

细晶粒钛合金焊接接头粗晶区的精细结构

吴 巍, 高洪明, 程广福, 吴 林

(哈尔滨工业大学 现代焊接生产技术国家重点实验室, 哈尔滨 150001;

摘要: 采用透射电子显微镜, 研究显微组织为等轴状结构的细晶粒 Ti-6Al-4V 合金在 3 种焊接参数作用下焊接接头粗晶区的精细结构, 并测量接头显微硬度的分布。结果表明: 粗晶区晶内初生 α' 马氏体随热输入增大显著粗化, 其形态特征由针状长大成为板条状; 在较大热输入下相互平行排列的 α' 马氏体板条束引起粗晶区强度和延展性下降; 初生 α' 马氏体内部的亚结构以位错和堆垛层错为主, 并存在少量孪晶, 随热输入增大, 位错密度增加; 热输入增大也引起由残余 β 相转变生成的次生 α' 尺寸增大; 3 种焊接参数下的热影响区中均未出现软化现象。

关键词: 细晶粒钛合金; 粗晶区; 精细结构; 马氏体相变; 亚结构

中图分类号: TG 457.19; TG 401 文献标识码: A

Fine structure in coarse grain region of fine grained titanium alloy

WU Wei, GAO Hong-ming, CHENG Guang-fu, WU Lin

(National Laboratory of Advanced Welding Production Technology, Harbin Institute of Technology,
Harbin 150001, China)

Abstract: Compared with conventional Ti-6Al-4V alloy, the fine grained Ti-6Al-4V has higher mechanical properties and better machinability, whereas microstructure transformation of this alloy results in reduced properties of the welded joints under welding thermal cycle. The fine structure in coarse grain region was studied by TEM and the microhardness along the welding seam was measured under three welding parameters during welding of fine grained Ti-6Al-4V with equiaxed crystal. The results show that the primary α' martensite is greatly coarsened and the fine acicular martensite evolves into α' plates with increasing heat input. When the heat input is higher, the coarse colony α' composed of parallel arrangement martensite plates decreases the strength and ductility in coarse grain region. Furthermore, the substructure in martensite plates contains predominately dislocations and staking faults with a few platelets containing twins. Continued increments in heat input increase the dislocation density of α' phase, as well as the retained β phase. A great quantity of β phase is retained when cooling to low temperature. This less-stabilized retained β phase tends to undergo transformation to coarser second α' phase with increasing heat input during subsequent cooling. No softened zone exists in the heat-affected zone with different welding heat inputs.

Key words: fine grained titanium alloy; coarse grain region; fine structure; martensitic phase transformation; substructure

Ti-6Al-4V 合金作为一种应用最为成熟的钛合金, 其比强度、比刚度高, 具有极高的疲劳强度, 在整个钛合金用量中占 50% 以上, 广泛应用于航空航天飞行器零部件的生产^[1-2]。众所周知, 晶粒尺寸对材料力学

性能特别是强度会产生显著的影响^[3]。在不改变合金化学成分的前提下, 通过微观组织细化能够显著提高材料强度。目前, 人们已经开展大量研究, 通过细晶强化的方法来提高钛合金的强度, 包括: 机械合金化、

基金项目: 哈尔滨工业大学优秀团队支持计划资助项目

收稿日期: 2008-05-23; 修订日期: 2008-10-23

通讯作者: 高洪明, 教授; 电话: 0451-86418764-3; E-mail: wuws@163.com

氢处理技术和大塑性变形方法等^[4-6]。其中采用等角碾压和高压力扭转等大塑性变形的方法可以获得适用于熔化焊, 晶粒尺寸为微米及亚微米级, 显微组织为等轴状结构的 Ti-6Al-4V 合金板材。晶粒尺寸减小将显著提高 Ti-6Al-4V 合金高温强度, 使得其抗蠕变性能更为优异; 对于承受低周疲劳的构件, 细晶粒 Ti-6Al-4V 合金具有更高的高温延展性、高温超塑性以及大幅提高的疲劳强度^[7-9]。

