DOI:10.16410/j.issn1000-8365.2025.4166

TiB_2 含量对 TiB_2/Al–4.5Cu–1Mn–0.3Mg 复合材料微观组织及力学性能的影响

王山铭[1],李新雷[1],陈易山[2],王宇航[1],薛彦庆[3]

(1. 西北工业大学 材料学院,陕西 西安 710072;2. 西安新创电子技术有限公司,陕西 西安 710000;3. 新疆众和股份有限公司,新疆 乌鲁木齐 832099)

摘　要:铝基复合材料综合力学性能优异,可满足航空航天领域高性能结构材料的应用需求,但是铝基复合材料的热处理工艺大多沿用基体材料的工艺,忽视了颗粒增强体与析出相的交互作用。利用原位反应制备了不同 TiB_2 颗粒含量(0%、1%、2%和 3%,质量分数)的 TiB_2/Al-4.5Cu-1Mn-0.3Mg 复合材料,研究了 TiB_2 颗粒含量对铝铜基复合材料微观组织和力学性能的影响。结果表明,随着 TiB_2 颗粒含量的增加,铸态复合材料的晶粒由树枝晶逐渐转变为细小等轴晶,T6 热处理所需的峰值固溶温度降低,固溶时间和时效时间均减少,析出相的数量和尺寸减小,材料的屈服强度和弹性模量呈上升趋势,伸长率有所下降。T6 态 3TiB_2/Al-Cu-Mn-Mg 屈服强度和抗拉强度最高,分别达到了 467.4、505.3 MPa,相较基体合金提高了 36.9%和 14.4%。

关键词:铝铜基复合材料;原位自生;TiB_2 颗粒;微观组织;力学性能

中图分类号:TG15; TB331　　**文献标识码**:A　　**文章编号**:1000-8365(2025)01-0065-08

Effect of TiB_2 Content on the Microstructure and Mechanical Properties of TiB_2/Al–4.5Cu–1Mn–0.3Mg Composites

WANG Shanming[1], LI Xinlei[1], CHEN Yishan[2], WANG Yuhang[1], XUE Yanqing[3]

(1. School of Materials Science and Engineering, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China; 2. Xi'an Prosate Electronic Technology Co., Ltd., Xi'an 710000, China; 3. Xinjiang Zhonghe Co., Ltd., Urumqi 832099, China)

Abstract: Aluminium matrix composites have remarkable mechanical properties that can satisfy the application requirements of high-performance structural materials in the aerospace field. However, the heat treatment process of aluminium matrix composites mostly follows the process of matrix materials, ignoring the interaction between particle reinforcement and the precipitated phase. In this paper, TiB_2/Al-4.5Cu-1Mn-0.3Mg composites with different TiB_2 particle contents (0 wt.%, 1 wt.%, 2 wt.%, and 3 wt.%) were prepared via in situ reactions, and the effects of the TiB_2 particle content on the microstructure and mechanical properties of the aluminium-copper matrix composites were investigated. The results show that with increasing TiB_2 particle content, the grains of the as-cast composites gradually transform from dendritic crystals to fine isometric crystals. Concurrently, the peak solution temperature required for T6 heat treatment decreases as the solution time and aging time decrease. The quantity and size of the precipitated phase decrease, and the yield strength and elastic modulus of the materials increase, whereas the elongation decreases. Notably, the 3TiB_2/Al-Cu-Mn-Mg composite after T6 treatment has the highest yield strength (467.4 MPa) and ultimate tensile strength (505.3 MPa), surpassing those of the base alloy by 36.9% and 14.4%, respectively.

Key words: aluminium-copper matrix composites; in-situ synthesis; TiB_2 particle; microstructure; mechanical properties

颗粒增强铝基复合材料具有铝合金密度低、高比强度、易加工等优点,同时兼具高弹性模量、高耐磨性、低膨胀系数及高温性能优异等新特点,受到了国内外学者的广泛关注[1-4]。铝基复合材料中常用的

收稿日期:2024-09-02

基金项目:陕西省重点研发计划(2024GX-YBXM-170);陕西省重点研发计划(2021ZDLGY14-07);中国博士后科学基金(2024MD753996)

作者简介:王山铭,2000 年生,硕士生.研究方向为金属基复合材料.Email: smw@mail.nwpu.edu.cn

通信作者:李新雷,1975 年生,博士,副教授.研究方向为高质量铸件控压成型及金属基复合材料研发.Email: lxl@nwpu.edu.cn

引用格式:王山铭,李新雷,陈易山,王宇航,薛彦庆.TiB_2 含量对 TiB_2/Al-4.5Cu-1Mn-0.3Mg 复合材料微观组织及力学性能的影响[J].铸造技术,2025,46(1):65-72.

WANG S M, LI X L, CHEN Y S, WANG Y H, XUE Y Q. Effect of TiB_2 content on the microstructure and mechanical properties of TiB_2/Al-4.5Cu-1Mn-0.3Mg composites[J]. Foundry Technology, 2025, 46(1): 65-72.

中国知网　https://www.cnki.net

增强颗粒有 SiC[5]、TiC[6]、Al_2O_3[7]和 TiB_2[8]等。其中，TiB_2 颗粒具有高熔点(2 980 ℃)、低电阻率(10^{-6} Ω·m)、高硬度(960 HV)、高导热系数(25~77 $W·m^{-1}·K^{-1}$)、高弹性模量(530 GPa)等优点，且不会与铝基体生成有害的脆性相[9]。根据颗粒增强相的来源，铝基复合材料的制备方法可分为原位自生法和外加法。与外加法相比，原位自生法生成的颗粒尺寸小、热力学性质稳定，且与基体之间的润湿性好、界面干净、结合力强[10]，一直以来原位自生 TiB_2 颗粒增强铝基复合材料是研究领域的热点。

TiB_2 颗粒含量对复合材料微观组织及力学性能具有重要影响，合适的颗粒含量不仅会大幅提高材料的力学性能，还能改善材料的塑韧性，实现强韧化；过多或过少的颗粒含量都达不到理想的强化效果，会损害材料的塑韧性。Liu 等[11]通过向 Al-4.5Cu 中加入质量分数为 1%、3%、5%和 7%的 TiB_2 颗粒发现，随着 TiB_2 颗粒含量的增加，材料的屈服强度、抗拉强度和伸长率均呈现先升高后降低的趋势，5TiB_2/Al-4.5Cu 复合材料的综合力学性能最好，屈服强度、抗拉强度和伸长率分别提高了 39.7%、39.9%和 7.9%。Wu 等[12]采用选择性激光熔化制备了 TiB_2/Al-Mg-Sc 复合材料，研究发现当 TiB_2 含量(质量分数，下同)为 1%时，材料的抗拉强度和断裂伸长率均有所提高，而当 TiB_2 含量为 2%时，由于颗粒的团聚问题，使其强化效果无法发挥，断裂伸长率降低。

