

Ti/Al微叠层复合板单向拉伸与胀形性能

李渤渤^{1,2}, 樊江昆¹, 许亚利^{1,2}, 黄正皓³, 林鹏³, 高福洋^{1,2}, 陶会发², 李金山¹,
王非², 王哲²

(1. 西北工业大学凝固技术国家重点实验室, 陕西 西安 710072)

(2. 中国船舶集团有限公司第七二五研究所, 河南 洛阳 471023)

(3. 太原理工大学材料科学与工程学院, 山西 太原 030024)

摘要: 采用真空热压法制备了Ti/Al微叠层复合板, 其微观结构为Ti/TiAl₃/Al层交替排列。采用单向拉伸与气压胀形实验对其高温单向拉伸变形行为与胀形性能进行了研究。结果表明, 15 min热压复合板由于硬脆相TiAl₃层较薄, 表现出较好的塑性变形能力。复合板高温变形时, 裂纹出现钝化, 阻碍其在TiAl₃层中进一步扩展, 使得复合板在600 °C时表现出135%的伸长率和45%的极限胀形率。胀形球壳顶部区域, Ti层和Al层均发生较大程度形变, 出现颈缩现象, Ti/Al界面呈现波浪状, TiAl₃层破碎成岛状, 空隙大部分被Al层填充而未形成裂纹。

关键词: Ti/Al微叠层复合板; TiAl₃; 界面; 气压胀形

中图分类号: TB331

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2025)01-0218-06

空天飞行器对700 °C以上轻质耐热薄壁构件的需求越来越迫切^[1-2]。目前, 此类构件多采用Ni基高温合金制备, 但其密度过大, 易引起结构超重, 严重影响飞行器服役性能。因此, 迫切需要采用新型轻质耐热材料代替Ni基高温合金来制造飞行器进气道等关键薄壁构件。TiAl合金由于其轻质、比强度高、抗氧化性好、抗蠕变等优异的物理力学性能, 被认为是700 °C以上理想的高温结构材料^[3-6]。但由于TiAl金属间化合物本征脆性, 难以采用“熔铸-锻造-轧制-成形”的传统方法制备形状复杂的薄壁构件, 限制了其在航空航天领域的应用。

基于此, 太原理工大学Huang^[7]、宫鹏涛^[8]、黄钟森^[9]和林鹏^[10]等提出了Ni(Ti)/Al叠层箔反应成形Ni(Ti)Al复杂薄壁构件新方法, 即: 以Ni(Ti)、Al箔为原材料, 先使其交替堆叠, 通过热压方法复合, 制得Ni(Ti)/Al微叠层复合板。再对复合板二次成形制得Ni(Ti)/Al微叠层薄壁构件, 然后使其继续留在模具中, 在一定介质内压作用下升温使Ni(Ti)/Al叠层发生反应生成NiAl或TiAl金属间化合物, 从而原位制得NiAl或TiAl薄壁构件。该方法运用“先成形, 后成材”的反向思路, 使Ni(Ti)Al微叠层复合板成形在先, NiAl或TiAl金属间化合物生成在后。NiAl或TiAl金属间化合物生成后不再二次成形, 便可巧妙避免对脆性NiAl或TiAl金属间化合物板直接高温二次成形, 同时也避免因高温成形而导致的构件组织性能恶化。

Ti/Al微叠层复合板良好的成形性能是成功制造TiAl复杂薄壁构件的基本保证。基于该方法, 本研究以Ti箔和Al箔为原材料, 通过真空热压方法制备Ti/Al微叠层复合板。采用单向拉伸实验研究Ti/Al微叠层复合板高温变形行为; 采用气压胀形实验研究Ti/Al微叠层复合板的胀形性能; 并阐明复合板变形过程中的组织演变规律及层间变形协调机制。

