DOI:10.16410/j.issn1000-8365.2024.4105

Al-Cu-Mn-Fe-Ag-Zr 合金的微观组织与室温和高温性能研究

刘敬彬,栗梦玉,胡静怡,苏宏福,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-Cu 合金具有低密度、耐热性好和潜在的高温稳定性等优点,广泛应用于汽车和航空航天等领域。为提高 Al-Cu 基铸造合金的耐热性能,本文制备了质量分数为 Al-4%Cu-0.5%Mn-0.1%Fe-0.4%Ag-0.3%Zr(简称 AC)的合金。采用 OM 和 SEM 分析了合金的微观形貌及化学成分,采用 XRD 分析了合金的物相结构,采用 EBSD 研究了晶粒形态与尺寸分布,采用 TEM 分析了合金在时效处理后的微观组织和析出相形态,采用高低温拉伸试验机进行了室温和高温力学性能测试。结果表明,AC 合金在铸造过程中形成的金属间化合物主要包括 Al_2Cu 和 Al_7Cu_2Fe,其中,Al_2Cu 相在固溶处理后溶入基体中,并在时效处理后重新沉淀为 θ′ 相,成为主要的强化相。此外,经 T6 热处理后,合金中还包含着 T_{Mn} ($Al_{20}Cu_2Mn_3$)相,Ag 元素固溶于铝基体中,而 Zr 元素则使得合金析出 $L1_2$-Al_3Zr 纳米相,其与 θ′相存在位向关系。测试了合金在室温和高温(200、300 和 400 ℃)下的拉伸性能,对应屈服强度可分别达 236、155、129 和 61 MPa。

关键词:Al-Cu-Mn-Fe-Ag-Zr 合金;Al-Cu 铸造合金;耐热性能;T6 热处理

中图分类号:TG292　　**文献标识码**:A　　**文章编号**:1000-8365(2024)05-0432-08

Study of the Microstructure and Room- and High-Temperature Properties of an Al-Cu-Mn-Fe-Ag-Zr Alloy

LIU Jingbin, LI Mengyu, HU Jingyi, SU Hongfu, 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-Cu alloys are widely used in automotive and aerospace applications due to their low density, good heat resistance and potential high-temperature stability. To improve the heat resistance of Al-Cu casting alloys, an alloy with a mass fraction of Al-4%Cu-0.5%Mn-0.1%Fe-0.4%Ag-0.3%Zr (AC) was prepared. The microscopic morphology and chemical composition of the alloy were analysed by OM and SEM, the phase structure was analysed by XRD, the grain morphology and size distribution were investigated by EBSD, the microstructural details and precipitated phases after aging treatment were analysed by TEM, and the mechanical properties at room temperature and high temperature were tested by a tensile testing machine. The results show that the intermetallic compounds that formed during the casting process of the AC alloy include Al_2Cu and Al_7Cu_2Fe. The Al_2Cu phase dissolves into the matrix after solid solution treatment and reprecipitates as the θ′ phase after aging treatment, acting as the main strengthening phase. After T6 heat treatment, the alloy also contains the T_{Mn} ($Al_{20}Cu_2Mn_3$) phase. Moreover, Ag dissolves in the Al matrix, and the addition of Zr leads to the precipitation of the $L1_2$-Al_3Zr nanophase, which coincides with the location of the θ′ precipitated phase. The tensile properties of the alloys were tested at room and high temperatures (200, 300 and 400 ℃), and the yield strengths are 236, 155, 129 and 61 MPa, respectively.

Key words: Al-Cu-Mn-Fe-Ag-Zr alloy; Al-Cu casting alloys; heat resistance; T6 heat treatment

收稿日期:2024-05-24
基金项目:山东省自然科学基金面上项目(ZR2022ME005);山东省重点研发计划(重大科技创新工程)(2021SFGC001)
作者简介:刘敬彬,1993 年生,硕士生.研究方向为 Al-Cu 基耐热高强合金及其复材.Email: 18553951918@163.com
通讯作者: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,栗梦玉,胡静怡,苏宏福,高通,刘相法.Al-Cu-Mn-Fe-Ag-Zr 合金的微观组织与室温和高温性能研究[J].铸造技术,2024, 45(5): 432-439.
LIU J B, LI M Y, HU J Y, SU H F, GAO T, LIU X F. Study of the microstructure and room- and high-temperature properties of an Al-Cu-Mn-Fe-Ag-Zr Alloy[J]. Foundry Technology, 2024, 45(5): 432-439.

(C)1994-2024 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

近年来，随着节能减排和装备轻量化的发展需要，铝合金因具有密度小、强韧性好、比强度高等特点，被广泛应用于汽车、航空航天、交通运输等领域[1-2]。由于现代工业的快速发展，对更高温度(300~400 ℃)的耐热高强铝合金需求与日俱增。然而，在目前的工业应用中，铝合金大多仍被局限于 250 ℃以内的低温环境下，无法满足现代工业的发展需要[3-4]。目前，常用的耐热铸造铝合金包括 Al-Si-Cu 合金和 Al-Cu 合金。Al-Si-Cu 合金主要用于活塞等汽车零部件制造领域[5]。而 Al-Cu 铸造合金由于具有低密度、优异的耐热性和潜在的高温稳定性等特点，成为高温领域内最有前途的铝合金系列之一[6-7]。Al-Cu 合金中析出相的析出顺序为过饱和固溶体→G.P.I 区→G.P.II 区(θ″)→θ′→θ[8]，其中亚稳态的 θ′(Al_2Cu)为主要析出相，产生沉淀硬化，使合金具有优异的强度性能[9-10]。然而，当温度超过 250 ℃时，θ′析出相会急剧粗化，进而转变为稳定的平衡相 θ 相，降低强化作用[11]。如何提升 Al-Cu 合金的耐热性能，已成为行业关注的重要问题之一。

