

DOI: 10.16410/j.issn1000-8365.2026.6027

# Al-Ce-Ni-Cu 合金的微观组织与室温和高温性能研究

刘敬彬, 高通, 刘相法

(山东大学材料液固结构演变与加工教育部重点实验室, 山东 济南 250061)

**摘要:** Al-Ce 基合金具有低密度、优异的抗粗化性能和良好的铸造性能, 是 200~450 °C 范围内具有稳定服役能力的潜在材料。本文制备了成分为 Al-10%Ce-5%Ni-4%Cu(质量分数, 简称 ACNC)的合金, 系统研究了其在铸态及等温时效过程中的显微组织演变, 测试了其在室温和高温下的拉伸性能, 并探讨了相关强化机制。结果表明, ACNC 合金呈现亚共晶组织, 由初生  $\alpha$ -Al 枝晶、“长条状或梅花状”的  $Al_3Ni$  相、“鱼骨状”的  $Al_{11}(Ce, Cu)_3$  相以及共晶团组成。共晶团内  $Al_3CeCu$  与  $Al_3Ni$  相以纤维状相互缠结。在 450 °C 等温时效 24 h 后, 共晶相缓慢粗化, 其宽度从  $(154\pm 64)$  nm 增至  $(519\pm 241)$  nm, 间距从  $(380\pm 155)$  nm 增至  $(1\ 029\pm 511)$  nm, 合金硬度随之逐渐下降。而在 590 °C 过时效 5 h 后,  $Al_3Ni$  与  $Al_3CeCu$  相迅速球化, 导致硬度急剧降低。合金在室温、200、300 和 400 °C 下的屈服强度分别为  $(136\pm 7)$  MPa、 $(121\pm 2)$  MPa、 $(86\pm 1)$  MPa 和  $(45\pm 2)$  MPa。

**关键词:** Al-Ce-Ni-Cu 合金; 高温; 共晶; 显微组织

中图分类号: TG292

文献标识码: A

文章编号: 1000-8365(2026)05-0489-09

## Study on the Microstructure and Room- and High-temperature Properties of Al-Ce-Ni-Cu Alloy

LIU Jingbin, GAO Tong, LIU Xiangfa

(Key Laboratory for Liquid-Solid Structural Evolution and Processing of Materials, Ministry of Education, Shandong University, Jinan 250061, China)

**Abstract:** Al-Ce-based alloys, characterized by low density, excellent coarsening resistance and good castability, are promising materials for stable service in the temperature range of 200~450 °C. In this study, an alloy with a nominal composition of Al-10Ce-5Ni-4Cu (wt.%, named ACNC) was prepared. The microstructure evolution in the as-cast sample and during isothermal aging was systematically investigated, and its tensile properties at room and elevated temperatures were tested, along with the underlying strengthening mechanisms. The results indicate that the ACNC alloy has a hypoeutectic microstructure, consisting of primary  $\alpha$ -Al dendrites, “rod-like or plum-blossom-like”  $Al_3Ni$  phases, “fishbone-like”  $Al_{11}(Ce, Cu)_3$  phases, and eutectic colonies. Within the eutectic colonies, the  $Al_3CeCu$  and  $Al_3Ni$  phases are entangled in a fibrous manner. After isothermal aging at 450 °C for 24 h, the width of the eutectic phases increase from  $(154\pm 64)$  nm to  $(519\pm 241)$  nm, and the eutectic spacing expands from  $(380\pm 155)$  nm to  $(1\ 029\pm 511)$  nm, accompanied by a progressive decrease in hardness. In contrast, severe overaging at 590 °C for 5 h leads to rapid spheroidization of the  $Al_3Ni$  and  $Al_3CeCu$  phases, resulting in a sharp decrease in hardness. The yield strengths of the alloy at room temperature, 200, 300 and 400 °C are measured as  $(136\pm 7)$  MPa,  $(121\pm 2)$  MPa,  $(86\pm 1)$  MPa, and  $(45\pm 2)$  MPa, respectively.

**Key words:** Al-Ce-Ni-Cu alloy; elevated-temperature; eutectic; microstructure

收稿日期: 2026-03-05

基金项目: 国家自然科学基金面上项目(52471040)

作者简介: 刘敬彬, 1993 年生, 博士生. 研究方向为 Al-Cu/Ce 基耐热高强铝合金及其复材. Email: 18553951918@163.com

通信作者: 高通, 1988 年生, 博士, 教授. 研究方向为耐热高强铝/镁合金、铝基复合材料、熔体处理、特种轻合金材料设计.

Email: tgao@sdu.edu.cn

引用格式: 刘敬彬, 高通, 刘相法. Al-Ce-Ni-Cu 合金的微观组织与室温和高温性能研究[J]. 铸造技术, 2026, 47(5): 489-497.

LIU J B, GAO T, LIU X F. Study on the microstructure and room- and high-temperature properties of Al-Ce-Ni-Cu alloy[J]. Foundry Technology, 2026, 47(5): 489-497.

铝合金因其低密度、高强度及优异的抗粗化性能,在汽车、航空航天和交通运输等领域得到广泛应用<sup>[1-2]</sup>,常用于制造在 200~450 °C 温度范围内服役的承重部件<sup>[3]</sup>。

高强铸造耐热铝合金的强化机制主要分为两类<sup>[4]</sup>。第一类是通过固溶与时效处理析出共格或半共格的纳米析出相,如  $L_{12}$ - $Al_3(Sc, Zr)$ 、 $\theta'$ - $Al_2Cu$  等<sup>[5-6]</sup>。当此类纳米析出相的体积分数较高(>1%)时,可有效阻碍位错运动<sup>[7]</sup>。因此,形成这类析出相的溶质原子(如 Cu、Zn、Mg、Si)需在铝基体中具有较高的溶解度和较快的扩散速率<sup>[8]</sup>。然而,它们在高温下(如  $\theta'$ - $Al_2Cu$  超过约 250 °C 时)往往容易发生粗化,导致强度迅速下降,从而限制了传统铝合金在中高温环境下的应用<sup>[9]</sup>。溶解度低且扩散速率慢的溶质原子(如 Sc、Zr、Er) 虽能形成热稳定性较好的  $L_{12}$  结构纳米相并抑制沉淀相的粗化,但其较低的体积分数限制了其强化效果<sup>[10]</sup>。

