

退火处理对粉末冶金 Ti_2AlNb 合金电子束焊接接头显微组织和拉伸性能的影响

尹续臣^{1,2}, 陈志勇³, 王清江³, 刘建荣³, 李文辉¹, 邓浩², 罗恒军²

(1. 太原理工大学 航空航天学院, 山西 太原 030024)

(2. 中国第二重型机械集团德阳万航模锻有限责任公司, 四川 德阳 618000)

(3. 中国科学院金属研究所, 辽宁 沈阳 110016)

摘要: 研究了焊态和退火处理态粉末冶金 Ti_2AlNb 合金电子束焊接接头的显微组织与拉伸性能。结果表明, 焊态下熔合区为单一 B2 相, 由粗大的柱状晶和等轴晶组成。经 800~900 °C 焊后退火处理后, 熔合区 B2 相内析出板条 O 相, 形成 O+B2 相两相结构, 随着退火温度升高, 熔合区内 O 相尺寸增加, O 相体积分数变化不大。焊接接头中熔合区显微硬度高于母材, 焊后退火处理后, 熔合区显微硬度升高, 随着退火温度升高, 熔合区显微硬度逐渐降低。焊态下, 焊接接头表现出较高的室温拉伸强度和塑性, 但在 650 °C 高温拉伸时, 焊接接头试样在未达到屈服点时即在熔合区发生脆性断裂。经焊后退火处理, 焊接接头室温拉伸强度和塑性略有降低, 高温拉伸强度和塑性均显著改善, 高温抗拉伸强度随退火温度升高而逐渐增加。

关键词: 粉末冶金 Ti_2AlNb 合金; 电子束焊接接头; 退火处理; 显微组织; 拉伸性能

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2024)08-2293-08

Ti_2AlNb 合金是一种以正交 (O) 相为主的金属间化合物, 与 Ti_3Al (α_2) 基和 $TiAl$ (γ) 基金属间化合物相比, 表现出较好的强度、韧性和蠕变抗力性能, 是航空发动机高温热端部件的潜在应用材料之一^[1-2]。与传统熔炼+锻造工艺相比, 粉末冶金成形 Ti_2AlNb 合金克服了凝固缺陷多、成分偏析严重、组织粗大、变形抗力大等缺点, 近年来在航空航天复杂零部件制备中得到了越来越多的应用^[3-5]。

粉末冶金成形零部件在工程化应用中不可避免地涉及焊接连接问题。对 Ti_2AlNb 合金可焊性研究发现, 区别于钛铝基金属间化合物合金, 高能束 Ti_2AlNb 合金焊接接头具有较好的抗裂纹性能, 焊缝孔隙率可控制在可承受范围内, 焊缝质量可得到保障。然而, Ti_2AlNb 合金焊接接头的力学性能往往会存在一定损失, 陈炜等^[6-7]分别对 Ti_2AlNb 合金电子束和激光束焊接接头力学性能进行检测, 结果发现由于熔焊过程焊缝区晶粒尺寸难以控制, 焊接接头强度均低于母材, 塑性相对较差。张可召^[8]研究发现, 激光焊接 Ti_2AlNb 合金焊缝常表现出高温脆性, 提出通过微合金化的方法抑制焊缝内晶界脆性相析出, 可以改善焊接接头的

高温塑性。

国内外研究学者对 Ti_2AlNb 合金焊接接头组织和性能调控方法进行了系统研究。一方面, 通过调控焊接工艺可实现对焊接接头的组织和性能的调控, David 等人^[9]通过控制电子束焊接时的焊接线能量, 在熔合区内有效析出 α_2 相并实现对 α_2 相尺寸的精确控制。Wu 等人^[10-12]进而通过调节激光焊接过程的冷却速率, 提高了熔合区和热影响区中的 B2 相含量, 改善了焊接接头室温塑性。另一方面, 焊后热处理是调控焊接接头性能十分经济高效的方法, Chen 等人^[13]研究发现, 通过退火处理在熔合区内均匀析出弥散 O 相, 焊接接头的室温强度和塑性均得到明显提高。尹建明等人通过进行双重热处理, 在熔合区形成 α_2 +O+B2 相的三相结构, 焊接接头冷弯角可达母材的 64%^[14]。陈炜等人^[15]通过对焊接接头进行固溶+时效热处理, 控制熔合区 α_2 相含量和尺寸, 焊接接头的持久性能明显提高。

目前, 针对粉末冶金成形的 Ti_2AlNb 合金焊接接头, 仅开展了对其冶金质量、显微组织、力学性能等的初步研究^[16-17]。针对其焊后热处理工艺、微观组织演化、组织性能关系等研究仍然不足, 相关基础数据仍较为缺

收稿日期: 2023-08-01

基金项目: 山西省基础研究计划 (202103021223052); 太原理工大学校基金 (2022QN152)

