DOI:10.16410/j.issn1000-8365.2023.3080

新型高强亚稳β钛合金电子束焊接接头组织与力学性能

张新全[1,2],李金山[1,3],陶曼飞[1],陈　彪[1,3]

(1. 西北工业大学 凝固技术国家重点实验室,陕西 西安 710072;2. 中航工业第一飞机设计研究院,陕西 西安 710089;3. 西北工业大学 重庆科创中心,重庆 401135)

摘　要:以新型高强亚稳β钛合金Ti-4Al-5Mo-5Cr-5V-1Nb(Ti-45551)为研究对象,分别对20 mm厚锻态、固溶态和固溶时效态钛合金板材进行电子束焊接,研究了不同母材状态下电子束焊接接头的显微组织和力学性能。结果表明,3种焊件熔合区均为粗大β柱状晶,固溶态+焊接(SW)条件下焊接接头各区域均无α相,而锻态+焊接(FW)和固溶时效态+焊接(AW)条件下随着距离焊缝中心越远,热输入能量越低,在热影响区有残余α相(ghost α phase)存在,并随着距离焊缝中心越远,"ghost α phase"含量增多。3种焊接接头抗拉强度和塑性相近,分别约为760 MPa和7.5%,归因于熔合区均形成粗大柱状β晶组织,应变在该区域集中,导致焊件强度下降,最终在熔合区断裂。

关键词:Ti-45551合金;电子束焊接;母材状态;组织;力学性能

中图分类号:TG146.73　　**文献标识码**:A　　**文章编号**:1000-8365(2023)05-0411-08

Microstructure and Mechanical Properties of the Electron Beam Welded Joint of a New High-Strength Metastable Beta Titanium Alloy

ZHANG Xinquan[1,2], LI Jinshan[1,3], TAO Manfei[1], CHEN Biao[1,3]

(1. State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China; 2. The First Aircraft Institute of AVIC, Xi'an 710089, China; 3. Innovation Center NPU Chongqing, Chongqing 401135, China)

Abstract: A new high-strength metastable β titanium alloy Ti-4Al-5Mo-5Cr-5V-1Nb (Ti-45551) was studied by electron beam welding on forged, solid-solution and solid-solution aged titanium alloy plates with a thickness of 20 mm. The microstructure and mechanical properties of electron beam welding joints under different base metal states were studied. The results show that the fusion zone of the three kinds of welds consists of coarse β column crystals, and no α phase exists in each region of the welded joint under the condition of solid solution+welding (SW), while the ghost α phase is found in the heat affected zone due to the heat input energy decreaseing with the distance from the weld center under the conditions of forging+welding (FW) and solid solution aging+welding (AW). The content of the "ghost α phase" increases with the distance from the weld center. The tensile strength and plasticity of the three welded joints are similar, approximately 760 MPa and 7.5%, respectively, which is attributed to the formation of a coarse columnar β crystal structure in the fusion zone, and the concentration of strain in the zone, resulting in a decline in the strength of the welded parts and finally fracture in the fusion zone.

Key words: Ti-45551 alloy; electron beam welding; base metal state; microstructure; mechanical property

亚稳β钛合金具有比强度高、断裂韧性好、淬透性好、耐腐蚀等优点,被应用于机身、起落架、紧固件、机翼支架等重要受载部件[1-3]。随着航空技术的发展,对材料的加工制造方法提出了更高的要求。焊接相对于传统铆接,连接后强度更高,质量更小。而对于起落架、框梁等结构件截面较大,一般的焊接方法很难焊透,并且很容易产生焊接缺陷。电子束焊接(electron beam welding, EBW)能量密度高、速

收稿日期:2023-03-30

基金项目:国家自然科学基金(52274367)

作者简介:张新全,1981年生,博士研究生,研究员.研究方向:航空用轻合金.

通讯作者:陈　彪,1987年生,教授,博导.研究方向:轻合金及其复合材料研究.电话:02988460294,Email: chen@nwpu.edu.cn

引用格式:张新全,李金山,陶曼飞,等.新型高强亚稳β钛合金电子束焊接接头组织与力学性能[J].铸造技术,2023,44(5):411-418.

ZHANG X Q, LI J S, TAO M F, et al. Microstructure and mechanical properties of the electron beam welded joint of a new high-strength metastable beta titanium alloy[J]. Foundry Technology, 2023, 44(5): 411-418.

(C)1994-2023 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

度快、变形小，且在高真空环境中进行，有效避免了氧、氢等元素对焊接接头的污染，对钛合金厚板焊接具有显著优势[4-6]。相较比于其他几种应用的亚稳β钛合金，Ti-4Al-5Mo-5Cr-5V-1Nb (Ti-45551)合金是一种新型亚稳β钛合金，其综合力学性能良好。经固溶时效后，极限抗拉强度大于1 300 MPa，总伸长率大于5%，断裂韧性大于60 MPa·$m^{1/2}$，主要应用于尾翼对接框、起落架等大型结构件[7]。

