

热处理对 BT25Y 合金电子束焊接组织和力学性能的影响

辛社伟¹, 赵永庆¹, 周伟¹, 李倩¹, 洪权¹, 毛小南¹, 王凯旋², 雷锦文²

(1. 西北有色金属研究院, 陕西 西安 710016)

(2. 西部超导材料科技股份有限公司, 陕西 西安 710018)

摘要: 对 BT25Y 合金电子束焊接样品进行 700 °C/2 h AC 的退火处理和 940 °C/2 h AC+600 °C/8 h AC 的固溶+时效处理工艺, 研究 2 种热处理工艺对合金焊接区域的组织和力学性能影响。结果表明, 无热处理情况下, 焊缝溶合区主要由 α' 马氏体构成, 焊缝区硬度和强度明显高于基体。700 °C/2 h AC 退火处理后, 焊缝区的 α' 马氏体转变为细小弥散的 α 相, 焊缝区的硬度和强度高于基体, 室温拉伸断裂发生在基体, 焊接样品具有较差的高温持久性能。940 °C/2 h AC+600 °C/8 h AC 的固溶+时效处理, 焊缝熔合区的 α' 马氏体转变为尺寸较大的片层 α 相, 并且沿原始凝固 β 晶界存在尺寸较大的连续或断续棒状 α 析出带, 该析出带使得焊接样品在室温拉伸时沿焊缝发生脆性沿晶断裂, 该热处理后合金具有较好的高温持久性能。

关键词: BT25Y 合金; 电子束焊接; 热处理; 力学性能

中图分类号: TG146.2*3

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2017)11-3422-06

BT25Y 合金是前苏联在 BT25(Ti-6.5Al-2Sn-1.7Zr-2Mo-1W-0.2Si) 合金的基础上, 提高了 Mo、Zr 元素的含量, 发展的一种高性能两相钛合金, 其名义成分为 Ti-6.5Al-2Sn-4Zr-4Mo-1W-0.2Si, 可以长期在 500~550 °C 高温环境中使用^[1,2]。由于提高了 Mo、Zr 合金元素的含量, 相比于 BT25 合金, 合金的强韧性、持久蠕变强度和疲劳性能得到显著提高, 同时热加工性能得到提高^[3]。因为具有优异的高温、室温综合力学性能, 该合金是目前 500~550 °C 温度范围内航空发动机压气机转子的理想材料^[2,3]。

目前, 航空发动机的轮盘和鼓筒之间都通过焊接进行连接, 电子束焊接因为热输入少、焊接部件变形小、工作效率高、可在真空中焊接等优点被广泛应用于钛合金的焊接中^[4]。BT25Y 合金作为航空发动机理想转子材料, 广泛涉及到材料的焊接问题。而目前, 关于合金热加工和热处理的文献较多^[5-8], 专门针对 BT25Y 合金电子束焊接报道鲜有提及。本研究重点研究 2 种典型热处理对 BT25Y 合金焊接组织和力学性能的影响, 该研究结果将为 BT25Y 合金的焊后焊缝区和基体材料的热处理工艺选择和优化提供重要的参考。

1 实验

试验材料来自西部超导材料科技股份有限公司生产的 $\Phi 260$ mm 棒材。切割成 12 mm 厚的试板, 对试板焊接区进行机械打磨及化学清洗, 然后采用表 1 所示的焊接工艺对试板进行焊接。焊后对焊缝进行 X 光无损探伤, 保证用于后续性能检测和组织观察的焊接样品无可见的焊接缺陷。

为了消除焊接过程中产生的焊接应力, 并优化焊接区的组织和性能, 本研究选择 2 种典型热处理工艺。分别如下: (1) 700 °C/2 h AC 的退火工艺(AT)。该工艺是常见的钛合金去应力退火工艺。由于采用较低温度退火, 基本不影响基体材料的组织和性能。采用该工艺是模拟合金在焊接前已经采用了基体材料的最优热处理工艺(固溶+时效处理), 焊接完成后采用该工艺退火, 在不影响基体材料的组织和性能的前提下去除焊接区的焊接应力。(2) 940 °C/2 h AC+600 °C/8 h AC 的固溶+时效处理工艺(SAT)。该工艺处于基体材

