

引用格式: 陈思宇, 于竞越, 潘佳呈, 等. 激光选区熔化 TiAl 合金成形和组织演变规律及机制[J]. 航空材料学报, 2026, 46(1): 30-40.

CHEN Siyu, YU Jingyue, PAN Jiacheng, et al. Forming behavior and microstructural evolution mechanisms of TiAl alloys processed by selective laser melting[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2026, 46(1): 30-40.

## 激光选区熔化 TiAl 合金成形和组织演变规律及机制

陈思宇<sup>1</sup>, 于竞越<sup>2</sup>, 潘佳呈<sup>2</sup>, 周灵燕<sup>2</sup>, 查敏<sup>1</sup>, 方虹泽<sup>2\*</sup>

(1. 吉林大学材料科学与工程学院, 长春 130012; 2. 哈尔滨工业大学材料科学与工程学院, 哈尔滨 150001)

**摘要:** TiAl 合金室温塑性不佳, 传统铸造和锻压工艺难以满足复杂结构部件的加工需求。激光选区熔化技术 (SLM) 具有制造周期短、材料利用率高、成形精度优异等特点, 被认为适用于航空航天领域复杂零部件的制造。本研究采用 Ti48Al2Cr2Nb 与 4% FeMo60 (质量分数) 合金粉末混合, 制备名义成分为 Ti47Al3.5Cr1Nb1Mo1Fe 的合金。采用棋盘式搭接打印策略, 同时优化打印参数, 成功实现低缺陷率 (仅为 0.49%) TiAl 合金的 SLM 成形。此外, 利用 X 射线衍射、扫描电子显微镜等设备探究组织形成原因。进一步通过热处理工艺将打印态合金中大量的  $\alpha_2$  相转变为大量的  $\gamma$  相, 同时将打印过程中未熔化 FeMo60 粉末固溶实现固溶强化, 合金抗压强度达 770.3 MPa, 提高 30%。本研究为高性能、复杂形状 TiAl 合金的制备提供了重要参考。

**关键词:** TiAl 合金; 激光选区熔化技术; 热处理; 组织演变; 力学性能

doi: 10.11868/j.issn.1005-5053.2025.000159

CSTR: 32420.14.j.issn.1005-5053.2025.000159

中图分类号: V252

文献标识码: A

文章编号: 1005-5053(2026)01-0030-11

## Forming behavior and microstructural evolution mechanisms of TiAl alloys processed by selective laser melting

CHEN Siyu<sup>1</sup>, YU Jingyue<sup>2</sup>, PAN Jiacheng<sup>2</sup>, ZHOU Lingyan<sup>2</sup>, ZHA Min<sup>1</sup>, FANG Hongze<sup>2\*</sup>

(1. School of Materials Science and Engineering, Jilin University, Changchun 130012, China; 2. School of Materials Science and Engineering, Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, China)

**Abstract:** TiAl alloys exhibit poor room-temperature ductility, which poses a challenge for traditional casting and forging processes to fulfill the manufacturing demands for complex structural components. Selective laser melting (SLM) technology, renowned for its short manufacturing cycle, high material utilization, and exceptional forming accuracy, is deemed well-suited for fabricating complex parts in the aerospace industry. In this research, Ti48Al2Cr2Nb alloy powder is mixed with 4% (mass fraction) FeMo60 alloy powder to formulate an alloy with a nominal composition of Ti47Al3.5Cr1Nb1Mo1Fe. By employing a chessboard overlap scanning strategy (which mitigates thermal stress during processing) and optimizing printing parameters, SLM fabrication of the TiAl alloy with a remarkably low defect rate (only 0.49%) is successfully accomplished. Moreover, the samples are characterized using X-ray diffraction and scanning electron microscopy to explore the underlying reasons for microstructure formation. Additionally, a substantial portion of the  $\alpha_2$  phase in the as-printed alloy is converted into the  $\gamma$  phase through heat treatment. Simultaneously, the unmelted FeMo60 powder from the printing process is dissolved, achieving solid solution strengthening. This phenomenon leads to a significant 30% enhancement in the compressive strength. This study offers a crucial reference for the preparation of high-performance TiAl alloys with complex geometries.

**Key words:** TiAl alloy; selective laser melting (SLM); heat treatment; microstructural evolution; mechanical property

随着航空航天飞行器的服役环境日趋复杂严苛,加之航空工业朝着高性能、轻量化的方向持续迈进,飞行器飞行速度的提升致使其关键构件承受更显著的温度载荷。这不仅要求材料具有优异的耐热性,还需要满足轻量化需求以提升有效承载能力。TiAl 合金被认为是 650~1000 °C 代替 Ni 基高温合金的最佳材料之一<sup>[1-3]</sup>。TiAl 合金具有优异的高温抗蠕变性能和抗氧化性,且密度仅约 4.0 g/cm<sup>3</sup>,已经逐步应用于航空航天、汽车工业等领域。然而,绝大多数的 TiAl 合金存在室温塑性差,加工难度大,成形困难等问题,采用传统的加工方法不仅生产周期长、装备成本高,其成形产品的性能与精度也难以满足工程化应用要求<sup>[4-6]</sup>。因此,开发新型成形工艺成为解决 TiAl 合金成形难题、推进其工程化应用的核心技术方向。

激光选区熔化(selective laser melting, SLM)是一种较为成熟的增材制造技术。相较于其他增材技术,SLM 成形件的尺寸精度和表面质量更高,可以减少后续机加工步骤,有效缩短加工周期。但该工艺在成形过程中存在极高的冷却速率和较大的温度梯度,易产生显著热应力<sup>[7-10]</sup>,导致 TiAl 合金这类本征脆性材料在加工过程中易出现裂纹、空洞等缺陷,成形难度较大。目前,国内外关于 SLM 成形 TiAl 合金的系统性研究仍较为匮乏,工艺优化和机理分析亟待深入开展。

Mo 作为  $\beta$  稳定元素,其对 TiAl 合金微观组织和性能的调控作用已受到广泛关注。Kasthuber 等<sup>[11]</sup>通过向 TiAl 合金中添加 Mo、C 元素,有效提升了合金的高温抗蠕变性能。Xu 等<sup>[12]</sup>向 Ti-45Al-5Nb-0.3Y 中加入不同含量的 Mo 后发现,随 Mo 含量增加,合金的屈服强度和显微硬度逐渐降低,伸长率逐渐升高,当 Mo 含量超过 1.0%(原子分数,下同)时,800 °C 下的屈服强度显著下降。Chlupová 等<sup>[13]</sup>在 TiAl 合金中添加 2% 的 Mo 并辅以热处

理,有效降低了合金片层间距,提升了力学性能。但是,Mo 元素具有较高的平衡分配系数  $k_{\beta/\alpha}$ ,会增加  $\beta \rightarrow \alpha$  相变过程中  $\beta/\alpha$  相界面的迁移阻力,导致剩余  $\beta$  相增多。而剩余  $\beta$  相后续会有序转变为 B2 相,对合金性能产生不利影响。综上,在 TiAl 合金中添加适量 Mo 有利于优化组织与增强性能,但由于 Mo 粉末熔点过高,本实验采用 FeMo60 中间合金粉末代替纯 Mo 粉。

本研究针对激光选区熔化(SLM)成形 TiAl 合金构件存在的技术难题,以 Ti48Al2Cr2Nb 合金(简称 4822 合金)为基体材料,混合 4%(质量分数,下同)的 FeMo60 粉末制备名义成分为 Ti47Al3.5Cr1Nb1Mo1Fe 的合金。重点研究 SLM 工艺参数与合金微观组织演变、力学性能的关系,通过热处理改善 SLM 成形合金的元素偏聚问题,系统揭示工艺-组织-性能的调控机制。

