

具有超高强度和良好塑性匹配的 Al-Zn-Mg-Cu 合金设计与研究

王艳晶, 张文东, 徐再东, 徐荣正, 马寰宸, 唐津浓

(沈阳航空航天大学, 辽宁 沈阳 110136)

摘要: 根据 Zn、Mg 和 Cu 元素在 Al 中的固溶度设计了一种 Al-8Zn-3Mg-1.05Cu 合金。对热轧后的板材进行固溶处理。SEM 和 XRD 结果表明, 经过固溶处理后获得了仅有少量化合物残留的固溶体组织。进一步对合金冷轧以及轧后固溶和时效处理, 冷轧固溶后的 EBSD 结果表明, 此时合金获得了未完全再结晶的组织, 局部取向差 (KAM) 图表明未完全再结晶区域的位错密度较高。经过固溶后的合金拉伸性能良好, 屈服强度和延伸率分别为 458.61 MPa 和 15.6%。TEM 结果表明, 经过时效处理后的合金组织中析出了大量细小的 $MgZn_2$ 相, 平均尺寸约为 6.40 nm, 该尺寸小于报道的该类合金中 $MgZn_2$ 析出相的尺寸。时效后合金获得了超高的强度和良好的塑性, 屈服强度和延伸率分别为 729 MPa 和 10.37%。对合金的强度组成进行了计算, 其中细小 $MgZn_2$ 相的析出强化贡献值为 348.48 MPa, 计算屈服强度值与实验值匹配良好。

关键词: 固溶度当量; 冷轧; 固溶时效; 强度贡献

中图分类号: TG146.21

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2025)08-2062-09

1 引言

Al-Zn-Mg-Cu 系高强度铝合金具有比强度高、密度小、成本低和加工性能好等优点, 是重要的结构材料, 被广泛应用于军事、交通、航空航天等多个领域^[1-2]。超高强度是 Al-Zn-Mg-Cu 系铝合金追求的重要指标, 学者们对于提高该类铝合金的强度的研究从未停下^[3-4]: 林玉金等^[5]设计了 Al-8Zn-2.5Mg-2Cu-0.15Zr (wt%, 下同) 合金, 时效后的抗拉强度为 656 MPa, 伸长率为 10.7%; Zou 等^[6]研究发现, 改变 Zn/Mg 原子比值时, 合金达到峰值时效所需的时间会随之改变, 设计出的 Al-8Zn-2.8Mg-1Cu 合金经时效处理后的抗拉强度和延伸率分别为 609 MPa 和 6%; Fang 等人^[7]在 Al-Zn-Mg-Cu 基合金中加入 0.16wt% Zr 后, 抗拉强度提升到 704 MPa, 延伸率提升至 8.9%, 而在复合加入 0.3wt% Er 与 0.18wt% Cr 后, 抗拉强度提升到 743.9 MPa, 延伸率提升到 9.2%; Xiong 等人^[8]采用喷涂成形工艺制备了超高强度 Al-11Zn-2.9Mg-1.7Cu 合金, 极限抗拉强度可达 810 MPa, 伸长率约为 9%; 虽然取得了较好的结果, 但是其原料和加工成本较高, 对于突破 750 MPa 并具有 6% 以上塑性的轧制后板材仍需进一步的探索。

对于轧制成型后的板材, 可以从成分设计和冷轧热处理 2 个方面提高合金的强度, 从成分设计的角度来看,

Zn、Mg 和 Cu 是影响时效处理后合金强度的主要元素, 向 Al 基体中共同添加它们, 会形成 η ($MgZn_2$) 和 T ($AlZnMgCu$) 相, 合金的时效后性能主要由这些相的形态、分布、尺寸共同决定。其中, Al-Zn-Mg-Cu 系合金的强度主要受时效时析出的 η 相的数量、尺寸控制, 提高 Zn、Mg 的含量可以增加 η 相的析出数量, 是进一步提高合金强度的一个有效的合金设计手段。Bao 等^[9]研究了高 Zn 含量 Al-9.44Zn-3.41Mg-0.89Cu 合金, 时效后抗拉强度达到 709.1 MPa, 伸长率达到 6%; 同时控制 Zn/Mg 原子比也可以提高合金的强度, 王少华等人^[10]通过调整 Al-Zn-Mg-Cu-Er-Sc-Zr 合金中的 Mg 元素含量, 研究了 Zn/Mg 原子比的变化对合金相演变以及腐蚀性能的影响规律, 在比值为 4.18 的条件下, 合金中的相得到了显著细化。添加 Cu 元素还可以促进 η 相的形成, 有效提升合金性能。但是, 增加这些合金元素含量的同时, 要考虑 Al 对这些合金化元素的固溶度问题, 尽量做到多添加这些元素的同时, 保证尽量少地形成初生析出相, 因为对于轧制板材, 加工热处理过程无法有效地细化初生相, 而粗大初生相不利于合金的性能。因此, 本研究以固溶度当量经验准则结合 Zn/Mg 质量比控制合金的成分, 获得具有良好的 Zn、Mg 和 Cu 固溶度的合金成分体系。

时效析出的 η 相的数量、尺寸和分布影响时效后铝

收稿日期: 2024-08-12

基金项目: 辽宁省兴辽英才计划-青年拔尖 (XLYC2007165)

作者简介: 王艳晶, 女, 1973 年生, 博士, 教授, 沈阳航空航天大学材料科学与工程学院, 辽宁 沈阳 110136, 电话: 024-89724198, E-mail: wangyj@sau.edu.cn

