

NiTi/5052Al复合材料的制备及其阻尼行为

伍潇 江鸿杰 成忠序 刘崇宇 刘淑辉

Preparation and damping behavior of NiTi/5052 Al composites

WU Xiao, JIANG Hongjie, CHENG Zhongxu, LIU Chongyu, LIU Shuhui

在线阅读 View online: <https://doi.org/10.13801/j.cnki.fhclxb.20221028.001>

您可能感兴趣的其他文章

Articles you may be interested in

多道次搅拌摩擦加工对SiC_p/2A14铝合金复合材料显微组织和力学性能的影响

Effect of multi-pass friction stir processing on microstructure and mechanical properties of SiC_p/2A14 aluminum alloy composites

复合材料学报. 2020, 37(11): 2861–2869 <https://doi.org/10.13801/j.cnki.fhclxb.20200306.002>

6061铝颗粒层增强7075铝基复合材料的微观结构及阻尼性能

Microstructure and damping capacity of 7075 aluminum matrix composite enhanced by 6061 aluminum particles layer

复合材料学报. 2021, 38(12): 4220–4227 <https://doi.org/10.13801/j.cnki.fhclxb.20210309.004>

Mg/NiTi复合材料的制备及阻尼性能

Preparation and damping capacity of Mg/NiTi composites

复合材料学报. 2019, 36(3): 654–660 <https://doi.org/10.13801/j.cnki.fhclxb.20180911.004>

三维角联锁机织铝基复合材料面内拉伸力学行为与失效机制

Mechanical behavior and failure mechanism of the 3D angle interlocking woven reinforced aluminum matrix composites under in-plane tensile loading

复合材料学报. 2021, 38(9): 2997–3007 <https://doi.org/10.13801/j.cnki.fhclxb.20201116.007>

SiC_p/Al复合材料微弧氧化膜的组织结构及性能

Microstructure and properties of micro-arc oxidation film on SiC_p/Al matrix composites

复合材料学报. 2020, 37(8): 1960–1968 <https://doi.org/10.13801/j.cnki.fhclxb.20191223.001>

颗粒尺寸对B₄C增强铝基中子吸收材料界面反应与力学性能的影响

Effects of particle size on interfacial reaction and mechanical properties of B₄C reinforced aluminum matrix neutron absorber materials

复合材料学报. 2019, 36(4): 927–937 <https://doi.org/10.13801/j.cnki.fhclxb.20180416.005>



扫码关注微信公众号，获得更多资讯信息

NiTi/5052 Al 复合材料的制备及其 阻尼行为



分享本文

伍潇, 江鸿杰*, 成忠序, 刘崇宇, 刘淑辉

(桂林理工大学 材料科学与工程学院, 有色金属及材料加工新技术教育部重点实验室, 桂林 541004)

摘要: 随着工业技术的发展, 机械工程领域对铝合金材料的减振降噪性能提出了更高的要求。针对铝合金本征阻尼较低的问题, 本文通过搅拌摩擦加工 (FSP) 制备出具有相变阻尼特征的 NiTi/5052 Al 复合材料。利用 SEM、EDS 和 XRD 对 NiTi/5052 Al 复合材料的微观结构和物相组成进行分析; 分别采用差式扫描量热仪 (DSC)、万能试验机和动态热机械分析仪 (DMA) 分析复合材料的相变过程、力学性能及其阻尼行为。研究表明: 经过 FSP 后, NiTi 颗粒与 5052 Al 基体界面结合良好, 未发生界面反应; NiTi/5052 Al 复合材料具备 NiTi 合金的马氏体相变特征; NiTi/5052 Al 复合材料的强度均高于 5052 Al 合金和 FSP-5052 Al 合金, 其中 as-NiTi/5052 Al 复合材料的抗拉强度为 240 MPa, 分别比 5052 Al 和 FSP-5052 Al 合金高 23.7% 和 10.1%; NiTi/5052 Al 复合材料的阻尼性能均明显优于 5052 Al 合金和 FSP-5052 Al 合金, 且复合材料均呈现出明显的相变内耗峰; 当升温至 23℃ 时, 550℃-NiTi/5052 Al 复合材料的内耗峰值分别比 5052 Al 和 FSP-5052 Al 合金高 300% 和 140%; 当升温至 33℃ 时, as-NiTi/5052 Al 复合材料的内耗峰值分别比 5052 Al 和 FSP-5052 Al 合金高 233% 和 100%; NiTi/5052 Al 复合材料的储能模量均随着温度和应变的增加而减小, 且均高于 5052 Al 合金和 FSP-5052 Al 合金。

关键词: NiTi 颗粒; 铝基复合材料; 搅拌摩擦加工 (FSP); 相变; 阻尼行为

中图分类号: TB331 **文献标志码:** A **文章编号:** 1000-3851(2023)08-4821-10

Preparation and damping behavior of NiTi/5052 Al composites

WU Xiao, JIANG Hongjie*, CHENG Zhongxu, LIU Chongyu, LIU Shuhui

(Education Ministry Key Laboratory of New Processing Technology for Nonferrous Metal Materials, School of Materials Science and Engineering, Guilin University of Technology, Guilin 541004, China)

Abstract: With the development of industrial technology, the field of mechanical engineering has put forward higher requirements for the vibration and noise reduction of aluminum alloy materials. In order to solve the problem of low intrinsic damping of aluminum alloy, NiTi/5052 Al composites with phase transformation damping characteristics were prepared by friction stir processing (FSP). The microstructure and phase composition of NiTi/5052 Al composites were analyzed by SEM, EDS and XRD. The phase transformation processes, mechanical properties and damping behaviors of the composites were analyzed by differential scanning calorimetry (DSC), universal testing machine and dynamic mechanical analysis (DMA), respectively. The results show that the interfaces between NiTi particles and 5052 Al matrix are well bonded after FSP, and no interfacial reaction occurs. The NiTi/5052 Al composites have martensitic transformation characteristics of NiTi alloy. The strength of NiTi/5052 Al composites are higher than 5052 Al and FSP-5052 Al alloy. The tensile strength of as-NiTi/5052 Al composite is 240 MPa, which is 23.7% and 10.1% higher than 5052 Al and FSP-5052 Al alloy, respectively. The damping properties of NiTi/5052 Al composites are significantly better than 5052 Al alloy and FSP-5052 Al alloy, and the composites

收稿日期: 2022-08-18; 修回日期: 2022-09-26; 录用日期: 2022-10-07; 网络首发时间: 2022-10-31 11:11:11

网络首发地址: <https://doi.org/10.13801/j.cnki.fhclxb.20221028.001>

基金项目: 国家自然科学基金 (52061011); 广西自然科学基金 (2022GXNSFAA035574)

National Natural Science Foundation of China (52061011); Guangxi Natural Science Foundation (2022GXNSFAA035574)

通信作者: 江鸿杰, 博士, 副教授, 硕士生导师, 研究方向为铝合金及其复合材料 E-mail: jhj2014@glut.edu.cn

引用格式: 伍潇, 江鸿杰, 成忠序, 等. NiTi/5052 Al 复合材料的制备及其阻尼行为 [J]. 复合材料学报, 2023, 40(8): 4821-4830.

