

引用格式:任军强,李乐,王启,等.TA3合金焊接接头拉伸性能及变形机制研究[J].材料工程,2025,53(11):134-142.
REN Junqiang, LI Le, WANG Qi, et al. Tensile property and deformation mechanism of TA3 alloy welded joint[J]. Journal of Materials Engineering, 2025, 53(11): 134-142.

TA3合金焊接接头拉伸性能及 变形机制研究

Tensile property and deformation mechanism
of TA3 alloy welded joint

任军强^{1*}, 李乐¹, 王启², 李俊琛¹,
薛红涛¹, 卢学峰¹, 汤富领¹

(1 兰州理工大学 省部共建有色金属先进加工与再利用国家
重点实验室, 兰州 730050; 2 黄淮学院 能源工程学院,
河南 驻马店 463000)

REN Junqiang^{1*}, LI Le¹, WANG Qi², LI Junchen¹,
XUE Hongtao¹, LU Xuefeng¹, TANG Fuling¹

(1 State Key Laboratory of Advanced Processing and Recycling
of Non-ferrous Metals, Lanzhou University of Technology,
Lanzhou 730050, China; 2 School of Energy Engineering,
Huanghuai University, Zhumadian 463000, Henan, China)

摘要:在航空航天领域,焊接是TA3合金构件的主要连接工艺,其焊接接头的微观组织和力学性能对焊接构件的服役安全性有着重要影响。本工作对比研究了母材和焊缝试样的拉伸性能,并利用扫描电子显微镜和电子背散射衍射研究了拉伸前后的变形形貌。结果表明,TA3合金焊接前,微观组织是等轴状 α 晶粒,焊接后,出现块状、针状和锯齿状 α 晶粒。焊接试样的屈服强度(378 MPa)和抗拉强度(458 MPa)高于母材试样的,但伸长率较低。原因是母材试样经过焊接后,焊接温度对试样有时效处理的效果,存在时效硬化,同时焊缝区域内部晶粒尺寸变小,会提升抗拉强度。由于焊缝区的显微硬度明显高于母材区,导致焊接接头断口位于母材区,其中焊缝区的变形机制为应力诱发 $(2\bar{1}\bar{1}2)[2\bar{1}\bar{1}3]$ 、 $(\bar{2}112)[\bar{2}113]$ 孪晶,二者Schmid因子为0.038,此时分切应力较大,晶粒变形协调能力强。母材区域也出现了 $(\bar{2}112)[\bar{2}113]$ 孪晶,但Schmid因子为0.078,应力集中程度相对较高。

关键词:TA3合金;微观组织;针状 α 相;晶体取向

doi: 10.11868/j.issn.1001-4381.2023.000301 **CSTR:** 32421.14.j.issn.1001-4381.2023.000301

中图分类号: TG407 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4381(2025)11-0134-09

Abstract: In the aerospace field, welding serves as the primary joining process for TA3 alloy components, and the microstructure and mechanical properties of its welded joints have a significant impact on the service safety of welded components. This study compares the tensile properties of the base metal and welded specimens and studies the deformation morphology before and after tension using scanning electron microscopy combined with electron backscatter diffraction. The results show that the microstructure of TA3 alloy is equiaxed α grains before welding, and massive, acicular and serrated α grains appear after welding. The yield strength (378 MPa) and tensile strength (458 MPa) of welded specimens are higher than that of base material specimens, but the elongation is lower. The reason is that after the base material sample is welded, the welding temperature has the effect of aging treatment on the sample. There exists aging hardening, and the grain size inside the weld area becomes smaller, which will increase the tensile strength. Because the microhardness of the weld zone is obviously higher than that of the base metal zone, the fracture of the welded joint is located in the base material zone. The deformation mechanism of the weld

zone is stress-induced deformation twin ($2\bar{1}\bar{1}2$) [$2\bar{1}\bar{1}3$] and ($2\bar{1}12$) [$2\bar{1}13$], with a Schmid factor of 0.038, exhibiting high shear stress and strong coordination of grain deformation. Deformation twins ($2\bar{1}12$) [$2\bar{1}\bar{1}3$] also appear in the base material region, but the Schmid factor is 0.078, indicating a relatively high degree of stress concentration.

Key words: TA3 alloy; microstructure; acicular α phase; crystal orientation

TA3 合金具有优良的耐蚀性、低密度、高比强度及良好的韧性和可焊接性等优点,在航天领域中有着广泛的应用^[1-5]。框架和梁部件作为航空航天机身结构的重要部件,因其尺寸大、厚度不均、横截面不同^[6-8],通常需要采用焊接的方式进行连接,如激光焊接、固态焊接、搅拌摩擦焊等^[9-10]。焊接作为 1 种有效的连接材料方式,其焊接接头的微观组织及性能是影响焊接构件整体性能的关键,如何提高焊接接头的综合性能一直是材料学者较为关注的问题^[11-15]。因此,深入研究并提高焊接接头的整体性能和局部性能是非常有必要的。

提高焊接接头的性能可以通过改善缺陷、微观组织和焊缝几何形状来实现^[16-17]。Li 等^[18]使用激光焊和激光-TIG 复合焊,系统地研究组织、织构分布和力学性能之间的相关性。发现热影响区(HAZ)和焊缝区(WZ)微观组织粗化,显微硬度升高,并且二者具有高密度的孪晶界,作为阻挡变形过程中位错滑移的屏障,有助于强化焊缝。Palanivel 等^[19]通过控制激光焊接时不同的焊接速度研究了微观结构的演变,在熔合区中存在亚组织边界、溶质元素和位错,其硬度高于母材。焊接速度加快,熔合区域的强化和大气孔的缺失使断裂位置向母材(BM)转移,断裂模式由脆性转变为韧性。Liu 等^[20]研究了纯钛激光焊接接头在再结晶和晶粒生长过程中的组织演变和硬度变化。发现热应力和非平衡相变引起了塑性应变,在热处理过程中,HAZ 发生再结晶,WZ 未发现此类现象。然而,具有等轴形状与光滑边界的粗大未应变晶粒逐渐消耗具有不规则形状和锯齿状边界的细小应变晶粒。