第二类强化机制主要依赖于凝固过程中通过共晶反应形成的、具有高体积分数的微米级金属间化合物<sup>[15]</sup>。与前者不同,共晶反应生成的金属间化合物具有更高体积分数,如在 Al-10%Ce(质量分数)合金中形成的  $Al_{11}Ce_3$  相的体积分数可达约 10%<sup>[10]</sup>。在众多体系中,Al-Ce 共晶合金因其优异的抗粗化性能和良好的铸造性能而受到广泛关注<sup>[11-12]</sup>。Liu 等<sup>[10]</sup>的研究表明,Al-12.5%Ce 合金在 400 °C 下时效 12 周后硬度几乎无衰减。其优异的热稳定性源于 Ce 在 Al 中的极低溶解度(640 °C 时 <0.001%<sup>[11]</sup>,原子分数)与极慢的扩散速率(400 °C 时  $D_{Ce/Al}=4.7 \times 10^{-19} \text{ m}^2/\text{s}^{[4]}$ )。然而,二元 Al-Ce 共晶合金的室温屈服强度有限,常需通过添加 Ni、Cu 等元素进行合金化。在 Al-Ce-Ni 体系中,会形成  $Al_{11}Ce_3$  与  $Al_3Ni$  相互交织的三元共晶组织,这不仅提高了共晶体的体积分数,也细化了共晶间距,从而显著增强了载荷传递与 Orowan 强化效果<sup>[13]</sup>。而在 Al-Ce-Cu 合金中形成的高体积分数  $Al_3CeCu_4$  共晶相,具有优异的抗粗化性能<sup>[14]</sup>。Wu 等<sup>[15]</sup>采用超重力铸造技术细化了 Al-15%Cu-7.5%Ce 合金的共晶组织,使其在 300 °C 下的屈服强度达到约 140 MPa。通过增材制造制备的 Al-3%Ce-7%Cu 合金也表现出优异的高温性能,其在 250 °C 下的屈服强度约 176 MPa<sup>[16]</sup>。尽管 Al-Ce-Ni 和 Al-Ce-Cu 体系已得到较多研究,但对四元 Al-Ce-Ni-Cu 合金的探索仍属空白,这主要源于四元体系中物相组成与组织演变的复杂性。

基于此,本研究制备了铸态 Al-10%Ce-5%Ni-4%Cu 四元合金,系统表征其铸态及等温时效过程中的

显微组织演变,评估其在室温(25 °C)至 400 °C 范围内的拉伸性能,深入探讨该合金的组织特征、强化机制及其热稳定性。

## 1 实验材料与方法

### 1.1 合金制备

选用高纯铝(99.99%,质量分数,下同)、Al-30%Ce 中间合金、Al-30%Ni 中间合金和 Al-50%Cu 中间合金作为原材料制备了 Al-10%Ce-5%Ni-4%Cu 合金(命名为 ACNC 合金)。首先,将高纯铝和各中间合金等原材料放置于干净的黏土坩埚中,使用中频感应炉将合金加热至 850 °C 并保温 5 h,使原材料充分熔化。然后,加入 0.5%的  $C_2Cl_6$  进行除渣和除气处理,并添加 0.5%的 Al-5%Ti-1%B 晶粒细化剂进行晶粒细化处理。经充分搅拌并静置 15 min 后,浇入已在 300 °C 预热 4 h 的铸铁模具中,如图 1a 所示,凝固后立即水淬。最终得到的铸棒如图 1b 所示,取右侧直径为 20 mm 的圆棒(红框所示)为后续测试所用的试棒。通过电感耦合等离子体光学发射光谱(ICP-OES)测定 ACNC 合金的具体化学成分,如表 1 所示。从试棒中切取 5 mm 厚的试样分别在 450 和 590 °C 进行 5、10 和 24 h 的等温时效处理,观察其组织和性能变化。其中 590 °C 为过时效处理,用来观察在凝固温度附近的平衡显微组织。

表 1 ACNC 合金名义和测定的化学成分

Tab.1 Nominal and measured chemical composition of the ACNC alloy

| Element  | (mass fraction/%) |       |       |      |
|----------|-------------------|-------|-------|------|
|          | Ce                | Ni    | Cu    | Al   |
| Nominal  | 10                | 5     | 4     | Bal. |
| Measured | 9.351             | 5.312 | 4.338 | Bal. |

### 1.2 显微组织表征

使用 220#、600#、1000# 和 1500# 水磨砂纸对试样进行打磨,并使用 MgO 抛光至表面无划痕。显微组织的分析是采用场发射扫描电子显微镜(SU-70, 日本日立)来完成,其配备有能量色散 X 射线光谱仪(EDS),能同步进行相成分分析。采用 X 射线衍射仪(Rigaku D/max-rB, 日本日立)进行 ACNC 合金的物相鉴定,参数设定为:40 kV 工作电压、100 mA 电流、5 °/min 扫描速度、10°~90°扫描范围。采用配备有电子背散射衍射(EBSD)探测器的场发射扫描电子显微镜(JSM-7800F, 日本电子)进行晶粒尺寸的测量,并使用 Channel 5 软件处理 EBSD 测试结果。利用 ImageJ 软件进行共晶相宽度和共晶间距的统计。

### 1.3 机械性能测试

采用数字布氏硬度计(HBS-3000, 莱州华煜众

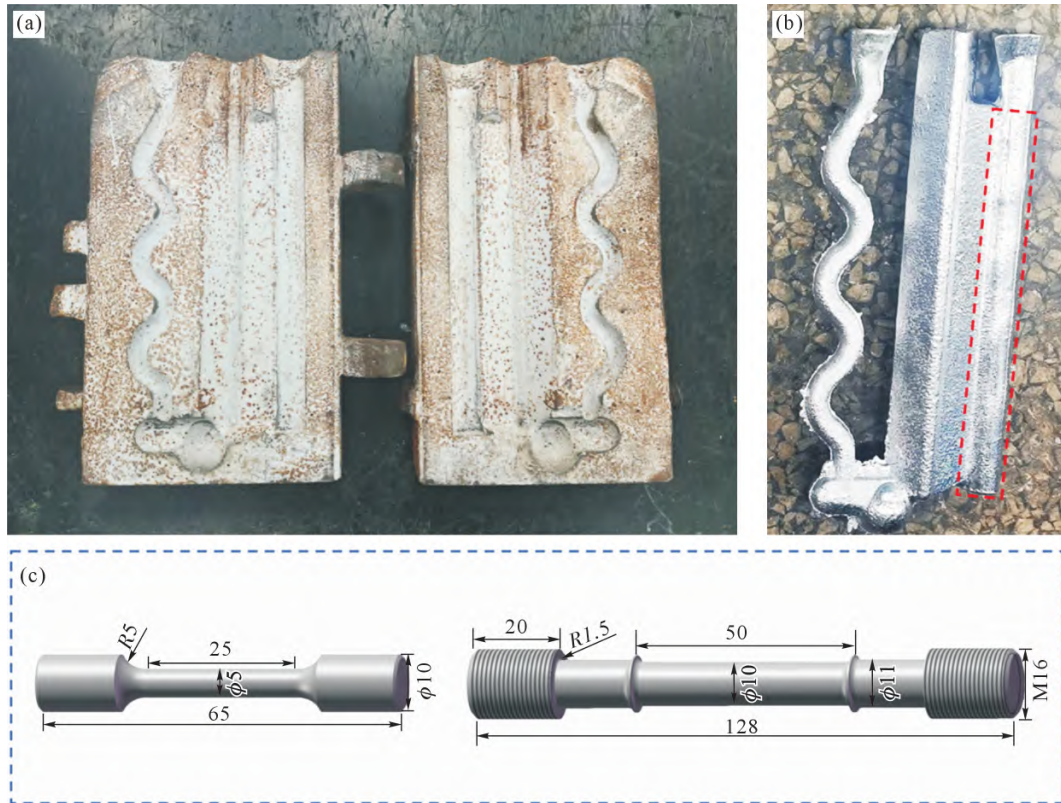


图 1 ACNC 合金的制备与加工:(a) 铸铁模具;(b) 铸锭;(c) 室温(左)和高温(右)拉伸试样尺寸  
Fig.1 Preparation and processing of the ACNC alloy: (a) cast iron mold; (b) cast ingot; (c) tensile specimen dimensions at room temperature (left) and elevated temperature (right)

