DOI:10.16410/j.issn1000-8365.2026.6069

粉末 HIP 成形 TA15 钛合金氩弧焊接头组织与性能研究

阴中炜,宋欣瑶,王川云,寇宏超
(西北工业大学 凝固技术全国重点实验室,陕西 西安 710072)

摘　要:针对航空领域粉末热等静压(HIP)TA15 钛合金复杂构件整体化制造的需求,为解决粉末 HIP 成形 TA15 与锻造 TA15 合金异种连接的性能匹配问题,采用氩弧焊(TIG)工艺制备了焊接接头,并系统研究其显微组织演变、力学性能匹配关系及断裂行为。实验结果表明,焊接接头室温抗拉强度达 999 MPa,屈服强度 947.3 MPa,强度系数接近 1.0,与母材实现等强匹配;但伸长率(10.3%)较粉末本体下降约 24%,断裂位置分散于焊缝两侧。225 ℃高温拉伸时接头抗拉强度约 836.6 MPa,塑性较室温提升 14.6%,呈现“强度损失小、塑性改善”特征。高温持久性能测试显示,接头在 500 ℃/470 MPa 条件下寿命离散性大(30~60 h),均断裂于焊缝,仅为母材的 60%左右,焊缝魏氏组织中粗大的集束边界成为薄弱环节。低周疲劳测试结果表明,室温缺口试样(K_t=3)疲劳寿命达 14 167~17 848 周次;但 225 ℃试样疲劳寿命离散性显著(6 133~13 417 周次),断裂位置由焊缝中心扩展至焊缝边缘。断口分析揭示室温断裂为韧性机制,韧窝尺寸大且分布不均;225 ℃时韧窝细化均匀,动态回复机制激活使塑性提升;高温持久断口呈典型“冰糖状”沿晶断裂形貌,晶界 α 相成为裂纹扩展通道;疲劳断口呈现多源萌生、疲劳条带偏转及瞬断韧窝特征。研究表明,粉末–锻件接头的组织异质性(锻件双态组织–焊缝魏氏组织–粉末网篮组织)是导致性能匹配差异的根本原因,焊缝魏氏组织的粗大集束边界在循环载荷下成为裂纹萌生源,而粉末侧细密的网篮组织表现出更优的抗疲劳性能。

关键词:TA15 钛合金;粉末热等静压;氩弧焊;接头性能;失效机理

中图分类号:TG146.23　　**文献标识码**:A　　**文章编号**:1000-8365(2026)06-0687-09

Study on the Microstructure and Properties of Powder Hot Isostatic Pressed TA15 Titanium Alloy TIG Welded Joints

YIN Zhongwei, SONG Xinyao, WANG Chuanyun, KOU Hongchao
(State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

Abstract: To meet the demand for the integral manufacturing of complex powder hot isostatic pressed (HIP) TA15 titanium alloy components in the aerospace sector, and to address the property matching challenges in dissimilar joining between powder HIP TA15 and forged TA15 alloys, welded joints were fabricated using the tungsten inert gas (TIG) welding process. Furthermore, the microstructural evolution, mechanical property matching, and fracture behaviors of the joints were systematically investigated. The microstructural evolution, mechanical property matching, and fracture behaviors of the joints were systematically investigated. The experimental results indicate that the tensile strength of the welded joint is 999 MPa and the yield strength is 947.3 MPa at room temperature, with a joint efficiency approaching 1.0, indicating that the joint has equal strength to that of the base metals. However, the elongation (10.3%) is approximately 24% lower than that of the powder metallurgy (PM) substrate, with fracture locations randomly distributed on either side of the weld seam. During high-temperature tensile testing at 225 ℃, the tensile strength of the joint is approximately 836.6 MPa, with the ductility increasing by 14.6% compared with that at room temperature, indicating a slight strength reduction with improved ductility. High-temperature stress rupture tests at 500 ℃/470 MPa reveal significant scatter in rupture life (30~60 h), which is only approximately 60% of the base metal's life. All stress rupture failures occur at the weld seam, where the

收稿日期: 2026-04-16

作者简介: 阴中炜,1983 年生,博士生. 研究方向为粉末热等静压钛合金演化与性能调控. Email:songwen0209102@163.com

通信作者: 寇宏超,1973 年生,博士,教授. 研究方向为高性能钛合金及其制备成形技术. Email: hchkou@nwpu.edu.cn

引用格式: 阴中炜,宋欣瑶,王川云,寇宏超. 粉末 HIP 成形 TA15 钛合金氩弧焊接头组织与性能研究[J]. 铸造技术,2026,47(6): 687-695.

YIN Z W, SONG X Y, WANG C Y, KOU H C. Study on the microstructure and properties of powder hot isostatic pressed TA15 titanium alloy TIG welded joints[J]. Foundry Technology, 2026, 47(6): 687-695.

中国知网　https://www.cnki.net

coarse colony boundaries within the weld's Widmanstätten microstructure act as a weak link. Low-cycle fatigue test results indicate that the fatigue life of room-temperature notched samples (K_t=3) reaches 14 167~17 848 cycles, whereas the fatigue life of the samples at 225 ℃ significantly varies (6 133~13 417 cycles), with the fracture location shifting from the weld center to the weld edge. Fracture analysis reveals that room-temperature fracture occurs via a ductile mechanism characterized by large and unevenly distributed dimples. At 225 ℃, the dimples become finer and more uniform, and the activation of dynamic recovery enhances the ductility. High-temperature stress rupture fracture displays a typical "rock-candy" intergranular morphology, with grain boundary α phases acting as crack propagation paths. Furthermore, fatigue fracture results in the initiation of multiple sources, deflected fatigue striations, and final fracture dimples. This study indicates that the microstructural heterogeneity of the joint (the bimodal microstructure of the forging, the Widmanstätten microstructure of the weld, and the basketweave microstructure of the PM substrate) is the fundamental cause of the property mismatch. The coarse colony boundaries within the weld's Widmanstätten microstructure act as crack initiation sites under cyclic loading, whereas the fine basketweave microstructure on the PM side exhibits superior fatigue resistance.