Sabol等[8]研究了Ti-5Al-5V-5Mo-3Cr(Ti-5553)电子束焊接接头的拉伸性能、应变分布、断裂机理和显微组织，以评价Ti-5553合金的焊接性能。显微组织分析表明，熔合区为柱状β晶，热影响区为等轴β晶粒。他们还利用高分辨率扫描透射电镜研究了Ti-5553合金电子束焊接熔合区的ω相[9]，在退火态焊接条件下，EBW Ti-5553合金的熔合区有ω相析出，并与熔合区在拉伸时的脆性有关。由于晶格在β/ω界面附近出现扭曲，位错将在ω/β界面附近堆积，并作为局部变形的位点，最终引发断裂。再加上ω的脆性效应以及位错运动通过ω可能存在的困难，可以定性地解释EBW Ti-5553在退火态焊接条件下熔合区的宏观脆性特征。Rani等[10]采用电子束焊接技术对厚度为8.5 mm的亚稳β Ti-55511合金退火态板材进行了焊接，发现熔合区是“皇冠形”或“沙漏形”。熔合区、热影响区和母材的显微组织分别由长柱状β晶粒、粗等轴β晶粒和β基体中的近球状/等轴α组成。马权等[11]在研究热处理对Ti-1300合金电子束焊接组织影响时发现，焊缝主要由粗大的β柱状晶和亚晶组成，在晶界处有少量的α相，通过焊后热处理可以调整α相大小、形貌和含量，从而影响焊件力学性能。宋凯[12]研究了母材组织对Ti-1300合金电子束焊接接头组织与性能的影响，发现轧制态、固溶态和固溶时效态3种焊件焊缝处无第二相，形成β柱状晶粒。其中轧制态焊件拉伸强度最高(954 MPa)。

在电子束焊接过程中由于焊接接头不同区域的热输入能量不同，导致接头处组织差异大，恶化焊接接头性能[13-14]。国内外对钛合金电子束焊接研究中，主要集中在改变焊接工艺及热处理制度来改善焊接接头的显微组织和力学性能，也有研究表明，初始组织会对焊接接头组织性能产生影响。然而，针对亚稳β钛合金，在加工过程中经过锻造、固溶和时效处理的热处理过程，会出现不同的组织状态，目前组织状态对电子束焊接接头组织性能影响规律仍不清楚。

因此，本文采用不同母材状态Ti-45551合金材料进行电子束焊接，对焊接接头显微组织和力学性能进行了分析，为Ti-45551合金合金电子束焊接工程应用提供一定的参考价值。

1 实验方法

实验所采用焊接材料为Ti-4Al-5Mo-5V-5Cr-1Nb(质量分数，%，文中简写为Ti-45551)合金，实测成分为Ti-4.21Al-5.15Mo-5.35Cr-4.95V-1.31Nb (质量分数，%)。该材料由西部超导材料科技股份有限公司提供，状态为锻造处理态，终锻温度为760 ℃。采用金相法测得其β相变点为805 ℃。通过对原始锻态材料在β相变点以上(870 ℃)固溶1 h，空冷得到固溶态材料，再对上述固溶态材料进行510 ℃/4 h时效处理，空冷得到固溶时效态材料。最终得到锻态、固溶态、固溶时效态3种不同原始状态的材料。

利用电火花线切割机将锻态、固溶态、固溶时效态3种不同初始组织的材料进行线切割，各得到若干块尺寸为120 mm×70 mm×20 mm的板材。为避免试样表面氧化皮和杂质影响焊缝质量，用砂轮机和砂纸对试样表面进行打磨除去氧化皮，并用丙酮进行超声清洗，除去表面油污、灰尘等。

将试样待焊面对接，水平放置于电子束焊机舱室内，为防止焊接过程中试样移动，用工装夹对试样进行固定。固定完成后，关闭舱门，进行抽真空处理。待舱内真空度达到5×10^{-4} Pa以上后进行焊接。先用低电流对焊接部位进行二次清理，然后用焊接电压140 kV、聚焦电流2 260 mA、电子束流75 mA、焊接速度800 mm/min的焊接工艺参数进行焊接。焊接完成后，待试样冷却至室温，才能放气打开舱门取件，防止焊件在高温下与空气发生氧化。

对焊缝横截面进行金相观察，所使用的腐蚀液由比例为85∶10∶5(体积比)的水、硝酸和氢氟酸混合而成，腐蚀时间为5~15 s。在AMH43型显微维氏硬度计上测定不同状态下焊接接头从熔合区中心线到母材的维氏硬度。使用带有引伸计的INSTRON-3382电子万能试验机对不同状态焊接接头进行拉伸力学性能测试，图1为室温拉伸试验试样，取样位置为焊件中心部位，并保证焊缝熔合区(FZ)位于试样中间。

2 实验结果与分析

2.1 焊接接头的显微组织

Ti-45551合金3种初始组织如图2所示，由图2(a~d)可以看出，锻态组织由初生α相和β基体组成，初生α相为球状或椭球状。在锻造过程中，β基体发生破碎，α相大多分布在晶界处。图2(b)为固溶

(C)1994-2023 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

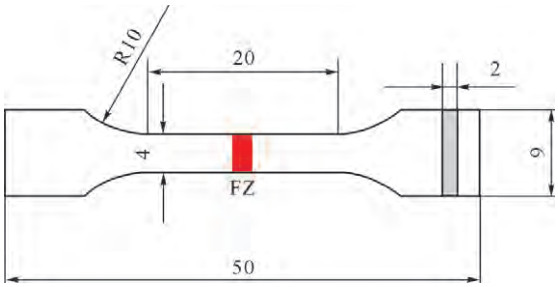


图 1　拉伸试样示意图(单位：mm)
Fig.1　Schematic diagram of tensile specimens (unit: mm)

