引用格式：李京京，鞠江，张震，等.时效时间与温度对SiC/Al-Zn-Mg-Cu纳米复合材料显微组织与硬度的影响[J].材料工程，2026，54(1)：203-210.
LI Jingjing，JU Jiang，ZHANG Zhen，et al.Effect of aging time and temperature on microstructure and microhardness of nano-SiC/Al-Zn-Mg-Cu composites[J].Journal of Materials Engineering，2026，54(1)：203-210.

时效时间与温度对SiC/Al-Zn-Mg-Cu纳米复合材料显微组织与硬度的影响

李京京[1,2]，鞠 江[1,2,3]，张 震[1,2]，罗逸飞[1,2]，王朦朦[1,2]，
周 阳[1,2]，王 俊[1,2]，梁加淼[1,2*]

（1 上海交通大学 材料科学与工程学院 凝固科学与技术研究所，上海 200240；2 上海市先进高温材料及其精密成型重点实验室，上海 200240；3 香港城市大学 材料科学与工程学院，香港 999077）

摘要：采用高能球磨结合放电等离子烧结和热挤压的方法制备SiC/Al-Zn-Mg-Cu纳米复合材料，通过示差扫描量热法、同步辐射X射线衍射、透射电子显微镜分析和显微硬度测试，研究了纳米复合材料的析出硬化特性、时效析出行为及显微硬度变化。结果表明：添加纳米SiC颗粒后，η′相和η相的热扩散激活能提高，纳米SiC颗粒抑制了复合材料中析出相的长大。纳米SiC颗粒的加入，促使复合材料组织中η′相数量增多，晶界析出的η相更加细小、均匀，析出强化效果更为显著。随着时效时间的增加，晶内η′相密度增大，尺寸增加，并且逐渐向η相转变，同时晶界析出的η相发生粗化。增加时效温度可促使复合材料体系自由能升高，提高了溶质原子的扩散速度，促进η′相和η相的长大以及η′相向η相的转变。添加3%(体积分数)纳米SiC后，复合材料显微硬度提高了50%左右，且随着时效温度从100 ℃升高到140 ℃，峰时效时间从64 h减少到16 h，但时效温度变化对峰时效的硬度值影响不大。

关键词：铝基复合材料；SiC增强相；纳米析出相；显微硬度；热处理
doi：10.11868/j.issn.1001-4381.2024.000362 **CSTR**：32421.14.j.issn.1001-4381.2024.000362
中图分类号：TB33 **文献标识码**：A **文章编号**：1001-4381(2026)01-0203-08

Effect of aging time and temperature on microstructure and microhardness of nano-SiC/Al-Zn-Mg-Cu composites

LI Jingjing[1,2]，JU Jiang[1,2,3]，ZHANG Zhen[1,2]，LUO Yifei[1,2]，WANG Mengmeng[1,2]，
ZHOU Yang[1,2]，WANG Jun[1,2]，LIANG Jiamiao[1,2*]

（1 Institute of Solidification Science and Technology，School of Materials Science and Engineering，Shanghai Jiao Tong University，Shanghai 200240，China；2 Shanghai Key Laboratory of Advanced High-temperature Materials and Precision Forming，Shanghai 200240，China；3 School of Materials Science and Engineering，City University of Hong Kong，Hong Kong 999077，China）

Abstract：Nano-SiC/Al-Zn-Mg-Cu composites are prepared by high-energy ball milling combined with spark plasma sintering (SPS) and hot extrusion. The precipitation hardening characteristics, aging precipitation behavior, and microhardness of nano-SiC/Al-Zn-Mg-Cu composites are studied by differential scanning calorimetry (DSC), synchrotron radiation X-ray diffraction(SR-XRD), transmission electron microscopy (TEM) analysis and microhardness test. Results show that the addition of nano-SiC particles increases the thermal diffusion activation energy of η′and η phases, and inhibits the growth of the precipitated phase in the composites. Moreover, adding SiC particles increases the concentration of η′ phase and refines the η phase at the grain boundaries, which enhances the precipitate-strengthening effect. With the increase of aging time, the density and size of η′ phase within the grain increases, and gradually transforms into η phase. Meanwhile, the η phase precipitated along the grain boundary coarsens. Increasing

the aging temperature can increase the free energy of the composite system and the diffusion rate of the solute atoms, promoting the growth of η' phase and η phase and the transformation of η' to η phase. The addition of 3% (volume fraction) SiC nanoparticles increases the microhardness by about 50%, and the peak aging time decreases from 64 h to 16 h with the aging temperature increasing from 100 ℃ to 140 ℃, but the aging temperature change has little effect on the hardness value of peak aging.

