

铸态 Ti-22Al-25Nb 合金的结构特征与力学性能

杨龙川, 苏 艳, 杜宇雷, 廖文和

(南京理工大学, 江苏 南京 210094)

摘 要: Ti₂AlNb 基合金是目前有望在 650~800 °C 温度范围内取代高温镍基合金的金属间化合物。利用水冷铜坩埚感应悬浮熔炼法, 通过调控熔炼工艺, 制备了主相分别为 B2/β 相和 O 相 Ti-22Al-25Nb 合金铸锭, 通过 XRD、SEM 等手段进行了合金结构特征的表征, 通过室温拉伸试验、室温压缩试验、纳米压痕试验测试了合金的力学性能并分析了断口形貌。研究表明, 铸态 Ti-22Al-25Nb 合金晶粒尺寸达到数百微米。相组成对铸态 Ti-22Al-25Nb 合金的力学性能有一定影响, 铸态 O 相合金的极限抗拉强度达到了 1125 MPa, 超过了铸态 B2/β 相合金的 1031 MPa, 但粗大晶粒导致合金塑性较差(铸态 B2/β 相与铸态 O 相合金的延伸率分布为 1.82% 与 1.32%)。铸态 Ti-22Al-25Nb 合金的拉伸断口与压缩断口均具有明显的解理断裂特征, 拉伸断口主要表现为沿晶断裂, 压缩断口主要表现为穿晶断裂。

关键词: Ti-22Al-25Nb; 感应悬浮熔炼; 结构特征; 力学性能

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2020)11-3902-07

在 Ti₃Al 基合金初化研究过程中, Banerjee 等^[1]首先发现了 O 相(化学式 Ti₂AlNb)的存在, 同时对 O 相的形成机制、显微组织、相变、滑移及力学性能进行了研究^[2]。由于 Ti₂AlNb 基合金具有较高的比强度、室温塑性、断裂韧性和蠕变抗力, 且具有较好的抗氧化性、无磁性等优点^[3-5], 被视为有助于航空发动机通过结构减重实现性能提升的理想高温结构材料^[6-8], 名义成分为 Ti-22Al-25Nb 的 Ti₂AlNb 基合金因性能优异且适于工业应用^[9,10], 得到了科研人员的重视, 应用逐渐扩大。

由于 Ti₂AlNb 基合金室温塑性低且热加工变形能力差, 属于难变形材料^[11], 研究人员采用熔炼^[12]、轧制^[13]、等温锻造^[14-16]、热压烧结^[17-19]、放电等离子烧结^[20,21]、增材制造^[22-24]等工艺制备了 Ti-22Al-25Nb 等 Ti₂AlNb 基合金, 研究其成分调控、显微组织与力学性能等内容。但是在金属间化合物领域, 针对 Ti₂AlNb 基合金的研究相对较少, 且相关研究多针对等温锻造等加工变形合金^[21,22], 对于铸态合金的研究很少涉及。考虑到当前利用粉末冶金或增材制造路线制备 Ti₂AlNb 基合金已成为研究热点, 且制备的 Ti₂AlNb 基合金的显微组织更接近铸态合金, 故研究铸态合金可为其它方式制备的 Ti₂AlNb 基合金, 尤其是粉末冶金或增材制造合金提供对比参考, 具有重要的研究价值。本研究以铸态 Ti-22Al-25Nb 合金为出发点, 通过

调控熔炼工艺获得了主相分别为 B2/β 相和 O 相的铸态 Ti-22Al-25Nb 合金, 同时对比研究分析了 2 种主相铸态 Ti-22Al-25Nb 合金的显微组织、结构特征与力学性能。

1 实 验

通过水冷铜坩埚感应悬浮熔炼法制备了 Ti-22Al-25Nb 合金铸锭, 整个熔炼过程在氩气氛围中实施, 尽量消除 O、N、H 等有害元素。Al 的熔点为 933 K, 明显低于 Ti (1933 K) 和 Nb (2741 K), 此温度高于 Al 的沸点, 2600 K)。由此可见, 熔炼过程中铝元素会剧烈挥发。为了克服这一难点, 采用了多步熔炼的方法: 首先在相对较高的熔炼功率下将海绵钛和铌块体熔炼制得 TiNb 固溶体; 然后重熔 TiNb 合金, 状态稳定后加入粒状铝单质; 最后再次重熔以保证成分均质, 并浇注成棒状合金。每步熔炼后均采用炉冷的冷却方式。根据前期的熔炼经验, 采用诸多技术细节来提高铸态合金的质量, 例如将难熔的铌块放置于铜坩埚内壁处(靠近感应线圈, 是坩埚内的高温区); 在第 3 次熔炼时按照特定比例加入少许铝粒来补足铝元素的挥发损耗; 必要时可进行第 4 次甚至第 5 次熔炼, 充分保证组分均匀。

