

热暴露对 TC11/Ti-22Al-25Nb 双合金盘力学性能的影响

申景园, 姚泽坤, 宁永权, 邹书亮

(西北工业大学, 陕西 西安 710072)

摘要: 对电子束焊+近等温成形的 TC11/Ti-22Al-25Nb 双合金模拟盘在热暴露后进行拉伸、持久试验, 并通过 SEM 和 TEM 观察断口形貌及组织。结果表明: 热暴露后的试样在室温拉伸时, 均断裂在焊缝位置。经 550 °C 热暴露后室温拉伸试样的断裂属于延性断裂, 600 °C 热暴露后室温拉伸试样的断裂属于脆性解理断裂, 裂纹源均起始于试样的表面。随着热暴露温度的升高和时间的延长, 室温拉伸强度总体提高, 塑性下降, 持久时间也降低, 元素在焊接连接区域的分布更加均匀, 成分曲线表现得更加平缓, 但在 Ti-22Al-25Nb 侧检测出较高含量的 O 元素, 说明该侧合金易被氧化。

关键词: 热暴露; TC11/Ti-22Al-25Nb 双合金; 力学性能; 组织

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2018)08-2511-07

由异种金属材料连接制成的双合金盘, 是制造先进发动机上涡轮盘压气机盘的一种比较有前途的方法^[1], 这种盘能够最大程度地发挥 2 种合金各自的优良性能, 可在更大的温度梯度与应力梯度下工作。因此, 使用双合金盘是研制高推重比发动机的关键技术之一^[2-5]。

在对 Ti₃Al/Ti 合金进行连接时, 多选用真空电子束焊进行连接^[6-9], 前期的一些研究工作也证明这是一种可行的方法。类似地, 本研究采用真空电子束对 Ti₂AlNb/TC11 双合金进行连接, 并通过近等温模锻成形双合金盘, 然后对其进行热处理及热暴露。由于试样直接热暴露时表面会发生氧化, 使得试样拉伸性能恶化, 对于高温钛合金而言, 热稳定性直接决定了其使用温度^[10,11]。本研究旨在探讨热暴露对于 TC11/Ti-22Al-25Nb 双合金盘力学性能的影响。此外, 航空发动机以及燃气轮机中的压气机盘在运行过程中都要受到离心拉应力的作用, 研究压气机盘的持久寿命对发动机和燃气轮机的整体性能来说显得至关重要。

1 实验

双合金模拟盘的盘心选用尺寸为 $\Phi 300$ mm \times 220 mm 的 TC11 合金棒材, 其名义成分(质量分数)是 6.5% Al、3.5% Mo、2.0% Zr、0.25% Si、Ti 基, 经测定, 该合金 β 转变温度约 995 °C。盘缘选用尺寸为 $\Phi 150$

mm \times 700 mm 的 Ti-22Al-25Nb 合金棒材, 其名义成分(质量分数, %)是 (9.9~11.9)Al、(41.6~43.6)Nb, Ti 基, 经金相法测定, 该合金 β 转变温度约 1045 °C。

焊前, Ti-22Al-25Nb 棒材在 1600 t 水压机上改锻成 $\Phi 350$ mm \times $\Phi 270$ mm 的环坯, TC11 合金改锻成 $\Phi 290$ mm 饼坯, 经机械加工成 $\Phi 350$ mm \times $\Phi 280$ mm 环坯与 $\Phi 280$ mm 饼坯。毛坯的焊接在 EBOCAM KS55-G150-CNC 型真空电子束焊机上进行。焊接时采用的加速电压为 150 kV, 聚焦电流 2142 mA, 焊接电流为 21 mA, 焊接速率 8 mm/s。近等温锻造设备为 THP10-630A 可控应变速率液压机。对焊接的 TC11/Ti-22Al-25Nb 双合金坯在 980 °C, 以应变速率为 10^{-3} s⁻¹, 40% 的变形程度进行近等温变形, 锻后试样盘件进行 960 °C/1 h 固溶热处理, 之后再行梯度时效热处理, 梯度时效热处理制度为 Ti-22Al-25Nb 侧 800 °C/24 h、TC11 侧 340 °C/18 h+530 °C/6 h (如图 1 所示)。

试样是沿着双合金盘的径向切取, 随后分 2 组进行热暴露, 热暴露实验所用的设备为箱式电阻炉, 热暴露温度为 550 和 600 °C, 时间分别为 300 和 500 h, 热暴露后进行室温拉伸及持久性能测试, 持久性能试验温度为 550 °C, 应力水平为 360 MPa。当持久强度超过 100 h 后, 加大应力水平值, 增加标准为每 5 h 载荷增加 100 N。用 VE-GA II 扫描电镜和 HT-800 透射电镜进行组织观察。

