

# Ni/Al 微叠层复合板的成形性能

宫鹏涛<sup>1</sup>, 林 鹏<sup>1,2</sup>, 孟令健<sup>1</sup>, 黄钟森<sup>1</sup>, 曹晓卿<sup>1,2</sup>, 王 涛<sup>2</sup>

(1. 太原理工大学 材料科学与工程学院, 山西 太原 030024)

(2. 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:** 采用真空热压法制备了 Ni/Al 微叠层复合板。通过不同温度、不同变形量下的单向拉伸实验研究了 Ni/Al 微叠层复合板的力学性能与裂纹萌生扩展规律。结果表明, Ni/Al 微叠层复合板在室温至 400 °C 塑性较差, 变形量仅为 5% 时, NiAl<sub>3</sub> 和 Ni<sub>2</sub>Al<sub>3</sub> 金属间化合物层便已产生较多垂直于拉伸方向的裂纹。Ni/Al 微叠层复合板 600 °C 表现出良好的塑性变形能力, 断裂延伸率高达 56%, 且变形量达到 20% 时 NiAl<sub>3</sub> 层才开始出现微裂纹, 变形量达到 50% 时裂纹仍未扩展至 Ni<sub>2</sub>Al<sub>3</sub> 层及 Al 层。采用气压自由胀形实验研究了 Ni/Al 微叠层复合板 600 °C 条件下的成形性能, 并对胀形件微观组织分布进行了表征。结果表明, Ni/Al 微叠层复合板 600 °C/5.5 MPa/8 min 条件下, 极限胀形率(极限胀形高度/凹模直径)达 36.7%。胀形球壳由底部至顶部壁厚逐渐减小, 顶部 Ni、Al 层颈缩严重, NiAl<sub>3</sub> 层产生裂纹, 但并未扩展至 Ni<sub>2</sub>Al<sub>3</sub> 层及 Al 层。

**关键词:** Ni/Al 微叠层复合板; 力学性能; 裂纹; 成形性能

**中图分类号:** TB331

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2022)11-4258-07

高超声速飞行器具有高马赫数、高机动性和高突防能力等特点。通过降低飞行器关键部位的质量来提高其性能与飞行速度, 对我国航空航天工业的发展具有重要意义<sup>[1]</sup>。NiAl 金属间化合物相较于已使用在飞行器上的 Ni 基高温合金具有更高的服役温度与更低的密度, 此外还具有良好的抗氧化性、高热导率等优点, 可用于制备飞行器进气道等耐高温部件<sup>[2]</sup>。但由于 NiAl 金属间化合物本征脆性, 难以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。

一般, 高温结构材料复杂薄壁构件的传统制造方法为先通过“熔铸-锻造-轧制”方法制备出板材, 再将板材在较高温度下二次成形出最终构件<sup>[3]</sup>。但由于 NiAl 合金本征脆性, 传统方法制备板材十分困难, 目前多以箔片叠合反应合成法为主<sup>[4,5]</sup>。例如, Geng 等<sup>[6]</sup>采用该方法制备了 NiAl 合金板, 并对其双峰结构和组织的形成机理进行了研究。虽然该方法可实现 NiAl 合金板的制备, 但 NiAl 本征脆性决定其复杂薄壁构件一般需采用 NiAl 合金板在 1000 °C 左右进行超塑成形, 成形难度大, 且组织性能恶化严重。

基于此, 作者所在研究团队提出了 Ni/Al 叠层箔“热压复合-气压胀形-原位反应”多工艺复合成形 NiAl 复杂薄壁构件新方法<sup>[7-12]</sup>, 即以 Ni、Al 箔材为

原材料, 先使其交替堆叠, 通过热压方法复合, 制得 Ni/Al 微叠层复合板, 再对复合板气压胀形制得 Ni/Al 微叠层薄壁构件, 然后使其继续留在模具中, 在气体内压作用下升温使 Ni/Al 叠层发生反应生成 NiAl 金属间化合物, 从而原位制得 NiAl 薄壁构件。该方法运用“先成形, 后成材”的反向思路, 使 Ni/Al 微叠层复合板成形在先, NiAl 金属间化合物生成在后, NiAl 生成后不再二次成形, 便可巧妙避免对脆性 NiAl 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。

对于该方法来说, Ni/Al 微叠层复合板良好的内压胀形性能是制造 NiAl 复杂薄壁构件的基本保证, 而掌握其变形规律是获得其良好胀形性能的关键。

基于此, 以 Ni 箔和 Al 箔为原材料, 通过真空热压方法制备出厚度约为 1.5 mm 的 Ni/Al 微叠层复合板。通过不同温度下的单向拉伸实验研究了温度对其力学性能的影响及其拉伸变形过程中裂纹的演变规律及各层协同变形规律。采用气压胀形实验研究了 Ni/Al 微叠层复合板 600 °C 下的成形性能。

