

热处理对电子束选区熔化成形 Ti_2AlNb 合金 组织与性能的影响

李会霞¹, 车倩颖¹, 贺卫卫^{1,2}, 向长淑^{1,2}, 程康康¹, 王宇¹

(1. 西安赛隆增材技术股份有限公司, 陕西 西安 710018)

(2. 西北有色金属研究院 金属多孔材料国家重点实验室, 陕西 西安 710016)

摘要: 采用电子束选区熔化(selective electron beam melting, SEBM)成形技术制备了高致密的 Ti_2AlNb 合金试样, 并以此 Ti_2AlNb 合金试样为对象, 系统研究了它在不同热处理制度下的显微组织及物相组成, 并对其硬度、室温及 650 °C 拉伸性能以及断口形貌进行了分析表征。结果表明, 电子束选区熔化成形 Ti_2AlNb 合金热处理态试样的显微组织主要由 B2 基体相、晶粒尺寸较大的板条状初生 O/α_2 相和细小的次生针状 O 相组成, 950 °C 固溶+700 °C 时效试样的次生针状 O 相和 α_2 相含量较高, 950 °C 固溶+800 °C 时效试样的初生 O/α_2 板条更为粗大。700 和 800 °C 时效热处理制度下 Ti_2AlNb 合金试样的显微硬度值接近, 为 3190~3210 MPa。950 °C 固溶+700 °C 时效处理试样的室温和 650 °C 抗拉强度最高, 分别为 (1068±12.22) MPa 和 (843±39.72) MPa; 而 950 °C 固溶+800 °C 时效处理试样的室温和 650 °C 下的延伸率更高, 分别为 (7.30±0.58)% 和 (8.50±0.50)%。950 °C 固溶+700 °C 时效试样的室温拉伸断口观察到较大尺寸的裂纹, 时效温度提高到 800 °C 后, 裂纹消失, 高温拉伸断口呈现出韧性断裂特征。

关键词: Ti_2AlNb 合金; 增材制造; 电子束选区熔化; 显微组织; 力学性能

中图分类号: TG156; TG146.23 **文献标识码:** A **文章编号:** 1674-3962(2023)06-0499-07

引用格式: 李会霞, 车倩颖, 贺卫卫, 等. 热处理对电子束选区熔化成形 Ti_2AlNb 合金组织与性能的影响[J]. 中国材料进展, 2023, 42(6): 499-505.

LI H X, CHE Q Y, HE W W, *et al.* Effect of Heat Treatment on Microstructure and Properties of Ti_2AlNb Alloy Fabricated by Selective Electron Beam Melting[J]. Materials China, 2023, 42(6): 499-505.

Effect of Heat Treatment on Microstructure and Properties of Ti_2AlNb Alloy Fabricated by Selective Electron Beam Melting

LI Huixia¹, CHE Qianying¹, HE Weiwei^{1,2}, XIANG Changshu^{1,2},
CHENG Kangkang¹, WANG Yu¹

(1. Xi'an Sailong AM Technologies Co., Ltd., Xi'an 710018, China)

(2. State Key Laboratory of Porous Metals Materials, Northwest Institute for Nonferrous Metal Research, Xi'an 710016, China)

Abstract: In this paper, Ti_2AlNb alloy samples fabricated by selective electron beam melting (SEBM) technology were treated with different heat treatment systems. The microstructure and phase composition of heat-treated samples were analyzed, the microhardness, tensile properties at room temperature and 650 °C and fracture morphology of the samples were evaluated. The results indicate that the microstructure of the heat-treated samples is mainly composed of B2 matrix phase,

lath-like primary O/α_2 phase with large grain size and fine secondary needle O phase. Ti_2AlNb alloy samples after 950 °C solution treatment and 700 °C aging treatment exhibit more needle-like O phase and α_2 phase. The lath O/α_2 phase of samples after 800 °C aging treatment is coarsened to some extent. The heat-treated samples exhibit a microhardness of 3190~3210 MPa. After aging treatment at 700 °C, the samples show a higher ultimate tensile strength of (1068±12.22) MPa and (843±39.72) MPa at room temperature and 650 °C respectively. After aging treatment