铸造 Al-Cu-Mn 合金具有针对高比强度和耐高温优势，可广泛应用于交通运输和航空航天等领域[13-14]。然而，目前针对 Al-Cu-Mn 合金中添加 TiB_2 颗粒的相关研究较少。为此，本文采用混合熔盐法并结合重熔稀释法制备了 $x$$TiB_2$/Al-4.5Cu-1Mn-0.3Mg 复合材料(x=0%、1%、2%、3%)，研究 TiB_2 颗粒含量对复合材料微观组织及力学性能的影响，以期为 TiB_2/Al-Cu-Mn 复合材料的进一步研究奠定基础。

1 实验材料与方法

采用重熔稀释法制备 $x$$TiB_2$/Al-4.5Cu-1Mn-0.3Mg 复合材料(x=0%、1%、2%、3%)。实验原材料为：纯铝(99.9%)，KBF_4 (99.0%)和 K_2TiF_6 (99.5%)，Al-50Cu、Al-10Mn、Al-10Mg 中间合金。首先将配比好并混合均匀的 KBF_4 和 K_2TiF6(Ti∶B 的原子比为 1.0∶2.2)放入 270 ℃烘箱预热 3 h，石墨坩埚和熔炼工具刷好涂料并烘干备用，随后将纯铝锭放入石墨坩埚中，利用井式电阻炉加热至 850 ℃使其熔化，保温 20 min 后，加入预热好的混合盐，期间对熔体施加300 r/min 的机械搅拌，反应时间为 30 min。反应完成后撇去铝液表层盐渣，将熔体温度降至 750 ℃，加入 HGJ-1A 型精炼剂进行除气精炼，待熔体温度降至 700~720 ℃后浇入预热好的金属铸型中获得 5TiB_2/Al 复合材料。最后将 5TiB_2/Al 复合材料铸锭和 Al-50Cu、Al-10Mn、Al-10Mg 中间合金清洗烘干后放入石墨坩埚中，升温至 750 ℃并保温 30 min。期间，使用搅拌棒搅拌促进熔体中的各种元素和 TiB_2 颗粒扩散。精炼完成后撇去熔体表面浮渣，待熔体温度降至 700~720 ℃后，浇入预热好的金属模具中获得 $x$$TiB_2$/Al-4.5Cu-1Mn-0.3Mg 复合材料(x=0%、1%、2%、3%)。

为探究 TiB_2 颗粒含量对复合材料组织性能和 T6 热处理工艺的影响，采用差示扫描量热法(DSC)制定热处理工艺参数，测试仪器为低温同步热分析仪 NETZSCH S。复合材料固溶温度分别为 510、515、520、525、530 和 535 ℃，固溶时间分别为 1、2、4、6、8、10 和 15 h，时效温度为 175 ℃，时效时间分别为 2、4、6、8、10、15 和 20 h。

为了表征复合材料的显微组织，对所制备试样进行打磨、抛光，并用 keller 试剂腐蚀 15 s，采用 Bruker D8 Discover X 射线衍射仪(XRD)对复合材料进行物相分析，扫描范围 10°~90°，扫描速度 8 (°)/min；利用 OLYMPUS GX-71 光学显微镜(OM)和 FEI Helios G4 CX 扫描电子显微镜(SEM)及其附带的 EDS 能谱观察复合材料微观形貌。利用 404SXV 型数显硬度仪测量复合材料的维氏显微硬度，在经打磨抛光的立方块样品表面随机选取 10 个点进行硬度值测量，压头载荷为 100 g，保压时间为 10 s，对合格数据取平均值记为最终结果；利用 INSTRON 3382 型电子万能材料试验机测试试样的力学性能，试棒加工尺寸如图 1 所示，拉伸标距 25 mm，拉伸速率0.75 mm/min。每种状态的复合材料各拉伸 3 根试棒，取测试数据平均值作为最终测试结果。

2 实验结果及讨论

2.1 $x$$TiB_2$/Al–Cu–Mn–Mg 复合材料铸态组织分析

使用 X 射线衍射对铸态 $x$$TiB_2$/Al-Cu-Mn-Mg 复合材料($x$=0%、1%、2%、3%)进行物相分析，结果如图 2 所示。复合材料中的物相主要为 α-Al、Al_2Cu 和 TiB_2，未观察到 $TiAl_3$、AlB_2、Al_2O_3 以及 $KAlF_4$ 等反应副产物和夹杂相的特征峰，表明所述的制备方法可以制备出纯净度较高的复合材料。

图 3 为铸态 $x$$TiB_2$/Al-Cu-Mn-Mg 复合材料金相组织片。由图 3a 可以观察到，基体合金的显微组织呈现典型的树枝晶形貌。引入 TiB_2 增强颗粒后，复合材