Key words: aluminum-based composites; SiC reinforced phase; nano-precipitated phase; microhardness; heat treatment

颗粒增强铝基复合材料以其高比模量、高比强度、低膨胀数和低成本等优点在航空航天等领域具有重要应用前景[1-2]。但由于增强相尺寸粗大，复合材料强度和模量提高的同时，韧塑性急剧下降，制约了颗粒增强铝基复合材料的发展。因此，细化增强相到纳米尺度可显著提高复合材料综合性能，并已成为颗粒增强铝基复合材料的重要研究方向。此外，由于纳米增强相的添加，致使铝合金基体晶粒明显细化，复合材料内部晶界密度升高；同时，增强相颗粒与铝基体之间的热失配诱使复合材料在固溶-淬火过程中有大量位错产生，导致铝基复合材料在等温时效过程中展现出明显不同于铝合金的析出行为，析出相形貌、尺寸及晶体结构演变过程异常复杂[3]。因此，研究铝基复合材料时效析出行为，对优化复合材料热处理工艺，提升复合材料性能具有重要指导作用。

目前，有关第二相颗粒添加对复合材料时效析出行为的影响已有大量研究报道。Thomas 等[4]研究指出在粉末冶金(PM) SiC/2124Al 复合材料中，SiC 颗粒的存在加速了 S 的形核，从而缩短了达到峰值硬度所需的时间。然而，Pal 等[5]研究结果表明，增强相的存在会导致时效硬化动力学的减速。他们把这种现象归因于合金元素的浓度较低、位错密度不足和广泛的界面偏析。Wang 等[6]认为 SiC/Al-Cu-Mg 纳米复合材料中大量位错能够为 θ' 相析出提供形核位，形核位的增多造成基体溶质原子含量相对匮乏，限制析出相长大，致使 θ' 析出相数量增多，尺寸减小，有助于提高峰时效硬度。Yang 等[7]发现 TiC/Al 界面晶格错配会诱使纳米 TiC 颗粒周围有 θ' 相析出，增加 θ' 相数密度，提高复合材料析出强化效应。Arakawa 等[8]认为，Al_2O_3/Al-4%(质量分数)Cu 复合材料中细小晶粒可以诱使析出相优先在晶界上形核和长大，从而降低基体铜原子浓度，抑制基体中 GP 区和亚稳中间相的生成。

以上研究报道显示，颗粒增强铝基复合材料显微结构及化学成分的轻微变化都会导致其时效析出行为的改变，复合材料中的析出相大部分都是在远离热力学平衡态的条件下形成的亚稳相，析出相晶体结构非常复杂，目前，有关热处理工艺参数对铝基复合材料时效析出行为的影响还缺乏系统研究和认识。本工作以纳米 SiC 颗粒增强 Al-Zn-Mg-Cu(7×××系)合金为研究对象，采用高能球磨与放电等离子烧结和热挤压相结合的方法制备出 SiC/Al-Zn-Mg-Cu 纳米复合材料样品，探究该材料时效析出过程，分析时效时间和温度对材料显微组织和显微硬度的影响，进而揭示其时效析出行为。

1 实验材料与方法

1.1 实验材料

以粒径尺寸为 50 nm 左右的 SiC 纳米粉末和气雾化 Al-Zn-Mg-Cu 铝合金粉末为原料。采用电感耦合等离子体发射光谱仪(ICP)测定了 Al-Zn-Mg-Cu 铝合金粉末的化学成分，分析结果见表 1，粉末的组成为 Al-3.8Zn-1.85Mg-1.32Cu。此外，粉末中还检测到少量的杂质元素，如 Fe、Mn、Ti 和 Cr 等。SiC 纳米粉末的形貌等信息可参考之前的研究[9]。

表 1 Al-Zn-Mg-Cu 合金化学成分(质量分数/%)

Table 1 Chemical composition of Al-Zn-Mg-Cu alloy (mass fraction/%)

Zn	Mg	Cu	Fe	Mn	Ti	Cr	Al
3.80	1.85	1.32	0.15	0.21	0.017	0.14	Bal.

1.2 实验方法

材料的制备过程包括：高能球磨、放电等离子烧结(SPS)和热挤压。首先，配制 Al-Zn-Mg-Cu 合金粉末与 0%(体积分数，下同)和 3% SiC 纳米颗粒粉末的混合粉末。然后，将混合粉末在行星球磨机中以 500 r/m 的速度研磨 24 h。再用 SPS 设备在 500 ℃/50 MPa 的压力下烧结研磨后的复合粉末。最后，将 SPS 烧结样品在 400 ℃下挤压，挤压比为 25∶1。对挤压后的纳米复合材料样品进行 T6 热处理，其中包括 490 ℃固溶处理 2 h 后水淬，再进行 100、120 ℃和 140 ℃的时效处理，处理时间分别为 2、4、8、16、32、64 h 和 96 h，如图 1 所示。参照文献[9]Al-Zn-Mg-Cu 合金的峰时效温度大概在 120 ℃，因此本工作选择 100、120 ℃和 140 ℃的时

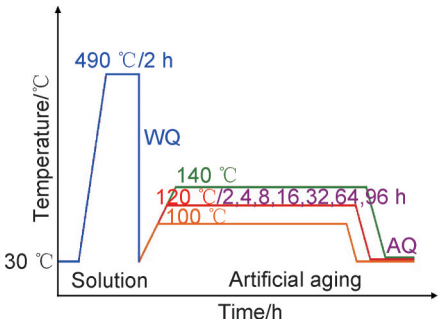


图1　纳米SiC/Al-Zn-Mg-Cu复合材料试样T6热处理工艺示意图

Fig.1　Schematic showing T6 heat treatment process of nano-SiC/Al-Zn-Mg-Cu composite

