

激光熔化沉积 Ti_2AlNb 基合金的显微组织和拉伸性能

刘彦涛 官新勇 刘铭坤 张永忠

(北京有色金属研究总院复合材料中心, 北京 100088)

摘要 通过激光熔化沉积同步输送的 Ti-22Al-25Nb 合金粉末, 在 TA15 钛合金基板上制备出 Ti_2AlNb 基合金薄壁试样, 分析了沉积态和热处理态 Ti_2AlNb 基合金的微观组织、相组成, 测试了沿沉积扫描方向热处理态材料在室温 25 °C 和高温 750 °C 下的拉伸性能。结果表明, 激光熔化沉积 Ti_2AlNb 基合金组织致密, 沉积态和热处理态均由 B2, α_2 和 O 相组成, 热处理状态下, 激光熔化沉积 Ti_2AlNb 基合金室温和 750 °C 下抗拉强度分别为 1012 MPa 和 702 MPa, 延伸率分别为 1.8% 和 2.2%。

关键词 激光技术; 激光熔化沉积; Ti_2AlNb 基合金; 微观组织; 力学性能

中图分类号 TN249; TF124 **文献标识码** A **doi**: 10.3788/CJL201441.0103005

Microstructure and Tensile Properties of Laser Melting Deposited Ti_2AlNb -Based Alloy

Liu Yantao Gong Xinyong Liu Mingkun Zhang Yongzhong

(Center for Composites, General Research Institute for Non-Ferrous Metals, Beijing 100088, China)

Abstract Thin wall samples from Ti_2AlNb -based alloy are deposited on TA15 titanium alloy plate by laser melting deposition of coaxially fed Ti-22Al-25Nb metallic powders. The microstructure, phase constitution for as-deposited and heat treated materials are investigated. The tensile properties along longitude direction at room temperature and 750 °C high temperature are tested for materials after heat treatment. The results show that laser direct deposited Ti_2AlNb -based alloy is full dense. Both as-deposited and heat treated materials are composed of B2, α_2 and O phases. For the deposited Ti_2AlNb -based alloy after heat treatment, the tensile strength at room temperature and 750 °C are 1012 MPa and 702 MPa, with elongations of 1.8% and 2.2%, respectively.

Key words laser technique; laser melting deposition; Ti_2AlNb -based alloy; microstructure; tensile properties

OCIS codes 160.3900; 350.3390; 350.5030

1 引 言

1988 年, Banerjee 等^[1] 在研究 Ti-25Al-12.5Nb (原子数分数) 合金时, 发现一种与 α_2 相 (DO_{19} 结构, 空间群为 $P6_3/mmc$) 结构相近的正交相, 被命名为 O 相 (A_2BC 结构, 空间群为 $CmCm$), 由于 O 相成分通常在 Ti-25Al-25Nb 附近^[2], 化学计量配比为 Ti_2AlNb , 故 O 相合金又称为 Ti_2AlNb 基合金, 合金通常含有 O、 B_2/β ($B2$ 结构, 空间群为 $Pm3m$) 和

α_2 相^[3]。 Ti_2AlNb 基合金具有高的室温 (RT) 抗拉强度、高的高温 (HT) 抗拉强度和疲劳强度、较好的室温断裂韧性和抗裂纹扩展能力、良好的抗蠕变性、中等抗氧化性能以及低的热膨胀系数^[3-4], 与近 α -Ti 合金、 γ -TiAl 等先进高温钛合金以及 IN718 等镍基高温合金相比, 具有自己独特的优势, 已成为最有希望的未来航空航天发动机材料之一^[2]。 Ti_2AlNb 基合金性能严重依赖其组织, 且合金的组

收稿日期: 2013-07-02; 收到修改稿日期: 2013-09-03

基金项目: 国家 973 计划 (2011CB606305)

作者简介: 刘彦涛 (1988—), 男, 硕士研究生, 主要从事钛铝合金及镍基高温合金的激光快速成形及修复等方面的研究。

E-mail: liuyantaobj@163.com

导师简介: 张永忠 (1970—), 男, 博士, 高级工程师, 主要从事金属零件的激光快速成形及修复等方面的研究。

E-mail: yyzhang@grinm.com (通信联系人)