通过电火花线切割方式加工铸态 Ti-22Al-25Nb 合金试验样品进行下一步研究。物相检测在 X'TRA 型

收稿日期: 2019-11-15

基金项目: 国家自然科学基金(51571116)

作者简介: 杨龙川, 男, 1994 年生, 硕士生, 南京理工大学机械工程学院, 江苏 南京 210094, E-mail: yanglongchuan@icloud.com

Cu 靶 X 射线衍射仪上进行，衍射角 2θ 为 $20^\circ\sim 90^\circ$ 。合金结构特征表征在 FEI Quanta 250FEG 场发射环境扫描电镜上进行，用于微观组织观测的试样在机械抛光后用 Kroll 溶液腐蚀处理，溶液配比为 $\text{HF}:\text{HNO}_3:\text{H}_2\text{O}=1:3:10$ 。室温纳米压痕试验在 CSM-UNHT 纳米压痕仪上进行，最大加载力值为 30 mN，在 5 个点采集数据取平均值以保证试验结果的可靠性。室温压缩试验在三思万能试验机上进行，室温拉伸试验在配有激光引伸计的 Zwick/Roell Z030 型电子力学试验机上进行，压缩速率和拉伸速率均为 0.5 mm/min。纳米压痕试验和室温压缩试验的试样尺寸分别为 $\Phi 8\text{ mm}\times 1\text{ mm}$ 和 $\Phi 5\text{ mm}\times 10\text{ mm}$ ，室温拉伸试验的试样形状及尺寸如图 1 所示，标距为 8 mm。

2 实验结果

2.1 结构特征

铸态 Ti-22Al-25Nb 合金的 XRD 图谱如图 2 所示。2 批次铸态合金的主相有所不同，批次一如图中蓝线所示，基本由 B2/ β 相组成，伴有少量的 O 相（下文称作铸态 B2/ β 相合金）；批次二如图中红线所示，主相为 O 相，兼有 B2/ β 相（下文称作铸态 O 相合金）。2 批次铸态合金中均未检索出 α_2 相。

图 3a 和图 3b 分别展示了铸态 B2/ β 相和铸态 O 相合金在低放大倍数下的组织形貌，宏观上看，2 种铸态 Ti-22Al-25Nb 合金主要由等轴状 B2 基体组成，晶粒粗大，形状多为四边形、五边形和六边形，伴随着明显晶界的粗大晶粒符合铸态合金的微观结构特征。图 4a 和图 4b 分别展示了铸态 B2/ β 相和铸态 O 相合金在高放大倍数下的微观组织形貌，细长的针状或板条状 O 相无序的分布在基体内部，但又有所不同，针状或板条状 O 相在铸态 O 相合金微观组织中有广泛分布，而在铸态 B2/ β 相合金中虽然可以找到 O 相结构，但数量相对较少，这与铸态 Ti-22Al-25Nb 的 XRD 结果一致。

2.2 室温拉伸试验

铸态 Ti-22Al-25Nb 合金拉伸试样在拉伸过程中突然断裂，断口垂直于试样拉伸方向，断口表面崎岖不平。图 5 为铸态 Ti-22Al-25Nb 合金的室温拉伸工程应力-应变曲线。铸态 B2/ β 相合金的拉伸曲线在断裂前展现了较短的塑性变形阶段，这是两拉伸曲线最明显的区别。由于 B2/ β 相是 Ti_2AlNb 合金中 B2/ β 、 α_2 、O 3 种相中唯一的塑性相，故铸态 B2/ β 相 Ti-22Al-25Nb 合金拉伸曲线具有屈服阶段，其延伸率为 1.82%，此外其抗拉强度为 1031 MPa。对于铸态 O 相合金，其室温拉伸工程应力-应变曲线可描述为弹性变形，应力随应变的增加几乎呈线性增长，仅在曲线末端表现出了塑性变形的趋势，而后突然断裂，抗拉强度略高于