表 1 合金电子束焊接工艺参数

Table 1 Electron beam welding parameters for the alloy

Welding voltage/kV	Welding current/mA	Focus current/mA	Welding rate/mm s ⁻¹
150	22	2268	14

收稿日期: 2016-11-15

基金项目: 陕西省自然科学基金项目(2014JM6222)

作者简介: 辛社伟, 男, 1978 年生, 博士, 教授, 西北有色金属研究院钛合金研究所, 陕西 西安 710016, E-mail: nwpu_xsw@126.com

料的最优热处理工艺范围。采用该工艺基体材料可以得到优化的综合性能。选择该工艺对焊接材料进行热处理是模拟合金在锻造状态下进行焊接，然后选择材料的最优热处理对焊接材料进行整体热处理，不但可以满足基体材料的最佳综合性能，也可以有效去除焊缝区焊接应力。

本研究中所有室温拉伸和持久试样均垂直于焊缝方向取样，并保证焊缝位于试样标距的中间。硬度是在 MVS-1000JMT2 维氏硬度仪上进行，加载载荷为 500 g，加载时间为 10 s。金相 (OM)、X 射线衍射 (XRD) 和扫描电镜 (SEM) 分别是在 OLMPUS PMG 光学显微镜、D8 ADVANCE 型 X 射线衍射仪和 JSM-6460 型扫描电镜上进行的。

2 结果与分析

2.1 焊接力学性能

图 1 显示合金焊缝区域在不同处理状态下的显微硬度。可以看到在无热处理(NHT)情况下，焊缝接头溶合区(FZ)的硬度总体明显高于母材(BZ)和热影响区(HAZ)。焊缝熔合区硬度分布呈马鞍形状，即在焊缝的中心区硬度相对较低。随着向基体延伸，硬度先升高后降低。以溶合区的中心为轴，呈现对称分布。对焊接样品进行 700 °C/2 h AC 的退火处理后，可以看到 BZ、HAZ 的硬度和未处理条件下差别不大，FZ 硬度较未热处理的略有降低。总体而言，700 °C/2 h AC 的退火处理对焊缝硬度影响不大。对焊接样品进行 940 °C/2 h AC+600 °C/8 h AC 的固溶+时效处理工艺后，BZ 和 HAZ 的硬度显著升高，FZ 硬度明显下降，导致合金 BZ、HAZ 和 FZ 的硬度趋向于一致化。

BT25Y 合金为典型的 550 °C 用高温钛合金，具有良好的室温与高温性能的匹配是合金使用的基本要求。表 2 显示焊接试样的室温拉伸性能和高温持久性能，以这 2 项性能作为合金室温性能和高温性能的代表。从表中可以看到，NHT 和 AT 的样品室温拉伸时试样均断裂在基体处，证明焊缝区的强度超过基体，这和图 1 的硬度数据对应。SAT 的样品室温拉伸后试样断裂在焊缝，并且显示很低的延伸率，为典型的脆

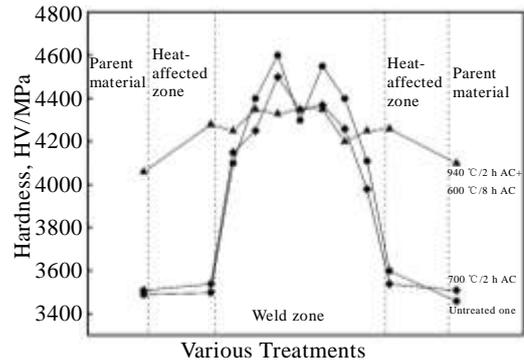


图 1 合金不同处理状态下焊缝区的硬度

Fig.1 Microhardness of different weld zones for various Treatments

性断裂，证明固溶+时效处理后，在焊缝区出现导致合金脆性断裂的因素，引起合金在焊缝区断裂。对于高温持久性能，SAT 合金在 550 °C/441 MPa 条件下持续 101 h 没有断裂，满足一般的航空使用标准。而 700 °C 退火样品在持续 21 h 在焊缝处断裂，证明该退火工艺无法满足合金高温持久性能要求。综合室温和高温性能可以看出，室温条件下 700 °C 退火工艺具有优势，高温条件下 940 °C/2 h AC+600 °C/8 h AC 的固溶+时效处理工艺具有优势。

