

DOI:https://doi.org/10.12442/j.issn.1002-185X.20260153

Al-Si(-Cu)系耐热铸造合金组织调控策略的研究进展

郑宗文^{1,2}, 孟晓东², 李俊涛¹, 林宝森², 郝圆亮², 李园园², 潘煜曜², 张荣强²,

付金龙²

(1 钢铁研究总院, 北京 100081;

2 河北钢研德凯科技有限公司, 河北 保定 072750)

摘 要: Al-Si(-Cu)系铸造合金兼具铸造性能、气密性和时效强化潜力, 是发动机缸体、缸盖等热端复杂零部件的重要候选材料; 但在 300~350℃服役条件下, 传统 θ' 、 β' 等亚稳强化相易粗化、溶解或相变, 共晶 Si 和晶界组织也会退化, 导致高温强度和蠕变抗力下降。本文在分析高温软化机制和研究瓶颈的基础上, 系统梳理了近年来 Al-Si(-Cu)系铸造合金的微观组织调控策略, 重点归纳三类强化路径: 低扩散过渡族/稀土元素构建热稳定纳米弥散相, 相界面偏聚工程稳定 θ' 、 Q' 等亚稳析出相, 以及晶间金属间化合物和共晶 Si 构成的刚性互连网络。在此基础上, 讨论 CALPHAD 计算、机器学习、多尺度模拟和增材制造快速凝固技术在耐热组织设计中的作用。本文认为, Al-Si(-Cu)系耐热铸造合金的后续发展应从单一强化相设计转向兼顾高温强度、铸造工艺性、热裂敏感性和长期服役稳定性的多尺度协同调控。

关键词: Al-Si-Cu 系合金, 高温性能, 纳米弥散相, 界面偏聚, 互连网络, 热稳定性

中图法分类号: TG146.2

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2017)0?-0???-0?

结构材料轻量化是实现“碳达峰、碳中和”目标的必然选择[1,2]。随着汽车动力部件(如气缸盖、活塞、发动机缸体)对高功率密度及燃油经济性要求的提高, 其相关部件的耐热性能成为影响服役寿命的关键。轻质、高强、高热稳定性以及良好的抗冷热疲劳性能成为下一代发动机零部件材料的重要指标[3,4]。由于发动机结构和油路的复杂性, 通常采用铸造铝合金来制造。最常见的铸造铝合金包括 Al-Si 系和 Al-Cu 系合金。Al-Cu 系合金(如 ZL205A)具有较高的高温强度和耐热性能, 然而由于其铜含量较高(通常高于 4wt.%), 存在较大的热裂倾向、疏松倾向、较差的流动性能和气密性, 因此其通常用来制造承载较大载荷、形状较为简单的部件[5]。Al-Si(-Cu)系合金因其兼顾了 Si 元素带来的优异流动性、低热裂倾向、优异的铸造性能、良好的气密性以及 Cu 元素显著的时效强化效果, 成为目前汽车发动机活塞、气缸盖和缸体等承受热-力耦合载荷的关键动力部件的首选材料[6]。

随着现代动力装备对功率密度的不断追求, 相关部件的服役温度已显著提升。例如, 高性能内燃机燃烧室部件的工作温度逐渐提升至 300~350℃, 这就对铸造铝合金提出了更高的要求, 尤其是高温强度和蠕变强度[7]。作为一种典型的时效强化型合金, Al-Si(-Cu)系合金的强度主要依赖于基体中弥散分布的纳米级沉淀相(如 θ' - Al_2Cu)对位错运动的钉扎。不幸的是, 当工作温度超过 250℃时, 这些强化相会由于溶质原子极高的扩散速率而

发生快速的 Ostwald 熟化甚至溶解, 导致其对位错和晶界的钉扎能力丧失, 材料组织失稳并发生急剧软化[8]。图 1 给出了部分商用 Al-Si 系和 Al-Cu 系铸造合金的高温拉伸性能, 从图中可以看出, 目前商用 Al-Si 系铸造合金在 250~350℃的强度通常不足 100 MPa, 远低于 Al-Cu 系耐热铸造合金, 难以满足新一代高效、高功率密度发动机的服役需求。

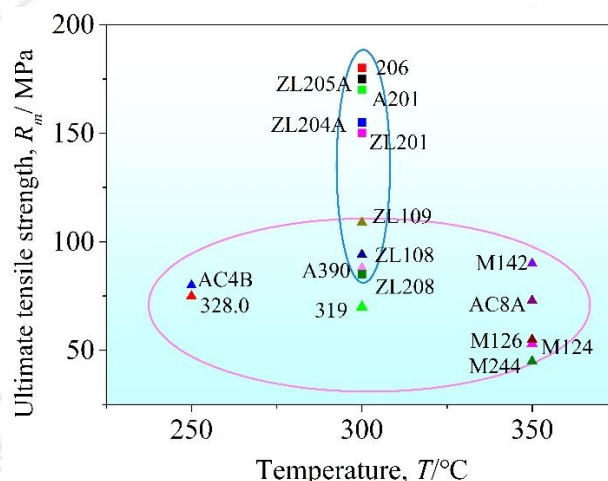


图 1 现有 Al-Si 系(三角形符号)、Al-Cu 系(方块符号)铸造合金的高温(250℃以上)拉伸性能对比[6,9]

Fig. 1 Comparison of high-temperature (above 250℃) tensile properties of Al-Si series (triangle symbol) and Al-Cu series (square symbol) casting alloys[6,9].

收到初稿日期:

基金项目: 国家自然科学基金项目(基金号: 52271097); 河北省高端轻质合金精密成型技术创新中心项目(项目号: SG2021098)

作者简介: 郑宗文, 男, 1983 年生, 博士, 高级工程师, 钢铁研究总院, 电话: 010-62185286, 北京 100081, E-mail:

zhengzongwen@cisri-gaona.com.cn

深入理解 Al-Si(-Cu)系耐热铸造合金的组织构筑与高温强化机理,对于突破铝合金高温服役极限具有重要的学术价值与工业指导意义。近年来,学者[5, 9-12]通过成分设计和热处理调控纳米沉淀相与多尺度组织,开发了多种新型耐热铝合金体系。然而,这些研究多集中于 Cu 质量分数高于 4%的 Al-Cu 系铸造合金;对于兼具铸造性能和工程应用基础的 Al-Si-Cu 系合金(Cu 质量分数一般低于 4%),其耐热组织调控策略仍缺少面向热端服役需求的系统归纳。此外,现有耐热铸造铝合金相关的综述文章主要论述 Al-Cu 系合金的组织调控策略[13, 14],而对于 Al-Si-Cu 系合金耐热性能调控方法的文献鲜有报道。本文首先分析了传统 Al-Si(-Cu)系合金在高温下组织演变过程,揭示了高温下强度急剧下降的微观机制;进而通过对近年来相关文献的总结,系统梳理出 Al-

Si(-Cu)系铸造合金的传统强化策略和三类新型强化策略(热稳定粒子弥散强化、原子相界面偏聚、晶间刚性骨架强化),随后列举了相图计算、机器学习等先进材料设计方法在快速筛选材料成分方面的研究进展。此外本文还介绍了通过以增材制造为代表的快速凝固技术在制备耐热铸造铝合金方面的进展;最后,文章总结了耐热铸造铝合金的研究现状,并展望了未来的重点研究方向。本文期望通过对 Al-Si(-Cu)系铸造合金耐热性能及组织调控策略的梳理,为后续耐热铸造铝合金的设计和制备提供借鉴和指导。应当指出,尽管铝基复合材料在耐热性能方面具有优势[13, 15],但考虑到篇幅限制,此部分内容不在本文的讨论范围之内。本文的结构示意图如图 2 所示

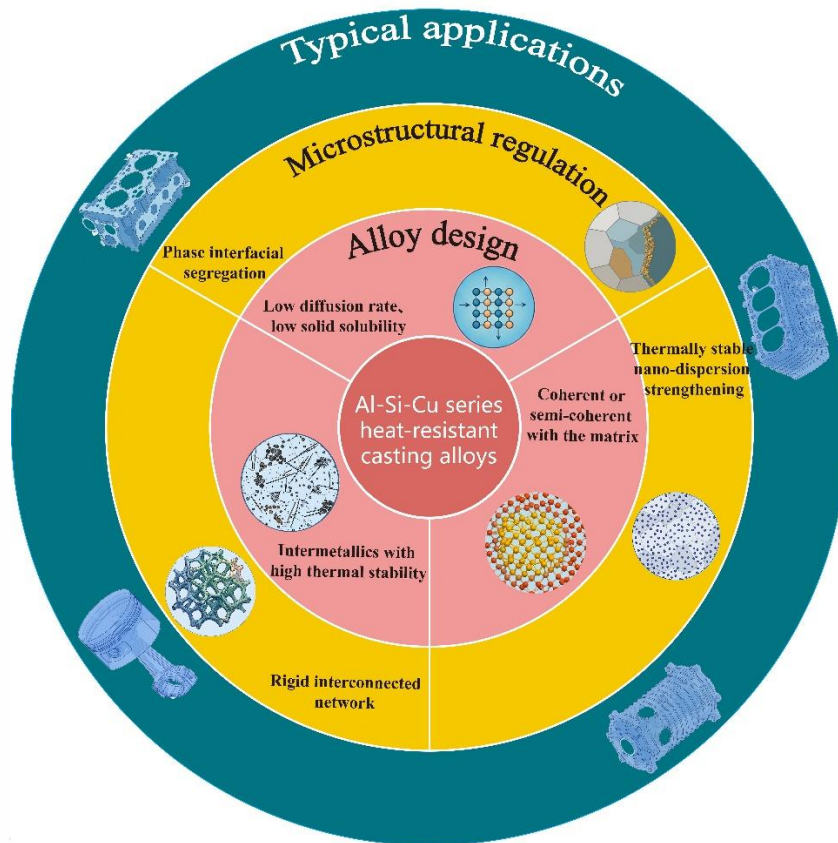


图 2 本文的组织架构示意图: Al-Si-Cu 系耐热铸造铝合金的设计准则, 强化策略与典型应用场景

Fig. 2 Schematic diagram of this paper: designing criteria, strengthening strategies, and typical application scenarios of Al-Si-Cu series heat-resistant cast aluminum alloys. The schematic links alloy design criteria with microstructural strengthening routes and service-oriented application requirements.

1 耐热铸造铝合金的高温软化机制及研究瓶颈

1.1 高温强度下降的内在原因

要提高 Al-Si(-Cu)系铸造合金的高温性能,首先要明

确其高温软化机制。传统 Al-Si(-Cu)系铸造合金(如 A356、A319 等)在高温(通常 250℃以上)环境下强度会发生显著下降,主要源于三类组织失稳。第一, β' -Mg₂Si 和 θ' -Al₂Cu 等亚稳强化相在高温下发生 Ostwald 熟化甚至溶解,平均尺寸增大、数密度降低,削弱对位错的钉扎作用[16, 17]。第二, θ' 等亚稳相可向粗大非共格平衡相

转变,失去与 Al 基体的共格/半共格关系,从而降低强化效率[18, 19]。第三,共晶 Si 网络在热暴露过程中易破碎、球化和聚集,载荷传递能力随之下降。

1.2 耐热铸造铝合金的研究瓶颈

尽管铸造铝合金的高温软化机制已经被广泛研究,然而通过组织调控来抑制铸造铝合金强化相的失稳却具有相当的挑战性,主要表现如下:(1)体积分数与热稳定性的矛盾:理想的耐热铝合金需要同时具备大体积分数和高热稳定性的强化相,然而高固溶度、快扩散元素(如 Cu、Mg)能形成大体积分数但稳定性不足[20];慢扩散元素(如 Sc, Zr, Ti)虽然稳定,但因平衡固溶度极低,导致析出的相体积分数过小,无法提供足够的强化效果。(2)溶质原子扩散速度难以控制:如何有效抑制溶质原子在 300~350℃高温下的扩散速度,并稳固基体组织,是当前材料设计面临的本质机理挑战。(3)综合性能的兼顾难题:许多提升高温稳定性的手段(如引入粗大金属间化合物网络)往往会大幅降低材料的室温塑性和加工性能;为了提高耐热性而进行的合金化改性,有时会增加合金的热裂倾向或降低其铸造流动性。

总体来看,Al-Si(-Cu)系铸造合金的高温软化并非单一强化相失效所致,而是沉淀相粗化、共晶/晶界网络退化以及基体扩散加速共同作用的结果。因此,后续组织设计不能只追求室温峰值强度,而应同时关注 300~350℃下强化相的长期稳定性、晶界承载能力。

2 Al-Si-Cu 系铸造合金的组织调控策略

近年来,学者为解决 Al-Si(-Cu)系铸造合金高温强度低的问题,结合微合金化和热处理等手段,提出了许多新的组织调控策略。本文在对比传统强化方法的基础上,将新型组织调控路径归纳为三类:以慢扩散元素为核心的热稳定弥散相强化、以溶质界面偏聚为核心的亚稳相稳定化,以及以晶间金属间化合物/共晶 Si 连通结构为核心的刚性网络强化。三类策略分别对应基体内位错钉扎、析出相界面稳定和晶界/枝晶间载荷传递。

2.1 传统调控策略

2.1.1 β' 、 θ' 、Q'相的调控

Mg 和 Cu 是 Al-Si 系合金中最常添加的合金元素。Mg 元素在 α -Al 中的室温固溶度约为 0.34%(质量分数,下同),极限固溶度约为 14.9%[21],在铸态形成共晶 Mg_2Si 相,呈网络状分布于 α -Al 相的晶界处,经热处理后以细小颗粒状的亚稳相 β' 和 β'' 弥散分布于 α -Al 相基体中,有效提高了合金的室温强度[22]。然而, β' 和 β'' 相

的热稳定温度仅 185℃,超过此温度后会迅速粗化,严重降低合金的耐热性能。Cu 在 α -Al 相中的室温固溶度约为 0.2%,极限固溶度约为 5.65%,经过固溶-时效热处理可以析出弥散的亚稳相 θ' 和 θ'' 。 θ' 是 Al-Si-Cu 中最重要的高温强化相,其与 FCC 结构的 Al 基体呈共格关系,即 $(001)_{\theta'}/(001)_{\text{Al}}$, $[100]_{\theta'}/[100]_{\text{Al}}$ [23],其热稳定温度可达 225℃,有效提高合金的室温和高温强度[12]。然而当温度超过一定温度后,这些亚稳相会迅速转变为稳定的 β - Mg_2Si 和 θ - Al_2Cu 相,并发生显著粗化,失去与基体的共格关系。Cu 和 Mg 微合金化的 Al-Si 合金还会生成 Q- $\text{Al}_3\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$ 相[24-26]。Q- $\text{Al}_3\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$ 相耐热温度可达 250℃,具有良好的室温和高温强化效果[9]。上述亚稳态析出相在 TEM 下的形貌见图 3 所示[27]。

通过调控 Cu 和 Mg 含量可以进一步调控合金中第二相的类型及比例[28]。例如,在 A356 (Al-Si-Mg) 合金中,其主要强化相是 β' - Mg_2Si 沉淀析出相,当 Mg 含量从 0.3%增至 0.5%时,Q 相含量(体积分数)从 0.92%增至 1.52%,相应地,300℃下屈服强度提高约 30%,抗拉强度提高约 50%[29],但是过量的 Mg 反而会以 π - $\text{Al}_8\text{Mg}_3\text{FeSi}_6$ 和 β - Mg_2Si 相形式残留,对塑性产生不利影响。当在 A356 合金中添加 0.5wt.%的 Cu 后, β' - Mg_2Si 相逐渐转变为 Q'- $\text{Al}_3\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$ 相[29, 30]。而当 Cu 含量继续增加至~3.5wt.%时(A319 合金),合金中主要的析出相转变为 θ' - Al_2Cu 。经过时效处理后,拥有 θ' - Al_2Cu 强化相的 A319 合金展现出比 A356 合金更高的强度以及热稳定性。利用相图软件可以进一步对不同 Cu/Mg 合金中的第二相类型进行计算,计算结果表明当 Cu/Mg 比值大于 0.65 时, θ - Al_2Cu 以及 Q- $\text{Al}_3\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$ 相同时存在[26]。

足够多的增强相体积分数是获得高强度的基础,Al-Si-Cu 系铸造铝合金中合金元素(主要是 Cu 和 Mg)的含量则直接影响增强相的体积分数。有研究表明,合金中 Q- $\text{Al}_3\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$ 相的体积分数,随着合金中 Mg 含量的增加呈线性增加,而 Cu 含量则不存在依赖关系。与此相对应, θ' - Al_2Cu 相的含量则同时受到 Cu 及 Mg 含量的影响(与 Cu 含量呈正相关关系,而与 Mg 含量呈负相关关系)。因此,通过调控合金中 Mg、Cu 的含量及其比例,可以获得不同体积分数比的第二相,进一步实现合金强度与延伸率的调控(图 4)[26]。例如,通过调控 Cu/Mg 比为 3.0:0.9 时,合金中 Q 相与 θ' 相的体积分数分别为 2.7% 和 3.2%,此时合金具有较为均衡的屈服强度和延伸率组合[26]。

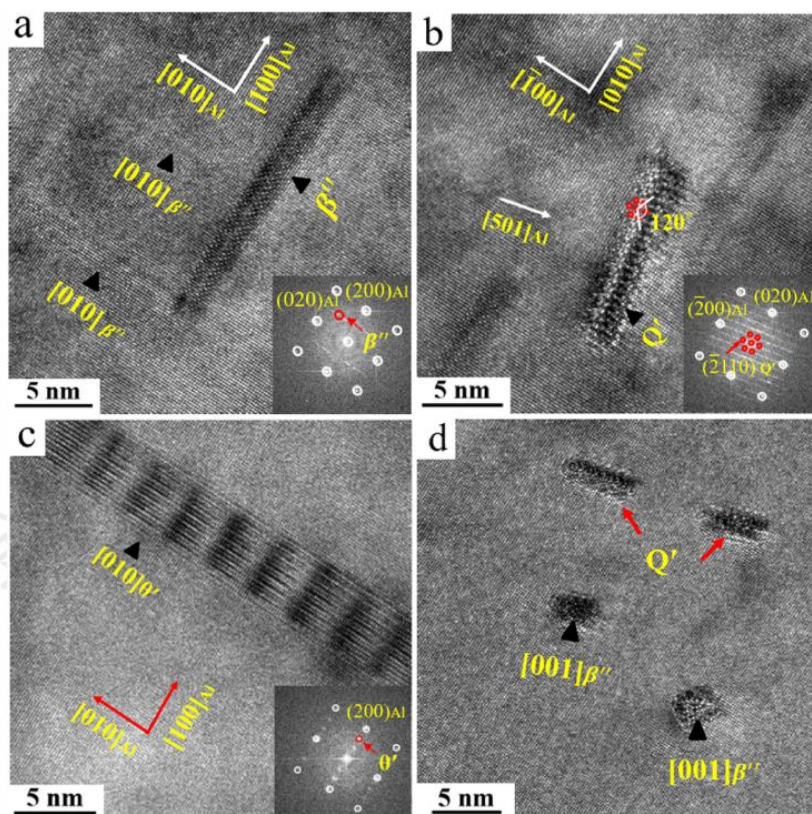


图 3 典型 Al-Si-Cu-Mg 合金中不同析出相沿 $[001]\alpha\text{-Al}$ 方向的高分辨及 FFT 图像, (a)短棒状 β'' 相, (b)条状 Q' 相, (c)片状 θ' 相, (d)嵌入的 β'' 相和 Q' 相[27]

Fig. 3 High-resolution and FFT images of different precipitates along the $[001]\alpha\text{-Al}$ direction in a typical Al-Si-Cu-Mg alloy: (a) short rod-like β'' phase, (b) lath-like Q' phase, (c) plate-like θ' phase, and (d) embedded β'' and Q' phases[27]

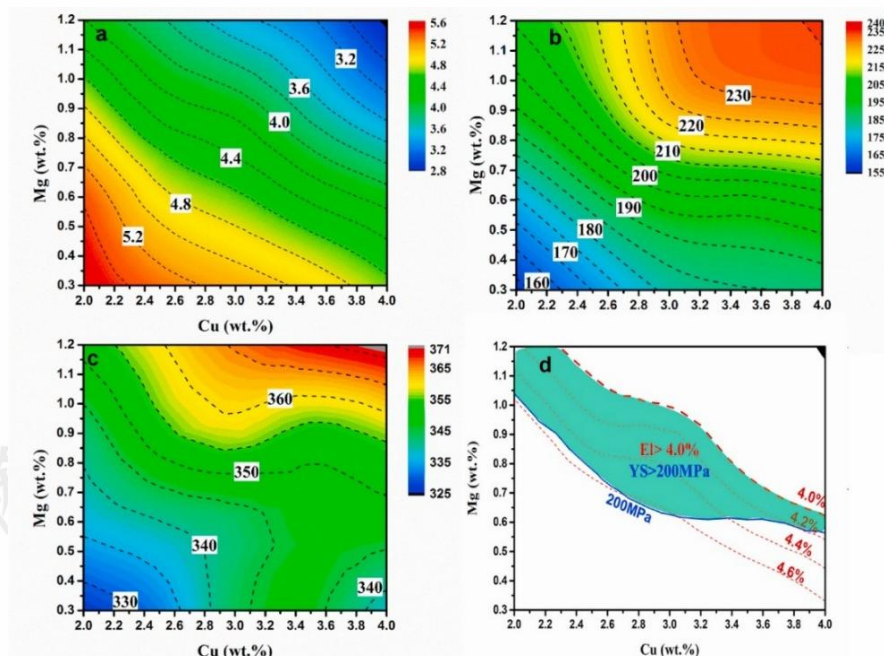


图 4 Cu 和 Mg 的含量对于 Mg-Si-Cu-Mg-Fe-Mn 合金(a)延伸率, (b)屈服强度, (c)抗拉强度的影响, (d)合金屈服强度大于 200MPa,延伸率大于 4.0%时的 Cu 及 Mg 的含量范围[26].