与此同时,低角度晶界(low angle boundaries, LABs)消失,局部取向偏差较小的晶粒取代了改性晶粒中取向偏差较大的晶粒。热处理过程中的再结晶导致热影响区塑性应变降低,突出表现为平均硬度值下降。

对比上述研究,发现焊接过程会导致钛合金微观组织发生改变,微观组织的变化会影响其力学性能,而且位错滑移、变形孪晶等塑性机制也会随之改变。目前,虽然材料学者通过不断优化焊接工艺参数,可以获得高性能焊接接头^[21],但是对于焊接接头在变形过程中的微观组织演化规律及变形机理还有待进一步研究^[22]。此外,TIG 焊具有成型稳定且美观、成本低廉等优点,是最常用的钛合金焊接方法,因此本工作使用 TIG 焊接技术焊接 TA3 合金,随后将母材和焊接接头进行拉伸性能对比,并进一步分析焊接温度对试样的影响,找出焊缝区塑性提高的原因。

1 实验材料与方法

图 1 为母材的微观组织和拉伸试样示意图。母材材料为退火态 TA3 板材,实验所有样品为西北有色金属研究院提供的 TA3 试样。其微观组织均为等轴 α 相,如图 1(a)所示,相变点约为 980 °C。焊丝采用直径 2.0 mm 的 TA3 焊丝,母材和焊丝的化学成分如表 1 所示。TIG 焊接主要工艺参数为焊接电流 150 A,电弧电压 14~16 V,焊接速度 10~12 cm/min,采用 99.99% 氩气进行保护,保护气流量 20 L/min。

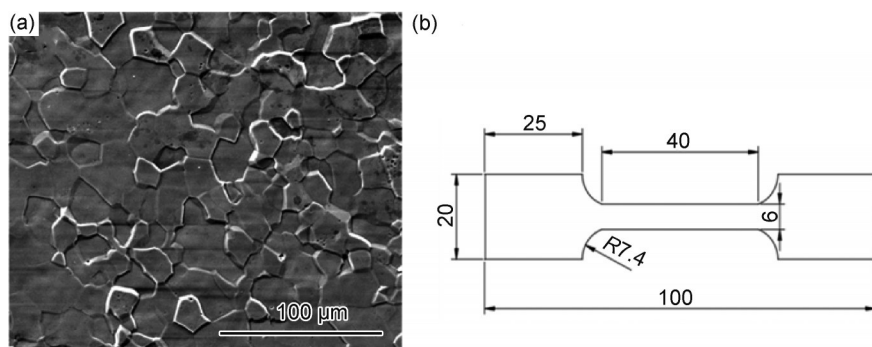


图 1 TA3 母材 (a)原始组织图;(b)拉伸试样示意图

Fig.1 TA3 base material (a)original microstructure image;(b)schematic diagram of tensile specimen

表1 TA3母材和焊丝的化学成分(质量分数/%)

Table 1 Chemical compositions of TA3 base material and welding wire (mass fraction/%)

Material	Mo	Fe	C	N	H	O	Ti
TA3 base material	0.6	0.2	0.03	0.03	0.015	0.15	Bal.
TA3 welding wire	0.5	0.15	0.03	0.03	0.015	0.012	Bal.

焊接前,先采用浓度7%(体积分数,下同)的硝酸进行酸洗,去除表面氧化物,然后再用水清洗,最后进行干燥^[23]。干燥后的板材表面无氧化色,焊接区域使用不锈钢丝打磨,然后用丙酮清洗干净。

焊接后,沿着垂直于焊接轨迹的方向切割制作拉伸试样,同时选取未焊接的TA3板材制作同一尺寸拉伸试样进行对比研究,其试样尺寸如图1(b)所示。将拉伸前后的焊接试样及纯母材试样进行研磨、抛光和腐蚀。在扫描电子显微镜(SEM)下进行金相观察。因为2种拉伸试样的断口均位于母材处,因此选择金相观察的位置分别为断口附近区域、焊缝区、远离断口区域。将经过机械抛光的金相样品进行电解抛光,腐蚀剂配比为5%氢氟酸+12%硝酸+83%水,电解10 s后立即用水和酒精冲洗,再进行电子背散射衍射(EBSD)测试,使用HKL Channel5软件分析试样中获得的EBSD数据。

以焊缝中心线为基准,在水平方向分别沿着两侧

进行3次显微硬度实验,依次经过WZ、HAZ、BM。起始点的选取在焊缝中心线上,自上而下为2、3、5 cm。用HV1000B维氏显微硬度计测试显微硬度,加载力为200 N,加载时间为10 s,加载方向上每隔3 mm测试1个点。

根据GB/T 2651—2008焊接接头拉伸实验方法,拉伸实验应变速率屈服阶段为 0.00025 s^{-1} ,拉伸阶段为 0.008 s^{-1} 。在室温下测试焊接试样和纯母材试样的拉伸性能,测试是在YG 028万能试验机上进行。