作者简介: 尹续臣, 男, 1990 年生, 博士, 太原理工大学航空航天学院, 山西 太原 030024, E-mail: yinxuchen@tyut.edu.cn

乏。本研究通过对粉末冶金成形的 Ti₂AlNb 合金电子束焊接接头进行 800~900 °C 焊后退火处理, 分析焊接接头内显微组织、化学成分和显微硬度的演变规律, 阐明退火处理对焊接接头室温和 650 °C 高温拉伸性能的影响, 为后续制定合理的焊后热处理工艺, 进一步提高焊接接头综合力学性能提供理论和实践依据。

1 实验

本实验 Ti₂AlNb 合金名义成分为 Ti-22Al-24Nb-0.5Mo(at%)。合金铸锭经 3 次真空自耗熔炼(vacuum arc remelting, VAR)后制备成 Φ40 mm×450 mm 预合金化电极棒, 电极棒在 ALD Gas Atomizing Unit EIGA 50/500 型气体雾化设备上采用无坩埚感应熔炼气体雾化法 (electrode induction melting gas atomization, EIGA) 制备成粉末, 将合适粒径粉末装入碳钢包套, 经振实、除气和封焊等过程后, 在 QIH-21 型热等静压炉中成型为 200 mm×100 mm× 5 mm 粉末冶金试板。焊接前对试板进行 980 °C/2 h, FC 真空热处理, 得到由 α₂+O+B2 相组成的典型双态结构, 如图 1。试板经机械打磨、化学清洗后最终得到 3 mm 厚板材试样, 在 ZD150-C 高压真空电子束焊机上进行电子束焊接, 焊接加速电压 150 kV, 聚焦电流 2460 mA, 焊接电流 55 mA, 焊接速率 10 mm/s。焊后对焊缝区域进行 X 射线无损探伤, 保证用于测试的焊接接头焊缝无气孔、夹杂等冶金缺陷。对焊接接头进行真空焊后退火热处理(post-weld heat treatment, PWHT), 退火处理制度见表 1。

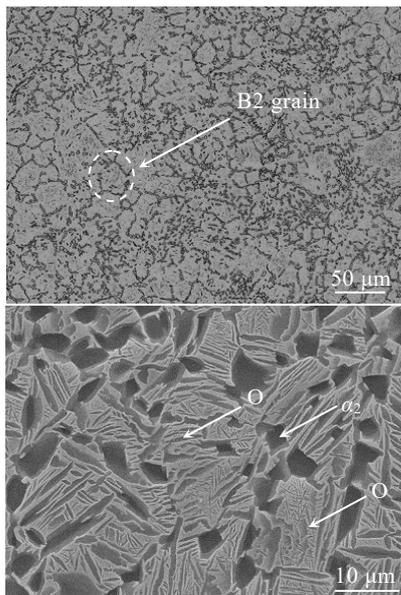


图 1 Ti₂AlNb 合金焊前原始显微组织

Fig.1 Origin microstructures of Ti₂AlNb alloy before welding

表 1 Ti₂AlNb 合金焊接接头的焊后退火处理工艺

Table 1 PWHT of weldments of Ti ₂ AlNb alloy	
No.	Process
As-welded	-
PWHT-800	800 °C/2 h, AC
PWHT-850	850 °C/2 h, AC
PWHT-900	900 °C/2 h, AC

焊后板材试样沿垂直于焊缝方向切开, 经机械研磨抛光后, 采用 Kroll 试剂 (HF:HNO₃:H₂O=5:10:85, 体积比) 进行化学腐蚀。在 Stemi2000-C 体式显微镜上进行低倍组织观察; 在 S-3400N 扫描电子显微镜 (SEM) 和 TecnaiG220 透射电子显微镜 (TEM) 上进行微观组织、断口形貌观察和相结构分析; 在 EPMA-1600 型电子探针 (EPMA) 上进行元素分布测定; 在 D/Max-2500PC X 射线衍射仪 (XRD) 上进行物相表征, 扫描范围 2θ 取 20°~90°, 扫描速度 2°/min; 在 FM-700e 数显维氏硬度计上进行显微硬度测量, 载荷为 200 g, 停留时间为 10 s; 在 AG-100kNG 型万能试验机上进行室温和 650 °C 高温拉伸性能测试, 拉伸测试方向垂直于焊缝, 焊缝位于试样标距中心位置, 试样尺寸和焊缝位置如图 2。

2 结果与分析

2.1 焊接接头宏观形貌

图 3 为焊接接头焊态下的宏观形貌, 焊接接头横截面呈“螺钉形”, 存在少量“咬边”现象。焊接接头由熔合区 (fusion zone, FZ)、热影响区 (heat affected zone, HAZ) 和母材区 (base material, BM) 3 个区域组成。FZ 宽度约 1.7 mm, 熔化线与中轴线夹角约 10°。HAZ 宽度略窄, 平均约 0.8 mm。图 3b 和图 3c 为 FZ 不同位置局部放大图, FZ 边部存在粗大的柱状晶, 晶粒长度可达 100~300 μm。柱状晶生长方向垂直于熔化线, 由 HAZ 向 FZ 中心伸长, FZ 心部存在少量粗大等轴晶, 平均晶粒尺寸超过 100 μm, 柱状晶和等轴晶内可清晰地观察到枝晶结构。