Key words: TA15 titanium alloy; powder hot isostatic pressing; TIG welding; joint properties; failure mechanisms

TA15 钛合金(Ti-6.5Al-2Zr-1Mo-1V)是一种高铝当量近 α 型钛合金,具有优异的热强性、抗蠕变性能和良好的焊接工艺性,广泛应用于航空工业制造飞机发动机零部件和焊接承重部件,以及形状复杂且大型集成部件的制造[1-2]。随着现代航空发动机向高推重比、高可靠性和长寿命方向发展,钛合金结构件的轻量化、整体化和精密化制造需求日益迫切,传统的锻造和铸造工艺已难以满足复杂构件的制备要求。粉末冶金热等静压(hot isostatic pressing, HIP)技术通过在高温下对粉末施加各向均等静压力实现固结成形,能够消除铸造缺陷、避免成分偏析,有利于实现微观结构均匀性和晶粒精细化,在微观结构控制方面具有明显优势[3-5]。近年来,HIP 技术在航空发动机复杂结构件制造中的应用受到广泛关注,如粉末成形涡轮盘、机匣等部件已成功应用于先进航空发动机。然而,粉末 HIP 成形结构件在实际应用中不可避免地需要与锻造或轧制件进行焊接装配。因此系统评价粉末 HIP 成形 TA15 钛合金的焊接性能,对于确保航空发动机结构可靠性和推广 HIP 技术的工程应用具有重要意义。氩弧焊(tungsten inert gas welding, TIG) 因其对装配精度要求较低、操作灵活且适应性强,在航空领域被广泛应用。TIG 焊可以在焊接过程中引入氩气,以保护焊缝免受钛与氧、氮、碳和氢在温度超过 500 ℃时化学反应的影响[6]。TIG 焊接头通常由焊缝区(fusion zone, FZ)、热影响区(heat-affected zone, HAZ)和母材区(base metal, BM)组成,然而由于热浓度和高温,TIG 焊接的 TA15 钛合金接头在受热影响区和熔融区会出现粗颗粒,这影响了 TA15 合金 TIG 焊接元件的使用[7]。Ren 等[8]研究发现,TA15 合金 TIG 焊接接头热影响区和焊缝区形成的马氏体 α′相可显著提高焊缝硬度,但会降低接头韧性。对于粉末 HIP 成形 TA15 合金而言,其原始组织为细小的网篮或双态组织,与锻件的双态组织存在差异,这种组织异质性可能导致焊接过程中界面过渡行为和组织演变机制的不同,进而影响力学性能[9]。目前,国内外关于钛合金焊接性能的研究主要集中于同种工艺制备的母材连接,如锻件–锻件或铸件–铸件焊接,而针对不同制备工艺(如 HIP 与锻造)组合的异种连接研究相对较少。Ren 等[10]研究了钨惰性气体焊接钛合金 TA15 在受拉伸和疲劳载荷下的断裂行为。利用阶梯测试方法,获得了钛合金的疲劳概率 *S-N* (*P-S-N*)曲线,发现 TIG 焊接的 TA15 拉伸断裂主要受焊件的几何形状和塑性变形能力影响。Wang 等[11]研究了 TC17/TA15 焊接接头的微观结构、机械和腐蚀性质。结果显示,焊接区(weld zone, WZ)中 α 相的比例随着热处理温度的升高逐渐增加,由于再结晶范围增加,晶粒细化发生在热处理后,经过热处理,焊接接头的机械和耐腐蚀性能显著改善。然而,上述研究均未涉及粉末 HIP 成形 TA15 合金与锻件的焊接行为,缺乏粉末冶金态钛合金焊接性能的系统数据。在航空发动机实际服役环境中,焊接结构不仅承受常温静载,还需在高温、循环载荷等复杂工况下长期工作,因此焊接接头的高温持久性能和疲劳性能尤为关键。研究表明,TA15 钛合金焊接接头在高温长时受力条件下,焊缝区粗大的魏氏组织易成为裂纹萌生源,导致持久寿命离散性增大[12]。此外,焊接接头的低周疲劳性能直接影响发动机结构件的服役寿命,热影响区的组织不均匀性和残余应力集中是疲劳失效的主要诱因[13]。因此,开展粉末 HIP 成形 TA15 合金氩弧焊接头的室温/高温拉伸、高温持久和低周疲劳性能测试,揭示其失效机理,对于评价该材料的焊接适用性和制定焊接工艺规范具有重要工程价值。

综上所述,本文以粉末 HIP 成形 TA15 钛合金与锻造 TA15 合金为对象,采用氩弧焊工艺制备异种焊接接头,系统研究接头的显微组织演变、力学性

中国知网 https://www.cnki.net

能匹配关系及断裂行为,重点评价室温/高温拉伸性能、高温持久性能和低周疲劳性能,并与粉末/锻件母材进行对比分析。通过阐明粉末 HIP 态与锻造态 TA15 合金焊接接头的组织性能特征,揭示焊接工艺对粉末冶金钛合金性能的影响规律,为航空发动机粉末成形结构件的焊接装配和可靠性评估提供理论依据与数据支撑。

1　实验材料与方法

实验合金分别为粉末 HIP TA15 合金和锻造 TA15 合金(Ti-6.5Al-2Zr-1Mo-1V)。通过将等离子体旋转电子工艺制备的预合金 TA15 粉末封入直径 40 mm、高 280 mm 的不锈钢容器中,随后在 950 ℃、160 MPa 下进行 5 h 热等静压,获得粉末 HIP 态 TA15 合金;通过线切割分别从粉末 HIP TA15 和锻造 TA15 合金所需尺寸的样品进行氩弧焊连接。将沿锻造和粉末 HIP 态 TA15 合金,以及焊接接头切割的试样经过标准金相抛光程序后,用 Kroll 试剂($HF:HNO_3:H_2O$=1:3:7)蚀刻 30 s,用于显微结构表征。微观结构通过 OLYMPUS/PMG3 光学显微镜(OM)进行表征。通过线切割获取标准的室温拉伸、高温拉伸、高温持久以及低周疲劳试样进行测试,评估焊接接头和粉末本体的力学性能。室温拉伸实验采用 DDL-100 电子万能试验机;高温拉伸实验在达到设定温度(225 或 500 ℃)后,保温 20 min 再进行加载,确保试样温度均匀;低周疲劳测试采用 MTS 810 型电液伺服疲劳机在实验室大气环境下进行,应力比 R=0.1,循环频率 f=0.5 Hz,加载波形为三角波。同时通过 VEGA3 TESCAN 扫描电子显微镜(SEM)上的背散射电子(BSE)模式进行端口表征,分析断裂机制。