2.2 显微组织

2.2.1 不同热处理组织

图 2 分别显示焊接样品在 NHT、AT 和 SAT 处理工艺下对应的 FZ、HAZ 和 BZ 的显微组织。图 3 显示 3 种状态下焊缝接头熔合区的 XRD 图谱。图 2a 为合金原始焊接板材的 BZ 组织，为典型的等轴组织，组织均匀。图 2b 为无热处理情况下焊缝接头熔合区组织，属于典型的凝固组织，从基体到焊缝中心依次为横排的柱状晶和等轴晶，焊缝中心的等轴晶由于最后凝固，所以对对应较大的晶粒尺寸，这是图 1 显示焊缝中心区硬度较低的主要原因。由图 3 的 XRD 分析可知，在无热处理的情况下，合金焊缝接头溶合区主要由 α' 马氏体构成。 α' 马氏体形成过程为熔融金属快速凝固成大尺寸柱状和等轴 β 晶粒 (图 2b)，然后 β 晶

表 2 2 种热处理状态下合金的典型力学性能

Table 2 Mechanical properties for the alloy after two heat treatments

State	Test condition	Properties				Reference column
		R_m /MPa	$R_{p0.2}$ /MPa	A/%	Z/%	
NHT		1027	931	13.0	38	Failure in matrix
700 °C/2 h AC (AT)	Room temperature	1025	945	11.5	33	Failure in matrix
940 °C/2 h AC+600 °C/8 h AC(SAT)		1176	1043	4.0	6.0	Failure in welded joint
700 °C/2 h AC (AT)	High temperature		21 h			Failure in welded joint
940 °C/2 h AC+600 °C/8 h AC (SAT)	(550 °C/441 MPa)		101 h			Non failure