态显微组织，经 β 单相区固溶后，α 相全部固溶到了 β 基体中，并发生了再结晶，形成全 β 等轴晶组织，晶粒尺寸为 197 μm 左右。从更高倍数图 2(e)可以观察到，晶界比较平直，并且无 α 相。图 2(c~f)为固溶态显微组织，在 β 基体中有大量针状 α 相析出，交错分布。对比图 2(b~c)可知时效后，晶粒没有发生长大。焊接接头一般可根据热输入的不同分为熔合区(FZ)、热影响区(HAZ)和母材(BM)3 个区域。热影响区可进一步分为靠近熔合区的近热影响区和靠近母材的远热影响区。图 3 为 3 种不同母材下焊缝截面的宏观形貌，焊缝总体形貌为漏斗形，由于随深度的增加，电子束能量逐渐减小，因此焊缝宽度从顶部的 4 mm 减小到底部的 1.8 mm。从图 3 中可以看出，3 种不同母材状态 Ti-45551 合金经相同焊接工艺焊接后，接头熔合区的宽度基本一致。但锻态+焊接(FW)和固溶时效态+焊接(AW)接头的热影响区宽度相等且小于固溶态+焊接 (SW) 接头热影响区宽度，是因为在焊接过程中，热影响区受到热作用发生相变，FW 和 AW 接头母材组织中含有大量 α 相，在转变为 β 相时，存在相变潜热，消耗热量，而 SW 接头母材组织中无 α 相，无相变潜热，因此，SW 接头热影响区宽度最宽。

图 4 为 AW 焊接接头不同区域的显微组织，可以观察到焊接接头不同区域的微观结构差异很大。如图 4(a)所示，在电子束焊接加热过程中，熔合区温度迅速超过 β 转变温度，发生 α 相向 β 相转变。快速冷却后，熔合区中的针状 α 相完全固溶到 β 相基体中，只形成了 β 相的柱状晶粒。在焊接过程中，熔合区的温度迅速上升，足以在短时间内使 α 相向 β 相转化。而很多对钛合金电子束焊接的相关研究中，都在焊接接头中发现熔合区会形成大量的 α′ 马氏

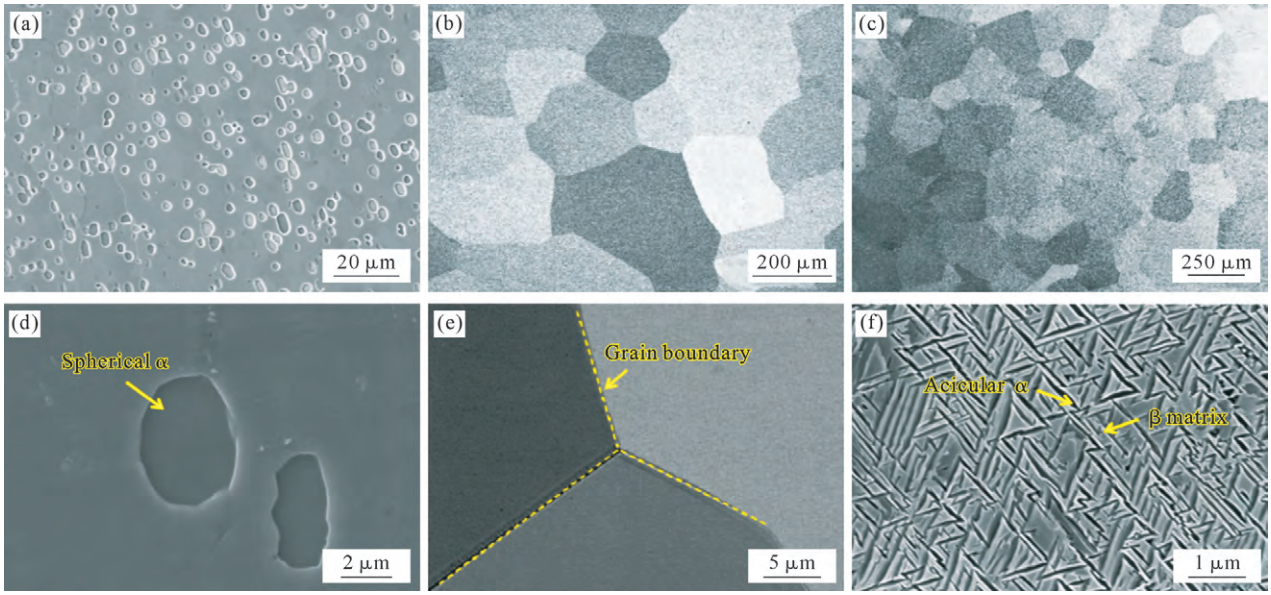


图 2　Ti-45551 合金初始组织 SEM 图：(a) 锻态，(b) 固溶态，(c) 固溶时效态，(d) 锻态，(e) 固溶态，(f) 固溶时效态
Fig.2　SEM diagram of Ti-45551 alloy: (a) forged, (b) solid-solution state, (c) solution-aged state, (d) forged, (e) solid-solution state, (f) solution-aged state

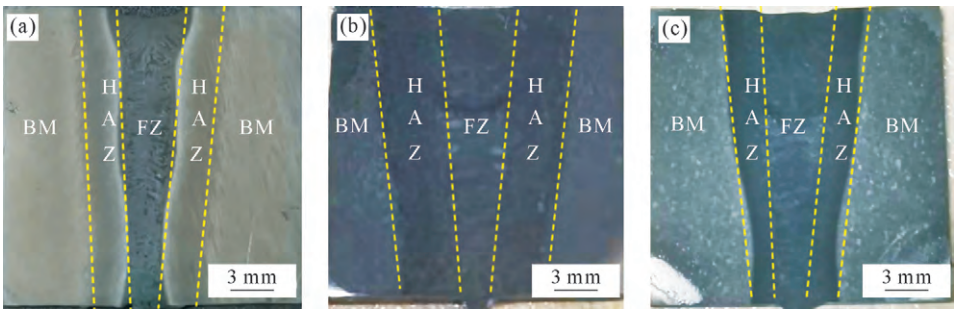


图 3　Ti-45551 合金焊缝截面宏观形貌：(a) 锻态接头，(b) 固溶态接头，(c) 固溶时效态接头
Fig.3　Macroscopic morphology of Ti-45551 alloy weld section: (a) FW, (b) SW, (c) AW