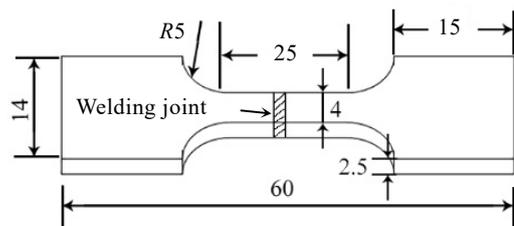


图 2 拉伸试样示意图

Fig.2 Schematic of the tensile sample

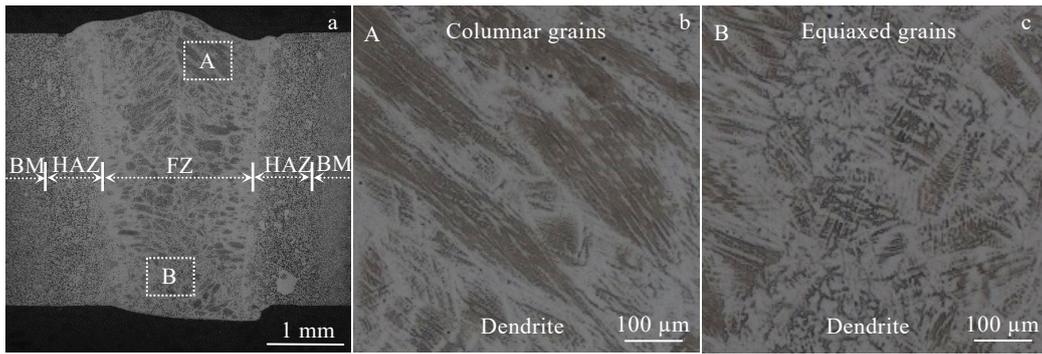


图 3 Ti₂AlNb 焊接接头的宏观组织

Fig.3 Macrostructure of the weldments of powder metallurgy Ti₂AlNb alloy

2.2 焊接接头成分分布

图 4 分别为焊态和 PWHT-850 退火态焊接接头元素分布线扫描结果。FZ 中未表现出明显的 Al 元素烧损现象。相较于 Ti 和 Nb 元素，FZ 中 Al 元素含量变化最为显著。焊态下，如图 4a，FZ 中存在较明显的 Al 元素含量波动。经 PWHT-850 退火后，如图 4b，FZ 中 Al 元素含量呈现阶梯式分布，阶梯内 Al 元素含量波动相对较小，单个阶梯尺寸接近晶粒大小。Al 元素原子尺寸较小，更易于扩散。由于电子束焊接过程急冷的冷却条件，焊态下 FZ 中 Al 元素难以扩散，保留一定程度枝晶偏析（如图 3b 和图 3c），造成 Al 元素含量波动。经 850 °C/2 h 短时退火后，Al 元素仍难以大范围充分扩散，晶粒内部枝晶间的 Al 元素偏析可以改善，晶粒间 Al 元素含量差异依然存在，造成阶梯式分布特征。

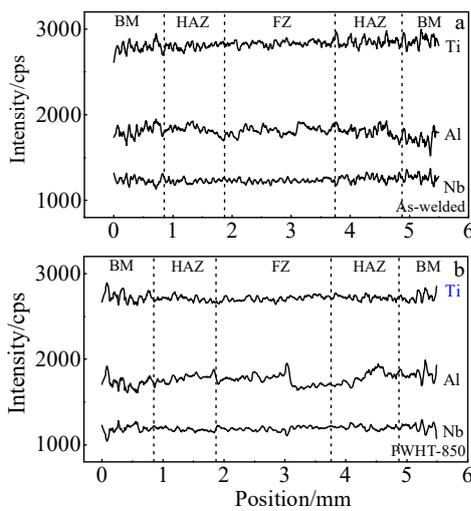


图 4 焊态和焊后退火态焊接接头的元素分布

Fig.4 Element distribution in the weldments under different conditions: (a) as-welded and (b) PWHT-850

2.3 焊接接头相组成分析

图 5 分别为焊态和不同温度焊后退火态焊接接头 FZ 中的 XRD 图谱。由图可见，焊态下，XRD 图谱中除 B2 相外，未发现有其它相峰位存在。焊后退火处理后，XRD 图谱中以 O 相峰位为主，B2 相峰位强度减弱，不同退火温度下相组成未发生改变。综上说明，焊态下，FZ 中由单一 B2 相组成，焊后经 800~900 °C 退火处理后，FZ 中由 O+B2 相组成。

