第53卷 第11期 材 料 工 程 Vol. 53 No. 11
2025年11月第164－173页 Journal of Materials Engineering Nov. 2025 pp. 164－173

引用格式：崔岩，高智，曹雷刚，等. 中高体积分数SiC_p/2024Al复合材料的时效行为及力学性能[J]. 材料工程，2025，53(11)：164-173.
CUI Yan, GAO Zhi, CAO Leigang, et al. Aging behavior and mechanical properties of medium and high volume fraction SiC_p/2024Al composites[J]. Journal of Materials Engineering, 2025, 53(11): 164-173.

中高体积分数SiC_p/2024Al复合材料的时效行为及力学性能

Aging behavior and mechanical properties of medium and high volume fraction SiC_p/2024Al composites

崔 岩，高 智，曹雷刚*，杨 越
（北方工业大学 机械与材料工程学院，北京 100144）
CUI Yan, GAO Zhi, CAO Leigang*, YANG Yue
(School of Mechanical and Materials Engineering, North China University of Technology, Beijing 100144, China)

摘要：分别选用平均粒度为14 μm和15 μm的碳化硅和2024铝合金粉末作为增强相与基体合金，采用热等静压法制备体积分数为35%、45%和55%的SiC_p/2024Al复合材料，研究时效处理对复合材料力学性能的影响规律。结果表明：时效处理可以显著提升复合材料的硬度，提高时效温度和SiC体积分数均可以缩短复合材料的峰时效时间。当时效温度由160 ℃升高至190 ℃时，体积分数为35%复合材料的峰时效时间由9.5 h缩短至2 h。190 ℃时3种体积分数复合材料峰时效时间均缩短至2 h。热处理过程中基体合金的析出强化使得时效态复合材料的抗弯强度均高于相同体积分数制备态复合材料，基体合金含量越高，强化效果越显著。其中，体积分数为35%峰时效态复合材料的抗弯强度最高，在170 ℃时为901 MPa。随着体积分数的增加，基体合金含量降低，通过塑性变形减缓材料局部应力集中的能力下降，且复合材料的缺陷逐渐增加，因此体积分数为55%制备态和热处理态复合材料的抗弯强度均较低。而时效态复合材料的微屈服强度均高于制备态复合材料。其中，体积分数为45%时效态复合材料的微屈服强度整体最高，在361～380 MPa范围波动，体积分数为55%时效态复合材料的微屈服强度最低。体积分数为35%复合材料的微屈服强度随温度增加先升高后降低，180 ℃时微屈服强度最高(368 MPa)，略高于相同条件下体积分数为45%的复合材料。

关键词：复合材料；碳化硅；时效；硬度；力学性能
doi：10.11868/j.issn.1001-4381.2023.000127 **CSTR：**32421.14.j.issn.1001-4381.2023.000127
中图分类号：TB331 **文献标识码：**A **文章编号：**1001-4381(2025)11-0164-10

Abstract: Silicon carbide and 2024 aluminum alloy powders with average particle sizes of 14 μm and 15 μm are selected as the reinforcement phase and matrix alloy, respectively. SiC_p/2024Al composites with volume fractions of 35%, 45%, and 55% are fabricated by hot isostatic pressing. The influence of aging treatment on the mechanical properties of the composites is investigated. The results show that aging treatment significantly enhances the hardness of the composites. Increasing the aging temperature and the volume fraction of SiC both shorten the peak aging time of the composites. When the aging temperature is increased from 160 ℃ to 190 ℃, the peak aging time of the composite with a 35% volume fraction is reduced from 9.5 h to 2 h. At 190 ℃, the peak aging time of all three volume fraction composites is shortened to 2 h. The precipitation strengthening of the matrix alloy during the heat treatment process results in higher flexural strength in the aged composites compared to the as-sintered composites with the same volume fraction. The higher the matrix alloy content, the more significant the strengthening effect. Among them, the peak-aged composite with a 35% volume fraction exhibits the highest flexural strength, reaching 901 MPa at 170 ℃. With the increase of volume fraction, the matrix alloy content decreases, reducing the ability of the material to alleviate local stress concentration through plastic deformation.

Moreover, defects in the composites gradually increase. Therefore, both the as-sintered and heat-treated composites with a 55% volume fraction exhibit lower flexural strength. However, the micro-yield strength of the aged composites is higher than that of the as-sintered composites. The aged composite with a 45% volume fraction generally has the highest micro-yield strength, fluctuating in the range of 361-380 MPa, while the aged composite with a 55% volume fraction has the lowest micro-yield strength. The micro-yield strength of the composite with a 35% volume fraction initially increases and then decreases with increasing temperature, reaching its highest value (368 MPa) at 180 ℃, slightly higher than that of the composite with a 45% volume fraction under the same conditions.

Key words: composite; silicon carbide; aging; hardness; mechanical property

中高体积分数 SiC_p/Al 复合材料兼具增强相和基体合金的性能优势，具有高比强度、高比模量、优异的耐磨性、良好的尺寸稳定性以及高导热性等特性，因而在航空航天、汽车制造、武器装甲及精密仪器制造等领域获得广泛应用[1-5]。然而，由于高体积分数硬质 SiC 颗粒的存在，该类复合材料在具有高强度的同时塑性显著降低，难以通过传统的塑性变形加工方法进一步改善其力学性能。在此背景下，基体合金的优化选择成为提升 SiC_p/Al 复合材料综合性能的关键因素。

如果采用可热处理铝合金作为基体，则可以借助基体合金的时效强化获得更高性能的 SiC_p/Al 复合材料，而提高 SiC 颗粒的体积分数会显著影响铝合金的时效析出行为。如 Bekheet 等[6]研究证实，随着 SiC_p/2024Al 复合材料中增强相体积分数由 5% 增加到 20%，170 ℃对应的峰时效时间由 7 h 缩短到 4 h。复合材料中增强相的存在会引入高密度的位错，提高时效过程中溶质原子的扩散速率，加速析出相形成[7-9]。提升时效温度也会对复合材料产生类似的加速效果[10]。而材料的力学性能和强化相的析出行为紧密相关，如 Song 等[11]研究证实，7%（体积分数，下同）～24% SiC_p/2024Al 复合材料在 170 ℃下进行时效保温，较高体积分数的复合材料往往更早达到屈服强度峰值，同时进行时效温度和时间对 50% SiC_p/6013Al 复合材料屈服强度影响的相关实验，结果表明，虽然材料在 190 ℃下能够较早达到强度峰值，但其值低于 170 ℃时的峰值强度。这是因为在基体合金中弥散分布的细小强化相可以提升复合材料的力学性能，但过快的生长速度导致析出相尺寸增大，反而降低材料的力学性能[12-14]。还有学者[15-17]研究证实中高体积分数（尤其是 55%）的复合材料具有更高的弹性模量、更低的热膨胀系数以及更好的尺寸稳定性。然而，由于中高体积分数 SiC_p/Al 复合材料固有的高脆性，其性能评估通常需借鉴陶瓷材料的测试标准。这表明，传统上仅通过时效过程中硬度变化来表征该类复合材料性能的研究方法，难以准确反映其真实的强度水平。

