

钛合金焊缝组织循环热处理及球化过程分析

陆莹¹, 乔红超¹, 曲楠², 赵吉宾¹

(1. 中国科学院沈阳自动化研究所, 辽宁 沈阳 110016)

(2. 沈阳飞机工业(集团)有限公司, 辽宁 沈阳 110016)

摘 要: 针对钛合金焊缝组织不均匀、脆性大、塑性差等问题, 提出一种针对焊接接头的新型热处理工艺: $\alpha+\beta$ 与 α 两相区循环热处理, 讨论了不同热处理工艺对组织形貌的影响, 得到由具有一定比例的等轴 α 相、条状 α 相及 β 转变相组织, 提高循环次数球化的 α 相增多, 长径比明显减小, 有明显的球状的 α 相, 其长径比普遍小于 3, 除此之外在球化的 α 相周围分布着取向各有不同的细小条状 α 相。经过 4 次循环热处理的焊接接头拉伸得到强塑积达到 14441.17 MPa·%, 焊接接头的塑性有所提高。结合 EBSD、TEM 等测试结果的分析, 解释了该现象产生的原因, 解释针状 α 相的断裂及条状 α 相的长大, 在热处理过程中位错、孪晶的移动形成的亚晶界及 β 相的分解促进了热蚀坑的形成过程。该方法可以有效地将焊接组织均匀化, 缓解焊接组织的应力集中, 在未来航空航天领域有很重要的应用价值。

关键词: TC4 钛合金; 焊缝组织; 循环热处理; 球化机制

中图分类号: TG131

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2019)01-0254-09

TC4 钛合金具有很高的室温塑性和低周疲劳强度, 更重要的是, 研究者可利用合适的热处理工艺使 TC4 合金或其加工工件的综合性能(力学性能、热稳定性等)得到大大的提升。一般认为 TC4 主要有 4 种典型的微观形貌, 即等轴组织、网篮组织、双态组织以及魏氏组织^[1-3]。不同热处理工艺对应不同的组织形貌, 对应有不同的力学性能^[4-7]。每一种组织都有其优缺点, 其中以等轴组织与网篮组织区别最为典型, 如果利用某种特殊的工艺将两者集中在一个体系中, 那么其综合力学性能将会有很大程度的提高。本研究以该思路为出发点, 将两者统一并且调整各组织的体积分数, 使得两者的性能互补, 从而得到综合性能更为优越的 TC4 钛合金。2001 年, 由周义刚^[8]等人提出了 β 锻造理论, 即在 β 相变点以下 10~15 °C 进行加热变形, 得到由初生的等轴 α 、条状 α 以及转变的 β 相组成的特殊的双态组织。

这种特殊的双态组织包含等轴 α 相、条状 α 相的体积分数分别约 20%, 35%~50%, 剩余的为 β 转变相, 其中少量等轴 α 主要起到协调变形性能、改善塑性的作用, 可以有效地阻碍裂纹的形核和发展, 抑制裂纹萌生, 提高钛合金的塑性; 除此之外, 大量条状 α 相互交织成网篮组织, 不仅可以增加相界面, 提高屈服强度与抗蠕变能力, 而且由于疲劳裂纹的扩展方向是

由片状 α 相和 α 相集束的位相关系决定的, 而网篮组织的存在会导致裂纹扩展的路径变得崎岖复杂, 从而达到提高钛合金的断裂韧性的目的。

本研究涉及一种特殊的热处理工艺, 一次热处理是在 β 转变温度以下 10~40 °C 范围保温较短时间后水冷, 二次热处理要求在 β 转变温度以下 40~100 °C 之间保温较长时间后空冷。最终得到具有一定比例的等轴 α 相, 条状 α 相和 β 转变相组成的三态组织。在近 β 相淬火可以控制晶粒不会过于粗大, 也有效地避免了晶界 α 和大块 α 相的出现。后续的二次热处理也并非按传统方式进行时效强化, 而是进行高温韧化, 虽然违背了常规钛合金热处理方法, 但是却起到了消除淬火应力、减少并改善组织的不稳定性, 促进亚稳定的 β 相的分解, 因而显著提高材料的热稳定性。最为重要的是高温热处理引起再结晶, 使等轴 α 相发生球化并长大, 并生成了一定比例的条状 α 相, 进一步起到提高材料综合力学性能的效果。魏氏组织最终转变为等轴 α 、条状 α 及 β 转变相, 三者之间取向任意, 变性协调型好, 延伸率从 6.5% 提高到 13.5%, 断口形貌以韧窝为主, 属于典型的塑性断裂。这种热处理工艺类似于钢铁热处理工艺中的动态回复再结晶过程^[9-12], 这种工艺可以达到高温变形热处理工艺相似的效果。

收稿日期: 2018-01-18

基金项目: 辽宁省自然科学基金(2015020115); 国家重点研发计划(2016YFB1102704)

作者简介: 陆莹, 女, 1987 年生, 硕士, 中国科学院沈阳自动化研究所, 辽宁 沈阳 110016, 电话: 024-83601255, E-mail: luying@sia.cn

对经过不同循环热次数的焊接接头进行力学性能的测试,分析双态组织对力学性能的影响规律,说明焊接接头的塑性有了极大的改善。根据微观组织观察结果建立魏氏组织球化模型,研究针状 α 相的断裂及条状 α 相的长大,在热处理过程中位错、孪晶的移动形成的亚晶界及 β 相的分解促进了热蚀坑的形成过程。

1 实验

本课题采用的陕西宝鸡宝钛金属材料有限公司提供的 TC4 钛合金薄板,厚度为 1.8 mm,经过化学成分测定,由哈尔滨汽轮机厂材料研究院化学分析实验室完成测试,结果如表 1 所示。

利用差热分析法对 TC4 母材进行 DTA 分析。

由于 TC4 钛合金在高温下极易氧化,形成富氧 α 层,对材料组织及性能均产生较大影响,因此本课题热处理试验选用的真空氩气保护管式炉,抽真空到 10^{-2} MPa,然后通入氩气进行气氛保护,该设备采用自动控温设备,可以对整个温度-时间变化进行编程,其温差范围为 ± 2 °C。