中国知网 https://www.cnki.net

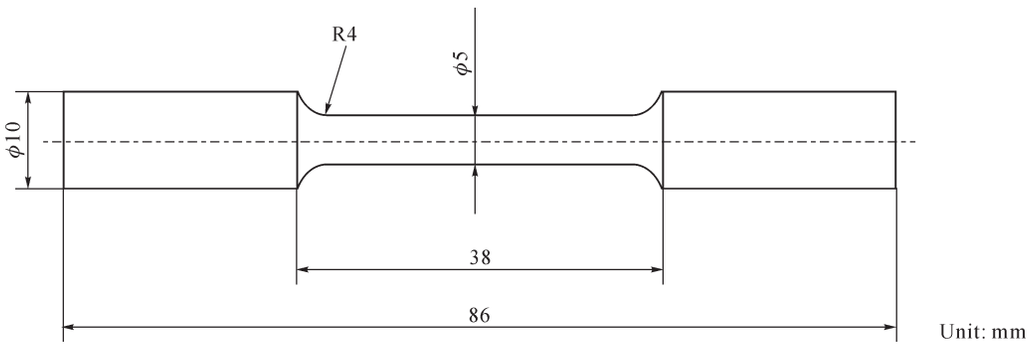


图 1 拉伸试样尺寸

Fig.1 Dimensions of the tensile test sample

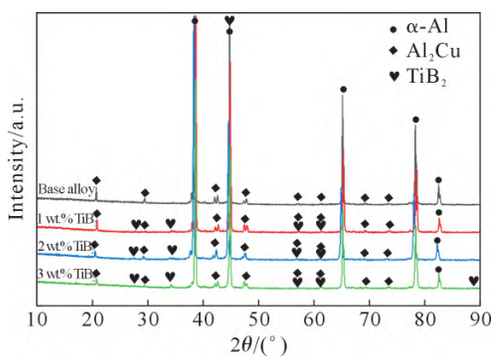


图 2 $x$$TiB_2$/Al-Cu-Mn-Mg 复合材料 XRD 分析

Fig.2 XRD results of the $x$$TiB_2$/Al-Cu-Mn-Mg composites

料内部晶粒逐渐由树枝晶转变为等轴晶，从图 3d所示的微观组织形貌可知，当 TiB_2 颗粒含量达到 3%时，复合材料中的晶粒已几乎全部转变为等轴晶。

采用“截线法”统计上述 4 种材料的平均晶粒尺寸，结果如图 4 所示。Al-Cu-Mn-Mg 基体合金的平均晶粒尺寸高达 207.8 μm；加入不同含量 TiB_2 后，晶粒的平均尺寸分别减小至 120.9、78.6、61.3 μm。由此可见，TiB_2 颗粒对 Al 基体合金具有显著的细化晶粒效果。

为了进一步分析复合材料的组织形貌及 TiB_2 颗粒分布情况，使用扫描电镜对 3TiB_2/Al-Cu-Mn-Mg 复合材料进行观察分析，结果如图 5 所示。根据 EDS 面扫描结果及相关文献可知，复合材料中的第二相主要为亮白色的初生 θ 相(Al_2Cu)和浅灰色三元共晶 T 相($Al_{20}Cu_2Mn_3$)[15]；TiB_2 颗粒同时存在微米级和纳米级 2 种尺寸，微米级的 TiB_2 颗粒大多分布于第二相的内部，而纳米级的 TiB_2 颗粒则大部分位于 α-Al 内靠近晶界的位置，且颗粒与颗粒之间彼此分离，不存在彼此连接形成团聚的现象。这些位于 α-Al 内部的纳米颗粒在凝固过程中会成为异质形核基底，利于 α-Al 的形核；被第二相包覆的微米颗

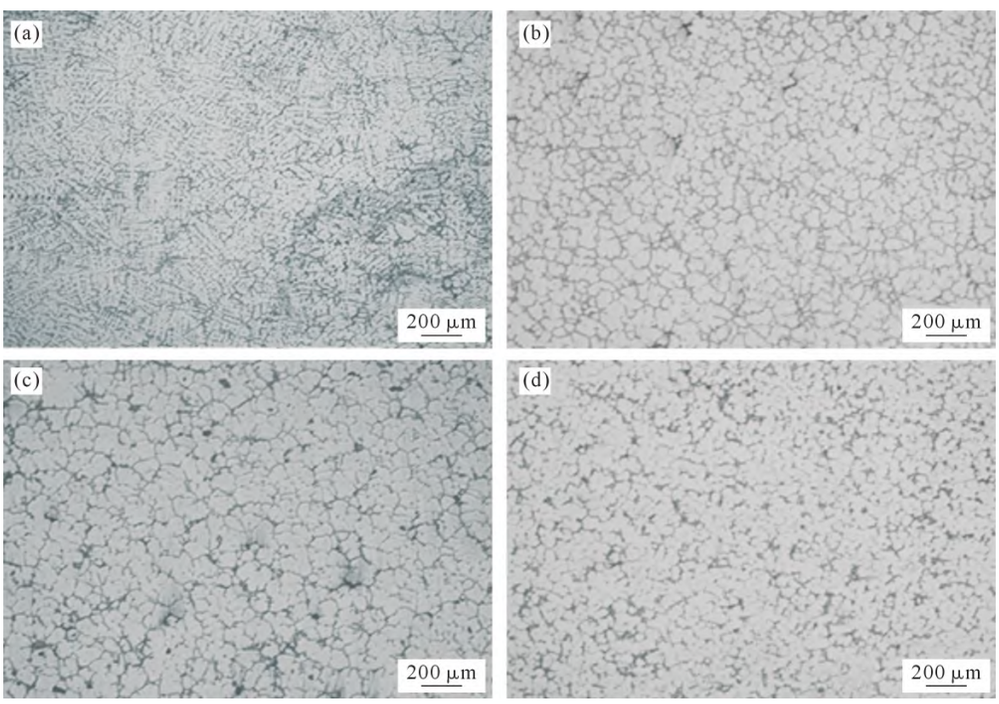


图 3 铸态 $x$$TiB_2$/Al-Cu-Mn-Mg 复合材料显微组织：(a) 0%TiB_2; (b) 1%TiB_2; (c) 2%TiB_2; (d) 3%TiB_2

Fig.3 Microstructures of the as-cast $x$$TiB_2$/Al-Cu-Mn-Mg composites: (a) 0 wt.% TiB_2; (b) 1 wt.% TiB_2; (c) 2 wt.% TiB_2; (d) 3 wt.% TiB_2

中国知网　https://www.cnki.net

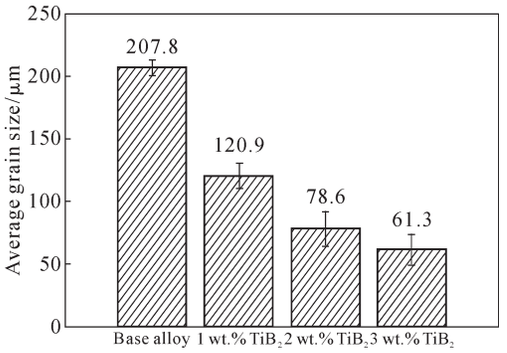


图 4 xTiB$_2$/Al-Cu-Mn-Mg 复合材料平均晶粒尺寸

Fig.4 Average grain size of the xTiB$_2$/Al-Cu-Mn-Mg composites

粒则会在凝固时被固–液界面排斥而始终位于固–液界面前沿，阻碍晶粒生长，抑制树枝晶的形成[16]。因此，随着 TiB$_2$ 颗粒含量增加，材料中的枝晶组织逐渐向等轴晶转变。同时，由于形核率增加和晶粒长大速度减小，导致晶粒细化。