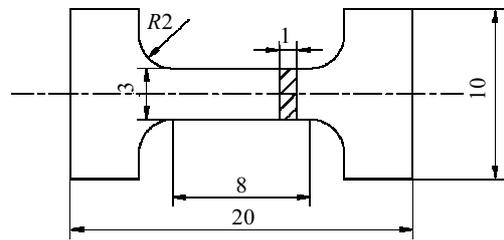


图 1 拉伸试样形状及尺寸示意图

Fig.1 Geometry and dimensions of tensile testing specimens

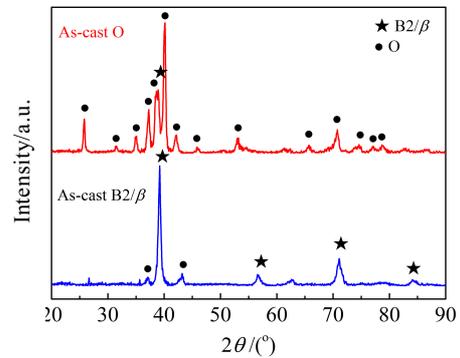


图 2 铸态 Ti-22Al-25Nb 合金 XRD 图谱

Fig.2 XRD patterns of as-cast Ti-22Al-25Nb alloy

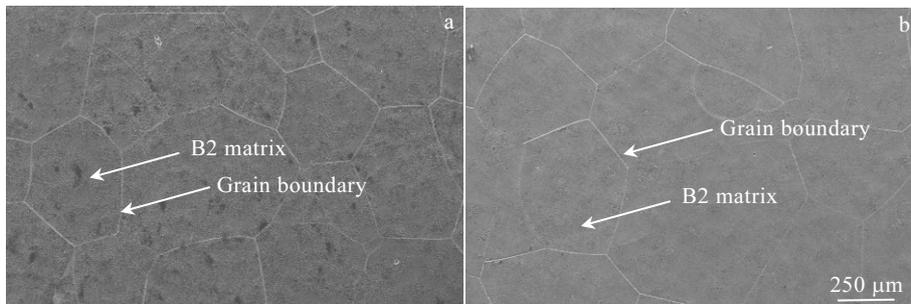


图 3 铸态 Ti-22Al-25Nb 合金低倍 SEM 照片

Fig.3 SEM images of the as-cast Ti-22Al-25Nb alloy at low magnification: (a) as-cast B2/ β phase alloy and (b) as-cast O phase alloy

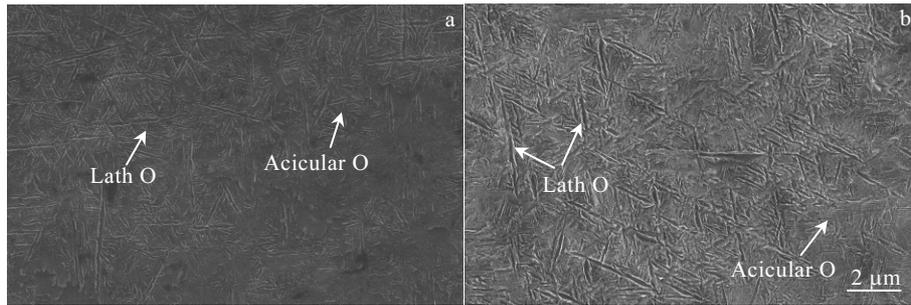


图 4 铸态 Ti-22Al-25Nb 合金高倍 SEM 照片

Fig.4 SEM images of the as-cast Ti-22Al-25Nb alloy at high magnification: (a) as-cast B2/β phase alloy and (c) as-cast O phase alloy

铸态 B2/β 相合金，为 1125 MPa，但延伸率为 1.32%，低于铸态 B2/β 相合金。

2.3 室温压缩试验

压缩试样在压缩过程中首先轻微扁平，而后突然断裂，断口方向与压缩方向呈 45°角，断口表面比较平整。图 6 为铸态 Ti-22Al-25Nb 合金的室温压缩工程应力-应变曲线。整个压缩曲线均可分为 3 个阶段：弹性变形阶段、塑性变形阶段以及断裂阶段，其中前 2 个阶段对应了压缩过程中的试样扁平过程。试验测得铸态 B2/β 相合金的抗压强度为 1880 MPa，而铸态 O 相合金的抗压强度达到了 1957 MPa。与拉伸曲线不同，铸态 O 相合金在压缩曲线中展现了明显的塑性变形阶段，但仍比铸态 B2/β 相合金的塑性变形阶段短。此外，通过压缩曲线的趋势可以得到与拉伸曲线类似的结论，即铸态 B2/β 相合金比铸态 O 相合金的塑性更好，但强度稍差。

2.4 纳米压痕试验

图 7 为铸态 Ti-22Al-25Nb 合金的纳米压痕载荷-位移曲线。虽然铸态 B2/β 相合金与铸态 O 相合金的

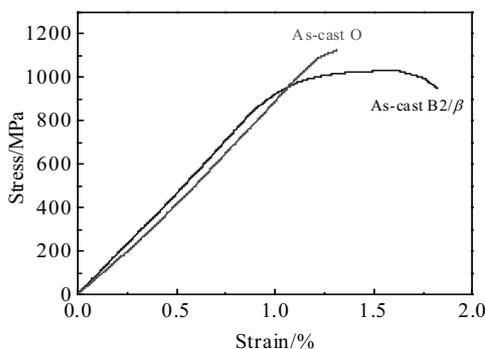


图 5 铸态 Ti-22Al-25Nb 合金室温拉伸工程应力-应变曲线

Fig.5 Tensile engineering stress-strain curves of as-cast Ti-22Al-25Nb alloy at room temperature