Fig. 4 The effects of Cu and Mg contents on the (a) elongation, (b) yield strength, and (c) tensile strength of the Al-Si-Cu-Mg-Fe-Mn alloy, and (d) the compositional ranges of Cu and Mg in which the alloy exhibits a yield strength greater than 200 MPa and an elongation greater than 4.0%[26].

2.1.2 枝晶及弥散相的细化

在 Al-Si-Cu 系铸造合金中, 二次枝晶臂间距 (Secondary dendrite arm spacing, SDAS) 直接影响合金的强度。一般来说, SDAS 越小, 对位错的阻碍作用越强, 其屈服强度也越高。在 Al-Si-Cu 合金中添加过渡金属元素如 Zr、Mo、Sc、Er 等均可以显著细化 SDAS[31-33]。如在 Al-Si-Cu-Mg 合金中添加 0.22%Zr 以及 0.21%Mo, SDAS 从 23.65 μm 细化至 14.85 μm [34]。Sr 和 Er 的添加可以将共晶 Si 细化至~500nm[35]。此外, Sr 可以有效改善共晶 Si 的形貌, 从而改善合金的力学性能[36]。共晶 Si 经 Sr 变质的 Al-Si-Cu 319 合金在 250 $^{\circ}\text{C}$ 下的裂纹扩展速率较未变质合金降低达一个数量级[37]。

Al-Si-Cu 系铸造合金中的亚微米弥散相通过钉扎晶界及位错、抑制晶界滑动和位错滑移来提升合金的高温强度及抗蠕变性能[34, 38-43]。这一策略的关键不只是形成第二相, 而是提高弥散相数密度、减小尺寸并延缓高

温粗化。研究表明[44], 在 Al-Si-Mn 合金中加入 0.1wt.% 的 Sn 后, Sn 原子与空位结合能力强, 形成 Sn-空位对, 作为非均匀形核核心, 促进更多、更细的纳米 Si 相析出, 相较于不含 Sn 的合金, 其数密度提升了 1.43 倍, 尺寸降低了 25.8% (如图 5)。此外, 纳米 Si 相作为形核基底, 促进 Mn 原子在其周围富集, 形成 Mn 团簇, 最终转变为 $\alpha\text{-Al(Fe,Mn)Si}$ 弥散相, Sn 在此过程中虽然不直接参与形核, 但是 Sn 颗粒附着在弥散相表面, 抑制了其高温下的粗化, 相较于不含 Sn 的合金, $\alpha\text{-Al(Fe,Mn)Si}$ 数密度提升 4.19 倍, 尺寸下降 31.3% (如图 5)。Sc 的添加能促进组织中 $\theta'\text{-Al}_2\text{Cu}$ 相的析出, 细化其尺寸(0.5%Sc 的添加使得尺寸下降~48%), 提高数量密度(0.3%Sc 的添加使得数密度提高一倍以上)[23]。这些结果说明, 微合金化元素的作用应从“添加元素”理解为对形核、扩散和粗化过程的协同调控。

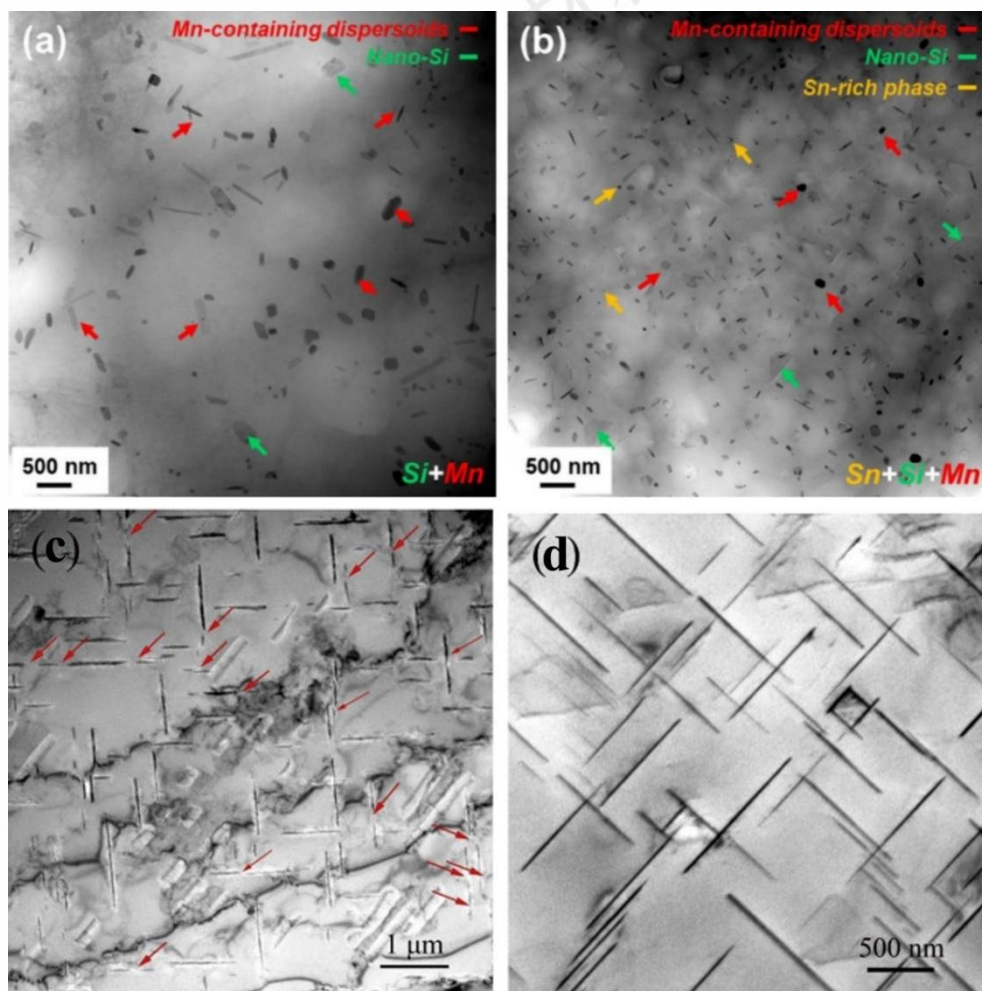


图 5 Al-7Si-0.5Mn 合金中 Sn 对纳米 Si 相及 $\alpha\text{-Al(Fe,Mn)Si}$ 相的尺寸及分布的影响[44], (a)不添加 Sn, (b)0.1wt.%Sn; Al-Cu 合金中 Sc 对 $\theta'\text{-Al}_2\text{Cu}$ 相尺寸及数密度的影响[23], (c)不加 Sc, (d)加 0.3wt.%Sc

Fig. 5 Effect of Sn on the size and distribution of nanosized Si and $\alpha\text{-Al(Fe,Mn)Si}$ phases in the Al-7Si-0.5Mn alloy[44]: (a) without Sn addition, (b) with 0.1 wt.% Sn. Effect of Sc on the size and number density of the $\theta'\text{-Al}_2\text{Cu}$ phase in an Al-Cu alloy [23]: (c) without Sc addition, (d) with 0.3 wt.% Sc.

2.1.3 传统组织调控的瓶颈与新型合金设计思路

尽管通过上述调控手段使得 Al-Si(-Cu)合金的室温性能和高温性能有一定程度的提升,但其高温强度仍不能满足工程需求。此外,单纯依靠增加 Si、Cu 含量提高高温强度又会导致其铸造性能和延伸率的大幅度降低。因此迫切需要结合合金化、热处理以及先进制备工艺(如快速凝固)等手段,精细调控 Al-Si(-Cu)系铸造合金的微观组织,提升强化相的高温稳定性,最终实现铸造合金高温强度和蠕变性能的提升。

总体而言,传统 Cu、Mg 含量调控、枝晶细化和共晶 Si 变质仍是 Al-Si(-Cu)系合金获得基础强韧性的必要手段,但其主要优势集中在室温或中温性能区间。当服役温度提高至 300 °C 以上时,仅依靠 θ' 、 β' 、 Q' 等传统亚稳析出相难以维持长期强化效果,必须引入更高热稳定性的第二相、界面稳定化机制或晶间承载网络。

2.2 耐热强化相设计:构建热稳定弥散强化相

开发新型耐热 Al-Si(-Cu)系铸造合金的思路之一是通过合金化的方式引入高热稳定性的弥散强化相,其合金元素的选择通常需要满足以下几个条件:首先,需要确保第二相中的合金元素在 Al 基体中具有很低的扩散速率;其次,这些第二相颗粒与 Al 基体的界面能要低;此外,构成第二相的合金元素在 Al 基体中的平衡溶解度要低,但是在液态下具有一定溶解度的元素。

利用低扩散系数(慢扩散)的过渡族元素(Transition Metals, TMs)以及稀土元素(Rare Earths, REs)形成热稳

定的弥散相,是近年来提升铝合金高温蠕变抗力的核心策略[45-47]。与传统的时效析出相(如 θ' -Al₂Cu)不同,稀土/过渡元素在 α -Al 基体中具有极低的扩散速率与较小的固溶度,通常还与 Al 具有较低的晶格错配度,相应的弥散相在 300 °C 下仍具有优异的抗粗化能力与极小的溶解倾向[14, 48]。

2.2.1 L1₂ 型纳米弥散相

L1₂-Al₃X 是一种纳米尺度的球形析出相,其与 Al 基体呈共格关系,取向关系为: $\langle 100 \rangle_{L12} // \langle 100 \rangle_{Al}$, $(001)_{L12} // [001]_{Al}$ [49, 50]。在 Al 基体中添加稀土元素或过渡族元素,包括 Sc, Er, Zr, Ti 等,均可以形成纳米尺度的 L1₂ 型 Al₃X 相(X=REs 或 TMs) [51]。表 1 列举了部分稀土元素和过渡族元素在 Al-Si 系合金中形成的耐热相的晶体结构与稳定温度。以 Zr 为例,其在 Al 中的扩散速率比 Cu、Mg 低 3-4 个数量级,且 L1₂-Al₃Zr 与基体晶格错配较小,因此具有较好的抗粗化能力[48]。据 Knipling 等人[52]的研究,Al-Zr 合金在 425 °C 下可以保持长达 3200h 的稳定。直至 500 °C 时,亚稳态 L1₂-Al₃Zr 析出相才会转变为平衡态的四方 D0₂₂ 或 D0₂₃ 结构[53]。除 Zr 外,添加 Sc 也会形成 L1₂-Al₃Sc 相。Al₃Sc 析出相在 300 °C 下通常可以保持较好的稳定性,但在 400 °C 下粗化严重(见表 1)。由此可见, L1₂ 弥散相的优势在于热稳定性,而限制在于低固溶度、析出动力学慢和体积分数受限。

表 1 Al-Si 系合金中新型耐热相的晶体结构与稳定温度[9, 13, 34]

Strengthening phase	Crystal structure	Stable temperature
Al ₃ Sc	立方(L1 ₂)	~350 °C
Al ₃ Zr	立方(L1 ₂)	~400 °C
Al ₃ (Zr,Sc)	立方(L1 ₂)	~400 °C
Al ₃ (Zr,Sc, Er)	立方(L1 ₂)	~400 °C
Al(Mn, Fe)Si	立方	350~400 °C
Al ₇ Cu ₄ Ni	三方	350~400 °C
Al ₃ CuNi	六方	350~400 °C
Al ₃ Ni	正交	350~400 °C
Al ₃ FeNi	单斜	350~400 °C

单一添加 TMs 或 REs (如 V、Zr、Sc、Ti) 元素虽然有效,但存在动力学迟滞和高温下(>350 °C)依然会发生粗化的问题。近年来的研究热点转向 Zr 与 Ti、V 的复合添加上[54]。在 Al 基体中同时加入 Zr、Sc 元素,

能在较高温度下形成亚稳的 Al₃(Sc,Zr)颗粒[55, 56]。该相由一层 Al₃Zr 相包裹 Al₃Sc 析出相构成,形成富 Sc 核心和富 Zr 外壳的“核-壳”结构(图 6),能有效防止其自身以及合金基体晶粒的粗化[57]。考虑到 Sc 元素价格相

对昂贵, 学者[54]进而提出使用稀土元素中成本较低的 Er 部分替代 Sc, 并在高温时效过程中形成球形、共格的 $L1_2$ - $Al_3(Sc, Zr, Er)$ 析出相, 具有 Er 富集的核心、Sc 富集的内壳、Zr 富集的外壳结构(“核-双壳”结构)(图 6), 该结构是由于溶质原子扩散能力的差异($D_{Er} > D_{Sc} > D_{Zr}$)

导致的顺序析出。Er 的添加虽然使得合金的硬化能力有所下降, 但是其高温稳定性显著增强。第一性原理计算也表明, “核-壳”结构在动力学和热力学上均占优势, 这转化为其在 400℃下长达 64 天的抗粗化能力[58]。

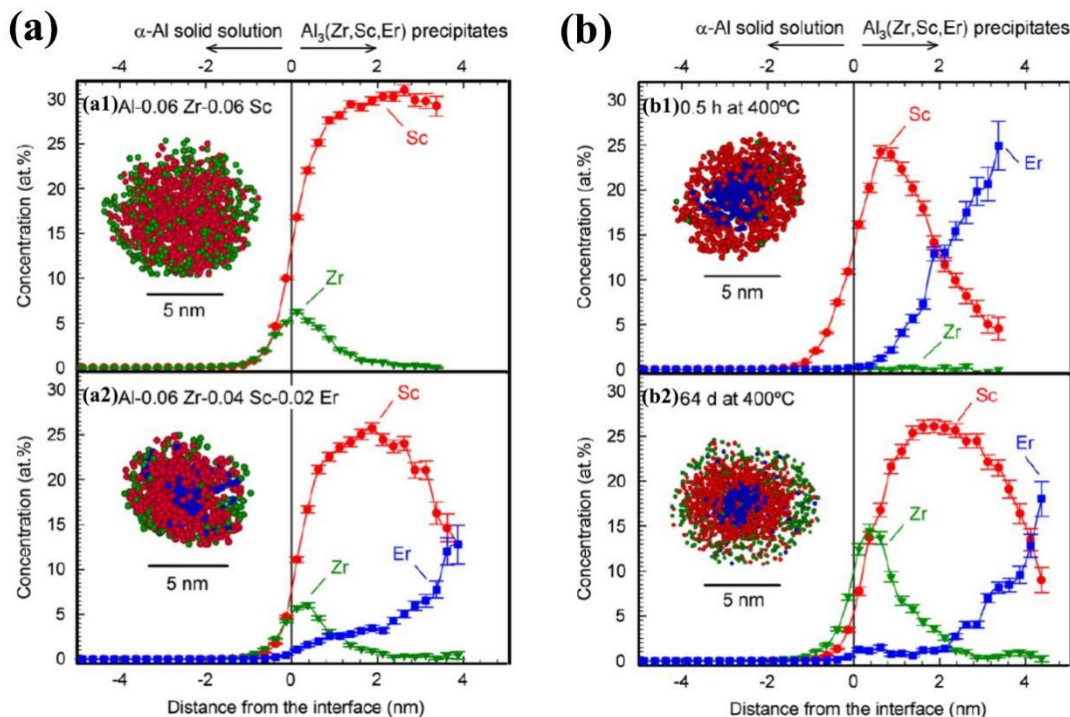


图 6 纳米析出相核壳结构中的元素分布。(a) Al-Zr-Sc 合金(a1)以及 Al-Zr-Sc-Er 合金(a2)中析出相从核心到外壳的元素分布, 展示核/壳或核/双壳结构; (b) 400℃下保温 0.5 小时(b1)的 Er 核+Sc 壳结构与 400℃下保温 64 天(b2)的 Er 核+Sc 内壳+Zr 外壳结构。图中 Sc 原子为红色, Zr 原子为绿色, Er 原子为蓝色[57]

Fig. 6 Elemental distribution in “core-shell” structure in nano-precipitates. (a) Elemental distribution from the core to the shell of precipitates in (a1) Al-Zr-Sc alloy and (a2) Al-Zr-Sc-Er alloy, revealing core/shell or core/double-shell structures. (b) (b1) Er-rich core + Sc-rich shell structure after annealing at 400 °C for 0.5h, and (b2) Er-rich core + Sc-rich inner shell + Zr-rich outer shell structure after annealing at 400 °C for 64 days.

In the figures, Sc atoms are shown in red, Zr atoms in green, and Er atoms in blue[57].

