

特约专栏

高性能铝基复合材料的设计与加工技术

肖伯律, 马宗义, 王全兆, 倪 瑞, 毕 敬

(中国科学院金属研究所, 沈阳材料科学国家(联合)实验室, 沈阳 110016)

摘要: 从铝基复合材料微观结构特征与性能关系角度, 回顾了承载结构用典型铝基复合材料在体系设计、制备与成型加工研究方面的成果与进展, 同时简要介绍了近期铝基复合材料为实现性能突破所开展的研究探索, 最后根据铝基复合材料的发展历程与现有研究的特点对铝基复合材料今后的研究应用进行了展望。

关键词: 铝基复合材料; 颗粒; 时效沉淀; 再结晶

中图分类号: TG146.2 **文献标识码:** A **文章编号:** 1674-3962(2010)04-0028-08

An Overview of High Performance Aluminum Matrix Composites: Design and Processing Technologies

XIAO Bo¹, MA Zongyi¹, WANG Quanzhao¹, NIDingru¹, BI Jing¹

(Shenyang National Laboratory for Materials Science, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China)

Abstract In this paper progress in system design, fabrication and processing researches of typical aluminum matrix composites (AMC) for structural application are reviewed in view of the relationships between microstructure characterization and properties concerned. Meanwhile, recent attempts for properties enhancement of the AMCs are introduced. Future research and application are anticipated on the basis of development progress and the current research results.

Key words: aluminum matrix composite; particle; precipitation; recrystallization

前言

铝基复合材料是金属基复合材料中研究应用最广泛的一种, 具有高强度和比弹性模量, 良好的耐磨损、耐疲劳与抗蠕变等性能以及导热导电性能良好、热膨胀系数低、尺寸稳定性好等特点。铝基复合材料通常以外加或通过化学反应生成的方式向铝合金中添加陶瓷、金属间化合物或金属等增强相组成。增强相的形态可以为长纤维、短纤维、晶须以及颗粒。长纤维增强铝基复合材料在纤维长度方向具有优异的力学性能, 因此在重要的单向承载结构中获得应用。而由后 3 种增强相组成的铝基复合材料统称为非连续增强铝基复合材料 (Discontinuously Reinforced Aluminum DRA)。与长纤维铝基复合材料相比, DRA 可实现各向同性 (图 1)^[1-2], 而且可进行二次成型加工, 另外制造成本较低, 因此, 适用范围较长纤维增强铝基复合材料广泛。目前, DRA 已成为一类重要的工程材料。在国外, DRA 已应用到航空航天、交通运输、能源、电子、

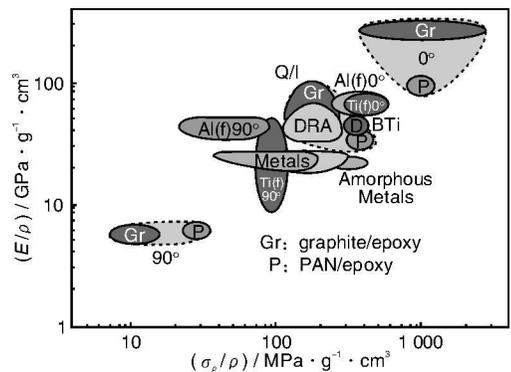


图 1 结构材料的比刚度与比强度关系

Fig. 1 Specific stiffness vs. specific strength for structural materials

兵器等高新技术领域^[2]。与铝合金相比, 铝基复合材料的性能与微观结构关系更复杂。在较早关于微观结构与性能关系的研究中, 主要以实验研究探讨增强相尺寸、含量对性能影响规律及强化机制^[3-6]。最近开始通过变形本构关系、断裂行为等研究来阐述微观结构对性能的影响机制^[9-13], 并建立了理论模型予以描述^[14-15]。在对性能与微观结构相关性理解的基础上, 制备加工技术成为铝基复合材料的研究重点, 其中主要包括复合材料在成型过程中

收稿日期: 2009-11-01

通信作者: 肖伯律, 男, 1975年生, 博士, 研究员

的颗粒、基体合金微观组织及界面演化行为^[16-22]，另外还包括针对复合材料微观结构优化设计所开展的热处理研究探索等^[23-26]。除了控制制备加工工艺获得优化的微观结构外，最近的研究通过融合新材料或加工技术，开始设计新型复合材料体系与微观结构^[27-30]。这些新型复合材料显示出许多性能优势，为性能突破开辟了新途径。以下将从材料设计与制备加工过程中的微观结构控制角度，简要介绍铝基复合材料最近的研究工作。

复合材料设计依据

增强相

铝基复合材料中最常见的增强相是 SiC 另外还有 Al_2O_3 、TiC、TiB₂ 和 AlN 等。一些具备特殊性能的材料如金刚石、B₄C 金属氧化物 (如 B₂O₃、TiO₂) 等也是常见的增强相。SiC 颗粒具有高模量，高硬度，高强度，以及优异的物理性能，因此，SiC/A 复合材料可应用于承载、耐磨等结构件中^[31]。人造金刚石不仅具有比陶瓷材料更好的性能，而且具有高热导率，可用于制备高热导铝基复合材料^[32]。B₄C 不仅因高强度、高硬度用于制备承载结构用的铝基复合材料中，还因 B 可吸收中子而用于防核辐射材料中^[33]。

增强相多作为颗粒或晶须添加。晶须由于价格昂贵已逐渐被颗粒代替。颗粒的尺寸和含量是材料设计的关键因素。降低颗粒尺寸或增加颗粒含量均有利于提高复合材料屈服强度^[5,34]。其主要原因可以用 Ashby^[35] 的应变梯度理论进行解释：基体合金在变形过程中因硬质颗粒的存在产生应变梯度，由此产生的“几何位错” (Geometrically Necessary Dislocations - GND) 密度成为屈服强度增加的根源。当与颗粒尺寸或含量成线性关系的颗粒间距减小后，会使 GND 密度增加因而基体合金得到强化。另外，由于颗粒与铝合金的热膨胀系数差异较大，会在界面附近产生位错，颗粒尺寸减小或含量增加会导致位错密度增加，进一步使基体合金强化^[34]。