(C)1994-2023 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

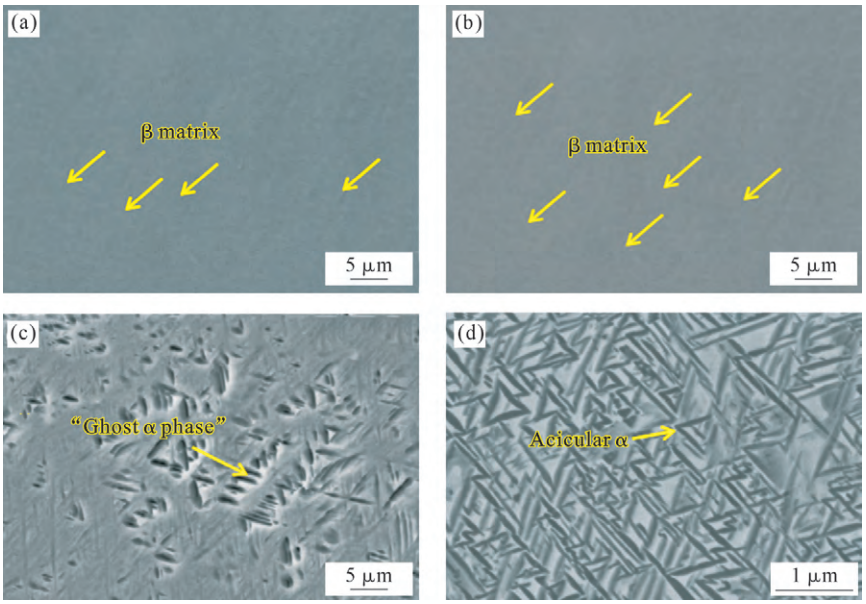


图 4 Ti-45551 合金 AW 焊接接头不同区域的显微组织：(a) 熔合区，(b) 近热影响区，(c) 远热影响区，(d) 母材
Fig.4 Microstructure in the different zones of the AW welded joint: (a) FZ, (b) near-HAZ, (c) far-HAZ, (d) BM

体[15-17]，但在图 4(a)中未发现 α′马氏体的生成。对于钛合金，β 相的稳定性与钼当量($[Mo]_{eq}$=Mo+0.67V+0.44W+0.28Nb+0.22Ta+2.90Fe+1.6Cr+1.25Ni+1.70Mn+1.70Co-Al, 质量分数，%)呈正相关[18]。当 $[Mo]_{eq}$ 值超过 10 时，从高于 β 转变温度迅速冷却时，不经过马氏体转变线，β 向 α′马氏体的转变被完全抑制[19]。按照上述钼当量表达式，经计算，Ti-45551 合金的 $[Mo]_{eq}$ 值为 12.63。因此，在快速冷却阶段，熔合区中不存在 α′马氏体，形成单一的 β 相。

与熔合区中显微组织相似，图 4(b)显示在近热影响区(near-HAZ)中也形成了单一的 β 相，不同的是，晶粒形貌由熔合区中柱状晶转变为等轴晶，是因为在焊接过程中近热影响区中的温度高于 β 转变温度，但低于金属熔化温度。因此，在该区域，α 相能够完全转变为 β 相，形成等轴 β 晶。图 4(c)显示了远热影响区(far-HAZ)中 α 相的大小和分布，这些 α 相被称为残余 α 相(ghost α phase)。"ghost α phase"是母材中原始的针状 α 相在焊接过程中达到 β 转变温度以上或者稍低于 β 转变温度，但时间和温度不足以达到化学平衡(β 相的固溶体)而形成的。与母材的微观结构(图 4(d))相比，远热影响区中 α 相的体积分数明显降低，部分 α 相没有完全溶解，呈现出短棒状的形态。在电子束焊接过程中不同区域存在温度梯度，从熔合中心线到母材温度逐渐降低。因此，在远热影响区 α 相没有足够的时间和温度完全转变为 β 相，最终形成了"ghost α phase"。而母材区域距离电子束流较远，受到焊接的热影响较小，不足以使母材中的组织发生相变，因此母材区保留着原先相互交错的针状 α 相。母材中针状 α 的长度为(0.62±0.24) μm，宽度为(32.7±7.6) nm。

图 5 为 FW 焊接接头不同区域的显微组织，从图 5(a~b)中可以看出，熔合区和近热影响区同样为单一的 β 相，其形成原因与 AW 焊接接头一致。熔合区为粗大的 β 柱状晶，近热影响区为等轴 β 晶。图 5(c)为远热影响的组织形貌图，在远热影响区，热量逐渐减小，α 相没有足够的时间和温度，很难完全转变为 β 相，在组织中也形成大量未完全转变的"ghost α phase"。可以看出，"ghost α phase"轮廓与母材中的初生 α 相(α_p)相似，都为球状或椭球状，不同的是"ghost α phase"轮廓边界与基体更为模糊。

图 6 所示，SW 焊接接头不同区域的显微组织，同样地，在熔合区形成了单一的 β 相。而与上述两种状态不同的是，在热影响区没有"ghost α phase"生成，这是由于母材组织为单一的 β 等轴晶，在电子束焊接过程中，热影响区不存在因 α 相向 β 相转变不完全的情况，因此，最终熔合区、热影响区和母材都为单一 β 相，其中熔合区为柱状晶，热影响区和母材为等轴晶。

2.2 焊接接头的显微硬度

图 7 为不同母材状态下 Ti-45551 合金电子束焊接接头从熔合区中心到母材的显微硬度分布曲线。从图 7(a)中可以看出，AW 条件下，焊接接头不同区域显微硬度分布极不均匀，表现为母材>远热影响区>近热影响区≈熔合区。母材区域的显微硬度稳定在 ~417 HV，这是因为母材组织中含有大量细小的针状 α 相，这些细小的 α 相与基体形成大量 α/β 界面，有效地减小了位错滑移自由程和阻碍位错运动，使得母材区域的显微硬度最高。随着距离焊缝中