2 结果和讨论

2.1 焊接接头微观组织特征

对比纯母材试样和焊接试样,拉伸断口均位于母材处,断裂类型相似,因此变形机理分析及微观组织研究均为焊接试样。图2为焊接接头各区域的微观组织。TA3钛合金TIG焊接接头的横截面宏观形貌如图2(a)所示。在接头中未观察到明显的体积缺陷。焊接接头微观形貌分别如图2(b)~(d)所示。HAZ主要是由于WZ传递的热量形成,钛合金的传热系数低,因此热量传递较少,HAZ范围较小^[24]。上焊缝宽约12 mm,下焊缝宽约7 mm,HAZ约2 mm,焊缝顶部到中部宽度基本相同。

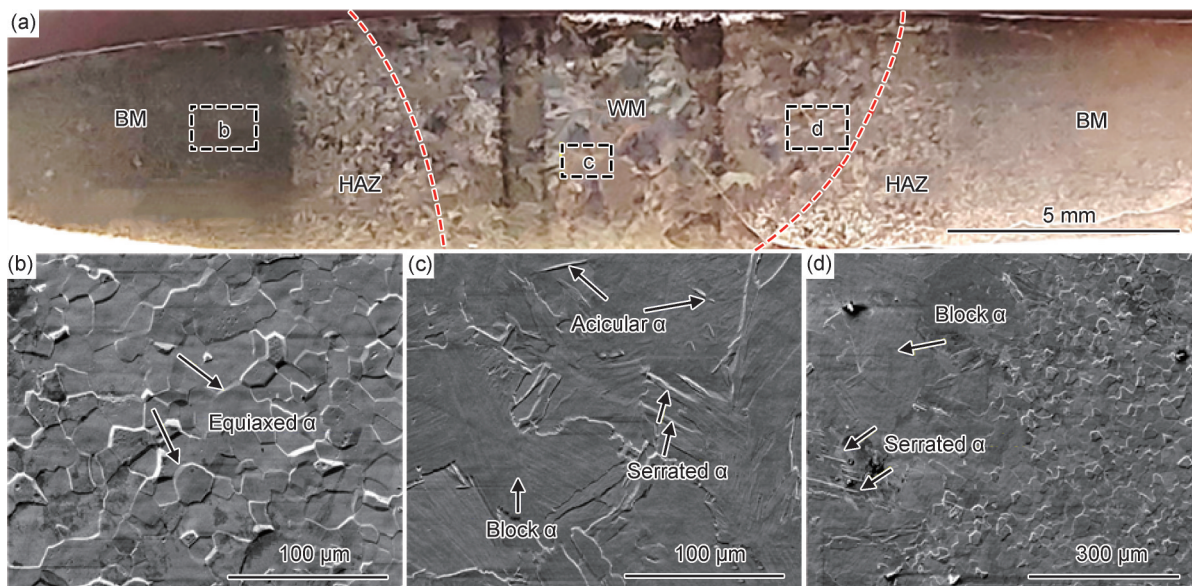


图2 焊接接头各区域的微观组织

(a)焊缝宏观形貌图;(b)母材区域SEM图;(c)焊缝区域SEM图;(d)热影响区域SEM图

Fig.2 Microstructures of each area of welded joint

(a)macroscopic morphology of weld;(b)SEM image of BM area;(c)SEM image of WZ;(d)SEM image of HAZ

在焊接过程中,组织转变取决于母材的原始组织和焊接过程中的温度变化,加热和冷却过程中会产生

不同的相。焊接时,焊缝区域被快速加热,当温度超过钛合金的相变温度时,等轴 α 相转变为 β 相。随焊接

过程结束,温度降低, β 相中会析出针状 α' 相。同时柱状晶具有外延凝固的特点,这将导致 β 晶粒连续生长。对于纯钛而言,受到影响后将形成 α 相、 α' 相和 β 相。

BM区域远离WZ区域,焊接时未受到能量的影响,从图2(a)中可以看到晶粒大小无变化。母材区域中的相是等轴 α 相,等轴 α 相也并未发生相变。HAZ形貌与BM有较大差异,因为受到热量传递的影响,晶粒长大具有明显的方向性,区域中存在块状、锯齿状 α 相。WZ中存在块状、针状、锯齿状 α 相,晶粒大小不均匀。由于散热条件的改变,晶粒在凝固结晶过程中无明显方向性,晶粒取向无序。

WZ冷却速率降低,晶粒尺寸得到有效控制,没有引起明显的二次长大。WZ晶粒度的减小和HAZ晶粒度的稳定,使2个区域的晶粒度差异减小,有利于应力作用下接头晶粒间的协调变形,避免局部变形不均匀引起的应力集中,提高接头的承载能力。WZ的锯齿状 α 相比HAZ的多,且晶粒尺寸大。

2.2 拉伸性能和显微硬度

图3为纯母材试样和焊接试样的力学性能。其应

力-应变曲线如图3(a)所示。表2是二者的抗拉强度、屈服强度和伸长率。纯母材试样的抗拉强度为444 MPa,焊接试样的抗拉强度为458 MPa。但纯母材试样的伸长率高于焊接试样。拉伸实验过程中,2种试样均在母材区域断裂,这表明焊缝处的强度不低于母材。WZ区域的组织不同于其他组织,它含有块状、针状和锯齿状 α 晶粒,导致强度升高。同时WZ区域微观组织、晶粒形状的多样化有利于协调变形,但应力集中程度会被改变,焊接试样存在WZ,其伸长率相对于母材试样有所降低。

