

Ti-6Al-4V/TiAl 复合板大压下率包套热轧工艺及组织性能研究

王昊^{1,2}, 高天宝^{1,2}, 卫俊鑫^{1,2}, 张孟非^{1,2}, 邓瑞君^{1,2}, 贾焱^{1,2}, 韩建超^{1,2}

(1. 太原理工大学 机械与运载工程学院, 山西 太原 030024)

(2. 太原理工大学 先进金属复合材料成形技术与装备教育部工程研究中心, 山西 太原 030024)

摘要: 采用大压下率包套热轧法成功制备了界面无缺陷的 Ti-6Al-4V (质量分数, %) / Ti-43Al-3V-2Cr (原子分数, %) 复合板, 并对复合板的显微组织和力学性能进行了研究。结果表明, 界面区域无明显缺陷, 成功避免了 Kirkendall 现象。复合板界面厚度约为 230 μm , 根据相组成不同, 可将界面分为 2 个区域, 其中 1 区域为近 Ti-6Al-4V 合金界面处, 主要由 $\alpha/\alpha_2+\beta/\text{B2}$ 组成; 界面 2 区域为近 TiAl 合金界面处, 主要由 $\alpha/\alpha_2+\beta/\text{B2}+\gamma$ 组成。界面区域组织是由于 Ti-6Al-4V 合金中 Ti 元素扩散到 TiAl 合金层以及 TiAl 层的 Al 和 Cr 元素扩散到 Ti-6Al-4V 合金层所致。测试了复合板的界面维氏硬度和不同加载方式的三点抗弯强度。结果表明, 界面 1 区域具有最高的显微硬度, 横向试件垂直表面加载时复合板表现出最佳的抗弯能力, 抗弯强度达到 1150.82 MPa。基体和界面区域均为脆性断裂, 界面结合处未发生断裂。

关键词: Ti-6Al-4V/TiAl 复合板; 大压下率热轧; 显微组织; 力学性能

中图分类号: TG335.8⁺1; TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2023)07-2485-09

随着航空航天科技的迅速发展, 航空发动机和航天飞行器对材料密度、强度、耐热性能等要求逐步提升^[1-2]。低密度、高比模量、高温抗氧化性能优异的 TiAl 合金受到越来越多的关注^[3-5], 但是由于其具有金属间化合物的本征脆性, 热加工窗口窄, 轧制过程易开裂, 制备大尺寸、高质量的板材非常困难, 限制了 TiAl 合金的进一步应用。研究人员^[6-7]提出利用钛合金的高韧性、高强度和高延展性, 将钛合金作为 TiAl 合金的增韧相制备 Ti/TiAl 复合板, 既可保留 TiAl 合金的强度, 又可提升复合板的断裂韧性。有研究者通过冷轧的方法制备 Ti/Al 多层箔, 然后对其进行燃烧合成反应制备复合板, 但复合板中钛层破裂分散于铝基体中, 导致复合板强度低^[8]。后续国内外学者开发了多种 Ti/TiAl 复合板的制备方法, 例如自蔓延高温合成^[9]、轧制复合法^[10]等。然而, 自蔓延高温合成方法由于燃烧过程中产生气体, 得到的复合板材料中存在气孔, 导致复合板的结合强度较低, 难以满足需求。因此, 需要开发一种制备界面无缺陷且结合质量好的 Ti/TiAl 复合板的方法。

热轧复合是制备高质量复合板的主要方法之一, 轧制过程不仅可以细化合金的显微组织, 提高复合板

的强度, 而且大的轧制力可以在消除材料原始缺陷的同时促进金属与金属间化合物的界面反应, 改善结合质量。包套热轧复合是制备 Ti/TiAl 复合板的有效方法, 该方法将包套密封后抽成真空状态, 可以避免高温氧化对结合过程的影响。包套同时可以减少轧制过程中待轧坯料的温降, 解决 TiAl 合金热加工窗口窄的问题。哈尔滨工业大学孔等^[11-13]采用包套热轧工艺结合小压下 (道次压下率 10%) 多道次的方法, 成功制备了三层和五层 Ti/TiAl 复合板, 但是由于道次过多存在工艺复杂、能源浪费等问题。本工作以高温变形能力优异的锻态三相 TiAl 合金为原料, 探索单道次大压下率下包套热轧制备 Ti-6Al-4V/TiAl 复合板的可行性, 并研究钛合金与 TiAl 合金间的元素扩散行为、相组成和界面组织演变, 分析复合板的力学性能, 揭示大压下条件下钛合金和 TiAl 合金的结合机理。

1 实验

首先采用海绵钛 (Ti 质量分数: 99.9%)、高纯 Al (Al 质量分数: 99.99%)、高纯 Cr (Cr 质量分数: 99.9%)、Al-V (V 质量分数: 53.88%) 中间合金为原料制备名义成分为 Ti-43Al-3V-2Cr (原子分数, %)

收稿日期: 2022-06-24

基金项目: 国家自然科学基金 (51904205); 中央引导地方科技发展资金 (YDZJSX2021A020, YDZX20191400002149); 轧制技术及连轧自动化国家重点实验室 (东北大学) 开放课题基金 (2020RALKFKT014); 中国博士后科学基金 (2018M641681)

作者简介: 王昊, 男, 1996年生, 硕士生, 太原理工大学机械与运载工程学院, 山西 太原 030024, E-mail: 269268169@qq.com