金相试样的制备首先是经过预磨及机械抛光,预磨采用 360#, 600#水砂纸及 600#、800#金相砂纸,直至表面无划痕;然后利用 0.5#金刚石抛光膏抛光,再对金相试样进行腐蚀,腐蚀液的比例为 $V_{HF}:V_{HNO_3}:V_{H_2O}=2:3:95$,其中水为去离子水,腐蚀 20~25 s 后,在 OLYMPUS BHM 金相显微镜下分别观察 TC4 母材、热影响区及焊缝的金相组织。

2 结果与分析

2.1 组织形貌及 DTA 分析

TC4 母材区组织为等轴组织,焊缝区 TC4 合金融化,温度梯度较大、冷却速度较快,片状的 α 相转变得又长又尖,形成针状的马氏体组织;热影响区温度低于焊缝区,温度梯度较小即冷却速度较慢,片状的 α 相变得又短又宽,在晶粒内部形成篮网组织,如图 1

为焊接接头组织形貌,其中 1a 为焊缝区长针状的马氏体 α' 、1b 为热影响区短针状交错排列的魏氏组织,1c 中母材组织形貌为等轴组织。

利用差热分析法对 TC4 母材得到 DTA 曲线,初步判断 TC4 钛合金的 β 相变点大致分布在 970 到 1010 °C 之间。通过组织观察可知,条状 α 相尺寸及晶体取向分布不均匀,并且内部存在大量位错, β 转变相中存在大量的新生细小 α 相。TC4 合金相应相变点组织如图 3 所示。

2.2 循环热处理工艺

一次热处理温度选在等轴 α 相含量略小于 20%的温度范围,随保温时间的延长,等轴 α 相含量增加,根据变化趋势判断,当保温时间大于 40 min,其等轴 α 相可能会高于 30%,部分等轴 α 相可能会连成一片,对组织及性能的提高有害无益,一次热处理时间不宜过长,因此一次热处理温度选择为 985 °C,保温时间为 30 min。

二次热处理工艺主要是对次生的条状 α 相含量及其形貌产生较大的影响,二次热处理过程会促进条状 α 相逐渐变粗变短,体积分数会有明显降低,随二次热处理温度的升高,条状 α 相的长径比明显下降,较大的长径比会极大的降低塑性,但是如果长径比过低,条状 α 发生粗化过于严重,那么会大大的降低钛合金的韧性,对塑性的提高却没有帮助,因此保温时间不易过长,二次热处理的温度选择 950 °C。随着二次热处理温度的升高及保温时间的延长,条状 α 相含量随温度升高总体上呈现下降趋势,同样条状 α 相平均长径比和长径长度也随温度的升高呈现下降的趋势。

表 1 TC4 钛合金化学成分的测定

Table 1 Determination of TC4 titanium alloy chemical composition (wt%)

Al	V	Fe	C	N	H	O	Ti
6.24	4.48	0.11	0.007	<0.01	<0.002	<0.008	Bal.



图 1 原始焊接组织形貌

Fig.1 Microstructures of original welding tissue: (a) welding zone, (b) heat affected zone, and (c) base material

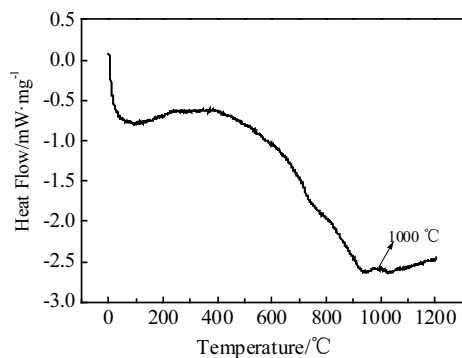


图 2 TC4 的 DTA 曲线

Fig.2 DTA curve of TC4

综上所述,一次热处理主要影响的是等轴 α 相的体积分数,随热处理温度的升高,等轴 α 相含量先升高后降低;二次热处理主要影响的是条状 α 相的形貌及体积分数,二次热处理温度升高、延长保温时间使得条状 α 相长径比明显降低,体积分数以及条状 α 相的长度呈下降趋势。根据形貌观察及定量统计结果可知,如图 4,5 所示,条状 α 相尺寸及晶体取向分布不均匀,并且内部存在大量位错, β 转变相中存在大量的新生细小 α 相。最终选取二次热处理温度范围为 940~970 $^{\circ}\text{C}$,保温时间为 20~100 min,最终的热处理工艺为: 985 $^{\circ}\text{C}$, 30 min 与 950 $^{\circ}\text{C}$, 60 min 之间进行循环热处理,下文用 T1~T8 表示 1 到 8 次循环热处理。

2.3 循环热处理微观组织观察

图 6 为透射组织观察并对指定区域进行衍射斑点

的标定,黑色区域主要是较大密度的条状 α 相,放大后观察可知在条状的 α 相中存在大量密集位错,这些位错主要是由于循环热处理类似与动态回复再结晶过程,该过程会导致晶界内部产生大量位错的滑移、聚集、攀移等现象,在条状的 α 相中产生的位错移动到条状的两端遇到取向不同的 β 相,位错难以运动就大量的集中在条状 α 相的两端,同时可以增加相界面,提高屈服强度与抗蠕变能力,而且由于疲劳裂纹的扩展方向是由片状 α 相和 α 相集束的位相关系决定的,而网篮组织的存在会导致裂纹扩展的路径变得崎岖复杂,从而达到提高钛合金的断裂韧性的目的。

对图 6c 中心条状 α 相机边缘的 β 相进行衍射斑点的标定,图 6d 为条状 α 相的衍射斑点,条状 α 相为密排六方结构,衍射斑点沿 $[01\bar{1}0]$ 晶带轴方向获得,对条状 α 相两侧的 β 相进行标定,得到具有体心立方结构的 β 相,该衍射斑点沿 $[\bar{1}11]$ 晶带轴方向。根据标定结果可以确定,经过循环热处理后的焊接接头组织主要由等轴 α 相、条状 α 相及 β 转变相组成。

