

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

马 权¹, 辛社伟², 宋 凯², 周 伟², 李 倩², 毛小南², 秦少军¹

(1. 宝鸡文理学院, 陕西 宝鸡 721004)

(2. 西北有色金属研究院, 陕西 西安 710016)

摘 要: 对不同原始状态的 Ti-1300 合金电子束焊接样品进行不同的热处理, 研究了焊前热处理和焊后热处理工艺对合金焊接样品的组织和力学性能影响。结果表明, 焊接前不同热处理对合金焊缝组织和性能影响不大, 在焊缝无热处理情况下, 焊缝主要由较大尺寸的柱状 β 晶和亚晶构成, 形成的 α 相极少, 并主要分布在晶界处, 这种组织使得焊缝区的强度和塑性明显低于基体。焊接后不同热处理工艺对焊缝区 β 晶粒的形态和尺寸几乎没有影响。热处理可以调节焊缝区 α 相的含量、尺寸和形态, 但析出的 α 相的分布总体趋向于在稳定晶界处形成。焊缝区的性能依赖于析出 α 相的尺寸和数量, 当单独在较低温度退火或时效时, 焊缝区 α 相强化效果明显, 焊缝强度大于基体, 断裂发生在基体。

关键词: Ti-1300 合金; 电子束焊接; 热处理; 力学性能

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2019)08-2723-06

Ti-1300 合金是西北有色金属研究院研制的一种新型高强韧钛合金, 名义成分为 Ti-5Al-4Mo-4V-4Cr-3Zr, 相变点 830 °C, 是一种典型的双态富 β 或近 β 合金。合金在 1300 MPa 强度级别下具有良好的强韧性匹配, 目前已经广泛应用于航天兵器领域。作为航空航天结构件, 往往需要通过焊接进行连接。在不同的焊接方法中, 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^[1,2], 特别是对于航空航天应用的精密构件, 电子束焊接是最理想、也是应用最广泛焊接方法。由于应用广泛, 电子束焊接工艺参数、焊后热处理工艺对钛合金焊接的组织和力学性能影响有广泛研究。目前得到的共识是纯钛、近 α 合金和($\alpha+\beta$)合金都具有相对较好的焊接性能, 可以通过焊后热处理工艺较广泛地调整焊缝的组织和性能, 使基体和焊缝性能达到较好匹配^[3-6]。对于近 β 高强钛合金, 由于 Mo 含量较高, 焊缝组织较为单一, 通过工艺和热处理很难使得焊缝组织有显著变化, 从而限制了焊缝性能与基体性能的匹配^[7,8]。然而高强钛合金作为重要的结构材料, 焊接问题是人们不得不面对的问题。Ti-1300 将应用于航空航天承力结构件, 其焊接问题是关注的重点之一。作为具有自主知识产权的新型钛合

金, 前期课题组对合金变形组织与性能进行了广泛研究^[9-11], 但从未涉及焊接问题。本工作根据 Ti-1300 的应用需求, 系统地研究焊前和焊后热处理工艺对合金焊接接头组织和力学性能的影响, 揭示影响 Ti-1300 合金焊接性能的主要因素。其研究结果对于后续合金的焊接工艺和焊后热处理工艺的选择具有重要的指导意义, 理论分析结果也对同类高强钛合金电子束焊接工艺的选择具有指导和参考意义。

1 实 验

试验材料为西北有色金属研究院制备的 Ti-1300 棒材。棒材终锻采用两相区锻造, 获得双态组织, 如图 1 所示。将棒材切片并切割成 12 mm 厚的试板, 对试板焊接区进行机械打磨及化学清洗, 然后采用优化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、优化焊缝组织和性能, 同时保障基体组织和性能处于一种最优状态, 选择了 3 种焊接和热处理组合工艺。具体工艺如表 1 所示。其中工艺①是最常见的钛合金去应力退火工艺。焊接前的 760 °C/1 h AC+540 °C/4 h AC 是

收稿日期: 2019-01-22

基金项目: 陕西省自然科学基金(2018JM5142); 陕西省重点研发计划(2018GY-119)

作者简介: 马 权, 男, 1974 年生, 博士, 副教授, 宝鸡文理学院机电工程系, 陕西 宝鸡 721004, E-mail: 779744542@qq.com

