

DOI:10.16410/j.issn1000-8365.2026.6013

热暴露对不同组织结构 TiAl 合金力学性能的影响

舒磊¹, 左怀超¹, 陈传毅², 郝俊杰¹, 薛鹏¹, 李小兵¹, 刘奎¹

(1. 季华实验室, 广东 佛山 528200 2. 广东省特种设备检测研究院, 广东 佛山 528251)

摘要:以 Ti-44Al-3Mn-0.8(Mo,W)-0.1B-0.1C 合金(原子分数, %)为研究对象, 经真空感应熔炼、轧制等工序制备出 $\phi 12$ mm 棒材, 通过设计不同热处理制度调控出近片层和等轴两种典型组织下的合金, 采用 EPMA、SEM 和 XRD 等手段系统研究两种组织合金在 750 °C 热暴露不同时间后的表面组织演变, 并分析了热暴露前后两种组织合金的力学性能。结果表明, 两种组织结构短时热暴露(≤ 100 h)均在合金表面形成无明显分层的混合氧化膜; 长时热暴露(≥ 200 h)氧化膜均增厚并分层。近片层组织过渡层中存在大量 Laves 相, 在靠近基体处的片层组织发生 $\alpha_2+\gamma \rightarrow \gamma+\beta_0+\text{Laves}$ 退化现象, 而等轴组织过渡层仅存在少量 Laves 相, 靠近基体处组织更稳定。拉伸性能测试表明, 热暴露后表面组织的存在会引发室温脆断, 高温下两类组织合金强度均下降, 但塑性得到改善; 当去除表面层后强度部分恢复, 塑性略微降低。对比两种组织的性能, 经 500 h 热暴露后等轴组织力学性能更稳定, 近片层组织因片层结构退化性能下降幅度更大。

关键词: TiAl 合金; 热暴露; 热处理; 氧化层; 拉伸性能

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1000-8365(2026)04-0423-11

Effects of Thermal Exposure on the Mechanical Properties of TiAl Alloys with Different Microstructures

SHU Lei¹, ZUO Huaichao¹, CHEN Chuanyi², HAO Junjie¹, XUE Peng¹, LI Xiaobing¹, LIU Kui¹

(1. Ji Hua Laboratory, Foshan 528200, China; 2. Guangdong Institute of Special Equipment Inspection and Research, Foshan 528251, China)

Abstract: Ti-44Al-3Mn-0.8(Mo,W)-0.1B-0.1C alloy (at.%) was investigated in this study, from which $\phi 12$ mm rods were prepared via vacuum induction melting and hot rolling. By employing different heat treatment regimes, two typical microstructures, near-lamellar and equiaxed, were obtained. The surface microstructural evolution of the two microstructure types after thermal exposure at 750 °C for various durations was systematically examined using EPMA, SEM, and XRD. The mechanical properties before and after thermal exposure were also analysed. The results indicate that after short-term thermal exposure (≤ 100 h), both microstructures develop a mixed oxide scale on the surface without obvious delamination. Upon long-term thermal exposure (≥ 200 h), the oxide scales thicken and delaminate. The transition layer in the near-lamellar structure contains a substantial amount of the Laves phase, accompanied by the degradation of $\alpha_2+\gamma \rightarrow \gamma+\beta_0+\text{Laves}$ near the substrate. In contrast, the transition layer in the equiaxed structure shows only limited Laves phase formation and greater structural stability adjacent to the substrate. Tensile tests reveal that the presence of the surface oxide layer after thermal exposure induced brittle fracture at room temperature. While both microstructure types experience reduced strength at elevated temperatures, ductility is improved. After the surface oxide layer is removed, the strength is partially restored, although the ductility decreases slightly. A comparative assessment demonstrates that, following 500 h of thermal exposure, the equiaxed microstructure exhibits more stable mechanical properties, whereas the near-lamellar structure experiences a more significant degradation in performance because of lamellar structure breakdown.

Key words: TiAl alloy; thermal exposure; heat treatment; oxide layer; tensile property

收稿日期: 2026-01-26

基金项目: 广东省基础与应用基础研究基金自然科学基金青年提升项目(2024A1515030091); “广东特支计划”科技青年拔尖人才项目(2024TQ08C789)

作者简介: 舒磊, 1987 年生, 本科生, 工程师. 主要从事 TiAl 等难变形合金的热加工技术研究. Email: shulei@jihualab.ac.cn

通信作者: 李小兵, 1988 年生, 博士, 研究员. 主要从事 TiAl 合金材料研究. Email: lixb@jihualab.ac.cn

引用格式: 舒磊, 左怀超, 陈传毅, 郝俊杰, 薛鹏, 李小兵, 刘奎. 热暴露对不同组织结构 TiAl 合金力学性能的影响[J]. 铸造技术, 2026, 47(4): 423-433.

SHU L, ZUO H C, CHEN C Y, HAO J J, XUE P, LI X B, LIU K. Effects of thermal exposure on the mechanical properties of TiAl alloys with different microstructures[J]. Foundry Technology, 2026, 47(4): 423-433.

γ -TiAl 基金属间化合物具有低密度($\sim 4 \text{ g/cm}^3$)、高比强度、优异的高温抗蠕变性能,已成为航空发动机、先进内燃机等高温结构部件的首选材料,有望替代部分镍基高温合金实现动力装备轻量化^[1-2]。其中, β 型 γ -TiAl 合金因不存在包晶转变、成分偏析程度低,兼具更优的屈服强度与热加工成形性,展现出广阔的工程应用前景。在诸多 β 型 γ -TiAl 合金中,含锰 β 型 γ -TiAl 合金(因兼具低成本、易变形和良好高温性能)成为低成本 TiAl 合金的重要发展方向^[3-4]。

作为典型的高温环境应用材料,TiAl 合金部件在服役过程中往往会长期暴露于高温氧化环境,部件的抗氧化性以及氧化对力学性能的影响是部件成功应用中的重要问题。研究表明^[5-6],TiAl 合金在热暴露过程中其表面会与环境中的氧气发生强烈的氧化反应,一方面会产生一定厚度的氧化膜,另一方面会在基体与氧化膜结合区产生一定厚度的组织发生不同程度转变的扩散层,这种表面组织的演化往往会显著影响合金的力学性能,尤其是室温塑性。在热暴露过程中 TiAl 合金内部发生的组织变化会直接影响合金的力学性能,合金中典型的 α_2/γ 片层结构在热暴露下易发生失稳转变, α_2 相作为热力学亚稳相,会随热暴露时间延长持续溶解^[7-9],甚至完全转变为 γ 相^[10],导致合金屈服强度与拉伸强度显著下降。对于不同合金体系,组织转变规律存在显著差异,Ti-Al-Nb 体系中 Nb 含量 $\geq 4\%$ 时易析出脆性 ω 相,Huang 等^[11]和 Chen 等^[12]研究发现在热暴露一定时间后,观察到 ω 相会从 β_0 相中析出。而 Ti-Al-Mn 体系 β_0 相则会向 γ 、 α_2 及 Laves 相转变^[13-14]。Dowling 等^[15]在对 Ti-48Al-1V-0.2C-0.14O 合金进行不同时间热暴露后发现,室温拉伸塑性降低,去除表面脆性层后,塑性与未暴露试样基本一致。Draper 等^[16-17]研究也指出 TiAl 合金热暴露后性能下降与近表面组织的变化有关。Planck 等^[18]在 760°C 下对 Ti-46Al-2Nb-2Cr-1Mo-0.2B 合金进行热暴露,发现塑性和抗拉强度下降。这些研究一致表明,热暴露过程中表面组织的演变是导致 TiAl 合金室温力学性能下降的重要原因。需指出的是,不同组织结构因其热稳定性的差异也会使得合金力学性能演变规律存在各自特点,但有关热暴露对不同组织结构 TiAl 合金力学性能演变行为的研究鲜有报道。

为此,本文以低成本、易变形的含锰 β 型 γ -TiAl 合金为对象,该合金采用的热处理工艺来自课题组前期的系统研究,可稳定获得近片层和等轴两种典型

组织,相关前期工作已分别报道其室温拉伸与高温氧化性能^[19-20]。在此基础上开展热暴露后力学性能研究,系统研究了合金热暴露过程表面组织的演变行为,并对热暴露后合金力学性能进行系统测试,以期建立“组织结构-热暴露-力学性能”三者间的对应关系,对该合金在高温工程服役场景下的性能评估与寿命预测具有重要工程应用价值。

