

时效处理对粉末触变成形制备层状异质结构铝合金组织和力学性能的影响

翟 威^{1,2} 张学拯^{1,2} 胡子重² 陈体军^{1,2}

(1. 兰州理工大学有色金属先进加工与再利用省部级重点实验室, 兰州 730050; 2. 兰州理工大学材料科学与工程学院, 兰州 730050)

摘 要 采用粉末触变成形工艺制备层状异质结构铝合金, 系统研究了时效处理时间对其组织演化与力学性能的影响。结果表明, 时效处理 8 h 后, 异质结构合金性能达到峰值, 其硬度(粗晶和细晶, HV)、抗拉强度和屈服强度, 分别为 118 和 148、565 MPa 和 468 MPa。同时, 通过定量计算明确了沉淀强化、固溶强化、细晶强化、热错配强化及几何必需位错强化在不同时效阶段的贡献, 揭示了多机制协同作用对合金强化的主导作用。

关键词 铝合金; 异质结构合金; 热处理; 力学性能; 强化机制

中图分类号 TG146.21; TG113

文献标志码 A

DOI: 10.15980/j.tzzz.T20250157

Effects of Aging Treatment on Microstructure and Mechanical Properties of Layered Heterogeneous Aluminum Alloy Fabricated by Powder Thixoforming

ZHAI Wei^{1,2}, ZHANG Xuezheng^{1,2}, HU Zizhong², CHEN Tijun^{1,2}

(1. State Key Laboratory of Advanced Processing and Recycling of Non-ferrous Metals, Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050; 2. School of Materials Science and Engineering, Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050)

Abstract: Layered heterogeneous structured aluminum alloy was fabricated using powder thixotropic forming process, and the effects of aging duration on microstructural evolution and mechanical properties were systematically investigated. The results indicate that peak performance of heterogeneous structured alloy is achieved after aging for 8 h with hardness values (for coarse grains and fine grains) of 118 HV and 148 HV, tensile strength of 565 MPa, and yield strength of 468 MPa. Furthermore, quantitative analysis clarifies the contributions of precipitation strengthening, solid solution strengthening, grain refinement strengthening, thermal mismatch strengthening, and geometrically necessary dislocation strengthening at different aging stages, revealing the dominant role of multi-mechanism synergy in enhancing the strength of alloy.

Key Words: Aluminum Alloy, Heterogeneous Structure Alloy, Heat Treatment, Mechanical Properties, Strengthening Mechanism

金属作为一种不可或缺的结构材料与高性能材料, 在汽车、航空航天、国防等领域以及日常生活中具有关键作用^[1]。金属材料强度的提升方法主要包括以下 3 种: 一是晶粒细化^[2], 即将金属的晶粒尺寸从微米级降低到超细晶或纳米晶级, 但晶粒过度细化后, 位错存储能力下降, 导致塑性明显降低, 进而影响材料的结构稳定性^[5]; 二是复合化^[6], 即在金属基体中加入不同

类型或形态的增强体。然而, 由于增强体通常较为坚硬、润湿性较差, 并且与基体的界面结合力较低, 在较高载荷下可能产生裂纹, 进而加速材料失效; 三是合金化, 通过添加其他合金元素形成新的相或相界面, 从而阻碍位错运动, 提高材料强度^[7]。然而, 该方法需引入稀有或昂贵元素, 存在成本高和回收困难的问题。因此, 如何在实现高强度的同时兼顾塑性与可持续性, 成

收稿日期: 2025-04-12; 修订日期: 2025-07-07

基金项目: 甘肃省科技计划资助项目(21JR7RA257)

第一作者: 翟威, 男, 1999 年出生, 硕士研究生, E-mail: gslutclzw@163.com

通信作者: 张学拯, 男, 1991 年出生, 副教授, E-mail: zhangxz1991@163.com

引用格式: 翟威, 张学拯, 胡子重, 等. 时效处理对粉末触变成形制备层状异质结构铝合金组织和力学性能的影响[J]. 特种铸造及有色合金, 2026, 46(10): 1565-1574.

ZHAI W, ZHANG X Z, HU Z Z, et al. Effects of aging treatment on microstructure and mechanical properties of layered heterogeneous aluminum alloy fabricated by powder thixoforming[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2026, 46(10): 1565-1574.

为当前金属材料研究的关键。

粉末触变成形(PTF)工艺通过结合粉末冶金法和半固态触变成形技术,可实现层状异质结构铝合金的高效制备^[8]。该工艺通过两种合金粉末在热压和部分重熔过程中形成粗细晶粒交替排列的片层结构^[9],其中较软的合金粉末 H1 区域形成粗晶,较硬的 H2 区域快速凝固形成细晶。王延明^[9]经过优化工艺参数,当重熔温度为 620 ℃,时间为 50 min,模具温度为 250 ℃时,利用 PTF 制备出的层状异质结构铝合金获得抗拉强度为 400 MPa,屈服强度为 260 MPa 和伸长率为 7.1%。高波等^[10]通过优化冷轧与退火工艺,制备出异质层状结构 316L 不锈钢板材,发现 316L 不锈钢经 75% 冷轧变形后,其组织演变为超细晶结构,屈服强度达到 1 202 MPa,抗拉强度提升至 1 315 MPa,相较于原始态分别提高了 299.3% 和 109.7%。随后,在 750 ℃下进行 10 min 的退火处理,使材料发生静态再结晶,马氏体相逐渐消失,最终形成由超细晶和微米级再结晶晶粒构成的异质层状结构。退火后的 316L 不锈钢仍保持较高的力学性能,屈服强度为 648 MPa,抗拉强度达 894 MPa,伸长率提升至 25.48%,相较于冷轧态有显著改善。WU X L 等^[11]通过异步轧制结合退火工艺,成功制备出梯度层状结构的 Ti 材料,该材料的微观组织表现为粗晶片层均匀分布于超细晶片层之间。其中,超细晶层作为“硬”层片,而再结晶层则作为“软”层片。拉伸试验结果表明,该梯度层状结构 Ti 材料的屈服强度为 1 000 MPa,伸长达 20%,展现出优异的综合力学性能。

现有研究侧重于粉末冶金、热机械加工等技术制备的异质结构材料的热处理行为,但存在以下问题:①烧结后的零件通常会存在一定的孔隙率,无法完全致密化。②形状与尺寸受限,难以制造具有复杂形状和大尺寸零部件。③生产流程冗长,时间和能耗成本高,制备层状异质结构材料通常需要经过数十道次的轧制,才能形成稳定的层状结构^[9]。然而,由于 PTF 技术制备的异构材料在微观组织方面与现有技术存在较大差异,因此有必要研究 PTF 技术制备异构材料的热处理行为,本研究通过粉末触变成形(PTF)工艺制备层状异质结构铝合金,系统研究时效处理时间参数对其组织演化及性能的影响,旨在为相关研究提供参考。

1 试验材料及方法

1.1 试验材料

选择以下两种合金粉末为试验原材料,成分(质量分数,下同)分别为 Al-1.04Mg-0.56Si-0.28Cu-0.04Zn(简称 P_1 合金粉末)和 Al-13.32Zn-3.70Si-2.44Mg-1.48Cu(简称 P_2 合金粉末),化学成分见表 1。 P_1 合金中主要溶

质元素的含量与 6061 铝合金相近,作为合金中的软域,而 P_2 合金中主要溶质元素的含量接近 7034 铝合金,作为合金中的硬域。图 1 为合金粉末的 SEM 形貌及尺寸分布。 P_1 和 P_2 合金粉末的形貌见图 1a 和图 1b,均为球形形态, P_1 合金的平均尺寸为 3.93 μm (见图 1c), P_2 合金的平均尺寸为 3.73 μm (见图 1d),以上两种合金粉末的生产方式均为氮气雾化法。