收稿日期: 2017-08-10

基金项目: 国家自然科学基金 (51175431)

作者简介: 申景园, 男, 1990 年生, 硕士, 西北工业大学材料学院, 陕西 西安 710072, 电话: 029-88493744, E-mail: shenjyuan001@163.com

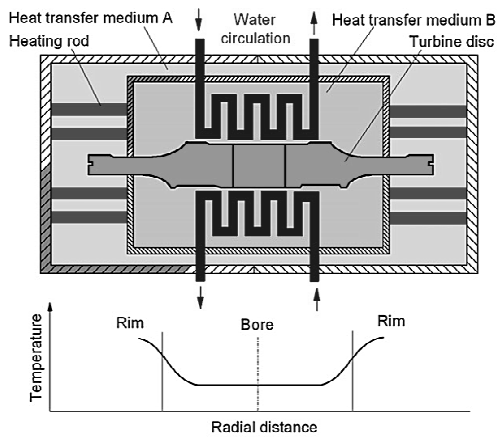


图 1 梯度热处理炉

Fig.1 Gradient heat treatment furnace

2 结果与分析

2.1 连接界面的元素分布变化

图 2 是为 600 °C 热暴露过程中 TC11/Ti-22Al-25Nb 双合金接头能谱选点分析, 依次为 TC11 侧、焊缝区邻近 TC11 侧、焊缝区正中心、焊缝区邻近 Ti-22Al-25Nb 侧和 Ti-22Al-25Nb 侧 5 个选点(依次编号为 1, 2, 3, 4, 5)。由于 2 种合金的成分存在差异, 在真空电子束焊接的过程中, 结合界面形成熔池, 两侧金属熔融,

元素经过扩散得到了较好的混合, 但是熔池与未熔化的基体交界处却存在着一定的浓度梯度。图 2a, 2c 是热暴露之前 Ti、Nb 和 Al 元素在接头处的分布情况, 由图可见, 界面上元素 Ti 和 Nb 的分布规律比较类似, 在 TC11 合金基体与焊缝熔池交界处以及焊缝熔池与 Ti-22Al-25Nb 合金基体交界处均发生了突变, 而 Al 元素的分布曲线在整个接头处的变化程度都比较小, 这主要是因为 Al 原子半径较小, 易于扩散, 经过变形及热处理后其含量在焊缝两侧的近距离内已经达到了平衡。在 600 °C 热暴露 500 h 后, 随着热暴露时间的延长 Ti、Nb 元素在焊接连接区域的分布更加均匀, 成分曲线表现得更加平缓, 波动也越来越小。尤其是在 TC11 合金基体与焊缝熔池交界处和 Ti-22Al-25Nb 合金基体和焊缝熔池交界处 Ti 元素的波动幅度有明显的减小。值得注意的是, 热暴露 500 h 后, 在 Ti-22Al-25Nb 侧检测到含量达 9.60% 的 O 元素, 这说明热暴露过程中 Ti-22Al-25Nb 侧更容易被氧化。

2.2 热暴露对室温拉伸性能的影响

取自双合金盘的试样经不同条件热暴露后的室温拉伸断裂位置均发生在焊接接头部位, 断口两侧母材合金未见明显伸长, 断口附近也均未观察到明显的颈缩, 说明热暴露前后焊接接头的室温抗拉伸强度、塑性均低于两侧基体合金。经不同条件热暴露后双合金盘试样室温拉伸全部断在焊缝处, 这说明在室温工作