合金的性能,冷轧后热处理可以调控 η 相的尺寸和分布而有效地调控 Al-Zn-Mg-Cu 合金的性能,徐春杰等人^[11]通过调整多级固溶时效处理工艺,使合金抗拉强度达到 621 MPa,延伸率达到 10.24%;石磊等人^[12]通过 120 ℃温轧后人工时效的方式,将拉伸性能提升到 723 MPa,延伸率达到 8.9%;在此基础上,本工作对热轧后的板材进行冷轧处理,进一步对冷轧后的板材进行不完全再结晶处理,保留一定的位错密度,一方面提供位错强化,另一方面位错作为 η 相的析出核心,增加 η 相的形核率,获得更加细小的 η 相,进一步提高时效后合金的强度。

综上所述,本研究利用固溶度当量经验准则,结合 Zn/Mg 质量比调整合金的成分,利用冷轧后热处理调整 η 相的尺寸以进一步提高合金的性能,并利用强化模型预估合金的强度,为高强度 Al-Zn-Mg-Cu 系合金的成分设计和性能研究提供参考。

2 合金成分设计

固溶处理可以使时效析出的次生 η 相相比初生的 η 相的尺寸更加细小,且分布更加均匀,但可能在晶界处残留部分大尺寸的低熔点共晶相,这对合金的塑性有不利影响。因此在设计合金成分时,需要在尽量多加 Zn、Mg、Cu 3 种合金元素以获得足够强化相的同时,使固溶处理过程在不产生大尺寸共晶相的前提下将合金元素尽量固溶到 Al 基体中。为了达成以上目标,本研究以最大固溶度为基准控制 Zn、Mg、Cu 这 3 种合金元素的加入量。从 3 种元素与 Al 的相图中可以得知 Zn、Mg、Cu 在 Al 中的最大固溶度分别为 32.4wt%、15.9wt%、5.65wt%^[13]。将 Zn 的最大固溶度定义为当量进行计算,将 Mg 在 Al 中的固溶度通过(Zn 在 Al 中的固溶度/Mg 在 Al 中的固溶度)换算为 Zn 在 Al 中的固溶度;Cu 在 Al 中的固溶度通过(Zn 在 Al 中的固溶度/Cu 在 Al 中的固溶度)同样换算为 Zn 在 Al 中的固溶度。控制 Al 基体中 Zn 当量的总含量为 20% 以避免合金元素加入过多可能出现的加工问题,即得公式(1)。同时 Zn 含量过高会导致铝合金的耐蚀性变差^[14],所以控制 Zn 的含量为 8%,Mg、Cu 平分剩余当量,即它们贡献当量均为 6。最终选定 Zn/Mg 质量比为 8:3,Mg/Cu 质量比为 2.85:1,如公式(2)和公式(3)。综上所述,联立(1)(2)(3)式可以解得合金成分:

$$\text{Zn (wt\%)} + 2\text{Mg (wt\%)} + 5.7\text{Cu (wt\%)} = 20\% \quad (1)$$

$$\frac{\text{Zn (wt\%)}}{\text{Mg (wt\%)}} = \frac{8}{3} \quad (2)$$

$$\frac{\text{Mg (wt\%)}}{\text{Cu (wt\%)}} = 2.85 \quad (3)$$

计算得到主要合金元素质量分数:Al-8Zn-3Mg-1.05Cu。根据以往的研究发现,添加 Sc 和 Zr 形成的 Al₃(Sc,Zr)可以作为非均匀形核的核心,以此细化晶粒尺寸^[15-16]。添加 Ti 会与 Al 形成 Al₃Ti 相,在基体中弥散分

布,抑制再结晶后晶粒长大。因此在主元素之外添加 Sc、Ti、Zr、B 等微量元素。所设计合金的成分如表 1 所示。

3 实验

实验熔炼过程在 SG-5-12 型坩埚电阻炉中进行,制备完成后使用差热分析仪(differential scanning calorimeter, DSC)分析合金的相变温度,根据 DSC 结果确定均匀化处理的工艺为 450 ℃/8 h,使用 SX2-4-10 箱式炉进行均匀化处理。使用 DK7735 线切割机加工出尺寸为 100 mm×33 mm×10 mm 的长方形板作为轧制试样。首先对合金铸锭进行热轧处理,在 450 ℃下将试样从 10 mm 轧成 4 mm 厚的板材,将热轧后的板材在 450 ℃下保温 30 min 后淬火后进行冷轧,冷轧处理后板材的厚度为 2 mm。沿轧制方向切取长宽均为 10 mm 的试样和标距段为 8 mm 的拉伸试样,用于金相观察、XRD 测试及拉伸测试。根据合金相变点温度设计了实验工艺流程,如图 1 所示。使用 SX2-4-10 箱式炉和 GZX-9146MBE 数显鼓风干燥箱进行固溶及人工时效处理。合金样品经过粗磨、精磨及机械抛光后,使用 Keller 试剂腐蚀,并利用 Olympus 光学显微镜和 JSM-6700F 扫描电子显微镜对合金样品进行显微组织观察。将样品用砂纸磨至 2000 后,用水混洗洁精进行机械抛光处理,再用 10vol% HClO₄和 90vol% C₂H₅OH 溶液在-30 ℃下对 EBSD 分析样品进行电化学抛光,用 JSM-6700F 扫描电子显微镜对试样进行 EBSD 检测。将 TEM 样品磨至 50 μm 厚,再用 25vol% HNO₃和 75vol% CH₃OH 溶液在-30 ℃下进行双射流电抛光制备 TEM 样品,利用 FEI TecaniG220 型透射电子显微镜进行 TEM 表征,电子加速电压为 200 kV。使用 Ultima IV

表 1 Al-Zn-Mg-Cu 合金铸锭的化学成分
Table 1 Chemical composition of Al-Zn-Mg-Cu alloy ingot (wt%)

Zn	Mg	Cu	Sc	Zr	Ti	B	Al
8	3	1.05	0.3	0.3	0.1	0.02	Bal.