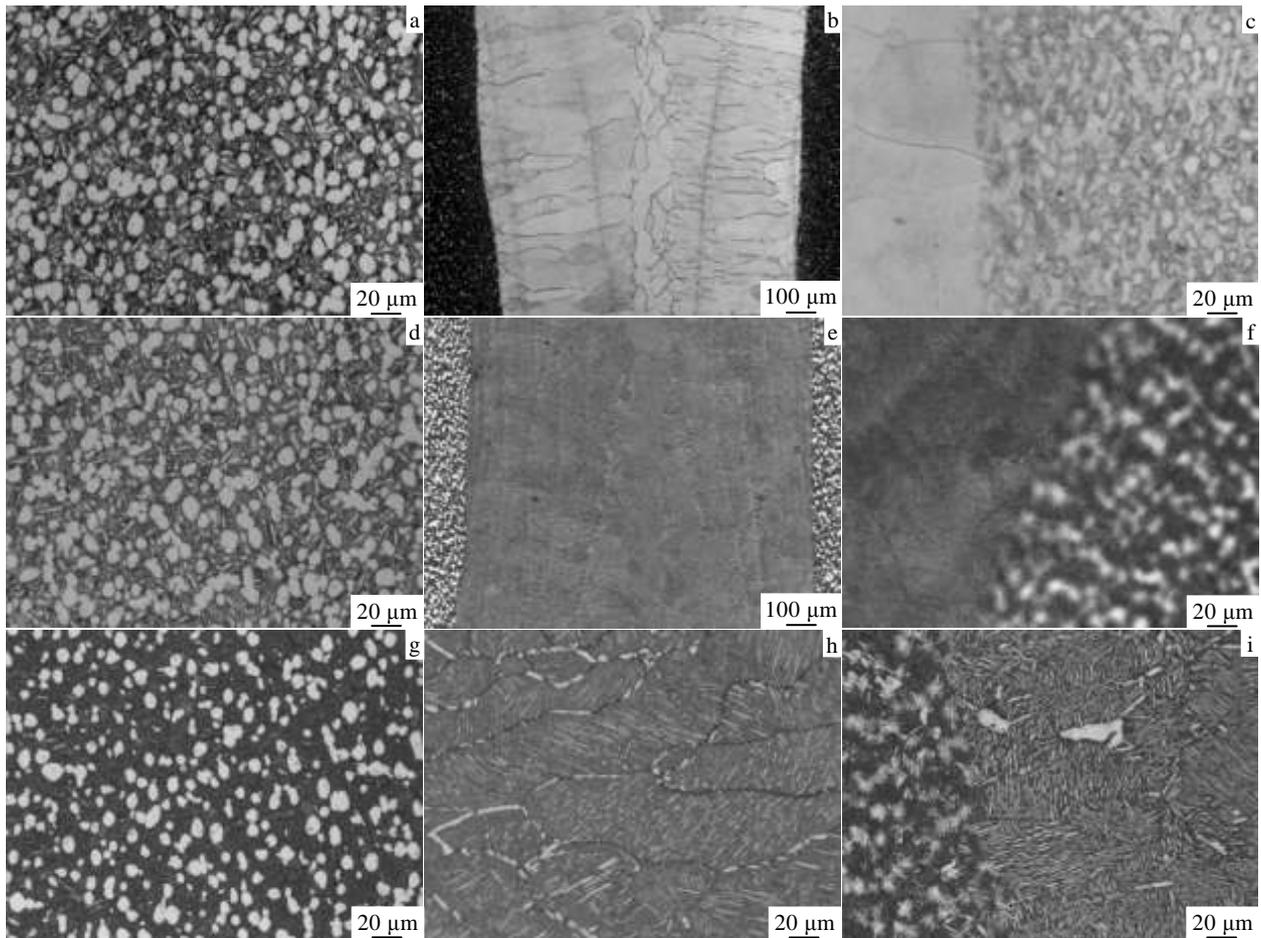


图 2 不同热处理的焊接试样组织

Fig.2 Microstructures of welded specimen under different conditions: (a) BZ of NHT; (b) FZ of NHT; (c) HAZ of NHT; (d) BZ of AT; (e) FZ of AT; (f) HAZ of AT; (g) BZ of SAT; (h) FZ of SAT; (i) HAZ of SAT

粒在快速冷却过程中析出均匀、弥散、细小的针状 α' 马氏体。由于 α' 马氏体均匀、细小、弥散分布，具有较强的强化作用，所以焊缝接头溶合区的硬度和强度明显高于基体（图 1 所示），在室温拉伸情况下，断裂也发生在强度更弱的基体而不是焊缝接头溶合区。图 2c 为无热处理情况下的热影响区组织，焊接的时候由于高温的影响，在热影响区中等轴 α 相外缘或者等轴 α 相全部向 β 相转变，在随后快速冷却时，又会发生 β 相向针状 α' 马氏体或针状 α 相的转变，所以形成了如图 2c 所示的在等轴 α 相周围有针状 α' 或 α 相镶嵌的组织。由于 α' 或 α 针的强化，热影响区的强度高于基体。图 2d 显示 700 °C 退火处理后的基体组织，和原始焊接基体组织(图 2a)几乎没有差别，证明 700 °C 退火处理为去应力退火，对合金基体组织和强度几乎没有影响（表 2）。图 2e 为焊缝溶合区 700 °C 退火组织，由图 3 XRD 分析可知，该条件下焊缝溶合区主要由 α 和 β 相构成，原始凝固过程中形成的柱状和等轴 β 晶界依然

清晰可见。与图 2b 对比可知，经过 700 °C 退火处理后，原始凝固 β 晶粒内主要发生的是 $\alpha' \rightarrow \alpha + \beta$ 的转变，即原始焊缝溶合区中的 α' 相转变为 α 相。由于退火温度较低， α 相借助 α' 形核长大，并依然保持细小弥散，具有较好的强化效果，这是 700 °C 退火后焊缝溶合区

