DOI：10.16410/j.issn1000-8365.2023.3201

铝基复合材料的高温蠕变性能研究进展

杨寿奎，张　翔，赵冬冬，何春年，赵乃勤
（天津大学 材料科学与工程学院，天津 300350）

摘　要：近年来，随着铝基复合材料 (aluminum matrix composites, AMCs) 常规力学性能研究不断深入与发展，室温力学性能已经取得突破性进展，并在航空航天装备等领域得到应用。然而，在高温环境下，AMCs 长时间服役后以蠕变损伤的形式发生宏观失效，且微观组织对蠕变损伤的影响尚不明晰。因此，结合 AMCs 增强相具有设计多样性的优势，调控增强相种类、含量、尺寸、界面结合强度、构型设计等参数是优化其抗高温蠕变性能的关键策略。为了深入理解 AMCs 的蠕变机制并分析提高抗高温蠕变性能的未来发展趋势，本文重点综述了 AMCs 的蠕变变形行为和高温蠕变性能，讨论了具有潜力的材料制备策略，可为抗高温蠕变 AMCs 的设计与研发提供指导。

关键词：铝基复合材料；蠕变性能；蠕变机制；增强相

中图分类号：TG111.8; TB33　　**文献标识码**：A　　**文章编号**：1000-8365(2023)08-0706-13

Progress on the Creep Resistance of Aluminum Matrix Composites at High Temperatures

YANG Shoukui, ZHANG Xiang, ZHAO Dongdong, HE Chunnian, ZHAO Naiqin
(School of Materials Science and Engineering, Tianjin University, Tianjin 300350, China)

Abstract: In recent years, with the deepening and development of research on the conventional mechanical properties of aluminum matrix composites (AMCs), room temperature mechanical properties have made breakthroughs and are used in aerospace equipment and other fields. However, in high temperature environments, creep damage is the main form of macroscopic failure of AMCs after long-term service, and the effect of microstructure on creep damage is not clear. Therefore, combined with the advantages of the diversity of composite reinforcement design, adjusting the type, content, size, interfacial bonding strength, architecture design and other parameters is a key strategy to improve the creep resistance of AMCs. To analyse the development trend that can improve the creep resistance of AMCs and understand the creep mechanism, this paper summarizes the creep deformation behaviours and the influence and mechanism of creep properties at high temperatures and discusses potential material fabrication strategies, which can provide guidance for the design and development of high-temperature creep resistant AMCs.

Key words: aluminum matrix composites; creep property; creep mechanism; reinforcement

金属基复合材料(metal matrix composites, MMCs)是以金属或合金作为基体，与一种或多种增强相结合而成的多相材料[1]。MMCs 兼具了金属或合金基体和增强相的特性，具有高比强度、比模量、低密度和良好的导电导热等优异性能，在航空航天、汽车、电子信息、国防工业等领域得到了广泛应用[2-4]。其中，铝基复合材料(aluminum matrix composites, AMCs)的比强度和比刚度高、成本低、抗腐蚀性能优异，是金属基复合材料领域中最常用的、最重要的轻质结构材料之一[5]。近年来，对于 AMCs 的研究集中于调控增强相的种类[6-12]、制备方法[13]、含量[14-15]、尺寸[16]、构型设计[17-19]及其与基体的界面[20-21]等策略来优化材料的室温力学性能，对于高温力学性能的研究相对较少。随着科技的不断进步和工业的高速发展，航空航天等领域中的耐热部件要求商用铝合金及 AMCs 的服役区间达到 300~400 ℃。目前，商用耐热铝合金的使用温度仍限于 200 ℃。因此，设计新型的轻质、耐热、抗蠕变铝合金及其复合材料的应

收稿日期：2023-07-20
基金项目：国家自然科学基金(520712230)
作者简介：杨寿奎，1996 年生，博士生. 研究方向为高强韧、耐热铝基复合材料. Email: skyang@tju.edu.cn
通讯作者：何春年，1981 年生，教授. 研究方向为金属基复合材料的设计、强韧化机制与应用. Email: cnhe08@tju.edu.cn
引用格式：杨寿奎，张翔，赵冬冬，等. 铝基复合材料的高温蠕变性能研究进展[J]. 铸造技术，2023，44(8): 706-718.
YANG S K, ZHANG X, ZHAO D D, et al. Progress on the creep resistance of aluminum matrix composites at high temperatures[J]. Foundry Technology, 2023, 44(8): 706-718.

(C)1994-2023 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

用前景广阔,对推动工业快速发展具有重要意义。

通常而言,合金材料的高温力学性能与熔点和比重呈正相关。因此,提高轻质、低熔点的铝合金及其复合材料高温性能面临重大挑战。在高温和应力耦合的复杂环境下,铝合金及其复合材料中空位和Cu、Mg等溶质原子的扩散速率较快,基体内析出的第二相随服役过程的推进将显著粗化,严重损失第二相的析出强化效果,最终使得材料以热疲劳或蠕变损伤的形式快速失效。因此,如何有效控制析出相的热稳定性,进而改善材料的高温力学性能,是耐热铝合金及其复合材料体系中重要的技术难题。针对此技术瓶颈,最近,学者[22-24]提出调控析出相/基体界面处异质原子偏聚/析出行为的析出相热稳定化设计思路,大幅改善了铝合金材料的抗高温蠕变性能。

与铝合金析出的纳米沉淀相相比,AMCs中的高熔点增强相通常表现出极高的热稳定性,有效避免沉淀相粗化对高温蠕变性能的不利影响[25]。然而,AMCs添加大体积分数的增强相后难以在基体内均匀分散,团聚的增强相容易成为蠕变损伤/微裂纹的起源[26];基体与增强相之间的界面关系复杂[16, 27];增强相也显著影响合金基体内沉淀相的析出行为[28]。因此,基于AMCs特殊的蠕变机制,深入分析其蠕变变形规律,并探索优化材料抗高温蠕变性能的策略对于保证材料在更高温区下实现安全可靠、长期服役至关重要。

作为金属结构部件的AMCs,在高温服役过程中会形成蠕变损伤,并且蠕变损伤随着服役过程的推进持续在基体内部快速聚集、长大,直到材料发生宏观失效。通常,材料发生蠕变失效前的应变量为1%~2%,失效前难以得到工作人员的关注。然而,结构部件一旦发生蠕变失效或断裂,往往会导致灾难性的事故发生。因此,基于AMCs的蠕变实验数据,建立服役条件、微观组织与蠕变性能之间的关系并深入分析蠕变损伤及蠕变变形机制具有重要意义。

研发耐热、抗蠕变AMCs的关键是对基体和增强相的合理选择与设计。例如,与纯铝基复合材料相比,铝合金基复合材料可以实现弥散沉淀相与增强相的协同强化效果,具有更优异的室温及抗高温蠕变性能。因此,不同的铝合金体系下AMCs的抗蠕变性能会存在较大差异。如Al-Cu、Al-Mg-Si、Al-Zn-Mg系是可通过合理的固溶+时效热处理工艺得到大量纳米析出相的合金[29]。然而,相对于合金基体的选择,增强相对铝(合金)基体抗蠕变性能的影响更为显著,现有研究结果表明[30],通过合理的体系设计,复合材料的稳态蠕变速率低于基体材料2~4个数量级如SiC/Al复合材料。因此,铝基复合材料抗蠕变性能提高的关键在于如何实现对增强相的选择与控制。增强相对AMCs高温性能的影响因素大体上可以归结于增强相与基体的接触面积和界面结合强度。因此,在合理选择增强相的基础上,优化增强相的尺寸、体积分数、分布特征与界面结合等也是改善材料抗蠕变性能的关键。

本文综述了对AMCs高温蠕变性能的研究进展,重点介绍有关AMCs的蠕变变形行为,深入分析影响AMCs高温蠕变性能的作用规律,明确当前研究工作中亟待解决的关键问题,对未来研发新型抗高温蠕变AMCs的主要方向进行了展望。

1　AMCs的蠕变变形行为

蠕变损伤是材料在高温服役条件下最常见的失效方式。蠕变是指材料在高温和低应力的耦合作用下发生缓慢塑性变形的现象。材料的应变随服役时间的延长不断增加,通过蠕变实验记录不同服役时间下的应变数据可获得一条曲线,即蠕变曲线,根据绘制的蠕变曲线可以分析不同服役阶段的变形规律[31]。本文该部分对以上进行了较为全面的总结。

1.1　蠕变曲线

如图1所示,1条完整的蠕变曲线具有3个蠕变阶段。蠕变第Ⅰ阶段(减速蠕变阶段,t_0–t_1),应变量由初始的ε_0增加至ε_1,此阶段的蠕变速率较高,并随着服役过程的推进不断降低,这是由于在应力作用下材料内部不同滑移系的位错激活、开动、缠结,导致可动位错的密度下降,产生加工硬化现象。蠕变第Ⅱ阶段(稳态蠕变阶段,t_1–t_2),是应变量由ε_1增加至ε_2,蠕变速率基本维持在恒定值保持不变,是整个服役过程中的蠕变速率最小值,该阶段回复导致材料与加工硬化作用达到动态平衡。蠕变第Ⅲ阶段(加速蠕变阶段,t_2–t_r),应变量由ε_2快速增加到材料发生宏观失效,蠕变速率急剧增加,材料内部生成的蠕变孔洞或微裂纹快速聚集和扩展,材料中能够承受载荷的有效面积不断减少,最终使得材料快速发生失效。在温度和应力作用下,材料内部组织的变化规律可以被蠕变曲线很好地体现。

通常,蠕变曲线可以反映应变与温度、应力、时间的关系。材料在不同蠕变阶段持续的时间与某一温度下所施加的应力有密切关系。当蠕变应力较小时,稳态蠕变阶段将显著提高,因此,稳态阶段的蠕变速率也成为衡量材料抗蠕变能力的重要判据;蠕