本工作采用热等静压法制备了增强相体积分数分别为 35%、45% 和 55% 的 SiC_p/2024Al 复合材料，对固溶处理后的复合材料分别在 160、170、180 ℃和 190 ℃ 4 个温度下进行时效处理，通过测试硬度和抗弯强度对比分析 SiC_p/2024Al 复合材料的时效强化行为。

1　实验材料与方法

分别选用平均粒径为 15 μm 的 2024 铝合金粉末（其化学成分如表 1 所示）和 14 μm 的 SiC 颗粒作为基体合金和增强相，采用热等静压工艺制备体积分数分别为 35%、45% 和 55% 的碳化硅颗粒增强铝基复合材料。首先，将增强相颗粒和基体合金粉末进行真空干燥处理，采用 V 型混粉机物理混合 12 h，随后对混合均匀的粉末进行热等静压致密化处理，在 560 ℃和 60 MPa 条件下保压 3 h，最终获得复合材料坯锭。对坯锭进行线切割获得尺寸为 10 mm×10 mm×6 mm 的硬度试样和 7 mm×7 mm×60 mm 的力学性能试样。

表 1　2024 铝合金化学成分（质量分数/%）

Table 1　Chemical compositions of 2024 aluminum alloys (mass fraction/%)

Cu	Mg	Si	Mn	Fe	Zn	Cr	Ti	Al
3.8-4.9	1.2-1.8	0.5	0.3-0.9	0.5	0.25	0.1	0.15	Bal.

将 3 种体积分数的 SiC_p/Al 复合材料硬度试样在 493 ℃下进行 2 h 的固溶处理，随后分别在 160、170、180 ℃和 190 ℃进行最长时间为 20 h 的时效处理（取样间隔 0.5 h），并绘制时效硬度曲线。采用 HBRVS 数显布洛维硬度计进行硬度测试，压头直径为 2.5 mm，实验载荷为 1837.5 N，保压 10 s，每个试样测试 8 个有效数据取平均值。根据时效硬度曲线获得不同体积分数的复合材料在不同时效温度下的峰时效时间，采用相同的方法对力学性能试样进行峰时效处理，利用

MTS Exceed E44 型万能试验机进行三点弯曲测试，加载速度为 0.5 mm/min，测试跨距为 50 mm，获得复合材料的抗弯强度，加载过程中通过 JHDJ-8 高速静态应变仪记录试样的实时应变并绘制应力-应变曲线，得到复合材料的微屈服强度和断裂应变。采用 DH-300 电子密度测量仪对体积分数为 35%～55% 制备态复合材料的密度进行测试，并计算致密度。对比不同体积分数复合材料在不同状态下的力学性能测试结果并分析其变化规律。

2 实验结果与讨论

2.1 时效硬化行为

图 1 为体积分数 35%、45% 和 55%SiC_p/2024Al 复合材料在 4 个时效温度下的硬度变化曲线，3 种制备态复合材料的硬度分别为 160、205、266HBW。由图 1 可知，当体积分数相同时，制备态、固溶态和时效态复合材料的硬度依次升高。同时，SiC 含量越高，相应状态下复合材料的硬度越大。对于 35%SiC/Al 复合材料，当时效温度为 160 ℃时，其峰时效时间为 9.5 h。升高时效温度会缩短峰时效时间，190 ℃时峰时效时间为 2 h。当复合材料在 180 ℃时效 13 h 和 190 ℃时效 8 h 后，硬度开始明显下降。体积分数为 45% 复合材料硬度的变化规律和体积分数为 35% 复合材料的基本一致。不同的是，相同温度下复合材料时效峰出现的时间更早，且在 190 ℃下保温 6 h 后硬度就开始明显下降。体积分数为 55% 复合材料的峰时效时间进一步提前，缩短至 4 h，且在 4 个时效温度条件下，材料的硬度均在时效峰出现后就开始呈现明显的下降趋势。其中，190 ℃条件下复合材料的硬度整体下降最明显。当体积分数相同时，不同温度峰时效态复合材料的硬度基本保持不变，例如体积分数为 35% 复合材料在 160、170、180 ℃和 190 ℃峰时效状态的硬度值分别为 244、246、247HBW 和 247HBW。

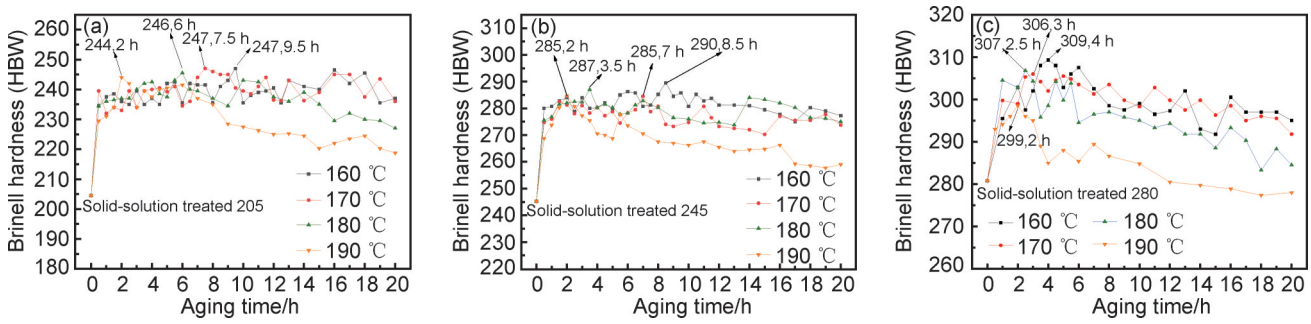

图 1 不同体积分数 SiC_p/2024Al 复合材料的时效硬度曲线

(a)35%；(b)45%；(c)55%

Fig.1 Aging-hardness curves of different volume fractions SiC_p/2024Al composites