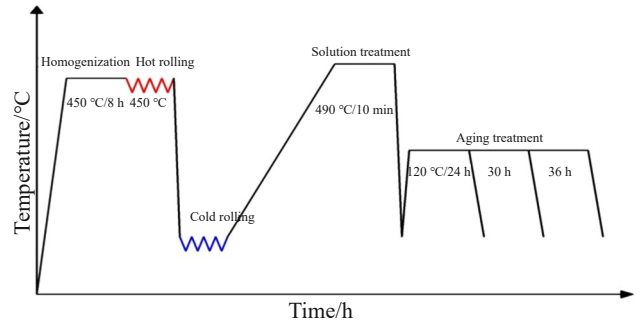


图 1 实验工艺流程图

Fig.1 Flowchart of experimental process

型 X 射线衍射仪进行 XRD 检测,扫描范围为 $10^{\circ}\sim 90^{\circ}$,步长为 $5^{\circ}/\text{min}$ 。拉伸实验在室温环境下进行,使用 CMT-5305GL 万能拉伸机对试样进行拉伸。

4 结果与讨论

4.1 Al-Zn-Mg-Cu 铸锭均匀化

图 2 为铸态 Al-Zn-Mg-Cu 合金的附有晶粒统计图的光学金相组织以及 SEM-EDS 图,从图中可以看出,铸态组织由 α 铝和晶间析出相组成,根据以往对该系列合金的研究,当 $\text{Zn}/\text{Mg} > 2.2$ 时,合金的铸态组织易于形成 η 相而不是 S、T(AlZnMgCu)相,故这些大部分是 η 相,部分是 S 相、

T 相与 $\text{Al}_3(\text{Sc,Zr,Ti})^{[17]}$ 。铸态合金的晶粒尺寸细小,平均尺寸约为 $36.03\ \mu\text{m}$ 。合金晶粒的细化主要是依靠 Ti、Zr 和 Sc 3 种元素的加入形成 $\text{Al}_3(\text{Sc,Zr,Ti})$ 相阻碍了晶粒的长大^[18]。从 SEM-EDS 图中可以看出,铸态合金晶界处有 Cu 的成分偏析现象。因此需要结合 DSC 结果对铸态合金进行均匀化处理消除成分偏析并且使粗大的第二相溶入基体中^[19-20]。图 3 为使用 JMatPro 软件模拟计算 η 相含量随温度变化所得出的曲线和铸态合金的 DSC 曲线。JMatPro 软件模拟结果显示,合金中的 η 相含量随温度的升高,相含量逐步下降,最终在 $429.6\ ^{\circ}\text{C}$ 完全溶入基体中。Al-8Zn-3Mg-1.05Cu 成分铸态合金的 DSC 曲线中存在 2 个吸热

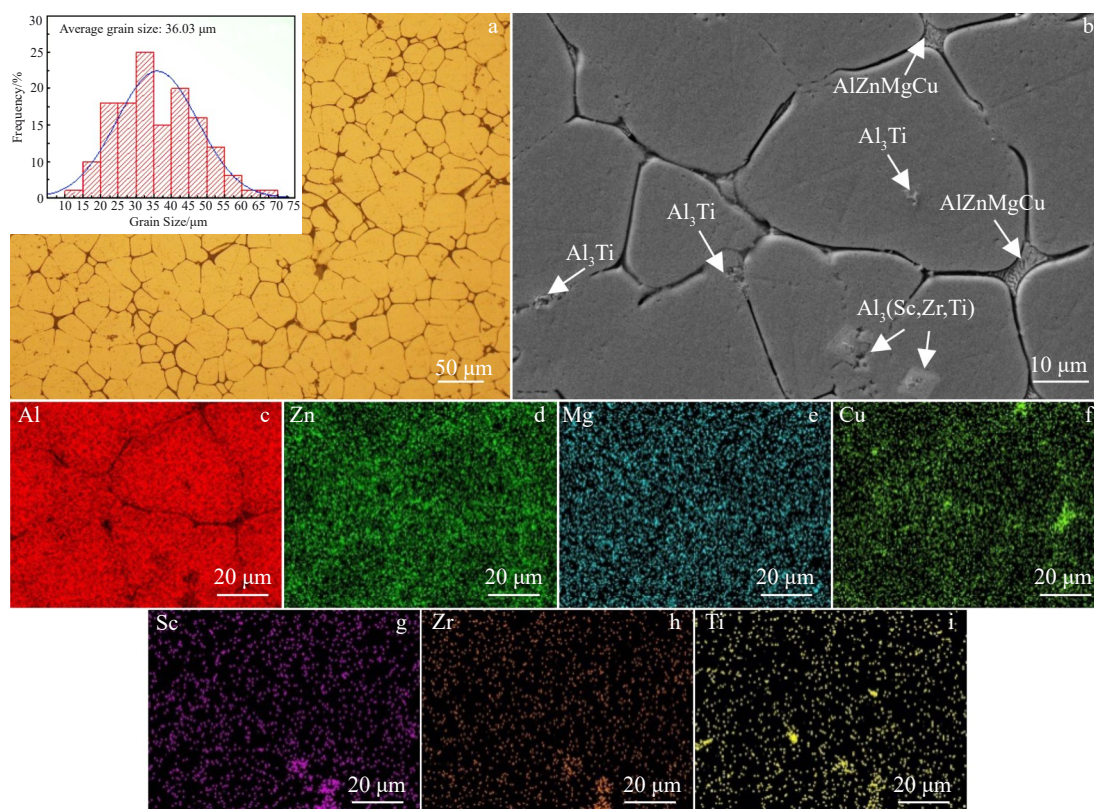


图2 铸态合金的OM、SEM照片和EDS元素面扫描

Fig.2 OM image (a) and SEM image (b) and EDS mappings (c-i) of as-cast alloy: (c) Al; (d) Zn; (e) Mg; (f) Cu; (g) Sc; (h) Zr; (i) Ti