1 实验

本实验采用的材料为60 μm厚的工业纯钛箔材(纯度为99.95%)和50 μm厚的工业纯铝箔材(纯度为99.9%), 其中Ti箔与Al箔均为冷轧态。图1为Ti/Al微叠层复合板的制备原理图。首先将原始Ti、Al箔材裁剪成160 mm×160 mm方片, 并分别用丙酮溶液、乙醇溶液超声清洗。干燥后, 选取6层Ti箔和5层Al箔沿轧制方向交替堆叠后置于真空度为0.05 Pa的ZT80-21Y型真空热压烧结炉中进行热压复合。热压复合工艺为: 在20 MPa压力下以10 °C/min的速率升温至630 °C, 保温保压15~120 min, 随炉冷却至室温即制得Ti/Al微叠层复合板。

采用UTM4304电子万能试验机对Ti/Al微叠层复合板分别在室温、200、400和600 °C条件下进行断裂拉伸实验, 初始拉伸速率为 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 。对Ti/Al微叠层复合板在室温和600 °C进行了不同变形量的拉伸变形。变形后采

收稿日期: 2024-01-01

基金项目: 国家自然科学基金(52074231, 52274396)

作者简介: 李渤渤, 男, 1987年生, 博士生, 西北工业大学凝固技术国家重点实验室, 陕西 西安 710072, E-mail: libobo0816@126.com

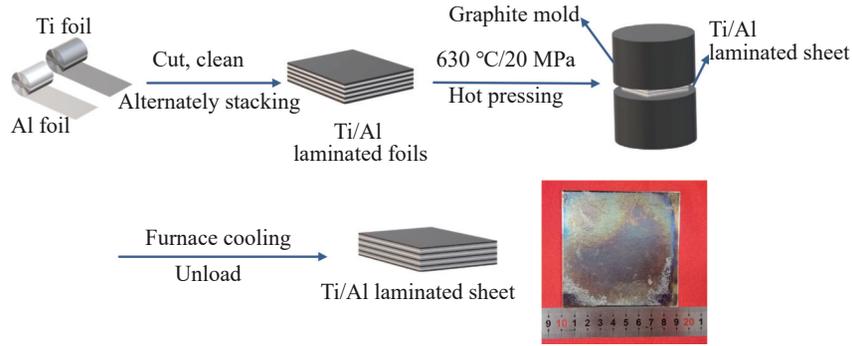


图1 Ti/Al微叠层复合板制备原理
Fig.1 Preparation principle of Ti/Al micro-laminated composite sheet

用TESCAN MIRA3 LMH型扫描电子显微镜对拉伸试样中间位置的微观组织进行观察以研究Ti/Al微叠层复合板在室温及高温下的裂纹萌生与扩展规律。

采用气压胀形装置对Ti/Al微叠层复合板进行自由胀形性能测试。胀形凹模内径为60 mm,外圆角半径为2.5 mm。实验时首先在复合板两侧喷涂氮化硼阻焊剂防止高温下板坯与模具发生粘。将模具加热至目标温度后再将板坯置于凹模与进气板之间,随后待炉内温度重新升至目标温度后进行气压胀形,最后开模取件。将胀形获得的薄壳试样沿胀形高度方向切割,采用TESCAN MIRA3 LMH型扫描电子显微镜观察其厚度方向不同位置微观组织,并用GP-300C型测量显微镜测量其壁厚分布。

2 结果与讨论

2.1 Ti/Al微叠层复合板微观组织

图2为热压反应时长分别为15、30、60和120 min的

Ti/Al热压复合板的微观组织。其中浅灰色层和黑色层分别为未反应完全的Ti层和Al层;Ti、Al两层之间存在一层深灰色反应扩散层,根据Ti-Al二元相图及文献[7]可知,该层为TiAl₃层,Ti/Al复合板的微观结构为Ti/TiAl₃/Al层交替排列。通过对图片中TiAl₃层厚度进行测量统计,发现随着热压时间的延长,TiAl₃层厚度由0.45 μm增长至3 μm,表明在Ti/Al复合板一级反应前期,扩散层厚度受反应时间控制。第1阶段扩散反应为^[11]:



对图2中的不同热压反应时长的Ti/Al复合板各层厚度进行测量,如表1所示。Ti层与Al层的平均厚度随热压时间的延长不断减小,且Al层减薄的速率大于Ti层,可得出TiAl₃层向着Al层的中心方向生长^[12]。将Ti层和Al层的厚度减薄量与TiAl₃层的厚度增加量进行比较,可以发现,不同厚度TiAl₃层生成时,Ti层和Al层的减薄量接近1:1,与由Ti、Al一级反应式(1)得出的成分变化比(1:3)略有差异,说明反应产物不完全为TiAl₃。

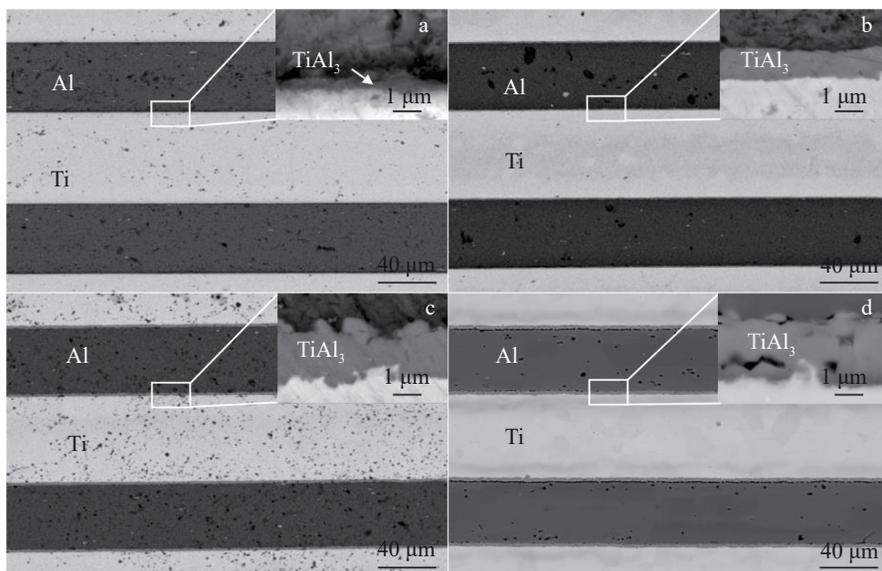


图2 15、30、60和120 min热压反应后Ti/Al复合板的微观组织

Fig.2 Microstructures of the Ti/Al composite sheets after hot pressing reaction for 15 min (a), 30 min (b), 60 min (c), and 120 min (d)

表 1 不同反应时长 Ti/Al 复合板各层的厚度

Table 1 Thickness of each layer of Ti/Al composite sheets with different reaction time (μm)

Reaction time/min	Ti layer	Al layer	TiAl ₃ layer
15	59.5	45.5	0.45
30	57.0	43.5	1.00
60	56.0	42.0	1.70
120	54.5	40.0	3.00

2.2 Ti/Al 微叠层复合板高温拉伸变形行为

为获得最佳变形条件,将不同反应时间的 Ti/Al 复合板分别在室温、200、400 以及 600 °C 下进行单向拉伸测试,得到图 3 所示应力-应变曲线。此时 Ti、Al 层的反应程度极低,扩散层 TiAl₃ 厚度占比较小,在复合板中可以将其看作 Ti、Al 两层的连接界面。在单向拉伸变形过程中主要依靠 Ti、Al 层本身塑性以及 Ti、Al 层间协调变形进行,此时 Ti/Al 微叠层复合板在各温度下均具有较好的变形能力。同时,随着变形温度的升高,Ti、Al 两层逐渐软化,导致 Ti/Al 微叠层复合板的抗拉强度逐渐下降^[13],这一变化有利于板材后续的气压成形。因此,对于同一热压时长的 Ti/Al 复合板,当变形温度不超过板材组元 Al 的熔点(660 °C)时,温度越高,Ti/Al 复合板的塑性越好,强度越低,越有利于成形。15 min 热压 Ti/Al 复合板表现出最好的塑性,这是由于 TiAl₃ 相是硬脆相,且厚度随着热压时间的延长而增加,变形过程中优先在 TiAl₃ 层内部产生裂纹,进而破坏复合板的结构。因此,在复合板微叠