(C)1994-2023 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

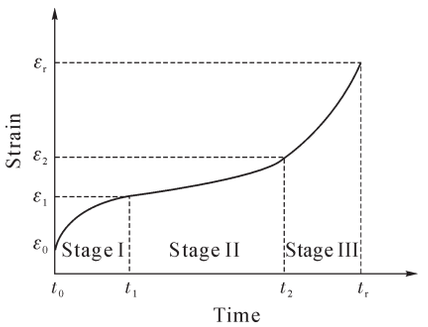


图 1 金属材料的蠕变应变曲线[32]

Fig.1 Creep strain curve of metal materials[32]

变应力较大时，材料完成蠕变第 Ⅰ 阶段后快速进入蠕变第 Ⅲ 阶段。

1.2 蠕变机制

金属材料的蠕变变形机制受服役条件(温度、应力)和显微组织的影响。铝基复合材料的主要变形机制有位错滑移与攀移机制、原子扩散机制及晶界滑动机制。然而，材料的蠕变机制是复杂的，在某一温度下，材料由一种或多种机制作用。以下分别进行详细介绍。

1.2.1 位错滑移与攀移机制

对于铝合金及其复合材料而言，位错蠕变机制是材料高温服役条件下起主导作用的变形机制。与在室温服役的材料相比，高温更容易激活基体内的位错滑动。当材料发生蠕变变形时，基体内的增强相会钉扎位错进而限制位错的滑移。因此，复合材料中具有相对更高的位错密度，同时会引起材料内应力的增加，促进高密度的位错以攀移绕过障碍的方式移动[31]。值得一提的是，只有在足够高的应力作用下，位错才能越过增强相进而发生蠕变变形，学者通常把该临界值称为门槛应力 (threshold stress)。然而，有关门槛应力的理解尚未达成一致，有学者认为门槛应力与基体的晶体结构有关，但多数人认为门槛应力主要取决于增强相的强化效果。关于门槛应力的来源也尚未得到明确的解释，可能来源于增强相或析出相对于位错的阻碍作用，对于粉末冶金法制备的复合材料可能与制备过程中引入的氧化物颗粒有关。

1.2.2 原子扩散机制

当材料以原子扩散为主导机制发生变形时，一般需要满足 2 个条件[31]：①外部施加的应力足够低，位错运动对于蠕变变形的贡献很小，②温度足够高，原子具有较高的扩散速率。在拉应力的作用下，材料晶粒内部的应力场将发生变化，原子和空位将从高势能的位置向低势能位置发生定向扩散，空位从垂直于应力的晶界向平行于应力的晶界定向扩散，原子则以相反的方向扩散，导致平行于应力的晶粒被拉长，材料最终发生扩散性的蠕变变形[33]。复合材料的蠕变机制可以用方程进行表示：

$$\varepsilon=B\frac{BD\sigma\Omega}{d^2kT}\left[1+\pi\delta B\frac{D_B}{dD}\right] \tag{1}$$

式中，B 为与晶粒和载荷相关的系数；D 为原子的自扩散系数；σ 为施加的应力；Ω 为原子体积；d 为晶粒尺寸；k 为玻尔兹曼常数；T 为服役温度。由式(1)可知，在较高的服役环境下或大晶粒尺寸材料的蠕变变形以 Nabarro-Herring 机制[34]为主导，此时空位或原子在晶内扩散。然而，低温服役环境下或细晶材料则可以用 Coble 方程解释，空位主要沿晶界扩散。

1.2.3 晶界滑动机制

多晶金属材料高温条件下的界面结合强度要较室温状态明显降低，在外部应力的作用下，材料中的晶粒会沿应力方向发生变形，此时需要晶界滑动以协调变形。该种滑移机制主要发生在低应力的蠕变实验条件下，因为足够高的应力将激发更多的滑移系开动协调材料变形。因此，晶界滑动机制对于在高应力条件下材料蠕变变形的贡献值较小[31]。

综上所述，AMCs 的高温蠕变变形主要受到位错运动、晶界滑动以及位错与增强相和第二相粒子作用的影响。以下将总结判定 AMCs 蠕变变形机制的方法。

1.2.4 蠕变机制的判定方法

蠕变应力指数 n 代表稳态蠕变速率与蠕变应力的作用关系，蠕变激活能 Q 则代表稳态蠕变速率与温度的作用关系。对铝合金及其他金属的高温蠕变理论研究中已经构建了可视化的蠕变实验数据与微观结构之间的作用关系，蠕变应力指数 n 和蠕变激活能 Q 可协助分析材料的蠕变变形行为[35]。表 1 总结了金属材料蠕变机制与对应的蠕变应力指数和蠕变激活能之间的对应关系[32,36-40]，总结了经典的蠕变

表1 材料蠕变应力指数和蠕变激活能与蠕变机制的对应关系

Tab.1 The relationship between the creep exponent and creep activation energy with the creep mechanism of materials

实验材料	蠕变机制	真正蠕变应力指数	蠕变激活能/(kJ·mol^{-1})	蠕变激活能的含义
Mg-0.5 wt.% Zr[37]	扩散蠕变机制	1	-	等于原子体扩散激活能
Supral 2004/Al-Li 2090/Al-Li 8090[38]	晶界滑移蠕变机制	2	-	等于晶界扩散激活能
2024 Al[39]	位错粘性滑移蠕变机制	3	85.390	等于互扩散激活能
SiC/6061 Al[40]	位错攀移蠕变机制	5	160	等于基体金属晶格扩散激活能
Al_2O_3.TiB_2/Al-Cu[32]	亚结构不变模型	8	337/421	等于基体金属晶格扩散激活能

(C)1994-2023 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

机制及与之对应的蠕变应力和激活能关系。当 n 为 1 时,材料的变形机制为原子扩散控制的蠕变,此时材料内部的位错密度不随服役时间而发生改变;当 n 为 2 时,材料的变形机制为晶界滑动蠕变;当 $n\geqslant 3$ 时,材料的变形机制主要为位错粘性滑移蠕变;当 n=8 时,材料的变形机制为恒定亚结构下晶格扩散主导的蠕变变形,这种高应力指数的情况多见于 AMCs 中。

近年来,AMCs 高温蠕变性能研究中对于蠕变应力指数和蠕变激活能的计算表明,AMCs 的蠕变应力指数和蠕变激活能显著高于铝合金,最高的应力指数可达 35[30],蠕变激活能可达 500 kJ/mol[41]。AMCs 异常高的蠕变应力值无法直接应用于已有的理论和模型中,不能准确反映材料真实的蠕变特性。受到早期研究工作的启发,学者们将门槛应力引入对 MMCs 蠕变机制的分析过程中,并表明材料的蠕变变形行为主要取决于基体,增强相的存在可使材料承受的外力与基体的受力情况有显著差异。在外加应力的基础之上减掉门槛应力才能得到基体内承受的真实应力,利用该方法可以将应力指数和蠕变激活能的数据进行修正,进而可以推断复合材料的蠕变变形机制。对铝基复合材料分析蠕变变形时通常绘制图,其中 n=3、5、8,在这 3 个图中选择线性拟合结果最佳的 n 值作为真应力指数。门槛应力可通过拟合线的延长线与应力轴的相交点获得,一般约为 Orowan 应力的 0.5 倍。

Xu 等[42]研究了高体积分数 SiC 颗粒增强Al-Si-Mg 复合材料的高温压缩蠕变性能,结果表明,复合材料具有较高的蠕变应力指数并表明存在门槛值。将门槛值引入经典模型后,得到了真实的蠕变应力指数约为 5,得知该条件下的高温压缩蠕变机制为位错攀移机制。Ma 等[42]对 2124 铝合金及 SiC 晶须增强 AMCs 的高温蠕变行为进行了研究,考虑门槛应力后得到在 623 K 和 673 K 温度下的蠕变机制可用恒定结构蠕变模型进行分析。该团队[43]在 TiO_2-Al-B 体系下原位制备了 Al_2O_3 和 TiB_2 颗粒混合增强的 AMCs,分别得到了不同温度下的门槛应力,经过修正后复合材料的蠕变应力指数为 8,蠕变激活能接近 Al 自扩散激活能,蠕变行为也可用恒定结构蠕变模型解释。

综上所述,AMCs 在高温服役条件下存在门槛应力,使其具有比基体金属更高的蠕变应力指数和蠕变激活能。充分认识到 AMCs 中的门槛应力后,对已有的蠕变理论和模型进行修正,可以更为准确地分析材料的蠕变变形机制。

2　AMCs 的高温蠕变性能研究现状

近年来,研究主要以碳纳米管、晶须、陶瓷颗粒等作为增强相,结合增强相与第二相粒子之间的协同强化作用,优化 AMCs 的抗蠕变性能。目前为止,国内外学者研究了增强相种类、含量、尺寸、界面结合、构型设计等对 AMCs 抗高温蠕变性能的影响,并分析其中的组织演变规律和蠕变变形机制。

2.1　AMCs 高温服役下的组织稳定性

根据经典的霍尔佩奇理论[44-45],室温下,多晶金属材料的屈服强度随晶粒的细化而提升,这是由于晶界有效阻碍了位错的滑动。细化晶粒被认为是提高材料强度的关键策略。但是,在高温服役环境中,金属材料的变形由晶界扩散、晶界迁移、晶粒转动等机制主导,导致晶粒稳定性变差,晶界发生动态软化,强化效果减弱[46]。与此同时,引入高密度晶界会加剧晶界扩散蠕变,表现为材料的晶粒尺寸越小则抗蠕变性能越差。因此,提升金属材料高温条件下晶界的热稳定性是改善材料高温性能的重要方式。