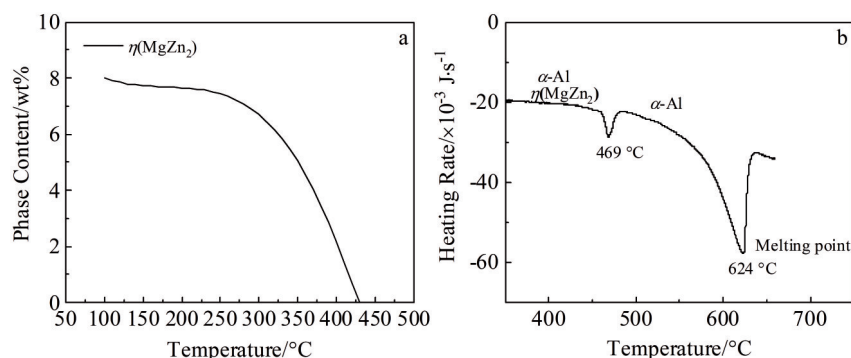


图3 JMatPro 仿真计算图和DSC曲线

Fig.3 JMatPro simulation calculation diagram (a) and DSC curve (b)

峰,分别为 469 和 624 °C,这 2 个吸热峰分别为 η 相的过烧温度和合金的熔点^[14]。结合模拟计算与 DSC 测试结果,均匀化的温度选择要在溶解温度 429.6 °C 以上以溶入基体,且在过烧温度 469 °C 以下以防止 η 相严重过烧,最终选择偏向中间温度的 450 °C 作为均匀化温度。

4.2 轧制固溶后 Al-Zn-Mg-Cu 合金的组织与性能

轧制工艺可以起到消除铸造缺陷的作用,还可以提供一定的加工硬化效果^[21]。由于直接对铸态合金进行大变形量冷轧会有开裂风险,所以先对合金进行热轧开坯,之后进行多道次冷轧^[22]。对冷轧后的合金退火后进行固

溶处理,获得未完全再结晶状态下的固溶组织,图 4 为冷轧后的合金经过 490 °C/10 min 固溶后的光学金相 OM 照片和 SEM-EDS 图,从 OM 照片中可以看出,经过固溶处理后的组织主要为拉长的未完全再结晶的 α -Al 晶粒,铸态合金中存在的 η 、S 与 T 相基本固溶到基体当中。此外,固溶态的 SEM-EDS 与铸态组织的 SEM-EDS 相比可以看出 Cu 的偏析消除。

图 5 为固溶处理后的 XRD 图谱,该图进一步表明经过固溶处理后的组织中几乎全部为 α -Al 相。图 6 为合金经过固溶处理后的 EBSD 结果。图 6a 为合金取向图,从

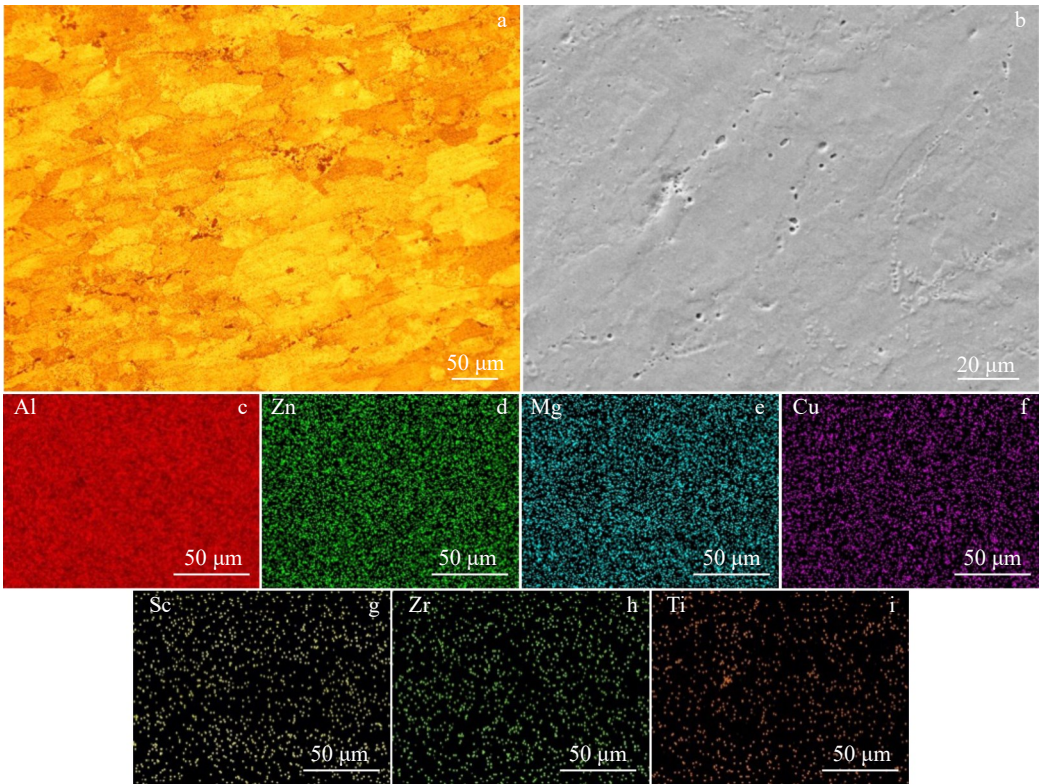


图 4 合金 490 °C/10 min 固溶处理后的 OM、SEM 照片和 EDS 元素面扫描

Fig.4 OM image (a), SEM image (b) and EDS mappings (c-i) of alloy after solution treatment at 490 °C for 10 min: (c) Al; (d) Zn; (e) Mg; (f) Cu; (g) Sc; (h) Zr; (i) Ti