WU Xiao, JIANG Hongjie, CHENG Zhongxu, et al. Preparation and damping behavior of NiTi/5052 Al composites[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2023, 40(8): 4821-4830(in Chinese).

exhibit significant phase transformation internal friction peaks. When the temperature rises to 23℃, the internal friction peak of 550℃-NiTi/5052 Al composite is 300% and 140% higher than 5052 Al and FSP-5052 Al alloys, respectively. When the temperature rises to 33℃, the internal friction peak of as-NiTi/5052 Al composite is 233% and 100% higher than 5052 Al and FSP-5052 Al alloys, respectively. The storage modulus of NiTi/5052 Al composites decrease with increasing temperature and strain, and their storage modulus are higher than 5052 Al alloy and FSP-5052 Al alloy.

Keywords: NiTi particles; aluminum matrix composites; friction stir processing (FSP); phase transformation; damping behavior

铝合金因其高强度、低密度、耐腐蚀和易回收利用等优点而广泛应用于航空航天、轨道交通、电子元器件等领域^[1-3]。然而,铝合金的低阻尼本征特性限制了其在减振降噪领域的应用^[4]。因此,改善铝合金的阻尼性能有利于拓宽其在减振降噪方面的应用。

铝合金的阻尼性能是目前研究的热点之一,大多数研究报道主要是通过合金化、搅拌摩擦加工(FSP)和复合化等技术来增加铝合金的晶界、界面和位错数量,利用其晶界阻尼、界面阻尼和位错阻尼机制有效地提高了铝合金的高温阻尼性能,但是对铝合金的低温或常温阻尼性能的改善仍不够理想^[5-6]。Jiang等^[7]通过提高铝合金中的Zn含量和加入微量的Sc元素,使合金中的晶界滑动能力得到改善且晶粒细化,增加了晶界阻尼贡献,使合金的高温阻尼性能明显提高,但其室温阻尼性能变化不大。Liu等^[8]采用FSP来改善商用铝合金的阻尼性能,由于FSP的晶粒细化作用使其高温阻尼性能提升明显,但其室温下的阻尼性能略微降低。黄文益等^[9]采用热轧技术制备出具有颗粒层结构的6061p/7075Al复合材料,研究发现铝颗粒层中存在的大量颗粒间界面有利于改善铝合金的高温阻尼性能,复合材料在360℃时的内耗值比其基体高149%,而常温时复合材料的内耗值仅比其基体高20%。张忠明等^[10]采用往复挤压法在纯Al中引入Al₂O₃颗粒获得Al₂O₃p/Al复合材料,热错配应变导致的热错配应力在Al基体和Al₂O₃颗粒界面产生了高密度位错,这些位错的滑移诱发位错阻尼行为,有利于改善复合材料的室温阻尼性能。

NiTi合金在马氏体状态下具有高阻尼性能,其阻尼行为以相变阻尼机制为主,通过对NiTi合

金进行不同工艺的热处理,可使其呈现出优异的低温和常温阻尼特性^[11-13]。Huo等^[14]对Ni_{50.9}Ti_{49.1}合金进行了不同时间的低温时效,使NiTi合金的相变特征发生改变,且在-60~50℃温度区间呈现出高的相变内耗峰;Song等^[15]对Ni_{50.8}Ti_{49.2}合金进行了不同温度和时间的热处理,研究表明,经过不同的热处理后NiTi合金相变行为发生了明显变化,且其阻尼性能明显提高,并在-80~20℃温度范围内获得了较高的阻尼性能。因此,在铝基体中加入具有相变阻尼特性的NiTi合金颗粒作为增强相,有望使铝基合金在室温或低温区间呈现出马氏体相变内耗峰,进而改善铝基合金的室温或低温阻尼性能。

本文通过对NiTi合金颗粒进行预时效,再采用搅拌摩擦加工技术制备出具有相变阻尼特征的NiTip/5052 Al复合材料,并对NiTip/5052 Al复合材料的微观组织、物相组成、相变过程及阻尼性能进行研究,揭示NiTi颗粒对复合材料阻尼行为的影响机制。

1 实验材料及方法

本实验采用尺寸为200 mm×60 mm×6 mm的退火态5052铝板材为基体,其标称化学成分如表1所示,Ni_{50.8}Ti_{49.2}合金颗粒(粒径为45~100 μm)为增强相。先对5052铝板表面进行打磨,然后在铝板材上加工出一系列直径为3 mm,深度为5 mm的预置孔,孔间距为0.5~1 mm;对原始态NiTi颗粒(as-NiTip)进行时效处理,时效温度为550℃,保温时间为3 h,获得时效态NiTi颗粒(550℃-NiTip)。随后分别将原始态和时效态NiTi颗粒加入铝板的预置孔中,再采用龙门式搅拌摩擦焊机对其进行4道次FSP,搅拌针转速为

表 1 5052 Al 的标称化学成分 (wt%)
Table 1 Nominal chemical composition of 5052 Al (wt%)

Mg	Fe	Si	Cr	Cu	Mn	Zn	Al
2.2-2.8	0.4	0.25	0.15-0.35	0.1	0.1	0.1	Balance

800 r/min, 行进速度为 100 mm/min, 每次下压量为 0.2 mm, 均沿同一方向进行加工, 分别获得 as-NiTi/5052 Al 和 550℃-NiTi/5052 Al 复合材料, 并将这两种复合材料统称为 NiTi/5052 Al 复合材料, 图 1 为复合材料加工示意图。此外, 还对退火态 5052 铝板材进行相同 FSP 工艺的 4 道次加工, 获得 FSP-5052 Al 样品用于数据对比分析。

采用附带能谱分析仪 (EDS) 的场发射扫描电镜 (SEM, 蔡司 GeminiSEM 300) 对样品的微观结

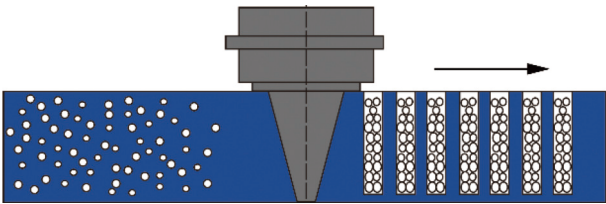
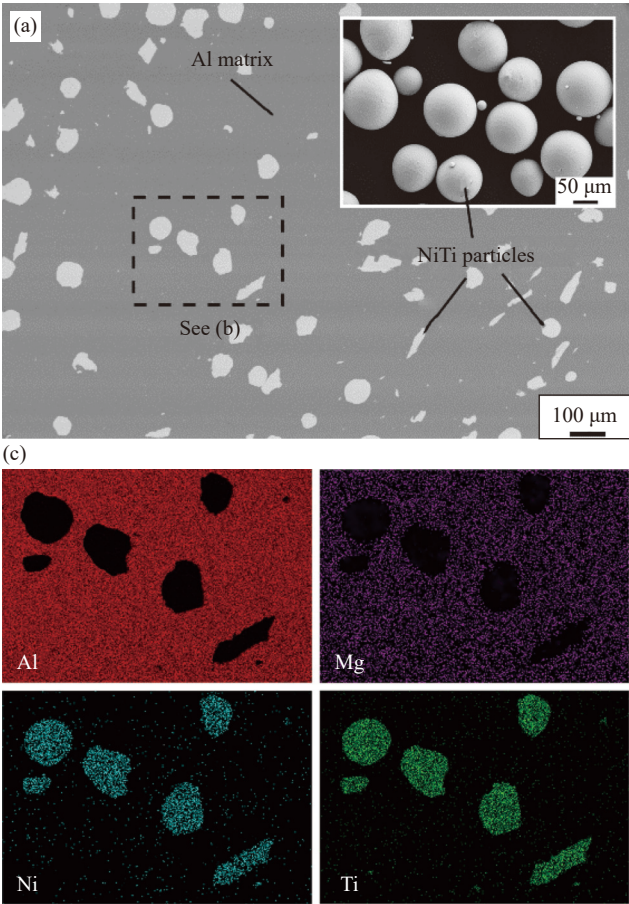