2　实验结果及讨论

2.1　初始组织

基于对 TA15 粉末热等静压态与锻态氩弧焊接头的系统表征,该接头形成了“锻态双态组织–焊缝魏氏组织–粉末 HIP 网篮组织”的组织配置,如图 1。锻态 TA15 合金的双态组织源于 α+β 两相区的热机械加工,呈现典型的“等轴初生 α+片层次生 α”复合形貌。β 基体上分布着球形或近球形等轴初生 α 颗粒,尺寸均匀;次生片层 α 则在后续空冷过程中通过扩散型 β→α 相变析出,形成分布于 β 基体中的细密片层组织,见图 1a。在高温高压下,粉末热等静压态 TA15 合金的预合金粉末颗粒发生烧结、致密化与再结晶,原始 β 晶界因破碎或不连续化而无法形成完整的晶界 α 网络;晶内 α 片层在等静压应力作用下发生短粗化与交错排列,形成典型的网篮组织,见图 1b。与锻态双态组织中的 α 片层相比,HIP 态网篮组织的 α 片层更短、更粗、交错编织,板条间距更小。氩弧焊过程中,焊接电弧的热输入使近缝区快速加热至 β 单相区,α 相部分或完全溶解并发生 α→β 转变,形成粗大 β 晶粒;随后较快冷却时,β 相通过扩散型相变析出完整晶界 α,晶内片层 α 规则排列成集束,导致该区域的原始 β 晶粒及魏氏组织集束尺寸较为粗大。然而,由于焊接冷却速度较快,这些粗大集束内部析出的次生 α 针状板条发生了显著细化,最终形成这种特定形态的魏氏组织,如图 1c。由此形成了锻态端双态组织、焊缝魏氏组织、粉末 HIP 态网篮组织的组织配置。

2.2　拉伸性能及断裂行为

TA15 钛合金粉末–锻件焊接接头的室温拉伸试验结果如表 1 所示,对应的粉末本体室温拉伸性能

表1 粉末–锻件氩弧焊接接头室温拉伸性能
Tab.1 Room-temperature tensile properties of the powder-forging TIG welded joint

Specimen No.	Yield strength/MPa	Tensile strength/MPa	Elongation /%	Fracture location
1#	951	996	10.2	PM side
2#	959	1 007	10.7	PM side
3#	932	994	10.1	Forged side
Average	947.3	999	10.3	-

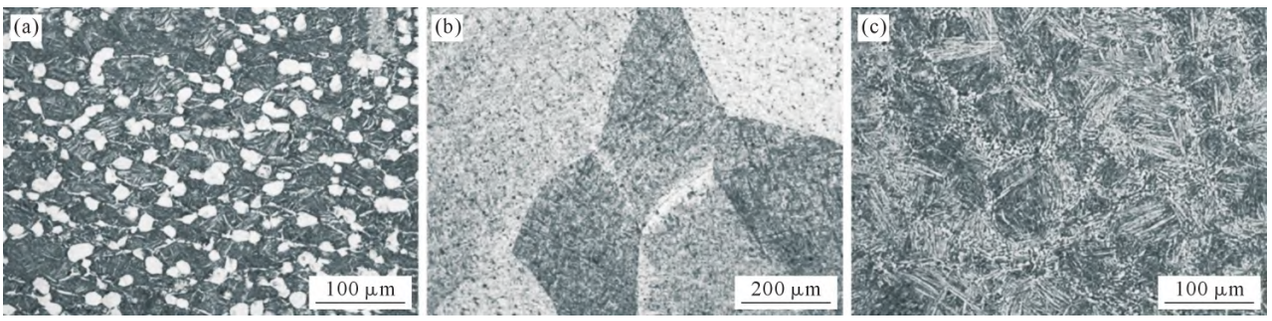


图 1　粉末–锻件焊接接头组织:(a) 锻件组织;(b) 焊缝组织;(c) 粉末 HIP 组织
Fig.1　Microstructure of the powder-forging welded joint: (a) forging microstructure; (b) weld microstructure; (c) powder HIP microstructure

中国知网　https://www.cnki.net

见表 2，对应的拉断试样如图 2a 所示，结果表明，该焊接工艺实现了较为理想的冶金结合。接头平均屈服强度达到 947.3 MPa，抗拉强度达到 999 MPa，相较于粉末冶金本体分别提升了 3.7%和 1.4%，强度指标已接近 TA15 锻件母材的典型性能水平。但焊接接头的塑性指标呈现明显下降趋势，平均断后伸长率仅为 10.3%，较粉末冶金本体(13.6%)降低约 24.3%，这一塑性损失幅度在钛合金异种材料焊接中属于中等水平。断裂位置分析表明，3 件试样中 2 件断于粉末端，1 件断于锻件端，未见焊缝中心断裂，说明焊缝本身强度储备充足，并非接头最薄弱环节，但同时也反映了焊缝区强度的不均匀性。这主要由于锻件母材双态组织、粉末本体网篮组织与焊缝魏氏组织的三元组合，形成独特的组织梯度，决定了接头的变形行为和断裂特征[14]。锻件母材双态组织兼具强度与塑性，粉末本体网篮组织塑性较好但强度略低，焊缝区由于集束内部析出的 α 片层显著细化，提高焊缝强度[15]，但同一粗大集束内的片层取向单一，变形协调性差，拉伸过程中片层界面易开裂形成微裂纹源。若靠近粉末侧的区域因原始孔隙残留或氧化膜未完全破碎，或靠近锻件侧的区域则可能因热输入波动导致魏氏组织粗化，均会形成局部弱区。因此，微裂纹倾向于向邻近一侧偏转，最终导致断裂位置偏离焊缝中心。与航空领域常用焊接工艺对比[16]，电子束焊接 TA15 锻件–锻件接头强度系数约 0.90，塑性系数约 0.65，断裂多位于焊缝中心。本研究粉末–锻件焊接接头强度系数 0.95，塑性系数 0.76，断裂位置分散，显示出较优的综合性能。然而，魏氏组织的固有脆性仍是制约接头塑性的关键因素，后续可通过优化焊接热输入或实施焊后热处理细化焊缝组织，进一步改善接头塑性。