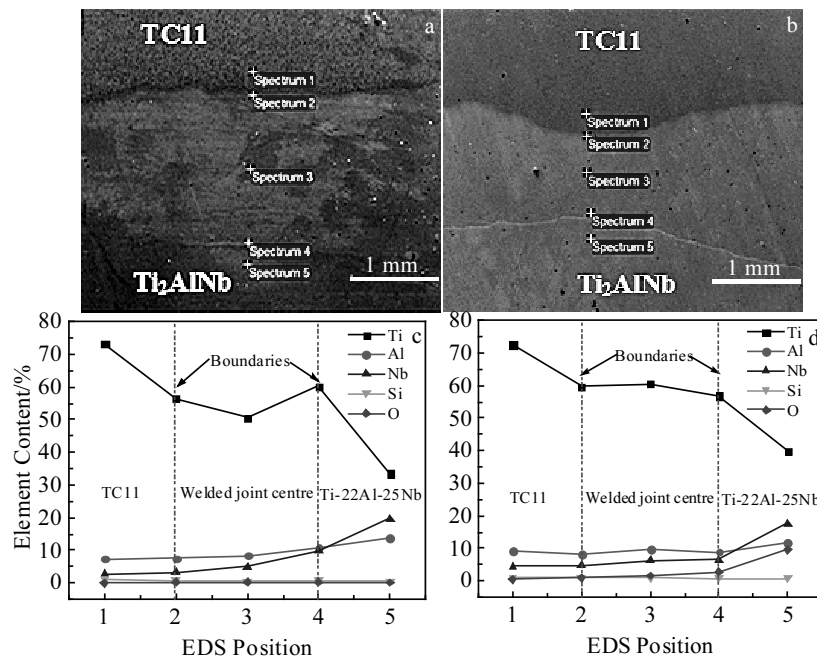


图 2 600 °C 热暴露过程中 TC11/Ti-22Al-25Nb 双合金接头形貌及能谱选点分析

Fig.2 Morphologies (a, b) and elements distribution (c, d) of the joint of TC11/Ti-22Al-25Nb double alloy after heat exposure at 600 °C for different time: (a, c) 0 h and (b, d) 500 h

环境下, 焊缝是其最薄弱的环节。

由于焊接熔池具有激热激冷的特点, 固相内成分的不均匀性(图 2 所示)不能在较短的时间内通过溶质的扩散来消除, 因而焊缝区成分的不均匀性被保留下来。同时鉴于电子束焊接的特点, 焊缝区变得过于狭窄, 两边长大的柱状晶粒都在狭窄的焊接中心线附近相遇, 使溶质和杂质都偏聚于此。由于焊缝两侧母材的熔点差异造成部分焊缝熔合区内的金属不能完全溶合, 这样凝固后在该处会出现严重偏析, 降低了晶体在该区域中的结合强度。此外, 焊接时卷入的气体形成空洞, 并在内应力作用下长大(图 3 所示), 形成焊缝区的最薄弱处, 在外应力的作用下, 容易产生裂纹而失效。

表 1 给出了不同热暴露条件下 TC11/Ti-22Al-25Nb 双合金盘试样的室温拉伸性能, 由表 1 可知, 试样延伸率和断面收缩率的值均比较低, 随着热暴露温度提高, 塑性明显下降, 在 550 °C 热暴露时, 随着热暴露时间的延长, 抗拉强度变化不大, 热暴露前的抗拉强度为 999 MPa, 热暴露 500 h 后, 抗拉强度升高至 1010 MPa, 屈服强度有升高也有降低, 总体来说, 基本保持在同一水平, 塑性明显先降低后略有提高; 在 600 °C 热暴露时, 抗拉强度增加但塑性极差, 呈脆性断裂。其中 3 号样所表现的抗拉强度大幅下降, 塑性极差, 一方面是由于硬脆 α_2 相析出增多导致位错塞积以及焊

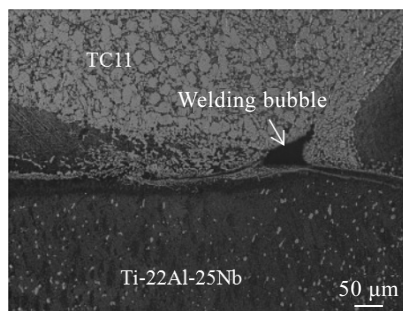


图 3 热暴露后 TC11/Ti-22Al-25Nb 焊缝中心处的显微组织

Fig.3 Microstructures at welding seam center of TC11/Ti-22Al-25Nb joint after thermal exposure

缝存在气孔(图 3 所示)造成失效; 另一方面^[13,14]裂纹尖端发射出的位错切过细小的次生 α 相, 使变形局部化, 从而使裂纹尖端塑性区尺寸大幅度降低, 裂纹沿高度局部化的滑移带穿晶扩展, 导致产生类似解理断裂的断口形貌。根据曹京霞等^[15]的研究, 粗大的 α_2 相会造成位错的塞积而导致应力集中, 从而在 α_2 相和 β 基体的界面处产生微裂纹, 最终造成试样的断裂失效。