2.2 xTiB$_2$/Al–Cu–Mn–Mg 复合材料的热处理工艺研究

为了研究 TiB$_2$ 颗粒的添加及含量对铝基复合材料 T6 热处理工艺的影响，并确定最佳的热处理工艺，首先测量了不同 TiB$_2$ 含量复合材料和基体合

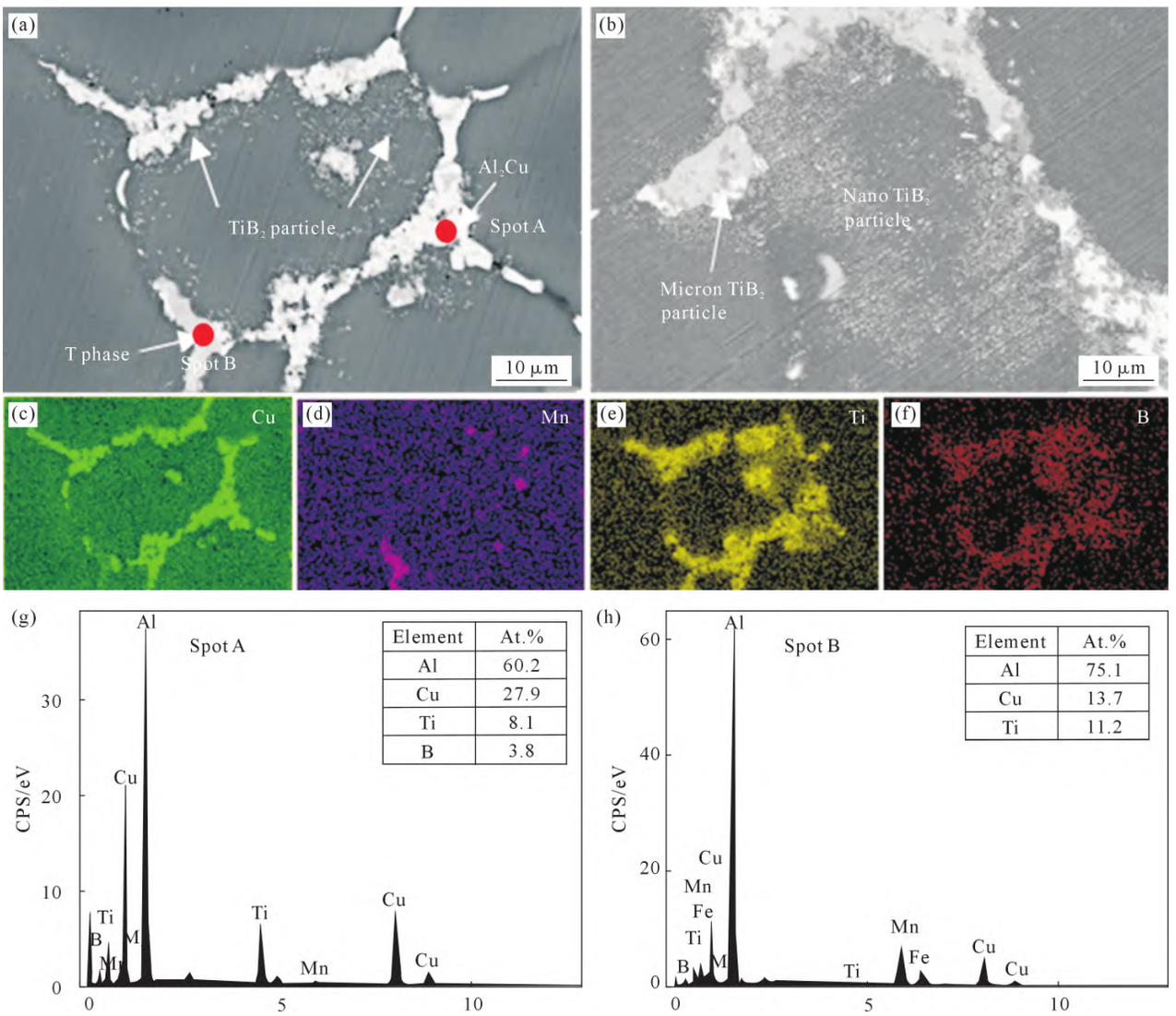


图 5 3TiB$_2$/Al-Cu-Mn-MgSEM 图像及 EDS 扫描结果：(a, b) SEM 图像；(c~f) 图(a)的 EDS 面扫描图谱；(g, h) EDS 点扫图谱

Fig.5 SEM and EDS image of 3TiB$_2$/Al-Cu-Mn-Mg Composite: (a, b) SEM image; (c~f) EDS map result of (a); (g, h) EDS point scan results

金的 DSC 热分析曲线，测试结果如图 6 所示。

图中较大的吸热峰对应着 Al$_2$Cu 相的熔化过程，3TiB$_2$/Al-Cu-Mn-Mg 复合材料的吸热曲线上还存在一个较小的吸热峰，它的起始温度为 510.7 ℃，结合 Al-Cu-Mg 三元相图进行分析，该吸热峰对应含 Mg 低熔点 S 相的熔化，相变反应方程式为：α-Al+S→L(518 ℃)。由 DSC 曲线还能看出，随着复合材料中 TiB$_2$ 质量分数的提升，Al$_2$Cu 相对应的熔化吸热峰明显向着更低温度的方向发生偏移，从基体合金的 528.6 ℃下降到 3%TiB$_2$ 含量时的 515.4 ℃，S 相熔化的起始温度也从主峰中分离并向左移动。基于以上数据，对 4 种不同 TiB$_2$ 含量的材料分别设

中国知网 https://www.cnki.net

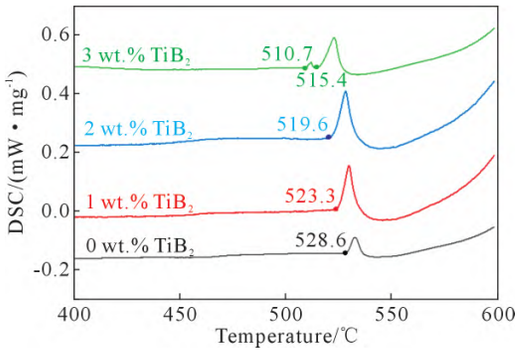


图 6 xTiB$_2$/Al-Cu-Mn-Mg 复合材料 DSC 曲线

Fig.6 DSC curves of the xTiB$_2$/Al-Cu-Mn-Mg composites

置了 6 组固溶温度，统一固溶 4 h 后对其进行硬度测试，得到的硬度曲线如图 7 所示。

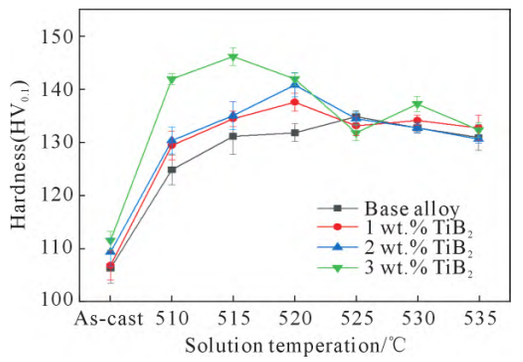


图 7 xTiB$_2$/Al-Cu-Mn-Mg 复合材料固溶温度–硬度曲线

Fig.7 Solution temperature-hardness curves of the xTiB$_2$/Al-Cu-Mn-Mg composites