为了进一步解释循环过程中各相发生的变化情况,对 7 次循环热处理下的焊缝处进行 EBSD 晶体取向的观察,取向分布如图 7 所示。根据 EBSD 测试结果分析可知,焊接接头经过 7 次循环热处理后,有明显的球状的 α 相,其长径比普遍小于 3,除此之外在球化的 α 相周围分布着细小集中的条状 α 相,其晶体取向各有不同,可知在金相组织中观察到的黑色区域主要是密集细小的条状 α 相,该结果也对应 TEM 测试结果。

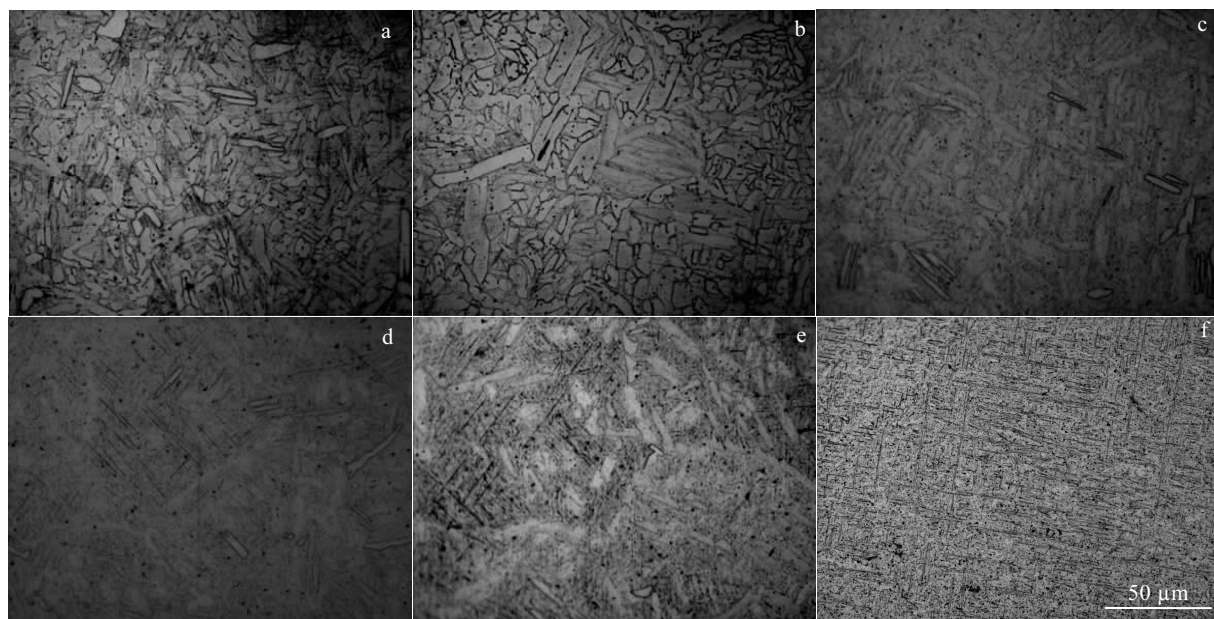


图 3 TC4 合金相变点金相组织

Fig.3 Microstructures of TC4 alloy at phase transition temperature

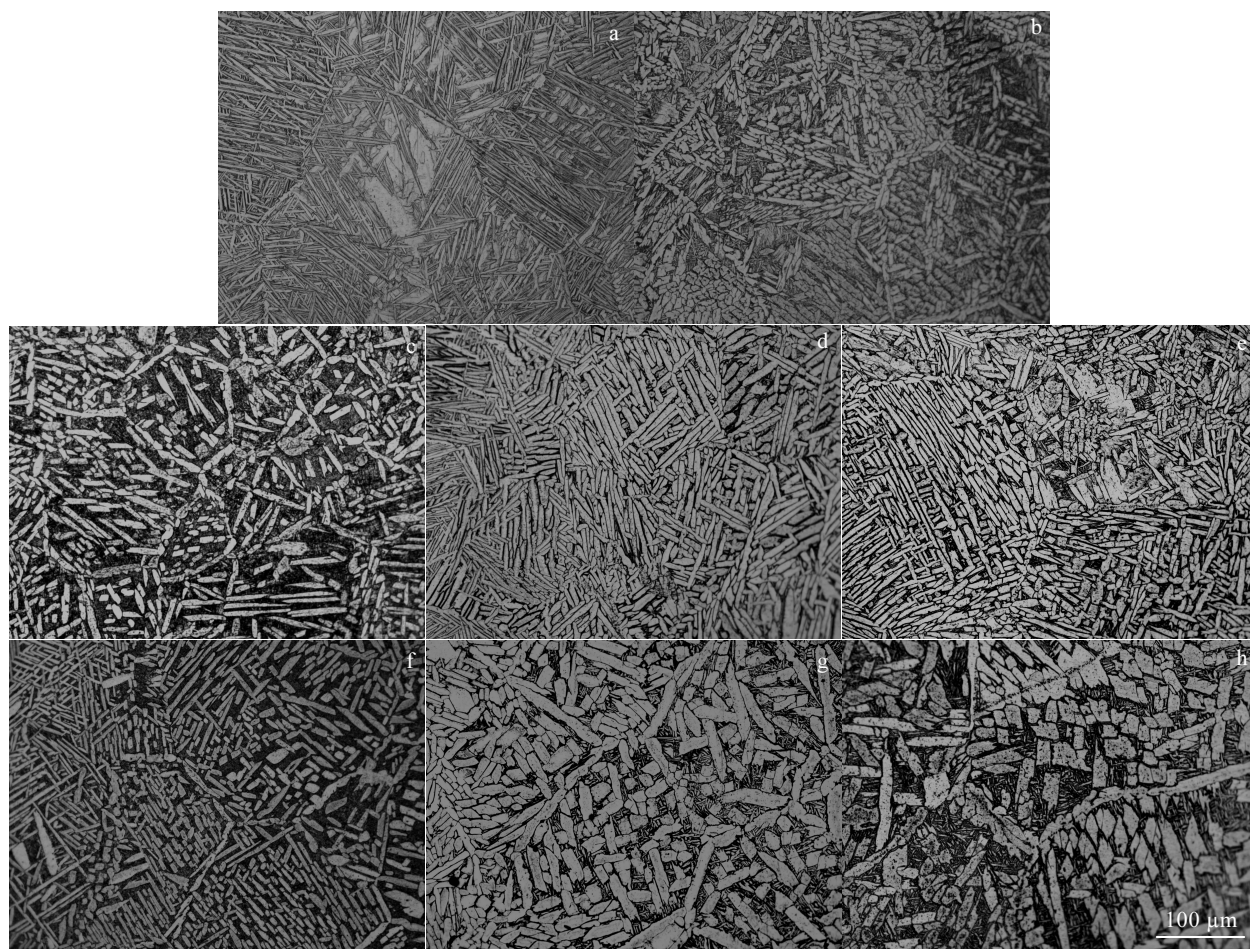


图 4 循环热处理次数对热影响区组织形貌的影响

Fig.4 Microstructures of the heat affected zone influence by cyclic heat treatment number: (a) 1, (b) 2, (c) 3, (d) 4, (e) 5, (f) 6, (g) 7, and (h) 8

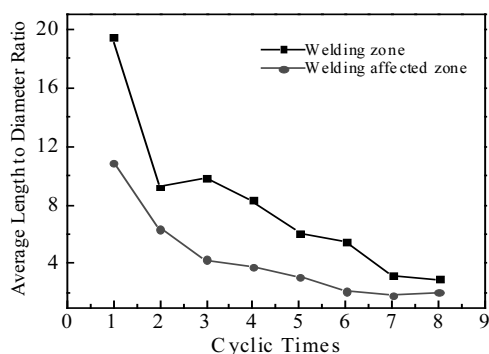


图 5 焊缝区及热影响区平均长径比与循环热处理次数之间的关系

Fig.5 Relationship between the average length to diameter ratio and the number of cyclic heat treatment for welding zone and heat affected zone

