引用格式: 罗倩, 左家斌, 孙志雨, 等. 热等静压工艺对铸造 Ti-24Al-15Nb-1Mo 合金微观组织和拉伸性能的影响[J]. 航空材料学报, 2026, 46(10): 107-115.

LUO Qian, ZUO Jiabin, SUN Zhiyu, et al. Effect of hot isostatic pressing process on microstructure and tensile properties of as-cast Ti-24Al-15Nb-1Mo alloy[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2026, 46(10): 107-115.

热等静压工艺对铸造 Ti-24Al-15Nb-1Mo 合金微观组织和拉伸性能的影响

罗 倩[1,2,3], 左家斌[1,2], 孙志雨[1,2], 胡海涛[1,2],
丁贤飞[1,2,3], 南 海[1,2,3], 纪志军[1,2*]

(1. 中国航发北京航空材料研究院, 北京 100095; 2. 北京市先进钛合金精密成型工程技术研究中心, 北京 100094; 3. 北京航空材料研究院股份有限公司, 北京 100094)

摘要: 针对铸造 Ti-24Al-15Nb-1Mo 合金内部缺陷和室温塑性低的问题, 探究热等静压工艺参数(温度、压力、保温时间)对显微组织和室温塑性的影响。采用正交试验设计, 对真空自耗凝壳炉熔炼浇注合金试样进行不同工艺参数的热等静压处理, 通过 X 射线探测表征疏松闭合情况, 结合扫描电子显微镜和 X 射线衍射分析相组成及分布, 开展室温拉伸性能测试。结果表明: 不同工艺参数热等静压处理条件下, 铸态 Ti-24Al-15Nb-1Mo 合金中铸造缺陷疏松和 ϕ1～4 mm 缩孔完全被消除。通过极差分析表明, 温度对合金室温塑性的影响最大, 压力对其影响次之, 时间对其影响最小。经过 1000 ℃/130 MPa/2 h 处理, 合金室温抗拉强度提高至 887 MPa, 较铸态合金提高 15%; 断后伸长率提高至 2.95%, 较铸态合金提高 4.9 倍。因此, 热等静压通过缺陷愈合与组织协同优化显著提高合金室温塑性。

关键词: Ti-24Al-15Nb-1Mo 合金; 热等静压; 铸造缺陷; 显微组织; 室温塑性

doi: 10.11868/j.issn.1005-5053.2026.000075 **CSTR:** 32420.14.j.issn.1005-5053.2026.000075

中图分类号: V252.2 **文献标识码:** A **文章编号:** 1005-5053(2026)10-0107-09

Effect of hot isostatic pressing process on microstructure and tensile properties of as-cast Ti-24Al-15Nb-1Mo alloy

LUO Qian[1,2,3], ZUO Jiabin[1,2], SUN Zhiyu[1,2], HU Haitao[1,2],
DING Xianfei[1,2,3], NAN Hai[1,2,3], JI Zhijun[1,2*]

(1. AECC Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China; 2. Beijing Engineering Research Center of Advanced Titanium Alloy Precision Forming Technology, Beijing 100094, China; 3. Baimtec Material Co., Ltd., Beijing 100094, China)

Abstract: To address the internal defects and low room-temperature ductility of cast Ti-24Al-15Nb-1Mo alloy, the effects of hot isostatic pressing (HIP) process parameters (temperature, pressure, and holding time) on its microstructure and room-temperature ductility are investigated. An orthogonal experimental design is adopted. The alloy specimens melted and cast in a vacuum consumable skull furnace are subjected to HIP treatment with different process parameters. X-ray transmission is used to characterize the closure of porosity. Combined with scanning electron microscopy and X-ray diffraction, the phase constitution and distribution are analyzed, and room-temperature tensile property tests are carried out. The results show that under HIP treatments with different process parameters, casting defects including porosity and shrinkage cavities below ϕ1-4 mm in the as-cast Ti-24Al-15Nb-1Mo alloy are completely eliminated. Range analysis indicates that temperature exerts the most significant effect on the room-temperature ductility of the alloy, followed by pressure, while holding time has the weakest effect. After HIP treatment at 1000 ℃ under 130 MPa for 2 h, the room-temperature tensile strength of the alloy increases to 887 MPa, which is 15% higher than that of the as-cast alloy;

the elongation rises to 2.95%, 4.9 times that of the as-cast alloy. Therefore, HIP markedly improves the room-temperature ductility of the alloy *via* defect healing and synergistic microstructure optimization.

Key words: Ti-24Al-15Nb-1Mo alloy; hot isostatic pressing; casting defect; microstructure; room-temperature plasticity

Ti_3Al 基合金是一种轻质耐高温结构材料，因其低密度、优异的高温强度及抗氧化性能，在650～700 ℃具有优异的综合力学性能，能够替代高温合金制成部分航空航天发动机构件，在航空发动机压气机部件和航天器热端部件领域具有广泛的应用前景[1-3]。由于具有 $D0_{19}$ 结构的单相 Ti_3Al（α_2 相）独立滑移系较少，主要是〈$11\bar{2}0$〉{$10\bar{1}0$}和〈$11\bar{2}0$〉{0001}这两个〈a〉型滑移系室温塑性较差而限制其应用[4]。

研究人员经过多年研究发现，合金化是提高 Ti_3Al 室温塑性非常有效的方法，合金元素的加入可以改变 Ti_3Al 基合金组成相的晶格常数、电子密度及成键情况，各相尺寸、形貌及所占体积百分比等[5]。添加 Nb、Mo、V 等 β 相稳定元素可以降低 Ti_3Al 合金的 β 相转变温度，使少量高温 β 相不发生相变保持到室温[6]，从而提高 Ti_3Al 基合金室温塑性。其中以 Nb 元素的作用最为明显，Nb 元素不但可以提高塑性相的体积百分数，而且增加合金的滑移系[7]。