高温下抑制晶粒长大速率的策略可以从降低晶界迁移驱动力(热力学稳定性)和增加晶界迁移激活能 (动力学稳定性) 两个方面进行设计。在一定的热力学环境下,晶界迁移驱动力可以通过降低晶界能来控制,而利用合金化方法使溶质原子在晶界处的偏聚是降低晶界能的有效方法[47],这些方法已经在 Ni-P[48]、Pd-Zr[49]等体系下得以证实。然而,在动力学方面,溶质原子对晶界同时存在拖曳作用,拖曳作用随溶质原子浓度的增加而增大。当溶质原子浓度超过固溶极限时将以第二相的形式在晶界处析出,也可有效钉扎晶界[50]。总之,利用合金化的方法,降低晶界能的同时抑制第二相粗化速率是提高金属材料高温稳定性的有效方法。但是,该方法引入的合金元素可能会影响材料的机械、物理或化学性能。

近年来,卢柯院士团队创新性地提出一种可以提高超细纳米晶金属材料热稳定性的新方法[51-52]。利用表面机械研磨处理技术,制备了梯度纳米多晶铜,距研磨表面 150 μm 处的晶粒尺寸约为 200 nm。不同温度下退火处理 30 min 后的组织如图 2(a)所示,结果表明,随退火温度的升高,纳米晶与粗晶区的界面不断上移,纳米晶区仅少量晶粒粗化,仍表现出良好的热稳定性。退火前及 433 K 退火处理 30 min后,距样品表面 2 μm 处的透射明场像如图 2(b~c)所示,纳米晶粒热处理后的形貌和尺寸无明显变化。433 K 和 473 K 退火温度下的 EBSD 结果,如图 2(d~e)所示,当退火温度超过 453 K 时,表面逐渐形成尺寸粗

(C)1994-2023 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

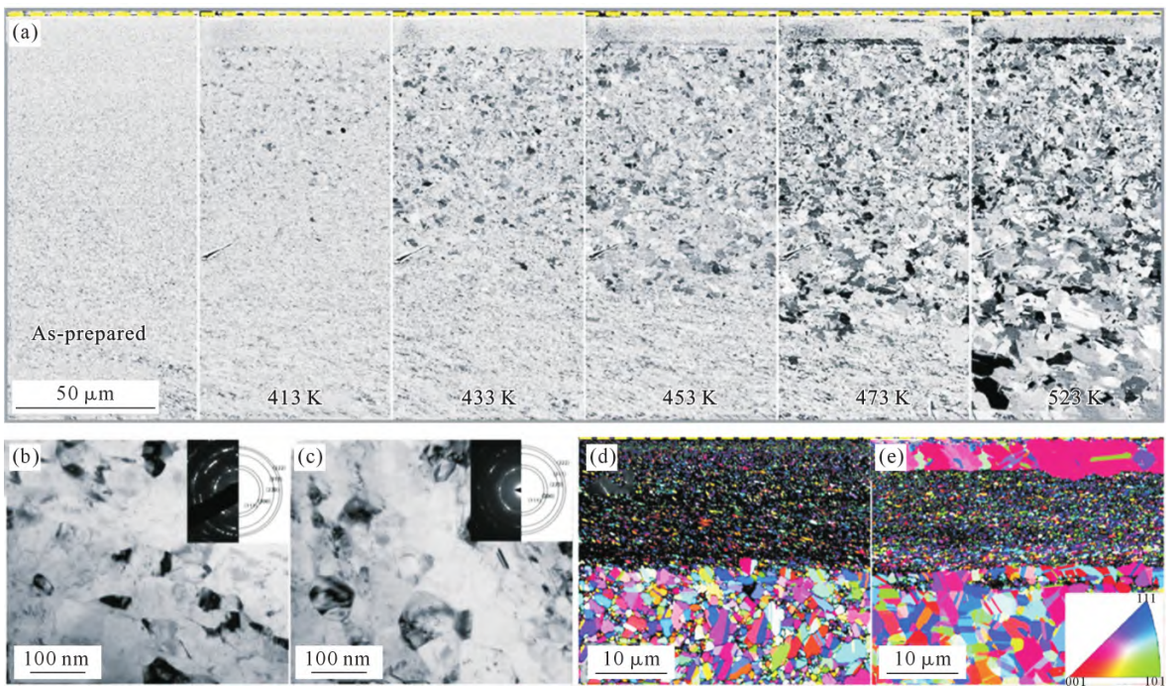


图 2 梯度纳米晶粒纯铜退火处理引起的结构变化:(a) 退火前及不同温度退火 30 min 的样品截面扫描电镜图,(b~c) 退火前样品和 433 K 处理 30 min 样品距表面 2 μm 处的纳米晶粒的透射电镜及选区衍射图,(d~e) 433 K 和 473 K 退火铜样品中表层的 EBSD 图[51]

Fig.2 Structural changes of gradient nanograined pure Cu induced by annealing treatment: (a) cross-sectional SEM images of the as-prepared sample and after annealing at different temperatures for 30 min, (b~c) cross-sectional TEM images with selected area electron diffraction patterns for the nanograins at a depth of 2 μm from the surface in the as-prepared sample and sample annealed at 433 K for 30 min, (d~e) EBSD images of the top surface layer in the samples annealed at 433 K and 473 K[51]

化的晶粒，但形貌与内部尺寸粗大的晶粒有所差异。通常,随着晶粒尺寸降低,合金材料基体内引入大量界面,促使晶粒具有更快的长大动力学。然而,超细纳米晶(70 nm 以下)表现出反常规的热稳定性,晶粒尺寸越小,热稳定性越优异,材料发生失稳的温度也越高。纳米晶的热稳定性归结为晶界与塑性变形过程中激发的分位错相互作用,将晶界结构调整到低能量状态,降低晶界迁移和晶界扩散的驱动。

在此基础上,该团队[53]利用表面机械研磨技术,获得了晶粒细小的 Ni-Co-Cr-Mo 合金材料,对比研究了不同晶粒尺寸材料的热稳定性和抗蠕变性能。不同退火温度下处理 10 min 后,样品的晶粒尺寸变化规律如图 3(a)所示,晶粒尺寸为 9 nm 和 42 nm 的样品分别标记为 SNG-9 和 NG-42。结果表明,在大于 700 ℃的退火温度下,NG-42 样品的晶粒显著粗化到亚微米级,SNG-9 的样品在 700 ℃退火后表现出良好的尺寸稳定性，晶粒的形貌和尺寸基本保持不变,如图 3(b)所示。作为对比,在 800 ℃退火后样品的晶粒尺寸略有增大,约为(30±10) nm。在不同温度和应力条件下,样品的抗蠕变性能及蠕变变形机制如图 3(c)所示,SNG-9 样品的稳态蠕变速率要低于 NG-42 样品 3 个数量级,与此同时粗大晶粒的样品也有比 NG-42 样品更加优异的抗蠕变性能,这表明临界尺寸下材料内引入晶界会弱化材料的抗蠕变性能。塑性变形引发了 SNG-9 材料中的高密度晶界结构弛豫,形成了具有丰富孪晶界的稳定晶界网络,进而抑制了高温下的扩散蠕变过程。

以上研究表明,基于热力学的控制方法,通过晶界工程构建稳定的晶界网络，可以降低晶界迁移和晶界扩散的驱动力,提高晶粒的热稳定性,保证材料的抗高温蠕变性能。

与合金材料相比,AMCs 在高温环境下应用的优势在于增强相的可设计性较强，服役过程中的增强相尺寸基本保持不变。Tang 等[54]通过低温球磨和固结工艺制备了组织呈纳米结构的 SiC_p/Al5083 复合材料,经过 500 ℃-2 h 退火处理后,材料仍能保持强度和晶粒组织的稳定，材料层状界面复合大量氧化物,使材料具有很高的热稳定性。Cao 等[55]研究了碳纳米管(carbon nanotubes, CNTs)增强 AMCs 在高温条件下的力学性能和强化机理。结果表明,与未实现增强的材料相比,CNT/Al 复合材料经过 200 ℃和400 ℃退火 12 h 热处理后具有更小的晶粒尺寸,这表明 CNT 的添加可以提高晶粒的热稳定性,保证了材料在高温下的力学性能,5%CNTs/Al(体积分数)复合材料在 400 ℃下的抗拉强度为 205 MPa。Nam 等[56]通过粉末冶金方法制备了二维氮化硼纳米片

(C)1994-2023 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

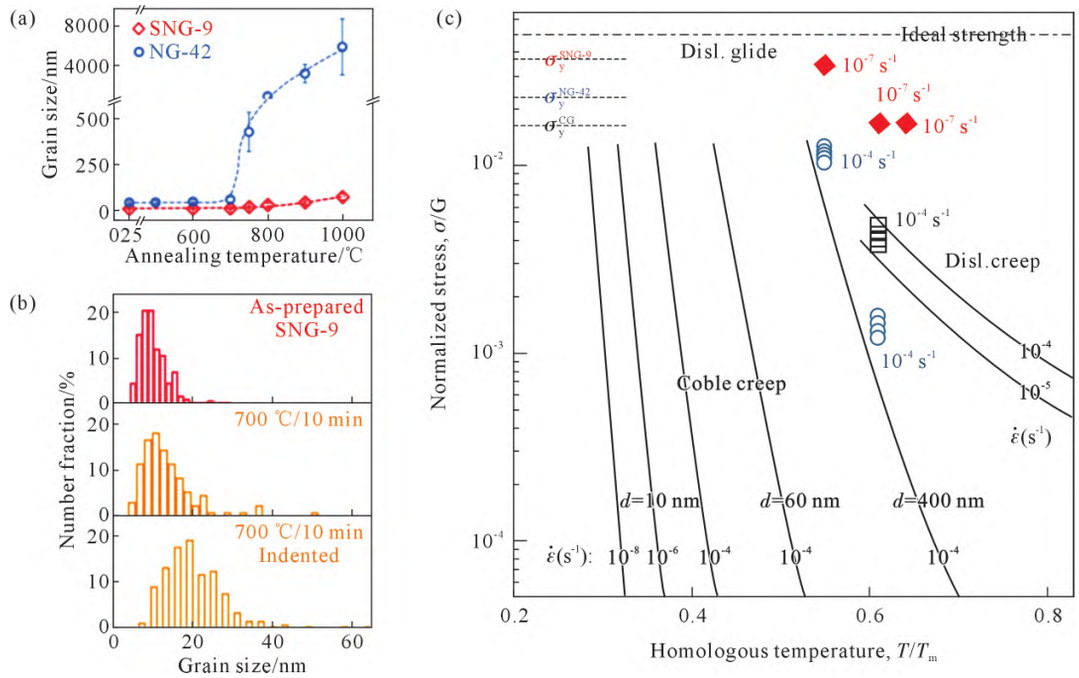


图 3　热稳定性和抗蠕变性能：(a) 晶粒尺寸随温度的变化，(b) SNG-9 样品、700 ℃退火 10 min 样品和蠕变实验后样品的晶粒尺寸分布，(c) 合金蠕变变形机制图[53]