表 1 合金粉末的化学成分

合金粉末	w _B				
	Mg	Si	Cu	Zn	Al
P_1	1.04	0.56	0.28	0.04	余量
P_2	2.44	3.70	1.48	13.32	余量

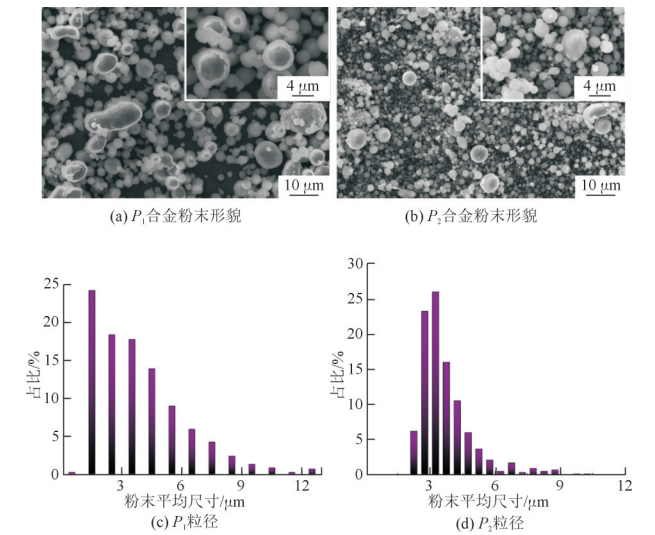


图 1 合金粉末的 SEM 形貌和尺寸分布

Fig.1 SEM morphologies and size distributions of alloy powders

采用粉末触变成形(PTF)工艺制样。首先球磨混粉,按照 1:1 的质量比称取 P_1 合金粉末和 P_2 合金粉末各 30 g 放入 ND7-21 行星式球磨机中均匀混合,球料比为 5:1,转速设定为 100 r/min,混合时间持续 2 h,采用双向运行模式,每 10 min 变换一次旋转方向,并在变向后静置 5 min,最终获得总质量为 60 g、由质量分数为 50% 的 P_1 和 50% 的 P_2 混合组成的合金粉末。将混合均匀的粉末倒入 $\phi 45$ mm 型腔的热压模具中,在真空热压炉(GWL-VSF-1200RY)中抽取真空(低于 10^{-6} MPa)下,升温至 300 ℃,并施加 440 kN 的压力,保温 30 min 后快速脱模,获得尺寸为 $\phi 45$ mm $\times$ 16 mm 的热压块。将热压块置于 SK-G08123K-HD 型真空管式炉(真空度小于 10^{-6} MPa)中,在 620 ℃的预置温度下加热 50 min^[9],迅速将其转移至配备 Y32-60T 型液压机预热至 250 ℃的触变模具中,并施加 195 MPa 的压力进行触变成形,保压 30 s,获得尺寸为 $\phi 50$ mm $\times$ 10 mm 的铝合金锭料。经热处理后,粉末触变成形工艺示意图见图 2。对混合后的合金粉末进行差示扫描量热(DSC)分析,以测定其固、液相线温度,试验测得其半固态区

间在 532~659 °C^[9]。设置温度为 535 °C,时间设定为 1 h,然后放入 SX2-4-10 型箱式热处理炉中进行固溶处理,随后迅速水淬,得到固溶态的铝合金试样。最后设置温度为 175 °C^[12],时间设定为 0.5、2、4、8 和 16 h。将固溶态合金放入箱式热处理炉中,得到时效态铝合金试样。

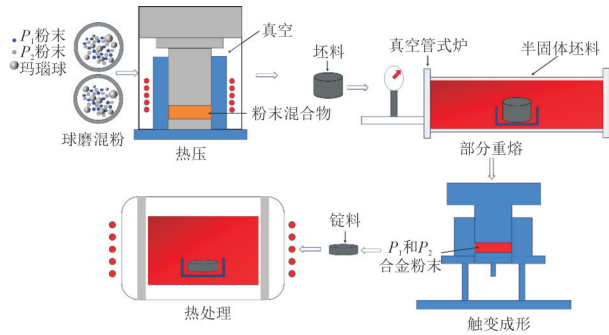


图2 粉末触变成形工艺及热处理示意图

Fig.2 Schematic diagram of powder thixoforming process and heat treatment

1.2 试验方法

采用 DK7732 型数控电火花线切割机切取尺寸为 8 mm×8 mm×8 mm 的组织试样,随后,在金相磨抛机上依次采用 240~5 000 目的水磨砂纸进行粗磨至精磨处理,之后使用氧化铝抛光液抛光至试样表面无明显划痕,以观察微观组织特征。利用凯勒试剂(1.5 mL HCl+2.5 mL HNO₃+1 mL HF 和 95 mL 蒸馏水)对试样待测表面腐蚀 30 s。采用蔡司 LSM 800 型光学金相显微镜(OM)观察显微组织,使用 QUANTA FEG 450 型扫描电镜(SEM)观察合金的微观组织及断口形貌。采用 EPMA-1600 型电子探针微区分析仪(EPMA)研究试样的元素含量及分布。采用 D/Max-2400 型 X 射线衍射分析仪(XRD)进行物相分析,铜靶 X 射线,扫描电压为 40 kV,电流为 100 mA,扫描步长为 0.02°,扫描范围为 10°~90°。利用 FEI Talos F200X 型透射电镜配备的高角度环形暗场(High-Angle Annular Dark Field, HAADF 成像探头)观察物相形貌。首先,使用 3 000 目水磨砂纸将试样研磨至厚度低于 0.2 mm,随后采用雷博 TJ100-SE 型电解双喷减薄器进行电解减薄处理,并使用 GATAN 695 型离子减薄仪进一步减薄,采取以下参数:5 keV 离子束能量,8°转角减薄至穿孔,随后依次 4 keV 8°减薄 5 min,4 keV 6°减薄 5 min,3 keV 4°减薄 5 min,2 keV 4°减薄 5 min,以获得高质量的透射试样。工作电压设定为 200 kV,并结合 TEM-EDS 进行成分分析。使用 WILSON VH1202 型维氏显微硬度计测量不同工艺参数下粗晶和细晶区域的显微硬度值,加载载荷为 9.8 N,加载时间为 20 s。锭料使用 DK7732 型数控电火花线切割机沿径向切取厚度为 2 mm 的拉伸试样,采用 Instron 5982 型电子万能试验机(配备引伸计)

进行拉伸性能测试,拉伸试样尺寸示意图见图 3,拉伸速率为 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$,每组测试 4 个试样并取平均值。

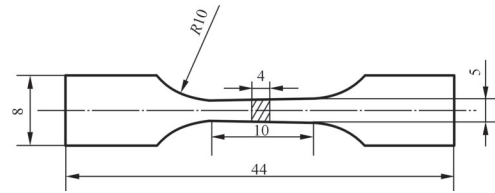


图3 拉伸试样尺寸示意图

Fig.3 Schematic diagram of dimensions of tensile specimen

2 试验结果及分析

2.1 硬度及显微组织

时效处理层状异质结构铝合金的硬度随时间变化见图 4。可以看出,铝合金硬度在 8 h 时达到峰值,粗晶和细晶硬度(HV)为 118 和 148。随时效时间延长,硬度在 0.5~8 h 阶段上升,而在 8~16 h 后下降。因此,将 175 °C 时效过程划分为 3 个阶段:欠时效阶段(0.5~8 h)、峰时效阶段(8 h)及过时效阶段(8~16 h)。