图 1 搅拌摩擦加工 (FSP) NiTi/5052 Al 复合材料示意图

Fig. 1 Schematic diagram of friction stir processing (FSP) preparation NiTi/5052 Al composites



构进行分析; 采用差式扫描量热仪 (DSC, TA Q2000) 对样品的相变行为进行测试, 测试温度为 -80~150℃, 升温与降温速率均为 10℃/min; 采用 X 射线衍射分析仪 (XRD, X'Pert PRO) 对样品进行物相分析; 采用 Instron 8801 万能试验机测试样品的力学性能, 拉伸速率为 2×10^{-4} s⁻¹; 采用动态热机械分析仪 (DMA, NETZSCH DMA 242 E) 测试样品的内耗值 (常用应变滞后于应力的相位角 $\tan\delta$ 来表征) 和储能模量, 测试在单悬臂应变控制模式下进行, 样品尺寸为 30 mm×4 mm×1.2 mm, 测试频率 (f) 为 1 Hz, 振幅 (A) 范围为 0.1~150 μm, 温度 (T) 区间为 -120~90℃, 升温 and 降温速率均为 5℃/min。

2 实验结果与分析

2.1 NiTi/5052 Al 复合材料的微观结构

图 2 为 NiTi 颗粒和 as-NiTi/5052 Al 复合材料的 SEM 图像, 由图 2(a) 和图 2(b) 可见, FSP 前的

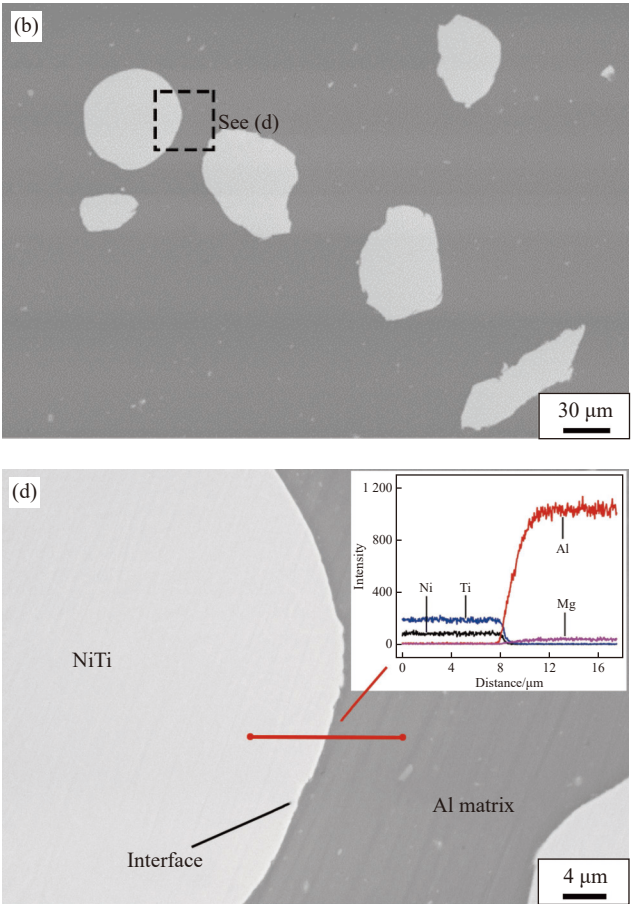


图 2 NiTi/5052 Al 复合材料的 SEM 图像: (a) NiTi 颗粒和 NiTi/5052 Al 复合材料; (b) 图 2(a) 的局部放大图; (c) 图 2(b) 的面扫描图; (d) NiTi 颗粒与铝基体界面处的线扫描图

Fig. 2 SEM images of NiTi/5052 Al composites: (a) NiTi particles and NiTi/5052 Al composites; (b) High magnification image of Fig.2(a); (c) Face scanning images of Fig.2(b); (d) Line scanning image at the interface between NiTi particle and Al matrix

NiTi 增强颗粒均为球状，经过 4 道次的 FSP 后，NiTi 颗粒均匀地分布在 5052 Al 基体中，未发生明显团聚现象；部分 NiTi 颗粒被搅拌头破碎为不规则的细小颗粒，NiTi 颗粒与 Al 基体之间界面清晰且无裂纹产生，结合良好；由 EDS 面扫描(图 2(c))可以看出 NiTi 颗粒与 Al 基体之间的界面明显，没有反应产物生成的迹象；图 2(d) 为 NiTi 颗粒与铝基体界面处的线扫描图，由图可知，NiTi 颗粒与 Al 基体之间未发生明显元素扩散现象。这是由于 FSP 加工过程中产生的热量较低，且整个 FSP 过程时间短^[16-17]，未给扩散反应提供足够的热量和时间。

图 3 为 5052 Al 合金、NiTi 颗粒和 NiTip/5052Al 复合材料的 XRD 图谱。由图可知，在 5052 Al 和 FSP-5052 Al 合金中均仅存在 α -Al 相，FSP 并没有改变 5052 Al 合金的物相组成；原始态和时效态的 NiTi 颗粒主要相组成均为 NiTi(B2) 相，此外，在时效态 NiTi 颗粒中还存在 Ni_4Ti_3 的衍射特征峰；而 as-NiTip/5052 Al 和 550℃-NiTip/5052 Al 复合材料均由 α -Al 相和 NiTi(B2) 相组成，这说明两种 NiTip/5052 Al 复合材料中均没有新相生成。

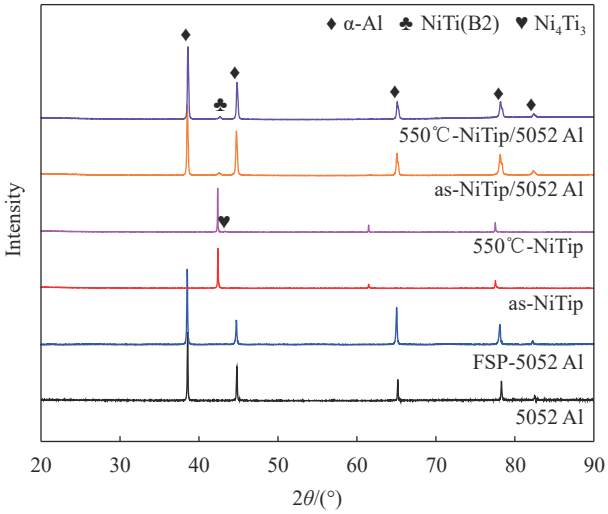


图 3 5052 Al 合金、NiTi 颗粒和 NiTip/5052 Al 复合材料的 XRD 图谱
Fig. 3 XRD patterns of 5052 Al alloy, NiTi particles and NiTip/5052 Al composites

2.2 NiTip/5052 Al 复合材料的相变行为

图 4 为 NiTi 颗粒和 NiTip/5052 Al 复合材料的 DSC 曲线图。如图 4(a) 所示，在 -80~150℃ 温度范围内，原始态 NiTi 颗粒在升温过程中发生一步相变 (B19'→B2 相变)，在降温过程中发生两步相变，即 B2→R 和 R→B19'相变；经过时效处理后的