TA15 钛合金粉末–锻件焊接接头与对应的粉末本体的 225 ℃高温拉伸试验结果列于表 3 和表 4，对应的拉断试样如图 2b 所示。结果表明，接头平均屈服强度为 685.6 MPa，抗拉强度为 836.6 MPa，断后伸长率为 11.8%。与室温性能相比，屈服强度和抗拉强度分别降低 27.6%和 16.3%，伸长率较室温提高 14.6%，屈强比从 0.95 降至 0.82。由于 225 ℃时锻件双态组织中的等轴 α 相发生热软化，粉末侧网

表 2 粉末本体室温拉伸性能
Tab.2 Room–temperature tensile properties of the PM material

Specimen No.	Yield strength/MPa	Tensile strength/MPa	Elongation /%
1#	919	993	16.0
2#	915	986	12.0
3#	907	976	13.0
Average	913.6	985	13.6

表 3 粉末–锻件氩弧焊接接头 225 ℃拉伸性能
Tab.3 Tensile properties of the powder–forging TIG welded joint at 225 ℃

Specimen No.	Yield strength/MPa	Tensile strength/MPa	Elongation /%
1#	696	855	11.2
2#	672	829	12.0
3#	689	826	12.3
Average	685.6	836.6	11.8

表 4 粉末本体 225 ℃拉伸性能
Tab.4 Tensile properties of the PM material at 225 ℃

Specimen No.	Yield strength/MPa	Tensile strength/MPa	Elongation /%
1#	661	817	22.0
2#	665	820	21.5
3#	672	823	19.5
Average	666	820	21.0

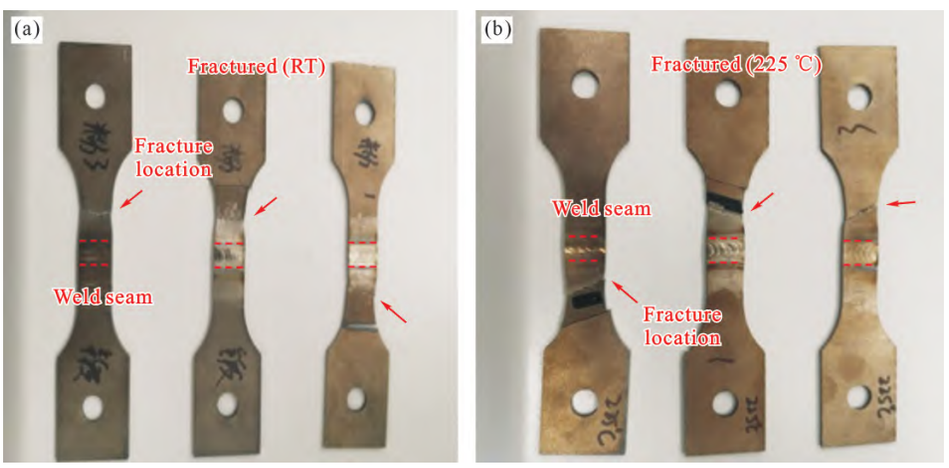


图 2 TA15 焊接接头拉断试样，焊缝上半部分为粉末成形 TA15，下半部分为锻造 TA15：(a) 室温拉伸断裂试样照片；(b) 225 ℃拉伸断裂试样照片

Fig.2 Fractured tensile samples of the TA15 welded joint, where the upper part of the weld is powder-formed TA15 and the lower part is forged TA15: (a) fractured sample at room temperature; (b) fractured sample at 225 ℃

中国知网 https://www.cnki.net

篮组织的 α 集束粗化虽然缓解了室温时的脆性,但使其承载能力下降[17]。此外,焊缝魏氏组织的片层界面扩散蠕变变形机制的介入,即 225 ℃时位错攀移和晶界滑移启动,使应力重新分布,魏氏组织片层界面通过扩散协调变形,延缓了裂纹萌生[18]。与粉末本体相比,225 ℃时接头强度仍保持优势,屈服强度提高 2.9%,抗拉强度提高 2.0%,但塑性明显下降,仅为粉末本体的 56.2%,说明高温服役时接头的塑性匹配性更差。断裂位置分析表明,3 件试样中 2 件断于粉末端,1 件断于锻件端,与室温断裂规律一致,但断裂位置与强度水平的关联性增强,锻件端断裂试样的屈服强度略高于粉末端断裂试样,这是由于粉末侧热影响区高温强度稳定性不足。这种三元组织的异步软化导致接头与母材的性能失配加剧。本研究氩弧焊接头 225 ℃强度与 TA15 激光焊接头 250 ℃水平相当[19],但塑性显著优于典型熔焊接头[16,20],说明采用氩弧焊焊接 TA15 粉末–锻件的材料高温稳定性更好。

TA15 钛合金焊接接头在室温和 225 ℃两种温度条件下的拉伸断口如图 3 所示。两种断裂行为均表现为典型的韧性断裂机制,但从宏观到微观尺度均呈现出显著的差异特征。室温条件下,断口宏观形貌粗糙不平、起伏明显,微观上呈现尺寸较大且分布不均匀的韧窝结构,并伴有明显的撕裂棱和塑性变形痕迹,表明室温断裂过程中材料经历了充分的塑性变形,裂纹扩展路径曲折,能量吸收能力较强。当温度升高至 225 ℃时,断口宏观形貌变得相对平整光滑,起伏程度明显降低,微观尺度发现韧窝尺寸显著细化、分布更加均匀致密,密度明显增高。这种韧窝形貌的细化现象主要归因于高温环境下材料内部动态回复和再结晶过程的增强,使位错运动方式发生改变,同时晶界滑移机制更加活跃,从而导致微孔洞形核增多而长大减缓。但拉伸结果显示,TA15 钛合金焊接接头在 225 ℃高温下拉伸伸长率高于室温,这主要归因于高温激活的动态回复机制使位错持续湮灭、加工硬化率降低,同时多系滑移和晶界滑动协调作用增强[21],从而缓解应力集中使材料在断裂前累积更大宏观应变,变形更加均匀而延迟颈缩,赋予了其良好的中温塑性储备和损伤容限特性。

2.3　高温持久性能及断裂行为

高温持久性能测试表明,粉末本体凭借高相界面密度与裂纹偏转能力,展现出优异的高温持久性能,在 500 ℃/470 MPa 条件下 50 h 未破坏,见表 5。而接头高温持久性能离散性显著(30~60 h),且 100% 断裂于焊缝,寿命最短 30 h 55 min,仅为母材的62%,见表 6。在 500 ℃/470 MPa 条件下,HIP 母材的持久寿命达到 50 h 未断裂,处于行业中等水平,基本满