的 TiAl 合金铸锭,铸锭经均匀化处理通过近等温锻造开坯得到 TiAl 合金锻饼,近等温锻造温度为 1200 °C,变形量为 80%。将得到的锻饼通过电火花切割得到 110 mm×75 mm×4 mm 的 TiAl 合金板坯,钛合金坯料采用工业级的 Ti-6Al-4V 板材,尺寸为 110 mm×75 mm×2 mm。将上述 TiAl 合金和 Ti-6Al-4V 板材经表面打磨、清洗,板坯表面喷涂抗氧化涂料后放入 304 不锈钢包套中,板材与包套间加入石墨纸,将包套周围封焊后抽真空至 10⁻² Pa,如图 1 所示。将处理好的包套放入加热炉中加热至 1250 °C,保温 10 min 后进行轧制。轧制设备为实验室自制二辊可逆轧机(轧辊直径为 250 mm,辊身宽度为 280 mm),轧制速度为 10 mm/s,单道次压下率 40%,道次间将轧件回炉 1250 °C 保温 10 min。轧件经过 2 道次后,总厚度减小了原厚度的 60%,轧制完成后将轧件置于加热炉中随炉降温至室温。通过电火花切割分离包套得到 190 mm×80 mm×3 mm 的 Ti-6Al-4V/TiAl 复合板,由于包套材料较 2 种基体合金软,整体减薄 60%,其中包套材料的变形量大于 60%,TiAl 合金和 Ti-6Al-4V 合金的厚度分别为 2 和 0.8 mm,减薄率分别为 50%和 60%。

通过扫描电子显微镜 (SEM)、能谱分析 (EDS) 与电子背散射衍射 (EBSD) 对所制得的 Ti-6Al-4V/TiAl 复合板进行显微组织观察。组织观察试样经过机械研磨和电解抛光制备。电解抛光液成分为:甲醇:正丁醇:高氯酸=6:3:1(体积比),抛光电压和温度分别为 30 V 和-25 °C。

将经过 SiC 砂纸研磨和电解抛光处理后,用无水乙醇振动清洗的试样,在 HVT-1000 型试验机上进行维氏硬度测试,采用四棱锥金刚石作为压头,在 500 N 载荷下保持 10 s,每个位置测试 3 次,取平均值。采用 Instron-5969 万能试验机进行三点弯曲测试。弯曲试样测试前先通过机械研磨和电解抛光,用无水乙醇清洗,消除切割缺陷对。三点弯曲试样尺寸为 36 mm×3.4 mm×3 mm,加载速度为 0.5 mm/min,如图 2 所示,对 2 种

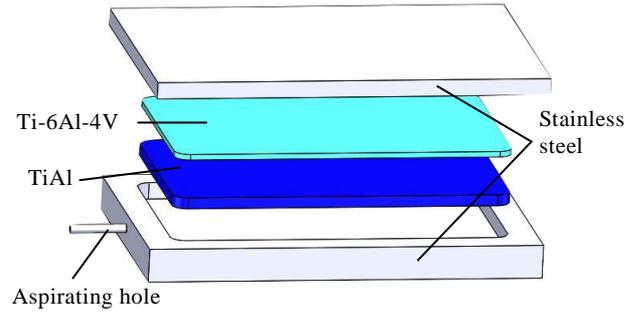


图 1 Ti-6Al-4V/TiAl 复合板制备时包套结构示意图

Fig.1 Schematic diagram of sheathing structure for Ti-6Al-4V/TiAl composites preparing

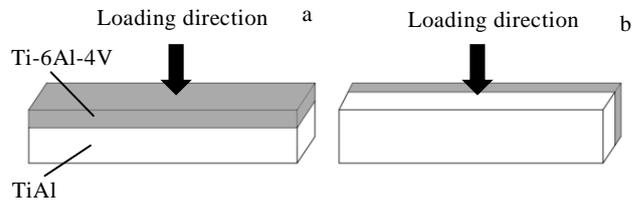


图 2 三点弯曲测试不同加载方向示意图

Fig.2 Schematic diagram of bending test under vertical loading on surface (a) and side surface (b)

试样垂直表面和侧面进行加载:轧向试样垂直于侧面加载 (RD-1)、轧向试样垂直于表面加载 (RD-2)、横向试样垂直于侧面加载 (TD-1) 和横向试样垂直于表面加载 (TD-2) 每组试样测试 3 次,取平均值。

2 结果与讨论

2.1 Ti-6Al-4V/TiAl 复合板显微组织特征

图 3 为复合板基体材料的原始 SEM 显微组织。图 3a 为 Ti-6Al-4V 板坯的显微组织,Ti-6Al-4V 为 α+β 双相钛合金,β 相分布于 α 相周围。图 3b 为锻态 Ti-43Al-3V-2Cr 的显微组织,呈现出黑、白、灰 3 种

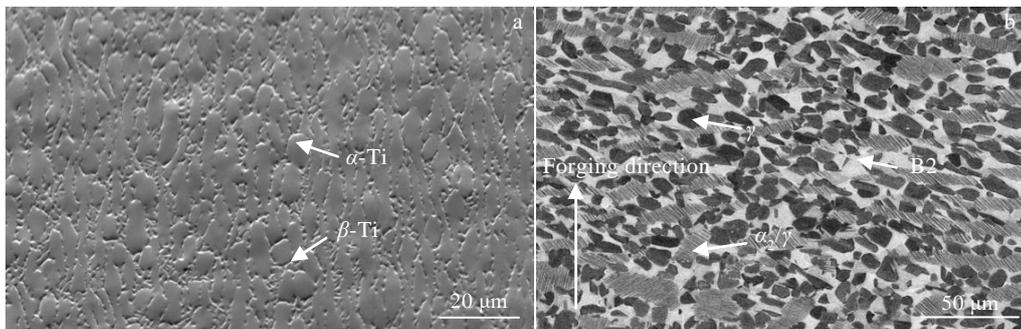


图 3 复合板原始基体 Ti-6Al-4V 和 Ti-43Al-3V-2Cr SEM 组织

Fig.3 SEM microstructures of two original substrates of composite plate: (a) Ti-6Al-4V and (b) Ti-43Al-3V-2Cr

衬度特征,根据前期文献分析,图中黑色衬度是 γ 相,白色衬度为B2相,灰色衬度是 α_2/γ 片层团。通过图像处理软件Image pro plus 统计分析表明 α_2/γ 片层团、 γ 相和B2相的体积分数分别为46.7%、27.3%和26%,为新型三态组织。此外,从图3b中还可以看出锻态TiAl合金的 α_2/γ 层片方向趋于垂直于锻压方向,且片层团沿金属流动方向伸长,这应是锻造过程中金属塑性流变所致。本研究采用40%压下率在1250℃轧制Ti-6Al-4V/TiAl复合板,轧后去除包套后板材平整未出现边裂等缺陷。Liu等^[14]研究表明,新型三相TiAl合金高温塑性较好,具有较好的高温变形能力。同时轧制温度较高,包套也可以限制热轧时的金属流变,成功避免大压下率热轧时边裂等缺陷的出现。