收稿日期: 2022-03-29 修回日期: 2022-07-11

基金项目: 国家重点研发计划项目(2021YFB3700500); 陕西省科技重大专项(2019zdx01-04-03); 等离子体动力学重点实验室基金项目(614220220200202)

第一作者: 李会霞, 女, 1990 年生, 工程师

通讯作者: 贺卫卫, 男, 1980 年生, 教授级高级工程师, 博士生导师, Email: hewi126@126.com

DOI: 10.7502/j.issn.1674-3962.202203024

at 800 °C, the samples show better tensile elongation of $(7.30 \pm 0.58)\%$ and $(8.50 \pm 0.50)\%$ at room temperature and 650 °C respectively. After aging treatment at 700 °C, the tensile fracture of the samples at room temperature exists cracks with large size. From the tensile fracture of samples after aging treatment at 800 °C, no crack is found. Tensile fracture at high temperature shows a large number of dimples, exhibiting ductile fracture characteristics.

Key words: Ti_2AlNb alloy; additive manufacturing; selective electron beam melting; microstructure; mechanical properties

1 前言

Ti_2AlNb 合金具有优异的室温和高温综合力学性能, 比强度高于钛合金和镍基高温合金, 且加工性能优于其他 Ti-Al 系合金, 是优选的航空发动机轻质高温结构材料^[1,2], 可显著降低飞行器的自重, 提高燃油效率和高温服役性能, 已在卫星、导弹发动机等领域得到应用, 并且在发动机静止部件、转动部件等方面有良好的应用前景。增材制造(additive manufacturing, AM)具有复杂结构一体成形、成本低、周期短等特点, 是近年来的研究热点, 但针对 Ti_2AlNb 合金的增材制造研究却相对较少, 有限报道中主要采用激光熔化沉积(laser melting deposition, LMD)^[3-8] 和激光选区熔化(selective laser melting, SLM)^[9-14] 两种增材制造技术。这两种技术的能量源为激光, 激光的聚焦和移动存在机械性, 束流较难控制, 成形速度较慢, 很难依靠自身能量源进行底板及粉床预热, 相比之下, 电子束选区熔化(selective electron beam melting, SEBM)技术具有成形效率高、成形应力低、真空洁净、可原位热处理等技术优势^[15], 已广泛应用于 $\gamma\text{-TiAl}$ 合金^[16-18] 的增材制造, 也是非常适宜 Ti_2AlNb 合金成形的增材制造技术。

作者团队采用电子束选区熔化成形技术制备出了组织致密、力学性能良好的 Ti_2AlNb 合金试样, 发现电子

束选区熔化成形 Ti_2AlNb 合金组织及性能对它所经历的热历史过程非常敏感^[19]。现有研究表明, Ti_2AlNb 合金具有单相、两相或三相组织, 这些相的尺寸、体积分数及形态对合金力学性能也有较大的影响。因此, 深入研究热处理电子束选区熔化成形 Ti_2AlNb 合金的显微组织与力学性能之间的联系意义重大。为此, 本研究以名义成分为 Ti-22Al-25Nb 的合金为研究对象, 通过研究热处理工艺对电子束选区熔化成形 Ti-22Al-25Nb 合金显微组织和力学性能的影响, 为增材制造 Ti_2AlNb 合金的工程化应用提供参考。

2 实验

2.1 实验材料

电子束选区熔化成形采用气雾化制粉工艺制备的名义成分为 Ti-22Al-25Nb(原子数分数)的合金粉末, 化学成分如表 1 所示, 其中 O 含量(质量分数)为 0.038%, C, H 和 N 含量分别为 0.015%, 0.0007% 和 <0.003%。

电子束选区熔化成形用 Ti-22Al-25Nb 合金粉末的粒径为 53~150 μm , 小于 106 μm 的粉末质量占比大于 80%, 粉末典型表面形貌如图 1a 所示, 可以看出大部分粉末为近球形, 此外还存在少量的不规则形状粉末和卫星粉; 粉末截面照片(图 1b)显示粉末中含有少量空心粉, 孔隙直径 <10 μm 。

表 1 Ti-22Al-25Nb 合金粉末化学成分

Table 1 Chemical composition of the Ti-22Al-25Nb powder ($\omega/\%$)