(a)35%；(b)45%；(c)55%

2024 铝合金时效过程中，随着溶质原子的富集，过饱和相会按照一定的序列形成不同结构的析出相，如 GP Ⅰ 区→GP Ⅱ 区（θ''）→θ'→θ（Al_2Cu）[18-19]。由于时效前期的析出相（GP 区和 θ'' 相）与基体呈共格和半共格关系，析出强化效果显著，铝合金逐渐达到峰时效状态，随着 θ' 相的长大和粗化，非共格 θ 相逐渐析出，合金进入过时效状态[20]。研究表明，添加 SiC 颗粒虽然不会改变铝合金时效过程相析出序列，但会显著影响析出动力学行为，缩短峰时效时间[6,17,21-22]。这是因为，一方面 SiC 颗粒和基体铝合金的热膨胀系数差异较大，热处理过程中两者的热错配应力会使基体合金产生大量的位错，高体积分数复合材料的位错密度会更高，而位错的存在会降低析出相的热扩散激活能，有效提高沉淀相的析出速率[23]。此外，高温可以提升溶质原子的扩散能力、析出相的形核量和生长速率，也能够使复合材料的峰时效时间缩短[11]。根据图 1 所示的时效硬化曲线可以得到 3 种体积分数复合材料在 4 个时效温度下的峰时效时间，如表 2 所示。由此可见，提高时效温度、增加 SiC 体积分数均可以缩短复合材料的峰时效时间。

实验测得 35%～55% 固溶态复合材料的硬度较制备态复合材料均有所提升，这是由于 SiC 颗粒和基体间存在较大的热错配，淬火过程中基体合金产生了高密度的位错，存在较大的残余应力，复合材料的硬度得以提升[24]。时效态复合材料硬度提升的原因是基体合金的时效强化，随着增强相体积分数的增加，基体合金含量逐渐减少，时效强化对材料整体硬度提升的贡献会逐渐降低[10]，因此，体积分数为 35%、45% 和 55% 复合材料的峰值硬度相较于其固溶态分别提升了 19.3%、17.2% 和 9.3%。

表 2　不同时效温度下复合材料的峰时效时间

Table 2　Peak-aging time of composites at different aging temperatures

Volume fraction/%	Peak-aging time corresponding to different aging temperatures/h			
	160 ℃	170 ℃	180 ℃	190 ℃
35	9.5	7.5	6	2
45	8.5	7	3.5	2
55	4	3	2.5	2

2.2　物相分析

图 2 为不同状态 SiC_p/2024Al 复合材料的 XRD 谱图，由图可见，复合材料由 Al、SiC 和 θ(Al_2Cu) 3 种物相组成。为了更准确地表征固溶时效处理过程中复合材料 θ 相含量的变化，本实验利用 MdI Jade 软件的 K 值标定法对 θ 相的含量进行了定量计算。这是因为 3 种复合材料中基体合金的含量不同，为使上述结果更具代表性，本实验统计了固溶时效过程中复合材料 θ 相含量与对应基体合金含量比值的变化规律，如图 3 所示。其中，纵坐标表示 θ 相在铝合金基体中的体积分数。

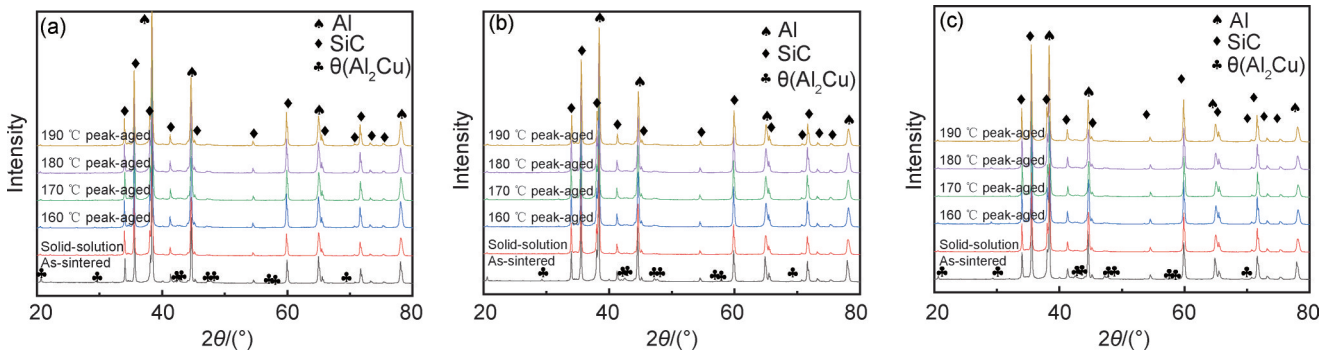

图 2　不同状态下不同体积分数 SiC_p/2024Al 复合材料的 XRD 谱图

(a)35%；(b)45%；(c)55%

Fig.2　XRD patterns of different volume fractions SiC_p/2024Al composites in various conditions

(a)35%；(b)45%；(c)55%

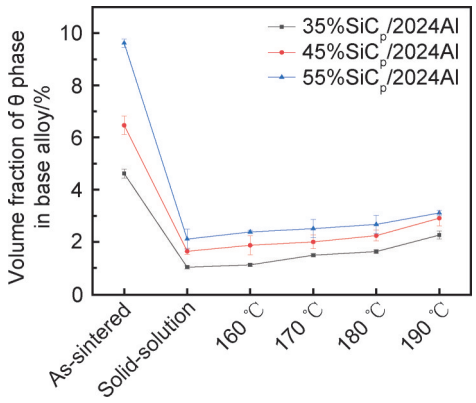

图 3　SiC_p/2024Al 复合材料中的 θ 相含量

Fig.3　Content of θ phase in SiC_p/2024Al composites

由图 3 可知，制备态复合材料基体合金 θ 相含量随着 SiC 含量的增加而升高。经过固溶处理后，θ 相大量回溶于基体合金，但仍有少量残留。制备态和固溶态复合材料的显微组织如图 4 所示，从图 4(a-1)，(b-1)，(c-1)中可以看出，随着增强相体积分数的增加，材料基体合金中 θ 相的含量逐渐升高。且固溶处理后 3 种复合材料中的白色 θ 相含量均明显降低，这与图 3 结果一致。如前所述，尽管 SiC 颗粒添加不会影响时效过程相析出顺序[25-28]，但会影响各相析出动力学行为，造成某些相提前或延后析出[23]。因此，复合材料峰时效时可能会伴随有少量 θ 平衡相(Al_2Cu)形成，且温度越高影响越大。故而，3 种峰时效态复合材料 θ 相含量均随时效温度升高而缓慢增加，但都远低于相同体积分数制备态复合材料，间接证实复合材料基体合金发生时效强化行为。