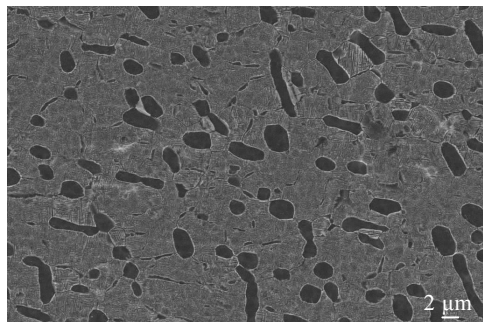


图 1 焊接样品原始组织

Fig.1 Original microstructure of welding samples

表 1 合金焊前和焊后热处理工艺

Table 1 Heat treatments of samples before and after welding treatment

No.	State before welding treatment	State after welding treatment
①	760 °C/1 h AC+540 °C/4 h AC	700 °C/2 h AC
②	760 °C/1 h AC	540 °C/4 h AC
③	R	760 °C/1 h AC+540 °C/4 h AC

Ti-1300 合金的最佳处理工艺,在该热处理条件下合金强度超过 1250 MPa,延伸率超过 8%。焊接后采用 700 °C/2 h AC 较低温度退火,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),焊接完成后退火,去除焊接区的焊接应力。工艺②先对样品进行固溶处理,焊接完成后进行时效处理。该工艺模拟合金在固溶状态下焊接,然后时效,基体材料经历了最优热处理工艺,时效正好可以对焊缝进行退火处理。工艺③模拟合金在锻态下直接焊接,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。这些工艺设计的目的是保障基体材料处于一种优化性能的前提条件下,让焊缝可以经历多种复杂退火工艺,为焊缝组织和性能的调整提供多样化选择。

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。金相(OM)、X 射线衍射(XRD)和透射电镜(TEM)分别是在

OLMPUS PMG 光学显微镜、D8 ADVANCE 型 X 射线衍射仪和 JEM-200CX 型透射电镜上进行的。扫描电镜(SEM)和背散射电子衍射(EBSD)是在 JSM-6460F 型扫描电镜上进行。

2 结果及分析

2.1 力学性能

表 2 显示合金在不同焊前和焊后热处理条件下力学性能。可以看到,对于焊后无热处理,合金性能展示 2 个典型特征:1) 无论焊接前是锻态(R-0)、固溶态(ST-0)还是固溶时效态(STA-0),焊缝性能几乎没有变化,表明焊接前热处理工艺对焊缝性能影响不大。2) 断裂都发生在焊缝区,而且焊缝的断裂强度和延伸率远低于合金通常所展示超过 1200 MPa 强度水平。这和近 α 合金、 $(\alpha+\beta)$ 类型合金完全不同,近 α 和 $(\alpha+\beta)$ 合金在无焊后热处理情况下断裂一般都发生在基体,其焊缝由于析出尺寸细小的 α 或马氏体得到强化。而 Ti-1300 这种 Mo 含量较高的近 β 合金在焊后无热处理情况下焊缝成为弱区,断裂首先发生在焊缝。对于焊后热处理,固溶时效处理(R+STA)后断裂强度显著提高,但是断裂依然发生在焊缝区,而且延伸率较低。焊后仅时效处理(ST-A)后焊缝强度变化不大,延伸率得到提升,断裂由焊缝区转到基体,该条件下,焊缝和基体强度达到较好匹配。焊后进行退火处理(STA+M)后,合金强度显著降低,延伸率显著升高,断裂发生在母材,该条件下,母材强度低于焊缝。

2.2 显微组织

2.2.1 焊后无热处理组织

图 2 为 R-0、ST-0、STA-0 3 种样品焊缝融合区的 XRD 图谱,从图中可以看到 3 种样品的 XRD 图谱相似,主要为 β 相, α 衍射峰极弱,证明焊接后焊缝区主要由 β 相构成,析出的 α 相极少。同时可以看到相比于 β 钛的标准衍射谱, $\beta(200)$ 峰强度最高,证明焊缝金属凝固时形成一定的择优取向,这种择优取向与合金原始状态无关。

