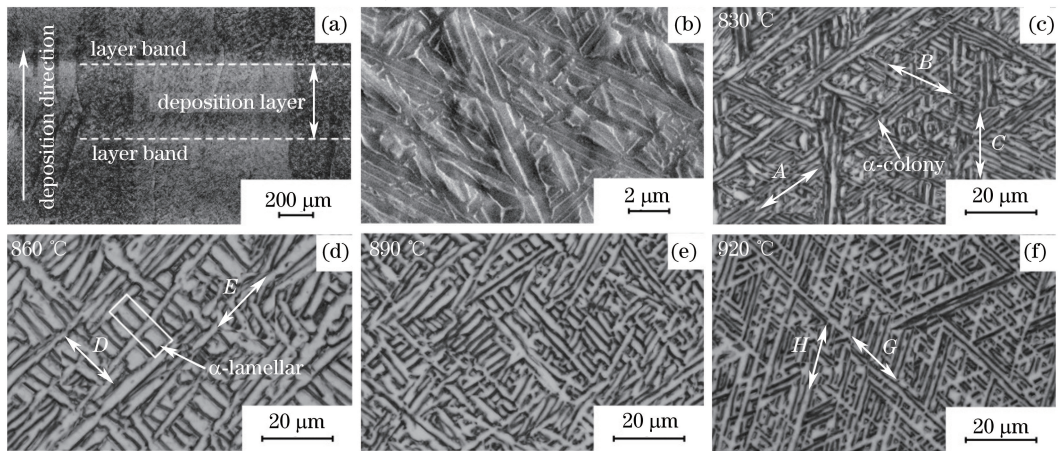


图 3 激光沉积制造 TA15 钛合金沉积态。(a) OM 照片;(b) SEM 照片;(c) $830\text{ }^{\circ}\text{C}$;(d) $860\text{ }^{\circ}\text{C}$;(e) $890\text{ }^{\circ}\text{C}$;(f) $920\text{ }^{\circ}\text{C}$

Fig. 3 Deposited states of laser deposition manufactured TA15 titanium alloys. (a) OM image; (b) SEM image;

(c) $830\text{ }^{\circ}\text{C}$; (d) $860\text{ }^{\circ}\text{C}$; (e) $890\text{ }^{\circ}\text{C}$; (f) $920\text{ }^{\circ}\text{C}$

程度上上升、有序性下降。退火温度为 920 °C 时, α 片层大部分形貌为针状平直板条, 在平直细长针状 α 片层间存在短棒状 α 组织, α 片层的走向大致分为方向 H 和方向 G , 如图 3(f) 所示, 且在 α 片层间出现大量 β_T , 整体上 α 片层排布有序。

α 相尺寸随退火温度的变化如图 4 所示, 可以看出 α 相的长宽比随退火温度波动不大, 差值最大为 4.496, 整体呈现先下降后上升的趋势。 α 相的长度随着退火温度的变化较大, 而宽度变化不大, 整体趋势均为先升高后下降, 在退火温度为 860 °C 时两者均为最大, 主要原因是随着退火温度的升高, 虽然 α 团簇逐渐长大并相互截断, 但在 860 °C 时仍存在大量 α 团簇。当退火温度超过 860 °C 时, α 团簇充分生长, 其中的 α 片层发生相互截断, 导致 α 相长度开始下降, 如图 3(e) 所示。在 920 °C 时虽然出现了细长针状 α 片层, 如图 3(f) 所示, 但是其数量较少, 且平直细长针状 α 片层间存在大量短棒状 α 组织, 导致其整体平均长度下降。