近年来，随着铝基复合材料的应用向重要承载结构推广，延伸率与断裂韧性成为研究工作的重点。复合材料在受载过程中，在界面附近产生应力集中导致颗粒开裂，之后裂纹向基体合金中扩展并相互连接，成为制约复合材料塑韧性的关键因素^[3,12,14]。Song 等人^[15,24] 在前期研究基础上，利用 Weibull 分布与 Eshelby 模型^[37]，对外加载荷与应力集中的关系进行了预测，并结合颗粒在变形过程中开裂数量的测量，建立起颗粒尺寸和含量与延伸率及断裂韧性理论模型，可以较好地描述颗粒与复合材料性能的关系。

除了尺寸与含量，颗粒的几何分布也是影响复合材料

性能的关键因素。在颗粒团聚较严重时，甚至会形成孔洞从而显著降低复合材料性能^[7-9]。而颗粒团聚区域在复合材料受载时的裂纹形核与扩展行为中也扮演着重要角色。最近，Kolednik 等人^[38] 使用原位动态扫描电镜观察，通过测量局部应变 (局部应变与总应变比值) 与裂纹前端位移 (COD) 指出颗粒尺寸小、体积分数低时复合材料的变形带和剪切带与基体合金类似，因而具有相同的断裂模式；但当颗粒尺寸或体积分数增加时，低应力下大颗粒的开裂或因颗粒团聚造成的裂纹形核成为主要断裂模式，复合材料局部应变与剪切带方向发生变化，韧性降低。

在铝基复合材料性能与增强相关系研究中，主要以 Eshelby 模型为基础来计算模拟。但该模型无法描述颗粒形状的影响。最近的研究中，Romanova^[41] 以正压模型为基础，在介观尺度上用有限元计算，建立起三维界面力学模型。模拟计算表明：颗粒表面粗糙度增加，复合材料的断裂机制由球状增强体时的界面脱粘逐渐转化为颗粒开裂 (图 2)^[39]，尤其是在界面结合强度高时。但目前颗粒形状对基体合金强化机制的影响研究尚未见报道。

界面形态

目前，针对复合材料性能研究除了应力应变的物理本构关系探讨外，还包括界面形态研究。界面是复合材料微观结构中的重要组成部分，界面结合强度、界面形状以及界面化学成分与载荷传递、裂纹形核扩展及应力松弛关系密切，因而对复合材料的强度、塑性与韧性影响明显^[39]。

较早的界面研究主要是对不同制备技术与工艺参数下的界面予以评价。增强相与基体合金在高温下尤其是在有液相存在时极易反应生成脆性化合物，如 SiC 与熔融铝所形成的 Al_4C_3 ^[40]。过度的界面反应不仅会侵蚀增强相表面，而且会在低应力下开裂，因此降低了复合材料性能。为了获得良好界面结合，除了控制工艺参数如熔液温度和保温时间外，还可以通过增强相表面预处理来阻止过度界面反应。Sh 等人^[41] 的研究表明，对 SiC 颗粒进行表面氧化可在颗粒表面形成较均匀连续的 SiO_2 膜，从而有效地阻止 Al_4C_3 生成。

对固相法如粉末冶金法 (Powder Metallurgy - P/M) 制备的复合材料，由于复合温度较低，所以界面反应易于控制，因此对 P/M 的工艺优化在于促进增强相与基体合金结合为主。Cheng 等人^[116] 使用 P/M 法制备了复合材料。结果发现：未处理的 SiC 颗粒与铝合金所形成的界面层相对较厚 (约 80 nm)，而对 SiC 颗粒预氧化后酸、碱洗，去除 SiC 颗粒表面存在的 SiO_2 、 Al_2O_3 及 Fe_2O_3 夹杂后，SiC 与 Al 可实现原子扩散结合，界面层为非晶态，最厚仅为 2 nm (图 3)^[43]，使复合材料强度、弹性模量以及延伸率比颗粒未处理的复合材料均有提高。

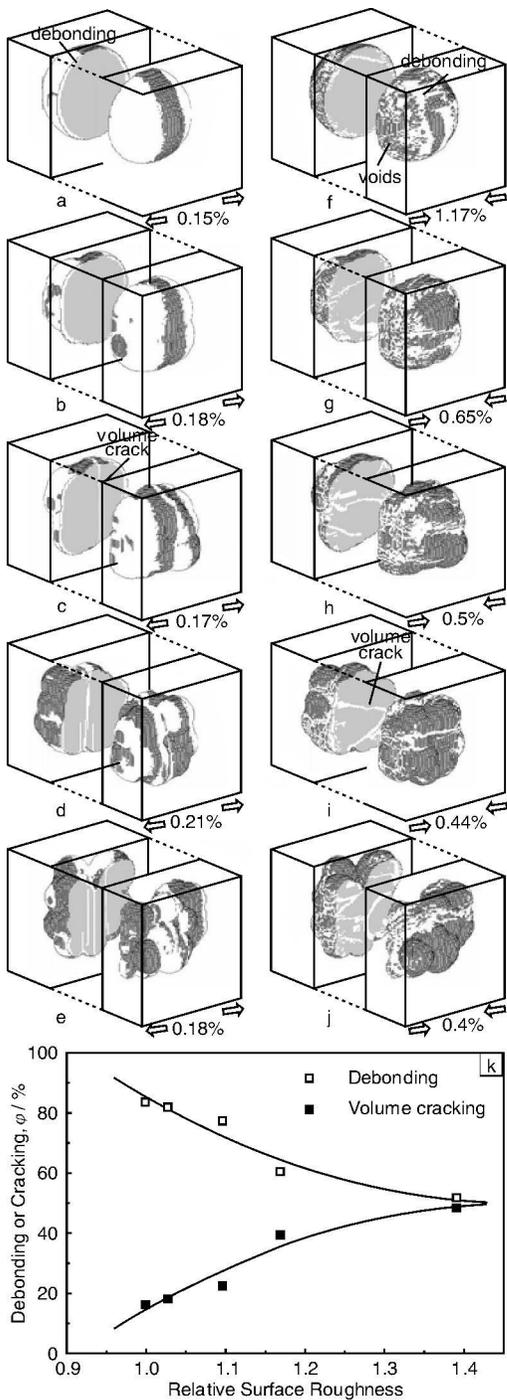


图 2 拉伸 (a~e) 与压缩 (f~j) 条件下的开裂模式 (图中灰色为颗粒内部, 白色为开裂区域, 透明部分为基体), (k) 为颗粒形状与界面脱粘或颗粒开裂的定量关系

Fig 2 Crack patterns in tension (a~e) and compression (f~j) particle surfaces are marked by the computational mesh, internal sections are gray, damaged regions are white colored and the matrix is transparent. (k) shows the particle shape dependence of the debonding and volume cracking contributions in tension.

