



Ti₂AlNb 合金研究与展望

刘石双, 曹京霞, 周 毅, 戴圣龙, 黄 旭, 曹春晓

(中国航发北京航空材料研究院 先进钛合金重点实验室, 北京 100095)

摘 要: Ti₂AlNb 合金是新一代航空发动机关键材料, 具有低密度、高比强度、抗蠕变和抗氧化等优异特点, 使其成为航空发动机用很有前途的轻质高温结构材料。本文综述了近年来国内外关于 Ti₂AlNb 合金的研究进展, 从 Ti₂AlNb 合金的合金化、相变、组织演变和力学性能四个方面的研究成果进行了简要回顾, 旨在更好地指导 Ti₂AlNb 合金在航空领域的工程应用, 同时, 指出 Ti₂AlNb 合金亟待解决的问题, 并对其在航空发动机上的应用进行了展望。

关键词: Ti₂AlNb 合金; 合金化; 相变; 组织演变; 力学性能; 工程应用

文章编号: 1004-0609(2021)-11-3106-21

中图分类号: TG146.2

文献标志码: A

引文格式: 刘石双, 曹京霞, 周 毅, 等. Ti₂AlNb 合金研究与展望[J]. 中国有色金属学报, 2021, 31(11): 3106–3126. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-42420

LIU Shi-shuang, CAO Jing-xia, ZHOU Yi, et al. Research and prospect of Ti₂AlNb alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2021, 31(11): 3106–3126. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-42420

先进高推重比航空发动机的技术进步强烈依赖于具有低密度、高强度、耐高温和抗氧化等综合性能优异的新材料, 充分体现了“一代新材料, 一代新型发动机”的观点^[1]。常用的金属材料中, 镍基高温合金密度高, 限制了航空发动机推重比的提高; 钛合金虽密度低, 但因其有限的高温抗氧化能力和蠕变抗力, 只能应用于 600 °C 以下^[2], 为此, 迫切需要开发一种兼具高温合金热强性及钛合金低密度的新材料, 用于发动机的特定高温部件, 以提高推重比和使用可靠性。

Ti-Al 系合金正是顺应这一要求发展的新材料, 其中 Ti₂AlNb 合金开发于 20 世纪 90 年代, 通过在 Ti₃Al 合金中添加 β 稳定元素 Nb, 形成的一种以 α 相为主要组成相的新材料^[3]。与 γ -TiAl 合金相比, Ti₂AlNb 合金具有更高的室温塑性、断裂韧度和更强的抗裂纹扩展能力; 与镍基高温合金相比, 使用 Ti₂AlNb 合金可减轻质量近 40%, 同时还突破了钛

合金 600 °C 应用的“热障”问题, 使其可以在 650~750 °C 温度范围内长期使用, 成为新一代航空航天领域很具应用前景的高温轻质结构材料^[2, 4-6], 适于制造航空发动机压气机盘、整体叶盘和机匣等关键部件。

近年来, 在新一代先进航空发动机减重设计需求的牵引下, Ti₂AlNb 合金的研究工作和工程应用倍受关注。本文作者分析了 Ti₂AlNb 合金的合金化、相变、组织演变和力学性能的特点, 指出了当前 Ti₂AlNb 合金研究亟待突破的技术难点, 展望了 Ti₂AlNb 合金的应用前景。

1 Ti₂AlNb 合金的合金化

Ti₂AlNb 合金成分(摩尔分数)通常为 Ti-(18%~30%)Al-(12.5%~30%)Nb^[5], 其中 Nb 是 Ti₂AlNb 合金主要的合金化元素。图 1 所示为 Ti-22Al-xNb^[4]

基金项目: 国家科技重大专项(2017-VI-0004-0075); 中国航发自主创新专项资金项目(CXPT-2019-030); 基础性军工科研院所稳定支持项目(2019-0C-4753)

收稿日期: 2021-09-27; **修订日期:** 2021-10-27

通信作者: 黄 旭, 研究员, 博士; 电话: 010-62496620; E-mail: 13910936626@139.com

曹京霞, 研究员, 硕士; 电话: 010-62496630; E-mail: caojingxia@sina.com

和 Ti-25Al-xNb ^[7] 随 Nb 含量(摩尔分数, %)变化的垂直截面相图。由图 1 可见, O 相能够在较宽的 Nb 含量范围内稳定存在。依据 Nb 含量的不同, 可将 Ti_2AlNb 合金分为两类: 1) Nb 含量小于 25% 时, 主要合金有 Ti-25Al-17Nb 、 Ti-21Al-22Nb 和 Ti-22Al-23Nb 等, 经 $\beta/\text{B2}+\alpha_2+\text{O}$ 三相区处理得到三相合金; 2) Nb 含量大于等于 25% 时, 主要合金有 Ti-22Al-25Nb 和 Ti-22Al-27Nb 等, 经 $\beta/\text{B2}+\text{O}$ 两相区处理得到两相合金, 采用某种特定的热处理工艺及冷却方式时, 组织中可以保留部分 α_2 相。在

Ti_2AlNb 合金 Ti-Al-Nb 三元系合金化的基础上, 依据改善合金综合力学性能、降低密度、降低低成本和提高热加工工艺塑性等考虑, 进行成分优化, 制备出了一系列多元系 Ti_2AlNb 合金。

为了进一步提升 Ti_2AlNb 合金的关键力学性能, 可以调整 Ti、Al 和 Nb 含量, 添加其他合金化元素如 Mo、Zr、Fe、Ta、W、Si、V 等, 这些合金化元素均起到固溶强化的作用。表 1 列出了各个合金元素对 Ti_2AlNb 合金显微组织和力学性能的影响。增加 Al 含量, 可以提高 Ti_2AlNb 合金的抗氧化

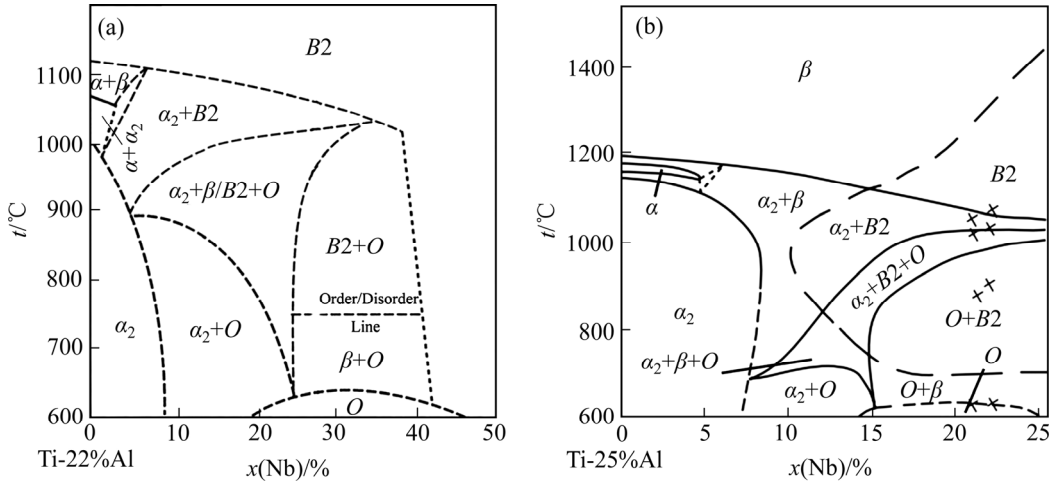


图 1 Ti-Al-Nb 系合金相图^[4, 7]

Fig. 1 Phase diagrams of Ti-Al-Nb alloy^[4, 7]: (a) Ti-22Al-xNb ; (b) Ti-25Al-xNb

表 1 合金化对 Ti_2AlNb 合金显微组织和力学性能的影响

Table 1 Effect of alloying on microstructure and mechanical properties of Ti_2AlNb alloy

Alloying element	Type of stabilization	Effect of alloying on microstructure	Effect of alloying on mechanical properties
Al	α phase stabilizer	Grain size increasing, degree of order BCC increasing	Oxidation resistance increasing, density decreasing, elastic modulus increasing, plasticity decreasing
Nb	β phase stabilizer	—	Creep resistance increasing, tensile properties increasing, fracture toughness increasing, density increasing
Mo	β phase stabilizer	Grain size decreasing, thickness of lamellar O phase decreasing	High temperature strength increasing, microhardness increasing
Zr	β phase stabilizer	Thickness of lamellar O phase increasing	Oxidation resistance increasing, creep resistance increasing
Fe	β phase stabilizer	—	High temperature strength increasing
Ta	β phase stabilizer	Thickness of lamellar O phase decreasing	Yield strength increasing, plasticity increasing
W	β phase stabilizer	Thickness of lamellar decreasing	High temperature tensile strength increasing, creep resistance increasing
Si	β phase stabilizer	—	Oxidation resistance increasing, creep resistance increasing
V	β phase stabilizer	—	Plasticity increasing, strength decreasing, oxidation resistance decreasing
O	Interstitial element	—	Strength increasing, plasticity decreasing

性、拉伸强度和弹性模量,但降低塑性和断裂韧性,并降低成形工艺塑性^[2, 8-11],当 Al 含量超过 25%~26%时,合金显著脆化;当 Al 含量一定,Nb 含量从 15%增加 27%时,合金强度、蠕变抗力和断裂韧性均有提高^[2, 6],同时,Nb 含量提高会增大合金密度,降低抗氧化性能^[12],并且不利于铸锭凝固组织合金成分的均匀化分布,增加熔炼难度^[5]。通过添加 Mo 和 Zr,替代部分 Nb,在不影响合金屈服强度和塑性的前提下^[11],可以细化 α 相片层组织^[13],保证合金具有较高的抗氧化^[14]、蠕变抗力^[11, 15]和良好的高温性能^[2, 15]。添加 Fe 替代部分 Nb,可以提高高温拉伸屈服强度和极限抗拉强度^[15]。添加 V 可以提高室温塑性,但会损失强度和抗氧化性。添加 W 可以细化片层组织,从而提高合金高温拉伸强度^[16]。添加 Ta 代替 Nb,可以增加 α 相和 B2 相的强度,还通过细化 α 相片层厚度来提高 B2+ α 基体的强度,还能保持较高的高温拉伸塑性^[10, 17],同时,还可以提高 β /B2 相转变温度^[18]。添加 0.3%~0.9%(摩尔分数,%)的 Si 可以改善合金在 650 °C 和 750 °C 时的抗氧化性能,提高近 20%蠕变抗力,同时会降低室温塑性和断裂韧性^[12]。增加 α 相含量可以提高 β /B2 相转变温度,降低塑性^[2],提高强度^[6]。

综上所述可知,通过调节 Al、Nb 摩尔比或添加 Mo、Zr、Fe、Ta、W、Si、V 等合金化元素对 Ti_2AlNb 合金的强度、塑性、抗氧化和抗蠕变等力学性能均有显著的影响。但是, Ti_2AlNb 合金的合金化研究难点是如何使合金具有室温强度和塑性良好匹配的同时,具有较高的抗氧化和抗蠕变等高温性能。过高的 Al 和 Nb 含量会引起合金塑性和抗氧化性能的下降,因而,Al 和 Nb 二者比例应该控制在某个范围内,一般 Al 控制在 25%以下,Nb 控

制在 27%以下。而 Fe、V、W、Si 和 Ta 等元素在改善合金部分性能的同时会损失其他重要性能或增加合金成本。添加适量的 Mo、Zr 替代部分 Nb,可以使合金获得强度、塑性和蠕变性能的良好匹配,而不会使合金损失其他性能。值得注意的是,O、C 和 N 等间隙元素对 Ti_2AlNb 合金组织和性能也有显著影响,但是关于间隙元素对合金显微组织和力学性能的研究较少,尤其是关于间隙元素对 Ti_2AlNb 合金疲劳性能的影响研究罕见报道。

2 α 相形成机制

1988 年,印度国防冶金实验室 BANERJEE 研究团队^[3]在研究 β 相区淬火时效处理的 Ti-25Al-12.5Nb 合金时,首次发现了具有有序正交结构的 α 相,化学计量式为 Ti_2AlNb ,称为 Ti_2AlNb 合金(也称 α 相合金)。 Ti_2AlNb 合金具有 β /B2 相、 α_2 相和 α 相三种相结构,合金的组成相可以单相存在,也可以两相或三相共存,这取决于热处理温度和合金成分,B2 相、 α_2 相和 α 相的晶体结构如图 2 所示^[19],各相的晶体结构参数见表 2。

β /B2 相为体心立方(BCC)结构,其中, β 相为无序结构,空间群为 $Im\bar{3}m$,在高温下存在;B2 相为有序结构^[20],空间群为 $Pm\bar{3}m$,在相对低温下存在。 α 相合金在接近合金熔点时会发生 β 相与 B2 相的无序-有序转变(为二级相变)^[5, 21],B2 相可动滑移系较多,塑性好,一般以 B2 相为母相。

α_2 相为密排六方(HCP)结构,化学计量式为 Ti_3Al ,晶体中 Ti 和 Al 原子占位有序^[4],Ti 和 Al 原子随机排列在亚点阵位置,空间群为 $P6_3/mmc$,变形过程中 α_2 相可被激活的滑移系较少,变形困

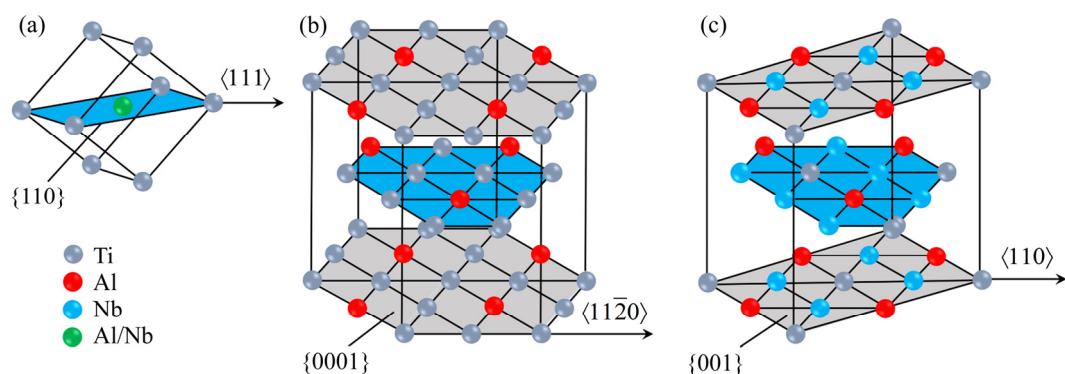


图 2 Ti_2AlNb 合金各相的晶体结构^[19]