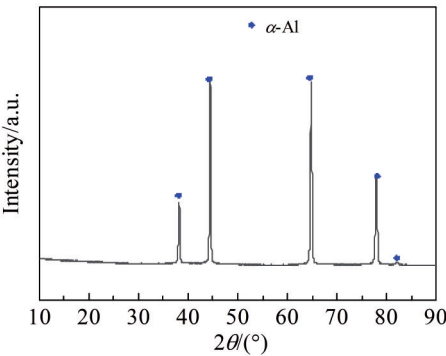


图 5 固溶处理后合金的 XRD 图谱

Fig.5 XRD pattern of the alloy after solid solution treatment

中可以看出合金组织为具有变形的拉长晶粒的未完全再结晶组织,在拉长晶粒晶界的周围分布着大量小的再结晶晶粒,这些小的再结晶晶粒的界面有利于固溶处理后合金的强度和性能^[23]。此外,根据图 6b 的极图分析,合金在 {111} 极图中存在有明显的 $\langle 101 \rangle$ 织构。局部取向差 (kernel average misorientation, KAM) 图能够直观地反应合金的位错密度。从图 6c 的 KAM 图中可以看出,在变形晶粒的晶界附近的完全再结晶区域内局部取向差较小,表明该区域内的位错密度较低,发生了完全再结晶。而在临近晶界的晶粒内部的黄绿色区域的位错密度较高,为含有大量位错亚结构的未完全再结晶区域,具有较高位错密度的未完全再结晶区域的存在可以提高固溶后

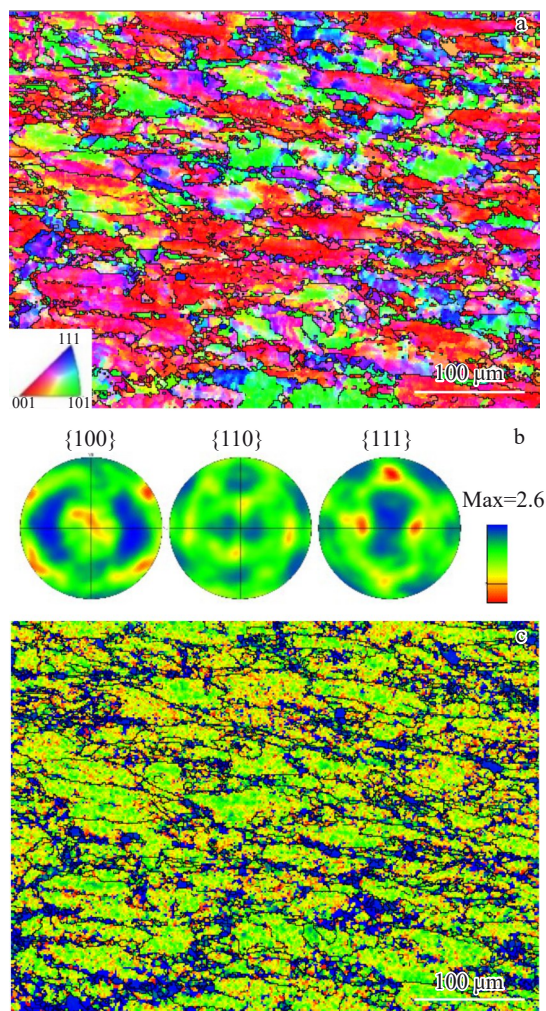


图6 合金在490 °C/10 min固溶状态下的EBSD结果

Fig.6 EBSD results of the alloy after solid solution treatment at 490 °C for 10 min: (a) orientation map; (b) pole figures; (c) KAM diagram

合金的强度,同时有利于时效过程中 η 相的析出。

图7为冷轧后经过不同条件固溶处理后合金的拉伸性能曲线。从图中可以看出,在相同的固溶时间条件下,固溶温度从470 °C增加到490 °C后合金的屈服强度和塑性均增加,而在490 °C情况下,时效时间从10 min延长到30 min后,合金的屈服强度降低而塑性增加,经过490 °C/10 min固溶处理后的综合力学性能最好,抗拉强度达到616.7 MPa,屈服强度为458.61 MPa,延伸率为15.6%。由于未完全再结晶的作用,固溶后合金已经具有良好的强度和塑性,这为后续时效过程打下了良好的性能基础。

4.3 时效后Al-Zn-Mg-Cu合金的组织与性能

图8为合金经过490 °C/10 min固溶和120 °C/30 h时效后的STEM和TEM照片,其中图8a、8b为STEM图,从图8a中可以看出,微观组织中分布着许多细小的亚微米级小晶粒,从图8b可以看出亚晶粒的晶界上和亚晶粒内

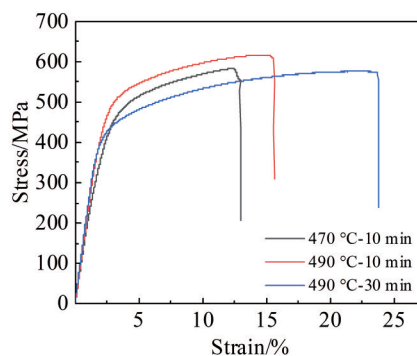


图7 不同条件固溶后合金的应力-应变曲线

Fig.7 Stress-strain curves of the alloy after different solid solution treatments

部有 Al_3Sc 析出,从图8c的高分辨图像以及对应的傅里叶变换图8d显示微观区域有 η 相和 $\text{Al}_3(\text{Zr}, \text{Sc})$ 相析出^[24-25]。图9为微观区域的高分辨图,从图9a中可以看出,经过时效后合金的微观组织中析出了高密度的 η 相,对 η 相的尺寸进行统计,得出 η 相的尺寸分布在4~10 nm之间,平均尺寸为6.40 nm(图9c),这小于其他Al-Zn-Mg-Cu合金的 η 相的晶粒尺寸,高密度细小的 η 相可以有效地阻碍位错的运动从而有利于合金的强度提升。图9b、9d为相对于图9a更高倍数的高分辨图以及与该图对应的局部应变图,并使用几何相位分析(GPA)算法在HRTEM图像的基础上计算弹性应变。可以清楚地看到,与基体相比,这些 η 相纳米粒子具有高度的弹性应变。这些阻碍位错传播的残余弹性应变与 η 相和基体之间界面的失配有关,这表明极其细小的 η 相与基体之间具有高度的弹性应变,表明该合金可以实现比其他Al-Zn-Mg-Cu合金更高的强度^[6,26]。