由固溶温度–硬度曲线可知，4 种材料固溶后的显微硬度相比于铸态均发生较大幅度提升，这是由于材料中的合金元素溶入基体引起的固溶强化和淬火过程形成的细小弥散二次 T 相对基体产生强化。但当固溶温度过高时，会引起过烧，造成第二相的烧蚀，损害材料力学性能。因此，随着固溶温度的提升，4 种材料的硬度大致都遵循先增加后减小的趋势。峰值硬度所对应的固溶温度也与各自 DSC 升温曲线中吸热峰起始点的温度基本一致。最终选定的固溶温度分别为 525(base alloy)、520(1%TiB$_2$，质量分数，下同)、520(2%TiB$_2$)和 515 ℃(3%TiB$_2$)。

在上述选定的固溶温度下分别对 4 种材料进行 1、2、4、6、8、10 和 15 h 的固溶处理，所得固溶时间–硬度曲线如图 8 所示。可以看出，随复合材料中 TiB$_2$ 增强颗粒含量增加，固溶后达到峰值硬度所需的时间减少。产生这一趋势的原因是引入的 TiB$_2$ 增强颗粒在其自身和复合材料的界面附近区域产生了更多的空位和位错，这些晶体缺陷是溶质原子扩散的通道，加速了原子的扩散速度[17-18]。因此，随着 TiB$_2$ 含量逐渐升高，材料达到峰值硬度的固溶时间逐渐提前。最终确定 xTiB$_2$/Al-Cu-Mn-Mg 复合材料(x=0%、

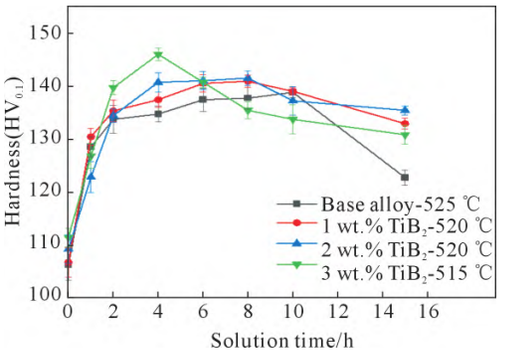


图 8 xTiB$_2$/Al-Cu-Mn-Mg 复合材料固溶时间–硬度曲线

Fig.8 Solution time-hardness curves of the xTiB$_2$/Al-Cu-Mn-Mg composites

1%、2%、3%)的固溶工艺分别是：525 ℃/10 h、520 ℃/10 h、520 ℃/8 h 和 515 ℃/4 h。

Al-Cu 合金中最常见的析出序列[19]为：GP 区→θ″→θ′→θ，最常用的时效温度在 170~200 ℃之间[20]。本文选定时效温度为 175 ℃，分别对固溶后的 4 组材料进行 2、4、6、8、10、15 和 20 h 时效处理，测量并记录经历不同时效时间后材料的显微维氏硬度，得到的时效时间–硬度曲线如图 9 所示。可见 4 组材料在时效过程中都经历了明显的欠时效、峰时效和过时效 3 个阶段。Al-Cu-Mn-Mg 合金的时效析出序列与 Al-Cu 合金一致，为 GP 区→θ″相→θ′相→θ 相[21]。时效初期，过饱和固溶体中的大量溶质元素发生小范围偏聚形成 GP 区，由于溶质原子尺寸比铝小，造成点阵畸变，因此材料的强度、硬度开始提升[22]。当时效时间继续延长后，GP 区内的溶质原子逐渐有序化，形成了与基体共格的 θ″相，其与基体的界面有高的弹性共格应变场，此时材料的硬度达到峰值。继续延长时效时间，θ″相则会转变为半共格 θ′相，其尺寸更大，与基体的共格关系部分破坏，弹性应变场变弱，强度、硬度开始下降。最终，沉淀相与基体脱离共格关系，形成 θ 相，导致材料的强度、硬度显著下降。

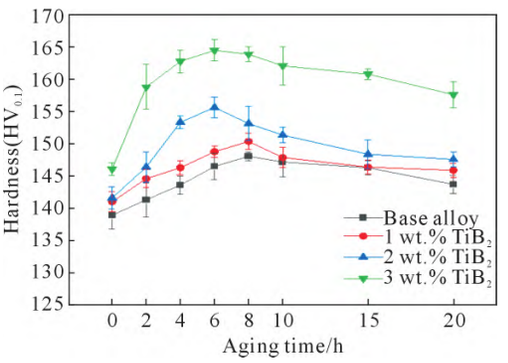


图 9 xTiB$_2$/Al-Cu-Mn-Mg 复合材料的时效时间–硬度曲线

Fig.9 Aging time-hardness curves of the xTiB$_2$/Al-Cu-Mn-Mg composites

中国知网　https://www.cnki.net

通常复合材料中增强颗粒和基体合金之间热膨胀系数(Δα)的差异会使基体合金沉淀行为受到影响。在时效处理过程中,由于 Δα 的不匹配,会在复合材料中产生许多额外的位错，这些额外位错可以作为沉淀相的非均匀形核位点和溶质原子的快速扩散通道[23]。因此,如图 9 所示,随着 TiB_2 含量提高复合材料达到峰值硬度所需的时效时间减少。综上所述 4 种材料的最佳 T6 热处理工艺如表 1 所示。

表1 xTiB$_2$/Al–Cu–Mn–Mg复合材料热处理工艺参数
Tab.1 Heat treatment parameters of the xTiB$_2$/Al–Cu–Mn–Mg composites

Material	Solution parameter	Aging parameter
Al-Cu-Mn-Mg	525 ℃/10 h	175 ℃/8 h
1TiB_2/Al-Cu-Mn-Mg	520 ℃/10 h	175 ℃/8 h
2TiB_2/Al-Cu-Mn-Mg	520 ℃/8 h	175 ℃/6 h
3TiB_2/Al-Cu-Mn-Mg	515 ℃/4 h	175 ℃/6 h

