

DOI: 10.16410/j.issn1000-8365.2026.6063

# 热等静压温度与保温时间对粉末 TA15 合金 微观组织及拉伸性能的影响

阴中炜, 王利瑞, 王川云, 寇宏超

(西北工业大学 凝固技术全国重点实验室, 陕西 西安 710072)

**摘要:** TA15 钛合金是航空大型结构件的关键材料。热等静压(hot isostatic pressing, HIP)技术是实现高性能粉末钛合金近净成形的有效途径,但 HIP 过程中显微组织的粗化常导致强塑性匹配失衡。本研究旨在探究 HIP 工艺参数对粉末 TA15 合金组织演变与拉伸性能的影响规律,为工艺窗口优化提供理论支撑。针对粉末冶金 TA15 合金 HIP 过程中组织粗化与性能失衡问题,系统研究了温度(890~980 °C)和保温时间(2~6 h)对其微观组织及拉伸性能的影响。结果表明,所有试样均实现全致密化,但组织演化过程主要受 HIP 温度控制。低温(890 °C)下存在明显原始颗粒边界(prior particle boundaries, PPBs),形成细小网篮  $\alpha$  组织,对应较高屈服强度(966 MPa)。随着温度升高,PPBs 逐渐消失, $\alpha$  相板条及其片层集束显著粗化,导致强度持续下降;当接近  $\beta$  转变温度(980 °C)时, $\beta$  相含量增加,组织演变进一步削弱力学性能。相比之下,保温时间主要影响组织粗化程度,对性能影响较弱。综合分析表明,920 °C-120 MPa-4 h 条件下可获得较优的强-塑性匹配。

**关键词:** 粉末冶金; TA15 合金; 热等静压; 微观组织; 拉伸性能

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1000-8365(2026)05-0567-08

## Effects of Hot Isostatic Pressing Temperature and Holding Time on the Microstructure and Tensile Properties of Powder TA15 Alloy

YIN Zhongwei, WANG Lirui, WANG Chuanyun, KOU Hongchao

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

**Abstract:** TA15 titanium alloy is the key material of large aviation structural parts. Hot isostatic pressing (HIP) technology is effective for realizing near net shape formation of high-performance powder titanium alloys. However, the coarsening of the microstructure during the HIP process often leads to an imbalance between strength and plasticity. The purpose of this study is to explore the influence of HIP process parameters on the microstructure evolution and tensile properties of powder TA15 alloys to provide theoretical support for the optimization of the process window. To address the issues of microstructure coarsening and performance imbalance during hot isostatic pressing (HIP) of powder metallurgy TA15 alloys. The effects of temperature (890~980 °C) and holding time (2~6 h) on the microstructure and tensile properties of the samples were systematically investigated. The results indicate that all the samples achieve full densification, whereas the microstructure evolution is governed primarily by the HIP temperature. Distinct prior particle boundaries (prior particle boundaries, PPBs) are present at a low temperature (890 °C), forming a fine basket-weave  $\alpha$  microstructure, which corresponds to a relatively high yield strength (966 MPa). As the temperature increases, the PPBs gradually disappear, whereas the  $\alpha$  laths and their colony structures coarsen significantly, leading to a continuous decrease in strength. When the temperature approaches the  $\beta$ -transus (980 °C), the  $\beta$  phase fraction increases, leading to further weakening of the mechanical properties. In contrast, the holding time affects mainly the degree of microstructure coarsening but affects the mechanical properties. Comprehensive analysis reveals that optimal strength-ductility synergy can be achieved under the conditions of 920 °C-120 MPa-4 h.

**Key words:** powder metallurgy; TA15 alloy; hot isostatic pressing; microstructure; tensile properties

收稿日期: 2026-04-12

作者简介: 阴中炜, 1983 年生, 博士生. 研究方向为粉末热等静压钛合金演化与性能调控. Email: songwen0209102@163.com

通信作者: 寇宏超, 1973 年生, 博士, 教授. 研究方向为高性能钛合金及其制备成形技术. Email: hchkou@nwpu.edu.cn

引用格式: 阴中炜, 王利瑞, 王川云, 寇宏超. 热等静压温度与保温时间对粉末 TA15 合金微观组织及拉伸性能的影响[J]. 铸造技术, 2026, 47(5): 567-574.

YIN Z W, WANG L R, WANG C Y, KOU H C. Effects of hot isostatic pressing temperature and holding time on the microstructure and tensile properties of powder TA15 alloy[J]. Foundry Technology, 2026, 47(5): 567-574.

钛合金因其高比强度、低密度、良好的耐腐蚀性能及优异的高温力学性能,在航空航天领域得到广泛应用<sup>[1-3]</sup>。TA15 钛合金作为一种近  $\alpha$  型中强度钛合金,兼具良好的综合力学性能和工艺性能,其焊接性能尤为突出,主要用于制造大型飞机结构件,如受力复杂、工作温度较高的飞机壁板、隔框等部件<sup>[4-6]</sup>。然而,该合金具有熔点高、塑性低、屈强比高、加工难度大等问题,导致采用铸造、锻造等传统加工方法制造零件,不仅工艺复杂、材料利用率低,还存在组织偏析和材料性能不一致等问题,使钛合金制造成本高昂<sup>[7-10]</sup>。