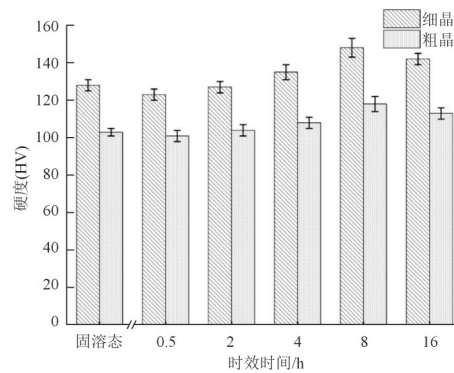


图4 层状异质结构铝合金硬度随时效时间的变化

Fig.4 Hardness variation of layered heterogeneous aluminum alloy with aging time

图 5 为不同时效处理时间下层状异质结构铝合金的 OM 组织。可以看出,整个时效处理过程中,粗晶与细晶的界限清晰,异质结构合金层状组织未发生明显变化,保持粗细晶在组织中交替分布。图 6 为粗/细晶的晶粒尺寸随时效时间的变化曲线。可以看出,粗晶与细晶的晶粒尺寸基本维持在 17.91~18.04 μm 和 2.80~2.89 μm,未发生明显粗化长大。

图 7 为时效后合金的 XRD 图谱。可以看出,β-Mg₂Si 相和 η-MgZn₂ 相衍射峰出现,表明 β' 和 η' 相已发生部分转变。在时效初期,β''-Mg₂Si 相和 η''-MgZn₂ 相与基体共格且无明显晶体结构难以形成清晰的衍射峰,而 β'-Mg₂Si 和 η'-MgZn₂ 相这种亚稳态相可能具有较大的晶格畸变或存在时间较短,无法进行单独表征。随时效进行,部分亚稳态相 β' 和 η' 相会转变为稳态 β 和 η 相。图 8 为不同时效时间层状异质结构铝合金主

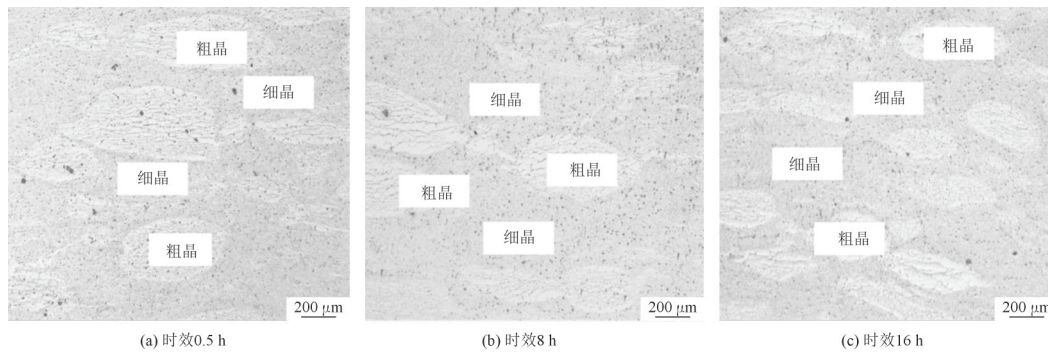


图5 不同时效时间下层状异质结构铝合金的OM显微组织

Fig.5 OM images of layered heterogeneous structured aluminum alloy at different aging time

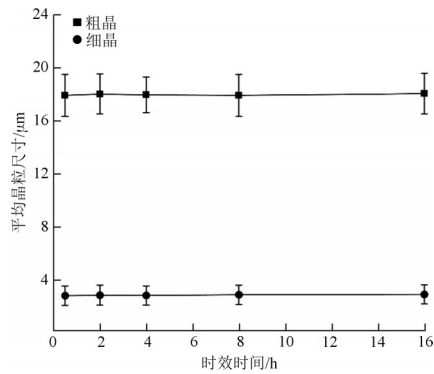


图6 粗/细晶的晶粒尺寸随时效时间的变化曲线

Fig.6 Variation curves of grain sizes of coarse/fine grain with aging time

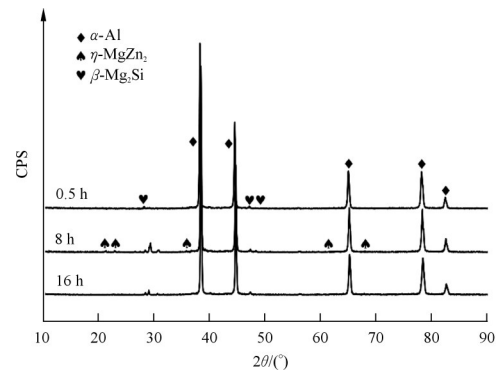


图7 不同时效时间下层状异质结构铝合金的XRD物相分析

Fig.7 XRD patterns of layered heterogeneous structured aluminum alloy at different aging moments

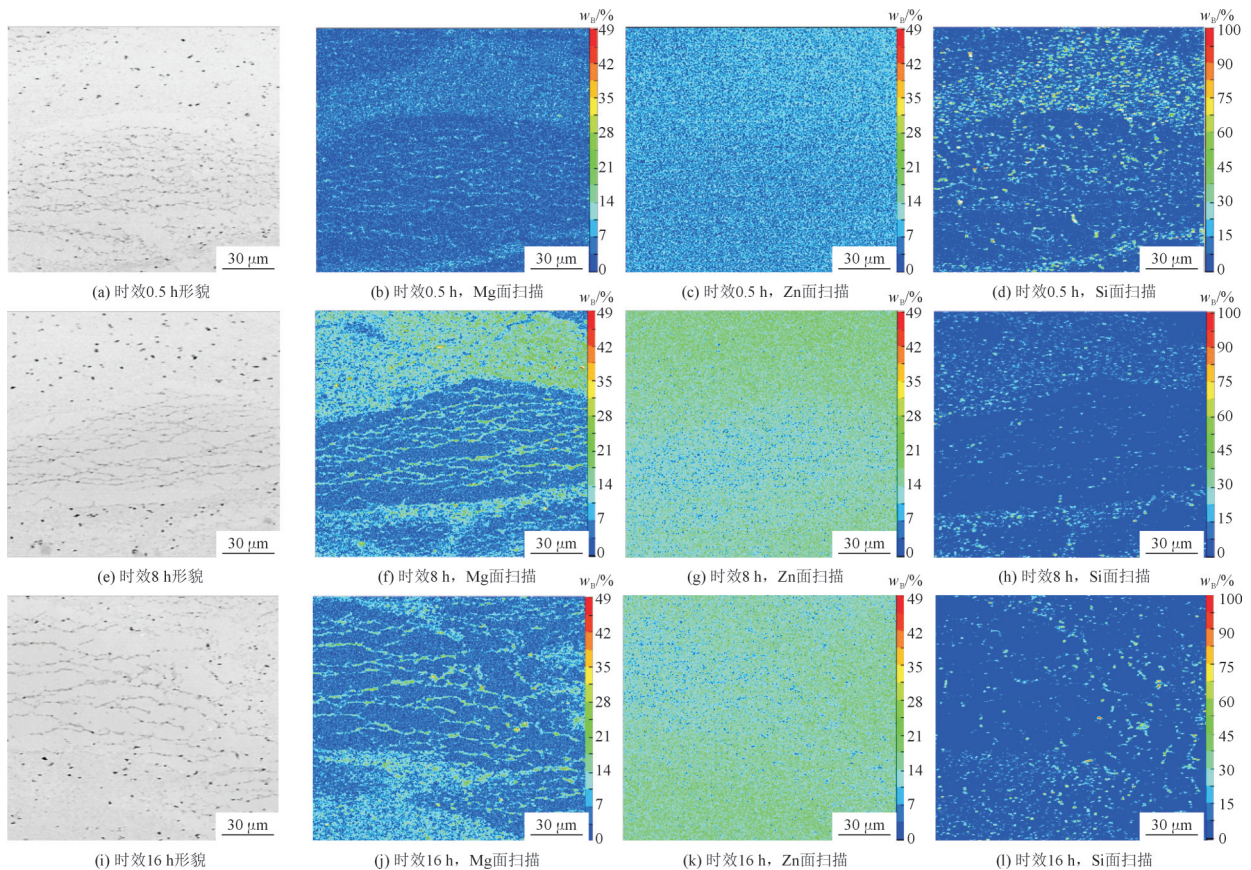


图8 不同时效时间下层状异质结构合金的EPMA形貌及元素分布图

Fig.8 EPMA morphologies and elemental distribution of layered heterogeneous alloy at different aging moments

