

微观组织对 TC29 钛合金强度及塑韧性的影响

李思兰, 李倩, 张思远, 毛成亮, 张冰洁, 贾蔚菊

(西北有色金属研究院, 陕西 西安 710016)

摘要: 在两相区及单相区分别对 TC29 钛合金进行变形处理, 再通过退火和固溶时效 2 种不同制度进行热处理, 研究不同工艺及微观组织对 TC29 钛合金强度及塑韧性的影响。结果表明: 合金经两相区变形, 再经退火或固溶时效处理后, 呈现典型的双态组织形貌。两相区变形再经 850 °C 固溶及时效处理后, 基体中微米尺度的次生 α 相消失, 同时析出大量纳米尺度的次生 α 相。单相区变形再经固溶时效处理后主要为片层组织, 基体中析出大量纳米尺度的次生 α 相。固溶时效处理的两相区变形试样, 随固溶温度的升高, 室温抗拉强度增大, 最高可达 1471 MPa。退火处理的两相区变形试样的冲击韧性最大, 可达 58.8 J/cm²。固溶时效处理的单相区变形试样的断裂韧性最高, 达到 73 MPa·m^{1/2}。两相区变形后的断裂韧性试样呈现出准解理状断口, 断裂方式主要以脆性穿晶断裂为主, 可见少量孔洞。单相区变形后的断裂韧性试样呈现解理及韧窝混合状断口, 存在大量撕裂棱、孔洞及二次裂纹。

关键词: TC29 钛合金; 微观组织; 强度; 冲击韧性; 断裂韧性

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1009-9964(2024)06-007-08

Influence of Microstructure on Strength and Ductility of TC29 Titanium Alloy

Li Silan, Li Qian, Zhang Siyuan, Mao Chengliang, Zhang Bingjie, Jia Weiju

(Northwest Institute for Nonferrous Metal Research, Xi'an 710016, China)

Abstract: The TC29 titanium alloy was subjected to deformation treatment in the two-phase and single-phase regions respectively, followed by two kinds of heat treatments of annealing and solid solution aging. The effects of different processes and microstructures on the strength and ductility of TC29 titanium alloy were studied. The results show that the alloy undergoes deformation in the two-phase zone, and after annealing or solid solution aging treatment, the microstructure presents a typical duplex microstructure. After deformation in the two-phase zone and solid solution at 850 °C and aging treatment, the micrometer level secondary α phase in the matrix disappears, and a large amount of nanometer level secondary α phase precipitates. After single-phase deformation and solid solution aging treatment, the microstructure mainly consists of layered α phase, and a large amount of nanoscale secondary α phase precipitates in the matrix. The deformation specimen of the two-phase zone treated by solid solution aging has a higher tensile strength at room temperature with the increases of solid solution temperature, reaching a maximum of 1471 MPa. The impact toughness of the deformed sample in the two-phase zone after annealing can reach up to 58.8 J/cm². The fracture toughness of the single-phase deformation specimen treated with solid solution aging is the highest, reaching 73 MPa·m^{1/2}. The sample after deformation in the two-phase zone presents cleavage fracture, with brittle transgranular fracture as the main mode of fracture and a small number of pores visible. After deformation in the single-phase zone, the sample presents a mixture of cleavage and ductile dimples, with a large number of tearing edges, pores, and secondary cracks.

Keywords: TC29 titanium alloy; microstructure; strength; impact toughness; fracture toughness

收稿日期: 2024-09-12

基金项目: 陕西省重点研发计划项目 (2022GY-387); 陕西省重点研发计划项目 (2023-YBGY-443)

通信作者: 李思兰 (1988—), 女, 工程师。

TC29 (Ti-4.5Al-6.8Mo-1.5Fe) 是西北有色金属研究院自主研发的一种近 β 型钛合金^[1-3], 该合金采用低廉的 Fe、Mo 元素代替成本较高的 V 元素, 以达到降低成本的目的。TC29 钛合金已应用于航空航

天、兵器等领域,但目前该合金的相关基础研究仍不完整^[4-5],其组织结构与力学性能的相互作用规律及机理探索仍需要补充完善,相关标准等缺乏数据支撑。

随着钛合金材料应用的推广,对复杂环境中服役的钛合金材料的性能也提出了更为全面的要求。材料既要有较高的强度,还要有优异的塑性、韧性、抗裂纹扩展能力。然而,不同的组织形貌所对应的材料性能差异较大,探究微观组织与各类性能指标之间的对应关系,选择最优的微观组织结构,是材料应用的重要研究方向。Wang 等人^[6-7]研究了钛合金拉伸及冲击加载条件下的断裂行为。吴帮炜等人^[8]研究了 TC4 钛合金等轴组织、双态组织、片层组织对室温拉伸强度及断裂韧性的影响规律。徐浩等人^[9-10]研究了准 β 锻造工艺及热处理对钛合金组织和断裂韧性的影响。李瑶等人^[11]研究了 TC4 钛合金断裂韧性与冲击韧性的关系,并探讨了杂质元素对材料韧性的影响规律。翁涵博等人^[12]研究了 TC4 钛合金不同组织取向对应的冲击韧性及断裂韧性,从能量的角度探究了影响冲击韧性及断裂韧性的因素。

目前对材料冲击韧性和断裂韧性的研究大多是探讨其成分、组织或工艺对拉伸性能、冲击韧性和断裂韧性的单一影响,缺乏对工艺、相结构与这 3 种性能之间相互关系的系统阐述。对 TC29 钛合金相结构与强度、塑性、韧性之间的耦合作用关系进行研究,不仅可以为钛合金材料综合性能设计提供参考,也将为 TC29 钛合金服役安全提供更全面的数据支撑。

