

TC11 钛合金扩散连接接头组织及力学性能研究

高云鹏, 王 颖, 王东坡, 杨振文

(天津大学 天津市现代连接重点实验室, 天津 300350)

摘 要: 研究不同连接温度对 TC11 合金直接扩散连接接头的显微组织和力学性能的影响, 并与原始母材进行了比较。结果表明: TC11 合金直接扩散连接的最优工艺参数为 900 °C, 20 MPa, 60 min, 扩散接头界面处无孔洞, 接头抗拉强度与原始 TC11 母材接近且塑性优于原始母材。对原始 TC11 母材和最优工艺参数下的扩散焊接头在室温下进行高周疲劳性能测试, 与原始 TC11 母材相比, TC11 合金直接扩散连接接头的疲劳性能降低, 且所有接头断裂均发生在扩散结合界面处。通过观察疲劳断口结合界面的微观结构特征分析得出, 扩散接头界面两侧母材的晶体取向差异使得疲劳裂纹萌生, 这是接头疲劳性能降低的主要原因。

关键词: TC11 合金; 扩散连接; 显微组织; 疲劳性能

中图分类号: TG454

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2023)02-0770-07

钛合金具有优异的物理、化学和机械特性, 包括高比强度、高耐腐蚀性以及良好的抗蠕变性, 被广泛用于航空航天、生物医学、船舶海洋、汽车制造业等领域^[1-3]。在实际工程应用中, 由于部件多为复杂结构, 往往需要对钛合金进行连接。目前, 对 TC4 合金^[4-7]和 TC11 合金^[8]的直接扩散连接接头进行了大量的试验研究。且研究主要集中于扩散连接工艺优化, 扩散连接接头性能一般是通过拉伸和剪切试验来评估, 结果表明, 通过工艺优化能够获得具有与原始母材相媲美的具有良好性能的接头。但目前对钛合金扩散连接接头疲劳性能的研究数据十分有限。Wu 等^[9]研究了 TC4 扩散焊接头的高周疲劳性能, 研究表明, 即使接头的拉伸性能与原始母材相当, 但接头 *S-N* 曲线明显下移。Tuppen 等^[10]对 TC4/Ti550 异种材料扩散连接的低周疲劳性能进行了测试, 接头获得了与 TC4 母材相当的疲劳性能, 且不同方向的接头表现出相接近的疲劳性能。

人们普遍认为, 大多数高周疲劳寿命消耗在疲劳裂纹萌生和小裂纹扩展阶段^[11], 这对微观结构非常敏感。一般来说, 高周疲劳的应力幅值远低于屈服强度, 裂纹萌生源于微观组织引起的局部应力集中。循环塑性变形在各应力水平下高度不均匀, 即使在弹性变形阶段内也可能发生局部非均匀塑性变形。韧性金属和合金疲劳损伤的主要原因通常是由于在循环加载过程中的滑移不可逆性^[12]。在疲劳加载中, 即使每个循环

中的位错滑移几乎是可逆的, 循环塑性应变也会增大到一个很大的值, 并在低应力幅值下引起破坏性的微观结构变化^[13]。在微观结构分析中, Schmid 因子(*m*)以及 Lustre 和 Morris (*m'*)等晶体学参数能够识别疲劳裂纹萌生和扩展的关键特征, 可以表征引发疲劳损伤的难易程度^[14-15]。

在扩散连接结合界面处, 晶体取向差异、界面空洞和夹杂物是 3 种常见缺陷, 界面缺陷的存在将会增加疲劳裂纹萌生的可能性。晶体取向差异在疲劳加载过程中导致了裂纹在扩散结合界面处提前萌生^[9, 16]。软/硬晶粒对被认为是微观组织中薄弱区域, 具有最大的滑移传递阻力, 硬晶粒中位错是由于软晶粒中位错堆积的撞击而成核^[16]。另一方面, 当扩散界面含有夹杂物^[10]或孔洞^[17]缺陷时, 缺陷将成为引发亚表面疲劳裂纹萌生的部位, 导致疲劳性能的降低, 但通常这 2 种缺陷可以通过优化工艺予以消除。

因此, 本实验首先研究连接温度对 TC11 合金直接扩散连接接头显微组织的影响, 并通过拉伸性能测试以确定最优工艺参数。接下来, 研究最优参数下接头的疲劳性能, 获得了 *S-N* 曲线并与原始母材性能相比较。统计了接头主要晶体学参数, 如杨氏模量(*E*), *m* 以及 *m'*, 将其与断口形貌相结合, 揭示扩散连接接头微观组织与疲劳性能之间的相关性。