热等静压是一种在高温环境下,利用各向同性高压气体实现金属粉末致密化与成形的先进制备技术<sup>[11-12]</sup>。该工艺通常采用高纯氦气等惰性气体作为传压介质<sup>[13]</sup>,典型的工艺温度与压力区间分别为 900~2 000 °C 和 100~200 MPa<sup>[14-18]</sup>。与传统技术相比,采用热等静压技术制备零件具有微观组织均匀细小、各向同性、材料利用率高、无宏观偏析、生产周期短、近净成形等优点<sup>[19-20]</sup>。此外,产品可达到全致密水平,力学性能与锻件相当。近年来,粉末近净成形热等静压技术在制造复杂构件及提高材料利用率等方面展现出显著的技术优势与经济效益,已成

为当前及未来先进装备中,钛合金与高温合金复杂承力件的首选制造方案<sup>[6,19,21-22]</sup>。已有研究表明,热等静压温度对钛合金热等静压过程中的微观组织和力学性能具有显著影响<sup>[19,23-24]</sup>,保温时间对合金粉末的成形过程也有一定影响<sup>[25-26]</sup>。时间过短,热等静压无法获得完全致密的部件,样品中会存在少量孔隙;时间过长,高温扩散作用下零件微观组织会粗化。因此,选择最佳的热等静压参数对于制备高性能材料具有重要意义<sup>[27-28]</sup>。本研究旨在明确热等静压温度和保温时间对粉末 TA15 合金微观组织及拉伸性能的影响。

## 1 实验材料与方法

热等静压合金粉末采用等离子旋转电极工艺(plasma rotating electrode process, PREP)制备 TA15 预合金粉末,利用电感耦合等离子体光谱仪和 TCH600 氧氮氢分析仪测定预合金粉末的化学成分,如表 1 所示。采用 Tescan MIRA3 型场发射扫描电子显微镜(scanning electron microscope, SEM)观察粉末微观形貌(图 1),并借助 Image-Pro Plus 软件统计粉末粒度,其粒度分布见表 2。预合金粉末主要粒径范围为 45~150  $\mu\text{m}$ ,平均粒径约为 86.4  $\mu\text{m}$ 。

表1 TA15预合金粉末化学成分

Tab.1 Chemical composition of the TA15 pre-alloyed powder

	(mass fraction/%)										
Sample	Al	V	Mo	Zr	Si	Fe	C	N	H	O	Ti
Determined value	6.40	2.21	1.48	2.06	0.010	0.029	0.003 6	0.020	<0.001 0	0.10	Bal.

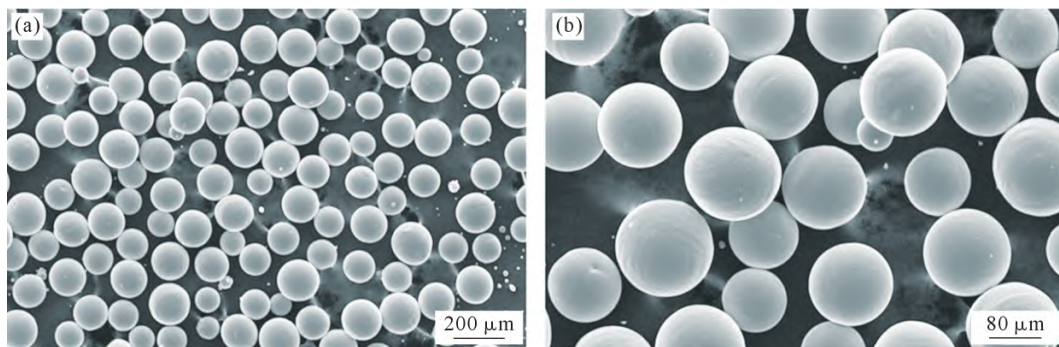


图1 TA15 预合金粉末微观形貌:(a) 低倍;(b) 高倍

Fig.1 Microstructure of TA15 pre-alloyed powder: (a) low magnification; (b) high magnification

表 2 TA15 合金粉末粒度分布

Tab.2 Particle size distribution of the TA15 alloy powder (volume fraction/%)

Particle size/ $\mu\text{m}$	>180	150~180	106~150	45~106	<45
Determined value	0.000	0.350	7.405	92.235	0.010

热等静压工艺见图 2。首先将压力升至 70 MPa,同时将温度和压力升高至设定值(120 MPa)。保温保压一定时间后,降低温度和压力,升温速率约为 15 °C/min,升压速率约为 1.2 MPa/min,利用 OLYM-

PUS 光学显微镜(optical microscope, OM)观察热等静压态 TA15 合金的微观组织。所有拉伸试验分别按照 GB/T 228.2-2015 和 GB/T 22315-2008 进行,拉伸试样形状和尺寸如图 3 所示。

为研究热等静压温度和保温时间对粉末冶金 TA15 合金微观组织及拉伸性能的影响,开展了不同热等静压温度和保温时间的实验。根据计算得到的相变温度  $T_{\beta}$ (1 002 °C)选取热等静压温度。热等静压温度应低于  $T_{\beta}$ ,以避免因形成粗大晶粒和组织粗化

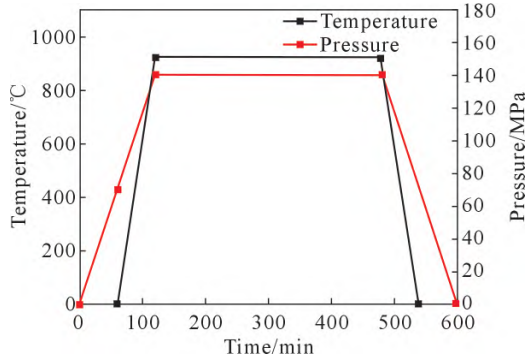


图2 热等静压过程中的温度-压力曲线

Fig.2 Temperature-pressure curve during hot isostatic pressing

而降低粉末冶金 TA15 压坯的拉伸性能。因此,本研究基于  $T_b$  选取了 4 个热等静压温度(890、920、950 和 980 °C),保温时间选取 2、4、6 h,利用 QIH-32 型热等静压机,在 890~980 °C、压力 120 MPa、保温 2~6 h 条件下对封装后的 TA15 预合金粉末进行热等静压。

