

纳米 B_4C_p /2009Al 复合材料固溶时效行为与力学性能

刘 越, 屈 光

(东北大学, 辽宁 沈阳 110819)

摘 要: 采用粉末冶金+热挤压法制备了纳米 B_4C_p ($n-B_4C_p$) 体积分数分别为 2%, 4%, 6% 的 $n-B_4C_p$ /2009Al 复合材料, 运用光学显微镜 (OM)、扫描电镜 (SEM)、透射电镜 (TEM)、X 射线衍射 (XRD) 和维氏硬度测量仪等仪器研究了 $n-B_4C_p$ 体积分数对 $n-B_4C_p$ /2009Al 复合材料的微观组织、固溶时效行为及力学性能的影响。结果表明: 复合材料经热挤压后组织致密均匀, $n-B_4C_p$ 体积分数的增加没有明显增加复合材料孔隙率; 复合材料经 495 °C 固溶 1 h 处理后, 仅存在少量析出相 (Al_2Cu) 残留基体中; 经固溶淬火+175 °C 人工时效 14 h 后, $n-B_4C_p$ 体积分数为 2%, 4%, 6% 的 $n-B_4C_p$ /2009Al 复合材料同时达到峰值硬度, 比基体合金提前了 2 h; 利用 TEM 观察时效后的微观组织表明, $n-B_4C_p$ 的加入抑制了基体中析出相 (Al_2Cu) 的长大, 大量细小析出相的存在使复合材料达到峰时效的时间提前; 经最佳热处理工艺处理后, 随着 $n-B_4C_p$ 体积分数的增加, 复合材料的抗拉强度先上升后下降, 屈服强度始终呈上升趋势。高体积分数的 $n-B_4C_p$ 有效地起到钉扎位错的作用, 但是高体积分数 $n-B_4C_p$ 产生的颗粒团聚现象导致复合材料在拉伸时提早开裂。

关键词: 纳米 B_4C_p ; 2009Al 复合材料; 固溶处理; 时效行为; 力学性能

中图分类号: TB333

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2017)10-2950-07

颗粒增强铝基复合材料凭借其轻质、高硬度、高弹性模量、优良的耐磨性和化学稳定性, 以及制备工艺简单、成本低等优点, 在航空航天、电子、核能等高新技术领域具有广泛的应用前景。与其他常用的增强颗粒如 Al_2O_3 、 SiC_p 相比, B_4C_p 具有更高的强度、高熔点、低密度 (2.52 g/cm^3)、优良的耐磨性、化学稳定性以及良好的中子吸收能力。由于 B_4C_p 具有超高的硬度 (仅次于金刚石和 BN 的第 3 种最硬的材料) 被认为是可以代替 SiC 、 Al_2O_3 颗粒, 提高材料耐磨性能中最具潜力的增强颗粒^[1]。随着纳米陶瓷颗粒制备技术的成熟, 纳米陶瓷颗粒在提高材料物理和力学性能方面表现出巨大的潜在优势, 即使添加较低含量的纳米增强颗粒也可显著提高材料的性能^[2,3]。因此, 采用性能优异的纳米 B_4C_p 增强铝基复合材料受到研究人员的广泛关注^[4,5]。Poovazhagan^[6]等采用铸造法和超声法相结合制备增强体体积分数为 2% 的纳米 B_4C_p /6061Al 复合材料, 纳米 B_4C_p 在基体合金中均匀分布, 复合材料的抗拉强度达到 281 MPa, 比基体合金提高了 124%。Canakci^[7]采用球磨后呈均匀片状的基体粉末, 制备增强体质量分数为 1%, 3% 和 5% 的纳米

B_4C_p /Al-Cu-Mg 复合材料, 复合材料的布氏硬度从 1170 MPa 增加到 1252 MPa。Zhang^[8]采用低温球磨、热等静压和热挤压制备 B_4C_p (38 nm)/5083Al (115 nm), 研究了纳米级增强体尺寸对复合材料力学性能的影响。结果表明, 纳米增强体通过提高复合材料中位错的相互作用, 抑制基体合金晶粒的长大来提高复合材料的强度, 纳米级颗粒增强的铝基复合材料比微米级颗粒增强铝基复合材料表现出高塑性。

对于以可热处理强化合金为基体的铝基复合材料, 热处理是复合材料十分有效的强化手段。以往的研究表明, 微米级大颗粒对时效过程的促进作用更强, 由于微米级的大颗粒尖角处易形成应力集中, 因而位错密度更高, 高密度的位错为析出相的析出提供了非均匀形核的场所的同时也为溶质原子的扩散提供了通道, 从而加速了时效析出的过程^[9]。然而纳米级增强颗粒与微米级、亚微米级颗粒增强的铝基复合材料在微观组织和力学性能上表现大不相同^[10-12]。因此, 研究热处理工艺对纳米 B_4C_p /2009Al 复合材料组织与性能的影响具有重要意义。本实验采用粉末冶金法和热挤压法制备不同体积分数 $n-B_4C_p$ 的纳米 B_4C_p /2009Al