Ti 倾向于占据 Al_3Zr 晶格中的部分 Zr 位点, 形成 $Al_3(Zr_xTi_{1-x})$ 复合相。更重要的是, 利用元素扩散速率的差异($D_{Ti} < D_{Zr}$), 同样可以构建出以富 Zr 为核、富 Ti 为壳的“核-壳”结构。富 Ti 的外壳层进一步降低了粒子与基体的晶格错配度, 降低了界面能, 从而抑制了颗粒的长大驱动力。进一步研究表明[59], Zr 与 V 的复合添加能显著提高弥散相的数密度。V 的加入提高了 $Al_3(V, Zr)$ 相的热稳定性, 使其在 350℃ 长时暴露下仍能保持 10nm 左右的尺寸。在 356+0.5Cu 合金中, 单独或复合添加 V、Zr 进行微合金化, 可形成更复杂的 α -Al(Mn, Fe, V)Si 和 $(Al, Si)_3(Ti, V, Zr)$ 弥散体, 这不仅提高了弥散体的数量密

度, 也增强了其在铝基体中的热稳定性[43]。

Makineni 等人[49]通过三步热处理工艺, 在高温稳定的 $L1_2$ 型 Al_3Zr 球形沉淀相上, 异质形核低温强化相 θ'' , 形成一种“核-壳”或“三明治”结构的复合析出相(图 7a, b)。其中 Al_3Zr 析出相呈球形, 为 $L1_2$ 有序结构, 尺寸约 5 nm, 高温下稳定; θ'' 析出相在 Al_3Zr 上异质形核, 板状结构(图 7c), 显著提高室温强度; 复合析出相结构形成紧凑的、应变协调的微观结构, 减缓粗化动力学(图 7d)。相场模拟验证了 Al_3Zr 相对 θ'' 相生长和粗化的抑制作用(图 7e)。

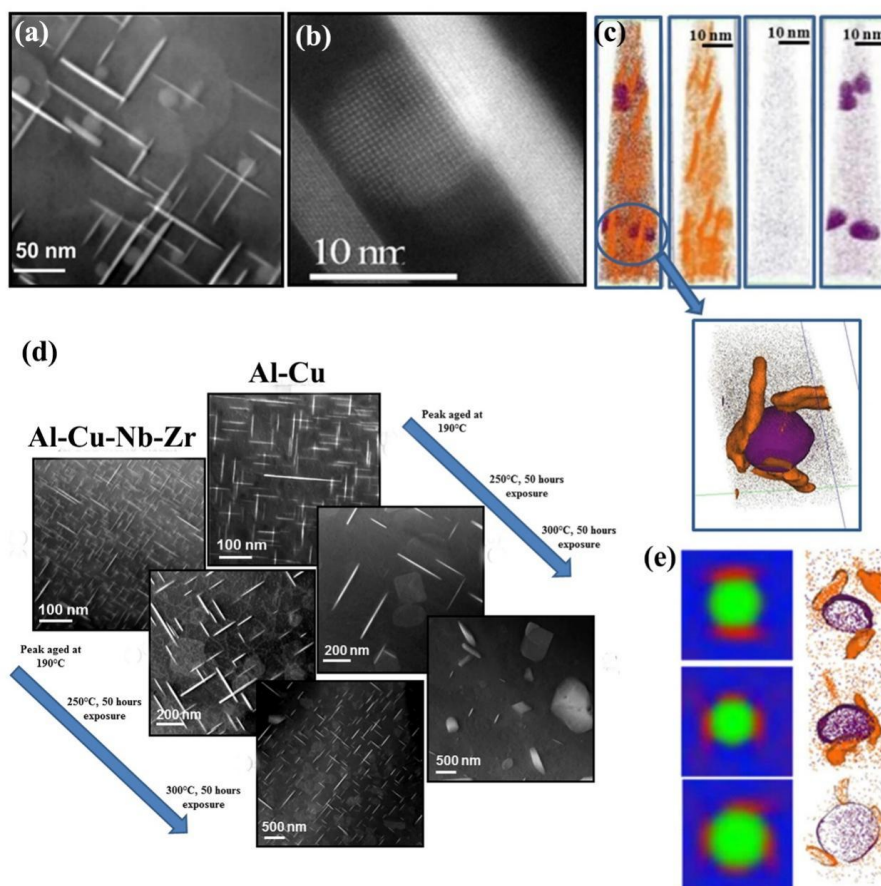


图 7 热稳定 $L1_2$ - Al_3Zr 相的异质形核及其对 θ'' 相粗化的抑制作用, (a) STEM-HAADF 图像显示板状 θ'' 沉淀相主要在 Al_3Zr 上异质形核 (三个变体), (b) 高分辨 STEM 图像进一步确认异质形核结构, (c) 原子探针重构图, 显示富铜板状 θ'' 相 (橙色) 在富锆球状 Al_3Zr 相 (紫色) 上形核, (d) 添加 Nb-Zr 合金与不添加 Nb-Zr 的合金时效态组织以及分别在 250°C 和 300°C 暴露 50 小时后的微观结构对比, (e) 实验与相场模拟对比显示 2、3、4 个 θ'' 变体包围 Al_3Zr 的紧凑结构[49].

Fig. 7 Heterogeneous nucleation of thermally stable $L1_2$ - Al_3Zr phase and the suppressive effect on θ'' phase coarsening, (a) STEM-HAADF image showing plate-like θ'' precipitates heterogeneously nucleating on Al_3Zr (three variants). (b) High-resolution STEM image further confirming the heterogeneous nucleation structure. (c) Atom probe reconstruction showing Cu-rich plate-like θ'' phases (orange) nucleating on Zr-rich spherical Al_3Zr phases (purple). (d) Comparison of the aged microstructures of the alloy with and without Nb-Zr addition, as well as the microstructures after exposure at 250 °C and 300 °C for 50 hours. (e) Comparison between experimental observations and phase-field simulations showing compact structures of 2, 3, and 4 θ'' variants surrounding Al_3Zr [49].

2.2.2 复杂金属间化合物

复杂金属间化合物强化的核心在于利用 Mo、Mn 等低扩散元素形成热稳定弥散相或晶间相, 从而提高高温位错攀移阻力和蠕变抗力。Mo 在 Al-Si 合金中主要形成 α -Al(Fe,Mo)Si 相。近年来的研究发现, 微量 Mo 的添加不仅能细化富铁相, 还能在高温时效中析出纳米级的含 Mo 弥散相[60, 61]。传统上 Mn 用于消除 Fe 的有害影响, 但最近的研究发现, 在高 Mn 含量 (>0.5 wt.%) 并配合特定的热处理下, 可以析出高密度的 α -Al(Mn,Fe)Si 纳米弥散相, 这种弥散相的热稳定性远优于 Mg_2Si [41]。添加 Mn 还可以将 Al-Si 合金中的针状 β - Al_5FeSi 相转变为不规则板状 α - $Al_{15}(FeMn)_3Si_2$ 相[62, 63]。

Mn-Mo 复合添加体现了“形核促进”和“粗化抑制”的协同作用[18, 64, 65]。Farkoosh 等人[45, 46]发现, 在 A356+0.5Cu 合金中添加 0.5 wt% 的 Mn 和 0.3 wt% 的 Mo 能够在固溶处理过程中促进 Al 基体内形成高体积分数且均匀分布的弥散相, 从而在 300°C 下显著改善合金的抗拉强度和抗蠕变性能。在相同的蠕变条件下 (300°C、30 MPa 载荷), 含 Mn/Mo 合金的蠕变断裂时间从基础合金的 50 分钟大幅增加到 180 小时, 提高了超过 200 倍。Jin 等人[66]分别讨论了不添加 Mo 和 Mn、单独添加 Mo、单独添加 Mn 以及同时添加 Mn 和 Mo 对于 Al-Si-Cu 319 合金在 300°C 下高温压缩屈服强度及抗蠕变性能的影响。研究结果表明, Mn 和 Mo 的添加能显著促

进 α -弥散相的析出, 其中 Mo 的效果更强; 而当 Mn 和 Mo 同时添加时, 弥散相分布更均匀、密度更高, 从而表现出更为优异的抗蠕变性能, 其最小蠕变速率比基础合金降低了 50 倍, 阈值应力从 10.6 MPa 提高到 22.8 MPa。Liu 和 Chen[67]探究了在 Al-13%Si 合金中添加 Mn 引入耐热弥散相的可能性。在 425°C 保温 24h 后开始形成大量弥散相, 并在 500°C 保温 6 小时后完全析出, 从而显著提高了合金在 300°C 下的屈服强度和抗蠕变性能[18]。进一步在该合金中添加 Mo, 可以减少无弥散相区的范围, 并提升合金在高温下的综合力学性能。Mo 的添加在合金于 300°C 长期时效 1000h 后, 对提高屈服强度和抗蠕变性产生了显著影响, 这可以归因于耐热弥散相与 Si 颗粒逐渐破碎的共同作用。

除 Mo 和 Mn 外, Zr、Ti 等过渡元素也可以在 Al-Si(-Cu)系合金中形成多种复杂金属间化合物。在 Al-Si-Cu-Mn-Fe-Ti 中添加适量的 Ti (0.5wt.%) 在显著降低晶粒尺寸 (晶粒尺寸从 2000 μm (无 Ti) 降至 160 μm) 的同时, 组织中形成 $\text{Al}_{15}(\text{FeMn})_3(\text{CuSi})_2$ 相, 这类复杂金属间化合物具有较高的热稳定性, 使得合金在 300°C 时屈服强度高达 160MPa[68]。Zamani 等人[69]考察了 Zr、Ti、V、La、Nb 等过渡金属对 Al-10Si 合金在室温和高温 (200°C 和 250°C) 拉伸性能的影响, 结果表明, 这些过渡金属添加形成了多种热稳定金属间化合物 ($\text{AlSi}_3(\text{TiZr})$ 、 AlSiV 、 AlNbTiZr 、 AlSiYLa 、 AlSiZrTiNb), 这些第二相在共晶熔化前具有优异的高温硬度和相稳定性, 但是粗大的第二相 (如 AlNbTiZr 、 AlSiV) 会在不同程度上降低合金的塑性。

在 Al-7Si-1Cu-0.5Mg 合金中同时添加 Cr-Ti-V-Zr 过渡金属, 可形成大量不同类型、不同形貌的弥散相 (如图 8a 所示), 如 Al-Si-Ti、 $(\text{AlSi})_x(\text{ZrTiV})$ 、 $(\text{AlSi})_y(\text{CrTiV})$ 以及 Al-Si-Fe-Cr-V-Ti 等复杂成分相[54]。这些相在时效过程中保持稳定, 与基体成分 (Al-7Si-1Cu-0.5Mg) 相比, 改进后的合金显著提升了合金的高温力学性能 (如图 8b-d 所示)。类似的研究表明, 复合添加 V+Zr+Mo 的合金, 其弥散相体积分数和数密度最高, 从而其高温强度提升 22%, 蠕变抗力提升 100%[43]。但是应当注意到, 此类合金会引发应力集中, 从而降低合金的塑性。

Huang 等人[70]研究发现, 在 356 和 319 合金中添加 Hf 及 Zr+Hf 元素, 经过 520-560°C 固溶处理后, 会形成一种新型纳米级 Si_2Hf 析出物, 这极大地改善了合金在 300°C 下的塑性和低周疲劳性能。 $\text{Si}_2\text{Hf}/\text{Al}$ 界面处的 Cu 偏析降低了界面能, 从而促进了 Si_2Hf 的形成和稳定[71]。尽管 Si_2Hf 析出物具有高温稳定性, 但其数量密度较低, 需要进一步研究以充分开发这些耐热颗粒在高温应用中的潜力。

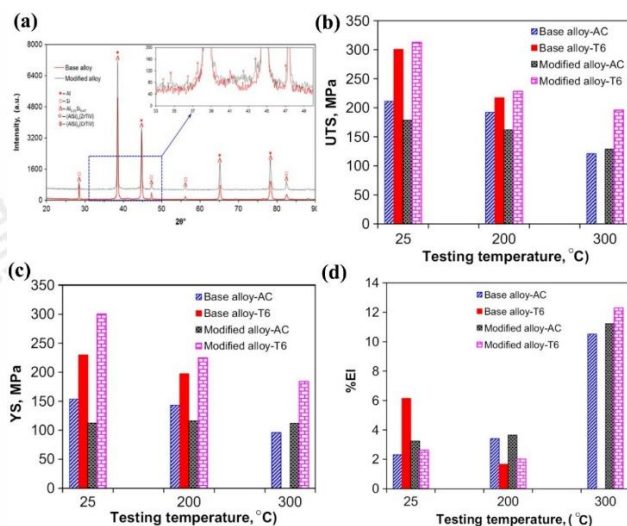


图 8 Ti-V-Zr-Cr 多元合金微合金化对 Al-Si 系合金相组成及高温性能的影响。Al-Si-Cu-Mg-Ti-V-Zr-Cr 和 Al-Si-Cu-Mg 合金的 (a)XRD 图谱对比, 基础合金和改性合金铸态与 T6 态合金在室温及高温下的 (b)UTS, (c)YS 及 (d)EI 对比[54]。

Fig. 8 Ti-V-Zr-Cr microalloying affects phase constitution and elevated-temperature tensile performance. Comparison of (a) XRD patterns between the Al-Si-Cu-Mg-Ti-V-Zr-Cr alloy and the Al-Si-Cu-Mg alloy; comparison of (b) UTS, (c) YS, and (d) EI between the base alloy and the modified alloy in the as-cast and T6 conditions at room temperature and elevated temperatures[54].

2.2.3 新型耐热弥散相的设计难点

无论过渡族元素还是稀土元素, 尽管其所形成的弥散强化相在 300~400°C 保持较高的热稳定性, 但是这些元素在 Al 基体中的固溶度极低, 强化相体积分数往往受限[9]。多组元合金化可在一定程度上弥补单一热稳定相强化不足, 但也会带来析出时序不同步、粗大初生相增多和热处理窗口变窄等问题。Dong 等人[72]在 Al-Si-Cu-Mg-Ni 合金的基础上, 利用多元合金化 (Zr、V、Er、Sc) 的异步析出机制, 成功设计出包含纳米尺度的 L_{12} 型共格相 (Al_3Zr 、 Al_3Sc) (图 9a)、富铜 GP 区 (图 9b)、 θ''/θ' - Al_2Cu 相 (图 9c-i) 等主要强化相以及亚微米尺度的 Al_3Ni 、 $\text{Al}_7\text{Cu}_4\text{Ni}$ 、 $\text{Al}_8\text{Cu}_4\text{Sc}$ 等金属间化合物 (图 9j) 作为辅助强化相。这些不同尺寸、不同类型强化相的异步析出 (图 9k-l), 在多个尺度上共同阻碍位错运动, 从而使得合金在 350°C 下仍能保持 143.8 MPa 的高强度。该结果说明, 多组元设计的重点应是利用异步析出形成协同强化, 而不是简单叠加合金元素。

还应当注意到, 上述耐热弥散相, 通常在高温时效 (300~400°C) 过程中析出。此温度远高于 Al-Si-Cu 合金中 θ' - Al_2Cu 相的析出温度, 从而极大程度上牺牲沉淀强化效果。因此构建热稳定弥散强化相策略的难点在于如何在热稳定性强化相的同时提高强化相的体积分数,

从而保证强度与热稳定性的有效协同。

因此, 热稳定弥散相强化的核心优势在于提高基体在 300~400 °C 下的抗粗化能力和抗蠕变能力, 尤其适用于长期热暴露或蠕变控制的服役场景。其主要限制则来

自慢扩散元素固溶度低、析出动力学迟缓、成本较高以及可能形成粗大初生相等问题。该策略若要在 Al-Si(-Cu) 铸件中发挥工程价值, 需要与凝固过程控制和热处理制度协同设计, 而不能简单增加微合金化元素含量。

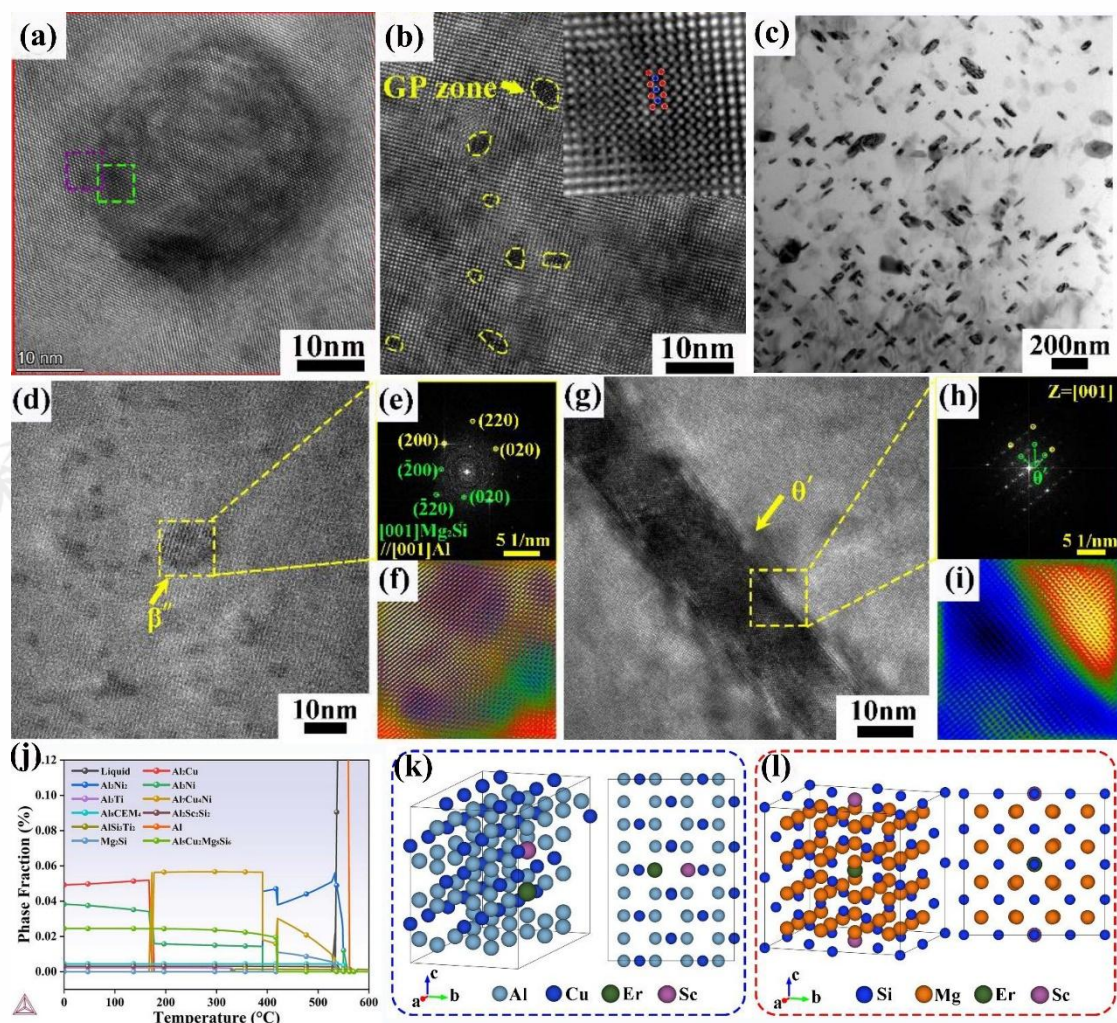


图 9 Al-Si-Cu-Mg-Ni 系合金中多种析出相异步析出的 TEM 表征、热力学及第一性原理分析。(a) 固溶态组织中的 L1₂-Al₃Zr 型析出相; (b) 时效态组织的 GP 区; (c) 明场 TEM 图像; (d-f) β'' 析出相的高分辨 TEM 像、SAED 图像及反傅里叶变换图像; (g-i) θ' 析出相的高分辨 TEM 像、SAED 图像及反傅里叶变换图像; (j) 不同温度下的热力学计算平衡相图; (k-l) Er 和 Sc 掺杂的 Al₂Cu 第一性原理模型

Fig. 9 TEM characterization, thermodynamic analysis, and first-principles calculations of asynchronous precipitation of various precipitates in Al-Si-Cu-Mg-Ni based alloys. (a) L1₂-Al₃Zr-type precipitates in the as-solid-solution microstructure; (b) GP zones in the aged microstructure; (c) bright-field TEM image; (d-f) high-resolution TEM image, SAED pattern, and inverse Fourier transform image of β'' precipitates; (g-i) high-resolution TEM image, SAED pattern, and inverse Fourier transform image of θ' precipitates; (j) thermodynamic equilibrium phase diagram calculated at different temperatures; (k-l) first-principles models of Al₂Cu doped with Er and Sc.