Fig.3　Thermal stability and creep resistance: (a) variation in grain size as a function of annealing temperature, (b) grain size distributions of the as-prepared SNG-9 sample and the sample annealed at 700 ℃ for 10 min and after creep tests, (c) creep deformation mechanism of alloys[53]

(boron nitride nanosheets, BNNS)增强纳米铝基复合材料，着重分析了 BNNSs 对抑制纳米晶粒长大的影响。研究发现，BNNSs 可以有效钉扎晶界，抑制晶粒在 580 ℃下的生长过程，有效改善纳米 AMCs 的高温软化行为。与此同时，相场模拟结果表明，随机分布的增强相比单一取向具有更佳的钉扎晶界效果，且优于相同体积分数下球形颗粒抑制晶粒长大行为。

总之，AMCs 中的增强相可有效钉扎晶界，进而抑制高温服役条件下晶粒的粗化行为，增强相的物理特性、体积分数、尺寸等显著影响晶粒的热稳定性。通过调控增强相在基体内的分布来提高晶粒的热稳定是显著改善 AMCs 高温力学性能的有效方法。

2.2　增强相种类对高温蠕变性能的影响

不同增强相之间的本征强度有较大差异，其与基体之间的接触面积和界面结合情况等都显著不同，增强相的合理选择对 AMCs 的抗蠕变能力有显著影响。Choi 等[57]利用球磨结合热轧的工艺制备了晶粒尺寸约为 150 nm 的 Al 多晶及添加 4.5%CNTs (体积分数)的复合材料，测试了 523 K 下材料的抗蠕变性能，并详细分析其蠕变变形机制。结果表明，添加高纵横比和高刚度的 CNTs/Al 复合材料与未增强的 Al 多晶材料相比具有更优的抗蠕变性能。高应力区服役时，复合材料的蠕变变形伴随门槛应力，表现出较高的蠕变应力指数。随着蠕变应力的降低，应力指数减小，位错对于材料蠕变变形的贡献较小，原子扩散主导的变形机制更为明显。门槛应力主要是源自基体与碳纳米管界面处位错塞积引起的长程背应力，这种解释也通过 ABAQUS 模拟计算得到验证。

Nardone 等[58]分析了不同温度和应力条件下SiC_w/2124Al 复合材料的抗蠕变性能及变形机制。研究结果表明，稳态蠕变速率表现出强烈的温度和应力的依赖性，应力指数和蠕变激活能与陶瓷颗粒作为增强相的系统相近，但两种系统下的门槛应力值有明显不同。Peng 等[59]研究了 $Al_{18}B_4O_3$/8009Al 复合材料在 573~723 K 温度范围内的压缩蠕变行为。8009Al 合金中加入 15 vol.%$Al_{18}B_4O_3$ 晶须比 8009Al 合金的蠕变速率低两个数量级，蠕变速率对温度和应力的依赖性也类似于 8009Al 合金。$Al_{18}B_4O_3$ 晶须不仅增加门槛应力，还将载荷从基体中传递至自身，经过修正的载荷转移模型对蠕变速率的预测与实验值相符。

近年来，人们对于 AMCs 高温蠕变性能的研究主要集中于陶瓷颗粒为增强相的复合材料。Liu 等[60]原位制备了含 0.1%TiB_2(质量分数，下同)、0.3%TiC_P、0.1%TiB_2+0.3%TiC_P 增强的 Al-Si 合金基复合材料，分析了 3 种材料在 350 ℃高温下的蠕变性能。研究发现，0.3%TiC_P/Al-Si 复合材料具有最佳的抗高温蠕变能力。TiB_2、TiC_P 增强相共同作用时对于晶粒的细化作用最为显著，高比表面积的晶界发生转动，晶

(C)1994-2023 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

界上析出的金属间化合物粗化以及颗粒之间团聚引起的应力集中是使蠕变塑性和抗蠕变能力下降的主要原因。

有关二维增强相增强 AMCs 高温力学性能的研究鲜有报道。MA 等[8]率先通过粉末冶金技术制备了 BNNSs/Al 复合材料，对比研究了材料在室温和 300 ℃条件下的高温拉伸性能，结合分子动力学模拟和原位 SEM 等表征，分析了织构和应变的演变过程。研究发现，复合材料在 300 ℃下的抗拉强度约为 329 MPa，表现出极其优异的高温拉伸强度；复合材料的 Al-AlN-BNNSs 过渡界面在高温下具有较强的界面结合强度，表现出良好的高温稳定性；与未增强的纯 Al 材料相比，BNNSs 可以有效抑制材料高温变形过程中的晶粒转动，如图 4(a~b)所示，使变形过程中的应变分布更加均匀如图 4(c~d)所示，延缓微裂纹的产生；图 4(e)中的分子动力学(molecular dynamics, MD)模拟结果表明，添加 BNNSs 的复合材料使晶界台阶减小，有助于应变分布均匀和保证材料的晶粒稳定性，抑制晶界迁移和晶粒软化。

综上分析，在一定服役环境下，CNTs 作为增强相可以提高材料的抗蠕变性能，但是碳与 Al 基体容易发生界面反应，弱化材料的界面结合强度。纤维增强相因其本征强度相对较低，限制了对复合材料抗蠕变性能的提升效果。纳米陶瓷颗粒因其较高的表面能，容易造成颗粒之间发生团聚。高热稳定性的二维 BNNS 具有较高的理论强度，与基体之间形成较高的接触面积，同时会形成强键合的过渡界面，是一种理想的增强相。

总之，基于增强相的物理特征，合理选择增强相对充分发掘其强化效果，提高 AMCs 材料的抗高温蠕变性能极其重要。增强相应以具有良好的高温稳定性、与基体形成大的接触面积和共格界面为设计原则。

2.3 增强相尺寸与含量对高温蠕变性能的影响

该部分主要以陶瓷颗粒增强的 AMCs 作为分析对象。2.1 节提及，在高温服役环境下，晶界处析出细小的第二相是有效钉扎晶界、阻碍晶界迁移、保证材料晶粒稳定性的重要方式，但长期服役后的粗化现象会减弱第二相对高温性能的贡献。与此同时，增强相的尺寸也是影响 AMCs 抗蠕变性能的重要因素。Tjong 等[61]通过粉末冶金技术制备了铝多晶材料和不同颗粒尺寸 (3.5、10、20 μm) SiC_p 增强的 Al 复合材料，研究了材料在 573、623、673 K 下的高温蠕变行为。结果表明，铝多晶及其复合材料都具有较高的应力指数(14.3~26.1)和蠕变激活能 (253~261 kJ/mol)；3 μm 颗粒尺寸 SiC_p/Al 复合材料的抗蠕变性能最佳，稳态蠕变速率要小于铝多晶材料 2~3 个数量级；10~20 μm 较大颗粒 SiC_p/Al 复合材料与铝多晶材料具有相近的蠕变寿命。该工作证实，降低陶瓷颗粒尺寸有助于提高材料的抗蠕变性能。

Tian 等[62]以原位内生纳米 TiC_p/Al-Cu 中间合金+铸造法制备了 0.3%TiC_p/Al-Cu(质量分数)复合材料，探索了纳米颗粒对材料抗蠕变性能的影响。与 Al-Cu 合金相比，0.3%TiC_p/Al-Cu(质量分数)复合材料在 453~493 K 和 120~200 MPa 蠕变条件下门槛应力值提高 15~ 37 MPa，稳态蠕变速率低 3~17 倍。与 Al-Cu 合金相比，复合材料长时间时效后具有更高数密度和更小尺寸的 θ'相，大量细小的 θ'相以及纳米级的 TiC_p 明显阻碍了位错运动，提高材料的门槛应力，进而优化复合材料的抗蠕变性能。复合材料

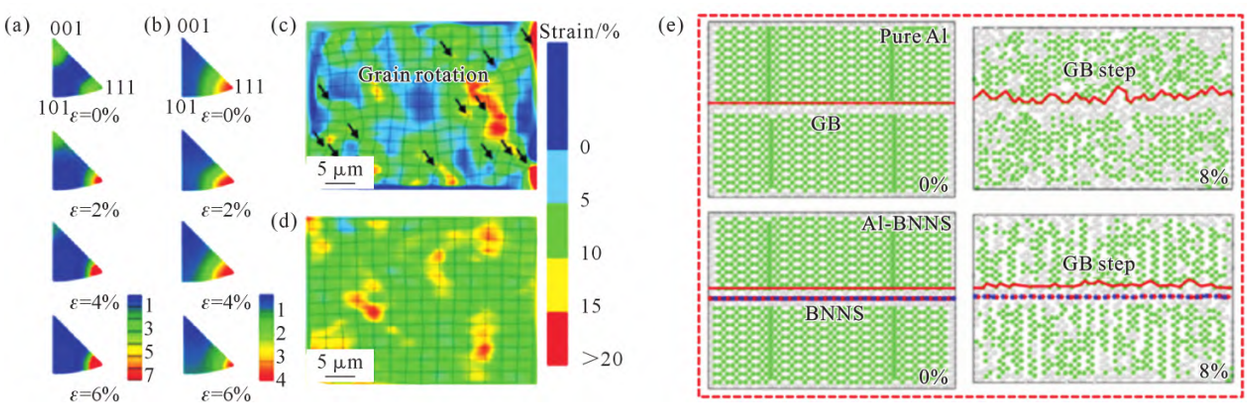


图 4 纯 Al 基体和 BNNSs/Al 复合材料的高温变形行为：(a~b) 纯 Al 基体和 BNNSs/Al 复合材料的织构演变过程，(c~d) 纯 Al 基体和 BNNSs/Al 复合材料在 6%应变后的高分辨应变分布，(e) 基于 MD 模拟的纯 Al 基体和 BNNSs/Al 复合材料高温变形过程中的晶界台阶比较[8]