## 1 实验材料与方法

### 1.1 实验材料

选用 Ti48Al2Cr2Nb(原子分数/%)预合金粉末为原材料,该粉末由北京兴荣源科技有限公司采用气雾化法制备,颗粒粒径分布为 15~53  $\mu\text{m}$ ,为方便描述,下文简称其为 4822。其化学成分(质量分数/%)如表 1 所示。图 1 为 Ti48Al2Cr2Nb 合金粉末的表面形貌,由图 1(a)可知,4822 粉末颗粒主要为球形或近球形,部分大颗粒表面黏附着小尺寸的卫星球。

表 1 Ti48Al2Cr2Nb 合金粉末化学成分(质量分数/%)  
Table 1 Chemical compositions of Ti48Al2Cr2Nb alloy powders (mass fraction/%)

Ti	Al	Nb	Cr	O	N
Bal.	33.48	4.62	2.70	0.119	0.027

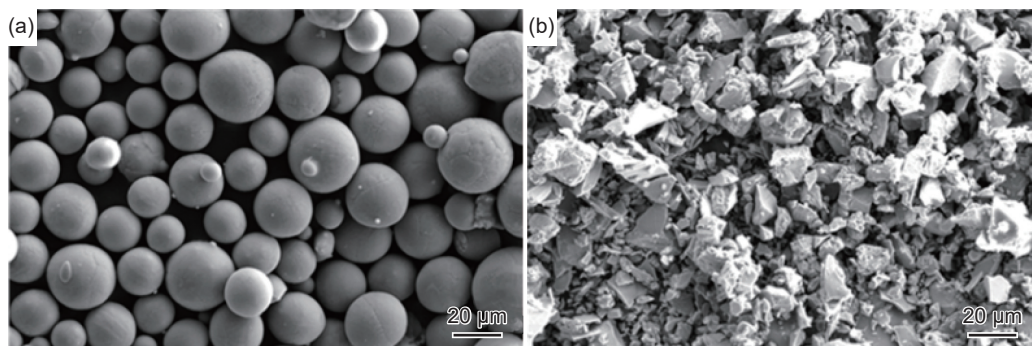


图 1 预合金粉末形貌图 (a)Ti48Al2Cr2Nb; (b)FeMo60

Fig. 1 Morphology of pre-alloyed powders (a) Ti48Al2Cr2Nb; (b) FeMo60

基板为 Ti-6Al-4V(TC4)合金, 尺寸为 65 mm×65 mm×25 mm。SLM 成形前, 需对基板进行预处理: 先用打磨机去除基板表面氧化层, 再用丙酮溶液擦拭以清除油污, 最后吹干备用。同时, 为去除合金粉末表面水蒸气、改善粉末流动性、减少沉积层气孔, 需在 120 °C 干燥 2 h 后备用。打印粉末 4822 与 4%FeMo60 需进行 40 min 机械混合, 合金粉末最终名义成分如表 2 所示。

表 2 待打印粉末材料名义化学成分(原子分数/%)  
Table 2 Chemical composition of the powder material to be printed (atom fraction/%)

Ti	Al	Cr	Nb	Mo	Fe
Bal.	46.63	3.48	1.10	0.98	1.12

## 1.2 实验方法

选用 BLT-S210 型选择性激光熔化成形设备制备试件。SLM 成形过程处于氩气保护气氛中, 氧含量控制在  $10^{-4}$  以下, 以避免氧气侵入导致 TiAl 合

金延展性降低。采用 Materialise Magics 软件构建打印试样三维模型, 试样大小为 7 mm×7 mm×5 mm 的立方体。采用线切割设备将打印成形的样品从基板上分离。采用不同粒度的砂纸依次对样品研磨, 再利用 SiO<sub>2</sub> 抛光膏将表面机械抛光直至呈镜面效果。使用 Keller 试剂(HF:HNO<sub>3</sub>:H<sub>2</sub>O=2:3:10,  $t=5\sim 6$  s)腐蚀试样, 腐蚀后的试样用酒精溶液清洗干净后吹干备用。本实验分别采用 Zeiss 场发射扫描电镜 Merlin Compact 和台式扫描电镜 TM4000 两种不同型号的扫描电镜对原材料粉末和打印态合金的组织进行表征。采用 HVS-1000 型维氏硬度计检测显微硬度, 测量偏差为 3%~5%, 加载载荷为 200 g, 保压时间为 10 s, 每个试样至少检测 10 个点, 取其平均值作为最终硬度值。压缩性能测试采用(力试)微机控制电子万能试验机 LD26, 测试试样为直径 4 mm、高 6 mm 的圆柱, 采用线切割工艺从打印态和热处理态合金中切割, 切割方案如图 2 所示。

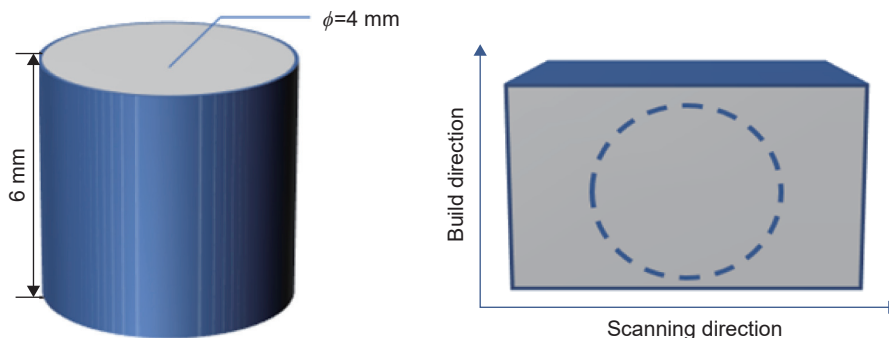


图 2 压缩试样尺寸(a)及线切割方案(b)

Fig. 2 Compressive specimen dimensions (a) and wire cutting scheme (b)

本研究采用棋盘搭接式扫描策略(图 3), 该策略可降低成形过程中的热应力<sup>[14]</sup>, 且在试样尺寸较大、形状复杂时能提供更均匀的温度场<sup>[15]</sup>。同时, 棋盘间的搭接可减少合金内部未熔合缺陷, 但也会

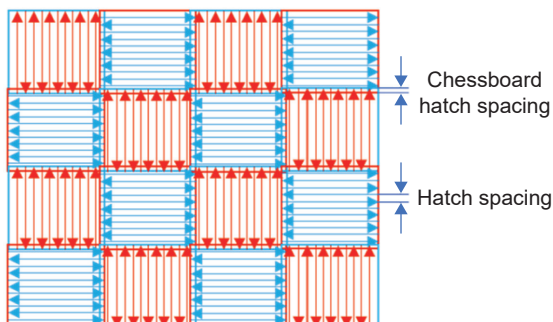


图 3 棋盘搭接式扫描策略示意图

Fig. 3 Chessboard overlapping scanning strategy

在一定程度上增加热应力。扫描过程中, 将填充方向相同的棋盘分为一组, 先扫描一组再扫描另一组, 且两组激光路径呈 180° 旋转。

在 SLM 成形过程中激光重熔面积是影响热应力大小的关键因素之一, 而激光束路径间距 ( $H/\mu\text{m}$ ) 和棋盘搭接间距 ( $H_{\text{hatch}}/\mu\text{m}$ ) 直接决定试样表面重熔面积。因此, 实验采用单因素变量法, 分别研究路径间距和棋盘搭接间距对 SLM 成形 TiAl 合金宏观成形性和内部微观缺陷的影响, 具体参数如表 3 和表 4 所示。