限制 Al-Cu 合金应用的另一问题是其具有较差的铸造性能，而铸造性能对提高合金的耐热性具有重要意义。添加稀土元素(Ce、Er、Yb、La 和 Y)或与过渡族金属元素(Fe、Cr 和 Zr)合金化是改善 Al-Cu 合金铸造性能的有效方法[12]。这些元素在共晶反应过程中会形成具有高熔点的复杂金属间化合物，从而在晶界形成封闭或半封闭环，展现出优异的热稳定性，显著提高 Al-Cu 合金的铸造性能和耐热性能。

目前，微合金化已成为提高铝合金高温性能的一种有效策略[13]。一方面，微合金化元素可使 Al-Cu 合金中的溶质原子在 θ′界面极化，产生溶质阻力，降低界面能，从而调节 Al_2Cu 相的成核和生长，提高 θ′沉淀相的高温稳定性[14-15]。另一方面，添加微合金化元素可促进 Al-Cu 合金中 θ′析出相的形核，并形成具有优异热稳定性的 $L1_2$-Al_3X 析出相[16-17]。

众所周知，二元 Al-Cu 合金中存在 Fe 等杂质元素，会析出硬而脆的富铁金属间化合物，如 Al_6(Fe, Mn)和 Al_7Cu_2Fe(β-Fe)，大大降低了合金的机械性能[18-21]。此外，成分在 0.4%-1.0%的 Mn 能将 Al-Cu 合金中的板片状富铁金属间化合物转化为汉字状，减少 Fe 对机械性能的有害影响[18-20]。同时，经固溶处理后的 Mn 可在 Al-Cu 合金中形成细小、弥散分布的棒状 T_{Mn}($Al_{20}Cu_2Mn_3$)，它具有优异的热稳定性能，可用作耐热合金强化相，以提高材料在高温下的强度[22-23]。同时，有报道称在 Al-Cu-Mg 合金中加入一定量 Ag 可生成 Ω 析出相，具有显著的抗粗化性[24]。

本文研究了多组分 Al-Cu-Mn-Fe-Ag-Zr 合金在室温(room tempurture, RT)和高温(high tempurture, HT)下的组织及性能，研究了铸态合金和 T6 处理合金的微观结构，并讨论了合金在高温下的强化机制。

1　实验材料与方法

1.1　合金的制备

选用商用纯铝(99.99%，质量分数，下同)、Al-50%Cu、Al-10%Mn、Al-10%Ag、Al-5%Zr 和 Al-10%Fe 中间合金来制备Al-4%Cu-0.5%Mn-0.1%Fe-0.4%Ag-0.3%Zr(命名为 AC)，制备的 AC 合金成分见表1。首先，将称量好的纯铝和中间合金等材料置于干净的陶瓷坩埚中，使用中频感应炉将合金加热至790 ℃下并保温 3.5 h，使所有实验材料全部熔化。之后，加入 Al-5%Ti-1%B 细化剂进行细化处理，加入适量的精炼剂进行精炼除气、除杂。最后，将 790 ℃ 的熔体倒入已在 300 ℃下预热 4 h 的铸铁模具中，模具如图 1 所示，从铸铁模具中得到的棒材直径为 20 mm。Liu等[25]对获得的棒材进行 T6 热处理，具体工艺为：在 520 ℃下进行固溶处理，24 h 后取出并立即放入水中淬火；在 185 ℃下进行时效处理，48 h 后取出并进行空冷。

表1　AC合金的名义化学成分

Tab.1　Nominal chemical composition of AC alloy

(mass fraction/%)

Element	Cu	Mn	Ag	Zr	Fe	Al
Content	4	0.5	0.4	0.3	0.1	Bal.

图 1　铸铁模具

Fig.1　Cast iron mold

1.2　实验方案

采用 Leica DM2700M 型号光学显微镜观察 AC 合金的金相组织，采用配备有能量色散 X 射线光谱仪(EDS)的 SU-70 场发射扫描电子显微镜观察 AC 合金的显微组织，采用 Rigaku D/max-rB 型号 X 射线衍射仪(XRD)分析 AC 合金的物相，采用配备了 20 kV 的 EBSD 探测器 (EDAX Velocity Super)的 FEI Apreo 2C 场发射扫描电子显微镜研究晶粒尺寸的统计分布，并使用 Channel 5 软件处理 EBSD 测试结果。使用 FEI Talos F200X 透射电子显微镜(加

(C)1994-2024 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

速电压为 200 kV)分析合金在时效处理后的微观结构细节和析出相,该显微镜配备了 EDS 和选区电子衍射(SAED)功能。

采用 Zwick-z250 型号电动高低温拉伸试验机(Zwick Roell Group, Ulm, Germany)进行室温和高温板材拉伸试验,并配有激光拉伸仪(可测量1.5~120 mm刻度距离范围内的变形),拉伸速率为 1.0 mm/min。高温拉伸试验是先将试样放入电阻炉中,加热到指定温度(200、300 和 400 ℃),然后保温 10 min 后进行拉伸。在每个温度下,均取 3 根试样进行测试。用于室温和高温拉伸试验的拉伸试样尺寸如图 2 所示。

2 实验结果及讨论

图 3 为 AC 合金的典型金相组织。从图 3a 可以发现，合金的铸态组织为不规则的树枝晶组织,同时在晶粒之间分布着共晶 Al_2Cu 相。此外,铸态 AC 合金典型枝晶臂间距约为 26 μm，而典型晶粒大小为 114 μm。图 3b 为 AC 合金 T6 热处理后的金相组织，可以发现 AC 合金在铸态和 T6 热处理后的晶粒尺寸相近，且与 EBSD 中的平均晶粒尺寸相当，下文将对此进行讨论。

图 4 为 AC 合金的 SEM 图像及 EDS 分析。从图 4a 中可以看出,AC 合金中主要包括灰色区域的 Al 基体相和白亮区域的金属间化合物。由图 4a 中红色框中放大区域可知，白亮区域又包含两种类型的相,且两相边界相互融合在一起。根据图 4c 和 d 中的 EDS 分析结果,可以确定白亮区域的两种相分别为共晶 Al_2Cu 相和 Al_7Cu_2Fe 相[18-19]，图 5 中的 XRD 也证实了这一点。对比图 4a 和 b 中的观察结果,可以发现 AC 合金中的共晶 Al_2Cu 相在固溶处理后基本消失,余下的相为 Al_7Cu_2Fe 相,这表明 AC 合金在铸态下的共晶 Al_2Cu 相在固溶处理后基本溶入 Al 基体中。同时,在图 4b 的红色框放大区域中,可以看到热处理后在基体中析出了一些白色针状沉淀物,下面将通过 TEM 技术对其进行详细描述。