## 2 实验结果及讨论

### 2.1 热等静压温度和保温时间对 TA15 合金粉末微观组织的影响

图 4 为 TA15 粉末压坯在不同温度( $T_1=890$  °C,  $T_2=920$  °C,  $T_3=950$  °C,  $T_4=980$  °C)、120 MPa、保温 4 h 条件下热等静压后的微观组织。可以看出,在 890~980 °C 范围内,经 HIP 处理后的 TA15 合金均未观

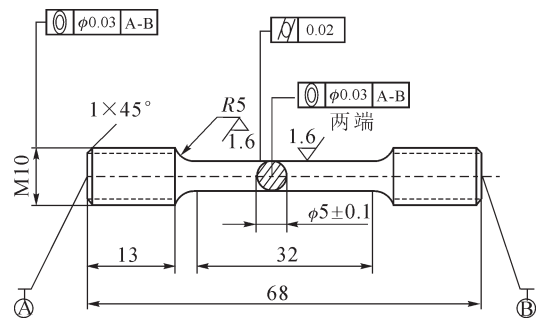


图3 拉伸试样尺寸

Fig.3 Dimensions of the tensile specimen

察到明显孔隙,表明在 120 MPa 压力作用下,粉末颗粒间已实现充分致密化。然而,在 890 °C 条件下仍可观察到清晰的原始颗粒边界(prior particle boundaries, PPBs)(图 4a),说明在较低温度下界面迁移能力有限,颗粒间冶金结合虽已形成,但组织遗传现象仍然显著。

从组织形貌来看,890 °C 条件下微观组织主要由板条状  $\alpha$  相组成,交替分布或形成网篮组织,而细小的等轴  $\alpha$  相主要分布在晶界周围。这主要源于较低温度下  $\alpha$  相形核率高而长大受限,使得组织保持细化状态。同时,PPBs 对  $\alpha$  相长大具有明显的钉扎作用,限制了板条跨颗粒扩展。随着 HIP 温度升至 920 °C 时,原子扩散系数显著提高,界面迁移能力增强,导致  $\alpha$  相快速长大,板条和等轴  $\alpha$  相显著

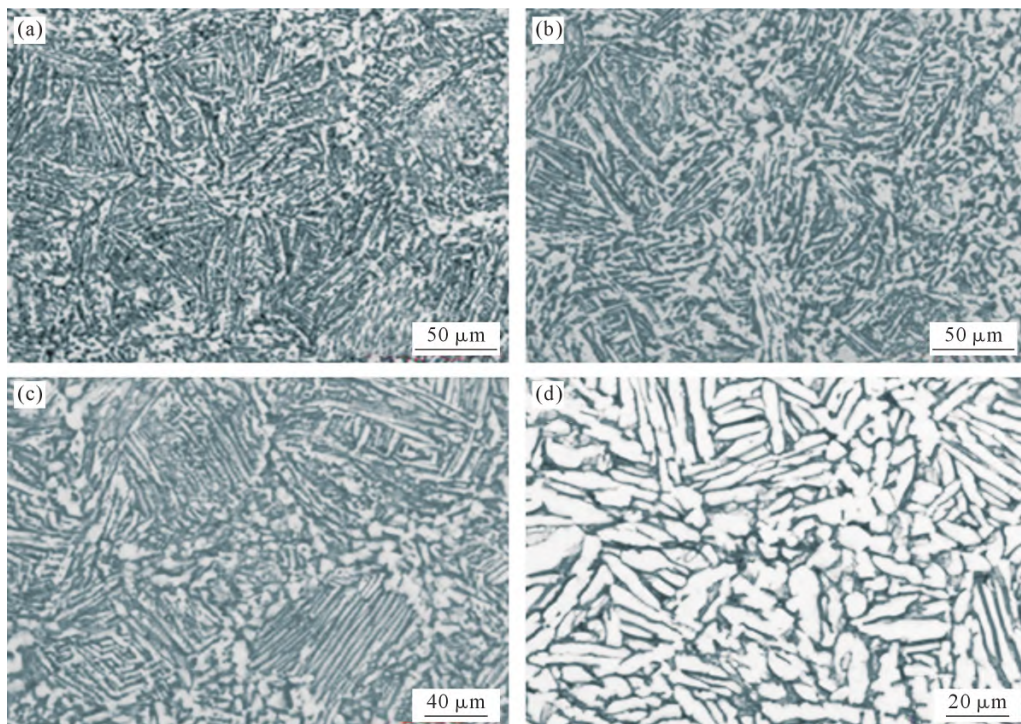


图4 不同热等静压温度下的微观组织:(a) 890 °C-120 MPa-4 h; (b) 920 °C-120 MPa-4 h; (c) 950 °C-120 MPa-4 h; (d) 980 °C-120 MPa-4 h

Fig.4 Microstructure at different hot isostatic pressing temperatures: (a) 890 °C-120 MPa-4 h; (b) 920 °C-120 MPa-4 h; (c) 950 °C-120 MPa-4 h; (d) 980 °C-120 MPa-4 h