收稿日期: 2022-07-07

基金项目: 国家自然科学基金 (51774214)

作者简介: 高云鹏, 男, 1996 年生, 硕士生, 天津大学材料科学与工程学院, 天津 300350, 电话: 022-27405889, E-mail: gyp2019@tju.edu.cn

1 实验

本实验所选用母材为 TC11 钛合金, 其名义成分为 Ti-6.5Al-3.5Mo-1.5Zr-0.3Si (质量分数, %), 图 1a 和 1b 分别为 TC11 合金的初始微观组织及 XRD 图谱, 主要由粗大的原始 β 晶粒及晶界 α 相组成, 原始 β 晶粒内由大体积分数的 α 薄片和其间分布的少量层状 β 相组成。通过电火花线切割制备了直径为 40 mm, 高度为 50 mm 的柱状试样。待连接表面采用 SiC 砂纸从 240# 仔细打磨至 3000# 以确保装配面的平整度, 而后将待焊试样用丙酮超声清洗试样约 15 min 清除表面污染物。此外, 限制最大变形量不超过 15%, 以确保试样不会产生严重的宏观变形。直接扩散连接是在真空炉中进行, 整个过程中真空度小于 3.0×10^{-3} Pa。扩散连接过程应考虑材料相变点, 据报道 TC11 钛合金 β 转变温度为 $990\text{ }^\circ\text{C}$ [18-19]。因此, 本实验选取连接峰值温度范围为 $800\sim 950\text{ }^\circ\text{C}$, 温度间隔 $50\text{ }^\circ\text{C}$, 保温时间为 60 min, 连接压强为 20 MPa。

扩散连接后对接头进行显微组织观察及力学性能测试, 取样位置距棒材边缘应大于 1 mm 以避免工艺过程中不可避免的误差。使用扫描电子显微镜(SEM, JSM-7800F)和电子背散射衍射(EBSD, Sigma 300)观察接头微观结构特征。SEM 观察前, 使用 Kroll 试剂进行腐蚀以显示微观组织。采用机械抛光和氩离子抛光(CP, 1061 SEM Mill)相结合的方法制备 EBSD 试样。EBSD 测量在 $0.25\text{ }\mu\text{m}$ 的步长、20 kV 的加速电压下进

行, 使用 OIM 软件及开源工具箱 MTEX 处理数据。采用万能试验机在室温下以 0.2 mm/min 的加载速率对拉伸性能进行了评估, 每个参数下测试样品数不小于 3 个以保证准确性。疲劳试样表面机械抛光以避免加工过程中表面上产生的残余应力以及表面粗糙度的影响。拉伸及疲劳试样具体尺寸见图 2。原始母材和扩散连接接头的室温高周疲劳测试是在 GPS20 型高频疲劳机上进行的, 应力比为 0.1, 频率约为 100 Hz, 正弦波形, 加载方向与扩散连接界面垂直, 以试样完全断裂作为失效标准。断裂后采用 SEM 观察断口形貌用以分析断裂性质。

2 结果与分析

2.1 连接温度对接头显微组织和拉伸性能的影响

图 3 为不同焊接温度下扩散结合界面的微观结构, 在所有工艺参数下结合界面均不存在金属间化合物及孔洞缺陷。如图 3a 和 3b 所示, 在 $800, 850\text{ }^\circ\text{C}$ 的焊接温度下, 界面处无微观孔洞, 界面结合率达到百分之百, 但仍能观察到明显的平直结合界面, 这表明界面处原子扩散以及微观塑性变形不充分。随着温度升高至 $900\text{ }^\circ\text{C}$, 母材中部分长 α 薄片厚度增加并发生屈曲和扭结, 破碎成短杆状 α 板条, 扩散结合界面发生弯曲, 但这种界面的机械锁合是有限的。机械锁合一般对横向拉伸性能影响不大, 但可以增加界面纵向剪切性能。当焊接温度增加至 $950\text{ }^\circ\text{C}$ 时, 结合界面消失, 显微组织中 α 相长径比增加, 取向更加趋于一致。