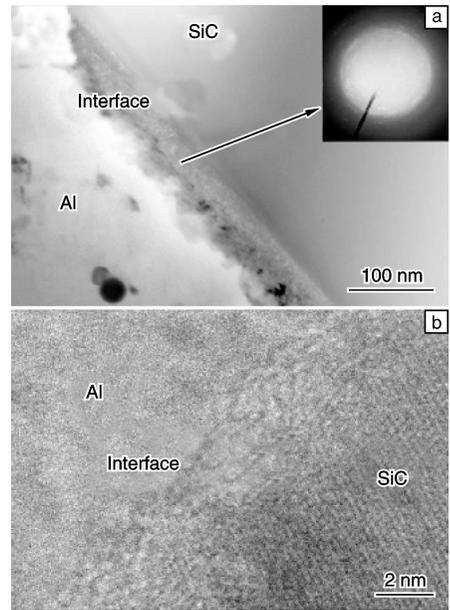


图 3 不同颗粒状态下的 SC/6066 Al 复合材料界面:

(a) 未处理的颗粒, (b) 预氧化后经酸碱洗

Fig 3 Interfaces in SC/6066 Al composites reinforced with SC particles in different states: (a) Original SC particles and (b) after pre-oxidization, acid-pickled and alkali treated SC particles.

颗粒预处理工艺会增加成本和质量控制环节, 因此界面与性能关系还需谨慎评价。目前界面研究以实验观察为主, 关于界面反应物数量及尺寸的定量计算难度较大, 因此界面对性能影响缺乏理论模型描述。另外, 界面对基体合金化学成分及溶质元素分布有影响。因此, 基体合金的微观结构也成为复合材料性能设计中的重要内容。

基体合金

早期的复合材料采用商业合金作为基体合金。但商用合金为增加强度或为阻止热加工中的晶粒粗化等, 通常会添加许多合金元素。对铝基复合材料而言, 其强化机制主要来源于增强相, 而且在热加工过程中增强相可诱发再结晶^[17]并阻止晶粒粗化。因此有必要适当改进商用铝合金成分以优化复合材料性能, 如 DWA 公司使用的由 2024A 改进的 2099A 合金 (AlCuMg)^[33]。

最近对 SC/2099A 复合材料的时效序列与时效动力学机制进行了探讨^[25-26, 42]。结果表明, 复合材料的时效动力学比基体合金要缓慢。这与复合材料早期研究中位错密度可增加沉淀析出速度的观点不同。这是由于复合材料中的界面湮灭了淬火所形成的空位, 而且由于 Mg 等合金元素在界面处富集导致基体合金中的固溶度降低, 从而减小了 GP 区形成的驱动力。研究还发现: SC/2099A 中有较多的 Cu₂Al₃相, Al₂CuMg 含量较低^[26]。另外, Rodrigo 等人^[25]还在 SC/2099A 复合材料中发现 σ (Al₂CuMg)

相与 Ω 相，这明显不同于传统的 2024 铝合金。

Son 等人^[24,43] 将增强颗粒、夹杂相、析出相综合考虑，建立起时效时间和温度与塑韧性之间的关系模型，与现有研究数据符合较好（图 4）^[24]。这些研究表明：铝基复合材料的性能优化需要有合理的热处理工艺支持。但目前关于合金元素配比、增强相尺寸与含量、制备加工历史与沉淀相析出的研究数据仍不够充分。

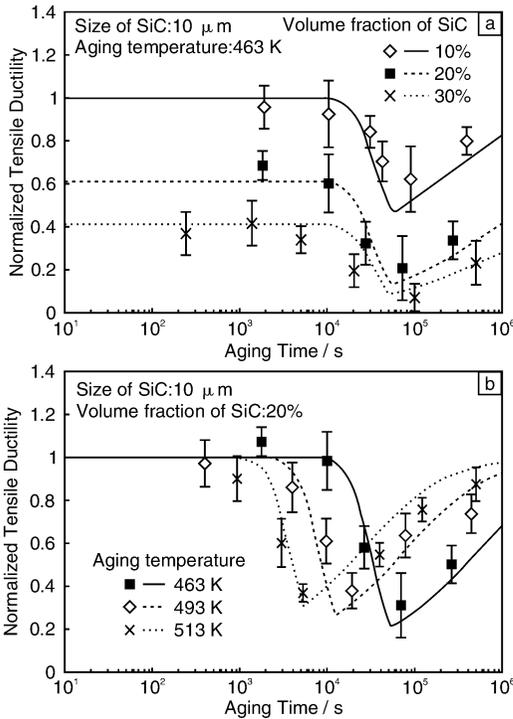


图 4 SiC/AlCuMg 复合材料模拟计算和实验研究得到的拉伸塑性与时效时间的关系：(a) 时效温度一定，SiC 体积分数不同；(b) SiC 体积分数一定，时效温度不同

Fig. 4 Normalized tensile ductility as a function of aging time (a) Certain aging temperature, various volume fraction of SiC and (b) Certain volume fraction of SiC, various aging temperature

加工中的性能控制

复合材料变形机制

可使用传统的塑性加工手段成形为各种形状的零件，是 DRA 的优势之一。但复合材料中的硬质颗粒在塑性加工中约束基体合金的流变，会使其塑性加工性能较铝合金差。为获得优化的工艺参数，探索复合材料变形机制成为复合材料加工研究的重点。

国内外较早的研究表明^[44-47]，铝基复合材料的高温变形与铝合金类似，是受热激活控制的变形行为。但使用经典的动力学模型进行分析时，常发现铝基复合材料的变形激活能比铝合金高。通过门槛应力^[48]及弹性模量修正，可建立复合材料的本构关系（幂律方程），但门槛