但是, 由于 β 相中的原子扩散系数较大, $\alpha+\beta$ 双相 Ti-6Al-4V 合金的加热温度一旦超过 β 相变点, 转变 β 相具有快速长大的倾向。与此同时, 母材晶粒细化也带来热稳定性差的问题^[10]。加之钛合金本身比热容大、导热性差、熔点高, 导致细晶粒 Ti-6Al-4V 合金热影响区金属高温停留时间长, 对焊接热输入非常敏感。在焊接热循环作用下, 细晶粒 Ti-6Al-4V 合金界面自由能降低为晶粒长大提供了很大的驱动力, 热影响区晶粒严重粗化, 热影响区性能与母材性能严重不匹配, 焊接接头不再具有母材的优异性能。因此, 细晶粒 Ti-6Al-4V 合金的焊接性问题成为这种材料推广应用中最为关注的问题之一。接头强度分析结果显示细晶粒 Ti-6Al-4V 合金热影响区粗晶区是接头性能中的薄弱环节, 与其他区域相比, 它具有较高的强度水平, 但塑性指标却有所下降, 是接头失效的薄弱部位。目前, 国内外针对细晶粒钛合金焊接接头精细结构的研究很少^[11-13], 尤其关于焊接接头粗晶区精细结构的研究几乎是空白。本文作者以细晶粒 Ti-6Al-4V 合金焊接接头显微组织为研究对象, 观察 3 种 TIG 焊接参数下粗晶区部位的精细结构, 分析粗晶区微观组织随焊接热输入的变化规律及其对接头性能的影响, 以便为细晶粒钛合金的推广应用提供试验和理论依据。

1 实验

1.1 试验材料

试验材料为厚度 1 mm 的细晶粒 Ti-6Al-4V 合金板材。采用反复轧制的大塑性变形方法制得的细晶粒 Ti-6Al-4V 合金, 平均晶粒尺寸为 2 μm , 微观组织为 $\alpha+\beta$ 双相等轴状结构, 如图 1(a)所示。 α 相晶粒内部存在大塑性变形产生的位错滑移线, 如图 1(b)所示。其抗拉强度达 1 070 MPa, 较普通 Ti-6Al-4V 合金高约 15%, 伸长率较普通 Ti-6Al-4V 合金提高约 50%, 材料化学成分如表 1 所示。试验研究中将尺寸为 100 mm \times 70 mm \times 1 mm 的试板固定于带背面气体保护衬垫的试验垫板上, 采用带保护托罩的 TIG 焊枪进行堆焊

试验。试验采用的 3 种焊接参数如表 2 所列。

1.2 试验方法

采用线切割机沿与焊缝主轴 45°方向切下焊接接头薄片, 机械减薄至厚度为 0.05 mm 后, 用小冲床在紧邻熔合区处的粗晶区冲下直径为 3 mm 的圆片, 用

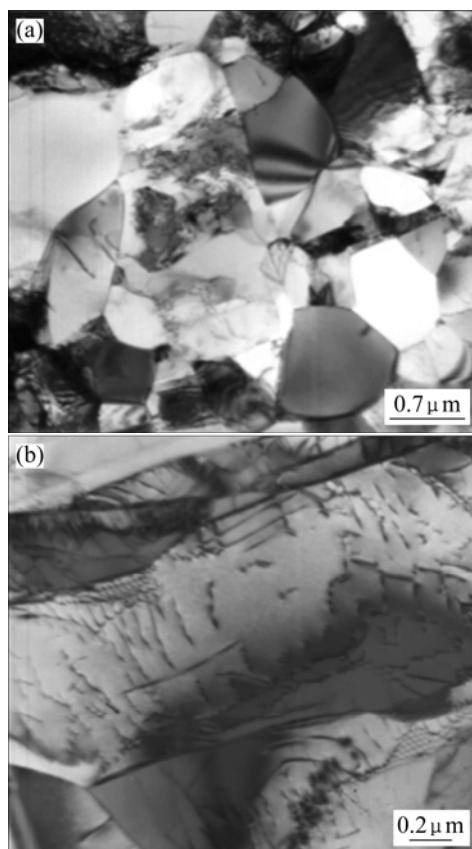


图 1 试验材料的微观组织

Fig.1 Microstructures of test material: (a) Equiaxed crystal; (b) Dislocations

表 1 细晶粒 Ti-6Al-4V 合金的化学成分

Table 1 Chemical compositions of fine grained Ti-6Al-4V (mass fraction, %)

Al	V	Fe	C	N	H	O	Ti
6.2	4.1	0.3	0.01	0.05	0.015	0.20	Bal.