效温度。

采用D8 DaVinci型多功能X射线衍射仪对粉末材料进行物相分析，衍射仪使用Cu靶，扫描速度为5 (°)/min，10°～90°耦合连续扫描，测量步长为0.02°；采用差示扫描量热法(DSC)，STA 449热分析仪，分析加热过程的吸热和放热行为，最高测试温度为400 ℃，升温速率为10 ℃/min。采用场发射透射电子显微镜(FETEM，TALOS F200X)和JEM-2100F场发射透射电子显微镜进行微观结构观察和EDS能谱分析。沿挤压方向从挤压试样上切下横截面尺寸为3 mm×3 mm、厚度为2 mm的试样进行高能X射线衍射(HE-XRD)分析，HE-XRD在上海同步辐射装置(SSRF)的BL14B1束流线上进行，X射线波长为0.06887 nm，X射线能量为10 keV，直射光斑直径为0.3 mm。采用402 SXV数显显微维氏硬度计对试样进行了显微硬度测试，每个试样测试10个点取其平均值。

2　结果与分析

2.1　DSC和析出动力学

图2为经过120 ℃时效处理的T6热处理态0%和3% SiC/Al-Zn-Mg-Cu复合材料的DSC曲线，从图中见，2个样品的曲线特征相似，表明2个样品都经历了相同的相变。在从室温到400 ℃的升温过程中，复合材料共出现了2个放热峰。相关研究表明，Al-Zn-Mg-Cu合金在析出过程中对应析出相的形成为放热反应，峰1和峰2分别对应的是物相η′相与η相的放热峰[10]。从图2中几乎不能辨认出有GP区析出的迹象，仅能确认η′相和η相的放热峰。由于粉末冶金挤压出来的材料具有超细晶结构，材料晶界密度大大增加，而晶界可以作为空位的陷阱，使GP区形成的数量减少[11]，因此不管是0% SiC/Al-Zn-Mg-Cu还是3% SiC/Al-Zn-Mg-Cu复合材料GP区的放热峰均未出现。随着升温速率的增加，η′相和η相放热峰值不断向高温推移，各个放热峰也显得更加清晰。利用Augis和Bennett推导的公式(1)和公式(2)可以计算出η′相和η相的热扩散激活能ΔE[12]：

$$\ln\left[(T_M - T_0)/\alpha\right] = -\ln K_0 + \Delta E/RT_M \quad (1)$$

式中：T_M为放热峰的温度，K；T_0为初始温度，K；α为升温速率，K/min；K_0为常数；ΔE为对应析出相的热扩散激活能，kJ/mol；R为气体常数8.314 J/mol。将表2中不同升温速率下析出相放热峰对应的温度代入式(1)作$\ln\left[(T_M - T_0)/\alpha\right]$-$1/T_M$关系图。在4种升温速率下，利用每个析出相的峰值温度可以确定4个点并拟合成一条直线，这条直线的斜率如式(2)所示：

$$\tan\theta = \Delta E/R \quad (2)$$

根据式(2)求出纳米SiC/Al-Zn-Mg-Cu复合材料η′相和η相的热扩散激活能ΔE，如图3所示。从计算结果可知，对比0% SiC/Al-Zn-Mg-Cu的基体铝合金η′相和η相的热扩散激活能139.2 kJ/mol和190.3 kJ/mol，发现加入纳米SiC颗粒的3% SiC/Al-Zn-Mg-Cu复合材料析出相的热扩散激活能更高，η′相的为152.9 kJ/mol，η相的为266.5 kJ/mol，表明添加纳米SiC颗粒促使η′相和η相的热扩散激活能升高，析出相长大更加困难。加入3% SiC颗粒使得Al-Zn-Mg-Cu合金中η′相

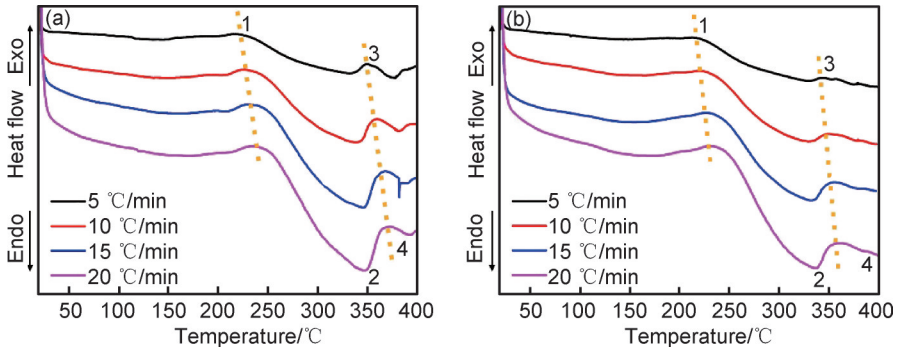


图2　120 ℃时效处理的T6热处理态0%(a)和3%(b)SiC/Al-Zn-Mg-Cu复合材料试样DSC曲线

Fig.2　DSC curves of T6 heat-treated 0%(a) and 3%(b)SiC/Al-Zn-Mg-Cu composite samples at 120 ℃

表 2 不同升温速率下 0 % 和 3 % SiC/Al-Zn-Mg-Cu 复合材料试样的放热峰值

Table 2 Exothermic peak value at different heating rates of 0% and 3% SiC/Al-Zn-Mg-Cu composite samples

Heating rate/($K \cdot s^{-1}$)	T_M/K			
	(η′-Al-Zn-Mg-Cu)	(η-Al-Zn-Mg-Cu)	(η′-SiC/Al-Zn-Mg-Cu)	(η-SiC/Al-Zn-Mg-Cu)
0.083	489.05	616.15	489.25	622.25
0.167	495.85	622.85	499.35	632.55
0.250	502.05	628.45	504.05	641.55
0.333	507.15	632.65	508.75	645.35