采用高温退火+时效热处理工艺对打印态 Ti47Al3.5Cr1Nb1Mo1Fe 合金进行组织及力学性能调控, 根据 Li 等<sup>[16]</sup> 的研究成果, 确定热处理工艺为: 以 6 °C/min 的速率升温至 1200 °C, 保温 1 h, 随后以 5 °C/min 的速率降温度至 950 °C, 保温 6 h, 随

表 3 路径间距为变量条件下实验参数  
Table 3 Experimental parameters under different hatch spacing

Scanning speed, $V/(\text{mm} \cdot \text{s}^{-1})$	Laser power, $P/\text{W}$	Chessboard area, $S/\text{mm}^2$	Hatch spacing, $H/\mu\text{m}$	Layer thickness, $D/\mu\text{m}$	Chessboard hatch spacing, $H_{\text{hatch}}/\mu\text{m}$
1200	100	0.7×0.7	40	50	70
1200	100	0.7×0.7	50	50	70
1200	100	0.7×0.7	60	50	70
1200	100	0.7×0.7	70	50	70
1200	100	0.7×0.7	80	50	70

表 4 棋盘搭接间距为变量条件下实验参数  
Table 4 Experimental parameters under different chessboard hatch spacing

Scanning speed, $V/(\text{mm} \cdot \text{s}^{-1})$	Laser power, $P/\text{W}$	Chessboard area, $S/\text{mm}^2$	Hatch spacing, $H/\mu\text{m}$	Layer thickness, $D/\mu\text{m}$	Chessboard hatch spacing, $H_{\text{hatch}}/\mu\text{m}$
1200	100	0.7×0.7	50	40	60
1200	100	0.7×0.7	50	40	70
1200	100	0.7×0.7	50	40	80
1200	100	0.7×0.7	50	40	90
1200	100	0.7×0.7	50	40	100

后随炉冷却至室温, 热处理工艺曲线如图 4 所示。

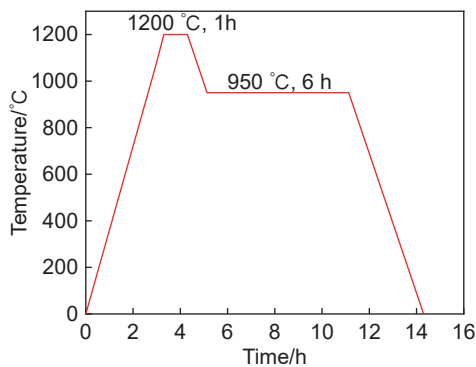


图 4 热处理工艺曲线  
Fig. 4 Heat treatment process curve

## 2 结果与分析

### 2.1 路径间距对 SLM 打印 TiAl 合金成形性及内部缺陷影响

通过改变激光束路径间距可实现试样表面的部分重熔, 从而消除未熔化缺陷。由图 5(a)~(e)可知, 不同路径间距下的合金样品均未出现翘曲变形, 成形完整性良好, 且路径间距对成形性的影响不显著。从微观组织来看(图 5(f)、(g)), 当路径间距为 40  $\mu\text{m}$  和 50  $\mu\text{m}$  时, 合金内部几乎无未熔化粉末导致的孔洞等缺陷, 仅存在少量裂纹, 表面该

参数下合金粉末吸收能量充足、可完全熔化。经 Adobe Photoshop 统计, 此时合金内部缺陷面积比例分别为 0.63% 和 0.51%。当路径间距增大至 60~80  $\mu\text{m}$  时, 合金内部缺陷面积比例逐渐升高, 其中路径间距为 80  $\mu\text{m}$  时缺陷面积比例高达 3.44% (图 5(h)~(j))。由于实验设备光斑直径仅为 60  $\mu\text{m}$ , 当路径间距超过 60  $\mu\text{m}$  时, 部分区域无法被激光直接加热, 只能依靠吸收周围熔池的热量传导熔化, 导致该区域温度难以达到粉末熔点, 进而产生孔洞和裂纹。从图 5(k)可以看出, 不同路径间距下合金硬度值差异较小, 但缺陷面积比例随路径间距增大几乎呈指数级增长。综合考虑, 后续实验将路径间距固定为 50  $\mu\text{m}$ 。

### 2.2 棋盘搭接间距对 SLM 打印 TiAl 合金成形性及内部缺陷影响

调整棋盘搭接间距可增大单一打印层的重熔区域面积, 从而减少内部裂纹缺陷, 但重熔面积增大会导致热应力升高, 易引发试样翘曲变形, 因此需进一步确定最优棋盘搭接间距。

由图 6(a)~(e)的宏观形貌与图 6(f)~(j)的微观组织可知: 当棋盘搭接间距为 80  $\mu\text{m}$  时, 合金不仅成形完整性优异, 内部缺陷面积比例也最低, 仅为 0.49%; 随着间距减小, 重熔区域不足导致粉末未完全熔化, 合金内部孔洞增多, 缺陷比例升至 1.02%。硬度测试结果(图 6(k))显示: 随棋盘搭接

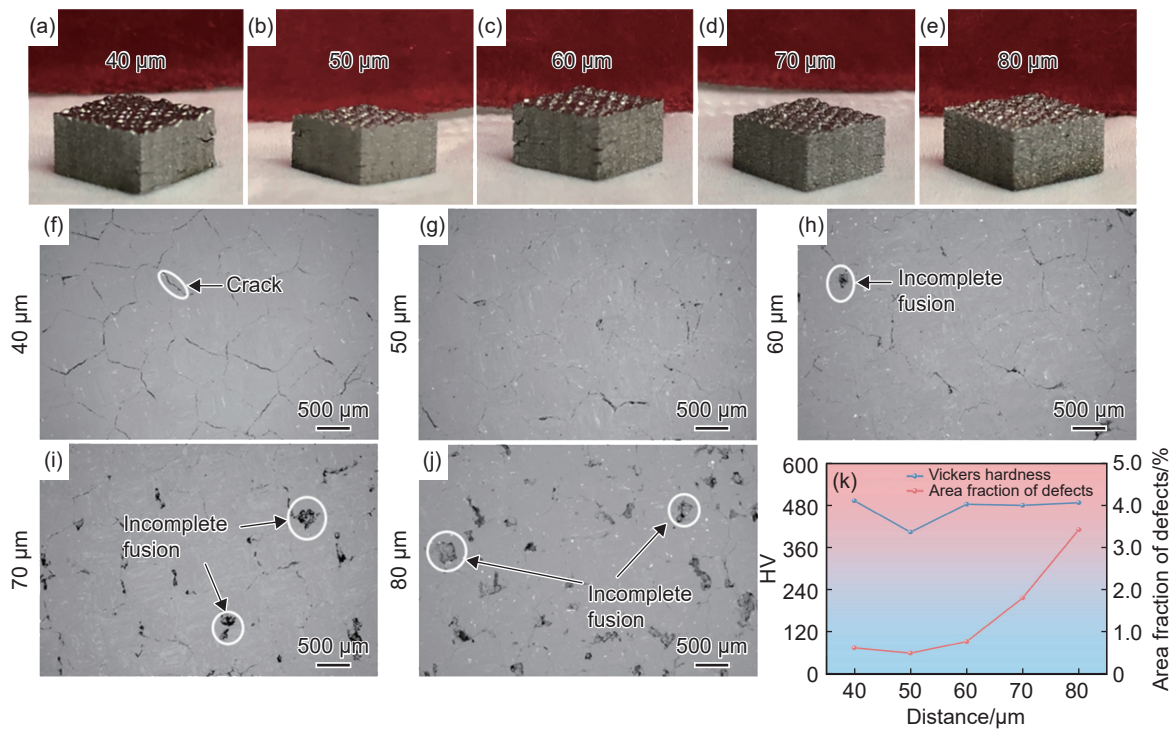


图5 不同路径间距下合金内部缺陷比例及硬度 (a)~(e)试样宏观形貌; (f)~(j)合金微观 SEM 图; (k)合金硬度及内部缺陷面积比例随路径间距变化曲线