表 2 TIG 焊接参数

Table 2 Parameters for TIG welding

Heat input I/A	U/V	$v/(mm \cdot s^{-1})$	Linear heat input/(kJ·m ⁻¹)
High	30	9.2	69.0
Middle	50	9.3	116.2
Low	70	10.3	180.3

电解双喷减薄穿孔，在CM12透射电子显微镜上进行观察，加速电压为120 kV。采用数字显示型显微硬度仪对3种焊接热输入下细晶粒Ti-6Al-4V合金焊接接头硬度进行测量，测量点位于1/2熔深处，沿水平线进行，试验载荷为0.98 N，加载时间为10 s。

2 结果及分析

2.1 焊接参数对接头显微硬度的影响

细晶粒Ti-6Al-4V合金焊接接头经历 $\alpha\rightarrow\beta\rightarrow L\rightarrow\beta\rightarrow\alpha'$ 相转变过程，其典型的TIG焊接头横截面的微观组织形貌如图2所示，从左至右依次为母材(BM)、过渡区(TZ)、细晶区(FGR)、粗晶区(CGR)和熔融区(FZ)。粗晶区与熔融区之间的熔合区通过多次腐蚀，呈黑色腐蚀线穿过柱状晶粒，位于图2中箭头指示位置。熔融区柱状晶与熔合区中粗晶区一侧的晶粒间形成典型的联生结晶结构，在TIG热源作用下粗晶区组织严重粗化。

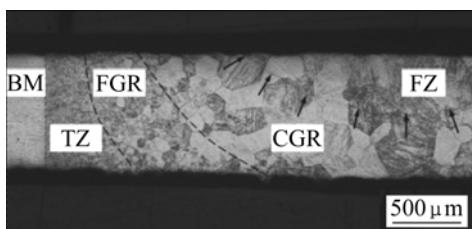


图2 TIG焊接接头的微观组织

Fig.2 Microstructure of TIG welding

不同热输入时，细晶粒Ti-6Al-4V合金TIG焊接头硬度沿1/2熔深水平线的分布曲线如图3所示。测量结果显示，细晶粒Ti-6Al-4V合金的热影响区硬度均高于母材硬度，晶粒粗化并未引起焊接接头粗晶区部位的软化问题。在大、中、小3种焊接热输入作用下，细晶粒Ti-6Al-4V合金靠近母材的过渡区硬度随与母材距离的增加而急剧上升。细晶区、粗晶区着熔融区部位的硬度接近。对比3种热输入条件下的硬度分布曲线可以发现，随着热输入的增加，粗晶区晶粒尺寸明显增大，而其硬度仅略微上升。

2.2 热输入对粗晶区精细结构的影响

细晶粒Ti-6Al-4V合金粗晶区部位在升温过程中发生完全 β 相变，在TIG焊接快速冷却过程中，由于高温 β 相转变为 α 相的过程来不及进行， β 相将转变为成分与 α 相相同的过饱和代位固