1 实验材料与方法

采用真空感应熔炼方式制备名义成分为 Ti-44Al-3Mn-0.8(Mo,W)-0.1B-0.1C 的 TMMW 合金(原子分数,%),重力浇注成 4 支直径 50 mm、厚 700 mm 的铸棒,铸锭质量共约 20 kg。随后对每支铸棒进行热轧变形,轧制变形是在大气环境下采用三辊 Y 型轧机一火多次轧制成直径为 12 mm 的细棒材,轧制加热温度为 1380°C ,详细轧制过程可见文献^[21]。为了尽可能消除轧制过程产生的缺陷,在 1200°C 、150 MPa 下对轧棒进行 4 h 热等静压处理(hot isostatic pressing, HIP)。为研究不同组织对 TMMW 合金氧化性能的影响,从合金铸棒上切取多个试样并进行不同温度的热处理,1 号热处理(HT1)制度为 $1270^\circ\text{C}/0.5 \text{ h}/\text{AC}+850^\circ\text{C}/3 \text{ h}/\text{FC}$,2 号热处理(HT2)制度为 $1220^\circ\text{C}/0.5 \text{ h}/\text{AC}+850^\circ\text{C}/3 \text{ h}/\text{FC}$ 。最后,对合金拉伸性能进行测试,试样尺寸为 $\text{M}8\times 54 \text{ mm}$,性能测试试验是在美国 MTS 高温拉伸试验机上进行,测试温度包括室温和高温(800°C),计算合金抗拉强度、屈服强度和伸长率的平均数值和方差。对于每种条件,至少进行两次测试以确保准确度。

采用钨灯丝扫描电镜(Prisma E & Ultimex65)观察氧化后合金表面的形貌和生成物,采用场发射电子探针(EPMA-BSE, JXA-IHP200F)在背散射模式下对氧化前试样的微观组织形貌以及氧化后的截面形貌进行研究,采用高通量 X 射线衍射仪(XRD, D8 ADVANCE 达芬奇, Cu-K α 辐射, 40 kV, 40 mA)对氧化膜进行物相分析,扫描范围为 $20^\circ\sim 90^\circ$,扫描速度为 $5^\circ/\text{min}$ 。

2 实验结果

2.1 合金的显微组织

图 1 为 TMMW 轧棒经热处理后的 EPMA-BSE 显微组织图,从图中可以看出,两种组织都由 γ (黑色衬度)、 β_0 (白色衬度)和 α_2/γ 片层组成。HT1 热处理后合金为大量 α_2/γ 片层和片层边界少量长条状 γ 相和块状 β_0 相组成的近片层组织,如图 1a 和 b 所示。经 HT2 热处理后,合金已转变为等轴组织,主要

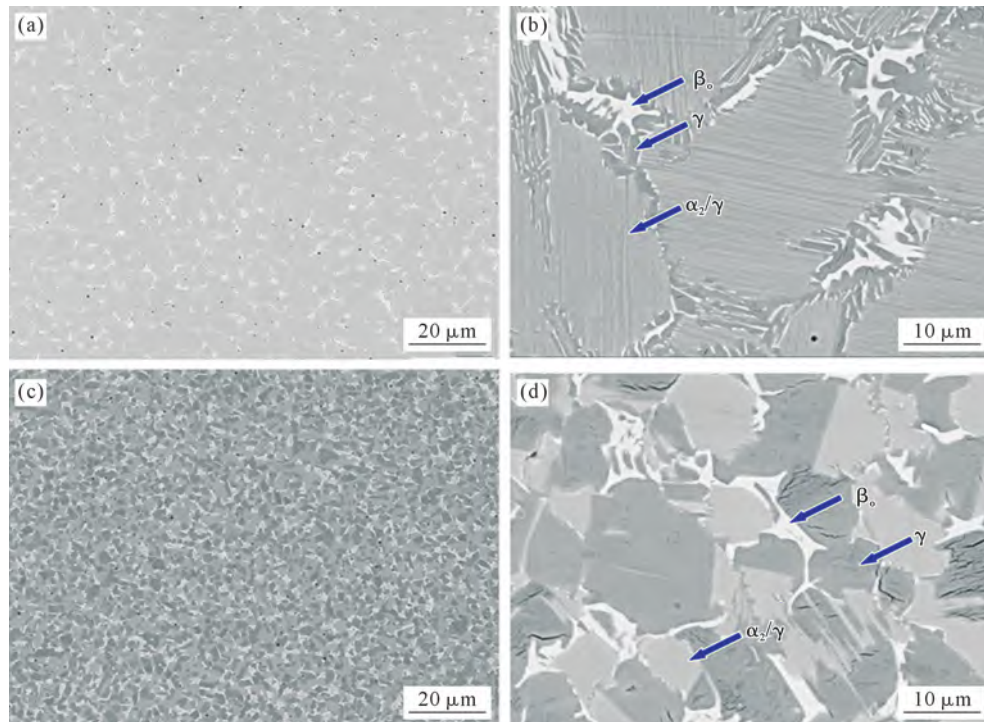


图1 TMMW 合金的 EPMA-BSE 图:(a, b) HT1; (c, d) HT2

Fig.1 EPMA-BSE images of the TMMW alloy: (a, b) HT1; (c, d) HT2

由少量 α_2/γ 片层和等轴 γ 晶粒(γ_g)以及其界面处 β_0 相构成,如图 1c 和 d 所示。

2.2 合金表面组织宏观分析

图 2 为 HT1 和 HT2 组织在 750 °C 热暴露 100、200 和 500 h 的 XRD 图谱。从 XRD 图谱可以看出,热暴露 100 h(图 2a)时,由于氧化层较薄,主要检测到基体的 TiAl 衍射峰,仅有微弱的 TiO_2 和 Al_2O_3 衍射峰,除此之外,也观察到的微弱的 TiN 衍射峰。热暴露 200 h(图 2b)时, TiO_2 和 Al_2O_3 衍射峰强度进一步增强,除已观察到微弱 TiN 衍射峰,还出现了

微弱的 Mn_2O_3 衍射峰。热暴露 500 h(图 2c)时, TiO_2 和 Al_2O_3 衍射峰强度明显增强,TiAl 衍射峰强度减弱,这与长时间热暴露后氧化膜厚度逐渐变厚有关。与 200 h 热暴露测试结果一致,仍然观察到微弱的 TiN 和 Mn_2O_3 衍射峰。

图 3 为不同组织结构合金在 750 °C 热暴露 100、200 和 500 h 的表面氧化形貌。从 HT1 组织表面形貌可以看出,热暴露 100 h(图 3a₁ 和 a₂)时,合金表面会生成少量 TiO_2 和 Al_2O_3 小颗粒,由于氧化时间过短,氧化产物无法完全覆盖合金表面。热暴露 200 h

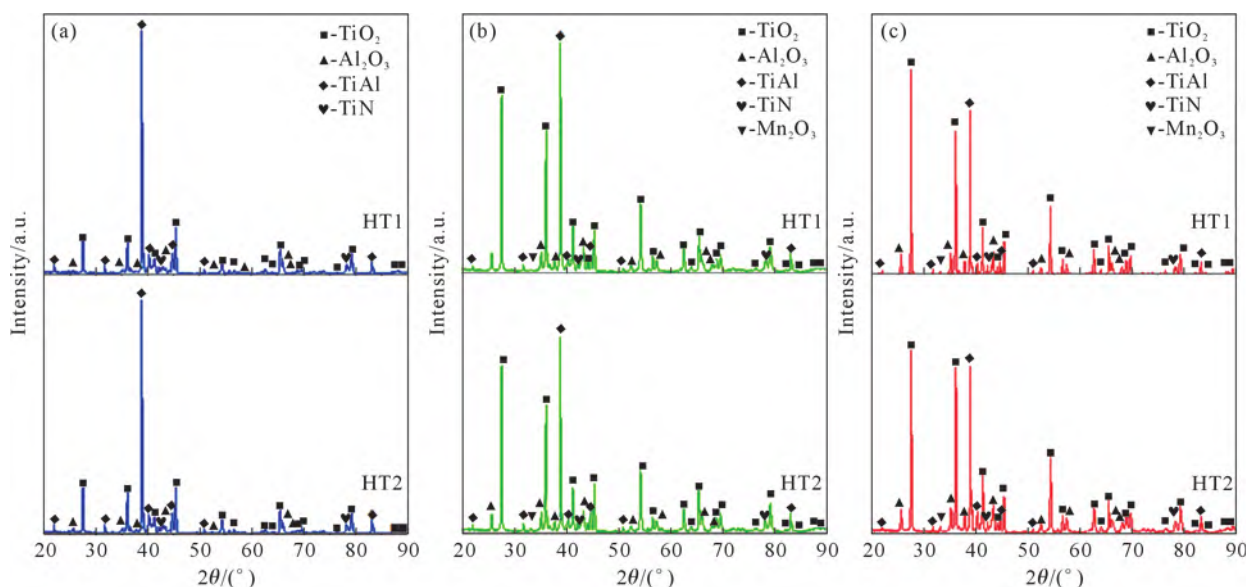


图2 HT1 和 HT2 合金 750 °C 热暴露不同时间的 XRD 图谱:(a) 100 h; (b) 200 h; (c) 500 h

Fig.2 XRD patterns of the HT1 and HT2 alloys with different thermal exposure times at 750 °C: (a) 100 h; (b) 200 h; (c) 500 h