Fig. 5 Formability, microstructure and properties of samples at different hatch spacing (a)~(e) macroscopic morphology of the specimens; (f)~(j) SEM images of the alloy; (k) variation of alloy hardness and area fraction of defects with different hatch spacing

间距从  $60\ \mu\text{m}$  增至  $100\ \mu\text{m}$ , 合金表面硬度先升高后降低, 在  $80\ \mu\text{m}$  时达到峰值 ( $503.3\text{HV}$ )。综上, 棋盘搭接间距的最优值为  $80\ \mu\text{m}$ , 该参数下合金兼具良好成形性、低缺陷率与优异硬度性能。

### 2.3 热处理打印态 Ti47Al3.5Cr1Nb1Mo1Fe 合金

基于上述实验, 确定 SLM 最终工艺参数选为: 激光功率  $P=100\ \text{W}$ , 扫描速度  $V=1200\ \text{mm/s}$ , 路径间距  $H=50\ \mu\text{m}$ , 铺粉层厚  $D=40\ \mu\text{m}$ , 棋盘面积  $S=0.7\ \text{mm}\times 0.7\ \text{mm}$ , 棋盘搭接间距  $H_{\text{hatch}}=80\ \mu\text{m}$ 。由图 7(a)、(b)可知, 打印态合金微观组织中存在明显的白色团簇, 且该团簇在不同打印参数下均稳定存在。

为进一步确定该白色团簇的成分, 对打印态合金进行 EDS 分析, 结果显示, 白色团簇中几乎不存在 Ti、Al 元素, 而 Fe、Mo 元素含量显著偏高(图 7(c)~(h))。表明该团簇为打印过程中未熔化的 FeMo60 粉末即现有打印参数无法使 FeMo60 粉末完全熔化。对打印态合金进行热处理后(图 8(a))其微观组织呈现出三种不同衬度的物相, 表明热处理工艺有效调控了合金内部的相组成。EDS 分析(图 8(b)~(g))显示, 合金内部未出现 Fe、Mo 元素局部聚集现象, 白色 FeMo60 团簇消失, 说明热处理使未熔化的 FeMo60 粉末成功固溶于合金组

织之中。

### 2.4 不同状态下 Ti47Al3.5Cr1Nb1Mo1Fe 合金的室温压缩性能及硬度

图 9 为热处理前后 Ti47Al3.5Cr1Nb1Mo1Fe 合金的力学性能对比图。如图 9(a)所示, 打印态合金的抗压强度为  $595.6\ \text{MPa}$ , 经高温退火+时效热处理后合金抗压强度提升至  $770.3\ \text{MPa}$ , 较打印态提升 30%, 同时合金的塑性也有一定提升。除此之外, 热处理态合金表面硬度较打印态下降约 67%。这表明高温退火+时效工艺可有效改善合金的压缩力学性能, 但对硬度无益。

图 10 为本研究 SLM 成形的 Ti47Al3.5Cr1Nb1Mo1Fe 合金与其他加工方式成形 TiAl 合金和 SLM 成形其他成分 TiAl 合金硬度<sup>[17-19]</sup>对比结果。可见, 本研究 SLM 成形的 Ti47Al3.5Cr1Nb1Mo1Fe 合金显微硬度高达  $503.3\text{HV}$ , 显著高于电子束选区熔化成形、等离子熔化成形等工艺所成形的 Ti48Al2Cr2Nb 合金, 以及同样工艺下其他成分 TiAl 合金的硬度。其机理将在 2.7 节进行详细分析。

### 2.5 打印态合金的凝固组织演变机制

通过 COMSOL 软件对 SLM 成形 Ti47Al3.5Cr1Nb1Mo1Fe 合金的温度场进行数值模拟, 结果如图 11 所示。图中曲线为不同路径间距下, SLM 单

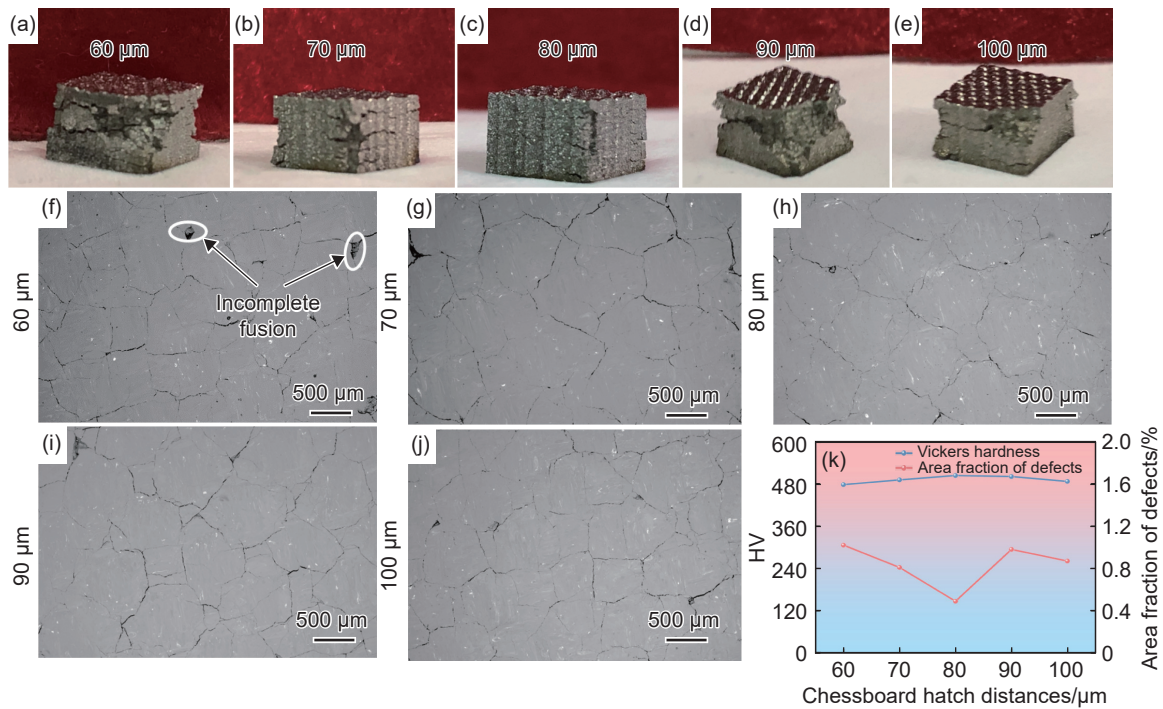


图 6 不同棋盘搭接间距下试样的成形性及组织和力学性能 (a)~(e)不同棋盘搭接间距下试样的宏观形貌; (f)~(j)不同棋盘搭接间距下合金微观 SEM 图; (k)不同棋盘搭接间距下合金硬度及内部缺陷面积比例

Fig. 6 Formability, microstructure and properties of samples at different chessboard hatch spacing (a)-(e) macroscopic morphology of the specimens under different chessboard hatch spacing; (f)-(j) SEM images of the alloy under different chessboard hatch spacing; (k) hardness of alloys and area proportion of defects under different chessboard hatch spacing