图 3 为样品焊后无热处理组织,通过对比可以看到,不同原始处理状态(R-0, STA-0)对焊缝组织几乎

表 2 2 种热处理状态下合金的典型力学性能

Table 2 Mechanical properties of the alloy after two heat treatment states

No.	State before welding treatment	State after welding treatment	R_m /MPa	$R_{p0.2}$ /MPa	A /%	Z /%	Failure
R-0	R	No heat treatment (NHT)	870	850	5.5	40	At welded joint
R+STA		760 °C/1 h AC+540 °C/4 h AC	1260	1215	5.0	14	At welded joint
ST-0	760 °C/1 h AC	NHT	852	845	7.0	45	At welded joint
ST+A		540 °C/4 h AC	1285	1252	7.0	22	At matrix
STA-0	760 °C/1 h AC+540 °C/4 h AC	NHT	862	858	6.0	40	At welded joint
STA+M		700 °C/2 h AC	986	957	18.0	56	At matrix

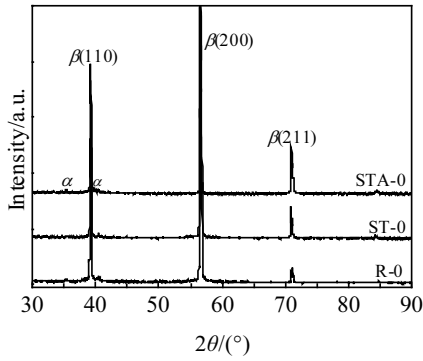


图 2 无热处理状态下焊缝接头熔合区的 XRD 图谱

Fig.2 XRD patterns of welding joint zones of samples without heat treatment

没有影响(ST 组织略), 都呈现等轴和柱状 β 晶粒, 和基体接触的部分由于冷速较快, 形成等轴 β , 向焊缝中心延伸形成柱状 β 晶粒。这是因为焊缝是一种凝固组织, 其经历了熔化和凝固 2 个过程, 无论原始组织是什么状态, 都需要经历熔化和凝固, 熔化过程将消除原始组织的差异, 而凝固都几乎在同一条件下进行, 所以形成的最终组织差异不大, 这也是表 2 中焊接前热处理工艺对焊缝性能影响不大的原因。焊缝区的高倍组织 (图 3c) 表明, 焊缝区的柱状晶连接成片状, 尺寸较大, 在片状柱状晶间嵌套有明显晶界的等轴晶。为了进一步分析这种组织, 进行 EBSD 分析, 如图 4 所示。通过图 4a 焊缝区的取向成像图可以看到在片状柱状晶内存在明显的取向差, 但是相邻晶粒的取向差很小, 不足以形成稳定晶界 (图 4b, 实黑线为大角度晶界, 暗灰线为小角度晶界, 以 15° 为分界), 证明这些连成片状的柱状晶并不是一个稳定晶粒, 在内部存在亚晶界, 是由大量柱状亚晶排列形成。图 4c 显示在 β 基体上 α 相分布, 可以清楚观察到 α 相非常少, 并且主要分布在具有稳定晶界的细晶区, 在成片分布的

柱状亚晶区几乎没有析出。进一步 TEM 和 SEM 组织分析表明, 在晶内, 几乎无法观察到析出的 α 相, 但存在大量的由于冷却凝固内应力而导致的位错 (图 5a), 凝固形成的柱状晶亚晶界主要由位错胞构成 (图 5b), 在稳定晶界处, 存在少量 α 相析出 (图 5c)。综合分析, 可以看到, 对于 Ti-1300 这种近 β 或双态富 β 合金, 在没有焊后热处理的情况下, 焊缝区主要由成片分布的柱状 β 亚晶和嵌套在亚晶内的少量具有稳定晶界的 β 晶粒构成, 由于具有较高的 Mo 含量, 析出的 α 相极少, 并且大部分分布在与热影响区相连的等轴 β 晶粒的晶界处。这种少量不均匀分布的 α 相强化效果弱, 加之存在大量尺寸粗大的柱状 β 亚晶, 因此焊缝区无论是强度还是延伸率, 都显著下降, 这是表 2 中 R-0、ST-0 和 STA-0 样品断裂发生在焊缝区, 并且强度和延伸率都明显低于 Ti-1300 合金普通性能水平的原因。

2.2.2 焊后热处理组织

图 6 为 R-0、ST-0、STA-0 3 种样品焊后经过不同热处理后焊缝融合区的 XRD 图谱。和图 2 热处理前样品对比, 可以看到无论哪种热处理, 在 β 基体中都形成了明显的 α 相, 但不同热处理后 3 种样品的 XRD 图谱相似, 无法从 XRD 结果判断热处理对焊缝的影响的异同。