1 实验

实验材料为 TC29 钛合金锻坯(相变点为 $910\text{ }^{\circ}\text{C}$),经 $\alpha+\beta$ 两相区锻造变形及 β 单相区锻造变形,得到厚度为 30 mm 的锻件。对 $\alpha+\beta$ 两相区变形的 TC29 钛合金锻件进行 $(700、730)\text{ }^{\circ}\text{C}/1\text{ h}/\text{AC}$ 退火处理(分别标记为 M1、M2)或进行 $(700、730、780、850)\text{ }^{\circ}\text{C}/1\text{ h}/\text{AC}+560\text{ }^{\circ}\text{C}/6\text{ h}/\text{AC}$ 固溶时效处理,分别标记为 STA1、STA2、STA3、STA4;对 β 单相区锻造变形的 TC29 钛合金锻件进行 $850\text{ }^{\circ}\text{C}/1\text{ h}/\text{AC}+560\text{ }^{\circ}\text{C}/6\text{ h}/\text{AC}$ 固溶时效处理,标记为 LM。

热处理后的料块用线切割分料,分别加工成标距 25 mm 、直径 10 mm 的标准拉伸试样、 $10\text{ mm}\times 10\text{ mm}\times 55\text{ mm}$ 的标准冲击试样及 $20\text{ mm}\times 48\text{ mm}\times 50\text{ mm}$ 的标准平面应变断裂韧性试样。室温拉伸及冲击试验分别在 INSTRON1185 和 JB-300B 型材料试验机上进行。平面应变断裂韧性测试执行 GB/T 4161—2007 标准。采用 Olympus PMG3 光学显微镜、JSM-6460 型扫描电镜(SEM)、JEM-F200 场发射透射电镜(TEM)进行微观组织和断口形貌观察,并利用 Image 软件统计 α 相含量及尺寸。

2 结果与讨论

2.1 两相区变形热处理组织

图 1 为两相区变形 TC29 钛合金热处理后的显微组织。从图 1 可以看出, $\alpha+\beta$ 两相区锻造变形后的 TC29 钛合金经过退火处理及固溶时效处理后的显微组织

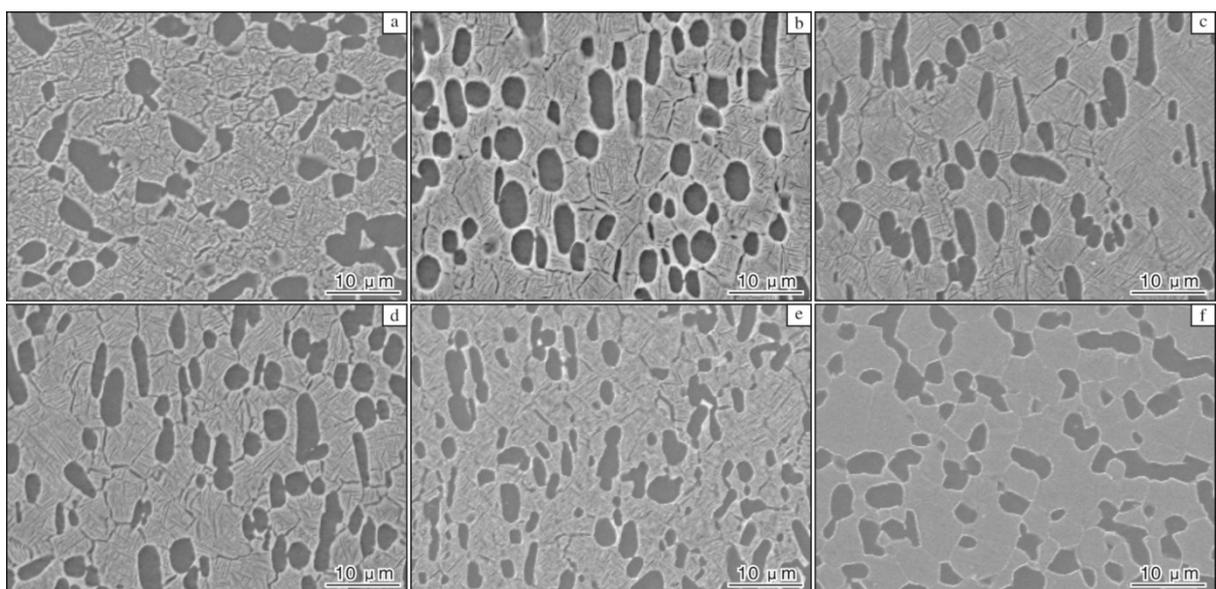


图 1 TC29 钛合金经不同工艺热处理后的 SEM 照片

Fig.1 SEM images of TC29 titanium alloy after different heat treatment processes: (a) M1; (b) M2; (c) STA1; (d) STA2; (e) STA3; (f) STA4

均为双态组织。经 700 °C退火处理后（图 1a），基体中交错分布有大量细小的片状次生 α 相，晶界处可见弥散析出的球状 α 相及部分破碎的晶界 α 相。当退火温度升高至 730 °C时（图 1b），初生 α 相的数量增加、球化度增加，次生 α 相长度增加。由此可见，退火温度在一定程度上会影响初生 α 相的形貌、含量，以及次生 α 相的尺寸。与退火处理后的组织相比，经固溶时效处理后的初生 α 相形貌变化虽较小，但次生 α 相的宽度明显降低。随着固溶温度的升高，合金中初生 α 相和次生 α 相的形貌均有变化。固溶温度为 700~780 °C时（图 1c~1e），小尺寸初生 α 相多分布于晶内，大尺寸初生 α 相多分布于晶界处。随着固溶温度的升高，次生 α 相逐渐粗化变短，初生 α 相呈现先长大后溶解的趋势^[13-15]。