要溶质元素(Mg、Zn、Si)的分布演化特征。结果表明,时效0.5 h时,由于电子探针显微分析仪(EPMA)本身分辨率的限制以及析出相的边界未显著清晰可见,溶质元素主要以固溶态或原子团簇形式存在,析出现象不明显。时效8 h和16 h时,组织中的粗晶和细晶溶质元素沿晶界附近析出明显,溶质元素在基体中的质量浓度下降,说明溶质原子已发生扩散与析出。

时效0.5 h层状异质结构合金铝合金的TEM形貌见图9。可以看出,组织中出现大量与基体共格的弥散点状析出相,显示该析出相为G.P.区^[15]。随时效进行,G.P.区不稳定性增加,逐渐转变为细小的块状 β'' 和弥散状 η'' 相。结合析出相的形貌、尺寸特征以及有关报道^[13-14],证明析出相为 β'' 和 η'' 相。在G.P.区的基础上,少量 β'' 和 η'' 相开始析出,尺寸非常小($<5\text{ nm}$),且与基

体保持共格^[15]。由于时效时间较短,析出相尚未大量析出,异质结构合金仍主要依赖固溶强化,导致整体强化效果不足。图10和图11为时效8 h层状异质结构铝合金的TEM形貌、EDS元素分布及衍射花样(SAED)。可以看出,析出相中含有Zn、Mg和Si元素。时效8 h后,TEM明场像中可见呈短棒状的 β' 相及针状的 η' 相,其平均尺寸为5~10 nm,其中 β' 相在 $[001]_{\text{Al}}$ 方向上的SAED图中,与基体部分共格。 η' 相富集Mg和Zn元素,仍与基体部分共格,表明其处于亚稳态,未完全转变为 η 相^[15]。为了进一步确定该相,对图11c中标记区域的衍射花样进行分析, η' 相的衍射点部分偏离基体点阵,进一步证明其正向 η 平衡相演变。结合其衍射花样、特征及析出相相关研究^[16],可以作为 β' 和 η' 相的参考依据。粗晶和细晶中分别析出的 β' 和 η' 相能

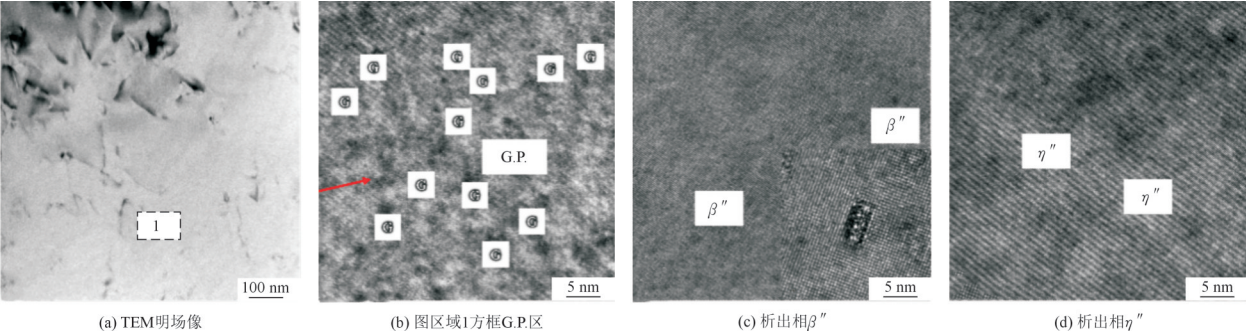


图9 时效0.5 h层状异质结构铝合金的TEM形貌

Fig.9 TEM morphology of layered heterogeneous structured aluminum alloy aged for 0.5 h

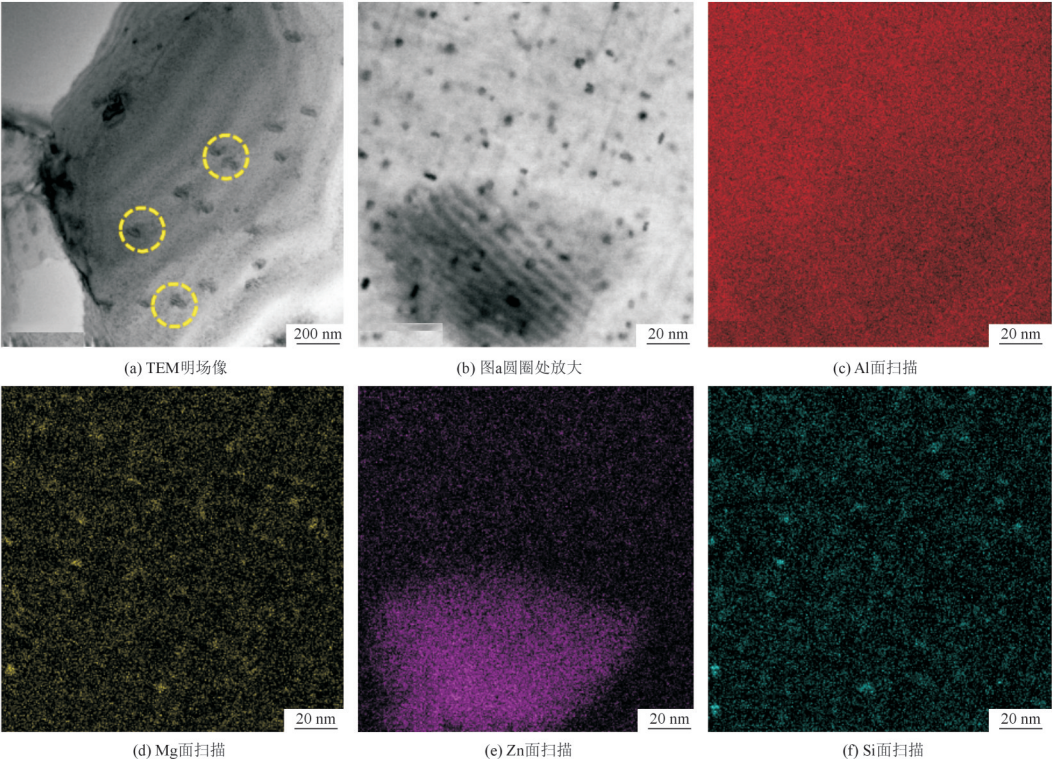


图10 时效8 h层状异质结构铝合金的TEM形貌与EDS元素面扫描

Fig.10 TEM morphology and EDS results of layered heterogeneous structured aluminum alloy aged for 8 h