Fig.4 High temperature deformation behavior of pure Al and BNNSs/Al composites: (a~b) texture evolution of the Al matrix and BNNSs/Al composites, (c~d) high-resolution strain distribution of the Al matrix and BNNSs/Al composites after straining by 6%, (e) comparison of grain boundary steps between pure Al and BNNSs/Al composites during high temperature deformation in the MD simulation[8]

(C)1994-2023 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

第二相的粗化过程主要受服役温度的影响，粗大的 θ' 相将导致门槛应力降低。该团队同时[63]探索了双模态尺寸(微米+纳米)的 TiC_p/Al-Cu 复合材料的高温蠕变性能。研究表明,453~493 K 和 120~200 MPa 的蠕变测试条件下,双模态尺寸 TiC_p/Al-Cu 复合材料的抗蠕变性能是 Al-Cu 合金和单一尺寸 TiC_p/Al-Cu 复合材料的 10~38 倍和 3~6 倍。合金及其复合材料的应力指数为 5，蠕变变形行为由位错攀移机制主导。微米级的增强相分布于晶界处起到钉扎晶界的效果,晶内分布的纳米颗粒和细小的 θ' 相阻碍位错攀移，两者的协同作用使双模态尺寸 TiC_p/Al-Cu 复合材料具有最佳的抗蠕变变形效果。

总之,在一定尺寸范围内,分布均匀的陶瓷颗粒随着尺寸减小,抗蠕变性能有效提升。晶界处的纳米陶瓷颗粒可以有效钉扎晶界,阻碍晶界迁移,晶内分布的纳米陶瓷颗粒可阻碍位错运动。与此同时,高温长时间服役后,纳米陶瓷颗粒增强 AMCs 较未增强的铝合金材料相比,基体内析出第二相的密度更高、尺寸更小,也有利于改善复合材料的抗蠕变性能。纳米增强相的缺点也很明显，高的比表面积使得纳米颗粒易发生团聚，以至于难以制备出均匀分布的高含量纳米颗粒增强 AMCs。

增强相的体积分数也是影响 AMCs 抗高温蠕变性能的重要因素。特定分散工艺下,增强相往往具有一个最佳的含量。在保证不发生团聚的前提下,提高增强相含量会提高材料抗蠕变能力。Rutecka等[64]对不同含量 SiC_p 增强 AMCs 的高温蠕变性能进行了研究,结果表明,随着 SiC_p 含量的增加,材料的蠕变性能显著提高。然而,高含量的 SiC_p 容易引起团聚,成为蠕变损伤的起源地。Qian 等[65]研究了原位 ZrB_2 纳米颗粒增强 AA6111 复合材料的高温蠕变性能及机制。结果表明,3ZrB_2/AA6111 复合材料具有最佳的抗蠕变性能，并表现出随着陶瓷颗粒含量持续增加，抗蠕变性能先升高后降低的趋势。AA6111-3ZrB_2 复合材料在 573 K 的门槛应力值达到 28 MPa，远高于 AA6111 合金的 15 MPa。573 K/90 MPa 蠕变变形前后的原位 ZrB_2 颗粒平均尺寸分别为 40 nm 和 45 nm，该颗粒在整个服役过程中未观察到明显的粗化现象,具有良好的热稳定性,有效抑制变形过程中的位错运动并有效钉扎晶界。

2.4　增强相/基体界面对高温蠕变性能的影响

铝基复合材料的制备过程主要有两种：①是直接通过机械球磨将增强相与基体混合后制得复合材料;②是制备过程中通过原位反应,在基体中内生增强相。与外加增强相相比,内生增强相与基体的润湿性好,界面结合强度较高,具有良好的分散性,不容易引入氧化物颗粒等杂质，更有利于提高材料的高温蠕变性能。Xia 等[66]原位制备了 3%TiB_2/Al-Cu-Mg-Ag(质量分数)复合材料,解决了利用外加法将增强相加入液态金属 Al 中会导致润湿性差、基体与增强相的界面结合不良等问题，分析了Al-Cu-Mg-Ag 合金及其复合材料在不同温度和外加应力下的高温蠕变行为。结果表明,TiB_2 颗粒可以细化材料的晶粒尺寸同时抑制析出相的长大，改善复合材料的蠕变性能,表现出更低的应变和更长的服役寿命,蠕变应力指数为 5,蠕变变形由位错攀移机制主导。

Khorshidi 等[67]研究了原位铸态 Al-15Mg_2Si 复合材料的压缩蠕变行为。研究表明,初生 Mg_2Si 颗粒的形貌在蠕变过程中保持不变，颗粒与铝基体界面保持良好的共格关系；伪共晶 Mg_2Si 颗粒的形貌发生从片状向点状的转变；复合材料的蠕变行为无门槛应力,蠕变应力指数为 4.6~5.3,平均活化能为 131 kJ/mol，并提出了晶格自扩散控制的位错攀移机制解释蠕变变形行为。

Ma 等[8]在对 BNNSs/Al 复合材料高温性能的研究中,复合材料在 573 K 处理 4 h 后,BNNS 与基体之间仍存在 Al-AlN-BNNSs 过渡界面，如图 5(a~b)所示,其中 Al-AlN 界面为共格界面如图 5(c),高温下表现出较强的界面键合能力。良好的界面结合可

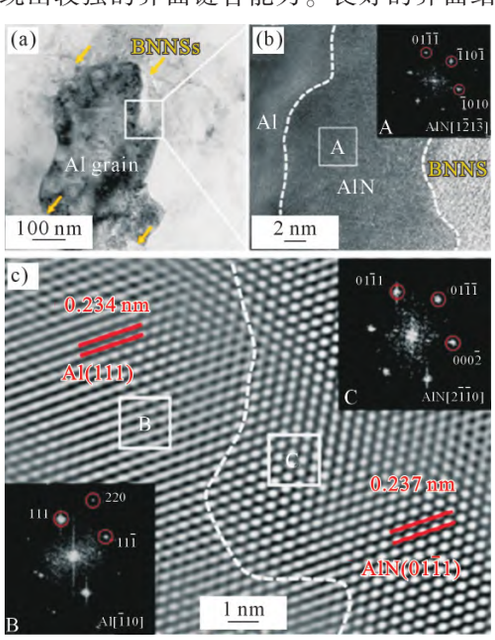


图 5 BNNSs/Al 复合材料在 573 K 变形后的组织及界面表征:(a) 高温处理后 BNNSs/Al 复合材料低倍数形貌,(b) 局部区域的高倍数形貌,(c) 界面晶体取向分析[8]

Fig.5 The microstructure and interface characteristics of BNNSs/Al composites after heat treatment at 573 K: (a) the representative low magnification morphologies of BNNSs/Al composites after heat treatment, (b) high magnification morphologies recorded in the write area, (c) crystallographic orientation analysis[8]

(C)1994-2023 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

以提高 BNNSs 的钉扎效果，有效抑制晶粒转动，保证复合材料的高温力学性能。因此，增强相与基体间的共格界面结构是充分发挥增强相强化效果进而提升 AMCs 抗高温蠕变性能的关键因素。

2.5 增强相构型设计对高温蠕变性能的影响

近年来，通过改变增强相的空间分布，实现组织上非均匀的构型设计，获得优于增强相呈均匀构型的室温力学性能或功能性能。已有报道的非均匀构型如图 6 所示，主要有分级构型[17,68-69]、谐波构型[70-71]、层状构型[72-73]、核壳网络构型[74-75]、三维网络构型[76]等。

Zhang 等[76]基于粉末冶金方法，原位制备连续三维石墨烯网络(three-dimensional graphene network, 3DGN)增强铜基复合材料，制备工艺如图 7(a)所示，通过 FIB 三维重构技术证实石墨烯呈连续三维网络构型，如图 7(b)所示。研究发现，三维石墨烯网络同时提高了铜基复合材料的强度和断裂伸长率，同时保持了良好的导电导热性能。在此基础上，进一步探索了 3DGN 对铜热稳定性的影响[78]，机械性能测试表明，与纯铜和二维石墨烯片增强铜基复合材料相比，3DGN/Cu 复合材料表现出更高的热稳定性和硬度。在热轧变形过程中，3DGN 对再结晶晶粒有很强的钉扎作用，获得超细等轴晶粒。热暴露过程中，3DGN 有效抑制三叉晶界的迁移过程以保证高的热稳定性。