对比退火（图 1a、1b）与固溶时效（图 1c、1d）处理后的次生 α 相形貌可以发现，较低温度退火后，合金中的次生 α 相由于长大驱动力不足，呈现粗短状；经固溶时效处理后，次生 α 相长大变长。从图 1c 和图 1d 可以看出，由于片状次生 α 相在较低温度固溶时未能充分生长，基体中储存着更多的界面能，细片层次生 α 相会随着固溶温度的升高，与相邻片层组织合并长大。观察图 1e 发现，当固溶温度持续升高至 780 °C时，由于界面能的耗散，部分次生 α 相和晶界 α 相已呈现溶解湮灭的迹象。

图 2 为 STA4 试样中晶界处的初生 α 相形貌。从图 1f 和图 2 可以看出，当固溶温度为 850 °C时，由于接近 β 相变点，合金中的层片状次生 α 相消失，初生 α 相部分溶解并在晶界处融合。采用透射电子显微镜观察 STA2 和 STA4 试样的微观组织，结果如图 3 所示。从图 3 可以看出，STA2 试样中的次生 α 相呈片层状，长度约为 1~3 μm 。而 STA4 试样中的次生 α 相为纳米尺度（长度）的析出相，主要为短片层颗粒状，片层长度小于 100 nm。STA4 试样相较其他试样

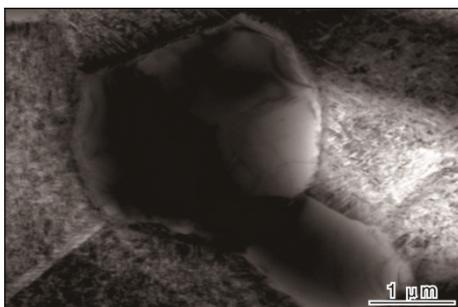


图 2 STA4 试样中晶界处初生 α 相形貌

Fig.2 Morphology of primary α phase at grain boundaries in STA4 sample

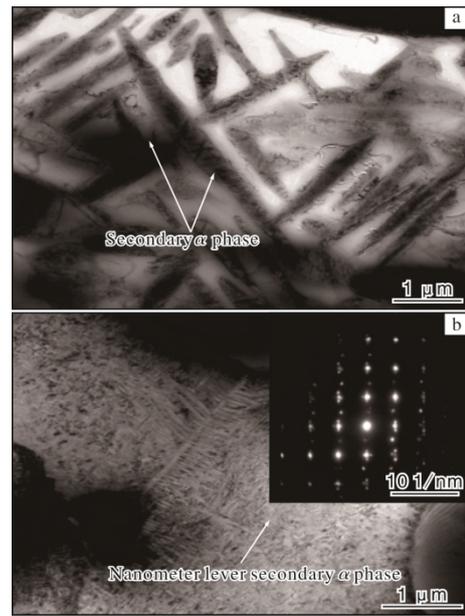


图 3 TC29 钛合金经不同固溶时效处理后 TEM 照片

Fig.3 TEM images of TC29 titanium alloy after different solid solution and aging treatments: (a) STA2; (b) STA4

的固溶温度更高，初生 α 相和部分次生 α 相溶解引起亚稳 β 基体中的固溶元素浓度升高，亚稳 β 基体在时效分解时的形核点密集，但长大的驱动力不足，导致析出的次生 α 相呈现纳米尺度短片层状。

对两相区变形的 M1、M2 以及 STA1~STA4 试样的初生 α 相尺寸分布进行定量统计，结果见图 4。从图 4 可以看到，TC29 钛合金的初生 α 相尺寸分布在 0~9 μm 范围内，其中 3 μm 左右的初生 α 相居多，约占 50%~70%，5 μm 左右的初生 α 相数量次之，约占 11%~23%。

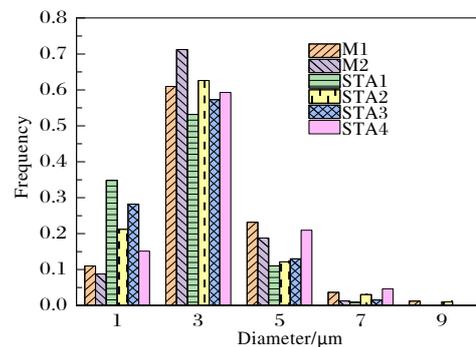


图 4 两相区变形 TC29 钛合金组织中的初生 α 相尺寸分布图

Fig.4 Size distribution diagram of primary α phase in microstructure of TC29 titanium alloy by two-phase zone deformation

随着固溶温度的升高，TC29 钛合金中的初生 α 相先通过扩散机制长大，达到平衡后再通过晶粒合并

长大。固溶温度为 700 °C 时, STA1 试样中尺寸为 1 μm 左右的初生 α 相数量为 35%。随着固溶温度升高至 730 °C 和 780 °C 时, 初生 α 相长大, 尺寸为 1 μm 左右的初生 α 相数量有所降低, 尺寸为 3 μm 左右的初生 α 相数量增加。固溶温度升高至 850 °C 时 (STA4), 尺寸为 1 μm 左右的初生 α 相数量已降低至 15%。随着固溶温度的升高, 溶质原子的活性增加, 界面能升高, 晶界的迁移速率提高, 而初生 α 相多分布在晶界处, 因此在晶界迁移及界面张力的作用下, 初生 α 相的尺寸也会有所增大。固溶温度为 850 °C 时, 尺寸在 2~4 μm 的初生 α 相约占 59%、4~6 μm 的初生 α 相约占 21%。