图10为材料经过490 °C/10 min固溶后在不同的温度下保温24 h后获得的拉伸曲线。可以看出在时效时间不变的条件下,随着时效温度升高,拉伸性能先升高后降低。时效温度为100、120、140 °C时,合金抗拉强度分别为644.4、665.5、645.8 MPa,延伸率分别为7.4%、7.6%、9.2%。几种制度对比来看,温度改变对合金塑性的影响不大,而在120 °C时效条件下合金的抗拉强度达到最高,其时效强化效果最好,因此合金时效热处理的温度确定为120 °C。图11为合金在120 °C条件下分别进行24、30、36 h时效处理后测得的拉伸曲线,可以看出材料的抗拉强度与延伸率均随着时效时间增加而先升高后降低。在进行30 h时效处理时材料的性能达到最好,屈服强度达到729 MPa,抗拉强度达到最大的775 MPa,延伸率达到了10.37%。

图12为试样经过490 °C/10 min固溶和120 °C/30 h的时效工艺处理后的拉伸断口形貌。从图12a中可以看出韧窝细小且密集,还存在着一些解理平台,这说明试样

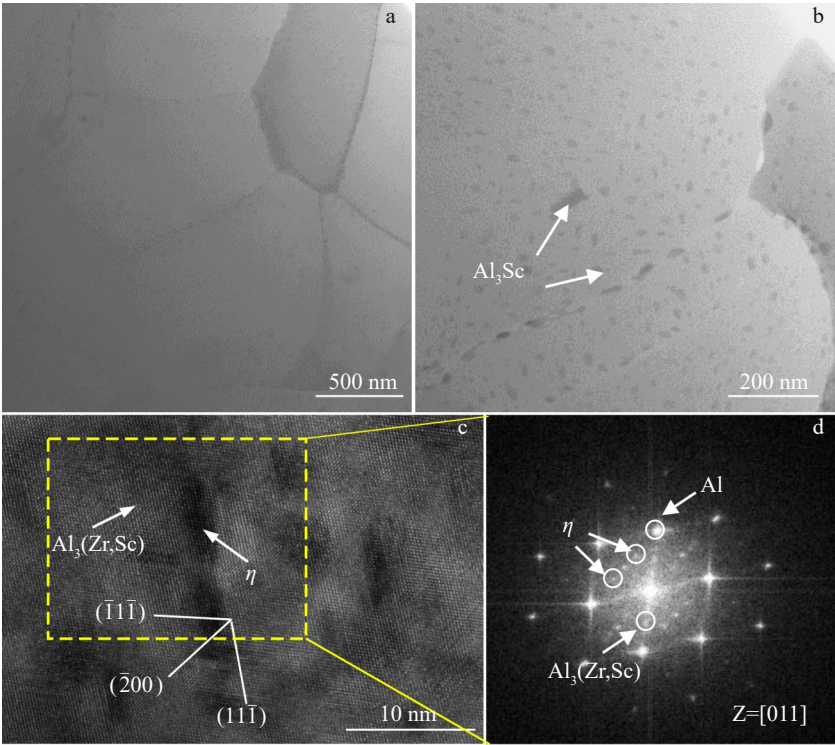


图 8 490 °C/10 min 固溶和 120 °C/30 h 时效后合金的 STEM 和 HRTEM 图像
Fig.8 Images of the alloy after solution treatment at 490 °C for 10 min and aging at 120 °C for 30 h: (a) STEM image; (b) high-magnification STEM image; (c) HRTEM image; (d) Fourier-transform image

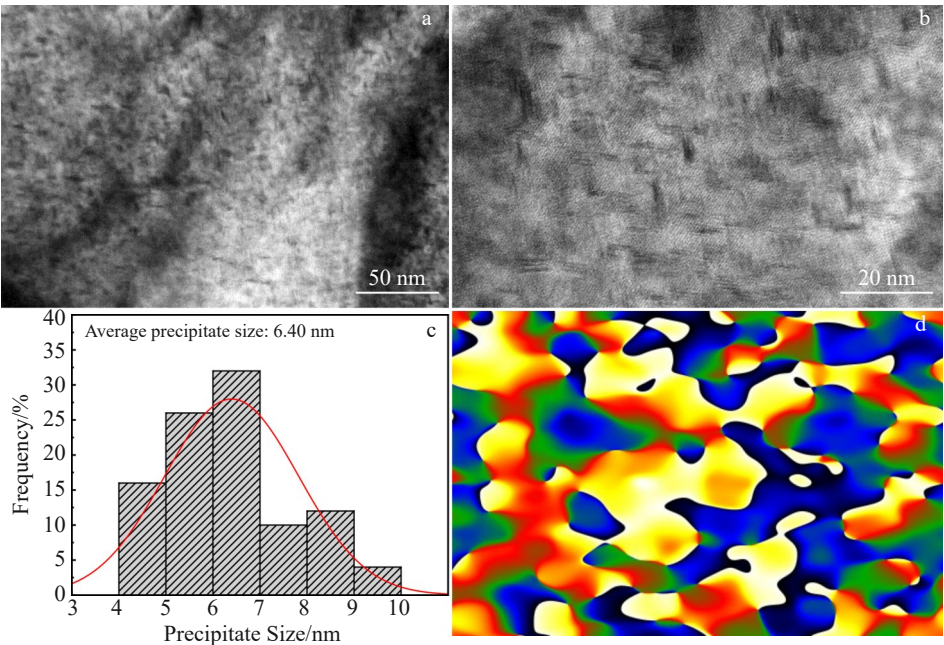


图 9 490 °C/10 min 固溶和 120 °C/30 h 时效后合金的高分辨率 TEM 图像、沉淀相尺寸统计分析和应变图
Fig.9 HRTEM images (a–b), statistical analysis of precipitate size (c), and strain map (d) of the alloy after solution treatment at 490 °C for 10 min and aging at 120 °C for 30 h