2.3 界面工程: 传统析出相的原子尺度稳定化

得益于原子探针层析技术 (APT) 和球差校正电镜 (HAADF-STEM) 的普及以及高通量计算技术对偏聚元素的筛选, 通过合金元素在析出相界面上的偏聚改变局域化学键合状态, 能显著影响界面能, 进而调控析出相的热稳定性^[73], 提升传统析出相 (如 θ'-Al₂Cu 相) 的热稳定性, 是耐热铝合金一个重要的研究分支。

2.3.1 析出相界面原子偏聚

微合金化元素除了形成稳定纳米析出相之外, 还可以通过 Al/θ' 相界面偏聚来降低界面能, 从而降低析出相的粗化^[14, 74-77]。因此, 引入低扩散速率元素钉扎强化相界面是一种有效提高析出相高温稳定性的手段。

纳米析出相固有的高热稳定性 (通常与慢扩散溶质相关) 与大体积分数 (主要源于高固溶度、快扩散溶质)

之间存在难以兼容的问题。尽管利用过渡族金属元素可以在 Al 基体中生成大量的热稳定性纳米第二相,但是由于过渡族元素在 Al 中固溶度低,其较低的体积分数成为限制合金高温性能提升的主要瓶颈。孙军等人[10, 78]提出了快扩散溶质原子(如 Cu、Zn、Mg 等)与慢扩散溶质原子(过渡族金属如 Zr、Sc、Ti 等)耦合以制备高热稳定性、大体积分数强化相的微观组织设计策略(如图 10 所

示)。在该组织调控策略中,快扩散溶质原子先形成高数密度的纳米析出相,随后慢扩散溶质原子在纳米析出相界面上偏聚,降低析出相与基体之间的界面能,并阻碍快扩散溶质原子在高温下的溶解和粗化[13]。近年来的研究表明多种过渡族元素及稀土元素,如 Sc[23, 75, 79]、Ag[80-82], Mn[83, 84], Zr[85-87], Ce[88], 均可以偏聚在相界面上,从而延缓了析出相的粗化。

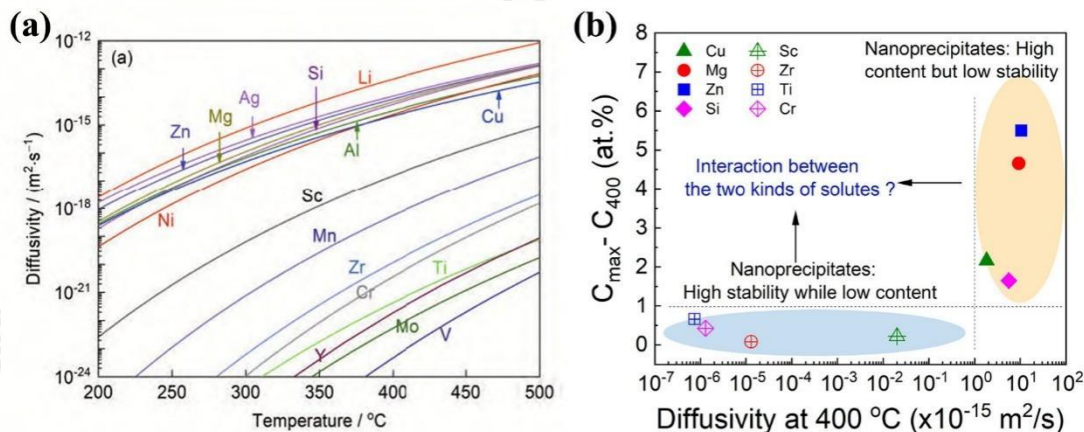


图 10 (a)铝合金中不同溶质原子扩散速率随温度的变化[20]及(b)400 °C下扩散速率与过饱和固溶度的关系[78]

Fig. 10 (a) Variation of diffusion rates of different solute atoms in aluminum alloys with temperature[20], and (b) relationship between diffusion rate and supersaturation solid solubility at 400 °C[78]. The two panels together indicate which solute elements are more favorable for thermally stable precipitation at high temperature.

Al-Si-Cu 合金在时效过程中的析出序列为: 过饱和固溶体(SS)→ θ'' (GP I 区) → θ'' (GP II 区)→ θ' →平衡 θ 相,而这一过程强烈依赖于 Cu 原子的扩散[89]。Sc 的加入显著促进了时效过程中 θ'' 和 θ' 相析出,从而提高其数密度(图 11 a-d),增强强化效果。经过 300°C 热暴露 100h 后,含 Sc 与不含 Sc 的合金,其组织中的 θ' 相均发生了显著的粗化,而且 θ'' 相的数密度显著下降,但是含 Sc 合金(存在 Sc 原子偏聚)中 θ' 相的数密度仍然显著高于不含 Sc 合金(图 11 e, f)。通过对热暴露后合金中 θ' 相进行分析发现,Sc 与 Si 在 θ' 相中共存,提高其热稳定性,抑制 $\theta' \rightarrow \theta$ 相变。

多元微合金元素的协同效应可大幅优化相稳定性。Shyama 等[90]系统研究了 Mn、Zr、Si 原子对 $\theta'-\text{Al}_2\text{Cu}$ 粗化行为的影响,发现合金热稳定性呈现梯度特征: Al-Cu (<200°C) < 添加 Si 和/或 Zr (200–250°C) < 添加 Mn (250–300°C) < 同时添加 Mn+Zr (350°C)。Si 因扩散

速率过快反而会削弱其他微合金元素的稳定化作用;而 Zr 扩散缓慢,需借助 Mn 的初始稳定作用维持 $\theta'-\text{Al}_2\text{Cu}$,直至 Zr 扩散至界面发挥强稳定效应。

Gao 等人[91]通过计算识别出两种协同作用的溶质元素(Sc 和 Fe),它们能够同时偏聚至 $\theta'-\text{Al}_2\text{Cu}/\text{Al}$ 界面,并形成彼此之间的强结合键,形成一种“三明治”结构以增强界面稳定性(图 12)。其中,快扩散溶质原子 Cu 用以形成大体积分数(可达约 2.0%)的(100)取向盘片状 $\theta'-\text{Al}_2\text{Cu}$ 纳米沉淀相,慢扩散原子 Sc、Fe 作为界面偏聚元素。采用三级热处理,在保证 $\theta'-\text{Al}_2\text{Cu}$ 纳米沉淀相细小、弥散分布的同时,界面覆盖 Sc、Fe 原子起到“隔热层”的作用。这种“二维界面热稳定化”设计显著提升了合金的高温力学性能,与已报道的铝合金甚至铝基复合材料相比,在 300 °C 下的稳态蠕变速率降低了 2~3 个数量级。

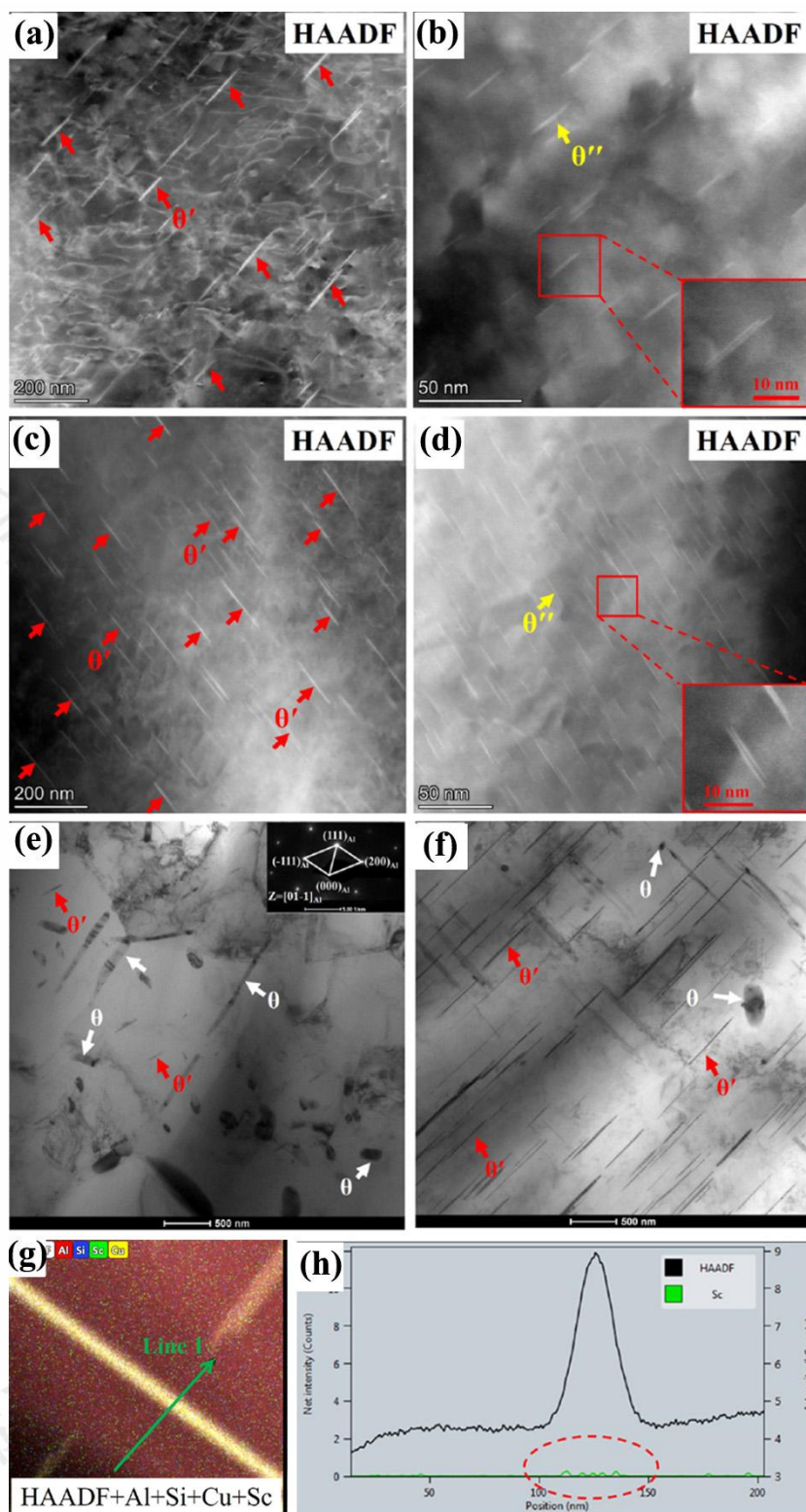


图 11 Sc 对传统析出相热稳定性的影响, (a, b) Al-11.5Si-4Cu 及(c, d)Al-11.5Si-4Cu-0.2 Sc 合金在 T6 态下的 HAADF 图像, (e) Al-11.5Si-4Cu 及(f)Al-11.5Si-4Cu-0.2 Sc 合金在 300℃热暴露 100h 后的明场图像, (g) Al-11.5Si-4Cu-0.2 Sc 合金在 300℃热暴露 100h 后的 HAADF 图像及(h)沿箭头方向的 EDS 结果[89]

Fig. 11 Effects of Sc on the thermally stability of conventional precipitates, (a, b) HAADF images of the Al-11.5Si-4Cu alloy and (c, d) HAADF images of the Al-11.5Si-4Cu-0.2Sc alloy in the T6 condition. (e) Bright-field images of the Al-11.5Si-4Cu alloy and (f) bright-field images of the Al-11.5Si-4Cu-0.2Sc alloy after thermal exposure at 300 °C for 100 h. (g) HAADF image of the Al-11.5Si-4Cu-0.2Sc alloy after thermal exposure at 300 °C for 100 h, and (h) EDS line scan results along the arrow direction. [89]

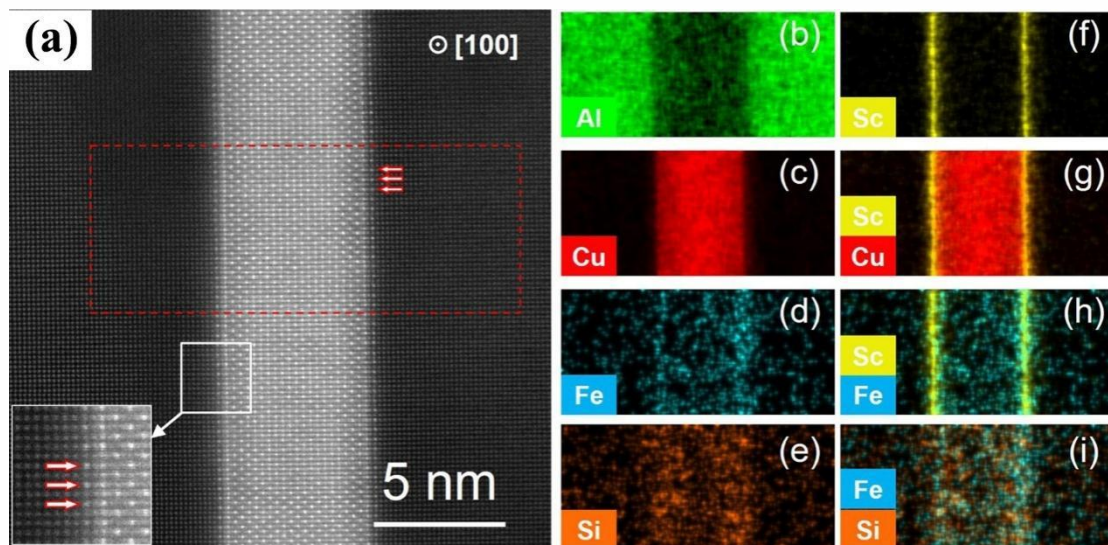


图 12 Sc, Fe, Si 在析出相界面上的偏聚行为, (a) Al-Cu-Sc-Fe-Si 合金 θ' -Al₂Cu 沉淀相截面高角环形暗场(HAADF)像及相应的(b)Al、(c)Cu、(d)Fe、(e)Si 和(f)Sc、(g)Sc+Cu、(h)Sc+Fe、(i)Fe+Si 原子分布[91]

Fig. 12 Segregation behavior of Sc, Fe and Si at the precipitate interface, (a) High-angle annular dark-field (HAADF) image of a cross-section of θ' -Al₂Cu precipitates in the Al-Cu-Sc-Fe-Si alloy, and the corresponding atomic distribution maps of (b) Al, (c) Cu, (d) Fe, (e) Si, (f) Sc, (g) Sc+Cu, (h) Sc+Fe, and (i) Fe+Si[91].

当合金中含有微量 Mn 或 Zr 时, 这些原子并不倾向于进入 θ' 相内部, 而是偏聚在 θ' 相的半共格界面上, 这种偏聚形成了“溶质拖拽”(Solute Drag)效应, 像“锚”一样锁住了界面, 阻碍了台阶的移动, 从而延缓了 θ' 的增厚[83]。在此基础上, 在合金中同时添加 Mn 和 Zr, Mn 和 Zr 协同作用会促进 θ' /L₁₂共析出物的形成, 从而显著提高合金在高温下的显微组织稳定性。利用 APT (原子探针层析成像) 以及 STEM-HAADF (扫描透射电子显微镜) 发现, 在 Al-Si-Cu-Mg-Mn-Ni-V-Zr 合金中, Mn 在低温下扩散较快, 优先偏聚于半共格界面, 降低界面能, 延缓 θ' 粗化。Zr 扩散较慢, 在 Mn 的“掩护”下, 有足够时间偏聚于共格界面, 并最终形成稳定的 L₁₂-Al₃(Zr,Ti) 相。最终, 在 θ' 析出物周围形成 L₁₂包覆层, 形成“ θ' /L₁₂共析结构”, 显著提高界面稳定性[83]。

虽然 Ag 通常用于促进低温析出, 但有报道指出, Ag 与 Mg 的共偏聚能在 θ' 界面形成非常稳定的结构。Sc、Ag、Mg 等元素的界面偏聚, 从而形成 AgMg 界面相、

AlMg₄Si₃Cu 界面相、Sc 偏聚层等多种界面结构, 这些界面结构覆盖在 θ' -Al₂Cu 析出相与 Al 基体的界面上, 显著阻碍了 Cu 原子的扩散, 从而抑制了析出相的粗化[82]。

2.3.2 沉淀相间隙位置有序占位

Xue 等[78]提出了一种间隙溶质稳定化策略, 在添加 Sc 的 Al-Cu-Mg-Ag 合金中制备出高稳定性的共格纳米析出相 (称为 V 相) (图 13a), 该相在高达 400 °C 时仍具有很强的抗粗化能力, 同时体积分数可达~1.8 vol.%。将慢扩散的 Sc 原子和快扩散的 Cu 原子组装成共格 V 相的过程, 是由早期形成的富 Cu 的 Ω 纳米析出相通过共格台阶辅助的原位相变触发的 (图 13b,c), 其中 Sc 原子以扩散为主导的方式被吸收并自组织形成间隙有序化。具有遗传高密度的稳定 V 纳米析出相, 使铝合金在 400 °C 下的抗拉强度仍然能达到~100 MPa。尽管上述的强化策略是基于 Al-Cu 系合金, 但是该强化策略为 Al-Si-Cu 系合金提供了重要的参考。

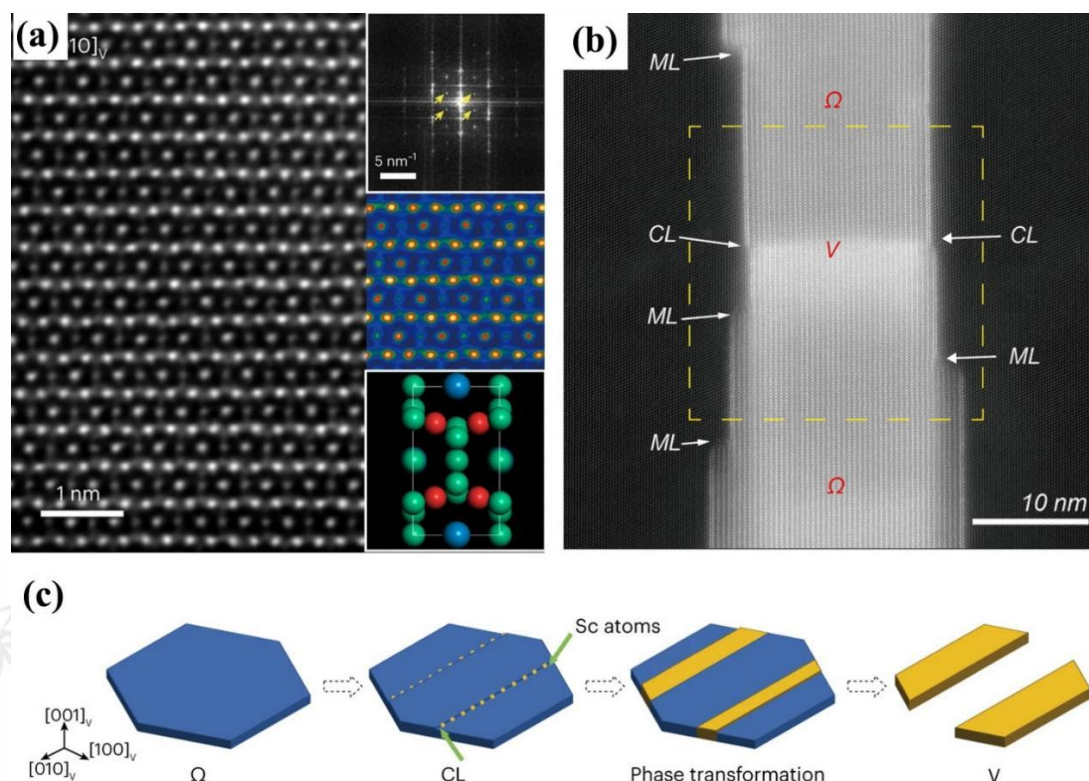


图 13 间隙原子有序占位机制促进纳米析出相的高温稳定性, (a) V 相的 HAADF 像及其对应的结构分析和结构模型(观察方向[010]), (b) HAADF 图像显示共格台阶 (CLs) 促进 $\Omega \rightarrow V$ 相变, (c) 共格台阶 (CLs) 促进 $\Omega \rightarrow V$ 相变的示意图[78]

Fig. 13 Solute uptake and interstitial ordering promote the high-temperature stability of nanoprecipitates, (a) HAADF image of the V phase along with its corresponding structural analysis and structural model (viewing direction [010]), (b) HAADF image showing coherent ledges (CLs) promoting the $\Omega \rightarrow V$ phase transformation. (c) Schematic illustration of coherent ledges (CLs) promoting the $\Omega \rightarrow V$ phase transformation[78].