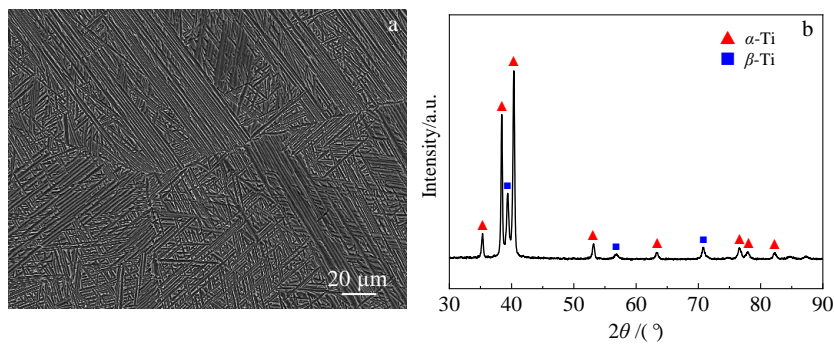


图 1 TC11 母材的显微组织及 XRD 图谱

Fig.1 Microstructure (a) and XRD pattern (b) of TC11 alloy

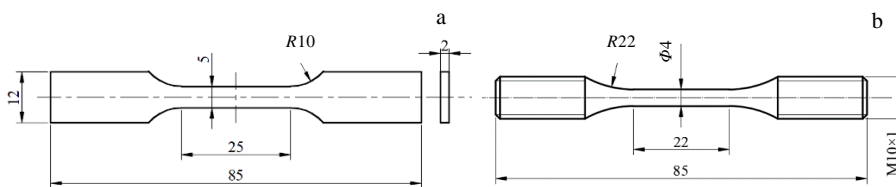


图 2 本实验中使用的拉伸和疲劳试样尺寸

Fig.2 Schematic configuration of fatigue test specimens (a) and tensile test specimens (b)

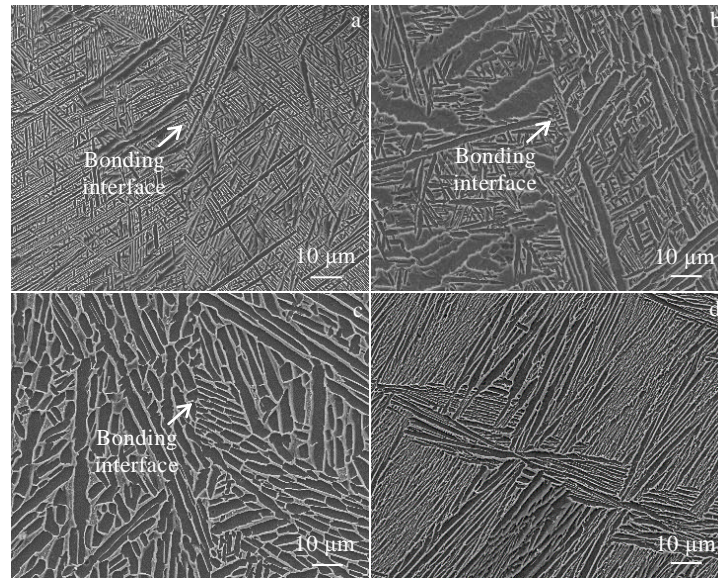


图 3 连接温度对 TC11 合金直接连接接头界面组织的影响

Fig.3 Effect of bonding temperature on interfacial microstructure of TC11 alloy diffusion bonded joint for 60 min at a pressure of 20 MPa: (a) 800 °C, (b) 850 °C, (c) 900 °C, and (d) 950 °C

扩散连接接头与原始母材的拉伸性能随焊接温度的变化如图 4 所示。在焊接温度不小于 850 °C 时，断裂发生在远离界面的母材区域，而在焊接温度为 800 °C 时，断裂发生在界面处。总体而言，接头的抗拉强度达到了原始母材的 80% 以上，延伸率在 850、900 °C 优于原始母材，分别达到原材料的 132% 以及 157%。由此可见，当扩散结合界面不存在微孔时，扩散连接接头均具有较高的抗拉强度，但温度较低时由于弱结合界面的存在导致接头塑性较低，温度进一步升高将导致界面结合力增强，在拉伸过程中界面能够有效的传递应力，从而使接头的塑性提高并使得断裂发生在强度较低的母材处，但较高的连接温度会导致母