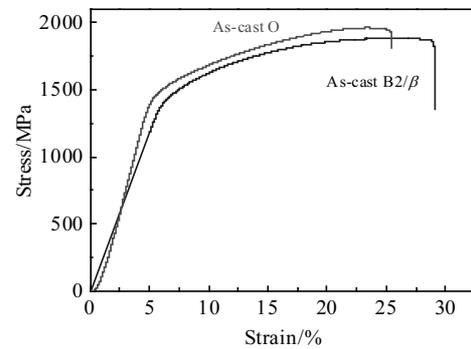


图 6 铸态 Ti-22Al-25Nb 合金室温压缩工程应力-应变曲线

Fig.6 Compression stress-strain curves of as-cast Ti-22Al-25Nb alloy at room temperature

压痕深度接近，但两者的加载过程与卸载过程略有区别：加载时，在相同的载荷下，压头在铸态 B2/β 相合金内的最大位移大于铸态 O 相合金；铸态 B2/β 相合金的初始卸载阶段斜率大于铸态 O 相合金，表明其接触刚度大于后者，在卸载阶段后期铸态 B2/β 相合金的斜率又接近甚至小于铸态 O 相合金，最终使得二者的压痕深度几乎相等。这一区别也体现在纳米压痕硬度与弹性模量上，铸态 B2/β 相合金的纳米压痕硬度为 5.8 GPa，低于铸态 O 相合金的 6.1 GPa，但前者的弹性模量为 144 GPa，高于铸态 O 相合金的 126 GPa。铸态 Ti-22Al-25Nb 合金的纳米压痕硬度 H_{IT} 、纳米压痕弹性模量 E_{IT} 、维氏硬度 HV 等实验结果展示在表 1 中。

3 分析讨论

3.1 结构特征表征

在进行熔炼时可通过调整熔炼炉功率来改变熔炼电流，从而使坩埚内受感应的合金处于不同的温度场。在制备 2 批次 Ti-22Al-25Nb 合金时，最后一道熔炼过程中在确保合金完全熔融的状态下，为获得不同相结

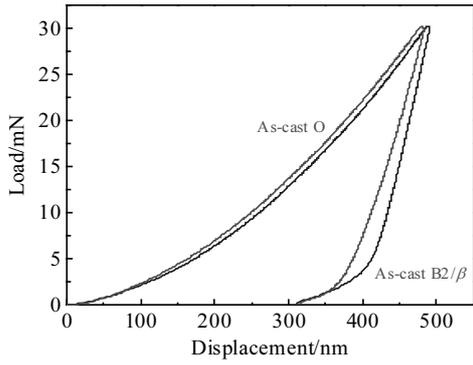


图 7 铸态 Ti-22Al-25Nb 合金纳米压痕载荷-位移曲线

Fig.7 Fitted load-displacement curves for nanoindentation of as-cast Ti-22Al-25Nb alloy

表 1 铸态 Ti-22Al-25Nb 合金的纳米压痕硬度 H_{IT} 、纳米压痕弹性模量 E_{IT} 和维氏硬度(HV)

Table 1 Nanoindentation hardness (H_{IT}), elastic modulus (E_{IT}), and Vickers hardness (HV) of as-cast Ti-22Al-25Nb alloy

Specimen	As-cast B2/β	As-cast O
H_{IT}/GPa	5.8	6.1
E_{IT}/GPa	144	126
Hardness, HV/MPa	5350	5620

构的铸态合金，设计了在不同的电流下进行熔炼，使得液态合金过热度有所不同。待坩埚内液态合金向上翻涌，且坩埚内壁无凝壳状未熔融合金，保持一段时间，随后稍稍降低熔炼电流值，液态合金状态变平稳，立刻进行合金棒材的浇注。需注意从降低电流到浇注完成这一过程要控制在短时间内完成，保证熔炼合金的过热度不会大幅降低，也可以避免电流下降带来温度降低而导致凝壳的形成影响浇注效果。合金在棒材模具中从液相区温度冷却至室温，O 相得以从基体中不断析出，制备过程中合金过热度的差异也导致析出