粗化,板条状  $\alpha$  相互相挤压破碎,网篮组织逐渐转变为片层组织,如图 4b 所示。这一阶段组织演化主要受界面能驱动,属于典型的界面迁移控制过程。此外,由于部分 PPBs 被逐步消除,组织连续性增强,导致网篮组织向较规则的片层组织转变。当温度进一步升高至 950  $^{\circ}\text{C}$  及以上时,组织粗化行为显著加剧,大尺寸  $\alpha$  片层集束组织逐渐形成(图4c 和 d),特别是当热等静压温度升高至接近  $T_{\beta}$  的 980  $^{\circ}\text{C}$  时, $\alpha$  相突然迅速长大,PPBs 则变得模糊,且 PPBs 内已完全由短粗状片层组织代替原有的细长状网篮组织,如图 4d 所示。这一现象与材料接近  $T_{\beta}$  密切相关。当温度接近  $T_{\beta}$  时,部分初生  $\alpha$  相溶解于  $\beta$  基体。在随后冷却过程的  $\beta \rightarrow \alpha$  转变阶段,受有效形核位点减少的

影响, $\alpha$  相倾向于沿特定取向优先生长,从而导致片层集束显著粗化。从图 4a~d 可以看出,热等静压合金的微观组织强烈依赖于热等静压温度,升高热等静压温度会导致组织粗化。因此,为获得细小的等轴组织,TA15 粉末压坯的热等静压温度应低于 950  $^{\circ}\text{C}$ 。

图 5 为 TA15 粉末压坯在 920  $^{\circ}\text{C}$ 、120 MPa、不同保温时间(2 和 6 h)下热等静压后的微观组织。可以看出,延长保温时间会加剧组织粗化。但保温时间的延长促进了原子扩散与界面迁移,为降低系统总界面能、减少总晶界面积提供了更充足的时间。

为更深入分析不同工艺过程中的组织变化,采用 EBSD(electron back scatter diffraction)测定不同热等静压工艺下 TA15 合金的  $\alpha$  相含量,EBSD 样

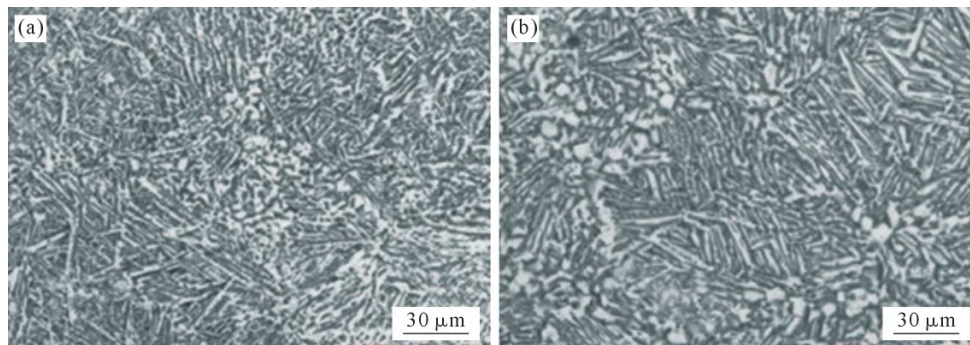


图 5 不同保温时间下的金相组织:(a) 920  $^{\circ}\text{C}$ -120 MPa-2 h; (b) 920  $^{\circ}\text{C}$ -120 MPa-6 h

Fig.5 Metallographic microstructures at different holding times: (a) 920  $^{\circ}\text{C}$ -120 MPa-2 h; (b) 920  $^{\circ}\text{C}$ -120 MPa-6 h

品经标准金相抛光后,使用 Kroll 试剂(2 mL HF, 6 mL  $\text{HNO}_3$ , 92 mL  $\text{H}_2\text{O}$ )腐蚀 5~10 s,最后电解抛光。测试采用 Oxford AZtecCrystal 系统,根据晶粒尺寸,测定范围选取 500  $\mu\text{m} \times 500 \mu\text{m}$ ,以减小数据的随机性,扫描步长设定为 0.3  $\mu\text{m}$ ,并将不同工艺下  $\alpha$  相含量汇总,如图 6 所示。可以看出,在 890~950  $^{\circ}\text{C}$ 、保温 2~6 h 范围内, $\alpha$  相含量保持稳定(接近 100%),与  $\beta$  相相比占绝对优势。当热等静压温度达到 980  $^{\circ}\text{C}$  时, $\alpha$  相含量显著下降,对应  $\beta$  相含量增加约 9%。这是由于体系已接近甚至局部进入  $\beta$  单相区,保温阶段组织发生显著演变,大量初生  $\alpha$  相转变为高温

$\beta$  相,冷却阶段基体中保留了较多的  $\beta$  相,导致  $\beta$  相增加。此时 PPBs 基本消失,说明高温促进了粉末颗粒间的元素扩散和界面迁移与晶粒长大过程,使原始粉末边界的影响被显著削弱。然而,这种“去遗传化”过程通常伴随着晶粒显微组织的显著粗化,从而对合金的力学性能产生不利影响。

### 2.2 微观组织演化的热力学与动力学机制分析

在粉末 TA15 合金 HIP 过程中,微观组织的演变(包括 PPBs 的消除、 $\alpha$  板条的粗化及晶粒长大)受热力学驱动力与原子扩散动力学的共同制约。