目前该合金主要成形手段是冷热变形，但存在加工难度大、成本高、生产周期长等问题。采用铸造工艺可以克服该合金可加工性差的缺点来制备复杂结构，特别是薄壁复杂结构，采用熔模铸造工艺可以铸造尺寸精度高、近净成形的薄壁复杂整体构件[8]。但是，采用熔模铸造 Ti_3Al 基合金复杂构件时，铸件内容易产生缩松、气孔等缺陷，在高温高压条件下材料内部缺陷容易促使裂纹萌生及扩展，成为铸件失效的隐患[9]，显著降低 Ti_3Al 基合金铸件的力学性能和服役可靠性[10-13]。

热等静压处理作为铸造 Ti_3Al 基合金中间热处理或最终热处理手段，不仅可以消除 Ti_3Al 基合金铸件中的缩松、缩孔等铸造缺陷，稳定改善组织，提高铸件致密度、合金的机械加工等性能，而且可以为后续热处理提供细小、均匀的显微组织，这种工艺在国内外被广泛应用[14-16]。热等静压过程中缺陷弥合的本质是在高温、高压条件下，组织蠕变、扩散连接的一个过程，其中温度是最为重要的参数[17]。大多数关于 Ti_3Al 基合金的文献[18-21]，主要集中在研究添加元素或者调整热处理工艺对合金组织和拉伸性能的影响，对该合金热等静压工艺的研究还很少。根据热等静压的文献报道[12-24]，热等静压工艺参数对组织和力学性能的改善主要集中在温度的影响，压力、保温时间的作用并没有报道。

Ti-24Al-15Nb-1Mo 合金是一种典型的 Ti_3Al 基合金[25]，本工作对铸造 Ti-24Al-15Nb-1Mo 合金开展热等静压工艺参数研究，采用正交试验方法，结合金相组织观察、X 射线衍射（X-ray diffraction, XRD）分析和室温拉伸性能测试，研究热等静压处理对铸造 Ti-24Al-15Nb-1Mo 合金微观组织和室温拉伸性能的影响，为该类合金铸件的开发和应用提供依据。

1 实验材料与方法

按照 Ti-24Al-15Nb-1Mo 合金的名义成分进行配料。本工作采用水冷铜坩埚和真空自耗电弧凝壳炉制备铸锭，实验用铸锭的化学成分如表 1 所示。

表 1 Ti-24Al-15Nb-1Mo 合金铸锭化学成分（质量分数/%）

Table 1 Chemical composition of Ti-24Al-15Nb-1Mo alloy ingot (mass fraction/%)

Al	Nb	Mo	Fe	Si	C	O	H	N	Ti
12.66	26.8	1.90	0.06	0.005	0.0024	0.077	< 0.0010	0.006	Bal.

采用 100 kg 真空自耗电极凝壳熔铸炉浇注成 Ti-24Al-15Nb-1Mo 试棒，室温拉伸性能测试在 Instron 5569R 型电子万能试验机上进行，测试合金的抗拉强度、屈服强度、断后伸长率和断面收缩率，室温拉伸的初始应变速率为 $6.4\times10^{-4}\ s^{-1}$。

根据 Ti-Al-Nb 三元相图和文献［26］，预测 Ti-24Al-Nb 合金的 β 相转变温度大致范围在 1100～1200 ℃，结合 Ti_3Al 基合金相图特点，在 GSL-1600X 型管式炉中进行金相法实验，测定 Ti-24Al-15Nb-1Mo 合金的 β 相转变温度为 1134 ℃。

针对 Ti-24Al-15Nb-1Mo 合金铸件的热等静压工艺温度，基于 α_2+β 两相区接近 β 相转变温度的原

则，最终选择热等静压工艺温度分别为 1000、1050、1100 ℃，压力分别为 130、140、150 MPa，保压时间分别为 2、3、4 h 的工艺参数进行正交试验，如表 2 所示。采用增压速率约为 1 MPa/s 与升温速率为 10 ℃/min 同时进行的方式进行热等静压实验，将试棒放置在陶瓷坩埚中，实验过程中采用氩气保护。温度达到预定温度后保温相应时间，关闭加热炉使试样随炉冷却，冷却至 300 ℃ 以下出炉，每组包含 8 根试棒。

表 2　正交试验工艺参数
Table 2　Process parameters of orthogonal test

Number	Temperature/℃	Pressure/MPa	Time/h
1	1000	130	2
2	1000	140	3
3	1000	150	4
4	1050	130	3
5	1050	140	4
6	1050	150	2
7	1100	130	4
8	1100	140	2
9	1100	150	3

采用 OLYMPUS GX×51 型倒置金相显微镜分别对铸态、热等静压态合金组织进行显微组织观察，采用 CamScan3100 型扫描电子显微镜观察拉伸试样断口形貌，采用 D/max-r B 型旋转阳极 X 射线衍射（X-ray diffraction, XRD）仪对铸态、热等静压态合金进行 XRD 分析，对合金试棒进行 X 射线探测，用于检测铸造缺陷。

2　结果与分析

2.1　热等静压工艺压合铸造缺陷

对热等静压处理前后的 Ti-24Al-15Nb-1Mo 合金试棒进行 X 射线无损检测，X 射线穿过合金试棒，试棒中的铸造缺陷与周围组织的衬度不同，观察 X 射线底片可以明确试棒中缺陷的分布位置和数量。图 1 是不同热等静压工艺前后试样铸造缺陷分布情况，表 3 是不同热等静压工艺处理前后试棒铸造缺陷情况。从图 1 中可以看出，铸态试样中存在少量疏松、缩孔，经不同热等静压工艺处理后，均可实现试样中疏松和 ϕ1～4 mm 缩孔的完全闭合，热等静压后距离铸件表面较近的部分缺陷会导致表面凹陷。