应力的产生原因较为复杂，而且需要进行低应变速率下的蠕变实验才能确定，给复合材料的变形机制研究带来困难。Prasad 等人^[49]在动力学模型上进行改进，使用动态材料模型建立了复合材料加工图分析方法，通过能量耗散率数值对不同温度与应变速率下的变形机制进行预测，与实验结果一致。

铝合金具有较高的层错能，在高温下位错易于产生交滑移与攀移，因此热变形过程中多发生动态回复而不发生再结晶。对铝基复合材料，硬质增强相在热变形过程中会增加应变梯度从而增加位错密度，提高了再结晶的形核驱动力，因而铝基复合材料高温变形时常发生动态再结晶^[17,21,30]，对晶粒细化有显著作用。

在铝基复合材料的热变形研究中，同时还发现其具有高应变速率超塑性特征^[47-48]。这对复合材料的成形加工尤其是使用板材近终形加工制备薄壁零件非常有利。由于增强相的存在，复合材料在高温下晶粒不易粗化。随着变形温度增加，满足晶粒滑动条件的应变速率随之增加，因而复合材料可在更高应变速率下获得超塑性。在对 SiC/2024A 冷轧板的研究中^[47]发现，复合材料板材可在 0.1 s⁻¹ 甚至更高的应变速率下获得超塑性，而铝基复合材料的超塑性变形机制仍以晶粒滑动为主（图 5）^[4]。

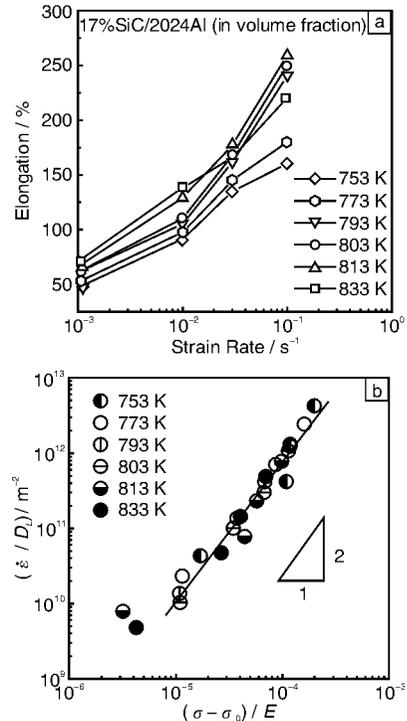


图 5 SiC/2024A 冷轧板的超塑性：(a) 不同温度下的延伸率与应变速率关系，(b) 应变速率与模量补偿有效应力关系

Fig. 5 Superplasticity in SiC/2024Al composite (a) variation of elongation at different temperature with strain rate and (b) strain rate vs modulus compensated effective stress

对复合材料变形机制的理解是指导制定变形工艺的基础。但要制备高性能无缺陷的复合材料, 还需要深入了解复合材料变形过程中的微观结构演化行为。

微观结构演化行为

随着铝基复合材料在承载结构中的推广应用, 塑性加工对性能的影响逐渐受到关注。复合材料在挤压、锻造和轧制过程中晶粒尺寸、颗粒尺寸与分布发生变化, 另外, 在复合材料制备过程中产生的疏松等缺陷可以得到密实。这些变化对复合材料的性能会产生显著影响。

较早的研究发现, 挤压过程中复合材料的晶粒会被拉长并会发生动态再结晶细化^[51-52], 同时部分增强相会发生开裂^[53]。研究还发现颗粒开裂后新形成的界面附近通常不产生孔洞^[54]。但目前研究缺乏对塑性加工过程中颗粒破碎后与基体合金重新形成界面形态的认识, 因而这种变形过程中的修复机制尚未得到阐明。

开裂导致颗粒尺寸细化有利于提高复合材料强度。但大尺寸颗粒在变形过程中会发生损伤, 在受载时可能成为裂纹源。因此制定加工参数需要综合考虑这 2 种作用。可以肯定的是, 复合材料的变形加工应尽可能在动态再结晶或动态回复区间进行, 以免因“不稳定流动”产生颗粒开裂或界面开裂等缺陷导致性能下降^[19, 48, 50]。

除了尺寸变化, 增强相分布也会因基体合金的塑性流动改变^[19, 50]。Rodrigo 等人^[26]对 SC/A 复合材料的研究中发现, 无论是晶须还是颗粒, 挤压后都沿着挤压方向成带状分布且有部分团聚。Cavelier^[19]在 $\text{Al}_2\text{O}_3/2618\text{A}$ 复合材料的等温模锻研究中也发现, 在特定温度下会出现局部颗粒团聚。最近 Ramu 和 Bauhoff^[5]对搅拌铸造制备的 SC/A 复合材料进行等通道转角挤压 (ECAP) 后发现, 颗粒分布并未发生明显改变。Ceschin 等人^[21]最近的研究结果也发现对铸造法制备的复合材料进行锻造并未改变颗粒分布。这些研究与较早的研究^[50]结果有较明显的差异。变形过程中的应力状态分布、应变矢量及应变值是影响颗粒分布的重要因素, 但目前热变形过程中的颗粒分布变化行为及影响因素还未得到系统研究。

除了增强相尺寸与分布变化, 塑性加工对复合材料影响还表现在基体合金微观结构变化上。Poudens 等人^[51]发现在低颗粒含量的复合材料中, $\langle 111 \rangle$ 和 $\langle 100 \rangle$ 织构强度比基体合金要高; 但体积分数增加后, 由于颗粒分布均匀性变差, 织构强度反而减弱。陈礼清等人^[56]对粉末冶金法制备的 SC/A 复合材料进行轧制研究发现, 冷轧板织构中包含微弱的剪切织构 $\{001\} \langle 110 \rangle$ 和 2 个常见的面心立方金属织构组分 $\{110\} \langle 112 \rangle$ 及 $\{3314\} \langle 773 \rangle$; 而热轧板织构近乎无规律分布, 因而

导致冷轧板屈服强度比热轧板略高。Ceschin 等人^[21]最近对铸造法制备的 $\text{Al}_2\text{O}_3/2618\text{A}$ 复合材料的研究中发现, 锻压可使晶粒细化、第二相化合物分散均匀化以及孔洞消除, 由此使复合材料延伸率显著提升。