收稿日期: 2016-10-06

基金项目: 国家自然科学基金 (51334004); 辽宁省科技创新重大专项 (201404001)

作者简介: 刘 越, 男, 1960 年生, 博士, 教授, 东北大学材料科学与工程学院, 辽宁 沈阳 110819, 电话: 024-83682551, E-mail: liuyue@smm.neu.edu.cn

复合材料, 研究不同体积分数 $n-B_4C_p$ 的纳米 B_4C_p /2009Al 复合材料固溶时效行为, 以揭示纳米 B_4C_p 对基体合金时效过程的影响规律, 并研究在最佳热处理工艺下不同体积分数的纳米 B_4C_p 含量对纳米 B_4C_p /2009Al 复合材料力学性能的影响。为进一步研究纳米 B_4C_p 增强铝基复合材料的应用奠定理论基础。

1 实验

实验采用 2009Al 合金作为基体材料, 其化学成分 (质量分数) 为 Al-3.8%Cu-1.3%Mg。增强体选用纳米 B_4C_p , 平均粒径为 (d_{50}) 50 nm。制备增强体体积分数为 2%, 4%, 6% 的纳米 B_4C_p /2009Al 复合材料 (以下表示为 $n-B_4C_p$ /2009Al 复合材料)。 $n-B_4C_p$ 在乙醇溶液中经超声波分散 60 min 后, 于真空干燥箱中干燥。经预分散后的 $n-B_4C_p$ 与 2009Al 合金粉混合, 放入转速为 40 r/min 的三维混料机中混料 30 h, 球料比 5:1; 复合粉末在 150 MPa 压力下冷压成型。冷压坯料在真空热压炉中热压, 热压压力 0.35 MPa 热压温度 600 °C, 保温 80 min; 随后在 480 °C 温度下挤压成棒材, 挤压比为 8:1。采用相同制备工艺制备 2009Al 基体合金进行对比实验。

分别对复合材料和基体合金沿挤压方向切取试样。复合材料分别在 495, 505 °C 盐浴炉中固溶处理 1 h, 水淬至室温, 之后在 175 °C 人工时效 0~24 h。采用 Olympus 金相显微镜和 Zeiss Ultra-Plus 型场发射扫描电镜观察复合材料的微观组织, 用 EDX 进行元素成分分析; 透射电镜 (TEM) 所用的样品在金相砂纸上磨至厚度为 30 μm 左右, 用模冲冲出直径为 3 mm 的圆片, 经过离子减薄后, 在 G20 透射电镜上观察物相存在形式。采用 PANalytical 型 X 射线衍射仪对材料进行物相分析。采用 MS105DU 分析天平对复合材料进行密度测试。采用 MH-5L 型维氏硬度计对材料进行显微硬度测

试, 载荷 2.94 N, 加载时间 15 s, 试样测试 10 个点, 取平均值为最终硬度值。室温拉伸试验在微机控制电子万能材料试验机 CMT510 上进行, 复合材料和基体合金按 GB/T 228.1-2010 金属材料室温拉伸试验方法加工成标准试样, 应变速度为 0.5 mm/min。

2 实验结果

2.1 不同体积分数 $n-B_4C_p$ 的挤压态 $n-B_4C_p$ /2009Al 复合材料微观组织

图 1 所示为 $n-B_4C_p$ 体积分数为 2%, 4%, 6% 的挤压态 $n-B_4C_p$ /2009Al 复合材料的微观组织。从图 1 可以看出, 挤压态复合材料中 $n-B_4C_p$ 弥散均匀分布于基体合金中, 没有观察到明显的孔洞存在。挤压态复合材料的致密度结果见表 1 所示。表明所制备的复合材料中 $n-B_4C_p$ 含量的增加并没有明显增加复合材料的孔隙率, 复合材料的致密度均在 99.74% 以上。

2.2 固溶处理对不同体积分数 $n-B_4C_p$ 的 $n-B_4C_p$ /2009Al 复合材料微观组织影响

合理的固溶处理温度和保温时间是得到良好的固溶效果的关键因素。固溶处理的目的是尽可能多地使粗大的析出相溶入基体, 获得过饱和固溶体。随固溶处理温度的提高, 合金元素的回溶更加充分和均匀, 但固溶温度过高易导致材料过烧, 使性能发生弱化。