2.3.3 多尺度协同强化机制

弥散相与合金元素共同在界面上偏聚可以进一步提升强化相的热稳定性。Poplawsky 等人[92]阐明了 Mn、Zr 和 Ti 溶质协同稳定 θ' 相的机制。首先, 扩散较快的 Mn 偏聚于 θ' 相半共格界面并起到稳定 θ' 相的作用; 其次, 扩散较慢的 Zr/Ti 偏聚于 θ' 相共格界面, 进一步提升了其稳定性。随着 Zr/Ti 偏聚原子持续积累, 会形成 $L1_2\text{-Al}_3(\text{Zr}_x\text{Ti}_{1-x})$ 相。最终, 在共格界面处形成 $\theta'/L1_2/\alpha\text{-Al}$ 共沉淀结构。与 $L1_2/\theta'$ 界面相关的界面能和应变能远低于 $\theta'/\alpha\text{-Al}$ 和 $L1_2/\alpha\text{-Al}$ 界面。 $\text{Al}_3(\text{Zr}_x\text{Ti}_{1-x})$ 相降低了界面

能, 钉扎界面, 并抑制了纳米相的粗化, 从而使添加 Mn 和 Zr/Ti 的 Al-Cu 合金能够承受高达 350°C 的长期暴露。

Gao 等人[93]设计了一个三步热处理工艺 (人工时效+回归处理+再时效), 通过调控 Al-Cu-Sc 中 Sc 在 $\alpha\text{-Al}/\theta'$ 界面处的偏析来抑制 θ' 相粗化 (图 14)。人工时效过程中, 在 250°C 下形成 θ' 相和 Sc 富集区。回归处理过程中, 升温至 450°C, 使 θ' 相溶解, Sc 富集区转化为 Al_3Sc 纳米颗粒。再时效处理, 温度降至 250°C, 在 Al_3Sc 上异质形核重新形成细小的 θ' 相, 并伴随 Sc 界面偏析。在 300°C/30 MPa 条件下, 稳态蠕变速率降低约一个数量级。

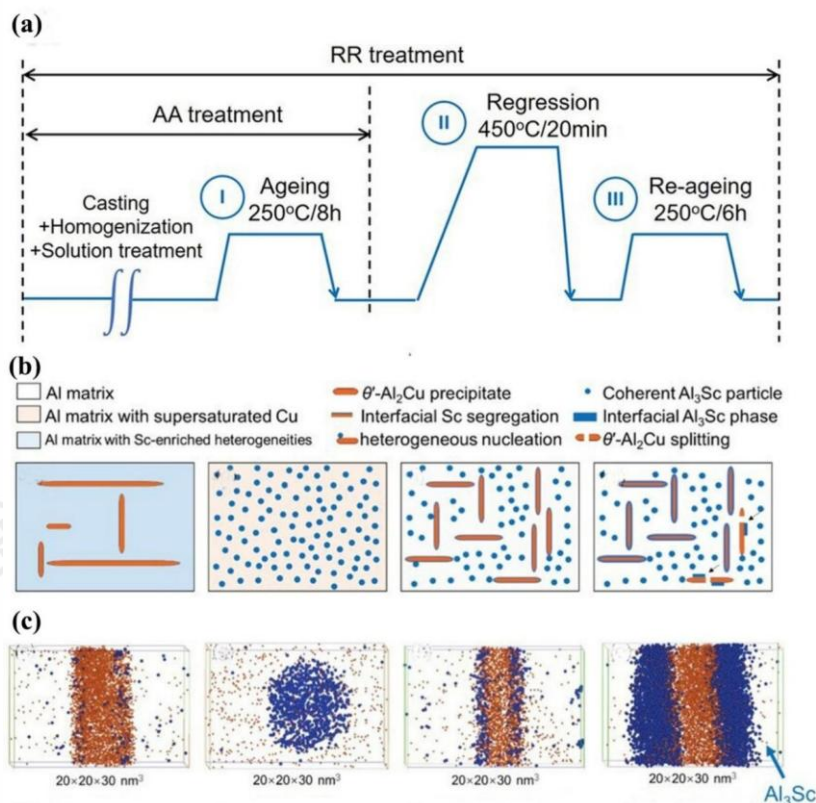


图 14 利用热处理工艺调控相界面偏聚行为, (a)三步热处理工艺示意图,每一步处理后微观结构变化(b)示意图和(c)APT 图[93].

Fig. 14 Regulation of interfacial segregation behavior through heat treatment, (a) Schematic illustration of the three-step heat treatment process. (b) Schematic diagram and (c) APT map showing the microstructural evolution after each step of the heat treatment[93].

Yang 等人[23]设计了一种纳米多尺度强化结构(图 15),该纳米结构涉及 Al_3Sc 弥散相及其诱导的异质析出结构、均匀分布的 θ' - Al_2Cu 析出相、Sc 原子在 θ' 相/Al 基体界面处显著偏聚、以及纳米尺度的 Sc 团簇。从原子团簇($<1\text{ nm}$)、界面偏聚(约几个原子层)、析出相(几十纳米)到弥散相(几十至百纳米),形成了跨越多个尺度的强化网络。 Al_3Sc 弥散体本身抗粗化;界面 Sc 偏聚抑制 θ' 相长大;Sc 团簇可动态补充界面偏聚;“包裹结构”进一步锁定弥散体与析出相。

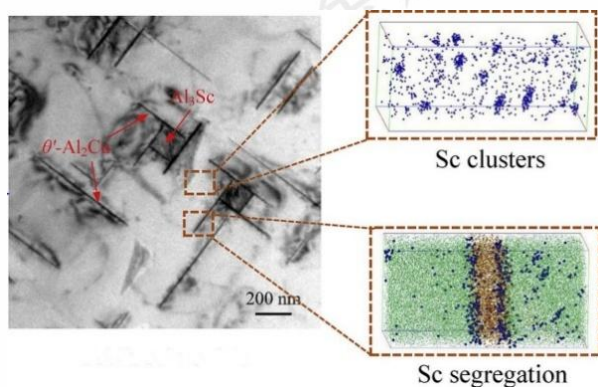


图 15 纳米多尺度强化微观结构: θ' - Al_2Cu 、 Al_3Sc 、Sc 偏聚以及 Sc 团簇[23]

Fig. 15 Nanoscale multi-scale strengthening microstructure: θ' - Al_2Cu , Al_3Sc , Sc segregation, and Sc clusters[23].

2.3.4 相界面原子偏聚策略的局限性

尽管相界面偏聚可以显著提高铸造铝合金的高温稳定性,但是相界面上的原子偏聚本质上仍处于热力学亚稳状态,当服役温度进一步升高(例如超过 $350\text{ }^{\circ}\text{C}$)时,这种“二维界面热稳定化”策略往往会失效,一旦偏聚原子脱离界面形成独立相,失去偏聚保护的区域会迅速发生溶解或粗化,导致力学性能急剧下降。其次,如何确保慢扩散元素精准偏聚到快扩散相的界面是一个难题,例如,时效温度过低时偏聚原子扩散能力不足,难以形成有效的界面偏聚,而时效温度过高时,主强化相又会因为析出即快速粗化,导致 Sc 原子来不及在界面偏聚,无法起到保护作用。此外,由于沉淀相(如 θ' 相)具有共格和半共格等不同性质的界面,溶质原子在不同界面上的偏聚行为存在差异,如果不能实现全方位的界面覆盖,沉淀相仍会从薄弱环节(如未受保护的侧沿)开始粗化。

由此可见,相界面偏聚策略的价值在于利用少量溶质原子提高传统 θ' 、 Q' 等高体积分数的强化相的热稳定性,从而在强度贡献和热稳定性之间取得折中。与单纯构建

新相相比, 该策略更强调快扩散主强化元素与慢扩散界面稳定元素之间的协同, 但其有效性强烈依赖时效路径、界面类型和偏聚覆盖程度。对于 Al-Si(-Cu)系铸造合金而言, 未来需要重点解决偏聚可控性和长期服役条件下界面保护失效的问题。

2.4 晶间与网格强化: 构筑耐热刚性骨架

铝合金在高温下的主要塑性变形机理是位错攀移, 虽然弥散分布的纳米级第二相粒子能有效阻碍位错攀移, 但在热-力耦合的长时间服役过程中, 纳米粒子已不足以约束位错攀移, 准三维网络连通的第二相(如共晶 Si 以及金属间化合物)可以形成空间封闭约束, 有效约束位错攀移, 从而显著提升材料的高温持久强度和抗蠕变能力, 这也为提高铸造铝合金的高温蠕变性能提供了一种思路。

2.4.1 构建三维刚性网络结构

在 300~400 °C 下, 交滑移和攀移等热激活位错运动增强, 分散颗粒对位错的几何约束减弱, 单纯依赖晶内纳米相难以长期维持强化效果[94, 95]。此时, 沿枝晶界或晶界分布的共晶 Si 和金属间化合物可形成连续或半连续的三维刚性网络, 在高温载荷下承担部分载荷并限制晶界滑动[96]。Al-Si-Cu-Ni-Mg 等合金中形成的 Al_3CuNi 、 $\text{Al}_7\text{Cu}_4\text{Ni}$ 及相关含稀土相, 正是通过这种晶间承载与晶界约束机制提高高温持久强度和蠕变抗力。当材料在高温下受力时, 这种连续或半连续的刚性网络充当了载荷的主要承担者, 将载荷从软基体有效传递到高强度、高热稳定性的第二相网络上。此外, 在高温蠕变过程中, 分布在晶界上的粗大热稳定相能够起到物理阻挡作用, 有效抑制晶界相互滑动, 从而提升合金的抗蠕变能力。在 Al-Si 活塞合金中, 通常会添加包括 Fe、Ni、Cu、Cr、Ti、V 等元素, 以生成大量的热稳定金属间化合物[97]。这些金属间化合物与硅颗粒共同形成一个高度互联的刚性网络, 使得大部分载荷能够从基体传递到刚性网络中, 从而显著增强合金在高温下的强度[18, 41]。Euh 等人[98]报道称, $\text{Al}_{70}\text{Mg}_{10}\text{Si}_{10}\text{Cu}_5\text{Zn}_5$ 合金中相互连通的金属间化合物网络有效贡献了其在 350 °C 下高达 121 MPa 的抗压强度。

通过调控成分(如 Ni、Cu、Fe 含量)与热处理工艺, 可以设计出多种强化相共存的网络(如 $\text{Al}_7\text{Cu}_4\text{Ni}$ 、

Al_2Cu 、硅相等)[99], 形成复合强化效应, 从传统的“颗粒强化”转向“三维拓扑强化”[54, 100]。

在 Al-Si-Cu-添加 Ni, 会生成 Al_3Ni 、 Al_3CuNi 、 $\text{Al}_7\text{Cu}_4\text{Ni}$ 等三元相[101], 这类晶界处分布的第二相是这类合金中的主要凝固相和晶界强化相[102, 103]。Li 等人[104]研究了含 Ni 晶间相对合金耐热性的贡献。在三种含 Ni 的晶间相中, $\epsilon\text{-Al}_3\text{Ni}$ 相倾向于呈现块状形貌, $\delta\text{-Al}_3\text{CuNi}$ 和 $\gamma\text{-Al}_7\text{Cu}_4\text{Ni}$ 相倾向于呈现条状形貌。其中, Al_3CuNi 相具有最有效的体积利用率, 对高温强度的贡献也最有效, 例如, 1.95 vol.% 的 $\delta\text{-Al}_3\text{CuNi}$ 相使合金在 350 °C 下的抗拉强度提高了 18.89 MPa。Rakhmonov 等人[105]发现大体积分数的晶间析出相($\text{Al}_2\text{Cu}_2(\text{FeNi})$ 和 Al_3FeNi)导致晶间区域附近的软质 θ' 无析出区(PFZ)比例较低, 因此合金表现出较高的抗压缩蠕变性。这证实了晶间析出相是增强铝合金抗蠕变性的重要微观结构组成部分。早期的研究关注 Al_3Ni 的体积分数现逐渐转向调控其拓扑结构方面研究。

孤立的 Al_3Ni 颗粒对强度的贡献有限, 而通过共晶凝固控制形成的“3D 连续互穿网络”结构, 可以有效地传递载荷, 大幅提升抗蠕变性能。通过共晶凝固形成的 Al_3CuNi 、富 Cu-Ni 相和共晶 Si 互穿网络, 可在高温变形中提高载荷传递效率。Ni 含量直接影响晶间三维刚性网络在高温处理过程中的连续性[101], 例如, 球化处理后, $\text{AlSi}_{10}\text{Cu}_5\text{Ni}_1$ 的硅相互联性显著下降(从 85% 降至 40%), 而 $\text{AlSi}_{10}\text{Cu}_5\text{Ni}_2$ 保持较高互联性(~80%) (图 16)。Asghar 等人[106, 107]采用同步辐射显微断层扫描技术研究了 AlSi_{12} 合金中的富镍金属间化合物相。结果证明, Si 与金属间化合物相之间的界面能低于 Si/ $\alpha\text{-Al}$ 界面。共晶 Si 与复杂形状金属间化合物之间形成的互锁界面有效抑制了 Si 和 Ni 的扩散。硬质相之间显著的连通性和接触性保证了三维网络结构的承载能力, 这对高温下的力学性能起着关键作用。同时添加 Fe 元素可与 Ni 元素形成 Al_3FeNi 高温相, 阻碍合金在高温下的变形和晶粒长大, 进一步提高合金的耐热性。通过精确控制 Fe/Ni 比例, 可以促进富 Fe 相从针状 Al_3FeNi 转变为汉字状或骨骼状的 Al_9FeNi 相, 后者不仅对应力集中的敏感性低, 而且在 300 °C 下极其稳定。

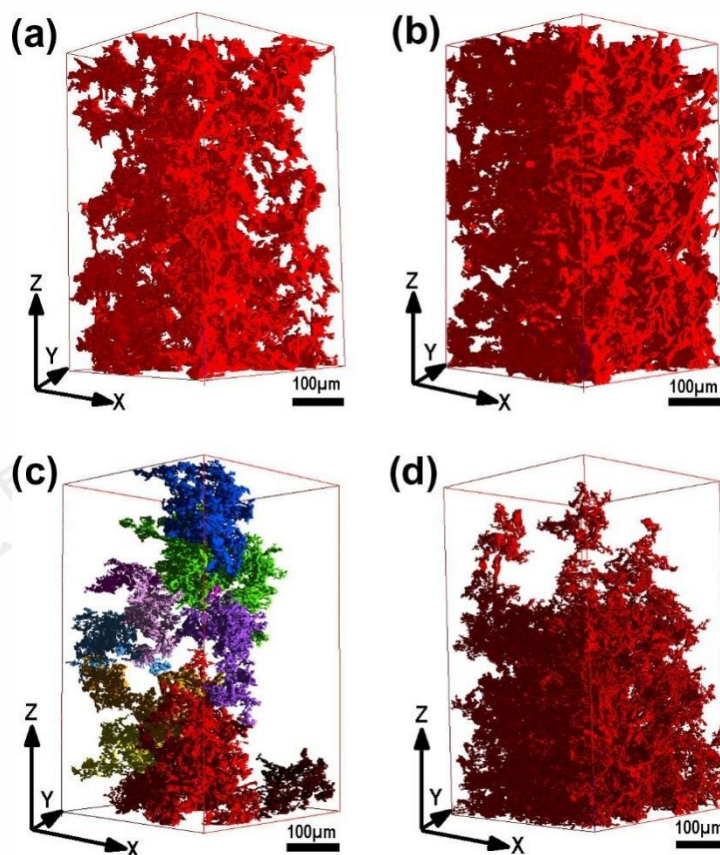


图 16 Al-Si 系合金中三维网络结构的构建, AlSi10Cu5Ni1(a, c)和 AlSi10Cu5Ni2(b, d)合金经过球化处理后的铝化物和 Si 相的三维网络结构, (a, b)铝化物, (c, d)Si 相。图像均来自同步辐射断层扫描重构, 体积约为 $270 \times 270 \times 450 \mu\text{m}^3$ [101]

Fig. 16 The construction of three-dimensional network structures in Al-Si series alloys, three-dimensional network structures of aluminides and Si phases in AlSi10Cu5Ni1 (a, c) and AlSi10Cu5Ni2 (b, d) alloys after spheroidization treatment: (a, b) aluminides, (c, d) Si phases. All images are derived from synchrotron radiation tomography reconstruction, with a volume of approximately $270 \times 270 \times 450 \mu\text{m}^3$ [101].