NiTi 颗粒在升温阶段发生一步相变 (B19'→B2 相变)，在降温阶段仅发生一步相变 (B2→B19'相变) 其相变峰均比原始态 NiTi 颗粒尖锐。经时效后 NiTi 颗粒相变特征发生变化是由于其成分变化引起的，在时效过程中 NiTi 会析出 Ni_4Ti_3 相，这种富 Ni 相的析出降低了基体的 Ni 含量^[18]，因此，使时效态 NiTi 颗粒的相变特征不同于原始态的 NiTi 颗粒。

图 4(b) 为 as-NiTip/5052Al 和 550℃-NiTip/5052Al 复合材料的 DSC 曲线图，由图可见，这两种复合材料在升温 and 降温过程中均发生一步相变，即 B19'→B2 和 B2→B19'相变，但复合材料的相变峰较未经 FSP 的 NiTi 颗粒弱化，这是由于复合材料中 NiTi 颗粒的含量较低导致的；铝基体本身不发生相变，而 NiTi 颗粒发生马氏体相变，使 NiTip/

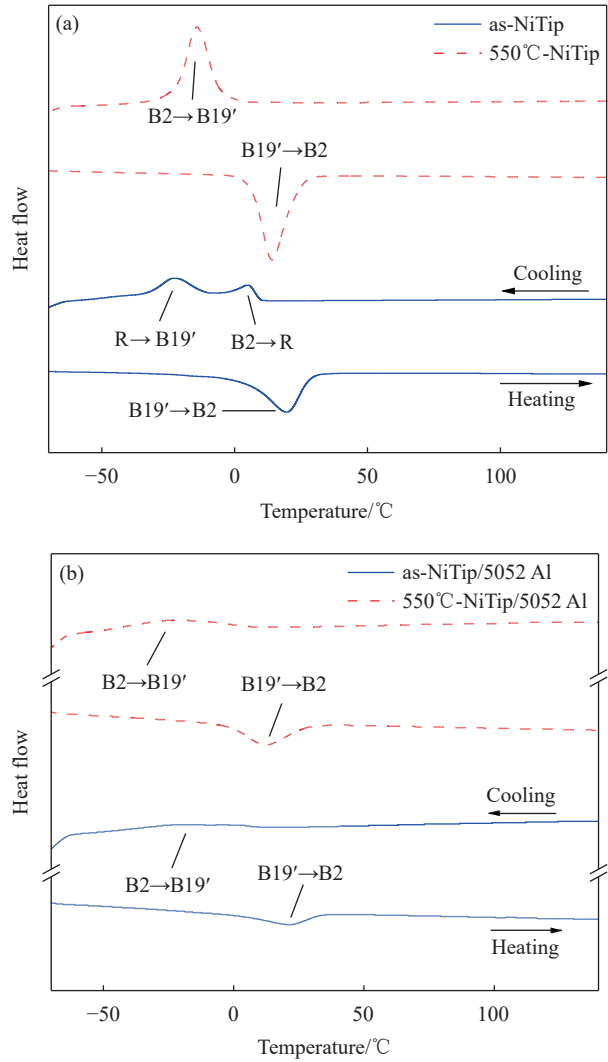


图 4 NiTi 颗粒 (a) 和 NiTip/5052 Al 复合材料 (b) 的 DSC 曲线图
Fig. 4 DSC graphs of NiTi particles (a) and NiTip/5052 Al composites (b)

5052 Al 复合材料均呈现出 NiTi 合金所特有的马氏体相变特征;在降温过程中,原始态 NiTi 颗粒存在两步相变过程,而 as-NiTi/5052 Al 复合材料仅存在一步相变;温度和应力场能改变 NiTi 合金马氏体相变特征^[19-20],而 FSP 过程会产生一定的热影响和应力场,使 NiTi/5052 Al 复合材料的相变特征较其 FSP 前的 NiTi 颗粒有所不同,且应力场的存在降低了马氏体相变所需的能量势垒,可促进马氏体相变^[21],因此在 as-NiTi/5052 Al 复合材料中只发生了一步相变。

NiTi 颗粒及 NiTi/5052 Al 复合材料在升温 and 降温过程中的相变峰值温度如表 2 所示。其中 A_p 、 R_p 、 M_p 分别代表 $B19' \rightarrow B2$ 相变、 $B2 \rightarrow R$ 相变和 $B2 \rightarrow B19'$ 相变的峰值温度($R \rightarrow B19'$ 相变的峰值温度也用 M_p 表示)。从表中可以看出,经过 550℃ 时效后, NiTi 颗粒的相变峰发生了推移,其 A_p 从 19.7℃ 降低到了 14.1℃, M_p 从 -23℃ 升高到了 -14.2℃; as-NiTi/5052 Al 复合材料和 550℃-NiTi/5052 Al 复合材料则表现出相近的 M_p , 但其 A_p 则相差 9.5℃。

表 2 NiTi 颗粒和 NiTi/5052 Al 复合材料的相变峰值温度
Table 2 Phase transformation peak temperatures of NiTi particles and NiTi/5052 Al composites

Sample	$A_p/^\circ\text{C}$	$R_p/^\circ\text{C}$	$M_p/^\circ\text{C}$
as-NiTi	19.7	5	-23.0
550℃-NiTi	14.1	—	-14.2
as-NiTi/5052 Al	21.5	—	-22.7
550℃-NiTi/5052 Al	12.0	—	-24.7

Notes: A_p , R_p and M_p represent the peak temperatures of $B19' \rightarrow B2$, $B2 \rightarrow R$ and $B2 \rightarrow B19'$ phase transition respectively, the peak temperature of $R \rightarrow B19'$ phase transition is also expressed by M_p .

2.3 NiTi/5052 Al 复合材料的力学性能

图 5 为 5052 Al 合金和 NiTi/5052 Al 复合材料的应力-应变曲线。4 种样品在拉伸过程中均出现了动态应变效应,在应力-应变曲线上表现出锯齿状特征;由于 FSP 过程是一个剧烈塑性变形的过程,能有效地细化合金中的晶粒^[22],细晶强化和晶界滑移作用使 FSP-5052 Al 合金的强度和延伸率均高于 5052 Al 合金; as-NiTi/5052 Al 和 550℃-NiTi/5052 Al 复合材料的应力-应变曲线基本一致,这表明 NiTi 颗粒的时效处理工艺对 NiTi/5052 Al 复合材料的拉伸性能没有影响; as-NiTi/5052 Al 和 550℃-NiTi/5052 Al 复合材料的抗拉强度和屈

服强度均明显优于 5052 Al 和 FSP-5052 Al 合金,但其延伸率均比 5052 Al 和 FSP-5052 Al 合金低; as-NiTi/5052 Al 的抗拉强度为 240 MPa,分别比 5052 Al 和 FSP-5052 Al 合金高 23.7% 和 10.1%, as-NiTi/5052 Al 复合材料的屈服强度为 112 MPa,分别比 5052 Al 和 FSP-5052 Al 合金高 42.7% 和 17.5%。NiTi 颗粒均匀地分布在 NiTi/5052 Al 复合材料基体中,且与基体的结合界面良好,有利于拉伸过程中的载荷传递,使 NiTi 增强颗粒在复合材料基体中承受较大的载荷^[23-24],导致 NiTi/5052 Al 复合材料的强度比 FSP-5052 Al 合金高。