图3(b)显示WZ的平均显微硬度最高(163.71HV)。因为在焊接过程中,此区域温度超过相变点,等轴 α 相转变为 β 相,冷却时, β 相分解析出细小针状 α 相。焊缝中柱状、块状和针状 α 相并存,块状 α 相的显微硬度低于针状 α 相,因此WZ硬度值会存在波动(148.63~182.62HV)。WZ附近的HAZ受到焊接温度的影响,会分解产生一些针状 α 相,但由于该区域高温停留时间短,只有一部分能量传递,冷却速率高,因此针状 α 相的含量少,显微硬度有一定提高,高于母材(123.42HV),低于焊缝区。

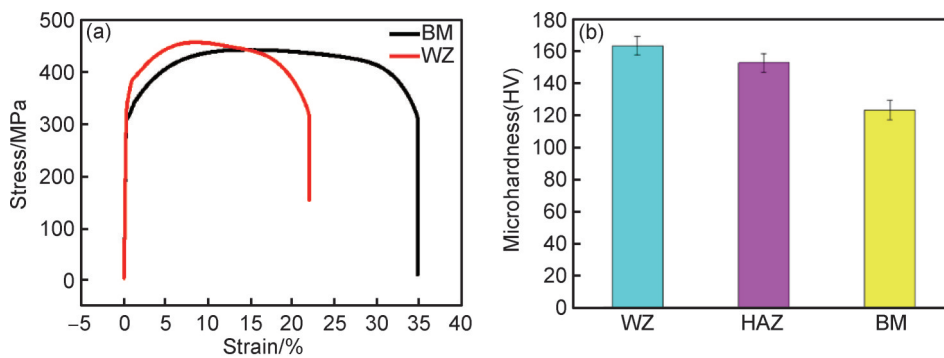


图3 纯母材试样和焊接试样的力学性能

(a)应力-应变曲线;(b)WZ、HAZ、BM硬度值

Fig.3 Mechanical properties of pure base material samples and welded samples

(a)stress-strain curves;(b)hardness values of WZ,HAZ, and BM

表2 纯母材与焊接试样拉伸性能

Table 2 Tensile properties of pure base material and welded specimens

Sample	Yield strength/ MPa	Tensile strength/MPa	Elongation/%
Base material	314±8	444±12	35±1.5
Welded sample	378±6	458±11	22±1.8

2.3 焊接试样拉伸后表面形貌变化

图4为焊接试样拉伸测试后断口附近BM、BM、HAZ和WZ的激光共聚焦扫描结果。可以看出,在断口附近的BM和WZ晶粒起伏比较严重,形貌变化很

大,如图4(a),(d)所示,大多是晶界位置附近起伏较大,说明此处晶粒畸变严重,受到的应力较大^[25]。在图4(d)中,表面形貌按照晶粒划分,同一晶粒不同高度,说明应力主要聚集在晶粒内部,晶界处由于发生滑移或孪生行为导致应力分散。图4(b),(c)反映了远离断口BM和HAZ的形貌,二者表面形貌变化不大,这是因为晶粒内发生滑移或孪生变形,有效缓解了晶界处应力集中,未出现晶粒畸变。

2.4 焊接试样拉伸后接头微观组织特征

2.4.1 微观组织

图5为焊接试样拉伸后断口附近区域表面变形形

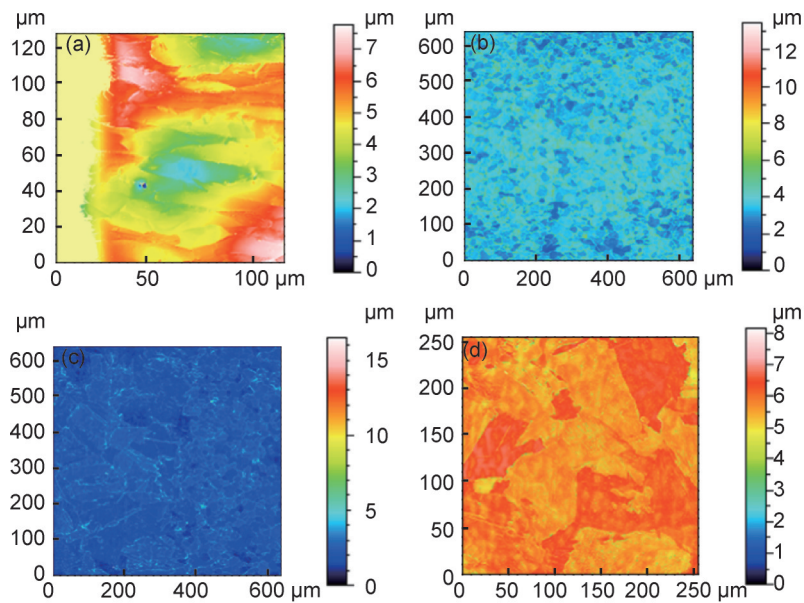


图4 激光共聚焦扫描测试结果 (a)断口附近BM;(b)BM;(c)HAZ;(d)WZ

Fig.4 Test results of laser confocal scanning (a)BM near fracture;(b)BM;(c)HAZ;(d)WZ

貌。焊接试样断裂位置位于母材处,断口附近BM为等轴 α 相,晶粒明显被拉长。使用虚线圆圈标注了晶粒间明显凸起的位置,可以看到此处晶粒发生畸变,应力在晶界处集中,但拉长的晶粒中未发现明显的滑移或孪生行为。