## 1 实 验

本实验采用的材料为 70 μm 厚的工业纯镍箔材

收稿日期: 2021-11-25

基金项目: 国家自然科学基金(51505323); 山西省自然科学基金(面上)(201901D111104)

作者简介: 宫鹏涛, 男, 1995 年生, 硕士生, 太原理工大学材料科学与工程学院, 山西 太原 030024, E-mail: 1043248272@qq.com

(纯度为 99.95%)和 100 μm 厚的工业纯铝箔材(纯度为 99.9%), 其中镍箔与铝箔均为冷轧态。图 1a 为 Ni/Al 微叠层复合板的制备原理图。首先将原始 Ni、Al 箔材裁剪成 90 mm×95 mm 方片, 并分别用丙酮溶液、乙醇溶液超声清洗。干燥后, 选取 11 层 Ni 箔和 10 层 Al 箔沿轧制方向交替堆叠后置于如图 2 所示真空度为 0.05 Pa 的 ZT80-21Y 型真空热压烧结炉中进行热压复合。热压复合的具体工艺参数如图 1b 所示, 在 20 MPa 下以 10 °C/min 的速率升温至 640 °C, 保温保压 30 min, 随炉冷却至室温即制得 Ni/Al 微叠层复合板, 如图 2 所示。

用 UTM4304 电子万能试验机对 Ni/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  $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 。为研究 Ni/Al 微叠层复合板在不同温度下的裂纹萌生与扩展规律, 对

Ni/Al 微叠层复合板在室温、200 和 400 °C 进行了 5% 变形量的拉伸变形, 在 600 °C 下进行了变形量分别为 5%、20%、30%、40% 和 50% 的拉伸变形, 变形后采用 TESCAN MIRA3 LMH 型扫描电子显微镜观察拉伸试样中间位置的微观组织。

采用如图 3 所示的气压胀形装置对 Ni/Al 微叠层复合板进行胀形性能测试。胀形凹模内径为 60 mm, 高度为 65 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合。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直至破裂, 最后开模取件。将胀形获得的球冠薄壳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纵向不同位置的微观组织, 并用 GP-300C 型测量显微镜测量其壁厚分布。

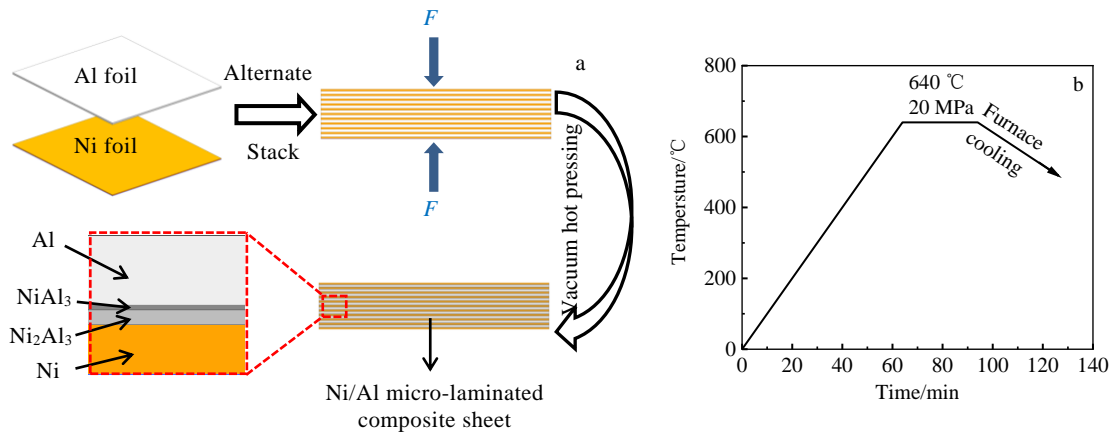


图 1 Ni/Al 微叠层复合板制备原理图及工艺路线

Fig.1 Schematic diagram (a) and processing route (b) of Ni/Al micro-laminated composite sheet preparation



图 2 Ni/Al 微叠层复合板

Fig.2 Ni/Al micro-laminated composite sheet



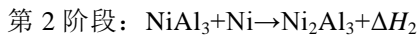
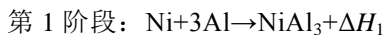
图 3 Ni/Al 微叠层复合板气压胀形装置