与固溶时效处理的 TC29 钛合金组织相比, 图 4 中退火态组织中初生 α 相的尺寸一致性更高, 主要集中在 2~6 μm 范围内, 所占比例超过 60%。退火温度为 730 °C 时 (M2 试样), 2~4 μm 的初生 α 相占比超过 70%, 相比退火温度为 700 °C 时 (M1 试样) 的组织更均匀。退火温度对初生 α 相的影响主要体现在 α 相的形貌差异上, 原因在于退火温度较高时初生 α 相能够获得更大的驱动力, 球化长大效果更好。

图 5 为两相区变形 TC29 钛合金的初生 α 相体积分数统计图。从图 5 可以看到, 退火态 TC29 钛合金组织中的初生 α 相体积分数与固溶时效态的相当, 在 24%~31% 之间。M1 试样中初生 α 相体积分数为 29%。随着退火温度的升高, 初生 α 相的体积分数略有降低。在固溶时效处理试样中, STA1 试样的初生 α 相体积分数最少, 约为 24%。随着固溶温度的升高, 初生 α 相的体积分数先增后减, 在固溶温度为 730 °C 时达到峰值 (STA2 试样), 约为 31%。由于片状 α 相界面存在空洞和弯曲结构, 随着温度的升高, 空洞扩

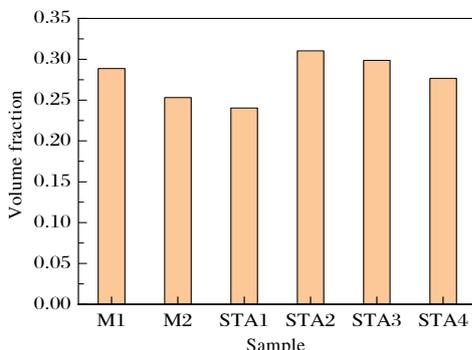


图 5 两相区变形 TC29 钛合金组织中初生 α 相体积分数统计图

Fig.5 Volume fraction statistical chart of primary α phase in microstructure of TC29 titanium alloy by two-phase zone deformation

张会促进片状 α 相断裂、球化^[16], 从而导致次生 α 相含量减少, 初生 α 相含量增加。而后随着固溶温度逐渐接近相变点, α 相向 β 相转变, 部分次生 α 相溶解, 直至固溶温度为 850 °C 时, 次生 α 相全部溶解。

2.2 单相区变形热处理组织

图 6 为 β 单相区锻造变形 TC29 钛合金经固溶时效处理后的显微组织。从图 6a 可以看出, 组织中片层长度约 1~10 μm , 主要集中在 8 μm 左右, 片层宽度不超过 0.5 μm , 片层 α 相无规则交错排布。与图 2 中两相区变形合金的次生 α 相对比, 单相区变形的片层组织更为粗长。从图 6b 可以看到, 层片状 α 相上有大量的位错缠结, 亚稳 β 基体中也有大量细短次生 α 相存在。与图 3b 中的次生 α 相对比发现, 图 6b β 基体中的次生 α 相与其形貌相近, 但更为细长, 均为纳米尺度。说明经 850 °C 固溶处理后, LM 试样中未产生微米尺度的次生 α 相。

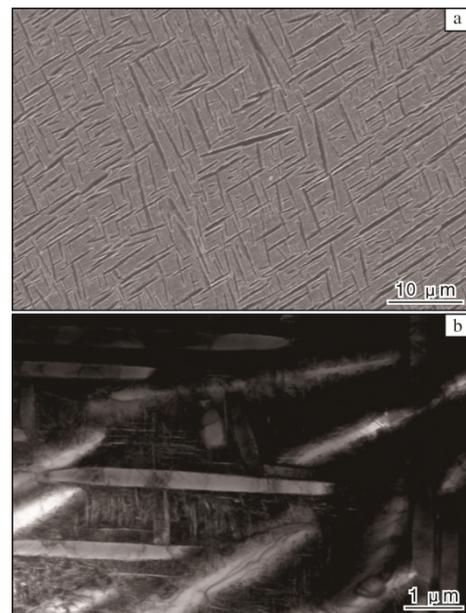


图 6 单相区变形 TC29 钛合金经固溶时效处理后的显微组织
Fig.6 Microstructures of TC29 titanium alloy by single-phase zone deformation after solution and aging treatment:
(a) SEM; (b) TEM

2.3 力学性能

图 7 为两相区变形和单相区变形试样的室温拉伸性能。从图 7 可以看到, 两相区变形后经退火处理的 M1 和 M2 试样强度较低, 抗拉强度 (R_m) 不足 1100 MPa, 延伸率 (A) 较高, 超过 16%, 断面收缩率 (Z) 超过 60%。随着退火温度的升高, 合金强度降低、塑性升高。两相区变形后经固溶时效处理的 STA1~STA4 试样的强度相较退火态更高, 随着固溶温度的升高, 合