2.4.2 晶间三维刚性网络与弥散粒子的多尺度协同强化

高温下基体内部的位错运动会导致材料软化,因此,需要在基体内部引入高密度的纳米级弥散粒子(如 Al_3Zr 、 Al_2Cu 或新型的 V 相纳米沉淀)。这些纳米粒子弥散分布在铝基体内部,通过钉扎位错,显著增加位错攀移和滑移的阻力[105, 108, 109]。三维刚性网络在宏观/微观尺度上限制了合金的整体形状改变和晶界失稳;而纳米弥散粒子则在原子/位错尺度上加固了内部基体。纳米粒子的存在减缓了基体内部的扩散过程,而晶间网络则为这些粒子的析出和稳定提供了相对稳固的微环境,两者共同作用,使合金在 $300\sim 350^\circ\text{C}$ 的极端环境下仍能保持优异的力学性能

Su 等人[110]通过热处理制度,在 Al-Si-Cu-Ni 合金中构建了金属间化合物骨架与微纳弥散相的多尺度协同强化作用(如图 17a),其中,高热稳定性的纳米粒子有效阻碍了位错运动,而微米尺度的晶间金属间化合物构成刚性骨架,阻碍晶界在高温下的滑移(图 17b-e)。

与晶内纳米析出相比,晶间刚性网络更适合承担高温下的载荷传递和晶界约束功能,尤其对 $300\sim 350^\circ\text{C}$ 下的持久强度和蠕变抗力具有直接贡献。但该策略通常伴随粗大金属间化合物增多,可能牺牲室温塑性、疲劳性能和铸造流动性。因此,刚性网络强化不宜被理解为简单增加 Ni、Fe 或 Cu 含量,而应转向网络连通性、相形貌和基体韧性的平衡设计。

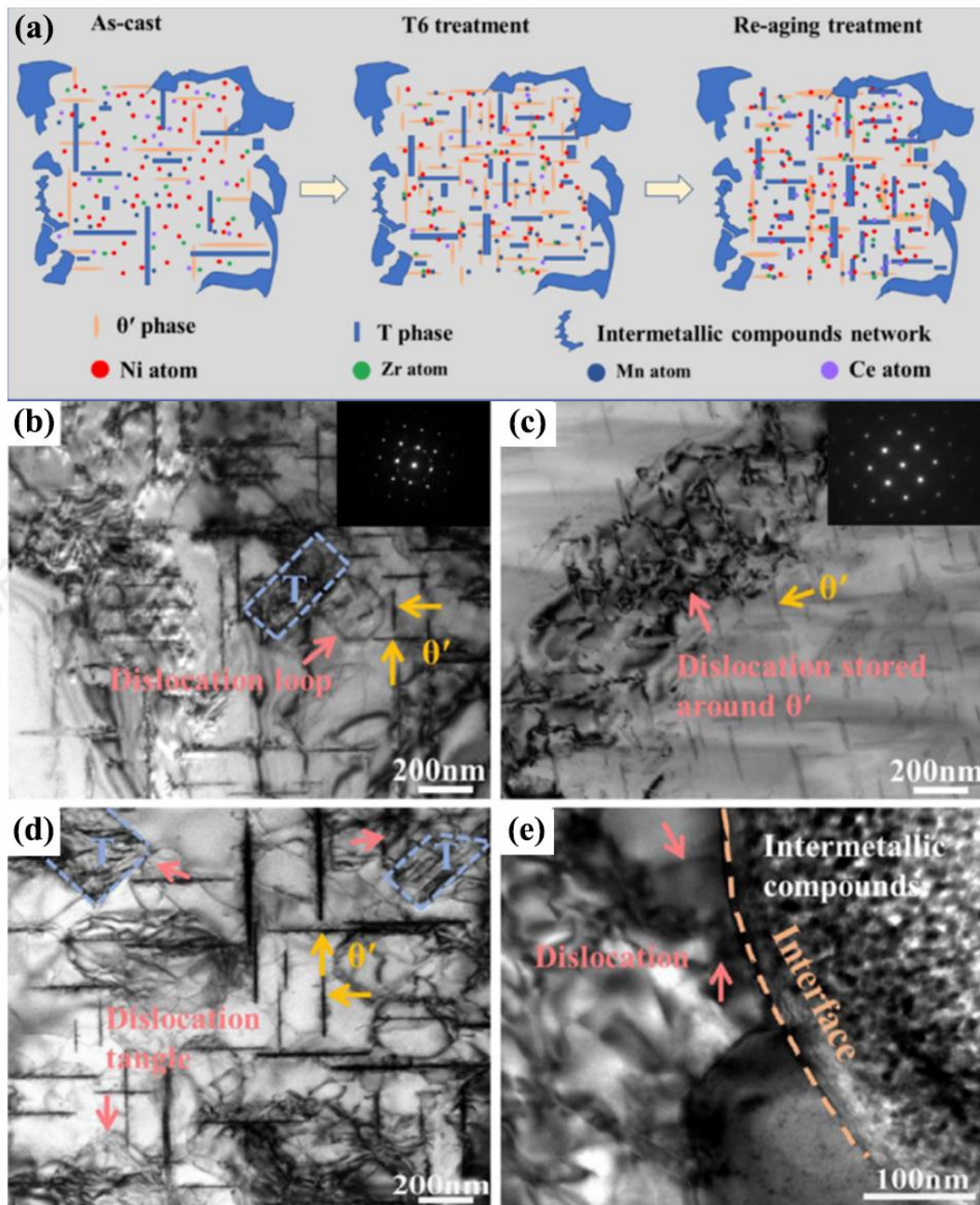


图 17 刚性互连网络与弥散相构建协同强化机制, (a)示意图, (b-e)金属 T 相、 θ' 相与晶界处金属间化合物对位错的阻碍作用[110]

Fig. 17 The synergistic strengthening mechanism constructed by a rigid interconnected network and dispersed phases, (a)Schematic illustration, (b-e) Dislocation pinning/obstruction effects of metallic T phase, θ' phase, and intermetallic compounds at grain boundaries[110]. The subfigures distinguish the load-bearing role of the interconnected network from the dislocation-blocking effects of dispersed phases.

2.5 新型 Al-Si-Cu 系铸造合金的高温拉伸性能

表 2 给出了采用新型强化策略设计的 Al-Si(-Cu)系铸造合金的高温拉伸性能,从表中可以看出,与传统商用铸造 Al-Si 系合金相比,经过组织的精细化调控,合金的高温性能有了显著的提升,尤其是在 300~350℃下的拉伸强度甚至接近 200MPa,极大地拓展了铸造 Al-Si(-Cu)系合金的应用范围。

需要注意的是,表 2 中的性能提升并不对应同一种

设计路径:弥散相强化更偏向于提高基体抗粗化能力,界面偏聚更适合稳定高体积分数传统析出相,刚性网络则主要改善晶界承载和抗蠕变能力。不同策略在塑性损失、热裂敏感性、流动性、元素成本和热处理复杂度方面存在明显差异。目前多数研究仍偏重高温拉伸或蠕变性能,对合金流动性、抗热裂性能和复杂铸件成形适应性的关注不足,这也是后续 Al-Si(-Cu)系耐热铸造合金研究必须补足的一环。

表 2 新型 Al-Si(-Cu)系铸造合金的高温拉伸性能

Table 2 The high-temperature tensile properties of novel Al-Si(-Cu) series casting alloys

Alloy	high-temperature tensile properties				Ref.
	Temperature /°C	Ultimate tensile strength /MPa	Yield strength /MPa	Elongation /%	
Al-7Si-1Cu-0.5Mg-0.5Cr-0.4Ti-0.4V-0.25Zr	300	197.4	184	12.3	[54]
Al-13Si-3Cu-0.6Mn-0.6Fe	300	138	125	8.5	[62]
Al-13Si-5Cu-0.6Mn-0.6Fe		144	130	7.2	
Al-11.5Si-4.0Cu-0.2Sc	300	/	116	/	[111]
Al-12Si-4Cu-2Ni-0.8Mg	300	116.3	104.5	5.56	[112]
Al-12Si-4Cu-2Ni-0.8Mg-0.1Gd		119.4	108.5	4.71	
Al-12Si-4Cu-2Ni-0.8Mg-0.2Gd		123.4	108.7	4.18	
Al-12Si-4Cu-2Ni-0.8Mg-0.5Gd		119.7	104	3.43	
Al-12Si-4Cu-2Ni-0.8Mg		140	/	4	
Al-12Si-4Cu-2Ni-0.8Mg-0.2Gd	300	153	/	5	[113]
Al-12Si-4Cu-2Ni-0.8Mg		109.5	87.7	5.56	
Al-12Si-4Cu-2Ni-0.8Mg-0.2Nd	300	118.5	101.9	4.81	[114]
Al-12Si-4Cu-2Ni-0.8Mg-0.4Nd	300	109.1	88.5	4.12	[68]
Al-7Si-6Cu-0.6Mn-0.6Fe-0.1Mg		145	125	4	
Al-7Si-6Cu-0.6Mn-0.6Fe-0.2Ti-0.1Mg		165	140	3.8	
Al-7Si-6Cu-0.6Mn-0.6Fe-0.5Ti-0.1Mg		182	160	3.6	
Al-7Si-6Cu-0.6Mn-0.6Fe-1.0Ti-0.1Mg		159	142	3.1	
Al-12Si-4.5Cu-2Ni-0.8Mg-0.2Zr-0.2V-0.2Er-0.2Sc	300	249.8	/	/	[72]
	350	143.8	/	4.61	
Al-12Si-4Cu-2Ni-0.8Mg	300	149.9	138.3	5.04	[115]
Al-12Si-4Cu-2Ni-0.8Mg-0.1Gd		157.2	139.2	5.18	
Al-12Si-4Cu-2Ni-0.8Mg-0.2Gd		163.6	157	5.17	
Al-12Si-4Cu-2Ni-0.8Mg-0.2Gd	350	99.5	87.6	7.95	[96]
Al-12Si-4Cu-2.5Ni-1Mg-0.6Fe	350	103	91	5.8	
Al-7Si-4Cu-1Ni-0.5Mn-0.5Mg-0.1Gd-0.1Yb	350	116	/	/	[47]
Al-12Si-3.5Cu-2Mn-1Cr	350	106	/	8.8	[116]
Al-12Si-3.5Cu-2Ni-0.8Mg	350	135	103	5.6	[117]

Al-12Si-0.9Cu-0.8Mg-1Ni	94	/	2.8	[118]
Al-12Si-0.9Cu-0.8Mg-4Ni	116	/	4.0	

2.6 先进材料设计方法

随着材料计算与模拟技术的飞速发展,当前耐热铸造铝合金的研发正在由经验试错逐步转向“成分-工艺-组织-性能”一体化设计。对于 Al-Si(-Cu)系合金而言,设计目标不仅是获得较高的室温强度和铸造流动性,更重要的是在 250-350 °C 长期服役条件下维持析出相、共晶 Si 和晶界相的热稳定性。因此,合金设计需要同时考虑热力学稳定性、动力学扩散行为、凝固偏析、析出序列以及组织尺度间的协同作用[119-121]。

CALPHAD 热力学计算和 Scheil 凝固模拟是目前较常用的前端筛选工具,可用于预测相组成、凝固路径、元素偏析和可形成的稳定/亚稳强化相,从而在实验前缩小成分窗口。已有研究将计算热力学与机器学习结合,用于 Sr 变质 A356 合金、Ti 改性 Al-Si-Mg-Sr 合金以及 Al-Si-Mg-Sc 铸造合金的成分优化,说明该方法能够在保持铸造适应性的同时提高强韧性和热稳定性[120-124]。

数据驱动设计方法可建立成分、热处理参数与力学性能之间的非线性关联,并通过主动学习或贝叶斯优化减少实验试错。已有研究采用可解释机器学习识别 Ti、V 等元素对 300 °C 强度的贡献,并通过成分优化获得较高高温强度[125];也有研究将集成学习与优化算法结合,用于 Al-Si 合金成分和热处理参数寻优[126],最终设计出 Al-9.5Si-1.2Cu-0.6Mg-0.2Mn-0.05Sr-0.1Ti 合金,在 T6 态下获得 431 MPa 抗拉强度和 9.8% 延伸率,同时兼具良好流动性和低热裂敏感性;Fan 等[127]结合 VIM/SHAP 解释和遗传算法优化,设计出 Al-6.98Cu-1.82Mg-0.21Si-0.19Ti-0.53Mn-1.07Fe 耐热铸造 Al-Cu 合金,其 300 °C 抗拉强度由铸态 153.9 MPa 提高到 T6 态 179.2 MPa,说明 Fe 富 Al₆(FeMn)相和椭球状 S-Al₂CuMg 相可分别承担铸态与 T6 态高温强化作用。这些研究说明,数据驱动方法可将元素选择、热处理窗口和组织特征纳入统一优化流程[124, 128-136]。

在 Al-Si(-Cu)耐热铸造合金中,微合金化元素的选择应与热稳定析出相和界面稳定化机制相匹配。例如 Sc、Zr、Er、V、Ti 等慢扩散元素有利于形成 L1₂ 型 Al₃X 或其他弥散相,并可通过异质形核、界面偏聚或抑制粗化来提高 θ'、Q' 等传统强化相的热稳定性。现有研究已经表明,Sc、Zr、Mn 复合微合金化能够调控 Al-Si-Cu-Mg 合金中的多尺度组织特征,改善中高温力学性能,这为耐热气缸盖合金的成分设计提供了可借鉴的元素选择准则[123, 128, 137, 138]。

多尺度仿真则为“为什么这样设计”提供机制支撑。第一性原理计算可评估溶质原子在析出相/基体界面的偏聚倾向、界面能和键合特征;原子尺度模拟可揭示 Al/Si 界面滑移、Si 纳米纤维位错活动及裂纹形核机制;相场模拟和析出动力学模型可进一步预测弥散相形核、长大、粗化及空间分布演化。这些方法与实验表征相结合,有助于将耐热铸造铝合金设计从“经验添加元素”到“面向服役温度和失效机制的组织设计”[139-143]。

综上,针对 Al-Si(-Cu)系耐热铸造合金,先进材料设计方法的作用并非替代实验,而是形成面向服役需求的筛选与验证闭环:首先利用 CALPHAD 和 Scheil 凝固模拟排除易形成有害粗大相或严重偏析的成分窗口;其次通过机器学习、主动学习或贝叶斯优化筛选潜在微合金化组合;再结合第一性原理、原子模拟和相场模拟分析界面偏聚、析出相稳定性和网络相演化;最后通过铸造-热处理-热暴露-力学性能实验进行验证。该流程有助于将合金设计从经验添加元素转向围绕“成分-工艺-组织-性能”的定量优化。

3 先进制备工艺对耐热组织的重构

近年来,增材制造为新材料的开发提供了新途径。例如,通过激光粉末床熔融(LPBF)等技术,金属可以在极高的冷却速率(10³~10⁵ K/s)下凝固,形成传统方法难以实现的亚稳态和超细微结构[144-146]。

已有报道一种采用增材制造技术制备的三维超细细胞状结构,其中一个相形成胞结构,被另一个相的三维互连网络所包围[147]。例如,最近对增材制造 AlSi10Mg 的研究表明,由于存在纳米级共晶 Si 细胞网络[148, 149],其具有优异的室温力学性能。该网络将位错运动限制在胞结构内部,如同“位错笼”,导致强烈的加工硬化,并在拉伸和疲劳载荷下延迟损伤。然而由于 Si 细胞网络的热稳定性较低,这些优势仅限于室温应用。此外,增材制造特有的快速冷却使基体中 Si 过饱和,热暴露后, Si 颗粒通过小 Si 颗粒的聚结以及 Ostwald 熟化过程而粗化,这导致颗粒尺寸增大且数量减少, Si 细胞网络就会球化成分散的 Si 颗粒(图 18),因此高温强度显著下降[150]。

合金化改性是提升增材制造铝合金耐热性能的有效手段。添加 Fe 和 Ni 可在增材制造的 Al-12Si-1.4Fe-1.4Ni 合金中诱导 Al₆Fe(Ni,Cu)和 Al₃(Ni,Cu)析出相在重熔区的

晶界处形成[151]。这些沿晶界分布的耐热析出相在 495℃ 退火 3 小时后未发生明显粗化。Zhang 等人[119,152]通过激光粉末床熔融(LPBF)制备的 Al-12Si-4Cu-2Ni 合金, 由于沿晶界存在耐热的 Al_3CuNi 和 $\text{Al}_7\text{Cu}_4\text{Ni}$ 强化相, 在 350℃ 下表现出 128.98 MPa 的屈服强度。Al-18Si-10Cu-5Mn-5Ni-5Mg 合金中的主要析出

相是富 Mn 相, 它增强了合金的耐热性, 在 350℃ 时, Al-18Si-10Cu-10Ni-5Mn-5Mg 的极限抗拉强度为 (240 ± 5) MPa。Qi 等人[153]开发的 Ti 改性 Al-12Si 合金, 凝固过程中原位形成的 Al_3Ti 相由于具有细化晶粒和钉扎晶界的能力, 从而增强了其屈服强度。

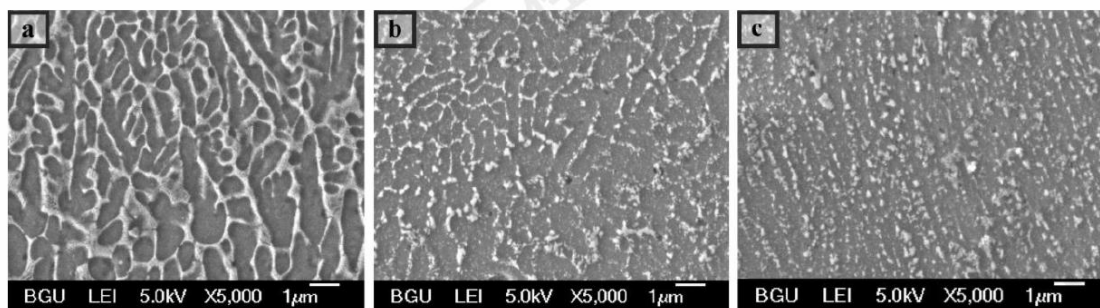


图 18 增材制造 Al-Si 系合金中纳米 Si 相细胞网络在热暴露过程中的结构演变: (a)应力消除试样, 具有连续的富硅胞状晶界; (b)在 117 MPa 和 225℃ 条件下蠕变后, 胞状晶界变薄并部分断裂; (c)在 117 MPa 和 300℃ 条件下蠕变后, 形成分离的亚微米硅颗粒[150]

Fig. 18 Microstructural evolution of the nano-Si phase cellular network in additively manufactured Al-Si series alloys during heat exposure : (a) stress-relieved specimen showing continuous silicon-rich cellular grain boundaries; (b) after creep under 117 MPa and 225 °C, the cellular grain boundaries become thinner and partially fractured; (c) after creep under 117 MPa and 300 °C, discrete submicron silicon particles are formed[150].