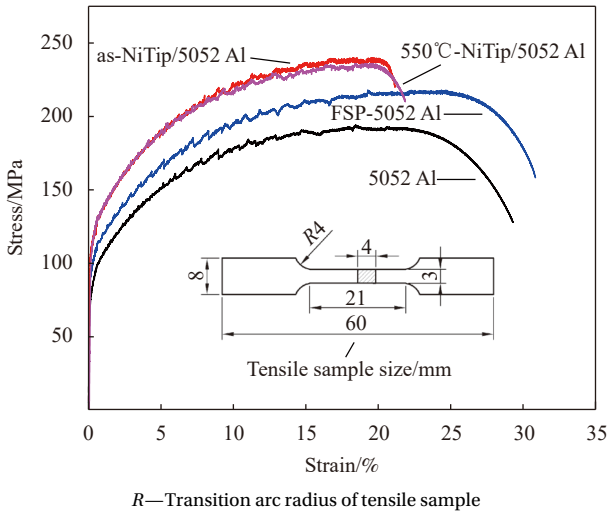


图 5 5052 Al 合金和 NiTi/5052 Al 复合材料的应力-应变曲线
Fig. 5 Stress-strain curves of 5052 Al alloy and NiTi/5052 Al composites

图 6 为 5052 Al、FSP-5052 Al 合金和 as-NiTi/5052 Al 复合材料的断口形貌图。由图 6(a) 和图 6(b) 可见, 5052 Al 和 FSP-5052 Al 合金的拉伸断口中均存在着大量的韧窝, 由于 FSP 过程能有效地破碎铝合金中的粗大晶粒, 使合金具有细晶结构特征^[25], 导致 FSP-5052 Al 合金断口形貌呈现出比 5052 Al 合金更细、更均匀的韧窝。在拉伸过程中, 这些细小且均匀分布的韧窝有利于应力的重新分布, 避免应变局部化, 使 FSP-5052 Al 合金具有较高的延伸率。由图 6(c) 和图 6(d) 可见, as-NiTi/5052 Al 复合材料的拉伸断口中存在因 NiTi 颗粒剥落而产生的凹坑及未被剥离的 NiTi 颗粒, 同时基体中存在大量的细小韧窝, NiTi 颗粒形貌完整, 并未出现解理断裂现象, 基体呈现韧性断裂; 在 NiTi 颗粒与基体的结合处出现了裂纹, 这表明颗粒的引入增加了基体中的界面, 使裂纹生成和扩展的途径增多, 从而导致延伸率的下降。

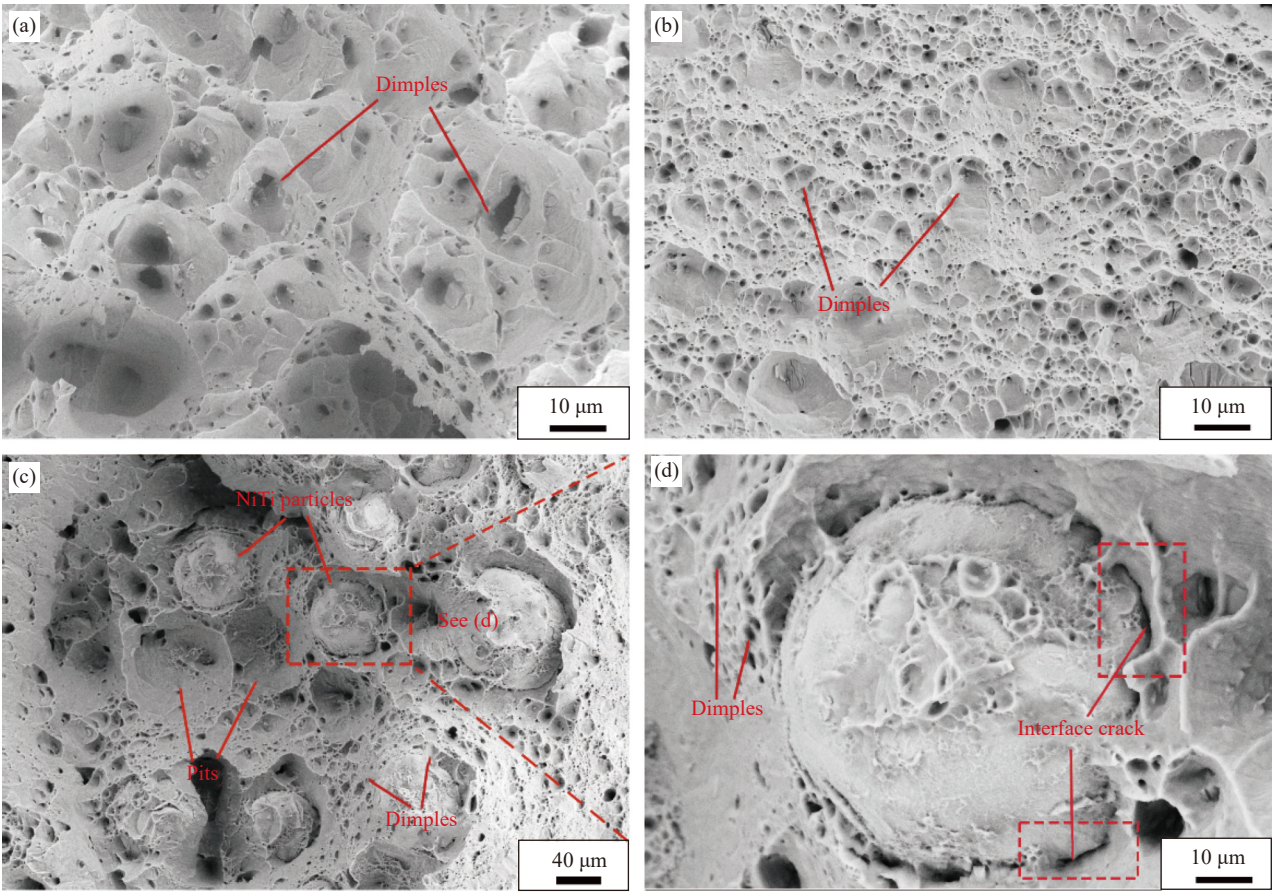


图6 拉伸断口形貌图: (a) 5052 Al; (b) FSP-5052 Al; (c) as-NiTiP/5052 Al 复合材料; (d) 图 6(c) 中局部区域放大图

Fig. 6 Tensile fracture morphology: (a) 5052 Al; (b) FSP-5052 Al; (c) as-NiTiP/5052 Al composites; (d) High magnification image of Fig.6(c)

2.4 NiTiP/5052 Al 复合材料的阻尼性能

图 7 为 5052 Al 合金和 NiTiP/5052 Al 复合材料的温度-内耗曲线。图 7(a) 为 5052 Al 合金和 NiTiP/5052 Al 复合材料在降温过程中的温度-内耗曲线，由图可见，在降温过程中 550℃-NiTiP/5052 Al 复合材料的内耗值高于其他 3 种材料，而 5052 Al 合金的内耗值最低；在-55℃ 时，两种复合材料均出现内耗峰，550℃-NiTiP/5052 Al 复合材料的内耗峰值为 0.012，分别比 5052 Al、FSP-5052 Al 合金和 as-NiTiP/5052 Al 复合材料的内耗值高 300%、200% 和 33%，as-NiTiP/5052 Al 复合材料的内耗峰值为 0.009，分别比 5052 Al 和 FSP-5052 Al 合金的内耗值高 200% 和 125%。图 7(b) 为 5052 Al 合金和 NiTiP/5052 Al 复合材料在升温过程中的温度-内耗曲线，由图可见，在升温过程中 NiTiP/5052 Al 复合材料的阻尼性能均明显优于 5052 Al 和 FSP-5052 Al 合金，550℃-NiTiP/5052 Al 和 as-NiTiP/5052 Al 复合材料均呈现出明显的内耗峰；在 23℃ 时，550℃-NiTiP/5052 Al 复合材料的内耗峰值高达