2.4 焊接接头显微组织

图 6 分别为焊态和焊后退火态焊接接头 FZ 中的显微组织形貌。焊态下，如图 6a，FZ 中保留完整单相结构，晶界处未观察到析出相存在。对 FZ 区域进行选区电子衍射，如图 6c，经衍射斑标定同样可判定焊态下 FZ 中为单一 B2 相。经高倍 TEM 观察，如图 6b，B2 相内有缠结状位错网存在。

经 800~900 °C 焊后退火处理后，如图 6d~图 6e，板条 O 相大量析出，FZ 中由 O+B2 相组成，随着退火温度升高，O 相尺寸快速增加。图 7 统计了不同退火

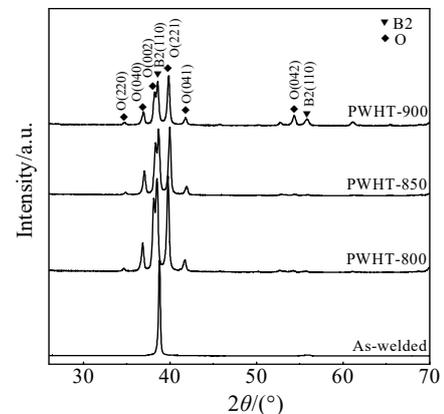


图 5 焊态和焊后退火态焊接接头的 XRD 图谱

Fig.5 XRD patterns of the weldments under different conditions

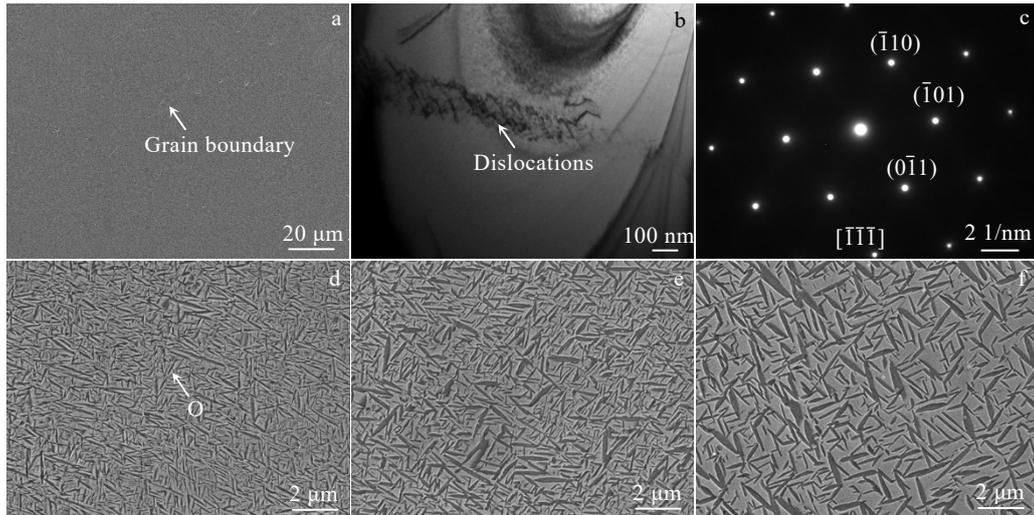


图 6 焊态及焊后退火态焊接接头 FZ 中的微观组织

Fig.6 Microstructures of FZ in the weldments: (a) SEM image under as-welded condition, (b) TEM image under as-welded condition, (c) SAED pattern of FZ in Fig.6b, (d-f) SEM images under PWHT-800, PWHT-850 and PWHT-900 conditions

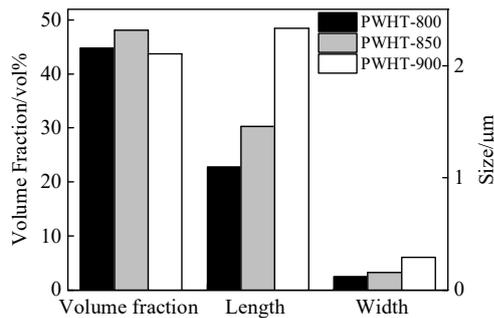


图 7 焊后退火温度对 O 相的影响

Fig.7 Variation of the volume fraction, length and width of O phase at different PWHT temperatures

温度下 O 相的体积分数、长度和宽度的变化，如图所示，此退火温度区间内，退火温度对 O 相体积分数的影响相对较小。随着退火温度提高，板条 O 相个数明显减少，长度和宽度快速增加，长宽比增加。