信试验仪器有限公司)对 ACNC 合金进行布氏硬度测量,压头直径为 5 mm,加载力为 2 452 N,每个试样均为 3 次测量的平均值。铸态 ACNC 合金试棒被加工成“狗骨”形试样,用于室温及高温(200、300、400 °C)拉伸试验。室温及高温拉伸试验在万能拉伸试验机(CMT700,济南中路昌试验机制造有限公司)上进行,加载速率为 2 mm/min。在 200、300 和 400 °C 进行高温拉伸试验时,将试样置于电阻炉中加热至指定温度,保温 5 min 后进行拉伸。为确保测试精度,每种温度条件下均测试 3 枚试样并取平均值。室温与高温拉伸试验所需试样尺寸如图 1c 所示。

## 2 实验结果及讨论

### 2.1 铸态显微组织

图 2 展示了 ACNC 合金在铸态下的 XRD 衍射图谱。分析结果表明,该合金的物相组成主要包括  $\alpha$ -Al、 $Al_3Ni$ 、 $Al_3CeCu$  以及  $Al_{11}Ce_3$  相。

ACNC 合金的典型铸态组织如图 3 所示。在低倍 SEM 图像(图 3a)中,黑色枝晶状的初生  $\alpha$ -Al 相占比较大,显示出亚共晶组织特征。同时,图中还清晰可见 3 种物相:黄色箭头所指的“鱼骨状”白色相、绿色箭头所指的“长条状”或“梅花状”灰色相,以及红色箭头标示的共晶团。为深入分析,图 3b 提

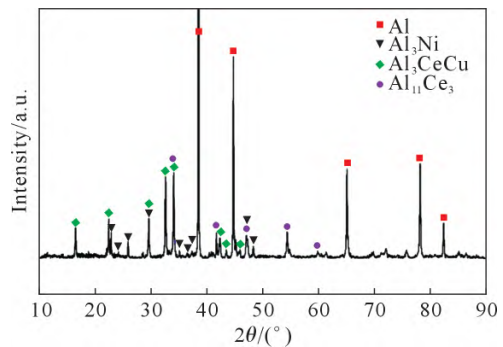


图 2 ACNC 合金 XRD 谱  
Fig.2 XRD patterns of the ACNC alloy

供了图 3a 中虚线区域的放大图像。该区域的 EDS 面扫描结果表明,“鱼骨状”白色相富含 Al、Ce 和 Cu 元素,而“长条状”或“梅花状”灰色相则为富 Ni 相。图 3c 是图 3b 中虚线区域的放大图像。结合图 3c 中点 1、点 2 的 EDS 点分析结果(图 3d 和 e)以及 XRD 衍射数据,最终确定灰色相与白色相分别为  $Al_3Ni$  相和  $Al_{11}(Ce, Cu)_3$  相。

为进一步分析 ACNC 合金中共晶团的组织特征,图 4 展示了其典型的灰色共晶团显微组织。图 4a 中可清晰观察到初生  $\alpha$ -Al 树枝晶、共晶团以及分布于其上的“梅花状” $Al_3Ni$  相。图 4b 为共晶团内部的高倍放大图像,可见相互交织的“纤维状”白色与灰色相,并与 Al 相共同构成三元共晶团。

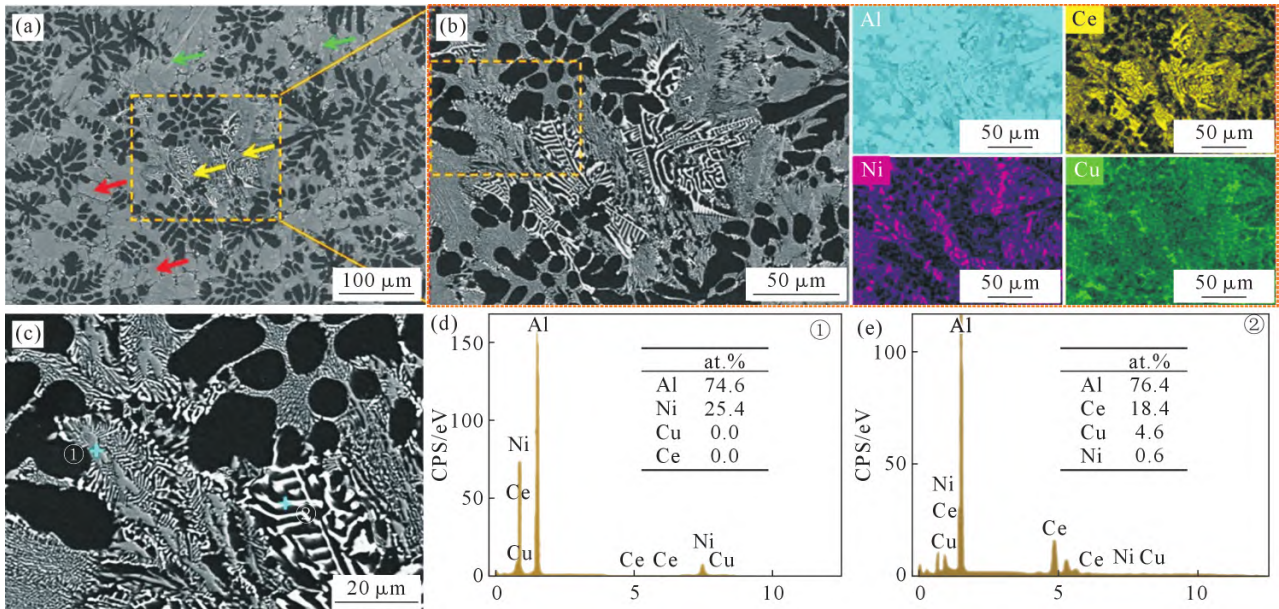


图3 ACNC合金的典型铸态组织:(a) SEM图;(b)图a中黄色选框放大图及其EDS面扫描结果;(c)图b中橙色选框放大图;(d,e)图c中点1和2处EDS点分析结果

Fig.3 Typical as-cast microstructure of the ACNC alloy: (a) SEM image; (b) enlarged view of the orange box in (a) and corresponding EDS mapping results; (c) enlarged view of the orange box in (b); (d, e) EDS point analysis results at points 1 and 2 in (c), respectively