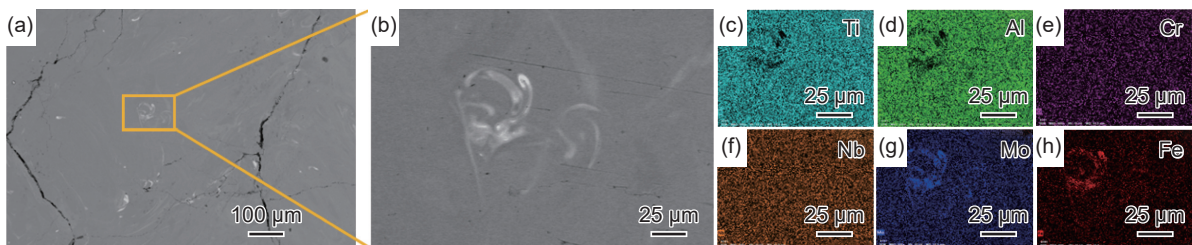


图 7 Ti<sub>47</sub>Al<sub>3.5</sub>Cr<sub>1</sub>Nb<sub>1</sub>Mo<sub>1</sub>Fe 合金打印态微观组织及成分分布 (a)打印态合金 SEM 图; (b)打印态合金局部放大图; (c)~(h)打印态合金 EDS 图

Fig. 7 Microstructure and composition distribution of as-printed Ti<sub>47</sub>Al<sub>3.5</sub>Cr<sub>1</sub>Nb<sub>1</sub>Mo<sub>1</sub>Fe alloy (a) SEM image of as-printed alloy; (b) magnified view of local area of as-printed alloy; (c)-(h) EDS of as-printed alloy

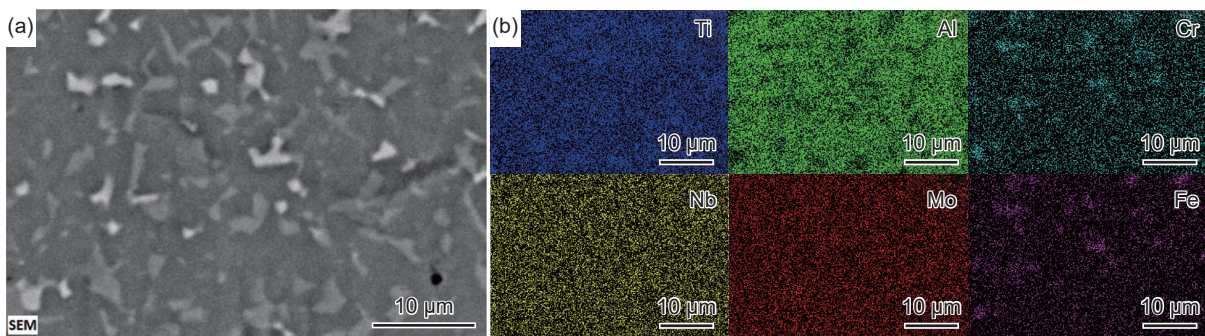


图 8 热处理对 Ti<sub>47</sub>Al<sub>3.5</sub>Cr<sub>1</sub>Nb<sub>1</sub>Mo<sub>1</sub>Fe 合金组织成分影响 (a)热处理态合金 SEM 图; (b)热处理态合金 EDS 表征图谱

Fig. 8 Effect of heat treatment on microstructure and composition of Ti<sub>47</sub>Al<sub>3.5</sub>Cr<sub>1</sub>Nb<sub>1</sub>Mo<sub>1</sub>Fe alloy (a) SEM image of heat-treated alloy; (b) EDS of heat-treated alloy

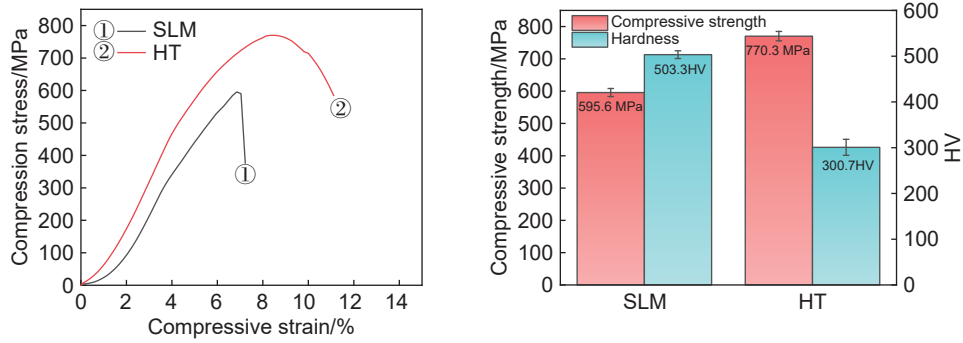


图 9 热处理对 Ti47Al3.5Cr1Nb1Mo1Fe 合金力学性能影响 (a)打印态和热处理态合金压缩曲线; (b)打印态和热处理态合金抗压强度及硬度对比图

Fig. 9 Effect of heat treatment on mechanical properties of Ti47Al3.5Cr1Nb1Mo1Fe (a) compression curves of as-printed and heat-treated alloys; (b) comparison of compressive strength and hardness of as-printed and heat-treated alloys

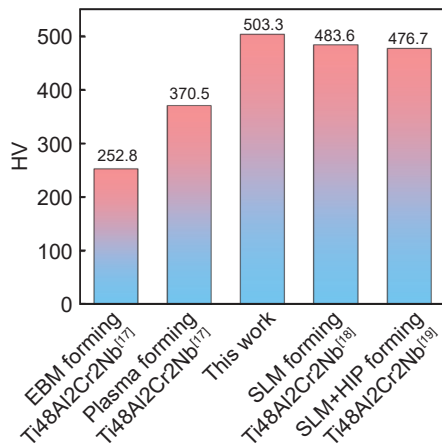


图 10 本实验合金与其他实验合金硬度对比图<sup>[17-19]</sup>

Fig. 10 Comparison the hardness of alloy in this work with other alloys<sup>[17-19]</sup>

层打印过程中合金温度场随时间的变化情况。熔池存在时间以超过 TiAl 合金固相线温度的时间总和计算,当路径间距为 40 μm 时,熔池存在时间最长仅为 0.6 ms;而 FeMo60 粉末熔点相对较高,短时间内难以完全熔化并均匀扩散。因此,打印态合金中会出现较多未熔化的 FeMo60 白色团簇。

为进一步确认打印态合金的相组成,对其进行 XRD 表征(图 12)。经过 Jade6.5 软件分析与标准 PDF 卡片比对可知,打印合金主要由 α<sub>2</sub> 相(占比约为 83.3%)和 γ 相(占比约 16.7%)组成。

由于在合金设计时未充分考虑 Al 元素在 SLM 过程中的挥发及烧损,打印后合金实际成分与设计成分存在偏差。采用电感耦合等离子体(ICP)测量打印后合金的元素含量(表 5),结果显示 Al 元素实际含量为 43.90%(原子分数,下同),较设计成分降低约 3%,导致合金凝固路径由亚包晶凝固(Al 含量 45%~47.3%)转变为完全 β 凝固

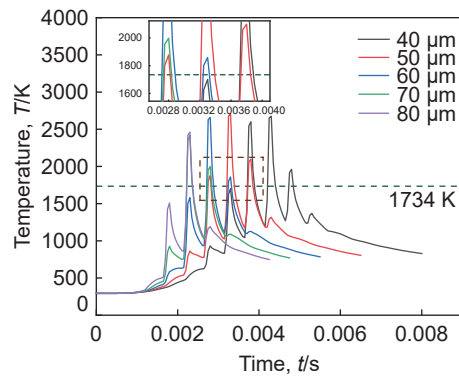


图 11 不同路径间距下合金表面温度随时间变化曲线  
Fig.11 Alloy surface temperature variation curves with time under different hatch distance