(C)1994-2023 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

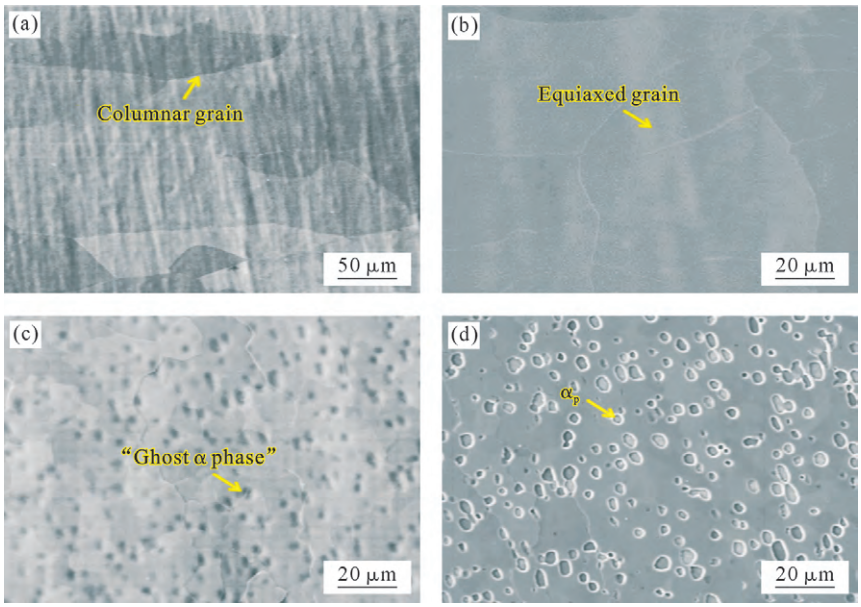


图 5　Ti-45551 合金 FW 焊接接头不同区域的显微组织：(a) 熔合区，(b) 近热影响区，(c) 远热影响区，(d) 母材

Fig.5　Microstructure in a different zone of the FW welded joint: (a) FZ, (b) near-HAZ, (c) far-HAZ, (d) BM

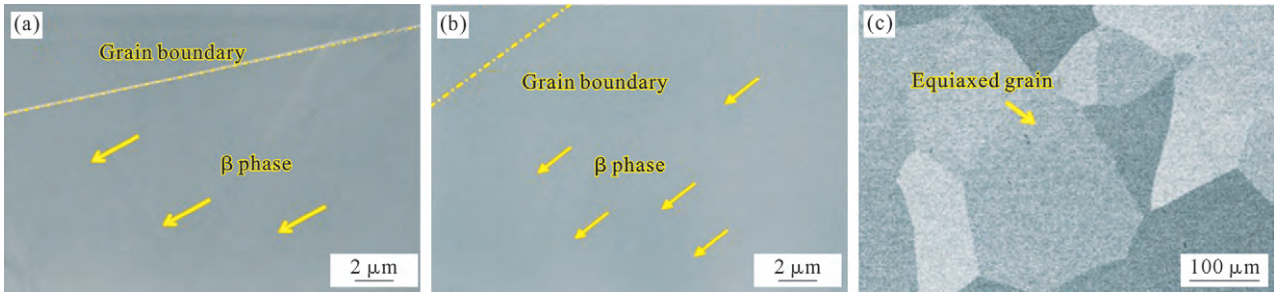


图 6　Ti-45551 合金 SW 焊接接头不同区域的组织：(a) 熔合区，(b) 热影响区，(c) 母材

Fig.6　Microstructure in the different zones of the SW welded joint: (a) FZ, (b) HAZ, (c) BM

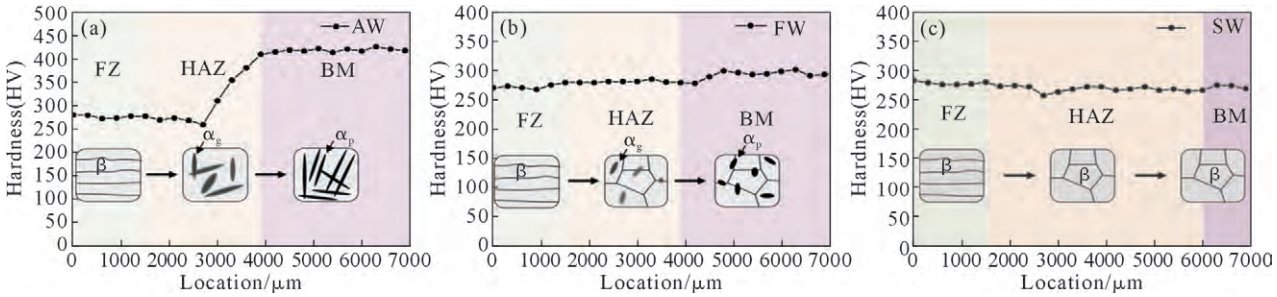


图 7　不同母材状态焊接接头显微硬度(下方插图为对应区域显微组织示意图)：(a) 固溶时效态+焊接，(b) 锻态+焊接，(c) 固溶态+焊接

Fig.7　Microhardness of welded joints with different BM structures (the inset below showing the microstructure diagram of the corresponding area): (a) AW, (b) FW, (c) SW

心越来越近，远热影响区由于受到焊接过程中的热作用，导致在远热影响区中部分针状 α 固溶并形成短棒状"ghost α phase"。并且随着距离焊缝中心越近，所受到的热作用越大，α 相的体积分数越小。因此在远热影响区随着距离焊缝中心越近，显微硬度逐渐减小到 ~270 HV。到近热影响区后，显微硬度稳定在 ~272 HV。这是由于该区域在焊接过程中受到的热作用较大，加热温度和加热时间足以使 α 相完全转变为 β 相，形成等轴 β 组织。因此，该区域的显微硬度较低。同样，在熔合区金属发生熔化凝固，形成了粗大柱状 β 晶组织，熔合区的显微硬度为 ~274 HV，与近热影响区的硬度基本相等。