Elements	Al	Fe	Nb	O	C	H	N
Content	11.24	0.06	43.80	0.038	0.015	0.0007	<0.003

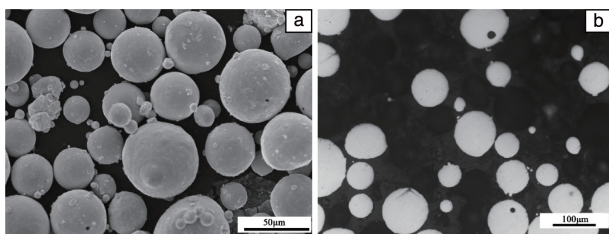


图 1 Ti-22Al-25Nb 粉末表面形貌 SEM 照片(a)和截面形貌 OM 照片(b)

Fig. 1 SEM image of the surface morphology (a) and OM image of the cross section morphology (b) of Ti-22Al-25Nb powder

2.2 实验方法

采用西安赛隆增材技术股份有限公司 S2 型电子束选区熔化成形设备成形 Ti_2AlNb 试样, 成形前将基板温度预热至 950~1050 °C, 在成形基板上铺展层厚 $t=0.05\text{ mm}$ 的粉末, 对铺置粉末进行预热后选区熔化, 重复铺粉、预热、选区熔化实现零件逐层累加。成形过程中底板温度变化如图 2a 所示。成形过程中涉及的关键工艺参数包括加速电压 $U=60\text{ kV}$, 熔化电流 $I=12.5\text{ mA}$, 熔化速度 $v=3.5\text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$, 熔道间距 $h=0.1\text{ mm}$ 。为降低试样微小缺陷、提高组织均匀性, 对试样进行热等静压(hot isostatic

pressure, HIP)处理(1030 °C、150 MPa、4 h), 沉积态和 HIP 态的试样平均密度均高于 $5.42 \text{ g} \cdot \text{cm}^{-3}$ 。对试样进行不同工艺的热处理(heat treatment, HT), 试样 HT 工艺组合如图 2b 所示, S1、S2、S3 试样分别采用不同的 HT 工艺。

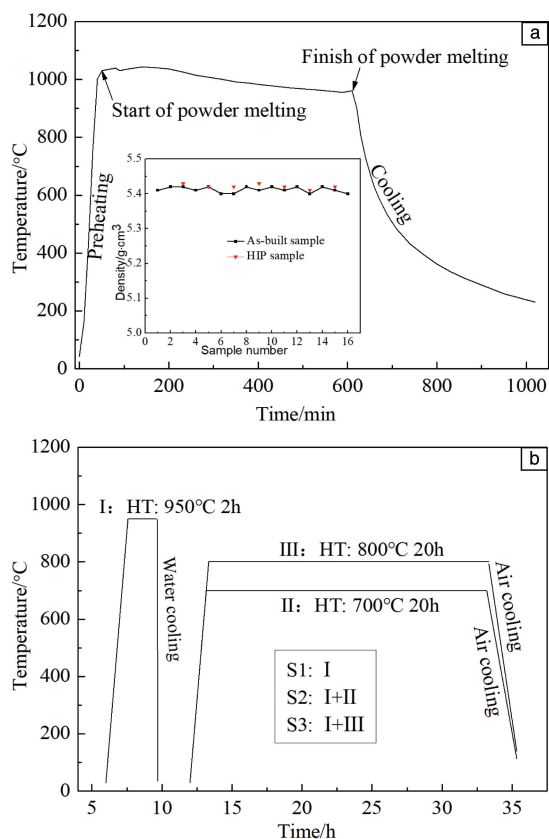


图2 电子束选区熔化(SEBM)成形 Ti₂AlNb 试样的基板温度变化曲线(a)、试样密度(图 2a 插图)及试样热处理工艺曲线(b)

Fig. 2 Substrate temperature profiles (a), density of samples (inset of Fig. 2a) and heat treatment processes of the samples (b) during the fabrication of Ti₂AlNb samples by SEBM