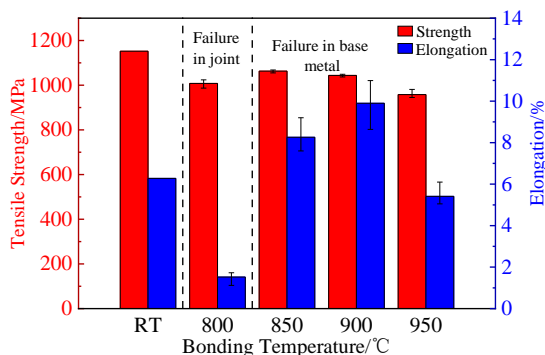


图 4 连接温度对 TC11 合金直接连接接头拉伸性能的影响

Fig.4 Effect of bonding temperature on the tensile properties of TC11 joints

材显微组织恶化从而使接头强度塑性均降低。综合考虑接头的拉伸性能，确定最佳连接工艺参数为 900 °C，20 MPa，60 min，此时接头的抗拉强度和延伸率分别为 1044 MPa 和 9.9%，是原始母材的 90% 和 157%。

2.2 扩散连接接头的高周疲劳性能

对连接参数为 900 °C，20 MPa，60 min 的接头进行高周疲劳性能测试。图 5 为原始母材及扩散焊接头的 S-N 曲线，在 10⁷ 周之前未失效的试样由箭头表示，裂纹萌生于表面及内部，分别由圆圈及三角符号表示。原始母材在较高应力水平下裂纹从试样表面产生，而随着应力水平的降低，裂纹萌生位置逐渐转移至试样内部，扩散焊接头大部分试样裂纹萌生于内部，仅在 σ_{max} 为 840 及 700 MPa 下观察到 2 个表面引发的失效。同时，原始母材及接头试样均具有较大的分散性，且与原始母材相比，接头试样在高周疲劳下寿命降低，在同等应力水平下接头寿命约为原始母材寿命的 10%。

对接头疲劳试样断裂位置进行统计发现断裂总是发生在焊接接头处，这说明接头结合界面为扩散焊结构中微观组织薄弱区域。为分析扩散连接接头中所涉及失效机制，使用 SEM 对疲劳断口进行观察，图 6a，6c 和 6e 显示了接头疲劳试样低倍下断口形貌。疲劳断口可以分为 3 个区域：疲劳裂纹萌生区(A)、疲劳裂纹扩展区(B)以及最终的瞬断区(C)。根据裂纹扩展模式，可以将失效试样分为 2 种类型：(I) 裂纹萌生后沿母材及接头充分扩展的混合断裂模式(图 6a，6c)；

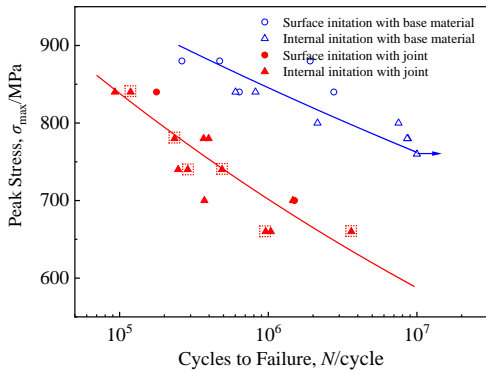


图 5 TC11 合金及直接扩散连接接头 S-N 曲线

Fig.5 S-N curves of TC11 alloy and diffusion bonded joint

(II) 裂纹萌生在母材及接头中不充分扩展后沿焊缝瞬间断裂的模式(图 6e)。图 5 中虚线方框所示为 II 型断裂模式, 由此可见, 裂纹扩展模式与疲劳寿命及应力水平并无明显关系, 这表明在本实验中, 疲劳寿命

主要由裂纹形核和微观小裂纹扩展阶段决定。

裂纹起源可以追溯到初始光滑小平面(图 6b, 6d 和 6f), 小平面与加载轴接近 90°, 裂纹萌生于界面处集束间。小平面上可观察到明显的 α 板条以及纳米粗糙度, 这种粗糙度由非常精细的线性痕迹组成并与 α 板条成一定角度, 这通常被认为是滑移痕迹, 这种纳米粗糙度在文献[20]中也有报道。虽然图 6b 裂纹萌生于试样表面, 但显然不是由于经典的滑移带挤入/挤出机制所致, 因为虽然小平面与自由表面相交, 但小平面与加载方向接近垂直。裂纹源附近存在二次裂纹, 二次裂纹本质上是裂纹分支的结果, 它可以放松裂纹尖端的三轴应力条件和应力集中, 使裂纹尖端钝化, 从而导致对裂纹扩展的更高阻力。与 TC11 合金原始母材相比, 扩散连接接头界面处存在更多的潜在裂纹形核部位, 在接头中裂纹萌生比原始母材更容易。一般来说, 扩散连接接头界面两侧母材塑性不同, 这导致了在界面附近与晶粒内部的应变梯度, 在循环变形中界面处易累积不可逆应变导致结构提前失效。