从现有研究报道来看, 塑性加工会对控制复合材料性能的诸因素造成影响, 因此塑性加工与性能关系密切。但目前的研究数据暂不能对加工过程中的微观结构演化进行系统的预测和描述, 复合材料的热加工工艺仍主要依靠实验研究。

铝基复合材料新进展与应用前景分析

在工业领域设计需求牵引下, 铝基复合材料的研究仍在不断探索性能突破的途径。通过设计新型的材料成分与体系, 并引入新型高强材料与制备手段, 成为研制高性能铝基复合材料的基础。一般认为原位复合材料的原子结合界面是最理想的, 可使复合材料性能显著提升。最近 Li 等人^[29]在氮气中对高纯铝进行等离子弧气化沉积, 制备了原位 AN/A 复合材料, 其中 AN 与 A 晶粒尺寸分别达到纳米与亚微米级, 界面形成原子扩散结合 (图 6)^[29], 其弹性模量可达 142 GPa。除了改进界面结合与细化增强相及基体合金晶粒尺寸, 最近的铝基复合材料设计还包括选用高强铝合金、碳纳米管、功能陶瓷以及制备非晶与纳米晶混合结构等^[27, 30, 57-58],

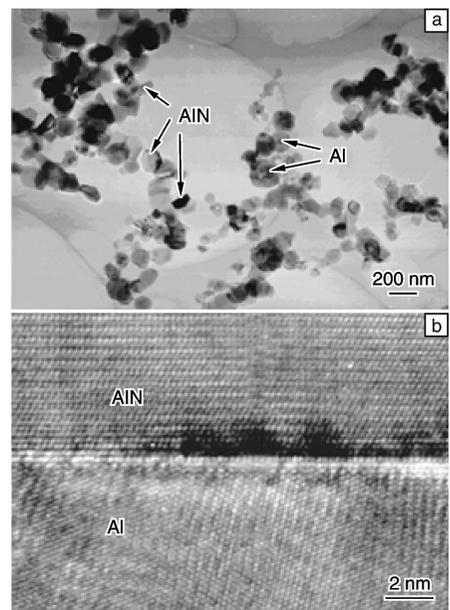


图 6 等离子弧气化沉积 AN/A 复合材料的微观结构: (a) TEM 照片, (b) 界面高分辨率照片

Fig. 6. Microstructure of AN/A mixed nanocomposites synthesized by arc discharge evaporation: (a) TEM micrograph of bright field and (b) high magnification TEM micrograph of AN/Al interface

使复合材料获得更高的综合性能。这些研究为复合材料性能突破提供了新途径,但目前关于如何控制界面反应、增强相尺寸、分布与数量以实现性能控制以及塑性突破等尚无有效手段,另外,这些材料要实现工业应用尚需要时间。

在强化机制与制备加工研究基础上,铝基复合材料的研制水平逐渐成熟。举例来说,我国 20 世纪 90 年代以前的铝基复合材料塑韧性与成型加工一直没有获得突破,因此应用受到局限。通过多年研究积累,“十五”期间我国在铝基复合材料性能与研制能力方面获得重要突破,尽管落后于国外,但几种典型铝基复合材料如 SC/Al₂O₃/Al 正逐渐获得航空航天、交通运输及电子仪表等领域的认可。今后,随着研究水平稳步提高以及新型复合材料的研发,铝基复合材料将有望在许多领域得到应用。

总结与展望

铝基复合材料在微观结构与性能研究中取得大量研究成果,成为工业领域应用的基础。但铝基复合材料的体系设计、加工过程中的质量控制以及性能水平的关系需要形成系统、完善的理论,才能成为更加实用可靠的应用指导依据。影响铝基复合材料的性能的因素较多,未来的研究需要在现有基础上综合系统的阐述多因素交互作用下复合材料的性能控制技术原理。另外,工业领域对材料性能的需求不断提高,通过融合新材料与加工技术来实现性能突破,是铝基复合材料未来发展的另一个重要方向。

参考文献

- [1] Miracle D B. Metal Matrix Composites for Space Systems: Current Uses and Future Opportunities [J]. Affordable Metal Matrix Composites for High Performance Applications. Warrendale: TMS, 2004: 1-21.
- [2] Miracle D B. Metal Matrix Composites: From Science to Technological Significance [J]. Composites Science and Technology, 2005, 65, 2: 526-540.
- [3] Wu Y, Lavemán E J. Strengthening Behavior of Particulate Reinforced MMCs [J]. Scripta Metallurgica Et Materialia, 1992, 27: 173-178.
- [4] Hong S J, Kao P W. Mechanical Properties of Al/SC Composites Made by Resistance Sintering of Mechanically Alloyed Powders [J]. Materials Science and Engineering A, 1991, 148: 189-195.
- [5] Xiao Bolü (肖伯律), Bi Jing (毕敬), Zhao Mingjiu (赵明久), et al. SCP 尺寸对铝基复合材料拉伸性能和断裂机制的影响 [J]. Acta Metallurgica Sinica (金属学报), 2002, 38: 1006-1008.
- [6] Yoshimura H N, Gonçalves M, Goldenstein H. The Effects of SCP Clusters and Porosity on the Mechanical Properties of IM/Al Matrix Composites [J]. Key Engineering Materials, 1997, 127: 985-992.
- [7] Slipenyuk A, Kuprin V, Mifan Yu, et al. The Effect of Matrix to Reinforcement Particle Size Ratio (PSR) on the Microstructure and Mechanical Properties of a P/M Processed AlCuMn/SCP MMC [J]. Materials Science and Engineering A, 2004, 381: 165-170.
- [8] Bhanu V V, Bhat B V R, Mahajan Y R, et al. Structure Property Correlation in Discontinuously Reinforced Al/Aluminum Matrix Composites as a Function of Relative Particle Size Ratio [J]. Materials Science and Engineering A, 2002, 337: 179-186.
- [9] Slipenyuk A, Kuprin V, Mifan Yu, et al. Properties of P/M Processed Particle Reinforced Metal Matrix Composites Specified by Reinforcement Concentration and Matrix to Reinforcement Particle Size Ratio [J]. Acta Materialia, 2006, 54: 157-166.
- [10] Narayanasamy R, Ramesh T, Prabhakar M. Effect of Particle Size of SC in Aluminum Matrix on Workability and Strain Hardening Behaviour of P/M Composite [J]. Materials Science and Engineering A, 2009, 504: 13-23.
- [11] Uematsu Y, Tokaji K, Kawamura M. Fatigue Behaviour of SiC-Particulate Reinforced Aluminum Alloy Composites with Different Particle Sizes at Elevated Temperatures [J]. Composites Science and Technology, 2008, 68, 2: 785-791.
- [12] Rabiei A, Vendra L, Kishi T. Fracture Behaviour of Particle Reinforced Metal Matrix Composites [J]. Composites Part A, 2008, 39: 294-300.
- [13] Kaynak C, Boylu S. Effects of SiC Particulates on the Fatigue Behaviour of an Al Alloy Matrix Composite [J]. Materials and Design, 2006, 27: 776-782.
- [14] Romanova V A, Babikhov R R, Schmauder S. The Influence of the Reinforcing Particle Shape and Interface Strength on the Fracture Behaviour of a Metal Matrix Composite [J]. Acta Materialia, 2009, 57: 97-107.
- [15] Song M, Xiao D H. Modeling the Fracture Toughness and Tensile Ductility of SCP/Al Metal Matrix Composites [J]. Materials Science and Engineering A, 2008, 474: 371-375.
- [16] Cheng N P, Li C M, Hui Q, et al. Effect of Particle Surface Treatment on the Microstructure and Property of SCP/AA6066 Composite Produced by Powder Metallurgy [J]. Materials Science and Engineering A, 2009, 517: 249-256.
- [17] Cavaliere P, Evangelista E. Isothermal Forging of Metal Matrix Composites: Recrystallization Behaviour by Means of Deformation Efficiency [J]. Composites Science and Technology, 2006, 66: 357-362.
- [18] Cavaliere P. Flow Curve Prediction of an AlMMC under Hot Working Conditions Using Neural Networks [J]. Computational