Fig. 2 Crystal structures of Ti_2AlNb alloy^[19]: (a) B2 phase; (b) α_2 phase; (c) α phase

表 2 Ti₂AlNb 合金的相结构参数

Table 2 Phase structure parameters of Ti₂AlNb alloy

Phase	Structure symbol	Crystal structure	Space group	Space group number	Lattice constant					
					<i>a</i> /Å	<i>b</i> /Å	<i>c</i> /Å	<i>α</i> /(°)	<i>β</i> /(°)	<i>γ</i> /(°)
β	A ₂	Disordered BCC	<i>Im</i> $\bar{3}m$	229	3.306	3.306	3.306	90	90	90
B2	D0 ₃	Ordered BCC	<i>Pm</i> $\bar{3}m$	221	3.233	3.233	3.233	90	90	90
α ₂	D0 ₁₉	Ordered HCP	<i>P63/mmc</i>	194	5.793	5.793	4.649	90	90	120
O	oC16	Orthorhombic	<i>Cmcm</i>	63	6.163	9.728	4.704	90	90	90

难, 为合金的脆性组成相^[21], 在高温下由 *B* 相基体析出, 在低温下可以稳定存在不易发生分解^[22]。

O 相为有序正交(Orthorhombic)结构^[23-24], 空间群为 *Cmcm*, 该相中的 Ti、Al、Nb 摩尔比为 2:1:1, 3 种原子各自占据特定的晶格位置, 原子排列方式与 α₂ 相相似, 其中 Ti 和 Nb 原子在 α₂ 相亚晶格点阵中进一步有序化, 可认为是 α₂ 相晶格的一种微小畸变形式, 塑性介于 α₂ 相和 *B2* 相之间^[25]。

杨锐等^[26]概括了钛合金中正交相变和有序化转变之间的关系, 如图 3 所示, Ti₂AlNb 合金可以通过在 Ti₃Al 合金中添加 Nb 获得, 也可以通过正交结构马氏体 α'' 有序化获得。但迄今为止, 关于 *O* 相热力学稳定成分和温度范围还存有争议, 基于相变动力学原因, 尚未能获得 Ti₂AlNb 合金单晶, 使得 *O* 相晶体结构、原子占位以及许多物理性质仍不明确^[5]。

关于 Ti₂AlNb 合金或 Ti₃Al-Nb 合金中 *O* 相的形成机制也有争议, 由于母相不同, 根据现有的研究结果总结得出 *O* 相的形成机制有 *B2*→*O*、α₂→*O* 和 *B2*+α₂→*O* 三类。

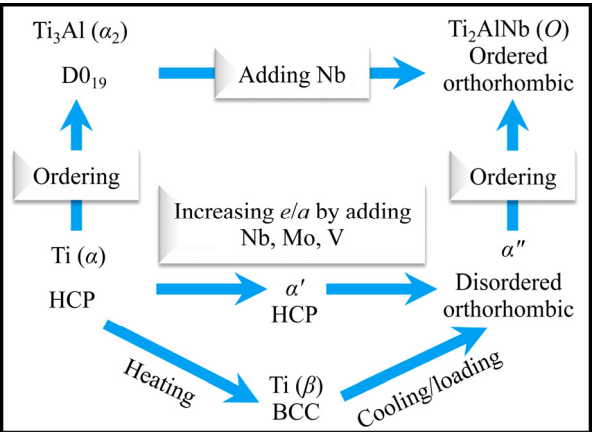


图 3 钛合金正交相变、有序化及其关系^[26]
Fig. 3 Orthorhombic transformation, ordering and their relationships in titanium alloys of Ti alloy^[26]

2.1 B2 相转变为 O 相机制

关于 *B2*→*O* 相变过程主要有两种观点, 一种是通过 *B2* 相转变为 *B19* 中间过渡相, 然后再向 *O* 相转变, 而过渡相 *B19* 可通过 *B2* 相(111)[110]方向上的原子在应力诱导下产生切变位移来形成, 随后亚稳态 *B19* 相通过进一步有序化形成 *O* 相^[5, 27], 即 *B2*→*O* 相变过程包含两个连续多晶型转变, 即首先发生 *B2*→*B19* 相变, 然后发生 *B19*→*O* 相变。ZHOU 等^[27]研究了 Ti-22Al-25Nb 合金在选区激光熔化(SLM)过程中的物相变化, 发现 *B2*→*O* 相变过程中过渡相 *B19* 相的存在是 *O* 相形成必不可少的, 因此, 在无扩散的情况下不可能通过 *B2* 相剪切型位移直接转变成 *O* 相, 而是首先通过 *B2* 相形成亚稳态 *B19* 相, 随后 *B19* 相进一步有序化形成 *O* 相。整个 SLM 过程的相变及机理可以描述成 *L*→*B2* 相发生剪切型位移→亚稳态 *B19* 相成分有序化→形成 *O* 相。BENDERSKY 等^[28]采用 TEM 技术研究了 Ti-25Al-25Nb 合金的相变过程, 也证实 *B2*→*O* 相变过程发生了 *B2*→*B19*→*O* 两步相变。SADI 等^[29]指出 *B2*→*O* 相变过程为 *B2* 相晶格发生整体收缩, 即沿 *B2* 晶格 *a* 轴收缩、沿 *B2* 晶格 *b* 轴和 *c* 轴扩展, 其相变模型如图 4 所示^[24]。*B2*→*O* 相变的另一种机

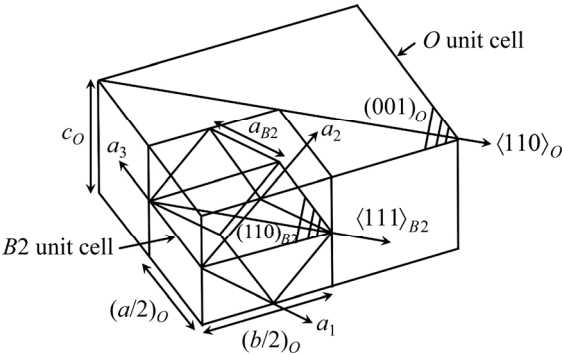


图 4 *O* 相与 *B2* 相变过程示意图^[29]
Fig. 4 Schematic diagram of *O* and *B2* phases transformation process^[29]

制是在高温环境下由 $B2$ 相直接转变为 O 相^[3, 21], 即发生 $B2 \rightarrow O$ 相变。

2.2 α_2 相转变为 O 相机理

α_2 相形成 O 相存在六种变体^[3], $\alpha_2 \rightarrow O$ 相变也有如下两种机制。

1) α_2 相晶格发生微小畸变, α_2 相晶格发生原子有序化形成 O 相, 即发生 $\alpha_2 \rightarrow O$ 相变^[2-3]。BANERJEE 等^[3]研究发现 O 相与 α_2 相选区电子衍射形式相似, 认为 O 相是 α_2 相晶格发生轻微畸变而形成的, α_2 相中 $[0001]$ 、 $[1\bar{1}00]$ 和 $[11\bar{2}0]$ 方向分别等同于 O 相中 $[001]$ 、 $[010]$ 和 $[100]$ 方向, α_2 相中 $(10\bar{1}0)$ 晶面等同于 O 相中 (110) 晶面。 O 相与 α_2 相原子排列相似, 晶格参数差别很小, 这是由于 O 相中 Nb 原子在 Ti 的亚点阵上进一步有序排列, 使 α_2 相基面上的对称性降低, 从而形成 O 相, 与 WU 等^[30]研究结果一致, 也得出了 O 相与 α_2 相具有相似的晶格结构, α_2 相棱柱面夹角为 120° , 而 O 相棱柱面夹角为 118° , 可以从图 5 所示晶胞模型来区分 α_2 相和 O 相。

2) α_2 相发生调幅分解, 即当 α_2 相中 Nb 过饱和时, α_2 相晶格不能保持密排六方结构的对称性, α_2 相将分解成贫 Nb 区和富 Nb 区, 通过 Nb 元素的扩散发生 $\alpha_2 \rightarrow \alpha_2(\text{贫 Nb}) + O(\text{富 Nb})$ 相变, 富 Nb 区伴随着晶格畸变, 且成分接近 Ti_2AlNb 而形成 O 相, 相变驱动力是固溶引起的畸变能^[3, 5, 21, 30-31]。同时, WANG 等^[21]和 HUANG 等^[32]研究均发现合金经固溶+时效处理后, 细小 O 相片层分布在整体 α_2 相晶粒内, 可以是一个变体, 也可以是 $\alpha_2 + O$ 两相混合体, 由于 α_2 相中 Nb 过饱和, 晶格不能保持其密排六方的对称结构, 发生晶格畸变, 形成伪密排六方相, 即 O 相。KHADZHIEVA 等^[33]研究 Ti_2AlNb 合金中 α_2 相的分解行为时, 发现在时效过程中, 在初生 α_2 相片层内部有堆垛层错(SFs)产生, SFs 吸收 Nb 元素后使得 α_2 相中 Nb 过饱和而形成富 Nb 区和贫 Nb 区, 富 Nb 区的 α_2 相晶格畸变形成 O 相, 初生 α_2 相片层分解成交替分布的 α_2/O 相片层, 最终初生 α_2 相片层消失, 全部转变成 O 相片层, $\alpha_2 \rightarrow O$ 相变过程如图 6 所示^[33]。

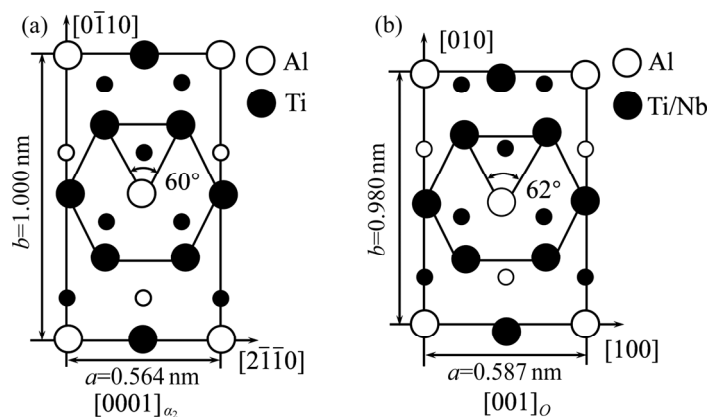


图 5 α_2 相和 O 相晶胞模型^[30]

Fig. 5 Crystal cell model of α_2 and O phase^[30]: (a) α_2 phase in $[0001]$ zone axis; (b) O phase in $[001]$ zone axis

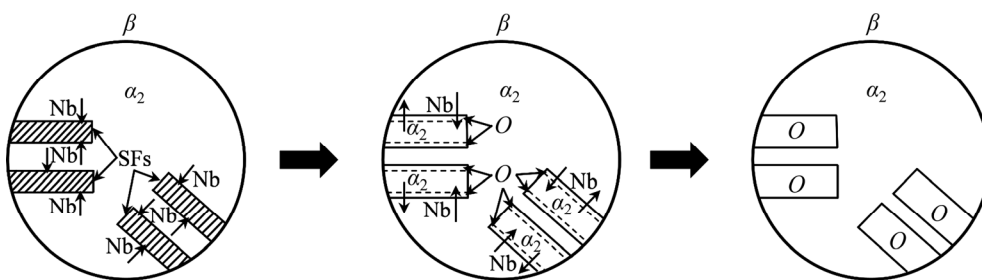


图 6 $\alpha_2 \rightarrow O$ 相变示意图^[33]

Fig. 6 Schematic diagram of $\alpha_2 \rightarrow O$ phase transformation^[33]

2.3 ($B2+\alpha_2$)两相转变为 O 相机制

通过 $B2+\alpha_2 \rightarrow O$ 包析反应在 α_2 相周围形成边缘 O 相, 称为 Rim- O 相, 包析反应示意图及显微组织如图 7 所示, 包析反应后形成一种镶嵌结构。BANERJEE 等^[3]研究证明, O 相可以由 α_2+B2 两相通过包析反应而形成。由于合金成分和热处理工艺的不同, 可以观察到不同形态的 O 相和分布。HUANG 等^[32]在研究 $B2+\alpha_2$ 双相状态合金热处理过程中的相变规律时发现, 原始板材经热处理后在初生 α_2 相周围会发现一层衬度呈灰色的相, 经 TEM 分析证明, α_2 相边缘的相为 O 相, 即 α_2 相到 O 相转变产生了 Rim- O 相, 源于 $B2+\alpha_2 \rightarrow O$ 相变。 O 相经常在 α_2 相周围作为包析边缘, 是 α_2 和 $B2$ 相发生包析反应生成 O 相的结果^[23-24]。

综上所述可知, 目前提出的 O 相形成机制有 5 种, 如图 8 所示, 即: 1) $B2$ 相直接转变为 O 相, 即发生 $B2 \rightarrow O$ 相变; 2) $B2$ 相首先形成 $B19$ 中间过