为进一步证明共晶 Al_2Cu 相在固溶处理后溶入到 Al 基体中，对铸态及 T6 热处理后的样品进行了 XRD 分析。图 5 为 AC 合金铸态、固溶态和时效态的 XRD 图。从图中可以看出,固溶处理后 Al_2Cu 相的衍射峰消失,表明共晶 Al_2Cu 基本溶入到 Al 基体中。

图 6 为利用 EBSD 结果量化的 AC 合金的晶粒尺寸及其统计分布。图 6a 展现了 AC 合金在 T6 热处理后的铝基体晶粒。为了进一步表征其晶粒尺寸,对 AC 合金在 T6 热处理后的晶粒尺寸进行了定量统计,如图 6b,结果表明 AC 合金的平均晶粒尺寸约为 115 μm。同时,AC 合金中的大部分晶粒小于 180 μm,最大晶粒尺寸为 549 μm。

图 7 为 AC 合金经固溶和时效处理后析出相的 TEM 观察结果。在图 7a 中均匀的分布着大量针状的析出相,由图 7b 展示的选区电子衍射结果可以看出,AC 合金中的针状析出相为 θ′(Al_2Cu)，它们是 AC 合金的主要析出强化相。同时,对合金中析出相的尺寸分布进行了定量统计，相应的结果分别如图 7c 和 d 所示。结果发现,AC 合金中 θ′相的平均直径和

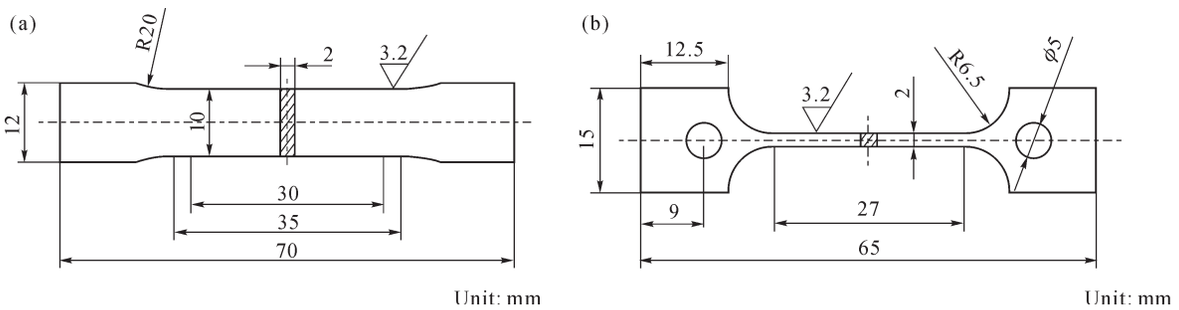

图 2 AC 合金拉伸试样尺寸:(a) 室温拉伸试样;(b) 高温拉伸试样
Fig.2 The tensile specimen sizes of the AC alloy: (a) RT tensile specimen; (b) HT tensile specimen

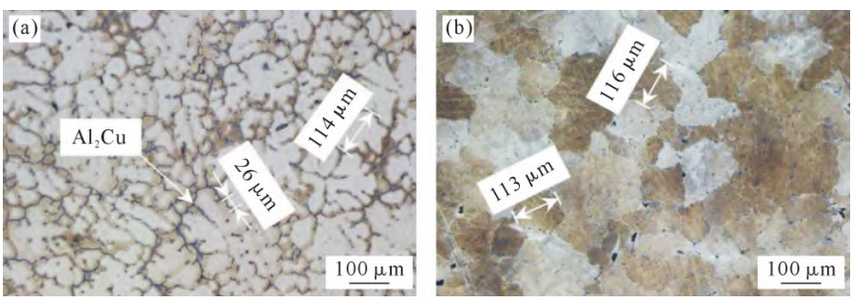

图 3 AC 合金金相组织:(a) 铸态;(b) T6 热处理态
Fig.3 Metallographic structure of the AC alloy: (a) as-cast state; (b) T6 heat-treated state

(C)1994-2024 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

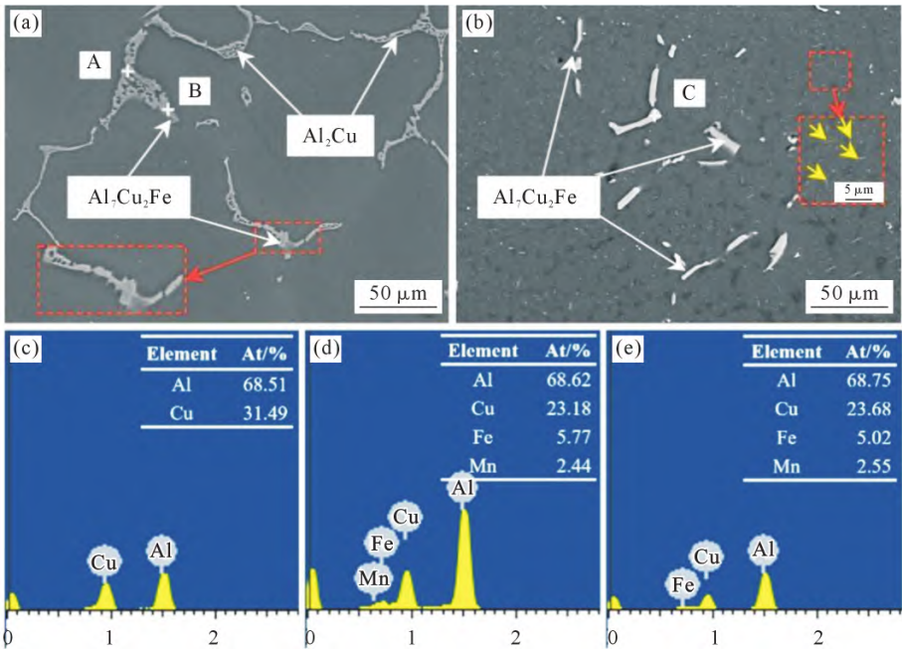

图 4 AC 合金 SEM 图像及 EDS 分析：(a) 铸态；(b) 固溶态；(c) A 点 EDS 分析；(d) B 点 EDS 分析；(e) C 点 EDS 分析