- Materials Science 2007 38: 722–726
- [19] Cavaliere P Isothermal Forging of AA2618 Reinforced with 20% of Alumina Particles [J. Composites Part A 2004 35: 619–629.
- [20] Vedani M, Erric F D, Gariboldi E Mechanical and Fracture Behaviour of Aluminium-Based Discontinuously Reinforced Composites at Hot Working Temperature [J. Composites Science and Technology 2006 66: 343–349.
- [21] Ceschini L, Minak G, Morri A Forging of the AA2618/20 vol% Al_2O_3 P Composite: Effect on Microstructure and Tensile Properties [J. Composites Science and Technology 2009 69: 1783–1789.
- [22] Mohamed A T, Nahed A E, Ahmed M E Some Experimental Data on Workability of Aluminium Particulate Reinforced Metal Matrix Composites [J. Journal of Materials Processing Technology 2008 202: 380–385.
- [23] Charles S, Arunachalam V P Characterization of Properties of Cryogenically Treated Al/SC Composites Fabricated by Powder Metallurgy [J. Materials and Manufacturing Processes 2006 21: 535–541.
- [24] Song M, Huang B Y Effects of Particle Size on the Fracture Toughness of SCP/Al Alloy Metal Matrix Composites [J. Materials Science and Engineering A 2008 488: 601–607.
- [25] Rodrigo P, Poza P, Utrilla M V et al Identification of σ and Ω Phases in AA2009/SC Composites [J. Journal of Alloys and Compounds 2009 482: 187–195.
- [26] Rodrigo P, Poza P, Utrilla V et al Effect of Reinforcement Geometry on Precipitation Kinetics of Powder Metallurgy AA2009/SC Composites [J. Journal of Alloys and Compounds 2009 479: 451–456.
- [27] Srivastava V C, Surreddi K B, Uhlirwinkel V Formation of Nanocrystalline Matrix Composite during Spray Forming of $Al_{83}La_3Y_3Ni_3Co_2$ [J. Metallurgical and Materials Transactions A 2009 40: 450–461.
- [28] Kerti, I, Topan F Microstructural Variations in Cast B4C Reinforced Aluminium Matrix Composites (AMCs) [J. Materials Letters 2008 62: 215–218.
- [29] Liu Y Q, Cong H T, Wang W et al AN Nanoparticle Reinforced Nanocrystalline Al Matrix Composites Fabrication and Mechanical Properties [J. Materials Science and Engineering A 2009 505: 151–156.
- [30] Yuan W H, Zhang J, Zhang C C et al Processing of Ultra-High Strength SCP/Al-ZnMgCu Composites [J. Journal of Materials Processing Technology 2009 209: 3251–3255.
- [31] Guillermo Requena Applications of Metal Matrix Composites EB/OL. (2007–05–03). <http://nm.cassess.uwjen.ac.at/aplicaciones.htm>
- [32] Molina J M, Rheme M, Caron J et al Thermal Conductivity of Aluminium Matrix Composites Reinforced with Mixtures of Diamond and SiC Particles [J. Scripta Materialia 2008 58: 393–396.
- [33] Dwa Technologies Inc Micro & Nano Metal Matrix Composites [EB/OL]. [2009–10–22]. www.dwa technologies.com
- [34] Kouzelim, Mortensen A Size Dependent Strengthening in Particle Reinforced Aluminium [J. Acta Materialia 2002 50: 39–51.
- [35] Fleck N A, Muller G M, Ashby M F et al Strain Gradient Plasticity Theory and Experiment [J. Acta Metallurgica Et Materialia 1994 42: 475–487.
- [36] Nixon D, Gao H Indentation Size Effects in Crystalline Materials: A Law for Strain Gradient Plasticity [J. Journal of the Mechanics and Physics of Solids 1998 46(3): 411–425.
- [37] Withers P J, Stobbs W M, Pedersen O B The Application of the Eshelby Method of Internal Stress Determination to Short Fibre Metal Matrix Composites [J. Acta Metallurgica 1989 37: 3061–3084.
- [38] Koleđnik O, Unterwieser K The Ductility of Metal Matrix Composites: Relation to Local Deformation Behaviour and Damage Evolution [J. Engineering Fracture Mechanics 2008 75: 3663–3676.
- [39] Clyne T W, Withers P J An Introduction to Metal Matrix Composites [M]. Cambridge: Cambridge University Press UK 1993.
- [40] İseki T, Kaneda T, Maruyama T Interfacial Reactions between SiC and Aluminium during Joining [J. Journal Materials Science 1984 19: 1692–1698.
- [41] Shi Z L, Ochiai S J, Hojo M et al The Oxidation of SiC Particles and Its Interfacial Characteristics in Al Matrix Composite [J. Journal of Materials Science 2001 36: 2441–2449.
- [42] Pal S, Mitra R, Bhanu Prasad V V Aging Behaviour of AlCuMg Alloy/SC Composites [J. Materials Science and Engineering A 2008 480: 496–505.
- [43] Song M, Huang D W Experimental and Modeling of the Coupled Influences of Various Sized Particles on the Tensile Ductility of SCP/Al Metal Matrix Composites [J. Metallurgical and Materials Transactions A 2007 38: 2127–2137.
- [44] Ma Z Y, Tjong S C, Li S X Static and Cyclic Creep Behaviour of in Situ TiB_2 Particulate Reinforced Aluminium Composite [J. Journal of Materials Research 1999 14: 4541–4550.
- [45] Ma Z Y, Tjong S C The High-Temperature Creep Behaviour of 2124 Aluminium Alloys with and without Particulate and SiC Whisker Reinforcement [J. Composites Science and Technology 1999 59: 737–747.
- [46] Ma Z Y, Tjong S C, Wang Z G Cyclic and Static Creep Behaviour of AlCu Alloy Composite Reinforced with In Situ Al_2O_3 and TiB_2 Particulates [J. Materials Science and Engineering A 1999 264: 177–187.
- [47] Xiao B L, Ma Z Y, Bi J Investigation on Superplasticity in