从热力学角度分析,HIP 过程中显微组织的演变本质上是系统吉布斯自由能自发降低的过程,其驱动力主要源于总界面能的减小与相变热力学平衡的建立。预合金粉末具备极高的比表面积,在高温高压环境下,系统主要通过消除原始颗粒边界及  $\alpha/\beta$  相界来降低总界面能。同时,随温度升高,原子热运动加剧,界面迁移势垒降低,促使系统倾向于以板条合并和晶粒长大的方式减少单位体积内的界面面积。另一方面,作为近  $\alpha$  型钛合金,TA15 的相组成随温度变化符合切线法则。本研究设定的 HIP 温度处于  $\alpha+\beta$  两相区附近,当温度趋近  $T_{\beta}$  时, $\alpha \rightarrow \beta$  转变的驱动力显著增大,体系倾向于向低自由能的  $\beta$

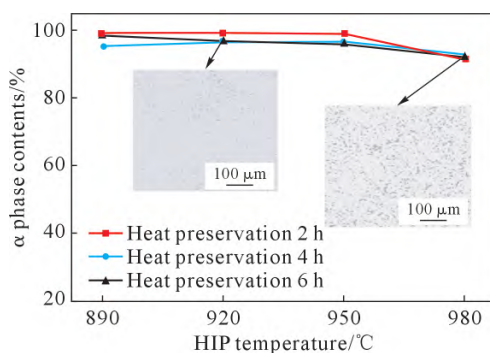


图 6 不同热等静压工艺下的  $\alpha$  相含量统计

Fig.6 Statistical diagram of the  $\alpha$  phase content under different hot isostatic pressing processes

相结构演化,致使 $\alpha$ 相体积分数减少。这种 $\alpha$ 相的持续溶解,削弱了其对 $\beta$ 晶界的钉扎效应,进而在热力学上为组织的剧烈粗化提供了条件。

从动力学角度分析,组织的粗化速率受原子扩散动力学控制,其过程遵循典型的 Arrhenius 关系。Arrhenius 公式为:

$$D=D_0e^{-\frac{Q}{RT}} \quad (1)$$

式中, $D$ 为扩散系数; $D_0$ 为频率因子; $Q$ 为扩散激活能; $R$ 为摩尔气体常数; $T$ 为温度。

由式(1)可知,扩散系数 $D$ 与温度 $T$ 之间存在显著的指数级相关性。这一指数效应揭示了本研究中的动力学特征,即温度小幅提升(30~50 $^{\circ}\text{C}$ )所诱发的组织剧烈粗化,显著大于数小时保温时间延长所产生的粗化效果。此外,PPBs在组织演化过程中起到了关键作用。在低温阶段,PPBs作为扩散障碍和界面钉扎点,限制晶粒长大;而在高温阶段,PPBs逐渐消失,使组织演化转变为典型的形核长大过程。这种由“颗粒受限”向“自由长大”的转变,是导致组织突变粗化的重要原因之一。

### 2.3 热等静压温度和保温时间对粉末冶金 TA15 合金拉伸性能的影响

采用 EBSD 分别拍摄 890 与 980 $^{\circ}\text{C}$  下合金的晶粒取向(inverse pole figure, IPF),如图 7 所示。从图中可以看出,两个较大温度跨度的组织取向分布较为均匀,组织内部未观察到大面积单一取向的微区。由此可知,在该温度跨度下经 HIP 工艺处理后,材料

未形成显著的宏观织构,这也为通过粉末 HIP 工艺获得的产品具有优异的各向同性提供了证据。

对不同热等静压工艺下粉末冶金 TA15 合金分别进行室温与 500 $^{\circ}\text{C}$  拉伸试验,结果如表 3 所示。为了便于分析 HIP 温度和时间及其相互作用对粉末合金力学性能的影响,根据表 3 绘制不同 HIP 温度和时间下室温、高温力学性能的等高线云图,如图 8 和 9 所示。

从图 8 可以看出,粉末冶金 TA15 合金的室温屈服强度随 HIP 温度升高与保温时间延长呈单调下降趋势。这主要归因于两个方面:①显微组织粗化效应。随着 HIP 温度升高, $\alpha$ 相板条显著加宽,片层集束尺寸增大,导致位错的有效滑移长度增加,相界面的阻力减弱,从而导致强度下降。②相组成变化。具有较低强度的 $\beta$ 相含量增加,进一步削弱了材料整体承载能力。值得注意的是,当 HIP 温度升至 980 $^{\circ}\text{C}$ 时,屈服强度并未随组织粗化而继续单调下降,反而出现了约 10~20 MPa 的小幅回升。这主要归因于两相区高温加热导致的组织转变:在该温度下,合金中 $\beta$ 相占比显著增加。在冷却阶段,这些 $\beta$ 相转变为由细小 $\alpha$ 板条组成的网篮组织。根据位错强化理论,这种在粗大初生板条间新生成的细小次生 $\alpha$ 相增加了位错运动的障碍,从而在微观尺度上起到了一定的代偿性强化作用。此外,较长时间保温可能促进细小次生 $\alpha$ 相析出,从而对强度产生一定补偿作用。在塑性方面,断后伸长率整体变化规律不显著,但在高温或长时间条件下略有提高。这表明粗