图4为复合板界面显微组织和界面EDS元素线扫描结果。从图4a中可以看出,复合板界面结合质量良好,未观察到明显缺陷,结合界面厚度约为230 μm ,成功避免了前人采用钛箔与铝箔制备Ti-Al基金属出现的Kirkendall现象^[15-16]。从图4b界面处4种元素含量分布的规律可以看出,Ti元素从Ti-6Al-4V合金向TiAl合金扩散;Al元素从TiAl合金向Ti-6Al-4V合金扩散;V和Cr元素含量较低,无明显变化趋势。由于扩散主要受温度梯度和浓度梯度影响^[17],考虑到所选用的钛合金和TiAl合金中V元素含量相近,所以V元素相比Ti和Al元素扩散速度较慢。此外,从图4b中可以看出各种元素的含量变化较为平缓,没有明显的突起或突降,这说明在高温包套轧制过程、道次回炉保温以及轧制后炉冷的过程中钛合金和TiAl合金是以原子相互热扩散的方式结合,而不是机械结合。Kong等^[11-12]采用多道次小压下包套热轧法制备Ti/TiAl复合板,轧制温度分别采用1250与1180℃,其界面区域宽度为260与250 μm ,大于本研究中界面宽度(230 mm)。考虑到其工艺为小压下多道次,保

温时间与本研究相比较长,可以认为界面厚度与温度和保温时间成正相关。Sun等^[13]对包套热轧Ti-6Al-4V/TiAl复合板研究后提出复合材料结合扩散公式^[18]:

$$\Delta x = kt^n \quad (1)$$

$$\ln \Delta x = \ln k + n \ln t \quad (2)$$

式中, Δx 是界面的厚度, k 是速率常数, t 是扩散时间, n 为动力学指数。他们分析得到Ti-6Al-4V/TiAl复合板界面区域宽度与时间之间有 $\ln \Delta x = 0.79 \ln t - 15.21$ 的线性关系,也可以证明保温时间对复合板扩散层厚度的影响。Ti-6Al-4V/TiAl复合板界面附近元素分布曲线均较平滑,未发现明显突起,这也意味着采用单道次大压下率包套热轧工艺制备Ti-6Al-4V/TiAl复合板是可行的,可有效减少轧制道次。

图5所示为Ti-6Al-4V/TiAl复合板基体和界面区域显微组织。从图5a中可以看出,轧态Ti-6Al-4V合金的显微组织主要由粗大的 α 相与少量 β 相组成,与原始Ti-6Al-4V合金相比,经过高温轧制后, α -Ti长大成粗大的板条组织, β -Ti分布于板条周围。图5b所示为钛合金侧界面区域的显微组织,从图中可以看出该区域由3种衬度特征组成。通过对不同衬度区域进行EDS分析(见表1)可以确定亮白色组织(C)为 β -Ti,浅灰色组织(E)为 β /B2相。因为E处Al元素含量较高,所以在背散射电子模式下C处的亮度高于E处。与钛合金基体组织不同,界面区域的 α -Ti主要呈现板条状,且板条方向垂直于界面,与界面元素扩散方向一致,这主要是由于轧制复合过程中界面两侧元素浓度梯度导致的元素扩散行为^[17]。图5c为TiAl合金侧界面区域SEM组织,从图中可以看出,除了典型的双相钛合金组织外还存在黑色的块状 γ 相(G)、片层团组织和亮白色B2相(H),与小压下多道次工艺制备的Ti-6Al-4V/TiAl复合板界面区域组织相似^[11]。图5d

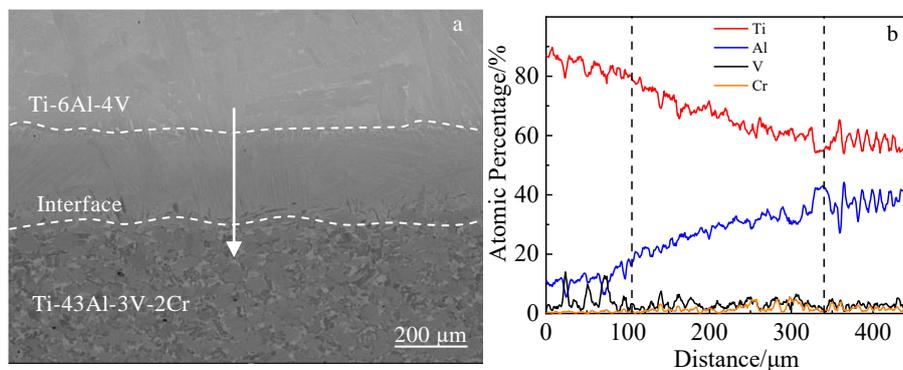


图4 Ti-6Al-4V/TiAl合金复合板界面SEM背散射电子像及EDS元素线扫描

Fig.4 SEM backscattering electron image of cross-sectional interface of Ti-6Al-4V/TiAl alloy composite plate (a); EDS line scanning of Ti, Al, V and Cr element along the arrow direction (b)