层产生复合的前提下,TiAl₃ 层厚越小,复合板塑性变形能力越好。

为研究 Ti/Al 微叠层复合板层界面裂纹萌生与扩展行为,对 15 min 热压 Ti/Al 微叠层复合板经不同温度及不同变形量拉伸后的微观组织进行了观察分析。

图 4 为 15 min 热压的 Ti/Al 微叠层复合板在室温下变形量为 5%、10%、15% 和 25% 的截面组织形貌。试样经 5% 变形后,Ti/Al 界面(TiAl₃ 层厚度极小,可以作为 Ti、Al 两层之间的界面)光滑平直,TiAl₃ 层内部未出现裂纹。随着变形量的增大,Ti/Al 界面逐渐转变为波浪状,这是由于 Ti 层和 Al 层力学性能差异,导致在变形过程中表现出不同的变形行为:Ti 层在变形早期首先出现了轻微的局部应变,在后续的变形过程中,Ti/Al 界面附近会出现局部的应变集中,从而导致局部剪应力的积累,当剪切应力累积到一定程度并通过界面向 Al 层传递时,将破坏 Al 层,使应变非局部化,界面(TiAl₃ 层)因此转变为波浪状^[14]。界面的这种转变表明,界面在 Ti/Al 层压板的变形过程中对于应力应变的转移起到了重要作用。此外,当变形量达到 10% 时,TiAl₃ 层中出现贯穿 TiAl₃ 层的垂直裂纹,且裂纹在 TiAl₃ 层内相互平行,均垂直于拉伸方向。裂纹的大小和数量随着应变从 10% 增长到 25% 也逐渐增大增多。TiAl₃ 层出现了局部的颈缩,且位置主要集中在所产生的裂纹周围,这导致了 TiAl₃ 层在大应变下的破裂。此外,在拉伸过程中,Ti 和 Al 层未观察到裂纹。可以认为裂纹首先在 TiAl₃ 层内部产生,接着在外力作用下向 Ti/TiAl₃ 和 Al/TiAl₃ 界面扩展,被界面阻碍,直至界