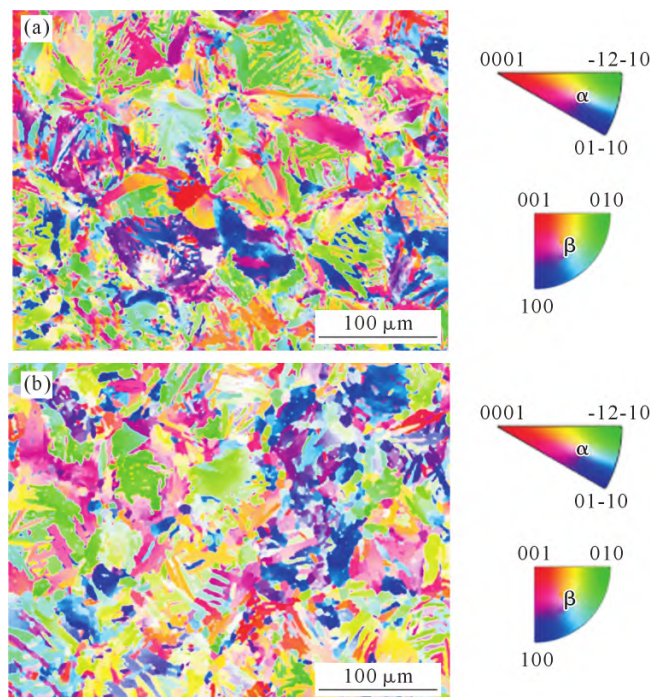


图 7 不同热等静压温度下的 IPF 图:(a) 890 $^{\circ}\text{C}$ -120 MPa-2 h;(b) 980 $^{\circ}\text{C}$ -120 MPa-2 h

Fig.7 Inverse pole figure (IPF) maps at different hot isostatic pressing temperatures: (a) 890 $^{\circ}\text{C}$ -120 MPa-2 h; (b) 980 $^{\circ}\text{C}$ -120 MPa-2 h

表 3 不同热等静压工艺下粉末 TA15 合金力学性能  
Tab.3 Mechanical properties of powder TA15 alloy under different hot isostatic pressing processes

HIP processes	Room temperature		500 °C	
	Yield strength/MPa	Elongation/%	Yield strength/MPa	Elongation/%
890 °C/120 MPa/2 h	966	13.5	544	17.0
890 °C/120 MPa/4 h	944	17.7	548	21.7
890 °C/120 MPa/6 h	939	14.8	556	23.0
920 °C/120 MPa/2 h	935	17.0	525	16.5
920 °C/120 MPa/4 h	930	16.5	544	21.2
920 °C/120 MPa/6 h	904	16.3	515	23.5
950 °C/120 MPa/2 h	925	18.8	523	23.8
950 °C/120 MPa/4 h	894	17.5	510	23.5
950 °C/120 MPa/6 h	889	17.5	505	23.8
980 °C/120 MPa/2 h	863	15.3	484	21.0
980 °C/120 MPa/4 h	884	17.5	487	24.7
980 °C/120 MPa/6 h	887	17.8	487	25.5

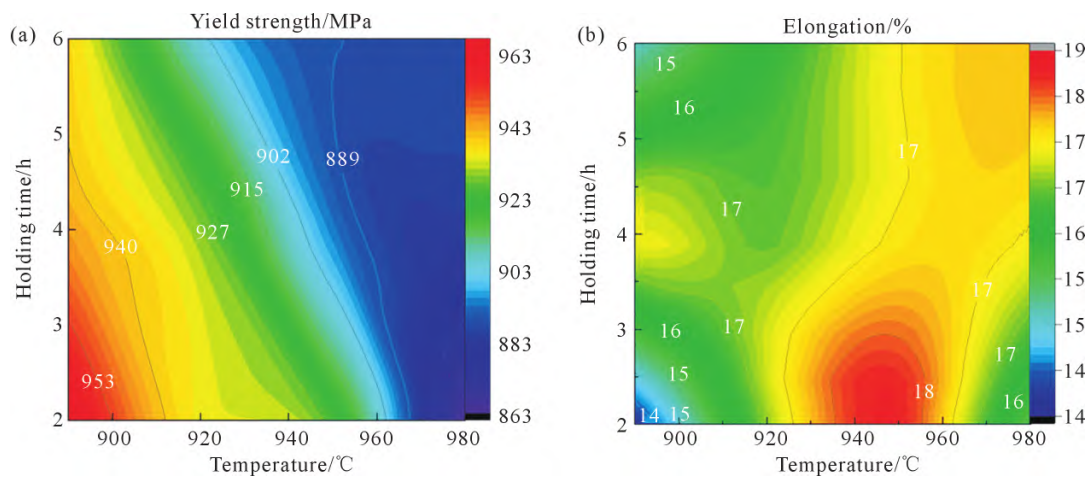


图 8 室温拉伸性能等高线图:(a) 屈服强度;(b) 断后伸长率

Fig.8 Contour plots of room-temperature tensile properties: (a) yield strength; (b) elongation after fracture

化组织虽然降低强度,但有利于协调变形,提高延展性。同时,致密化程度提高及缺陷减少也是塑性改善的重要原因。

如图 9 所示,在 500 °C 拉伸条件下,粉末冶金 TA15 合金的屈服强度进一步下降,且对 HIP 温度

更为敏感,相比之下保温时间对高温屈服强度影响较小,几乎可以忽略,说明其主要作用仍体现在组织均匀化而非强化机制上。此外,塑性受到热等静压温度-保温时间的耦合影响。当保温时间小于 2 h 时,伸长率随热等静压温度升高,先增大后减小;当保温