够有效阻碍位错运动,提高合金强度,但塑性呈下降趋势,表现出典型的“强度-塑性”平衡效应。其主要原因在于,峰时效阶段合金中析出大量亚稳态强化相限制了位错的滑移与交滑移,降低了位错累积能力,导致材料塑性下降^[12]。此外,异质结构合金中粗细晶之间的应变协调性在峰时效阶段减弱,界面处应变梯度增大,塑性进一步降低。图 12 为时效 16 h 层状异质结构铝合金的 TEM 形貌与衍射花样。时效 16 h 后, β 相粗化呈块状或粗棒状,表明 β' 已向稳定的 β 相转变,图 12b 显示 β 相和 Al 基体的位向关系为 $[001]_{\text{Al}} // [001]_{\beta}$, 衍射斑点 $(200)(0\bar{2}0)(\bar{2}20)$ 对应基体 Al 典型面。由图 12c 看到, η

相呈粗棒状并沿特定方向析出,尺寸为 20~50 nm, η 相和 Al 基体的位向关系为 $[001]_{\text{Al}} // [\bar{2}113]_{\eta}$, 衍射斑点 $(\bar{2}11\bar{2})(\bar{2}20\bar{2})(01\bar{1}0)$ 对应基体 Al 典型面,衍射点错配增加,表明 η 相的共格度降低,已转变为非共格析出相。此阶段析出相的粗化导致析出强化效果降低,异质结构合金进入过时效阶段,粗细晶中 β 和 η 相的粗化使异质结构合金整体性能下降。结合位向关系、 β 和 η 相结构特征及相关研究^[17-18], 可以作为 β 和 η 相的参考依据。此外,由于粗细晶对热处理反应存在显著差异,二者之间乃至整体的协同变形能力减弱。因此,在过时效阶段,合金的强度和塑性均出现下降现象,综合力学性能恶化。

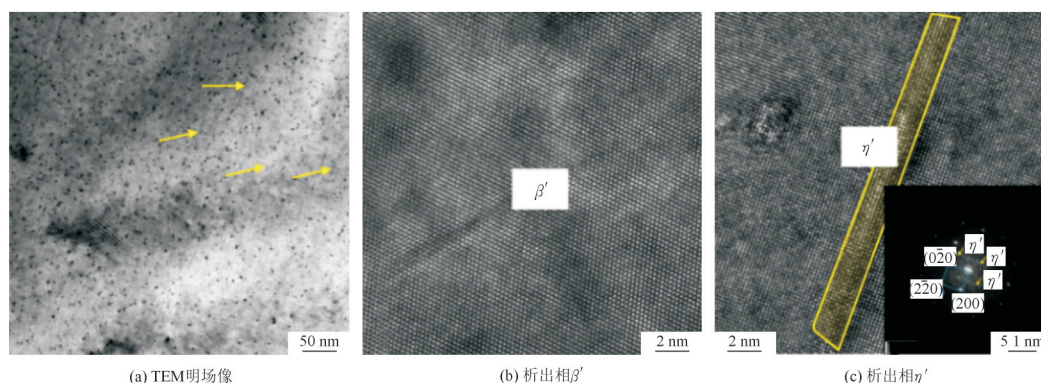


图 11 时效 8 h 层状异质结构铝合金的 TEM 形貌与衍射花样标定

Fig.11 TEM morphology and selected area electron diffraction (SAED) pattern of layered heterogeneous structured aluminum alloy aged for 8 h

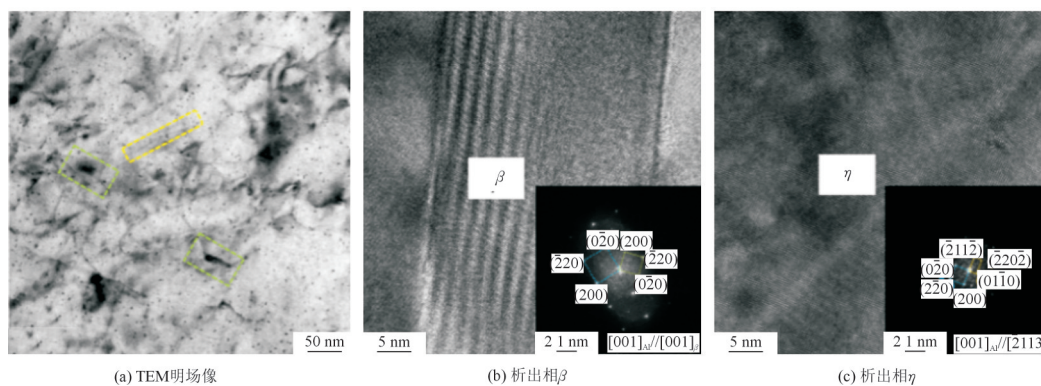


图 12 时效 16 h 层状异质结构铝合金的 TEM 形貌与衍射花样标定

Fig.12 TEM morphology and SAED pattern of layered heterogeneous structured aluminum alloy aged for 16 h

2.2 力学性能

时效处理前后层状异质结构铝合金的力学性能见图 13, 具体数据见表 2。结果表明, 抗拉强度与屈服强度的变化趋势与硬度一致(对比图 4 和图 13), 均在 0.5~8 h 阶段上升, 8 h 后下降。在 8 h 峰时效阶段, 抗拉强度、屈服强度和伸长率分别为 565 MPa、468 MPa 和 6.7%。相比于固溶态的异质结构铝合金, 峰时效阶段的抗拉强度和屈服强度分别提高了 3.7% 和 23.2%, 但伸长率降低了 49.6%, 呈现出较为明显的时效硬化现象。

图 14 为时效处理后异质结构合金的断口形貌。韧窝的形成主要是由显微空洞随着塑性变形的进行逐渐长大、集聚, 在外载荷作用下, 空洞逐渐连接形成韧窝^[20]。随着时效进行, 异质结构合金断口形貌中的韧窝数量有所减少, 而撕裂棱和解理面的数量有所增加。峰时效阶段, 粗晶和细晶中析出相与基体之间存在的晶格失配应力在变形过程中进一步诱发局部应变集中, 成为微裂纹萌生源^[19]。粗、细晶中粗化的析出相容易成为应力集中源, 在塑性变形过程中加速微裂纹的

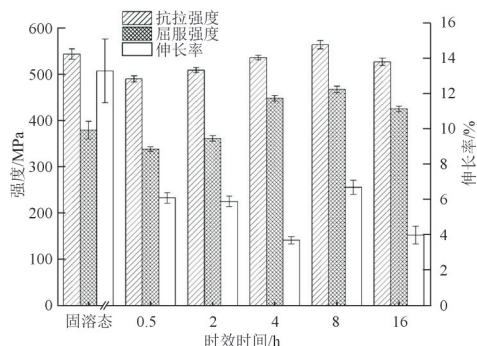


图13 时效处理前后层状异质结构铝合金的力学性能变化

Fig.13 Variation of mechanical properties of the layered heterogeneous structured aluminum alloy before and after aging treatment

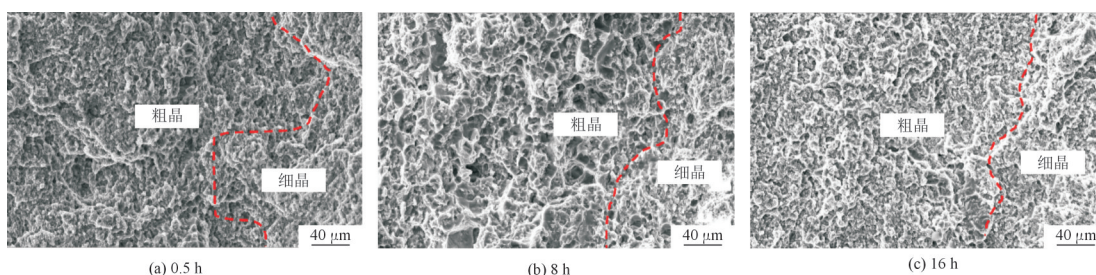


图14 不同时效时间下层状异质结构铝合金的断口形貌

Fig.14 Fracture morphologies of layered heterogeneous structured aluminum alloy at different aging moments