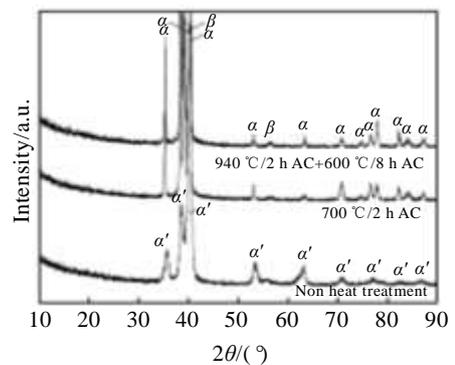


图 3 不同状态下焊缝接头溶合区的 XRD 图谱

Fig.3 XRD patterns of FZ after different treatments

硬度下降不明显，并且强度高于基体的主要原因。图 2f 为 700 °C 退火处理后的热影响区组织，和无热处理组织（图 2c）相差不大，此时发生的主要相变是热影响区中的针状 α' 转变为 α 相，这种转变对组织形态几乎没有影响。图 2g 为固溶+时效处理后基体组织，为双态组织，由约 22% 初生 α +转变 β 组织构成，这是 BT25Y 合金典型的强化热处理组织。该工艺处理后，合金基体和热影响区的强度硬度得到显著提高（图 1）。图 2i 为固溶+时效处理后焊接热影响区组织，经过了高温固溶保温处理后，原始沿等轴 α 相周围镶边形成的针状 α' 或 α 相明显长大粗化。图 2h 显示固溶+时效处理后焊缝熔合区组织。最突出的特征是沿原始 β 晶界有粗大连续或断续的棒状 α 析出带形成，晶内的 α 相明显长大，形成片层状或纺锤状。结合图 3 的 XRD 结果可知，在固溶+时效热处理过程中主要发生原始焊接组织中的 α' 相转变为 α 和 β 相。由于晶内和晶界 α 相的粗化，使得焊缝熔合区强度和硬度下降（图 1）。同时也可以明显得出，正是由于沿原始 β 晶界形成这种粗大连续棒状 α 相析出带，才导致焊接试样在固溶+时效处理后从焊缝处脆性断裂。图 4 显示 700 °C 退火和固溶+时效处理后焊接试样的断口形貌。700 °C

退火后断口发生在基体（图 4a），主要由均匀细小的韧窝构成。固溶+时效处理口，断口发生在焊缝处（图 4b），为典型的沿晶断裂，沿晶断裂的断口面和晶棱清晰可见（图 4c），这些断口也表明沿原始 β 晶界分布的粗大棒状 α 析出带是焊接试样在固溶+时效的热处理后沿焊缝脆性断裂的主要原因。

2.2.2 固溶或时效对组织影响

为了探明是高温固溶处理、还是时效处理、还是固溶+时效的联合作用使得焊缝熔合区形成沿原始 β 晶界分布的粗大 α 析出带，对焊接样品单独进行了固溶和时效处理。图 5a 为 600 °C/8 h AC 时效处理的焊缝溶合区组织，该组织和原始组织（图 2b）几乎没有差别，证明单独的 600 °C/8 h 时效处理不会对组织产生明显影响。图 5b 和 5c 显示 940 °C/2 h 固溶后组织。可以明显观察到沿原始 β 晶界分布的粗大棒状 α 析出带，该组织和固溶+时效的组织（图 2h）相似。证明沿原始 β 晶界形成的 α 析出带是高温固溶过程中产生的。在高温固溶过程中，由于加热温度高，稳定的 α 形核更倾向于在晶界发生，同时，高温下晶界扩散更