挤压态复合材料和分别经 495, 505 °C 固溶 1 h 后淬火的复合材料微观组织如图 2 所示。由图 2a、2d、2g 可见, $n-B_4C_p$ 含量为 2%, 4%, 6% 的挤压态 $n-B_4C_p$ /2009Al 复合材料中均可清晰发现在基体与 $n-B_4C_p$ 之间不均匀地分布着大量白色第二相。经能谱分析表明白色相为富 Cu 相, 其中还含有 Al 和少量的 Mg 元素 (如图 3 所示)。与其它元素相比, Cu 元素

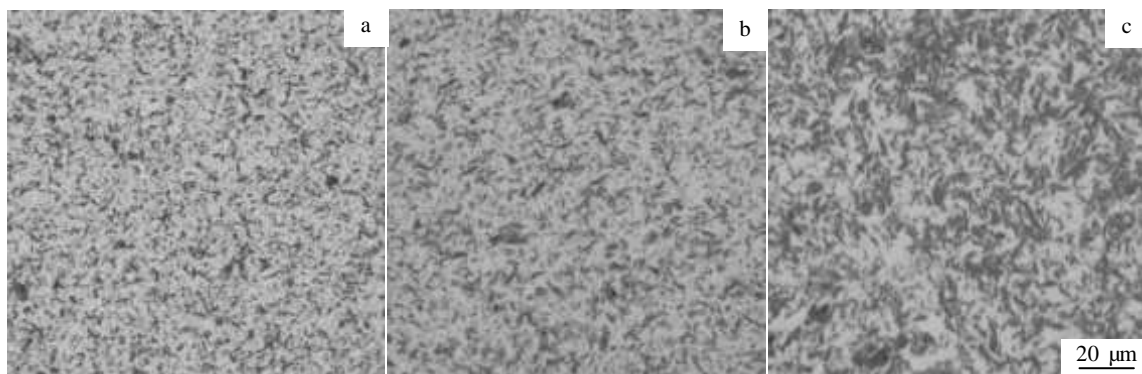


图 1 不同体积分数 $n-B_4C_p$ 的挤压态 $n-B_4C_p$ /2009Al 复合材料微观组织

Fig.1 Microstructures of as-extruded n-B₄C_p/2009Al composite with different volume fractions of n-B₄C_p: (a) 2%, (b) 4%, and (c) 6%

表 1 n-B₄C_p/2009Al 复合材料的密度和致密度

Table 1 Density and relative density of n-B₄C_p/2009Al composite

n-B ₄ C _p volume fraction/%	Theoretical density/g cm ⁻³	Hot extrusion density/g cm ⁻³	Relative density/%
2	2.748	2.747	99.96
4	2.744	2.739	99.82
6	2.739	2.732	99.74

具有更高的原子序数，导致复合材料中第二相在背散射照片中更亮。复合材料经 495 °C 固溶 1 h 淬火后，第二相的数量明显减少，同时粒度细小且分布均匀(图 2b、2e、2h)。随着固溶温度提高到 505 °C，第二相几乎全部溶于基体合金中，但仍有少量未溶相残留在基体中(图 2c、2f、2i)。

研究表明，对于 Al-Cu-Mg 合金，当 Cu 和 Mg 的比例>2.6 时，Al-Cu-Mg 合金的析出相为 S+θ 相或 θ 相。

错误!