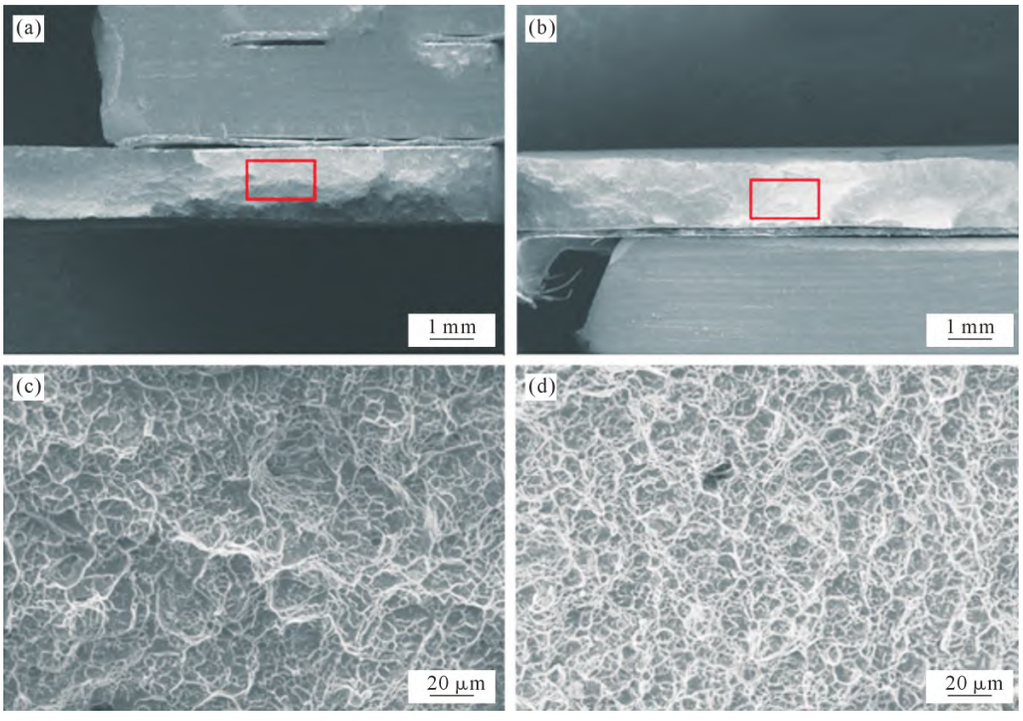


图 3　TA15 焊接接头断裂试样断口形貌:(a) 室温拉伸断口宏观形貌;(b) 225 ℃拉伸断口宏观形貌;(c) 室温拉伸断口微观形貌,图(a)矩形框的放大图;(d) 225 ℃拉伸断口微观形貌,图(b)矩形框的放大图

Fig.3　Fracture morphologies of the TA15 welded joint: (a) macroscopic fracture morphology at room temperature; (b) macroscopic fracture morphology at 225 ℃; (c) microscopic fracture morphology at room temperature, which is the enlarged view of the rectangular box in (a); (d) microscopic fracture morphology at 225 ℃, which is the enlarged view of the rectangular box in (b)

中国知网　https://www.cnki.net

表 5 粉末本体高温持久测试结果
Tab.5 High-temperature stress rupture test results of the PM material

Item	Specimen No.	Measured rupture life
500 ℃/470 MPa, τ	1#	No failure after 50 h
	2#	No failure after 50 h
	3#	No failure after 50 h

表 6 粉末–锻件焊接接头高温持久测试结果
Tab.6 High-temperature stress rupture test results of the powder-forging welded joint

Item	Specimen No.	Measured rupture life/h	Fracture location
500 ℃/470 MPa, τ	1#	30:55	Weld seam
	2#	58:15	Weld seam
	3#	60:00(stop)	No failure

足航空标准对棒材的最低技术要求(≥50 h);粉末–锻件焊接接头的持久寿命仅为30~60 h 且全部断裂于焊缝。图 4 展示了 TA15 粉末–锻件焊接接头高温持久测试前后的试样状态。由初始状态可以看出,试样整体完整无变形,焊缝区域可见,如图 4a 所示。高温持久测试后,试样表面颜色变深,呈灰黑色,高温氧化明显,见图 4b。试样 1 和 2 已经断裂,断裂位置都在焊缝区域(中间较窄处)。试样 3 未断。断裂只发生在焊缝处,说明焊缝是薄弱环节,尽管魏氏组织内部的 α 片层较细,但其粗大的集束边界与连续的晶界 α 在高温长时拉应力下容易成为蠕变失效的优先通道。

图 5 为 TA15 粉末–锻件焊接接头高温持久断口形貌。由图 5a 可见,断口为典型“冰糖状”沿晶断裂形貌,表面呈现多面体晶粒轮廓,晶粒间界面清晰,形成类似“冰糖”或“岩石”的立体形貌,可见明显的晶界台阶和棱线。这种宏观形貌是高温蠕变沿晶断裂的典型标志,表明断裂过程受晶界控制,而非晶内滑移主导。放大观察其微观特征,如图 5b 所示。可见表面光滑平整,以及 α 片层的层状痕迹(片状 α 的解理面),但无韧窝结构。这种脆性沿晶断裂形貌证实了前文猜测的连续晶界 α 是裂纹扩展的优先通道。

2.4 室温及高温低周疲劳性能及失效机理

尽管静载拉伸性能优异,但在交变载荷作用下,粉末–锻件焊接接头表现出了与拉伸完全不同的损伤累积行为。为了全面评估其服役可靠性,分别在室温及高温环境下对其进行了低周疲劳测试,其结果见表 7。

在室温条件下,采用缺口试样(K_t=3,图 6a)模拟结构件在实际服役过程中可能存在的应力集中情况。实验结果显示,在 350 MPa 的循环应力作用下,3 组试样的实测寿命分别为 14 167、14 398 和 17 848 周次,表现出良好的一致性,表明该粉末–锻件焊接接头在常温、高应力集中环境下具有较高的安全裕度。