根据 XRD 和显微组织结果，结合 Ti_2AlNb 合金相变规律^[18]，由于电子束焊接短时、高温和极冷的特点，焊接过程 FZ 中仅发生 $L \rightarrow B2$ 相固液相变，固态相变被抑制，亚稳态 B2 相保留至室温，此状态下 FZ 中为过饱和的单一 B2 相。同时由于焊接过程形成较大热应力并逐渐累积，位错结构会存在于 B2 相中，多种因素共同作用下使得焊态下焊接接头 FZ 中储存了较高的能量密度，可为后续焊后退火过程中相变过程提供驱动力。800~900 °C 焊后退火处理过程中，由于退火温度低于 α_2 相析出温度，FZ 中仅发生 $B2 \rightarrow O$ 相变，

O 相由亚稳态 B2 相中析出形成 O+B2 相两相结构。O 相和 B2 相受 Burgers 位相关系限制^[18]，O 相呈板条状并以固定角度由 B2 相中交叉排布析出，最终形成类网篮状的组织特征。

2.5 焊接接头显微硬度分布

图8分别为焊态和焊后退火态焊接接头的显微硬度分布情况。如图所示，焊接接头显微硬度均为“马鞍形”型分布，具体表现为：FZ中硬度分布较为均匀，HAZ中硬度分布起伏较大，峰值出现在HAZ中靠近FZ的位置。HAZ中，峰值硬度（HV）高于FZ约147~196 MPa，随着距离FZ距离增加，硬度均匀过渡至BM处。

焊态和焊后退火态焊接接头的 BM 中显微硬度差别较小，平均约 3136 MPa。FZ 中显微硬度差别较大，焊态下，FZ 中平均硬度约为 3430 MPa，PWHT-800 处理后，FZ 中硬度最高，平均约为 4018 MPa，PWHT-850 和 PWHT-900 处理后，FZ 中平均硬度分别降至约 3626 和 3479 MPa。焊接接头显微硬度与显微组织关系紧密，焊态下，FZ 处由单 B2 相构成，一方面，焊接过程急冷的冷却条件下，亚稳 B2 相必然保留大量晶格畸变、空位等缺陷，存在固溶强化效应，另一方面，热应力累积作用下 B2 相保留一定量的位错密度（如图 6b），具备位错强化效应，最终使得焊态下 FZ 处显微硬度高于 BM 处。焊后退火处理后，虽固溶强化和位错强化效果减弱，但 B2 相中析出的细小弥散 O 相，第二相强化效果显著，使得 FZ 中显微硬度较高，随着退火温度的升高，O 相尺寸逐渐增大，强化效果减弱，显微硬度逐渐降低。

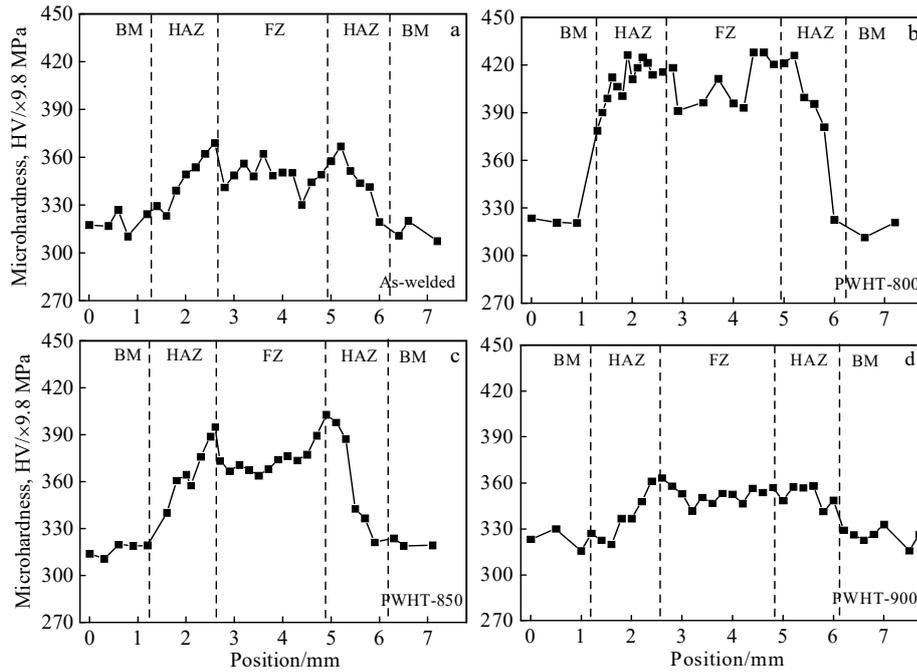


图 8 焊态及焊后退火态焊接接头显微硬度分布

Fig.8 Microhardness across the weldments under different conditions: (a) as-welded, (b) PWHT-800, (c) PWHT-850 and (d) PWHT-900

2.6 焊接接头拉伸性能

表2为焊态和焊后退火态焊接接头的室温和650℃拉伸性能测试数据。如图2所示，由于拉伸方向垂直于焊缝，试样失效于接头处时，δ并不能准确反映焊接接头塑性，需结合断口特征综合分析。室温拉伸时，焊接接头均断于FZ或HAZ处。具体表现为：焊态下，焊接接头表现为较高的室温强度和塑性，与母材接近。焊后退火处理后，焊接接头室温