通过增强相构型设计优化 MMCs 高温蠕变性能的研究中，Huang 等[79]、Jiao 等[80]通过调控增强相空间分布显著改善 Ti 基复合材料抗高温蠕变性能，提出不同尺度增强相原则上表现出不同的强化机制，换言之，对不同类型的增强相进行合理的空间分布设计才能充分发掘其增强效率[81]。基于 Ti 基复合材料高温条件下的失效机制，该团队[75,82-85]设计出双尺度增强相的核壳网络构型，并通过热压烧结工艺制备了 Ti64、TiB/Ti64、(Ti_5Si_3+TiB)/Ti64 复合材料，增强相的分布如图 8(a)所示。该构型的设计思路[84]是微米级 TiB 分布于晶界上可有效抑制高温下的晶粒长大，钉扎晶界，抑制晶界高温软化效应；晶内的相界面处引入纳米级 Ti_5Si_3 增强相，有效抑制了相的生长，延缓界面软化。不同服役温度和应力下的蠕变寿

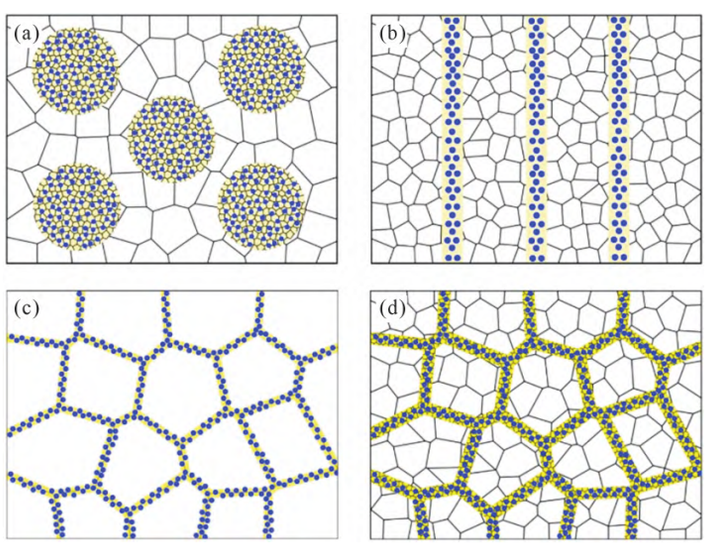


图 6 MMCs 中非均匀构型示意图：(a) 分级构型，(b) 层状构型，(c) 核壳网络构型，(d) 谐波构型[77]

Fig.6 Schematic illustrations of different types of heterogeneous architecture in MMCs: (a) hierarchical, (b) laminate, (c) core-shell network, (d) harmonic[77]

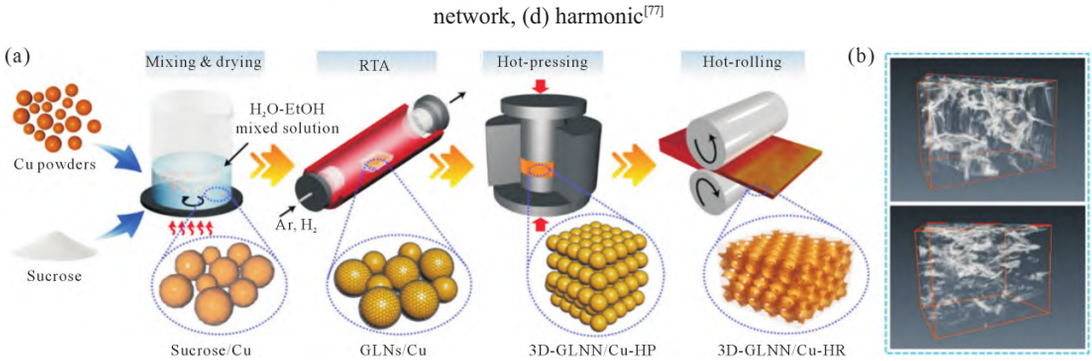


图 7 三维石墨烯网络增强铜基复合材料制备过程示意图和不同制备工艺下石墨烯的 FIB 三维重构结果：(a) 制备过程示意图，(b) FIB 三维重构结果[76]

Fig.7 Schematic illustration of the overall fabrication processes of 3D-GLNN/Cu composites and FIB results of 3D-GLNN in different fabricated samples: (a) schematic illustration of the overall fabrication processes, (b) FIB results[76]

(C)1994-2023 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

命如图 8(b)所示，晶界上只分布 TiB 的网络构型能显著提高材料的抗蠕变能力。在 550 ℃/250 MPa 的蠕变条件下，TiB/Ti64 复合材料的稳态蠕变速率较 Ti64合金相比慢一个数量级，当 TiB 和 Ti_5Si_3 同时引入基体构建多尺度网络构型时，在更为苛刻的 550 ℃/350 MPa 蠕变条件下，(Ti_5Si_3+TiB)/Ti64 复合材料的抗蠕变变形能力得到更为显著的提升，稳态蠕变速率比相同条件下的 Ti64 合金慢 20 倍，甚至低于相同温度下 300 MPa 加载的 TiB/Ti64 复合材料。

Yang 等[86]采用铸造法制备了原位 1.5%TiC/Al2024(质量分数)复合材料，其中纳米颗粒沿 α-Al 晶界呈网状分布。与 2024 铝合金相比，TiC/Al2024 复合材料具有更高的力学性能，350 ℃的极限拉伸强度从 105 MPa 提高到 151 MPa，TiC 网络构型使得 α-Al 在高温下的变形行为从局部变形转变为整体变形。作者首次提出一种“约束强化”的新机制，在变形过程中，环状网络构型的增强相向椭圆形网络转变，但是连通性仍然得以保持，保证了复合材料具有较高的延展性。该团队进一步通过固–液反应原位制备了 AlN/Al 复合材料，研究了高温拉伸性能和微观组织演变规律。孪晶键合原位合成的AlN 纳米颗粒形成了三维网络骨架[87]，16.4%AlNp/Al(质量分数)复合材料在 350 ℃下的抗拉强度达 190 MPa，但延展性仅有 1%。并进一步对比了 AlN 呈均匀、层状、网络构型对AMCs 高温性能的影响[88]，研究发现，AlN 网络增强 AMCs 在 350 ℃下表现出最高的抗拉强度为 128 MPa，具有最为显著的强化效应。AlN 网络可以阻碍塑性变形过程中的晶界运动，提高 AlN 与 Al 基体之间的协调变形能力，阻碍了裂纹的萌生与扩展。

综上所述，合理选择增强相种类、尺寸、体积分数等参数的同时，空间分布构型优化对充分发掘 AMCs 力学性能至关重要。目前，对于增强相构型设计 AMCs 的室温性能及其强韧化机制研究较为深入，对高温蠕变性能的影响研究罕有报道。因此，对增强相的构型设计是研发出高抗蠕变性能的 AMCs 并探明其蠕变变形机制的重要研究方向。

3　结语与展望

金属材料在高温长期服役后，晶界迁移、晶界扩散、晶粒转动等导致的高温软化以及蠕变变形将使

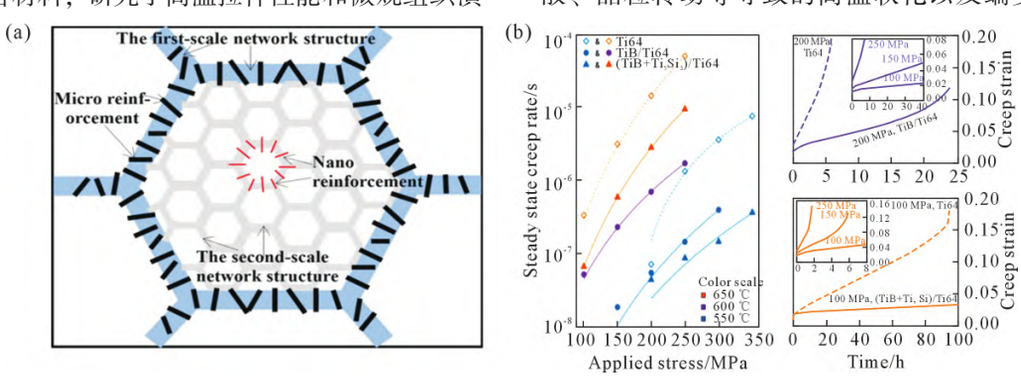


图 8　(Ti_5Si_3+TiB)/Ti64 复合材料双尺度网络微观组织示意图和不同温度与应力下的抗蠕变性能：(a) 微观组织示意图，(b) 抗蠕变性能[81,84-85]

Fig.8　Schematic illustration of the (Ti_5Si_3+TiB)/Ti64 composites with a two-scale network microstructure and creep resistance under various conditions: (a) microstructure, (b) creep resistance[81,84-85]

材料发生宏观失效。AMCs 在高温蠕变环境下，将伴随门槛应力的形成。与纯 Al 及 Al 合金相比，AMCs 在晶界分布的增强相阻碍晶界的滑移、转动、扩散等过程，保证晶粒的结构稳定性，增强相在晶内分布将阻碍位错的运动，使其具有更高的抗蠕变性能。然而，增强相对于 AMCs 抗蠕变性能的提升效果取决于增强相种类、尺寸、含量、界面、构型等因素。未来有望研发出可商业化应用的抗蠕变 AMCs。

对于铝基复合材料高温蠕变性能的研究仍然任重而道远，作者认为有以下几个方面可以进行深入研究：

(1)结合同步辐射 X 射线、X 射线纳米断层扫描技术等先进表征手段，明晰 AMCs 高温服役过程中增强相对组织演变和蠕变损伤过程的影响规律，深入分析蠕变变形机制。

(2)进一步提高耐热 AMCs 的温度区间和服役寿命，作者认为可以主要考虑以下几个方面：①探索高体积分数的纳米陶瓷相可在基体内均匀分布的 AMCs 制备方法；②探索以良好热稳定性的增强相在 AMCs 呈三维网络构型分布的制备方法；③设计可提高材料基体强度，纳米沉淀相具有良好热稳定性，有效改善增强相/基体界面的铝合金基体。

(3)结合材料基因工程方法开展对 AMCs 的模拟研究，构建合金成分、微观组织、测试条件、蠕变性能之间的关系，实现对抗蠕变性能和蠕变变形机制的精准预测，反向指导 AMCs 的设计与研发。

(C)1994-2023 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

参考文献：

[1] GUPTA P K, SRIVASTAVA R K. Fabrication of ceramic reinforcement aluminium and its alloys metal matrix composite materials: A review[J]. Materials Today: Proceedings, 2018, 5(9): 18761-18775.