取 Ti-22Al-25Nb 合金电子束选区熔化成形及后处理试样的中心部分, 沿纵截面进行打磨、抛光, 并采用 HF+HNO₃+H₂O 混合酸液(体积比为 1:3:7)腐蚀后, 采用金相显微镜(OM, Axio Vert A1)和扫描电子显微镜(SEM, JSM-6460)观察试样纵截面内的显微组织; 通过 X 射线衍射仪(XRD, Bruker D8 Advance)进行物相分析, 仪器测试参数: Cu 靶, 衍射范围为 30°~90°, 步长 0.02°, 每步 0.5 s; 采用显微硬度仪(MVS-1000IMT2)测试试样的显微硬度, 载荷为 200 g, 加载时间 10 s; 在拉伸试验机(INSTRON 5982)上进行 Ti-22Al-25Nb 热处理试样的室温拉伸试验, 在高温拉伸试验机(ETM105D)上进行 650 °C 拉伸试验。采用 SEM 观察室温和高温拉伸的断口形貌。

3 结果与讨论

3.1 合金显微组织

为了与热处理后的显微组织进行对比, 对用于热处理的 Ti-22Al-25Nb 合金同批次沉积态试样的显微组织进行了分析。沿电子束选区熔化的沉积方向, 沉积态 Ti-22Al-25Nb 合金纵剖面的显微组织如图 3 所示, 可以看出试样显微组织主要由 B2 基体相、尺寸较大的板条状初生 O/ α_2 相和细小的次生针状 O 相组成, 电子束选区熔化成形过程快速凝固的冷却速率高达 $10^3 \sim 10^5 \text{ K} \cdot \text{s}^{-1}$ [20], 使得 B2 相在室温下得以保留; 成形过程中通过预热使成形粉末床温度维持在 900 °C 以上, 同时已成形材料受到上方熔化层的循环热影响, 经受长时间的原位热处理, 促进了 O 相和 α_2 相的析出。

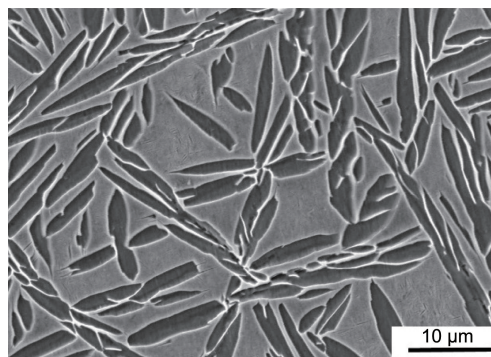


图3 沉积态 Ti-22Al-25Nb 试样纵剖面 SEM 照片

Fig. 3 Longitudinal SEM image of the as-built Ti-22Al-25Nb alloy

图 4 是不同热处理试样的 OM 及 SEM 照片。S1 试样由于固溶温度 950 °C 位于 $\alpha_2 + \beta / \text{B2} + \text{O}$ 三相区, 晶内的 O 相逐渐转变为 B2 相和 α_2 相, 但是由于固溶温度偏低, O 相并未完全溶解, 板条状初生 O/ α_2 相仍存在, 在淬火过程又析出部分针状 α_2 相和 O 相, α_2 相主要沿着 B2/ β 相的晶界析出, 而 O 相主要从 B2/ β 相的晶内析出(图 4a 和 4b)。在 $\alpha_2 + \beta / \text{B2} + \text{O}$ 三相区固溶, 还可防止固溶温度过高导致后续时效热处理时, 相对低温下的相变动力学变得缓慢。为了获得细小均匀的 O 相组织, 时效处理选择在 700 和 800 °C 进行。S2 试样在 700 °C 时效 20 h, 显微组织如图 4c 和 4d 所示, 主要包含 B2 基体相、固溶处理中留下的板条状初生 O/ α_2 相以及时效过程中析出的细针状 O 相。这主要是因为时效温度位于 $\beta / \text{B2} + \text{O}$ 两相区, 二次细针状 O 相从 B2/ β 相基体大量析出, 尺寸细小, O 相含量整体是上升的, 同时, 相比之下有较多的 α_2 相产生, α_2 相含量明显升高。S3 试样时效温度为 800 °C, 显微组织如图 4e 和 4f 所示。对比 S2 试样可以看出, 时效温度自 700 提高至 800 °C 后, 初生板条 O/ α_2 相略粗大,