织对热处理制度非常敏感^[5]。目前,对 Ti_2AlNb 基合金的研究主要集中在成分设计、组织控制和热加工成形方面^[4,6-10]。

然而, Ti_2AlNb 基合金的加工条件严苛,导致合金制品生产成本较高^[11]。激光熔化沉积结合了快速成形技术和激光熔覆技术的优势,通过高功率激光熔化同步输送的原料粉末,逐层堆积出具有良好性能的零件,具有成形周期短、柔性化程度高、组织致密、近终形等优点^[12],适合成形高性能、难加工、价格昂贵的零件,近年来得到了快速的发展和广泛的应用^[13-17]。姜国政等^[18]采用元素粉,制备出 Ti_2AlNb 基合金,并研究了其组织演化;刘建涛等^[19-20]分别研究了激光熔化沉积 $Ti-Ti_2AlNb$ 和 $Ti60-Ti_2AlNb$ 梯度材料的组织演变;陈静等^[21]采用激光熔化沉积的方法制备出名义成分分别为 $Ti-20Al-27Nb$ 和 $Ti-22Al-27Nb$ 的 Ti_2AlNb 基合金,并研究了其组织和相结构。目前,对激光熔化沉积 Ti_2AlNb 基合金的研究主要集中在沉积态(AD)的组织演化,未见对热处理态(HT)的组织 and 抗拉强度等力学性能的报道。本文通过激光熔化沉积制备出 Ti_2AlNb 基合金($Ti-22Al-25Nb$)薄壁试样,着重分析沉积态及热处理态的微观结构及室温和 $750\text{ }^\circ\text{C}$ 高温下的力学性能。

2 材料及试验过程

激光熔化沉积用 Ti_2AlNb 基合金粉末采用等离子旋转电极雾化工艺制备,粉末粒度为 $-90\sim+400$ 目(即粉末可以从 $160\text{ }\mu\text{m}$ 的网孔漏过而不能从 $38\text{ }\mu\text{m}$ 的网孔漏过), Ti_2AlNb 基合金粉末的名义成分为 $Ti-22Al-25Nb$ 。采用 6 mm 厚 TA15 钛合金板作为基体材料,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配有 5 kW CO_2 横流激光器、气氛保护箱、三轴联动数控工作台、控制计算机、GTV 高精度双路送粉器、同轴送粉装置的专用系统上进行。激光束采用焦距长度为 200 mm 的铜反射聚焦镜聚焦,光斑直径约为 3 mm ;气氛保护箱具备循环净化功能,可将氧含量(原子数分数)控制在 1×10^{-5} 以下,送粉载气和保护气为氩气。激光熔化沉积工艺参数为:激光功率为 1500 W ,扫描速度为 3 mm/s ,送粉速率为 2.8 g/min ,载气流量为 5 L/min ,采用单道往复扫描方式沉积,激光头每层提升量为 0.4 mm ,最终制备出尺寸为 $55\text{ mm}\times 4\text{ mm}\times 80\text{ mm}$ 的薄壁试样。沉积结束后立即将沉积试样置于箱式电阻炉中,进行 $550\text{ }^\circ\text{C}$ 保温 1 h 空冷的去应力

退火处理,所制备的薄壁样品如图 1(a)所示。为优化沉积材料的组织,切取部分沉积件进行 $960\text{ }^\circ\text{C}$ 保温、 3 h 油淬、 $800\text{ }^\circ\text{C}$ 保温、 24 h 空冷的固溶时效热处理。

采用电火花线加工沿平行激光束扫描方向的横截面和纵截面切取沉积材料制成金相试样,沿平行于激光束扫描方向切取拉伸试样,尺寸如图 1(b)所示, $R3$ 指过渡段圆弧半径。拉伸试样表面依次用 $320\text{ }\#$ 、 $500\text{ }\#$ 、 $800\text{ }\#$ 、 $1200\text{ }\#$ 砂纸打磨,以去除试样表面的加工痕迹。在 Instron 拉伸试验机上进行室温及高温拉伸试验,试样标距取 15 mm ,加载速率为 0.3 mm/min 。采用 Axiovert 200 MAT 光学显微镜(OM)及 JSM-6510 扫描电镜(SEM)观察显微组织和断口形貌,金相和扫描电镜试样用金相砂纸打磨至 $2000\text{ }\#$,然后进行机械抛光,采用 2 mL HF 溶液、 1 mL HNO_3 溶液、 $7\text{ mL H}_2\text{O}_2$ 溶液和 $20\text{ mL H}_2\text{O}$ 腐蚀剂进行腐蚀,时间为 $15\sim 20\text{ s}$ 。采用 Philips APD-10 型 X 射线衍射仪(XRD)进行相结构分析,采用 MDI Jade 软件对 X 射线衍射谱进行标定。采用 HX-1 型维氏硬度计进行显微硬度测试,载荷为 200 g ,加载时间为 15 s ,显微硬度结果取 5 点平均值。