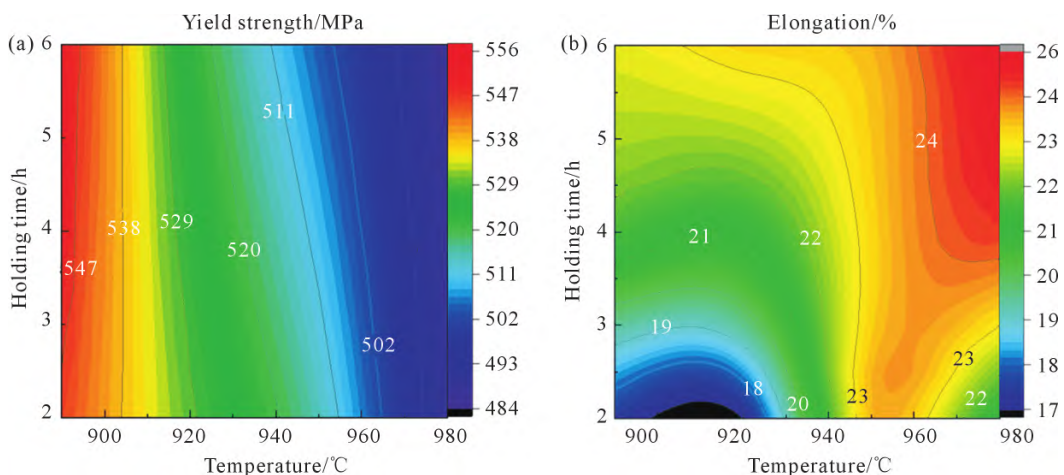


图 9 500 °C 拉伸性能等高线图:(a) 屈服强度;(b) 断后伸长率

Fig. 9 Contour plots of tensile properties at 500 °C: (a) yield strength; (b) elongation after fracture

时间大于 2 h 时,热等静压温度对伸长率的影响逐渐减弱,伸长率随热等静压温度升高而略有增加。值得注意的是,较长的保温时间可获得更好的断后伸长率。

可以看出,在较高温度和较长保温时间下热等静压的组织显著粗化,导致屈服强度降低。其次,随着温度升高,大尺寸片层集束的出现也会导致屈服强度下降。

综上所述,HIP 工艺参数通过调控扩散行为、相变路径及组织尺度,最终决定材料的力学性能。低温阶段(890 °C),组织由细小  $\alpha$  相+网篮组织+明显 PPBs 组成,此时材料强度高但组织不均匀;中温阶段(920~950 °C),组织由适当粗化的网篮与等轴组织+片层组织+部分 PPBs 组成,此时材料强塑性匹配最佳;高温阶段(980 °C),组织由粗大的片层集束与板条状组织组成,此时 PPBs 模糊消失,强度大幅下降。合金组织总体随着热等静压温度和保温时间的增加发生粗化和长大,合金的屈服强度相对应降低。因此,在保证致密化的前提下,应避免过高温导致的组织过度粗化。综合考虑生产成本和效率,TA15 合金在 920 °C、120 MPa、保温 4 h 条件下进行热等静压,可获得组织均匀、晶粒尺寸适中、强度与塑性匹配良好的样品。

### 3 结论

(1)热等静压合金的微观组织主要取决于热等静压温度,延长保温时间会导致组织粗化。在 890 °C、120 MPa、保温 2 h 条件下热等静压的预制坯可获得更细小、均匀的组织。为兼顾显微组织均匀性与生产效率,本研究优化的热等静压参数为:温度 920 °C、压力 120 MPa、保温时间 4 h。

(2)热等静压温度对室温和 500 °C 下的拉伸性能(尤其是屈服强度)影响显著。随着温度升高,屈服强度降低,而保温时间对力学性能影响较小。HIP 温度对断后伸长率的影响表现出非线性特征。虽然高温(980 °C)及长保温时间下,由于 PPBs 的彻底消除及组织的“去遗传化”,塑性有提升趋势,但由于组织粗化的竞争作用,整体规律性不显著。

#### 参考文献:

[1] SINGH G, RAMAMURTY U. Boron modified titanium alloys[J]. *Progress in Materials Science*, 2020, 111: 100653.  
[2] SRIVASTAVA M, JAYAKUMAR V, UDAYAN Y, M S, M MS, GAUTAM P, NAG A. Additive manufacturing of titanium alloy for aerospace applications: Insights into the process, microstructure, and mechanical properties[J]. *Applied Materials Today*, 2024,

41: 102481.