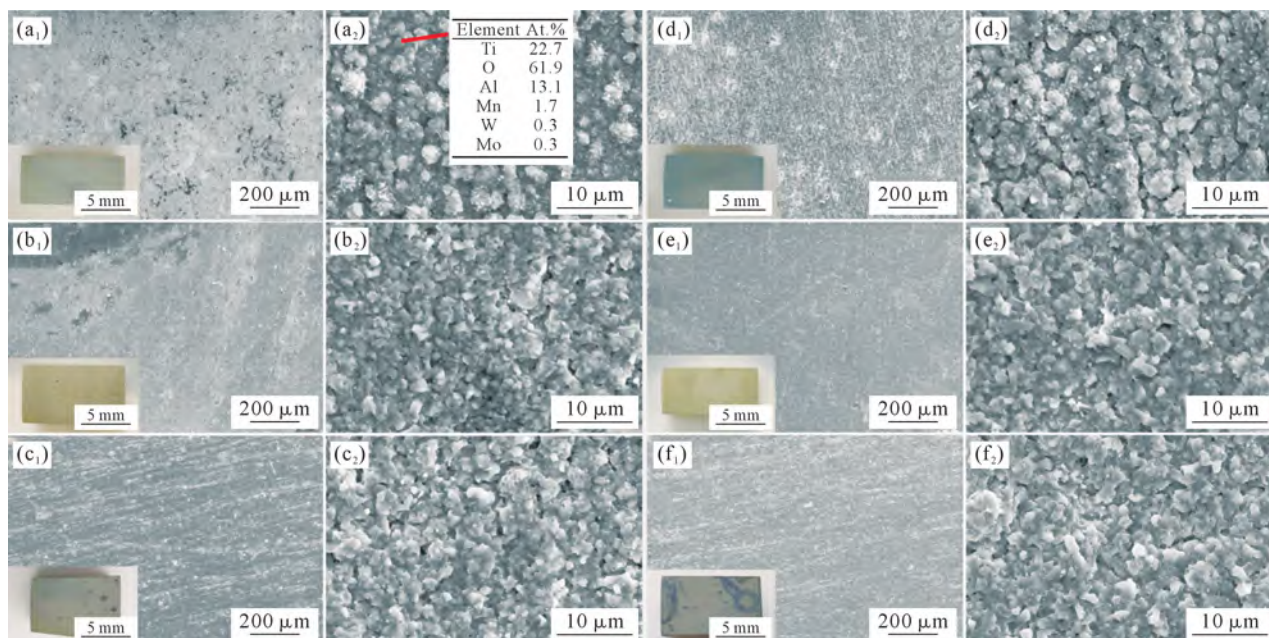


图3 HT1 和 HT2 合金 750 °C 热暴露不同时间的表面形貌:(a₁, a₂) HT1, 100 h; (b₁, b₂) HT1, 200 h; (c₁, c₂) HT1, 500 h; (d₁, d₂) HT2, 100 h; (e₁, e₂) HT2, 200 h; (f₁, f₂) HT2, 500 h

Fig.3 Surface morphologies of the HT1 and HT2 alloys with different thermal exposure times at 750 °C: (a₁, a₂) HT1, 100 h; (b₁, b₂) HT1, 200 h; (c₁, c₂) HT1, 500 h; (d₁, d₂) HT2, 100 h; (e₁, e₂) HT2, 200 h; (f₁, f₂) HT2, 500 h

(图 3b₁ 和 b₂) 时, 表面氧化物数量增加, 表面生成的 TiO₂ 和 Al₂O₃ 颗粒呈现团簇状形貌, 已完全覆盖合金表面。进一步延长热暴露至 500 h (图 3c₁ 和 c₂) 时, 合金表面出现少量黑色斑点, 表面生成的 TiO₂ 和 Al₂O₃ 颗粒较大。值得注意的是, 0~500 h 合金表面均未观察到氧化膜剥落或者开裂现象, 表明氧化皮与基体之间具有较强的结合力。HT2 合金表面形貌的演变与

HT1 合金氧化形貌演变相似, 不同的是, 热暴露 500 h (图 3f₁ 和 f₂) 时, HT2 组织表面出现的黑色斑点较多, 且表面生成的 TiO₂ 柱状晶数量更多、尺寸较大。

2.3 合金表面组织截面分析

图 4 为 HT1 和 HT2 组织在 750 °C 热暴露 100 h 的横截面形貌的 EPMA 元素分布结果。可以看出, 两种组织表面氧化层呈现出分层倾向, 并且在靠近

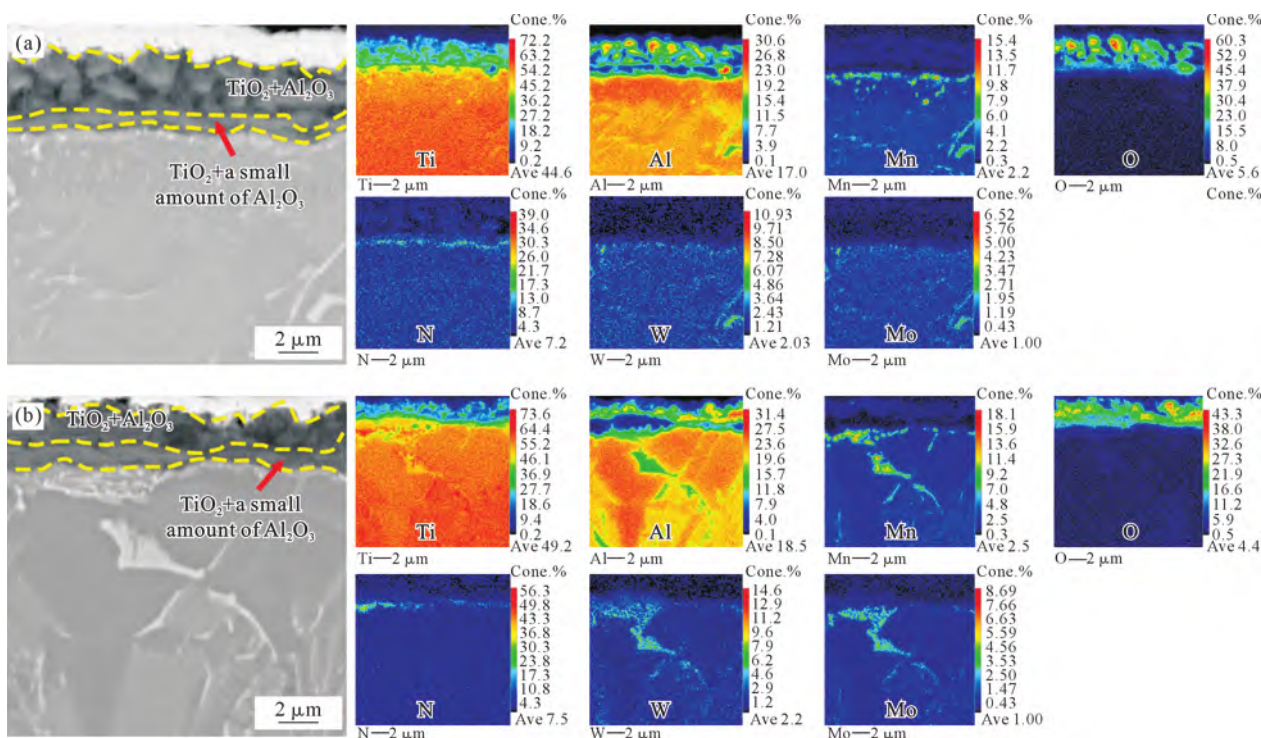


图4 HT1 和 HT2 合金 750 °C 热暴露 100 h 的横截面形貌的 EPMA 元素分布:(a) HT1; (b) HT2

Fig.4 EPMA elemental maps of the cross-sectional morphologies of the HT1 and HT2 microstructures with thermal exposure at 750 °C for 100 h: (a) HT1; (b) HT2