WZ中可见块状、针状 α 相,针状 α 相大量分布,但晶粒尺寸小,相互交错呈编织状,如图5(b)所示。块状 α 相内部存在孪晶,孪晶大小呈现两极分化。距离断口近的孪晶比较小,如图5(b)中箭头所示。随着变形量增加,位错堆积处应力集中诱发孪晶变形。WZ中针状 α 相具有大的纵横比,形成类似于魏氏组织的微观形貌,提高了WZ的抗拉强度。随着受到的应力增加,细化晶粒的晶格旋转占主要地位,有利于塑性的提高,针状 α 相也是影响断裂韧性的关键组织,通过减小晶界处的应力集中,阻碍裂纹的萌生和扩展^[26]。

在断口附近区域,多个晶粒内可观察到细小的孪晶结构。相比之下,在远离断口、靠近WZ中心区域,由于焊接过程中吸收了大部分热输入,初始 α 相发生相变后转变为 β 相。随后的冷却过程中, β 相进一步分解为 α' 相。 α' 相向常在 α 相晶界处形核,并沿垂直于晶界的方向晶粒内部生长,晶粒尺寸显著细化。这种晶粒细化作用使晶粒间的过渡更为平缓,减小了尺寸差异,从而有效缓解了焊接残余应力的局部集中。在外加拉伸应力的作用下,应力集中于晶界区域,进而诱发孪晶变形。

远离断口的BM区域,晶粒明显被拉长,晶粒内部没有发现明显的孪晶,但存在位错滑移迹线,如图5(c)箭头所示。晶粒受到的应力随着距离增大而减小,因此孪晶形核难度增加。但在晶粒内部可以看到有滑移行为,纯钛在塑性变形中会存在应力集中现象,

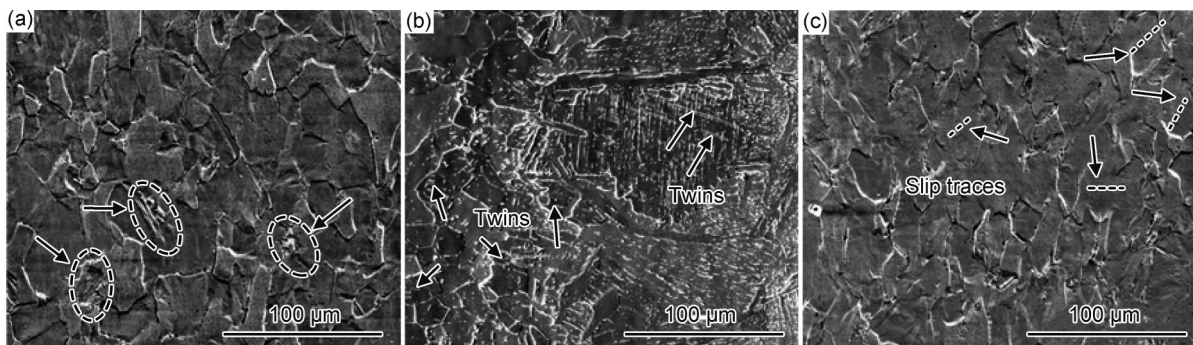


图5 焊接试样拉伸后断口附近区域表面变形形貌

(a)靠近断口的母材;(b)焊缝;(c)远离断口的母材

Fig.5 Surface deformation morphologies of welded specimens near fracture area after tensile

(a)base material close to fracture;(b)weld;(c)base material far away from fracture

同时会引发 Schmid 因子低的滑移系开动和应力诱发孪晶现象。但晶粒之间的几何相容因子会决定是否能够发生滑移传递现象,进而缓解应力集中,更好地协调塑性变形。

2.4.2 焊接试样 WZ 与 BM 的 EBSD 表征

图 6 为焊接试样 WZ 区域 EBSD 表征结果。 $\{0001\}$ 取向是 WZ 晶粒的主要取向。WZ 冷却速度改变,晶粒择优生长。BM 的晶粒取向存在明显差异。

WZ 冷却速度快, α 相过冷度大,形核容易,靠近母材的 WZ 形成大长径比的针状 α 相。焊缝中心处散热条件的变化,导致形成垂直于其表面的柱状和块状 α 相。加热范围窄,HAZ 受焊接热影响比较小,相结构与 BM 相比差异小。焊缝中心的柱状晶生长方式不同,与周围细晶存在明显的取向差异,会导致焊缝局部区域的性能差异,从而影响接头性能的稳定性和一致性。

初始 WZ 中的柱状和块状 α 相由于热效应而断裂,高温停留时间的改变和冷却速率的提高,使针状 α 相变得细小,呈现一种碎片化的形态。同时,良好的散热条件使 WZ 中没有明显的局部取向差异。晶粒细化后,HAZ 中晶粒尺寸过渡变得平滑,减小了尺寸差异。结果表明,WZ 加热后,可以提高其塑性,消除局部取向差,晶粒间差异减小,有利于提高接头性能的稳定性和一致性。

图 6(a)中产生压缩孪晶 $\{11\bar{2}2\}\langle 11\bar{2}3\rangle$,对于此压缩孪晶,有 6 种变体, $(11\bar{2}2)[11\bar{2}3]$ 、 $(\bar{1}2\bar{1}2)[\bar{1}2\bar{1}3]$ 、 $(\bar{2}112)[2113]$ 、 $(\bar{1}\bar{1}22)[\bar{1}\bar{1}23]$ 、 $(1\bar{2}12)[1\bar{2}13]$ 、 $(2\bar{1}\bar{1}2)[2\bar{1}\bar{1}3]$ 。在焊缝处,由应力诱发 2 个孪晶,分别是 $(2\bar{1}\bar{1}2)[2\bar{1}\bar{1}3]$ 、 $(\bar{2}112)[2113]$ 。通过 Schmid 因子(SF)计算,二者的 SF 为 0.038, Schmid 因子的大小与滑移面和晶体空间位置有关,二者直接影响分切应力的的大小, Schmid 因子越大,分切应力越大,变形协调能力越强。拉伸过程中,应力沿着拉伸方向传播,越靠近 WZ 中心,受到的应力越小。孪晶形核后,开始传播,有效缓解晶界处的应力集中。图 6(b)是 IPF 对应的 SEM 图,孪晶用箭头进行标注。