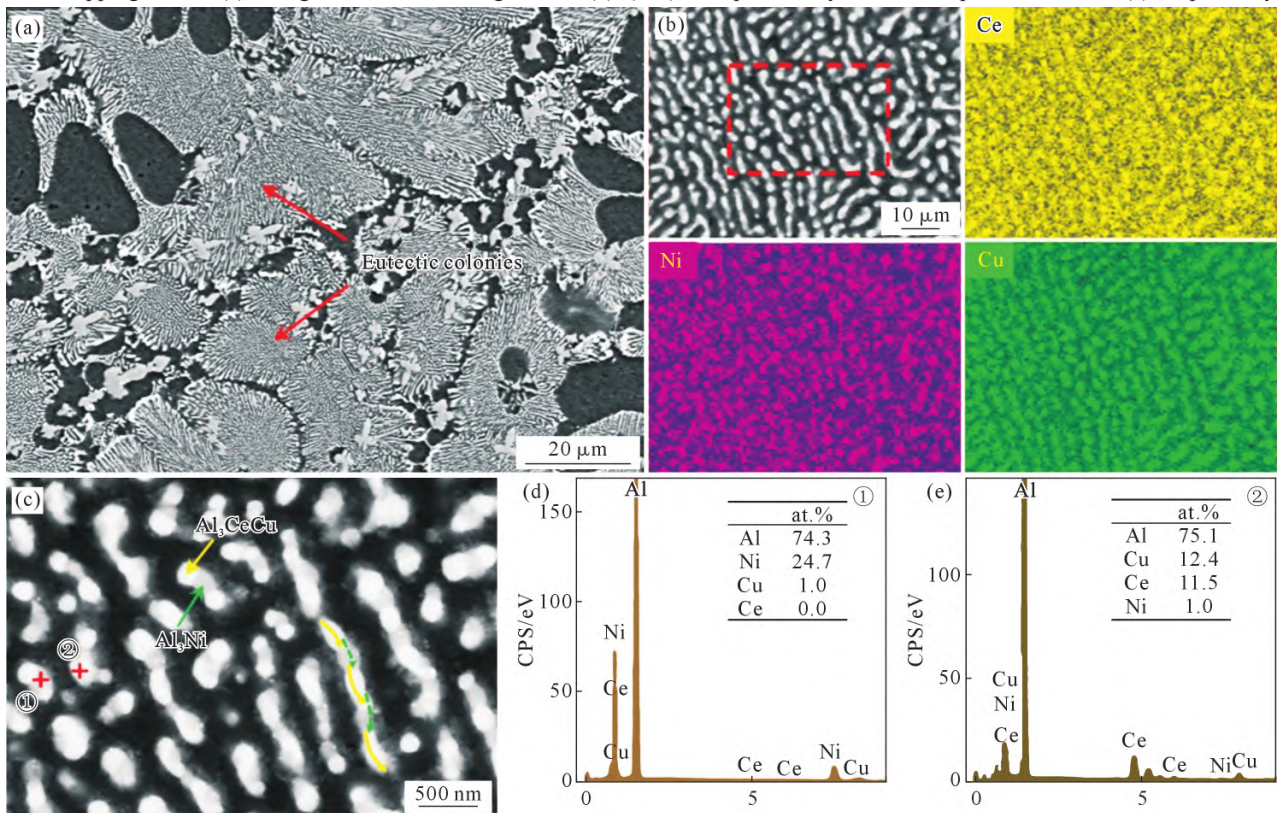


图4 ACNC合金中共晶团的SEM图:(a) SEM图;(b)典型共晶团的高倍SEM图及其EDS面扫描结果;(c)图b中红色选框放大图;(d,e)图c中点1和2处EDS点分析结果

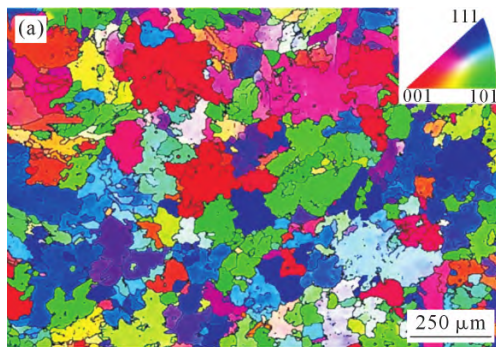
Fig.4 SEM images of the eutectic colonies in the ACNC alloy: (a) SEM image; (b) high-magnification SEM image of a typical eutectic cluster and corresponding EDS mapping results; (c) enlarged view of the red box in (b); (d, e) EDS point analysis results at points 1 and 2 in (c), respectively

Boussinot 等<sup>[17]</sup>通过增材制造技术制备了 Al-4.8%Ni-5.4%Ce(原子分数)合金,也形成了类似的三元共晶团。结合面扫描结果可知,白色相富含 Al、Ce 和 Cu 元素,灰色相则主要含 Al 和 Ni 元素。结合 EDS 点分析(图 4d 和 e),白色和灰色相被分别鉴定为 Al<sub>3</sub>Ce-

Cu 相与 Al<sub>3</sub>Ni 相,与 XRD 结果相一致。图 4c 进一步放大并展示了三元共晶团的形貌细节,可见 Al<sub>3</sub>Ce-Cu 相与 Al<sub>3</sub>Ni 相相互缠绕,呈“藤蔓”状分布。其中 Al<sub>3</sub>CeCu 相部分包裹在 Al<sub>3</sub>Ni 棒周围,二者均嵌入 Al 基体之中,如黄色与绿色虚线箭头所示。此类形

貌在多种共晶体系中均有报道,例如三元共晶Al-Ag-Cu合金中,Ag<sub>2</sub>Al与Al<sub>2</sub>Cu相相互缠绕形成双螺旋结构<sup>[18-19]</sup>;在Al-Ce-Ni合金中,Al<sub>11</sub>Ce<sub>3</sub>相与Al<sub>3</sub>Ni相也呈现出类似的“藤蔓”状形貌<sup>[13]</sup>。Dasgupta等<sup>[20]</sup>利用扫描硬X射线显微术(SHXM)对该结构进行三维重构,并探讨了其形成机制:在共晶凝固过程中,Al<sub>11</sub>Ce<sub>3</sub>相的生长主要由局部热-溶质梯度驱动。当Al<sub>3</sub>Ni相向外生长时,会将Ce排斥至周围液相中,该排斥作用导致Al<sub>3</sub>Ni棒附近的溶质场与温度场发生局部扭曲,促使Al<sub>11</sub>Ce<sub>3</sub>相吸收过量Ce元素,并填充Al<sub>3</sub>Ni周围的空隙区域,最终形成“藤蔓”状共晶形貌。

图5 为利用EBSD结果量化的ACNC合金晶



粒尺寸及其统计分布。图5a展现了ACNC合金在铸态下的铝基体晶粒。为了进一步表征其晶粒尺寸,对ACNC合金的晶粒尺寸进行了定量统计(图5b),结果表明ACNC合金的平均晶粒尺寸约为49 μm。

2.2 等温时效

图6展示了ACNC合金在450与590℃下等温时效24h过程中的布氏硬度演变。从图中可见,随着时效时间的延长,两种温度下合金的硬度均呈现下降趋势,其中590℃过时效条件下的硬度降幅更为显著,这与高温下第二相快速粗化的机制相符<sup>[13]</sup>。同时观察到,合金硬度在时效初期下降幅度较大,随后逐渐趋于平缓,这可能与共晶相在不同阶段的粗化速率差异有关。

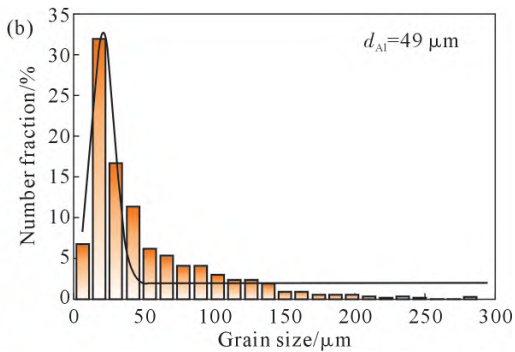


图5 ACNC合金铸态下的EBSD图:(a)IPF图像;(b)晶粒尺寸分布

Fig.5 EBSD analysis of the as-cast ACNC alloy: (a) IPF map; (b) grain size distribution