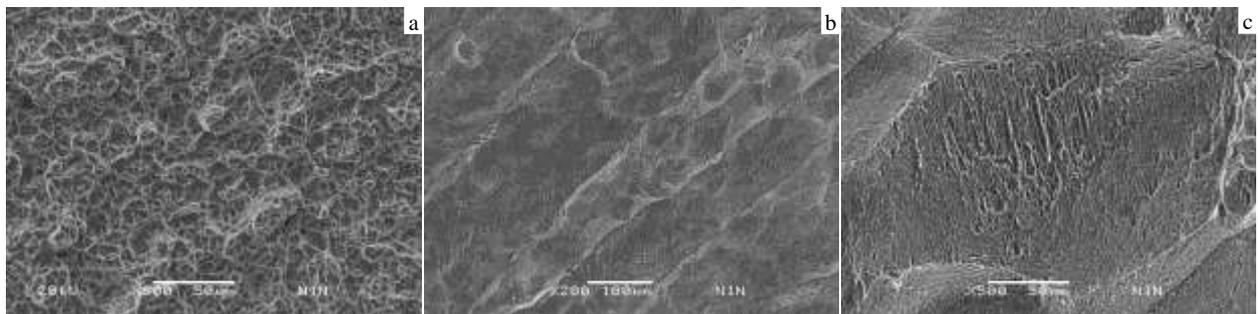


图 4 不同处理状态下断口组织

Fig.4 Fractography for the different treated specimen: (a) AT, (b) low power microstructure of SAT, and (c) high power microstructure of SAT

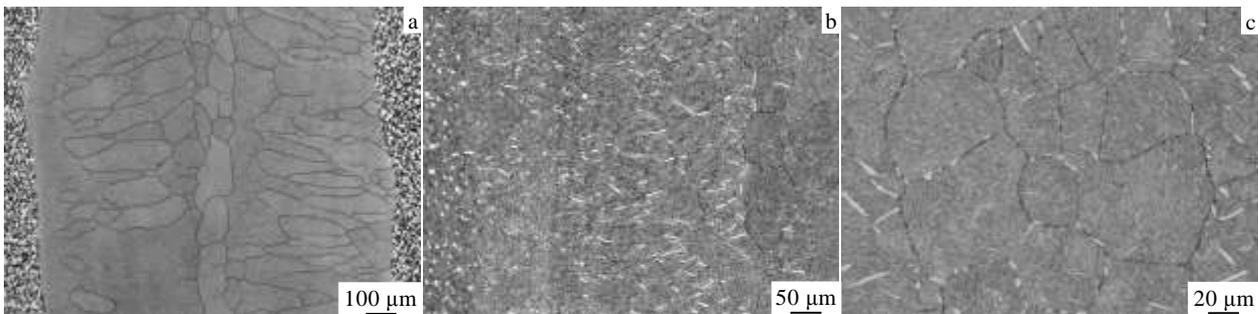


图 5 单独时效和固溶处理的焊缝熔合区组织

Fig.5 FZ microstructures for the specimens after single solution and aging treatment: (a) single aging, (b) low power

microstructure of single solution, and (c) high power microstructure of single solution

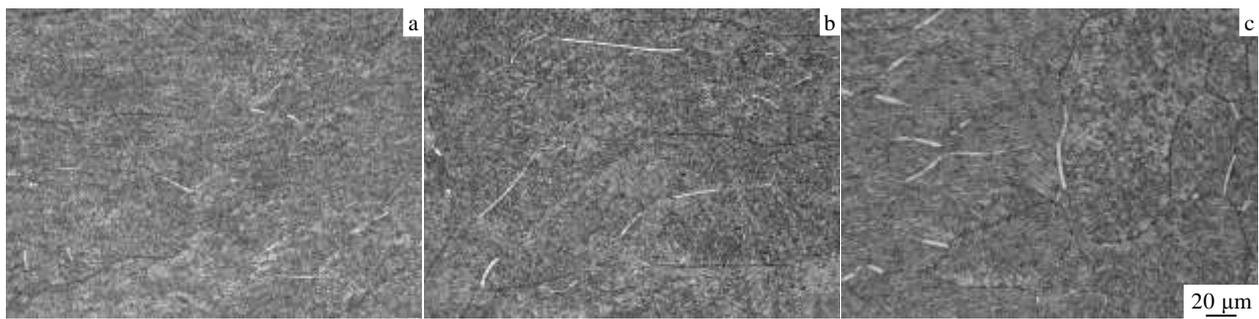


图 6 不同温度固溶处理后焊缝熔合区组织

Fig.6 FZ microstructures for the specimens after different solution treatments: (a) 800 °C/2 h AC; (b) 850 °C/2 h AC; (c) 900 °C/2 h AC