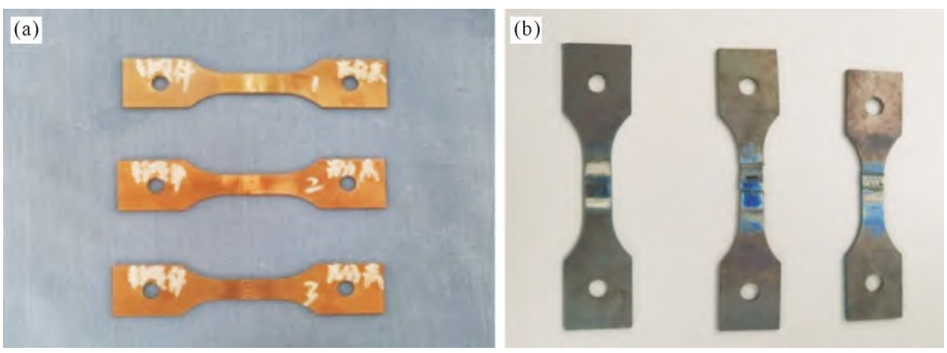


图 4 TA15 粉末–锻件焊接接头高温持久测试试样:(a) 测试前;(b) 测试后
Fig.4 High-temperature stress rupture test samples of the TA15 powder-forging welded joint: (a) before testing; (b) after testing

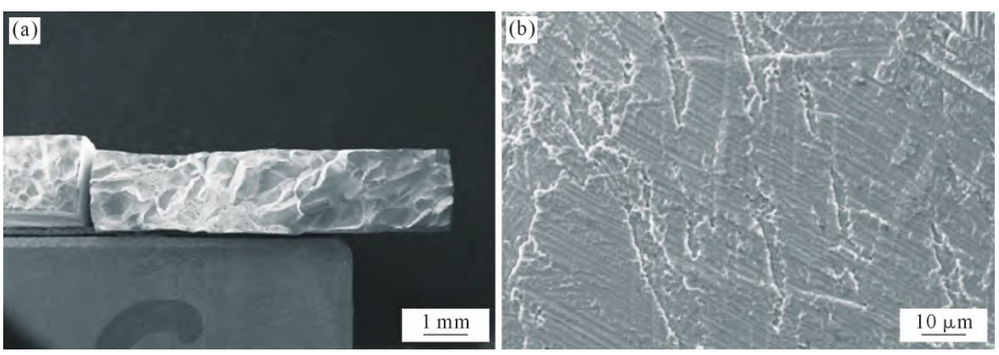


图 5 A15 粉末–锻件焊接接头高温持久断口形貌:(a) 宏观形貌;(b) 微观形貌
Fig.5 High-temperature stress rupture fracture morphologies of the TA15 powder-forging welded joint: (a) macroscopic morphology; (b) microscopic morphology

中国知网 https://www.cnki.net

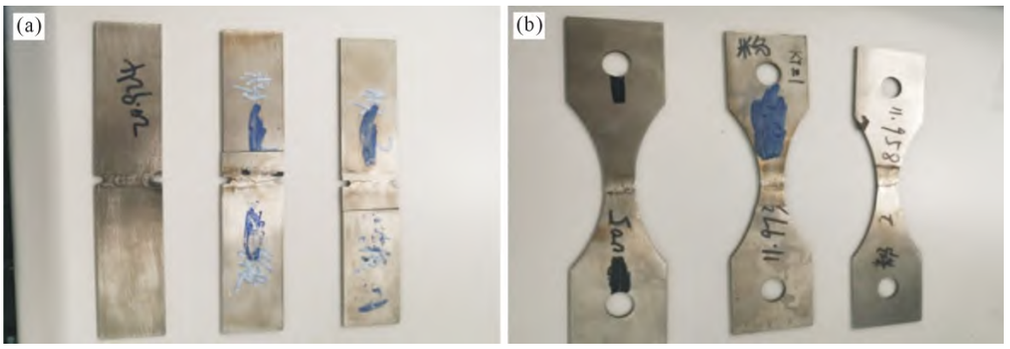


图 6 室温及高温低周疲劳试样:(a) 室温 (K_t=3);(b) 高温(K_t=1)

Fig.6 Low-cycle fatigue samples at room and high temperatures: (a) room temperature (K_t=3); (b) high temperature (K_t=1)

表 7 粉末–锻件焊接接头低周疲劳测试结果

Tab.7 Low–cycle fatigue test results of the powder–forging welded joint

Item	Specimen No.	Fatigue life/cycles	Fracture location
RT	1#	14 167	Weld seam
/350 MPa	2#	14 398	Weld seam
/K_t=3	3#	17 848	Weld seam
225 ℃	1#	12 446	Weld seam
/680 MPa	2#	6 133	Forged side (Weld edge)
/K_t=1	3#	13 417	PM side (Weld seam)

此外,所有试样均断裂于焊缝处,尽管静载拉伸时焊缝强度高于基材,但在 K_t=3 的强缺口敏感性下,与粉末基体细小的网篮组织相比,焊缝区由于集束尺寸较大导致循环变形的均匀性较差,缺口根部的局部塑性变形使得微裂纹易在粗大的魏氏组织集束边界或原始 β 晶界处优先萌生。

在 225 ℃、最大应力提高至 680 MPa 的光滑试样(K_t=1,图 6b)测试中,焊接接头的疲劳行为呈现出不同的特征。尽管其平均寿命仍维持在万小时量级,但数据离散性显著增加(最低 6 133 周次,最高 13 417 周次),同时其断裂也不再局限于焊缝中心,而是扩展至锻件侧及粉末侧的焊缝边缘。这些结果表明焊接接头在高温高应力下具有组织敏感性,此时的实验温度(225 ℃)已进入材料的蠕变–疲劳交互作用区间,组织中的微观缺陷及晶界状态对疲劳寿命的贡献被放大,在光滑试样中,组织梯度最大的焊接熔合区成为了服役过程中的薄弱区域。

采用 SEM 分别对室温及高温疲劳试样断口形貌进行分析,结果如图 7 所示。从图 7a 和 b 断口宏观形貌中可以发现,室温及高温低周疲劳断口可以分为疲劳源区、裂纹扩展区及瞬断区。对于室温疲劳试样,疲劳源清晰地起源于缺口根部的表面位置(图 7c),呈现出典型的多源萌生特征;断口宏观较为平整,说明在较低应力下,裂纹起裂受到几何缺口主导。而高温疲劳试样中可见裂纹有时起源于靠近表面的组织不均匀处,在高温高应力作用下,断口形貌变得更加粗糙,反映了高温下材料局部塑形变形的增加及组织敏感性的提升。