[2] CASATI R, VEDANI M. Metal matrix composites reinforced by nano-particles-A review[J]. Metals, 2014, 4(1): 65-83

[3] YU W H, SING S L, CHUA C K, et al. Particle-reinforced metal matrix nanocomposites fabricated by selective laser melting: A state of the art review[J]. Progress in Materials Science, 2019, 104: 330-379.

[4] DELOGU F, GORRASI G, SORRENTINO A. Fabrication of polymer nanocomposites via ball milling: Present status and future perspectives[J]. Progress in Materials Science, 2017, 86: 75-126.

[5] KAI X Z, ZHAO Y T, WANG A D, et al. Hot deformation behavior of in situ nano ZrB_2 reinforced 2024Al matrix composite [J]. Composites Science and Technology, 2015, 116: 1-8.

[6] HAN T L, LI J J, ZHAO N Q, et al. Microstructure and properties of copper coated graphene nanoplates reinforced Al matrix composites developed by low temperature ball milling[J]. Carbon, 2020, 159: 311-323.

[7] HAN T L, WANG F C, LI J J, et al. Simultaneously enhanced strength and ductility of Al matrix composites through the introduction of intragranular nano-sized graphene nanoplates[J]. Composites Part B: Engineering, 2021, 212: 108700.

[8] MA L S, ZHANG X, DUAN Y H, et al. Achieving exceptional high-temperature resistant Al matrix composites via two-dimensional BN pinning grain rotation[J]. Composites Part B: Engineering, 2023, 253: 110570.

[9] RASHAD M, PAN F S, TANG A T, et al. Synergetic effect of graphene nanoplatelets (GNPs) and multi-walled carbon nanotube (MW-CNTs) on mechanical properties of pure magnesium [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2014, 603: 111-118.

[10] WU Y, LUO S W, WU J W, et al. Development and characterization of CrCoNi medium entropy alloy particles reinforced aluminum matrix composite[J]. Crystals, 2022, 12(10): 1452.

[11] LIU K, SU Y S, WANG X Z, et al. Achieving simultaneous enhancement of strength and ductility in Al matrix composites by employing the synergetic strengthening effect of micro- and nano-SiCps[J]. Composites Part B: Engineering, 2023, 248: 110350.

[12] MA L S, ZHANG X, PU B W, et al. Achieving the strength-ductility balance of boron nitride nanosheets/Al composite by designing the synergistic transition interface and intragranular reinforcement distribution[J]. Composites Part B: Engineering, 2022, 246: 110243.

[13] ZHOU D S, QIU F, JIANG Q C. The nano-sized TiC particle reinforced Al-Cu matrix composite with superior tensile ductility [J]. Materials Science and Engineering: A, 2015, 622: 189-193.

[14] KARBALAEI AKBARI M, BAHARVANDI H R, SHIRVANI-MOGHADDAM K. Tensile and fracture behavior of nano/micro TiB_2 particle reinforced casting A356 aluminum alloy composites [J]. Materials & Design, 2015, 66: 150-161.

[15] LIU X H, LI J J, SHA J W, et al. In-situ synthesis of graphene nanosheets coated copper for preparing reinforced aluminum matrix composites[J]. Materials Science and Engineering: A, 2018, 709: 65-71.

[16] MA Y, CHEN H, ZHANG M X, et al. Break through the strength-ductility trade-off dilemma in aluminum matrix composites via precipitation-assisted interface tailoring[J]. Acta Materialia, 2023, 242: 118470.

[17] JIANG L, YANG H, YEE J K, et al. Toughening of aluminum matrix nanocomposites via spatial arrays of boron carbide spherical nanoparticles[J]. Acta Materialia, 2016, 103: 128-140.

[18] ZHANG L J, QIU F, WANG J G. Microstructures and mechanical properties of the Al2014 composites reinforced with bimodal sized SiC particles[J]. Materials Science and Engineering: A, 2015, 637: 70-74.

[19] CHEN X F, RONG X D, ZHAO D D, et al. Regulating microstructure of Al matrix composites with nanocarbon architecture design towards prominent strength-ductility combination [J]. Scripta Materialia, 2023, 222: 115037.

[20] HAN T L, LIU E Z, LI J J, et al. A bottom-up strategy toward metal nano-particles modified graphene nanoplates for fabricating aluminum matrix composites and interface study[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2020, 46: 21-32.

[21] YANG L Z, ZHOU B Z, MA L S, et al. Architectured interfacial interlocking structure for enhancing mechanical properties of Al matrix composites reinforced with graphene nanosheets[J]. Carbon, 2021, 183: 685-701.

[22] XUE H, YANG C, DE GEUSER F, et al. Highly stable coherent nanoprecipitates via diffusion-dominated solute uptake and interstitial ordering[J]. Nature Materials, 2023, 22(4): 434-441

[23] LU Q, WANG J C, LI H C, et al. Synergy of multiple precipitate/matrix interface structures for a heat resistant high-strength Al alloy[J]. Nature Communications, 2023, 14(1): 2959.

[24] SHYAM A, BAHL S. Heat-resistant aluminium alloys [J]. Nature Materials, 2023, 22(4): 425-426.

[25] GONG D, JIANG L T, GUAN J T, et al. Stable second phase: The key to high-temperature creep performance of particle reinforced aluminum matrix composite [J]. Materials Science and Engineering: A, 2020, 770: 138551.

[26] SATYAPRASAD K, MAHAJAN Y R, BHANUPRASAD V V. Strengthening of Al/20 v/o TiC composites by isothermal heat treatment[J]. Scripta Metallurgica et Materialia, 1992, 26(5):711-716.

[27] MA Y, AHMED A, JI G, et al. Atomic-scale investigation of the interface precipitation in a TiB_2 nanoparticles reinforced Al-Zn-Mg-Cu matrix composite[J]. Acta Materialia, 2020, 185: 287-299.

[28] LIU J, LIU C Z, CAI H Y, et al. Enhanced precipitate strengthening in particulates reinforced Al-Zn-Mg-Cu composites via bimodal structure design and optimum aging strategy [J]. Composites Part B: Engineering, 2023, 260: 110772.

[29] ROFMAN O V, MIKHAYLOVSKAYA A V, KOTOV A D, et al. AA2024/SiC metal matrix composites simultaneously improve ductility and cracking resistance during elevated temperature deformation [J]. Materials Science and Engineering: A, 2020, 790: 139697.

(C)1994-2023 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

[30] 周清,马宗义,赵杰,等. 弥散质点和 SiC 颗粒复合强化铝基复合材料蠕变形变与断裂[J]. 金属学报,1998(1): 107-112.
ZHOU Q, MA Z Y, ZHAO J, et al. Creep deformation and fracture of dispersoids and SiC particulates reinforced Al based composites [J]. Acta Metallurgica Sinica, 1998(1): 107-112.

[31] 张俊善. 材料的高温变形与断裂[M]. 北京:科学出版社,2007.
ZHANG J S. High-temperature deformation and fracture of materials [M]. Beijing: Science Press, 2007.

[32] MA Z Y, TJONG S C, WANG Z G. Cyclic and static creep behavior of Al-Cu alloy composite reinforced with in-situ Al_2O_3 and TiB_2 particulates [J]. Materials Science and Engineering: A, 1999, 264 (1-2): 177-187.

[33] COBLE R L. A model for boundary diffusion controlled creep in polycrystalline materials [J]. Journal of Applied Physics, 1963, 34 (6): 1679-1682.

[34] WEERTMAN J. The creep strength of the Earth's mantle [J]. Reviews of Geophysics, 1970, 8(1): 145-168.

[35] SHIN J, BAE D. Creep Properties in TiO_2 nanoparticle reinforced aluminum matrix composites[J]. Advanced Engineering Materials, 2013, 15(11): 1029-1033.

[36] 戴诗涵. 原位自生 TiB_2/Al-12Si 复合材料的高温蠕变行为研究[D]. 上海:上海交通大学, 2019.
DAI S H. The high-temperature creep behavior of in-situ TiB_2 particulates reinforced Al-12Si composites [D]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University, 2019.

[37] RUANO O A, SHERBY O D, WADSWORTH J, et al. Diffusional creep and diffusion-controlled dislocation creep and their relation to denuded zones in Mg-ZrH_2 materials [J]. Scripta Materialia, 1998, 38(8): 1307-1314.

[38] DEL VALLE J A, PÉREZ-PRADO M T, RUANO O A. Symbiosis between grain boundary sliding and slip creep to obtain high-strain-rate superplasticity in aluminum alloys [J]. Journal of the European Ceramic Society, 2007, 27(11): 3385-3390.

[39] LIN Y C, XIA Y C, CHEN M S, et al. Modeling the creep behavior of 2024-T3 Al alloy [J]. Computational Materials Science, 2013, 67: 243-248.

[40] PARK K T, MOHAMED F A. Creep strengthening in a discontinuous SiC-Al composite[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 1995, 26(12): 3119-3129.

[41] 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(5): 737-747.

[42] XU F M, WU C M L, HAN G W, et al. Compression creep behavior of high volume fraction of SiC particles reinforced Al composite fabricated by pressureless infiltration [J]. Chinese Journal of Aeronautics, 2007, 20(2): 115-119.

[43] 马宗义,吕毓雄,毕敬. Al_2O_3, TiB_2 粒子增强铝基复合材料的动态压缩性能和高温蠕变性能[J]. 金属学报,1999(1): 93-97.
MA Z Y, LYU Y X, BI J. Dynamic compression and high-temperature creep properties of Al_2O_3 and TiB_2 in situ particulates reinforced Aluminum matrix composites[J]. Acta Metallurgica Sinica, 1999(1): 93-97.