- [3] ZHONG W, YU K, SHI J P, SHEN Y M, LI P F, LU J Z. High-temperature oxidation behavior of TA15 aerospace titanium alloy at 500 °C and 800 °C[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2024, 30: 3355-3366.  
[4] LU R P, PAN Y, LIU Y J, LI J Y, WANG X J, YU P, LU X. A high-performance MIM TA15 alloy scheme: Breaking through the trade-off dilemma between fine grain and residual pore in pressureless sintering[J]. *Materials Characterization*, 2026, 234: 116231.  
[5] BAO Y, ZHU X J, GONG D L, MA Z S, AN Q, HUANG L J, GENG L, SUN L B, HONG C Q. Mitigating the trade-off between HIP densification and high-temperature performance in directed energy deposited TA15 alloy via B and Si microalloying[J]. *Additive Manufacturing*, 2026, 120: 105140.  
[6] WANG D J, LI H, ZHENG W. Oxidation behaviors of TA15 titanium alloy and TiBw reinforced TA15 matrix composites prepared by spark plasma sintering[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2020, 37: 46-54.  
[7] HUANG S, SUN B B, GUO S Q. Microstructure and property evaluation of TA15 titanium alloy fabricated by selective laser melting after heat treatment[J]. *Optics & Laser Technology*, 2021, 144: 107422.  
[8] YASMEEN T, SHAO Z T, ZHAO L, GAO P, LIN J G, JIANG J. Constitutive modeling for the simulation of the superplastic forming of TA15 titanium alloy[J]. *International Journal of Mechanical Sciences*, 2019, 164: 105178.  
[9] ARAB A, CHEN P W, GUO Y S. Effects of microstructure on the dynamic properties of TA15 titanium alloy[J]. *Mechanics of Materials*, 2019, 137: 103121.  
[10] MA B L, WU X D, LI X J, WAN M, CAI Z Y. Investigation on the hot formability of TA15 titanium alloy sheet[J]. *Materials & Design*, 2016, 94: 9-16.  
[11] LEE Y T, YEN T Y, CHEN M Y, LIN B Y. SiO<sub>2</sub> composites for high color stability and light extraction efficiency in OLED[J]. *Optical Materials*, 2025, 161: 116814.  
[12] FARVIZI M, JAVAN M K, AKBARPOUR M R, KIM H S. Fabrication of NiTi and NiTi-nano Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> composites by powder metallurgy methods: Comparison of hot isostatic pressing and spark plasma sintering techniques[J]. *Ceramics International*, 2018, 44 (13): 15981-15988.  
[13] TAN L M, HE G A, LIU F, LI Y P, JIANG L. Effects of temperature and pressure of hot isostatic pressing on the grain structure of powder metallurgy superalloy[J]. *Materials*, 2018, 11(2): 328.  
[14] SINGH S, ARACKAL NARAYANAN J, DEHGAHI S, QURESHI A J, PALANI I A, PAUL C P, PRASHANTH K G. Revealing the impact of hot isostatic pressing temperature on the microstructure and mechanical characteristics of selective laser melted CuAlNiMn shape memory alloy[J]. *Materials Letters*, 2024, 365: 136452.  
[15] ZHANG H Z, LI C Y, YAO G, ZHANG Y M. Hot isostatic pressing of laser powder-bed-fused 304L stainless steel under different temperatures[J]. *International Journal of Mechanical Sciences*, 2022, 226: 107413.

- [16] WANG M M, WANG R M, DAI H Y, LI T, SUN Y, LIU D W, YAN F F, XING X B. The effects of hot isostatic pressing temperature on the structure and properties in GdMnO<sub>3</sub> ceramics[J]. Ceramics International, 2022, 48(3): 3685-3694.
- [17] HERZOG D, BARTSCH K, BOSSEN B. Productivity optimization of laser powder bed fusion by hot isostatic pressing[J]. Additive Manufacturing, 2020, 36: 101494.
- [18] MUJICA RONCERY L, LOPEZ-GALILEA I, RUTTERT B, HUTH S, THEISEN W. Influence of temperature, pressure, and cooling rate during hot isostatic pressing on the microstructure of an SX Ni-base superalloy[J]. Materials & Design, 2016, 97: 544-552.
- [19] LV Z J, LU M, XIAO G Q, MA Y, WENG D, WANG B, SHANG Z Y, QI W, CHEN L, CHANG J L, WANG J D. A review of near-net shape forming by hot isostatic pressure technology [J]. Journal of the American Ceramic Society, 2025, 108(2): e20196.
- [20] ALTIPARMAK S C, LOMBARDI M, BONDIOLI F, FINO P, BIAMINO S, UGUES D. Hot isostatic pressing for powder-based additive manufacturing of metals: State-of-the-art review and future perspectives[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2025, 39: 4794-822.
- [21] WEI Q S, XUE P J, LIU G C, LU H, HUANG J, SHI Y S. Simulation and verification of near-net shaping a complex-shaped turbine disc by hot isostatic pressing process[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2014, 74(9): 1667-1677.
- [22] KIM K T, KWON Y S, KIM H G. Near-net-shape forming of alumina powder under hot pressing and hot isostatic pressing[J]. International Journal of Mechanical Sciences, 1997, 39(9): 1011-1022.
- [23] TENG X Y, PANG J C, PENG X H, ZHANG H, LI S X, ZHANG Z F. High-cycle fatigue properties of near-defect-free titanium alloy treated by additive manufacturing and hot-isostatic pressing at different temperatures [J]. International Journal of Fatigue, 2026, 203: 109311.
- [24] CAI C, GAO X Y, TENG Q, KIRAN R, LIU J, WEI Q S, SHI Y S. Hot isostatic pressing of a near  $\alpha$ -Ti alloy: Temperature optimization, microstructural evolution and mechanical performance evaluation [J]. Materials Science and Engineering: A, 2021, 802: 140426.
- [25] WANG Y J, WANG F Z, WANG Y X. Numerical simulation and verification of hot isostatic pressing densification process of W-Cu powder[J]. Materials Research Express, 2022, 9(7): 076503.
- [26] FAN L C, JIANG M H, LIN D B, ZHOU D, SHI Y, WU Y Q, YAO H L, XU F F, XIE J J, LEI F, ZHANG L, ZHANG J Y. Densification of cerium-doped lutetium oxyorthosilicate scintillation ceramics by hot isostatic pressing[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2017, 720: 161-168.
- [27] ZHANG M, WANG X, GAO Q Q, HU C Y, ZHAO J, CAI H Z, ZHANG G X, WANG X Q, ZHANG X X, WEI Y. Optimization of process parameters for hot isostatic pressing of Ir-Rh alloys based on first-principles calculations[J]. Materials Research Express, 2022, 9(11): 116513.
- [28] HU B, CAI G S. Effect of hot isostatic pressing process parameters on properties and fracture behavior of tungsten alloy powders and sintered bars[J]. Materials, 2022, 15(23): 8647.

(责任编辑:李亚敏)