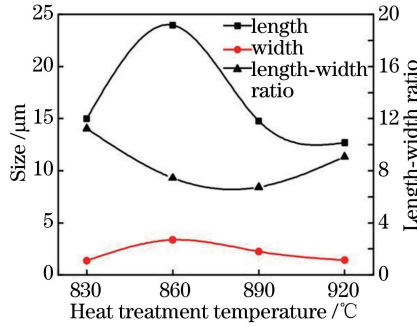


图 4 α 相尺寸随退火温度的变化

Fig. 4 Variation of α phase size with annealing temperature

3.2 室温拉伸性能

激光沉积 TA15 钛合金的拉伸力学性能如图 5 所示, 各力学性能均在不同程度上表现出各向异性, 总体上为高强度低塑性。XY 方向上的屈服强度和抗拉强度明显大于 Z 方向, 随退火处理温度的升高, 两种方向上的屈服强度均呈下降趋势; XY 方向上的抗拉强度呈下降趋势, 而 Z 方向上的抗拉强度先下降、后上升, Z 方向上的塑性明显好于 XY 方向。金属材料的屈服强度存在固溶强化、形变强化、沉淀强化和弥散强化以及晶界和亚晶强化这五种强化机制。晶界数量的增加会导致位错运动障碍数目的增加, 进而引起晶粒内位错塞积群长度的减小, 从而使屈服强度得到提高。显然 β 柱状晶晶界数量在 XY 方向上明显多于 Z 方向, β 柱状晶晶界产生的晶界强化是造成屈服强度在不同方向上表现出各向异性的重要原因。同时, 屈服强度还与金属的晶体结构有关, 而位错运动速率 v 又取决于应力的的大小, 其关系式为

$$v = \left(\frac{\tau}{\tau_0} \right)^m, \quad (1)$$

式中 τ 为滑移面的切应力, τ_0 为产生单位位错滑移速度所需的应力, m 为位错运动速率应力敏感因数。体心立方金属的 m 值小于 20, 因而体心立方金属的屈服现象显著^[15]。由图 3(c) 可知, 退火温度为 830 °C 时, 虽然存在较多 β_T , 但 α 相的形貌为粗大 α 团簇, 能够有效阻止 β_T 中的 β 相发生位错滑移, 这也是造成 β_T 含量较高而屈服强度较大的原因之一。随着退火温度的增加, α 团簇互相截断, 导致滑移较易开动, 因此屈服强度随温度的升高而逐渐降低, 如图 5(a) 所示。

观察图 3~5 可知, 不同温度的退火处理会出现不同的显微组织, 显微组织形貌尺寸对塑性存在影响, 且会导致显微组织本身塑性变形能力的不同, 较大长宽比的 α 片层组织在变形时会产生变形阻力。因此, 不同退火温度下合金室温拉伸力学性能出现差异。

激光沉积 TA15 钛合金断口的亚表面显微组织如图 6 所示。经退火处理后 TA15 钛合金在应力的作用下, α 片层组织和 β_T 均发生严重变形, 组织被拉长, 在应力方向上长宽比变大, 断口表面处的 α 片层组织和 β_T 与应力方向近乎平行, 如图 6(a) 和图 6(d) 所示。越靠近断口表面, 此变形就越明显, 并且在 Z 方向上 α 片层组织和 β_T 的变形程度明显大于 XY 方向。在 Z 方向上, 由于应力方向与 β 柱状晶生长方向平行, β 柱状晶内部 α 片层组织和 β_T 的变形阻力主要来自于相邻的 α 片层。而在 XY 方向上, 由于应力方向与 β 柱状