图 4 为不同条件热暴露后 TC11/Ti-22Al-25Nb 双合金盘试样室温拉伸断口的宏观及微观形貌。由宏观断口形貌特征可知, 550 °C, 300 和 500 h 热暴露试样属于延性断裂(见图 4a~4d 所示), 600 °C, 300 和 500 h 热暴露试样为脆性解理断裂(见图 4e~4h 所示)。上述热暴露条件下, 裂纹源均起始于试样的表面(图 4 中白色箭头所示), 这是因为焊缝“滴头”形貌呈不规则性, 拉伸试样焊缝置于标距中间, 盘的上下面形状不完全对称, 加工时试样边缘可能位于焊缝厚度方向一侧, 而该方向的某处 α_2 相偏聚, 或是加工时较深的刀痕未消除干净, 从而成为裂纹的源头。对比图 4a~4d 可以发现, 随着热暴露时间的延长, 放射区明显增大, 纤维区减少, 剪切唇有所增加。而图 4e~4h 中, 宏观形貌特征是结晶状小刻面, 在裂纹源区可以看到明显的河流状花纹, 汇合特征明显。由微观断口形貌特征可知, 550 °C 热暴露 300 h 后, 微观断口形貌中可见大韧窝之间布满较浅的小韧窝(图 4a, 4b 所示), 这与第二相粒子有关; 550 °C 热暴露 500 h 后, 在纤维区出现明显韧窝和撕裂棱特征(图 4c, 4d 所示), 这是因为随着热暴露时间的延长, 焊缝区内析出更多的条状次生 α 相, 使得塑性有了略微的提高。而如图 4e~4h 所示, 600 °C 热暴露后, 可看见大量解理裂纹之间通过二次解理与撕裂方式形成的解理台阶, 并存在二次裂纹(图 4e, 4f 所示)。这是由于热暴露温度的提高, α_2 相沿晶界析出长大, α_2 相独立滑移系少, 室温下, 只能观察到一种位错, 导致局部应力集中而产生解理断裂。

表 1 TC11/Ti-22Al-25Nb 双合金盘试样在不同温度热暴露后的室温拉伸性能

Table 1 Room temperature mechanical properties of TC11/Ti-22Al-25Nb dual-alloy disc under various thermal exposure conditions

Sample number	Thermal exposure condition	R_m /MPa	$R_{p0.2}$ /MPa	A /%	Z /%	Fracture position
0	None	999	956	7.0	18	FZ
1	550 °C/300 h	1006	958	4.5	5	FZ
2	550 °C/500 h	1010	942	8.5	6	FZ
3	600 °C/300 h	663	-	-	-	FZ
4	600 °C/500 h	1051	1018	-	-	FZ

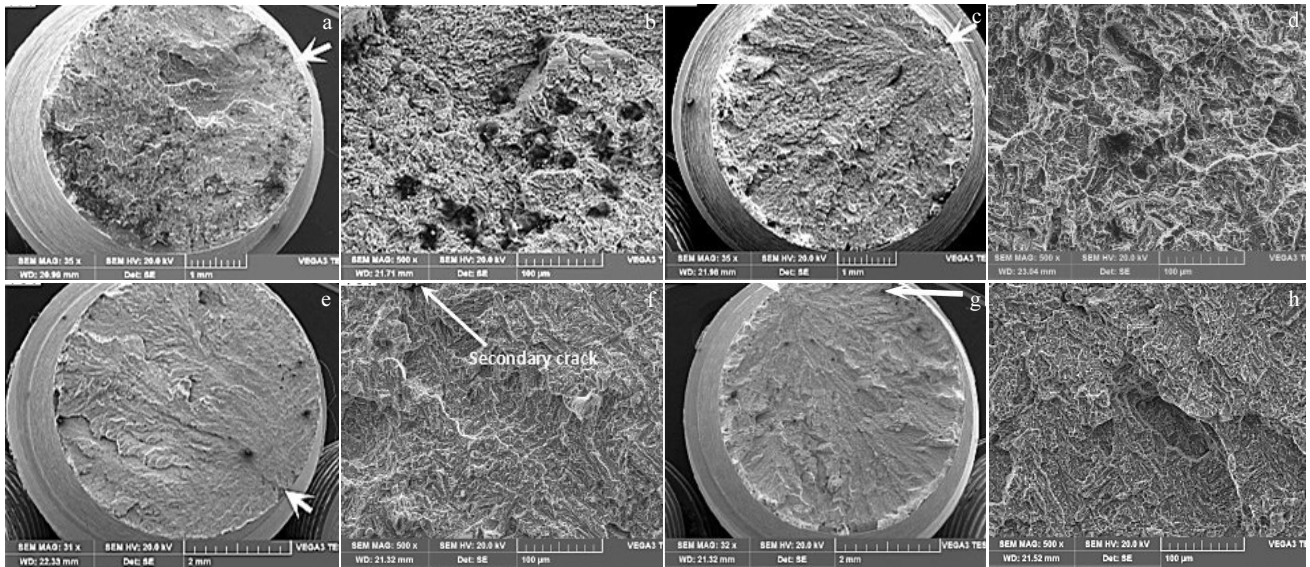


图 4 TC11/Ti-22Al-25Nb 双合金盘试样在不同热暴露温度时间下室温拉伸试样断口形貌

Fig.4 Room-temperature tensile fracture surface morphologies of TC11/Ti-22Al-25Nb dual-alloy disc under various thermal exposure conditions: (a, b) 550 °C/300 h, (c, d) 550 °C/500 h, (e, f) 600 °C/300 h, and (g, h) 600 °C/500 h