为剧烈, 有利于晶界 α 相的长大, 加之焊缝熔合区存在较强的焊接内应力, 这些因素都会导致 α 相在晶界的不均匀析出和长大。为了进一步探索固溶过程中 α 带析出的临界温度以及对力学性能的影响, 对焊接试样进行了不同温度的固溶处理, 如图 6 所示。在 800 °C 以下固溶时没有沿晶界析出的 α 带, 晶内 α 相也非常细小。800 °C 固溶时在原始 β 晶界个别位置开始出现尺寸细小 α 带, 如图 6a 所示, 此时 α 带数量少、尺寸细小, 拉伸结果表明其不会引起焊缝的脆性断裂, 断裂发生在基体处。当固溶温度升高到 850 °C, 沿晶界的 α 带数量开始增多, 尺寸也开始增加, 如图 6b 所示。虽然在该温度固溶时已经明显观察到 α 带, 由于其数量少, 尺寸相对细小, 性能测试表明其不会引起焊缝的脆性断裂。当固溶温度升高到 900 °C 时, 沿晶界分布的 α 带数量急剧增加, 长度和厚度急剧增大, 如图 6c 所示。力学测试表明该温度下 α 带已引起合金焊缝性能的脆化, 断裂发生在焊缝融合处, 为脆性断裂。

3 讨论

从以上组织和性能分析可以看出, 2 种经典的焊后热处理工艺都无法满足目前 BT25Y 的使用要求。700 °C 退火处理无法满足高温持久性能, 是因为 700 °C 退火组织主要由细小、弥散、均匀的 α 相构成, 存在大量 α/β 界面, 室温情况下, 这些界面为强化因素, 提高合金的强度和硬度。但在高温条件下, 晶界强度更弱, 高温持久加载过程中, 界面也会成为扩散的通道, 降低合金的高温持久性能。要改善这种组织状态, 从原理上说需要 α 相尺寸长大, 即提高退火温度, 而提高退火温度又会引起沿晶界析出的 α 带, 也会影响基体的性能。因此, 对于采用单纯中低温退火工艺, 目前没有更好的办法优化组织, 提高高温持久性能。对于高温固溶+时效的工艺, 由于 α 相尺寸的

增大, α/β 界面减少, 使得高温条件下晶内强度得到发挥。因此对应较好的高温持久性能。但是, 正如前文分析, 这种热处理又会形成沿晶界分布的 α 析出带, 导致室温脆性断裂, 要使用该热处理制度, 需要优化 α 相的不均匀析出, 使得沿晶界析出的 α 带对性能的不利影响降到可承受的范围。考虑到高温固溶过程中 α 相倾向于在原始 β 晶界形核是 α 不均匀析出的主要原因之一。可尝试在高温固溶前增加一个较低温度的退火处理, 通过退火处理, 使得焊接后形成的均匀弥散的 α' 马氏体转变为均匀细小的 α 相, 这样固溶过程中的 α 相的生长可以在原有 α 相基础上进行, 优化 α 相的形核位置。同时, 中低温退火处理可以一定程度消除焊接应力, 降低凝固 β 晶粒的过饱和度, 从而减小 α 相不均匀形核和长大, 有望优化合金组织。总体而言, 目前兼顾基体的热处理工艺, 对焊接试样采用中低温退火或固溶+时效的热处理都无法同时满足材料室温和高温下的综合性能要求。因此, 专门针对 BT25Y 合金电子束焊接试样的最优热处理工艺还需要进一步研究。