对比 4 次循环与 6 次循环结果可知 4 次循环得到的取向差比例略小于 7 次循环的, 测试结果也可以证明为什么 4 次循环会出现延伸率的峰值, 且 60° 的相差却大于 7 次循环, 由于这种组织结构有些类似于三态组织 (等轴 α 相、条状 α 相以及剩余的 β 相), 只是形貌和大小有所不同。这种细密的条状 α 相对塑性的提高是无益的, 但是很大程度上可以提高屈服强度及断裂韧性, 这也符合从 5 次循环后屈服强度有所增加的力学测试结果。

焊缝组织马氏体 α' 中 α 相与 β 相之间保持着良好的 Burgers 取向关系, 对母材的取向有一定的遗传性, 即满足 $\{0001\}_\alpha // \{110\}_\beta$, $\langle 11\bar{2}0 \rangle_\alpha // \langle 111 \rangle_\beta$, 这种择优取向稳定, 不容易发生破坏。在极图中投影可以看出, 大部分 β 相中的 $\{110\}$ 晶面族的某一晶面会与 α 相的 $\{1120\}$ 晶面族基本重合, 说明两者在特定的密排面及密排方向对应平行, 满足 Burger 取向关系, 且原子

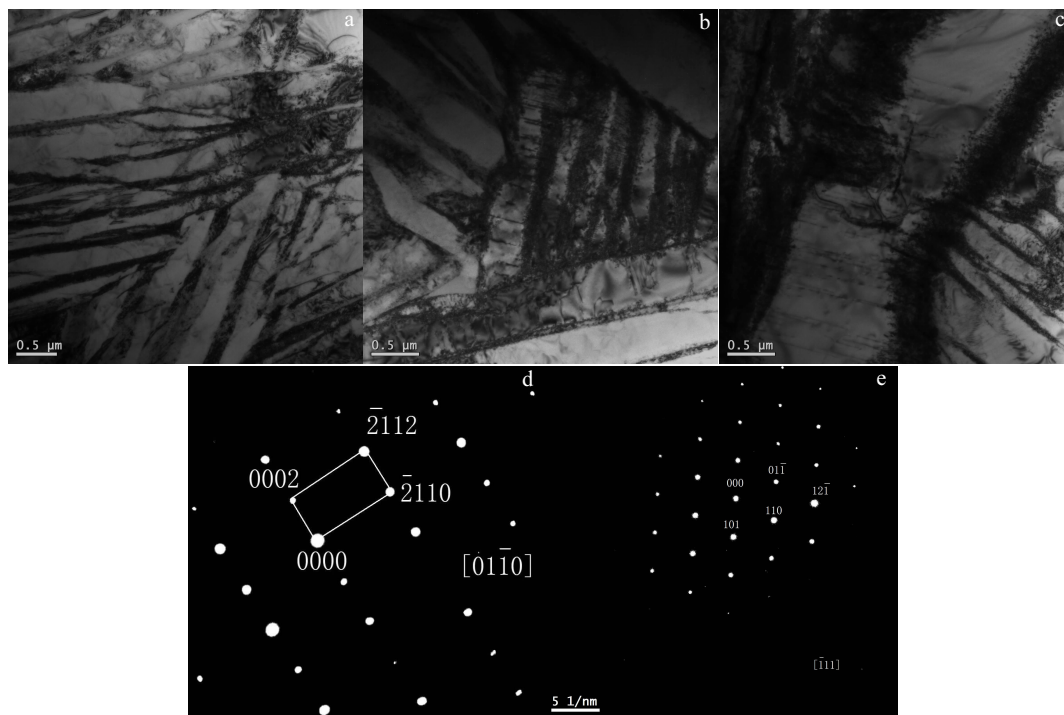


图 6 钛合金循环热处理后 TEM 照片

Fig.6 TEM images of TC4 alloy after cyclic heat treatment: (a, b) overlapping strips α phase, (c) dislocation configuration of grain, (d) diffraction pattern of strips α phase, and (e) diffraction pattern of β transition phase