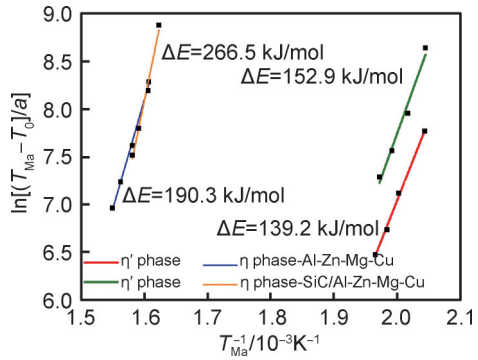


图 3 120 ℃时效处理的热处理态 0% 和 3% SiC/Al-Zn-Mg-Cu 复合材料试样的热扩散激活能对比

Fig.3 Comparison of thermal diffusion activation energies between T6 heat-treated 0% and 3% SiC/Al-Zn-Mg-Cu composite samples at 120 ℃

的扩散激活能可以和文献[13]报道 Al-Zn-Mg-Cu-Li 合金中 η′的扩散激活能(173 kJ/mol)相匹配,扩散能增加,这就说明原子扩散需要越过的势垒高度增加,使得组织转变需要在较高的温度下发生。因此,纳米 SiC 颗粒的加入抑制了复合材料中析出相的长大,使得析出相的形态更加细小弥散。这与 TiB_2 颗粒在 Al-Zn-Mg-Cu 中可以有效抑制晶粒和析出相长大的结果一致[14]。

2.2 同步辐射 X 射线衍射

图 4 为 T6 热处理态 0% 和 3% SiC/Al-Zn-Mg-Cu 复合材料的 HE-XRD 图谱。通过系统研究 3% SiC/Al-Zn-Mg-Cu 复合材料在时效过程中的结构演变,发现当时效温度为 120 ℃时,随着时效时间增加,η′相逐渐转变为 η 相,当时效时间为 64 h 时,已经检测不到 η′相的衍射峰,说明 η′相此时的含量极少或没有。对比相同时效时间条件下不同时效温度的衍射图谱,发现随着时效温度的增加,η′相向 η 相的演变速度加快,当时效温度为 140 ℃,时效时间为 32 h 时,η′相已经基本转变成 η 相。并且,对比 0% SiC/Al-Zn-Mg-Cu 材料,还可以看出 3% SiC/Al-Zn-Mg-Cu

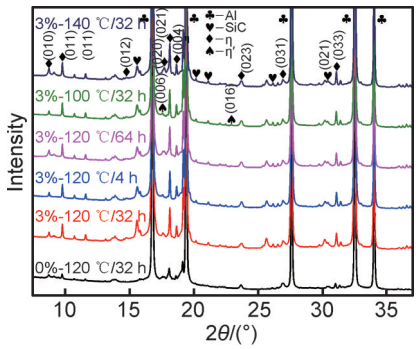


图 4 T6 热处理态 0% 和 3% SiC/Al-Zn-Mg-Cu 复合材料试样的高能 X 射线衍射图谱

Fig.4 HE-XRD spectra of T6 heat-treated 0% and 3% SiC/Al-Zn-Mg-Cu composite samples

复合材料的 η′相和 η 相的衍射峰更强,说明纳米 SiC 颗粒的添加促进了 η′相和 η 相的析出,η′相和 η 相的析出密度增加。

2.3 显微硬度

图 5 为 0% 和 3% SiC/Al-Zn-Mg-Cu 复合材料显微硬度随时效时间的变化曲线。表 3 列出了对应的显微硬度值。从图 5 中可以看出,在最开始的 0~8 h(欠时效阶段),纳米 SiC/Al-Zn-Mg-Cu 复合材料的时效硬化强烈,硬度迅速提高,结合上述 DSC 结果和析出动力学分析,时效过程中产生的纳米析出相尺寸主要取决于时效时间和纳米 SiC 的影响,纳米 SiC 加入使析出相的长大更加困难,尺寸更加细小。在峰时效阶段,0% SiC/Al-Zn-Mg-Cu 复合材料在 120 ℃下时效 32 h 达到峰值硬度(136.0HV)。3% SiC/Al-Zn-Mg-Cu 复合材料在 100 ℃时效 64 h 才开始接近峰值硬度(169.8HV),而在 120 ℃和 140 ℃下复合材料分别时效 32 h 和 16 h 后就达到峰值硬度 170.1HV 和 168.2HV。3%SiC/Al-Zn-Mg-Cu 复合材料的显微硬度远远高于 0% SiC/Al-Zn-Mg-Cu 复合材料,但不同时效温度下 3% SiC/Al-Zn-Mg-Cu 复合材料时效峰值硬度相差不

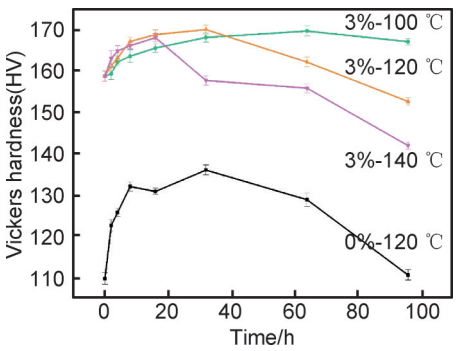


图 5 0% 和 3% SiC/Al-Zn-Mg-Cu 复合材料试样显微硬度随时效时间的变化曲线

Fig.5 Change curves of microhardness of 0% and 3% nano-SiC/Al-Zn-Mg-Cu composite samples with aging time