图 7(b)为 FW 条件下焊接接头从熔合区中心到母材的显微硬度分布曲线，与图 7(a)相比，焊接接头各个区域的显微硬度也表现出不一致性，显微硬度母材>远热影响区>近热影响区≈熔合区，但显微硬度的不均匀性明显减小。母材的显微硬度大约为 292 HV，母材组织为经两相区锻造的双相组织，其中 α 相多为球状或椭球状，直径约为 2 μm。这些近球状 α 相在钛合金的变形过程中有利于调节塑性

(C)1994-2023 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

变形[20]，因此 FW 条件下的母材显微硬度显著小于 AW 条件下母材的显微硬度。随着距离焊缝中心越近，所受到的热作用越大，α 相的体积分数越小，显微硬度逐渐减小。热影响区的显微硬度大约为 280 HV，略高于熔合区显微硬度，主要是因为在热影响区形成“ghost α phase”，对显微硬度有略微的提升。到熔合区时，显微硬度稳定在 ~272 HV，这与上述 AW 条件下熔合区的硬度相一致，形成原因也相同。

图 7(c)为 SW 条件下焊接接头从熔合区中心到母材的显微硬度分布曲线。结果表明，整个焊接接头的显微硬度分布均匀，基本稳定在 ~273 HV。这是由显微组织所决定的，因为母材为 β 单相区固溶状态，其组织中没有 α 强化相，导致其显微硬度较低。而在焊接过程中，熔合区和热影响区虽然受到热作用，但由于 Ti-45551 合金 β 稳定性较高，高温冷却时无第二相生成。因此，熔合区、热影响区和母材均为全 β 组织，显微硬度基本一致，部分较低的硬度点可能是由晶粒大小不均匀导致。

2.3 焊接接头的拉伸性能

采用室温拉伸测试对不同母材状态下 Ti-45551 合金焊接接头和母材的拉伸性能进行表征，结果如表1 和图 8 所示。从结果中可以发现，3 种母材组织拉伸性能差异较大，固溶时效态材料强度最高，抗拉强度能达到 1 364 MPa。这是因为固溶时效态组织中有大量细小针状 α 相，而 α 相为密排六方结果，滑移系少，变形抗力大，可以显著提高材料强度。对于固溶态材料，抗拉强度为 778 MPa。固溶态组织为体心立方结构的 β 相，滑移系多，变形抗力小，材料有较低的强度和较高的塑性。锻态材料组织中含有大量球状或椭球状 α 相，能够协调塑性变形，因此强度略高于固溶态的同时保持着相当水平的塑性。

表1 Ti–45551合金母材和焊接接头的拉伸性能
Tab.1 Tensile properties of Ti–45551 titanium alloy and the welded joint

状态	UTS/MPa	YS/MPa	EL/%	断裂位置
锻态	872±15.1	829±10.6	17±3.8	—
固溶态	778±1.6	762±1.6	18.5±4.3	—
固溶时效态	1364±4.2	1275±3.7	7.4±1.5	—
AW	752±7.7	751±13.6	8.4±1.9	FZ
FW	765±5.7	763±3.6	7.6±0.6	FZ
SW	763±14.7	754±16.7	7.1±0.4	FZ

图 8 的结果表明 3 种母材焊接后焊接接头的拉伸性能相近，抗拉强度均在 760 MPa 左右，伸长率均在 7.5%左右。从断后的拉伸试样可以明显观察到，断裂位置均位于拉伸试样的中间，即焊接接头的熔合区。并且对于 3 种不同母材的焊接接头，塑性变形都集中在焊缝区，其他区域基本不发生塑性变形。这是由于对于不同母材状态焊接后焊接接头熔合区都形成了粗大的 β 柱状晶，相对于母材来讲，其强度均降低。因此，在焊缝区形成了“软区”，从而导致应变在该区域集中，塑性变形不均匀，焊件强度和塑性均有所降低。

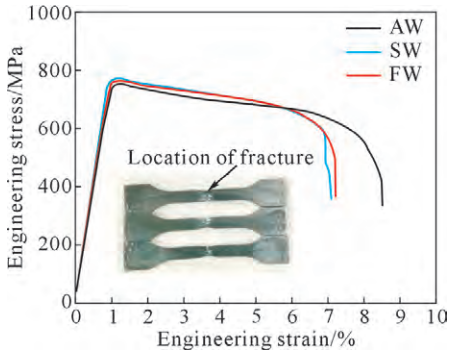


图 8 不同母材组织下 Ti-45551 钛合金焊接接头应力应变曲线(插图为拉断后的试样)
Fig.8 Stress-strain curves of the welded joints of Ti-45551 titanium alloy with different base metal structures (inset showing the specimen after failure)

对焊接接头拉伸断裂后断口形貌进行了表征，图 9 为 3 种不同母材组织焊接接头的整体形貌和局部微观形貌。通过上述分析可知，焊接过程中在焊缝区形成了全 β 组织的柱状晶，导致焊缝区的显微硬度明显下降。因此，在拉伸过程中，焊缝区优先发生塑性变形，最终所有的焊接接头拉伸试样都在焊缝区发生断裂。从图 9 中可以观察出，3 种不同母材组织焊接接头断口形貌特征是相似的。从断口宏观形貌(图 9(a~c))可以看出，断口处发生明显颈缩，焊件的伸长率基本由焊缝处变形提供，并且断裂试样断口处存在大量被拉长的柱状晶，在柱状晶内有大量的滑移线，表明在熔合区形成的柱状晶区不易发生脆断，展现出良好的塑性。进一步对宏观断口局部区域进行观察(图 9(d~f))，可以看到断口上分布着大小不等的韧窝，韧窝较深，在韧窝底部可以发现有很多不同大小的微孔洞，并且韧窝群与韧窝群之间分布着明显的撕裂脊，表明 3 种焊接接头的断裂方式均为韧性断裂。