Fig.4 SEM images and EDS analysis of the AC alloy: (a) as-cast state; (b) solid-solution state; (c) EDS analysis of point A; (d) EDS analysis of point B; (d) EDS analysis of point C

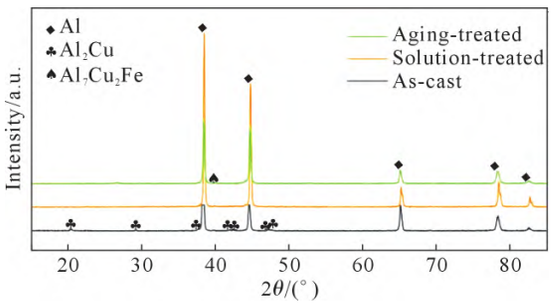

图 5 AC 合金 XRD 谱图

Fig.5 XRD patterns of the AC alloy

平均厚度分别为 214 nm 和 14.7 nm。此外，在图 7a 中还存在着另一种棒状相，这将在后续进行分析。

图 8 为 AC 合金某典型区域的 TEM 图及 TEM-EDS 面扫描分析结果。从图 8a 中的 TEM-EDS 分析结果可以看出，针状析出相中主要含有 Al 和Cu 元素，这进一步证实了它们是 θ′(Al_2Cu)。同时发现，棒状析出相中主要含有 Al、Cu 和 Mn 元素。此外，图 8b 中的 TEM-EDS 分析表明，棒状析出相中的 Cu/Mn 原子比接近 2/3。Chen 等[26]和 Liao 等[22]发现，Al-Cu-Mn

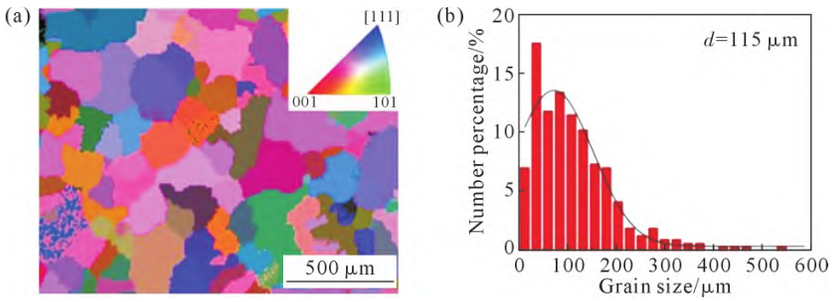

图 6 AC 合金 T6 热处理后的 EBSD 图：(a) IPF 图像；(b) 晶粒尺寸分布

Fig.6 EBSD of the AC alloy after T6 heat treatment: (a) IPF image; (b) grain size distribution

和 Al-Si-Cu-Mn 合金的固溶态中存在以长条形或短杆状沉淀颗粒形式存在的棒状沉淀颗粒，并证明这些棒状沉淀颗粒是以 T_{Mn}($Al_{20}Cu_2Mn_3$)相的形式存在的，其 Cu/Mn 原子比接近 2/3。因此，分析认为图 8a 中的棒状析出相为 T_{Mn} 相。这与图 4b 中的白色针状沉淀相和图 7a 中的白色棒状沉淀相相对应。另外，通过 TEM-EDS 面扫描分析发现，Ag 全部固溶到了铝基体中，未呈现出明显的偏聚现象。同时，TEM-EDS 面扫描分析还显示存在另一种含 Zr 的沉淀颗粒。据推测，它是由 Al 和 Zr 元素组成的 $L1_2$-Al_3Zr。

为进一步证明 AC 合金中存在 Al_3Zr 相，对相应微观区域进行了 TEM-EDS 分析和高分辨分析，如图 9 所示。从 TEM-EDS 图谱中可以看出，图 9a 中包含两相：一种是由 Al 和 Cu 元素组成的 Al_2Cu 相，一种是由 Al 和 Zr 元素组成的球形沉淀相。由图 9b 中高分辨分析可以判断球形沉淀相是 Al_3Zr 相。图 9c 为图 9b 中红色选框区域的傅里叶变换图

(C)1994-2024 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

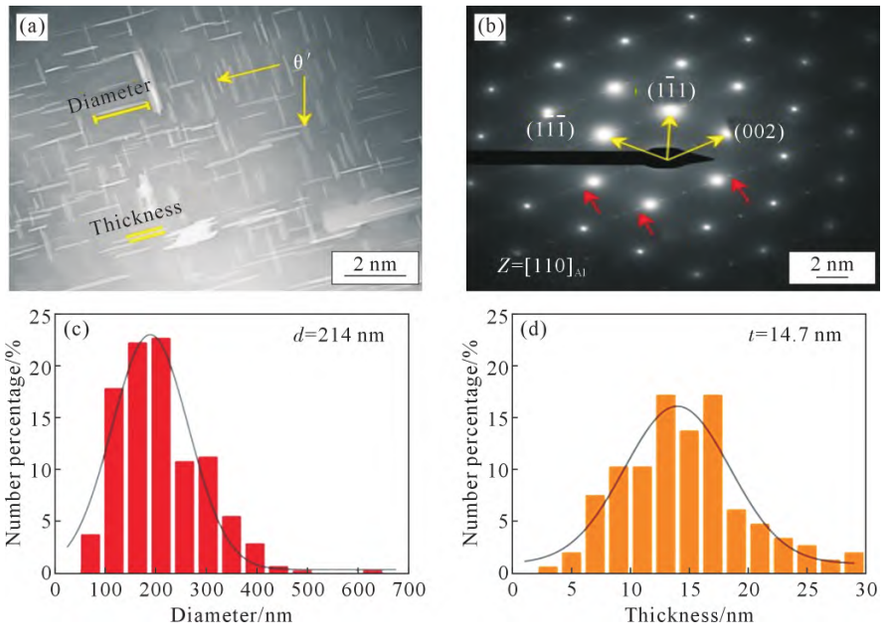

图 7 AC 合金在 T6 热处理后的 TEM 图及 θ′析出相尺寸分布统计图:(a) HAADF 图;(b) SAED 图; (c) θ′析出相直径统计; (d) θ′析出相厚度统计