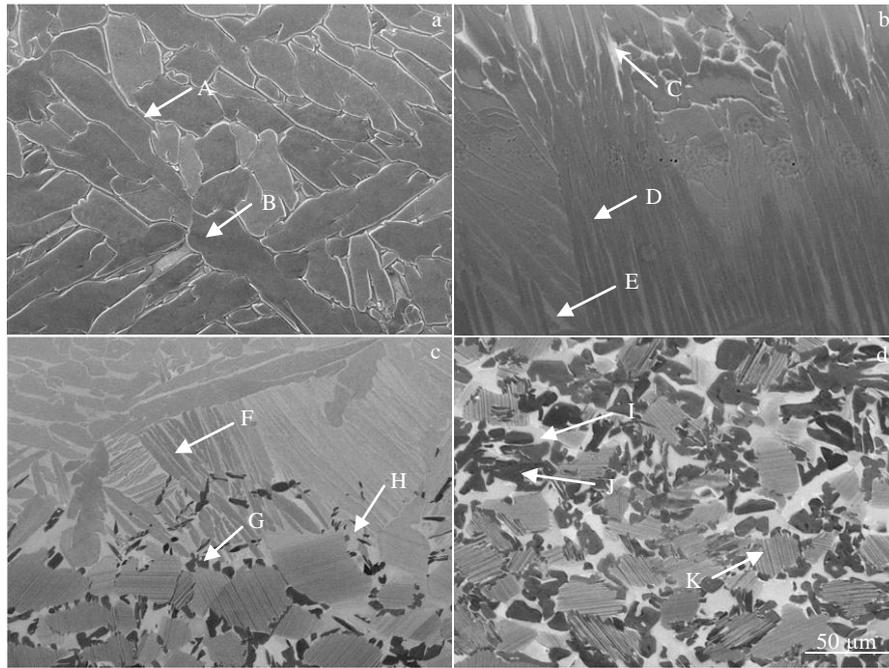


图 5 Ti-6Al-4V/TiAl 复合板基体及界面区不同位置的 SEM 背散射电子像

Fig.5 SEM backscattering electron images of microstructures of the two matrix and the interface regions of Ti-6Al-4V/TiAl composite plate: (a) Ti-6Al-4V region, (b) interface region near Ti-6Al-4V, (c) interface region near TiAl alloy, and (d) TiAl alloy region

表 1 图 5 中不同位置点的 EDS 元素分析

Table 1 EDS analysis result of different positions marked in Fig.5 (at%)

Position	Ti	Al	V	Cr	Possible phase
A	79.2	4.6	16.2	-	β
B	89.1	9.3	1.6	-	α
C	81.5	9.8	8.6	0.1	β
D	67.3	29.9	2.3	0.5	α_2
E	61.8	29.1	3.2	2.7	$\beta/\text{B2}$
F	68.4	28.9	2.4	0.3	α_2
G	55.6	43.8	0.4	0.2	γ
H	61.8	29.7	5.1	3.4	$\beta/\text{B2}$
I	56.2	32.3	6.1	5.4	$\beta/\text{B2}$
J	55.3	41.2	2.1	1.4	γ
K	62.5	33.2	3.1	1.2	α_2/γ

为轧后 TiAl 合金的 SEM 背散射电子像,与轧前组织相比,热轧后 TiAl 合金的相种类未发生变化,主要由 α_2 相、B2 相和 γ 相组成, α_2 相主要存在于 α_2/γ 片层团中, B2 相则分布于 γ 相与片层团的间隙。Kong 等^[19]对轧态 Ti-43Al-9V-0.1Y 显微组织研究发现,轧后显微组织为近 γ 组织,相比之下,本研究的 TiAl 合金侧片层团体积分数较高, γ 相较少。这主要是由于轧制相区不同,由 Ti-Al-V 三元相图^[20]可知,前者轧制相区为 $\alpha+\beta$ 相区。Zhang 等^[21]对 TiAl 合金 $\alpha+\beta$ 相区加工的研

究表明, γ 相是以不连续粗化的方式从 β 相中析出,轧制过程中发生了 $\beta \rightarrow \gamma$ 相变。而本研究轧制相区在 α 单相区,有相关文献报道^[22-23], Ti-Al-V 系合金在平衡凝固条件下,易发生 $\alpha \rightarrow \alpha_2+\gamma$ 共析反应,最终形成 α_2/γ 片层,这也是轧后片层团体积分数较多的原因。Ti-6Al-4V/TiAl 复合板轧后为随炉缓慢降温, γ 相以 Blackburn 关系^[24]从 α 相析出形成片层团。与其他相比较而言,片层团对 TiAl 合金强度具有较高贡献。TiAl 合金侧 γ 相部分呈现等轴状,且晶界大部分为圆弧状,

这是在变形过程中由于晶界的滑动和转动所致,表明热轧过程中 γ 相发生再结晶。此外,值得注意的是, TiAl 合金近界面区域 γ 相和 B2 相体积分数明显小于基体处,同时近界面处 γ 相和 B2 相的 V 与 Cr 元素含量均低于基体,这也反映出复合板轧制过程中的元素扩散行为和相转变规律。同时注意到,钛合金和 TiAl 合金基体的显微组织中均未观察到轧制产生的典型流线组织,应归因于轧制及退火过程中发生动态再结晶。图 5 中 C、E、H 和 I 处均为 β /B2 相,依次在 Ti-6Al-4V、界面、TiAl 合金分布, Cr 元素和 Al 元素的原子分数从 I 至 C 逐渐降低,但是 Cr 的降低程度明显大于 Al 元素,这主要是由于二者在固相中扩散速率不同所致。Charpentier^[25]在对铸态 Ti-48Al-2Cr-2Nb 的研究中发现, Cr 元素的固相扩散比 Al 元素要慢,这可以解释上述元素含量的差异。

图 6 为轧后 Ti-6Al-4V/TiAl 复合板界面区域的 EBSD 分析结果。在图 6a EBSD 图中,从上至下为 Ti-6Al-4V 合金、界面与 Ti-43Al-3V-2Cr 3 个区域。由于 EBSD 分析过程中无法区别 α 和 α_2 、 β 和 B2 相,所以将 α 与 α_2 、 β 与 B2 归为一起研究。界面区域宽约 230 μm ,根据界面区域相组成不同,可以将界面分为 2 个区域:界面 1 区域(宽约 90 μm)为 $\alpha/\alpha_2+\beta$ /B2,界面 2 区域(宽约 140 μm)为 $\alpha/\alpha_2+\beta$ /B2+ γ 。结合 EBSD、