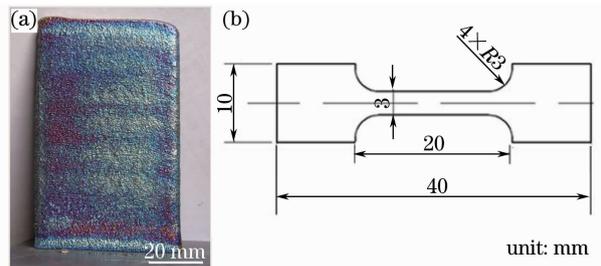


图 1 (a)激光熔化沉积 Ti_2AlNb 基合金薄壁及 (b)拉伸性能测试样品尺寸图

Fig. 1 (a) Laser direct deposited Ti_2AlNb -based alloy thin wall sample and (b) dimensional drawing of the sample for tensile testing

3 试验结果与分析

3.1 Ti_2AlNb 基合金的组织 and 相结构

图 2 为沉积态 Ti_2AlNb 基合金沿扫描方向纵截面 OM 显微组织。由图可见,所沉积材料内部组织致密,无气孔、裂纹等缺陷,图中箭头所指示的颜色较深区域为沉积层与层之间的界面,层与层的间距约为 0.4 mm 。图中粗大晶粒为 B2 晶粒,这是因为激光往复扫描沉积过程中,已凝固的沉积层在高温下停留时间长,冷却速度较慢,使得 B2 晶粒趋于变得粗大。由于沉积过程中,热流主要沿着沉积高

度方向,垂直于基板,产生较高的温度梯度,使 B2 晶粒沿沉积高度方向生长,形成轴向平行于沉积高度方向的近柱状晶组织。有相当一部分 B2 晶粒贯穿沉积层界面,这是因为激光采用往复扫描,已凝固的沉积层在后续沉积过程中重新熔化,形成熔池,与此同时,由喷嘴喷出的粉末进入熔池并熔化,随后凝固,产生贯穿沉积层的组织。

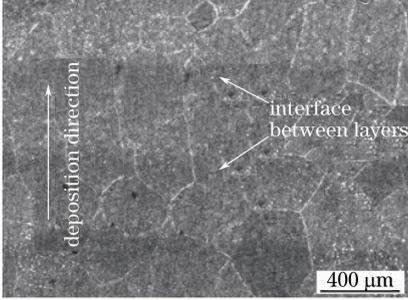


图 2 激光熔化沉积态 Ti₂AlNb 基合金薄壁高度截面的 OM 组织照片

Fig. 2 OM microstructure of cross-section for height laser direct deposited Ti₂AlNb-based alloy thin wall

图 3 为沉积态和热处理态的 X 射线衍射谱,由图可知,沉积态和热处理态均由 B2, α₂ 和 O 相组成,但不同相所对应的衍射峰强度有差别,这是因为 Ti₂AlNb 基合金 B2 晶粒较粗大,各晶面族对应的德拜环不连续,当 X 射线横扫过各个衍射环时,所测得衍射强度或大或小,衍射峰强度波动较大。同时,由于沉积过程中存在较高温度梯度,组织存在一定的择优取向,使个别衍射面所对应的衍射峰强度与标准谱强度有差别,不同相的具体含量有待进一步研究。

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,已沉积材料在后续沉积时经历重复的加热作用,将析出 α₂ 相,最终导致沉积材料由 B2, α₂ 和 O 三相组成。图 4 为 Ti-Al-Nb 三元系相图的 Ti-22Al 截面图,由图可知,沉积结束后的去应力退火温度(550 °C)在相变温度以下,对沉积件的组织无影响。在 960 °C 固溶温度下,沉积

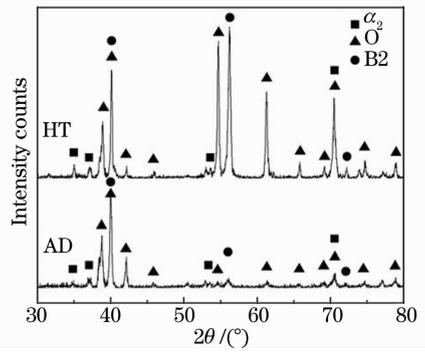


图 3 沉积态和热处理态 Ti₂AlNb 基合金的 X 射线衍射分析结果

Fig. 3 XRD results of as-deposited and heat treated Ti₂AlNb-based alloys

材料处于三相共存区,油淬后 α₂ 相优先在 B2 晶界连续析出,在随后的 800 °C 时效过程中,α₂ 相由于动力学原因^[22],很难再析出和长大,含量将保持不变,最终得到细小的针状 O 相、板条状 α₂ 相和在 B2 基体上弥散分布的三相共存魏氏组织。