2.2　热等静压工艺对合金室温拉伸性能的影响

表 4 是 Ti-24Al-15Nb-1Mo 合金经不同热等静压处理后的室温拉伸性能数据。由于 Ti-24Al-15Nb-1Mo 合金本征室温塑性较差，在工程服役中极易发生脆性断裂，因此本工作重点考察热等静压工艺对合金室温断后伸长率的影响。表 5 针对热等静压温度、压力和保压时间对 Ti-24Al-15Nb-1Mo 合金试样断后伸长率的影响程度进行分析，可以看出，温度、压力和保压时间的极差 R 分别为 1.75、0.24 和 0.65，影响程度由大到小依次为：温度 > 保压时间 > 压力，温度影响显著，压力和保压时间影响均不显著；温度、压力和保压时间的最优水平

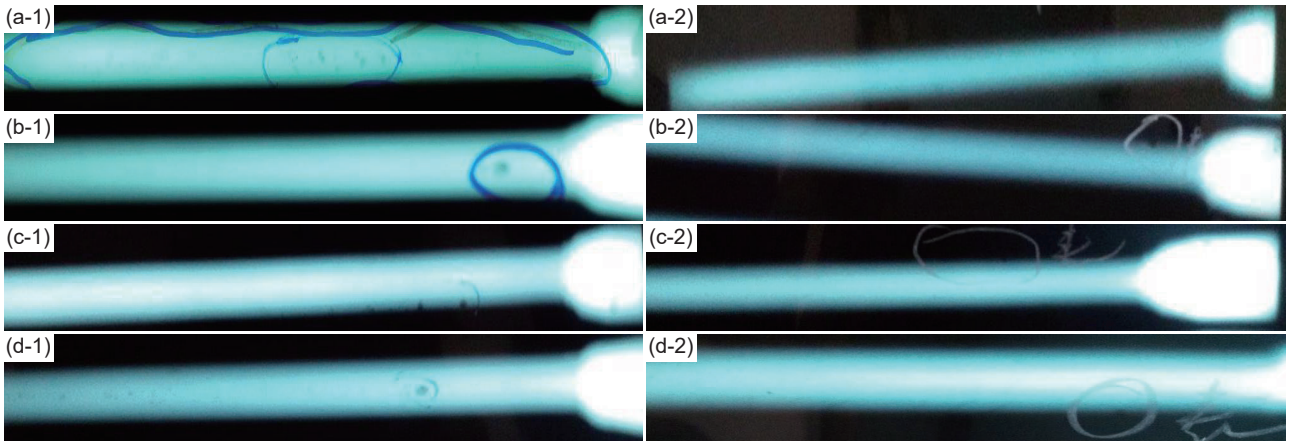

图 1　不同热等静压工艺前后铸态合金 X 射线成像　（a）1000 ℃/140 MPa/3 h；（b）1050 ℃/140 MPa/4 h；（c）1100 ℃/130 MPa/4 h；（d）1100 ℃/150 MPa/3 h；（1）热等静压前；（2）热等静压后

Fig. 1　X-ray images of as-cast alloys before and after different hot isostatic pressing processes　(a) 1000 ℃/140 MPa/3 h; (b) 1050 ℃/140 MPa/4 h; (c) 1100 ℃/130 MPa/4 h; (d) 1100 ℃/150 MPa/3 h; (1) before hot isostatic pressing; (2) after hot isostatic pressing

表 3 不同热等静压工艺处理前后试样铸造缺陷形貌

Table 3 Morphology of casting defects in test bars before and after treatment with different hot isostatic pressing processes

Number	Defect	
	Before hot isostatic pressing	After hot isostatic pressing
1	Widespread porosity	Shrinkage cavity closes and porosity eliminates
2	Widespread porosity with ϕ1 mm shrinkage cavity	Shrinkage cavity closes and porosity eliminates
3	Widespread porosity with ϕ1 mm shrinkage cavity	Shrinkage cavity closes, porosity eliminates, and surface depression presents
4	Widespread porosity with ϕ2 mm shrinkage cavity	Shrinkage cavity closes and porosity eliminates
5	Widespread porosity with ϕ4 mm shrinkage cavity	Shrinkage cavity closes, porosity eliminates, and surface depression presents
6	Widespread porosity with ϕ4 mm shrinkage cavity	Shrinkage cavity closes and porosity eliminates
7	Widespread porosity with numerous surface shrinkage cavities	Shrinkage cavity closes, porosity eliminates, and surface depression presents
8	Widespread porosity with ϕ4 mm shrinkage cavity and numerous surface shrinkage cavities	Shrinkage cavity closes and porosity eliminates
9	Widespread porosity with numerous surface shrinkage cavities and ϕ4 mm shrinkage cavity	Shrinkage cavity closes, porosity eliminates, and surface depression presents

表 4 不同热等静压工艺处理下 Ti-24Al-15Nb-1Mo 合金室温拉伸性能

Table 4 Room-temperature tensile properties of Ti-24Al-15Nb-1Mo alloy under different hot isostatic pressing processes

Number	Tensile strength/MPa	Yield strength/MPa	Elongation after fracture/%
1	887.25	738.22	2.95
2	879.56	724.08	2.88
3	871.17	746.13	2.04
4	910.27	749.89	1.19
5	899.40	743.27	0.81
6	900.58	745.30	1.44
7	944.78	802.20	0.75
8	947.11	830.87	1.17
9	957.83	840.72	0.69

表 5 不同工艺参数对 Ti-24Al-15Nb-1Mo 合金断后伸长率影响程度的统计分析

Table 5 Statistical analysis of the influence of different process parameters on the elongation after fracture of Ti-24Al-15Nb-1Mo alloy

Temperature/℃	Pressure/MPa	Time/h	Mean of elongation after fracture/%	*R*
1000	130, 140, 150	2, 3, 4	2.62	1.75
1050	130, 140, 150	2, 3, 4	1.15	
1100	130, 140, 150	2, 3, 4	0.87	
1000, 1050, 1100	130	2, 3, 4	1.63	0.24
1000, 1050, 1100	140	2, 3, 4	1.62	
1000, 1050, 1100	150	2, 3, 4	1.39	
1000, 1050, 1100	130, 140, 150	2	1.85	0.65
1000, 1050, 1100	130, 140, 150	3	1.59	
1000, 1050, 1100	130, 140, 150	4	1.20	