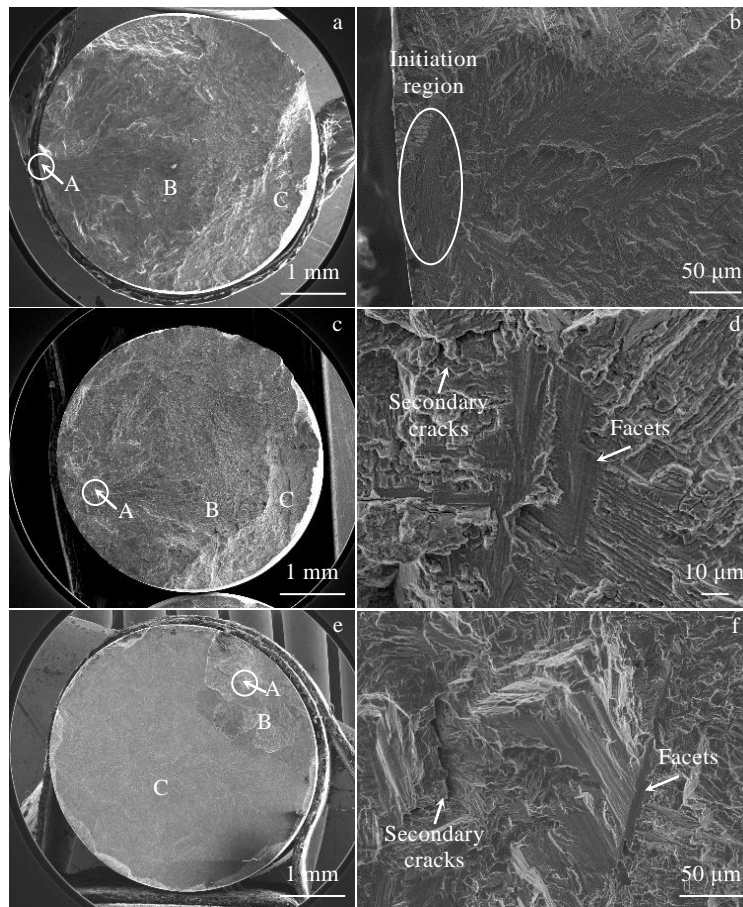


图 6 TC11 合金扩散连接接头疲劳断口形貌

Fig.6 SEM morphologies of fatigue fracture surface of TC11 alloy diffusion bonded joint: (a, b) $\sigma_{max}=700$ MPa, $N=1\ 501\ 775$ cycle; (c, d) $\sigma_{max}=700$ MPa, $N=1\ 465\ 022$ cycle; (e, f) $\sigma_{max}=660$ MPa, $N=3\ 620\ 185$ cycle

2.3 疲劳载荷下接头的晶体学分析

图 7 为 900 °C, 20 MPa, 60 min 连接参数下的扩散焊接头相分布图及 α 相的杨氏模量分布图。TC11 合金主要由 α 相组成, 密排六方晶格具有低对称性, 在疲劳载荷下, 显微组织内的循环变形高度不均匀。 α 相弹性模量取决于加载轴与晶粒 c 轴之间的角度, 当应力方向平行于 c 轴时弹性模量最大, 垂直于 c 轴方向时弹性模量最小^[21]。具体来说, 如图 7b 所示, 界面下部区域处晶粒杨氏模量主要分布在 100 至 105 GPa 之间, 界面上部区域晶粒杨氏模量主要分布在 105 至 115 GPa 之间, 在变形过程中, 具有较高杨氏模量的 α 晶粒会优先发生塑性变形并在相邻具有较低杨氏模量的晶粒中产生应力集中。