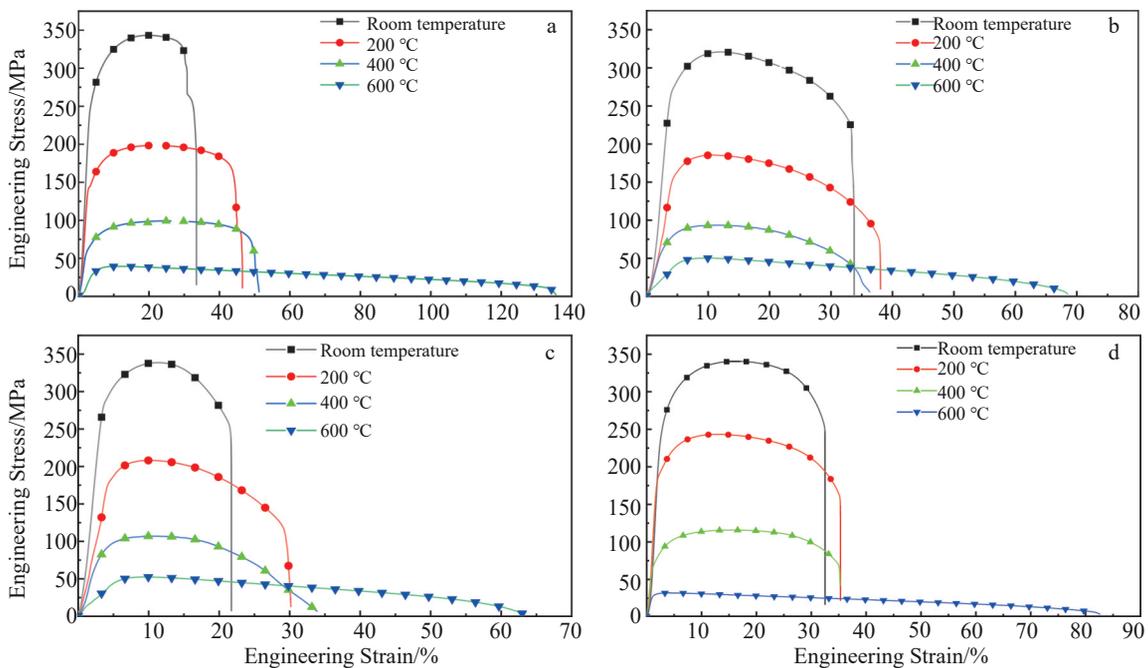


图 3 不同温度和不同反应时长下 Ti/Al 复合板的应力-应变曲线

Fig.3 Engineering stress-engineering strain curves of Ti/Al composite sheets at different temperatures for different time: (a) 15 min, (b) 30 min, (c) 60 min, and (d) 120 min

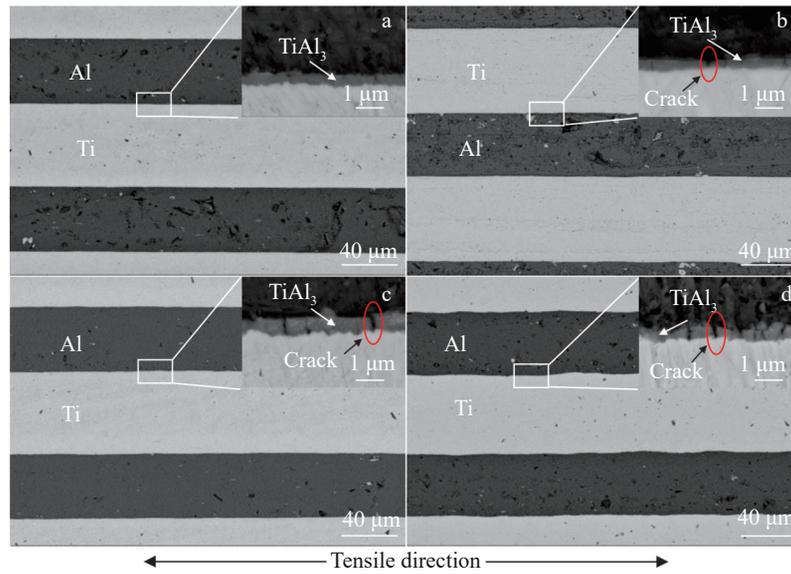


图4 15 min热压试样在室温下变形5%、10%、15%和25%后的截面组织

Fig.4 Cross-section microstructures of the 15 min hot-pressed sample after 5% (a), 10% (b), 15% (c), and 25% (d) deformation at room temperature

面无法抑制裂纹的生长,扩散至Ti、Al层内部,导致试样断裂。因此,TiAl₃层是裂纹的起源,并且是Ti/Al复合板破裂分层的主要原因。

图5为15 min热压Ti/Al微叠层复合板在600℃下分别进行变形量为10%、40%、70%和100%的单向拉伸变形后的截面组织。如图5a和5b所示,在进行10%和40%变形后,TiAl₃层内部没有观察到裂纹产生。图5c为变形量达70%后的截面形貌,可以发现在TiAl₃层内部出现了垂直拉伸方向的细小裂纹,垂直裂纹贯穿整个TiAl₃层。当应变达到100%时,Ti层和Al层两侧界面发生了严重变形,并出现颈缩现象,同时,TiAl₃层的平均厚度显

著增加。此外,TiAl₃层中出现了大量裂纹,且与70%变形量时不同,100%变形时产生的裂纹不再为竖直贯穿TiAl₃层的直线型裂纹。由于原子的扩散作用,裂纹尖端呈现钝化,演变为孔洞特征,使其在增厚的TiAl₃层难以继续扩展。因此,Ti/Al微叠层复合板在600℃时表现出135%的伸长率。