(843±39.72) MPa, 延伸率为(4.75±0.35)%; 而 S3 试样的 650 ℃ 抗拉强度为(740±5.57) MPa, 延伸率为(8.50±0.50)%。与室温拉伸的强度与塑性变化规律一致, 采用 800 ℃ 时效处理后 Ti-22Al-25Nb 合金强度降低, 塑性显著提高。700 ℃ 时效处理后试样强度高的原因主要归结于大量析出的尺寸极小的针状 O 相起到的强化效果。700 ℃ 时效处理试样的延伸率明显偏低, 这可能与大量针状 O 相和较多 α_2 相的析出有关。相较于 S3 试样, S2 试样针状 O 相含量更高、尺寸更加细小, 而细小的针状 O 相尖端易引起应力集中, 成为裂纹萌生的起源^[21]。此外, α_2 相作为脆性相, 也易形成裂纹起源点。因此, 700 ℃ 时效试样的延伸率更低。随着时效温度升高到 800 ℃, O 相和 α_2 相含量减少, B2 相含量增多, 裂纹的萌生得到抑制, O/ α_2 相板条尺寸增大也有

利于抑制裂纹萌生和扩展, 因此塑性提高。B2、 α_2 以及 O 相的微观组织特征对合金高温力学性能的影响基本与室温一致。

对比已有增材制造 Ti-22Al-25Nb 相关文献以及锻造 Ti-22Al-25Nb 相关文献, 采用相近热处理工艺下 Ti-22Al-25Nb 合金的室温与高温拉伸性能数据如表 2 所示。从表 2 可以看出, 本研究采用电子束选区熔化成形制备的 Ti-22Al-25Nb 合金试样, 经过热处理后, 与激光熔化沉积技术制备的试样相比, 在强度与塑性方面都具有竞争力, 与激光选区熔化成形技术制备的试样相比, 强度相当, 但塑性明显提高, 且高温性能显著提升。与传统锻态热处理试样相比, 强度可媲美, 但是塑性略逊色。究其塑性较低的原因, 分析主要包含以下几点: ① 缺陷的影响, 电子束选区熔化成形试样受铺粉状态、熔化工艺、热场

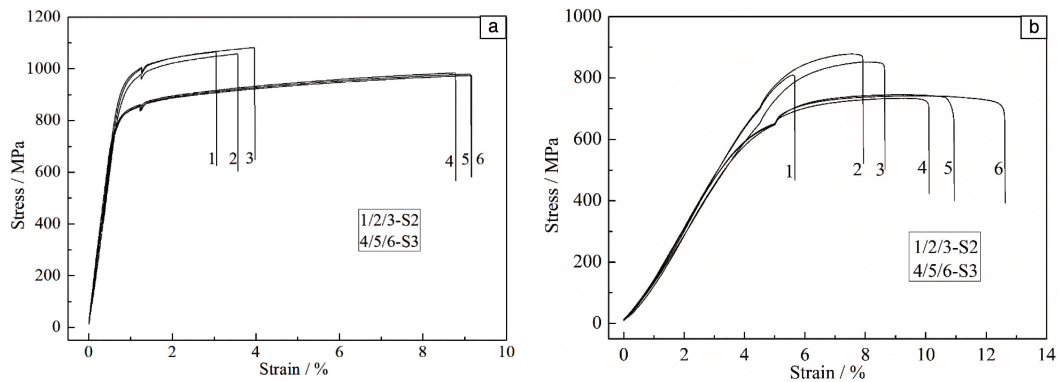


图7 S2与S3试样室温(a)与650 ℃(b)拉伸曲线

Fig. 7 Tensile stress-strain curves of S2 and S3 samples at room temperature (a) and 650 ℃ (b)

表2 不同方法制备的 Ti-22Al-25Nb 合金热处理态力学性能

Table 2 Mechanical properties of Ti-22Al-25Nb alloy prepared by different methods after heat treatment