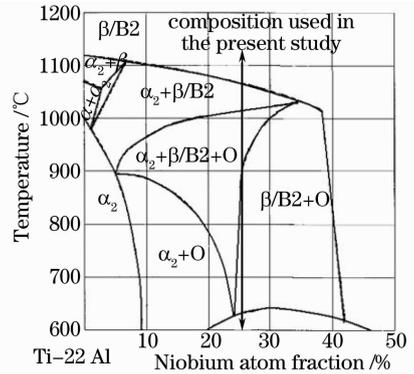


图 4 Ti-Al-Nb 三元系相图中 Ti-22Al 截面图

Fig. 4 Ti-22Al sectional view of the Ti-Al-Nb ternary phase diagram

图 5 和图 6 分别为沉积材料沿激光扫描方向横截面的 OM 和 SEM 照片。由图 5(a)、(b)可知,热处理前后, B2 晶粒大小无明显变化,这是因为热处理时, α₂ 相优先在 B2 晶界析出,抑制了 B2 晶粒的再结晶长大^[3]。

由图 5(c)可知,沉积态 B2 晶粒内部有许多河

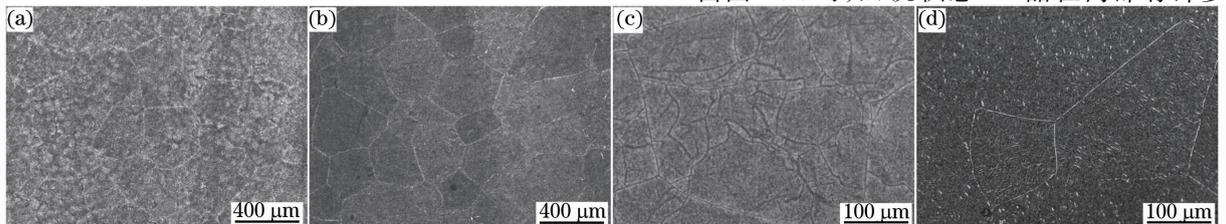


图 5 激光熔化沉积 Ti₂AlNb 基合金 OM 组织。(a)、(c)沉积态;(b)、(d)热处理态

Fig. 5 OM microstructures of laser direct deposited Ti₂AlNb-based alloys. (a),(c) As-deposited; (b),(d) heat treated

流状亚晶界。此亚晶界经热处理后消失,如图 5 (d)、6(b)所示。此亚晶界的产生可能与激光熔化沉积时的近快速凝固过程有关,而热处理后亚晶界

消失可能是因为热处理过程使合金元素得到了充分扩散。

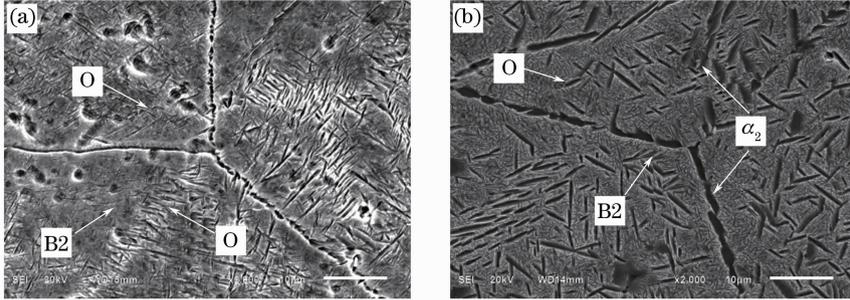


图 6 激光熔化沉积 Ti₂AlNb 基合金 SEM 组织。(a) 沉积态;(b) 热处理态

Fig. 6 SEM microstructures of laser direct deposited Ti₂AlNb-based alloys. (a) As-deposited; (b) heat treated