图 10 为拉伸断裂试样断口附近组织，可以看到，断口处经大塑性变形后出现大量滑移带，在滑移带上分布着许多空洞。在拉伸塑性形变阶段，材料中出现滑移带，随着变形量增大，基体间会产生新界面，即微空洞，这些微孔洞长大彼此连接形成大小不一的韧窝。随着微空洞逐渐长大、连接会形成裂纹，当裂纹不断扩展时，试样发生颈缩，最终被撕裂在断口上形成撕裂脊及河流花样的特征(图 10)。

(C)1994-2023 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

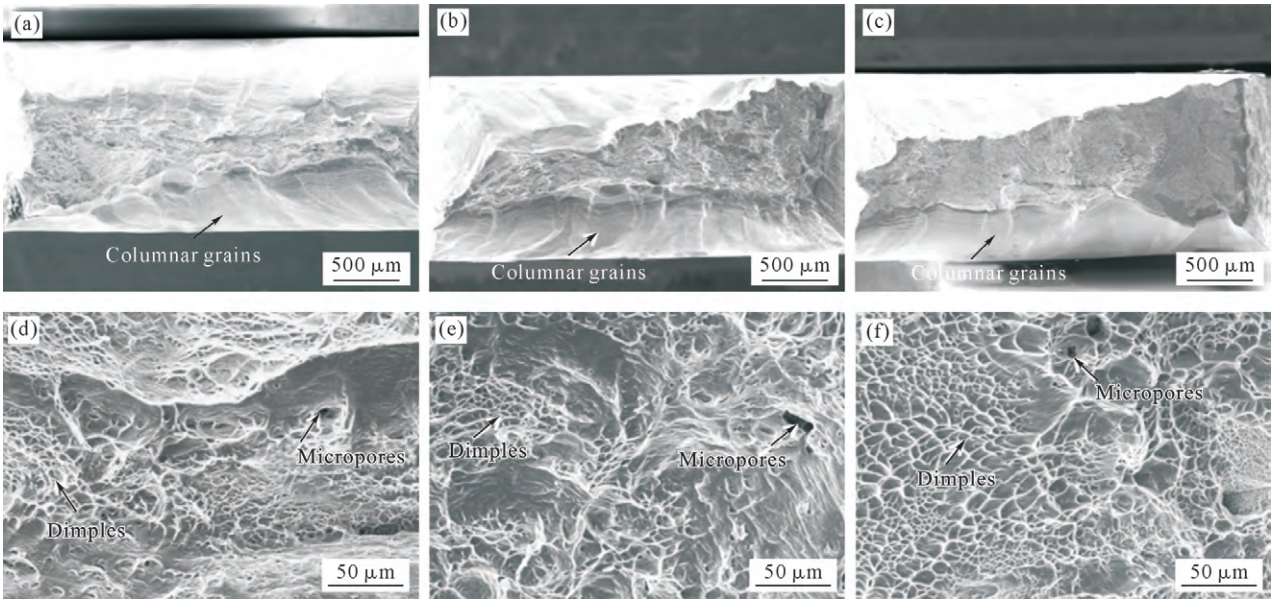


图 9　Ti-45551 合金焊缝拉伸断裂形态：(a) AW, (b) FW, (c) SW, (d) AW, (e) FW, (f) SW

Fig.9　Tensile fracture morphology of weld joints of the Ti-45551 alloy: (a) AW, (b) FW, (c) SW, (d) AW, (e) FW, (f) SW

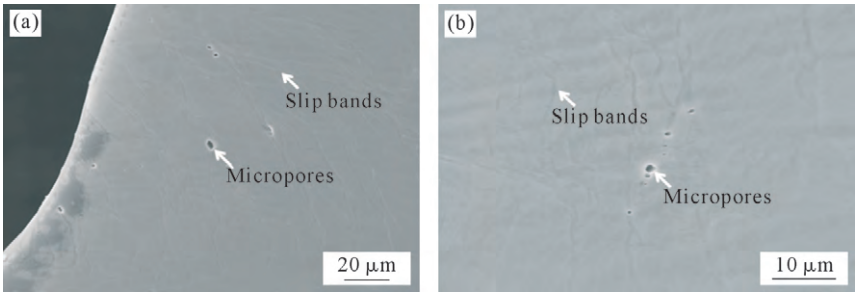


图 10　Ti-45551 合金焊接接头拉伸断口附近组织：(a) **低倍**，(b) **高倍**

Fig.10　The microstructure near the tensile fracture of the welded joint of the Ti-45551 alloy: (a) low magnification, (b) high magnification

3　结论

(1)**锻态、固溶态、固溶时效态** 3 **种不同母材状态** Ti-45551 **合金电子束焊接后，熔合区均为单一的柱状** β **晶，固溶态+焊接条件下接头各区域均无** α **相，锻态+焊接和固溶时效态+焊接条件下随着距离焊缝中心越远，热输入能量越低，在热影响区** α→β **转化不完全，有残余** α **存在，并随着距离焊缝中心越远，残余** α **相含量越多**。

(2)3 **种母材状态下熔合区硬度一致**(~273 HV)。**在固溶+焊接条件下熔合区、热影响区和母材硬度基本相等，这是由于母材组织为等轴** β **晶，因此焊接之后各个区域都为** β **组织，硬度表现出一致性，然而锻态+焊接和时效+焊接条件下随着距离焊缝中心越远，硬度逐渐上升，表现出不均匀性，这主要是由于距焊缝中心越远，**α **相含量逐渐增加，导致硬度逐渐上升**。

(3)3 **种母材组织下焊接接头强度和塑性相近，分别约为** 760 MPa，7.5%。**焊接后强度略微低于固溶态强度**(778 MPa)，**这是因为焊缝处形成粗大柱状** β **晶组织，导致强度有所下降，应变在该区域集中，塑性变形不均匀，最终在熔合区断裂**。

参考文献：

[1] FROES F H, BOMBERGER H B. The beta titanium alloys[J]. JOM, 1985, 37(7): 28-37.