表 2 EDS 分析结果与 Ti-Al 二元合金相图^[26-27],界面层中 Al 元素含量为 29.1at%,界面区域的 α/α_2 相可确定为 α_2 -Ti₃Al。结合图 6b 中的相体积分数统计图与图 4b,可以发现随着 Ti、Al、V 和 Cr 元素的扩散,界面 1 区域中 β 相逐渐增多, α 相逐渐减少。表 1 中 B 与 C 两点 Al 元素仅相差 0.5at%,而 V 元素相差 7at%,这也从侧面证明二者的相组成。在图 6a 中界面 2 区域,可以明显看到 γ -TiAl 相分布的位置一致,这是因为热轧过程中, Al 元素是平行向 Ti-6Al-4V 合金侧扩散。轧制温度为 1250 $^{\circ}\text{C}$, TiAl 合金位于 α 单相区,随着温度的升高, Ti-43Al-3V-2Cr 合金沿 Lamellar(α_2/γ)+ γ +B2 $\rightarrow\alpha_2+\beta+\gamma\rightarrow\alpha+\gamma\rightarrow\alpha$ 路径发生相变, α_2 相在高温下转变为无序 α 相,并发生高温变形。界面 2 区域的 β 相含量先增加后减少,在界面 2 区域中点处达到最大值,分析认为 V 和 Cr 元素均为 β 相稳定元素,虽然此处 V 元素含量比界面 1 区域低,但是此处存在由 TiAl 合金侧扩散来的 Cr 元素,此处高含量的 β 相是 Cr 元素与 V 元素共同作用的结果。Kong 等^[13]制备了 Ti-6Al-4V/TiAl 复合板,并发现在近 TiAl 侧相组成为 $\alpha_2+\gamma$ +B2,近 TiAl 界面区域的 α_2 与 γ 相是由 β /B2 相成核的,与界面 2 区域相组成相同,具有相同的相变机理,其不同在于界面区域组织形貌有所区别。在靠近 Ti-6Al-4V 区域的界面区域含有一定量的 β/β_0 相,而通

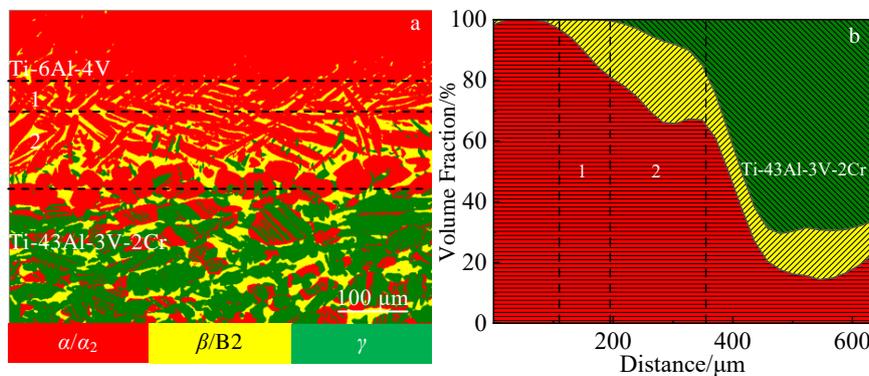


图 6 Ti-6Al-4V/TiAl 合金复合板界面区域 EBSD 分析

Fig.6 EBSD analysis of interface region of Ti-6Al-4V/TiAl alloy composite plate: (a) phase composition diagram and (b) statistical diagram of phase volume fraction

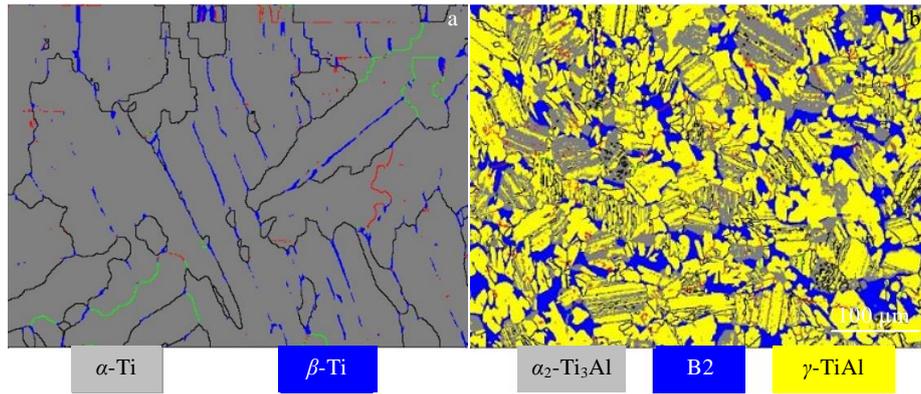
表 2 图 6 中 1 和 2 区域 EDS 分析结果

Table 2 EDS surface scanning analysis results for different regions in Fig.6 (at%)

Region	Ti	Al	V	Cr
1	76.8	18.9	3.4	0.9
2	62.2	34.0	2.4	1.4
Interface region	65.8	29.1	3.4	1.7

过小压下率多道次制备的复合板靠近 Ti-6Al-4V 的界面区域则仅含有 α_2 相。分析原因可能为,大压下时道次过少,导致 V 元素未能充分扩散而在界面 1 区域堆积,促进 β 相从 α 相中析出,而小压下多道次工艺的保温时间和次数均高于本研究, V 元素有充足的时间扩散,其分布较均匀,同时易发生 $\beta\rightarrow\alpha$ 相变。

图 7 为复合板 2 个基体中相与晶界角分布重合图。在轧制过程中,板材变形较大,材料内部积累大量位



Type of grain boundary	Symbol	Min/($^\circ$)	Max/($^\circ$)	Total fraction in Ti-6Al-4V/%	Total fraction in TiAl alloy/%
Low-angle boundary	■	2	10	13.2	19.3
Sub boundary	■	10	15	11.9	1.6
High-angle boundary	■	15	180	74.9	79.1

图 7 Ti-6Al-4V/TiAl 复合板基体的相与晶界分布重合图

Fig.7 Phase composition diagram of matrix grain boundary coincidence of Ti-6Al-4V/TiAl composite plate: (a) Ti-6Al-4V alloy and (b) TiAl alloy