表 3　不同时效温度和时效时间下 3% SiC/Al-Zn-Mg-Cu 复合材料试样的显微硬度

Table 3　Vickers hardness of 3% SiC/Al-Zn-Mg-Cu composite samples with different aging temperatures and aging time

Sample	Vickers hardness(HV)							
	0 h	2 h	4 h	8 h	16 h	32 h	64 h	96 h
0%-120 ℃	109.5±1.4	122.4±1.4	125.6±1.0	131.9±1.1	130.7±0.8	136.0±1.2	128.7±1.6	110.4±1.3
3%-100 ℃	158.8±2.3	159.4±1.5	162.2±0.8	163.6±1.5	165.6±1.1	168.2±1.1	169.8±1.2	167.2±0.7
3%-120 ℃	158.8±2.3	161.3±1.3	163.2±1.3	167.2±1.1	168.9±1.1	170.1±1.0	162.2±1.6	152.6±1.3
3%-140 ℃	158.8±2.3	163.1±1.9	164.9±1.3	166.2±0.8	168.2±1.0	157.8±1.2	155.9±1.3	141.9±0.9

大。析出相的析出密度主要受时效温度和纳米 SiC 的影响。SiC 颗粒的引入能够显著增加基体中的晶界面积，在热处理过程中纳米 SiC 颗粒为析出相的形核提供了大量非均匀形核点位[15-16]，有利于强化相的析出与沉淀。此外，由于 SiC 颗粒的热膨胀系数和铝合金基体之间存在较大的差异，在时效过程中由于热错配应力导致 SiC 颗粒周围产生大量位错，这也会导致基体内的界面增加，导致复合材料的峰时效在相同温度下比基体合金提前[17]。高温又促进了溶质原子沿位错和晶格的扩散[18]。因此，较高的时效温度加快了时效硬化过程，纳米 SiC 的存在增加了析出相的析出密度。随后，在过时效阶段析出相继续长大，由于析出相的尺寸较大，强化效果减弱，所以在过时效阶段，纳米 SiC/Al-Zn-Mg-Cu 复合材料的硬度反而降低。

2.4　显微组织

图 6 给出了 0% 和 3% SiC/Al-Zn-Mg-Cu 复合材料时效处理 32 h 后的 TEM 明场照片。从图 6(a)可以看出，0% SiC/Al-Zn-Mg-Cu 复合材料经过 120 ℃时效处理 32 h 后，α-Al 晶粒内部未观察到位错缠结和弯曲存在，晶界析出了棒状 η 相，而晶内含有少量的盘状 η′相，其尺寸分别为 17～42 nm 和 14～30 nm。η 相和 η′相的形貌与文献报道[19]是一致的。析出强化的效果不明显，因为对应的显微硬度也较低(136.0HV)。然而，3% SiC/Al-Zn-Mg-Cu 复合材料经过不同温度的时效处理后，η′相和 η 相的数量较多。通常认为 Al(ZnMgCu)固溶体在时效过程中发生分解，从而形成细小的 η′相和 η 相[20]。3% SiC/Al-Zn-Mg-Cu 复合材料经过 100 ℃时效处理 32 h 后，晶粒内部和晶界位置的 η′相和 η 相尺寸较小，分别为 10～20 nm 和 15～