图 8 显示了 TC11 合金扩散焊接头晶粒 2 种主要滑移系的 m 着色后的 EBSD 晶粒结构及其相关直方图。界面上部区域直方图如图 8c, 对于 2 种滑移系统而言, 软晶粒都比硬晶粒多。当 m 大于 0.4 时, 可以定义为高 m 。 m 值越高越有利于激活相对应的滑移系统。基面滑移和柱面滑移分别有 34% 和 25% 的晶粒具有高 m 。总体而言, 19.2% 的晶粒在基面滑移和柱面滑移中均具有较高的分切应力, 46.2% 的晶粒的柱面滑移具有较低的分切应力, 而沿基面滑移具有较高的分切应力, 32.7% 的晶粒沿柱面的分切应力低, 难以进行基面滑移, 只有 1.9% 的硬晶粒在 2 种滑移系中均具有较低的分切应力。对于界面下部区域 (图 8d), 基面滑移和柱面滑移中的高 m 晶粒占比分别为 25% 和 49%, 大部分晶粒在柱面滑移中具有高 m , 而在基面滑移中具有相对较低的 m 的晶粒占比较高。总体而言, 54.7% 的晶粒在基面滑移和柱面滑移中均具有较高的分切应力, 18.6% 的晶粒的柱面滑移具有较低的分切应力, 而沿基面滑移具有较高的分切应力, 15.7% 的晶粒沿柱面的分切应力低, 难以进行基面滑移, 11.0% 的晶粒在 2 种滑移系中均具有高的分切应力。因此, 尽管在界面两侧母材晶粒中均为软

晶粒, 但两者所激活的滑移系统不同, 上部区域沿基面滑移和柱面滑移均易产生变形, 下部区域更有利于产生由柱面滑移引发的变形。

晶粒间滑移传递的难易也是触发裂纹形核的必要先决条件, 这取决于由相邻晶粒取向控制的滑动系统的相容性, Luster 和 Morris^[22]提出了一种基于 2 个滑移系统之间对齐的几何相容性因子 m' , 以量化相邻晶粒滑移转移的难易程度:

$$m' = (n_1 \cdot n_2)(d_1 \cdot d_2) \quad (1)$$

n_1 和 n_2 分别为传入和传出滑移系统的滑移方向, d_1 和 d_2 分别为传入和传出滑移系统的滑移面法线。 m' 取值在 0 和 1 之间。为了表明扩散结合界面对裂纹萌生的影响, 图 9 总结了与界面相邻晶粒的最大 m 以及 m' 。界面可分为 2 类: 滑移传递能够在两晶粒中进行, 此时界面对位错传递阻力小, 即有 1 个或 2 个晶粒易产生滑移 ($m > 0.3$) 并且具有良好的几何相容性 ($m' > 0.7$), 约占 66.7%; 滑移传递将在界面处受到阻碍, 即存在 1 个或 2 个晶粒易产生滑移 ($m > 0.3$) 但具有较低的几何相容性 ($m' < 0.7$), 约占 33.3%, 此时撞击晶界的位错将在晶界处堆积, 无论随后以何种机制释放应力。

很明显, 扩散连接接头结合界面处是循环载荷下的薄弱区域, 裂纹容易在结合界面处萌生。由于扩散连接接头结合界面两侧母材晶粒具有不同的晶体取向, 两侧母材在加载时下具有不同的弹性塑性响应, 具有较高 m 因子的晶粒将首先发生滑移, 同时应力与应变的重新分配将发生在结合界面处。此外, 滑移传递在疲劳裂纹成核和早期扩展中起着重要作用, 应变必须以某种方式通过界面从一个晶粒传递到另一个晶粒, 而缺乏滑移传递会在界面处产生位错积累, 在此过程中强内聚性界面可以使相邻晶粒保持应变相容性, 弱内聚界面将成为裂纹萌生起始位置。因此当界面应变相容性差及存在大的异质应变时, 疲劳裂纹将在界面处成核。

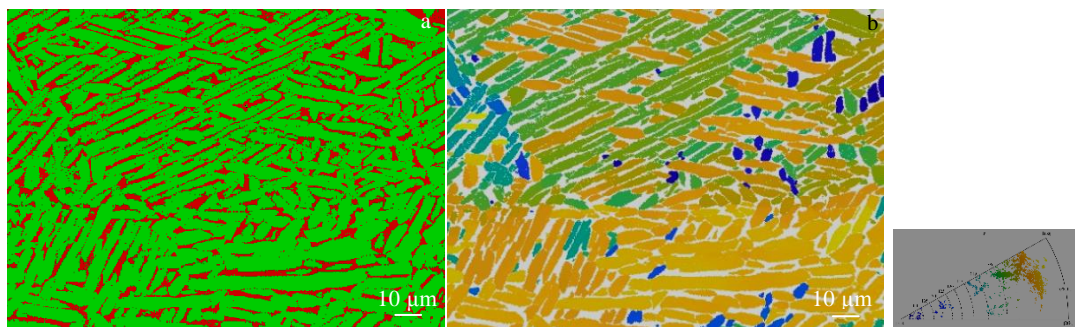


图 7 900 °C, 20 MPa, 60 min 连接参数下 TC11 合金扩散连接接头 EBSD 分析

Fig.7 EBSD analysis of TC11 alloy diffusion bonded joint at 900 °C for 60 min at 20 MPa: (a) phase map, where green represents α -Ti and red represents β -Ti; (b) corresponding map in theoretical elastic stiffness E (GPa) for α -Ti