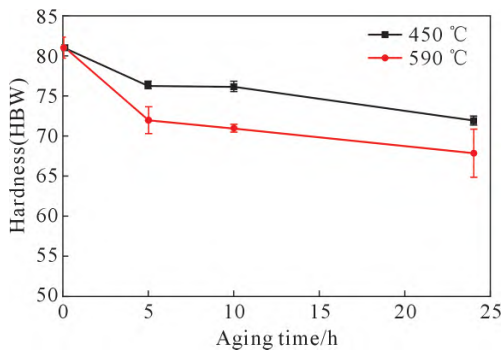


图6 ACNC合金在450和590℃等温时效24h的硬度变化  
Fig.6 Hardness evolution of the ACNC alloy during isothermal aging at 450 and 590 °C for 24 h

图7展示了ACNC合金在450℃下分别经5、10和24h等温时效处理后的显微组织。图7a~c为不同时效时间下合金的低倍形貌,可见金属间化合物与三元共晶团在宏观尺度上未发生显著变化。进一步观察对时效状态下三元共晶团的高分辨率图像(图7d~f)发现,随着等温时间延长,耦合的Al<sub>3</sub>Ce-Cu-Al<sub>3</sub>Ni共晶相逐渐粗化。表2统计了合金在0、5、10和24h等温时效后,共晶团中耦合Al<sub>3</sub>CeCu-Al<sub>3</sub>Ni共晶相的宽度及共晶间距变化。结果表明,随时效时间延长,共晶相平均宽度从(154±64)nm增加至(519±241)nm,约为初始值的3.4倍;共晶间距

表2 ACNC合金在450℃等温时效过程中共晶相统计结果  
Tab.2 Statistical results of the eutectic phases of the ACNC alloy during isothermal aging at 450 °C

| Aging time/h | Width of eutectic phase/nm | Eutectic space/nm |
|--------------|----------------------------|-------------------|
| 0            | 154±64                     | 380±155           |
| 5            | 285±125                    | 633±357           |
| 10           | 323±157                    | 701±389           |
| 24           | 519±241                    | 1 029±511         |

由(380±155)nm增至(1 029±511)nm,约为初始值的2.7倍。共晶相粗化及共晶间距增大,削弱了共晶相的载荷传递能力与Orowan强化作用,导致ACNC合金在450℃等温时效过程中的布氏硬度随时间的延长持续下降。值得注意的是,等温时效10h时,共晶相宽度与共晶间距的增幅均已明显减缓。这与图6所示的硬度变化趋势一致:合金硬度在时效初期下降显著,此后降幅逐渐趋于平缓。

经590℃过时效处理后,ACNC合金的显微组织如图8所示。图8a显示,经过5h等温时效处理后,初生Al<sub>11</sub>(Ce,Cu)<sub>3</sub>相、Al<sub>3</sub>Ni相以及耦合的Al<sub>3</sub>CeCu-Al<sub>3</sub>Ni共晶相均发生不同程度的粗化,其中共晶相的粗化最为显著。类似现象在Al-12%Ce-5%Ni合金中亦有报道,该合金在600℃保温5h后亦出现粗化的等轴状Al<sub>3</sub>Ni和Al<sub>11</sub>Ce<sub>3</sub>相<sup>[21]</sup>。图8b进一步展示了

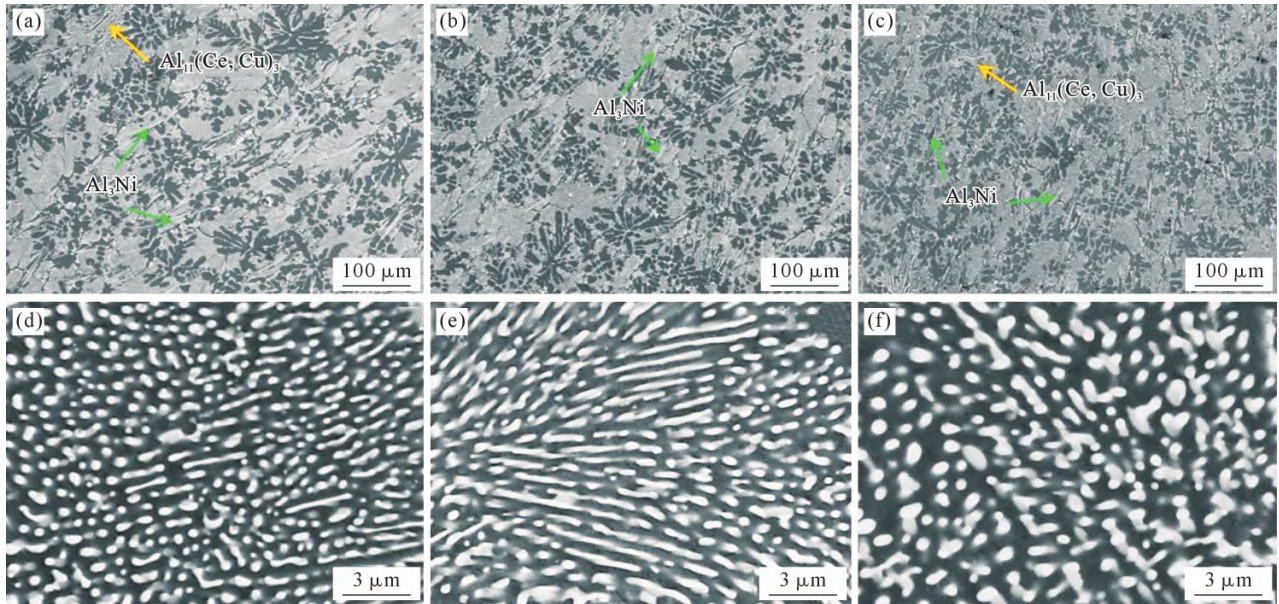


图 7 ACNC 合金在 450 °C 等温时效不同时间的显微组织:(a, d) 5 h;(b, e) 10 h;(c, f) 24 h

Fig.7 Microstructure of the ACNC alloy after isothermal aging at 450 °C for different durations: (a, d) 5 h; (b, e) 10 h; (c, f) 24 h

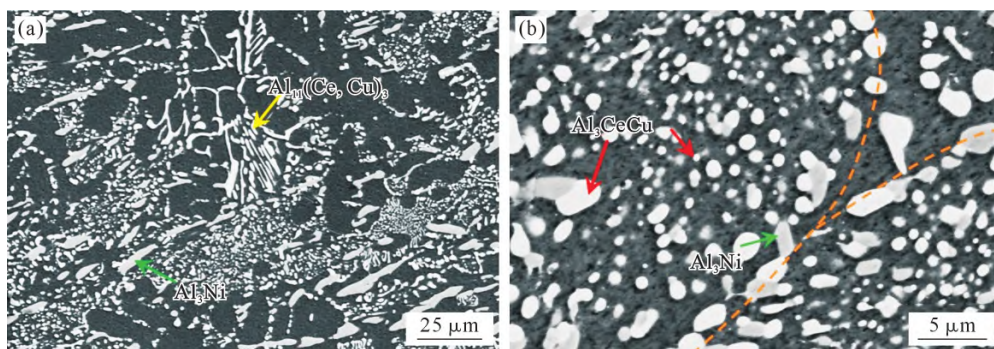


图 8 ACNC 合金在 590 °C 过时效处理 5 h 的显微组织:(a) 低倍 SEM 图像;(b) 高倍 SEM 图像(橙色虚线为共晶团边界)

Fig.8 Microstructure of the ACNC alloy after over aging at 590 °C for 5 h: (a) low magnification SEM image; (b) high magnification SEM image (the yellow dashed line indicates the boundary of the eutectic colonies)