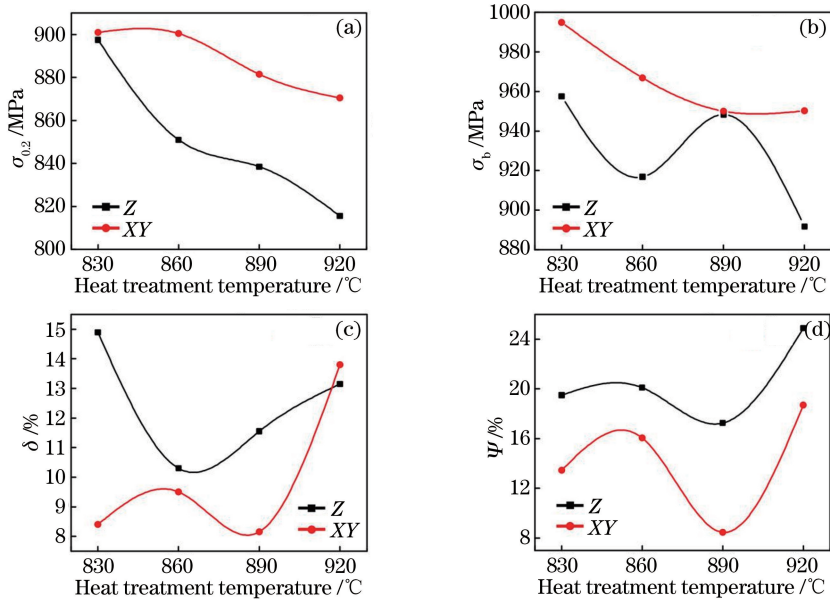


图 5 激光沉积制造 TA15 钛合金拉伸力学性能随退火温度的变化。(a)屈服强度 $\sigma_{0.2}$; (b)抗拉强度 σ_b ;(c)延伸率 δ ;(d)断面收缩率 Ψ

Fig. 5 Variation of tensile property of laser deposition manufactured TA15 titanium alloy with annealing temperature. (a) Yield strength $\sigma_{0.2}$; (b) extension strength σ_b ; (c) elongation δ ; (d) percentage reduction of area Ψ

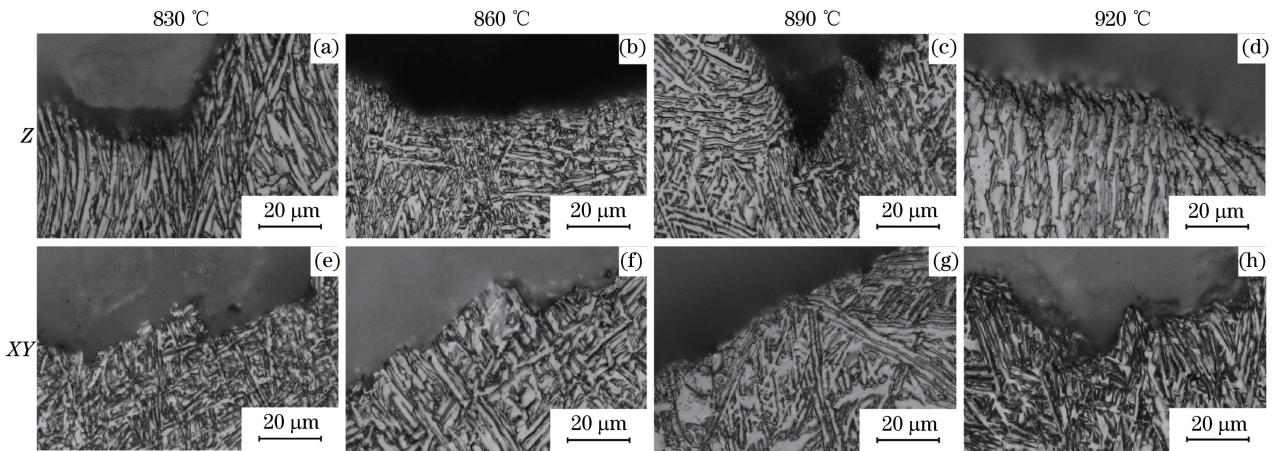


图 6 激光沉积制造 TA15 钛合金拉伸断口亚表面显微组织

Fig. 6 Microstructures near to fracture subsurface of laser deposition manufactured TA15 titanium alloy