Fig.3 Gas bulging device for Ni/Al micro-laminated composite sheet

## 2 结果与讨论

### 2.1 Ni/Al 微叠层复合板微观组织及力学性能

图 4 为热压反应制备的 Ni/Al 微叠层复合板的微观组织。其中浅灰色层和黑色层分别为未反应完全的 Ni 层和 Al 层，较厚的灰色层为反应生成的 Ni<sub>2</sub>Al<sub>3</sub> 层，该层均匀地分布在 Ni 层两侧且界面平直。较薄的灰色层为反应生成的 NiAl<sub>3</sub> 层，分布在 Al 层两侧且界面粗糙。反应后各层的平均厚度如图 4 所示。与原始箔材相比，Ni 层厚度减薄约 18 μm，Al 层厚度减薄约 30 μm。生成的 NiAl<sub>3</sub> 扩散层和 Ni<sub>2</sub>Al<sub>3</sub> 扩散层厚度约 20 μm。所有层厚度之和约为 143.6 μm，整体厚度减薄约 15.5%。Ni/Al 微叠层复合板的厚度变化和相组成取决于制备过程中的两阶段扩散反应<sup>[13]</sup>：



在第 1 阶段中，熔点相对较低的 Al 层随着温度升高表面微量熔化，进而产生不连续的微小液态 Al 相并与邻近 Ni 层发生扩散反应在界面处形成柱状的 NiAl<sub>3</sub> 相晶粒。由于 NiAl<sub>3</sub> 柱状晶向 Al 层中推进的速率差异造成与 Al 层之间形成较为粗糙的界面。第 2 阶段中，Ni 层与第 1 阶段生成的 NiAl<sub>3</sub> 层发生扩散反应形成 Ni<sub>2</sub>Al<sub>3</sub> 层。与原始的 Ni、Al 层相比，NiAl<sub>3</sub> 层柱状晶之间的晶界作为一种高扩散率通道，加速了 Ni<sub>2</sub>Al<sub>3</sub> 层的形成<sup>[14,15]</sup>。因此，虽然 NiAl<sub>3</sub> 为第 1 阶段生成的初生相，但 Ni<sub>2</sub>Al<sub>3</sub> 生长速率较大且界面平直，所以同为新生成相的 NiAl<sub>3</sub> 层较薄，而 Ni<sub>2</sub>Al<sub>3</sub> 层较厚。在扩散反应中由于 Al 相对于 Ni 扩散速度较快且参加反应的 Al 较多，因此 Al 层厚度减薄量较大。本研究中热压时间为 30 min，不足以使两段扩散反应完全进行，因此有 Al 及 NiAl<sub>3</sub> 剩余。适当延长反应时间可完全消耗 Al 及 NiAl<sub>3</sub> 层，得到的产物为 Ni 及与 Ni<sub>2</sub>Al<sub>3</sub>。

图 5 为 Ni/Al 微叠层复合板在初始拉伸速率为  $1 \times 10^{-3} s^{-1}$ ，温度分别为室温、200、400 和 600 °C 下的工程应力-应变曲线。由图 5 可见，室温下抗拉强度为 187 MPa，延伸率为 20%。200 °C 下，抗拉强度为 154 MPa，延伸率为 23%。400 °C 下，抗拉强度和延伸率继续降低，分别为 101 MPa 和 15%。温度为 600 °C 时，抗拉强度最低，为 70 MPa，延伸率为 56%。由于 Ni/Al 微叠层复合板特殊的层状结构，塑性变形过程为层与层之间协调变形。室温至 400 °C 时，随着温度升高，延伸率下降，可能是由于变形温度在一定范围内升高使得扩散层与原始 Ni、Al 层的协调变形能力变差。温度为 600 °C 时，NiAl<sub>3</sub> 层和 Ni<sub>2</sub>Al<sub>3</sub> 层塑性提高且与 Ni、Al 层协调变形，延伸率最高。

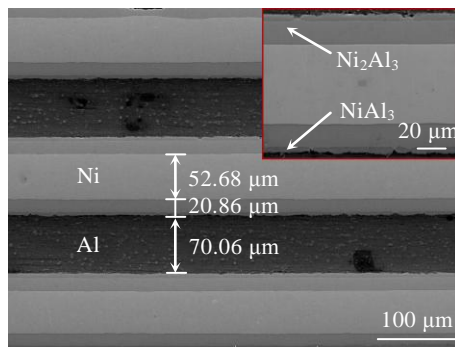


图 4 Ni/Al 微叠层复合板 SEM 组织  
Fig.4 SEM microstructure of Ni/Al micro-laminated composite sheet