借助增材制造技术高凝固速率的优势制备共晶结构, 为新型组织结构提供了一种可能性。Ma 等[144]利用 LPBF 技术制备的 AlLaScZr 合金, 通过将热稳定相整合到纳米级三维网络架构中, 形成了由 $\alpha\text{-Al}$ 胞结构被 $\text{Al}_{11}\text{La}_3$ 胞胞壁三维互连包裹的纳米结构(图 19 a,b,e,f), 胞结构尺寸达到~200 nm(图 19c), 远细于传统 LPBF 合金 (0.5-1 μm), 胞结构壁厚度~28.6 nm(图 19d)。该合金的共晶胞结构在高温下异常稳定, 其主要机理可以归结为以下三点: 第一, 低界面能与高共格性: $\text{Al}_{11}\text{La}_3/\alpha\text{-Al}$ 界面具有极低的晶格失配度(+0.50%)和界面能(0.45 $\text{J}\cdot\text{m}^{-2}$) (图 19 g), 这远低于普通大角度晶界, 大幅降低了界面粗化的驱动力; Sc 原子在 $\text{Al}_{11}\text{La}_3$ 胞胞壁表面偏聚, 形成 Al_3Sc 过渡层(图 19 e,f), 进一步补偿并降低了界面能, 起到了“界面钉扎”作用。第二, La 在 Al 中的扩散系数极低 (300℃ 时比 Si 低 5 个数量级), 且固溶度极低 (~0.01 at.%)。这从动力学上极大地延缓了 La 原子扩散和 $\text{Al}_{11}\text{La}_3$ 相的球化与粗化进程。第三, 微合金化的 Sc 和 Zr 形成了高密度、超细 (~3 nm)、且抗粗化的 $\text{L}_{12}\text{-Al}_3(\text{Sc,Zr})$ 共格纳米沉淀(图 19 h,i)。它们钉扎

在 $\alpha\text{-Al}$ 胞胞内, 即使在高温下也生长缓慢。上述机制导致该合金具有优异的高温强度。如在 300℃ 下, 屈服强度高达~250 MPa, 是传统铝合金的 2-5 倍, 在 400℃ 下仍保持~110 MPa 的强度(图 19 j), 显著优于多数商用高温铝合金。此外, Li 等[154]近期提出利用 LPBF 技术在 Al-Si-Fe-Mn-Ni 合金中构筑高体积分数 (高达 14%) 多组元耐热金属间化合物纳米相(HMINPs)胞状网络, 打印态合金在室温下抗拉强度约 582 MPa、延伸率约 7.2%, 并在 300 °C 和 400 °C 仍分别保持约 263 MPa 和 114 MPa 的抗拉强度。在 300-400℃ 的高温拉伸过程中, 部分原本为晶态的 HMINPs 会发生固态非晶化转变, 形成一种“非晶相+超纳米析出相”的纳米双相玻璃-晶体结构。这种结构能有效耗散变形能、阻止裂纹扩展, 成为一种额外的高温增韧机制。

这些结果说明, 增材制造的优势并不只是晶粒细化, 而在于利用快速凝固重构相分布和界面结构。不过, 高合金化含量也会带来残余应力、开裂和尺寸放大问题, 因此仍需与后续热处理和构件成形约束协同优化。

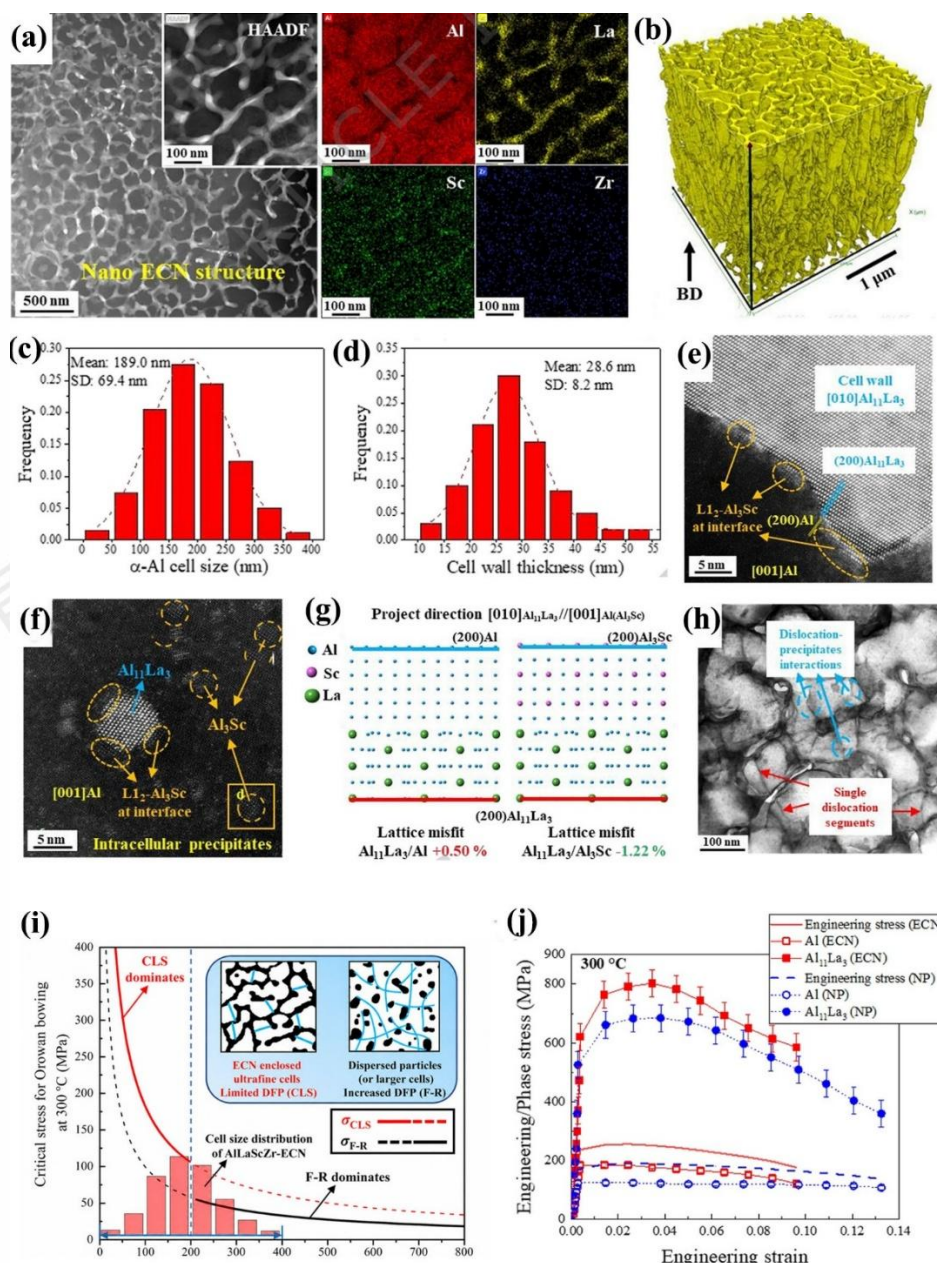


图 19 增材制造 AlLaScZr 合金及其超细共晶胞状网络(ECN)结构[144], (a) 亚晶尺度 ECN 结构的扫描透射电子显微镜高角环形暗场像, 插图为局部放大区域的能量色散谱元素分布图; (b) ECN 的三维重建图像, (c) α -Al 细胞尺寸分布, (d) 细胞壁厚度的分布, (e) 显示细胞壁与 α -Al 基体界面的高分辨透射电子显微镜图像, (f) 细胞内纳米析出相, (g) $\text{Al}_{11}\text{La}_3/\alpha\text{-Al}$ 及 $\text{Al}_{11}\text{La}_3/\text{L}_{12}\text{-Al}_3\text{Sc}$ 界面结构的密度泛函理论计算原子模型, (h) STEM 明场像显示 AlLaScZr-ECN 样品在 2% 拉伸应变下 α -Al 细胞内的位错, (i) 300 °C 下约束层滑移的 Orowan 弓出临界应力与 Frank-Read 源激活临界应力随层厚/位错段长度的变化曲线, 以及 ECN 或分散颗粒存在时的位错行为示意图, (j) 300 °C 下工程应力-应变曲线

Fig. 19 Additively manufactured AlLaScZr alloy and its ultrafine eutectic cellular network (ECN) structure [144]. (a) STEM-HAADF image of the subgrain-scale ECN structure, with an inset showing the EDS elemental distribution map of a locally magnified region. (b) Three-dimensional reconstruction image of the ECN. (c) Size distribution of α -Al cells. (d) Distribution of cell wall thickness. (e) HRTEM image showing the interface between the cell wall and the α -Al matrix. (f) Nanoprecipitates within the cells. (g) Density functional theory calculated atomic models of the $\text{Al}_{11}\text{La}_3/\alpha\text{-Al}$ and $\text{Al}_{11}\text{La}_3/\text{L}_{12}\text{-Al}_3\text{Sc}$ interfacial structures. (h) STEM-BF image showing dislocations within the α -Al cells of the AlLaScZr-ECN sample under a tensile strain of 2%. (i) Critical stress for Orowan bowing under confined layer slip and critical stress for Frank-Read source activation as a function of layer thickness/dislocation segment length at 300 °C, along with schematic illustrations of dislocation behavior in the presence of ECN or dispersed particles. (j) Engineering stress-strain curves at 300 °C.

表 3 总结了利用增材制造方法制备的 Al-Si 系合金成分及其高温拉伸性能，从表中可以发现，用于增材制造的耐热铝合金通常含有高含量的合金元素，以保证足够的强化相析出或形成共晶合金系统。但是过量的合金元素无疑会导致室温塑性差，并且在打印尺寸较大的零件时，由于增材制造过程中形成的高残余应力，经常会发生开裂，这在实际应用中构成了巨大挑战。因此，有必要开发一种适用于增材制造凝固特性的新型热处理体系，以获得目标相和微观结构，最大限度地提高高温性

能[155]。

与传统铸造相比，增材制造提供的是一种特殊快速凝固条件下的组织重构路径，其优势在于获得高过饱和固溶体、细小胞状网络和非平衡耐热相；但其工程应用还受粉末制备、残余应力、热裂倾向、尺寸放大和后续热处理窗口限制。因而，增材制造耐热 Al-Si(-Cu)合金更适合作为组织设计和非平衡强化机制探索的平台，若要转化为热端复杂构件，还需要建立与实际服役温度、载荷和制造尺寸相匹配的评价体系。

表 3 增材制造技术制备的 Al-Si(-Cu)系合金的高温性能
Table 3 The high-temperature tensile properties of Al-Si(-Cu) series alloys fabricated by additive manufacturing

Alloy	High-temperature tensile properties				Ref.
	Temperature /°C	Ultimate tensile strength /MPa	Yield strength /MPa	Elongation /%	
Al-10Si-0.5Mg	300	133	107	13.6	[156]
	250	149	132	30.9	
	300	73	70	41.4	
Al-10Si-0.5Mg	350	33	30	53.8	[150]
	400	14	12	57.4	
	400	14	12	57.4	
Al-12Si-4Cu-2Ni	250	336	/	13.5	[152]
	300	177	/	16.6	
	350	88		17.4	
Al-7.44Si-2.34Fe-1.79Mn-1.12Ni	300	~263	/	/	[154]

4. 总结与展望

4.1 总结

本文综述了近些年来提升铝合金高温性能的若干新型组织设计策略，主要包括：①纳米尺度上：利用 Zr、Ti、Sc 等元素的低扩散特性，构建核壳结构的 L1₂ 弥散相，替代或辅助不稳定的 Q'/θ 相。②原子尺度上：利用界面偏聚（RE、Zr、Ti）降低亚稳相界面能，通过溶质拖拽效应延缓粗化。③微米尺度上：利用 Ni、Ce 等元素构建热稳定的 3D 互联刚性网络，阻碍晶界滑移。④新型制备技术：通过快速凝固技术（如增材制造），生成亚稳态、超细结构，同时，随着传统强化手段已经无法

满足发动机热端部件对铝合金高温性能的要求，提升 Al-Si-Cu 系铸造合金耐热性能的策略已从单一的沉淀强化向多尺度、多机制协同强化转变。

4.2 未来展望

面向高功率密度发动机和混合动力系统的热端服役需求，Al-Si(-Cu)系耐热铸造合金仍需解决三个问题：第一，在提高 300~350 °C 高温强度的同时保持铸造流动性、抗热裂性和室温塑性；第二，在多元素合金体系中控析出顺序、界面偏聚和粗大金属间化合物形成之间的竞争关系；第三，建立更接近气缸盖等复杂构件实际服役条件的评价体系。未来研究应围绕这些约束展开，而不宜只追求单一温度下的最高拉伸强度。

4.2.1 微合金化策略的精细化与复合化

微合金化仍将是提升热稳定性的基础,但策略将从单一元素添加转向多元素协同的精细化设计。Zr、Er、Sc、Ti、V 等元素有利于形成 L1₂ 型 Al₃X 或其他热稳定弥散相,但其固溶度低、析出动力学慢,过量添加还可能形成粗大初生相并降低塑性。因此,多元素复合添加应以相图计算和热处理路径设计为基础,协调有益纳米析出相与有害粗大相之间的竞争关系,在成本可控的前提下优化强化相体积分数、尺寸和分布。

4.2.2 跨尺度组织调控与界面工程

应将跨尺度组织调控与界面工程结合起来。纳米尺度上,需要稳定 θ' 、 Q' 、L1₂ 弥散相等强化单元;微米尺度上,需要调控共晶 Si 和金属间化合物网络的连通性与形貌;构件尺度上,还需考虑枝晶尺度、晶界稳定性和

铸造缺陷对疲劳与冷热冲击性能的影响。将析出相/基体界面、共晶相/基体界面和晶界承载结构纳入统一设计框架,是平衡高温强度、塑韧性和服役可靠性的关键。

4.2.3 集成计算材料工程的应用

应建立面向服役场景的集成计算与实验评价体系。CALPHAD、机器学习、第一性原理、相场模拟和有限元计算可分别用于成分窗口筛选、性能预测、界面稳定性判断、析出演化模拟和复杂铸件工艺优化,但其有效性仍需通过热暴露、蠕变、疲劳、冷热冲击和铸造成形实验验证。对于气缸盖等热端部件,评价指标不应局限于室温或短时高温拉伸性能,而应覆盖长期组织稳定性、热-力循环损伤、热裂敏感性和实际铸件成形质量。

参考文献 References

- [1] 潘复生, *特种铸造及有色合金*[J], 2022, 42(08): 935.
- [2] Czerwinski Frank, *Materials*[J], 2021, 14(21): 6631.
- [3] Javidani Mousa, Larouche Daniel, *International Materials Reviews*[J], 2014, 59: 132.
- [4] Zhang Shuiqiang, Wang Zian, Han Yongsheng, *et al.*, *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*[J], 2020, 43(1): 110.
- [5] Qie juhong(茄菊红), Xie feng(谢峰), Feng chao(冯超), *et al.*, *Journals of Materials Engineering*[J], 2025, 53(01): 186.
- [6] Li Jiaming, Wang Zhiqi, Bai Junyuan, *et al.*, *Journal of Materials Science*[J], 2024, 59(22): 10035.
- [7] Roy Shibayan, Allard Lawrence F., Rodriguez Andres, *et al.*, *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2017, 48(5): 2529.
- [8] Rincon E., Lopez H.F., Cisneros M.M., *et al.*, *Materials Science and Engineering: A*[J], 2009, 519(1): 128.
- [9] Zhang Huawei(张华炜), Liu Yue(刘悦), Fan Tongxiang(范同祥), *Materials Reports*[J], 2022, 36(02): 153.
- [10] Sun Jun(孙军), Liu Gang(刘刚), Yang Chong(杨冲), *et al.*, *Acta Metall Sin*[J], 2025, 61(04): 521.
- [11] Cui Liying, Liu Kun, Chen X. Grant, *Materials & Design*[J], 2025, 253: 113869.
- [12] Li Hutian(李虎田), Song Wei(宋炜), Zhong Gu(钟鼓), *et al.*, *Foundry*[J], 2024, 73(07): 891.
- [13] Su Xiang, Qi Zhixiang, *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2025, 1039: 183197.
- [14] Gao Yihan(高一涵), Liu Gang(刘刚), Sun Jun(孙军), *Acta Metall Sin*[J], 2021, 57(02): 129.
- [15] Zhao Chenyang, Chen Cunguang, Su Lizhang, *et al.*, *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2026, 41: 900.
- [16] Wagner Carl, *Zeitschrift für Elektrochemie, Berichte der Bunsengesellschaft für physikalische Chemie*[J], 1961, 65(7-8): 581.
- [17] Yang Xinghai, Wang Junsheng, Wang Shuo, *et al.*, *Materials Science and Engineering: A*[J], 2023, 872: 144963.
- [18] Jin L., Liu K., Chen X.G., *Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2020, 29(1): 126.
- [19] Kim Kyoungdoc, Bobel Andrew, Baik Sung-II, *et al.*, *Materials Science and Engineering: A*[J], 2018, 735: 318.
- [20] Du Yong, Chang Y.A., Huang Baiyun, *et al.*, *Materials Science and Engineering: A*[J], 2003, 363(1): 140.
- [21] Yıldırım Musa, Özyürek Dursun, *et al.*, *Materials & Design*[J], 2013, 51: 767.
- [22] Chrominski Witold, Lewandowska Malgorzata, *Acta Materialia*[J], 2016, 103: 547.
- [23] Yang Chong, Cao Lingfei, Gao Yihan, *et al.*, *Materials & Design*[J], 2020, 186: 108309.
- [24] Shabestari S.G., Keshavarz M., Hejazi M.M., *Journal of Alloys and Compounds* [J], 2009, 477(1-2): 892.
- [25] Li Xu, Zhou Yuyang, Yang Donghui, *et al.*, *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2025, 1036: 181688.
- [26] Zhu Xiangzhen, Dong Xixi, Blake Paul, *et al.*, *Materials Science and Engineering: A* [J], 2021, 802: 140612.
- [27] Zhao Beibei, Ye Bing, Wang Liyang, *et al.*, *Materials Science and Engineering: A*[J], 2022, 849: 143463.
- [28] Ma Xinxin, Pan Yanpeng, Chen Liwen, *et al.*, *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2025, 36: 7081.
- [29] Farkoosh A.R., Pekguleryuz M., *et al.*, *Materials Science and Engineering: A*[J], 2015, 621: 277.
- [30] Roy Shibayan, Allard Lawrence F., Rodriguez Andres, *et al.*, *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2017, 48(5): 2543.
- [31] Xu Cong, Ma Chaoli, Sun Yufeng, *et al.*, *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 810: 151944.
- [32] Fang Wenqian (方文倩), Yan Jikang (沈见冉), Yan Jikang (严继