对于滑移系少、对称性差的密排六方合金,织构的影响更为显著。WZ 织构强度低,在孪晶处织构强度高,通过应力作用后,晶粒间呈现各向同性,提高塑性。WZ 的 KAM 图如图 6(d)所示,采用平均取向差(KAM)描述晶粒的局部应力分布。蓝色表示应变最小的区域,KAM 值范围是 0~1,红色表示应变最大的区域,KAM 值范围是 4~5,绿色、黄色和橙色应变介于二者之间,KAM 值依次增大。可以看出,WZ 中块状 α 相和针状 α 相应力集中程度存在较大差异,针状 α 相呈蓝色,周围的微观组织呈现绿色,表明应变主要集中在二者的交界处,也就是晶界位置存在大量的残余应力和应变集中。

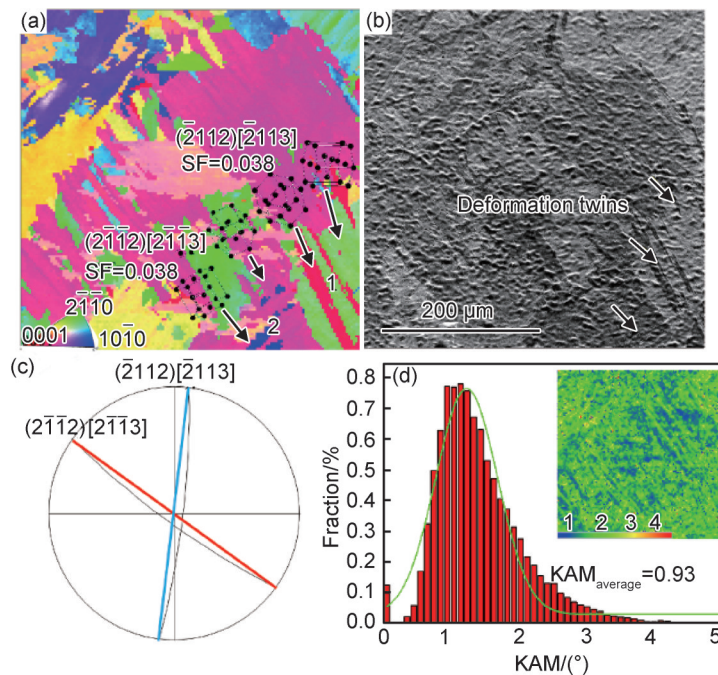


图 6 焊接试样 WZ 区域 EBSD 表征结果

(a)IPF 图;(b)SEM 图;(c)应力诱发孪晶的极图;(d)KAM 图

Fig.6 EBSD characterization of WZ area of welded specimen

(a)IPF; (b)SEM image; (c)pole diagram of stress-induced twin; (d)KAM

图7是焊接试样BM区域EBSD表征结果。BM存在压缩孪晶 $(\bar{2}112)[\bar{2}113]$, $SF=0.078$ 。纯钛本身层错能比较低, 孪生行为在其塑性变形过程中有很重要的作用。在BM处发生的孪生行为与WZ中的类似。图7(b)为对应的SEM图, 图中可以看到孪晶形核并长大, 能够缓解晶界处应力集中。从图7(c)中可以看出

孪晶与基体的取向差为 64° 。从图7(d)中可以看出, BM中等轴 α 相晶界处呈现黄色, 且组织内部呈现绿色, 表明BM具有较大的应力, 并且应力比较集中。因此, 拉伸时BM更容易发生断裂。从BM到WZ, KAM平均值逐渐增大, 几何必要位错密度增大, 但发生应力集中现象后, 晶界区域通过塑性变形释放应力, 阻止裂纹萌生。