0.012，分别比 5052 Al、FSP-5052 Al 合金和 as-NiTiP/5052 Al 复合材料的内耗值高 300%、140% 和 33%；在 33℃ 时，as-NiTiP/5052 Al 复合材料的内耗峰值为 0.01，分别比 5052 Al、FSP-5052 Al 合金和 550℃-NiTiP/5052 Al 复合材料的内耗值高 233%、100% 和 33%。

NiTiP/5052 Al 复合材料具有 NiTi 合金相变特征 (图 4)，NiTi 合金颗粒在相变过程中引发的相变阻尼行为使其复合材料呈现出具有相变特征的内耗峰 (即相变内耗峰)。随着温度的变化，当达到 NiTi 颗粒相变开始温度时，NiTiP/5052 Al 复合材料中的 NiTi 颗粒开始发生相变，马氏体相 B19' 与母相 B2 的相界面开始形成，温度的变化促使相变继续进行，相转变量逐渐增多，对应的 B19' 和 B2 相界面也不断增多，由于 B2 与 B19' 的界面、马氏体相的界面及马氏体内孪晶的界面都具有较高的黏滞性，这些界面在外加交变应力作用下的往复切变运动造成较多的能量损耗，在相变过程中表现出较高的阻尼性能 [26]，从而使 NiTiP/5052

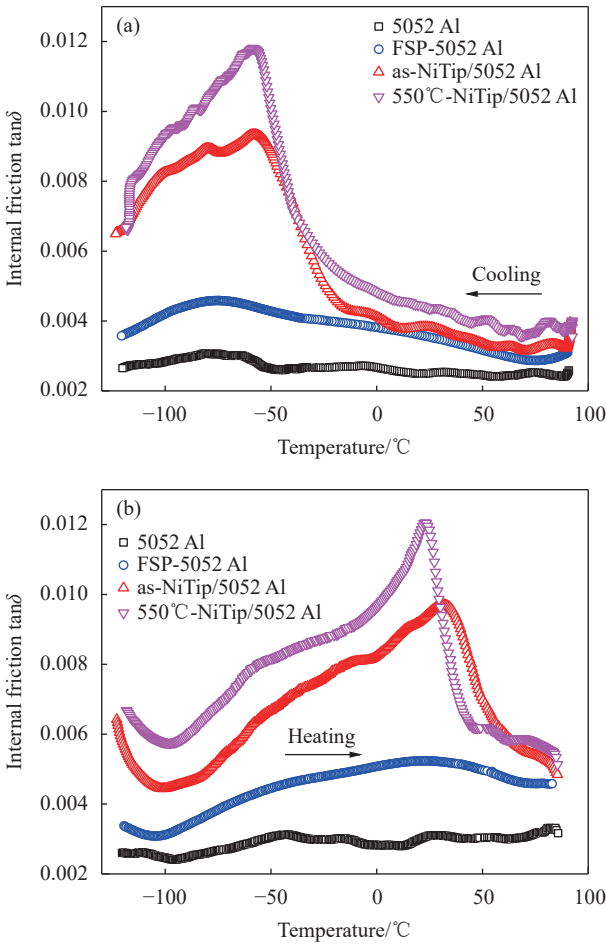


图 7 5052 Al 合金和 NiTi/5052 Al 复合材料的温度-内耗曲线: (a) 降温过程; (b) 升温过程

Fig. 7 Temperature-internal friction curves of 5052 Al alloy and NiTi/5052 Al composites: (a) Cooling process; (b) Heating process

Al 复合材料呈现出相变阻尼特征且阻尼性能明显优于 5052 Al 和 FSP-5052 Al 合金。

NiTi/5052 Al 复合材料的 B2→B19'相变内耗峰温度基本相同,这与其 DSC 测试结果基本一致。as-NiTi/5052 Al 复合材料的 B19'→B2 相变内耗峰温度为 33℃,而 550℃-NiTi/5052 Al 复合材料的 B19'→B2 内耗峰温度为 23℃,这是由于不同热处理状态的 NiTi 颗粒的相变特征差异,使这两种复合材料的 B19'→B2 相变内耗峰温度存在差异,这表明通过对 NiTi 颗粒进行预时效处理能改变其相变温度,进而调控 NiTi/5052 Al 复合材料的相变阻尼温区。

图 8 为 5052 Al 合金和 NiTi/5052 Al 复合材料的应变-内耗曲线,5052 Al 合金和 NiTi/5052 Al 复合材料的内耗值均随应变的增加而增加,在高应变条件下,NiTi/5052 Al 复合材料的阻尼性能

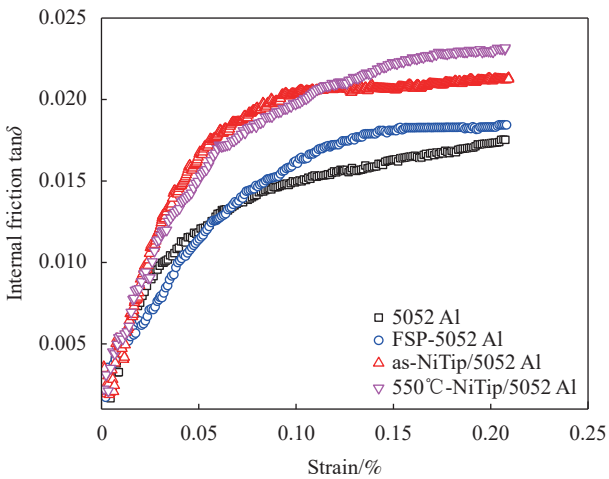


图 8 5052 Al 合金和 NiTi/5052 Al 复合材料的应变-内耗曲线

Fig. 8 Strain-internal friction curves of 5052 Al alloy and NiTi/5052 Al composites

优于 5052 Al 和 FSP-5052 Al 合金,但 550℃-NiTi/5052 Al 和 as-NiTi/5052 Al 复合材料随应变变化的内耗测试曲线特征差异不大。

NiTi 颗粒的热膨胀系数为 $11\times10^{-6}/^{\circ}\text{C}$ (马氏体状态下为 $6.6\times10^{-6}/^{\circ}\text{C}$)^[27],而铝合金的热膨胀系数在 $22\times10^{-6}\sim27\times10^{-6}/^{\circ}\text{C}$ 左右^[28],在搅拌摩擦加工 NiTi/5052 Al 复合材料过程中,NiTi 颗粒与铝基体之间较大的热膨胀系数差异会促使更多的位错产生,在高应变条件下有利于诱发位错滑移,且 NiTi 颗粒与 Al 基体的界面在高应变下容易产生微滑移^[29],从而增加了材料中的位错阻尼贡献和界面阻尼贡献,使复合材料的内耗值提高。