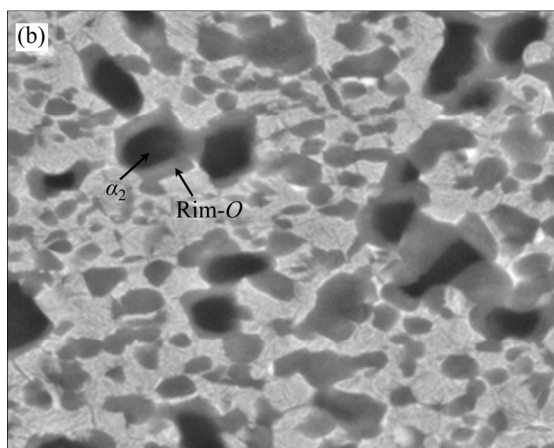
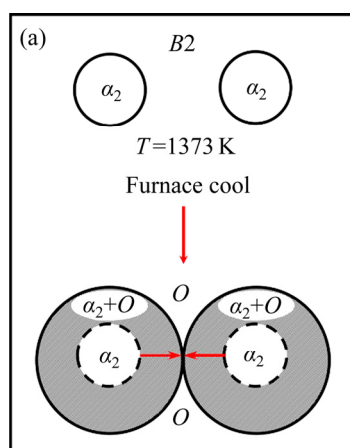


图 7 包析反应示意图^[3]和包析反应组织^[24]

Fig. 7 Schematic diagram and microstructure of peritectoid reaction: (a) Schematic diagram of peritectoid reaction^[3]; (b) Microstructure after peritectoid reaction^[24]

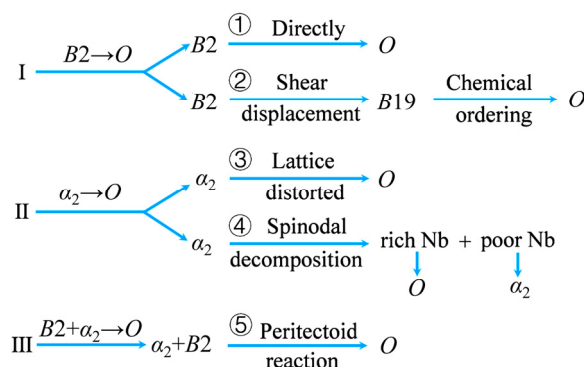


图 8 O 相形成机制

Fig. 8 Formation mechanisms of O phase

渡相, 然后 $B19$ 相向 O 相转变, 即发生 $B2 \rightarrow B19 \rightarrow O$ 相变; 3) α_2 相晶格发生微小畸变, 发生 $\alpha_2 \rightarrow O$ 相变; 4) α_2 相发生调幅分解, 形成贫 Nb 区和富 Nb 区, 发生 $\alpha_2 \rightarrow \alpha_2(\text{贫 Nb}) + O(\text{富 Nb})$ 相变, 其中贫 Nb 区为 α_2 相, 富 Nb 区为 O 相; 5) 发生 $B2+\alpha_2 \rightarrow O$ 包析反应形成 Rim- O 相。

3 Ti_2AlNb 合金典型组织及组织调控

通过对 O 相形成机制的研究结果可以看出, 其形成机制多样、复杂, 其形成及形态强烈依赖于热机械加工过程, 从而会影响合金的力学性能, 因此, 研究热加工及热处理过程中的组织演变规律对提高合金力学性能十分重要。通常, 工业化条件下生产的 Ti_2AlNb 合金主要通过真空自耗熔炼工艺制备, 获得的 Ti_2AlNb 合金铸锭晶粒较为粗大, 塑性较低, 无法满足工程化应用要求, 需要通过调控热机械加工工艺来细化晶粒尺寸, 调节组织中的相组成、相比比例及相尺寸等参数, 以获得工程化应用所需的综合力学性能。

3.1 Ti_2AlNb 合金典型组织

Ti_2AlNb 合金具有本征脆性的特征, 热加工工艺塑性低于传统钛合金材料, 为生产 Ti_2AlNb 合金航空构件, 如发动机盘锻件、机匣环锻件和导弹发动机涡轮转子等, 基于传统钛合金所采用的热工艺方法, 主要开发了锻造^[34]、挤压^[35]、旋压^[36]、增材制造^[27]、轧制^[37]和热等静压^[37]等成形工艺, 通过在不同相区热加工和热处理可以获得多样的显微组

织形态,主要有等轴、双态和片层三种典型显微组织^[2-3, 22, 24]。

1) 等轴组织: Ti_2AlNb 合金经低温 $B2+O$ 两相区^[10, 38]或 $B2+\alpha_2+O$ 三相区^[21, 23, 39]热变形后,原始组织中的粗大晶粒得到细化且发生等轴化,组织中的部分 O 相片层在热变形过程中发生动态球化向等轴状转变。合金经热变形后在 $B2+\alpha_2+O$ 三相区或 $B2+O$ 两相区进行固溶和时效处理冷却后可获得等轴组织,变形量越大、变形温度越低,等轴相含量越高,有时会在等轴 α_2 相周围形成 Rim- O 相。因此,等轴组织的特征是初生等轴 O/α_2 相、具有 Rim- O 相的等轴 α_2 相连续分布于 $B2$ 相基体中,形成等轴组织。在热机械加工过程中等轴组织的演变过程如图 9 所示^[39]。

2) 双态组织: Ti_2AlNb 合金经 $B2+\alpha_2$ 两相区变形后,通过在 $B2+\alpha_2$ 两相区固溶后连续冷却或固溶后快冷+时效处理均可获得双态组织^[21, 23],其中变形温度和固溶处理温度决定了组织中初生等轴 α_2 相的比例,固溶和时效处理可以有效控制 O 相片层数量、尺寸和分布^[40-41],固溶获得粗 O 相片层,时效析出 O 相片层,初生 α_2 相在时效过程中没有明显变化。同时,在 $B2+\alpha_2+O$ 三相区变形^[42]后在 $B2+O$

两相区热处理得到双态组织^[10]。组织中初生等轴 α_2/O 相及次生 α_2/O 相片层分布于连续的 $\beta/B2$ 相基体中,在 $\beta/B2$ 转变温度以下进行热变形时,保留一定量的 α_2 相,在热处理过程中,由于 α_2 相的钉扎作用能够有效限制晶界的迁移,阻碍 $B2$ 晶粒的长大^[4],图 10 所示为双态组织在热机械加工过程中的演变^[8]。

3) 片层组织: Ti_2AlNb 合金经 $B2$ 单相区固溶+ ($O+B2$) 两相区时效^[10]、 $B2$ 单相区热处理后冷却^[4, 43]、或者在 $B2$ 单相区^[34, 44-45]和 $B2+\alpha_2$ 两相区(近 $B2$ 相区)^[42]变形后连续冷却均可得到片层组织。同时,当热变形后的组织经 $B2+\alpha_2+O$ 三相区固溶处理后细 O 相片层固溶到 $B2$ 相基体,后经 $B2+O$ 两相区时效处理,细小 O 相片层从 $B2$ 基体中析出,从而得到双尺寸片层组织,组织演变过程如图 11 所示^[44, 46]。但是,经 $B2$ 单相区热处理后得到的片层组织晶界一般较为平直,导致合金塑性较差,工程化应用一般不采用这种工艺方法。片层组织中的 α_2 相片层或 O 相片层分布于连续的 $\beta/B2$ 相基体中。

综上所述可知, Ti_2AlNb 合金经过不同热机械加工处理后的三种典型组织如图 12 所示^[21, 23-24],热机械加工工艺与组织的关系见表 3。在 $\beta/B2$ 转变

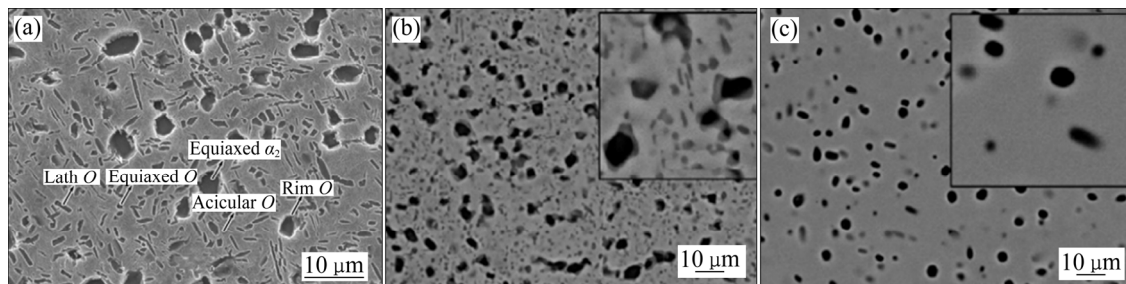


图 9 Ti_2AlNb 合金等轴组织演变^[39]

Fig. 9 Microstructures evolutions of equiaxed for Ti_2AlNb alloy^[39]: (a) Forging at $B2+\alpha_2+O$ phase field; (b) Solution treatment at $B2+O$ phase field; (c) Solution treatment at $B2+\alpha_2+O$ phase field

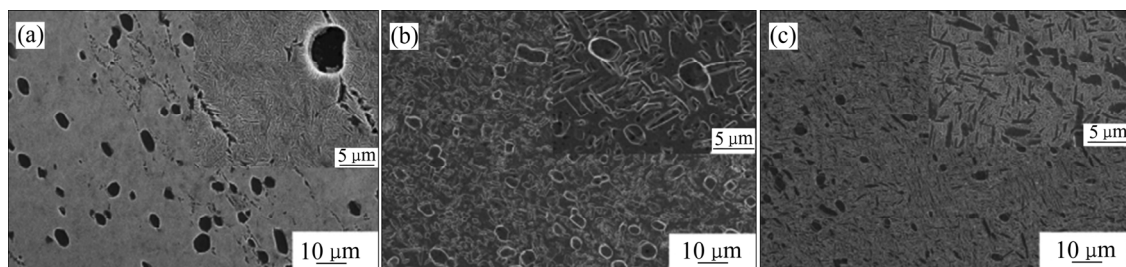


图 10 Ti_2AlNb 合金双态组织演变^[8]

Fig. 10 Microstructures evolutions of bimodal structure for Ti_2AlNb alloy^[8]: (a) Deforming at $B2+\alpha_2$ phase field; (b) Solution treatment at $B2+O$ phase field; (c) Solution and aging treatment at $B2+O$ phase field

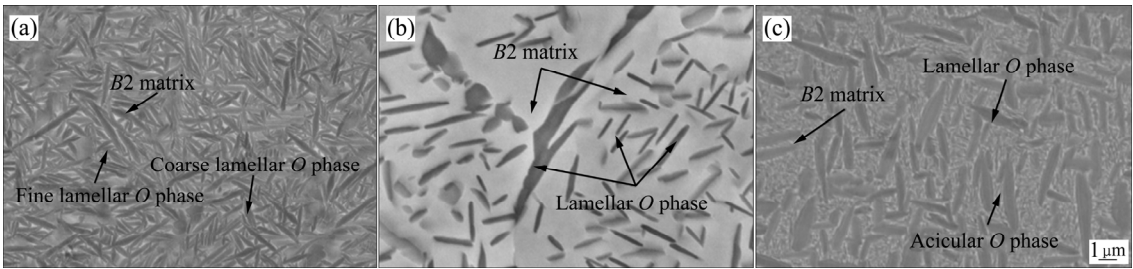


图 11 Ti_2AlNb 合金片层组织演变^[44, 46]

Fig. 11 Microstructures evolutions of lamellar structure for Ti_2AlNb alloy^[44, 46]: (a) Deforming at $B2$ phase field; (b) Solution treatment at $B2+\alpha_2+O$ phase field; (c) Solution and aging treatment at $B2+O$ phase field

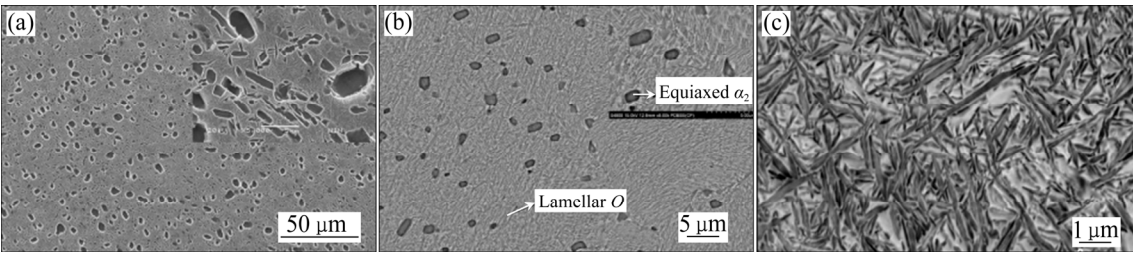


图 12 Ti_2AlNb 合金典型组织^[21, 23-24]

Fig. 12 Typical microstructures of Ti_2AlNb alloy^[21, 23-24]: (a) Equiaxed structure; (b) Bimodal structure; (c) Lamellar structure

表 3 热机械加工与显微组织关系

Table 3 Relationship between thermo-mechanical processing and microstructure

Deformed state	Deformed phase field	Phase field of heat treatment	Microstructure
Roll ^[17]	$B2+\alpha_2+O$	—	Equiaxed
Isothermal forge ^[23, 39]	$B2+\alpha_2+O$	ST and AT in $B2+O$	Equiaxed
Roll ^[10]	$B2+O$	ST in $B2+O$	Equiaxed
Forge ^[38]	$B2+O$	ST and AT in $B2+O$	Equiaxed
Roll ^[42]	$B2+\alpha_2+O$	—	Bimodal
Roll ^[10, 17] , isothermal forge ^[23]	$B2+\alpha_2+O$	ST and AT in $B2+O$	Bimodal
Roll ^[17]	$B2+\alpha_2+O$	ST in $B2+\alpha_2$ and AT in $B2+O$	Bimodal
Isothermal forge ^[4, 21, 41]	$B2+\alpha_2$	ST and AT in $B2+O$	Bimodal
Forge ^[40]	$B2+\alpha_2$	ST in $B2+\alpha_2$	Bimodal
Forge ^[40]	$B2+\alpha_2$	ST in $B2+\alpha_2$ and AT in $B2+O$	Bimodal
Roll ^[17] , isothermal forge ^[23, 47] , extrusion ^[45]	$B2$	—	Lamellar
Roll ^[10] , isothermal forge ^[23]	$B2$	Annealing in $B2+O$	Lamellar
Roll ^[42]	$B2+\alpha_2$	—	Lamellar
Roll ^[17]	$B2+\alpha_2$	ST in $B2$ and AT in $B2+O$	Lamellar
[43]	—	Annealing in $B2$	Lamellar

“—” presents no deformed or heat treatment, “ST” presents solution treatment, “AT” presents aging treatment.