Fig.7 TEM images and distribution of the θ′ precipitated phase size for the AC alloy after T6 heat treatment: (a) HAADF image; (b) SAED pattern; (c) statistics of the θ′ precipitated phase diameter; (d) statistics of the θ′ precipitated phase thickness

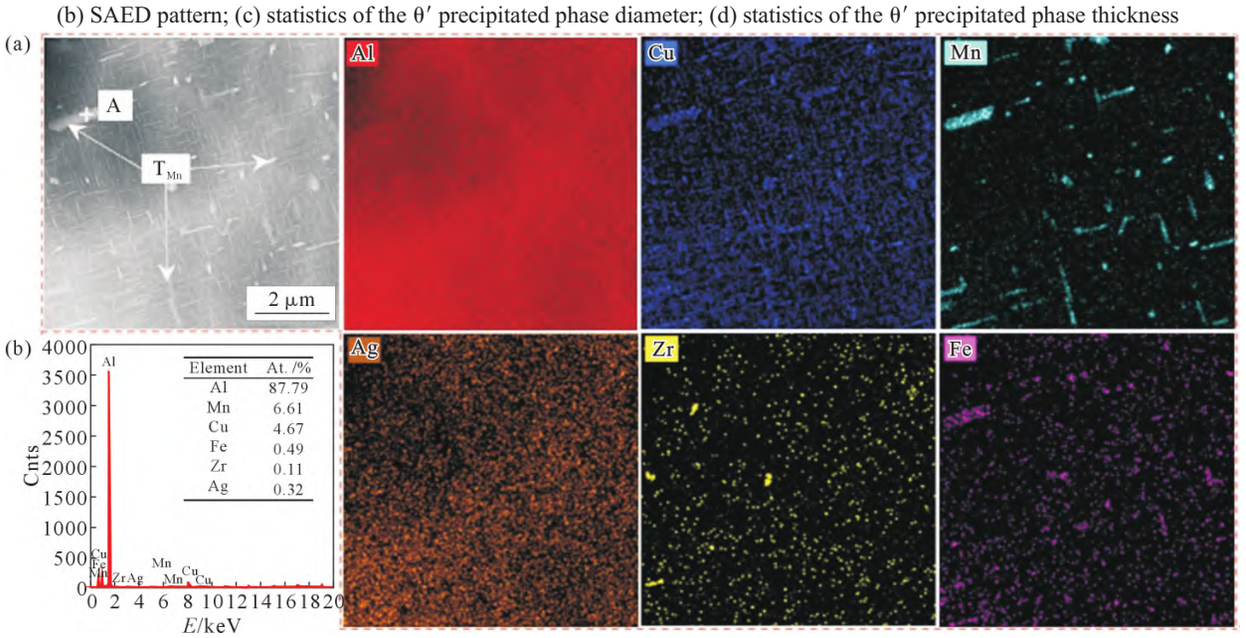

图 8 AC 合金在 T6 热处理后的 TEM 图:(a) HAADF 图及 TEM-EDS 面扫描分析结果;(b) A 点 EDS 分析

Fig.8 TEM images of the AC alloy after T6 heat treatment: (a) HAADF image and TEM-EDS mapping results; (b) EDS analysis at point A

(FFT),进一步证实了球形沉淀相为 $L1_2$-Al_3Zr 相。同时,从图 9a 中可以观察到,Al_3Zr 沉淀相大多数都与 θ′(Al_2Cu)相接触,这表明 Al_3Zr 颗粒在 θ′(Al_2Cu)的形核和生长过程中发挥了重要作用。Makineni 等[27]利用相场模拟证明了 Al_3Zr 相能为 θ″相提供异质形核点。Zhao 等[28]也证明了在 Al-Zn-Mn-Cu-Zr 合金老化过程中 Al_3Zr 相能促进 η′相的形成。因此,可以推测均匀化过程中生成的 Al_3Zr 颗粒在 AC 合金中也起着异质形核点的作用,为 θ′相提供了形核点[29],从而增大了 θ′相的数量密度,有助于提高 θ′相的热稳定性。

图 10 为 AC 合金在 RT、200、300 和 400 ℃不同温度测试条件下的力学性能曲线。图 10a 为 AC 合金不同温度测试条件下的工程应力–应变曲线,相应的测试数值结果见表 2。从表 2 中可以发现,在室温条件下,极限抗拉强度(UTS)和屈服强度(YS)分别为 328 和 236 MPa。从图中可以看出,随着温度的升高,合金的极限抗拉强度和屈服强度逐渐降低,在 200、300 和 400 ℃时的 YS 分别为 155、129 和 61 MPa,但伸长率(EL)有所增加,尤其在 400 ℃时达到 8.2%,这表明合金中的铝基体发生了高温软化。同时,图 10b 为 AC 合金中屈服强度随温度变化而