2.3　复合材料致密度分析

图 4 为不同体积分数复合材料制备态与固溶态微观组织的背散射图片。由图 4 可知，3 种复合材料 SiC 颗粒整体上表现为类似的分布特征，均存在颗粒聚集区和贫化区。随着 SiC 颗粒体积分数的增加，颗粒贫化区占比逐渐减小，聚集区占比逐渐增加且颗粒间隙显著减小。材料内部微观空洞缺陷均分布在 SiC 颗粒间隙，其中体积分数为 35% 和 45% 的复合材料缺陷较少(图 4 圆圈所示)，而体积分数为 55%

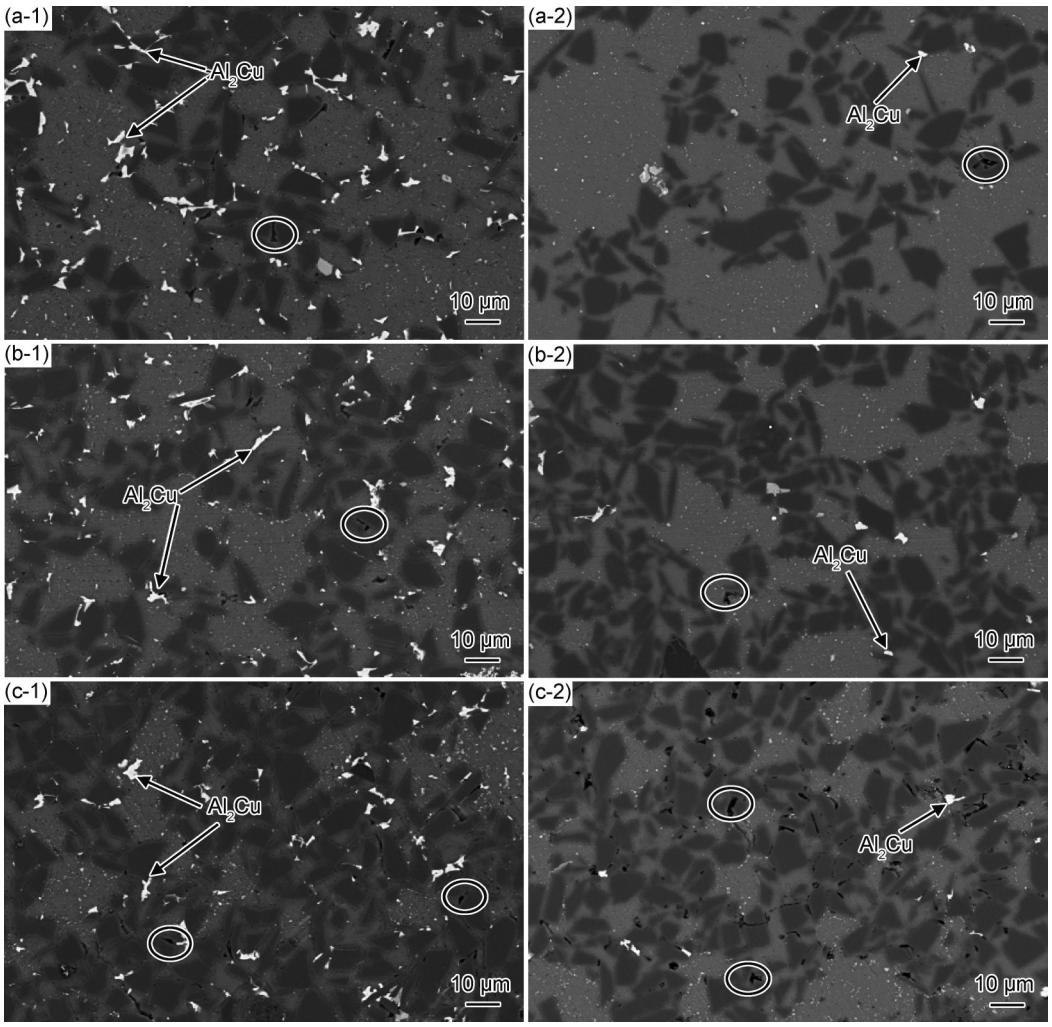

图4 不同体积分数SiC_p/2024Al复合材料制备态(1)与固溶态(2)显微组织

(a)35%;(b)45%;(c)55%

Fig.4 As-sintered(1) and solid-solution treated(2) microstructures of different volume fractions SiC_p/2024Al composites

(a)35%;(b)45%;(c)55%

的复合材料缺陷明显增加。这是因为颗粒体积分数增加会显著缩小颗粒间隙,而热等静压制备过程中难以被基体充分填充,这也会直接影响材料的致密化程度。

为验证上述实验结果,本实验对T6处理前后复合材料的密度进行测试,并计算其致密度,结果如图5所示。体积分数为35%和45%的制备态复合材料实际测量密度大于其理论计算密度,因此所得致密度均大于100%,这可能是仪器测量误差所致,但也间接说明两种复合材料的致密化程度高。而体积分数为55%的复合材料空洞缺陷显著增加(图4(c-1),(c-2)),材料的致密度仅为99.7%。而时效过程中材料内部残余应力的释放和强化相的析出,使得3种复合材料的致密度均有所下降。其中,体积分数为35%和45%的复合材料致密度分别由100.31%和100.29%降低至100.24%和100.03%,但仍然高于100%。体积分数为55%的时效态复合材料致密度由99.70%降低至98.97%。

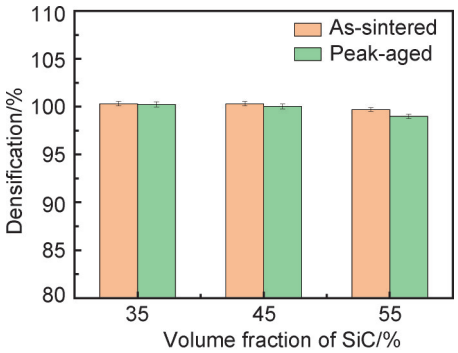

图5 SiC_p/2024Al复合材料的致密度

Fig.5 Densification of SiC_p/2024Al composites

2.4 复合材料弯曲性能分析

图6为制备态和峰时效态SiC_p/2024Al复合材料抗弯强度和断裂应变的测试结果。由图6可知,制备

态复合材料的抗弯强度随颗粒体积分数的增加先升高后降低，体积分数为 35%、45% 和 55% 的复合材料抗弯强度分别为 642、698 MPa 和 541 MPa。相比于制备态复合材料，相同体积分数峰时效态复合材料的抗弯强度均有显著提升。当体积分数为 35% 时，峰时效态复合材料抗弯强度先由 867 MPa（160 ℃）增加至 901 MPa（170 ℃），随后逐渐降低至 850 MPa（190 ℃）。当体积分数增加至 45% 时，峰时效态复合材料的平均抗弯强度随着温度升高略有降低，由 858 MPa（160 ℃）逐渐降低至 829 MPa（190 ℃）。当体积分数为 55% 时，峰时效态复合材料的平均抗弯强度随温度变化也不大，在 706～721 MPa 范围内波动。