分别为 1000 ℃、130 MPa 和 2 h。因此，最佳热等静压工艺参数为 1000 ℃/130 MPa/2 h。

Ti-24Al-15Nb-1Mo 合金铸态和 1000 ℃/130 MPa/2 h 热等静压后室温拉伸性能如表 6 所示。铸态 Ti-24Al-15Nb-1Mo 合金抗拉强度 771 MPa，断后伸长率为 0.50%，未测到屈服强度。经 1000 ℃/130 MPa/2 h 热等静压处理后，抗拉强度为 887 MPa，较铸态合金提高 15%；断后伸长率为 2.95%，较铸态合金增加 4.9 倍；屈服强度为 738 MPa。

由图 2(a)可以看出，铸态 Ti-24Al-15Nb-1Mo 合金室温拉伸曲线没有明显的屈服点。这说明合金试样在弹性变形结束阶段发生断裂，没有弹塑性变形、塑性变形阶段。由图 3(a)铸态合金室温拉伸试样的断口形貌可以看出，断口呈现典型的穿层片解理断裂，属于脆性断裂，一般分为裂纹源、裂纹扩展区和瞬断区三大区域。由断口宏观形貌未观察到明显的颈缩现象。从断口微观形貌上可以看出，裂纹扩展区存在明显的解理台阶和河流花样，片层之间几乎没有明显的韧窝，只有在断口附近的瞬断区存在少量韧窝。这也说明原始铸态合金试样在拉伸过程中未发生塑性变形，属于脆性断裂。分析其原因为：一方面，原始铸态合金试样中存在铸造缺陷，在室温拉伸过程中，铸造缺陷变形与周围其他组织变形不协调，缺陷处的最大拉应力大于试样的理论断裂强度，导致合金试样在铸造缺陷处产生裂纹，裂纹快速扩展，致使合金试样断裂；另一方面，铸造合金试样存在粗大组织和大量呈编织状的针状 α_2 相，在室温拉伸过程中，位错在细小的针状 α_2 相中滑移，α_2/β 相界面强烈地阻碍滑移进行，在相界面处产生应力集中，使合金变形更加困难，导致试样在相界面上过早出现裂纹，进而试样未发生塑性变形就开始断裂，因此合金试样的塑性较差[27-30]。

由图 2(b)可以看出，热等静压态 Ti-24Al-15Nb-1Mo 合金室温拉伸曲线呈现出明显屈服点。这说明热等静压态合金试样具有弹性变形、弹塑性变形、塑性变形阶段。由图 3(b)热等静压合金室温拉伸试样断口形貌可以看出，热等静压处理后合金断裂的主要方式是穿层片解理断裂，呈河流状花样，属于典型的脆性断裂。在最后破断区可观察到少量较浅的韧窝(图 3(b)中 A 位置)，说明经过该工艺处理后合金的塑性有所提高。由于热等静压处理是一个高温、高压的过程，在此过程中合金元素发生扩散，铸件中宏观和微观铸造缺陷得到愈合，提高承受载荷的截面积，抑制缺陷处过早产生形变屈服和裂纹[27, 31]，使得合金达到规定非比例拉伸强度所需要的载荷加大，因此，热等静压后合金出现屈服强度。合金中析出的初生 α_2 相尺寸较大，分布比较均匀；在拉伸变形过程中，位错与初生 α_2 相的作用机制为绕过机制，位错在初生 α_2 相周围形成位错环，避免位错塞积，不会造成局部应力集中，同时细小的次生 α_2 相起到一定的强化作用，因此合金强度提高；同时由于晶界处析出大量

表 6　铸态和热等静压后 Ti-24Al-15Nb-1Mo 合金室温拉伸性能

Table 6　Room-temperature tensile properties of as-cast and hot isostatic pressed Ti-24Al-15Nb-1Mo alloys

State	Tensile strength/MPa	Yield strength/MPa	Elongation after fracture/%	Elastic modulus/GPa
As-cast	771	—	0.50	108
Hot isostatic pressing	887	738	2.95	111

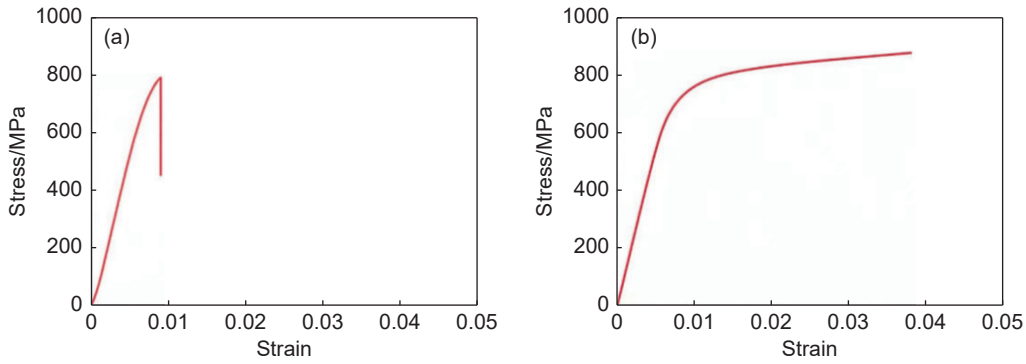

图 2　Ti-24Al-15Nb-1Mo 合金室温拉伸应力-应变曲线　(a)铸态；(b)1000 ℃/130 MPa/2 h 热等静压

Fig. 2　Tensile stress-strain curves of Ti-24Al-15Nb-1Mo alloys at room temperature　(a) as-cast; (b) hot isostatic pressing under 1000 ℃/130 MPa/2 h