共晶团边界及内部的相粗化行为。位于共晶团中心区域的纤维状  $Al_3CeCu$  与  $Al_3Ni$  共晶相逐渐粗化,但其粗化速率明显低于共晶团边界处的相应相。在 400 °C 下,Ce 与 Ni 在 Al 基体中的扩散系数分别为  $D_{Ce/Al}=4.7 \times 10^{-19} \text{ m}^2/\text{s}^{[4]}$  和  $D_{Ni/Al}=2.05 \times 10^{-15} \text{ m}^2/\text{s}^{[4]}$ 。由于 Ni 在 Al 中扩散更快, $Al_3Ni$  相更易破碎或粗化成球状,而  $Al_3CeCu$  相则经历较为缓慢的 Ostwald 熟化过程。随着  $Al_3Ni$  相粗化并与邻近的  $Al_3CeCu$  相接触,前者可能吞并后者,或因界面扩散增强而诱导  $Al_3CeCu$  相加速粗化。这一机制归因于非共格相界面处扩散增强<sup>[22]</sup>,使得元素在  $Al_3CeCu/Al_3Ni$  界面的传输速率显著提高。同时,在共晶团内部存在尺寸更小、球化速率更慢且未与  $Al_3Ni$  相耦合的  $Al_3CeCu$  相。Ce 在 Al 中的低扩散速率导致了  $Al_3CeCu$  相的慢粗化行为,其粗化机制是由吉布斯-汤姆森效应与瑞利毛细管作用共同作用的结果,促使未耦合的  $Al_3CeCu$  相发生断裂并球化<sup>[23-24]</sup>。Liu 等<sup>[24]</sup>在 Al-Ce-Cu 合金中亦观察到类似现象:层片状  $Al_8CeCu_4$  共晶相在 520 °C

热处理过程中发生破碎与球化。

### 2.3 机械性能

对铸态 ACNC 合金在 25、200、300 及 400 °C 下进行了拉伸测试,其典型的应力-应变曲线如图 9 所示。室温下,该合金的极限抗拉强度与屈服强度分别为  $(209 \pm 9) \text{ MPa}$  和  $(136 \pm 7) \text{ MPa}$ 。此时合金的强化主要源于晶界强化及第二相强化,其中大量初生金属

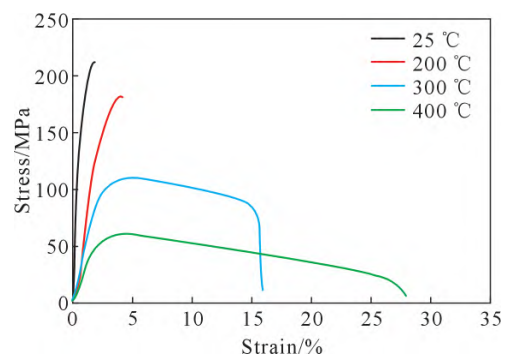


图 9 ACNC 在不同温度下的工程应力-应变曲线  
Fig.9 Engineering stress-strain curves of the ACNC alloy at various temperatures

间化合物与共晶团共同起到载荷传递的作用。然而,合金在室温时的伸长率仅为 $(1.6\pm 0.1)\%$ ,这是由于合金中含有大量脆性初生 $\text{Al}_{11}(\text{Ce}, \text{Cu})_3$ 和 $\text{Al}_3\text{Ni}$ 相,这降低了合金的塑性。随着温度升高,合金的极限抗拉强度与屈服强度均逐渐下降,而伸长率则呈相反趋势。特别是在300和400℃时,屈服强度分别降至 $(86\pm 1)$  MPa和 $(45\pm 2)$  MPa,较室温值下降约37%和67%。强度下降主要与两方面机制有关:一方面,高温下晶界强化作用显著减弱,这是晶界滑移和晶体旋转降低了晶界对位错运动的阻碍能力所致<sup>[25]</sup>;另一方面,共晶团中共晶相宽度及共晶间距随温度增加而增大,导致从铝基体向金属间化合物的载荷传递效果降低。尽管强度下降,ACNC合金在300与400℃下的伸长率显著提升,分别达到 $(16.7\pm 0.8)\%$ 和 $(34.3\pm 6.4)\%$ ,表明其在高温下具备较好的塑性变形能力。

为深入探究ACNC合金的高温强化机制,对其在25、200、300及400℃下的拉伸断口形貌进行SEM观察。图10展示了ACNC合金在不同温度下的拉伸断口形貌,其中图10a~d为低倍图像,图10e~h为相应的高倍细节图像。研究表明,在室温(图10e)和200℃(图10f)下,断口中可见明显的解理面,呈现典型的脆性断裂特征。这些解理面起源于共晶区及晶界处金属间化合物的断裂,并在外加载荷作用下沿特定晶面扩展,这与合金在该温度区间伸长率较低的现象相符。相比之下,300℃下的拉伸试样断口(图10g)表现出显著不同的形貌:表面分布有大量韧窝及撕裂脊,呈现典型的韧性断裂特征,对应了ACNC合金在高温下伸长率的提升。当温度升至400℃时(图10h),断口韧窝尺寸进一步增大、深度明显增加。这是由于铝基体进一步软化,同时共晶相

粗化速率提高所致<sup>[26]</sup>,该微观形貌变化与合金塑性的显著增强相一致。

金属间化合物的热稳定性、形态、尺寸、数量、分布等特征参数对耐热铝合金的高温性能具有重要影响。由于Ce在Al中的扩散系数较低(500℃时, $D_{\text{Ce/Al}}=2.51\times 10^{-17}$  m<sup>2</sup>/s<sup>[4]</sup>),其形成的 $\text{Al}_{11}\text{Ce}_3$ 相表现出优异的热稳定性。Sims等<sup>[11]</sup>研究表明Al-12%Ce中的 $\text{Al}_{11}\text{Ce}_3$ 相在520℃热处理20h后,仅发生了微小形态变化。Liu等<sup>[10]</sup>进一步发现Al-12.5%Ce合金在400℃等温时效12周后,其显微硬度仍保持稳定,表现出优异的热稳定性。相比之下,Cu在Al中具有较高的扩散系数(室温下为 $8.65\times 10^{-29}$  m<sup>2</sup>/s,400℃时增加到 $1.54\times 10^{-15}$  m<sup>2</sup>/s,500℃时达到 $8.64\times 10^{-14}$  m<sup>2</sup>/s<sup>[15]</sup>),这使得Al-Ce-Cu合金中形成的 $\text{Al}_3\text{CeCu}$ 、 $\text{Al}_8\text{CeCu}_4$ 等金属间化合物在300~400℃范围内表现出较好的热稳定性,但其抗粗化能力仍低于 $\text{Al}_{11}\text{Ce}_3$ 相。Bahl等<sup>[27]</sup>的研究表明,Al-9Cu-6Ce合金中的 $\text{Al}_8\text{CeCu}_4$ 相在300℃热暴露200h后,部分 $\text{Al}_8\text{CeCu}_4$ 相发生了球化。本研究中, $\text{Al}_3\text{CeCu}$ 相在450℃等温时效24h即发生了球化现象(图7)。此外,研究者前期研究<sup>[24]</sup>发现,向Al-Ce合金中添加Cu易生成大体积分数的初生 $\text{Al}_8\text{CeCu}_4$ 及共晶 $\text{Al}_2\text{Cu}$ 脆性相,损害合金力学性能。即使后续T6热处理引入纳米 $\theta'$ 相,其强化效果亦有限,原因在于:一方面,Al-Ce-Cu共晶相在T6处理中发生球化,削弱了载荷传递作用;另一方面, $\theta'$ 相在高于250℃时快速粗化,导致高温性能下降<sup>[9]</sup>。微合金化引入Mn、Zr、Sc等慢扩散元素,使其形成 $\text{L}_{12}$ 纳米相或偏析至 $\theta'$ 相界面,是抑制 $\theta'$ 相高温粗化的常用策略<sup>[10,28]</sup>。然而,在Al-Ce-Cu合金中同时加入Mn和Zr后,显微组织发生显著变化:共晶 $\text{Al}_8\text{CeCu}_4$ 相消失,转变为大体积分数的脆性初生