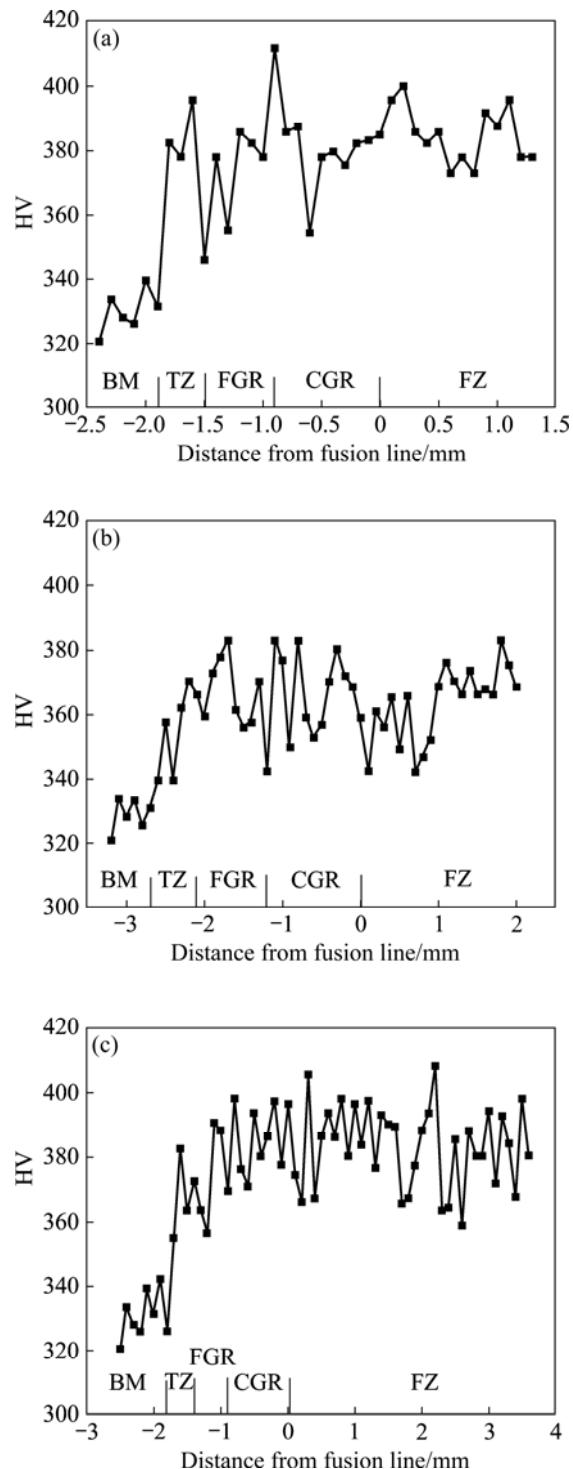


图3 焊接接头硬度分布

Fig.3 Hardness distributions of welded joint: (a) Low heat input; (b) Middle heat input; (c) High heat input.

熔体，即马氏体^[14]。由于细晶粒Ti-6Al-4V合金中 β 相稳定元素浓度较低，冷却转变中将形成具有密排六方晶体结构的 α' 马氏体组织。在发生马氏体相变时，不发生原子扩散，仅发生 β 相原子整体的、有规律的

近程迁移^[15]。

在较小的热输入作用下, 冷却速度很快, 粗晶区的精细结构如图4所示。在快速冷却过程中, 温度低于 M_s 时发生高温 β 相→初生 α' 相变。由于相变温度低, α' 马氏体难于充分长大, 转变形成的初生 α' 马氏体呈典型的针状结构。较大的冷却速度导致生成的马氏体针尺寸较小, 但具有较大的长宽比, 多个 α' 马氏体针之间具有相互交叉的形态学特征, TEM电子衍射分析证明马氏体呈六方密堆结构(hcp), 如图4(a)所示。快速冷却过程中, 残余 β 相含量较少, 主要分布于初生 α' 马氏体针边界上, 残余 β 相在继续冷却过程中二次相变, 生成大量的针状次生 $\alpha'(\alpha_M)$ 马氏体组织, 如图4(b)所示。较快的冷却速度以及较小的残余 β 相区尺寸, 限制了次生 α' 马氏体针的长大, 生成的次生 α' 马氏体针尺寸变化较大, 但总体上较为细小。

在较小的热输入作用下, 细晶粒Ti-6Al-4V合金粗晶区组织亚结构中占主体的是存在于初生 α' 马氏体针内部的位错(见图4(c)), 同时也伴随有少量孪晶产生(见图4(d))。由于冷却速度较大, 马氏体针长大受到抑制, α' 马氏体针内部位错密度较低。

在中等焊接热输入作用下, 冷却速度的持续降低, 导致粗晶区微观组织显著粗化。粗晶区晶粒内部的 α' 马氏体呈板条状的形态学特征, α' 板条宽度达到小焊接热输入下的2~3倍, 板条长度明显增大, 相互之间位相差较小的多个 α' 板条组成相互平行的 α' 束, α' 板条间分布着残余 β 相窄带, 如图5(a)所示。在粗大的 α' 板条间分布的残余 β 相数量与小热输入下的相比有显著升高。在继续冷却过程中, 由残余 β 相转变生成的次生 α' 马氏体呈板条状, 其长宽比较小热输入的小。冷却速度降低, 导致马氏体转变温度升高, 次生 α' 板条形核率升高, 并能够充分长大, 但其生长受限于残余 β 相区的尺寸, 次生 α' 马氏体生长成平行排列, 与初生 α' 马氏体几乎垂直的次生 α' 板条束。其中少量的次生 α' 马氏体长大受其周围马氏体板条的抑制, 生长为长宽比较小的块状组织, 板条状和块状次生 α' 马氏体电子衍射分析结果显示, 其晶体结构与初生 α' 马氏体板条的晶体结构相同, 具有六方密堆结构, 如图5(a)所示。