图 10 为基体合金及含量 1%~3%TiB_2 的复合材料 T6 态显微组织,可以看出,T6 态下复合材料中的 TiB_2 增强颗粒依旧以颗粒状聚集于晶界区域。随着 TiB_2 含量的提高,T6 热处理后复合材料晶界处残留的初生第二相数量占比也明显增加，一般情况下,T6 热处理后的复合材料析出相主要包括 θ′相和二次 T 相。其中 θ′相的尺寸在 10~50 nm 之间[24],它们在扫描电镜下难以清晰识别,二次 T 相的长度则介于 200~2 000 nm 之间[25],因此 T6 后 SEM 图像中,可清晰观察到的位于晶体内部的亮白色弥散针状析出相中绝大部分为材料固溶后形成的二次 T 相。对比图 10a~d 中二次 T 相的变化趋势可以发现,当 TiB_2 颗粒含量提高时,晶粒内二次 T 相的密度和尺寸均显著下降,这说明在基体合金中引入 TiB_2 颗粒会对析出相的析出过程产生影响。

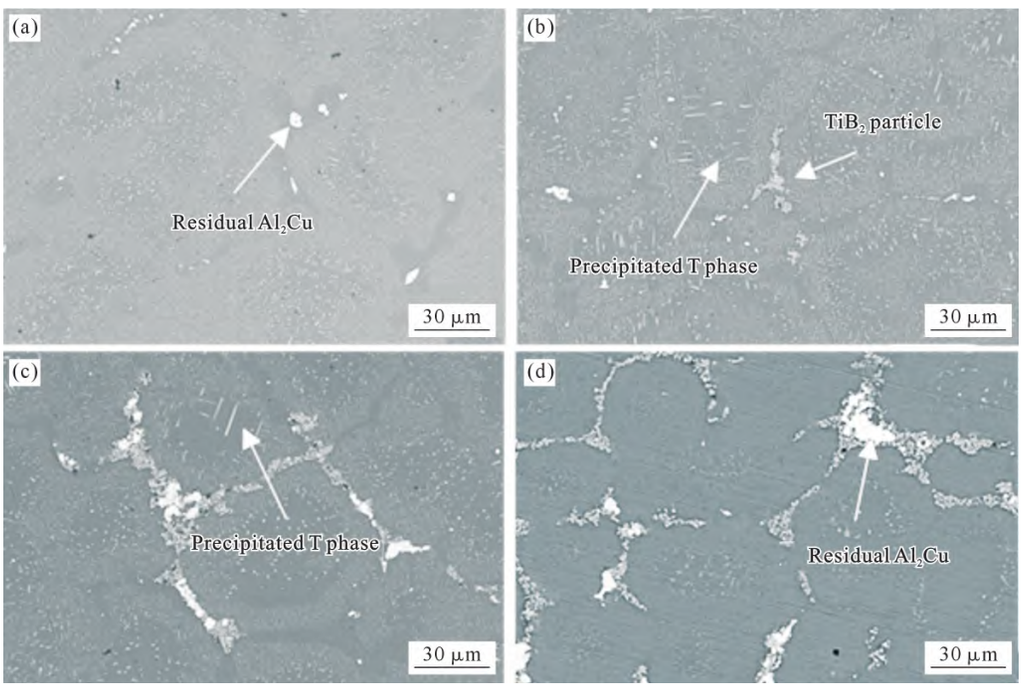


图 10 xTiB$_2$/Al-Cu-Mn-Mg 复合材料 T6 态显微组织:(a) 0%TiB_2; (b) 1%TiB_2; (c) 2%TiB_2; (d) 3%TiB_2
Fig.10 Microstructures of the xTiB$_2$/Al-Cu-Mn-Mg composites in the T6 state: (a) 0 wt.% TiB_2; (b) 1 wt.% TiB_2; (c) 2 wt.% TiB_2; (d) 3 wt.% TiB_2

2.3 T6 态 xTiB$_2$/Al–Cu–Mn–Mg 复合材料力学性能

图 11 和表 2 为 xTiB$_2$/Al-Cu-Mn-Mg 复合材料 T6 态的室温拉伸工程应力–应变曲线及拉伸数据。

随着 TiB_2 颗粒含量增加,复合材料的屈服强度和弹性模量逐步升高，而断裂伸长率和抗拉强度的变化趋势则较为复杂。当复合材料中 TiB_2 颗粒含量由 0%提升至 3%后,材料的弹性模量由 71.7 GPa 提升至 75.4 GPa。与此同时,复合材料屈服强度和抗拉强度由 341.3 MPa 上升到 466.4 MPa，增加了 36.7%。复合强度增加主要是由于铝合金基体晶粒细化及所添加颗粒带来的第二相载荷传递强化、Orowan 强化

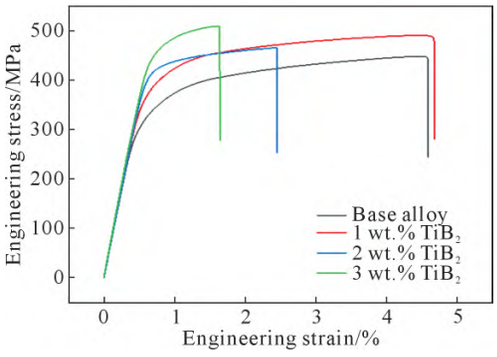


图 11 xTiB$_2$/Al-Cu-Mn-Mg 复合材料的拉伸曲线
Fig.11 Tensile curves of the xTiB$_2$/Al-Cu-Mn-Mg composites

中国知网 https://www.cnki.net

表 2 xTiB$_2$/Al–Cu–Mn–Mg 复合材料的力学性能
Tab.2 Mechanical properties of the xTiB$_2$/Al–Cu–Mn–Mg composites

Material	Yield strength/MPa	Tensile strength/MPa	Elongation /%	Elastic modulus/GPa
Base alloy	341.3	441.6	4.47	71.7
1 wt.% TiB_2	392.9	488.6	4.61	72.7
2 wt.% TiB_2	415.1	459.4	2.47	73.4
3 wt.% TiB_2	467.4	505.3	1.63	75.4