为了进一步分析不同热处理对焊缝显微组织的影响, 进行了 SEM 和 TEM 观察, 图 7 和图 8 为不同热处理后焊缝区 SEM 和 TEM 组织。可以看到, 经固溶时效处理后 α 相呈现 2 种形态, 一种是尺寸较大的椭球形 α 相沿晶界和在晶内断续分布 (图 7a); 另一种是在晶内分布的细小片层 α 相 (图 8a)。显然, 尺度较大的椭球状 α 相是在 760°C 的固溶过程中形成, 晶内的细小 α 是 540°C 时效过程中形成。相对于双态区锻造+热处理形成的双态组织 (图 1), 焊缝直接进行固溶+时效处理形成的固溶 α 相分布极为不均匀, 优

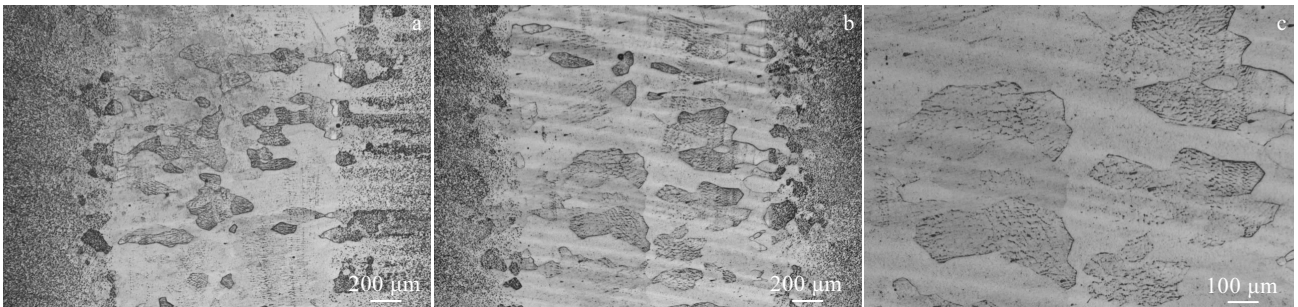


图 3 不同状态下合金焊接后无热处理组织

Fig.3 Microstructures of the different samples without heat treatment: (a) R-0, (b) STA-0, and (c) STA-0

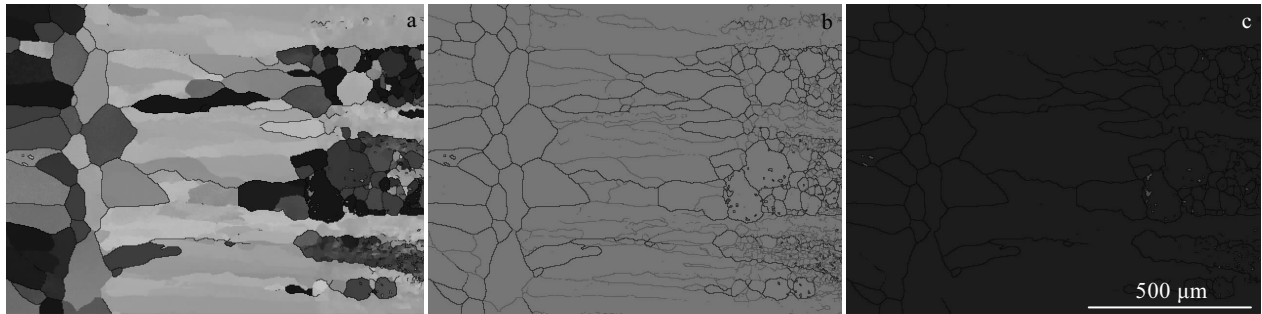


图 4 锻态样品焊接后无热处理的 EBSD 图

Fig.4 EBSD images of sample R-0: (a) image of orientation, (b) high or low-angle boundaries, and (c) amount and distribution of α