Method	Heat Treating	Temperature	UTS/MPa	EL/%	References
SEBM	950 ℃/2 h/WC+700 ℃/20 h/AC	RT	1068±12.22	3.60±0.50	This work
		650 ℃	843±39.72	4.75±0.35	
	950 ℃/2 h/WC+800 ℃/20 h/AC	RT	979±5.51	7.30±0.58	
		650 ℃	740±5.57	8.50±0.50	
LMD	930 ℃/2 h/AC+800 ℃/24 h/AC	RT	1017±3.4	6.00±0.71	[8]
	960 ℃/2 h/AC+800 ℃/24 h/AC	RT	963±8.07	3.00±1.12	
LMD	960 ℃/3 h/OQ+800 ℃/24 h/AC	RT	1012	1.8	[5]
SLM	950 ℃/1 h/WC+700 ℃/6 h/FC	RT	1257.49	1.40	[14]
		650 ℃	748.75	1.63	
	950 ℃/1 h/WC+830 ℃/6 h/FC	RT	924.79	3.54	
		650 ℃	610.73	10.02	
Wrought	960 ℃/0.5 h/OC+800 ℃/24 h/AC	RT	1060	15	[22]
		650 ℃	825	16.0	

Note: RT-room temperature, WC-water cooling, AC-air cooling, OQ-oil quenching, FC-furnace cooling, OC-oil cooling.

分布、熔池稳定性等多重因素影响, 很难获得无任何气孔或熔合不良缺陷的成形试样, 即使经过热等静压处理, 仍然存在较多微小缺陷; ② 原始晶粒尺寸的影响, 增材制造微小熔池快速凝固的特点有利于细小组织的形成, 但是电子束选区熔化中 $950 \sim 1050\text{ }^{\circ}\text{C}$ 的成形温度为原始 B2 相晶粒长大创造了条件, 影响了材料的塑性; ③ 析出相尺寸差异的影响, 受原始态组织的影响, 热处理后的试样析出相尺寸仍然差异较大, 影响基体连续性, 也是其塑性较差的原因之一, 而锻态组织分布则相对更为均匀; ④ α_2 相含量的影响, 试样中存在较多 α_2 相, 并不是理想的 O+B2 两相合金, α_2 相晶体结构为密排六方结构, 滑移系较少, 为脆性相, 塑性较差。然而, 从目前结果可以明显看出, 电子束选区熔化成形 Ti-22Al-25Nb 合金的室温和高温力学性能不管与传统制造方法相比还是与其他增材制造方法相比, 都具有较大的竞争优势, 是极具应用潜力的 Ti_2AlNb 基合金的制造方法。

3.5 合金断口形貌

图 8 为 S2 和 S3 试样的室温和 $650\text{ }^{\circ}\text{C}$ 拉伸的断口形貌 SEM 照片。如图 8a 所示, $700\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时效处理的试样室温拉伸断口不平整, 且存在大尺寸裂纹, 这主要与显微组织析出的大量针状 O 相和脆性 α_2 相密切相关, 裂纹容易在针状 O 相尖端及脆性 α_2 相处产生; 从高倍组织照片中可以看出有针状组织剥落留下的痕迹 (图 8b)。 $800\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时效处理后的试样室温拉伸断口没有观察到裂纹 (图 8e), 但可观察到较多尺寸粗大的板条状 O/ α_2 相, 板条状 O 相形成于 α_2 相的外围 (图 8f), 有利于缓解应力集中, 同时粗大的组织也有利于抑制裂纹萌生和扩展。 $700\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时效处理试样的 $650\text{ }^{\circ}\text{C}$ 拉伸断口内出现部分韧窝, 包含介于解理断裂和韧窝断裂之间的准解理断裂 (图 8c 和 8d), 说明高温为位错开动提供了驱动力, 合金塑性增强; 在断口较为光滑的位置可看到基体内针状组织 (图 8d), 这也是导致断裂的一大原因。 $800\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时效处理试样的 $650\text{ }^{\circ}\text{C}$ 拉伸断口观察到大量韧窝, 呈韧性断裂 (图 8g 和 8h), 与较高的延伸率相对应。

4 结 论

(1) 电子束选区熔化成形 Ti_2AlNb 合金经热处理后, 显微组织由 B2 基体相、晶粒尺寸较大的板条状初生 O/ α_2 相和细小的次生针状 O 相组成。试样经 $700\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时效热处理二次析出后细针状 O 相数量更多, 尺寸细小, α_2 相数量偏多; 经 $800\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时效热处理后板条状 O/ α_2 相晶粒尺寸存在一定的粗化现象。XRD 物相分析结果与显微组织分析一致。

(2) $950\text{ }^{\circ}\text{C}$ 固溶时效试样显微硬度为 $(3279.6 \pm 116.2)\text{ MPa}$, 略高于 700 和 $800\text{ }^{\circ}\text{C}$ 这两种温度时效处理