和热膨胀错配强化(CTE 强化机制)所引起。这 4 种强化机制带来的强度增量与颗粒含量成正比，因此复合材料的强度逐渐提高。

图 12 为 xTiB$_2$/Al-Cu-Mn-Mg 复合材料的室温拉伸断口形貌。如图 12a 所示，基体合金的拉伸断口上出现了明显的树枝晶形状的巨大凹坑，凹坑底部可以看到许多针状二次 T 相，枝晶与枝晶的间隙处分布有密集的小型韧窝，部分韧窝的底部还残留少量二次析出相，整体呈现脆性断裂与韧性断裂的混合形貌。从图 12c 和 d 可以看出，加入 TiB_2 颗粒后，拉伸断口上的巨大凹坑消失并有较多韧窝存在，其尺寸在 1~5 μm 之间，除此之外还有少量脆性断裂区域。随着 TiB_2 含量的增加，韧窝的数量减少，脆性断裂区域增加，整体表现为脆性断裂。结合 T6 态复合材料的显微组织可知，随着 TiB_2 颗粒含量的提高，残余初生相的数量和面积也会随之增加，这些残留在晶界位置的硬脆第二相在试样拉伸过程中会成为裂纹萌生和扩展的优先位置，使得材料塑性降低。

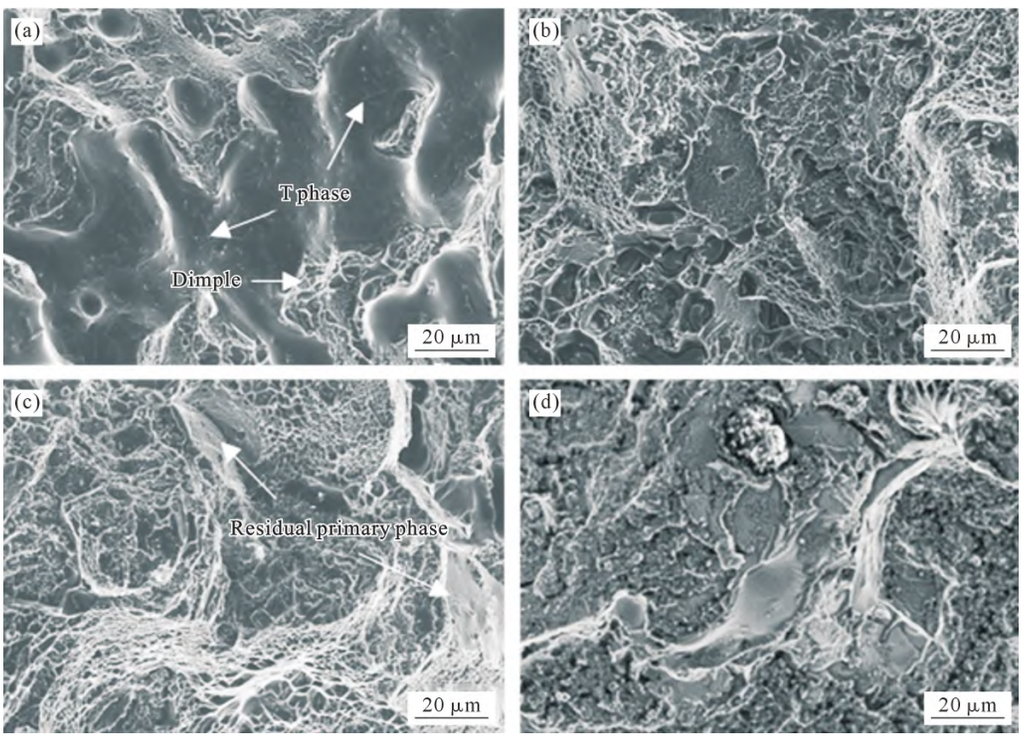


图 12 xTiB$_2$/Al-Cu-Mn-Mg 复合材料的拉伸断口形貌：(a) 0%TiB_2; (b) 1%TiB_2; (c) 2%TiB_2; (d) 3%TiB_2
Fig.12 Tensile fracture morphology of the xTiB$_2$/Al-Cu-Mn-Mg composites: (a) 0 wt.% TiB_2; (b) 1 wt.% TiB_2; (c) 2 wt.% TiB_2; (d) 3 wt.% TiB_2

3 结论

(1)在 Al-Cu-Mn-Mg 合金中加入 TiB_2 颗粒可以抑制枝晶形成并显著细化晶粒，xTiB$_2$/Al-Cu-Mn-Mg 复合材料(x=0%、1%、2%、3%)的平均晶粒尺寸由基体合金的 207.8 μm 分别减小至 120.9、78.6 和 61.3 μm。

(2)随着 TiB_2 颗粒含量的增加，复合材料达到峰值硬度所需的固溶温度下降，对应的固溶时间和时效时间均缩短；T6 热处理后材料晶界处残留的初生 Al_2Cu 相数量和尺寸同步增多；二次 T 相数量和尺寸有所下降。

(3)当 xTiB$_2$/Al-Cu-Mn-Mg 复合材料中的 TiB_2 含量由 0%增加至 3%，材料的屈服强度和弹性模量呈上升趋势，伸长率会有所下降。T6 态 3TiB_2/Al-Cu-Mn-Mg 复合材料的屈服强度、抗拉强度和弹性模量分别达到了 392.9 MPa、488.8 MPa 和 72.7 GPa。

参考文献：

[1] 薛彦庆，郝启堂，魏典，李博. 原位自生 TiB_2/Al-4.5Cu 复合材料微观组织和力学性能[J]. 材料工程，2021, 49(2): 97-104.
XUE Y Q, HAO Q T, WEI D, LI B. Microstructure and mechanical properties of in-situ TiB_2/Al-4.5Cu composite[J]. Journal of Materials Engineering, 2021, 49(2): 97-104.

[2] SHEN Y W, LI X F, HONG T R, GENG J W, WANG H W. Effects of TiB_2 particles on microstructure and mechanical properties of

中国知网　https://www.cnki.net

an in-situ TiB_2-Al-Cu-Li matrix composite[J]. Materials Science and Engineering: A, 2016, 655: 265-268.

[3] 崔国明,曾建民,汤宏群,李会玲,杨云龙. TiB_2/Al-10Sn 复合材料的制备及摩擦磨损性能研究[J]. 铸造技术,2006, 27(4): 337-340.
CUI G M, ZENG J M, TANG H Q, LI H L, YANG Y L. Preparation and friction and wear properties of TiB_2/Al-10Sn Composite [J]. Foundry Technology, 2006, 27(4): 337-340.

[4] MA S M, DAI J, ZHANG C C, WANG M L, LIU J, WANG L, WANG H W, CHEN Z. Enhanced high temperature mechanical properties and heat resistance of an Al-Cu-Mg-Fe-Ni matrix composite reinforced with in-situ TiB_2 particles[J]. Journal of Materials Science, 2023, 58(32): 13019-13039.