3.2 Ti₂AlNb 基合金力学性能分析

激光熔化沉积 Ti₂AlNb 基合金沉积态的显微硬度均值为 419 HV,经固溶时效处理后,硬度下降至 374 HV。激光熔化沉积过程中,熔覆区局部经受不均匀的快冷快热作用,致使熔覆层局部会受到热应力的作用,沉积结束后,沉积件内部会形成以拉应力为主的残余应力场,这将对沉积件的使用性能产生不利影响^[13]。本文研究了激光熔化沉积 Ti₂AlNb 基合金经固溶时效处理后的室温和高温拉伸性能,各取 3 个试样分别在室温和 750 °C 下进行拉伸,结果如图 7 所示,经平均后,激光熔化沉积 Ti₂AlNb 基合金的抗拉强度 R_m 为 1012 MPa,延伸率 A 为 1.8%,750 °C 下的抗拉强度 R_m 为 702 MPa,延伸率为 2.2%,可见,激光熔化沉积 Ti₂AlNb 基合金具有较低的塑性。

Ti₂AlNb 基合金中各元素的含量变化范围较大,表 1 给出了锻造及激光熔化沉积 Ti-22Al-25Nb 合金的拉伸性能。通过对比发现,常温下,激光熔化

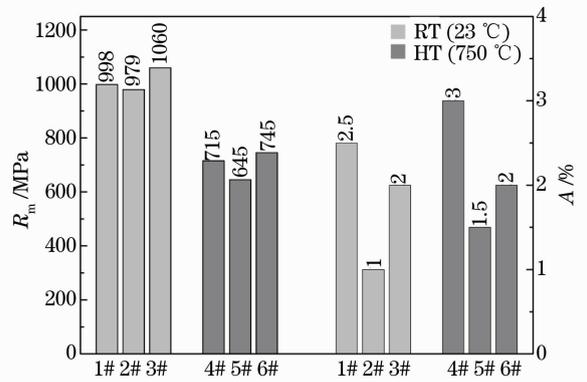


图 7 激光熔化沉积 Ti₂AlNb 基合金热处理态拉伸性能

Fig. 7 Tensile properties of Ti₂AlNb-base alloy specimens

by laser direct deposition after heat treatment

沉积材料的抗拉强度接近锻造材料的水平,且延伸率有所提高。激光熔化沉积 Ti₂AlNb 基合金 750 °C 下的抗拉强度较室温下降了 31%,延伸率提高了 44%。后期将进一步优化激光熔化沉积的工艺和热处理制度,以提高该材料的综合性能。

表 1 Ti-22Al-25Nb 合金的拉伸性能

Table 1 Tensile properties for Ti-22Al-25Nb alloys

Fabrication method	Heat treatment condition	RT (25 °C)		HT (650 °C)		HT (750 °C)	
		R_m /MPa	A /%	R_m /MPa	A /%	R_m /MPa	A /%
laser direct deposited	960 °C /3h/OQ+800 °C /24h/AC	1012	1.8	—	—	702	2.2
wrought ^[5]	1125 °C /1h/BC+815 °C /2h/Ar	1175	0.9	1014	3.1	—	—

note: OQ: oil quench, AC: air cool, BC: brick cooled (1.5 °C/s), Ar: cooling performed in static argon gas (10 °C/s), —: undetermined.

图 8、9 分别给出了激光熔化沉积 Ti₂AlNb 基合金室温及 750 °C 下拉伸断口 SEM 照片(对应 1# 和 4# 试样),可见,1# 试样的断口表面由 2 个区域组成,图 8(b)所示区域可以看到解理台阶和河流状

花样,为解理断裂区。图 8(c)显示断裂沿不同取向的 B2 晶粒界面分离,形成沿晶断裂区,1# 试样断口表现为混合断裂特征,其拉伸断裂的微观机制为解理-沿晶断裂。750 °C 下,4# 试样也呈现混合断裂