晶生长方向垂直,因此 β 柱状晶内各组织的变形阻力除了来自相邻不同方向的组织之外,还来自 β 柱状晶晶界。 β 柱状晶晶界会对柱状晶内部的组织变形产生阻碍作用,这也是 XY 方向上变形程度小于 Z 方向的原因。

拉伸断口附近的微裂纹如图 7 所示。由图可知,在拉伸断口附近的亚表面显微组织中有明显的微裂纹,微裂纹存在于 α 片层之间且走向与 α 片层近乎平行,说明微裂纹是在 α 片层之间的 β_T 中发生扩展的。从图 8 中微裂纹的扩展路径来看,裂纹源在 α 片层之间的 β_T 处。 β_T 中 β 相滑移系较多,滑移系容易开动,说明裂纹易在 β_T 处萌生并扩展。

3.3 显微硬度

激光沉积制造 TA15 钛合金经不同温度退火后的显微硬度值如图 8 所示, α 相体积分数如图 9 所示。由图 8 可知,退火处理后试样的显微硬度值变化不大,显微硬度最大差值为 $\Delta_{\max} = 30.12$ HV,与沉积态的硬度相比,整体略偏低。从图 9 可看出, α 相体积分数随退火温度的变化趋势与退火显微硬度值的变化趋势相同,说明 α 相的含量对显微硬度值具有明显影响。在晶体结构方面, α 相为密排六方(hcp)结构, β 相为体心

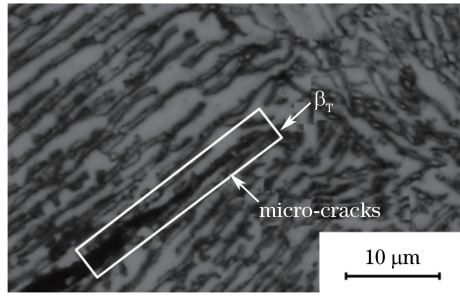


图 7 拉伸断口附近的微裂纹

Fig. 7 Micro-cracks near to tensile fracture

立方(bcc)结构。hcp 结构的滑移系个数一般为 3,而 bcc 结构的滑移系个数为 12,bcc 结构的滑移系数远多于 hcp 结构。在能量方面,原子密集排列的晶面和晶向有利于塑性变形,也就是说滑移面上原子堆积越密集,位错滑移越容易,然而塑性变形所需的能量还直接取决于最小滑移距离。在 hcp 结构中,存在点阵原子堆积密度为 91%的滑移面,最小滑移距离 $b_{\min} = a_{\text{hcp}}$,其中 a_{hcp} 为密排六方晶胞的点阵常数;而在 bcc 结构中,存在点阵原子堆积密度为 83%的滑移面,最小滑移距离 $b_{\min} = 0.87a_{\text{bcc}}$,其中 a_{bcc} 为体心立方晶胞的点阵常数。说明 bcc 晶格的塑性变形能力优于 hcp 晶格,也就是说 α 相的塑性变形能力低于 β 相,因此 α 相含量越多,显微硬度值越大。

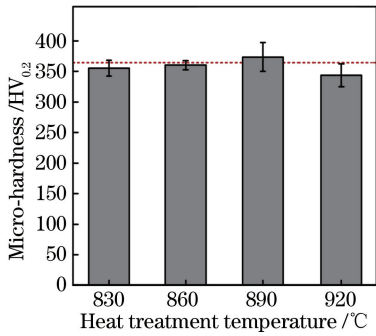


图 8 激光沉积制造 TA15 钛合金的显微硬度值

Fig. 8 Micro-hardness of laser deposition manufactured TA15 titanium alloy

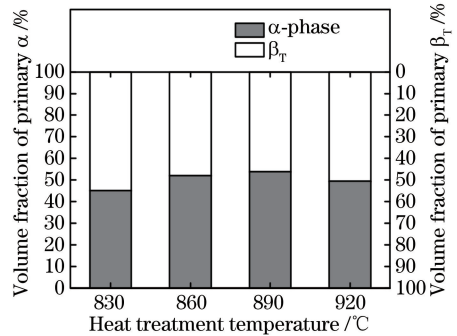


图 9 激光沉积制造 TA15 钛合金 α 相体积分数

Fig. 9 Volume fraction of α phase in laser deposition manufactured TA15 titanium alloy