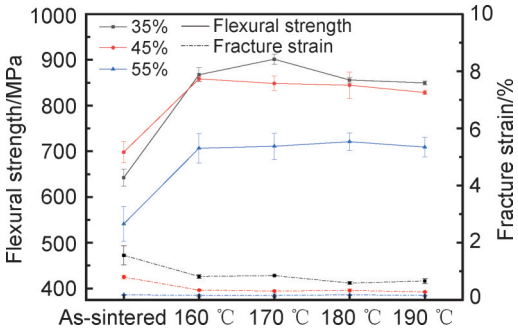

图 6　SiC_p/2024Al 复合材料的抗弯强度和断裂应变

Fig.6　Flexural strength and fracture strain of SiC_p/2024Al composites

增强相体积分数是颗粒增强 Al 基复合材料的主要强化因素，因此 3 种制备态复合材料的硬度随颗粒体积分数的增加而升高（图 1）。然而，中高体积分数 SiC/Al 复合材料的强度并非仅由增强颗粒的体积分数所决定。一方面，中高体积分数 SiC 颗粒增强铝基复合材料承受拉应力作用时，应力由基体通过界面传递给 SiC 颗粒，当局部应力水平足够大时会引起材料断裂，在此过程中基体合金的塑性变形可以有效减缓 SiC/Al 界面区域的局部应力集中，一定程度上可以延缓材料断裂破坏[29-31]。由此可见，基体合金含量越高，这种缓解作用越明显。另一方面，如图 4 和图 5 所示，随着增强相体积分数的增加，材料致密度降低，存在于颗粒间的微观间隙等缺陷的增加降低了颗粒与基体的结合能力。当材料承载时，结合优良的界面会将基体所受应力传递给增强相，但是由于部分颗粒间的组织缺陷，容易因应力集中导致颗粒提前断裂[32-33]。对于制备态的复合材料，若忽略基体合金的时效强化作用，当 SiC 颗粒体积分数从 35% 增加至 45% 时，材料致密度较高、缺陷较少，颗粒承载能力增强，因此抗弯强度得到提升，但同时断裂应变有所降低。然而，当体积分数进一步提高至 55% 时，在载荷作用下，不仅容易发生应力集中的潜在位置（如 SiC/Al 界面和间隙缺陷）显著增多，而且由于基体合金含量减少，材料通过塑性变形缓解应力集中的能力也明显减弱。因此，尽管体积分数为 55% 的制备态复合材料硬度最高，但过早出现的局部应力集中导致材料提前断裂，使其抗弯强度与断裂应变均处于较低水平。类似地，体积分数为 55% 的时效态复合材料也表现出相对较低的抗弯强度。

时效处理提升 SiC_p/2024Al 复合材料抗弯强度的根本原因是基体合金的析出强化作用[34]。图 6 包括 3 种体积分数、4 个温度峰时效态复合材料的力学性能数据，为了简化分析讨论，假设全部时效态复合材料基体合金的力学性能基本相同。显然，颗粒体积分数越低，复合材料基体合金含量越高，时效强化对复合材料的强化效果越明显。由图 6 可知，相比于相同体积分数制备态复合材料，时效态复合材料抗弯强度均大幅提升，且体积分数为 35% 和 45% 的时效态复合材料平均抗弯强度远高于体积分数为 55% 的时效态复合材料。如前所述，颗粒体积分数越低，复合材料受到载荷作用时潜在的应力集中点越少，基体合金通过塑性变形调控局部应力集中的能力反而越高。因此，尽管体积分数为 35% 的制备态复合材料抗弯强度低于体积分数为 45% 的制备态复合材料，经固溶时效处理后，35% 峰时效态复合材料的平均抗弯强度反而高于 45% 峰时效态复合材料，证实时效处理对 35% 复合材料的强化作用更显著。整体上，体积分数为 55% 的复合材料致密度较低，因此其抗弯强度和断裂应变也均为最低值。

本实验中体积分数为 55% 制备态 SiC/Al 复合材料致密度达 99.7%，其平均抗弯强度为 541 MPa，经时效处理后，平均抗弯强度提高至 712 MPa，增幅超过 30%。而崔岩等[24]利用高能球磨和热等静压工艺制备了致密度为 100.4% 的 55%SiC_p/2024Al 复合材料，T6 热处理后其抗弯强度从 633 MPa 提升到 747 MPa，提升了 18%，获得的抗弯强度值比本实验高，但强化效果略低于本实验。Beffort 等[35]对以 AlCu3 和 AlZn6Mg 铸造铝合金为基体制备的高体积分数复合材料展开研究，T6 热处理后其抗弯强度分别从 493 MPa 和 532 MPa 升高至 563 MPa 和 562 MPa，强化效果分别为 14.2% 和 5.6%。尽管本实验制备的体积分数为 55% 复合材料致密度略低，但其抗弯强度和 T6 热处理后的强化效果在相同体积分数复合材料中仍保持在较高的水平。