特征,图 9(b)所示区域为沿晶断裂区,图 9(c)所示区域表现出典型的等轴韧窝特征,其拉伸断裂的

观机制为韧窝-沿晶断裂。

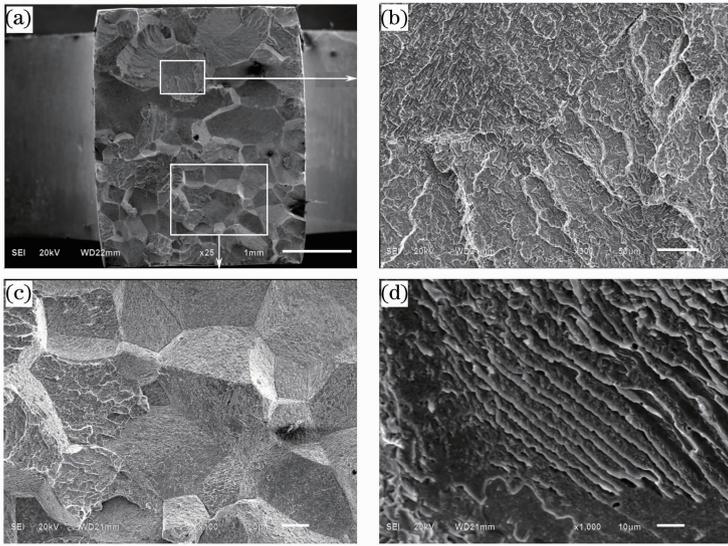


图 8 1# 试样拉伸断口 SEM 照片。(a) 宏观形貌;(b) 解理台阶;(c) 沿晶断裂形貌;(d) 河流状花样

Fig. 8 SEM morphologies of fracture surface for 1# sample. (a) Macro-morphology; (b) cleavage steps; (c) intergranular fracture morphology; (d) river pattern

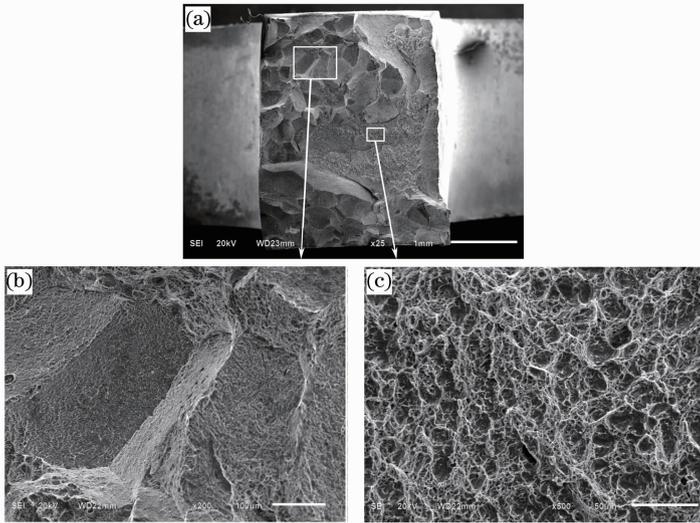


图 9 4# 试样拉伸断口 SEM 照片。(a) 断口宏观形貌;(b) 沿晶断裂形貌;(c) 韧窝形貌

Fig. 9 SEM morphology of fracture surface for 4# sample. (a) Macro-morphology; (b) intergranular fracture morphology; (c) dimple feature

如图 6(b)所示,激光熔化沉积 Ti₂AlNb 基合金在热处理的冷却过程中,会在先前存在的 B2 相中生成粗大的次生 O 相板条,同时由于晶界扩散相对于体积扩散加速,因此还会形成厚的晶界 α₂ 相^[3],最终得到厚晶界 α₂ 相的层片状组织。这种典型的层片状组织可以使合金具有较高的室温拉伸性能,并具有较高的热稳定性温度。

同时,由于合金具有厚晶界 α₂ 相的层片状组织,B2 晶界成为合金的薄弱环节,导致合金易发生

沿晶断裂;Stroh 理论^[23]认为,在试样中任何形式的应力集中将产生两种结果,一是激活附近的弗兰克-瑞德(F-R)源而导致韧性断裂,另一种是产生微裂纹而促成脆性断裂。具有体心立方结构的 B2 相,由于滑移系较多,当骤然间产生大量的位错,雪崩式地合并在一起,致使应力集中部位附近的 F-R 源来不及激活,最终导致脆性断裂。Cottrell 理论^[24]认为增加晶粒直径,将使金属趋向于脆断。研究表明, Ti₂AlNb 基合金的强化机制与传统的钛合金相似,

根据 Hall-Petch 公式,晶粒细化产生的晶界强化起主要作用,由图 2 可知,激光熔化沉积 Ti₂AlNb 基合金热处理态的 B2 晶粒粗大,平均直径达到 0.4 mm 左右,位错在较大的 B2 晶粒中会发生不均匀滑移,导致塑性下降^[1]。

合金中的 α_2 相是以密排六方晶格(hcp)为基的 DO19 结构,单一相结构的 α_2 相由于超点阵的局限,位错滑移系少,且由于反相畴界面 APB 的影响,位错本身的滑移阻力大,决定了其本征脆性^[25]。B2 晶界中析出脆性 α_2 相,如图 6(b)所示,合金在形变时,位错的运动受阻于 α_2 相,在 B2 晶界上塞积,应力不断集中,很容易导致此脆性相中裂纹的成核,最终产生微裂纹而导致沿晶断裂。但合金中的 α_2 相并不是越少越好,由于 α_2 相可以抑制 B2 相和 O 相的长大,对材料的抗拉强度有利,因此维持一定数量的 α_2 相,可以获得综合性能优异的合金^[2]。