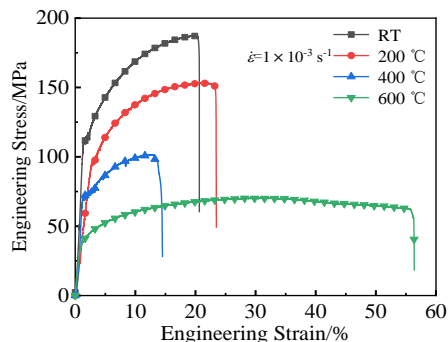


图 5 Ni/Al 微叠层复合板在不同温度下的工程应力-应变曲线  
Fig.5 Engineering stress-strain curves of Ni/Al micro-laminated composite sheets at different temperatures

### 2.2 Ni/Al 微叠层复合板单向拉伸变形协调性

为研究 Ni/Al 微叠层复合板单向拉伸变形协调性，对 Ni/Al 微叠层复合板不同温度、不同变形量下的单向拉伸试样进行了 SEM 微观组织观察，如图 6 所示。室温变形量为 5% 时，裂纹基本垂直于加载方向，贯穿 NiAl<sub>3</sub> 和 Ni<sub>2</sub>Al<sub>3</sub> 层整个截面。由于纯 Ni 层和纯 Al 层具有良好塑性，裂纹延伸至 Ni 层和 Al 层时被阻碍。200 °C 变形量为 5% 时，裂纹方向仍垂直于拉伸方向，裂纹数量较室温下减少，且裂纹扩展过程中也会成为新裂纹源进而产生次生裂纹，从而实现更大程度的能量耗散<sup>[16,17]</sup>。400 °C 下变形量为 5% 时扩散层裂纹形态与室温、200 °C 相比无明显差异，但裂纹数量相对于 200 °C 进一步减少。这是由于温度提高后扩散层的塑性也得到提高，但此时的温度又不足以使得原始层与扩散层协调变形，进而导致局部应力集中无法释放，因此 400 °C 下塑性最差。600 °C 下变形量为 5% 各层界

面平直光滑且无裂纹产生;当变形量增加到 20%, $\text{NiAl}_3$ 层靠 Al 层一侧出现零星裂纹和微孔,而 $\text{Ni}_2\text{Al}_3$ 层无裂纹出现;当变形量为 30%时, $\text{NiAl}_3$ 层已出现较多裂纹并钝化为不规则形状,多分布于靠 Al 层一侧, $\text{Ni}_2\text{Al}_3$ 层仍无裂纹出现,说明裂纹主要萌生于 $\text{NiAl}_3$ 层与 Al 层界面处, $\text{Ni}_2\text{Al}_3$ 的塑性优于 $\text{NiAl}_3$ 。当变形量为 40%和 50%时, $\text{NiAl}_3$ 层裂纹数量进一步增多并出现聚集,多数演化为不同形状与大小的孔洞, $\text{Ni}_2\text{Al}_3$ 层仍未出现裂纹, $\text{Ni}$ 层和 Al 层都出现了不同程度的颈缩,说明各层变形开始出现不协调,预示着断裂即将开始。综上, $\text{Ni}_2\text{Al}_3$ 层在 600 °C 具有良好塑性,可与 Ni 层、Al 层协调变形至变形量 50%以上,而 $\text{NiAl}_3$ 层塑性较差,变形量 20%时便出现开裂并最终演变为微孔。

### 2.3 Ni/Al 微叠层复合板断口形貌分析

扫描电镜下 Ni/Al 微叠层复合板拉伸断口形貌如图 7 所示。室温断口高低不平整,说明各层断裂存在先后顺序<sup>[18]</sup>。 $\text{Ni}$ 层和 Al 层断面较高,Al 层呈现韧窝, $\text{Ni}$ 层呈现撕裂棱,为由塑性变形引起的韧性断裂。 $\text{Ni}_2\text{Al}_3$ 层与 $\text{NiAl}_3$ 层断面较低, $\text{NiAl}_3$ 层断面光滑,呈冰糖状,为裂纹沿其柱状晶界面扩展而发生的断裂,故为典型的沿晶脆性断裂方式, $\text{Ni}_2\text{Al}_3$ 层晶粒细小且断面平整,但不光亮,故为穿晶断裂方式<sup>[19]</sup>。 $\text{Ni}_2\text{Al}_3$ 层与 $\text{NiAl}_3$ 层的脆性断裂应先于 $\text{Ni}$ 层与 Al 层的韧性断裂,故前者断面强度低于后者。从图 7c 中可以看到,200 °C 拉伸断口形貌断裂界面较为平整,