O 相的数量差异。

统计了铸态 B2/β 相合金与铸态 O 相合金的晶粒尺寸与尺寸分布，展示在图 8。铸态 B2/β 相合金的晶粒尺寸在 207~648 μm 范围内变化，平均晶粒尺寸为 425 μm；铸态 O 相合金的晶粒尺寸范围为 175~774 μm，平均晶粒尺寸为 482 μm。在晶粒尺寸分布图中可以观测到，2 种铸态合金的晶粒尺寸在相对较大的尺寸范围内变化，且分布均匀，反映了相对较快的冷却过程中初始晶粒生长、粗化的动态过程。图 3 中铸态合金组织形貌的宏观 SEM 照片，不规则的多边形晶粒也符合这一描述，百微米级的粗大晶粒之间分布着少量相对细小的晶粒，说明多个细小晶粒长大融合，生长成了更加粗大的晶粒，晶粒呈等轴状但形状多样。

3.2 力学性能分析

考虑到铸态 B2/β 相合金与铸态 O 相合金晶粒尺寸接近，铸态 Ti-22Al-25Nb 合金的力学性能差异可认为是由相组成的差异导致的。在 Ti₂AlNb 合金中，基体 B2/β 相位错滑移系多，为塑性相，强化相 O 相位错滑移系少，是合金裂纹源，铸态 O 相合金中的 O 相数量明显多于铸态 B2/β 相合金，造成了铸态 O 相合金的强度更佳但塑性略差，在室温拉伸和室温压缩试验的工程应力-应变曲线上有所体现。

表 2 为不同方式制备 Ti-22Al-25Nb 合金的相组成、基体相晶粒尺寸、室温力学性能的对比情况^[14,18,21,25]。锻造方式制备的 Ti-22Al-25Nb 合金综合力学性能最优，强度理想且塑性优异，铸态 Ti-22Al-25Nb 合金的强度略高于粉末冶金路线（包括热压烧结与放电等离子烧结）制备的 Ti-22Al-25Nb 合金，但延伸率明显降低。

铸态 B2/β 相合金的极限抗压强度值近乎极限抗拉强度的 2 倍，分析其原因如下：从图 9a 拉伸断口宏观形貌中可以观测到崎岖不平的表面，棱角分明的遍布的岩石状花样表明拉伸断裂多为沿晶断裂，而图 9b 压缩断口宏观形貌图相对平滑，表明压缩断裂属于穿

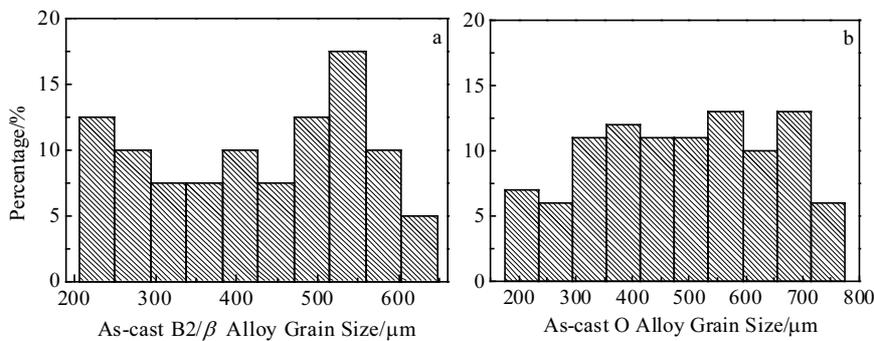


图 8 铸态 Ti-22Al-25Nb 合金晶粒尺寸分布统计图

Fig.8 Grain size distribution diagram of as-cast Ti-22Al-25Nb alloy: (a) as-cast B2/β phase alloy and (b) as-cast O phase alloy

表 2 不同方式制备的 Ti-22Al-25Nb 合金的相组成、晶粒尺寸和室温力学性能

Table 2 Comparison of phase composition, grain size and mechanical properties (RT) of Ti-22Al-25Nb alloy fabricated by different methods

Processing method	Phase composition	B2 grain size/ μm	Mechanical properties (RT)			Reference
			UTS/MPa	YS/MPa	El/%	
Cogging forge+isothermal forge+thermal treatment	B2+ α_2 +O	16~53	1150	1080	6	[25]
Isothermal forge+thermal treatment	B2+O	320	1123	997	10	[14]
PM/HPS+cooling	B2+O+ α_2	167~643	869.37	799.58	3.95	[18]
PM/SPS+thermal treatment	B2+O+ α_2	15	949.5	867.8	7.4	[21]
Cast+furnace cooling	B2+O	207~648	1031	1000	1.82	As shown

晶断裂。拉应力作用下产生的沿晶断裂极易形成微裂纹，而后扩展生成明显裂纹，如图 9e 所示，此类裂纹会大幅降低合金的抗拉强度；在压缩断口中，由于压应力下主要产生穿晶断裂，裂纹生成与扩展并不明显，如图 9f 所示，虽然能观测到细小裂纹的存在，但是图 9f 的放大倍数几乎是图 9e 的 10 倍，裂纹的尺度差异明显，相比之下微裂纹对抗压强度的影响十分轻微。