- 康), *et al.*, [Rare Metal Materials and Engineering](#) [J], 2023, 52(7): 2326.
- [33] Wang Xiaobo(王潇博), Rong Li(荣莉), Huang Hui(黄晖), *et al.*, [Rare Metal Materials and Engineering](#) [J], 2024, 53(1): 250.
- [34] Gao Chao, Zhang Bing-rong, Li Yin-ming, *et al.*, [China Foundry](#) [J], 2024, 21(1): 71.
- [35] Wu Zhenping, Shi Zipeng, Yan Hong, *et al.*, [Materials Science and Engineering: A](#) [J], 2024, 903: 146670.
- [36] Dong Jian, Jiang Jufu, Wang Ying, *et al.*, [Materials Letters](#) [J], 2023, 352: 135129.
- [37] Spangenberg Anthony G., Chen Xiang, Lados Diana A., [Metallurgical and Materials Transactions B](#) [J], 2018, 49(5): 2133.
- [38] Huter Patrik, Renhart Philipp, Oberfrank Stefan, *et al.*, [International Journal of Fatigue](#) [J], 2016, 82: 588.
- [39] Vafaenezhad Hasan, Shahverdi Hamid Reza, [Journal of Alloys and Compounds](#) [J], 2023, 967: 171747.
- [40] Meier Janet, Shin Dongwon, Poplawsky Jonathan D., *et al.*, [Journal of Alloys and Compounds](#) [J], 2025, 1027: 180433.
- [41] Liu Kun, Chen X. Grant, [Journal of Materials Research](#) [J], 2018, 33(20): 3430.
- [42] Arriaga-Benitez Raul I., Pekguleryuz Mihriban, [Materials Science and Engineering: A](#) [J], 2023, 872: 144949.
- [43] Li Dong, Liu Kun, Chen X. Grant, [Materials Transactions](#) [J], 2023, 64(2): 406.
- [44] Wang Rui, Chen Hao, Wang Dongtao, *et al.*, [Materials Characterization](#) [J], 2025, 229: 115634.
- [45] A.R. Farkoosh, X. Grant Chen, M. Pekguleryuz, [Materials Science and Engineering: A](#) [J], 2015, 620: 181.
- [46] Farkoosh A.R., Chen X. Grant, Pekguleryuz M., [Materials Science and Engineering: A](#) [J], 2015, 627: 127.
- [47] Cui Jingbo, Jiang Jufu, Wang Ying, Dong Jian, *et al.*, [Journal of Materials Science & Technology](#) [J], 2026, 270: 133.
- [48] Rakhmonov Jovid, Timelli Giulio, Bonollo Franco, [Advanced Engineering Materials](#) [J], 2016, 18(7): 1096.
- [49] Kumar Makineni, Surendra, Meher Sandeep, *et al.*, [Scientific Reports](#) [J], 2017, 7(1): 11154.
- [50] S.K. Kairy, B. Rouxel, J. Dumbre, *et al.*, [Corrosion Science](#) [J], 2019, 158: 108095.
- [51] Li Yong, Yan jijun, Fu Rong, *et al.*, [Rare Metal Materials and Engineering](#), 2023, 52(7): 2404.
- [52] Knipling Keith E., Dunand David C., Seidman David N., [Acta Materialia](#) [J], 2008, 56(1): 114.
- [53] Rakhmonov Jovid U., Vo Nhon Q., Croteau Joseph R., *et al.*, [Additive Manufacturing](#) [J], 2022, 60: 103285.
- [54] S.K. Shaha, F. Czerwinski, W. Kasprzak, *et al.*, [Materials Science and Engineering: A](#) [J], 2016, 652: 353.
- [55] Guan Renguo, Shen Yongfeng, Zhao Zhanyong, *et al.*, [Journal of Materials Science & Technology](#) [J], 2017, 33(3): 215.
- [56] Booth-Morrison C., Seidman D.N., Dunand D.C., [Acta Materialia](#) [J], 2012, 60(8): 3643.
- [57] Booth-Morrison C., Dunand D.C., Seidman D.N., [Acta Materialia](#) [J], 2011, 59(18): 7029.
- [58] Booth-Morrison C., Mao Z., Diaz M., *et al.*, [Acta Materialia](#) [J], 2012, 60(12): 4740.
- [59] Shi Cangji, Chen X. Grant, [Materials Science and Engineering: A](#) [J], 2016, 650: 197.
- [60] Li Xiang, Dong Qipeng, Hu Shihu, *et al.*, [Journal of Materials Science & Technology](#) [J], 2025, 231: 296.
- [61] Li Zhen, Gao Kang, Qin Jian, *et al.*, [Journal of Alloys and Compounds](#) [J], 2025, 1046: 184858.
- [62] Wang E.R., Hui X.D., Chen G.L., [Materials & Design](#) [J], 2011, 32(8): 4333.
- [63] Qian Dongling, Yang Yitao, [Materials Science and Engineering: A](#) [J], 2025, 944: 148959.
- [64] Elgallad E.M., Chen Z., Chen X.G., [Journal of Materials Engineering and Performance](#) [J], 2024, 33(10): 5144.
- [65] Elgallad E.M., Liu K., Zhang, Z. *et al.*, [Philosophical Magazine](#) [J], 2021, 101(1): 96.
- [66] Jin L., Liu K., Chen X.G., [Materials Science and Engineering: A](#) [J], 2020, 770: 138554.
- [67] Liu Kun, Chen X. Grant, [Journal of Materials Research](#) [J], 2018, 33(20): 3430.
- [68] Li H.Y., Lin B., Xu R., *et al.*, [Materials Science and Technology](#) [J], 2020, 36(3): 307-319.
- [69] Zamani Mohammadreza, Morini Lorenzo, Ceschini Lorella, *et al.*, [Materials Science and Engineering: A](#) [J], 2017, 693: 42.
- [70] Huang Huilan, Dong Yanheng, Xing Yuan, *et al.*, [Journal of Alloys and Compounds](#) [J], 2018, 765: 1253.
- [71] Jia Zhihong, Xing Yuan, Ning Yaru, *et al.*, [Scripta Materialia](#) [J], 2023, 222: 115022.
- [72] Dong J., Jiang J., Wang Y., *et al.*, [Journal of Materials Science & Technology](#) [J], 2026, 269: 152.
- [73] Thronsen E., Shah S., Hatzoglou C., *et al.*, [Journal of Materials Research and Technology](#) [J], 2023, 23: 5666.
- [74] Han Xiangbin, Wang Shuangbao, Wei Bo, *et al.*, [Acta Metallurgica Sinica \(English Letters\)](#) [J], 2022, 35(6): 948.
- [75] Gao Y.H., Cao L.F., Kuang J. *et al.*, [Journal of Alloys and Compounds](#) [J], 2020, 822: 153629.
- [76] Shin Dongwon, Shyam Amit, Lee Sangkeun, *et al.*, [Acta Materialia](#) [J], 2017, 141: 327.
- [77] Gao Y.H., Cao L.F., Yang C., *et al.*, [Materials Today Nano](#) [J],

- 2019,6:100035.
- [78] Xue Hang, Yang Chong, De Geuser Frederic, *et al.*, [*Nature Materials*](#) [J],2023,22(4) :434.
- [79] Gao Y.H., Kuang J., Zhang J.Y., *et al.*, [*Materials Science and Engineering: A*](#) [J],2020,795:139943.
- [80] Weng Yaoyao, Ding Lipeng, Zhang Zezhong, *et al.*, [*Acta Materialia*](#) [J],2019,180:301.
- [81] Rosalie Julian M., Bourgeois Laure, [*Acta Materialia*](#)[J], 2012,60(17) :6033.
- [82] Lu Qiang, Wang Jianchuan, Li Hongcheng, *et al.*, [*Nature communications*](#) [J],2023,14(1):2959.
- [83] Kim Hyojung, Bobel Andrew, Jung Chanwon, *et al.*, [*Materials Today Communications*](#)[J], 2023,36:106636.
- [84] Bahl Sumit, Xiong Lianghua, Allard Lawrence F., *et al.*, [*Materials & Design*](#)[J], 2021,198:109378.
- [85] Jiang Lu, Wood Kathleen, Sokolova Anna, *et al.*, [*Scripta Materialia*](#) [J],2025,265 :116764.
- [86] Bansal Ujjval, Singh Mahander Pratap, Sinha Shyam Kanta, *et al.*, [*Acta Materialia*](#)[J], 2023,259:119254.
- [87] Roy Samarendra, Bhowmik Ayan, Tripathi Aparna, *et al.*, [*Materials Letters*](#)[J], 2024,377:137390.
- [88] Peng Mulan, Li Cheng, Wei He, *et al.*, [*Journal of Materials Research and Technology*](#)[J], 2024,33:3790.
- [89] Bourgeois Laure, Zhang Yong, Zhang Zezhong, *et al.*, [*Nature Communications*](#)[J], 2020,11(1) :1248.
- [90] Shyam A., Roy S., Shin D.,*et al.*, [*Materials Science and Engineering: A*](#) [J],2019,765: 138279.
- [91] Gao Y.H., Guan P.F., Su R., *et al.*, [*Materials Research Letters*](#)[J], 2020,8(12):446.
- [92] Poplawsky Jonathan D., Milligan Brian K., Allard Lawrence F., *et al.*, [*Acta Materialia*](#)[J], 2020,194:577.
- [93] Gao Y., Chong Y., Zhang J., *et al.*, [*Materials Research Letters*](#) [J],2018,7 :18.
- [94] Fuller Christian B, Seidman David N, Dunand David C, [*Acta Materialia*](#)[J], 2003,51(16):4803.
- [95] Li Zan, Li Zhiqiang, Tan Zhanqiu, *et al.*, [*International Journal of Plasticity*](#)[J], 2020,127:102640.
- [96] 孟凡超, Al-Si 多元合金中耐热相构筑及其对高温抗拉强度的影响, 山东大学, 2020.
- [97] Dong H., Li J.F., Ma K.D., *et al.*, [*Journal of Materials Research and Technology*](#)[J], 2025,38 :1593.
- [98] Euh K., Jung J.D., Baek E.J., *et al.*, [*Light Metals*](#)[J], (2017) 379-383.
- [99] Mahmoud M., Zedan Y., Samuel A., *et al.*, [*International Journal of Metalcasting*](#)[J], 2022,16(2) :535.
- [100] Bevilaqua William Lemos, Stadlander Antonio Ricardo, Froehlich Andre Ronaldo, *et al.*, [*Materials Research Express*](#)[J], 2020,7(2):026532.
- [101] Asghar Z., Requena G., Boller E., [*Acta Materialia*](#)[J], 2011,59(16) :6420.
- [102] Yang Yang, Li Yunguo, Wu Wuying, *et al.*, [*Materials Science and Engineering: A*](#)[J], 2011,528(18):5723.
- [103] Yang Yang, Yu Kuilong, Li Yunguo, *et al.*, [*Materials & Design*](#) [J],2012,33:220.
- [104] Li Yunguo, Yang Yang, Wu Yuying, *et al.*, [*Materials Science and Engineering: A*](#) [J],2010,527(26):7132.
- [105] Rakhmonov Jovid U., Bahl Sumit, Shyam Amit, *et al.*, [*Acta Materialia*](#)[J], 2022,228:117788.
- [106] Asghar Z., Requena G., Degischer H.P., *et al.*, [*Acta Materialia*](#)[J], 2009,57(14):4125.
- [107] Asghar Z., Requena G., Kubel F., [*Materials Science and Engineering: A*](#)[J], 2010,527(21) :5691.
- [108] Rakhmonov J.U., Milligan B., Bahl S., *et al.*, [*Acta Materialia*](#)[J], 2023,250:118886.
- [109] Yao Dongming, Zhao Wengui, Zhao Hailong, *et al.*, [*Scripta Materialia*](#)[J], 2009,61(12):1153.
- [110] Su Xiang, Lei Yuan, Chen Yang, *et al.*, [*Journal of Materials Science & Technology*](#)[J], 2024,172:71.
- [111] Li Guangjing, Liao Hengcheng, Zheng Jiwei, *et al.*, [*Journal of Alloys and Compounds*](#)[J], 2022,925 :166622.
- [112] Sui Yudong, Wang Qudong, Liu Teng, *et al.*, [*Journal of Alloys and Compounds*](#) [J],2015,644:228.
- [113] Sui Y.D., Ji D.P., Han L.N., *et al.*, [*JOM*](#)[J], 2019,71(1):366-372.
- [114] Han L.N., Sui Y.D., Wang Q.D., *et al.*, [*Journal of Alloys and Compounds*](#)[J], 2017,695 :1566.
- [115] 隋育栋, Al-Si-Cu-Ni-Mg 系铸造耐热铝合金组织及其高温性能研究, 上海交通大学, 2016.
- [116] Li Guangjin, Liao Hengcheng, Sui Xiaojing, *et al.*, [*Materials Science and Engineering: A*](#) [J],2018,709 :90.
- [117] Zuo Lijie, Ye Bing, Feng Jian, *et al.*, [*Journal of Materials Science & Technology*](#) [J],2018,34(7):1222.
- [118] Feng Jian, Ye Bing, Zuo Lijie, *et al.*, [*Materials Science and Engineering: A*](#)[J], 2017,706:27.
- [119] Wang Yi, Liu Guangchen, Gao Jianbao, *et al.*, [*Journal of Materials Informatics*](#)[J], 2021,1(2):11.
- [120] Wang Yi, Liu Guangchen, Lu Zhao, *et al.*, [*Journal of Materials Science & Technology*](#)[J], 2022,112:277.
- [121] Zhang Shaoji, Yi Wang, Zhong Jing, *et al.*, [*Materials*](#)[J], 2023,16(1):306.
- [122] Gao Jianbao, Zhong Jing, Liu Guangchen, *et al.*, [*Science and*](#)

- [Technology of Advanced Materials](#)[J], 2023,24(1):2196242.
- [123] Zhang Mingshan, Wang Junsheng, Wang bing, et al., [Calphad](#)[J], 2022,76:102394.
- [124] Ghassemali Ehsan, Conway Padraig L., [Frontiers in Materials](#)[J], 2022,9:889771.
- [125] Huang Jinxian, Ando Daisuke, Sutou Yuji, [Materials & Design](#)[J], 2024,243:113057.
- [126] Han Chang, Huang Hongfeng, Wei Lili, et al., [Materials Science and Engineering: A](#)[J], 2026,951:149604.
- [127] Fan Zhihong, Li Boya, Fu Binguo, et al., [Journal of Alloys and Compounds](#)[J], 2025,1046:184882.
- [128] Li Jun, Wang Peng, Liu Yanjun, et al., [Journal of Alloys and Compounds](#) [J], 2025,1028:178328.
- [129] Hu Mingwei, Tan Qiyang, Ruth Knibbe, et al., [Materials Science and Engineering: R: Reports](#) [J], 2023,155:100746.
- [130] Liu Xiujuan, Xu Pengcheng, Zhao Juanjuan, et al., [Journal of Alloys and Compounds](#)[J], 2022,921:165984.
- [131] Lei Bowen, Kirk Quinn Tanner, Bhattacharya Anirban, et al., [npj Computational Materials](#)[J], 2021,7:194.
- [132] Khatamsaz Danial, Vela Brianna, Singh Prashant, et al., [npj Computational Materials](#)[J], 2023,9:49.
- [133] Cai Jianming, Han Mengxia, Yan Xirui, et al., [npj Computational Materials](#) [J], 2025, 11(1): 228.
- [134] Tian Yuan, Li Tongtong, Pang Jianbo, et al., [npj Computational Materials](#)[J], 2025,11:209.
- [135] Soofi Yousef J., Rahman Md Asad, Gu Yijia, et al.,[Computational Materials Science](#) [J], 2022,215:111783.
- [136] Hao Changmei, Sui Yudong, Yuan Yanru, et al., [Materials & Design](#) [J], 2025, 250: 113587.
- [137] Li Guangjing, Liao Hengcheng, Zheng Jiwei, et al., [Materials Science and Engineering: A](#) [J], 2021,828:142121.
- [138] Mondol Sukla, Bansal Ujjval, Singh Mahander Pratap, [Materialia](#) [J], 2022,23:101449.
- [139] Lu Qiang, Wang Jianchuan, Li Hongcheng, et al., [Nature Communications](#) [J], 2023,14:2959.
- [140] Wu Wenqian, Gong Mingyu, Wei Bingqiang, et al., [Acta Materialia](#) [J], 2022,225:117586.
- [141] Fan Touwen, Ruan Zixiong, Zhong Feng, et al., [Journal of Rare Earths](#) [J], 2023, 41: 1116.
- [142] Pei Xiaolong, Pei Jiaqi, Zhao Yuhong, et al., [npj Computational Materials](#) [J]. 2025, 11: 27.
- [143] Ekaputra Clement N., Rakhmonov Jovid U., David Weiss, et al. [Acta Materialia](#) [J], 2022, 240: 118354.
- [144] Ma Siming, Chen Zhe, Fang Haixing, et al., [Nature Communication](#) [J],2025,16:11361.
- [145] Michi Richard A, Plotkowski Alex, Shyam Amit, et al., [International Materials Reviews](#)[J], 2022,67(3) :298.
- [146] Peng Yiqi(彭逸琦), Gao Yuefang(高悦芳), Hua Tanzhi(华谭智),et al., [Rare Metal Materials and Engineering](#)[J], 2026,55(1):105.
- [147] Wang Pusong, Rabori Adib Salandari, Dong Qingshan, et al., [Materials Characterization](#)[J], 2023,198:112730.
- [148] Dan Chengyi, Cui Yuchi, Wu Yi, et al., [Nature materials](#)[J], 2023,22(10):1182.
- [149] Wu Jing, Wang XQ, Wang Wei, et al., [Acta Materialia](#) [J],2016,117:311.
- [150] Uzan Naor Elad, Shneck Roni, Yeheskel Ori, et al., [Additive Manufacturing](#)[J], 2018,24:257.
- [151] Manca Dario Rafael, Churyumov A. Yu, Pozdniakov A.V., et al., [Materials Letters](#)[J], 2019,236: 676.
- [152] Zhang Haoran, Liu Yunzhong, [Journal of Manufacturing Processes](#)[J], 2023,90:418.
- [153] Qi J.F., Liu C.Y., Chen Z.W., et al., [Materials Science and Engineering: A](#) [J],2022,855:143833.
- [154] Li Gan, Huang Yuhe, Zhao Chunlu, et al., [Nature Communications](#)[J], 2026, In press.
- [155] Wu Chaoqun, Wen Jianyu, Zhang Jinliang, et al., [International Journal of Extreme Manufacturing](#) [J],2024,6(6):062013.
- [156] Chen Kuan-Jen, Hung Fei-Yi, Lui Truan-Sheng, et al., [Journal of Materials Research and Technology](#) [J],2020,9(4):9242.

Research progress of microstructural regulation strategies in Al-Si(-Cu) series heat-resistant casting alloys

Zheng Zongwen^{1,2}, Meng Xiaodong², Li Juntao¹, Lin Baosen², Hao Yuanliang², Li Yuanyuan², Pan Yuyao², Zhang Rongqiang², Fu Jinlong²

(1 Central Iron & Steel Research Institute, Beijing 100081;

2 DEKAI Intelligent Casting Co., LTD., Baoding Hebei 072750)

Abstract: Al-Si(-Cu) casting alloys are important candidate materials for complex hot-end components such as engine blocks and cylinder heads because they combine castability, gas tightness and precipitation-strengthening potential. Their use at 300~350°C, however, is limited by the coarsening, dissolution or transformation of metastable θ' and β' precipitates, together with degradation of eutectic Si and grain-boundary structures. This review summarizes recent progress in microstructural regulation strategies for improving the heat resistance of Al-Si(-Cu) casting alloys. Three routes are highlighted: thermally stable nanoscale dispersoids formed by low-diffusivity transition or rare-earth elements; interfacial segregation engineering to stabilize θ' , Q' and other metastable precipitates; and rigid interconnected networks composed of grain-boundary intermetallic compounds and eutectic Si. The roles of CALPHAD calculations, machine learning, multiscale simulation and additive-manufacturing-assisted rapid solidification are also discussed. Overall, the development of heat-resistant Al-Si(-Cu) casting alloys is moving from single-phase strengthening toward multiscale cooperative regulation that balances high-temperature strength, casting adaptability, hot-tearing sensitivity and long-term service stability. This review provides guidance for composition design, heat-treatment optimization and microstructural evaluation of Al-Si(-Cu) alloys for engine hot-end applications.

Key words: Al-Si-Cu series alloys, high-temperature properties, nanoscale dispersoids, interface segregation, interconnected networks, thermal stability

Corresponding author: Zheng Zongwen, Ph. D., Senior Engineer, Central Iron & Steel Research Institute, Beijing 100081, P. R. China, Tel.: 010-62185286, E-mail: zhengzongwen@cisri-gaona.com.cn; Fu Jinlong, Ph.D, Senior Engineer, DEKAI Intelligent Casting Co., LTD., Baoding Hebei 072750, E-mail: fujinlong@cisri-gaona.com.cn.