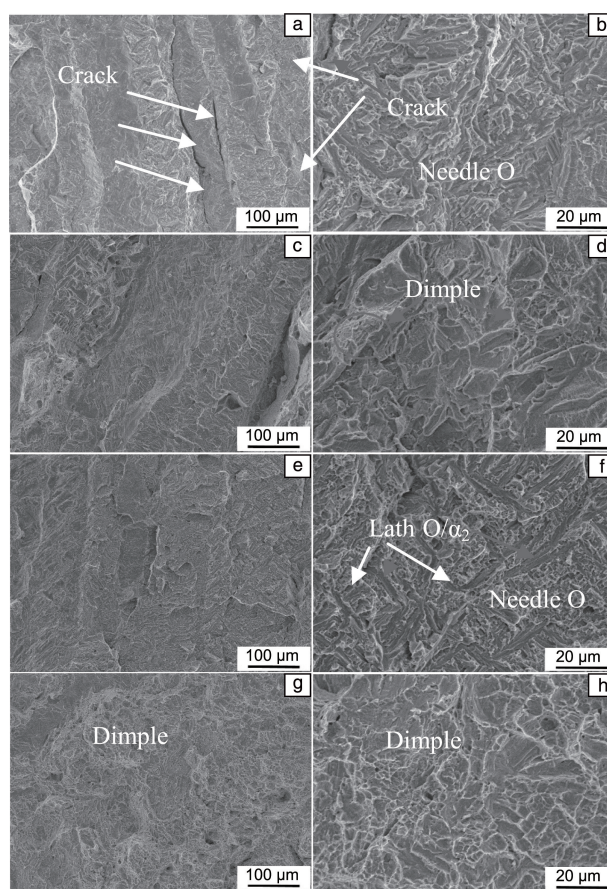


图 8 S2(a~d) 和 S3(e~h) 试样的拉伸的断口形貌 SEM 照片: (a, b, e, f) 室温, (c, d, g, h) $650\text{ }^{\circ}\text{C}$

Fig. 8 SEM images of the fracture surface of the S2 (a~d) and S3 (e~h) samples tested at different temperature: (a, b, e, f) room temperature, (c, d, g, h) $650\text{ }^{\circ}\text{C}$

后试样的硬度 ($3190 \sim 3210\text{ MPa}$)。

(3) $950\text{ }^{\circ}\text{C}$ 固溶+ $700\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时效热处理后的电子束选区熔化成形 Ti-22Al-25Nb 合金, 室温拉伸抗拉强度为 $(1068 \pm 12.22)\text{ MPa}$, 延伸率为 $(3.60 \pm 0.50)\%$; $800\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时效热处理后强度降至 $(979 \pm 5.51)\text{ MPa}$, 延伸率提高到 $(7.30 \pm 0.58)\%$ 。 $700\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时效热处理试样的 $650\text{ }^{\circ}\text{C}$ 拉伸抗拉强度为 $(843 \pm 39.72)\text{ MPa}$, 延伸率为 $(4.75 \pm 0.35)\%$; $800\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时效后抗拉强度降至 $(740 \pm 5.57)\text{ MPa}$, 延伸率提高到 $(8.50 \pm 0.50)\%$ 。大量析出针状 O 相组织且 O 相晶粒尺寸较小是 $700\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时效处理强度较高的原因; 而 O 相和 α_2 相含量减少、B2 相含量增多, 以及板条状 O/ α_2 相尺寸增大是 $800\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时效处理后塑性提高的主要原因。

(4) $700\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时效处理试样室温拉伸断口存在较大尺寸的裂纹, 与较多细小针状 O 相尖端引起的应力集中密切相关, 室温和高温拉伸断口都存在解理小平面和少量韧窝, 呈解理断裂特征; $800\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时效处理试样室温拉伸