在中等热输入作用下, α' 马氏体板条内部的亚结构以位错(见图5(b))和堆垛层错(见图5(c))为主。焊接

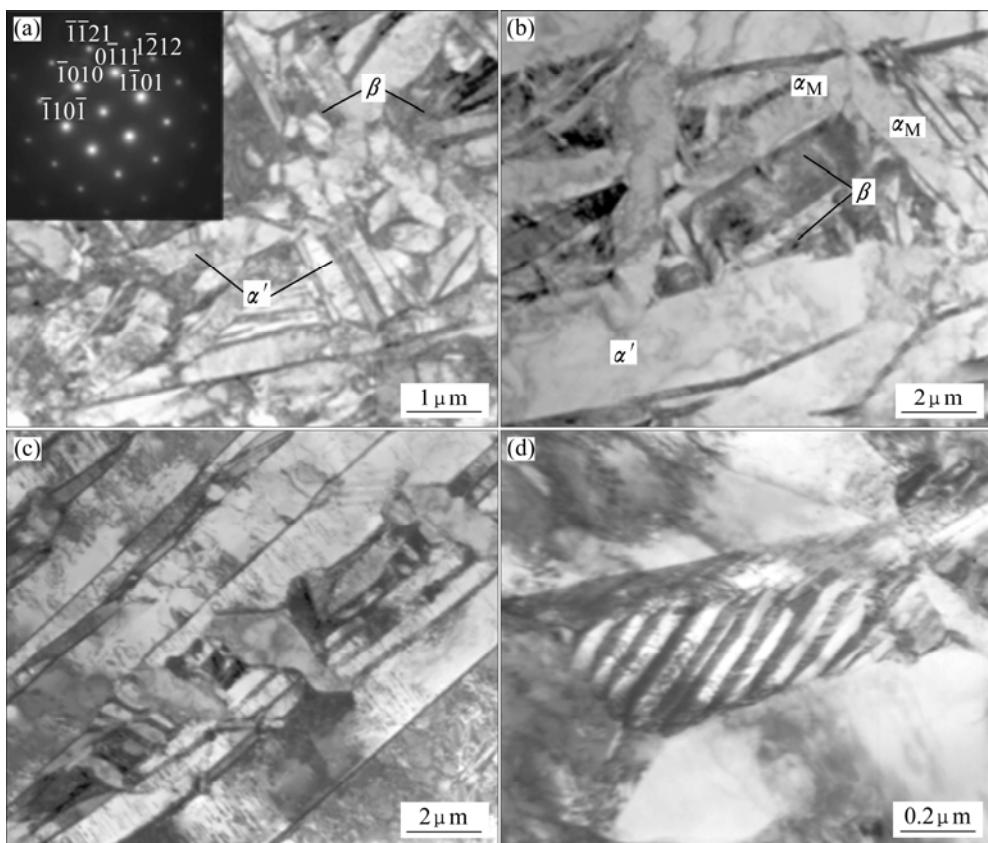


图4 小热输入下粗晶区的精细结构

Fig.4 Fine structures of coarse grain region at low heat input: (a) Acicular α' martensite; (b) Second α' morphology; (c) Dislocations; (d) Twin substructure.