图 9 为 5052 Al 合金和 NiTi/5052 Al 复合材料的储能模量测试曲线。图 9(a) 为 5052 Al 合金和 NiTi/5052 Al 复合材料的温度-储能模量曲线,由图可知,两种复合材料随温度变化的储能模量曲线差异不大,但均高于 5052 Al 和 FSP-5052 Al 合金;所有样品的储能模量均随着温度的升高而降低,且由于 NiTi 颗粒的相变特征使两种复合材料在升温 and 降温过程中均出现了波谷,分别对应于其温度-内耗曲线中相应的相变内耗峰(图 7)。图 9(b) 为 5052 Al 合金和 NiTi/5052 Al 复合材料的应变-储能模量曲线,由图可见,5052 Al 合金和 NiTi/5052 Al 复合材料的储能模量均随着应变的增加而减小,两种复合材料的应变-储能模量曲线特征基本一致,均高于 5052 Al 和 FSP-5052 Al 合金。

材料的储能模量主要来源于材料形变过程中产生的残余应力和应变^[9],NiTi/5052 Al 复合材

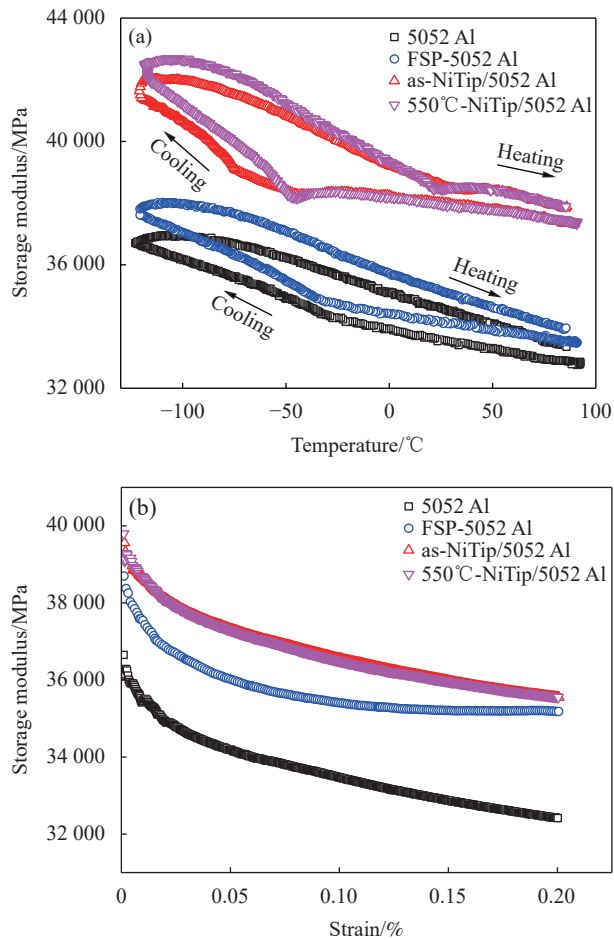


图9 5052 Al 合金和 NiTiP/5052 Al 复合材料的储能模量测试曲线：
(a) 温度-储能模量曲线；(b) 应变-储能模量曲线

Fig. 9 Storage modulus test curves of 5052 Al alloy and NiTiP/5052 Al composites: (a) Temperature-storage modulus curves; (b) Strain-storage modulus curves

料中的 NiTi 颗粒在 FSP 过程中受到挤压变形，使复合材料中产生较多的残余应力，同时，NiTi 颗粒与 5052 Al 合金的热膨胀系数存在较大差异，NiTi 颗粒与 5052 Al 基体在冷却收缩时不同步，在界面处产生残余压应力^[30]，导致在 FSP 过程中两者界面处存在较高的应变和应力，提高了复合材料的储能模量，使 NiTiP/5052 Al 复合材料的储能模量明显高于 5052 Al 合金。

3 结论

(1) 采用搅拌摩擦加工 (FSP) 技术在 5052 Al 合金中引入 NiTi 颗粒，成功制备出具有相变特征的 NiTiP/5052 Al 复合材料；NiTi 颗粒均匀地分布在 5052 Al 基体中，与 Al 基体结合良好，未发生明显元素扩散，且无新相生成。NiTi 颗粒的本征相变特征使 NiTiP/5052 Al 复合材料均呈现出马氏体相

变特征峰，但与 NiTi 颗粒相比，复合材料的相变温度区间较宽且相变峰弱化。

(2) 由于 NiTi 增强颗粒在 NiTiP/5052 Al 复合材料基体中的承载作用，使复合材料的强度高于 5052 Al 和 FSP-5052 Al 合金，但其延伸率均比 5052 Al 和 FSP-5052 Al 合金低；as-NiTiP/5052 Al 复合材料的拉伸断口中存在因 NiTi 颗粒剥落而产生的凹坑及未被剥离的 NiTi 颗粒，其基体中存在大量的细小初裂纹。

(3) NiTi 颗粒在相变过程中引发的相变阻尼行为使其复合材料呈现出具有相变特征的内耗峰，使 NiTiP/5052 Al 复合材料的阻尼性能明显优于 5052 Al 和 FSP-5052 Al 合金；当降温至 -55℃ 时，550℃-NiTiP/5052 Al 复合材料的内耗峰值为 0.012，比 as-NiTiP/5052 Al 复合材料的内耗值高 33%；当升温至 23℃ 时，550℃-NiTiP/5052 Al 复合材料的内耗峰值为 0.012，比 as-NiTiP/5052 Al 复合材料的内耗值高 33%；当升温至 33℃ 时，as-NiTiP/5052 Al 复合材料的内耗峰值为 0.01，比 550℃-NiTiP/5052 Al 复合材料的内耗值高 33%。

(4) FSP 过程中的挤压变形作用及 NiTi 颗粒和 5052 Al 基体间的热膨胀系数差异，导致复合材料中产生较多的残余应力，有利于改善复合材料的储能模量，使 NiTiP/5052 Al 复合材料的储能模量明显高于 5052 Al 和 FSP-5052 Al 合金。

参考文献：

- [1] WANG B, CHEN X H, PAN F S, et al. Effects of cold rolling and heat treatment on microstructure and mechanical properties of AA 5052 aluminum alloy[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2015, 25(8): 2481-2489.
- [2] 秦艳利, 孙博慧, 张昊, 等. 选区激光熔化铝合金及其复合材料在航空航天领域的研究进展[J]. *中国激光*, 2021, 48(14): 15-31.
QIN Yanli, SUN Bohui, ZHANG Hao, et al. Development of selective laser melted aluminum alloys and aluminum matrix composites in aerospace field[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2021, 48(14): 15-31(in Chinese).
- [3] 曾广凯, 崔君阁, 王雨辰, 等. Al₃Ti/Al-Si-Cu-V-Zr 合金复合材料显微组织及拉伸性能[J]. *材料导报*, 2022, 36(8): 152-156.
ZENG Guangkai, CUI Junge, WANG Yuchen, et al. Microstructure and tensile properties of Al₃Ti/Al-Si-Cu-V-Zr alloy composites[J]. *Materials Reports*, 2022, 36(8): 152-156(in Chinese).
- [4] ZHOU G F, JIANG H J, LIU C Y, et al. Effect of porous