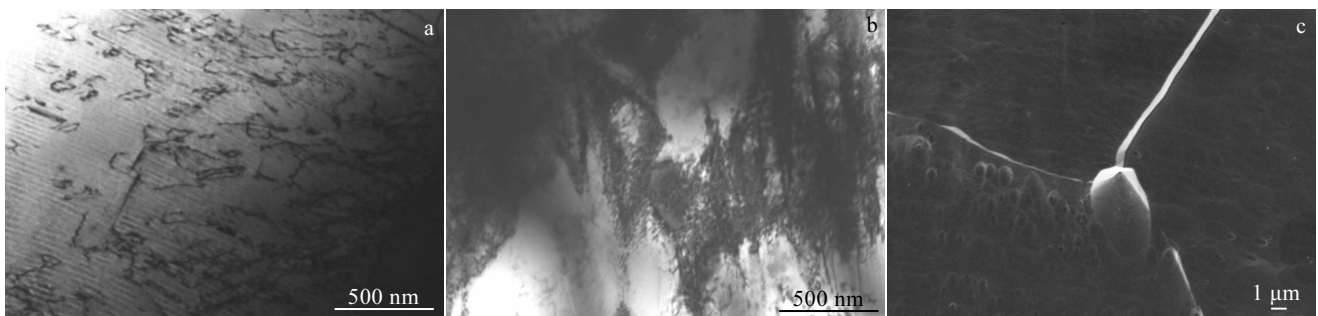


图 5 锻态样品焊接后无热处理的 TEM 和 SEM 组织

Fig.5 TEM images of inside grain (a), subgrain boundary (b) and SEM image of grain boundary (c) for sample R-0

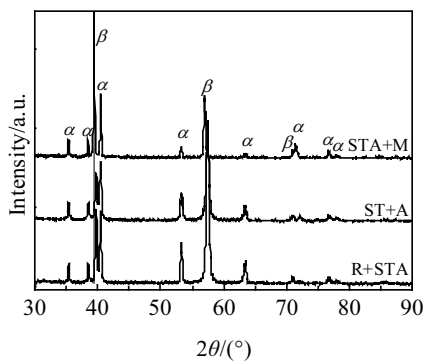


图 6 不同热处理后焊接接头熔合区的 XRD 图谱

Fig.6 XRD patterns of welding joint zones after different heat treatments

先形成于晶界，加之热处理无法改变焊缝凝固所形成的粗大柱状晶尺寸和形态，因此即使采用和基体相同的热处理工艺，焊缝区无论是强度还是延伸率都低于基体，这是表 1 中 R-0 样品经过固溶+时效处理 (R+STA) 后，断裂依然发生在焊缝的原因。当对焊缝进行

直接时效处理 (ST+A) 后，可以看到密集分布的细片层 α 相 (图 7b, 图 8b)，由于没有初生 α 相，相对于基体时效而言，焊缝区时效后形成的细片层 α 相数量更多，更为密集 (图 8b)，所以焊缝区的时效强化效果更为显著，因此焊缝区的强度高于基体，这是 ST+A 样品断裂发生在基体的原因。对焊缝进行 700 °C 较高温度的退火处理 (STA+M) 后，可以看到焊缝区析出的 α 相尺寸明显增加，数量相对减少 (图 7c)，TEM 形貌显示形成的是尺寸较大的透镜状 α (图 8c)。这种透镜状 α 的强化效果显然是优于基体的等轴初生 α +退火后粗大的片层 α 混合强化效果，因此表 1 中 STA+M 样品的断裂也是发生在母材。

前文分析指出焊缝无热处理情况下存在大量柱状亚晶，为了研究这些柱状亚晶在热处理过程中发生的变化，进行了 EBSD 分析，如图 9 所示。可以看到，热处理没有改变焊缝的亚晶状态 (图 9a)，亚晶界没有因为热处理的原因而转变为稳定晶界或消失 (图 9b)。热处理过程中形成的 α 相分布极为不均匀，更倾向于在稳定晶粒区析出 (图 9c)，而亚晶区几乎没有析出。这主要是稳定晶粒区的稳定晶界可以为 α 相