图 5 为 300 h 不同热暴露温度下 TC11/Ti-22Al-25Nb 焊缝区组织。550 °C 热暴露 300 h 后, 焊缝区是由等轴 α 、网篮交织的条状 α/α_2 、B2 基体及 O 相条构成的多层次组织。B2 晶界处的 α/α_2 相呈一定宽度的带状分

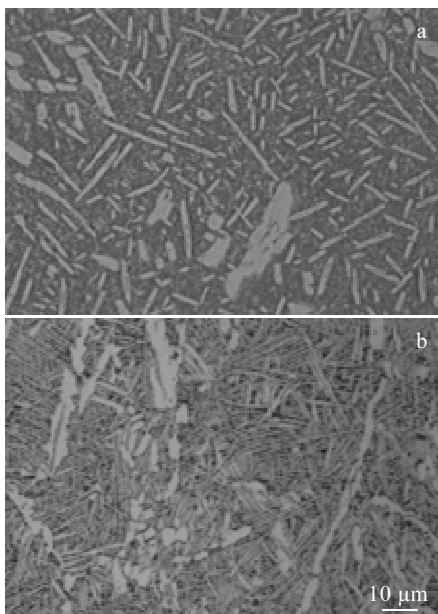


图 5 300 h 不同热暴露温度下的 TC11/Ti-22Al-25Nb 焊缝区组织

Fig.5 TC11/Ti-22Al-25Nb weld zone microstructures after thermal exposure at different temperatures for 300 h: (a) 550 °C and (b) 600 °C

布, O 相条弥散分布在 B2 晶粒内和晶界上。经金相测量分析软件知: α/α_2 相约占 14.62%, O 相约占 22.68%, B2/ β 相约占 62.70% (图 5a 所示)。600 °C 热暴露 300 h 后, 焊缝区也是由三态组织构成的, α/α_2 相约占 19.72%, O 相约占 37.62%, B2/ β 相约占 53.34% (图 5b 所示)。与 500 °C 热暴露试样所不同的是, 600 °C 热暴露试样组织中含有更多的硬质次生相 α_2 , α 相等轴化明显。周义刚等^[16]研究表明少量等轴 α 对变形起着协调作用, 推迟了空洞的形核和发展, 但硬质 α_2 依附在等轴 α 相周围极易形成新的裂纹源, 一定程度上抵消了塑形变形的能力, 总体上表现出脆性。另外, 苏祖武等通过对双性能盘组织的研究发现, 网篮组织比等轴组织具有更高的断裂韧性, 这与其本身结构有关, 纵横交错的条片状 α 具有高的纵横比, 为裂纹扩展提供了更大的 α/β 相界面, 这必然引起裂纹方向的多次改变, 从而吸收更大的能量^[17,18]。这就进一步解释了图 4a、4b 和 4e、4f 分别为延性断裂、脆性解理断裂的原因。

图 6 给出了双合金盘焊缝组织的 TEM 组织形貌。变形过程中由于粗片状 α 相和 β 相是非共格关系^[19], 位错很难穿过两者之间的界面, 而造成在界面处的塞积, 由于位错的交互作用和不断增殖, 使得位错线由相互平行的初始形貌逐渐转变为相互缠结, 弯曲, 甚至形成位错墙及位错胞结构, 三叉晶界处尤其容易聚集大量的位错团 (图 6a 所示)。位错的塞积会造成滑移的限制, 应力集中, 只有少量的具有特定位向的位