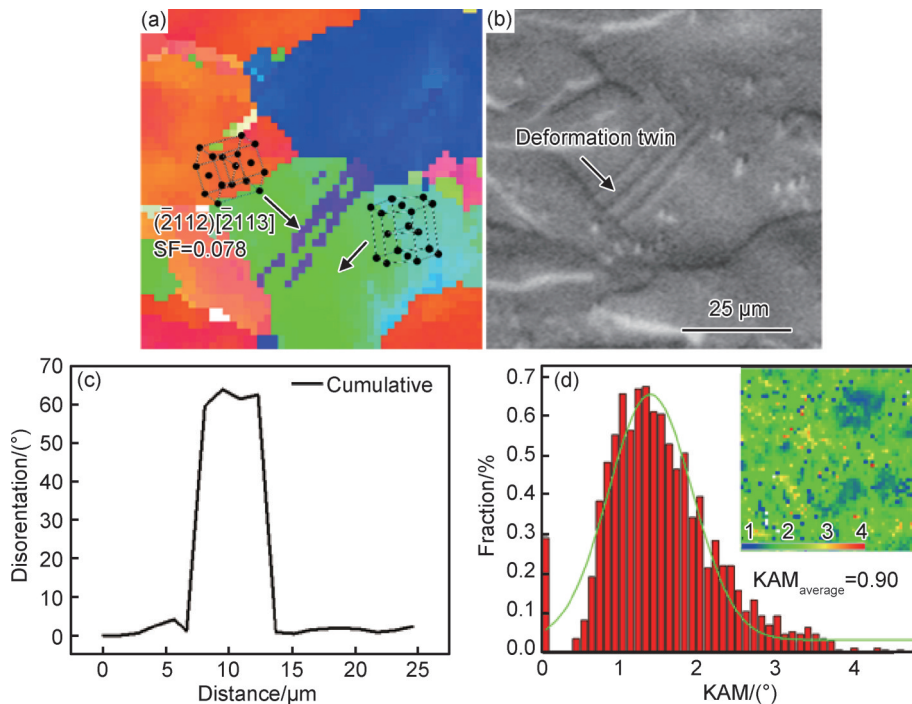


图7 焊接试样BM区域EBSD表征结果

(a)IPF图;(b)SEM图;(c)孪晶与基体的取向差图;(d)KAM

Fig.7 EBSD characterization of BM area of welded specimen

(a)IPF;(b)SEM image;(c)orientation difference between twin and matrix;(d)KAM

拉伸过程中应力作用下断裂位置位于BM的原因是其晶粒取向差异大, 晶内位错密度大, 缺陷密度大。应力作用下, 组织间变形不协调, 不能够有效分担应力, 组织取向更加多样化, 没有明显的择优取向, 组织总体上呈现弥散特征。晶粒取向为 $\{0001\}$, 它与基体的化学成分和取向有关系, 少数BM具有一定程度上

的组织记忆特征, 经过热传递的影响后, 组织发生变化, 总体变得更加弥散。

2.5 接头的断口形貌

图8为焊接试样断口处的宏观和微观形貌。拉伸实验过程中, 纯母材试样和焊接试样断口皆位于BM, 宏观和微观形貌无差别。断口由均匀的韧窝组成, 微

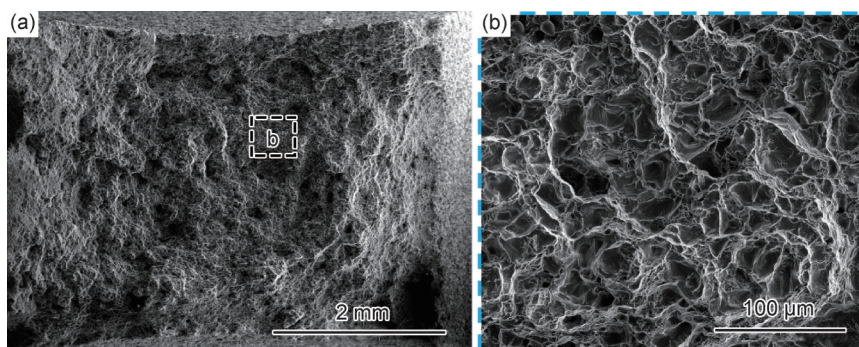


图8 母材断口 (a)宏观形貌;(b)微观形貌

Fig.8 Base material fracture (a)macroscopic morphology;(b)microscopic morphology

孔聚合后,经形核/长大/聚集,最后相互连接导致断裂,宏观断裂形貌中可以发现明显的颈缩现象,属于韧性断裂。

BM中等轴 α 相之间较大的取向差,导致应力在晶界集中,裂纹容易在晶界处形核,随后沿着晶界发生沿晶断裂。晶粒内观察到滑移、孪生等塑性变形,有效提升了母材伸长率,这也是无焊缝试样的伸长率优于焊接试样的原因。

3 结论

(1)焊接时,焊缝处达到相变温度,发生相变。随着焊接结束,试样温度降低, β 相中析出针状 α 相,晶粒被细化,局部差异变小。WZ内部由于冷却方式的改变,形成3种形态的 α 相,它们之间的取向角差异会影响其局部性能。

(2)对比2种试样的力学性能发现,焊接试样的屈服强度为378 MPa,抗拉强度为458 MPa,比母材试样的高,但伸长率仅为22%,比母材试样的低。2种试样拉伸后断裂位置均位于母材处,断口呈现韧性断裂的特征,裂纹在晶界处形核,随后沿着晶界发生沿晶断裂。

(3)二者力学性能存在差距的原因是,焊缝区域内部组织、晶粒形状的多样化有助于晶粒协调变形。并且在焊接试样中发现了应力诱发的孪晶,并通过迹线法分析孪晶类型为压缩孪晶,其Schmid因子较小,晶粒协调变形能力好。母材试样也产生了相同的 $(\bar{2}112)[\bar{2}113]$ 压缩孪晶,但Schmid因子略大。