中高体积分数 SiC_p/2024Al 复合材料常用于制备航空航天等领域的精密结构件，对材料抵抗微小变形的能力有较高的要求，因此微屈服强度是评价材料性能的重要指标之一。本实验基于弯曲性能测试分别计算了不同状态复合材料残余应变为 0.01% 对应的微屈服强度 $\sigma_{0.01}$（图 7）。由图 7 可知，随着 SiC 颗粒体积分数的增加，制备态复合材料的微屈服强度由 182 MPa（35%）逐渐增加至 216 MPa（55%）。如前所述，复合材料微屈服阶段的应变很小，而颗粒体积分数是材料强化的主要原因。经固溶时效处理后，体积分数为 35% 峰时效态复合材料的微屈服强度随温度的升高由 333 MPa（160 ℃）增加到 368 MPa（180 ℃），而后减小到 337 MPa（190 ℃）。随着 SiC 体积分数的增加，45% 和 55% 复合材料的微屈服强度均随时效温度的升高逐渐降低，分别由 380 MPa 和 347 MPa（160 ℃）降至 363 MPa 和 321 MPa（190 ℃）。相比于制备态复合材料，3 种峰时效态复合材料的平均微屈服强度分别提升了 102.2%、87.6% 和 60.7%，由此可见，体积分数越高，相应时效态复合材料的微屈服强度提升越低。其中，体积分数为 35% 的 180 ℃峰时效态复合材料微屈服强度较高，而体积分数为 55% 的峰时效态复合材料的微屈服强度整体最低，这说明并非体积分数越高，SiC_p/Al 复合材料抵抗微屈服变形的能力越强，该性能同时还与 T6 热处理过程中基体合金析出强化有关。对于可热处理 SiC_p/Al 复合材料，选择合适的时效温度和增强相体积分数，可以获得微屈服强度更加优异的高性能复合材料，这对航空航天精密仪器等相关领域具有重要意义。

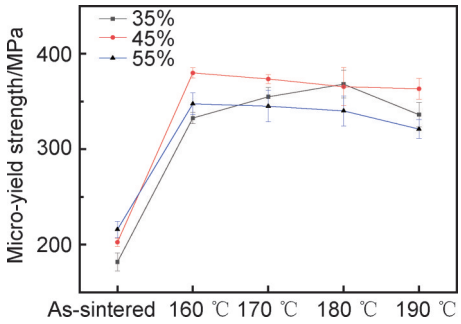

图 7 SiC_p/2024Al 复合材料微屈服强度

Fig.7 Micro-yield strength of SiC_p/2024Al composites

2.5 复合材料断口形貌

图 8 为不同体积分数 SiC_p/2024Al 复合材料制备态与峰时效态的断口形貌。由图 8(a-1)，(b-1)，(c-1) 可知，制备态复合材料断口区域可以观察到明显的韧窝（如图中箭头所示），说明基体合金具有良好的塑性变形能力。随着增强相体积分数的增加，基体合金对应的韧性断裂区逐渐减小，材料断裂应变逐渐降低。由图 8(a-2)，(b-2)，(c-2) 可知，3 种体积分数峰时效态复合材料断口形貌更倾向于准解理断裂，基体铝合金断口区域韧窝不明显，可以明显区分大尺寸 SiC 颗粒。这是因为时效析出强化在提升基体合金强度的同时，也降低了其塑性，而制备态复合材料因基体塑性变形大导致断面 SiC 颗粒不易区分。正因为如此，时效态复合材料断裂应变均低于制备态复合材料。此外，热处理前后 3 种体积分数复合材料 SiC 颗粒均发生解理断裂，说明界面结合较好，增强相起到了良好的强化作用，加载过程中能有效地将应力从基体转移到增强相颗粒。

3 结论

（1）根据 3 种复合材料不同温度下的时效硬化曲线可知，随着增强相颗粒体积分数的增加，制备态复合材料硬度逐渐增加。提高增强相颗粒含量和时效温度均可以显著缩短 SiC_p/2024Al 复合材料的峰时效时间。当时效温度为 160 ℃时，随着颗粒体积分数由 35% 增加至 55%，复合材料峰时效时间由 9.5 h 缩短至 4 h。当时效温度升高至 190 ℃时，3 种体积分数复合材料的峰时效时间均缩短至 2 h。

（2）弯曲性能测试结果表明，SiC_p/2024Al 复合材料具有明显的时效强化行为，不同温度峰时效复合材料的平均抗弯强度基本一致，且均高于相同体积分数制备态的复合材料。由于基体合金含量高，低体积分数复合材料时效强化效果最显著。当体积分数为 35% 时，复合材料抗弯强度由制备态的 642 MPa 提升至 170 ℃峰时效态的 901 MPa。当颗粒体积分数较高时，低含量基体合金和析出强化作用均会降低材料通过基体塑性变形减缓局部应力集中的能力，同时较多的缺陷容易造成应力集中，因此体积分数为 55% 的制备态和时效态复合材料的力学性能均较低。

（3）微屈服强度测试结果表明，SiC 体积分数是制备态复合材料微屈服强度的主要影响因素，由 182 MPa（35%）增加至 216 MPa（55%）。时效强化也会影响 SiC_p/2024Al 复合材料的微屈服强度，尤其是基体合金含量较高时，体积分数为 35% 的复合材料 180 ℃峰时效态微屈服强度为 368 MPa，高于相同条件下体积分数为 45% 和 55% 的复合材料。