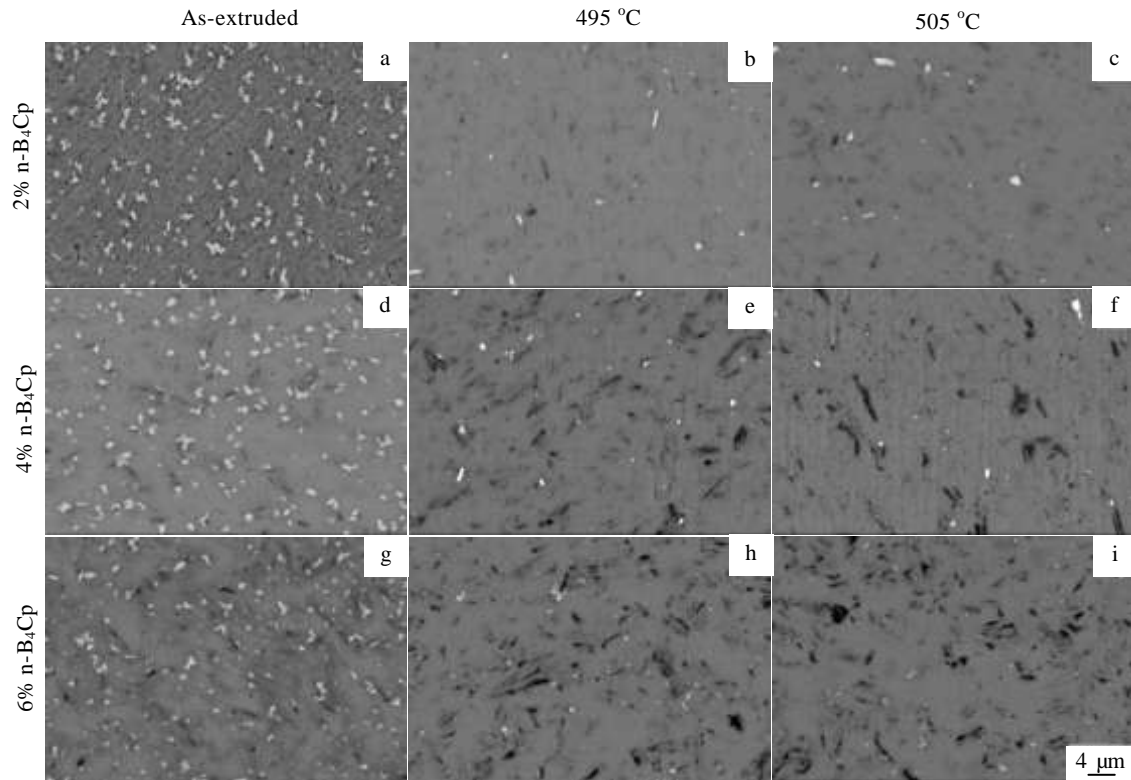


图 2 不同体积分数 n-B₄C_p 的 n-B₄C_p/2009Al 复合材料经 495、505 °C 固溶处理前后的 SEM 照片

Fig.2 SEM images of composite with different volume fractions of n-B₄C_p before and after treatment at 495 °C and 505 °C

本研究所选用的基体合金为 2009Al。图 4 所示为不同增强体含量的复合材料挤压态和经相同固溶处理，即 495 °C 固溶 1 h 淬火和 505 °C 固溶 1 h 淬火后的 XRD 图谱。如图 4 所示，与挤压态复合材料相比，经过固溶处理后的复合材料 Al₂Cu 相的衍射峰几近消失。挤压态复合材料经 495 °C 固溶 1 h 处理后，Al₂Cu 相的峰值强度急剧减弱，而经 505 °C 固溶 1 h 处理后，Al₂Cu 相的衍射峰几乎完全消失。表明经固溶处理后，大量可溶解的 Al₂Cu 相回溶进基体中，这与其微观组织的分析结果一致。复合材料经固溶处理后析出相的组成基本没有发生变化，主要由 θ(Al₂Cu)相和少量的 Al₃BC 相组成。已有的研究表明^[13]，Al₃BC 是 B₄C/Al

在 450 °C 反应的最初产物。n-B₄C_p 含量为 2% 和 4% 的

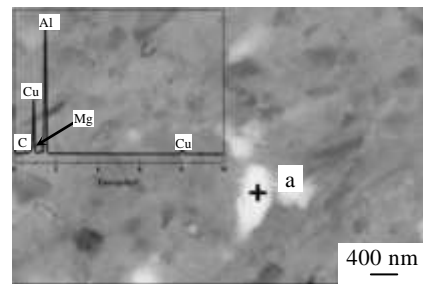


图 3 2% n-B₄C_p 的 n-B₄C_p/2009Al 挤压态复合材料高倍 SEM 照片及 EDX 分析结果

Fig.3 High magnification SEM image of as-extruded n-B₄C_p/

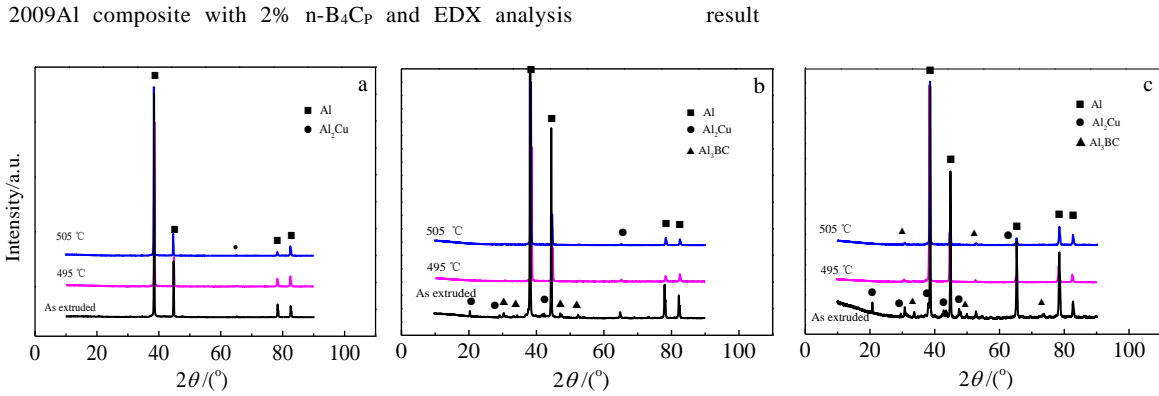


图 4 不同体积分数 n-B₄C_p 的挤压态复合材料和经不同固溶温度处理后的 XRD 图谱

Fig.4 XRD patterns of the composite with different volume fractions of n-B₄C_p as-extruded and treated at different solution temperatures: (a) 2% , (b) 4%, and (c) 6%