2.3 Ti/Al复合板高温气压胀形性能

热压15 min的Ti/Al微叠层复合板在600℃下塑性良好,因此,气压胀形温度选择在600℃进行。

图6为600℃和2.5 MPa条件下气压加载路径及球壳壁厚分布。球壳胀形高度(H_d)为27 mm,高径比达0.9,

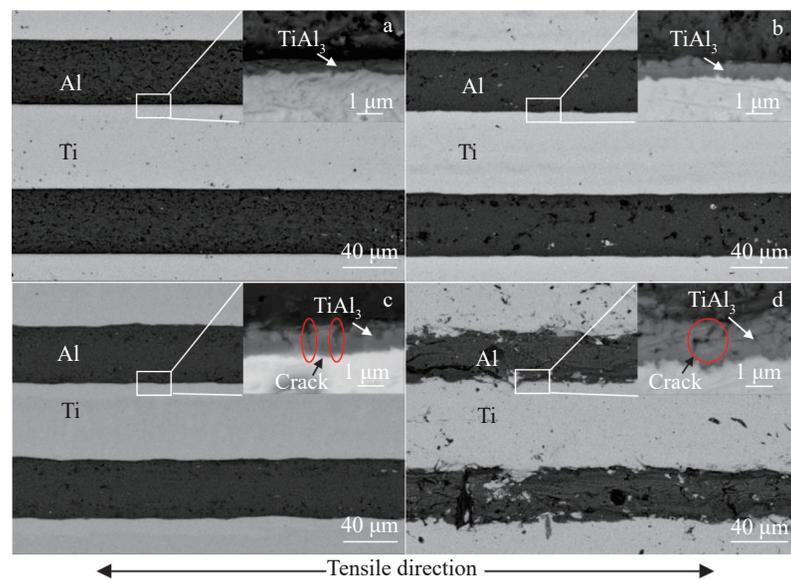


图5 15 min热压试样在600℃下变形10%、40%、70%和100%后的截面组织

Fig.5 Cross-section microstructures of the 15 min hot-pressed sample after 10% (a), 40% (b), 70% (c), and 100% (d) deformation at 600 °C

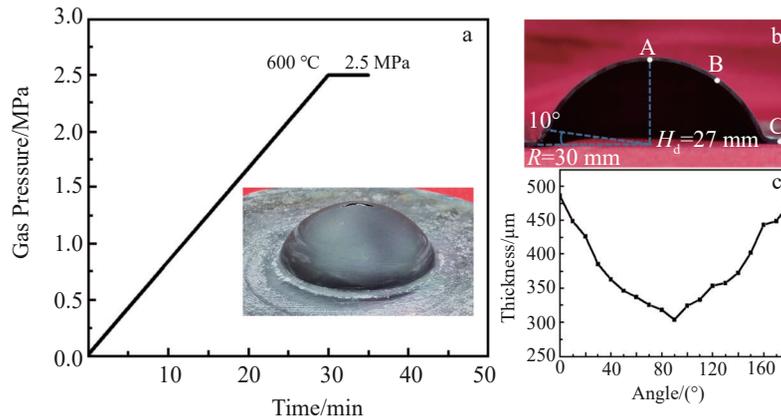


图6 自由胀形球壳的气体加载路线、球壳截面以及壁厚分布

Fig.6 Gas loading route (a), shell cross section (b), and wall thickness distribution (c) of the freely bulged spherical shell