[44] HALL E O. The deformation and ageing of mild steel: III discussion of results[J]. Proceedings of the Physical Society. Section B, 1951, 64(9): 747.

[45] PETCH N J. The cleavage strength of polycrystals [J]. Journal of the Iron and Steel Institute, 1953, 173: 25-28.

[46] POLMEAR I J, COUPER M J. Design and development of an experimental wrought aluminum alloy for use at elevated temperatures[J]. Metallurgical Transactions A, 1988, 19(4): 1027-1035.

[47] KIRCHHEIM R. Grain coarsening inhibited by solute segregation [J]. Acta Materialia, 2002, 50(2): 413-419.

[48] BOYLAN K, OSTRANDER D, ERB U, et al. An in-situ tem study of the thermal stability of nanocrystalline Ni-P [J]. Scripta Metallurgica et Materialia, 1991, 25(12): 2711-2716.

[49] VANLEEUWEN B K, DARLING K A, KOCH C C, et al. Thermal stability of nanocrystalline Pd81Zr19[J]. Acta Materialia, 2010, 58 (12): 4292-4297.

[50] CHANG K, FENG W M, CHEN L Q, et al. Effect of second-phase particle morphology on grain growth kinetics [J]. Acta Materialia, 2009, 57(17): 5229-5236.

[51] ZHOU X, LI X Y, LU K. Enhanced thermal stability of nanograined metals below a critical grain size [J]. Science, 2018, 360 (6388): 526-530.

[52] LI X Y, JIN Z H, ZHOU X. Constrained minimal-interface structures in polycrystalline copper with extremely fine grains [J]. Science, 2020, 370(6518): 831-836.

[53] ZHANG B B, TANG Y G, MEI Q S, et al. Inhibiting creep in nanograined alloys with stable grain boundary networks [J]. Science, 2022, 378(6620): 659-663.

[54] TANG F, LIAO C P, AHN B, et al. Thermal stability in nanostructured Al-5083/SiC_p composites fabricated by cryomilling [J]. Powder Metallurgy, 2007, 50(4): 307-312.

[55] CAO L, CHEN B, WAN J, et al. Superior high-temperature tensile properties of aluminum matrix composites reinforced with carbon nanotubes[J]. Carbon, 2022, 191: 403-414.

[56] NAM S, CHANG K, LEE W, et al. Structural effect of two-dimensional BNNS on grain growth suppressing behaviors in Al-matrix nanocomposites[J]. Scientific Reports, 2018, 8(1): 1614.

[57] CHOI H J, BAE D H. Creep properties of aluminum-based composite containing multi-walled carbon nanotubes[J]. Scripta Materialia, 2011, 65(3): 194-197.

[58] NARDONE V C, STRIFE J R. Analysis of the creep behavior of silicon carbide whisker reinforced 2124 Al(T4) [J]. Metallurgical Transactions A, 1987, 18(1): 109-114.

[59] PENG L M, ZHU S J, MA Z Y, et al. High temperature creep deformation of $Al_{18}B_4O_{33}$ whisker-reinforced 8009 Al composite [J]. Materials Science and Engineering: A, 1999, 265(1): 63-70.

[60] 刘晓蓉,郭永春,夏峰,等. (TiB_2-TiC)/Al 复合材料的蠕变行为研究[J]. 热加工工艺,2019, 48(8): 123-127.
LIU X R, GUO Y C, XIA F. Study on creep behavior of (TiB_2-TiC) /Al composites[J]. Hot Working Technology, 2019, 48(8): 123-127.

[61] TJONG S C, MA Z Y. High-temperature creep behaviour of powder-metallurgy aluminium composites reinforced with SiC particles of various sizes [J]. Composites Science and Technology, 1999, 59(7): 1117-1125.

[62] TIAN W S, ZHAO Q L, ZHANG Q Q, et al. Superior creep resis-

(C)1994-2023 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

tance of 0.3 wt% nano-sized TiC_p/Al-Cu composite[J]. Materials Science and Engineering: A, 2017, 700: 42-48.

[63] TIAN W S, ZHAO Q L, GENG R, et al. Improved creep resistance of Al-Cu alloy matrix composite reinforced with bimodal-sized TiC_p[J]. Materials Science and Engineering: A, 2018, 713: 190-194.

[64] RUTECKA A, KOWALEWSKI Z L, PIETRZAK K, et al. Damage development of Al/SiC metal matrix composite under fatigue, creep and monotonic loading conditions[J]. Procedia Engineering, 2011, 10: 1420-1425.

[65] QIAN W, KAI X Z, TAO R, et al. Investigation on high-temperature creep property and mechanism of AA6111 matrix composites reinforced by in-situ ZrB_2 nanoparticles[J]. Materials Characterization, 2023, 196: 112620.

[66] XIA H W, LI M J, ZHANG G P, et al. Effect of in-situ TiB_2 particles on the creep properties of 3 wt% TiB_2/Al-Cu-Mg-Ag composite [J]. JOM, 2022, 74(11): 4121-4128.

[67] KHORSHIDI R, MAHMUDI R, HONARBAKHSH-RAOUF A. Compressive creep behavior of a cast Al-15Mg_2Si in situ composite [J]. Materials Science and Engineering: A, 2016, 668: 112-119.

[68] JOSHI S P, RAMESH K T. An enriched continuum model for the design of a hierarchical composite[J]. Scripta Materialia, 2007, 57 (9): 877-880.

[69] YE J, HAN B Q, LEE Z, et al. A tri-modal aluminum based composite with super-high strength[J]. Scripta Materialia, 2005, 53(5): 481-486.

[70] VAJPAI S K, OTA M, ZHANG Z, et al. Three-dimensionally gradient harmonic structure design: an integrated approach for high performance structural materials [J]. Materials Research Letters, 2016, 4(4): 191-197.

[71] KHALIL N Z, VAJPAI S K, OTA M, et al. Application of Al-Si semi-solid reaction for fabricating harmonic structured Al based alloy[J]. Materials Transactions, 2016, 57(9): 1433-1439.

[72] GUO N, LUAN B F, HE F F, et al. Influence of flake thickness on the shape and distribution of Al_2O_3 particles in Al matrix composites fabricated by flake powder metallurgy[J]. Scripta Materialia, 2014, 78-79: 1-4.

[73] JIANG L, LI Z Q, FAN G L, et al. A flake powder metallurgy approach to Al_2O_3/Al biomimetic nanolaminated composites with enhanced ductility[J]. Scripta Materialia, 2011, 65(5): 412-415.

[74] HUANG L J, WANG S, DONG Y S, et al. Tailoring a novel network reinforcement architecture exploiting superior tensile properties of in situ TiBw/Ti composites[J]. Materials Science and Engineering: A, 2012, 545: 187-193.

[75] WANG Y M, VOISIN T, MCKEOWN J T, et al. Additively manufactured hierarchical stainless steels with high strength and ductility[J]. Nature Materials, 2018, 17(1): 63-71.

[76] ZHANG X, XU Y X, WANG M C, et al. A powder-metallurgy-based strategy toward three-dimensional graphene-like network for reinforcing copper matrix composites[J]. Nature Communications, 2020, 11(1): 2775.

[77] 张翔. 三维石墨烯的原位合成及其铜基复合材料的制备与性能研究 [D]. 天津：天津大学，2019.
ZHANG X . Research of in-situ synthesis of three-dimensional graphene and the fabrication and property of its copper matrix composites[D]. Tianjin: Tianjin University, 2019.

[78] NAN N, LI J M, ZHANG X. Achieving excellent thermal stability in continuous three-dimensional graphene network reinforced copper matrix composites[J]. Carbon, 2023, 212: 118153.

[79] HUANG L J, GENG L, PENG H X. Microstructurally inhomogeneous composites: Is a homogeneous reinforcement distribution optimal[J]. Progress in Materials Science, 2015, 71: 93-168.

[80] JIAO Y, HUANG L J, GENG L. Progress on discontinuously reinforced titanium matrix composites[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2018, 767: 1196-1215.

[81] HUANG L J, AN Q, GENG L, et al. Multiscale architecture and superior high-temperature performance of discontinuously reinforced titanium matrix composites[J]. Advanced Materials, 2021, 33(6): 2000688.

[82] WANG S, HUANG L J, AN Q, et al. Strength-ductility synergy of in-situ TiB/Ti6Al4V composites with tailored hierarchical TiB distributions[J]. Ceramics International, 2022, 48(23): 35069-35075.

[83] ZHANG R, HUANG L J, ZHAO X X, et al. Influence of deformation parameters and network structure to the microstructure evolution and flow stress of TiB_w/Ti64 composite[J]. Materials Science and Engineering: A, 2021, 809: 140997.

[84] JIAO Y, HUANG L J, WEI S L, et al. Constructing two-scale network microstructure with nano-Ti_5Si_3 for superhigh creep resistance[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2019, 35(8): 1532-1542.

[85] WANG S, HUANG L J, GENG L, et al. Significantly enhanced creep resistance of low volume fraction in-situ TiB_w/Ti6Al4V composites by architectured network reinforcements[J]. Scientific Reports, 2017, 7(1): 40823.

[86] YANG H B, TIAN S, GAO T, et al. High-temperature mechanical properties of 2024 Al matrix nanocomposite reinforced by TiC network architecture [J]. Materials Science and Engineering: A, 2019, 763: 138121.

[87] MA X, ZHAO Y F, TIAN W J, et al. A novel Al matrix composite reinforced by nano-AlN_p network [J]. Scientific Reports, 2016, 6 (1): 34919.

[88] MA X, ZHAO Y F, XIE K W, et al. Revealing the relationship between AlN architectures and the strengthening mechanism of the AlN/Al composites at 350 ℃[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2022, 31(12): 10143-10153

(C)1994-2023 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net