2.3 强化机理研究

关于异质结构铝合金的时效强化机制, SONG M^[22]通过构建 Al-Mg-Si 合金的时效强化模型, 指出其主要强化机制为固溶强化与沉淀强化。此外, ESMAEILI S 等^[23]研究 Al-Mg-Si-Cu (AA6111) 合金的时效强化过程中发现了相似的强化机制。研究表明, 异质结构合金由多种强化机制共同作用^[24], 包括沉淀强化、固溶强化、细晶强化、热错配强化和几何必需位错强化等。

在时效处理过程中, 层状异质结构铝合金经历了3个阶段: 欠时效(0.5~8 h)、峰时效(8 h)和过时效(8~16 h)。在整个时效过程中, 沉淀强化的机制主要由切割机制逐步向绕过机制转变。由于绕过机制所需的临界切应力低于切割机制^[22], 析出相的尺寸成为影响强化机制的重要因素。析出相的尺寸临界值(r_c)区分了沉淀强化为切割机制还是绕过机制。尺寸较小的共格析出相(如 G.P. 区、 β'' 相和 η'' 相)会在位错切割过程中提供极佳的强化作用, 而尺寸较大的非共格析出相(如 β 相和 η 相)则主要通过绕过机制对位错形成阻碍, 从而对材料的性能产生重要影响。在切割机制下, 共格析出相对材料屈服强度的贡献主要来源于3种强化机制^[22]: 有序强化($\Delta\sigma_{OS}$)、弥散强化($\Delta\sigma_{CS}$)和模量强化($\Delta\sigma_{MS}$), 其本质是位错在切割析出相时所需克服的不同阻力^[22, 26]:

表2 不同时效时间层状异质结构铝合金的力学性能

Tab.2 Variation of tensile properties of layered heterogeneous structured aluminum alloy with aging time

试样	抗拉强度/MPa	屈服强度/MPa	伸长率/%
固溶态	545±11	380±19	13.3±1.8
0.5 h	491±7	339±5	6.1±0.3
2 h	510±5	362±6	5.9±0.3
4 h	537±5	449±6	3.7±0.2
8 h	565±9	468±7	6.7±0.4
16 h	528±8	426±6	4.0±0.5

形成和扩展, 且与基体之间的界面结合力减弱, 从而降低材料的韧性。此时的断口形貌表现出较低的韧性, 表明沉淀强化随时效处理时间延长而逐渐降低。

$$\Delta\sigma_{OS} = \frac{M\gamma}{2b} \left(\frac{3\pi^2\gamma f_v r}{16Gb^2} \right) \quad (1)$$

$$\Delta\sigma_{CS} = M2.6(\epsilon G)^{\frac{3}{2}} \left(\frac{2f_v r}{Gb} \right)^{\frac{1}{2}} \quad (2)$$

$$\Delta\sigma_{MS} = M0.0055(\Delta G)^{\frac{3}{2}} \left(\frac{2f_v r}{Gb^2} \right)^{\frac{1}{2}} b \left(\frac{r}{b} \right)^{-1 + \frac{3m}{2}} \quad (3)$$

式中, G 为铝基体的剪切模量; M 为 Taylor 因子; b 为柏氏矢量; γ 为基体与析出相界面的界面能; r 为析出相的平均半径; f_v 为析出相的体积分数; ΔG 为析出相与基体间的剪切模量差; m 为模量错配强化常数, 0.85; ϵ 为析出相与基体之间的晶格常数错配度^[12]。这3种强化机制可以叠加^[22], 因此, 位错切割析出相所引起的屈服强度增加值($\Delta\sigma_{shearing}$)可表示为:

$$\Delta\sigma_{shearing} = \Delta\sigma_{OS} + \Delta\sigma_{CS} + \Delta\sigma_{MS} \quad (4)$$

强化机制会经历位错切割析出相和绕过析出相的转换。随析出相尺寸 r 逐渐增大, 当析出相尺寸增长至临界值 r_c 时, 强化机制由位错切割转变为位错绕过^[22]。因此, 当针状或棒状析出相沿特定方向生长, $r \geq r_c$ 时, 位错绕过析出相的机制占主导地位, 屈服强度增量($\Delta\sigma_{bypassing}$)可由下式计算^[24]:

$$\Delta\sigma_{bypassing} = \frac{0.15MGb}{2r} \left(f_v^{\frac{1}{2}} + 1.84f_v + 1.84f_v^{\frac{3}{2}} \right) \times \ln \left(\frac{2.632r}{r_0} \right) \quad (5)$$

式中, r_0 为位错线张力计算时的内部切过半径。

层状异质结构铝合金在时效处理过程中的沉淀强化总贡献($\Delta\sigma_{\text{precipitate}}$)可表示为^[12]:

$$\Delta\sigma_{\text{precipitate}} = K\Delta\sigma_{\text{shearing}} + (1 - K)\Delta\sigma_{\text{bypassing}} \quad (6)$$

当组织中析出相的尺寸 r 小于析出相临界尺寸 r_c 时, $K=1$ (由切割机制主导); 而当尺寸大于临界尺寸 r_c 时, $K=0$ (由绕过机制主导)^[22]。当析出相的尺寸增至临界值 r_c 时, 位错切割析出相所需的剪切应力与绕过析出相所需的剪切应力达到平衡。在这种情况下, 析出相临界尺寸 r_c 可以通过下式进行计算^[27]:

$$2\gamma r_c + 4G\epsilon b r_c + 0.05\Delta G b^2 (r_c/b)^{0.85} = Gb^2 \quad (7)$$

式中, G_p 为析出相的剪切模量。当 r_c 确定后, 对于尺寸小于 r_c 的析出相, 切割机制起主导作用, 而当尺寸超过 r_c 时, 绕过机制则成为主要的强化机制。

ϵ 可以通过下式求得^[22, 25]:

$$\epsilon = \frac{(1 + \nu)}{3(1 - \nu)} \frac{\epsilon_{\text{eff}}}{[1 + 4G/(3B_c)]} \quad (8)$$

式中, ν 为基体材料的泊松比; B_c 为析出相的体积模量。

ϵ_{eff} 计算如下:

$$\epsilon_{\text{eff}} = \frac{\sqrt{2}}{3} \left[(\epsilon_{11} - \epsilon_{22})^2 + (\epsilon_{22} - \epsilon_{33})^2 + (\epsilon_{33} - \epsilon_{11})^2 \right]^{0.5} \quad (9)$$

其中,

$$\epsilon_{11} = \frac{a_p}{a_m} - 1, \epsilon_{22} = \frac{\sqrt{3}}{\sqrt{2}} \frac{a_p}{a_m} - 1, \epsilon_{33} = \frac{1}{\sqrt{2}} \frac{c_p}{a_m} - 1 \quad (10)$$

式中, a_m 为铝基体的晶格常数; a_p 和 c_p 为析出相的晶格常数^[25]。

计算中所使用的各参数值见表 3。基于式(8)~式(10)计算得出参数 ϵ 为 0.42。代入式(7)可得析出相临界尺寸 r_c 为 0.16 nm, 该值小于层状异质结构铝合金材料在欠时效、峰时效和过时效阶段析出相的尺寸。这表明仅在时效初期阶段 ($r < 0.16$ nm) 位错以切割机制强化基体, 而在后续时效处理过程中, 位错主要通过绕过析出相实现强化。因此, 在式(6)中取 $K=0$, 并基于式(5)求得在上述欠时效、峰时效和过时效阶段, 沉淀强化机制对材料的屈服强度贡献值分别为 69.29、112.27 和 84.45 MPa。