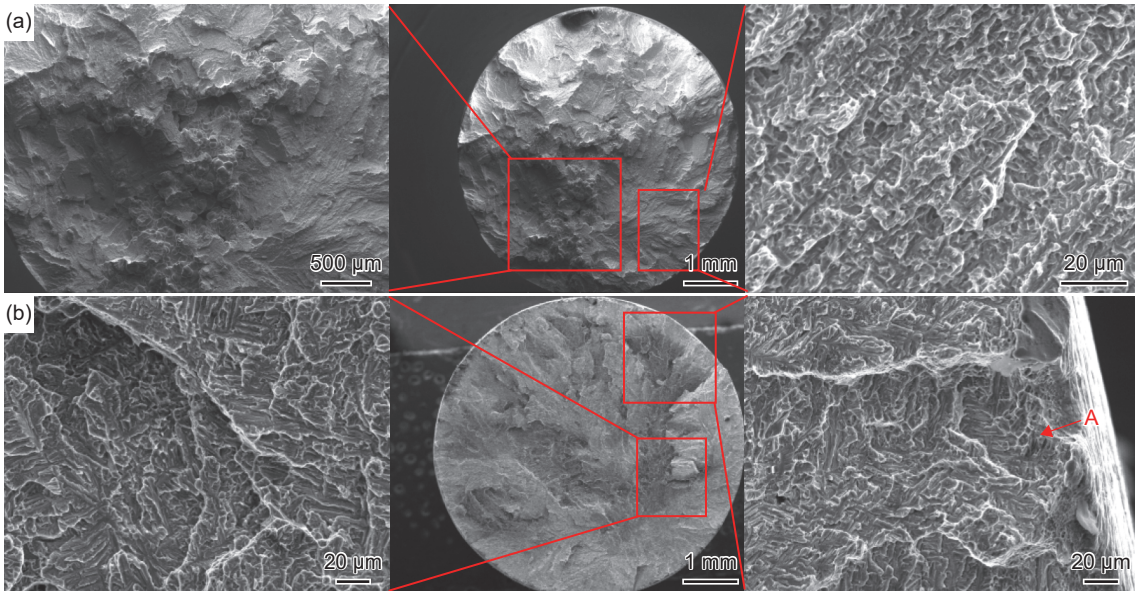

图 3 Ti-24Al-15Nb-1Mo 合金室温拉伸试样断口形貌 (a)铸态;(b)1000 ℃/130 MPa/2 h 热等静压

Fig. 3 Fracture morphologies of room-temperature tensile specimens of Ti-24Al-15Nb-1Mo alloys (a) as-cast; (b) hot isostatic pressing under 1000 ℃/130 MPa/2 h

的粗大 α_2 相,弱化晶界,从而裂纹发生沿晶断裂时,可能遇到阻碍后改变方向,转变为穿晶断裂,消耗一部分能量,延缓裂纹扩展,提高合金的室温断后伸长率。

2.3 热等静压工艺对合金微观组织的影响

Ti-24Al-15Nb-1Mo 合金铸造原始状态及热等静压处理后的 X 射线衍射图如图 4(a-1)、(a-2)所示。可以发现,原始的铸态组织主要有 α_2 相与 B2 相(图 4(a-1)),经过热等静压处理后,合金试样组织中的主要相未发生变化,主要有 α_2 相与 B2 相(图 4(a-2)),热等静压处理温度、压力、时间的变化没有改变铸态组织的主要相组成,只是各相的 X 射线衍射的峰值强度和衍射峰的位置发生变化。与铸态合金相比,经过 1000 ℃/130 MPa/2 h 热等静压处理后,在 2θ 为 37°、63°和 79°处 B2 相衍射峰消失,在 2θ 为 43°和 51°处出现 B2 相衍射峰,在 2θ 为 39°处 α_2 相衍射峰强度增加,在 2θ 为 58°和 72°处 α_2 相衍射峰强度减少(图 4(a-2))。

合金在 α_2+B2 两相区热等静压处理,由于高温高压长时间保温和铸件中的残余内应力作用,合金元素发生扩散,驱动合金组织发生相转变,导致相的固溶和析出,因此,热等静压后合金衍射峰图谱上出现部分峰的消失和衍射峰强度的变化。

Ti-24Al-15Nb-1Mo 合金铸态、热等静压后试样的显微组织和背散射电子形貌分别如图 4(b-1)、(b-2)、(c-1)、(c-2)所示。由于各相中 Al 元素含量不同,其背散射像的衬度不同,在图 4(c-2)中颜色最深的相为 α_2 相,颜色偏白的相是 β/B2 相。根据 Ti-Al-Nb 三元相图[32-34]可知,Ti-24Al-15Nb 合金冷却经过的相区为 β、B2、α_2+B2、B2+O+α_2 和 α_2+O 相区。在 α_2+B2 两相区热等静压后,粗大的 α_2 相(包括晶界 α_2 相,图 4(c-2)中 A、B 位置)在 α_2+B2 两相区析出,为初生相;在冷却过程中,细小的针状 α_2 相析出(图 4(c-2)中 C 位置),为次生相,其尺寸较初生 α_2 相小很多,呈非常细小的针状,杂乱地均匀分布在基体 B2 相中。从图 4(b-2)可以看出,经热等静压处理后,合金微观组织比较致密、均匀,无可见的铸造缺陷。由图 4(b-1)可知,合金的铸态组织晶粒粗大,晶粒尺寸大约为 400 μm,可以看到清晰完整的原始 β 晶界,在原始 β 晶界处存在针状 α_2/β 片层集束区域,晶界内部有呈编织状分布的针状 α_2 相。晶界处的 α_2/β 集束中,α_2 片层数目众多,长度约为 30～50 μm;由于受到其他集束的限制,晶内每个 α_2/β 集束中的 α_2 片层数量减少,长度也减小,最终导致具有不同方向的 α_2/β 集束相互接触,形成魏氏组织。