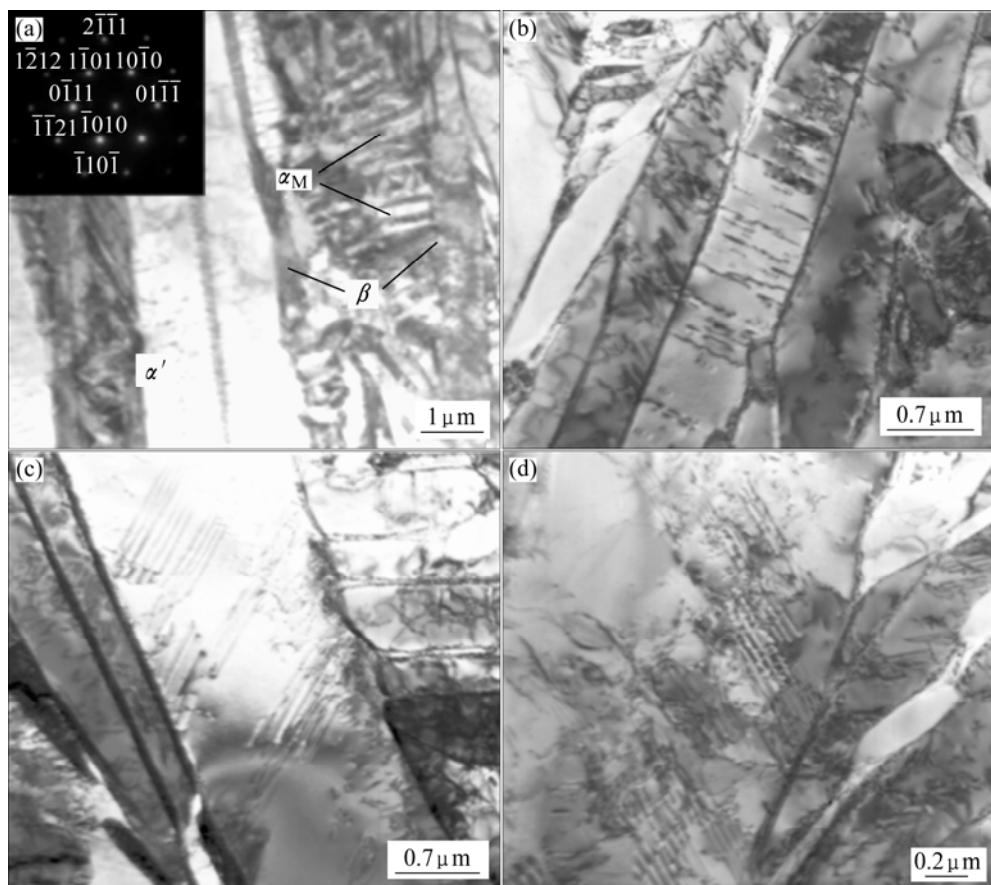


图 5 中等热输入下粗晶区精细结构

Fig.5 Fine structures of coarse grain region at middle heat inputs: (a) Colony α' martensite; (b) Dislocations; (c) Stacking fault; (d) Twin substructure

热输入的升高，使得热影响区晶粒粗化程度增加，在冷却过程中 α' 马氏体板条充分长大，破坏组织的稳定性，相变过程中伴随应力释放而产生的大量位错和层错会保留在马氏体板条内部。与小热输入下亚结构相比，位错密度明显升高。马氏体相变过程同时也伴随着少量孪晶产生，如图 5(d)所示。

在大焊接热输入作用下，冷却速度很低，导致初生 α' 板条明显粗化。冷却过程中， α' 马氏体板条最先在紧邻高温 β 晶粒边界处形核，由于冷却速度小， α' 马氏体能够充分长大，形成相互平行排列的一系列初生 α' 束域，如图 6(a)所示。观察图 6(a)所示的透射电镜明场像还可以发现，随着冷却速度的降低， $\beta \rightarrow \alpha'$ 马氏体转变温度升高，慢速冷却中原子扩散更易于进行， β 相稳定元素被隔离于残余 β 相内，增加了其稳定性，残余 β 相数量多，粗大的 α' 马氏体束域被大量残余 β 相包围，较多的残余 β 相在低温发生转变，生成的次生 α' 板条组织进一步粗化。同时在粗晶区晶粒内部， α' 马氏体板条有充分

时间自触发形核和长大，但其长大受到周围粗大 α' 马氏体束域的限制，形成相互交错的筐篮结构。晶内自触发生成的初生 α' 马氏体板条长宽比较小，较 α' 束域细小，如图 6(b)所示。

极低的冷却速度导致粗晶区晶粒严重粗化，使得冷却过程中初生 α' 形核率低，马氏体板条在长大成为长宽比很大的 α' 束域过程中会产生很大的应力积聚，大量位错在板条内部形成三维 Frank 网络，如图 6(c)所示。因为在相变的应力释放过程中形成的位错结点都接近于它们的平衡组态，这些网络相当稳定，同时，相变过程中在马氏体板条之间形成大量的位错塞积。在大热输入作用下，同样可以在粗晶区亚结构中观察到少量孪晶，如图 6(d)所示。