在裂纹扩展区可以观察到典型的疲劳条带及次生裂纹。这些清晰的疲劳条带垂直于裂纹扩展方向排列,由于焊缝区为粗大的魏氏组织,这些条带在跨越不同取向的 α 片层集束时发生明显偏转,导致扩展路径曲折,这种“穿晶+沿片层”的扩展模式消耗了更多的断裂能。同时,在扩展区观察到少量的此生裂纹(图 7d),说明在交变载荷下,魏氏组织的片层界面成为了应力松弛的位置,从而有助于延缓主裂纹的扩展速率。

在断口末端可以观察到大量的等轴韧窝和撕裂棱,相比之下,高温疲劳试样的韧窝尺寸更大且分布更为密集,表现出更好的动态塑性。然而,由于高温加快了氧化及蠕变损伤,使得裂纹萌生时间缩短,从而导致了高温下整体寿命的下降及离散性增大。

综合来看,由于断裂均发生在焊缝或焊缝边缘,断口分析进一步证明了魏氏组织是疲劳薄弱区,粉末–锻件接头的疲劳性能受到几何和环境因素的双重影响。粉末侧细小的网篮组织具有较多的相界面,能有效阻碍裂纹扩展,表现出比焊缝魏氏组织更有的抗疲劳性能;接头由拉伸时的基材断裂演变为疲劳时的焊缝或焊缝边缘断裂,根本原因在于循环载荷对显微组织不均匀性的敏感度远高于单向静载。焊缝区由于冷却速率变化导致的组织粗化使其在抵抗交变剪切应力和循环软化方面弱于经过热等静压的粉末基体。

3 结论

(1)粉末 HIP 成形 TA15 钛合金氩弧焊接头室温强度达到母材水平(接头系数 1.0),实现等强匹配,但塑性下降约 24%,断裂位置分散于焊缝两侧,反映组织梯度导致的局部性能不均。焊缝区集束粗大但内部 α 板条细化的魏氏组织与两侧母材组织差

中国知网 https://www.cnki.net

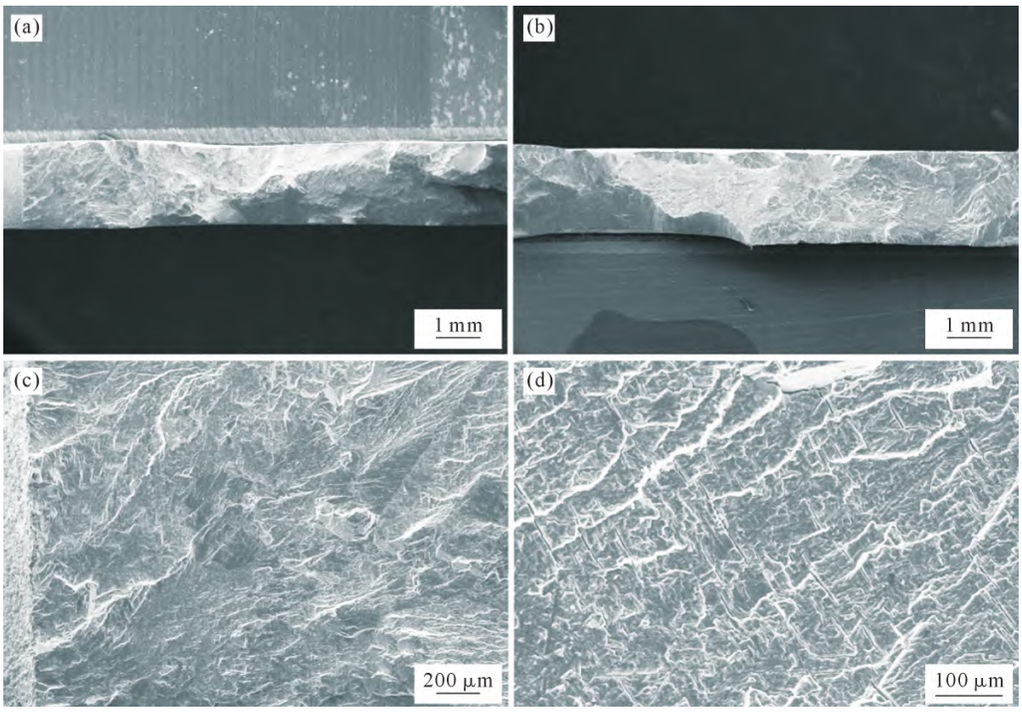


图 7 室温及高温低周疲劳试样断口形貌:(a) 室温疲劳试样断口宏观形貌;(b) 高温疲劳试样断口宏观形貌;(c) 室温疲劳试样裂纹源区;(d) 高温疲劳试样瞬断区

Fig.7 Fracture morphologies of low-cycle fatigue samples at room and high temperatures: (a) macroscopic fracture morphology at room temperature; (b) macroscopic fracture morphology at high temperature; (c) crack initiation region at room temperature; (d) final fracture region at high temperature

异显著,形成“软–硬–软”三明治结构,决定了接头的变形协调与断裂行为。

(2)225 ℃高温拉伸呈现 “强度损失小、塑性改善”特征,强度保持率 84%,伸长率较室温提高14.6%。但高温持久性能暴露明显短板,500 ℃/470 MPa 下接头寿命仅 30~60 h 且 100%断于焊缝,魏氏组织粗大的集束边界及晶界 α 相在高温长时拉应力下成为蠕变裂纹优先通道,导致持久寿命离散且远低于母材(>50 h)。

(3)低周疲劳性能呈现温度与应力相关性。室温高应力缺口试样(K_t=3)疲劳寿命14 000~18 000 周次,断裂于焊缝中心;225 ℃试样疲劳寿命离散性大(6 000~13 000 周次),断裂扩展至焊缝边缘。循环载荷下组织敏感性远高于静载,魏氏组织的粗大集束边界成为裂纹萌生源和扩展通道,而粉末侧细密网篮组织的相界面有效阻碍疲劳裂纹扩展。

参考文献:

[1] CHEN H R, ZHAO M, LIU Z, QI J Y, JIN P F, WANG X, CHEN X. Fatigue crack growth behaviors and prediction of anisotropic TA15 titanium alloy with roughness-induced crack closure[J]. International Journal of Fatigue, 2026, 208: 109593.