温度以下进行热变形, 然后在 $B2+\alpha_2+O$ 三相区或 $B2+O$ 两相区进行热处理冷却后可获得等轴组织; 在 $\beta/B2$ 转变温度以下进行热变形, 然后在 $B2+O$ 两相区热处理可获得双态组织; 在 $B2$ 单相区或高温 $B2+\alpha_2$ 两相区进行热变形后连续冷却和 $B2$ 单相区热处理可获得片层组织。

3.2 Ti_2AlNb 合金组织调控

Ti_2AlNb 合金的显微组织与热加工、热处理、合金成分等密切相关,关于工艺-组织之间的关系开展了大量研究。根据图 1(a)所示的 Ti-22Al-xNb 合金垂直截面相图,可以看出从低温到高温的相转变主要分为 $O \rightarrow B2+O$ 、 $B2+O \rightarrow B2+\alpha_2+O$ 、 $B2+\alpha_2+O \rightarrow B2+\alpha_2$ 、 $B2+\alpha_2 \rightarrow B2$ 四个阶段^[16, 20, 24]。当合金成分一定时,可以区分合金各个相区的温度范围,进而制定热变形和热处理工艺来调控合金显微组织形态。 Ti_2AlNb 合金相变复杂,其显微组织对热处理比较敏感,热处理工艺参数的变化会引起组织的细节变化。

1) Ti_2AlNb 合金铸锭组织经历如锻造、挤压、轧制等热成形工艺后可以使原始组织破碎,且随着变形量增加,由于驱动力的增大,片层组织明显破碎,形成更多的球形 O 相,原始片层之间界面清晰^[35],如图 13 所示。BOEHLERT^[48]认为多向等温锻造成形工艺非常适用于 Ti_2AlNb 合金,可以有效细化铸态组织,使组织进一步均匀化,片层取向更随机,为合金的二次加工提供板材。ZHANG 等^[49]也发现合金经历变形后,组织会细化。采用烧结和

挤压工艺制备 Ti_2AlNb 合金棒材,在挤压过程中,烧结态合金组织经过挤压后块状 α_2 相消失,部分 $B2$ 晶粒沿着挤压方向拉长,在原始 $B2$ 晶界处发生部分动态再结晶现象(见图 14), $B2$ 晶粒得以细化,获得细晶强化效果^[45]。

2) 固溶温度会显著影响 Ti_2AlNb 合金的显微组织,ZHOU 等^[50]发现在低于 $B2$ 单相区温度固溶时,由于晶界 α_2 相的存在, $B2$ 晶粒尺寸没有明显改变,长大速度较慢;而在高于 $B2$ 单相区温度固溶时,晶界 α_2 相消失, $B2$ 晶粒迅速长大,获得全片层、大尺寸 $B2$ 晶粒。随着固溶温度的升高,为降低界面能,原始组织中片层 α_2 相和 O 相通过原子扩散逐渐等轴化、粗化,比例下降, $B2$ 相比比例逐渐上升^[51]。XUE 等^[20]分析了热处理对 Ti-22Al-25Nb 合金组织的影响,研究发现,随固溶温度的增加,组织中细小等轴 O 相合并或溶解到 $B2$ 基体中,组织演变过程如图 15 所示。同时,固溶温度对时效过程的细小 O 相片层析出也有显著的影响,相同时效温度下,固溶温度越高,细小 O 相片层析出越多^[8, 52-53],时效温度可以有效调节细小 O 相片层比例。而当固溶温度一定时,随着固溶保温时间的延

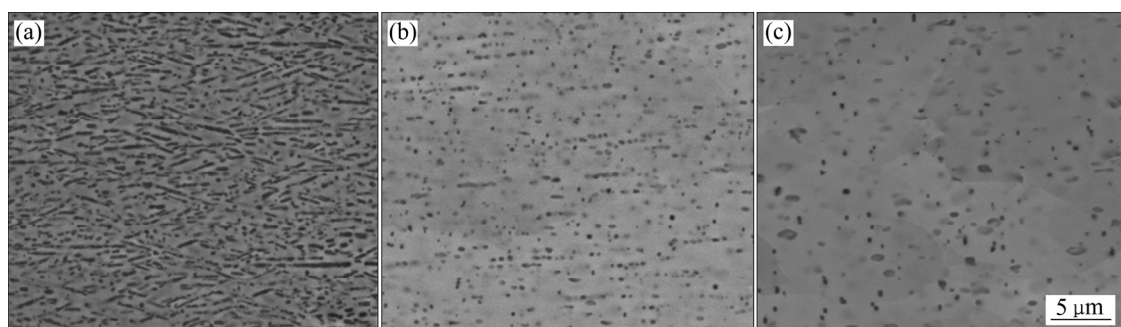


图 13 Ti_2AlNb 合金不同变形量下的显微组织^[35]

Fig. 13 Microstructures of Ti_2AlNb alloy deformed under different conditions^[35]: (a) $\varepsilon=30\%$; (b) $\varepsilon=50\%$; (c) $\varepsilon=70\%$

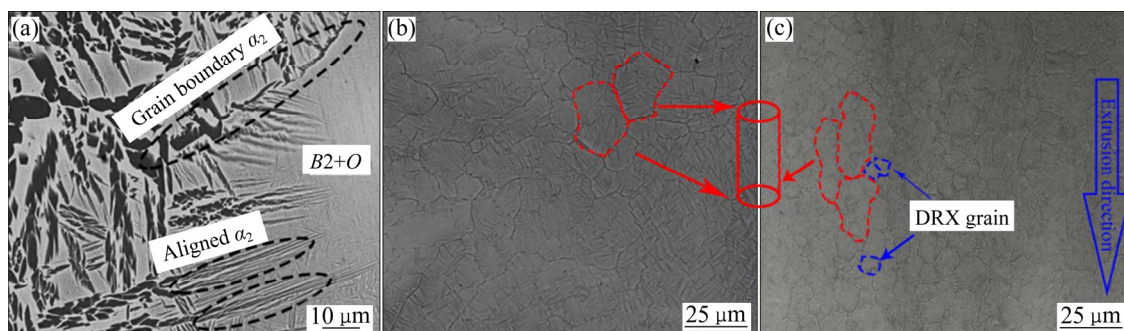


图 14 Ti_2AlNb 合金不同状态下的显微组织^[45]

Fig. 14 Microstructures of Ti_2AlNb alloy under different conditions^[45]: (a) As-sintered; (b) As-extruded along transverse section; (c) As-extruded along longitudinal section

长, $B2$ 晶粒的长大速度下降^[54]。

时效温度同样会影响 Ti_2AlNb 合金的显微组织, WANG 等^[24]研究发现, 与固溶组织相比, 随时效温度的升高, α_2 相比比例上升, α_2 相周围 Rim- O 相变厚, 嵌在 Rim- O 内部的 α_2 晶粒完全溶解, 部分完全转变为等轴 O 相, 并发生长大, 此时, 时效组织中均有细小 O 相片层析出, 形貌如图 16 所示。 O 相的析出对时效温度敏感, 当固溶温度相同时, 随时效温度的升高, 二次析出的细小 O 相片层比例下降, 厚度增加^[55-56], 长度下降, 而初生粗片层厚度受时效温度的影响不明显^[37, 49]。但是, 时效处理对 $B2$ 晶粒长大没有明显影响^[50]。HUANG 等^[57]研究发现, 当合金在 α_2+B2 两相区时效处理时, 片层 α_2 相不像先前报道的那样稳定, 在 $650\text{ }^\circ\text{C}$ 退火时会

自发的发生 $\alpha_2 \rightarrow B2 + O$ 相变, 在基体中形成细小 O 相片层。

Ti_2AlNb 合金在时效过程中存在静态粗化行为, 在时效起初阶段受奥斯特瓦尔德熟化机制控制(见图 17^[58]), 粗化明显, 之后受边界分割和终止迁移机制控制。这是由于 O 相片层端面界面能与长轴不同, 固溶原子的扩散导致 O 相片层粗化和分割。随时效时间的增加, O 相片层不断粗化, O 相和 $B2$ 相的界面明显, 粗化速率随固溶原子扩散浓度增加而增加; 时效温度越高, O 相片层粗化动力学越显著, 与 XUE 等^[59]研究结论一致, 这是由于高温提供了更多加速 O 相片层增长的扩散激活能。同时, O 相片层的厚度随时效时间的增加而增加, O 相片层的生长过程受能量还原和 $B2$ 相原子浓度平衡的

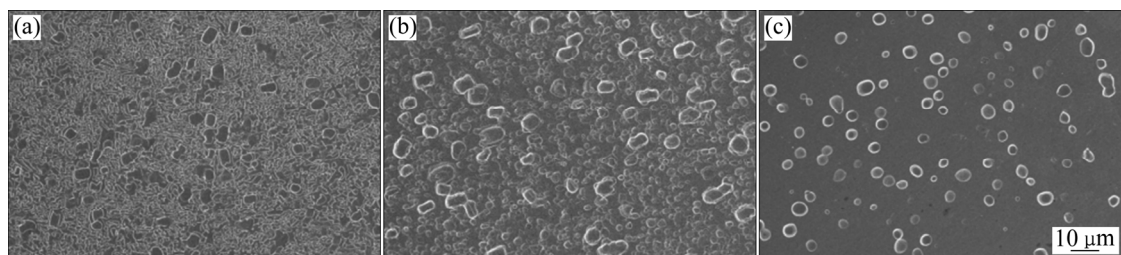


图 15 Ti_2AlNb 合金不同固溶温度下的组织演变^[20]

Fig. 15 Microstructures evolutions of Ti_2AlNb alloy at different solution temperatures^[20]: (a) $940\text{ }^\circ\text{C}$; (b) $960\text{ }^\circ\text{C}$; (c) $980\text{ }^\circ\text{C}$

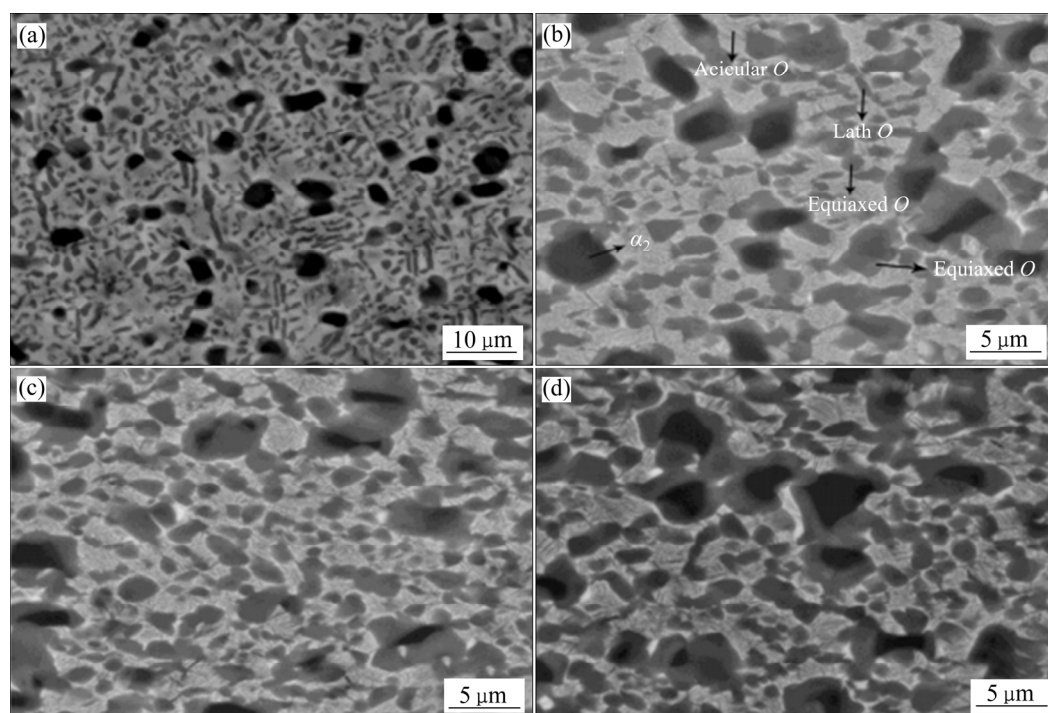


图 16 Ti_2AlNb 合金不同时效温度下的组织演变^[24]

Fig. 16 Microstructures evolutions of Ti_2AlNb alloy at different aging temperatures^[24]: (a) As solution treated; (b) $760\text{ }^\circ\text{C}$; (c) $780\text{ }^\circ\text{C}$; (d) $800\text{ }^\circ\text{C}$

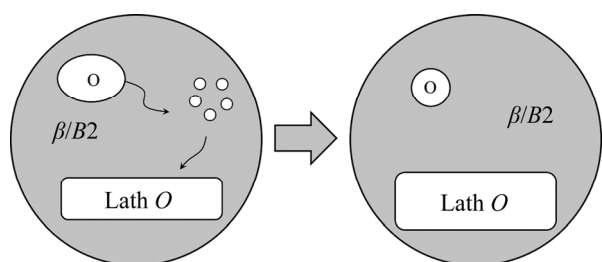


图 17 Ti_2AlNb 合金中奥斯特瓦尔德熟化机制示意图^[58]

Fig. 17 Schematic diagram of Ostwald ripening mechanism in Ti_2AlNb alloy^[58]