抗拉强度和塑性略有降低，抗拉强度随着退火温度升高而逐渐升高，退火温度超过850℃时，强度逐渐增加。650℃高温拉伸时，焊态下，焊接接头试样未达屈服点时，即均表现为在FZ处脆断，高温强度较低。焊后退火处理后，焊接接头处的强度及塑性均得到明显提高，随退火温度升高，抗拉强度逐渐升高，当退火温度升至900℃时，拉伸试样失效于BM处。

表 2 焊态及焊后退火态焊接接头的室温和 650℃拉伸性能

Table 2 Room temperature and 650℃ tensile properties of the weldments

Test temperature	No.	Ultimate tensile strength, σ _b /MPa	Elongation, δ/%	Failure location	Note
Room temperature	BM	997	10.5	-	
	As-welded	1009	14.8	FZ	
	PWHT-800	880	1.5	FZ	
	PWHT-850	963	3	FZ(2), HAZ(1)	
	PWHT-900	974	5	FZ(2), HAZ(1)	
650℃	BM	717	20.3	-	
	As-welded	534	-	FZ	Brittle failure
	PWHT-800	620	5	FZ(2), HAZ(1)	
	PWHT-850	630	3	FZ	
	PWHT-900	701	8	BM	

Note: (1) data in the table is the average of three groups data; (2) the brittle fracture occurred in all the as-welded tensile specimens at 650℃; (3) FZ(2) and HAZ(1) mean two samples fractured in the FZ and one samples fractured in the HAZ, respectively

图9为焊态和PWHT-850处理后焊接接头失效于FZ处的室温拉伸断口形貌。焊态下，如图9a，断口处出现明显颈缩，边缘处存在剪切唇，断口内部可观察到大量的韧窝存在，呈韧性断裂，可判断此状态下焊接接头FZ处室温塑性较高。经PWHT-850处理后，如图9b，断口较为平整，垂直于拉伸方向，断口形貌以沿晶断裂为主，多数晶粒表面光滑，部分晶粒表面呈“河流状”解理断裂特征。

图10为焊态和不同温度焊后退火处理后焊接接头试样650 °C高温拉伸断口形貌。焊态下，试样在未达屈服点时即在FZ处发生脆性断裂，断口形貌如图

10a，呈典型沿晶断裂，晶粒表面光滑，晶界处存在大量开裂现象（如图中箭头所示）。经PWHT-800处理后，如图10b，FZ处的高温塑性仍然较低，同样呈沿晶断裂特征，晶界处裂纹数量有所降低。经PWHT-850处理后，如图10c，焊接接头高温塑性明显改善，断口处出现宏观颈缩，断口形貌呈沿晶和穿晶的混合断裂特征，存在一定数量的韧窝。经PWHT-900处理后，如图10d，焊接接头试样失效于母材，断口呈穿晶断裂形貌。

综合焊接接头显微组织和拉伸性能可知，焊态下，FZ由过饱和B2相组成，由于B2相为体心立方

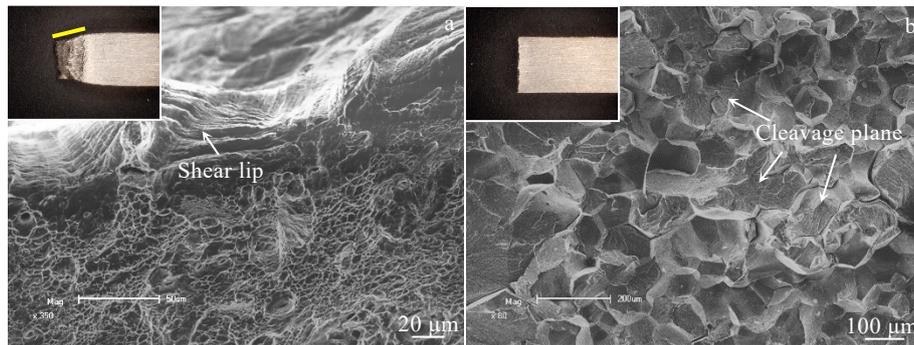


图 9 焊接接头试样室温拉伸断口形貌

Fig.9 Highly magnified tensile fractographs of FZ at room temperature under different conditions: (a) as-welded and (b) PWHT-850