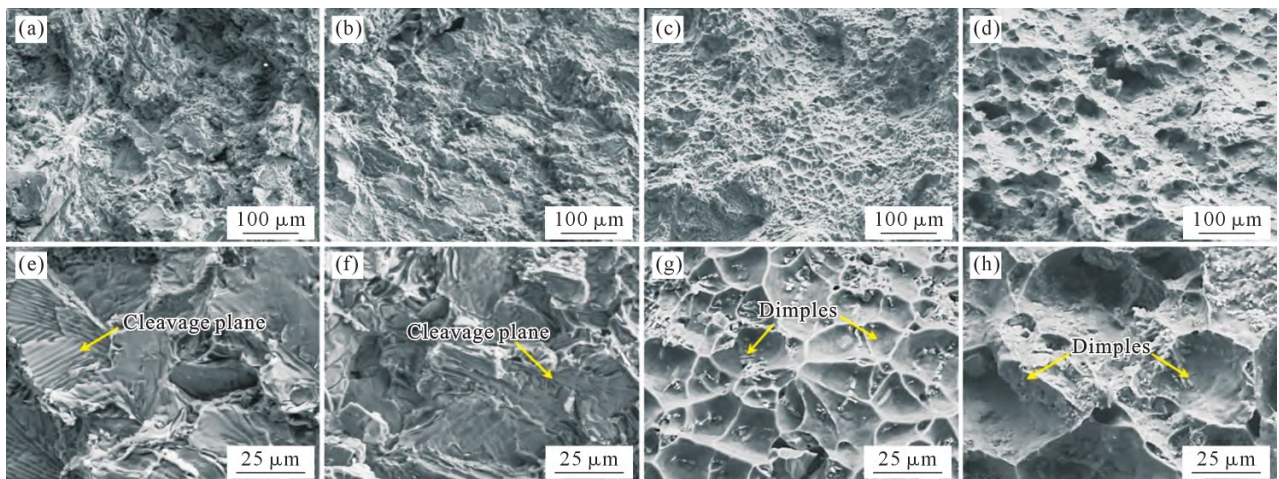


图10 ACNC在不同温度下的低倍和高倍拉伸断口SEM图:(a, e) 25℃;(b, f) 200℃;(c, g) 300℃;(d, h) 400℃  
Fig.10 Low-magnification and high-magnification tensile fracture SEM images of the ACNC alloy at different temperatures:  
(a, e) 25℃;(b, f) 200℃;(c, g) 300℃;(d, h) 400℃

相及共晶  $\text{Al}_2\text{Cu}$  相<sup>[24]</sup>。TEM 表明, Mn 和 Zr 未偏析至  $\theta'$  相界面, 未能抑制其粗化, 导致合金显微硬度在 300 °C 热暴露初期即快速下降<sup>[24]</sup>。综上所述, 向 Al-Ce(-Ni) 体系中引入 Cu 元素时需考虑以下因素: 首先, 需精细调控 Cu 的加入量或优化工艺, 尽可能促进共晶 Al-Ce-Cu 相生成, 减少脆性初生金属间化合物的体积分数; 其次, 应充分考虑 T6 热处理对共晶 Al-Ce-Cu 相球化的影响, 平衡共晶相与纳米析出相  $\theta'$  的比例关系, 以实现有效的强化; 最后, 需探索抑制纳米析出相在 250 °C 以上粗化的途径, 以减缓合金高温强度的衰减。

### 3 结论

(1) Al-10%Ce-5%Ni-4%Cu 合金具有亚共晶组织, 由初生  $\alpha$ -Al 枝晶、“长条状”或“梅花状”的  $\text{Al}_3\text{Ni}$  相、“鱼骨状”的  $\text{Al}_{11}(\text{Ce}, \text{Cu})_3$  相以及共晶团组成。共晶团内为 Al 相与耦合生长的  $\text{Al}_3\text{CeCu-Al}_3\text{Ni}$  共晶相, 其中两相相互缠绕, 形成“藤蔓”状形貌。EBSD 分析表明, 该合金的平均晶粒尺寸约为 49  $\mu\text{m}$ 。

(2) ACNC 合金在 450 与 590 °C 下经 24 h 等温时效后, 硬度均随时间的延长而下降。在 450 °C 时效过程中, 合金宏观形貌未见明显改变, 但共晶相逐渐粗化: 其平均宽度从 (154±64) nm 增加至 (519±241) nm, 共晶间距从 (380±155) nm 增大至 (1 029±511) nm。而在 590 °C 过时效处理后, 初生  $\text{Al}_{11}(\text{Ce}, \text{Cu})_3$  相、 $\text{Al}_3\text{Ni}$  相及共晶相均发生显著粗化, 其中共晶相的粗化尤为明显, 导致该温度下硬度下降更为显著。

(3) 室温下, ACNC 合金的极限抗拉强度为 (209±9) MPa, 屈服强度为 (136±7) MPa, 伸长率为 (1.6±0.1)%, 断口呈现脆性断裂特征。随着温度升高, 合金的强度逐渐下降, 伸长率则逐步上升。在 300 和 400 °C 时, 其屈服强度分别降至 (86±1) MPa 和 (45±2) MPa, 较室温值下降约 37% 和 67%; 伸长率则分别提升至 (16.7±0.8)% 和 (34.3±6.4)%。高温下断裂方式转变为韧性断裂, 且在 400 °C 时韧窝尺寸更大且更深, 表明合金在该温度下具备更好的塑性变形能力。

#### 参考文献:

[1] WANG G S, ZHOU S X, GAO Z Y, ZHENG T, XU D, SUN W T, WANG Z H. Impact of TiC particles on microstructure and properties of Al-Cu-Mn alloys by semi-continuous casting [J]. *China Foundry*, 2025, 22(6): 603-614.

[2] 李凯, 任飞, 鲁强, 朱凯, 李世晨, 兰新月, 李院斌, 吴皇, 颜宁, 马春德, 杜勇. Al-Mg-Si 合金中  $\alpha$ -Al(FeMn)Si 弥散相和力学性能研究[J]. *特种铸造及有色合金*, 2021, 41(6): 661-668.

LI K, REN F, LU Q, ZHU K, LI S C, LAN X Y, LI Y B, WU H, YAN N, MA C D, DU Y. Effects of  $\alpha$ -Al(FeMn)Si dispersoids on

mechanical properties of Al-Mg-Si alloys [J]. *Special Casting & Nonferrous Alloys*, 2021, 41(6): 661-668.