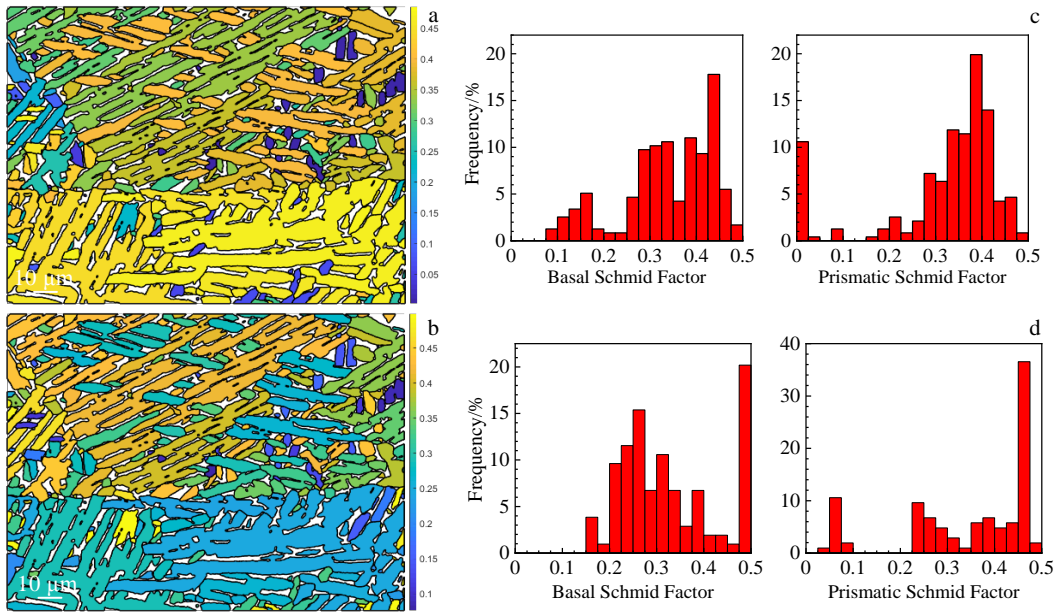


图 8 轴向载荷下TC11合金扩散连接接头 α -Ti的Schmid因子

Fig. 8 Schmid factor of α -Ti in TC11 alloy diffusion joint under axial load: (a) basal slip, (b) prismatic slip, (c) Schmid factor histogram distribution for the two most common slip systems for the upper area, (d) Schmid factor histogram distribution for the two most common slip systems for the lower area

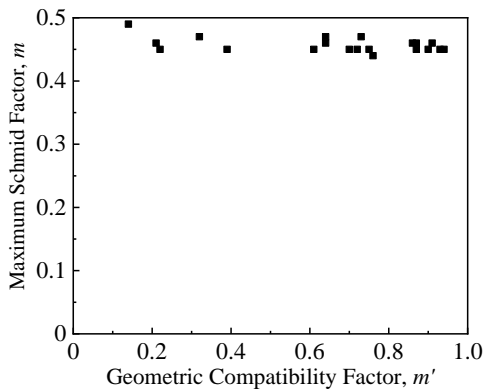


图 9 接头界面处激活滑移系统的 Schmid 因子 m 与几何相容因子 m' 的分布

Fig.9 Distribution of the Schmid factor m , against the geometric compatibility factor m' for the activated slip system at the interface of the joint

3 结 论

1) 通过直接扩散连接获得了良好的 TC11 合金连接接头。连接参数为 900 °C, 20 MPa, 60 min 时, 接头具有优异的抗拉强度和延伸率, 分别为 1044 MPa 和 9.9%, 达到了原始母材的 90%和 157%, 断裂发生在母材区域。

2) 测试了 TC11 合金原始母材及最优参数下直接扩散连接接头的 $S-N$ 曲线。与原始母材相比, 扩散连接接头的疲劳性能有所降低, 结合界面处为接头的最薄弱部分, 断裂均发生在界面处。