Ti-24Al-15Nb-1Mo 合金铸态微观组织的形成机理是由于铸造凝固过程中形成的 β 晶粒的形态在随后的相变中没有被破坏,使得原始 β 晶界保留至室温。由于原始 β 晶界处能量较高,易为 α_2 相形核提供能量,在原始 β 晶界处存在大量针状 α_2 相片层,并先于晶内发生 β→α_2+β 转变,形成能观察到的晶界 α_2 相片层。随后,一定数目相互平行排列的 α_2 相片层组成 α_2 集束,α_2 相片层与片层

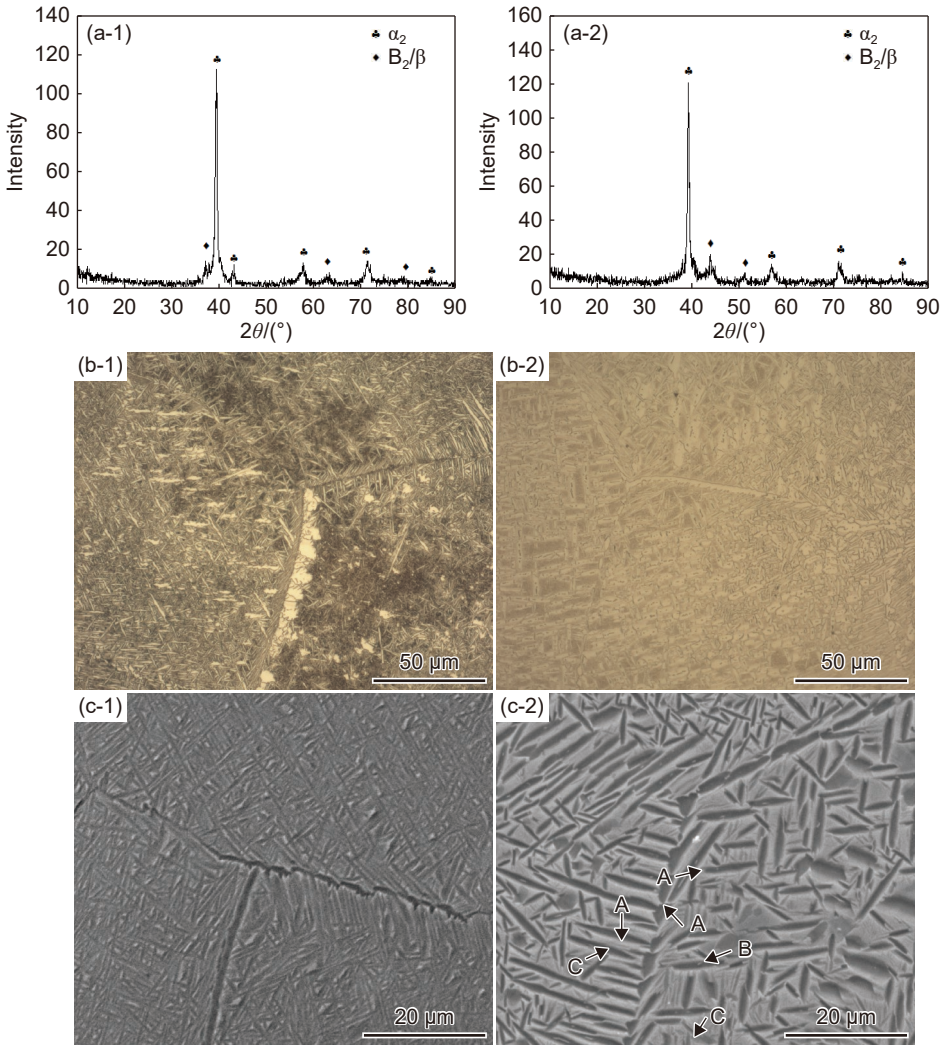

图 4　Ti-24Al-15Nb-1Mo 合金的 X 射线衍射图(a)、微观组织形貌(b)和背散射电子形貌(c)
(1)铸态;(2)1000 ℃/130 MPa/2 h 热等静压

Fig. 4　XRD (a) , microstructure morphologies (b) , and backscattered electron images (c) of Ti-24Al-15Nb-1Mo alloys
(1) as-cast; (2) hot isostatic pressing under 1000 ℃/130 MPa/2 h

之间的 β 相，形成 α_2/β 束集，由晶界向晶内扩展。由于凝固冷却速率较高，α_2 相不仅能在原晶界处形核，晶粒内部也可以形核，晶内的 α_2/β 片层构成的集束方向更多，晶界内部不同方向的 α_2/β 集束相互接触，呈编织状分布[24-26, 32]。

Ti-24Al-15Nb-1Mo 合金热等静压微观组织的形成机理是经热等静压处理的合金显微组织中原始 β 晶界发生断裂，从连续状态转变为非连续状态，原始晶界逐渐消失；晶界 α_2 相呈扭曲状，宽度粗化，晶界 α_2 相的长径比减小，晶界 α_2/β 束集长度减小；晶界内部片层 α_2/β 束集区域变少，细小片层 α_2 相长大、片间距明显增加，组织中白亮块状、颗粒状 α_2 相数量增多。经过 1000 ℃/130 MPa/2 h 热等静压处理后，合金组织中晶界片层 α_2 相(图 4(c-2)中 A 位置)变短、粗化，长径比约为 5～20，短棒状 α_2 相数量增加，同时晶界内部针状 α_2 相(图 4(c-2)中 B 位置)粗化转变为板条状。

3　结论

(1)铸态 Ti-24Al-15Nb-1Mo 合金中存在少量疏松、缩孔，经不同热等静压工艺处理后，均可实现合金中疏松和 ϕ1～4 mm 缩孔的完全闭合。

(2)热等静压温度、压力、时间 3 个工艺参数中，温度对 Ti-24Al-15Nb-1Mo 合金的断后伸长率影响最大，时间影响最小。温度越低、保温保压时间越短、压力越小，合金的断后伸长率越大，最终获得合理的热等静压工艺参数为 1000 ℃/130 MPa/2 h。

(3)1000 ℃/130 MPa/2 h 热等静压处理后，合金抗拉强度为 887 MPa，较铸态合金提高 15%，断后伸长率为 2.95%，较铸态合金增加 4.9 倍，屈服强度为 738 MPa。

（4）1000 ℃/130 MPa/2 h 热等静压处理后，合金组织中晶界片层 α_2 相变短、粗化，长径比约为 5~20，晶界内部 α_2 相变大、粗化。

参考文献：

[1] Leyens C, Peters M. Titanium and titanium alloys: fundamentals and applications[M]. Weinheim: Wiley-VCH, 2003.