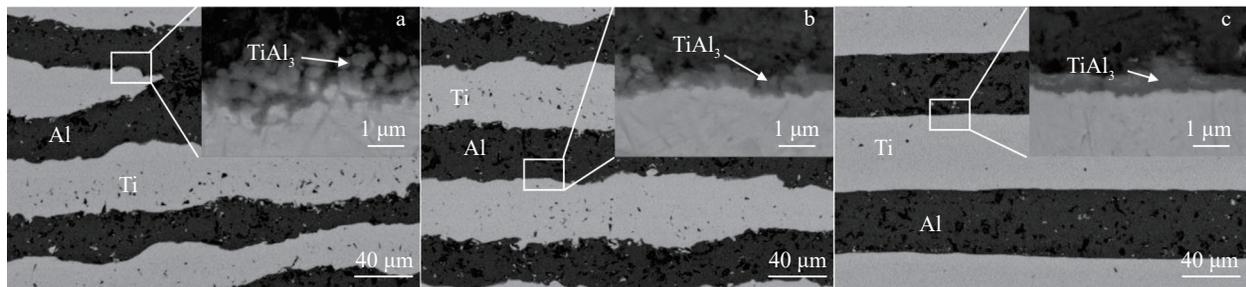


图7 球壳顶部、中部以及底部处的截面组织

Fig.7 Cross-section microstructures at the top (a), middle (b), and bottom (c) regions of the spherical shell

极限胀形率为45%。以球壳中心点为圆心，每隔10°取一个点测量其壁厚，壁厚分布如图6c所示。顶点处球壳最薄只有303 μm，减薄率为39.4%。除过渡圆角外(0°和180°位置)，球壳底部到球壳顶部厚度逐渐减小，这是由于凹模圆孔处的板坯受到气压作用向凹模内孔凹陷，板坯变形完全是依靠厚度方向减薄来实现，胀形高度越高，变形程度越高，减薄越严重^[15]。

图7为自由胀形球壳顶部(90°)，中部(45°)以及底部(0°)处的截面微观结构，分别对应图6b中标记所示的A、B、C 3点，各点层厚统计如表2所示。球壳顶部区域，Ti层和Al层均发生较大程度形变，出现颈缩现象，Ti/Al界面呈现波浪状，且Ti、Al层的平均厚度仅为36.4和27.7 μm；部分Ti层断裂，由相邻Al层流动填补断裂的空白区域。同时，TiAl₃层破碎成岛状，大部分空隙被Al层填充，而未形成裂纹。在球壳45°区域，由于变形量相对较小，部分Ti层和Al层呈波浪状界面，表现出颈缩现象，但Ti层没有发生断裂。在球壳底部区域，Ti层和Al层界面连续且平直，TiAl₃层内部也未出现裂纹，与热压得到的复合板结构相似，这是由于底部区域几乎没有发生变形，保持了热压组织的大部分形貌。

由表2可知，Ti层和Al层的平均厚度从顶部到底部

表2 球壳不同位置的Ti层、Al层和TiAl₃层厚度

Table 2 Thickness of Ti, Al, and TiAl₃ layers at different positions of the spherical shell (μm)

Position	Ti	Al	TiAl ₃
Top (0°)	36.4	27.7	-
Middle (45°)	38.1	30.9	0.54
Bottom (90°)	47.8	42.7	0.49

依次增大，而TiAl₃层厚度逐渐减小，证明在变形过程中，Ti、Al两层的减薄是变形的形式，且应力会促进TiAl₃层的生长^[7]。

3 结 论

1)采用真空热压法制备了Ti/Al微叠层复合板，其微观结构为Ti/TiAl₃/Al层交替排列。变形温度越高，Ti/Al复合板的塑性越好，强度越低，越有利于成形。15 min热压Ti/Al复合板表现出较好的塑性，说明在复合板微叠层产生复合的前提下，硬脆相TiAl₃层厚越小，复合板塑性变形能力越好。

2)Ti/Al微叠层复合板拉伸过程中，裂纹萌生于TiAl₃层内部，随着变形量的增大，裂纹扩展至Ti/TiAl₃和Al/TiAl₃界面并停止。高温变形时，裂纹出现钝化，阻碍其

在TiAl₃层中进一步扩展,使得复合板在600 °C时表现出135%的伸长率。

3) Ti/Al复合板在600 °C下具备良好的气压胀形能力,自由胀形时极限胀形率达45%,高径比达0.9。且自由胀形过程中,胀形高度越高,变形量越大,球壳壁厚越薄,表明板坯变形主要通过壁厚减薄而实现。球壳顶部区域,Ti层和Al层均发生较大程度形变,出现颈缩现象,Ti/Al界面呈现波浪状,TiAl₃层破碎成岛状,大部分空隙被Al层填充而未形成裂纹。