- [3] MICHIRI R A, PLOTKOWSKI A, SHYAM A, DEHOFF R R, BABU S S. Towards high-temperature applications of aluminium alloys enabled by additive manufacturing [J]. *International Materials Reviews*, 2022, 67(3): 298-345.
- [4] KNIPLING K E, DUNAND D C, SEIDMAN D N. Criteria for developing castable, creep-resistant aluminum-based alloys—A review [J]. *International Journal of Materials Research*, 2006, 97(3): 246-265.
- [5] 陈显明, 范莹莹. 含 Sc 铝合金中  $\text{Al}_3\text{Sc}/\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{M}_{1-3})$  第二相粒子研究进展 [J]. *特种铸造及有色合金*, 2020, 40(9): 958-963.
- CHEN X M, FAN Y Y. Research progress in  $\text{Al}_3\text{Sc}/\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{M}_{1-3})$  particles in scandium-containing aluminum alloy [J]. *Special Casting & Nonferrous Alloys*, 2020, 40(9): 958-963.
- [6] GUO Y J, YANG D C, ZHANG L, WU G H, WANG Y X, LI P S, REN G X, LI L B, XIONG X M. Effect of Ti content on microstructures and mechanical properties of cast Al-2Li-2Cu-0.5Mg alloy [J]. *China Foundry*, 2023, 20(3): 179-188.
- [7] STEMPER L, TUNES M A, DUMITRASCHKEWITZ P, MEND-EZ-MARTIN F, TOSONE R, MARCHAND D, CURTIN W A, UGGOWITZER P J, POGATSCHER S. Giant hardening response in AlMgZn(Cu) alloys [J]. *Acta Materialia*, 2021, 206: 116617.
- [8] PORTER D A, EASTERLING K E, SHERIF M Y. *Phase transformations in metals and alloys* [M]. Boca Raton: CRC Press Co., Ltd., 2021.
- [9] POLMEAR I J, COUPER M J. Design and development of an experimental wrought aluminum alloy for use at elevated temperatures [J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1988, 19: 1027-1035.
- [10] LIU Y, MICHIRI R A, DUNAND D C. Cast near-eutectic Al-12.5 wt.% Ce alloy with high coarsening and creep resistance [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2019, 767: 138440.
- [11] SIMS Z C, RIOS O R, WEISS D, TURCHI P E A, PERRON A, LEE J R I, LI T T, HAMMONS J A, BAGGE-HANSEN M, WILLEY T M, AN K, CHEN Y, KING A H, MCCALL S K. High performance aluminum-cerium alloys for high-temperature applications [J]. *Materials Horizons*, 2017, 4(6): 1070-1078.
- [12] SIMS Z C, WEISS D, MCCALL S K, MCGUIRE M A, OTT R T, GEER T, RIOS O, TURCHI P E A. Cerium-based, intermetallic-strengthened aluminum casting alloy: High-volume Co-product development [J]. *JOM*, 2016, 68: 1940-1947.
- [13] WU T, PLOTKOWSKI A, SHYAM A, DUNAND D C. Microstructure and creep properties of cast near-eutectic Al-Ce-Ni alloys [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2022, 833: 142551.
- [14] SU X, QU H J, BU C C, HOU R, QI Z X, CAO Y D, SIDDIQUE S, JIANG L Y, LIU Y H. Enhancement of elevated-temperature strength in Al-Cu-Ce-Mn-Zr cast aluminum alloy through Ni alloying [J]. *Advanced Engineering Materials*, 2023, 25(13): 2300095.
- [15] WU C D, ZHONG S Q, SHEN S, HUANG W M, ZHANG P H, XU Q, GAN Z H, LUO G Q, LIU J. Influence of solution temperature on eutectic structure and elevated-temperature mechanical properties of super-gravity solidified Al-Cu-Ce alloy [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2025, 1011: 178410.

- [16] MANCA D R, CHURYUMOV A Y, POZDNIAKOV A V, PROSVIRYAKOV A S, RYABOY D K, KROKHIN A Y, KOROLEV V A, DAUBARAYTE D K. Microstructure and properties of novel heat resistant Al-Ce-Cu alloy for additive manufacturing[J]. *Metals and Materials International*, 2019, 25: 633-640.
- [17] BOUSSINOT G, CAZIC I, DÖRING M, SCHMIDT M, APEL M. Stabilization of the ternary eutectic growth in additively manufactured Al-Ni-Ce alloys[J]. *Advanced Engineering Materials*, 2024, 27(14): 2401665.
- [18] DENNSTEDT A, RATKE L. Microstructures of directionally solidified Al-Ag-Cu ternary eutectics[J]. *Transactions of the Indian Institute of Metals*, 2012, 65: 777-782.
- [19] GENAN A L, RATKE L. Crystal orientation and morphology in Al-Ag-Cu ternary eutectic [J]. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2012, 27: 012032.
- [20] DASGUPTA S, WU T, MICHELSON A, HU X, DUNAND D C, SHAHANI A J. Shining light on nanoscale ‘vine-on-stick’ eutectic structures in the Al-Ce-Ni system[J]. *Scripta Materialia*, 2026, 270: 116932.
- [21] BELOV N A, NAUMOVA E A, ESKIN D G. Casting alloys of the Al-Ce-Ni system: Microstructural approach to alloy design[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 1999, 271(1-2): 134-142.
- [22] AARON H B, WEINBERG F. Preferential diffusion along inter-phase boundaries[J]. *Acta Metallurgica*, 1972, 20(3): 339-344.
- [23] LI H, XU W, WANG Z X, FANG B J, SONG R G, ZHENG Z Q. Spheroidizing behavior of the lamellar Al<sub>5</sub>CeCu<sub>4</sub> Phase in Al-14Cu-7Ce alloy[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2016, 45(10): 2480-2484.
- [24] LIU J B, GAO T, HU J Y, LIU X F. Microstructure characteristic and elevated-temperature mechanical properties of Al-Ce-Cu (-Mn-Zr) alloys[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2025, 1042: 184096.
- [25] ZAN Y N, ZHOU Y T, ZHAO H, LIU Z Y, WANG Q Z, WANG D, WANG W G, XIAO B L, MA Z Y. Enhancing high-temperature strength of (B<sub>4</sub>C+Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>)/Al designed for neutron absorbing materials by constructing lamellar structure[J]. *Composites Part B: Engineering*, 2020, 183: 107674.
- [26] DORIN T, RAMAJAYAM M, BABANIARIS S, LANGAN T J. Micro-segregation and precipitates in as-solidified Al-Sc-Zr-(Mg)-(Si)-(Cu) alloys[J]. *Materials Characterization*, 2019, 154: 353-362.
- [27] BAHL S, SISCO K, YANG Y, THESKA F, PRIMIG S, ALLARD L F, MICHI R A, FANCHER C, STUMP B, DEHOFF R, SHYAM A, PLOTKOWSKI A. Al-Cu-Ce(-Zr) alloys with an exceptional combination of additive processability and mechanical properties [J]. *Additive Manufacturing*, 2021, 48: 102404.
- [28] SHYAM A, ROY S, SHIN D, POPLAWSKY J D, ALLARD L F, YAMAMOTO Y, MORRIS J R, MAZUMDER B, IDROBO J C, RODRIGUEZ A, WATKINS T R, HAYNES J A. Elevated temperature microstructural stability in cast AlCuMnZr alloys through solute segregation[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2019, 765: 138279.

(责任编辑:宫文婧)