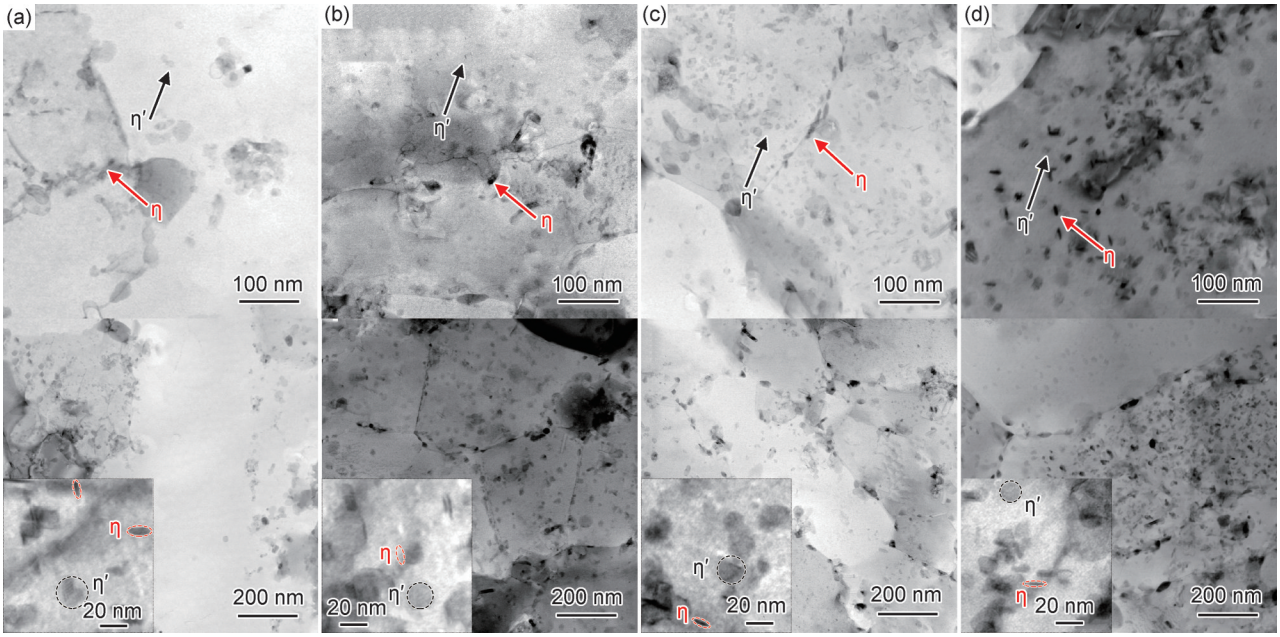


图 6　0% 和 3%SiC/Al-Zn-Mg-Cu 复合材料时效 32 h TEM 图

(a)在 120 ℃的 0% SiC/Al-Zn-Mg-Cu 的明场照片；(b)在 100 ℃的 3% SiC/Al-Zn-Mg-Cu 明场照片；

(c)在 120 ℃ 3% SiC/Al-Zn-Mg-Cu 明场照片；(d)在 140 ℃的 3% SiC/Al-Zn-Mg-Cu 明场照片

Fig.6　TEM characterization of 32 h aging-treated of 0% and 3% SiC/Al-Zn-Mg-Cu composites

(a)bright field images of 0% SiC/Al-Zn-Mg-Cu at 120 ℃; (b)bright field images of 3% SiC/Al-Zn-Mg-Cu composite at 100 ℃;

(c)bright field images of 3% SiC/Al-Zn-Mg-Cu composite at 120 ℃; (d)bright field images of 3% SiC/Al-Zn-Mg-Cu composite at 140 ℃

32 nm，晶粒内部的η′相分布均匀，如图 6(b)所示。120 ℃时效处理32 h后，晶粒内部的η′相和晶界位置的η相发生一定程度的增多和长大，晶界位置的η相呈现不连续分布，如图 6(c)所示。当时效温度升高到140 ℃时，η′相和η相长大的速度加快，尺寸分别增长到10～33 nm和25～70 nm，并且在晶粒内部的一部分η′相已经转化为η相，如图6(d)黄色箭头和红色箭头的标注。这是由于时效温度的升高促使复合材料体系的能量升高，提高了溶质原子的扩散速率，促进了η′相和η相的长大以及η′相向η相的转变。因此，120 ℃时效处理 32 h的 3% SiC/Al-Zn-Mg-Cu复合材料组织中η′相数量多，颗粒细小、分布均匀，析出相对基体的强化效果更为显著(170.1HV)。这可能与 Al-Zn-Mg-Cu基体中引入纳米SiC纳米颗粒使得淬火空位浓度降低，从而导致析出相生长驱动力降低有关[9]。与0% SiC/Al-Zn-Mg-Cu 复合材料相比，3% SiC/Al-Zn-Mg-Cu复合材料中大量存在的η′相与铝基体存在半共格的界面关系[21-22]，η′相与位错的相互作用不容易引起应力集中，并且η′相的数量越多，其对位错运动的阻碍也就越强。所以，3% SiC/Al-Zn-Mg-Cu复合材料的硬度更高。

图7进一步展示了120 ℃不同时效时间3% SiC/Al-Zn-Mg-Cu复合材料样品的STEM明场像和高角环形暗场像。基于样品显微图像分析并对晶界析出相平均尺寸进行统计，绘制了析出相粒径分布图，如图 7(a-2)，(b-2)，(c-2)中插图所示。通过对比 3% SiC/Al-Zn-Mg-Cu复合材料不同时效时间的析出组织可以看出，在欠时效阶段(4 h)，SiC/Al-Zn-Mg-Cu复合材料晶内η′相尺寸较小，析出密度较低且分布不均匀，晶界处η相未形成连续分布，平均尺寸较小，约为 23 nm，如图 7(a-1)，(a-2)所示。当达到 32 h峰时效状态，复合材料晶粒内部析出大量细小弥散的η′相，晶界位置的棒状η相尺寸从 23 nm增加到 28 nm，如图 7(b-1)，(b-2)所示。在过时效阶段(64 h)，纳米SiC/Al-Zn-Mg-Cu复合材料的析出相显著长大，晶粒内部大量的η′相向η相转变，而且有大量η相在晶界析出，平均尺寸达到了 32 nm，如图 7(c-1)，(c-2)所示。此外，在 3% SiC/Al-Zn-Mg-Cu 复合材料样品中，可以看到纳米SiC颗粒(如红色箭头标注，图7(a-1)插入的选区电子衍射图谱证明其为SiC，周围有较高密度的位错，这主要是由于纳米SiC颗粒对位错有钉扎作用，使得热处理之后的样品也保持了相对较高的位错密度。此外，从图7(a-1)，7(b-1)中还可以看出，纳米SiC 颗粒和位错附近的析出相尺寸较大，达到 30～50 nm，其主要原因在于η′相和η相在时效过程中的长大主要是由扩散控制的，位错作为短途扩散的通道，提高溶质原子的扩散速度，促进沉淀相的长大。但对于3% SiC/Al-Zn-Mg-Cu复合材料而言，由于晶粒较