Al 层在塑性变形过程中发生了金属流动,产生了新的接触面, $\text{Ni}$ 层和 Al 层的撕裂棱也表明其为塑性断裂;图 7d 中发现了界面分离,在断口处存在裂纹并且向 $\text{Ni}_2\text{Al}_3$ 层内部扩展,可能是由于 $\text{Ni}$ 层和 Al 层发生颈缩使得 $\text{Ni}_2\text{Al}_3$ 层无法协调变形导致开裂。这也表明了扩散层与原始层之间的结合强度要大于其内部的结合强度。图 7e 和 7f 表明 400 °C 下断面较平整,未呈现明显的韧窝及撕裂棱等塑性特征,故该温度下变形延伸率较低。600 °C 下拉伸断口形貌如图 7g 和 7h 所示,可以看到,断裂界面最为平整,说明此温度下 2 个扩散层可以与原始层协调变形,Al 层呈现撕裂棱, $\text{Ni}$ 层呈现韧窝,塑性变形特征明显。因此,该复合板 600 °C 具有最佳的塑性变形能力,各层也具有最佳的变形协调性。

### 2.4 Ni/Al 微叠层复合板气胀成形极限及微观组织演变

单向拉伸变形结果分析表明,Ni/Al 微叠层复合板在 600 °C 时具有良好的塑性变形能力,故气压胀形温度定为 600 °C。图 8 为 600 °C 和 5.5 MPa 条件下,保压 8 min 后得到极限胀形球壳,胀形高度约为 22 mm,极限胀形率为 36.7%。以球壳中心点为圆心,每隔 15° 取一个点测量其壁厚,壁厚分布如图 9 所示。可见,顶点处球壳最薄只有 0.93 mm,减薄率为 38%。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,变形程度越高减薄越严重。

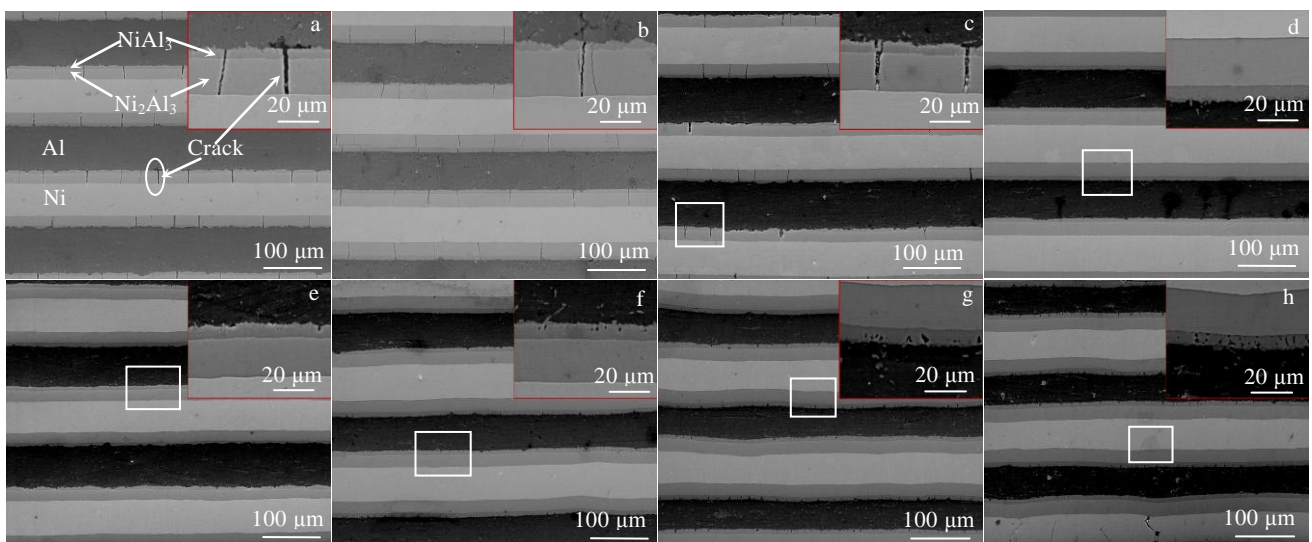


图 6 Ni/Al 复合板在不同温度和不同拉伸变形量下的侧面微观组织

Fig.6 Side microstructures of Ni/Al composite sheet at different temperatures and different deformation ratio: (a) RT-5%, (b) 200 °C-5%, (c) 400 °C-5%, (d) 600 °C-5%, (e) 600 °C-20%, (f) 600 °C-30%, (g) 600 °C-40%, and (h) 600 °C-50%