表 3 时效强化机理计算中所用到的部分参数值^[21-22, 25, 28-31]

Tab.3 Partial parameter values for calculation of aging strengthening mechanisms^[21-22, 25, 28-31]

G/GPa	b/nm	$k/\text{MN}\cdot\text{m}^{-3/2}$	$\Delta T/\text{K}$	ν	ϵ	M	$\gamma/(\text{J}\cdot\text{m}^{-2})$	E/GPa	$\Delta\alpha/\text{K}^{-1}$	r_0/m	V_p	G_p/GPa	B_c/GPa
25.6	0.28	0.07	655	0.33	0.002	3	0.26	7.0	5.0×10^{-6}	5.72×10^{-10}	0.01	49.2	56.2

因此, 通过调整热处理工艺 (如时效温度和时间) 以控制析出相的尺寸和分布, 使其尽可能接近 r_c , 可以在切割和绕过机制之间实现最佳强化效果, 进一步优化材料的综合力学性能。

固溶强化对材料屈服强度的贡献值 ($\Delta\sigma_{\text{solute}}$) 表现为^[28]:

$$\Delta\sigma_{\text{solute}} = G\epsilon_0 \left(\frac{x_f}{4} \right)^{\frac{1}{2}} \quad (11)$$

式中, x_f 为溶质原子分数; ϵ_0 为溶质原子和铝原子直径尺寸不同产生的应变差异。Mg、Si、Zn 和 Cu 原子溶入基体, 其对应的 ϵ 分别为 0.118 9、0.062 9、0.069 9 和 0.104 9。

晶粒细化所产生的屈服强度贡献值 ($\Delta\sigma_{\text{gb}}$) 遵循 Hall-Petch 关系^[30]:

$$\Delta\sigma_{\text{gb}} = kd^{-\frac{1}{2}} \quad (12)$$

式中, k 为 Hall-Petch 系数; d 为基体的平均晶粒尺寸。

热错配强化贡献值计算公式为^[21]:

$$\Delta\sigma_{\text{tm}} = \frac{E\Delta\alpha\Delta T}{1 - \nu} \quad (13)$$

式中, E 为基体的弹性模量; $\Delta\alpha$ 为溶质原子与基体的热膨胀系数差; ΔT 为冷却过程中的温差。

几何必需位错所产生的屈服强度增量

($\Delta\sigma_{\text{geo}}$) 为^[31]:

$$\Delta\sigma_{\text{geo}} = \frac{2G(1 - \nu)V_p\epsilon_\sigma}{(1 - 2\nu)} \quad (14)$$

式中, ϵ_σ 为材料的屈服应变; V_p 为铝基材料中析出相的体积分。

表 4 为不同时效时间的强化机制对层状异质结构铝合金屈服强度的贡献值。结果表明, 随时效时间延长, 固溶强化的贡献逐渐减弱, 而沉淀强化呈先升高 (0.5~8 h)、后降低 (8~16 h) 的趋势, 并在峰时效 (8 h) 达到最大。同时, 细晶强化、热错配强化和几何必需位错强化的贡献保持基本不变。整体来看, 固溶强化和沉淀强化对屈服强度的提升作用更为显著, 而细晶强化、热错配强化及几何必需位错强化的贡献相对较小, 且三者影响程度相近。时效处理过程中, 固溶强化效应逐渐削弱, 而沉淀强化增强, 二者呈现此消彼长的关系, 表明在优化异质结构铝合金的力学性能时, 时效处理的作用主要体现在沉淀强化的增强, 而固溶强化的减少则是材料组织演变的结果。此外, 细晶强化、热错配强化和几何必需位错强化在整个时效处理过程中保持相对稳定, 说明这些强化机制的贡献更多地依赖于材料初始组织和制备工艺, 而非时效处理。

表4 不同时效时间的强化机制对层状异质结构铝合金屈服强度的贡献值

Tab.4 Contributions of strengthening mechanisms to yield strength of layered heterogeneous structured aluminum alloy at different aging moments

时效时间/h	屈服强度贡献值/MPa			
	固溶强化	细晶强化	热错配强化	几何必需位错强化
0.5	87.08	21.57	34.22	20.18
2	79.15	21.36	34.22	20.18
4	76.26	21.30	34.22	20.18
8	73.87	21.28	34.22	20.18
12	72.96	20.96	34.22	20.18
16	69.28	20.78	34.22	20.18

3 结 论

(1)时效处理后,粗细晶的晶粒尺寸没有明显的变化。时效处理8 h后,该铝合金硬度达到峰值,随时效时间延长,硬度值逐渐降低,即欠时效阶段为0.5~8 h,峰时效阶段为8 h,过时效阶段为8~16 h。层状异质结构铝合金的力学性能在时效处理8 h时达到峰值,其硬度(粗晶和细晶,HV)、抗拉强度和屈服强度达到最大值,分别为118和148、565 MPa和468 MPa,相较于固溶态异质结构铝合金提高了15.6%和14.5%、3.7%和23.2%。

(2)时效处理0.5 h后,析出相主要由G.P.区、细小的块状 β'' 相和弥散状的 η'' 相组成。异质结构合金仍主要依赖固溶强化,整体强化效果不足。时效处理8 h后,粗晶和细晶中分别析出短棒状 β' 和针状 η' 相,提高了异质结构合金的抗拉强度和屈服强度,力学性能达到峰值,但塑性呈下降趋势。主要原因在于,异质结构合金中析出大量亚稳态强化相限制了位错的滑移与交滑移能力,降低了位错累积能力,导致合金塑性下降。此外,异质结构中粗细晶之间的应变协调性减弱,界面处应变梯度增大,塑性进一步降低。时效处理16 h后,由于粗细晶中析出的 β 和 η 相粗化,强化效果降低,导致材料的性能有所下降。此外,异质结构合金中粗细晶之间的协同变形能力减弱,进一步影响整体变形协调性。因此,在过时效阶段,合金的强度和塑性均出现下降现象,综合力学性能劣化。

(3)随着时效的进行,强化机制的贡献发生了显著变化。固溶强化对屈服强度的贡献逐渐减弱;沉淀强化的贡献先增加(0.5~8 h),在峰时效阶段(8 h)达到最大值,然后在过时效阶段(8~16 h)逐渐减小;细晶强化、热错配强化和几何必需位错强化的贡献值在整个时效过程中保持基本稳定,且三者的强化贡献度相近。整体来看,固溶强化和沉淀强化是屈服强度的主要贡献来源,而细晶强化、热错配强化和几何必需位错强化

的贡献相对较小。

参 考 文 献

[1] XU Z Y, LI C J, WANG Z, et al. Balancing the strength and ductility of graphene oxide-carbon nanotube hybrid reinforced aluminum matrix composites with bimodal grain distribution[J]. Materials Science & Engineering, 2020, A796: 140 067.

[2] 武晓雷, 朱运田. 异构金属材料及其塑性变形与应变硬化[J]. 金属学报, 2022, 58(11): 1 349-1 359.

[3] AN X H, WU S D, WANG Z G, et al. Significance of stacking fault energy in bulk nanostructured materials: Insights from Cu and its binary alloys as model systems[J]. Progress in Materials Science, 2019, 101: 1-45.