4 结论

1) BT25Y 合金电子束焊接样品在无热处理情况下, 焊缝区主要由细小弥散的 α' 马氏体构成, 焊缝区的硬度明显高于基体。

2) 700 °C/2 h AC 退火处理, 焊缝区的 α' 马氏体转变为细小弥散的 α 相, 由于 α 相的强化作用, 焊缝区的硬度和强度明显高于基体, 室温拉伸断裂发生基体。由于退火组织中的 α 相细小弥散, 焊接样品具有较差的高温持久性能。

3) 940 °C/2 h AC+600 °C/8 h AC 的固溶+时效处理, 合金基体和热影响区明显强化, 焊缝融合区的 α' 马氏体转变为尺寸较大的片层 α 相, 并且沿原始凝固

β 晶界存在尺寸较大的棒状连续或断续 α 析出带, 该析出带使得焊接样品在室温拉伸时沿焊缝发生脆性沿晶断裂。由于具有较大尺寸的 α 相, 该热处理后合金具有较好的高温持久性能。

4) 沿原始凝固 β 晶界存在的 α 析出带主要产生于高温固溶过程中, 当固溶温度超过 900 °C 时, α 析出带数量较多, 尺寸粗大, 可以引起焊接样品沿焊缝处脆性断裂。

参考文献 References

- [1] Lu Gang(路 纲), Zhang Zhu(张 翥), Hui Songxiao(惠松骁) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2002, 38(S1): 206
- [2] Lütjering G, Levin I, Tetyukhin V *et al. Ti'95 Science and Technology*[C]. Birmingham: World Conference on Titanium, 1995: 1050
- [3] Wei Shouyong(魏寿庸), Wang Qingjiang(王清江), He Yu(何瑜) *et al. Titanium Industry Progress*(钛工业进展)[J], 2013, 30(4): 9
- [4] Chen Zhiyong (陈志勇), Wang Qingjiang (王清江), Liu Jianrong(刘建荣) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2008, 44(3): 206
- [5] Chu Maoyou(储茂友), Hui Songxiao(惠松骁), Zhang Zhu(张翥) *et al. Journal of Chinese Electron Microscopy Society*(电子显微镜学报)[J], 2004, 23(2): 168
- [7] Wang Yong(王永), Lu Bin(卢 斌), Zhang Jun(张 钧). *Heat Treatment of Metals*(金属热处理)[J], 2009, 34(4): 64
- [8] Wang Yang(王 杨), Zeng Weidong(曾卫东), Ma Xiong(马 雄) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2013, 23(7): 1861

Effect of Two Typical Heat Treatments on Microstructure and Mechanical Property of Electron Beam Weldment of BT25Y

Xin Shewei¹, Zhao Yongqing¹, Zhou Wei¹, Li Qian¹, Hong Quan¹, Mao Xiaonan¹, Wang Kaixuan², Lei Jinwen²

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

(2. Western Superconducting Technologies Co., Ltd, Xi'an 710018, China)

Abstract: The microstructures and mechanical properties of electron beam weldment BT25Y after 700 °C/2 h AC (AT) and 940 °C/2 h AC+600 °C/8 h AC (SAT) were investigated. The results indicate that the fusion zone microstructure of non heat treatment (NHT) specimen is mainly composed of α' martensite phase, which shows high microhardness and strength in comparison to base metal zone (BZ). For the specimens after AT, the α' martensite in FZ transforms to fine α phase which shows similar microhardness regular pattern in comparison to NHT specimen. The fracture appears in BZ because of lower hardness and strength of BZ in comparison to FZ. Under this condition the specimen shows bad high temperature endurance strength. For the specimens after SAT, the α' martensite in FZ transforms to α phase with rather big size and there are continuous or interrupted big sized α precipitation bands along the original β grain boundaries. These precipitation bands in FZ lead to the brittle fracture of welded specimen. Under this condition the specimen shows better high temperature endurance strength.

Key words: BT25Y; electron beam welding; heat treatment; mechanical property

Corresponding author: Xin Shewei, Ph. D., Professor, Titanium Alloy Research Center, Northwest Institute for Nonferrous Metal Research, Xi'an 710016, P. R. China, Tel: 0086-29-86231078, E-mail: nwpu_xsw@126.com