[2] 吴爱萍, 邹贵生, 任家烈. Ti_3Al 合金的发展现状及其连接技术[J]. 航空制造技术, 2007, 50(6): 30-35.
Wu A P, Zou G S, Ren J L. Development status and joining technologies of Ti_3Al alloy[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2007, 50(6): 30-35.

[3] Habel U, Mctiernan B J. HIP temperature and properties of a gas-atomized γ-titanium aluminide alloy[J]. Intermetallics, 2004, 12(1): 63-68.

[4] 中国航发北京航空材料研究院. 航空发动机钛铝系铸造合金失效案例汇编[R]. 北京: 中国航发北京航空材料研究院, 2018: 45-52.

[5] 王孟光, 孙建科, 陈志强. Ti_3Al 基合金室温塑性的改善方法[J]. 稀有金属快报, 2007, 26(11): 7-12.
Wang M G, Sun J K, Chen Z Q. Methods of improving room temperature ductility of Ti_3Al based alloys[J]. Rare Metals Letters, 2007, 26(11): 7-12.

[6] 张永刚, 韩雅芳, 陈国良, 等. 金属间化合物结构材料[M]. 北京: 国防工业出版社, 2001: 794.

[7] 曾宪波. Ti_3Al 基合金中 α_2、O 和 β_0 相基本力学性质的 Nb 合金化效应[D]. 长沙: 湖南大学, 2009: 26-27.
Zeng X B. Nb alloying effect on the basic mechanics properties of α_2, O and β_0 phase in Ti_3Al based alloy[D]. Changsha: Hunan University, 2009: 26-27.

[8] 曹磊, 王震, 刘冬, 等. B 对铸态 Ti_3Al 合金组织和性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2013, 23(增刊): s658-s661.
Cao L, Wang Z, Liu D, et al. Effect of B on microstructure and properties of as-cast Ti_3Al alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2013, 23(Suppl): s658-s661.

[9] 王新英, 黄东, 赵嘉琪, 等. 钛合金熔模精密铸造中常见缺陷及其预防措施[J]. 材料工程, 2003(增刊): 235-236.
Wang X Y, Huang D, Zhao J Q, et al. The defect and prevention of titanium alloy investment castings[J]. Journal of Materials Engineering, 2003(Suppl): 235-236.

[10] 吴波, 张翥, 沈剑韵, 等. Ti_2AlNb 基合金的 ISM 熔炼研究[J]. 宇航材料工艺, 2002, 32(2): 47-50.
Wu B, Zhang Z, Shen J Y, et al. ISM techniques for Ti_2AlNb-based alloy[J]. Aerospace Materials & Technology, 2002, 32(2): 47-50.

[11] 贾均. 钛铝合金及其熔炼技术[J]. 特种铸造及有色合金, 1998(4): 6-11.
Jia J. The melting techniques for TiAl alloys[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 1998(4): 6-11.

[12] 李毅. 大型复杂薄壁 Ti-6Al-4V 合金熔模精密铸造工艺研究[J]. 钛工业进展, 2012, 29(3): 22-25.
Li Y. Research on investment precision casting process of large thin wall complex Ti-6Al-4V alloy[J]. Titanium Industry Progress, 2012, 29(3): 22-25.

[13] 陈玉勇, 孔凡涛. TiAl 基合金新材料研究及精密成形[J]. 金属学报, 2002, 38(11): 1141-1148.
Chen Y Y, Kong F T. Research on TiAl based alloys materials and precision forming[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2002, 38(11): 1141-1148.

[14] 王晓林, 王兰芳, 朱仲忍, 等. 热等静压处理对 TC10 合金铸造组织与性能的影响[J]. 特种铸造及有色合金, 2011, 31(8): 760-761.
Wang X L, Wang L F, Zhu Z R, et al. Effects of HIP (heat isostatic pressing) treatment on as-cast microstructure and properties of TC10 alloy[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2011, 31(8): 760-761.

[15] 赵嘉琪, 杨伟光, 南海, 等. 热等静压工艺参数对 ZTC4 钛合金力学性能的影响[J]. 材料工程, 2011(10): 42-46.
Zhao J Q, Yang W G, Nan H, et al. Effects of hot isostatic pressing treatment parameters on mechanical properties of ZTC4 casting titanium alloy[J]. Journal of Materials Engineering, 2011(10): 42-46.

[16] 邵冲, 尹法杰, 朱小平, 等. 热等静压对铸件致密化及组织演变机理的影响研究[J]. 粉末冶金工业, 2016, 26(2): 63-67.
Shao C, Yin F J, Zhu X P, et al. Effect of hot isostatic pressing on densification and microstructure evolution mechanism of castings[J]. Powder Metallurgy Industry, 2016, 26(2): 63-67.

[17] 包春玲, 谢华生, 赵军, 等. 热等静压处理对铸造 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金组织和力学性能的影响[J]. 铸造, 2017, 66(1): 64-66.
Bao C L, Xie H S, Zhao J, et al. Effects of HIP on microstructure and mechanical properties of cast Ti-48Al-2Cr-2Nb alloy[J]. Foundry, 2017, 66(1): 64-66.