[5] LU Y H, YU X F, SUO Z Y, LI T Q, LIU X L, XIU W C. Effect of nano-SiC particles on grain orientation and hardness of friction stir processed aluminum matrix composite[J]. Materials Letters, 2024, 362: 136219.

[6] XI H L, XIAO W L, LI H, FU Y, YI G, QIE J H, MA X Z, MA C L. Effects of submicron-sized TiC particles on the microstructure modification and mechanical properties of Al-Si-Mg alloy [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2023, 968: 171963.

[7] SHI W C, CUI B S, TANG M, GONG D M, XU F. Improved tensile properties of Al_2O_3/Al composite with in-situ generated Al_2O_3 [J]. Materials Testing, 2024, 66(3): 359-363.

[8] CHEN D, ZOU C, ZHANG Y J, MA N H, WANG H W. Tensile properties of 15wt.% TiB_2/7055 composite fabricated by in situ method[J]. Advanced Materials Research, 2014, 842: 165-169.

[9] PU Q Q, WANG Z P, LUO T, LI Y G, GENG J W, XIA P K, LI X F, CHEN D, WANG H Z, WANG H W. Optimizing strength and fatigue crack propagation resistance of in-situ TiB_2/Al-Cu-Mg composite sheet [J]. International Journal of Fatigue, 2024, 179: 108058.

[10] DUAN M G, LI Y Z, YANG X, QIAN U D, LIU K, ZHAO H, LI B. Mechanical responses of in-situ TiB_2/7050 composite subjected to monotonic and cyclic loadings: A comparative study with 7050-Al[J]. International Journal of Fatigue, 2022, 163: 107102.

[11] LIU J, LIU Z W, DONG Z W, CHENG X L, ZHENG Q L, LI J, ZUO S, HUANG Z F, GAO Y M, XING J D, HAN Q Y. On the preparation and mechanical properties of in situ small-sized TiB_2/Al-4.5Cu composites via ultrasound assisted RD method [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2018, 765: 1008-1017.

[12] WU M, TAO J, WANG J H, JIANG W, SUN Y M, DONG D P, ZHAO Y, WANG M M, LIU T, LUO L S. Effects of TiB_2 additions on microstructure and mechnical properties of Al-Mg-Sc alloy fabricated by selective laser melting [J]. Journal of Materials Research and Technology, 2023, 23: 3537-3546.

[13] 祁宁,王乐. 冷却速率和 Mn 含量对 Al-Cu-Mn 合金凝固组织的影响[J]. 铸造技术,2014, 35(12): 2977-2978, 2981.
QI N, WANG L. Effect of cooling rate and Mn content on solidification structure of Al-Cu-Mn alloy[J]. Foundry Technology, 2014, 35(12): 2977-2978, 2981.

[14] SU R M, WANG K N, YANG Y P, QU Y D, LI R D. Effect of Mg content on the microstructure and corrosion properties of Al-Cu-Mn alloy[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2020, 29: 1622-1629.

[15] 余文涛,郝启堂,李新雷,张晗,薛彦庆. Mg 元素含量对 Al-Cu-Mn-Mg 合金过烧行为的影响[J]. 材料热处理学报,2022, 43(11): 49-56.
YU W T, HAO Q T, LI X L, ZHANG H, XUE Y Q. Effect of Mg content on overheated behavior of Al-Cu-Mn-Mg alloy[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2022, 43(11): 49-56.

[16] LIU J, LIU Z W, DONG Z W, CHENG X L, ZHENG Q L, LI J, ZUO S, HUANG Z F, GAO Y M, XING G D, HAN Q Y. On the preparation and mechanical properties of in situ small-sized TiB_2/Al-4.5 Cu composites via ultrasound assisted RD method [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2018, 765: 1008-1017.

[17] DAI S, ZHANG H W, BIAN Z Y, ZHENG J W, CHEN Z, WANG L, WANG M L, WANG H W. Insight into the recrystallization behavior and precipitation reaction of in-situ nano TiB_2/AlCuMg composite during heat treatment [J]. Materials Characterization, 2021, 181: 111458.

[18] 刘智恩. 材料科学基础(第 5 版)[M]. 西安:西北工业大学出版社,2019.
LIU Z E. Fundamentals of materials science(The 5th Edition)[M]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University Press Co., Ltd., 2019.

[19] ZHAO Y L, YANG Z Q, ZHANG Z, SU G Y, MA X L. Double-peak age strengthening of cold-worked 2024 aluminum alloy [J]. Acta Materialia, 2013, 61(5): 1624-1638.

[20] 张磊,尧军平,杨滨. 原位合成 TiB_2/Al-4.5Cu 复合材料的热处理特性[J]. 特种铸造及有色合金,2010, 30(6): 495-497.
ZHANG L, YAO J P, YANG B. Heat treatment characteristics of in-situ synthesized TiB_2/Al-4.5Cu composites [J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2010, 30(6): 495-497.

[21] 张晗,郝启堂,李新雷,薛彦庆,余文涛,娄泽宇,王培卿. 热处理工艺对 Al-Cu-Mn-Mg 合金微观组织与力学性能的影响[J]. 材料热处理学报,2023, 44(3): 58-67.
ZHANG H, HAO Q T, LI X L, XUE Y Q, YU W T, LOU Z Y, WANG P Q. Effect of heat treatment on microstructure and mechanical properties of Al-Cu-Mn-Mg alloy[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2023, 44(3): 58-67.

[22] 王世洪. 铝及铝合金热处理[M]. 北京:机械工业出版社,1986.
WANG S H. Heat treatment of aluminium and aluminium alloy [M]. Beijing: China Machine Press, 1986.

[23] NAM D H, KIM Y K, CHA S I, HONG S H. Effect of CNTs on precipitation hardening behavior of CNT/Al-Cu composites [J]. Carbon, 2012, 50(13): 4809-4814.

[24] 赵勇,牟刚. 新型建筑工程用 Al-Cu-Mn 铝合金热处理试验研究[J]. 热加工工艺,2021, 50(8): 140-142.
ZHAO Y, MOU G. Experimental study on heat treatment of Al-Cu-Mn aluminum alloy for new construction engineering [J]. Hot Working Technology, 2021, 50(8): 140-142.

[25] 王培卿. Ag、TiB_2 对 Al-Cu-Mn-Mg 组织与性能影响的研究[D]. 西安:西北工业大学,2023.
WANG P Q. Effect of Ag and TiB_2 on Microstructure and properties of Al-Cu-Mn-Mg alloy [D]. Xian: Northwestern Polytechnical University, 2023.

中国知网 https://www.cnki.net