驱动,在初始保温阶段,合金具有较高的储能,为原子扩散和边界扩散提供了驱动力,随着时效时间的延长,合金生长的驱动力和合金元素的浓度梯度减小,片层难以继续粗化。

3) 冷却速率:不同的冷却速率会影响合金中的相组成和相比。研究固溶组织经不同速率冷却时发现,水冷时,合金由连续 $B2$ 相和少量残余的 O 相组成,炉冷后合金由大量的 O 相片层和不连续 $B2$ 相组成^[60]。可见,冷却速率较慢时,组织有足够的时间发生 $\beta/B2 \rightarrow O$ 相变,且 O 相片层在较低的冷却速率过程中厚度较大^[61],在随后的时效过程中会析出更多的细小 O 相片层。

综上所述可知, Ti_2AlNb 合金的显微组织与热机械加工工艺密切相关,对变形工艺(锻造、轧制、挤压等成形工艺的变形量、变形温度等)和热处理工艺(加热温度、加热时间、冷却速率等)等参数均非常敏感,当 Ti_2AlNb 合金成分确定时,可以通过控制热机械加工工艺来调控合金显微组织,工艺参数的差异可以使合金获得多样的显微组织类型,从而影响合金的力学性能。然而,关于工艺-组织关系

的研究局限于定性分析或者定量分析几种显微组织,系统研究热机械加工工艺对合金组织演变规律的影响,这对获得所需的组织状态和力学性能十分重要。目前,变形工艺的研究局限于传统的锻造、轧制和热等静压等研究,关于挤压工艺对 Ti_2AlNb 合金组织演变影响的研究还处于探索期,未见系统性报道。

4 Ti_2AlNb 合金力学性能

在评价 Ti_2AlNb 合金在航空航天领域应用的前景时,要综合考虑合金的物理性能和力学性能。表 4 总结了 Ti_2AlNb 合金与钛合金、镍基高温合金和 $\gamma\text{-TiAl}$ 合金之间物理性能和力学性能上的差异,可见 Ti_2AlNb 合金具有良好的物理性能和力学性能匹配,不存在明显不足之处。国内外对 Ti_2AlNb 合金的力学性能做了大量的研究工作,主要集中于拉伸、断裂韧性、蠕变和疲劳行为的研究。

4.1 拉伸性能

Ti_2AlNb 合金的拉伸性能与合金成分以及热机械加工工艺等密切相关,表 5 列举了一些典型 Ti_2AlNb 合金的拉伸性能。 Ti_2AlNb 合金密度虽然比钛合金稍大,但较其具有较高的热强性能,密度仅约为镍基高温合金的 60%,较 TiAl 合金相比具有较高的塑性,图 18 所示为 Ti_2AlNb 合金与近 α 型钛合金、 Ti_3Al 、IN718、 TiAl 等合金拉伸性能及高温比强度的对比。由图 18 可见, Ti_2AlNb 合金较其他航空领域常用的金属材料相比具有塑性、强度、密度和热强性的良好匹配。

合金元素会显著影响 Ti_2AlNb 合金的拉伸性

表 4 航空发动机用先进高温材料物理和力学性能

Table 4 Physical and mechanical properties of advanced high temperature materials for aero-engines

Material	$\rho/(\text{g}\cdot\text{cm}^{-3})$	Elasticity modulus/GPa	Yield strength/MPa	Tensile strength/MPa	RT ductility/%	HT ductility/%	Limit temperature of creep resistance/ $^{\circ}\text{C}$	Antioxidation limit temperature/ $^{\circ}\text{C}$
Titanium	4.5	95–115	380–1150	480–1200	10–25	12–50	600	600
Ni-based alloy	7.9–8.5	206	800–1200	1250–1450	3–25	20–80	800–1090	870–1090
$\gamma\text{-TiAl}$	3.7–4.2	160–180	350–600	500–800	1–4	10–60	750–800	800–900
Ti_2AlNb	5.3–5.7	110–145	900–1130	1010–1250	3–16	15–35	650–750	650–750

“RT” presents room temperature, “HT” presents high temperature

表 5 典型 Ti_2AlNb 合金室温拉伸性能

Table 5 Tensile properties of typical Ti_2AlNb alloy at room temperature

Nominal component	Deformed state	Microstructure	R_m/MPa	$R_{p0.2}/\text{MPa}$	$A/\%$
Ti-12Al-38Nb ^[9]	Forge and roll	Lamellar	869	809	12.3
Ti-22Al-24Nb ^[9]	Forge and roll	Lamellar	916	836	4.5
Ti-22Al-25Nb ^[48]	Free forge	Duplex	1180	1100	3.5
Ti-22Al-27Nb ^[10]	Roll	Duplex	1160	1050	10.1
Ti-23Al-17Nb ^[40]	Forge	Duplex	1095	910	13.0
Ti-25Al-24Nb ^[9]	Forge and roll	Equiaxed	1237	1125	5.0
Ti-22Al-23Nb-1Mo-1Zr ^[34]	Forge	Lamellar	1028	882	20.0
Ti-22Al-24Nb-3Ta ^[17]	Roll	Duplex	1110	1100	14
Ti-22Al-20Nb-7Ta ^[10]	Roll	Duplex	1320	1200	9.8
Ti-22Al-24Nb-2V ^[16]	Roll	Lamellar	888	740	3.3
Ti-22Al-24Nb-2W ^[16]	Forge	Lamellar	960	860	0.8

R_m : ultimate tensile strength; $R_{p0.2}$: yield strength; A : elongation.

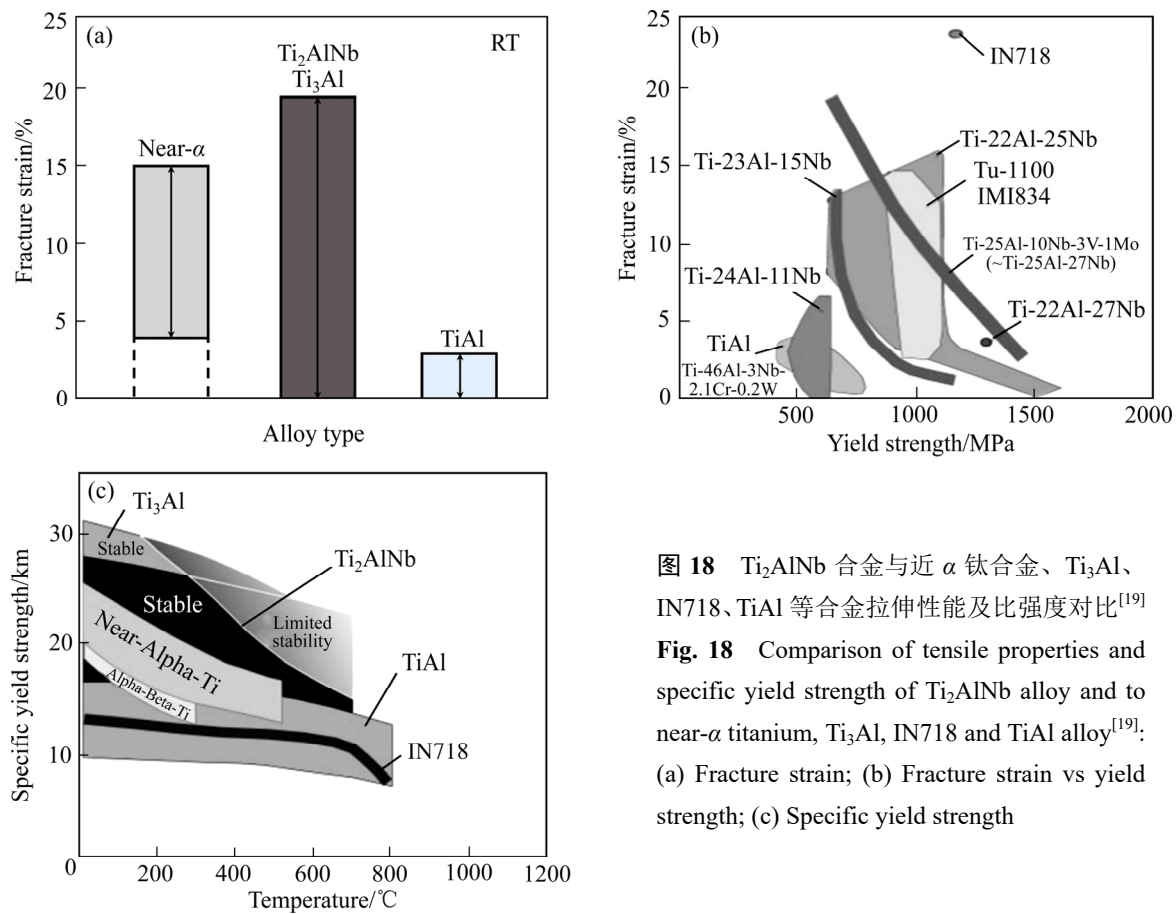


图 18 Ti_2AlNb 合金与近 α 钛合金、 Ti_3Al 、IN718、TiAl 等合金拉伸性能及比强度对比^[19]
Fig. 18 Comparison of tensile properties and specific yield strength of Ti_2AlNb alloy and to near- α titanium, Ti_3Al , IN718 and TiAl alloy^[19]: (a) Fracture strain; (b) Fracture strain vs yield strength; (c) Specific yield strength

能, ZHANG 等^[62]研究了 Ti-22Al-25Nb 和 Ti-22Al-23.9Nb-1.1Mo 合金室温和 650 °C 拉伸性能, 添加 Mo 使得 Ti-22Al-23.9Nb-1.1Mo 合金室温强度和塑

性下降; 而高温强度和塑性均有提高, 这与高温加载下发生 $B2 \rightarrow O$ 相变有关, Mo 的添加有效细化了晶粒尺寸, 细晶强化作用明显, 有利于合金获得优

异的高温拉伸性能。

显微组织与拉伸性能密切相关,LI等^[10]通过原位拉伸实验研究了 Ti-22Al-27Nb 和 Ti-22Al-20Nb-7Ta 合金工艺-组织-性能之间的关系,双态组织具有强度和塑性的良好匹配,强度符合 Hall-Petch 关系^[8-9]。B2 晶粒尺寸对 Ti₂AlNb 合金室温拉伸性能有显著影响,组织中等轴状 α_2 相颗粒对 B2 晶粒生长具有钉扎作用,屈服强度、拉伸强度和伸长率均随 B2 相晶粒尺寸减少而增加,符合 Hall-Petch 关系,因此,具有细小 B2 晶粒尺寸的组织具有塑性和强度良好匹配^[9,23]。XUE 等^[8]研究了具有双尺寸 O 相片层组织的拉伸性能,粗 O 相片层在固溶中获得,使合金具有较高的塑性;细 O 相片层在时效中获得,使合金具有较高的强度。屈服强度对 O 相片层的厚度敏感,其厚度只取决于时效温度,屈服强度随片层厚度的增加而下降^[63]。

O 相比比例和形态对合金的性能有显著影响,O 相较 α_2 相相比具有较好的强化效果,因此,等轴 α_2 相颗粒的减少和 O 相片层比例的上升提高了合金的强度,但长时间时效析出大量的细小 O 相片层会恶化合金塑性^[56-57,64]。B2 相比 O 相和 α_2 相更有助于提高合金塑性,相对于 O 相片层厚度,B2 相比比例似乎对合金塑性的影响更大,GOGIA 等^[6]研究也得出 O 相片层越厚、B2 相比比例越大,合金塑性越高的结论。热挤压变形后会引入变形织构、细化了晶粒并消除了大块 α_2 相,使得合金强度和塑性均有一定提高^[45]。ZHAO 等^[65]研究了不同组织的拉伸性能, α_2 +B2 组织、 α_2 +B2+O 组织和 B2+O 组织性能差异较大, α_2 +B2 组织塑性最好,而 B2+O 组织(片层组织)塑性最差, α_2 +B2+O 组织获得塑性和强度的良好匹配。

实验温度和应变速率对 Ti₂AlNb 合金拉伸行为也有显著影响,抗拉强度对温度和应变速率比较敏感,随温度的升高和应变速率降低而减少^[9,66]。同时,成形工艺也会影响合金的拉伸性能,LU 等^[67]在研究粉末冶金方法制备 Ti₂AlNb 合金的拉伸性能时发现,采用改进的保温方法和优化的轧制参数,使得轧制后的合金气孔率降低,粉末冶金 Ti₂AlNb 合金的拉伸性能得到明显改善。

综上所述可知,合金成分、组织状态(组织类型、相比比例、相尺寸等)、热处理工艺(固溶和时效温度、时间以及热处理后冷却速率)、变形工艺(锻

造、挤压、轧制等)等都会影响 Ti₂AlNb 合金的拉伸性能。

4.2 断裂韧性

断裂韧性反映了材料抵抗裂纹失稳扩展的能力,是飞机损伤容限设计中的重要考核指标,直接影响飞机寿命。然而,Ti-Al 系合金的本征脆性显著降低了其断裂韧性,进而限制了其在发动机上的应用。文献报道 Ti-46.5Al-2.1Cr-3.0Nb-0.2W 合金双态组织的断裂韧性为 $(11.93 \pm 2.18) \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ ^[68],而 Ti-Al-Nb 合金的断裂韧性一般在 $30 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 左右^[2,69],其中 Ti-22Al-25Nb 合金双尺寸 O 相组织的室温断裂韧性可达到 $30.1 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$,在航天领域具有很大的潜力^[70]。图 19 所示为 Ti₂AlNb 合金不同组织室温断裂韧性以及 TiAlNb 合金和近 α 型钛合金 Ti₃Al 合金、TiAl 合金在不同屈服强度下的室温断裂韧性。由图 19 可见,Ti₂AlNb 合金的断裂韧性取决于显微组织,片层组织的断裂韧性最好,且与片层相厚度相关,片层越厚断裂韧性越高;Ti₂AlNb 合金的断裂韧性不如钛合金,但与 Ti-Al 系其他合金相比,其强度和韧性具有良好匹配性^[2]。