(C)1994-2024 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

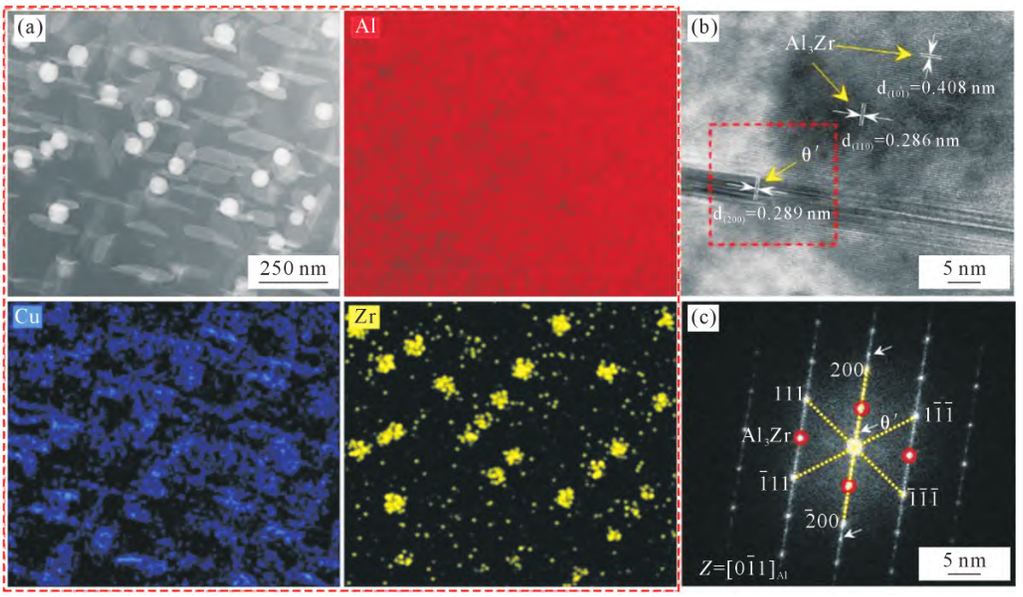

图 9 AC 合金在 T6 热处理后的 TEM 图：(a) HAADF 图及 TEM-EDS 面扫描分析结果；(b) 高分辨图像；(c) 红色框区域的 FFT 图

Fig.9 TEM images of the AC alloy after T6 heat treatment: (a) HAADF image and TEM-EDS mapping results; (b) HRTEM image; (c) FFT image of the red selected area

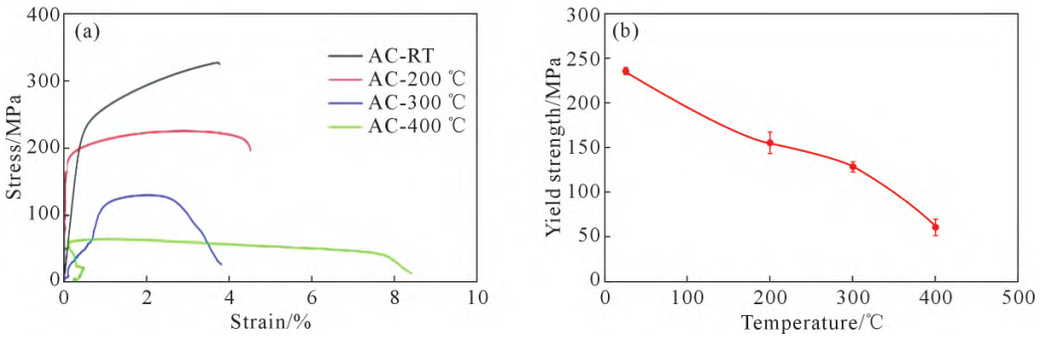

图 10 AC 合金在 T6 热处理后的力学性能曲线：(a) 不同温度下的工程应力-应变曲线；(b) 不同温度下屈服强度的变化曲线

Fig.10 Mechanical property curves of AC alloys after T6 heat treatment: (a) engineering stress-strain curves at different temperatures; (b) variation in yield strength at different temperatures

表2 不同温度下AC合金拉伸测试数据

Tab.2 Results of tensile tests for AC alloy at different temperatures

Tensile test temperatures/℃	UTS/MPa	YS/MPa	EL/%
RT	328	236	3.9
200	226	155	4.0
300	130	129	3.8
400	64	61	8.2

变化的情况。可以发现，AC 合金的下降趋势在 300 ℃时逐渐变缓，这可能是 Al_3Zr 颗粒具有优异的热稳定性的原因。AC 合金中加入 Zr 可形成具有 $L1_2$ 结构的纳米 Al_3Zr 颗粒，正如图 9 中看到的大量细小分散的 $L1_2$-Al_3Zr 沉淀相，其在 400 ℃高温下具有优异的粗化抗力，表现出良好的热稳定性[30]。同时，研究表明，$L1_2$-Al_3Zr 颗粒可以与铝基体和 θ′之间形成共格或半共格界面，降低界面能[31-32]，界面能的降低为 θ′沉淀相的粗化提供了较低的驱动力，从而达到抑制 θ′相粗化和生长的目的[33-34]，提高沉淀物的稳定性。

为阐明 AC 合金的高温拉伸机理，对合金在RT、200、300 和 400 ℃下的拉伸断口进行 SEM 观察。图 11 显示了合金在 RT、200、300 和 400 ℃下的拉伸断裂显微照片。研究发现，合金主要呈现出韧性断裂特征，包含韧窝和撕裂脊。同时，在高温下还出现了鱼鳞状特征，这意味着发生了显著的塑性变形[35]。图 11a 显示合金在室温下存在许多小而浅的韧窝。对比图 11b~d 可以发现，随着温度的升高合金中的韧窝变深变大，断裂面上出现明显的撕裂脊，在图 11d 中这种现象尤其明显，这表明合金在高温下具有更好的塑性变形能力[36]。在 400 ℃时，由于铝基体的软化和强化相的粗化，合金具有更大更深的韧窝，并表现出更高的塑性和更低的强度[36]，这与图 10a 中的拉伸曲线相吻合。