基体处可见大量 Mn 元素在过渡层局部富集形成灰白色衬度富 Mn 相和白色颗粒状的富 W、Mo 相。课题组前期通过 FIB-TEM 手段对两种物相进行了表征分析,证实了灰白色衬度为 Laves(TiMn₂)相,白色颗粒状为 β_0 相^[20]。除此之外,与过渡层相邻的基体部分区域组织开始发生相变,这种发生相变区域被称为元素扩散区^[22],主要是由于在氧化过程中元素外扩散而导致的相转变。

图 5 为 HT1 和 HT2 组织在 750 °C 热暴露 200 h 横截面形貌的 EPMA 元素面扫描图。可以看出,两种组织表面元素都出现了变化,此时两种合金均形成 TiO₂/Al₂O₃/TiO₂+ 少量 Al₂O₃/ 富 N/ 富 Mn 的多层复合的氧化膜结构。过渡层主要由灰色基体相和白色颗粒状相构成,仅有少量的 Mn 元素扩散到了最外层。对比 HT1 合金截面面扫描图,HT2 合金的过渡层除了富集较多的 Mn 元素,还在局部富集了少量的 W 和 Mo 元素。

从图 6 中 500 h 热暴露结果可以看出,两种组织的过渡层和扩散区与 200 h 时相似,但在 HT1 组织扩散区出现部分转变深度明显区域,与过渡层相邻的 β_0/γ 区域较宽,转变较复杂。从元素分布可以看出,两种组织表面元素变化情况和热暴露 200 h 相似。值得注意的是,相比 HT1 合金而言,HT2 合金过渡层区域局部富集更多 W、Mo 元素。此外,两种组织过渡层形貌存在较大差异,HT1 合金主要由灰

色基体相和少量白色颗粒状相构成,而 HT2 合金主要由灰色衬度和大量白色颗粒状相构成。

2.4 热暴露对拉伸性能的影响

为了探究热暴露对 TMMW 合金拉伸性能的影响,选择对 750 °C 热暴露 500 h 后的 HT1 和 HT2 合金试样进行拉伸性能测试。图 7 为 TMMW 合金在 750 °C 热暴露 500 h 后的拉伸试样外观形貌,可以看出,拉伸试样表面均发生明显氧化痕迹(图 7b),且表面存在微量脱落。

经过拉伸测试发现,在热暴露 500 h 后室温拉伸时试样通常断裂为几块或者提前断裂,无法测得拉伸数据,表明在 750 °C 热暴露 500 h 后合金的室温脆性大。在 800 °C 拉伸时,由于合金塑性得到提高,故可测得拉伸数据。图 8 为 TMMW 合金在 750 °C 热暴露 500 h 后的 800 °C 拉伸性能结果,需说明的是 TMMW 合金热暴露前的拉伸性能已在文献^[22]发表。可以看出,与热暴露前 800 °C 拉伸性能测试结果相比^[22],热暴露 500 h 时,HT1 合金的抗拉强度从 691 MPa 下降到 599 MPa,下降了 13.3%,而屈服强度从 412 MPa 下降到了 378 MPa,下降了 8.3%;HT2 合金的抗拉强度和屈服强度变化不大,抗拉强度从 500 MPa 下降到 493 MPa,而屈服强度从 291 MPa 上升到了 301 MPa,表明合金强度下降并不明显;塑性方面,HT1 合金伸长率提升了 48.3%,而 HT2 合金伸长率提升了 149.6%。表明热暴露后,TMMW 合金

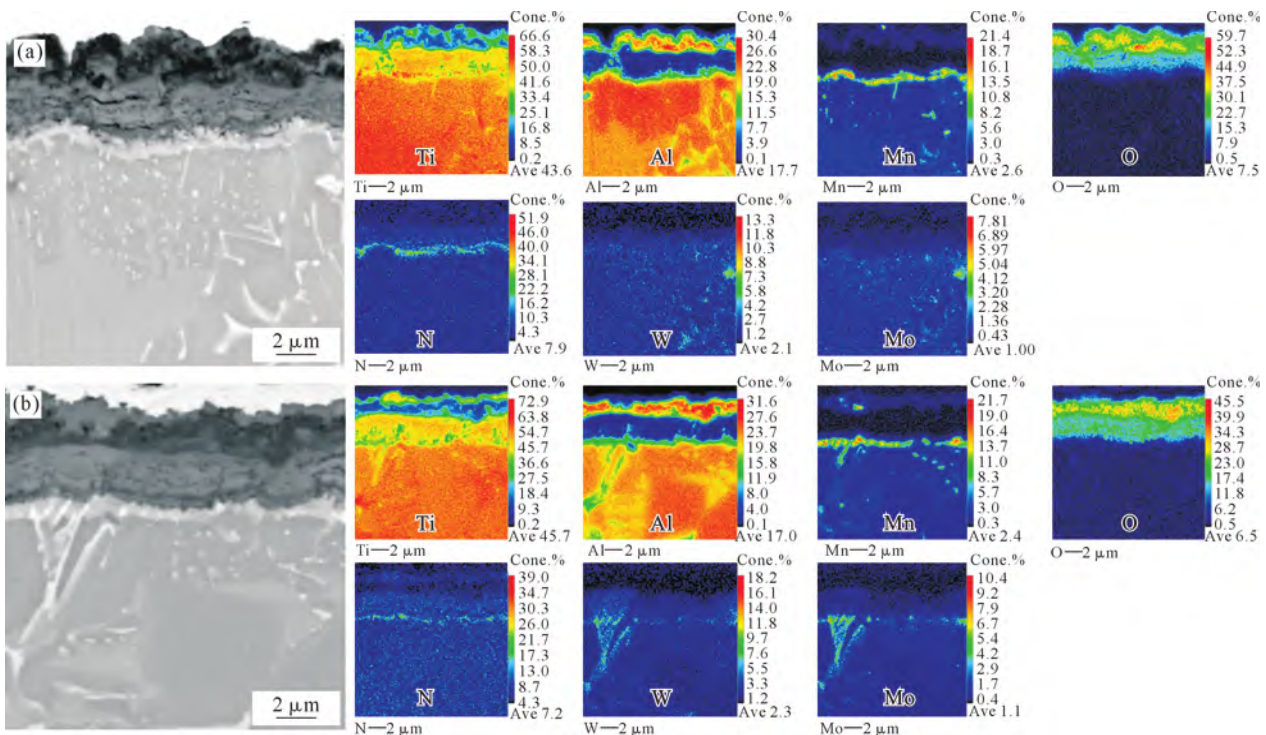


图 5 HT1 和 HT2 合金 750 °C 热暴露 200 h 的横截面形貌的 EPMA 元素分布:(a) HT1; (b) HT2

Fig.5 EPMA elemental maps of the cross-sectional morphologies of the HT1 and HT2 microstructures with thermal exposure at 750 °C for 200 h: (a) HT1; (b) HT2