断口观察到较多尺寸粗大的板条状 O/α_2 相, 是缓解应力、抑制裂纹的重要原因, 高温拉伸断口观察到大量的韧窝, 呈韧性断裂。

参考文献 References

- [1] BANERJEE D, GOGIA A K, NANDI T K, *et al.* *Acta Metall*[J], 1988, 36(4): 871-882.
- [2] 杜刚, 崔林林, 雷强, 等. 中国材料进展[J], 2018, 37(1): 68-73.
DU G, CUI L L, LEI Q, *et al.* *Materials China*[J], 2018, 37(1): 68-73.
- [3] 陈静, 姜国政, 林鑫, 等. 中国激光[J], 2010, 37(2): 593-598.
CHEN J, JIANG G Z, LIN X, *et al.* *Chinese Journal of Lasers*[J], 2010, 37(2): 593-598.
- [4] 姜国政, 陈静, 林鑫, 等. 稀有金属材料与工程[J], 2010, 39(3): 437-441.
JIANG G Z, CHEN J, LIN X, *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2010, 39(3): 437-441.
- [5] 刘彦涛, 宫新勇, 刘铭坤, 等. 中国激光[J], 2014, 41(1): 0103005.
LIU Y T, GONG X Y, LIU M K, *et al.* *Chinese Journal of Lasers*[J], 2014, 41(1): 0103005.
- [6] 唐杨杰, 赵霄昊, 刘彦涛, 等. 金属热处理[J], 2016, 41(4): 1-6.
TANG Y J, ZHAO X H, LIU Y T, *et al.* *Heat Treatment of Metals* [J], 2016, 41(4): 1-6.
- [7] TANG Y J, ZHANG Y Z, LIU Y T. *Journal of Alloys and Compounds* [J], 2017, 727: 196-204.
- [8] 唐杨杰, 刘彦涛, 张永忠. 航空制造技术[J], 2016(19): 16-21.
TANG Y J, LIU Y T, ZHANG Y Z. *Aeronautical Manufacturing Technology*[J], 2016(19): 16-21.
- [9] GRIGORIEV A, POLOZOV I, SUFIAROV V, *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2017, 704: 434-442.
- [10] POLOZOV I, SUFIAROV V, KANTYUKOV A, *et al.* *Intermetallics* [J], 2019, 112: 106554.
- [11] POLOZOV I, SUFIAROV V, POPOVICH A, *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2018, 763: 436-445.
- [12] ZHOU Y H, LI W P, WANG D W, *et al.* *Acta Materialia*[J], 2019, 173: 117-129.
- [13] ZHOU Y H, LI W P, ZHANG L, *et al.* *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2020, 276: 116398.
- [14] 周英豪. 选区激光熔化增材制造高性能 Ti-22Al-25Nb 高温合金的组织与性能研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2020.
ZHOU Y H. *Research on Microstructure and Performance of Ti-22Al-25Nb High-Temperature Alloy Additively Manufactured by Selective Laser Melting*[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2020.
- [15] 邢希学, 潘丽华, 王勇, 等. 焊接[J], 2016(7): 22-26.
XING X X, PAN L H, WANG Y, *et al.* *Welding & Joining*[J], 2016 (7): 22-26.
- [16] WANG J, YANG K, LIU N, *et al.* *The Minerals, Metals & Materials Society*[J], 2017, 69(12): 2751-2755.
- [17] SEIFI M, SALEM A A, SATKO D P, *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2017, 729: 1118-1135.
- [18] 谭宇璐, 张艳梅, 卢冰文, 等. 稀有金属材料与工程[J], 2023, 52(1): 222-229.
TAN Y L, ZHANG Y M, LU B W, *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2023, 52(1): 222-229.
- [19] 车倩颖, 贺卫卫, 李会霞, 等. 材料工程[J], 2022, 50(7): 156-164.
CHE Q Y, HE W W, LI H X, *et al.* *Journal of Materials Engineering*[J], 2022, 50(7): 156-164.
- [20] 田文琦, 杨东野, 李九霄. 机械工程材料[J], 2021, 45(6): 1-7.
TIAN W Q, YANG D Y, LI J X. *Materials for Mechanical Engineering* [J], 2021, 45(6): 1-7.
- [21] ZHU H, SEO D Y, MARUYAMA K, *et al.* *Scripta Materialia*[J], 2006, 54(12): 1979-1984.
- [22] 梁晓波, 程云君, 张建伟, 等. 中国有色金属学报[J], 2010, 20(1): 611-615.
LIANG X B, CHENG Y J, ZHANG J W, *et al.* *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*[J], 2010, 20(1): 611-615.

(编辑 吴 锐)