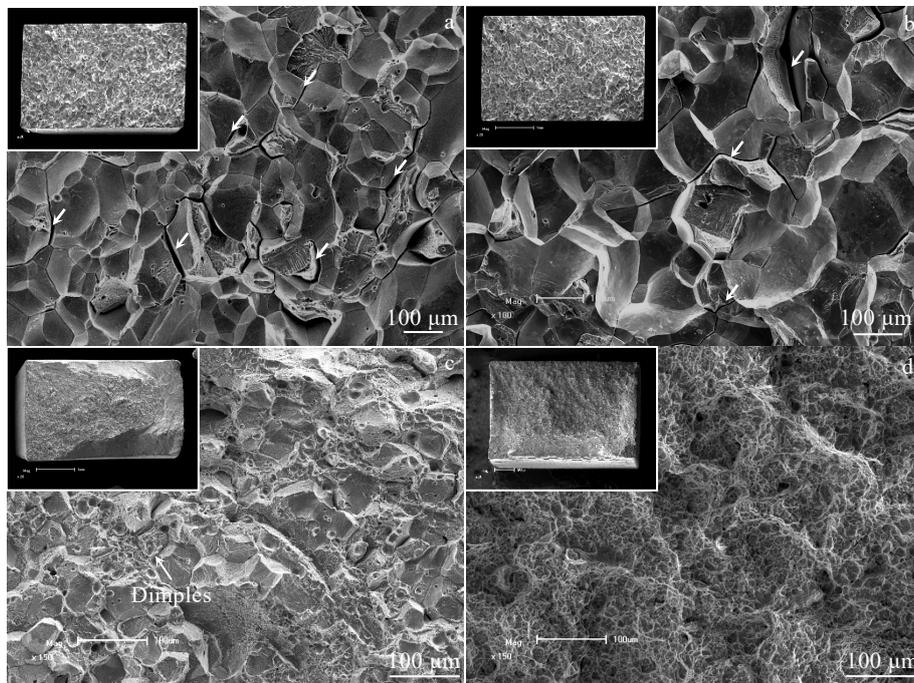


图 10 焊接接头试样 650 °C 高温拉伸断口形貌

Fig.10 Highly magnified tensile fractographs at 650 °C under different conditions: (a) as-welded, (b) PWHT-800, (c) PWHT-850, and (d) PWHT-900

结构,相较于 α_2 +O+B2相和O+B2相结构,室温拉伸时焊接接头表现出更高的局部塑性变形能力。然而在650℃高温拉伸时,FZ处呈“零塑性”特征,发生低强度脆断。Ti₂AlNb合金锻件中,当B2相含量较高时,常表现出“中温低塑性”,即服役温度下塑性显著降低^[19-20],近似现象在焊接接头中也有发现^[21-22]。此外,本实验中FZ处的显微硬度和拉伸强度随退火温度的变化规律之间出现差异,结合断口形貌,分析原因应是由FZ处晶内和晶界强度差异导致。焊态下,FZ处形成亚稳态过饱和B2相,650℃拉伸测试时发生B2→O相失稳分解,析出相优先于晶界处形核长大,变形时易在晶界处形成应力集中并首先失效(如图10a),表现为宏观脆断。Zhang等人^[23]也发现类似现象,通过FIB+TEM分析发现,高温拉伸过程中B2相晶界处析出不连续的O相颗粒,大幅增加焊接接头的脆性。经焊后退火处理后,形成的O+B2双相组织热稳定较高,拉伸变形时O相与B2相间的滑移传递可以有效降低晶界处应力集中,随着高温下O相变形能力提高,晶界处应力集中得到进一步缓解,高温拉伸强度和塑性随着O相尺寸的增大而升高,经PWHT-900退火处理后,焊接接头处晶内和晶界强度达到较好匹配,焊接接头开始失效于BM。

3 结 论

1) 粉末冶金 Ti₂AlNb 合金焊接接头 FZ 由粗大柱状晶和等轴晶组成。焊态下, FZ 中由单一 B2 相组成。经焊后退火处理后, B2 相中析出板条 O 相, FZ 中由 O+B2 相组成。随着退火温度升高, O 相含量基本不变, 板条 O 相尺寸增大, 长宽比增加。

2) 焊接接头显微硬度值由大到小依次为: HAZ、FZ、BM, 峰值位于 HAZ 中靠近 FZ 处。焊后退火处理后, FZ 处显微硬度提高, 随着退火温度升高, FZ 处显微硬度逐渐降低。

3) 室温拉伸时, 焊态下焊接接头主要失效于 FZ 处, 表现出较高的室温强度和塑性, 焊后退火处理后, 室温强度略有降低。高温拉伸时, 焊态下 FZ 处发生低强度脆性断裂, 焊后退火处理后, FZ 处高温强度和塑性显著改善, 退火温度达到 900℃ 时, 焊接接头失效于 BM 处。

参考文献 References

[1] Banerjee D. *Progress in Materials Science*[J], 1997, 42(1): 135
 [2] Banerjee D, Gogia A K, Nandi T K et al. *Acta Metallurgica*[J], 1988, 36(4): 871
 [3] Niu H Z, Chen Y F, Zhang D L et al. *Materials & Design*[J],