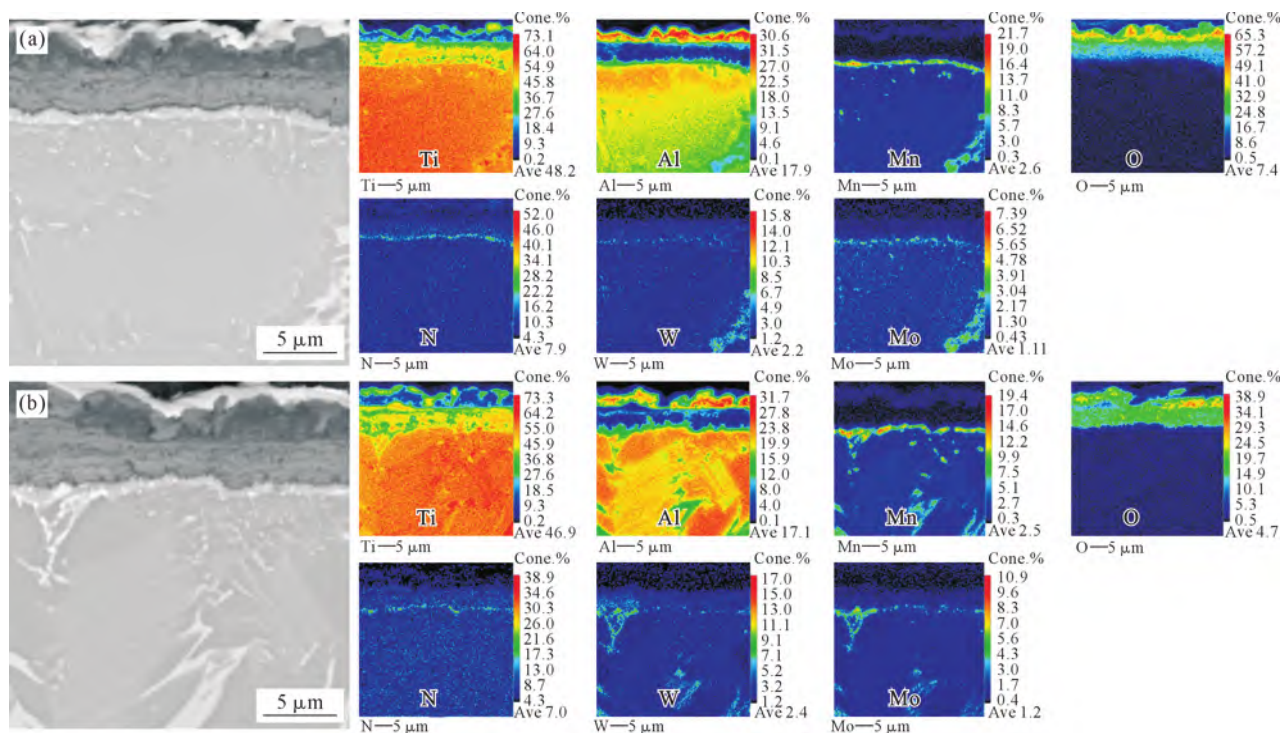


图 6 HT1 和 HT2 合金 750 °C 热暴露 500 h 的横截面形貌的 EPMA 元素分布:(a) HT1; (b) HT2

Fig.6 EPMA elemental distribution of the cross-sectional morphology of the HT1 and HT2 alloys after thermal exposure at 750 °C for 500 h: (a) HT1; (b) HT2

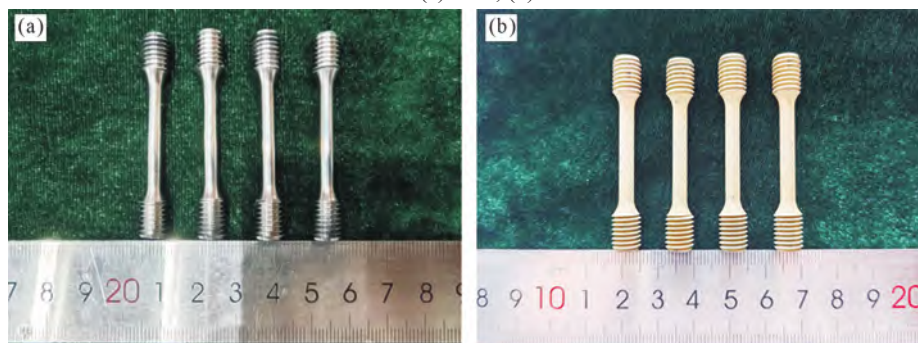


图 7 TMMW 合金在 750 °C 热暴露不同时间的拉伸试样外观形貌:(a) 0 h; (b) 500 h

Fig.7 Appearance of tensile samples of the TMMW alloy with different thermal times at 750 °C: (a) 0 h; (b) 500 h

高温拉伸时,塑性升高,且 HT2 塑性升高更加明显。

为了探究表面组织存在对合金力学性能的影响,将热暴露后的拉伸试样去除 0.5 mm 厚的表面层并再次进行拉伸性能测试。去除表面层后,室温拉伸测试实验能够正常进行,表明表面组织演变层是导致合金室温脆断的主要原因。图 9 为 TMMW 合金在 750 °C 热暴露 500 h 后去除表面层的拉伸性能测试结果。可以看出,与热暴露前相比(图 8),热暴露 500 h 时,对于室温拉伸,HT1 合金的抗拉强度从 846 MPa 下降到 788 MPa,下降了 6.9%,而屈服强度从 697 MPa 下降到了 643 MPa,下降了 7.7%;HT2 合金的抗拉强度从 755 MPa 下降到 677 MPa,下降了 10.3%,而屈服强度从 601 MPa 下降到了 589 MPa,下降了 2%;对于 800 °C 拉伸,HT1 合金的抗拉强度从 691 MPa 下降到 625 MPa,下降了 9.6%,而屈服强度几乎不变;HT2 合金的抗拉强度和屈服强度变化

不大,抗拉强度从 500 MPa 下降到 499 MPa,而屈服强度从 291 MPa 上升到了 300 MPa;HT1 合金和 HT2 合金室温塑性变化不大,而 HT1 合金的 800 °C 伸长率提升了 125.8%,HT2 合金的 800 °C 伸长率提升了 83.6%。

综上所述,热暴露后 HT1 合金和 HT2 合金的强度下降,而伸长率提高。与热暴露后试样相比,当去除表面层后,HT1 合金的性能退化程度减小,HT2 合金的强度变化不大;HT1 合金和 HT2 合金的伸长率提高程度减小。以上表明,合金在热暴露过程中产生的表面组织(氧化层+扩散区)对合金拉伸性能有着一定影响。

2.5 断口分析

图 10 为 TMMW 合金 HT1 和 HT2 合金在 750 °C 热暴露 500 h 后的 800 °C 拉伸断口形貌和纵剖面组织,HT1 和 HT2 合金样品的断口形貌在宏观上均表

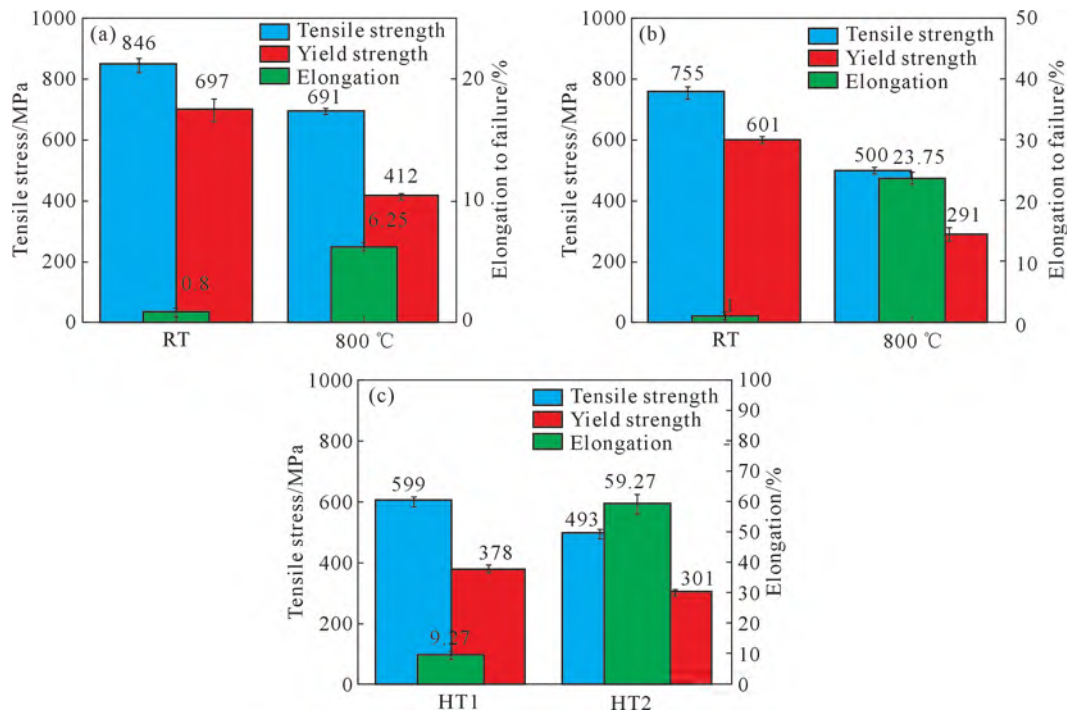


图 8 TMMW 合金的拉伸性能:(a) HT1 热暴露前的室温和 800 °C 拉伸性能;(b) HT2 热暴露前的室温和 800 °C 拉伸性能;(c) 750 °C 热暴露 500 h 的 800 °C 拉伸性能^[19]