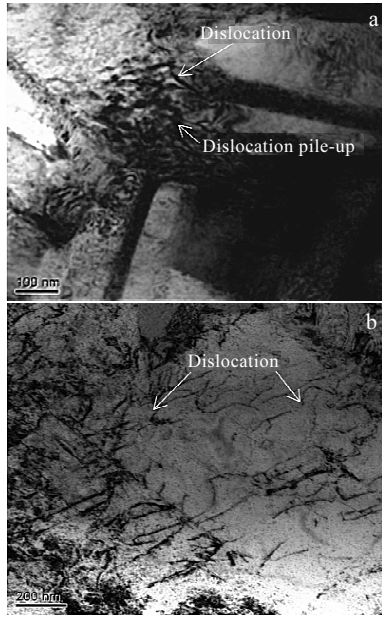


图 6 热暴露后 TC11/Ti-22Al-25Nb 焊缝区 TEM 照片
Fig.6 TEM images of fusion zone after thermal exposure:
(a) trigeminal grain boundaries and (b) dislocations
in α phase

错可以穿过，位错的堆积不利于塑性变形的进行，使得裂纹形核的趋势增加。这些因素都导致了焊缝组织的拉伸塑性降低。从图 6b 可以看到晶内存在较多的呈平行结构的位错，部分位置呈现弯曲的半圆状态，这可能是晶内位错移动较为容易，多个滑移系同时开动造成的。

2.3 热暴露对持久性能的影响

图 7 为不同条件热暴露后 TC11/Ti-22Al-25Nb 双合金盘在温度 550 °C 和 360 MPa 应力持久试验后的试样断裂位置。图中黑色箭头所指断裂位置为焊缝处，试样左侧部分为 TC11 合金，右侧为 Ti-22Al-25Nb 合金。从图中可以看到，双合金试样在持久试验过程中都断于焊缝处，且断口处均出现一定程度颈缩现象，550 °C 热暴露试样（图 7a、7b 所示）比 600 °C 热暴露试样（图 7c、7d 所示）的颈缩更明显。这是因为 550

°C 热暴露得到的双合金盘焊缝组织不如 600 °C 热暴露的等轴化程度高，而含条状相、棒状相较多，大量网篮交织的条状 α 不仅增加了相界面，提高了合金强度与抗蠕变能力，而且裂纹扩展将随着 α 片和 α 集束的位相不断改变方向，导致裂纹路径曲折、分枝多，阻止裂纹扩展的能力较强^[16]，因此持久性能更好。整个试样未发生较大的塑性变形，相同温度下的高温拉伸断裂试样差别较大。这主要是因为高温、低应力的持久试验过程中，所加载荷为恒定的 360 MPa，远低于高温下试样拉伸时最薄弱环节 TC11 合金侧的屈服强度，相较于 TC11 合金侧，裂纹在缺陷及晶界硬脆相析出较多的焊缝处更容易萌生和扩展，最终导致试样断裂。

在 550 °C、360 MPa 持久试验中，如表 2 所示，600 °C 热暴露 300 h 的试样与 550 °C 热暴露相比，表现出很低的持久寿命。图 8 为 550 °C 热暴露 300 h 试样和 600 °C 热暴露 300 h 试样的 550 °C 持久试样断口形貌。从宏观形貌中可以看出，图 8a 所示主要为韧性断裂，表现在断面上有较大起伏，低处可见很多沿同一方向的撕裂棱，高处形成较大剪切唇，其上有晶界移动后留下的解理台。两处过渡放射区倾斜面大致与最大切应力方向一致，说明是由裂纹沿最大切应力方向

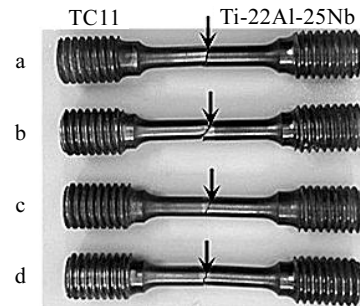


图 7 TC11/Ti-22Al-25Nb 双合金盘试样经不同条件热暴露后的 550 °C 持久试样断裂位置
Fig.7 Stress-rupture fractured location of TC11/Ti-22Al-25Nb dual-alloy disc under various thermal exposure conditions:
(a) 550 °C/300 h, (b) 550 °C/500 h, (c) 600 °C/300 h, and (d) 600 °C/500 h

表 2 TC11/Ti-22Al-25Nb 双合金盘试样在不同条件热暴露下的 550 °C 持久性能
Table 2 Stress-rupture properties of TC11/Ti-22Al-25Nb dual-alloy disc under various thermal exposure conditions

Sample number	Thermal exposure condition	Stress rupture/h		Fracture position
		Test value	Average value	
1	550 °C/300 h	36/127	81.5	FZ
2	550 °C/500 h	40/125	82.5	FZ
3	600 °C/300 h	2/16.7	9.35	FZ
4	600 °C/500 h	19.7/129	74.35	FZ