错，位错密度逐渐增加容易先发生动态回复再发生动态再结晶。再结晶涉及大角度晶界的迁移，而再结晶晶粒通常被大角度晶界包裹。图中黑色为大角度(>15°)晶界，绿色为亚晶界(10~15°)，红色代表小角度(2~10°)晶界，大角度晶界的形成是由于再结晶与消耗相邻晶粒而使晶粒粗化，而小角度晶界是变形过程中形成的亚结构^[28]。结果表明，Ti-6Al-4V 合金大角度晶界和小角度晶界分别占 74.9%与 13.2%，大部分的小角度晶界对应为 α -Ti 相；在 TiAl 合金中大角度晶界和小角度晶界分别占 79.1%和 19.3%，小角度晶界主要处于 γ 相，这意味着 Ti-6Al-4V 和 TiAl 位错分别储存于 α -Ti 和 γ 相中。Sun 等^[29]对轧后复合板基体组织研究发现，其钛合金侧小角度晶界(2~10°)仅占 8.8%，大角度晶界(15~180°)占 87.7%；TiAl 合金侧小角度晶界占 17%，大角度晶界占 78.8%。与本研究相比，其钛合金与 TiAl 合金的小角度晶界均较少，原因是由于其工艺为小压下多道次，保温时间较长，再结晶时间较本研究充足，消耗的位错较多，再结晶程度较高。Zhang 等^[21]对包套热轧制备 TiAl 合金过程研究发现，在道次间保温和轧后随炉冷却过程中，晶格畸变处容易重新形核和晶粒长大，晶界处的形核有利于协调轧制过程中的严重塑性变形，位错运动和再结晶行为有利于缓解应力集中。大压下率轧制过程中，晶格畸变更为严重，这种形核机理可以避免轧制过程中裂纹的产生。

2.2 复合板界面硬度

图 8 是 Ti-6Al-4V/TiAl 复合板界面区域维氏硬度

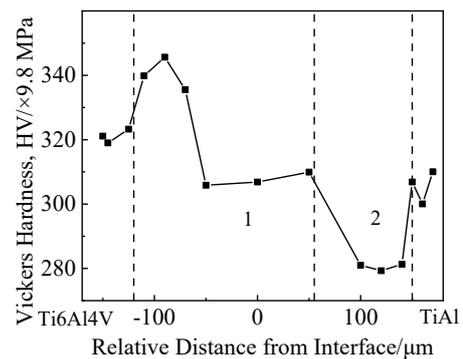


图 8 Ti-6Al-4V/TiAl 合金复合板界面区域的维氏硬度变化曲线
Fig.8 Vickers hardness variation curve in the interface region of Ti-6Al-4V/TiAl alloy composite plate

变化曲线，硬度由钛合金基体处 3126.298 MPa 升至界面 1 区域最大值 3387.174 MPa，后降至 2737.14 MPa 再升至 TiAl 合金基体处 3038.392 MPa。

测试是由 Ti-6Al-4V 合金向 TiAl 合金方向，硬度在近 Ti-6Al-4V 界面处达到最大值 3387.174 MPa，这主要是由于此处位于界面 1 区域， β/β_0 相含量增多，导致此处的硬度显著增加。硬度在界面 2 区域处达到最小值，为 2737.14 MPa，这主要由于 γ 相硬度较低。Liu 等^[44]对 Ti-42Al-6V-Cr 研究后发现，B2、 α_2/γ 、 γ 3 种相硬度大小关系为 $B2 > \alpha_2/\gamma > \gamma$ 。 γ 相对硬度贡献最低，导致硬度下降到最小值。TiAl 合金侧， α_2/γ 和 B2 相占体积分数很大(如图 5d 所示)，硬度略有提升，达到 3038.392 MPa。

2.3 复合板抗弯强度

图 9 为 Ti-6Al-4V/TiAl 合金复合板不同加载方式下的抗弯强度测试结果。从图中可以看出, 试样类型对抗弯强度影响较大。TD-1 抗弯强度为 664.9 MPa, RD-1 为 736.6 MPa; TD-2 抗弯强度为 1150.82 MPa, RD-2 为 948.8 MPa。在加载方式相同时, 横向试样与轧向试样 TD-1 与 RD-1 及 TD-2 与 RD-2 抗弯强度差值较小, 在抗弯强度方面有较好的各向同性。值得注意的是, 相比于侧向加载, 垂直表面加载时表现出较好的抗弯曲性能, 其原因在于垂直试样表面加载时力作用于 Ti-6Al-4V 表面, TiAl 合金侧先发生弯曲断裂。开始加载时, 由于外力加载方向垂直试样表面, 因此外力对于试样为正应力; 随着压头逐渐下压, 压头接触试样位置与两支撑处存在高度差, 试样弯曲角度增大, 部分应力转变为切应力, 促进裂纹的产生与偏转。由于 TiAl 合金的本征脆性, 裂纹首先在 TiAl 侧产生, 然后向 Ti-6Al-4V 合金区域扩展, 裂纹需穿过界面与钛合金, 由于成分组成与材料种类不同, 此时裂纹将发生再形核或者偏转, 不论是裂纹偏转和再形核都需要消耗能量, 从而材料的抗弯强度得到提升。

此外, 从图 9 中还可以发现, 随着力的加载, 4 条抗弯曲强度曲线在接近失效时均先缓慢下降然后再急剧下降。这主要是由于 Ti-6Al-4V/TiAl 复合板在加载力逐渐增大的过程中, 由于 TiAl 合金的本征脆性使 TiAl 合金先发生断裂, 但此时的 Ti-6Al-4V 还未断裂, 当 TiAl 合金侧产生的裂纹向 Ti-6Al-4V 合金侧扩展时会发生钝化, 导致裂纹无法继续向前扩展, 促使裂纹发生偏转并消耗部分能量, 进而减缓了失效速率。这