3 讨论

焊接热输入的变化直接导致细晶粒 Ti-6Al-4V 合金粗晶区组织在 β 相变点以下冷却速度的变化。随冷

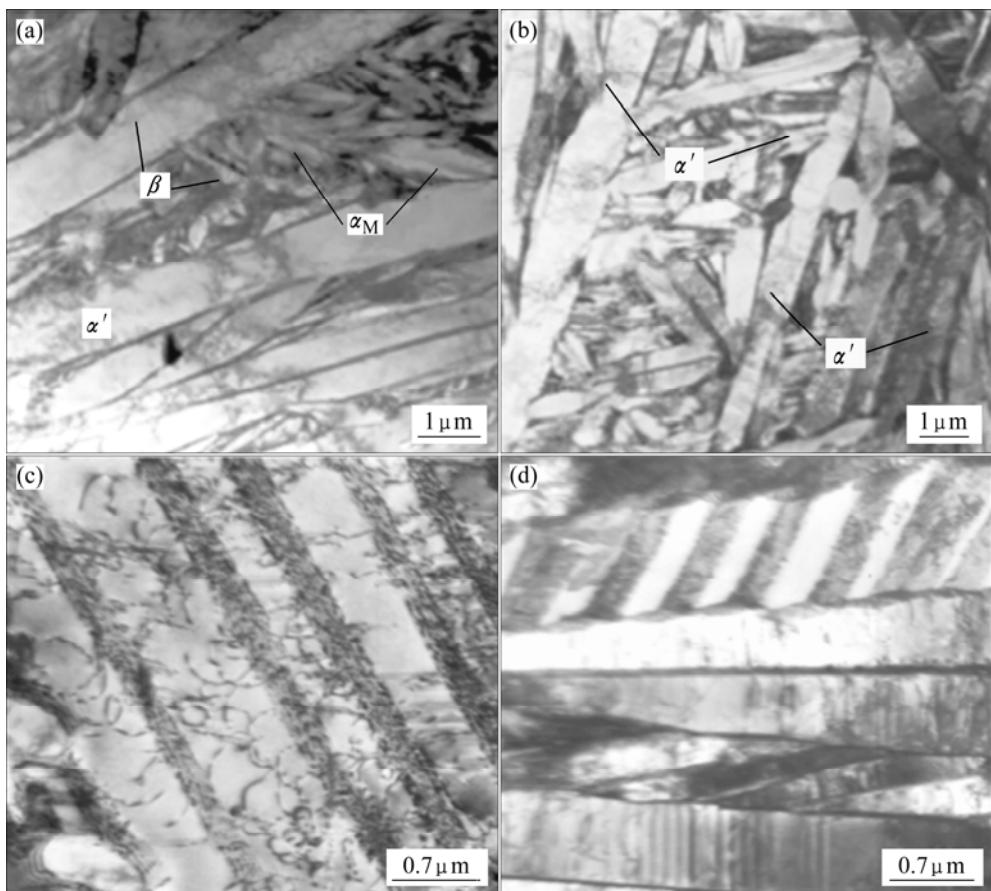


图6 大热输入下粗晶区精细结构

Fig.6 Fine structures of coarse grain region at high heat inputs: (a) Coarsening α' plates; (b) α' plates within grains; (c) Dislocations; (d) Twin substructure

却速度升高, 在低于 M_s 点发生的 $\beta \rightarrow \alpha'$ 马氏体相变的转变温度降低^[16]。在小焊接热输入作用下, 冷却速度大, 高温 β 相冷却过程中在较低温度下发生马氏体相变, 马氏体长大时间短, 生成 α' 马氏体组织呈细小的针状形态。而在大的焊接热输入作用下, 冷却速度降低, 马氏体相变温度升高, α' 马氏体有充分的时间长大, 形成板条状组织, 板条 α' 马氏体尺寸随冷却速度减小而增大。

热输入引起的 TIG 焊接过程中冷却速度的变化, 是粗晶区晶粒内部残余 β 相含量变化的主要原因。在低冷却速度下, $\beta \rightarrow \alpha'$ 转变温度的升高导致原子扩散更容易进行, 粗化的 α' 板条间 β 稳定元素产生富集, 残余 β 相数量增大。而快速冷却中, 元素难于扩散, β 稳定元素含量下降, 残余 β 相数量减少。在继续冷却过程中, 产生的二次 α' 马氏体相的尺寸及形态学特征同样取决于冷却速度。

由于马氏体相变过程中应力的释放主要是通过完整位错或部分位错的形成和移动来实现的^[17], 在小焊

接热输入下, 细小针状 α' 马氏体形核与长大过程中产生的相变应力小, 位错密度低。在中等焊接热输入下, 板条状 α' 马氏体的粗化导致相变应力显著提高, 位错密度明显增大。在大焊接热输入下, α' 马氏体束域的形成和粗化引起更大的相变应力, 导致最终生成大量三维位错网络。研究表明, 粗大的 α' 马氏体板条束的存在, 使得粗晶区部位延展性降低; 同时, 晶粒的严重粗化, 使得位错运动受粗晶区结构本质因素的影响, 易于形成位错网络和长的位错塞积, 导致合金出现过早解理断裂^[18]。因此, 在大焊接热输入作用下, 粗大的粗晶区晶粒以及晶内高密度位错网络将引起焊接接头低应力断裂。为获得良好的 TIG 焊接头性能, 细晶粒 Ti-6Al-4V 合金适于采用小焊接参数施焊。

4 结论

1) 焊接热输入对细晶粒 Ti-6Al-4V 合金焊接接头

粗晶区精细结构有明显的影响。随热输入增加,相变生成的初生 α' 马氏体组织显著粗化,其形态特征由针状长大成为粗大的板条状;在较大热输入作用下,多个位相差很小的板条马氏体形成相互平行的 α' 板束。