室温拉伸时,O 相中适应变形的独立滑移系不足^[26],O 相之间变形不易协调,导致 O/O 相之间产生应力集中,裂纹极易在 O/O 相界面上形成并高速扩展,使合金室温拉伸时易发生解理断裂^[27],得到较低的延伸率。同理,合金中的 α_2/α_2 相界面也由于上述原因,降低了合金的延伸率。

750 °C 拉伸时,高温有助于激活 F-R 位错源,有利于位错的运动,使滑移易于进行,因此 4 # 试样断口产生了局部的塑性断裂特征。虽然试样在整体上呈脆性断裂,但由于微区的塑性变形而形成韧窝,最终使合金在 750 °C 拉伸时,具有稍高的延伸率。

4 结 论

1) 激光熔化沉积 Ti₂AlNb 基合金沉积态和热处理态均由 B2、 α_2 和 O 相组成,沉积态 B2 晶粒内部发现亚晶界,此亚晶界经固溶和时效热处理后消失,热处理后,硬度有小幅度降低。

2) 激光熔化沉积 Ti₂AlNb 基合金热处理态的室温和 750 °C 下抗拉强度分别为 1012 MPa 和 702 MPa,延伸率分别为 1.8% 和 2.2%,热处理态激光熔化沉积 Ti₂AlNb 基合金具有较高的强度水平,但延伸率较低,表现出脆性断裂特征。

参 考 文 献

- 1 D Banerjee, A K Gogia, T K Nandi, *et al.*. A new ordered orthorhombic phase in a Ti₃Al-Nb alloy[J]. *Acta Metallurgica*, 1988, 36(4): 871-882.
- 2 Wu Bo. Researches on Preparation Parameters, Microstructures and Mechanical Properties of Ti₂AlNb Based Alloy[D]. Beijing:

- General Research Institute for Nonferrous Metals, 2002.
- 吴波. Ti₂AlNb 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.
- 3 C Leyens, M Peters. Titanium and Titanium Alloys[M]. Chen Zhenhua, *et al.* Transl. Beijing: Chemical Industry Press, 2005. 55-74.
- 莱茵斯, 皮特尔斯. 钛与钛合金[M]. 陈振华, 等译. 北京: 化学工业出版社, 2005. 55-74.
- 4 Feng Aihan, Li Bobo, Shen Jun. Recent advances on Ti₂AlNb-based alloys[J]. *Journal of Materials and Metallurgy*, 2011, 3701(10): 30-38.
- 冯艾寒, 李渤渤, 沈军. Ti₂AlNb 基合金的研究进展[J]. *材料与冶金学报*, 2011, 3701(10): 30-38.
- 5 R G Rowe, D G Konitzer, A P Woodfield, *et al.*. Tensile and creep behavior of ordered orthorhombic Ti₂AlNb based alloys[J]. *Materials Research Society*, 1991, 213: 703-708.
- 6 Detao Cai, Jichun Chen, Xiangfeng Mao, *et al.*. Reheat cracking in Ti₂AlNb alloy resistance spot weldments[J]. *Intermetallics*, 2013, 38(7): 63-69.
- 7 Yi Zhou, Dongli Sun, Depeng Jiang, *et al.*. Microstructural characteristics and evolution of Ti₂AlN/TiAl composites with a network reinforcement architecture during reaction hot pressing process[J]. *Materials Characterization*, 2013, 80(7): 28-35.
- 8 Chen Xue, Weidong Zeng, Wei Wang, *et al.*. Quantitative analysis on microstructure evolution and tensile property for the isothermally forged Ti₂AlNb based alloy during heat treatment [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2013, 573(4): 183-189.
- 9 H Song, Z J Wang, X D He. Improving in plasticity of orthorhombic Ti₂AlNb-based alloys sheet by high density electrodeposition[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2013, 23(1): 32-37.
- 10 Y Ke, H Duan, Y Sun. Effect of yttrium and erbium on the microstructure and mechanical properties of Ti-Al-Nb alloys[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2010, 528(1): 220-225.
- 11 T K Nandy, D Banerjee. Deformation mechanism in the O phase [J]. *Intermetallics*, 2000, 8(9-11): 1269-1282.
- 12 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.
- 13 Jiang Hua, Tang Haibo, Fang Yanli, *et al.*. Microstructure and mechanical properties of rapid solidified ultra-fine columnar grain Ni-base superalloy DZ408 by laser melting deposition manufacturing[J]. *Chinese J Lasers*, 2012, 39(2): 0203004.
- 姜华, 汤海波, 方艳丽, 等. 激光熔化沉积 DZ408 镍基高温合金微细柱晶显微组织及性能[J]. *中国激光*, 2012, 39(2): 0203004.
- 14 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.
- 15 Zhang Yongzhong, Huang Can, Wu Fuyao, *et al.*. Microstructure and properties of laser direct deposited TA12 titanium Alloy[J]. *Chinese J Lasers*, 2009, 36(12): 3215-3219.
- 张永忠, 黄灿, 吴复尧, 等. 激光熔化沉积 TA12 钛合金的组织及性能[J]. *中国激光*, 2009, 36(12): 3215-3219.
- 16 Sun Jingchao, Zhang Yongzhong, Gong Xinyong, *et al.*. High-temperature tensile rupture life and fracture procedure of laser direct deposited Ti60 alloy and TiCp/Ti60 composites [J]. *Chinese J Lasers*, 2012, 39(1): 0103002.
- 孙景超, 张永忠, 宫新勇, 等. 激光熔化沉积 Ti60 合金、TiCp/