3.4 β 柱状晶晶界两侧 α 团簇变形机制分析

β 柱状晶与应力方向的不同导致力学性能不同,因此将 β 柱状晶晶界两侧 α 团簇的变形机制按应力与晶界的方向分为两种情况进行分析,一种是晶界平行于应力方向(Z 方向),另一种是晶界垂直于应力方向(XY 方向)。

当应力方向与柱状晶晶界平行时, α 团簇在应力作用下发生滑移进而伸长变形,沉积方向上 β 柱状晶晶界处 α 团簇变形后几种典型的显微组织如图 10 所示,其中 F 为拉伸力。由图可以看出,晶界两侧 α 团簇在受到力的作用后,由于晶界与应力方向平行,与晶界近似垂直的 α 团簇受力发生滑移, α 片层组织宽度变大,且 α 片层之间由于力的作用而出现间隙。部分 α 片层断裂后发生错移,与晶界垂直的 α 团簇与应力方向近似垂直,而 α 相中滑移系较少,导致 α 片层对滑移变形产生阻碍作用,同时 α 片层之间存在滑移系较多的 β_T ,使滑移变形更容易在 α 片层之间发生, α 片层之间出现滑移间隙,如图 10(c)所示。除存在与晶界近似垂直的 α 团簇之外,还存在与晶界存在一定角度的 α 团簇,这部分 α 团簇在受到应力的作用后向晶界方向倒伏靠拢,同时 α 片层的滑移导致 α 片层之间出现间隙,且部分 α 片层发生断裂。 α 团簇与晶界存在一定角度时, α 团簇在径向的阻力较小, α 团簇会发生伸长变形,由于存在一定角度,相邻的 α 片层之间产生滑移阻碍, α 片层之间发生滑移同时出现滑移间隙,如图 11 所示。

当应力方向与柱状晶晶界垂直时, α 团簇在应力作用下以伸长变形为主,滑移变形为辅。垂直于沉积方向上 β 柱状晶晶界处 α 团簇变形后几种典型的显微组织如图 12 所示。可以看出,当应力方向与晶界垂直

时,与晶界存在一定角度的 α 团簇在受到应力作用发生伸长变形的同时发生了偏移变形。晶界两侧的 α 团簇向平行于应力的方向偏移伸长,与晶界的角度逐渐变大,部分 α 片层发生断裂,如图13所示。当 α 团簇与晶界垂直时, α 团簇平行于应力方向,导致 α 团簇在应力作用下发生伸长变形,而几乎不发生偏移变形,如图12(b)所示。

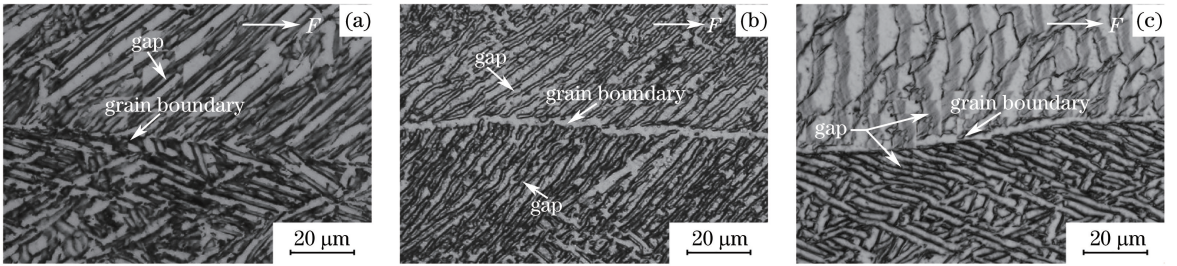


图10 沉积方向上晶界处 α 团簇变形后的典型显微组织。(a)单侧变形;(b)两侧变形;(c)垂直晶界变形

Fig. 10 Typical microstructures after α group deformation at grain boundary along deposition direction.