- particle layer on damping capacity and storage modulus of AlSi30_p/5052 Al composites[J]. *Materials Letters*, 2021, 300: 130162.
- [5] WANG Y B, JIANG H J, LIU C Y, et al. Influence of Al particle layer on damping behavior of Al_p/7075Al composites fabricated by hot rolling[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2021, 882: 160763.
- [6] VENKATESWARA REDDY K, BHEEKYA NAIK R, MADHUSUDHAN REDDY G, et al. Damping capacity of aluminium surface layers developed through friction stir processing[J]. *Materials Letters*, 2021, 298: 130031.
- [7] JIANG H J, LIU C Y, CHEN Y, et al. Evaluation of microstructure, damping capacity and mechanical properties of Al-35Zn and Al-35Zn-0.5Sc alloys[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2018, 739: 114-121.
- [8] LIU C Y, JIANG H J, ZHANG B, et al. High damping capacity of Al alloys produced by friction stir processing[J]. *Materials Characterization*, 2018, 136: 382-387.
- [9] 黄文益, 江鸿杰, 王一博, 等. 6061铝颗粒层增强7075铝基复合材料的微观结构及阻尼性能[J]. *复合材料学报*, 2021, 38(12): 4220-4227.
- HUANG Wenyi, JIANG Hongjie, WANG Yibo, et al. Microstructure and damping capacity of 7075 aluminum matrix composite enhanced by 6061 aluminum particles layer[J]. *Acta Materialiae Compositae Sinica*, 2021, 38(12): 4220-4227(in Chinese).
- [10] 张忠明, 胡博, 高峰涛, 等. 往复挤压法制备Al₂O_{3p}/Al复合材料的室温阻尼性能[J]. *复合材料学报*, 2011, 28(4): 130-135.
- ZHANG Zhongming, HU Bo, GAO Fengtao, et al. Room-temperature damping capacity of Al₂O_{3p}/Al composites prepared by reciprocating extrusion[J]. *Acta Materialiae Compositae Sinica*, 2011, 28(4): 130-135(in Chinese).
- [11] SAN JUAN J, NÓ M L. Damping behavior during martensitic transformation in shape memory alloys[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2003, 355(1-2): 65-71.
- [12] CHEN Y, JIANG H C, LIU S W, et al. Damping capacity of Ti-Ni-based shape memory alloys[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2009, 482(1-2): 151-154.
- [13] HU J, WU G H, ZHANG Q, et al. Mechanical properties and damping capacity of SiC_p/TiNi_t/Al composite with different volume fraction of SiC particle[J]. *Composites Part B: Engineering*, 2014, 66: 400-406.
- [14] HUO X Y, CHEN P, LAHKAR S, et al. Occurrence of the R-phase with increased stability induced by low temperature precipitate-free aging in a Ni_{50.9}Ti_{49.1} alloy[J]. *Acta Materialia*, 2022, 227: 117688.
- [15] SONG Y W, JIN M J, HAN X C, et al. Microstructural origin of ultrahigh damping capacity in Ni_{50.8}Ti_{49.2} alloy containing nanodomains induced by insufficient annealing and low-temperature aging[J]. *Acta Materialia*, 2021, 205: 116541.
- [16] WANG W, HAN P, XI X, et al. Preparation of NiTi/WE43 magnesium matrix composites by friction stir processing[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2020, 49(12): 4050-4054.
- [17] DIXIT M, NEWKIRK J W, MISHRA R S. Properties of friction stir-processed Al 1100-NiTi composite[J]. *Scripta Materialia*, 2007, 56(6): 541-544.
- [18] KAYA I, KARACA H E, NAGASAKO M, et al. Effects of aging temperature and aging time on the mechanism of martensitic transformation in nickel-rich NiTi shape memory alloys[J]. *Materials Characterization*, 2020, 159: 110034.
- [19] ZHU J, WU H H, WU Y, et al. Influence of Ni₄Ti₃ precipitation on martensitic transformations in NiTi shape memory alloy: R phase transformation[J]. *Acta Materialia*, 2021, 207: 116665.
- [20] RAD I, KHALIL A J, ETMINANFAR M R, et al. Influence of stress aging process on variants of nano-Ni₄Ti₃ precipitates and martensitic transformation temperatures in NiTi shape memory alloy[J]. *Materials and Design*, 2018, 142: 93-100.
- [21] 冯欣欣, 衣晓洋, 王海振, 等. Ti-Ni基记忆合金复合材料的研究进展[J]. *复合材料学报*, 2021, 38(7): 2070-2077.
- FENG Xinxin, YI Xiaoyang, WANG Haizhen, et al. Progress of Ti-Ni based shape memory alloy composites[J]. *Acta Materialiae Compositae Sinica*, 2021, 38(7): 2070-2077(in Chinese).
- [22] 曹金营, 曹贺, 欧阳求保, 等. 多道次搅拌摩擦加工对SiC_p/2A14铝合金复合材料显微组织和力学性能的影响[J]. *复合材料学报*, 2020, 37(11): 2861-2869.
- CAO Jinying, CAO He, OUYANG Qiubao, et al. Effect of multi-pass friction stir processing on microstructure and mechanical properties of SiC_p/2A14 aluminum alloy composites[J]. *Acta Materialiae Compositae Sinica*, 2020, 37(11): 2861-2869(in Chinese).
- [23] HUANG G Q, YAN Y F, WU J, et al. Microstructure and mechanical properties of fine-grained aluminum matrix composite reinforced with nitinol shape memory alloy particulates produced by underwater friction stir processing[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, 786: 257-271.
- [24] SANATY-ZADEH A. Comparison between current models for the strength of particulate-reinforced metal matrix nanocomposites with emphasis on consideration of Hall-Petch effect[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2012, 531: 112-118.
- [25] JIANG H J, ZHANG B, LIU C Y, et al. Mechanical and damping behavior of age-hardened and non-age-hardened Al

alloys after friction stir processing[J]. [Acta Metallurgica Sinica \(English Letters\)](#), 2019, 32(9): 1135-1141.

[26] 黄学文, 董光能, 王慧, 等. TiNi形状记忆合金阻尼特性的研究[J]. [材料工程](#), 2003, 31(5): 3-6, 14.

HUANG Xuwen, DONG Guangneng, WANG Hui, et al. Study on damping characteristics of TiNi shape memory alloy[J]. [Journal of Materials Engineering](#), 2003, 31(5): 3-6, 14(in Chinese).

[27] 康泽天, 王志勇, 周博, 等. 形状记忆合金超弹性缆索力学行为的有限单元法[J]. [机械工程学报](#), 2020, 56(14): 65-72.

KANG Zetian, WANG Zhiyong, ZHOU Bo, et al. Finite element method for mechanical behavior of shape memory alloy superelastic cables[J]. [Journal of Mechanical Engineering](#), 2020, 56(14): 65-72(in Chinese).

[28] 路建宁, 王娟, 林颖菲, 等. 表面氧化处理对SiC/A356 Al复合材料组织及性能的影响[J]. [材料导报](#), 2020, 34(S2): 1381-1385.

LU Jianning, WANG Juan, LIN Yingfei, et al. Effect of surface oxidation treatment on the structure and properties of SiC/A356 Al composites[J]. [Materials Reports](#), 2020, 34(S2): 1381-1385(in Chinese).

[29] LIU S, LI X, YAN D, et al. A novel TiNi/AlSi composite with high strength and high damping capacity[J]. [Journal of Materials Science and Technology](#), 2008, 24(6): 903-906.

[30] NI D R, WANG J J, MA Z Y. Shape memory effect, thermal expansion and damping property of friction stir processed NiTi/Al composite[J]. [Journal of Materials Science and Technology](#), 2016, 32(2): 162-166.