[2] COTTON J D, BRIGGS R D, BOYER R R, et al. State of the art in beta titanium alloys for airframe applications[J]. JOM, 2015, 67 (6): 1281-1303.

[3] ZOPP C, BLÜMER S, SCHUBERT F, et al. Processing of a metastable titanium alloy (Ti-5553) by selective laser melting[J]. Ain Shams Engineering Journal, 2017, 8(3): 475-479.

[4] **隋楠，周毅，张明达，等**. Ti6242 **钛合金电子束焊接接头组织和力学性能**[J]. **航空制造技术**，2022, 65(15): 103-110.
SUI N, ZHOU Y, ZHANG M D, et al. Microstructure and mechanical properties of Ti6242 titanium alloy joints by electron beam welding[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2022, 65(15): 103-110.

[5] **关远涛，贺亚勇，肖细军，等. 大厚度** TC18 **钛合金真空电子束焊工艺研究**[J]. **焊接技术**，2021, 50(1): 47-49.
GUAN Y T, HE Y Y, XIAO X J, et al. Study on vacuum electron

(C)1994-2023 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

beam welding process of think TC18 titanium alloy[J]. Welding Technology, 2021, 50(1): 47-49.

[6] WĘGLOWSKI M S T, BŁACHA S, PHILLIPS A. Electron beam welding-techniques and trends-review[J]. Vacuum, 2016, 130: 72-92.

[7] FU Q, YUAN W H, XIANG W. Dynamic softening mechanisms and microstructure evolution of TB18 titanium alloy during uniaxial hot deformation[J]. Metals, 2021, 11(5): 789.

[8] SABOL J C, PASANG T, MISIOLEK W Z, et al. Localized tensile strain distribution and metallurgy of electron beam welded Ti-5Al-5V-5Mo-3Cr titanium alloys[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2012, 212(11): 2380-2385.

[9] SABOL J C, MARVEL C J, WATANABE M, et al. Confirmation of the ω-phase in electron beam welded Ti-5Al-5V-5Mo-3Cr by high-resolution scanning transmission electron microscopy: An initial investigation into its effects on embrittlement [J]. Scripta Materialia, 2014, 92: 15-18.

[10] RANI M, GUPTA R K, PRADHAN S K, et al. Investigation on mechanical properties and microstructure of Ti-5Al-5V-5Mo-1Cr-1Fe Titanium alloy butt welded EBW joints[J]. Materials Today: Proceedings, 2018, 5(14): 28061-28070.

[11] 马权，辛社伟，宋凯，等. 热处理对 Ti-1300 高强钛合金电子束焊接组织和力学性能的影响[J]. 稀有金属材料与工程，2019, 48(8): 2723-2728.
MA Q, XIN S W, SONG K, et al. Effect of heat treatment on microstructure and mechanical properties of Ti-1300 alloy by electron beam weldment [J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2019, 48(8): 2723-2728.

[12] 宋凯. Ti-5322 和 Ti-1300 合金焊接接头组织与力学性能研究[D]. 沈阳：东北大学，2019.
SONG K. Study on microstructure and mechanical properties of Ti-5322 and Ti-1300 alloy welded joints [D]. Shenyang: Northeastern University, 2019.

[13] GAO F Y, GAO Q, JIANG P, et al. Microstructure and mechanical properties of Ti6321 alloy welded joint by EBW[J]. International Journal of Lightweight Materials and Manufacture, 2018, 1 (4): 265-269.

[14] WANG G Q, CHEN Z Y, LI J W, et al. Microstructure and mechanical properties of electron beam welded titanium alloy Ti-6246[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2018, 34(3): 570-576.

[15] SARESH N, PILLAI M G, MATHEW J. Investigations into the effects of electron beam welding on thick Ti-6Al-4V titanium alloy [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2007, 192-193: 83-88.

[16] LONG J, ZHANG L J, NING J, et al. Zoning study on the fatigue crack propagation behaviors of a double-sided electron beam welded joint of TC4 titanium alloy with the thickness of 140 mm[J]. International Journal of Fatigue, 2021, 146: 106145.

[17] LIU H Q, SONG J, WANG H M, et al. Heterogeneous microstructure and associated mechanical properties of thick electron beam welded Ti-5Al-2Sn-2Zr-4Mo-4Cr alloy joint[J]. Materials Science and Engineering: A, 2021, 825: 141850.

[18] WEISS I, SEMIATIN S L. Thermomechanical processing of beta titanium alloys-an overview [J]. Materials Science and Engineering: A, 1998, 243(1-2): 46-65.

[19] GUPTA A, KHATIRKAR R, SINGH J. A review of microstructure and texture evolution during plastic deformation and heat treatment of β-Ti alloys[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2022, 899: 163242.

[20] FU P F, MAO Z Y, WANG Y J, et al. Mechanical properties of Ti6.5Al2Zr1Mo1V titanium alloy with EBW under different temperatures [J]. Materials Science and Engineering: A, 2014, 608: 199-206.

(C)1994-2023 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net