Fig.8 Tensile properties of the TMMW alloy: (a) tensile properties of HT1 at room temperature and 800 °C before thermal exposure; (b) tensile properties of HT2 at room temperature and 800 °C before thermal exposure; (c) tensile properties at 800 °C after thermal exposure at 750 °C for 500 h^[19]

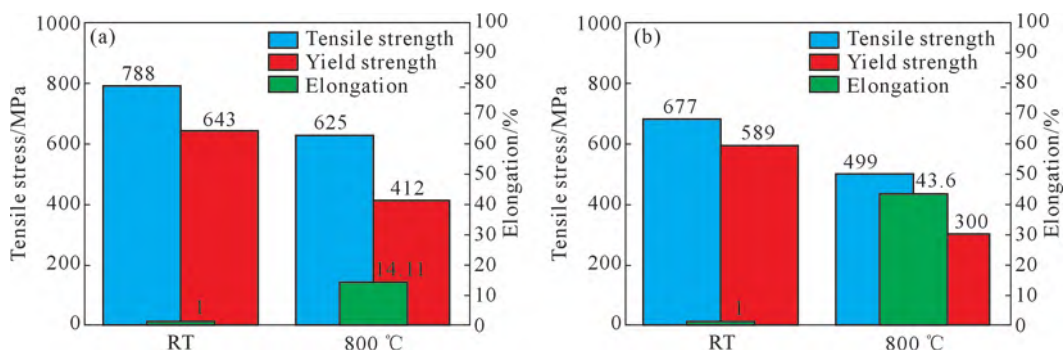


图 9 TMMW 合金在 750 °C 热暴露 500 h 的去除表面层的拉伸性能:(a) HT1; (b) HT2

Fig.9 Tensile properties of the TMMW alloy after removal of the surface layer following thermal exposure at 750 °C for 500 h: (a) HT1; (b) HT2

现出无颈缩、断口平整并存在大量解理面的特征,呈现出脆性断裂特征。HT1 合金热暴露 500 h 后,表现出大量解理面和河流花样,表明伸长率依旧很低。HT2 合金在热暴露 500 h 后,断面出现了少量的韧窝和孔洞,表明其塑性得到了很大提升。分析断口附近纵剖面的显微组织(图 10c 和 d, g 和 h),从 800 °C 拉伸断口剖面组织中裂纹扩展路径可知,断裂方式主要表现为穿晶断裂和沿晶断裂。HT1 合金的裂纹主要沿片层边界扩展,同时在 β_0/γ 晶界处裂纹扩大。HT2 合金的裂纹主要沿大块等轴 γ 晶粒断裂和穿过大块等轴 γ 晶粒断裂为主,这些等轴 γ 晶粒还会阻碍裂纹扩展,使其在晶界处断裂。

图 11 为 TMMW 合金 HT1 和 HT2 合金在 750 °C 热暴露 500 h 后去除表面脆性层的室温拉伸断口形

貌和纵剖面组织。HT1 和 HT2 合金样品的室温断口形貌同样表现出无颈缩、断口平整并存在大量的解理台阶和河流花样形貌,呈现典型的脆性断裂特征。在室温时,伸长率较低,无韧窝和孔洞出现。从室温拉伸断口剖面组织中裂纹扩展路径可知,断裂方式与未去除表面层合金的断裂特征相似。但 HT1 和 HT2 合金的裂纹扩展宽度都较大,并且裂纹周围小碎片晶粒较少,脆性断裂明显。HT1 合金的裂纹大多从片层内部开始萌生,然后穿过片层或者在 β_0/γ 的晶界处继续扩展。HT2 合金的裂纹大多为穿等轴 γ 晶粒断裂,也存在部分穿 β_0 相的裂纹,由于室温状态下 β_0 相有着硬而脆的特点,故容易发生断裂。图 12 为两种合金在 750 °C 热暴露 500 h 后去除表面脆性层的 800 °C 拉伸断口形貌和纵剖面组织。

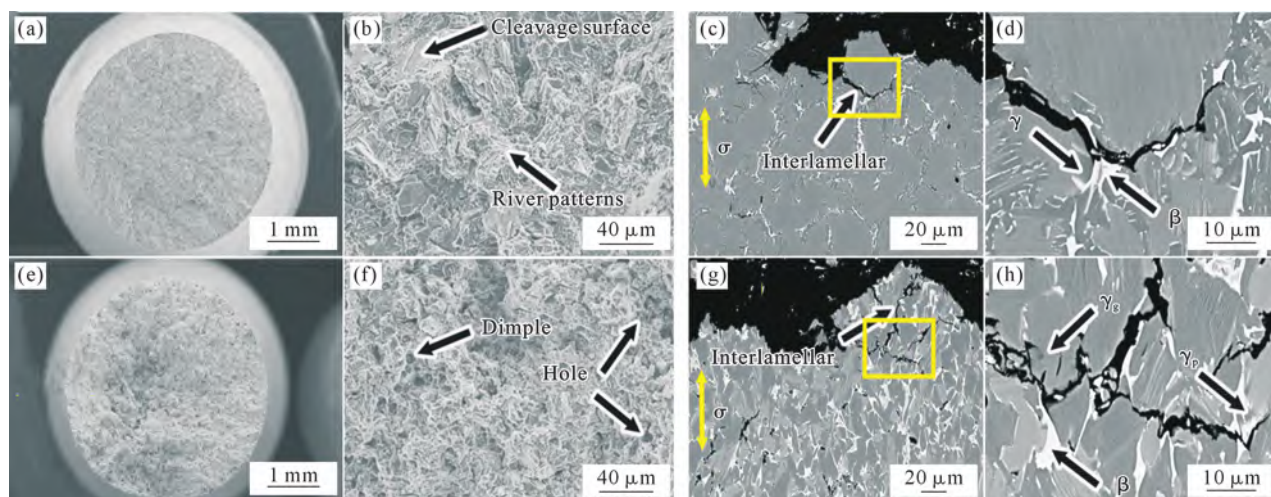


图 10 TMMW 合金在 750 °C 热暴露 500 h 的 800 °C 拉伸断口形貌:(a~d) HT1; (e~h) HT2

Fig.10 Tensile fracture morphology of the TMMW alloy at 800 °C after thermal exposure at 750 °C for 500 h: (a~d) HT1; (e~h) HT2

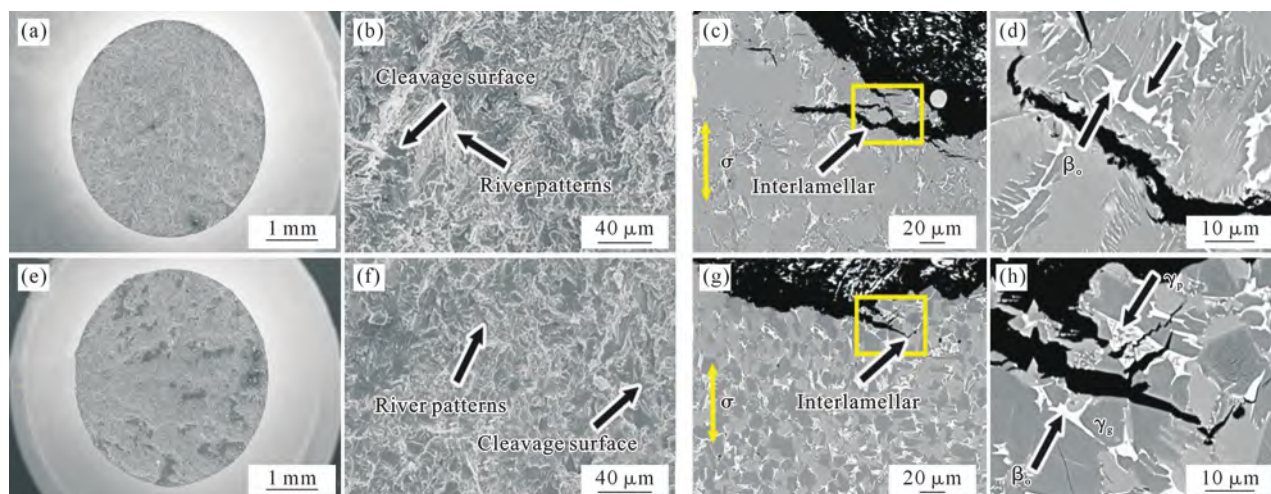


图 11 TMMW 合金在 750 °C 热暴露 500 h 后去除表面组织的拉伸断口形貌:(a~d) RT-HT1; (e~h) RT-HT2

Fig.11 Tensile fracture morphology of the TMMW alloy after removal of the surface layer following thermal exposure at 750 °C for 500 h: (a~d) RT-HT1; (e~h) RT-HT2