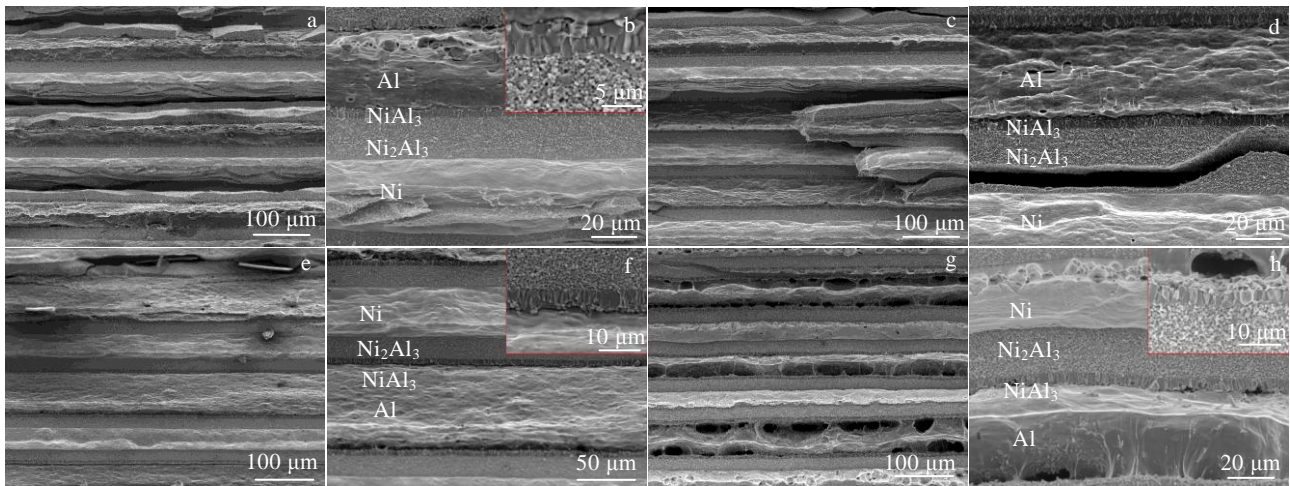


图 7 Ni/Al 复合板不同温度下的拉伸断口形貌

Fig.7 Tensile fracture morphologies of Ni/Al composite sheet at different temperatures: (a, b) RT, (c, d) 200 °C, (e, f) 400 °C, and (g, h) 600 °C

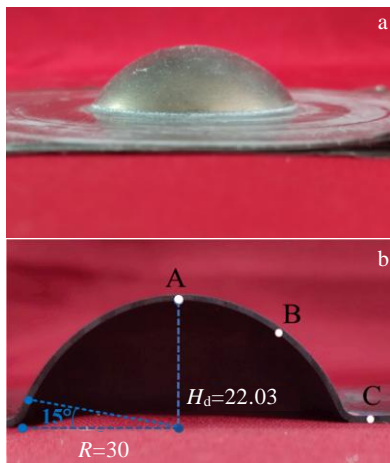


图 8 Ni/Al 微叠层复合板气压胀形球壳实物图

Fig.8 Gas bulged spherical shell of Ni/Al micro-laminated composite: (a) bulged spherical shell and (b) hemispherical shell

对应图 8b 中的 A (顶点)、B (中间)和 C (底部) 3 点显微组织分别如图 10a、10b 和 10c 所示。图 10 中 1~9 位置的层厚如表 1 所示。C 点处 Ni、Al、扩散层厚度分别为 38.17、39.25 和 26.34  $\mu\text{m}$ 。由于在模具压力作用下，Ni、Al 层发生了压缩变形且在模具加热及热成形过程中 Ni、Al 层继续发生反应生成  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$  及  $\text{NiAl}_3$  扩散层，Ni、Al 层有所减薄，扩散层有所增厚。由于 C 点处未发生拉伸变形，各层厚度分布均匀。顶点 A 处变形量最大，Ni 层和 Al 层发生局部颈缩，较