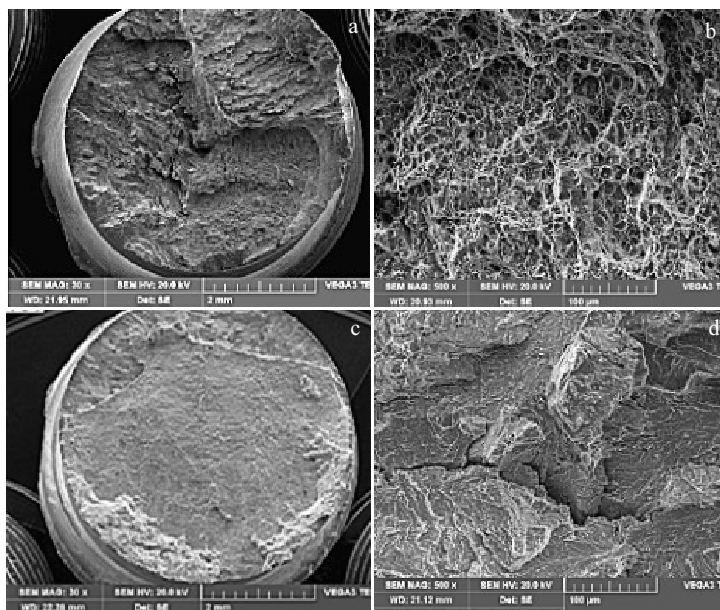


图 8 TC11/Ti-22Al-25Nb 双合金盘试样在不同温度热暴露后 550 °C 持久试样断口形貌

Fig.8 Stress-rupture specimens' fractured morphologies of TC11/Ti-22Al-25Nb dual-alloy disc under various thermal exposure conditions: (a, b) 550 °C/300 h and (c, d) 600 °C/300 h

以较快速度扩展造成的。微观断口形貌中可见明显的韧窝，韧窝呈等轴状，这是应力在整个断口表面分布均匀，显微空洞沿空间 3 个方向均匀长大所致。可见其断裂方式为复杂的韧窝共存—解理混合断裂。图 8c 所示宏观断口形貌可知，600 °C/300 h 热暴露试样表现为脆性解理断裂，此时除试样表面处有少量剪切唇外，断口非常平整。裂纹扩展区为一个中央平面，没有明显的河流花样，这说明裂纹扩展的速度非常快。由微观形貌 8d 中可以发现裂纹扩展区出现了很深的沿晶的二次裂纹，在裂纹周围可以看到明显的河流花样。部分解理台阶上又可以观察到尺寸较小的解理面，这是硬质相周围形成位错环塞积，在相界面产生应力集中致使其分离的结果。

综上所述，持久过程中一般在晶界处产生的洞型裂纹。洞型裂纹的形成机理是由于晶界的滑移，在垂直于拉应力的晶界上常常会产生突出的台阶，由此形成洞型裂纹源^[20]。当晶界处有第二相粒子时，由于晶界的滑移受阻，在第二相和基体界面处产生应力集中出现裂纹，也会出现空洞源。随着热暴露温度的提高和时间的延长，试样组织中轴状 α/α_2 相含量增多，晶内又有密布的细针状二次 O 相，使得在持久拉伸过程中，位错的滑移在晶内和晶界处都会受到阻碍，从而在 α/α_2 相相界面处产生微孔，造成裂纹的产生，而相界面等轴相的抗裂纹扩展能力很弱，使得持久性能变差。

3 结 论

- 1) 随着热暴露时间的延长，元素在焊接连接区域的分布更加均匀，尤其 Ti 元素成分曲线表现的更加平缓，波动也更小，但 Ti-22Al-25Nb 侧检测出较高含量的 O 元素，说明该侧合金易被氧化。
- 2) 热暴露后试样在室温拉伸时，均断裂在焊缝位置，随着热暴露温度的升高和时间的延长，室温拉伸强度总体提高，塑性下降。
- 3) 经 550 °C 热暴露后室温拉伸试样的断裂属于延性断裂，随着热暴露时间的延长，放射区明显增大，纤维区减少，剪切唇有所增加；600 °C 热暴露后室温拉伸试样的断裂属于脆性解理断裂，可看见大量解理裂纹之间通过二次解理与撕裂方式形成的解理台阶，并存在二次裂纹。裂纹源均起始于试样的表面。
- 4) 随着热暴露温度的升高和时间的延长，硬质相 α_2 相沿晶界的析出长大，在其周围形成位错环塞积造成应力集中，使双合金结合界面处的持久寿命有所下降。

参考文献 References

[1] Furrer D, Groppi G, Bunge G. *Advanced Materials & Processes* [J], 2005, 163(6): 43