3) 疲劳寿命主要由裂纹萌生寿命所决定。疲劳裂纹容易在界面处萌生, 界面两侧晶体取向的差异很可能是导致疲劳裂纹萌生的主要原因。

参考文献 References

[1] Cooke K O, Atieh A M. *Journal of Manufacturing and Materials Processing*[J], 2020, 4(2): 39

[2] Sun Chunchun(孙纯纯), Guo Zhijun(郭志君), Zhang Jinyong(张金勇) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 21(3): 1111

[3] Song Dejun(宋德军), Niu Long(牛 龙), Yang Shengli(杨胜利). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2020, 49(3): 1100

[4] Yakushina E, Reshetov A, Semenova I *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2018, 726: 251

[5] Zhang H, Li J L, Ma P Y *et al. Vacuum*[J], 2018, 152: 272

[6] Feng J C, Liu H, He P *et al. International Journal of Hydrogen Energy*[J], 2007, 32(14): 3054

[7] Wu H P, Li X F, Mei Q F *et al. Materials Science and*

- Engineering A*[J], 2019, 761: 138 067
- [8] Yang Z W, Qi L, Wang J H *et al. Archives of Civil and Mechanical Engineering*[J], 2019, 19(4): 1431
- [9] Wu Z, Mei J, Voice W *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2011, 528(24): 7388
- [10] Tuppen S J, Bache M R, Voice W E. *International Journal of Fatigue*[J], 2005, 27(6): 651
- [11] Pineau A, McDowell D L, Busso E P *et al. Acta Materialia*[J], 2016, 107: 484
- [12] Mughrabi H. *Acta Materialia*[J], 2013, 61(4): 1197
- [13] Tan C S, Sun Q Y, Zhang G J *et al. Journal of Materials Science*[J], 2020, 55(26): 12 476
- [14] Briffod F, Bleuset A, Shiraiwa T *et al. Acta Materialia*[J], 2019, 177: 56
- [15] Romero C, Yang F, Zhang S Z *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2020, 792: 139 836
- [16] Xu Y L, Joseph S, Karamched P *et al. Nature Communications*[J], 2020, 11(1): 5868
- [17] Li S X, Xuan F Z, Tu S T. *Materials Science and Engineering A*[J], 2008, 480(1-2): 125
- [18] Gu Y, Zeng F H, Qi Y L *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2013, 575: 74
- [19] Li Xin(李鑫), Lu Shiqiang(鲁世强), Wang Kelu(王克鲁) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2009, 38(11): 1920
- [20] Tan C S, Sun Q Y, Zhang G J *et al. International Journal of Fatigue*[J], 2020, 138: 105 724
- [21] Bridier F, Villedaise P, Mendez J. *Acta Materialia*[J], 2008, 56(15): 3951
- [22] Luster J, Morris M A. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 1995, 26(7): 1745

Microstructure and Mechanical Properties of Diffusion Bonded TC11 Alloy Joint

Gao Yunpeng, Wang Ying, Wang Dongpo, Yang Zhenwen

(Tianjin Key Laboratory of Advanced Joining Technology, Tianjin University, Tianjin 300350, China)

Abstract: The effects of different bonding temperatures on the microstructure and mechanical properties of TC11 alloy diffusion bonded joints were investigated and compared with the original base metal. The experimental results show that the optimal parameters for direct diffusion bonding of TC11 alloy are 900 °C, 30 min, 60 min. There are no holes at the interface of the diffusion bonded joint, and the tensile strength of the joint is close to that of the original TC11 alloy base metal. In addition, the plasticity of TC11 alloy diffusion bonded joint is better than that of the original base metal. High cycle fatigue properties tests were performed at room temperature for the original TC11 alloy base metal and the diffusion bonded joints under optimal process parameters. Compared with the original TC11 alloy base metal, the fatigue property of the direct diffusion bonded TC11 alloy joint is reduced, and all the diffusion bonded joint fractures occur at the diffusion bonded interface. By observing the microstructural characteristics of the fatigue fracture and interface, it is concluded that the difference in the crystal orientation of the base metal on both sides of the interface of the diffusion joint causes fatigue crack initiation, which is the main reason for the reducing of the fatigue property of the diffusion bonded joint.

Key words: TC11 alloy; diffusion bonding; microstructure; fatigue property

Corresponding author: Yang Zhenwen, Ph. D., Tianjin Key Laboratory of Advanced Joining Technology, Tianjin University, Tianjin 300350, P. R. China, Tel: 0086-22-27405889, E-mail: tjuyangzhenwen@163.com, yangzw@tju.edu.cn