拉伸过程中同时发生了沿晶断裂和穿晶断裂。韧窝的细密程度决定了试样的韧性,更细密的韧窝代表着试样的韧性更好,这也与合金的拉伸性能相互印证^[27]。图 12b

为图 12a 的局部放大图,可以发现部分韧窝中存在着可能会导致应力集中的脆性相粒子,这种粗糙的第二相粒子还会成为二次裂纹萌生的裂纹源^[28–29]。

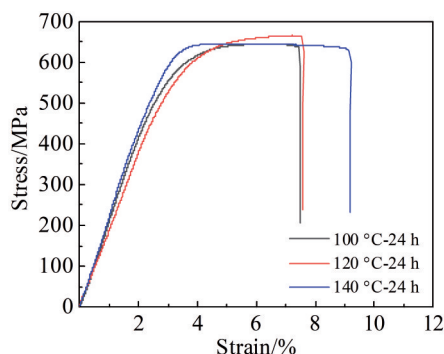


图 10 不同时效温度下合金的应力-应变曲线

Fig.10 Stress-strain curves of the alloy at different aging temperatures

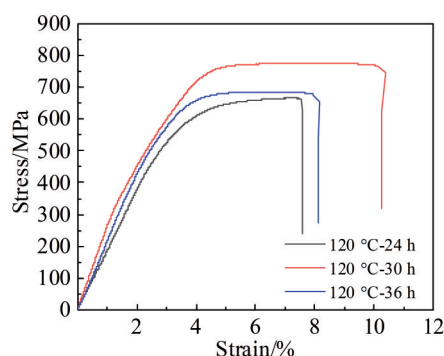


图 11 不同时效时间合金的应力-应变曲线

Fig.11 Stress-strain curves of the alloy with different aging time

4.4 分析与讨论

本次实验中设计的 Al-Zn-Mg-Cu 系铝合金,相比于采用粉末冶金、雾化沉积等复杂工艺,或是仅添加微量元素、改变热处理制度等简单方式来提升材料力学性能均有一定的优势。图 13 为本合金与其它学者发表合金的性能对比图,其中 UTS 为抗拉强度。目前采用复杂加工方式提升性能的合金,抗拉强度大多集中在 650~800 MPa,塑性集中在 8%~15%;而采用传统加工方式加工的合金,

抗拉强度集中在 500~700 MPa,合金塑性集中在 4%~12%。可以看出本工作所设计的合金在不采用相对复杂工艺的同时具有较高的力学性能。

Al-Zn-Mg-Cu 系铝合金有以下几种强化机制:晶界强化(σ_{gb})、固溶强化(σ_{ss})、位错强化(σ_{dis})以及沉淀强化(σ_p)^[6]。材料强度 σ_y 可由公式(4)表示:

$$\sigma_y = \sigma_{gb} + \sigma_{ss} + \sigma_p + \sigma_{dis} \quad (4)$$

晶界阻碍了位错的移动与传播,从而提高了强度。晶界强化 σ_{gb} 可由 Hall-Petch 公式计算得出,具体公式内容如下^[6]:

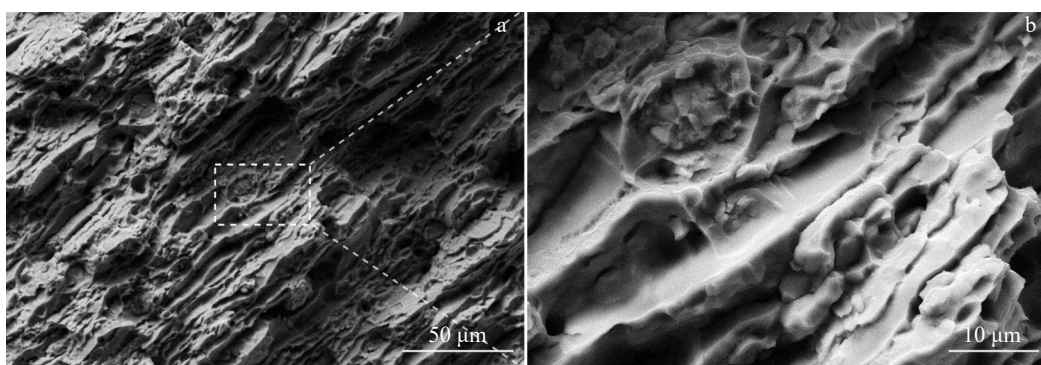
$$\sigma_{gb} = \sigma_a + kd^{-1/2} \quad (5)$$

式中, σ_a 为纯 Al 的屈服强度,为 50~90 MPa; k 为常数,本合金属于 7000 系铝合金,一般取 $k=0.12 \text{ MPa/m}^{1/2[30]}$; d 为晶粒的平均尺寸,由图 6 固溶后合金的组织,结合 Nano Measurer 软件统计得出晶粒平均尺寸约为 23.53 μm ,由于时效温度相对较低(120 $^{\circ}\text{C}$),铝合金在时效过程中晶粒尺寸几乎不会有变化,故晶粒尺寸选择 23.53 μm 。将以上数据带入公式(5)中可得出该部分对合金屈服强度贡献为 74.74~114.74 MPa。