[4] TAN X, ZHANG B, LIU K, et al. Microstructure and mechanical property of the 2024Al matrix hybrid composite reinforced with recycled SiC_p/2024Al composite particles[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2020, 815: 152 330.

[5] MEYERS M A, MISHRA A, BENSON D J. Mechanical properties of nanocrystalline materials[J]. Progress in Materials Science, 2006, 51(4): 427-556.

[6] ZHANG X Z, CHEN T J, QIN H, et al. A comparative study on permanent mold cast and powder thixoforming 6061 aluminum alloy and SiC_p/6061Al composite: Microstructures and mechanical properties[J]. Materials, 2016, 9(6): 407.

[7] 杨乐, 李秀艳, 卢柯. 材料素化: 概念、原理及应用[J]. 金属学报, 2017, 53(11): 1 413-1 417.

[8] WEN C E, YASUE K, YAMADA Y. Fabrication of TiAl by blended elemental powder semisolid forming[J]. Journal of Materials Science, 2001, 36(7): 1 741-1 745.

[9] 王延明. 粉末触变成形制备层状异质结构铝合金的组织与力学性能研究[D]. 兰州: 兰州理工大学, 2023.

[10] 高波, 李建生, 李玉胜. 异质层状结构316L不锈钢的制备及其力学性能[J]. 金属热处理, 2018, 43(3): 20-25.

[11] WU X L, YUAN F P, YANG M X, et al. Nanodomain nickel unites nanocrystal strength with coarse-grain ductility[J]. Scientific Reports, 2015, 5(1): 11 728.

[12] 张学拯. 热处理对粉末触变成形SiC_p/6061Al基复合材料组织和力学性能的影响及其强化机理研究[D]. 兰州: 兰州理工大学, 2019.

[13] WANG X, LIU Y, CHEN Z. Effects of Mg-Si precipitation on mechanical properties and microstructure evolution in Al-Mg-Si alloys[J]. Materials Science and Engineering, 2021, A812: 141-135.

[14] WEN X L, CHEN B, CHEN Z, et al. Structural evolution and mechanical properties of TiB₂ reinforced 2024Al composite stimulated by heat treatment[J]. Materials Science & Engineering, 2022, A847: 143-290.

[15] KOVARIK L, COURT S A, FRASER H L, et al. GPB zones and composite GPB/GPBII zones in Al-Cu-Mg alloys [J]. Acta Materialia, 2008, 56(17): 4 804-4 815.

[16] STYLES M J, HUTCHINSON C R, CHEN Y, et al. The coexistence of two S-Al₂CuMg phases in Al-Cu-Mg alloys[J]. Acta Materialia, 2012, 60(20): 6 940-6 951.

[17] RINGER S P, HONO K. Microstructural evolution and age hardening in aluminium alloys: Atom probe field-ion microscopy and trans-

- mission electron microscopy studies[J]. Materials Characterization, 2000, 44(1-2): 101-131.
- [18] NIE J F. Precipitation and hardening in magnesium alloys[J]. Metallurgical and Materials Transactions, 2012, A43(11): 3 891-3 939.
- [19] 张林燕. 固溶处理对粉末触变成形制备 SiC_p/2024Al 复合材料组织和力学性能的影响[D]. 兰州: 兰州理工大学, 2017.
- [20] 刘国锋. 2024 铝合金微观结构异质性的粉末触变成形调控及强化机理研究[D]. 兰州: 兰州理工大学, 2023.
- [21] 岑晓倩. 热处理对 SiC 颗粒增强铝基复合材料组织及力学性能的影响[J]. 铸造技术, 2017, 38(5): 1 051-1 053.
- [22] SONG M. Modeling the hardness and yield strength evolutions of aluminum alloy with rod/needle-shaped precipitates[J]. Materials Science & Engineering, 2007, A443(1): 172-177.
- [23] ESMAEILI S, LLOYD D J, POOLE W J. A yield strength model for the Al-Mg-Si-Cu alloy AA6111[J]. Acta Materialia, 2003, 51(8): 2 243-2 257.
- [24] SONG M, LI X, CHEN K H. Modeling the age-hardening behavior of SiC/Al metal matrix composites[J]. Metallurgical & Materials Transactions, 2007, A38(3): 638-648.
- [25] WEN H, TOPPING T D, ISHEIM D, et al. Strengthening mechanisms in a high-strength bulk nanostructured Cu-Zn-Al alloy processed via cryomilling and spark plasma sintering[J]. Acta Materialia, 2013, 61(8): 2 769-2 782.
- [26] MA K K, WEN H M, HU T, et al. Mechanical behavior and strengthening mechanisms in ultrafine grain precipitation-strengthened aluminum alloy[J]. Acta Materialia, 2014, 62(5): 141-155.
- [27] ARDELL A J. Precipitation hardening[J]. Metallurgical Transactions, 1985, A16(12): 2 131-2 165.
- [28] TONG X C, GHOSH A K. Fabrication of in situ TiC reinforced aluminum matrix composites[J]. Journal of Materials Science, 2001, 36(16): 4 059-4 069.
- [29] ZHANG X Z, CHEN T J. Solution treatment: A route towards enhancing tensile ductility of SiC_p/6061Al composite via powder thixoforming and comparison of micromechanical strength modeling[J]. Materials Science & Engineering, 2017, A696: 466-477.
- [30] ZHENG R X, YANG H, LIU T, et al. Microstructure and mechanical properties of aluminum alloy matrix composites reinforced with Fe-based metallic glass particles[J]. Materials & Design, 2013, 53(1): 512-518.
- [31] LIU G, SUN J, NAN C W, et al. Experiment and multiscale modeling of the coupled influence of constituents and precipitates on the ductile fracture of heat-treatable aluminum alloys[J]. Acta Materialia, 2005, 53(12): 3 459-3 468.

(编辑: 陈志辉)

《特种铸造及有色合金》征订启事

《特种铸造及有色合金》杂志是中国科学技术协会主管、中国机械工程学会铸造分会和武汉机械工艺研究所共同主办的全国性科技期刊, 是对国内外公开发行的中文核心期刊, 中国科技论文统计与分析用刊, INSPEC、CA、MA、AJ、JST、Scopus 等国内外权威数据库及检索系统收录期刊, 并获得全国优秀科技期刊一等奖、国家期刊奖、新中国 60 年有影响力的期刊、湖北省十大有影响力的自然学术期刊等。

本刊主要报道各种(黑色和有色合金)特种铸造方法、各种有色合金及复合材料成形的理论、工艺、设备、材料、测试与控制、计算机应用等方面的科技成果、生产技术和现场经验, 并报道各相关学科和交叉学科, 如挤压铸造(液态模锻)、半固态加工、电子封装、高熵合金、非晶合金(金属玻璃)、焊接、粉末冶金、合金化、热处理、表面处理等方面的学术研究和最新技术信息以及上述内容的国内外发展动向、行业活动、学术会议、消息动态等。

本刊诚征国内外广告, 业务范围: 铸造及有色合金材料、辅助材料、铸造及相关设备、铸造生产线、测控与控制设备、仪器仪表、计算机应用软件、铸造展会等。

本刊为月刊, 标准(大)16开, 邮发代号 38-109。邮发订价每期 20 元, 全年 240 元。全国各地邮局均可订阅, 也可直接向本刊编辑部邮购, 本刊还提供过刊、压铸宝典和年会专刊邮购服务。

特种铸造及有色合金杂志社(武汉)有限公司

地址: 武汉市江岸区建设大道融玺 1001 大厦 11 楼

邮编: 430019

电话: 027-85358206, 85486024, 85358127

投稿网址: www.special-cast.com

邮箱: tzzz@special-cast.com