[2] Mourer D P, Raymond E, Ganesh S *et al. Superalloy 1996*[C]. Warrendale: TMS, 1996: 637

[3] Qin C, Yao Z K, Ning Y *et al. Transactions of Nonferrous*

- Metals Society of China*[J], 2015, 25(7): 2195
- [4] Liu Yingying(刘莹莹), Yao Zekun(姚泽坤), Qin Chun(秦 春) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2012, 41(10): 1828
- [5] Liu Yingying(刘莹莹), Lin Xin(林 鑫), Yang Haiou(杨海鸥) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2014, 43(9): 2197
- [6] Yao Zekun(姚泽坤), Zhang Meilin(张梅琳), Liang Xinmin(梁新民) et al. *Transactions of the China Welding Institution*(焊接学报)[J], 2004, 25(2): 125
- [7] Yao Z K, Guo H Z, Cui Z S et al. *10th World Conference on Titanium*[C]. Warrendale: TMS, 2004: 715
- [8] Yao Zekun(姚泽坤), Liang Xinmin(梁新民), Guo Hongzhen(郭鸿镇) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2005, 34(6): 907
- [9] Yao Z K, Liang X M, Guo H Z et al. *The fifth Rim International Conference on Advanced Materials and Processing*[C]. Warrendale: TMS, 2004: 445
- [10] Zhang H T, He P, Feng J C et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2006, 425(1-2): 255
- [11] Qin Chun(秦 春), Yao Zekun(姚泽坤), Guo Hongzhen(郭鸿镇) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2012, 41(5): 811
- [12] Ning Y Q, Yao Z K, Guo H Z et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2013, 557: 27
- [13] Wang Xiaoyan(王晓燕), Liu Jianrong(刘建荣), Lei Jiafeng(雷家峰) et al. *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2007, 43(11): 1129
- [14] Terlinde G T, Duerig T W, Williams J C. *Metallurgical Transactions*[J], 1983, 14(10): 2101
- [15] Cao Jingxia(曹京霞), Xu Jianwei(许剑伟). *Titanium Industry Progress*(钛工业进展)[J], 2008, 25(5): 15
- [16] Zhou Yigang(周义刚), Zeng Weidong(曾卫东), Li Xiaoqin(李晓芹) et al. *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 1999, 35(1): 45
- [17] Su Zuwu(苏祖武), Yao Zekun(姚泽坤), Guo Hongzhen(郭鸿镇) et al. *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 1996, 32(4): 377
- [18] Wang Jinyou(王金友), Ge Zhiming(葛志明), Zou Yanbang(周彦邦). *Aerospace Titanium*(航空用钛合金)[M]. Shanghai: Shanghai Science and Technology Press, 1985: 210
- [19] Zheng Shenqing(郑申清). *Physics Examination and Testing*(物理测试)[J], 2010, 28(4): 21
- [20] Cui Yuexian(崔约贤), Wang Changli(王长利). *Metal Fracture Analysis*(金属断口分析)[M]. Harbin: Harbin Institute of Technology Press, 1998: 215

Effect of Thermal Exposure on Mechanical Properties in Welding Seam of TC11/Ti-22Al-25Nb Dual Alloy

Shen Jingyuan, Yao Zekun, Ning Yongquan, Zou Shuliang
(Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

Abstract: Thermal exposure of electron beam welded + near isothermally forged TC11/Ti-22Al-25Nb dual alloy simulation disc was conducted at 550 °C and 600 °C for 300 h and 500 h. Then the microstructures and fracture morphologies at the fracture position of the samples were investigated through tensile and stress-rupture experiments and observed by SEM and TEM. The results indicate that during the tension process at room temperature, the thermally exposed sample always fractures in the weld. After 550 °C thermal exposure, the fracture of tensile samples is ductile while the tensile samples are of brittle cleavage fracture when experiencing 600 °C thermal exposure, and cracks always originate in surface of the sample. As the thermal exposure temperature rises and the time extends, there is an overall improvement in room temperature tensile strength, the ductility decreases, the lasting time shortens, and the elements of the welding connection area are distributed more uniformly, and the composition curve becomes smoother. However, much O element has been found in the Ti-22Al-25Nb zone, indicating this alloy can be oxidized easily.

Key words: thermal exposure; TC11/Ti-22Al-25Nb dual alloy; mechanical properties; microstructure

Corresponding author: Shen Jingyuan, Master, School of Materials Science and Engineering, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, P. R. China, Tel: 0086-29-88493744, E-mail: shenjingyuan001@163.com