3 结论

(1)制备的 Al-4%Cu-0.5%Mn-0.1%Fe-0.4%Ag-0.3%Zr 合金平均晶粒尺寸约为 115 μm，合金中主

(C)1994-2024 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

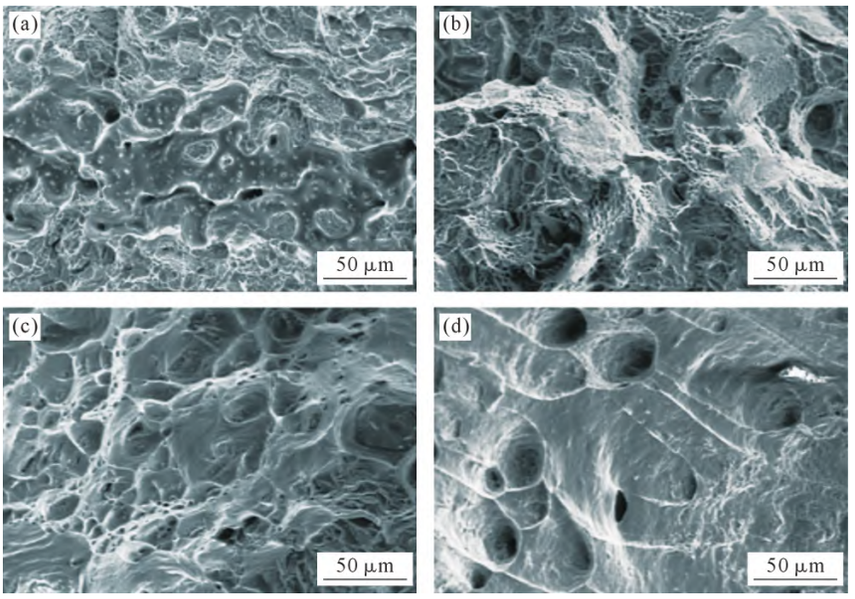

图 11 不同温度下 AC 合金的断口形貌：(a) RT；(b) 200 ℃；(c) 300 ℃；(d) 400 ℃

Fig.11 Fracture morphology of AC alloy at different temperatures: (a) RT; (b) 200 ℃; (c) 300 ℃; (d) 400 ℃

要含有共晶 Al_2Cu 相和 Al_7Cu_2Fe 相。经固溶处理后，共晶 Al_2Cu 相大多溶入 Al 基体中，并在时效处理后析出细小的 θ′(Al_2Cu)相，在合金中起主要的强化作用。

(2)通过 TEM 分析可知，时效处理后合金中包含细小的针状 θ′(Al_2Cu)相及棒状 T_{Mn} 相，同时发现 Ag 全部固溶进 Al 基体中。此外，由于合金中添加 Zr 元素，在 AC 合金中生成了 $L1_2$-Al_3Zr 相。

(3)在室温下，AC 合金的抗拉强度和屈服强度分别为 328 和 236 MPa，随着温度的升高，AC 合金的抗拉强度和屈服强度逐渐降低，伸长率逐渐增大。在 300 和 400 ℃时其屈服强度分别为 129 和 61 MPa，伸长率分别为 3.8%和 8.2%。分析认为 $L1_2$-Al_3Zr 沉淀相在 400 ℃的高温下具有优异的热稳定性，并能为 θ′相提供异质形核位置，降低了界面能，提高了 θ′相的数量密度，从而使合金表现出良好的高温性能。

参考文献：

[1] MILLER W S, ZHUANG L, BOTTEMA J, WITTEBROOD A J, DE SMET P, HASZLER A, VIEREGGE A. Recent development in aluminium alloys for the automotive industry[J]. Materials Science and Engineering: A, 2000, 280: 37-49.

[2] LUO A A, SACHDEV A K, POWELL B R. Advanced casting technologies for lightweight automotive applications [J]. China Foundry, 2010, 7(4): 463-469.

[3] DESCHAMPS A, HUTCHINSON C R. Precipitation kinetics in metallic alloys: Experiments and modeling [J]. Acta Materialia, 2021, 220: 117338.

[4] ZHU A W, GABLE B M, SHIFLET G J, Jr. STARKE E A . The intelligent design of high strength, creep-resistant aluminum alloys [J]. Materials Science Forum, 2002, 396-402: 21-30.

[5] SUI Y D, JI D P, HAN L, WANG Q D. Characterization of the aging precipitates of Al-12Si-4Cu-2Ni-0.8Mg-0.2Gd piston alloy[J]. JOM, 2019, 71: 366-372.

[6] ZHAO H L, YAO D M, QIU F, XIA Y M, JIANG Q C. High strength and good ductility of casting Al-Cu alloy modified by Pr_xO_y and La_xO_y [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2011, 509: L43-L46.

[7] RAKHMONOV J, LIU K, PAN L, BRETON F, CHEN X G. Enhanced mechanical properties of high-temperature-resistant Al-Cu cast alloy by microalloying with Mg [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2020, 827: 154305.

[8] GUINIER A. Heterogeneities in solid solutions [J]. Solid State Physics, 1959, 9: 293-398.

[9] CVIJOVIĆ Z, RADENKOVIĆ G, MAKSIMOVIĆ V, DIMČIĆ B. Application of ANOVA method to precipitation behaviour studies[J]. Materials Science and Engineering: A, 2005, 397(1-2): 195-203.

[10] DING J H, CUI C X, SUN Y J, ZHAO L C, CUI S. Effect of Mo, Zr, and Y on the high-temperature properties of Al-Cu-Mn alloy [J]. Journal of Materials Research, 2019, 34: 3853-3861.

[11] DAVIS J R, ALLEN P, LAMPMAN S, ZORC T B, HENRY S D, DAQUILA J L, RONKE A W. ASM Handbook: Volume 2: Properties and selection: Nonferrous alloys and special-purpose materials[M]. USA: ASM International, 1990.

[12] AMER S M, GLAVATSKIKH M V, BARKOV R Y, LOGINOVA I S, POZDNIAKOV A V. Effect of Mn substitution on Cr in the Al-Cu-Er-Mg-Zr-Fe-Si-Ti cast alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2024, 983: 173958.

[13] 高一涵，刘刚，孙军. 铝合金析出强化颗粒的微合金化调控[J]. 中国材料进展，2019, 38(3): 231-241, 250.

GAO Y H, LIU G, SUN J. Tailoring the strengthening particles in

(C)1994-2024 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

aluminum alloys by microalloying[J]. Materials China, 2019, 38 (3): 231-241, 250.

[14] 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.

[15] POZDNIAKOV A V, BARKOV R Y. Microstructure and materials characterisation of the novel Al-Cu-Y alloy[J]. Materials Science and Technology, 2018, 34(12): 1489-1496.