2) 粗晶区晶粒内部的残余 β 相数量随热输入增加而增大,在继续冷却过程中,由残余 β 相转变生成的次生 α' 马氏体尺寸随热输入增加而增大。

3) 初生 α' 马氏体内部的亚结构以位错和堆垛层错为主,并存在少量孪晶;随热输入增大,位错密度增加。

4) 3种焊接热输入下热影响区均未出现软化现象。

REFERENCES

- [1] VASSEL A, GUEDOU J Y. Aero-Engines Applications: Present and Future[C]// 9th World Confon Titanium. St Petersburg, 1999: 7.
- [2] LINEBERGER L. Titanium aero space alloy[J]. Advanced Materials and Process, 1998, 5: 45–46.
- [3] WEERTMAN J R. Hall-Petch strengthening in nanocrystalline metals[J]. Mater Sci Eng A, 1993, 166(1/2): 161–167.
- [4] JIN Qiu-ya, HUANG Ji-hua, HOU Jin-bao, ZHANG Lei, TENG Jun-fei. Fine crystal Tatanium alloy preparation method[J]. Aerospace Manufacturing Technology, 2006, 5: 43–45.
- [5] SUN Xin-jun, GU Jia-lin, BAI Bing-zhe, CHEN Nan-ping. Fabrication of submicron grained titanium alloy by compressive deformation[J]. Journal of Materials Engineering, 1999, 11: 33–36.
- [6] STOLYAROV V V, ZHU Y T, LOWE T C, ISLAMGALIEV R K, VALIEV R Z. A two step SPD processing of ultrafine grained titanium[J]. Nanostructure Materials, 1999, 11(7): 947–954.
- [7] MISHRA R S, STOLYAROV V V, ECHER C, VALIEV R Z, MUKHERJEE A K. Mechanical behavior and superplasticity of sever plastic deformation processed nanocrystallin Ti-6Al-4V alloy[J]. Mater Sci Eng A, 2001, 298(1/2): 44–50.
- [8] SERGUEEVA A V, STOLYAROV V V, VALIEV R Z, MUKHERJEE A K. Advanced mechanical properties of pure titanium with ultrafine grained structure[J]. Scripta Materialia, 2001, 45(7): 747–752.
- [9] VINOGRADOV A Y, STOLYAROV V V, HASHIMOTO S, VALIEV R Z. Cyclic behavior of ultrafine-grain titanium produced by severe plastic deformation[J]. Mater Sci Eng A, 2001, 318(1/2): 163–173.
- [10] IVASHIN O M, SEMIATIN S L, MARKOVSKY P E, SHEVCHENKO S V, ULSHIN S V. Grain growth and texture evolution in Ti-6Al-4V during beta annealing under continuous heating conditions[J]. Mater Sci Eng A, 2002, 337(1/2): 88–96.
- [11] 赵晖, 韩忠, 陈晓. 电子束扫描对Ti-6Al-4V合金焊缝金属组织的影响[J]. 焊接学报, 2005, 26(1): 78–80. ZHAO Hui, HAN Zhong, CHEN Xiao-feng. Effect of scanning electron beam on solid field structure of welded Ti-6Al-4V alloy[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2005, 26(1): 78–80.
- [12] ELMER J W, PALMER T A, WONG J. In situ observations of phase transitions in Ti-6Al-4V alloy welds using spatially resolved x-ray diffraction[J]. Journal of Applied Physics, 2003, 93(4): 1941–1947.
- [13] WU Hui-qiang, FENG Ji-cai, HE Jing-shan, ZHANG Bing-gang. Effects of electron beam heat input mode on microstructure of Ti-6Al-4V[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2004, 25(5): 41–44.
- [14] ELMER J W, PALMER T A. Phase transformation dynamics during welding of Ti-6Al-4V[J]. Journal of Applied Physics, 2004, 95(12): 8327–8339.
- [15] 邓安华. 钛合金的马氏体相变[J]. 上海有色金属, 1999, 20(4): 193–199. DENG An-hua. Martensitic transformation of titanium alloys[J]. Shanghai Nonferrous Metals, 1999, 20(4): 193–199.
- [16] GIL F J, MANERO J M, PLANELL J A. Decomposition of α' martensite plates of Ti-6Al-4V alloy at different annealing temperatures and heat treatment times[C]// BLANKENSOP P A, EVANS W J, FLOWER H M. Titanium 1995, Science and Technology. London: The Institute of Materials, 1996: 2454–2461.
- [17] WILLIAMS J C, BLACKURN M J. Phase transformations in titanium-molybdenum and titanium-vanadium alloys[J]. Transactions of the Metallurgical Society of AIME, 1968, 242(12): 2461.
- [18] HE Y, HUANG B Y, QU X H, KONG GN, LEI C M, LIU Y X. Study of non-equilibrium phase transition of TiAl intermetallic compound[J]. Microstructure/Property Relationships of Titanium Alloys, 1994, 10: 263.

(编辑 龙怀中)