图 10 为铸态 O 相 Ti-22Al-25Nb 合金的拉伸断口形貌和压缩断口形貌的 SEM 照片。拉伸断口的宏观形貌（图 10a）中仍可见清晰的岩石花样等解理断裂特征，压缩断口的宏观形貌（图 10b）中存在解理台阶。与图 9 铸态 B2/ β 相合金对比，由于位错滑移系少的 O 相数量的明显增加，铸态 O 相合金的脆性特点更加突出：图 10a 的拉伸断口的宏观形貌中裂纹显著，表明沿晶断裂更加明显；图 10b 的压缩断口宏观形貌主要是平滑的穿晶断裂特征，但出现了沿晶断裂特征，与图 9b 的铸态 B2/ β 相合金的宏观压缩断口有明显区别。

此外，因为 B2/ β 相的减少，在拉伸断口的微观形貌（图 10c）中不存在韧窝，仅能观测到解理台阶，而在压缩断口的微观形貌（图 10d）中既存在解理台阶，也存在韧窝特征。

铸态 O 相合金的极限抗压强度值远高于极限抗拉强度值也可以归因于沿晶断裂扩展生成的裂纹在拉伸断口中更加明显和广泛。更加明显的晶间断裂影响了铸态 O 相合金的塑性，在拉伸曲线和压缩曲线中的延伸率均低于铸态 B2/ β 相合金。

Jiang 等^[26]研究了锻造 Ti₂AlNb 合金的动态压缩过程，发现压缩变形主要发生在板条 O 相中，而 B2 相与 α_2 相主要起协调作用。在铸态 Ti-22Al-25Nb 合金室温压缩工程应力-应变图中，压缩曲线第 3 阶段均为突然断裂，有别于锻态细晶合金断裂前应力随应变增加而减小的卸载阶段，表明在铸态 Ti-22Al-25Nb 合金中，虽然增强相 O 相保持了对合金强度的强化作用，但是粗大的 B2 基体晶粒会明显降低合金的延伸率。

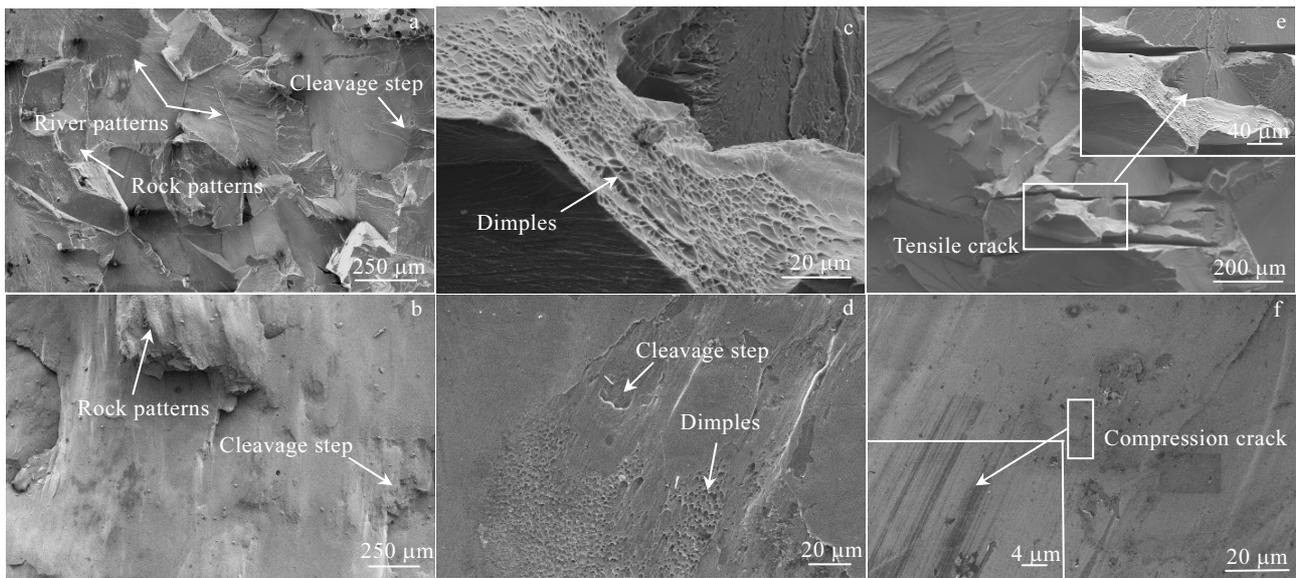


图 9 铸态 B2/ β 相合金拉伸断口与压缩断口形貌

Fig.9 Tensile fracture (a, c, e) and compression fracture (b, d, f) morphologies of as-cast B2/ β alloy: (a, b) cleavage characters in similar scale; (c, d) dimples of two rupture in similar scale; (e, f) crack features of both specimens in different scale