断裂韧性与热处理、显微组织等因素密切相关,由内在和外在两种因素决定^[71-72]。B2 相是 Ti₂AlNb 合金中的塑性相,为断裂韧性的内在因素,高比例的 B2 相及细小尺寸 B2 晶粒的存在可以钝化裂纹,有效阻碍裂纹扩展^[69-70,73],裂纹扩展路径所消耗的塑性功(内因)也对断裂韧性有显著影响^[72];外在因素与裂纹扩展的曲折度有关,裂纹扩展路径越偏折,表明裂纹扩展抗力越小。因此,当合金具有良好的塑性和曲折的裂纹扩展路径时,合金具有较高的断裂韧性^[74]。室温断裂韧性以内因为主,高温断裂韧性以两者主导,提高温度可以提高裂纹尖端塑性区尺寸来使得断裂韧性提高。合金元素也会影响合金的断裂韧性,高 Nb、低 Al 可以提高 B2 相的解理断裂能力,而 Mo 或 Ta 替代 Nb 时,对断裂韧性没有明显的影响^[69]。如图 19(a)所示,片层组织具有优异的断裂韧性和裂纹扩展抗力,这是由于片层组织的扩展路径相对于等轴组织和双态组织更为曲折,组织中的片层相使得裂纹总长度和消耗的塑性功增加,因此断裂韧性提高。当热处理后的冷却速率不同时,随着冷却速率的降低,组织中

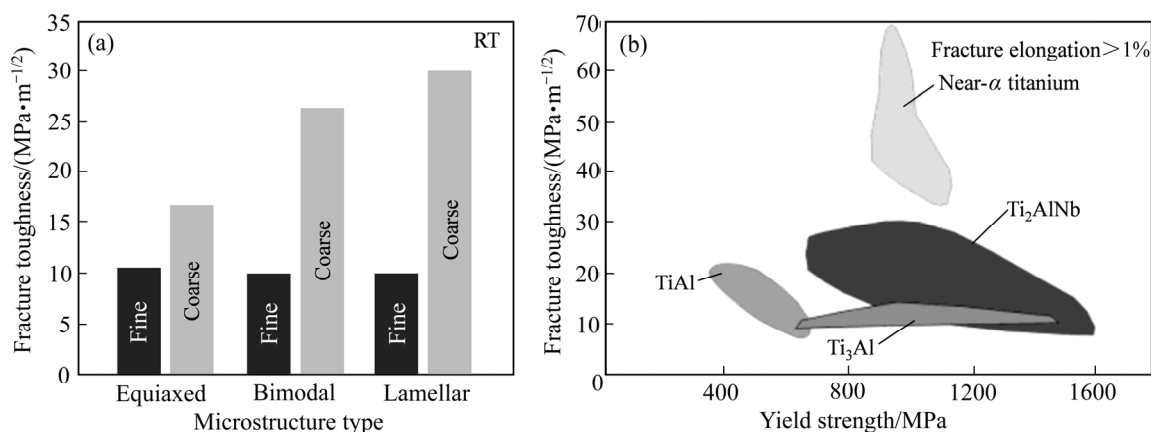


图 19 Ti_2AlNb 合金不同组织的室温断裂韧性及合金与 Ti_2AlNb 合金与近 α 型钛合金、 Ti_3Al 和 TiAl 在不同屈服强度下的室温断裂韧性^[2]

Fig. 19 Room temperature fracture toughness of Ti_2AlNb alloy with different microstructures and its relationship with Ti_3Al , TiAl and near- α titanium alloy at different yield strength^[2] (Fracture elongation at room temperature is more than 1%): (a) Fracture toughness of Ti_2AlNb alloy; (b) Fracture toughness vs yield strength for Ti_2AlNb , near- α titanium alloy, Ti_3Al and TiAl alloys

片层相呈现粗化的趋势, 有利于合金获得曲折的裂纹扩展路径^[75]。

综上所述可知, 断裂韧性受显微组织影响显著, 片层组织可以获得优异的断裂韧性, 片层相厚度越大, 合金断裂韧性越高。组织中 $B2$ 晶粒尺寸越小、 $B2$ 相比比例越高, 合金断裂韧性越高。同时, 合金成分的改变也会影响合金的断裂韧性。

4.3 蠕变性能

蠕变是 Ti_2AlNb 合金与其他材料如镍基高温合金、 $\gamma\text{-TiAl}$ 合金进行航空发动机高温部件应用进行竞争的关键, 是能否满足航空发动机高温环境下服役的最重要性能指标。图 20 所示为不同合金在 100 h 内总蠕变应变达到 0.2% 时的温度对比图^[76-77]。从图 20 中可以看出, 在 600~700 °C 范围内, Ti-22Al-25Nb 合金表现出较为优异的抗蠕变性能, 这与其较高的晶界扩散和晶格自扩散的激活能有关^[78]。

对于 Ti_2AlNb 合金蠕变性能的研究集中于对其蠕变机理的研究, 通过对蠕变指数和扩散激活能的测定表明, 蠕变变形机制与应力状态和显微组织密切相关^[15], 主要有位错滑移、攀移、晶界滑动和空位扩散。添加 Mo 和 Zr 后, 三个阶段的蠕变性能均强于 Ti-22Al-27Nb 合金, 这与其较高晶格自扩散激活能有关, 蠕变变形机制受位错攀移控制。同时,

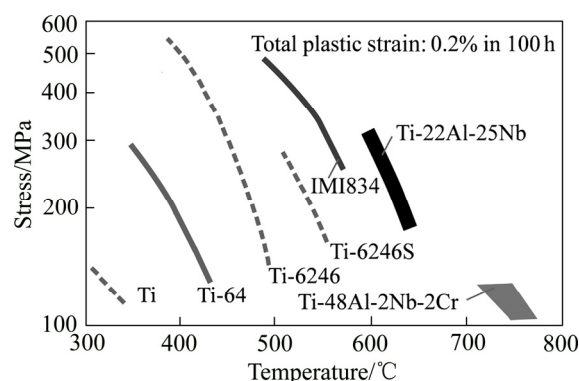


图 20 Ti_2AlNb 合金、钛合金^[76]和 TiAl 合金^[77]在 100 h 内总蠕变性能

Fig. 20 Creep properties of Ti_2AlNb alloy in comparison to titanium alloy^[76] and TiAl alloy^[77]

Zr 的加入可以通过粗化 O 相片层来有效提高合金的蠕变抗力^[11]。HE 等^[79]研究 Ti_2AlNb 合金蠕变性能时发现, 蠕变抗力与 O 相片层的比例及形态密切相关, O 相比 $B2$ 相蠕变抗力更高, 随时效温度的增加, O 相片层厚度增加, 蠕变抗力增加, 所以全片层组织的蠕变性能优于双态组织^[78], GOGIA 等^[6]也得出了相同的结论, 同时发现随 Nb 含量增加, 合金蠕变抗力升高的规律。BOEHLERT 等^[78]研究 Ti_2AlNb 合金的蠕变行为时发现, 在低应力下表现出较低的激活能, 以 Coble 蠕变为主; 在中等应力下出现晶界滑移和晶界扩散, 最小蠕变速率与应力

平方成正比,与晶粒尺寸成反比;在高应力下,为位错攀移控制的蠕变机制, O 相含量与蠕变性能成正比。总之,最小蠕变速率取决于显微组织和应力,高应力状态下,晶粒尺寸的影响不明显,高固溶温度处理获得较大尺寸晶粒,导致高蠕变抗力。JIAO等^[80]研究发现 Ti-22Al-24Nb-0.5Mo 合金的蠕变机理为位错控制,在蠕变过程中不仅发生变形还发生了 $B2 \rightarrow O$ 相变,温度越高转变越明显,且 O 相片层会不断发生粗化。此外,发现存在异常粗大片层 $B2/O$ 相的原始组织有利于裂纹的扩展,但经过固溶时效处理后异常粗大的 $B2/O$ 相片层被消除,合金的蠕变抗力显著提高。

综上所述可知,组织形态对蠕变性能具有明显的影响,片层组织蠕变性能要优于等轴组织和双态组织,且蠕变性能与片层厚度成正比;蠕变性能与 $B2$ 晶粒尺寸成正比;提高 Nb 含量或者添加 Mo 和 Zr 等其他合金元素也会显著影响合金蠕变性能。

4.4 疲劳性能

Ti₂AlNb 合金疲劳性能及变形行为的研究报道较少,合金疲劳行为的研究不够全面和系统,因此,深入研究 Ti₂AlNb 合金的疲劳行为对其工程化应用十分迫切。Ti₂AlNb 合金疲劳行为的研究主要集中于低周疲劳(Low cycle fatigue, LCF)和高周疲劳(High cycle fatigue, HCF)行为,关于 Ti₂AlNb 合金保载疲劳(Low cycle dwell fatigue, LCDF)行为的研究较少,因此,LCDF 行为有很大的研究空间。图 21 所示为室温下($R=0.1$)Ti₂AlNb 合金、TiAl 和近 α 型钛合金的 HCF 强度。从图 21 中可以看出, Ti₂AlNb 合金的 HCF 强度优于近 α 型钛合金和 TiAl 合金。研究学者研究了显微组织、合金成分及表面处理等因素对 Ti₂AlNb 合金疲劳性能的影响。

1) 显微组织的影响: O 相片层的厚度对疲劳性能有显著的影响,当 O 相片层较厚时,滑移路径较长,容易引起强烈的滑移带滑移并引起高应力,导致疲劳寿命较低;当 O 相片层较薄时,基平面位错的阻碍作用越有效,可以认为,通过限制 O 相片层中的位错运动,阻碍位错通过 $O/B2$ 相界面,较薄 O 相片层和致密 $O/B2$ 相界面更有助于提高疲劳裂纹萌生的抗力^[81-82]。ZHENG 等^[81]研究 Ti-22Al-25Nb 合金的 HCF 行为时,发现微裂纹优先在不均匀区域沿 β 相中滑移线或垂直于滑移线的 O/β 相界面萌

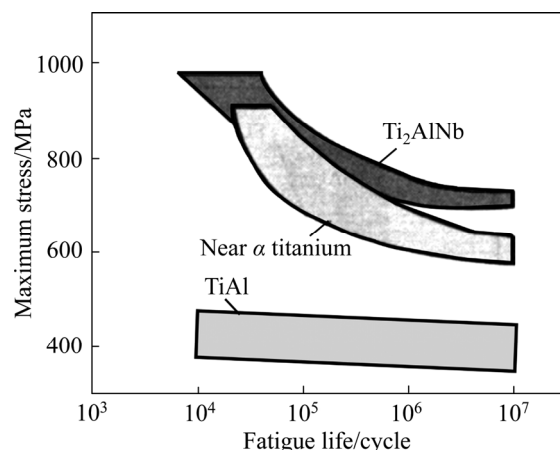


图 21 室温下($R=0.1$)Ti₂AlNb、TiAl 和近 α 型钛合金 HCF 性能^[19]

Fig. 21 HFC properties of Ti₂AlNb, TiAl and near- α titanium alloy at room temperature ($R=0.1$)^[19]

生,裂纹不发生偏折而是穿过 O 相片层,并在 $B2$ 相基体发生钝化,表明 $B2$ 相具有更高的 HCF 抗力,起到裂纹屏蔽作用。

显微组织中的增强体 TiB 颗粒能够提高 Ti-22Al-27Nb 合金室温 HCF 寿命,影响 HCF 变形行为,其中小 TiB 颗粒阻碍位错移动,并使位错塞积;大 TiB 颗粒可以释放集中应力,并且阻碍疲劳裂纹扩展,使合金疲劳强度提高 40% 左右,疲劳寿命增加^[83]。

2) 合金元素的影响: SINGH 等^[84]研究了 Mo 对 Ti-26.2Al-15.2Nb-0.4Mo 合金 LCF 的影响,合金表现出明显的循环硬化现象,且随应变幅增加而增加。添加 Mo 使组织均匀,增加了合金的 LCF 抗力。

3) 表面处理的影响:试样表面喷丸处理引入了残余压应力,压应力抵消了施加的部分拉应力,减小了有效拉应力,延缓了裂纹的萌生及扩展,疲劳强度极限和疲劳寿命显著提高^[85-86]。

飞机的飞行过程包括起飞、巡航和降落三个阶段,服役过程中,发动机压气机盘在高应力作用下保持一段时间,应力载荷谱接近于梯形波,峰值应力保持一段时间的低周疲劳称为保载疲劳^[87],其疲劳寿命小于常规 LCF 寿命,常导致一些飞机事故,该概念已经纳入国外材料研究及发动机设计。因此,仅对 Ti₂AlNb 合金进行 LCF 和 HCF 性能考核不足以指导合金在航空发动机上的应用,对于拟用于发动机压气机盘材料的 Ti₂AlNb 合金,工程化应

用时要对 Ti_2AlNb 合金的 LCDF 行为予以特别关注,以满足发动机设计要求,对于高压压气机的设计及其使用寿命预测具有十分重要意义。关于 Ti_2AlNb 合金的 LCDF 行为研究工作报道较少, PENG 等^[88]研究发现, O 相析出有利于提高 $\text{Ti-24Al-14Nb-3V-0.5Mo}$ 合金的疲劳极限,应力水平较缺口半径对合金保载疲劳性能影响更大,高温疲劳裂纹扩展是断口表面主要失效机制;蠕变孔洞生长/连接是断口内部主要失效机制。

5 展望

随着新一代航空发动机对高推重比、高可靠性、低耗油率和低成本要求的不断提高,对航空材料提出了更高的性能要求,具有优异综合力学性能的 Ti_2AlNb 合金正好是符合航空发动机服役条件的轻质高温结构材料,在航空发动机高温构件上显示出广泛应用的潜力,成为研究的热点。 Ti_2AlNb 合金的研制及研究工作较晚,对合金成分-工艺-组织-性能之间的关系研究还不够系统和全面,仍有许多问题需加深理解。目前, Ti_2AlNb 合金的研发和应用研究还存在一些问题,近期亟待重点开展以下一些工作。