- SCP/2024 Cold Rolling Sheet after Heat Treatment]. *Journal of Materials Science Technology* 2003, 19, 382–384.
- [48] Li Y, Langdon TG. A Unified Interpretation of Threshold Stresses in the Creep and High Strain Rate Superplasticity of Metal Matrix Composites [J]. *Acta Materialia* 1999, 47, 3 395–3 403.
- [49] Prasad Y V R K, Sasidhara S. Hot Working Guide a Compendium of Processing Maps [M]. *Materials Park ASM International* 1997.
- [50] Xiao B L, Fan J Z, Tian X F, et al. Hot Deformation and Processing Map of 15% SCP/2009 Al Composite [J]. *Journal of Materials Science* 2005, 40, 5 757–5 762.
- [51] Poudens A, Bacroix B, Bretheau T. Influence of Microstructures and Particle Concentrations on the Development of Extrusion Textures in Metal Matrix Composites [J]. *Materials Science and Engineering A* 1995, 196, 219–228.
- [52] Borego A, Fernandez R, Cristina M C, et al. Influence of Extrusion Temperature on the Microstructure and the Texture of 6061 Al/15 wt% SCW IM Composites [J]. *Composites Science and Technology* 2002, 62, 731–742.
- [53] Than L M, Gupta M, Cheng L. Effect of Reinforcement Volume Fraction on the Evolution of Reinforcement Size during the Extrusion of Al/SC Composites [J]. *Materials Science and Engineering A* 2002, 326, 355–363.
- [54] Davies CH, Chen W C, Hawbolt E B, et al. Particle Fracture during Extrusion of a 6061/Al/In Composite [J]. *Scripta Metallurgica Et Materialia* 1995, 32, 309–314.
- [55] Ramu G, Bauri R. Effect of Equal Channel Angular Pressing (ECAP) on Microstructure and Properties of Al/SCP Composites [J]. *Materials and Design* 2009, 30, 3 554–3 559.
- [56] Chen L H (陈礼清), Lü Yuxiong (吕毓雄), Bi Jing (毕敬). SCP 增强铝基复合板材力学性能与晶粒取向分布 [J]. *Acta Metallurgica Sinica (金属学报)*, 1998, 34, 1 183–1 187.
- [57] Esawi A M K, Morsi K, Sayed A, et al. Fabrication and Properties of Dispersed Carbon Nanotube/Aluminum Composites [J]. *Materials Science and Engineering* 2009, 508, 167–173.
- [58] Wang W G, Li C, Li Y L, et al. Damping Properties of $L_3/L_3T_2O_2$ Particulates Reinforced Aluminum Matrix Composites [J]. *Materials Science and Engineering A* 2009, 518, 190–193.

高乙烯基聚丁二烯橡胶制备关键技术研究取得新进展

中科院长春应用化学研究所与中国石油天然气股份有限公司合力经过三年多的艰苦拼搏，在高乙烯基聚丁二烯橡胶制备关键技术研究方面取得系列新的进展。采用铁系络合催化剂生产高乙烯基聚丁二烯橡胶，形成了 40 L 连续聚合的生产工艺，成功合成出门尼粘度在 60~80 乙烯基含量大于 80% 的高乙烯基聚丁二烯橡胶，该橡胶具有低成本、高性能的特点。承担的国家 863 计划课题日前顺利通过验收。

高乙烯基聚丁二烯橡胶是一种同时具有低滚动阻力和良好抗湿滑性的高性能橡胶，是制造高性能轮胎、绿色轮胎及飞机轮胎的理想胶料之一。随着高速公路和轿车数量的快速发展，该类橡胶的需求不断增加。但高乙烯基聚丁二烯橡胶的制备存在催化剂生产成本高，需低温聚合等问题，严重制约着它的产业化进程。

长春应化所的科研人员于 2006 年 12 月承担了国家 863 计划课题“高乙烯基聚丁二烯橡胶制备关键技术研究”，以合成出高乙烯基含量的丁二烯橡胶，并实现连续聚合中试放大为目标，经过 3 年多的不懈努力，开发出具有自主知识产权的新型铁系络合催化剂，具有成本低、活性高、立体选择性好，不涉及使用有毒、有害、价格昂贵的催化剂组分等特点。突破了以往铁系催化剂聚合活性和立体选择性较低，需低温聚合，难以实现工业化的技术难题。不增加环保成本，生产成本与镍系顺丁橡胶成本相当，相对于锂系催化体系溶剂精制成本更低，聚合条件温和，不使用任何添加剂或调节剂，更适用于大规模工业生产。