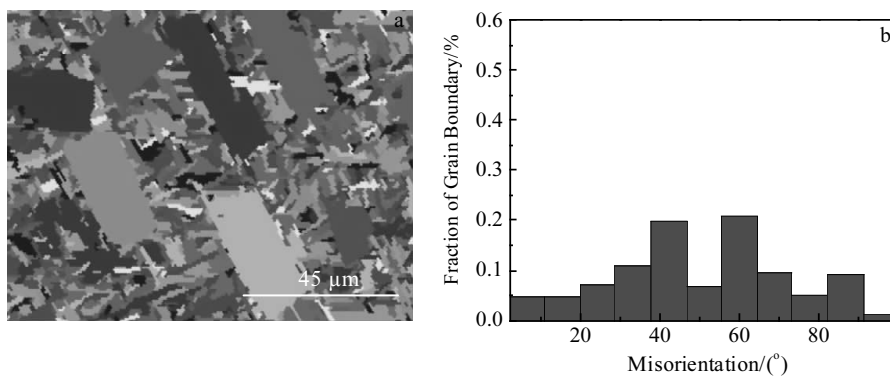


图 7 7 次循环热处理晶体取向与晶界角比例

Fig.7 Crystal orientation (a) and grain boundary angle scale (b) of the seventh cyclic heat treatment

间距及晶格常数均发生变化。经过循环热处理后, 发生 β 相向 α 相的转变, 这种转变成特定的晶面和取向关系晶体学取向发生偏转, 偏离原取向, 导致择优取向消失, 混乱程度增加, 如图 8 所示。4 次循环的 $\{0001\}_{\alpha}$ 、 $\{110\}_{\beta}$ 、 $\{11\bar{2}0\}_{\alpha}$ 及 $\{111\}_{\beta}$ 晶面族的投影极图, 对应关系很好, 有很多部分发生了重合 (重合部分用圆圈标出), 但是发生了一定的偏转, 但是当循环次数

增加到 7 次时, 对应关系基本消失, 重合性极其微弱, 说明 7 次循环后的取向不满足 Burger 关系, 晶体的混乱度增加, 择优取向被打破。

2.4 循环热处理力学性能测试

对循环热处理后的焊接接头断面沿焊缝中心向母材方向测试硬度, 测试结果如图 9 所示。

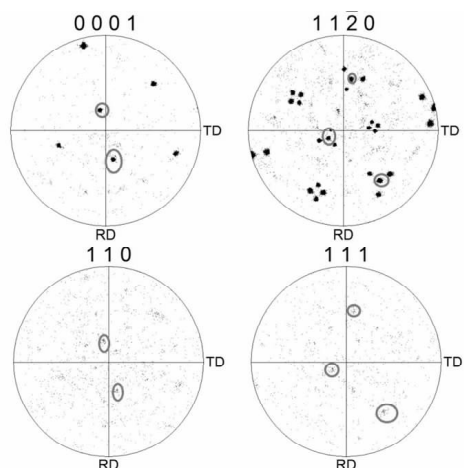


图 8 钛合金循环热处理后的极图

Fig.8 Pole figure of TC4 alloys after seven times cyclic heat treatment

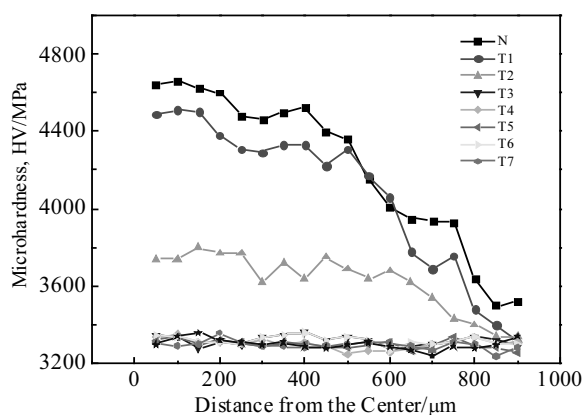


图 9 循环热处理次数对显微硬度分布的影响

Fig.9 Effect of cyclic heat treatment number on the microhardness

根据显微硬度显示结果,循环热处理能够显著降低焊缝区及热影响区的维氏硬度,当循环次数达到 3 次及以上时,焊缝区及热影响区的显微硬度达到最低,且与母材基本保持一致,与热处理前的焊接接头显微硬度相比较,已经不存在硬度变化梯度。同时当焊接接头达到 3 次以上的循环次数时,仅利用显微硬度是很难评价其力学性能的,因此下面对循环热处理工艺处理过的焊接接头及 TC4 母材分别进行力学性能的测试,结果如表 2 所示。

同时,根据表 2 中对循环次数与各项力学性能指标的变化关系可知,延伸率随循环次数的增加呈先增大后减小的趋势,在 4 次循环时达到了最大值,与此同时,屈服强度在循环次数达到 5 次后有明显的升高,基本上与延伸率的降低是对应的。

从拉伸测试结果可以得到如下结论:经过循环热处理的焊接接头其延伸率最高可以达到 16.15%,比未处理的焊接接头(7.5%)提高了 115.33%,屈服强度及抗拉强度也有一定的提高;拉伸断裂位置集中分布在焊接接头,而未进行热处理的试样断裂位置在母材处,这也说明了整个焊接接头的塑性有所提高。

如图 10 所示为循环热处理后的拉伸试样断口宏观照片,并对其边缘及中心分别进行扫描观察如图 11 所示。循环热处理的拉伸断口主要是由韧窝组成的,这些韧窝分布在整個断口处,且无明显脆性断裂(解理裂纹、沿晶断裂裂纹等)的痕迹。二次循环存在一些较小的解理面,其余为抛物线形断口,如图 11b;而 4 次循环的拉伸断口主要为大小均匀的等轴韧窝,见图 11d;而当循环次数达到 7 次,断口边缘及中心的微观形貌主要是由大小不等、深浅不一的抛物线形韧窝组成的,见图 11f。拉伸试样断口边缘存在半解理断裂形貌,存在一些细小的解理面,呈现河流花样,但仍以韧窝为主要形貌,这说明循环热处理在双重热处理的基础上进一步提高了塑性,从断口的宏观照片(图 10)对比可以看出,循环热处理后的焊接接头断