2016, 89: 823

- [4] Wang G F, Yang J L, Jiao X Y. *Materials Science and Engineering A*[J], 2016, 654: 69
 [5] Wu J, Xu L, Lu Z G et al. *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2015, 31(12): 1251
 [6] Chen Wei(陈 玮), Li Jinwei(李晋炜), Shi Yining(史一宁). *Aeronautical Manufacturing Technology(航空制造技术)*[J], 2015, 58(17): 136
 [7] Qin Chun, Yao Zekun. *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2019, 48(11): 3463
 [8] Zhang Kezhao(张可召). *Research on the Mechanism and Inhibition Method of High Temperature Brittleness of Laser Welded Ti₂AlNb-Based Alloys(Ti₂AlNb 基合金激光焊接接头高温脆性机理及抑制方法研究)*[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2017
 [9] David S A, Horton J A, Goodwin G M et al. *Welding Journal*[J], 1990, 69: 133
 [10] Wu A, Zou G, Ren J et al. *Intermetallics*[J], 2002, 10(7): 647
 [11] Li Yanjun, Wu Aiping, Li Quan et al. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2019, 29(1): 67
 [12] Li Yanjun(李艳军), Zhao Yue(赵 玥), Wu Aiping(吴爱萍) et al. *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2017, 46(5): 1341
 [13] Chen W, Chen Z Y, Wu C et al. *Intermetallics*[J], 2016, 75: 8
 [14] Yin Jianming(尹建明). *Phase Constitution, Mechanical Properties and Weldability of Ti₂AlNb Based Alloy(Ti₂AlNb 基合金的相组成及其力学性能和焊接性研究)*[D]. Shenyang: Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, 2011
 [15] Chen Wei(陈 玮), Chen Zhiyong(陈志勇), Zhao Tong(赵桐) et al. *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2017, 46(S1): 31
 [16] Wu Jie(吴 杰), Xu Lei(徐 磊), Lu Zhengguan(卢正冠) et al. *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2017, 46(S1): 241
 [17] Lu Zhengguan(卢正冠), Xu Lei(徐 磊), Wu Jie(吴 杰) et al. *Journal of Netshape Forming Engineering(精密成形工程)*[J], 2022, 14(11): 55
 [18] Wen Y, Wang Y, Bendersky L A et al. *Acta Materialia*[J], 2000, 48(16): 4125
 [19] Zhao H Z, Lu B, Tong M et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2017, 679: 455
 [20] Shao B, Tang W, Guo S et al. *Acta Materialia*[J], 2023, 242: 118467
 [21] Chen Y B, Zhang K Z, Hu X et al. *Journal of Alloys and*

- Compounds*[J], 2016, 681: 175
- [22] Zhang K Z, Lei Z L, Chen Y B *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2019, 744: 436
- [23] Zhang K Z, Ni L C, Lei Z L *et al. Materials Characterization* [J], 2017, 123: 51

Influence of Annealing on Microstructure and Tensile Properties of Electron Beam Weldment of Powder Metallurgy Ti₂AlNb Alloy

Yin Xuchen^{1,2}, Chen Zhiyong³, Wang Qingjiang³, Liu Jianrong³, Li Wenhui¹, Deng Hao², Luo Hengjun²

(1. College of Aeronautics and Astronautics, Taiyuan University of Technology, Taiyuan 030024, China)

(2. China National Erzhong Group Deyang Wanhang Die Forging Co., Ltd, Deyang 618000, China)

(3. Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China)

Abstract: Annealing treatment in the temperature range of 800–900 °C was applied to the electron beam weldments of powder metallurgy Ti₂AlNb alloys to investigate its influence on microstructure and tensile properties at room temperature and 650 °C. The results show that there are coarse columnar and equiaxed B2 grains in the fusion zone (FZ) in the as-welded weldments. Transformation from B2 phase to O+B2 phase occurs in the FZ during the post-weld annealing treatments. The morphology of the O phase is characterized as the basket-weave structure and the size of the O phase plate increases with the increase in the annealing temperature. The microhardness of the FZ of the as-welded weldments is higher than that in the base metal (BM). After the annealing treatments, the microhardness in the FZ increases significantly, which gradually decreases with the increase in annealing temperature. At room temperature, all tensile specimens are fractured at the FZ. The tensile strength of the as-welded weldments is close to that of the BM and local large plastic deformation occurs in the FZ. However, the strength and ductility of the weldments decrease slightly after the post-weld annealing treatment. At 650 °C, most of the tensile specimens are fractured at the FZ. The as-welded weldments are failed at the FZ, suggesting the brittle intergranular fracture. After the annealing treatments, there is an apparent improvement in strength of the FZ in the weldments. With the annealing temperature increasing up to 900 °C, the failure locations are shifted from the FZ to the BM.

Key words: powder metallurgy Ti₂AlNb alloy; electron beam weldment; annealing treatment; microstructure; tensile property

Corresponding author: Wang Qingjiang, Professor, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, P. R. China, Tel: 0086-24-83978830, E-mail: qjwang@imr.ac.cn