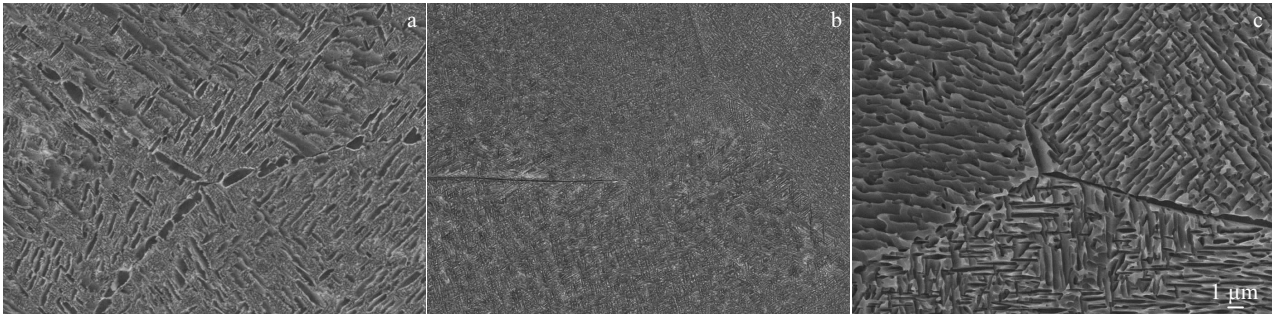


图 7 不同热处理后焊缝接头熔合区的 SEM 组织

Fig.7 SEM images of welding joint zones after different heat treatments: (a) R+STA, (b) ST+A, and (c) STA+M

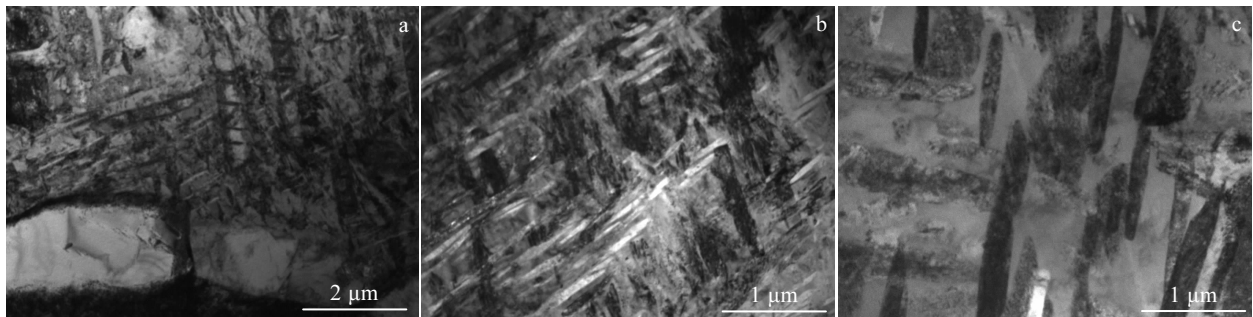


图 8 不同热处理后焊缝接头熔合区的 TEM 组织

Fig.8 TEM images of welding joint zones after different heat treatments: (a) R+STA, (b) ST+A, and (c) STA+M

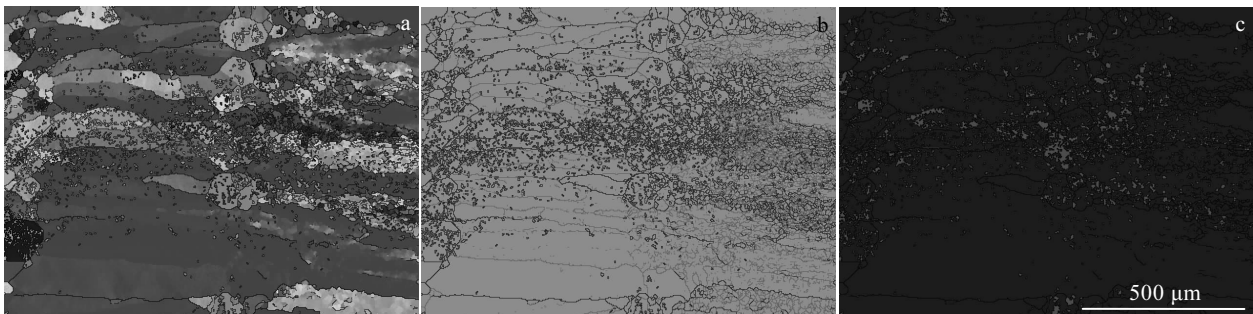


图 9 锻态样品焊接后固溶时效的 EBSD 图

Fig.9 EBSD images of sample R+STA: (a) orientation, (b) high or low-angle boundaries, and (c) amount and distribution of α

形核提供足够的能量。这种 α 相析出的严重不均匀，是焊缝区性能较差的主要原因之一。

综合分析，可以看到焊后无论采取哪种热处理工艺，都无法改变 Ti-1300 合金焊缝区 β 晶粒的形态和尺寸，亚晶依然存在。热处理能调节的只是析出 α 相的数量和尺寸，但是析出 α 的分布极为不均匀，多倾向于在具有稳定晶界的再晶界晶粒处析出，而且稳定晶界成为优先形成位置。因此 Ti-1300 这类具有较高