说明 Ti-6Al-4V 的加入延缓了 Ti-6Al-4V/TiAl 复合板的弯曲断裂, 提升了复合板的抗弯曲能力, 这种现象与孙巍^[30]的研究工作中 Ti/TiAl 合金复合板弯曲失效过程类似。其制备的三层复合板未发生断裂而五层复合板断裂, 分析原因是三层和五层复合板中 TiAl 合金体积分数分别占 36.5% 与 41.5%, 较高的 TiAl 合金体积占比导致弯曲过程中复合板发生断裂。而本研究制备的双层复合板中 TiAl 层厚度达到 2 mm, 占复合板总体积的 66.7%, 所以力学性能与五层复合板更为接近, 进行三点弯曲试验时发生断裂。

图 10 为 Ti-6Al-4V/TiAl 复合板不同加载方式下三点弯曲试样的断口形貌, 图像的左侧为 TiAl 合金, 中

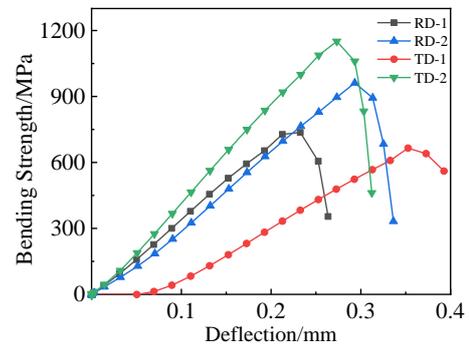


图 9 Ti-6Al-4V/TiAl 复合板 4 个试样的弯曲强度-挠度曲线
Fig.9 Bending strength-deflection curves of four Ti-6Al-4V/TiAl composite plate samples (RD-1 and TD-1 mean vertical load is applied on side face of rolling direction sample and transverse sample, RD-2 and TD-2 mean vertical load is applied on surface of two kinds of samples)

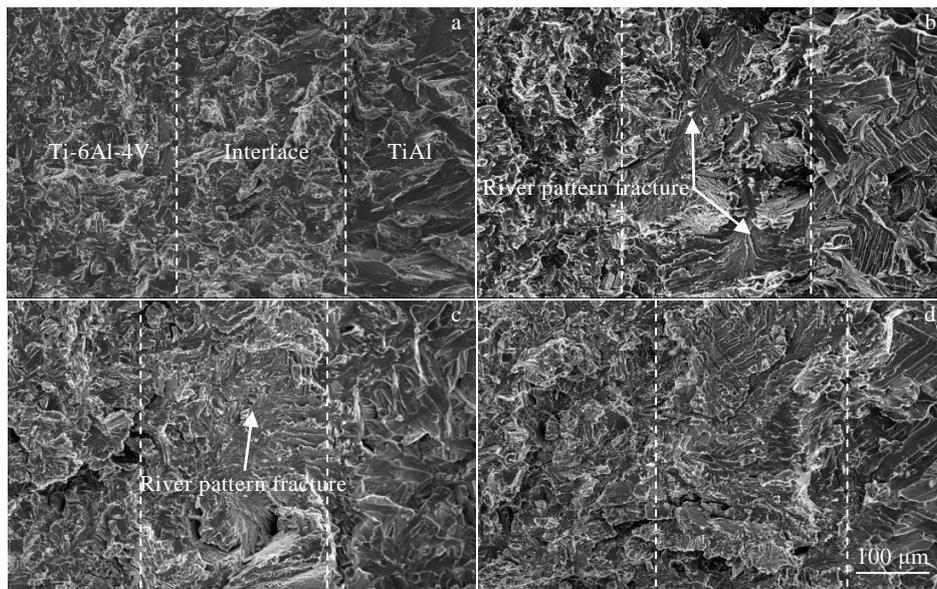


图 10 Ti-6Al-4V/TiAl 复合板 2 组试样 2 种加载方式下的三点弯曲断口形貌

Fig.10 Bending fracture morphologies of Ti-6Al-4V/TiAl composite plate under two loading modes: (a) RD-1, (b) TD-1, (c) RD-2, and (d) TD-2

间是界面层, 右侧为 Ti-6Al-4V 合金层。从图中可以看出, 复合板断口层与层之间无明显界面, 基体与界面区域均为脆性断裂。对横向和轧向 2 种试样分别采取 2 种方式加载后断口都呈现穿晶和沿晶混合的解理断裂, 有明显的河流状花样, 侧面加载的河流状方向与加载方向平行, 表面加载的河流状无明显方向。在复合板表面加载时, 界面层与 Ti-6Al-4V 合金之间有一层过渡的台阶。图中界面区域均未发生开裂, 意味着良好的界面结合质量。Boyer 等^[31]对钛合金热变形的研究表明, 在 β 相区加工后, β 相附近存在致密 α 相, 有利于断裂韧性的提升, 但塑性降低。由于本实验轧制温度为 1250 °C, 已超过相转变温度, 所以 Ti-6Al-4V 侧晶粒粗大且塑性和韧性出现恶化, 后续可以通过不同相区热处理以进一步改善其组织和性能。

3 结 论

1) 在大压下率下, 采用 1250 °C 的包套热轧工艺成功制备出界面组织均匀、无明显缺陷的 Ti-6Al-4V/TiAl 复合板, 复合板厚度为 3 mm, 总压下率为 60%。TiAl 合金层厚 2 mm, Ti-6Al-4V 合金层厚 0.8 mm。

2) 大压下率下制备的 Ti-6Al-4V/TiAl 复合板界面厚度约为 230 μm , 主要由 2 个部分组成, 其中 1 区(厚 90 μm) 由 $\alpha/\alpha_2+\beta/\beta_2$ 组成, 2 区(厚 140 μm) 由 $\alpha/\alpha_2+\beta/\beta_2+\gamma$ 组成。界面区域的形成主要是钛合金和 TiAl 合金元素互扩散的结果。

3) 复合板硬度最大值(3387.174 MPa) 位于界面 1 区域, 高于钛合金和 TiAl 合金。相比 Ti-6Al-4V 和 TiAl 基体, β/β_0 相更多地集中在复合板界面处, β/β_0 对硬度的贡献大于 α/α_2 相和 γ 相。