[18] 陈林, 梁永锋, 林均品. 快速冷却细化 TiAl 合金组织研究进展[J]. 中国材料进展, 2020, 39(9): 627-633.
Chen L, Liang Y F, Lin J P. Research progress on microstructure refinement of TiAl alloys by rapid cooling[J]. Materials China, 2020, 39(9): 627-633.

[19] 朱知寿, 商国强, 王新南, 等. 航空用钛合金显微组织控制和力学性能关系[J]. 航空材料学报, 2020, 40(3): 1-10.
Zhu Z S, Shang G Q, Wang X N, et al. Microstructure

controlling technology and mechanical properties relationship of titanium alloys for aviation applications[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2020, 40(3): 1-10.

[20] 张建伟, 李世琼, 梁晓波, 等. Ti_3Al 和 Ti_2AlNb 基合金的研究与应用[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(S1): 336-341.
Zhang J W, Li S Q, Liang X B, et al. Research and application of Ti_3Al and Ti_2AlNb based alloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(S1): 336-341.

[21] 曹京霞, 何书林, 石卫民, 等. 热处理对 Ti_3Al 基合金板材拉伸性能与微观组织的影响[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(S1): 207-210.
Cao J X, He S L, Shi W M, et al. Effect of heat treatment on tensile properties and microstructures of Ti_3Al based alloy sheet[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(S1): 207-210.

[22] 王震, 曹磊, 刘仁慈, 等. 冷却速率对 Ti_3Al 合金组织和拉伸性能的影响[J]. 金属学报, 2013, 49(11): 1487-1492.
Wang Z, Cao L, Liu R C, et al. Effect of cooling rate on microstructure and tensile properties of Ti_3Al alloy[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2013, 49(11): 1487-1492.

[23] 黄海涛, 杨超, 张国栋, 等. 热等静压工艺参数对 TiAl-4522XD 合金组织性能的影响[J]. 铸造技术, 2025, 46(2): 187-189.
Huang H T, Yang C, Zhang G D, et al. Effect of HIP processing parameters on the microstructure and mechanical properties of TiAl-4522XD alloy[J]. Foundry Technology, 2025, 46(2): 187-189.

[24] 王磊, 马超, 陈洁. 热等静压对 SLM 工艺 Ti-6Al-4V 合金组织性能的影响[J]. 钢铁钒钛, 2019, 40(4): 39-44.
Wang L, Ma C, Chen J. Effect of hot isostatic pressing on the microstructure and mechanical properties of Ti-6Al-4V alloy fabricated by selective laser melting[J]. Iron Steel Vanadium Titanium, 2019, 40(4): 39-44.

[25] 曹春晓, 马济民, 颜鸣皋. Ti_3Al 基合金的进展[J]. 材料工程, 1991(2): 32-35.
Cao C X, Ma J M, Yan M G. The development of Ti_3Al intermetallic alloys[J]. Journal of Materials Engineering, 1991(2): 32-35.

[26] Ravi C, Vajeeston P, Mathijaya S, et al. Electronic structure, phase stability, and cohesive properties of Ti_2XAl (X=Nb, V, Zr)[J]. Physical Review B, 1999, 60(23): 15683-15690.

[27] 韩积亭, 程云君, 梁晓波, 等. 热处理对铸造 Ti-23Al-17Nb 合金组织和拉伸性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20: 229-232.
Han J T, Cheng Y J, Liang X B, et al. Effect of heat treatment on microstructure and tensile properties of cast Ti-23Al-17Nb alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20: 229-232.

[28] 曹京霞, 段锐, 李臻熙, 等. Ti-24Al-15Nb-xMo 合金板材的力学性能[J]. 稀有金属材料与工程, 2008, 37: 541-543.
Cao J X, Duan R, Li Z X, et al. Mechanical properties of Ti-24Al-15Nb-xMo alloy sheets[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2008, 37: 541-543.

[29] 张建伟, 张海深, 张学成, 等. Ti-23Al-17Nb 合金双态组织的控制及其对力学性能的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2010, 39(2): 372-376.
Zhang J W, Zhang H S, Zhang X C, et al. Control of duplex-microstructure and its effect on mechanical properties of Ti-23Al-17Nb alloys[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2010, 39(2): 372-376.

[30] 曹京霞, 许剑伟. (α_2+O+B2)三相 Ti_3Al 基合金的微观组织与力学性能[J]. 钛工业进展, 2008, 25(5): 15-19.
Cao J X, Xu J W. Microstructure and mechanical properties of (α_2+O+B2) three-phase Ti_3Al based alloy[J]. Titanium Industry Progress, 2008, 25(5): 15-19.

[31] Chen Y Y, Qi X M, Ma X Z, et al. Sinterability of zirconia top coat of investment mold for Ti alloy[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2001, 17(1): 71-72.

[32] Gogia A K, Nandy T K, Banerjee D, et al. Microstructure and mechanical properties of orthorhombic alloys in the Ti-Al-Nb system[J]. Intermetallics, 1998, 6(7/8): 741-748.

[33] Boehlert C J, Majumdar B S, Seetharaman V, et al. Part Ⅰ. the microstructural evolution in Ti-Al-Nb O+bcc orthorhombic alloys[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 1999, 30(9): 2305-2323.

[34] Miracle D B, Foster M A, Rhodes C G. Phase equilibria in Ti-Al-Nb orthorhombic alloys[C]// Titanium 95-Science and Technology. Cambridge: Cambridge University Press, 1996: 372-379.

收稿日期: 2026-04-07; 录用日期: 2026-05-12
基金项目: 国家自然科学基金(52371015)
通讯作者: 纪志军(1986—), 男, 博士, 高级工程师, 研究方向为钛合金、钛铝系金属间化合物等高温结构材料设计、制备与精密成形工艺技术, 联系地址: 北京市 81 信箱 21 分箱(100095), E-mail: jizhijun@biam.ac.cn

(本文责编: 陈　卉)