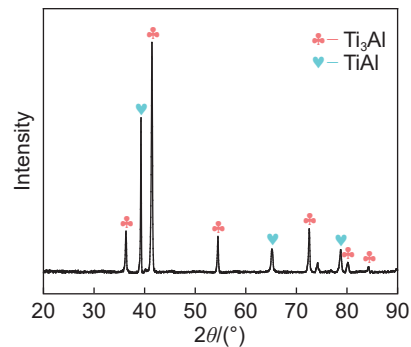


图 12 打印态合金 XRD 图谱  
Fig. 12 X-ray diffraction of as-printed alloy

(Al 含量 42%~45%)。

图 13 为打印态合金大量 α<sub>2</sub> 相形成示意图。结合 TiAl 合金二元凝固相图(图 13(a)<sup>[20]</sup>)与 TTT 曲线(图 13(b)<sup>[21]</sup>)可知:考虑到 Fe、Mo 等 β 稳定元素的添加扩大了凝固相图中 β 相区,且 Al 元素的小部分烧损使合金遵循完全 β 凝固路径;与铸造工艺相比,SLM 成形的冷却速率高达 10<sup>6</sup> K/s(图 13(c)<sup>[18]</sup>),在快速冷却条件下,β+α 两相区中

表 5 打印后合金实际成分(原子分数/%)  
Table 5 Chemical composition of the real as-printed alloy (atom fraction/%)

Ti	Al	Cr	Nb	Mo	Fe
Bal.	43.90	1.97	1.92	0.64	1.04

的  $\beta \rightarrow \beta + \alpha$  相分离难以发生,  $\beta$  直接通过块状相变转变为  $\alpha$  晶粒(图 13(d))。

之外, 共析反应  $\alpha \rightarrow \alpha_2 + \gamma$  对冷却速率非常敏感<sup>[22]</sup>, 过快的冷却速率会显著抑制该反应, 导致  $\gamma$  相含量降低; 而  $\alpha$  相无需较高过冷度即可发生有序转变, 形成室温下的  $\alpha_2$  相。同时, Vujic 等<sup>[23]</sup> 的研究表明, 高速凝固会使 TiAl 合金二元相图中  $\gamma$  相区向高 Al 含量方向迁移(从平衡态(49%~56%(原子分数, 下同)扩展到亚稳态 55%~62%), 进一步促进  $\alpha_2$ (Ti<sub>3</sub>Al) 的形成。另外, SLM 成形的低能量密度导致单层打印后难以达到  $\alpha$  相区, 后续打印层的热输入无法引发相变, 最后使室温组织中保留大量亚稳  $\alpha_2$  相。

### 2.6 热处理态合金的组织演变机制

为进一步探究热处理态合金中三种不同衬度物相的组成, 对其进行 EDS 线扫描(图 14)。由

图 14(c) 可知, 从灰色衬度区到白色衬度区, Cr、Fe 两种  $\beta$  稳定元素含量显著提升, 表明该区域固溶了大量  $\beta$  稳定元素, 可推断白色区为 B2 相; 灰色衬度区域中 Al 元素含量低于 Ti 元素, 可推断灰色区为  $\alpha_2$  相; 从白色衬度区到黑色衬度区, Cr、Fe 元素含量下降而 Al 元素含量略有提升, 判定黑色区为  $\gamma$  相。

XRD 表征结果(图 15)进一步证实, 热处理态合金由  $\alpha_2$ (9.4%)、 $\gamma$ (79.2%) 和 B2(11.4%) 相组成。与打印态合金相比,  $\alpha_2$  相含量显著降低,  $\gamma$  相含量大幅增加, 同时出现 B2 相, 这与 EDS 线扫描一致。

打印态合金存在明显成分偏析, Al 分布不均匀, 不同区域含量在 35%~43%(原子分数)之间(图 16)。结合 TiAl 合金相图可知, 当固溶温度为 1200 °C 时, Al 含量低于 43% 的区域进入  $\beta$  相区, Cr、Mo、Nb 等元素扩散并固溶于  $\beta$  相中; 而 Al 含量高于 43% 的区域进入  $\alpha + \gamma$  相区, 形成大量  $\gamma$  相; 随炉冷却过程会发生  $\alpha \rightarrow \alpha_2 + \gamma$  和  $\beta \rightarrow B2$  相转变; 950 °C 时效 6 h, 发生  $\alpha_2 \rightarrow \gamma$  变化, 最终使热处理态合金中形成大量  $\gamma$  相,  $\alpha_2$  和 B2 相含量相对较低。热处理组织演变机理图见图 17。Gao 等<sup>[24]</sup> 研究

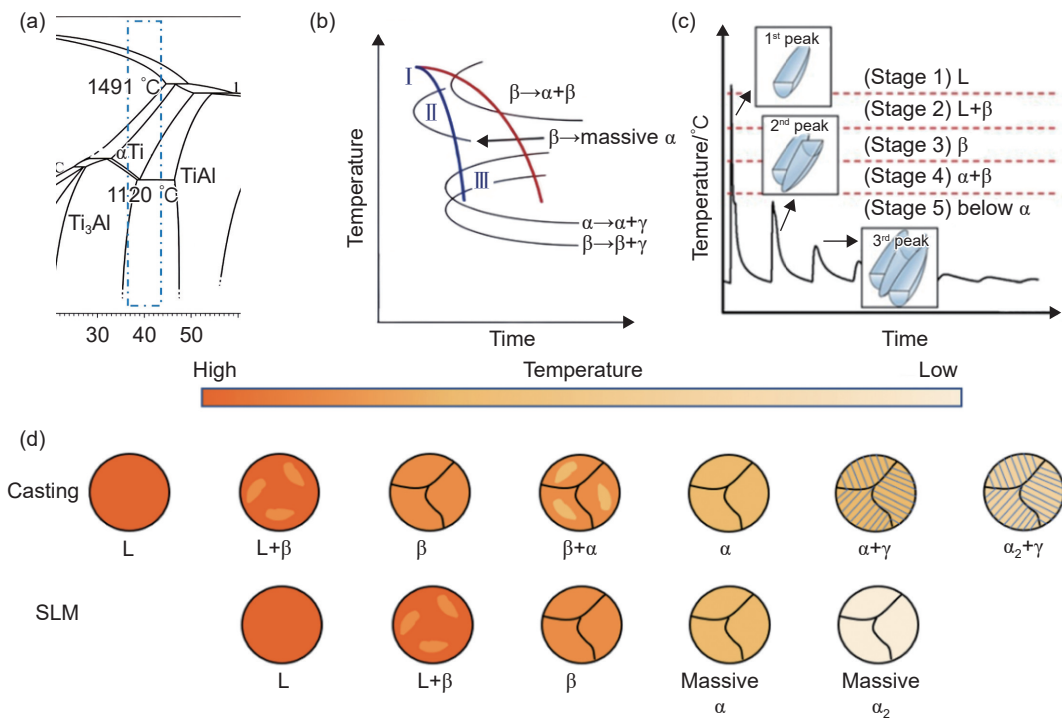


图 13 TiAl 合金凝固过程组织形成 (a) TiAl 合金二元凝固相图<sup>[20]</sup>; (b) TiAl 合金 TTT 曲线图<sup>[21]</sup>; (c) SLM 成形打印过程中单层温度随时间变化图<sup>[18]</sup>; (d) 铸态、打印态合金凝固过程中相转变示意图

Fig. 13 Microstructure formation of TiAl alloy during solidification (a) TiAl binary phase diagram<sup>[20]</sup>; (b) time-temperature-transformation (TTT) diagram<sup>[21]</sup>; (c) single-layer temperature variation with time during SLM printing process<sup>[18]</sup>; (d) schematic diagram of phase transformation during solidification of casting and as-printed alloys