4) TD-2 试样表现出最优的抗弯能力, 强度达到 1150.82 MPa。当加载方式相同时, 轧向试件和横向试件抗弯强度相近。三点弯曲试样断面上, 基体和界面区域均为脆性断裂, 界面结合处未发生开裂, 复合板结合质量良好。

参考文献 References

- [1] Hirsch J, Al-Samman T. *Acta Materialia*[J], 2013, 61(3): 818
- [2] Jarvis D J, Voss D. *Materials Science and Engineering A*[J], 2005, 413-414: 583
- [3] Kim Y W. *The Journal of The Minerals, Metals & Materials Society*[J], 1994, 46: 30
- [4] Yamaguchi M, Umakoshi Y. *Progress in Materials Science*[J], 1990, 34(1): 1
- [5] Appel F, Wagner R. *Materials Science and Engineering A*[J], 1998, 22(5): 187
- [6] Yu H L, Lu C, Tieu A K *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2016, 660: 195
- [7] Zhou P J, Guo C H, Wang E H *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2016, 665: 66
- [8] Qiu X T, Liu R R, Guo S M *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2009, 40: 1541
- [9] Ramaseshan R, Kakitsuji A, Seshadri S K *et al. Intermetallics*[J], 1999, 7 (5): 571
- [10] Sun Y B, Zhao Y Q, Zhang D *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2010, 20(S1): 1064
- [11] Sun W, Yang F, Kong F T *et al. Materials Characterization*[J], 2018, 144: 173
- [12] Kong F T, Chen Y Y, Zhang D L. *Materials & Design*[J], 2011, 32(6): 3167
- [13] Sun W, You F H, Kong F T *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2020, 820: 153 088
- [14] Liu H W, Li Z X, Gao F *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2017, 698: 898
- [15] Lazurenko D V, Bataev I A, Mali V I *et al. Materials & Design*[J], 2016, 102: 122
- [16] Chaudhari G P, Acoff V L. *Intermetallics*[J], 2010, 18(4): 472
- [17] Foadian F, Soltanieh M, Adeli M *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2014, 45(4): 1823
- [18] Wang Y, Vecchio K S. *Materials Science and Engineering A*[J], 2016, 649: 325
- [19] Kong F T, Chen Y Y, Wang W *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2009, 19(5): 1126
- [20] Takeyama M, Kobayashi S. *Intermetallics*[J], 2005, 13(9): 993
- [21] Yu Z, Wang X P, Kong F T *et al. Materials*[J], 2017, 10(9): 1089
- [22] Kim Y W. *Acta Metallurgica et Materialia*[J], 1992, 40(6): 1121
- [23] Zghal S, Naka S, Couret A. *Acta Materialia*[J], 1997, 45(7): 3005
- [24] Jaffee R I, Promisel N E. *The Science, Technology and Application of Titanium*[M]. Oxford: Pergamon Press Inc, 1970: 633
- [25] Charpentier M, Daloz D, Gautier E *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2003, 34: 2139
- [26] Ramanujan R V. *International Materials Reviews*[J], 2000, 45(6): 217
- [27] Wu X H. *Intermetallics*[J], 2006, 14(10-11): 1114

- [28] Niu H Z, Kong F T, Chen Y Y *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2011, 509(42): 101-79
- [29] Sun W, You F H, Kong F T *et al.* *Intermetallics*[J], 2020, 118: 106-684
- [30] Sun Wei(孙巍). *A Study of the Microstructure and Properties of Hot-Pack Rolling TiAl/Ti Laminated Composite* (包套热轧制备 TiAl/Ti 合金层状复合材料组织性能研究)[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2016
- [31] Boyer R R, Briggs R D. *Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2005, 14: 681

Study on Hot Rolling Process and Microstructure and Properties of Ti-6Al-4V/TiAl Clad Plate under Large Reduction

Wang Hao^{1,2}, Gao Tianbao^{1,2}, Wei Junxin^{1,2}, Zhang Mengfei^{1,2}, Deng Ruijun^{1,2}, Jia Yi^{1,2}, Han Jianchao^{1,2}

(1. College of Mechanical and Vehicle Engineering, Taiyuan University of Technology, Taiyuan 030024, China)

(2. Engineering Research Center of Advanced Metal Composite Forming Technology and Equipment, Ministry of Education, Taiyuan University of Technology, Taiyuan 030024, China)

Abstract: Ti-6Al-4V(wt%)/Ti-43Al-3V-2Cr(at%) composite clad plate without interfacial defects was successfully prepared by a high-reduction hot-rolling method. Microstructure and mechanical properties were studied. The experimental results show that no obvious defects in the interfacial region is observed, and the Kirkendall phenomenon is successfully avoided. The interface thickness of the composite plate is about 230 μm , according to different phase compositions, the interface is divided into two regions, one of which is the interface near Ti-6Al-4V alloy and is mainly composed of $\alpha/\alpha_2+\beta/\text{B}2$ phases; region 2 is the interface near TiAl alloy, and mainly consists of $\alpha/\alpha_2+\beta/\text{B}2+\gamma$ phases. The forming of interface region structure is due to the diffusion of Ti element from Ti-6Al-4V alloy to TiAl alloy layer and the diffusion of Al and Cr elements from TiAl layer to Ti-6Al-4V layer. The Vickers hardness and three-point flexural resistant strength of the composite panels were tested. The experimental results show that the interface region 1 has the highest microhardness, and the composite plate exhibits the best bending resistance when the surface of the transverse specimen was loaded, and the bending strength reaches 1150.82 MPa. The bending fractures of the alloy layers and interfacial region are brittle fractures, there is no cracking in the interfacial region.

Key words: Ti-6Al-4V/TiAl clad plate; high reduction hot rolling; microstructure; mechanical property

Corresponding author: Han Jianchao, Ph. D., Associate Professor, College of Mechanical and Vehicle Engineering, Taiyuan University of Technology, Taiyuan 030024, P. R. China, E-mail: hanjianchao@tyut.edu.cn