金的室温拉伸强度逐渐提高，在固溶温度为 850 °C (STA4 试样) 时最高，抗拉强度达到 1471 MPa，屈服强度 ($R_{p0.2}$) 为 1308 MPa，延伸率为 6.5%。单相区变形后经热处理获得的 LM 试样室温抗拉强度较高，接近 1300 MPa，屈服强度为 1130 MPa，延伸率仅为 3.5%。STA4 试样与 LM 试样的强度均较高，但塑性较差。

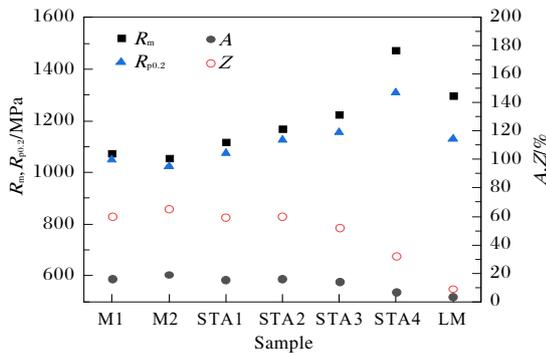


图 7 不同试样的室温拉伸性能

Fig.7 Room temperature tensile properties of different samples

根据组织分析可知，两相区变形后退火的 M1 试样比 M2 试样中初生 α 相的体积分数高，球化度低。结合力学性能测试结果说明，初生 α 相的体积分数越高，合金的强度越高，且球化度较高的初生 α 相对合金塑性有利。随着固溶温度的升高，合金中亚稳 β 相分解，弥散析出片状次生 α 相，片状组织在基体中起到强化作用，从而使合金强度提高，同时塑性降低。

图 8 为两相区变形和单相区变形试样热处理后的冲击韧度和断裂韧度。由图 8 可以看出，两相区变形后经退火处理的试样，其冲击韧度 (a_{KU}) 远高于经固溶时效处理的试样及单相区变形后经热处理的试样，冲击韧度最高可达 58.8 J/cm²。主要是由于两相区变形的 TC29 钛合金为球状 α 及片层次生 α 双相

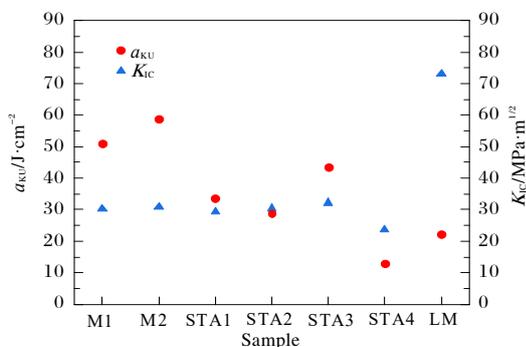


图 8 不同试样的冲击韧度及断裂韧度

Fig.8 Impact toughness and fracture toughness of different samples

组织，单相区变形的 TC29 钛合金为全片层组织。球状组织抵抗裂纹萌生的能力强于片状组织，需要更多的裂纹生成成功，因此裂纹较早年在片状组织中产生，导致片状组织具有较低的塑性和断裂抗力。两相区变形后经退火处理的试样，由于与固溶时效试样拥有相当含量的初生 α 相，且片层次生 α 相更粗更短，因此其抗裂纹萌生能力及抗裂纹扩展能力均较好，冲击韧性更高。

两相区变形后经固溶时效处理的试样，冲击韧度在固溶温度高于 730 °C 时，呈现先升高后降低的趋势。固溶温度为 780 °C 时，冲击韧度超过 40 J/cm²。STA4 试样则由于其基体中析出大量细小弥散的纳米尺度次生 α 相，强度有较大提高，冲击韧性降低。Sun 等人^[17-18]在研究热处理对钛合金组织与冲击性能的影响规律时也发现，次生 α 相片层厚度的增加对冲击性能的提高有很大促进作用。主要是由于当裂纹穿过较薄的片层组织时，裂纹扩展路径的曲折程度相对较小，但片层增厚时，裂纹扩展需绕过 α 相片层，导致裂纹路径更加曲折，从而需要更大的裂纹扩展能量。

此外，单相区变形的 LM 试样冲击韧性值高于两相区变形处理的 STA4 试样。通过对比 STA4 试样 (图 3b) 与 LM 试样 (图 6b) 的微观组织可以发现，STA4 试样中基体析出的纳米尺度次生 α 相尺寸比 LM 试样的更为细小。同时，由于 STA4 试样晶界附近聚集的等轴状初生 α 相尺寸虽较大，但数量少，因此体积分数更多的纳米次生 α 相占据主导。然而，纳米次生 α 相抵抗冲击裂纹扩展的能力较差，使得等轴状 α 相提供的塑韧性均失去了优越性。LM 试样中析出的微米尺度片状 α 相体积分数高，抗裂纹扩展能力优于纳米片状次生 α 相，虽然抗裂纹萌生能力不及等轴 α 相，但整体塑韧性优于 STA4 试样。

从图 8 还可以看到，退火处理及固溶处理的两相区变形试样的断裂韧度 (K_{IC}) 相当，约为 30 MPa·m^{1/2}；两相区变形获得的 STA4 试样断裂韧度最低，单相区变形获得的 LM 试样断裂韧度最高，达到 73 MPa·m^{1/2}。

结合 2.1 和 2.2 分析可以发现，初生 α 相的尺寸分布及体积分数对 K_{IC} 的影响很大，次生 α 相的形貌及体积分数对 K_{IC} 影响较小。裂纹在片状组织中扩展产生的路径更长，需要更大的耗能，因此片状组织抵抗断裂的能力更强。纳米尺度片状次生 α 相 (图 3b) 的析出会降低合金的断裂韧性，但微米尺度片状 α 相 (图 6) 会显著提高合金的断裂韧性。