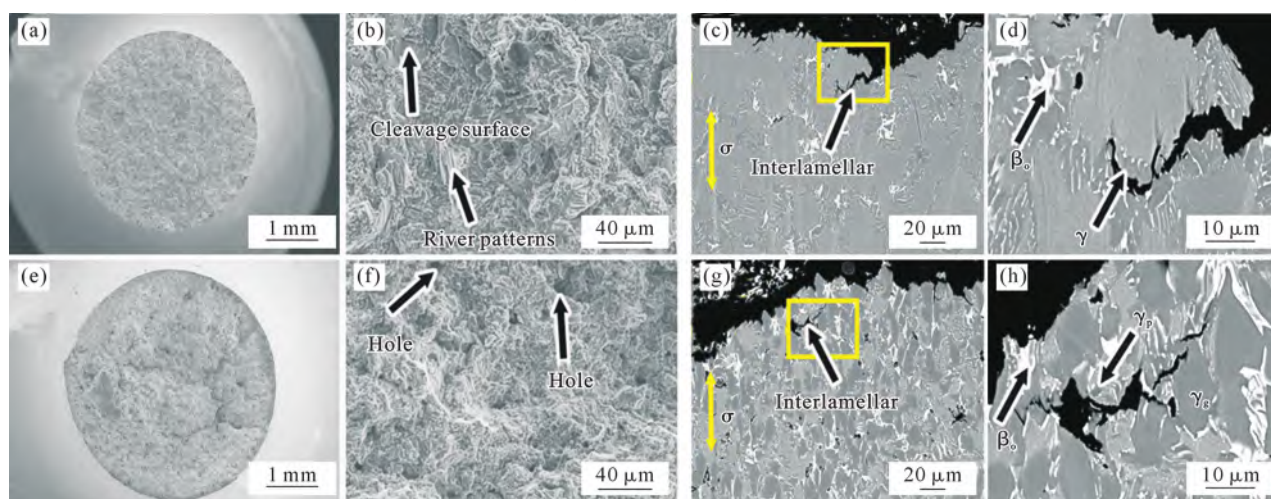


图 12 TMMW 合金在 750 °C 热暴露 500 h 后去除表面组织的高温拉伸断口形貌:(a~d) 800 °C-HT1; (e~h) 800 °C-HT2

Fig.12 Tensile fracture morphology of the high-temperature TMMW alloy after removal of the surface layer following thermal exposure at 750 °C for 500 h: (a~d) 800 °C-HT1; (e~h) 800 °C-HT2

HT1 和 HT2 合金样品的断口形貌与室温拉伸时的断口特征相似。HT1 合金断口存在较多的解理面和河流花样,相比室温拉伸塑性提升较多,不过塑性

仍弱于 HT2 合金;HT2 合金断口存在少量的孔洞,塑性得到了一定的提升。分析去除表面层的 800 °C 拉伸断口纵剖面的显微组织,HT1 合金的裂纹主要

为沿片层断裂,在晶界处裂纹扩大。HT2 断口纵剖面的片层内部或者晶界处出现许多小的孔洞,说明在其内部萌生了许多裂纹。这些裂纹大多数小范围扩展,导致合金塑性提高,没有出现快速脆性断裂。HT1 合金的片层界面能够提供长程、连续的快速通道^[23]。无论是室温还是高温,裂纹都倾向于沿着这些低能界面扩展^[24],路径平直,扩展阻力小,极少发生偏转或分叉。对于 HT2 合金,由于 β_0 相在室温下具有硬而脆的特点,位错运动能力受限,等轴 γ 晶粒的塑性变形难以充分激活,整体呈现脆性断裂,高温下,等轴晶粒尤其是 γ 相能够发生塑性变形,迫使裂纹不断发生偏转、分叉甚至中断,裂纹扩展路径呈现的显著曲折形态增加了裂纹扩展的能量消耗,以至于裂纹扩展所需的能量显著增加,裂纹尖端应力集中被塑性变形有效释放,快速失稳扩展得到延缓。因此,HT2 合金在高温拉伸时断口出现韧窝和孔洞,表现为伸长率提升、脆性倾向降低。

3 讨论

3.1 热暴露过程表面组织的演变机理

两种组织下的 TMMW 合金在经过热暴露后,表面组织会发生演变。短期热暴露时,表面生成 Al_2O_3 和 TiO_2 的混合氧化膜。热暴露 200 h 后,表面氧化膜形成分层结构,从外向内依次为 $\text{TiO}_2/\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}_2\text{O}_3+\text{TiO}_2$ 混合层/富 N 层/富 Mn 过渡层。在热暴露 200 h 前,HT1 和 HT2 合金的过渡层无明显差异,随着热暴露时间的延长,过渡层逐渐富集了大量的 Mn 元素,并形成 TiMn_2 -Laves 相。然而,由于 W、Mo 元素的强 β 稳定作用,使基体中部分 β_0 相得以保留在过渡层中,此时过渡层由 Laves 相和 β_0 相组成。此外,Mo 和 Mn 之间还存在一定的排斥作用,将会导致一定量的 Mn 元素外扩散氧化到最外层^[22]。值得注意的是,热暴露 500 h 后,近片层组织的过渡层形成的 Laves 相更为完整,仅含少量的 β_0 相,而等轴组织的过渡层由 Laves 相和大量的 β_0 相构成。Tang 等^[14]的研究已经证实对于 Ti-42Al-5Mn 合金,在 800 °C 长期热暴露后会发生 $\alpha_2 \rightarrow \text{Laves}$ 或 $\beta_0 \rightarrow \text{Laves}$ 转变。

随着氧化过程的进行,基体中的元素持续向外扩散,最终导致氧化膜附近片层组织发生 $\alpha_2+\gamma \rightarrow \beta_0+\gamma$ 转变^[25]。这种转变是由于氧化过程中元素外扩散导致部分区域产生浓度差,进而引起局部区域发生相变,形成扩散区。对于等轴组织而言,在长期热暴露过程中,扩散区域的组织演变程度弱于近片层组织,主要是由于等轴组织内部主要以大量富 Al 贫 Ti 等轴状的 γ 相为主,氧化过程中无法直接为

Laves 相的形成提供充足的 Mn 元素。因此,在长期热暴露过程中,由于 Mn 元素不断发生外扩散,同时又无法有效得到基体中 Mn 元素的补给,最终致使其过渡层 Mn 富集少。

3.2 热暴露对拉伸性能的影响机理

在热暴露过程中,合金表面会形成包含氧化膜和基体侧扩散区(相变区)的表面组织,其对拉伸性能的影响主要体现在以下两个方面,首先是氧化膜,王红卫等^[5]的研究表明,热暴露后 TiAl 合金表面形成的氧化膜会导致脆性开裂和应力集中,氧化膜在拉伸应力作用下,容易产生微裂纹,导致合金力学性能的下降。另一方面是扩散区,Zhou 等^[6]研究发现,扩散区硬度高于基体,易发生应力集中。两种组织长期热暴露后在扩散区位置均会形成大量的较软的 γ 相和少量的 β_0 +Laves 脆性相,在变形过程中由于内部组织变形不协调,从而引发应力集中。

对于近片层组织,片层结构的界面(如 α_2/γ 界面)本身就是潜在的裂纹扩展路径,表面组织裂纹与片层界面相互作用,加速了断裂过程。然而,当去除表面层后,强度能够部分恢复。对于等轴组织,由于等轴 γ 相具有更强的均匀变形能力,在变形过程中能够阻碍表面组织裂纹的扩展,因此强度下降幅度相对较小,去除表面层后强度变化也不明显。

在塑性方面,带有表面组织的试样室温拉伸脆性较大,结合课题组先前研究发现^[22],扩散区转变的 γ 相具有较多的位错开动, β_0 相在高温下也有位错开动,故高温塑性有所提高。去除表面组织后,室温塑性与热暴露前差别不大,由于基体内部也会发生 $\alpha_2+\gamma \rightarrow \beta_0+\gamma$ 转变^[25-26],故塑性依然会得到提升。这也是去除表面组织后,合金强度不能恢复到热暴露前水平的原因。

4 结论

(1)短期热暴露时,表面氧化膜快速生长,形成 Al_2O_3 和 TiO_2 的混合氧化膜。随着热暴露时间延长,表面氧化膜形成分层结构,氧化膜从外向内依次为 $\text{TiO}_2/\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}_2\text{O}_3+\text{TiO}_2$ 混合层/富 N 层/过渡层。