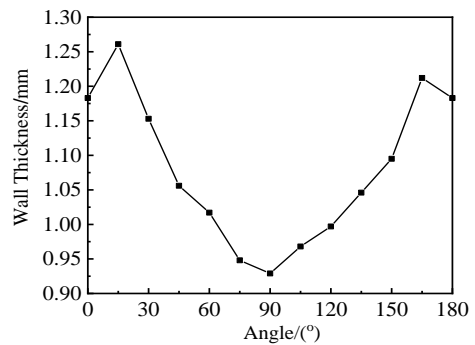


图 9 胀形球壳壁厚分布

Fig.9 Thickness distribution of bulged spherical shell

薄处 (1、2 位置) 已减薄至 11.82 和 13.98  $\mu\text{m}$ ，扩散层厚度 (3 位置) 也减薄至 18.85  $\mu\text{m}$ 。中间位置 B 点处 Ni 层和 Al 层也已发生局部颈缩，较薄处 (4、5 位置) 已减薄至 18.82 和 20.44  $\mu\text{m}$ ，比 A 点处略厚；扩散层厚度也减薄至 18  $\mu\text{m}$  左右，接近于 A 点处。A、B 2 点  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$  扩散层与 Ni 层变形协调进行，变形后二者仍紧密结合，厚度虽明显减薄并未出现开裂。而  $\text{NiAl}_3$  层与  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$  层结合良好，但靠铝层一侧都已出现裂纹，并钝化为形状不规则的孔洞形貌，且裂纹并未扩展到  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$  层。因此，Ni/Al 微叠层复合板 600 °C 成形，Ni、Al 与  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$  层变形可协调进行， $\text{NiAl}_3$  层与 Al 层一侧变形不协调，产生裂纹并最终演化为微小孔洞，这也与单向拉伸实验结果相一致。

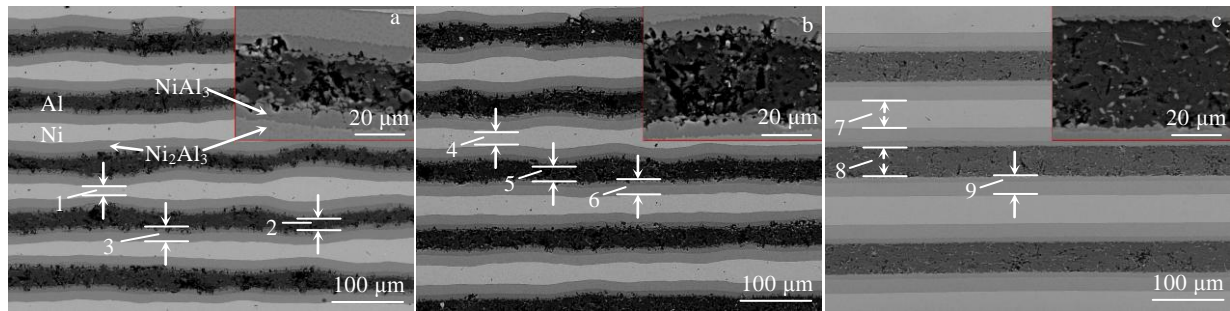


图 10 Ni/Al 微叠层复合材料胀形球壳的微观组织

Fig.10 Microstructures of Ni/Al micro-laminated composite bulging spherical shell corresponding to point A (a), point B (b), and point C (c) in Fig.8

表 1 图 10 中 Ni/Al 微叠层复合材料胀形球壳的不同位置的各层厚度

Table 1 Thickness of each layer at different positions for Ni/Al micro-laminated composite bulging spherical shell in Fig.10

Fig.10	Ni layer		Al layer		(NiAl <sub>3</sub> +Ni <sub>2</sub> Al <sub>3</sub> ) layer	
	Position	Thickness/ $\mu\text{m}$	Position	Thickness/ $\mu\text{m}$	Position	Thickness/ $\mu\text{m}$
Fig.10a	1	11.82	2	13.98	3	18.85
Fig.10b	4	18.82	5	20.44	6	18.74
Fig.10c	7	38.17	8	39.25	9	26.34

### 3 结 论

1) 采用热压法制备了 Ni/Al 微叠层复合板, 其微观结构为 Ni/Ni<sub>2</sub>Al<sub>3</sub>/NiAl<sub>3</sub>/Al 层交替排列。在室温、200、400 和 600 °C 下抗拉强度分别为 187、154、101 和 70 MPa, 延伸率分别为 20%、23%、15% 和 56%。Ni 层和 Al 层呈塑性断裂, NiAl<sub>3</sub> 层呈脆性沿晶断裂, Ni<sub>2</sub>Al<sub>3</sub> 层呈脆性穿晶断裂。

2) 室温至 400 °C 下, 5% 形变量便会使 NiAl<sub>3</sub> 和 Ni<sub>2</sub>Al<sub>3</sub> 扩散层产生垂直于拉伸方向的裂纹。而 600 °C 下, 形变量达到 50% 时, 只 NiAl<sub>3</sub> 层产生微小裂纹, 但裂纹并未扩展至 Ni<sub>2</sub>Al<sub>3</sub> 层及 Al 层, 其他各层变形均可协调进行。

3) Ni/Al 微叠层复合板 600 °C 下极限胀形率可达 36.7%。胀形球壳底部至顶部壁厚逐渐减小, 顶部变形量最大, 其中, Ni、Al 层颈缩严重, NiAl<sub>3</sub> 层产生裂纹, 且部分钝化为孔洞, 并未扩展至 Ni<sub>2</sub>Al<sub>3</sub> 层及 Al 层。