有研究^[19]表明，裂纹萌生由裂纹尖端附近显微组织的塑性变形能力决定，粗片层 α 相和基体有较好的

塑性变形能力。裂纹扩展过程中, 路径曲折度小的双态组织需要的扩展功低, 曲折度大的全片层组织需要的扩展功较高。王哲等人^[20]在研究中也发现, 片层组织对断裂韧性的影响较大。结合图 8 数据, 进一步说明了纳米尺度次生 α 相抵抗裂纹扩展的能力远低于微米尺度片状 α 相。

由于冲击韧性主要由裂纹萌生能主导, 断裂韧性主要受裂纹尖端塑性区控制^[19]。在缺口冲击试验中, 球状 α 相相对抵抗裂纹萌生具有较大优势, 片状 α 相相对抵抗冲击载荷裂纹扩展有利。在预制裂纹的断裂韧性试验中, 片状组织对性能的影响占据主导地位, 进一

步证明等轴状 α 相相对抵抗裂纹萌生的作用明显优于其抵抗裂纹扩展的作用。因此, 等轴状组织的主要优势为抑制裂纹萌生, 片状组织的主要优势为抵抗裂纹扩展。

2.4 断口微观形貌

图 9 为两相区变形和单相区变形 TC29 钛合金经不同热处理后的断裂韧性试样断口形貌。从图 9 可以看出, 两相区变形试样呈现出准解理状断口, 断裂方式以脆性穿晶断裂为主, 可见少量孔洞; 单相区变形试样呈现解理及韧窝混合状断口, 存在大量撕裂棱、孔洞及二次裂纹。

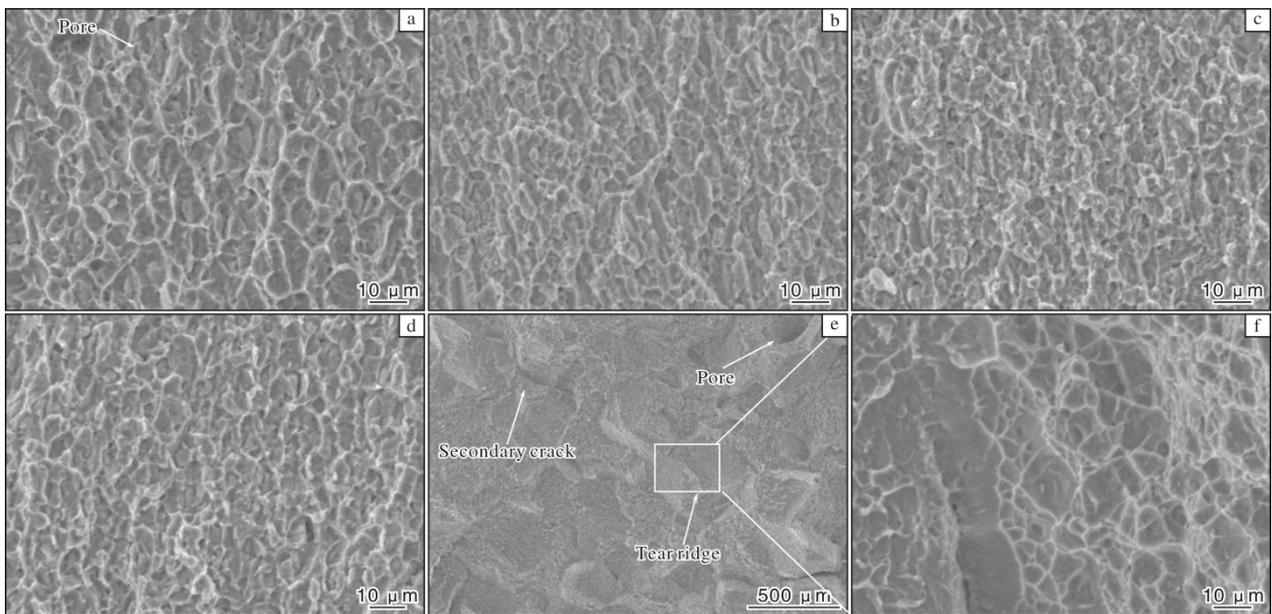


图 9 经不同热处理后的断裂韧性试样断口形貌

Fig.9 Fracture morphologies of fracture toughness samples after different heat treatments: (a) M1; (b) M2; (c) STA3; (d) STA4; (e, f) LM

图 10 为单相区变形和两相区变形的断裂韧性试样的裂纹扩展路径。从图 10 可以看到, 单相区变形的 LM 试样裂纹扩展路径曲折, 主要表现为沿晶开裂, 有较多明显的二次裂纹存在。而两相区变形的 STA4 试样裂纹扩展路径十分平缓, 表现为穿晶开裂。由此可见, 在断裂韧性试验中, 裂纹扩展路径几乎不受双态组织中等轴 α 相以及纳米尺度次生 α 相的影响, 再次说明等轴 α 相在抵抗裂纹扩展方面的能力弱于片层组织, 片层组织的尺寸同样决定了其抵抗裂纹扩展的能力。

在裂纹扩展过程中, 当裂纹尖端遇到析出相时, 会塞积大量位错阻碍裂纹扩展, 从而引起裂纹尖端的应力场变化。在应力集中效应作用下, 微孔会在裂纹尖端附近的位置以位错塞积的方式形核, 随后在塑性应变的作用下由位错运动促进微孔聚合长大。裂纹扩展过程主要取决于裂纹尖端附近的微孔萌生数量、位