n-B₄C_p/2009Al 复合材料经 505 °C 固溶 1 h 后几乎完全看不到 $\theta(\text{Al}_2\text{Cu})$ 相的衍射峰, 而 n-B₄C_p 含量为 6% 的 n-B₄C_p/2009Al 复合材料分别经两种固溶温度处理后仍可见强度很低的 $\theta(\text{Al}_2\text{Cu})$ 相的衍射峰。经固溶处理后的复合材料中均未出现含 Mg 元素的衍射峰, 这可能是由于 Mg 元素相对含量低和烧损率多的缘故。

2.3 时效时间对不同体积分数 n-B₄C_p 的 n-B₄C_p/2009Al 复合材料硬度的影响

铝铜合金中, Al₂Cu 相固溶强化与时效硬化是材料硬度提升的主要原因^[14]。复合材料中颗粒带来的弥散强化作用也可以大大提高基体的硬度。图 5 为复合材料和基体合金经 495 °C 固溶 1 h 淬火后显微硬度随时效时间的变化曲线。

从图 5 中可以看到, 复合材料的硬度随纳米增强颗粒含量的增加而增加。n-B₄C_p 含量 6% 的 n-B₄C_p/2009Al 复合材料, 经 175 °C 人工时效 14 h 后, 硬度值达到最大 1948 MPa。弥散分布的纳米增强颗粒降低了材料的塑性流动, 提高材料对塑性变形的抵抗力, 从而有效地提高材料的硬度。经时效处理 14 h 后, 随 n-B₄C_p 含量从 2% 增加到 6%, 复合材料的硬度值比各自的固溶态提高了 9.7%、10.9% 和 7.9%, 经 16 h 时效处理后基体合金的硬度值比其固溶态提高了 20.1%。经过时效处理后, 与基体合金相比, 复合材料的峰时效特征并不明显, 硬度增量保持在 11% 以内。这表明对于 n-B₄C_p/2009Al 复合材料来说, 时效强化并不是其主要的强化机制, 复合材料的硬度值的提高主要是由于细小而弥散的硬质 n-B₄C_p 有效承载的结果。图 5 给出了复合材料和基体合金达到峰时效硬度值的时间, 不同体积分数 n-B₄C_p 的复合材料达到峰时效的时间均在 14 h 左右, 基体合金达到峰时效的时间滞后于复合材料 2 h。表明 n-B₄C_p 的加入, 起到

了加速基体合金的时效动力学的作用。这种现象在微米

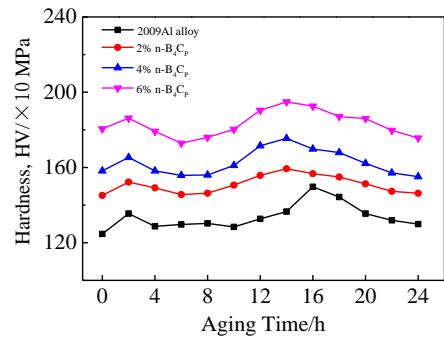


图 5 不同体积分数 B₄C_p 的复合材料显微硬度随时效时间变化曲线

Fig.5 Micro-hardness as a function of aging time of composite and matrix alloy

级颗粒增强铝基复合材料中表现更明显^[15]。然而 n-B₄C_p/2009Al 复合材料中, 这种加速效果就很小, 这种结果与各自的显微组织是密切相关的。

此外, 需要指出的是, 基体铝合金和复合材料均出现双峰现象。复合材料和基体合金均在时效 2 h 时出现了第 1 个硬度峰值, 这应该对应着富 Cu、Mg 的 GP 区的析出; 当复合材料的时效时间达到 14 h, 基体合金时效时间达到 16 h 时出现了第 2 个硬度峰值, 这应该对应着 θ' 相的析出。第 2 个峰值明显高于第 1 个峰值, 说明 θ' 相的析出是复合材料和基体合金最佳的时效硬化状态。随着时效时间的进一步延长, 复合材料的硬度明显开始下降。这可能对应着 θ' 相的长大, 说明发生了过时效。