表 2 循环热处理后焊接接头力学性能

Table 2 Mechanical properties of welding joint after different cyclic heat treatments

No.	Yield strength/MPa	Tensile strength/MPa	Elongation/%	Strength and ductility product/MPa·%	Fracture position
N	693.34	846.98	7.5	6353.55	Base
T2	792.95	817.14	12.54	10246.94	Base
T3	738.64	865.01	14.04	12144.74	Welding
T4	724.50	894.19	16.15	14441.17	Welding
T5	777.09	929.09	14.23	13220.95	Welding
T6	772.02	866.69	10.56	9152.25	Welding
T7	799.94	888.33	10.80	9593.96	Welding

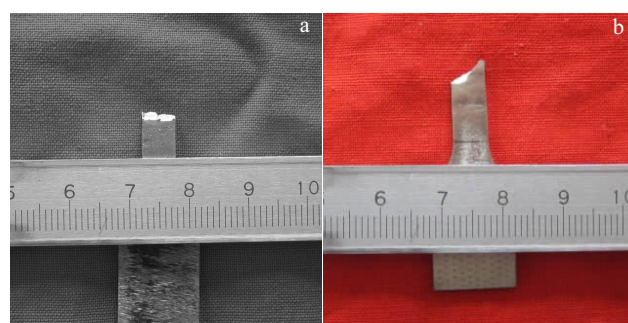


图 10 TC4 钛合金焊接接头拉伸宏观断口

Fig.10 Macro-fracture of TC4 titanium alloy welded joint tensile samples: (a) untreated and (b) four times cyclic heat treatment

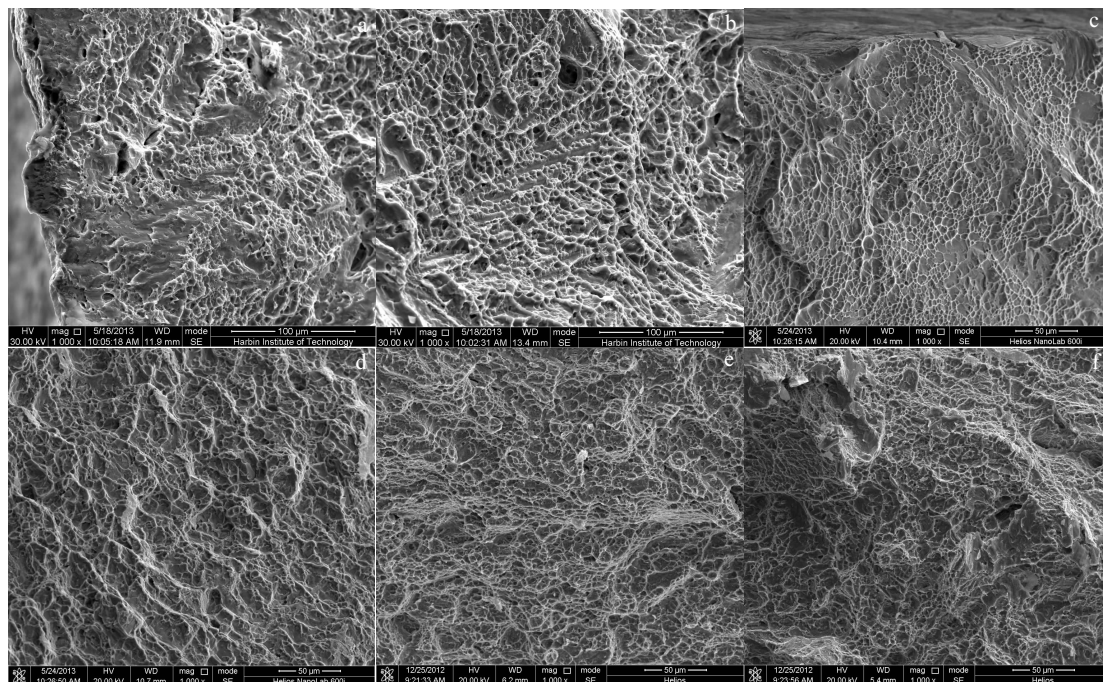


图 11 循环热处理 TC4 合金拉伸断口 SEM 照片

Fig.11 SEM images of tensile fracture for the TC4 alloys after different cyclic heat treatments: (a) the edge of fracture after 2 times, (b) the centre of fracture after 2 times, (c) the edge of fracture after 4 times, (d) the centre of fracture after 4 times, (e) the edge of fracture after 7 times, and (f) the centre of fracture after 7 times

口为标准的剪切断口,沿拉伸轴向成 45° 角断裂,与母材的断裂方式相同,充分说明其塑性已经可以与 TC4 钛合金板材相媲美。同时,通过对比母材循环热处理和焊接接头循环热处理得到拉伸数据可知,虽然母材经过循环热处理后强度指标略有降低,但是塑性有了一定的提高,且同循环次数的两种延伸率之间差距不大,说明材料的力学性能的均一性有所提高,达到了预期的实验目的。

对母材进行拉伸性能的测试结果显示,虽然母材的延伸率有大幅的增加,但是却牺牲了部分强度,但是相比较焊接接头塑性及形貌组织均匀化的效果而言,这种强度的牺牲是值得的。

2.5 球化过程的描述及其理的解释

下面对球化过程进行详细的描述,焊接过程温度是由熔融态到经过 β 相区、 $\alpha+\beta$ 相区及 α 相区,由于温度梯度较大,因此整个冷却过程经过非常复杂的过程。由于相变过程中 α 相与 β 相具有不同的比热容,这样就会因为体积的变化形成大量的内应力,在形成过饱和 α 相马氏体同时,也在针状的 α 相中形成了大量的晶体缺陷(比如位错、孪晶等)。在焊后热处理过程中,焊接接头残余应力逐渐释放过程,也会导致孪晶、亚晶界及晶粒边界处形成大量的缺陷。这些缺陷