置以及主裂纹与微孔的连接方式^[21]。

两相区变形试样中片状次生 α 相内含有高密度的位错缠结, 裂纹尖端附近的可动位错数量较少, 应力集中效应难以缓解, 且基体中微孔数量少, 不足以形成微孔聚合长大来连接主裂纹。因此, 当裂纹尖端局部应力超过基体的解理强度时, 主裂纹以较为平直的方式迅速扩展, 扩展方向沿着 α/β 相界面处进行, 在此区域形成孔洞^[22], 最终导致试样失稳断裂。

单相区变形的 LM 试样在塑性变形过程中, 裂纹尖端附近应力集中, 主裂纹通过解理的方式与附近的微孔连接 (微孔连接形貌如图 11 所示), 形成解理与韧窝混合断裂机制。裂纹尖端的局部应力超过基体解理强度时, 主裂纹沿片层扩展, 扩展路径曲折, 耗散了大量能量, 导致裂纹扩展能量不足以将内部微孔连接后形成断裂, 从而使合金的断裂韧性大幅增加。

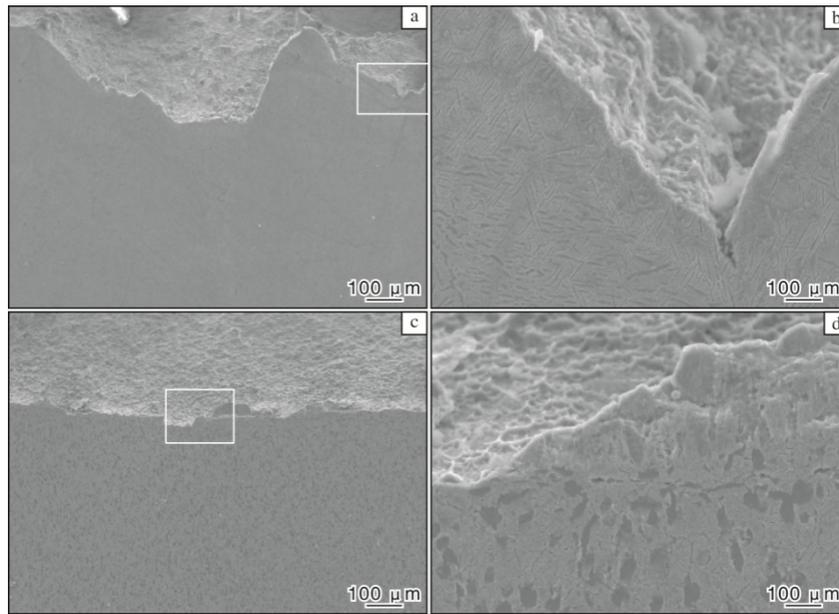


图 10 经不同变形处理的断裂韧性试样裂纹扩展路径

Fig.10 Crack propagation path of fracture toughness samples by different deformation treatments: (a, b) LM; (c, d) STA4

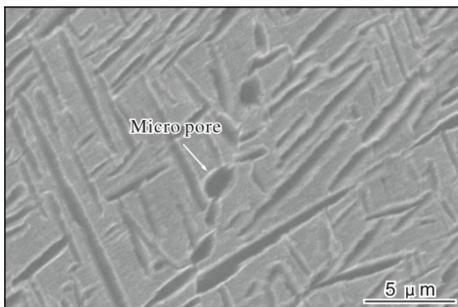


图 11 LM 试样中的微孔连接形貌

Fig.11 Micro pore connection morphology in LM sample

3 结论

(1) 两相区变形的 TC29 钛合金再经退火或固溶时效处理后, 呈现典型的双态组织形貌。组织中的初生 α 相体积分数随固溶温度的升高先增多后减少, 并出现合并长大现象。经 850 °C 固溶时效处理后, 基体中的微米尺度次生 α 相消失, 同时析出大量纳米尺度次生 α 相。

(2) 单相区变形的 TC29 钛合金再经 850 °C 固溶时效处理后, 组织主要为片层 α 相, 基体中析出大量纳米尺度次生 α 相。

(3) 经固溶时效处理的两相区变形试样, 随着固溶温度的升高, 室温抗拉强度增大, 最高可达 1471 MPa。经退火处理的两相区变形试样的冲击韧性远高于其他状态试样, 可达 58.8 J/cm²。经固溶时效处理的单相区变形试样的断裂韧性最优, 达到 73 MPa·m^{1/2}。

(4) 两相区变形后的断裂韧性试样呈现准解理状断口, 断裂方式主要以脆性穿晶断裂为主, 可见少量孔洞。单相区变形后的断裂韧性试样呈现解理及韧窝混合状断口, 存在大量撕裂棱、孔洞及二次裂纹。

(5) 在缺口冲击试验中, 等轴状 α 相对抵抗裂纹萌生具有较大优势, 片状 α 相对抵抗裂纹扩展有利。在预制裂纹的断裂韧性试验中, 片状组织对性能的影响占据主导地位。