如图 6 所示的 2% n-B₄C_p 复合材料经 495 °C 保温

1 h 淬火, 人工时效 14 h 后的显微组织, 复合材料中形成了细小弥散的析出相。表明 $n\text{-B}_4\text{C}_p$ 的加入, 抑制

金提高了 15.9%。这表明具有高弹性模量 $n\text{-B}_4\text{C}_p$ 均匀分布于基体中, 与基体形成了良好的界面结合, 显著提

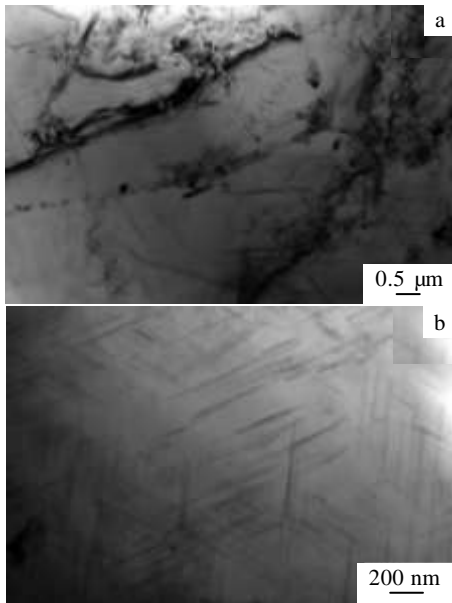


图 6 2% $n\text{-B}_4\text{C}_p$ 的复合材料经 495 °C 保温 1 h 淬火, 人工时效 14 h 后的 TEM 微观组织

Fig.6 TEM microstructure of 2% $n\text{-B}_4\text{C}_p$ composite after solution at 495 °C for 1 h, artificial aging at 175 °C for 14 h

了复合材料中析出相的形成和长大。 $n\text{-B}_4\text{C}_p$ 的加入, 最为显著的影响是对复合材料界面的影响, 界面可作为空位的陷阱, 从而使基体中整体空位浓度发生降低, 空位浓度的降低将使 GP 区的形成变得困难, 起到抑制析出相长大的作用, 使析出相形态细小。由于制备的复合材料中存在少量纳米颗粒团聚体, 团聚颗粒所产生的热错配应力使基体中的位错密度增加, 位错密度的增加能够促进析出相的形核, 起到了加速时效的作用。因此, 在这两方面因素共同作用下, 复合材料达到峰时效的时间提前。

2.4 不同体积分数 $n\text{-B}_4\text{C}_p$ 的 $n\text{-B}_4\text{C}_p/2009\text{Al}$ 复合材料力学性能

经热处理后不同体积分数 $n\text{-B}_4\text{C}_p$ 的复合材料室温拉伸性能如图 7 所示。可见随着 $n\text{-B}_4\text{C}_p$ 体积分数的增加, $n\text{-B}_4\text{C}_p/2009\text{Al}$ 复合材料的增强效果越加显著。 $n\text{-B}_4\text{C}_p$ 含量由 0% 增至 6% 时, 复合材料的抗拉强度先上升后下降, 延伸率下降明显。 $n\text{-B}_4\text{C}_p/2009\text{Al}$ 复合材料的抗拉强度较基体合金有明显的提高, 4% $n\text{-B}_4\text{C}_p$ 复合材料的抗拉强度达到最大 510 MPa, 相对基体合

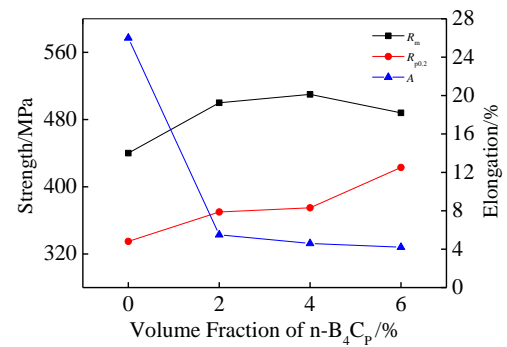


图 7 不同体积分数 $n\text{-B}_4\text{C}_p$ 的复合材料力学性能

Fig.7 Mechanical properties of the composite with different volume fractions of $n\text{-B}_4\text{C}_p$