移动聚集,部分形成小角度的亚晶界,当其运动到相界面时受界面表面的钉扎作用,阻碍亚晶界的迁移,致使这些亚晶界最终在相界处聚集(位错聚集形貌如图 12 所示),在相界和亚晶界表面张力相互作用下,会在此处形成热蚀坑,以达到使此处的表面张力达到平衡的目的^[13]。热蚀沟的深度与 α 亚结构界面能($\gamma_{\alpha/\alpha}$ 为 α/α 界面能, $\gamma_{\alpha/\beta}$ 为 α/β 界面能)满足如下关系:

$$\gamma_{\alpha/\alpha} = 2\gamma_{\alpha/\beta} \cdot \cos\theta \quad (1)$$

因此 $\gamma_{\alpha/\alpha}$ 越高, θ 角越小即热蚀沟越深^[14,15]。这样会使原本 α/β 相平直的二面角形成曲率半径较小的界面,如图 12,因此热蚀沟的行程会导致大角晶界向小角晶界过渡^[16]。

根据 Bibbs-Thomson 定律可知^[17]:这种 Y 型的微观形貌可以利用片状结构末端物质迁移模型来解释, $\alpha+\beta \rightarrow \alpha$ 热处理温度较高, β 相是体心立方溶质原子在期间扩散容易,主要取决于加热温度; α 相是密排六方结构,导致原子扩散速率主要因素是晶界 α 相表面的曲率^[18]。在这缺陷处的溶质元素的浓度与平直界面的是有明显区别的^[16,19,20]。元素含量与曲率半径的大小直接关系,在 α 相曲率半径较小处 Al 元素(α 相稳定元素)含量较曲率半径较大处的高,而 β 相曲率半径较小处 V 元素(β 相稳定元素)含量较平直区域的高,并处于过饱和状态,室温下原子扩散激活能较

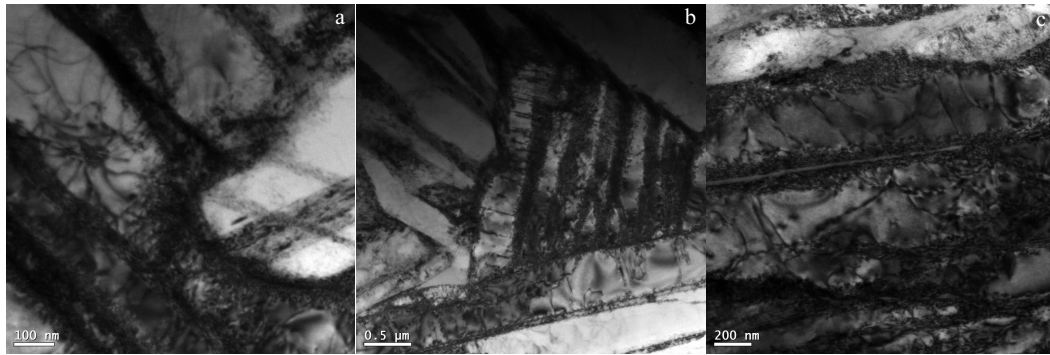


图 12 循环热处理合金亚晶界的位错形态

Fig.12 Dislocation configuration of subboundary for the TC4 alloys after cyclic heat treatment: (a) the lath α phase, (b) the edge of lath α phase dislocation, and (c) the centre of lath α phase dislocation

小。而在高温下原子运动加剧, 并沿浓度梯度扩散, 原子迁移的示意图如 13 所示。这种扩散打破了原有的相平衡, 曲率半径较小的区域 α 相继续溶解, 最终 β 相将其切割, 对柱状的 α 相边缘进行 TEM-EDS 分析, 显示边缘 Al 元素及 V 元素的原子数含量, 进一步说明不同元素分布及扩散情况, 如图 14。最终 α 相在小角晶界、剪切带以及孪晶等处解体。

由于这种由曲率半径而造成的浓度梯度驱动力会导致 α/β 界面的移动, 在较低温度处热处理会促使已经分解的 α 相扩展并发生球化 (晶界 α 相与其临近的 β 相存在 Burgers 取向关系 (即 $\{0001\}_{\alpha} // \{110\}_{\beta}$, $\langle 11\bar{2}0 \rangle_{\alpha} // \langle 111 \rangle_{\beta}$)。

晶内条状 α 相同晶界 α 相的相互作用也会对晶界 α 相球化造成一定的影响^[21,22]。由于晶界 α 相与相邻 β 晶粒之间满足 Burgers 晶体学取向关系, 这是一种极其稳定的结构, 因此很难被破坏, 如果晶内的条状 α 相与晶界针状 α 相相遇后会继续变宽, 晶界 α 相要继续变宽则需要不断溶解另一端没有明确晶体学取向的晶内条状 α 相, 该晶界 α 相与晶内条状 α 相端部相接触后停止移动, 这就是晶界 α 相呈现下凹形貌、晶界 α 相的表面起伏的原因, 此时晶界 α 相与 β 相依然保持平直关系。

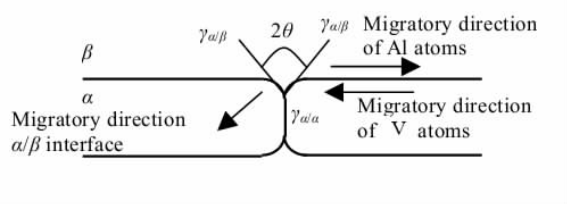


图 13 球化过程原子迁移示意图

Fig.13 Process diagram of atomic migration during spheroidizing^[13]

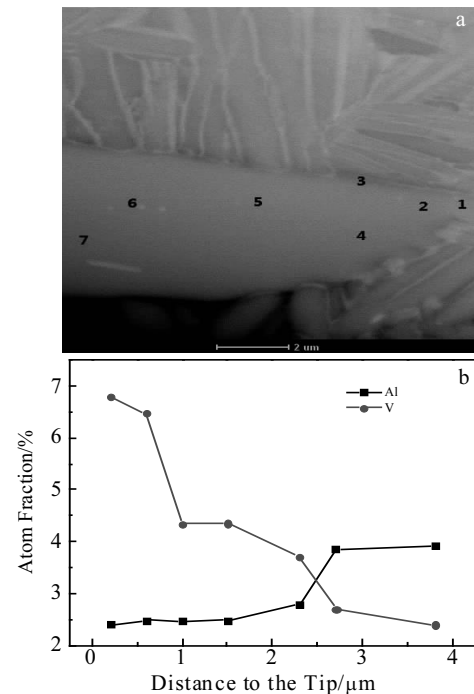
图 14 α 相边缘的 TEM-EDS 分析

Fig.14 TEM-EDS analysis on the edge of α phase: (a) the test position and (b) element distributions of Al and V