在新疆独山子石化公司 20 L 连续聚合装置上进行 3 釜连续聚合试验显示，该原料转化率达到 90% 以上，在 70~110 °C 温度下，聚合平稳，不堵不挂，聚合活性随温度升高而升高，聚合物的微观结构随聚合条件变化保持稳定。通过控制聚合工艺条件成功地合成出门尼粘度在 60~80 乙烯基含量大于 80% 的橡胶。用国标配方及硫化工艺配炼的高乙烯基聚丁二烯硫化胶，其 300% 定伸强度高于 10 MPa，拉伸强度高于 18 MPa，断裂伸长率高于 420%。中试产品性能已超过国外工业化产品，且使用的溶剂和单体与镍系顺丁橡胶相同，可在镍系顺丁橡胶装置上生产，不需另建生产装置，有广阔的市场和应用前景。

该课题现已申请中国发明专利 5 项，美国发明专利 1 项，授权中国发明专利 1 项。

(摘自中国科学院网站)

[29] Fang Zhendeng(方方正), Lin Chenguang(林晨光), Zhang Xiaoyong(张小勇), et al. 新型电子封装用金刚石/金属复合材料的组织性能与应用 [J]. Materials Review(材料导报), 2008, 22: 36—39.

[30] Yoshida K, Morgan H. Thermal Properties of Diamond Copper Composite Material [J]. Microelectronics Reliability, 2004, 44: 303—308.

[31] Tong Linsong(佟林松), Fan Jianzhong(樊建中), Xiao Bolu(肖伯律). 低热膨胀铝基复合材料的研究进展 [J]. Chinese Journal of Rare Metals(稀有金属), 2008, 32: 375—380.

[32] Lu Hui, Wang Xianping, Zhang Tao, et al. Design, Fabrication and Properties of High Damping Metal Matrix Composites—A Review [J]. Materials, 2009(2): 958—977.

[33] Zhang Z, Chen D L. Consideration of Oxidation Strengthening Effect in Particle Reinforced Metal Matrix Nanocomposites: A Model for Predicting Their Yield Strength [J]. Scripta Materialia, 2006, 54: 1321—1326.

[34] Yang Yi(杨益), Yang Shengliang(杨盛良). 碳纳米管增强金属基复合材料的研究现状及展望 [J]. Materials Review(材料导报), 2007, 21: 182—184.

[35] Harris P J E. Carbon Nanotube Composites [J]. International Materials Reviews, 2004, 49: 31—43.



专栏特约编辑张 荻
张 荻：男，1957 年 3 月生，“长江学者奖励计划”特聘教授；1982 年毕业于西安交通大学，同年考取教育部出国研究生，1985、1988 年分别获大阪大学硕士、博士学位，2003 年全国优秀博士论文导师；现任上海交通大学金属基复合材料国家重点实验室主任，中国复合材料学会常务理事，金属基及陶瓷基复合材料专业委员会主任；先后在日本 Yuasa 中央研究所、大阪大学超高压电镜中心、京都大学材料系、佐贺大学电子系和德国 Max-Planck 金属研究所作访问学者和教授；主持和承担多项国内项目和政府间国际科技合作项目，还与多所国际知名大学及公司建立广泛的合作研究关系。



特约撰稿人马宗义
马宗义：男，1963 年生，研究员，博士生导师；1988 年获哈尔滨工业大学硕士学位，2000 年获香港城市大学博士学位，2001～2004 年在密苏里大学从事合作研究；国家杰出青年基金/中国科学院百人计划入选者，中国复合材料学会金属基及陶瓷基专业委员会副主任。

肖伯律：男，1975 年生，研究员；1996 年毕业于吉林工业大学，1999、2002 年分别获甘肃工业大学、中国科学院金属研究所硕士和博士学位；2007 年作为引进优秀学者进入中国科学院金属研究所沈阳材料科学国家(联合)实验室工作。

姜启川：男，1949 年生，教授，博导，吉林大学材料科学与工程

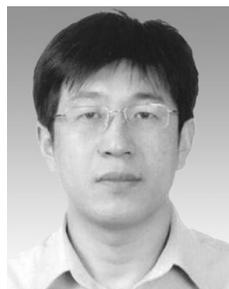


特约撰稿人肖伯律
学院学术带头人；1982 年获吉林工业大学工学硕士，1994～1995 年作为高级访问学者在加拿大 McMaster 大学材料科学与工程系进行合作研究与学术交流，开辟了变质铸造高碳高合金钢中碳化物团球化的新研究领域；作为第一获奖人获国家发明四等奖 1 项、吉林省科技进步奖基础理论类与发明类一等奖各 1 项。

范同祥：男，1971 年 7 月生，金属基复合材料国家重点实验室教授，中国材料研究学会青年委员会理事，中国有色金属学会材料科学与工程委员会委员；1999 年毕业于上海交通大学，获博士学位；2002、2004 年分别入选教育部“优秀青年教师资助计划”和“新世纪优



特约撰稿人姜启川



特约撰稿人范同祥

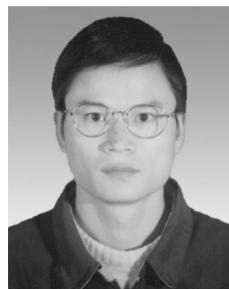
秀才资助计划”；承担的研究项目曾获上海市自然科学一等奖。

欧阳求保：男，1967 年出生，工学博士；1992 年毕业于上海交通大学复合材料专业；所研制的铝基复合材料已成功应用于我国航天、空间、先进武器、汽车等多个领域；曾获上海市科技进步一等奖和国防科技进步三等奖。

吕维洁：男，1973 年 2 月生，博士，金属



特约撰稿人欧阳求保



特约撰稿人吕维洁

基复合材料国家重点实验室研究员；2000 年毕业于上海交通大学；承担和参加了国家 863、973 自然科学基金等 30 多项科研项目研究；获得全国优秀博士学位论文，上海市科技进步一等奖、二等奖，教育部新世纪优秀人才，上海市科技启明星等奖励；中国复合材料学会理事，中国真空学会理事，上海市真空学会真空冶金委员会副主任委员等。