- Ti60 复合材料的高温拉伸持久寿命及断裂过程[J]. 中国激光, 2012, 39(1): 0103002.
- 17 Gong Xinyong, Liu Mingkun, Li Yan, *et al.*. Research on repair of TC11 titanium alloy components by laser melting deposition process[J]. Chinese J Lasers, 2012, 39(2): 0203005.
宫新勇, 刘铭坤, 李岩, 等. TC11 钛合金零件的激光熔化沉积修复研究[J]. 中国激光, 2012, 39(2): 0203005.
- 18 Jiang Guozheng, Chen Jing, Lin Xin, *et al.*. Microstructure evolution of Ti₂AlNb-based alloy by laser solid forming[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2010, 39(3): 437-441.
姜国政, 陈静, 林鑫, 等. 激光立体成形 Ti₂AlNb 基合金组织演化[J]. 稀有金属材料与工程, 2010, 39(3): 437-441.
- 19 Liu Jiantao, Lin Xin, Lü Xiaowei, *et al.*. Research on laser solid forming of a functionally gradient Ti-Ti₂AlNb alloy[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2008, 44(8): 1006-1012.
刘建涛, 林鑫, 吕晓卫, 等. Ti-Ti₂AlNb 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.
- 20 Yang Mocong, Lin Xin, Xu Xiaojing, *et al.*. Microstructure and phase evolution in Ti60-Ti₂AlNb gradient materials prepared by laser solid forming[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2009, 45(6): 729-736.
杨模聪, 林鑫, 许小静, 等. 激光立体成形 Ti60-Ti₂AlNb 梯度材料的组织与相演变[J]. 金属学报, 2009, 45(6): 729-736.
- 21 Chen Jing, Jiang Guozheng, Lin Xin, *et al.*. Microstructure and phase structure of laser solid forming Ti₂AlNb-based alloy[J]. Chinese J Lasers, 2010, 37(2): 593-598.
陈静, 姜国政, 林鑫, 等. 激光立体成形 Ti₂AlNb 基合金的组织 and 相结构[J]. 中国激光, 2010, 37(2): 593-598.
- 22 C J Boehlert, B S Majumdar, V Seetharaman, *et al.*. The microstructure evolution in Ti-Al-Nb O+bcc orthorhombic alloys[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 1999, 30(9): 2305-2323.
- 23 Stroh A N. A theory of the fracture of metals[J]. Advances in Physics, 1957, 6(24): 418-465.
- 24 Cottrel A H. Theory of brittle fracture in steel and similar metals[J]. Trans Met Soc AIME, 1958. 212.
- 25 Peng Jihua, Li Shiqiong, Mao Yong, *et al.*. Effect of Ta on microstructures and high temperature tensile properties for Ti₂AlNb based alloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2000, 10(s1): 50-54.
彭继华, 李世琼, 毛勇, 等. Ta 对 Ti₂AlNb 基合金微观组织和高温性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2000, 10(s1): 50-54.
- 26 F Popille, J Douin. The dislocation microstructure in orthorhombic O Ti₂AlNb deformed between room temperature and 800 °C[J]. Philosophical Magazine A, 1996, 73(5): 1401-1418.
- 27 C J Boehlert. The tensile behavior of Ti-Al-Nb O + bcc orthorhombic alloys[J]. Metall Mater Trans A, 2001, 32(8): 1977-1988.

栏目编辑:宋梅梅