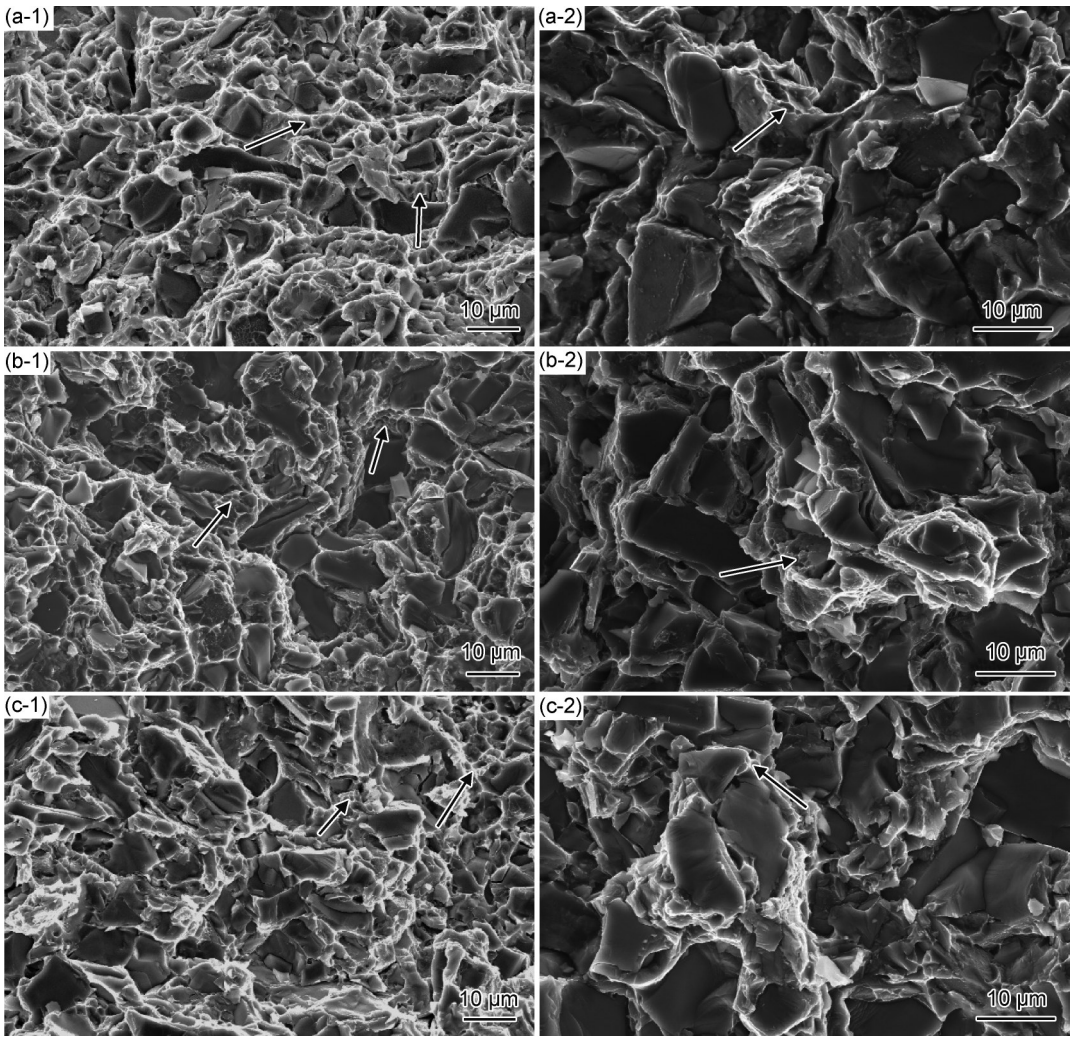

图 8　不同体积分数 SiC_p/2024Al 复合材料制备态(1)与峰时效态(2)断口形貌
(a)35%;(b)45%;(c)55%

Fig.8　As-sintered(1) and peak-aged(2) fracture morphologies of different volume fractions SiC_p/2024Al composites
(a)35%;(b)45%;(c)55%

参考文献

[1] 曾莉，任学平，崔岩. 颗粒含量及粒度对 SiC_P/Al 复合材料高温变形行为及组织的影响[J]. 航空材料学报，2011，31(1)：56-61.
ZENG L，REN X P，CUI Y. Effects of particle content and granularity on hot-deformation behavior and microstructure of SiC_P/Al composite[J]. Journal of Aeronautical Materials，2011，31(1)：56-61.

[2] 崔岩，廖家杰，曹雷刚，等. 中高体积分数 SiC_p/Al 复合材料的力学性能及强化机制[J]. 材料工程，2024，52(4)：110-119.
CUI Y，LIAO J J，CAO L G，et al. Mechanical properties and strengthening mechanism of medium and high volume fraction SiC_p/Al composites[J]. Journal of Materials Engineering，2024，52(4)：110-119.

[3] 朱鹏飞，谢敬佩，王爱琴，等. 粉末冶金法制备 SiC_p/Al 复合材料的研究现状[J]. 粉末冶金工业，2016，26(5)：48-56.
ZHU P F，XIE J P，WANG A Q，et al. Research status of SiC_p/Al composites prepared by powder metallurgy[J]. Powder Metallurgy Industry，2016，26(5)：48-56.

[4] 毕豫，朱鸣峰，王日初，等. $SiC_{p(w)}$/Al 复合材料的研究现状[J]. 材料导报，2004，18(6)：51-54.
BI Y，ZHU M F，WANG R C，et al. The present study of $SiC_{p(w)}$/Al metal matrix composites[J]. Materials Reports，2004，18(6)：51-54.

[5] SOFYAN B T，AKSARI L，SEPTIANI A，et al. Effects of magnesium content on ballistic performance of Al-8Zn-SiC composite after heat treatment process[J]. Applied Mechanics and Materials，2015，752/753：44-50.

[6] BEKHEET N E，GADELRAB R M，SALAH M F，et al. The effects of aging on the hardness and fatigue behavior of 2024 Al alloy/SiC composites[J]. Materials & Design，2002，23(2)：153-159.

[7] LI P，TONG Y，WANG X，et al. Microstructures and mechanical properties of $AlCoCrFeNi_{2.1}$/6061-T6 aluminum-matrix composites prepared by friction stir processing[J]. Materials Science and Engineering：A，2023，863：144544.

[8] 龙剑平，张先菊，李伟，等. Mullite/A-l Mg-Si 复合材料时效行为研究[J]. 特种铸造及有色合金，2004(4)：17-19.
LONG J P，ZHANG X J，LI W，et al. Ageing behavior of mullite/Al-Mg-Si composites and its matrix alloy[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys，2004(4)：17-19.

[9] MANE P J，SHANTHARAJA M. Ageing kinetics of SiC_p reinforced Al metal matrix composites[J]. Materials Today：Proceedings，2021，46：7962-7965.

[10] 王秀芳，武高辉，姜龙涛，等. 位错对高体积分数 SiC_P/2024Al 时效行为的影响[J]. 复合材料学报，2004，21(1)：61-67.
WANG X F，WU G H，JIANG L T，et al. Effect of dislocations on the aging behavior of high volume fraction SiC_P/2024Al composite [J]. Acta Materiae Compositae Sinica，2004，21 (1)：61-67.

[11] SONG M，LI X，CHEN K H. Modeling the age-hardening behavior of SiC/Al metal matrix composites[J]. Metallurgical and Materials Transactions A，2007，38(3)：638-648.

[12] 武莹莹，王文焱，谢敬佩，等. 时效温度对 3vol%(TiC+TiB)/Ti-6Al-4V 复合材料组织和力学性能的影响[J]. 热加工工艺，2022，51(22)：74-77.
WU Y Y，WANG W Y，XIE J P，et al. Effect of aging temperature on microstructure and mechanical properties of 3vol%(TiC+TiB)/Ti-6Al-4V composites[J]. Hot Working Technology，2022，51(22)：74-77.

[13] CUI Y，JIN T Z，CAO L G，et al. Aging behavior of high volume fraction SiC_p/Al composites fabricated by pressureless infiltration [J]. Journal of Alloys and Compounds，2016，681：233-239.

[14] WANG X，WU G，SUN D，et al. Aging behavior of high volume fraction SiC particles reinforced 2024Al composite[J]. Journal of Materials Science & Technology，2004，78(2)：167-172.

[15] CUI Y，WANG L F，REN J Y. Multi-functional SiC/Al composites for aerospace applications[J]. Chinese Journal of Aeronautics，2008，21(6)：578-584.