参考文献 References

- [1] 辛社伟, 刘向宏, 张思远, 等. 钛合金低成本化技术的研究与发展[J]. 稀有金属材料与工程, 2023, 52(11): 3971-3980.
- [2] 朱培亮, 辛社伟, 毛小南, 等. 高温钛合金的热稳定性研究进展[J]. 钛工业进展, 2023, 40(1): 42-48.
- [3] 赵秦阳, 陈永楠, 徐义库, 等. 钛合金材料低成本化制备技术进展与展望[J]. 中国有色金属学报, 2021, 31(11): 3127-3140.
- [4] 尹雁飞, 贾蔚菊, 李思兰, 等. 双重时效对 TC29 钛合金组织和性能的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2019, 48(9): 3001-3006.
- [5] 应扬, 杜宇, 李婷, 等. 摩擦配副和摩擦参数对 TC29 钛合金摩擦磨损性能的影响[J]. 有色金属材料与工程, 2021, 42(3): 30-34.
- [6] Wang Q, Ren J Q, Xin C, et al. Charpy impact behaviors of metastable β -Ti alloys: transformation induce plasticity versus twinning induce plasticity[J]. Materials Science & Engineering

- A, 2023, 867: 144753.
- [7] Zhao Z L, Ji H C, Zhong Y Z, et al. Mechanical properties and fracture behavior of a TC4 titanium alloy sheet[J]. *Materials*, 2022, 15(23): 8589.
- [8] 吴帮炜. 显微组织对 TC4 钛合金断裂韧性与疲劳裂纹扩展速率的影响[D]. 沈阳: 东北大学, 2017.
- [9] 徐浩, 孙前江, 文超, 等. 固溶时效对 TC21 钛合金准 β 锻造后组织性能的影响[J]. *稀有金属材料与工程*, 2024, 53(1): 178-187.
- [10] 左承坤, 任勇, 王涛, 等. 准 β 锻造和 β 热处理对 TC11 组织和断裂韧性的影响[J]. *热处理技术与装备*, 2024, 45(1): 24-28.
- [11] 李瑶, 高慧贤, 李芹芹, 等. TC4 合金断裂韧性与冲击韧性的关系研究[J]. *兵器材料科学与工程*, 2023, 46(3): 109-115.
- [12] 翁涵博. β 锻造 $\alpha+\beta$ 钛合金显微组织与力学性能各向异性研究[D]. 沈阳: 沈阳化工大学, 2022.
- [13] 郭萍, 强菲, 王欢, 等. 热处理工艺对大规格 TC17 钛合金棒材组织与力学性能的影响[J]. *钛工业进展*, 2024, 41(3): 19-23.
- [14] 肖寒, 张宏宇, 谭聪, 等. 固溶时效对新型高强耐蚀钛合金组织与性能的影响[J]. *稀有金属材料与工程*, 2021, 50(5): 1775-1780.
- [15] 雷晓飞, 董利民, 张志强, 等. 退火工艺对 TC6 钛合金棒材显微组织和力学性能的影响[J]. *稀有金属材料与工程*, 2017, 46(S1): 80-84.
- [16] Sharma H, van Bohemen S M C, Petrov R H, et al. Three-dimensional analysis of microstructures in titanium[J]. *Acta Materialia*, 2010, 58(7): 2399-2407.
- [17] Sun Z C, Mao X J, Wu H L, et al. Tri-modal microstructure and performance of TA15 Ti-alloy under near- β forging and given subsequent solution and aging treatment[J]. *Materials Science & Engineering A*, 2016, 654: 113-123.
- [18] 卢凯凯, 周立鹏, 段启辉, 等. 热处理工艺对 TA15 钛合金棒材组织和性能的影响[J]. *钛工业进展*, 2018, 35(4): 35-39.
- [19] 雷磊, 朱琦玮, 赵秦阳, 等. TC21 钛合金拉伸和冲击韧性的内在控制机理研究[J]. *稀有金属材料与工程*, 2024, 53(5): 1449-1457.
- [20] 王哲, 刘程程, 李海滨. TC21 钛合金网篮组织特征对力学性能的影响研究[J]. *中国材料进展*, 2023, 42(8): 657-661.
- [21] 李少强, 陈威, 查友, 等. TC18 合金大型锻棒冲击韧性的横纵向差异研究[J]. *稀有金属材料与工程*, 2021, 50(3): 911-917.
- [22] 张明玉, 运新兵, 伏洪旺. 固溶时效处理对 TC11 钛合金组织与冲击性能的影响[J]. *稀有金属材料与工程*, 2023, 52(5): 1759-1766.

行业动态

钛铁合金储氢可有效降低成本

据塔斯社最新报道, 俄罗斯托木斯克理工大学研究人员研究出一种金属氢化物储氢新技术。该技术使用钛铁合金作为储氢材料, 在反复吸放氢数千次后效率仅降低 5%~10%, 成本仅为同类产品的三分之一。

压缩储氢是目前最常用的储氢方法, 高压对存储运输过程中的安全措施提出了更高的要求。相比之下, 金属氢化物储氢可显著降低压力、缩小设备体积, 各国已普遍使用金属氢化物作为可重复使用的固定式储氢设备的储氢材料。

托木斯克理工大学实验物理系副教授库季亚罗夫指出, 以 LaNi_5 为代表的镧系合金具有优良的吸放氢性能, 是目前使用最广泛的金属氢化物储氢材料, 但其高昂成本是一大劣势, 且原料主要依赖进口。在此背景下, 尝试使用钛铁合金替代镧镍合金, 可显著降低成本。

目前, 该大学研究人员正在进一步改进钛铁合金储氢材料的性能, 计划用更为紧凑的结构取代目前的微小粉末形状, 并加入提高合金导热系数的添加剂。相关研究已被俄罗斯教育科学部列入“优先 2030”资助计划。 (来源: 科技日报)