高了复合材料的抗拉强度。当 $n\text{-B}_4\text{C}_p$ 含量增至 6% 时, 复合材料的抗拉强度下降至 488 MPa。这可能是因为高含量的纳米增强颗粒易形成团聚, 团聚体和少量微观孔洞的存在使复合材料的强度发生降低^[16]。当复合材料受到外力作用时, 外力就会由基体通过结合良好的界面传递给团聚体, 裂纹优先在颗粒团聚处形核长大, 导致其它未团聚区域产生应力集中, 引起复合材料提前开裂, 因此复合材料延伸率较基体合金有明显下降。复合材料的屈服强度随着 $n\text{-B}_4\text{C}_p$ 体积分数的增加始终呈上升趋势。这是由于随着纳米增强体含量的增加, 纳米颗粒间距变小, 颗粒阻碍基体位错运动的能力增大, Orowan 强化效果显著。大量弥散分布的 $n\text{-B}_4\text{C}_p$ 起到了钉扎位错的作用, $n\text{-B}_4\text{C}_p/2009\text{Al}$ 复合材料的变形抗力升高, 6% $n\text{-B}_4\text{C}_p$ 复合材料的屈服强度达到最大, 423 MPa。由材料的拉伸断口图 8 可知, 复合材料的断口中韧窝较小, 韧窝形状主要为圆形。随着纳米颗粒含量的增加, 圆形韧窝变密集。当 $n\text{-B}_4\text{C}_p$ 含量为 2% 时, 断口中韧窝尺寸较大且分布均匀; $n\text{-B}_4\text{C}_p$ 含量为 4% 时, 断口韧窝的尺寸有所减小, 大小韧窝混合出现, 复合材料断口处存在大量的撕裂棱; 当 $n\text{-B}_4\text{C}_p$ 含量增至 6% 时, 大韧窝底部存在团聚的 $n\text{-B}_4\text{C}_p$, 说明 6% $n\text{-B}_4\text{C}_p$ 的复合材料受拉应力作用时, 内部疏松的团聚体率先发生开裂, 形成了较大的脆性断口, 这与其较低的延伸率是一致的。

在脆性断口周围存在若干小韧窝和二次裂纹, 这些小韧窝可能是基体后于团聚体发生韧性断裂形成的, 此外团聚体边缘部分的颗粒与基体发生界面脱粘,

也会形成小韧窝。

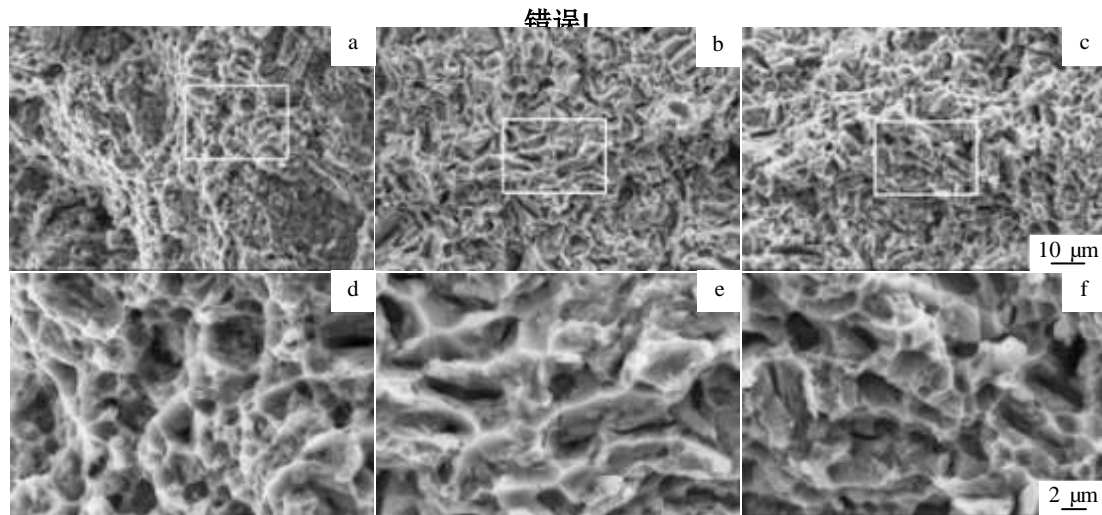


图8 不同体积分数 $n-B_4C_p$ 的复合材拉伸断口形貌

Fig.8 Morphologies of fracture surface of the composites with different volume fractions of B_4C_p : (a, d) 2%; (b, e) 4%; (c, f) 6%

3 结论

1) 热挤压态的复合材料中 $n-B_4C_p$ 分布基本均匀, 复合材料的致密度均在99.7%以上。

2) 随着固溶温度从495 °C提高到505 °C, 不同体积分数 $n-B_4C_p$ 的复合材料中, Al_2Cu 相逐渐回溶进基体, 存在少量 Al_2Cu 相残留在基体中。

3) $n-B_4C_p$ 含量为2%, 4%, 6%的 $n-B_4C_p$ /2009Al复合材料经495 °C固溶1 h, 175 °C人工时效14 h后达到峰值硬度, 比基体合金达到峰值硬度的时间提前2 h。 $n-B_4C_p$ 的加入有效地抑制了复合材料中析出相(Al_2Cu)的长大, 大量细小析出相的均匀分布使复合材料达到峰值硬度的时间提前。