#### 参考文献 References

- [1] Zhao Pengfei(赵鹏飞), Dong Changhong(董长虹). *Flying Missile(飞行导弹)*[J], 2017, 395(10): 45
- [2] Guo Jianting(郭建亭). *New Advances in Materials Science and Engineering in 2000(Part 2)-Proceedings of the 2000 China Materials Symposium* (2000 年材料科学与工程新进展

下-2000 年中国材料研讨会论文集)[C]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2000: 946

- [3] Mosleh A O, Kotov A D, Medvedeva S V *et al. Solid State Phenomena*[J], 2020, 306: 43
- [4] Morsi K. *Materials Science and Engineering A*[J], 2001, 299: 1
- [5] Turlo V, Politano O, Baras F. *Acta Materialia*[J], 2016, 120: 189
- [6] Fan G H, Wang Q W, Geng L *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2016, 47: 1280
- [7] Sun Y, Lin P, Yuan S J. *Materials Science and Engineering A*[J], 2019, 754(29): 428
- [8] Sun Y, Lin P, Yuan S J. *Intermetallics*[J], 2020, 127: 106 944
- [9] Sun Y, Lin P, Yuan S J. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2020, 285: 116 798
- [10] Sun Ying(孙 营), Lin Peng(林 鹏), Yuan Shijian(苑世剑). *Propulsion Technology(推进技术)*[J], 2021, 42(11): 2617
- [11] Yuan Shijian(苑世剑). *Chinese Patents(中国专利)*, CN11014 2332A[P], 2019
- [12] Yuan Shijian(苑世剑), Sun Ying(孙 营). *Chinese Patents(中国专利)*, CN107081345A[P], 2017
- [13] Guo Y J, Shi Z Q, Xu Y K *et al. Rare Metals*[J], 2014, 33(2): 196
- [14] Konieczny M. *Materials Science and Engineering-Lausanne-A*[J], 2013, 586: 11

- [15] Kuk S W, Ryu H J, Yu J. *Journal of Alloys & Compounds*[J], 2014, 589: 455
- [16] Wu H, Fan G H, Cui X P *et al. Micron*[J], 2014, 56: 49
- [17] Wagner C. *Acta Metallurgica*[J], 1969, 17(2): 99
- [18] Qin Liang(秦亮), Yu Xiu(余秀). *Journal of Jiangsu University of Science and Technology*(江苏科技大学学报)[J], 2020, 34(5): 31
- [19] Fu Weibo(付伟博). *Thesis for Master*(硕士论文)[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2016

## Formability of Ni/Al Micro-laminated Composite Sheet

Gong Pengtao<sup>1</sup>, Lin Peng<sup>1,2</sup>, Meng Lingjian<sup>1</sup>, Huang Zhongsen<sup>1</sup>, Cao Xiaoqing<sup>1,2</sup>, Wang Tao<sup>2</sup>

(1. School of Materials Science and Engineering, Taiyuan University of Technology, Taiyuan 030024, China)

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

**Abstract:** The Ni/Al micro-laminated composite sheet was prepared by the vacuum hot pressing method. The mechanical properties and crack initiation and propagation laws of Ni/Al micro-laminated composite sheet were studied through uniaxial tensile experiments under different temperatures and different deformation degree. The results show that the Ni/Al micro-laminated composite sheet has poor plasticity from room temperature to 400 °C, and when the deformation is only 5%, the NiAl<sub>3</sub> and Ni<sub>2</sub>Al<sub>3</sub> intermetallic compound layer has produced more cracks perpendicular to the tensile direction. The Ni/Al micro-laminated composite sheet exhibits good plastic deformation ability at 600 °C, with the elongation at break as high as 56%, and when the deformation reaches 20%, the NiAl<sub>3</sub> layer begins to appear microcracks, and the crack does not propagate to Ni<sub>2</sub>Al<sub>3</sub> layer and Al layer when the deformation reaches 50%. The pressure free bulging experiment was used to study the forming performance of the Ni/Al micro-laminated composite sheet at 600 °C, and the microstructure distribution of the bulging part was characterized. The results show that the limit bulging rate (limit bulging height/die diameter) of Ni/Al micro-laminated composite sheet at 600 °C/5.5 MPa/8 min can reach 36.7%. The wall thickness of the gas bulged spherical shell gradually decreases from the bottom to the top, the top Ni and Al layers are severely necked, and cracks occur in the NiAl<sub>3</sub> layer, but they do not extend to the Ni<sub>2</sub>Al<sub>3</sub> layer and the Al layer.

**Key words:** Ni/Al micro-laminated composite; mechanical properties; crack; formability

---

Corresponding author: Lin Peng, Ph. D., Professor, School of Materials Science and Engineering, Taiyuan University of Technology, Taiyuan 030024, P. R. China, E-mail: linpeng@tyut.edu.cn