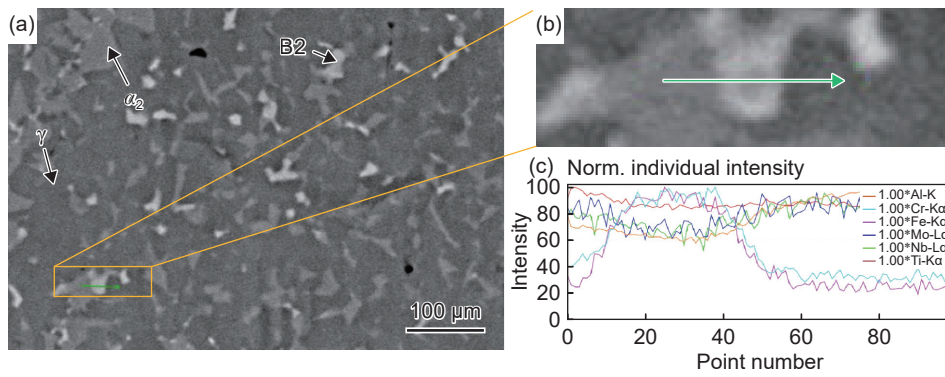


图 14 热处理态 Ti47Al13.5Cr1Nb1Mo1Fe 合金 EDS 表征 (a)热处理态合金 SEM 图; (b)局部放大图; (c)EDS 线扫描曲线  
Fig. 14 EDS characterization of Ti47Al13.5Cr1Nb1Mo1Fe alloy in the heat-treated state (a) SEM image of heat-treated alloy; (b) magnified view of local area of heat-treated alloy; (c) EDS line scan curves

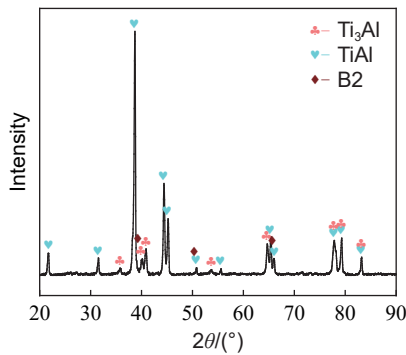


图 15 热处理态合金 XRD 图谱

Fig. 15 X-ray diffraction of heat-treated alloys

950 °C 时效热处理也出现  $\alpha_2 \rightarrow \gamma$  的转变, 最终合金存在大量  $\gamma$  相。

### 2.7 组织对力学性能的影响

打印态合金以  $\alpha_2$  相(83.3%)为主,  $\gamma$  相(16.7%)为辅, 而 TiAl 合金中各相硬度排序为 B2 相 >  $\alpha_2$  相 >  $\gamma$  相<sup>[25-26]</sup>, 大量  $\alpha_2$  相存在使打印态合金具有较高的硬度; 但  $\alpha_2$  相脆性较大, 且合金内部存在缺陷, 导致其压缩性能与室温塑性无法满足使用要求。

热处理后, 合金相组成发生较大转化, 一方面

FeMo60 粉末扩散并固溶于合金中, Fe、Mo 元素占据 Ti/Al 原子的位置, 引起晶格畸变, 实现固溶强化; 另一方面均匀分布的 B2 相(硬质相)可阻碍裂纹扩展、促使裂纹偏转, 消耗裂纹扩展能量, 提升合金的抗压强度。此外,  $\gamma$  相较  $\alpha_2$  相具有更高的塑性<sup>[27-28]</sup>, 热处理后  $\gamma$  相使合金塑性得到改善, 但  $\gamma$  相硬度较低, 导致整体硬度下降。

## 3 结论

(1) 采用棋盘搭接式打印策略可有效降低 SLM 成形过程中的热应力, 结合工艺优化确定最优参数为: 激光功率  $P=100$  W, 扫描速度  $V=1200$  mm/s, 铺粉层厚  $D=40$   $\mu$ m, 面积  $0.7$  mm $\times$   $0.7$  mm, 路径间距  $H=50$   $\mu$ m, 棋盘重叠距离  $H_{hatch}=80$   $\mu$ m。

(2) 打印态合金由 83.3% 的  $\alpha_2$  相和 16.7% 的  $\gamma$  相组成, SLM 成形过程的快速冷却使  $\beta$  相直接转化为大量  $\alpha$  相, 进而有序化为脆硬的  $\alpha_2$  相, 虽提升合金硬度, 但也增加打印过程开裂风险。

(3) 经过 1200 °C, 1 h+950 °C, 6 h 热处理后

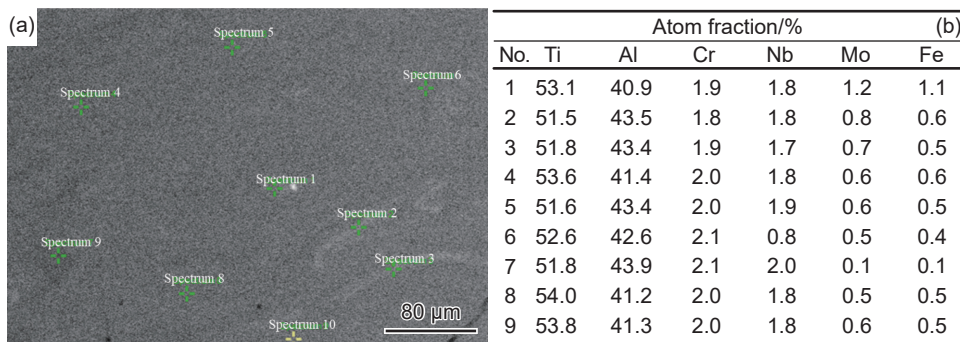


图 16 打印态合金组织不同位置元素含量 (a)位置; (b)元素含量

Fig. 16 As-printed alloy microstructure elemental composition at different positions (a) location; (b) element content

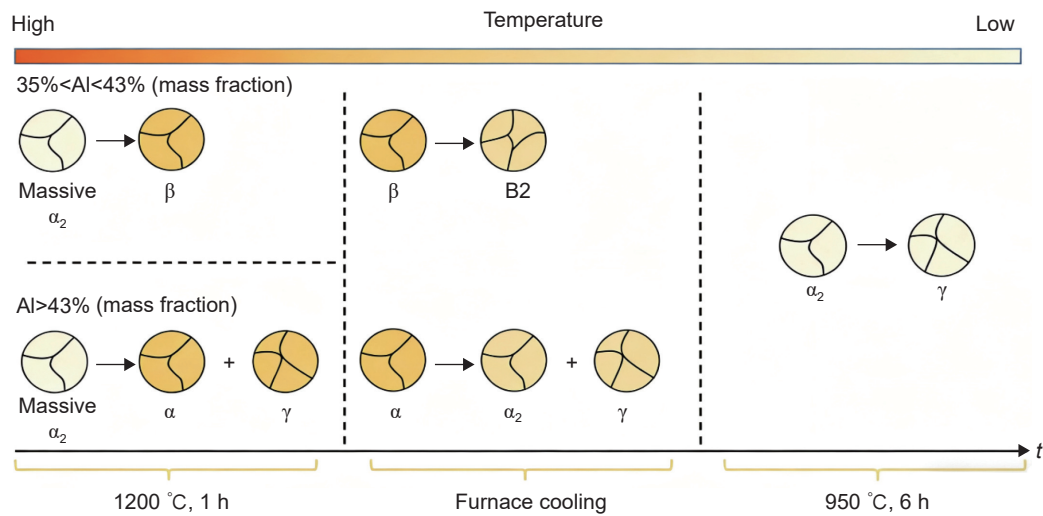


图 17 热处理态合金组织形成机理图

Fig. 17 Formation mechanism of heat-treated alloy microstructure

Ti47Al3.5Cr1Nb1Mo1Fe 合金,  $\alpha_2$  相含量从 83.3% 降至 9.4%,  $\gamma$  相含量从 16.7% 升至 79.2%, 同时形成 11.4% 的 B2 相。