4) 经最佳热处理工艺处理后的复合材料, 随着 $n-B_4C_p$ 体积分数的增加, 复合材料的抗拉强度先上升后下降, 屈服强度始终呈上升趋势。高含量的 $n-B_4C_p$ 能够有效的起到钉扎位错的作用, 但是高体积分数 $n-B_4C_p$ 产生的颗粒团聚现象导致复合材料在拉伸时提早开裂。

参考文献 References

- [1] Shorowordi K M, Haseeb A, Celis J P. *Wear*[J], 2006, 261(5): 634
- [2] Muley A V, Aravindan S, Singh I P. *Manufacturing Review*[J], 2015, 2: 15
- [3] Wang Z G, Li C P, Wang H Y *et al. Powder Metallurgy*[J], 2016: 59(4): 236
- [4] Behm N, Yang H, Shen J *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2016, 650: 305
- [5] Alalhessabi S, Manafi S A, Borhani E. *Materials and Manufacturing Processes*[J], 2015, 2(1): 39
- [6] Poovazhagan L, Kalaichelvan K, Sornakumar T. *Materials and Manufacturing Processes*[J], 2016, 31(10): 1275
- [7] Canakci A, Varol T, Erdemir F. *Arabian Journal for Science and Engineering*[J], 2016, 41(5): 1781
- [8] Zhang Z, Topping T, Li Y *et al. Scripta Materialia*[J], 2011, 65(8): 652
- [9] Luan Baifeng (栾佰峰), Sun Dongli (孙东立), Wu Gaohui (武高辉). *Materials Science and Technology*(材料科学与工艺)[J], 2001(04): 67
- [10] Jiang L, Wen H, Yang H *et al. Acta Materialia*[J], 2015, 89: 327
- [11] Harichandran R, Selvakumar N. *Archives of Civil and Mechanical Engineering*[J], 2016, 16(1): 147
- [12] Akbari M K, Baharvandi H R, Shirvanimoghaddam K. *Materials & Design*[J], 2015, 66: 150
- [13] Pyzik A J, Beaman D R. *Journal of the American Ceramic Society*[J], 1995, 78(2): 305
- [14] Chen Cunguang (陈存广), Guo Zhimeng (郭志猛), Luo Ji (罗骥) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2016, 45(1): 165
- [15] Song Y, Baker T N. *Materials Science and Technology*[J], 1994, 10(5): 406
- [16] Rahimian M, Parvin N, Ehsani N. *Materials Science and Engineering A*[J], 2010, 527(4): 1031

Solution Treatment and Aging Behavior and Mechanical Properties of Nano-B₄C_p/2009Al Composite

Liu Yue, Qu Guang

(Northeastern University, Shenyang 110819, China)

Abstract: Nano-B₄C_p particulates (n-B₄C_p) reinforced 2009Al matrix composites with different reinforcement volume fractions (0, 2%, 4% and 6%) were fabricated by powder metallurgy combined with hot extrusion. The effects of different volume fractions of n-B₄C_p on microstructure, solution and aging behavior and mechanical properties of n-B₄C_p/2009Al composites were studied by optical microscopy (OM), scanning electron microscopy (SEM), transmission electron microscope (TEM), X-ray diffraction (XRD), Vicker hardness measuring instrument and so on. The results show that the n-B₄C_p is uniformly dispersed in the composites after hot extrusion process. The best solution temperature and time of the composites are 495 °C and 1 h, the resolution of second phase particles (Al₂Cu) are dissolved back into the matrix with only a small amount remaining in the matrix during solution treatment process. n-B₄C_p/2009Al composites with different volume fractions of n-B₄C_p treated at 495 °C for 1 h and then aged at 175 °C for 14 h almost simultaneously reach the peak hardness, and the aging peak time decreases by 2 h compared to matrix alloy. After peak aging, the micro-structure of composites was observed by TEM, indicating that the growth of precipitation Al₂Cu is strongly restrained due to the addition of n-B₄C_p particulates. Compared to the matrix alloy, the composites with higher density of finer precipitates lead to an earlier attainment in the peak aging condition. After the optimum heat treatment process, the tensile strength of the composites increases at first and then decreases with the increasing of n-B₄C_p volume fraction, while the yield strength always increases. High volume fraction of n-B₄C_p effectively plays the role of pinning dislocations, but the agglomeration of high volume fraction of n-B₄C_p results in composites' early cracking.

Key words: B₄C nanoparticles; 2009 aluminum matrix composite; solution treatment; aging behavior; mechanical properties

Corresponding author: Liu Yue, Ph. D., Professor, School of Materials Science and Engineering, Northeastern University, Shenyang 110819, P. R. China, Tel: 0086-24-83682551, E-mail: liuyue@smm.neu.edu.cn