1) 合金成分设计:在航空航天飞行器减重的需求下,研制低密度、高性能的 Ti_2AlNb 合金是提高飞行器飞行性能的重要途径。合金成分设计在改善 Ti_2AlNb 合金强度、塑性、蠕变和抗氧化等力学性能方面发挥了重要作用,通过添加合金化元素,获得低成本、低密度的新型高性能 Ti_2AlNb 合金,提高合金应用水平迫在眉睫。但是, Ti_2AlNb 合金相变十分复杂,关于合金化元素对合金相变温度的影响研究不够深入和系统,成分设计和相图计算仍然存在重要挑战。掌握相变规律,制定合理热机械加工工艺,对组织调控和力学性能的优化至关重要。

2) 热机械加工工艺-组织演变: Ti_2AlNb 合金的显微组织对热机械加工工艺十分敏感,需进一步优化热机械加工工艺,深入系统地研究合金在热加工及后续热处理过程中的组织演变规律以及组织和性能的稳定性,积累足够的实验数据,达到对显微组织的精确调控,实现与锻造、轧制和挤压等热成形工艺制备 Ti_2AlNb 合金棒材、环件、板材及模锻件等工程化应用研究相适应。

3) 组织-性能响应关系:与发动机典型件应用相适应的组织状态及关键力学性能的匹配控制研究不够全面。针对新一代航空发动机的服役条件和材料性能要求,特别是针对航空发动机盘类转动件的服役条件,不能一味追求强度和塑性指标,更应结合实际应用条件,特别需要对 Ti_2AlNb 合金室温保载疲劳和高温蠕变-疲劳交互作用等性能进行深入研究,对合金在实际服役条件下的疲劳损伤失效机理进行验证分析,建立系统全面的合金力学性能数据库,旨在进一步为 Ti_2AlNb 合金在航空发动机压气机盘、风扇盘和其他转动部件上的应用提供数据和理论基础,使其在航空航天工业中保持重要的地位。

任何新材料从材料设计到工程应用都会经历漫长的实验研究阶段,相信通过广大科研人员的努力,通过对 Ti_2AlNb 合金系统的合金化研究及工艺-组织-性能之间关系的研究,探索出力学性能和工艺性能显著改善的合金成分设计和组织调控,实现真正知“材”,使合金制备技术和力学性能不断提高,技术难题也会迎刃而解,未来可能会在先进航空发动机上得到广泛应用,实现真正用“材”,以推进我国航空发动机技术的发展。

REFERENCES

- [1] 刘大响. 一代新材料, 一代新型发动机: 航空发动机的发展趋势及其对材料的需求[J]. 材料工程, 2017, 45(10): 1-5.
LIU Da-xiang. One generation of new material, one generation of new type engine: Development trend of aero-engine and its requirement for materials[J]. Journal of Materials Engineering, 2017, 45(10): 1-5.
- [2] KUMPFERT J. Intermetallic alloys based on orthorhombic titanium aluminide[J]. Advanced Engineering Materials, 2001, 3(11): 851-864.
- [3] BANERJEE D, GOGIA A K, NANDI T K, et al. A new ordered orthorhombic phase in a $\text{Ti}_3\text{Al-Nb}$ alloy[J]. Acta Metallurgica, 1988, 36(4): 871-882.
- [4] BOEHLERT C J, MAJUMDAR B S, SEETHARAMAN V, et al. The microstructural evolution in Ti-Al-Nb O -bcc orthorhombic alloys[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 1999, 30(9): 2305-2323.
- [5] 冯艾寒, 李渤渤, 沈 军. Ti_2AlNb 基合金的研究进展[J]. 材料与冶金学报, 2011, 10(1): 30-38.

- FENG Ai-han, LI Bo-bo, SHEN Jun. Recent advances on Ti_2AlNb -based alloys[J]. Journal of Materials and Metallurgy, 2011, 10(1): 30–38.
- [6] 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.
- [7] KAZANTSEVA N V, LEPIKHIN S V. Study of the Ti-Al-Nb phase diagram[J]. The Physics of Metals and Metallography, 2006, 102(2): 169–180.
- [8] XUE Chen, ZENG Wei-dong, WANG Wei, et al. The enhanced tensile property by introducing bimodal size distribution of lamellar O for $O+B2$ Ti_2AlNb based alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2013, 587: 54–60.
- [9] BOEHLERT C J. The tensile behavior of Ti-Al-Nb $O+Bcc$ orthorhombic alloys[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2001, 32(8): 1977–1988.
- [10] LI Shi-qiong, MAO Yong, ZHANG Jian-wei, et al. Effect of microstructure on tensile properties and fracture behavior of intermetallic Ti_2AlNb alloys[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2002, 12(4): 582–586.
- [11] GERMANN L, BANERJEE D, GUE'DOU J Y, et al. Effect of composition on the mechanical properties of newly developed Ti_2AlNb -based titanium aluminide[J]. Intermetallics, 2005, 13: 920–924.
- [12] LU Bin, YANG Rui, CUI Yu-you, et al. A comparison study of microstructure and mechanical properties of Ti-24Al-14Nb-3V-0.5Mo with and without Si[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2000, 31(9): 2205–2217.
- [13] ZHANG Ya-ran, CAI Qi, MA Zong-qing, et al. Solution treatment for enhanced hardness in Mo-modified Ti_2AlNb -based alloys[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2019, 805: 1184–1190.
- [14] DANG Wei, LI Jin-shan, ZHANG Tie-bang, et al. Oxidation behavior of Zr-containing Ti_2AlNb -based alloy at 800 °C[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2015, 25(3): 783–790.
- [15] MAO Yong, HAGIWARA M, EMURA S. Creep behavior and tensile properties of Mo- and Fe-added orthorhombic Ti-22Al-11Nb-2Mo-1Fe alloy[J]. Scripta Materialia, 2007, 57(3): 261–264.
- [16] TANG F, NAKAZAWA S, HAGIWARA M. The effect of quaternary additions on the microstructures and mechanical properties of orthorhombic Ti_2AlNb -based alloys[J]. Materials Science and Engineering: A, 2002, 329: 492–498.
- [17] MAO Yong, LI Shi-qiong, ZHANG Jian-wei, et al. Microstructure and tensile properties of orthorhombic Ti-Al-Nb-Ta alloys[J]. Intermetallics, 2000, 8(5/6): 659–662.
- [18] PENG Ji-hua, MAO Yong, LI Shi-qiong, et al. Tensile properties and fracture behavior of Ti_2AlNb based alloys at room temperature[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2000, 10(3): 378–381.
- [19] LEYENS C, PETERS M. Titanium and titanium alloy: fundamentals and applications[M]. Weinheim, Germany: Wiley Online Library, 2003.
- [20] XUE Chen, ZENG Wei-dong, WANG Wei, et al. Quantitative analysis on microstructure evolution and tensile property for the isothermally forged Ti_2AlNb based alloy during heat treatment[J]. Materials Science and Engineering: A, 2013, 573: 183–189.
- [21] WANG Wei, ZENG Wei-dong, LI Dong, et al. Microstructural evolution and tensile behavior of Ti_2AlNb alloys based α_2 -phase decomposition[J]. Materials Science and Engineering: A, 2016, 662: 120–128.
- [22] ZHANG Hong-yu, YAN Na, LIANG Hong-yan, et al. Phase transformation and microstructure control of Ti_2AlNb -based alloys: A review[J]. Journal of Materials Science and Technology, 2020, 80: 203–216.
- [23] WANG Wei, ZENG Wei-dong, XUE Chen, et al. Microstructure control and mechanical properties from isothermal forging and heat treatment of Ti-22Al-25Nb (at.%) orthorhombic alloy[J]. Intermetallics, 2015, 56: 79–86.
- [24] WANG Wei, ZENG Wei-dong, XUE Chen, et al. Quantitative analysis of the effect of heat treatment on microstructural evolution and microhardness of an isothermally forged Ti-22Al-25Nb (at.%) orthorhombic alloy[J]. Intermetallics, 2014, 45: 29–37.
- [25] GOYAL K, SARDANA N. Mechanical properties of the Ti_2AlNb intermetallic: A review[J]. Transactions of the Indian Institute of Metals, 2021, 74(8): 1839–1853.
- [26] 杨锐, 郝玉琳, OBBARD E G, 等. 钛合金中的正交相变及其应用[J]. 金属学报, 2010, 46(11): 1443–1449.
- YANG Rui, HAO Yu-lin, OBBARD E G, et al. Orthorhombic phase transformations in titanium alloys and their applications[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2010, 46(11): 1443–1449.
- [27] ZHOU Ying-hao, LI Wei-peng, WANG Da-wei, et al. Selective laser melting enabled additive manufacturing of Ti-22Al-25Nb intermetallic: Excellent combination of

- strength and ductility, and unique microstructural features associated[J]. *Acta Materialia*, 2019, 173: 117–129.
- [28] BENDERSKY L A, BOETTINGER W J. Phase transformations in the $(\text{Ti,Nb})_3\text{Al}$ section of the Ti-Al-Nb system—II. experimental tem study of microstructures[J]. *Acta Metallurgica et Materialia*, 1994, 42(7): 2337–2352.
- [29] SADI F A, SERVANT C. On the $B2 \rightarrow O$ phase transformation in Ti-Al-Nb alloys[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2003, 346(1/2): 19–28.
- [30] WU Ying, HWANG S K. The effect of aging on microstructure of the O-phase in Ti-24Al-14Nb-3V-0.5Mo alloy[J]. *Materials Letters*, 2001, 49(2): 131–136.
- [31] SHAO Bin, ZONG Ying-ying, WEN Dao-sheng, et al. Investigation of the phase transformations in Ti-22Al-25Nb alloy[J]. *Materials Characterization*, 2016, 114: 75–78.
- [32] HUANG Zong-sen, LIN Peng, SHEN Jun. Origin of the O phase and its effect on the mechanical properties of rolled Ti-22Al-25Nb alloy sheets[J]. *Materials at High Temperatures*, 2021, 38(2): 103–113.
- [33] KHADZHIEVA O G, ILLARIONOV A G, POPOV A A. Effect of aging on structure and properties of quenched alloy based on orthorhombic titanium aluminide Ti_2AlNb [J]. *The Physics of Metals and Metallography*, 2014, 115(1): 12–20.
- [34] 周毅, 曹京霞, 黄旭, 等. $\beta/B2$ 锻造 Ti-22Al-23Nb-2(Mo,Zr)合金的组织演化与综合力学性能[J]. *航空材料学报*, 2020, 40(4): 25–35.
- ZHOU Yi, CAO Jing-xia, HUANG Xu, et al. Microstructure evolution and comprehensive mechanical properties of $\beta/B2$ processed Ti-22Al-23Nb-2(Mo, Zr) alloy[J]. *Journal of Aeronautical Materials*, 2020, 40(4): 25–35.
- [35] YANG Jian-lei, WANG Guo-feng, JIAO Xue-yan, et al. Dynamic spheroidisation behaviour of the lamellar Ti-22Al-25Nb alloy during hot compression[J]. *Materials Science and Technology*, 2018, 34(8): 961–967.
- [36] WANG Si-bing, XU Wen-chen, SHAO Bin, et al. Process design and microstructure-property evolution during shear spinning of Ti_2AlNb -based alloy[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2022, 101: 1–17.
- [37] 卢正冠, 吴杰, 徐磊, 等. Ti_2AlNb 异形粉末环件的轧制成形与性能研究[J]. *金属学报*, 2019, 55(6): 729–740.
- LU Zheng-guan, WU Lei, XU Lei, et al. Ring rolling forming and properties of Ti_2AlNb special shaped ring prepared by powder metallurgy[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2019, 55(6): 729–740.
- [38] 薛克敏, 胡勇, 时迎宾, 等. Ti_2AlNb 基合金($B2+O$)相区多向锻造微观组织[J]. *稀有金属材料与工程*, 2019, 48(8): 2556–2561.
- XUE Ke-min, HU Yong, SHI Ying-bin, et al. Microstructure of Ti_2AlNb -based alloy processed by multi-directional forging in ($B2+O$) phase region[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2019, 48(8): 2556–2561.
- [39] 郑友平, 曾卫东, 王伟, 等. Ti-22Al-25Nb 合金等轴组织演变和拉伸性能[J]. *稀有金属材料与工程*, 2017, 46(S1): 200–203.
- ZHENG You-ping, ZENG Wei-dong, WANG Wei, et al. Equiaxed microstructure evolution and tensile properties of Ti-22Al-25Nb alloy[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2017, 46(S1): 200–203.
- [40] 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 Jian-wei, ZHANG Hai-shen, ZHANG Xue-cheng, 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.
- [41] 梁晓波, 马雄, 张建伟, 等. α_2+B2 相区等温锻造及热处理对 Ti-22Al-25Nb 合金组织和性能的影响[J]. *钛工业进展*, 2018, 35(1): 24–28.
- LIANG Xiao-bo, MA Xiong, ZHANG Jian-wei, et al. Effect of isothermal forging in α_2+B2 phase region and heat treatment on the microstructure and properties of Ti-22Al-25Nb alloy[J]. *Titanium Industry Progress*, 2018, 35(1): 24–28.
- [42] 田伟, 钟燕, 梁晓波, 等. Ti-22Al-25Nb 合金环形件成形工艺与组织性能关系[J]. *材料热处理学报*, 2014, 35(10): 49–52.
- TIAN Wei, ZHONG Yan, LIANG Xiao-bo, et al. Relationship between forming process and microstructure-properties of Ti-22Al-25Nb alloy ring[J]. *Transactions of Materials and Heat Treatment*, 2014, 35(10): 49–52.
- [43] GOYAL K, SARDANA N. Phase stability and microstructural evolution of Ti_2AlNb alloys—a review[J]. *Materials Today: Proceedings*, 2021, 41: 951–968.
- [44] ZHANG Peng-hui, ZENG Wei-dong, JIA Run-chen, et al. Tensile behavior and deformation mechanism for Ti-22Al-25Nb alloy with lamellar O microstructures[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2021, 803: 140492.
- [45] YANG Jian-lei, WANG Guo-feng, ZHANG Wen-cong, et al. Microstructure evolution and mechanical properties of P/M Ti-22Al-25Nb alloy during hot extrusion[J]. *Materials*