(a) Unilateral deformation; (b) deformation at both sides; (b) deformation perpendicular to grain boundary

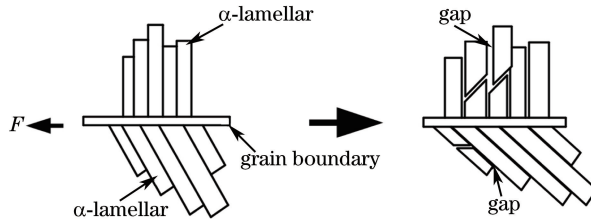


图11 沉积方向上晶界处 α 团簇变形机制

Fig. 11 Deformation mechanism of α group at grain boundary along deposition direction

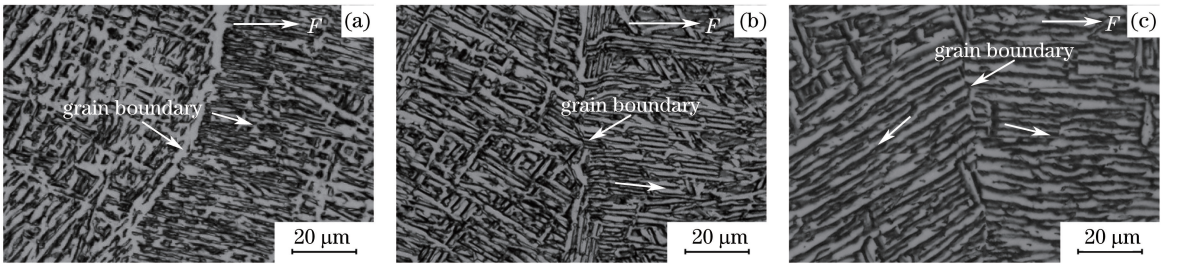


图12 垂直于沉积方向上晶界处 α 团簇变形后的典型显微组织。(a)单侧变形;(b)垂直晶界变形;(c)两侧变形

Fig. 12 Typical microstructures of α group at grain boundary perpendicular to deposition direction.

(a) Unilateral deformation; (b) deformation perpendicular to grain boundary; (c) deformation at both sides

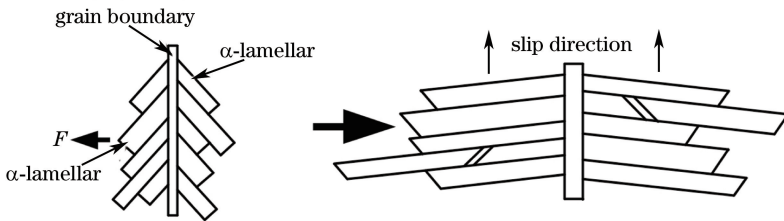


图13 垂直于沉积方向上晶界处 α 团簇的变形机制

Fig. 13 Deformation mechanism of α group at grain boundary perpendicular to deposition direction

3.5 拉伸断口分析

激光沉积TA15钛合金经不同温度退火后不同方向上的拉伸断口形貌如图14所示。可以看出,Z方向拉伸断口上布满韧窝,拉伸断裂机制为韧性断裂,韧窝的深浅及大小随着退火温度的改变而发生变化,有的韧窝较大且浅,类似于解理面,如图14(b)、(c)所示,这种形貌的出现导致塑性下降,这与图5(c)所示的力学