[16] GAO Y H, CAO L F, YANG C, ZHANG J Y, LIU G, SUN J. Co-stabilization of θ′-Al_2Cu and Al_3Sc precipitates in Sc-microalloyed Al-Cu alloy with enhanced creep resistance[J]. Materials Today Nano, 2019, 6: 100035.

[17] GAO Y H, YANG C, ZHANG J Y, CAO L F, LIU G, SUN J, MA E. Stabilizing nanoprecipitates in Al-Cu alloys for creep resistance at 300 ℃[J]. Materials Research Letters, 2019, 7: 18-25.

[18] LIU K, CAO X, CHEN X G. Precipitation of iron-rich intermetallic phases in Al-4.6Cu-0.5Fe-0.5Mn cast alloy[J]. Journal of Materials Science, 2012, 47: 4290-4298.

[19] ZHANG W W, LIN B, ZHANG D T, LI Y Y. Microstructures and mechanical properties of squeeze cast Al-5.0Cu-0.6Mn alloys with different Fe content[J]. Materials & Design(1980-2015), 2013, 52: 225-233.

[20] ZHANG L F, GAO J W, DAMOAH L N W, ROBERTSON D G. Removal of iron from aluminum: A review[J]. Mineral Processing and Extractive Metallurgy Review, 2012, 33: 99-157.

[21] GREEN J A S. Aluminum recycling and processing for energy conservation and sustainability[M]. USA: ASM International, 2007.

[22] LIAO H C, TANG Y Y, SUO X J, LI G J, HU Y Y, DIXIT U S, PETROV P. Dispersoid particles precipitated during the solutionizing course of Al-12wt%Si-4wt%Cu-1.2wt%Mn alloy and their influence on high temperature strength[J]. Materials Science and Engineering: A, 2017, 699: 201-209.

[23] CHEN J L, LIAO H C, XU H T. Uneven precipitation behavior during the solutionizing course of Al-Cu-Mn alloys and their contribution to high temperature strength[J]. Advances in Materials Science and Engineering, 2018, 2018: 6741502.

[24] FAN J C, YANG B W, WANG Y, GAO M Q, GUAN R G. Enhancing the tensile strength and heat resistance induced by high-density Ω phases in an Al-Cu-Mg-Ag alloy[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2022,18: 3347-3357.

[25] LIU J B, HU J Y, LI M Y, LIU G L, WU Y Y, GAO T, LIU S S, LIU X F. Influence of Zr microalloying on the microstructure and room-/high-temperature mechanical properties of an Al-Cu-Mn-Fe alloy[J]. Materials, 2024, 17(9): 2022.

[26] CHEN Z W, CHEN P, LI S S. Effect of Ce addition on microstructure of $Al_{20}Cu_2Mn_3$ twin phase in an Al-Cu-Mn casting alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2012, 532: 606-609.

[27] KUMAR MAKINENI S, SUGATHAN S, MEHER S, BANERJEE R, BHATTACHARYA S, KUMAR S, CHATTOPADHYAY K. Enhancing elevated temperature strength of copper containing aluminium alloys by forming $L1_2Al_3Zr$ precipitates and nucleating θ″ precipitates on them[J]. Scientific Reports, 2017, 7: 11154.

[28] ZHAO H, CHEN Y Q, GAULT B, MAKINENI S K, PONGE D, RAABE D. $(Al, Zn)_3Zr$ dispersoids assisted η′ precipitation in an Al-Zn-Mg-Cu-Zr alloy[J]. Materialia, 2020, 10: 100641.

[29] 潘士伟,王自东,陈晓华,王艳林,陈凯旋,朱谕至. 锆微合金化增强铝合金的研究进展[J]. 材料工程,2022, 50(8): 17-33.
PAN S W, WANG Z D, CHEN X H, WANG Y L, CHEN K X, ZHU Y Z. Research progress in Zr-microalloying strengthened aluminum alloys[J]. Journal of Materials Engineering, 2022, 50(8): 17-33.

[30] 谢优华,杨守杰,戴圣龙,陆政. 锆元素在铝合金中的应用[J]. 航空材料学报,2002(4): 56-61.
XIE Y H, YANG S J, DAI S L, LU Z. Application of element Zr in aluminum alloys[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2002(4): 56-61.

[31] BISWAS A, SIEGEL D J, WOLVERTON C, SEIDMAN D N. Precipitates in Al-Cu alloys revisited: Atom-probe tomographic experiments and first principles calculations of compositional evolution and interfacial segregation[J]. Acta Materialia, 2011, 59(15): 6187-6204.

[32] BISWAS A, SIEGEL D J, SEIDMAN D N. Simultaneous segregation at coherent and semicoherent heterophase interfaces[J]. Physical Review Letters, 2010, 105(7): 076102.

[33] LI D, LIU K, RAKHMONOV J, CHEN X G. Enhanced thermal stability of precipitates and elevated-temperature properties via microalloying with transition metals (Zr, V and Sc) in Al-Cu 224 cast alloys[J]. Materials Science and Engineering: A, 2021, 827: 142090.

[34] SHOWER P, MORRIS J, SHIN D, RADHAKRISHNAN B, POPLAWSKY J, SHYAM A. Mechanisms for stabilizing θ′ (Al_2Cu) precipitates at elevated temperatures investigated with phase field modeling[J]. Materialia, 2019, 6: 100335.

[35] CHEN J L, LIAO H C, WU Y N, LI H L. Contributions to high temperature strengthening from three types of heat-resistant phases formed during solidification, solution treatment and ageing treatment of Al-Cu-Mn-Ni alloys respectively[J]. Materials Science and Engineering: A, 2020, 772: 138819.

[36] SUN T T, GENG J W, BIAN Z Y, WU Y, WANG M L, CHEN D, MA N H, WANG H W. Enhanced thermal stability and mechanical properties of high-temperature resistant Al-Cu alloy with Zr and Mn micro-alloying[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2022, 32(1): 64-78.

(C)1994-2024 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net