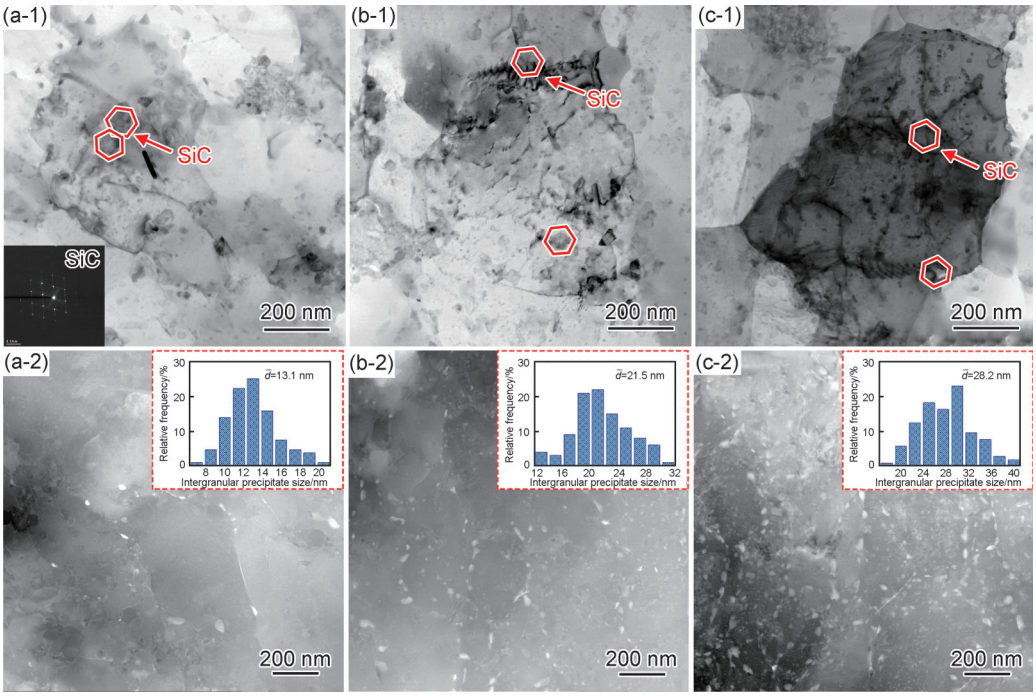


图7 120 ℃时效处理的3% SiC/Al-Zn-Mg-Cu复合材料试样的STEM明场(1)和高角度环形暗场(2)图像
(a)4 h；(b)32 h；(c)64 h

Fig.7 Bright field(1) and HAADF(2) images of 120 ℃ aging-treated 3% SiC/Al-Zn-Mg-Cu composite samples
(a)4 h；(b)32 h；(c)64 h

小、界面较多，容纳位错和空位的能力有限，并且晶内的纳米SiC颗粒对溶质原子的扩散有阻碍作用，所以，经过32 h时效处理3% SiC/Al-Zn-Mg-Cu的η′相密度更高，且η相普遍比较细小、均匀，进一步解释了该状态下复合材料硬度更高的原因。

3　结论

（1）添加3%SiC纳米颗粒后，复合材料中η′相和η相热扩散激活能增大，使得η′相和η相的长大需要更高的能量，抑制了纳米SiC/Al-Zn-Mg-Cu复合材料中析出相的长大。

（2）随着时效温度从100 ℃升高到140 ℃，3% SiC/Al-Zn-Mg-Cu复合材料的峰时效时间从64 h减少到16 h，但时效温度变化对复合材料峰时效的硬度值影响不大。

（3）与0% SiC/Al-Zn-Mg-Cu材料相比，3% SiC/Al-Zn-Mg-Cu复合材料经32 h时效处理后η′相数量增加，晶界析出的η相更加细小、均匀，析出强化效果更为显著。随着时效时间增加，3% SiC/Al-Zn-Mg-Cu复合材料晶内η′相密度增大，尺寸增加，并且逐渐向η相转变，晶界析出的η相发生粗化。这主要归因于SiC颗粒的引入能够显著增加基体中的晶界面积，在热处理过程中纳米 SiC 颗粒为析出相的形核提供了大量非均匀形核点位。

参考文献

[1] 吉付兴，曹凤江，谭建波. 纤维增强铝基合金材料的研究现状[J]. 内燃机与配件，2017(10)：117-120.
JI F X, CAO F J, TAN J B. Research progress of fiber-reinforced aluminum matrix composites[J]. Internal Combustion Engine & Parts, 2017(10): 117-120.

[2] WANG X, CHEN G Q, LI B, et al. Microstructure and mechanical properties of graphite fiber-reinforced high-purity aluminum matrix composite[J]. Journal of Materials Science, 2009, 44(16): 4303-4307.

[3] 张新明，陈慧，刘胜胆，等. Zn和Mg质量比对7055铝合金淬火敏感性的影响[J]. 中南大学学报(自然科学版)，2012，43(5)：1656-1661.
ZHANG X M, CHEN H, LIU S D, et al. Effect of Zn and Mg mass ratio on quench sensitivity of aluminum alloy 7055[J]. Journal of Central South University (Science and Technology), 2012, 43(5): 1656-1661.

[4] THOMAS M P, KING J E. Improvement of the mechanical properties of 2124 Al/SiC_p MMC plate by optimisation of the solution treatment[J]. Composites Science and Technology, 1996, 56(10): 1141-1149.