参考文献

- [1] LEYENS C, PETERS M. Titanium and titanium alloys: fundamentals and applications [M]. Weinheim: WILEY-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, 2003.
- [2] BALAZIC M, KOPAC J, JACKSON M J, et al. Titanium and titanium alloy applications in medicine [J]. International Journal of Nano and Biomaterials, 2007, 1(1): 3-34.
- [3] YANG Y, SU H, GUO D. Research progress in titanium alloys for naval ships in China [J]. Chin J Nonferr Metals, 2016, 20 (Suppl 1): 1002-1007.
- [4] XIONG J, LI S, GAO F, et al. Microstructure and mechanical properties of Ti6321 alloy welded joint by GTAW [J]. Materials Science and Engineering: A, 2015, 640: 419-423.
- [5] KUMAR C, DAS M, PAUL C P, et al. Comparison of bead shape, microstructure and mechanical properties of fiber laser beam welding of 2 mm thick plates of Ti-6Al-4V alloy [J]. Optics & Laser Technology, 2018, 105: 306-321.
- [6] PETERS M, KUMPFERT J, WARD C H, et al. Titanium alloys for aerospace applications [J]. Advanced Engineering Materials, 2003, 5(6): 419-427.
- [7] WILLIAMS J C, BOYER R R. Opportunities and issues in the application of titanium alloys for aerospace components [J]. Metals, 2020, 10(6): 705.
- [8] GOMEZ-GALLEGOS A A, MANDAL P, GONZÁLEZ D, et al. Studies on titanium alloys for aerospace application [J]. Defect and Diffusion Forum, 2018, 385: 419-423.
- [9] AKMAN E, DEMIR A, CANEL T, et al. Laser welding of Ti6Al4V titanium alloys [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2009, 209(8): 3705-3713.
- [10] SAI M S, DHINAKARAN V, KUMAR K P M, et al. A systematic review of effect of different welding process on mechanical properties of grade 5 titanium alloy [J]. Materials Today: Proceedings, 2020, 21: 948-953.
- [11] ZHU X K, CHAO Y J. Effects of temperature-dependent material properties on welding simulation [J]. Computers & Structures, 2002, 80(11): 967-976.
- [12] 常子金, 晏嘉陵, 齐彦昌, 等. NiCrFe 合金补焊 15Cr2Mo1 耐热钢焊缝组织与力学性能 [J]. 材料工程, 2023, 51(3): 156-165. CHANG Z J, YAN J L, QI Y C, et al. Microstructure and mechanical properties of weld of 15Cr2Mo1 heat resistant steel repaired by NiCrFe filler alloy [J]. Journal of Materials Engineering, 2023, 51(3): 156-165.
- [13] ZHANG L C, CHEN L Y, WANG L. Surface modification of titanium and titanium alloys: technologies, developments, and future interests [J]. Advanced Engineering Materials, 2020, 22 (5): 1901258.
- [14] 宋刚, 李传瑜, 郎强, 等. 电弧电流对 AZ31B/DP980 激光诱导电弧焊接接头成形及力学性能的影响 [J]. 材料工程, 2022, 50(6): 131-137. SONG G, LI C Y, LANG Q, et al. Effect of arc current on forming and mechanical properties of AZ31B/DP980 laser-induced arc welded joint [J]. Journal of Materials Engineering, 2022, 50(6): 131-137.
- [15] KOIZUMI H, TAKEUCHI Y, IMAI H, et al. Application of titanium and titanium alloys to fixed dental prostheses [J]. Journal of Prosthodontic Research, 2019, 63(3): 266-270.
- [16] 程昊, 周炼刚, 刘健, 等. 热输入对 Inconel 617 镍基高温合金激光焊接接头显微组织与力学性能的影响 [J]. 材料工程, 2023, 51 (1): 113-121. CHENG H, ZHOU L G, LIU J, et al. Effect of heat input on microstructure and mechanical properties of laser welded joint of Inconel 617 nickel-based superalloy [J]. Journal of Materials Engineering, 2023, 51(1): 113-121.
- [17] LÜTJERING G. Influence of processing on microstructure and mechanical properties of $(\alpha+\beta)$ titanium alloys [J]. Materials Science and Engineering: A, 1998, 243(1/2): 32-45.
- [18] LI R, ZHANG F, SUN T, et al. Investigation of strengthening mechanism of commercially pure titanium joints fabricated by autogenously laser beam welding and laser-MIG hybrid welding processes [J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2019, 101: 377-389.
- [19] PALANIVEL R, DINAHARAN I, LAUBSCHER R F. Micro-

- structure evolution and mechanical characterization of Nd: YAG laser beam welded titanium tubes[J]. *Materials Characterization*, 2017, 134: 225-235.
- [20] LIU H, SHUI J, CAI T, et al. Microstructural evolution and hardness response in the laser beam welded joints of pure titanium during recrystallization and grain growth[J]. *Materials Characterization*, 2018, 145: 87-95.
- [21] CHEN S, ZHANG M, HUANG J, et al. Microstructures and mechanical property of laser butt welding of titanium alloy to stainless steel[J]. *Materials & Design*, 2014, 53: 504-511.
- [22] PETERS J O, LÜTJERING G. Comparison of the fatigue and fracture of $\alpha+\beta$ and β titanium alloys[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2001, 32: 2805-2818.
- [23] HOU N, WANG M, WANG B, et al. Fundamental functions of physical and chemical principles in the polishing of titanium alloys: mechanisms and problems[J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2021, 118: 1-19.
- [24] GAO F, ZHANG Y, LIU J, et al. Metallurgical and mechanical characterization of pure titanium thick welds made using laser narrow gap welding process[J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2021, 30(12): 8859-8871.
- [25] XIN C, WANG Q, REN J, et al. Plastic deformation mechanism and slip transmission behavior of commercially pure Ti during *in situ* tensile deformation[J]. *Metals*, 2022, 12(5): 721.
- [26] JIANG Y Q, LIN Y C, JIANG X Y, et al. Hot tensile properties, microstructure evolution and fracture mechanisms of Ti-6Al-4V alloy with initial coarse equiaxed phases[J]. *Materials Characterization*, 2020, 163: 110272.
-
- 基金项目:** 国家自然科学基金(52061025); 河南省自然科学基金(232300421212); 甘肃省研究生“创新之星”项目(2023CXZX-402)
- 收稿日期:** 2023-04-24; **录用日期:** 2023-06-25
- 通讯作者:** 任军强(1979—), 男, 副研究员, 博士, 研究方向为钛合金力学性能与微观机制, 联系地址: 甘肃省兰州市七里河区兰工坪路287号兰州理工大学省部共建有色金属先进加工与再利用国家重点实验室(730050), E-mail: renjq@lut.edu.cn

(本文责编: 齐书涵)