(4) 热处理使未熔化的 FeMo60 粉末完全固溶, 实现固溶强化; 且  $\gamma$  相含量增加改善了合金塑性, 最终使抗压强度从 595.6 MPa 提升至 770.3 MPa, 增幅达 30%。

#### 参考文献:

- [1] 陈国良. 金属间化合物结构材料研究现状与发展[J]. 材料导报, 2000, 14(9): 1-5.  
CHEN G L. R & D status and prospect on the ordered structural intermetallics[J]. Materials Review, 2000, 14(9): 1-5.
- [2] DIMIDUK D M. Gamma titanium aluminide alloys: an assessment within the competition of aerospace structural materials[J]. Materials Science and Engineering: A, 1999, 263(2): 281-288.
- [3] WU X H. Review of alloy and process development of TiAl alloys[J]. Intermetallics, 2006, 14(10/11): 1114-1122.
- [4] APPEL F, BROSSMANN U, CHRISTOPH U, et al. Recent progress in the development of gamma titanium aluminide alloys[J]. Advanced Engineering Materials, 2000, 2(11): 699-720.
- [5] CLEMENS H, GLATZ W, EBERHARDT N, et al. Processing, properties and applications of gamma titanium aluminide sheet and foil materials[J]. MRS Online Proceedings Library, 1996, 460(1): 29-43.
- [6] TETSUI T. Development of a TiAl turbocharger for passenger vehicles[J]. Materials Science and Engineering: A, 2002, 329: 582-588.
- [7] ALI H, MA L, GHADBEIGI H, et al. In-situ residual stress reduction, martensitic decomposition and mechanical properties enhancement through high temperature powder bed pre-heating of selective laser melted Ti6Al4V[J]. Materials Science and Engineering: A, 2017, 695: 211-220.
- [8] PROMOPPATUM P, ROLLETT A D. Physics-based and phenomenological plasticity models for thermomechanical simulation in laser powder bed fusion additive manufacturing: a comprehensive numerical comparison[J]. Materials & Design, 2021, 204: 109658.
- [9] SOFINOWSKI K A, RAMAN S, WANG X G, et al. Layer-wise engineering of grain orientation (LEGO) in laser powder bed fusion of stainless steel 316L[J]. Additive Manufacturing, 2021, 38: 101809.
- [10] YU Y F, LI Y, LIN F, et al. A multi-grid cellular automaton model for simulating dendrite growth and its application in additive manufacturing[J]. Additive Manufacturing, 2021, 47: 102284.
- [11] KASTENHUBER M, RASHKOVA B, CLEMENS H, et al. Enhancement of creep properties and microstructural stability of intermetallic  $\beta$ -solidifying  $\gamma$ -TiAl based alloys[J]. Intermetallics, 2015, 63: 19-26.
- [12] XU W C, HUANG K, WU S F, et al. Influence of Mo content on microstructure and mechanical properties of  $\beta$ -containing TiAl alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2017, 27(4): 820-828.
- [13] CHLUPOVÁ A, HECZKO M, OBRTLÍK K, et al. Mechanical properties of high niobium TiAl alloys doped with Mo and C[J]. Materials & Design, 2016, 99: 284-292.
- [14] MUGWAGWA L, DIMITROV D, MATOPE S, et al. Evaluation of the impact of scanning strategies on resid-

- ual stresses in selective laser melting[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2019, 102(5): 2441-2450.
- [15] MALEKIPOUR E, EL-MOUNAYRI H, MARREY M, et al. An innovative fast layer-wise simulation of temperature distribution using a chessboard strategy (FALS TECHS) in the powder-bed fusion process[J]. *Additive Manufacturing*, 2021, 46: 102065.
- [16] LI W, LIU J, ZHOU Y, et al. Texture evolution, phase transformation mechanism and nanohardness of selective laser melted Ti-45Al-2Cr-5Nb alloy during multi-step heat treatment process[J]. *Intermetallics*, 2017, 85: 130-138.
- [17] YOUN S J, KIM Y K, KIM S W, et al. Elevated temperature compressive deformation behaviors of  $\gamma$ -TiAl-based Ti-48Al-2Cr-2Nb alloy additively manufactured by electron beam melting[J]. *Intermetallics*, 2020, 124: 106859.
- [18] PARK S H, GOKCEKAYA O, OH M H, et al. Effects of hatch spacing on densification, microstructural and mechanical properties of  $\beta$ -solidifying  $\gamma$ -TiAl alloy fabricated by laser powder bed fusion[J]. *Materials Characterization*, 2024, 214: 114077.
- [19] 骆伟航. 选区激光熔化 TiAl 基复合材料工艺及性能研究[D]. 无锡: 江南大学, 2023: 71-74.  
LUO W H. Study on the properties of TiAl composites manufactured by selective laser melting[D]. Wuxi: Jiangnan University, 2023: 71-74.
- [20] SCHUSTER J C, PALM M. Reassessment of the binary aluminum-titanium phase diagram[J]. *Journal of Phase Equilibria and Diffusion*, 2006, 27(3): 255-277.
- [21] CHO K, KAWABATA H, HAYASHI T, et al. Peculiar microstructural evolution and tensile properties of  $\beta$ -containing  $\gamma$ -TiAl alloys fabricated by electron beam melting[J]. *Additive Manufacturing*, 2021, 46: 102091.
- [22] MISHIN Y, HERZIG C. Diffusion in the Ti-Al system [J]. *Acta Materialia*, 2000, 48(3): 589-623.
- [23] VUJIC D, LI Z X, WHANG S H. Effect of rapid solidification and alloying addition on lattice distortion and atomic ordering in L10 TiAl alloys and their ternary alloys[J]. *Metallurgical Transactions A*, 1988, 19(10): 2445-2455.
- [24] GAO P, WANG Z M. Tailored microstructure and enhanced comprehensive mechanical properties of selective laser melted Ti-40Al-9V-0.5Y alloy after aging treatment[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2020, 780: 139183.
- [25] LI W, LIU J, WEN S F, et al. Crystal orientation, crystallographic texture and phase evolution in the Ti-45Al-2Cr-5Nb alloy processed by selective laser melting[J]. *Materials Characterization*, 2016, 113: 125-133.
- [26] YANG G, KOU H C, YANG J R, et al. Microstructure control of Ti45Al8.5Nb(W, B, Y) alloy during the solidification process[J]. *Acta Materialia*, 2016, 112: 121-131.
- [27] LI W, YIN Y J, XU Q, et al. Tensile behavior of  $\gamma/\alpha_2$  interface system in lamellar TiAl alloy *via* molecular dynamics[J]. *Computational Materials Science*, 2019, 159: 397-402.
- [28] ZHENG M, HAN J F, QU D F, et al. Compression and fretting wear studies of  $\gamma/\alpha_2$  duplex TiAl alloys at the nanoscale[J]. *Physica Scripta*, 2024, 99(6): 065001.

收稿日期: 2025-08-26; 录用日期: 2025-09-29

基金项目: 国家自然科学基金面上项目(52474377)

通讯作者: 方虹泽(1990—), 男, 博士, 教授, 研究方向为增材制造钛基和钛铝合金组织性能调控, 联系地址: 哈尔滨市南岗区西大直街 92 号哈尔滨工业大学材料学院 422(150001), E-mail: fanghongze@hit.edu.cn

(本文责编: 王俊丽)