[5] PAL S, MITRA R, BHANUPRASAD V V. Aging behaviour of Al-Cu-Mg alloy-SiC composites[J]. Materials Science and Engineering: A, 2008, 480(1/2): 496-505.

[6] WANG Z, LI C, WANG H, et al. Aging behavior of nano-SiC/2014Al composite fabricated by powder metallurgy and hot extrusion techniques[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2016, 32(10): 1008-1012.

[7] YANG H, GAO T, ZHANG H, et al. Enhanced age-hardening behavior in Al-Cu alloys induced by *in-situ* synthesized TiC nanoparticles[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2019, 35(3): 374-382.

[8] ARAKAWA S, HATAYAMA T, MATSUGI K, et al. Effect of heterogeneous precipitation on age-hardening of Al_2O_3 particle dispersion Al-4mass%Cu composite produced by mechanical alloying[J]. Scripta Materialia, 2000, 42(8): 755-760.

[9] LI J, JU J, ZHANG Z, et al. Precipitation behavior and mechanical properties of Al-Zn-Mg-Cu matrix nanocomposites: effects of SiC nanoparticles addition and heat treatment[J]. Materials Characterization, 2021, 172: 110827.

[10] BUHA J, LUMLEY R N, CROSKY A G. Secondary ageing in an aluminium alloy 7050[J]. Materials Science and Engineering: A, 2008, 492(1/2): 1-10.

[11] 姚勋. 粉末冶金法制备超细晶AA6063-SiC纳米复合材料的组织结构与力学性能的研究[D]. 上海：上海交通大学，2016.
YAO X. The study of the microstructure and mechanical properties of ultrafine grained AA6063-SiC nanocomposite synthesised by powder metallurgy[D]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University, 2016.

[12] AUGIS J A, BENNETT J E. Calculation of the Avrami parameters for heterogeneous solid state reactions using a modification of the Kissinger method[J]. Journal of Thermal Analysis, 1978, 13(2): 283-292.

[13] WEI F, ZHAO Z K, LIU P Y, et al. Research and development of Al-Zn-Mg-Cu-Li alloys[C]// Proceedings of the 9th International Conference on Aluminium Alloys. Australasia: Institute of Materials Engineering Australasia Ltd, 2004: 75-84.

[14] XIAO H Y, LI Y G, GENG J W, et al. Effects of nano-sized TiB_2 particles and Al_3Zr dispersoids on microstructure and mechanical properties of Al-Zn-Mg-Cu based materials[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2021, 31(8): 2189-2207.

[15] YANG C, ZHAO Z, BAI P, et al. Nano-SiC whisker-reinforced Ti6Al4V matrix composites manufactured by selective laser melting: fine equiaxed grain formation mechanism and mechanical properties[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2023, 317: 117981.

[16] CHEN Z, WEN X, WANG W, et al. Engineering fine grains, dislocations and precipitates for enhancing the strength of TiB_2-modified CoCrFeMnNi high-entropy alloy using laser powder bed fusion[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2023, 26: 1198-1213.

[17] 傅定发，彭克成，陈爽，等. SiC颗粒增强6013铝基复合材料时效析出行为及力学性能[J]. 湖南大学学报(自然科学版)，2023，50(6)：137-143.

FU D F, PENG K C, CHEN S, et al. Aging precipitation behavior and mechanical properties of 6013 Al matrix composites reinforced by SiC particles[J]. Journal of Hunan University (Natural Sciences), 2023, 50(6): 137-143.

[18] XI Z, HECTOR L G, MISRA A, et al. Kinetic Monte Carlo simulations of solute clustering during quenching and aging of Al-Mg-Zn alloys[J]. Acta Materialia, 2024, 269: 119795.

[19] 陈汉宾, 王子涵, 杨滨. 块体纳米晶Al-Zn-Mg-Cu合金的微区力学性能和变形机制[J]. 材料研究学报, 2010, 24(4): 434-438.
CHEN H B, WANG Z H, YANG B. Mechanical properties and deformation mechanics at small scales for the bulk nanostructured Al-Zn-Mg-Cu alloys[J]. Chinese Journal of Materials Research, 2010, 24(4): 434-438.

[20] DEB S, PANIGRAHI S K, WEISS M. The effect of annealing treatment on the evolution of the microstructure, the mechanical properties and the texture of nano SiC reinforced aluminium matrix alloys with ultrafine grained structure[J]. Materials Characterization, 2019, 154: 80-93.

[21] WANG Y, FREIBERG D, HUO Y, et al. A combined simulation and experimental study of the equilibrium shapes of η′ and α precipitates in Mn-containing 7xxx Al-alloys[J]. Acta Materialia, 2023, 259: 119094.

[22] XIAO H, WANG Z, GENG J, et al. Precipitation and crystallographic relationships of nanosized η/η′ precipitates at S-Al interface in Al-Zn-Mg-Cu alloy[J]. Scripta Materialia, 2022, 214: 114643.

基金项目:国家自然科学基金面上项目(51971143);国家科技重大专项(2017-Ⅵ-0013-0085)

收稿日期:2024-05-16;**录用日期**:2025-03-19

通讯作者:梁加淼(1982—),男,高级工程师,博士,主要从事微纳结构金属粉末冶金加工,联系地址:上海市东川路800号上海交通大学材料F楼515室(200240),E-mail:jmliang@sjtu.edu.cn

(本文责编:张宝玲)