性能相符,退火温度为 860 °C 和 890 °C 时延伸率最低。在 XY 方向拉伸断口上韧窝和解理面同时存在,所以拉伸断裂机制为半韧性半解理断裂。韧窝和解理面共同影响 XY 方向上的力学性能,解理面的出现导致 XY 方向塑性较 Z 方向差。韧窝的大小和深浅同样对塑性产生影响,浅而大的韧窝会使塑性降低。通过在同一温度下对比 Z 方向和 XY 方向的拉伸断口发现,解理面的出现导致塑性下降,使得 Z 方向上塑性明显优于 XY 方向,这与图 5(c)、(d) 中曲线走势吻合。

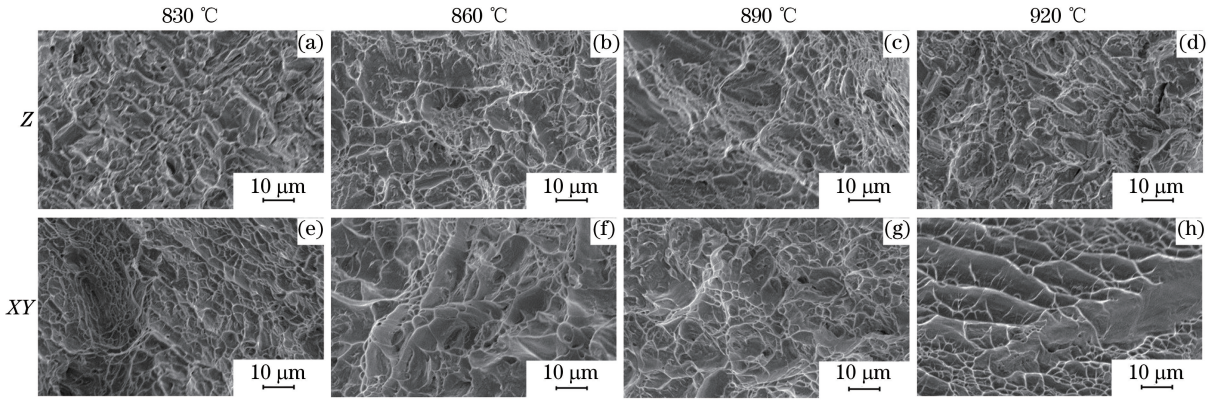


图 14 激光沉积制造 TA15 钛合金拉伸断口形貌 SEM 图

Fig. 14 SEM images of tensile fracture micrographs of laser deposition manufactured TA15 titanium alloy

4 结 论

以 TA15 钛合金球状粉末为原料,利用激光沉积制造技术制备了 TA15 钛合金厚壁件。对合金进行退火处理,利用 OM、SEM 等方法研究了退火温度对合金显微组织、显微硬度和拉伸力学性能的影响,分析了经不同温度退火后合金的断裂机理以及晶界两侧 α 团簇的变形机制。研究表明:

- 1) 经退火处理后的激光沉积 TA15 钛合金的显微组织中 α 相整体排布有序,且随着退火温度的升高, α 相逐渐长大并互相截断, α 相尺寸发生变化;
- 2) 退火后激光沉积 TA15 钛合金的室温拉伸性能表现出各向异性,XY 方向上的强度高于 Z 方向,Z 方向上的塑性明显优于 XY 方向,显微硬度随退火温度变化不大, α 相体积分数对合金的显微硬度值存在影响;
- 3) 柱状晶晶界两侧 α 团簇的变形机制不仅与其受应力方向有关,还与晶界两侧 α 团簇相对晶界的角度有关;
- 4) 沉积方向和垂直沉积方向上的断裂机制不同,沉积方向断裂机制为韧性断裂,垂直沉积方向断裂机制为半韧性半解理断裂。