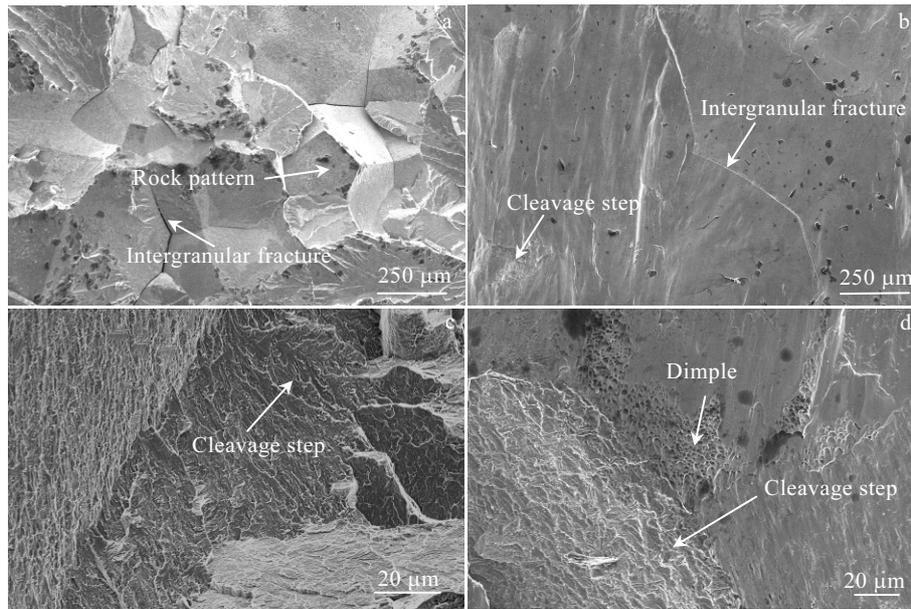


图 10 铸态 O 相合金拉伸断口与压缩断口形貌

Fig.10 Tensile fracture (a, c) and compression fracture (b, d) morphologies of as-cast O phase alloy: (a, b) intergranular fracture in similar scale; (c, d) microstructure of two rupture in similar scale

4 结 论

1) 通过调整熔炼电流,控制熔炼过程中合金的过热度,可以制备主相不同的铸态 Ti-22Al-25Nb 合金。铸态合金晶粒粗大,晶粒多为数百微米的等轴状形态。

2) 铸态 Ti-22Al-25Nb 合金的极限抗拉强度高于 1000 MPa,但粗大晶粒导致其延伸率低。此外,相组成对合金力学性能有一定影响,由于塑性 B2/ β 相与脆性强化 O 相的含量差异,铸态 B2/ β 相合金比铸态 O 相合金塑性稍好,但强度略差。

3) 铸态 Ti-22Al-25Nb 合金的拉伸断口断裂形式为沿晶断裂,沿晶断裂产生裂纹是合金塑性差的微观原因;而压缩断口有所区别:铸态 B2/ β 相合金仅表现为穿晶断裂,铸态 O 相合金主要为穿晶断裂,也具有沿晶断裂特征。铸态 Ti-22Al-25Nb 合金的拉伸断口和压缩断口均具有典型的解理断裂特征,少量存在的韧窝的韧化效果弱于粗大晶粒造成的脆性断裂。

参考文献 References

- [1] Banerjee D, Gogia A K, Nandi T K *et al. Acta Metallurgica* [J], 1988, 36: 871
- [2] Banerjee D. *Progress in Materials Science*[J], 1997, 42(1-4): 135
- [3] Gogia A K, Nandy T K, Banerjee D *et al. Intermetallics*[J],