- Science and Engineering: A, 2017, 699: 210–216.
- [46] 张建伟, 梁晓波, 何健, 等. Ti-22Al-25Nb合金板条组织不同热处理状态的拉伸性能研究[J]. 热加工工艺, 2020, 49(10): 95–98, 103.
- ZHANG Jian-wei, LIANG Xiao-bo, HE Jian, et al. Study on tensile properties of Ti-22Al-25Nb alloy with lamellar structure under different heat treatment conditions[J]. Hot Working Technology, 2020, 49(10): 95–98, 103.
- [47] ZHANG G, JIANG H, TIAN S, et al. Isothermal tensile deformation behaviors and fracture mechanism of Ti-26Al-20Nb-0.5Mo alloy at different phase regions[J]. Materialwissenschaft und Werkstofftechnik, 2020, 51(1): 8–16.
- [48] BOEHLERT C J. The effects of forging and rolling on microstructure in *O*+BCC Ti-Al-Nb alloys[J]. Materials Science and Engineering: A, 2000, 279(1/2): 118–129.
- [49] ZHANG Hong-yu, LI Chong, MA Zong-qing, et al. Morphology and quantitative analysis of *O* phase during heat treatment of hot-deformed Ti₂AlNb-based alloy[J]. International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials, 2018, 25(10): 1191–1200.
- [50] ZHOU Y H, WANG D W, SONG L J, et al. Effect of heat treatments on the microstructure and mechanical properties of Ti₂AlNb intermetallic fabricated by selective laser melting[J]. Materials Science and Engineering: A, 2021, 817: 141352. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.141352>.
- [51] 王邵丽, 曾卫东, 马雄, 等. 固溶温度对 Ti-22Al-25Nb合金微观组织的影响[J]. 热加工工艺, 2009, 38(8): 106–109.
- WANG Shao-li, ZENG Wei-dong, MA Xiong, et al. Effect of solution temperature on microstructure of Ti-22Al-25Nb alloy[J]. Hot Working Technology, 2009, 38(8): 106–109.
- [52] 张艺, 刘俊友, 张建伟. β 锻造 Ti-22Al-25Nb合金的组织转变与拉伸性能[J]. 中国有色金属学报, 2008, 18(1): 30–35.
- ZHANG Yi, LIU Jun-you, ZHANG Jian-wei. Microstructure transition and tensile properties of Ti-22Al-25Nb intermetallic alloy forged in β -phase zone[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2008, 18(1): 30–35.
- [53] YANG Xiu-xuan, ZHANG Bi, BAI Qian, et al. Correlation of microstructure and mechanical properties of Ti₂AlNb manufactured by SLM and heat treatment[J]. Intermetallics, 2021, 139: 107367. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2021.107367>.
- [54] WU Yang, KOU Hong-chao, TANG Bin, et al. Effects of solution treatment on the microstructure and mechanical properties of Ti-22Al-25Nb alloys[J]. Advanced Engineering Materials, 2017, 19(7): 1700081. <https://doi.org/10.1002/adem.201700081>.
- [55] HE Yong-sheng, HU Rui, LUO Wen-zhong, et al. Microstructure and mechanical properties of a new Ti₂AlNb-based alloy after aging treatment[J]. Rare Metals, 2018, 37(11): 942–951.
- [56] ZHANG Hong-yu, LI Chong, MA Zong-qing, et al. Effect of dual aging treatments on phase transformation and microstructure in a pre-deformed Ti₂AlNb-based alloy containing *O*+ β /B2 structures[J]. Vacuum, 2019, 164: 175–180.
- [57] HUANG Yong, LIU Yong-chang, ZHANG Ya-ran, et al. Thermal stability and mechanical properties of Ti-22Al-25Nb alloy with different initial microstructures[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2020, 842: 155794. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2020.155794>.
- [58] ZHANG Hong-yu, LI Chong, MA Zong-qing, et al. Static coarsening behavior of a pre-deformed Ti₂AlNb-based alloy during heat treatment[J]. Vacuum, 2019, 169: 108934.
- [59] XUE Chen, ZENG Wei-dong, WANG Wei, et al. Coarsening behavior of lamellar orthorhombic phase and its effect on tensile properties for the Ti-22Al-25Nb alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2014, 611: 320–325.
- [60] ZHANG Hong-yu, ZHANG Ya-ran, LIANG Hong-yan, et al. Influence of cooling rates on microstructure and tensile properties of a heat treated Ti₂AlNb-based alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2021, 817: 141345. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.141345>.
- [61] BU Z Q, ZHANG Y G, YANG L, et al. Effect of cooling rate on phase transformation in Ti₂AlNb alloy[J]. Journal of Alloys & Compounds, 2022, 893: 162364. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.162364>.
- [62] ZHANG Ya-ran, LIU Yong-chang, YU Li-ming, et al. Microstructures and tensile properties of Ti₂AlNb and Mo-modified Ti₂AlNb alloys fabricated by hot isostatic pressing[J]. Materials Science and Engineering: A, 2020, 776: 139043.
- [63] 马雄, 张建伟, 梁晓波, 等. Ti-22Al-25Nb合金热机械处理组织与性能研究[J]. 稀有金属材料与工程, 2017, 46(5): 1375–1379.
- MA Xiong, ZHANG Jian-wei, LIANG Xiao-bo, et al. Microstructure and mechanical properties of Ti-22Al-25Nb alloy during hot mechanical processing [J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2017, 46(5): 1375–1379.

- [64] JIAO Xue-yan, WANG Dong-jun, YANG Jian-lei, et al. Microstructure analysis on enhancing mechanical properties at 750 °C and room temperature of Ti-22Al-24Nb-0.5Mo alloy tubes fabricated by hot gas forming[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2019, 789: 639–646.
- [65] ZHAO Hong-ze, LU Bin, TONG Min, et al. Tensile behavior of Ti-22Al-24Nb-0.5Mo in the range 25 °C to 650 °C[J]. Materials Science and Engineering: A, 2017, 679: 455–464.
- [66] LIN Peng, HE Zhu-bin, YUAN Shi-jian, et al. Tensile deformation behavior of Ti-22Al-25Nb alloy at elevated temperatures[J]. Materials Science & Engineering: A, 2012, 556: 617–624.
- [67] LU Zheng-guan, WU Jie, GUO Rui-peng, et al. Hot deformation mechanism and ring rolling behavior of powder metallurgy Ti_2AlNb intermetallics[J]. Acta Metallurgica Sinica (English Letters), 2017, 30(7): 621–629.
- [68] ECK S J, ARDELLA J. Fracture toughness of Ti-46.5Al-2.1Cr-3.0Nb-0.2W from finite element analysis of miniaturized disk-bend test results[J]. Intermetallics, 1998, 6(6): 471–477.
- [69] KAMAT S V, GOGIA A K, BANERJEE D. Effect of alloying elements and heat treatment on the fracture toughness of Ti-Al-Nb alloys[J]. Acta Materialia, 1998, 46(1): 239–251.
- [70] ZHENG You-ping, ZENG Wei-dong, LI Dong, et al. Fracture toughness of the bimodal size lamellar *O* phase microstructures in Ti-22Al-25Nb (at.%) orthorhombic alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2017, 709: 511–518.
- [71] ZHANG Peng-hui, ZENG Wei-dong, ZHENG You-ping, et al. Fracture toughness of Ti-22Al-25Nb alloy at room and high temperatures[J]. Materials Science and Engineering: A, 2020, 706: 140009. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.140009>.
- [72] 冀胜利, 曾卫东, 石晓辉, 等. Ti17 合金网篮组织的断裂韧性及其预测模型研究[J]. 稀有金属材料与工程, 2017, 46(11): 3293–3297.
- Ji Sheng-li, ZENG Wei-dong, SHI Xiao-hui, et al. Fracture toughness and its prediction model for Ti17 titanium alloy with basket-weave microstructure[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2017, 46(11): 3293–3297.
- [73] ZHENG You-ping, ZENG Wei-dong, LI Dong, et al. Quasi cleavage fracture of the bimodal size lamellar *O* phase microstructure of a Ti_2AlNb based alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2019, 799: 267–278.
- [74] ZHU Bin, XUE Xiang-yi, KOU Hong-chao, et al. Effect of microstructure on the fracture toughness of multi-phase high Nb-containing TiAl alloys[J]. Intermetallics, 2018, 100: 142–150.
- [75] SHI Zhi-feng, GUO Hong-zhen, ZHANG Jian-wei, et al. Microstructure-fracture toughness relationships and toughening mechanism of TC21 titanium alloy with lamellar microstructure[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2018, 28(12): 2440–2448.
- [76] BOYER R R, WELSCH G, COLLINGS E W. Materials properties handbook: Titanium alloys[M]. OH, USA: ASM International, 1993: 465–666.
- [77] KELLER M M, JONES P E, PORTER III W J, et al. Effects of processing variables on the creep behavior of investment cast Ti-48Al-2Nb-2Cr[C]/KIM Y W. Gamma Titanium Aluminides. Warrendale, PA: TMS, 1995.
- [78] BOEHLERT C J, MIRACLE D B. The creep behavior of Ti-Al-Nb *O*+Bcc orthorhombic alloys[J]. Metallurgical & Materials Transactions A, 1999, 30(9): 2349–2367.
- [79] HE Yong-Sheng, HU Rui, LUO Wen-zhong, et al. Microstructural evolution and creep deformation behavior of novel Ti-22Al-25Nb-1Mo-1V1-Zr-0.2Si (at.%) orthorhombic alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2019, 29(2): 313–321.
- [80] JIAO Xue-yan, LIU Gang, WANG Dong-jun, et al. Creep behavior and effects of heat treatment on creep resistance of Ti-22Al-24Nb-0.5Mo alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2017, 680: 182–189.
- [81] ZHENG You-ping, ZENG Wei-dong, LI Dong, et al. High cycle fatigue behaviors at high temperatures of a Ti_2AlNb -based alloy[J]. Advanced Engineering Materials, 2019, 21(3): 1801045.
- [82] ZHANG Yin-ling, FENG Ai-han, QU Shou-jiang, et al. Microstructure and low cycle fatigue of a Ti_2AlNb -based lightweight alloy[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2020, 44(7): 140–147.
- [83] YANG S J, EMURA S, HAGIWARA M, et al. The role of TiB particulate reinforcement in Ti_2AlNb based composite under high cycle fatigue[J]. Scripta Materialia, 2003, 49(9): 897–902.
- [84] SINGH P N, SINGH B K, RAMACHANDRA C, et al. Room temperature low cycle fatigue behaviour of titanium aluminide Ti-26.2Al-15.2Nb-0.4Mo[J]. Scripta Materialia, 1996, 34(11): 1791–1796.
- [85] CHEN Yu-xi, WANG Jing-chen, GAO Yu-kui, et al. Effect of

- shot peening on fatigue performance of Ti_2AlNb intermetallic alloy[J]. International Journal of Fatigue, 2019, 127: 53–57.
- [86] 陈禹锡, 高玉魁. Ti_2AlNb 金属间化合物喷丸强化残余应力模拟分析与疲劳寿命预测[J]. 表面技术, 2019, 48(6): 167–172, 188.
- CHEN Yu-xi, GAO Yu-kui. Simulation of the residual stress and fatigue prediction of Ti_2AlNb intermetallic compound under shot peening[J]. Surface Technology, 2019, 48(6): 167–172, 188.
- [87] XU Yi-lun, JOSEPH S, KARAMCHED P, et al. Predicting dwell fatigue life in titanium alloys using modelling and experiment[J]. Nature Communications, 2020, 11: 5868.
- [88] PENG Ji-hua, LI Shi-qiong, ZHANG Jian-wei. Study on the time-dependant fracture behavior of Ti_2AlNb based alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2003, 343(1/2): 36–42.

Research and prospect of Ti_2AlNb alloy

LIU Shi-shuang, CAO Jing-xia, ZHOU Yi, DAI Sheng-long, HUANG Xu, CAO Chun-xiao

(Aviation Key Laboratory of Science and Technology on Advanced Titanium Alloys,
AECC Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China)

Abstract: Ti_2AlNb alloy is the key material for new generation aero-engine with characteristics of low density, high specific strength, high creep resistance and excellent oxidation resistance, making it a promising light-mass, high-temperature structural material for aero-engine. This paper summarized the research progresses of Ti_2AlNb alloy at home and abroad in recent years. A brief review of the research results in the four aspects of alloying, phase transformation, microstructure evolution and mechanical properties was conducted, aiming to better guide the engineering applications of Ti_2AlNb alloy in aerospace field. At the same time, the problems to be solved urgently of Ti_2AlNb alloy were pointed out and its applications in aero-engine is prospected.

Key words: Ti_2AlNb alloy; alloying; phase transformation; microstructure evolution; mechanical properties; engineering applications

Foundation item: Project(2017-VI-0004-0075) supported by the National Science and Technology Major Program; Project (CXPT-2019-030) supported by the Independent Innovation Special Fund Program of AECC; Project(2019-0C-4753) supported by Stability Program for Basic Military Research Institutes

Received date: 2021-09-27; **Accepted date:** 2021-10-27

Corresponding authors: HUANG Xu; Tel: +86-10-62496620; E-mail: 13910936626@139.com
CAO Jing-xia; Tel: +86-10-62496630; E-mail: caojingxia@sina.com

(编辑 李艳红)