Mo 含量的合金具有较差的焊接性能，而且热处理对焊接性能调节作用有限。

3 结 论

1) 对于 Ti-1300 合金，焊接前不同热处理对合金焊缝组织和性能影响不大。在焊缝无热处理情况下，焊缝主要由较大尺寸的柱状 β 晶和亚晶构成，形成的 α 相极少，并主要分布在具有稳定晶粒的晶界处，这

种组织使得焊缝区的强度和塑性明显低于基体,性能测试时断裂都发生在焊缝区。

2) 焊接后无论采取哪种热处理工艺,都无法改变合金焊缝区 β 晶粒的形态和尺寸,亚晶依然存在。热处理可以调节焊缝区 α 相的含量、尺寸和形态,但析出的 α 相的分布总体趋向于在稳定晶界处形成。焊缝区的性能依赖于析出 α 相的尺寸和数量,当单独在较低温度退火或时效时,焊缝区 α 相强化效果明显,焊缝强度大于基体,断裂发生在基体。

3) 综合分析焊缝区的组织和性能, Ti-1300 合金焊接样品推荐采用热处理样品焊接,然后退火去应力或者固溶样品焊接,然后时效去应力的组合工艺,焊缝和基体的性能能够获得较好匹配。

参考文献 References

- [1] 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
- [2] Xiao Guizhi(肖桂枝), Li Fengbo(李丰博), Wang Yang(王洋) *et al. Materials Review(材料导报)*[J], 2016, 30(1): 115
- [3] Xin Shewei(辛社伟), Zhao Yongqing(赵永庆), Zhou Wei(周伟) *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2017, 46(11): 3422
- [4] Hu Gang(胡刚), Li Jinwei(李晋炜), Fu Gang(付纲) *et al. Aerospace Manufacturing Technology(航天制造技术)*[J], 2005(4): 4
- [5] Murthy K K, Sundaresan S. *Journal of Materials Science*[J], 1998, 33(3): 817
- [6] Lu Wei(芦伟), Shi Yaowu(史耀武), Li Xiaoyan(李晓延) *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2013, 42(9): 1945
- [7] Zhang Zhu(张翥), Yu Yang(于洋), Hui Songxiao(惠松晓) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals(中国有色金属学报)*[J], 2010, 20(S1): 183
- [8] Shariff T, Cao X, Chromik R R *et al. Journal of Materials Science*[J], 2012, 47(2): 866
- [9] Lu Jinwen(卢金文), Ge Peng(葛鹏), Zhao Yongqing(赵永庆) *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2014, 43(6): 1441
- [10] Lu J W, Zhao Y Q, Ge P *et al. Mater Sci Eng A*[J], 2015, 621: 182
- [11] Lu Jinwen, Zhao Yongqing, Ge Peng *et al. Journal of Alloys & Compounds*[J], 2015, 637: 1

Effect of Heat Treatment on Microstructure and Mechanical Properties of Ti-1300 Alloy by Electron Beam Weldment

Ma Quan¹, Xin Shewei², Song Kai², Zhou Wei², Li Qian², Mao Xiaonan², Qin Shaojun¹

(1. Baoji University of Arts and Sciences, Baoji 721004, China)

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

Abstract: The microstructures and mechanical properties of electron beam weldment Ti-1300 alloy after or before different heat treatments were investigated. The results indicate that the various heat treatments before welded treatment cause little effect on microstructures and mechanical properties for different samples. The fusion zone microstructure of heat treatment (NHT) specimen after welded treatment is mainly composed of columnar β grain and β subgrain with big size, and there is small amount of α phase distributing at high-angle boundary in the fusion zone. The microstructure leads to low strength and elongation in comparison to matrix. For the welded specimens after various heat treatments, the morphology and size of columnar β grain or β subgrain, and the distribution of α phase during heat treatment can not be changed. However, the morphology, size and quantity of α phase can be adjusted for different heat treatments, and determine the mechanical properties of weld joint zone. For the welded samples after annealing or aging treatment, α phase shows high strengthening effect in comparison to matrix, which results in the failure occurrence in matrix.

Key words: Ti-1300 alloy; electron beam welding; heat treatment; mechanical property

Corresponding author: Xin Shewei, Ph. D., 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