参 考 文 献

- 1 Leyens C, Peters M. Titanium and titanium alloys[M]. Chen Zhenhua, Transl. Beijing: Chemical Industry Press, 2003: 3-4.
莱茵斯 C, 皮特尔斯 M. 钛与钛合金[M]. 陈振华, 译. 北京: 化学工业出版社, 2003: 3-4.
- 2 Zhang Zhu, Wang Qunjiao, Mo Wei, *et al.* Metal and heat treatment of titanium[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2009: 1-2.
张 翥, 王群骄, 莫 畏, 等. 钛的金属学和热处理[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2009: 1-2.
- 3 Nobuki M, Hashimoto K, Tsujimoto K, *et al.* Deformation of TiAl intermetallic compound at elevated temperature[J]. Journal of the Japan Institute of Metals, 1986, 50(9): 840-842.
- 4 Huang Weidong, Lin Xin, Chen Jing, *et al.* Laser solid forming[M]. Xi'an: Northwest Industrial University Press, 2007: 1-2.
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: 1-2.
- 5 Xi Mingzhe, Gao Shiyou, Liu Bo, *et al.* Effect of scanning pattern and annealing heat treatment on microstructures and

- mechanical properties of TA15 titanium alloy formed by laser rapid forming process [J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2014, 43(2): 445-448.
- 席明哲, 高士友, 刘 博, 等. 扫描方式和退火热处理对激光快速成形 TA15 钛合金组织与性能的影响 [J]. *稀有金属材料与工程*, 2014, 43(2): 445-448.
- 6 Xi Mingzhe, Gao Shiyu. 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.
- 7 Zhu Jingchuan, He Dong, Yang Xiawei, *et al.* EBSD study on dual heat treatment and microstructure evolution of TA15 titanium alloy [J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2013, 42(2): 382-386.
- 朱景川, 何 东, 杨夏炜, 等. TA15 钛合金双重热处理工艺及其微观组织演化的 EBSD 研究 [J]. *稀有金属材料与工程*, 2013, 42(2): 382-386.
- 8 Xie Xuxia, Zhang Shuquan, Tang Haibo, *et al.* Effect of annealing temperatures on microstructure and mechanical properties of laser melting deposited TA15 titanium alloy [J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2008, 37(9): 1510-1515.
- 谢旭霞, 张述泉, 汤海波, 等. 退火温度对激光熔化沉积 TA15 钛合金组织和性能的影响 [J]. *稀有金属材料与工程*, 2008, 37(9): 1510-1515.
- 9 Wang Fang, Miao Qiang, Liang Wenping, *et al.* Effect of heat treatment on microstructure of TA15 titanium alloy [J]. *Heat Treatment*, 2015, 30(2): 24-27.
- 王 昉, 缪 强, 梁文萍, 等. 热处理对 TA15 钛合金组织的影响 [J]. *热处理*, 2015, 30(2): 24-27.
- 10 Yuan Hong, Fang Yanli, Wang Huaming. Influence of heat treatment on microstructure and compressive property of laser melting deposited TA15 titanium alloy [J]. *Infrared and Laser Engineering*, 2010, 39(4): 746-750.
- 袁 红, 方艳丽, 王华明. 热处理对激光熔化沉积 TA15 钛合金组织及压缩性能的影响 [J]. *红外与激光工程*, 2010, 39(4): 746-750.
- 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 Chen Bo, Shao Bing, Liu Dong, *et al.* Effect of heat treatment on microstructures 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.
- 13 Liu C M, Wang H M, Tian X J, *et al.* Subtransus triplex heat treatment of laser melting deposited Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe near β titanium alloy [J]. *Materials Science & Engineering A*, 2014(590): 30-36.
- 14 Liu C M, Wang H M, Tian X J, *et al.* Development of a pre-heat treatment for obtaining discontinuous grain boundary α in laser melting deposited Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe alloy [J]. *Materials Science & Engineering A*, 2014(604): 176-182.
- 15 Zheng Xiulin, Qiao Shengru, Qin Xiongpu, *et al.* Material science textbook for higher education [M]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University Press, 2000: 23.
- 郑修麟, 乔生儒, 秦熊浦, 等. 材料的力学性能 [M]. 西安: 西北工业大学出版社, 2000: 23.