[2] WANG L L, LI L Q, SUN L X, ZHANG J H, WANG Y Z, ZHAN X H. Strategy composition regulation and strength-ductility enhancement of TA15 titanium alloy/high-entropy alloy gradient structure fabricated by laser direct energy deposition[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2025, 346: 119116.

[3] CAI C, SONG B, XUE P J, WEI Q S, YAN C Z, SHI Y S. A novel near α-Ti alloy prepared by hot isostatic pressing: microstructure evolution mechanism and high temperature tensile properties[J]. Materials & Design, 2016, 106: 371-379.

[4] CAI C, GAO X Y, TENG Q, KIRAN R, LIU J, WEI Q S, SHI Y S. Hot isostatic pressing of a near α-Ti alloy: Temperature optimization, microstructural evolution and mechanical performance evaluation[J]. Materials Science and Engineering: A, 2021, 802: 140426.

[5] ZHANG H R, NIU H Z, ZANG M C, ZHANG Y H, LIU S, ZHANG D L. Tensile properties and deformation behavior of an extra-low interstitial fine-grained powder metallurgy near alpha titanium alloy by recycling coarse pre-alloyed powder[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2022, 129: 96-107.

[6] LATHABAI S, JARVIS B L, BARTON K J. Comparison of keyhole and conventional gas tungsten arc welds in commercially pure titanium[J]. Materials Science and Engineering: A, 2001, 299(1-2): 81-93.

[7] YANG X W, LI W Y, LI H Y, YAO S T, SUN Y X, SUN Y X, MEI L. Microstructures and microhardness for sheets and TIG welded joints of TA15 alloy using friction stir spot processing[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2018, 28(1): 55-65.

[8] KRZYSZTOF S, JOANNA Z S, TOMASZ T. The Influence of the shielding-gas flow rate on the mechanical properties of TIG-welded butt joints of commercially pure Grade 1 titanium[J]. Materials, 2024, 17(5): 1217.

[9] ANWAR J, BASSINI E, FION P, LOMBARDI M, BONDIOLI F,

中国知网 https://www.cnki.net

ARISTIZABAL M, LTURRIZA I, BIAMINO S, UGUES D. A review on near net shape hot isostatic pressing of metallic materials: For industrial applications[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2026, 42: 3663-3684.

[10] REN D Q, JIANG Y, HU X A, ZHANG X Z, XIANG X P, HUANG K, LING H X. Investigation of tensile and high cycle fatigue failure behavior on a TIG welded titanium alloy[J]. Intermetallics, 2021, 132: 107115.

[11] WANG C M, GUO Q L, ZHU X T, HE P, ZHANG J J, HAN F, HU Z G, LIANG K M, ZHANG H. Effect of post-weld heat treatment on microstructure and property of linear friction welded TC17/TA15 titanium alloy joint[J]. Materials Characterization, 2023, 199: 112799.

[12] 都强,倪家强,刘艳梅,常荣辉,高峰. TA15 大厚度电子束焊接头组织及性能分析[J]. 工具技术,2016, 50(4): 65-67.
DU Q, NI J Q, LIU Y M, CHANG R H, GAO F. Analysis on structure and property of heavy thickness weld joints of TA15 titanium alloy by high voltage electron beam[J]. Tool Engineering, 2016, 50 (4): 65-67.

[13] WANG S Q, ZHU X Y, ZHAI W Y, GAO Q, LU Y X. The fatigue behavior of TC4 and Ti60 dissimilar titanium alloy joints welded by electron beam[J]. Crystals, 2025, 15(3): 224.

[14] 佟向瑜,徐玮辰,王秀通,王优强,段继周. 常用钛合金焊接接头显微组织结构及对材料性能的影响[J]. 中国腐蚀与防护学报, 2025, 45(5): 1161-1174.
TONG X Y, XU W C, WANG X T, WANG Y Q, DUAN J Z. Summary on effect of weling techniques on microstructure and mechanical properties of TC4 Ti-alloy weld joints[J]. Journal of Chinese Society for Corrosion and protection, 2025, 45(5): 1161-1174.

[15] ZHANG H, HU S S, SHEN J Q, LI D L, BU X Z. Effect of laser beam offset on microstructure and mechanical properties of pulsed laser welded BTi-6431S/TA15 dissimilar titanium alloys[J]. Optics & Laser Technology, 2015, 74: 158-166.

[16] 王利发,刘建中,胡本润. TA15 钛合金电子束焊焊接接头力学性能[J]. 焊接学报,2007, 28(1): 97-100, 118.
WANG L F, LIU J Z, HU B R. Mechanical properties of TA15 titanium alloy electron beam welded joint[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2007, 28(1): 97-100, 118.

[17] 李兴无,沙爱学,张旺峰,储俊鹏,马济民. TA15 合金及其在飞机结构中的应用前景[J]. 钛工业进展,2003(Z1): 90-94.
LI X W, SHA A X, ZHANG W F, CHU J P, MA J M. TA15 titanium alloy and its applying prospects on airframe [J]. Titanium Industry Progress, 2003(Z1): 90-94.

[18] 熊锦涛,魏科,王棟,吴磊,杨朝,张友利. TA15 合金高低温恒应变速率拉伸变形行为对比研究[J]. 失效分析与预防,2022, 17 (4): 236-241.
XIONG J T, WEI K, WANG L, WU L, YANG C ZHANG Y L. Comparison of tensile deformation behavior of TA15 alloy at constant strain rate with high-low temperature[J]. Failure Analysis and Prevention, 2022, 17(4): 236-241.

[19] LI P F, DONG Z K, YANG Q T, XU H, KONG D H, HU M H. High-temperature tensile grain evolution and mechanical properties of additively manufactured TA15 aerospace titanium alloy[J]. Metals, 2025, 15(6): 677.

[20] 熊亮同,周志刚,董占贵. TA15 钛合金 A-TIG 焊试验分析[J]. 焊接学报,2006, 27(4): 49-52.
XIONG L T, ZHOU Z G, DONG Z G. Activating-tungsten inert-gas welding for TA15 titanium alloy[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2006, 27(4): 49-52.

[21] DING R, GUO Z X, WILSON A. Microstructural evolution of a Ti-6Al-4V alloy during thermomechanical processing[J]. Materials Science and Engineering: A, 2002, 327(2): 233-245.

(责任编辑:李亚敏)

中国知网 https://www.cnki.net