参考文献 References

- [1] Zhang S L, Li X, Zuo J Y *et al. Progress in Aerospace Sciences* [J], 2020, 119: 100646
- [2] Liu Shijian(刘世俭), Liu Xingzhou(刘兴洲). *Aerodynamic Missile Journal*(飞航导弹)[J], 2009, 3: 48
- [3] Gong Shengkai(宫声凯), Shang Yong(尚勇), Zhang Ji(张继) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2019, 55(9): 1067
- [4] Nouri S, Sahmani S, Asayesh M *et al. Materials Research Express* [J], 2019, 6(12): 126541
- [5] Xia Ziwen, Shan Chenwei, Zhang Menghua *et al. Chinese Journal of Aeronautics*[J], 2023, 36(7): 40
- [6] Chaudhari G P, Acoff V L. *Intermetallics*[J], 2010, 18(4): 472
- [7] Huang Z H, Meng L J, Lin P *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2023, 938: 168604
- [8] Gong Pengtao(宫鹏涛), Lin Peng(林鹏), Meng Lingjian(孟令健) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(11): 4258
- [9] Huang Zhongsen(黄钟森), Qin Jintao(秦锦涛), Xue Shuaibing(薛帅兵) *et al. Aeronautical Manufacturing Technology*(航空制造技术)[J], 2023, 66(9): 63
- [10] Lin Peng(林鹏), Lu Yupeng(鲁羽鹏), Meng Lingjian(孟令健). *China Patent*(中国专利), ZL202110396560.3[P]. 2022
- [11] Wang P Y, Li H J, Qi L H *et al. Progress in Natural Science: Materials International*[J], 2011, 21(2): 153
- [12] Sun Yu(孙宇), Wan Zhipeng(万志鹏), Hu Lianxi(胡连喜) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(8): 2080
- [13] Tungtrongpaioj J, Uthaisangsuk V, Bleck W. *Journal of Metals Materials and Minerals*[J], 2009, 19(1): 29
- [14] Huang M, Xu C, Fan G H *et al. Acta Materialia*[J], 2018, 153: 235
- [15] Yin Hongliang, Meng Lingjian, Lu Yupeng *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2023, 52(3): 806

Uniaxial Tensile and Bulging Properties of Ti/Al Micro-laminated Composite Sheet

Li Bobo^{1,2}, Fan Jiangkun¹, Xu Yali^{1,2}, Huang Zhenghao³, Lin Peng³, Gao Fuyang^{1,2}, Tao Huifa², Li Jinshan¹,
Wang Fei², Wang Zhe²

(1. State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

(2. Luoyang Ship Material Research Institute, Luoyang 471023, China)

(3. College of Materials Science and Engineering, Taiyuan University of Technology, Taiyuan 030024, China)

Abstract: Ti/Al micro-laminated composite sheet with alternate arrangement of Ti/TiAl₃/Al laminate microstructure was fabricated through vacuum hot-pressing method. The uniaxial tensile deformation behavior at high temperature and the bulging formability were investigated by uniaxial tensile experiment and gas bulging experiment, respectively. The results show that the composite sheet hot pressed for 15 min exhibits better plastic deformation behavior because the hard and brittle TiAl₃ layer is thin. When the composite is deformed at elevated temperatures, the cracks of the composite sheet are blunted, which inhibits the propagation of cracks in TiAl₃ layer, so the elongation and limiting bulging rate at 600 °C reach 135% and 45%, respectively. At the top region of the bulged spherical shell, the Ti layer and Al layer both undergo severe deformation and are necked, the Ti/Al interface is wavy, the TiAl₃ layer breaks into islands, with Al layer filling their gaps, and no cracks are formed.

Key words: Ti/Al micro-laminated composite sheet; TiAl₃; interface; gas bulging

Corresponding author: Li Bobo, Candidate for Ph. D., State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, P. R. China, E-mail: libobo0816@126.com