1998, 6(7-8): 741

- [4] Chu F, Mitchell T E, Majumdar B *et al. Intermetallics*[J], 1997, 5(2): 147
- [5] Mao Yong, Li Shiqiong, Zhang Jianwei *et al. Intermetallics*[J], 2000, 8(5-6): 659
- [6] Si Yufeng(司玉锋), Meng Lihua(孟丽华), Chen Yuyong(陈玉勇). *Aerospace Materials & Technology* (宇航材料工艺)[J], 2006, 36(3): 10
- [7] Feng Aihan(冯艾寒), Li Bobo(李渤渤), Shen Jun(沈军). *Journal of Materials and Metallurgy*(材料与冶金学报)[J], 2011(1): 34
- [8] Zhang Jianwei(张建伟), Liang Xiaobo(梁晓波), Cheng Yunjun(程云君) *et al. Journal of Iron and Steel Research* (钢铁研究学报)[J], 2011, 23(S2): 545
- [9] Li Shiqiong(李世琼), Zhang Jianwei(张建伟), Cheng Yunjun(程云君) *et al. Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程)[J], 2005, 34(S3): 104
- [10] Zhang Jianwei(张建伟), Li Shiqiong(李世琼), Liang Xiaobo(梁晓波) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals* (中国有色金属学报)[J], 2010, 20(S1): 336
- [11] Shen Jun(沈军), Feng Aihan(冯艾寒). *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2013, 49(11): 1286
- [12] Wu Bo(吴波), Zhang Zhu(张翥), Shen Jianyun(沈剑韵) *et al. Aerospace Materials & Technology*(宇航材料工艺)[J],

- 2002, 32(2): 47
- [13] Wu Y T, Yang C T, Koo C H *et al. Materials Chemistry and Physics*[J], 2003, 80(1): 339
- [14] Wang Wei, Zeng Weidong, Xue Chen *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2014, 618: 288
- [15] Wang Wei, Zeng Weidong, Xue Chen *et al. Intermetallics*[J], 2015, 56: 79
- [16] Xue Chen, Zeng Weidong, Wang Wei *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2013, 573(3): 183
- [17] Wang Guofeng, Yang Jianlei, Jiao Xueyan. *Materials Science and Engineering A*[J], 2016, 654: 69
- [18] Jia Jianbo, Zhang Kaifeng, Jiang Shaosong. *Materials Science and Engineering A*[J], 2014, 616: 93
- [19] Wang Siqui(王思秋). *Microstructure and Mechanical Properties of Ti-22Al-25Nb Alloy Prepared by Powder Metallurgy Route* (Ti-22Al-25Nb 合金粉末冶金制备及组织性能研究)[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2016
- [20] Sim Kyong-Ho, Wang Guofeng, Li Yongmin *et al. Advanced Engineering Materials*[J], 2017, 19(6): 1 600 804
- [21] Jia Jianbo, Liu Wenchao, Xu Yan *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2018, 730: 106
- [22] Grigoriev Alexey, Polozov Igor, Sufiiarov Vadim *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2017, 704: 434
- [23] Polozov Igor, Sufiiarov Vadim, Popovich Anatoly *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2018, 763: 436
- [24] Zhou Y H, Li W P, Wang D W *et al. Acta Materialia*[J], 2019, 173: 117
- [25] Xue Chen, Zeng Weidong, Wang Wei *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2013, 587: 54
- [26] Jiang Haitao, Zhang Guihua, Guo Wenqi *et al. Advanced Engineering Materials*[J], 2018, 20: 1 800 281

Structural Features and Mechanical Properties of As-cast Ti-22Al-25Nb Alloy

Yang Longchuan, Su Yan, Du Yulei, Liao Wenhe

(Nanjing University of Science and Technology, Nanjing 210094, China)

Abstract: Ti₂AlNb-based alloy is a kind of intermetallic compound. It is expected to replace Ni-based superalloys for high-temperature structural applications with a temperature range of 650~800 °C. In this work, a Ti₂AlNb based alloy with a nominal composition of Ti-22Al-25Nb was prepared by water-cooled copper crucible induction floating melting method. The structural features of the as-cast Ti-22Al-25Nb alloy were characterized by XRD and SEM. It is found that the main phase of the as-cast Ti-22Al-25Nb alloy can be B2/ β phase or O phase, depending on its melting and casting process parameters. The grain size of the as-cast Ti-22Al-25Nb alloy reaches several hundred microns. The mechanical properties of the as-cast Ti-22Al-25Nb alloy were investigated by tensile, compressive and nanoindentation tests at room temperature. The ultimate tensile strength of the as-cast Ti-22Al-25Nb O phase alloy and B2/ β alloy reach 1125 MPa and 1031 MPa, with the elongations of 1.32% and 1.82%, respectively. The nanoindentation hardness of the as-cast Ti-22Al-25Nb O phase alloy is slightly higher than that of the as-cast B2/ β phase alloy. The tensile fracture and compression fracture of as-cast Ti-22Al-25Nb alloy show obvious cleavage fracture characteristics. In addition, the tensile fracture is mainly intergranular, while the compression fracture is mainly transgranular.

Key words: Ti-22Al-25Nb; induction floating melting; structural features; mechanical properties

Corresponding author: Du Yulei, Ph. D., Professor, School of Mechanical Engineering, Nanjing University of Science and Technology, Nanjing 210094, P. R. China, E-mail: yldu_njust@njust.edu.cn