(2)短期热暴露时,HT1 和 HT2 合金的过渡层差异不大,主要由富 Mn 的 TiMn_2 -Laves 相构成。长期热暴露至 500 h,随着热暴露时间延长至 500 h,HT2 合金的过渡层由 Laves 相和 β_0 相组成。

(3)HT1 合金的扩散区较 HT2 合金明显,由大量 γ 相及少量 β_0 相和 Laves 相组成,表明片层组织在高温下发生 $\alpha_2+\gamma \rightarrow \gamma+\beta_0+\text{Laves}$ 转变。

(4)热暴露后,合金强度降低,高温塑性提高,而

去除表面组织后,合金强度得到提升,室温塑性差别不大,高温塑性降低。

参考文献:

- [1] BEWLAY B P, NAG S, SUZUKI A, WEIMER M J. TiAl alloys in commercial aircraft engines [J]. *Materials at High Temperatures*, 2016, 33(4-5): 549-559.
- [2] 杨锐. 钛铝金属间化合物的进展与挑战[J]. *金属学报*, 2015, 51(2): 129-147.
YANG R. Advances and challenge of TiAl base alloys [J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2015, 51(2): 129-147.
- [3] TETSUI T, SHINDO K, KOBAYASHI S, TAKEYAMA M. A newly developed hot worked TiAl alloy for blades and structural components[J]. *Scripta Materialia*, 2002, 47(6): 399-403.
- [4] LI X B, QIAN K, SHU L, ZHANG M S, CHEN B, LIU K. Tailored fully lamellar microstructure of a newly developed Mn-containing β -solidifying γ -TiAl alloys rolled bar[J]. *JOM*, 2022, 74: 2985-2995.
- [5] 王红卫, 朱春雷, 张继, 曹睿. 不同温度热暴露对铸造 TiAl 合金室温拉伸塑性的影响[J]. *材料工程*, 2018, 46(12): 151-156.
WANG H W, ZHU C L, ZHANG J, CAO R. Influence of thermal exposure at different temperatures on room temperature tensile ductility of cast TiAl alloy [J]. *Journal of Materials Engineering*, 2018, 46(12): 151-156.
- [6] ZHOU Z C, LIU R C, SHEN Y Y, LIU Y, WANG P, CUI Y Y, YANG R. Microstructural evolution and embrittlement of a β -solidifying γ -TiAl alloy during exposure at 700 °C [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2022, 852: 143704.
- [7] BHOWAL P R, MERRICK H F, LARSEN D E Jr. Microstructure and properties of a creep-resistant, cast γ -titanium aluminide [J]. *Materials Science Engineering: A*, 1995, 192-193: 685-690.
- [8] JEON J H, GODFREY A B, BLENKINSOP P A, VOICE W, HAHN Y D. Recrystallization in cast 45-2-2 XD™ titanium aluminide during hot isostatic pressing[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 1999, 271(1-2): 128-133.
- [9] PANIN P V, ZAVODOV A V, LUKINA E A. Effect of thermal exposure on microstructure evolution and mechanical properties of cast beta-solidifying TiAl-based alloy doped with Gd [J]. *Intermetallics*, 2022, 145: 107534
- [10] HU D, GODFREY A B, LORETTO M H. Thermal stability of a fully lamellar Ti-48Al-2Cr-2Nb-1B alloy[J]. *Intermetallics*, 1998, 6(5): 413-417.
- [11] HUANG Z W, VOICE W E, BOWEN P. Thermal stability of Ti-46Al-5Nb-1W alloy[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2002, 329-331: 435-445.
- [12] CHEN Z Y, CAI Z K, JIANG X S, CHEN S, HUANG Z W, SUN H L. Microstructure evolution of Ti-45Al-8.5Nb-0.2W-0.2B-0.02Y alloy during long-term thermal exposure [J]. *Materials*, 2020, 13(7): 1638.
- [13] 唐红建. 基于 Mn 合金化的 β - γ -TiAl 合金 β_0 相转变行为及其调控机制研究[D]. 合肥: 中国科学技术大学, 2021.
TANG H J. Understanding the evolution of β_0 phase and its regulation mechanism in a Mn-alloyed β -stabilized γ -TiAl alloy [D]. Hefei: University of Science and Technology of China, 2021.
- [14] TANG H J, LI X B, MA Y C, CHEN B, XING W W, ZHAO P X, SHU L, ZHANG M S, LIU K. Multistep evolution of β_0 phase during isothermal annealing of Ti-42Al-5Mn alloy: Formation of Laves phase[J]. *Intermetallics*, 2020, 126: 106932.
- [15] DOWLING W E JR, DONLON W T. The effect of surface film formation from thermal exposure on the ductility of $\text{Ti}_{48}\text{Al}_{1}\text{V}_{0.2}\text{C}$ (at%) [J]. *Scripta Metallurgica et Materiala*, 1992, 27(11): 1663-1668.
- [16] DRAPER S L, LERCH B A, LOCCI I E, SHAZLY M, PRAKASH V. Effect of exposure on the mechanical properties of Gamma MET PX[J]. *Intermetallics*, 2005, 13(9): 1014-1019.
- [17] STANGL C, KOLLMANNSSBERGER E, KRÜGER M, HUBER O, KLAUS H, SAAGE H. Reducing the environmental embrittlement effect of TiAl alloys exposed to air at high temperatures by a fine-grained surface structure[J]. *Intermetallics*, 2024, 175: 108479.
- [18] PLANCK S K, ROSENBERGER A H. The influence of high temperature exposure on the mechanical performance of a γ titanium aluminide [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2002, 325(1-2): 270-280.
- [19] 陈传毅, 郝俊杰, 舒磊, 陈波, 牛红志, 李小兵, 刘奎. 热处理对含锰 β 型 γ -TiAl 合金组织和力学性能的影响[J]. *稀有金属材料与工程*, 2026, 55(4): 980-993.
CHEN C Y, HAO J J, SHU L, CHEN B, NIU H Z, LI X B, LIU K. Effect of heat treatment on the microstructure and mechanical properties of Mn-containing β -type γ -TiAl alloy [J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2026, 55(4): 980-993.
- [20] HAO J J, CHEN C Y, XUE P, CHEN B, SHU L, ZHANG M S, NIU H Z, LI X B, LIU K. Microstructure-dependent high-temperature oxidation behavior of Mn-containing β -solidifying γ -TiAl alloys [J]. *Corrosion Science*, 2025, 260: 113579.
- [21] HAO J J, QIAN K, LI X B, XUE P, SHU L, CHEN B, LIU K. Thermomechanical characterization and conventional rolling of a novel β -solidifying γ -TiAl alloy with excellent comprehensive properties[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2023, 26: 7722-7739.
- [22] ZHAO P X, MA Y C, XING W W, MA H, LIU K. Comparative study on the effect of Nb/Mo alloying on the oxidation behavior of Ti42Al5Mn alloy[J]. *Corrosion Science*, 2024, 239 :112409.
- [23] 余龙, 宋西平, 张敏, 李宏良, 焦泽辉, 于慧臣. 高镍 TiAl 合金在疲劳蠕变作用下的裂纹萌生及扩展[J]. *金属学报*, 2014, 50(10): 1253-1259.
YU L, SONG X P, ZHANG M, LI H L, JIAO Z H, YU H C. Crack initiation and propagation of high Nb-containing TiAl alloy in fatigue-creep interaction[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2014, 50(10): 1253-1259.
- [24] QIANG F M, KOU H C, LI Y Q, CHEN N N, WU Z H, YU Y H, QIAO K, WANG W, WANG K S. Enhanced strength-ductility synergy of β -solidifying TiAl alloy with preferred lamellar orientation by texturing high-temperature α phase through hot extrusion [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2023, 885: 145626.
- [25] SCHWAIGHOFER E, CLEMENS H, MAYER S, LINDEMANN J, KLOSE J, SMARSLY W, GÜTHER V. Microstructural design and mechanical properties of a cast and heat-treated intermetallic multi-phase γ -TiAl based alloy[J]. *Intermetallics*, 2014, 44: 128-140.

- [26] YANG X Y, HAO J J, XUE P, SHU L, CHEN B, LU Q H, ZHANG M S, XU S, NIU H Z, LI X B, LIU K. Thermal stability of a newly developed mn containing β -solidifying γ -TiAl intermetallic compound at 750 °C [J]. Materials Science and Engineering: A, 2024, 916: 147291.

(责任编辑:杨浩雪)