3 结 论

1) 对焊接接头设计了 $\alpha+\beta \rightarrow \alpha$ 两相区的循环热处理发现, 随循环次数的增加, 焊缝区及热影响区的平均长径比有明显的降低, 即球化程度越高。但是 5 次循环以后发现部分球化的 α 相发生异常的长大, 这并不利于力学性能的提高。

2) 对经过不同循环热次数的焊接接头进行力学性能的测试, 延伸率由未经过热处理的 7.5% 提高到

16.15%，接近母材的延伸率，且强度也有一定的提高，说明焊接接头的塑性有了极大的改善。

3) 描述了这个过程马氏体球化过程及球化及球化机制，微观组织演化主要包括针状 α 相的断裂及条状 α 相的长大，在热处理过程中位错、孪晶的移动形成的亚晶界及 β 相的分解促进了热蚀坑的形成。

参考文献 References

- [1] Boyer R. *Materials Science Engineering A*[J], 2009, 236: 1
- [2] Tsay L W, Ding Y S, Chung W C *et al. Materials Letters*[J], 2008, 62: 1114
- [3] Sareesh N, Pillai M C, Athew J. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2007, 192: 83
- [4] Zeng L, Bieler T R. *Materials Science and Engineering A*[J], 2005, 566: 403
- [5] Bai Xinfang(白新房), Zhao Yongqing(赵永庆), Zheng Cuiping(郑翠萍) *et al. Titanium Industry Progress*(钛工业进展)[J], 2011(3): 26
- [6] Kang Xiaodong(康晓东), Shi Xiaoyun(史小云). *Transactions of Materials and Heat Treatment*(材料热处理学报)[J], 2011, 20: 196
- [7] Zhu Liwei(祝力伟), Wang Xinnan(王新南), Zhu Zhishou(朱知寿). *Titanium Industry Progress*(钛工业进展)[J], 2012 (1): 9
- [8] Zhou Yigang(周义刚), Zeng Weidong(曾卫东), Yu Hanqing(俞汉清). *Engineering Sciences*(中国工程科学)[J], 2001, 3(5): 61
- [9] Zhou Yi(周易). *Thesis for Master Degree*(硕士论文)[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2010: 2
- [10] Han Lei(韩磊). *Thesis for Master Degree*(硕士论文)[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2010: 2
- [11] Wang Quan(王全). *Thesis for Master Degree*(硕士论文)[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2010: 2
- [12] Verkatesh B D, Chen D L, Bhole S D. *Materials Science Engineering A*[J], 2009, 34: 117
- [13] Shang Guoqiang(商国强), Kou Hongchao(寇宏超), Fei Yue(费跃) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2010, 39(6): 1061
- [14] Karadge M, Preuss M, Lovell C *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2007, 459: 182
- [15] Zhang Y, Utaka S, Hiroyuki K *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2008, 12: 48
- [16] Balasubramanian T S, Balasubramanian V, Manickam M A. *Materials and Design*[J], 2011, 2: 4509
- [17] Shi Jianjun(史建军), Ma Hongjiong(马红炯). *Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2009, 38: 120
- [18] Peng Xinyuan(彭新元), Liu Yuanchun(刘元春), Zhou Xianliang(周贤良). *Heat treatment of Metals*(金属热处理)[J], 2010, 22: 42
- [19] Jinkeun O, Nack J K, Sunghak L *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2003, 132: 232
- [20] Kishore N B, Ganesh S, Sundara R *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2007, 2: 113
- [21] Li W, Shao Y W, Lei Y P *et al. Materials and Design*[J], 2012, 132: 509
- [22] Wang S G, Wang X Q. *Materials and Design*[J], 2012, 13: 663

Cyclic Heat Treatment and Spheroidizing Mechanism of Titanium Alloy Welding Microstructure

Lu Ying¹, Qiao Hongchao¹, Qu Nan², Zhao Jibin¹

(1. Shenyang Institute of Automation Chinese Academy of Science, Shenyang 110016, China)

(2. Shenyang Aircraft Company Limited, Shenyang 110016, China)

Abstract: Considering the issues of coarse microstructure and awful mirco-orientation distribution of TC4 titanium alloy welded-joint with high friability and low plasticity, a post welding cyclic heat treatment between $\alpha+\beta$ and β -transus temperature were designed, and the effect of different heat treatment processes on the tissue morphology was discussed. The tri-modal microstructure of equiaxial α phase, lamellar α and transformed β phase was obtained. Results show that when the cyclic times increase, more spheroidized α phases appear, and the length to diameter ratio decreases significantly, which is generally less than 3. In addition, there are different kinds of small bars of α phase around spheroidized α phase. After four times cyclic heat treatment, the product of strength and elongation of the welded joint achieves 14441.17 MPa•% and the plasticity of the joint increases. The phenomenon is explained by analyses of EBSD and TEM. Besides, the fracture of needle-like α phase and growth of α phase in bar are also explained. In the process of heat treatment, the sub-boundary caused by the movement of dislocation and twins and decomposition of β phase promote the formation of thermal etching pits. In conclusion, the designed heat treatment can homogenize the welding microstructure and relieve the stress concentration, which is of great practical value in aerospace field.

Key words: TC4 titanium alloy; welding microstructure; cyclic heat treatment; spheroidizing mechanism

Corresponding author: Lu Ying, Master, Superconducting Material Center, Shenyang Institute of Automation Chinese Academy of Science, Shenyang 110016, P. R. China, Tel: 0086-24-83601255, E-mail: luying@sia.cn