[16] 武高辉，乔菁，姜龙涛. Al 及其复合材料尺寸稳定性原理与稳定化设计研究进展[J]. 金属学报，2019，55(1)：33-44.
WU G H，QIAO J，JIANG L T. Research progress on principle of dimensional stability and stabilization design of Al and its composites[J]. Acta Metallurgica Sinica，2019，55(1)：33-44.

[17] QU S G，LOU H S，LI X Q，et al. Effect of heat-treatment on stress relief and dimensional stability behavior of SiC_p/Al composite with high SiC content [J]. Materials & Design，2015，86：508-515.

[18] GAYLE F W，GOODWAY M. Precipitation hardening in the first aerospace aluminum alloy：the wright flyer crankcase [J]. Science，1994，266(5187)：1015-1017.

[19] RATCHEV P，VERLINDEN B，VAN HOUTTE P. S′ phase precipitation in Al-4wt.%Mg-1wt.%Cu alloy[J]. Scripta Metallurgica et Materialia，1994，30(5)：599-604.

[20] KOZIEL J，BLAZ L，WLOCH G，et al. Precipitation processes during non-isothermal aging of fine-grained AA2219[J]. Journal of Alloys and Compounds，2016，682：468-475.

[21] JIN P，XIAO B L，WANG Q Z，et al. Effect of solution temperature on aging behavior and properties of SiC_p/Al-Cu-Mg composites[J]. Materials Science and Engineering：A，2011，528(3)：1504-1511.

[22] NIEH T G，KARLAK R F. Aging characteristics of B_4C-reinforced 6061-aluminum [J]. Scripta Metallurgica，1984，18(1)：25-28.

[23] CHEN Z，ZHAO Y，ZHANG Z. Theoretical and experimental study of precipitation and coarsening kinetics of θ′ phase in Al-Cu alloy[J]. Vacuum，2021，189：110263.

[24] 崔岩，董和谦，曹雷刚，等. 55%SiC_p/2024Al 复合材料时效过程的微观组织与力学性能[J]. 金属热处理，2022，47(1)：142-148.
CUI Y，DONG H Q，CAO L G，et al. Microstructure and mechanical properties of 55%SiC_p/2024Al composites during aging process[J]. Heat Treatment of Metals，2022，47(1)：142-148.

[25] RANA R S，PUROHIT R，SONI V K，et al. Characterization of mechanical properties and microstructure of aluminium alloy-SiC composites[J]. Materials Today：Proceedings，2015，2(4/5)：1149-1156.

[26] ZHANG W，MA X，DING D. Aging behavior and tensile response of a SiC_w reinforced eutectoid zinc-aluminium-copper alloy matrix composite [J]. Journal of Alloys and Compounds，2017，727：375-381.

[27] KUMAR R，JHA K，SHARMA S，et al. Effect of particle size and weight fraction of SiC on the mechanical，tribological，morphological，and structural properties of Al-5.6Zn-2.2Mg-1.3Cu composites using RSM：fabrication，characterization，and modelling[J]. Heliyon，2022，8(9)：e10602.

[28] WĄSIK A，LESZCZYŃSKA-MADEJ B，MADEJ M，et al. Effect of heat treatment on microstructure of Al_4Cu-SiC composites consolidated by powder metallurgy technique[J]. Journal of Materials Engineering and Performance，2020，29(3)：1841-1848.

[29] 曹雷刚，王晓荷，崔岩，等. 基体铝合金成分对无压浸渗 B_4C/Al 复合材料微观组织和力学性能的影响[J]. 中国材料进展，2020，39(2)：156-162.
CAO L G，WANG X H，CUI Y，et al. The effect of matrix aluminum alloy composition on microstructure and mechanical properties of B_4C/Al composites by pressureless infiltration[J]. Materials China，2020，39(2)：156-162.

[30] 郦定强，洪淳亨. 增强体颗粒尺寸对 SiC_p/2124Al 复合材料变形行为的影响[J]. 上海交通大学学报，2000，34(3)：342-346.
LI D Q，HONG H S. Effects of particle reinforcement size on deformation behavior of SiC_p/2124Al composites [J]. Journal of Shanghai Jiao Tong University，2000，34(3)：342-346.

[31] 马国楠.SiC/Al-Zn-Mg-Cu 复合材料的制备、微观组织和力学性能[D].沈阳：中国科学技术大学，2021.
MA G N. Fabrication，microstructure and mechanical properties of SiC/Al-Zn-Mg-Cu composites [D]. Shenyang：University of Science and Technology of China，2021.

[32] 康靖，阎峰云，陈体军，等. SiC 体积分数和热处理对 SiC/

2024Al 复合材料性能的影响[J]. 热加工工艺，2020，49(12)：74-77.
KANG J，YAN F Y，CHEN T J，et al. Effects of SiC volume fraction and heat treatment on properties of SiC/2024Al composites[J]. Hot Working Technology，2020，49(12)：74-77.

[33] 魏少华，聂俊辉，刘彦强，等. 颗粒尺寸对 15%SiC_p/2009Al 复合材料断裂韧性的影响[J]. 稀有金属，2020，44(2)：147-152.
WEI S H，NIE J H，LIU Y Q，et al. Effect of particle size on fracture toughness of 15%SiC_p/2009Al composites[J]. Chinese Journal of Rare Metals，2020，44(2)：147-152.

[34] 王英君，林奔，韩明明，等. SiC_p/2009 颗粒增强铝基复合材料的固溶和时效工艺试验研究[J]. 轻合金加工技术，2020，48(6)：64-69.
WANG Y J，LIN B，HAN M M，et al. Study on solution and aging process of particle reinforced SiC_p/2009 aluminum matrix composite[J]. Light Alloy Fabrication Technology，2020，48(6)：64-69.

[35] BEFFORT O，LONG S，CAYRON C，et al. Alloying effects on microstructure and mechanical properties of high volume fraction SiC-particle reinforced Al-MMCs made by squeeze casting infiltration[J]. Composites Science and Technology，2007，67(3/4)：737-745.

基金项目：国家重点研发计划项目(2022YFB3705702)
收稿日期：2023-02-28；**录用日期：**2023-04-06
通讯作者：曹雷刚(1985—)，男，副教授，博士，研究方向为金属基复合材料和高熵合金，联系地址：北京市石景山区晋元庄路5号北方工业大学机械与材料工程学院(100144)，E-mail：caolg@ncut.edu.cn

(本文责编：寇凤梅)