合金固溶强化部分可由公式(6)^[6]表示:

$$\sigma_{ss} = MGb\epsilon_{ss}^2\sqrt{c} \quad (6)$$

上式中, $M=3$ 为平均取向因子; G 是合金的剪切模量,对于本合金取 $G=26 \text{ GPa}$; b 是柏氏矢量的大小,对于本合金为 0.286 nm; ϵ_{ss} 为晶格应变; c 为元素浓度。在本合金中,Zn、Mg、Cu 3 种主要元素对屈服强度贡献较大,其理论贡献分别为 2.9、18.6 和 13.6 MPa/wt%^[6]。而元素对固溶强化后合金强度的提升近似于其元素浓度与理论贡献值的乘积,故经计算得出 3 种元素对强度的提升分别为 23.2、55.8、14.28 MPa,合计 93.28 MPa。将 σ_{gb} 与 σ_{ss} 作为合金固有强度,为 168.02~208.02 MPa,根据本合金经过 490 $^{\circ}\text{C}/10 \text{ min}$ 固溶后的屈服强度为 458.61 MPa,减去 σ_{gb} 和 σ_{ss} ,可得出未完全再结晶与部分未完全固溶进基体的元素(部分剩余第二相)对强度提升(标记为 σ_r)为

图 12 490 $^{\circ}\text{C}/10 \text{ min}$ 固溶和 120 $^{\circ}\text{C}/30 \text{ h}$ 时效后合金的拉伸断口形貌Fig.12 Tensile fracture morphologies of the alloy after solution treatment at 490 $^{\circ}\text{C}$ for 10 min and aging at 120 $^{\circ}\text{C}$ for 30 h: (a) tensile fracture diagram; (b) partial enlarged image

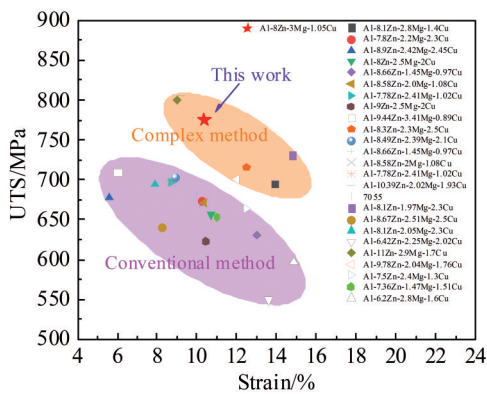


图 13 Al-Zn-Mg-Cu 合金性能统计图
Fig.13 Statistical chart of properties of Al-Zn-Mg-Cu alloys

250.59~290.59 MPa。

由于合金在经过固溶处理后的位错密度较低,对性能影响不大,故该部分强化效果 σ_{dis} 可忽略不计^[6]。

合金的沉淀强化部分可由公式(7)^[6]表示:

$$\sigma_p = 0.6MGb \frac{2\sqrt{f_v}}{D_p/\frac{\pi}{4}} \quad (7)$$

式中, $M=3$ 为平均取向因子; G 是合金的剪切模量,对于本合金取 $G=26\text{ GPa}$; b 是柏式矢量的大小,对于本合金为 0.286 nm ; f_v 为时效过程中析出相体积分数; D_p 是析出相的平均尺寸。经 TEM 图片分析可以得出析出相的平均晶粒尺寸约为 6.40 nm ,沉淀相体积分数约为 1.13% 。经计算,沉淀强化对屈服强度贡献为 348.48 MPa 。

将以上结果相加,得出合金理论屈服强度为 807.10 MPa ,实际实验屈服强度为 729 MPa ,与计算结果相差不足 10% 。

上述分析表明,在本合金的强化机制中,沉淀强化的贡献最大,固溶强化和晶界强化的贡献较小,大小均为 100 MPa 左右。强度贡献分布如图 14 所示。

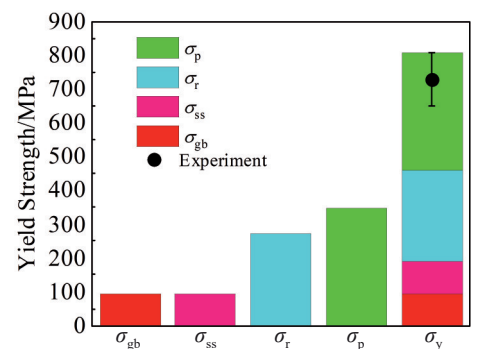


图 14 计算结果与实际屈服强度的比较
Fig.14 Comparison between calculated results and actual yield strength

5 结论

1)根据 Zn 固溶度当量经验准则和 Zn/Mg 质量比设计了 Al-8Zn-3Mg-1.05Cu-0.3Sc-0.3Zr-0.1Ti 铝合金,铸态合金的组织中存在细小的 α 相、 η (MgZn₂)相、T(AlZnMgCu)相和 Al₃(Sc,Zr)相。

2)该合金经过冷轧退火和固溶处理后,组织为含有细小晶粒的未完全再结晶状态,添加的合金元素基本固溶到基体中。冷轧后的合金经过 $490\text{ }^{\circ}\text{C}/10\text{ min}$ 固溶处理后,抗拉强度达到 616.7 MPa ,伸长率为 15.6% 。固溶处理后的合金经过 $120\text{ }^{\circ}\text{C}/30\text{ h}$ 的峰值时效处理后,组织中析出了高密度细小的 η 相, η 相的平均尺寸为 6.40 nm ,此时合金的屈服强度达到 729 MPa ,抗拉强度达到 775 MPa ,伸长率为 10.37% 。

3)根据合金的不同的强化机制利用对应强化模型对各种强化机制贡献进行了计算,结果表明,对于 Al-Zn-Mg-Cu 合金,沉淀强化的贡献最大,为 348.48 MPa ,而固溶强化和晶界强化的贡献较小,均为 100 MPa 左右。

参考文献 References

[1] Wang Lingjiao, Li Xiaoqiang, Pan Cunliang et al. *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2023, 52(3): 867
[2] Guo Fuqiang, Duan Shuwei, Pan Yuzhe et al. *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2023, 23: 5807
[3] Zang Chenyang, Xiao Wenlong, Fu Yu et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2023, 952: 170023
[4] Chen T K, Shun T T, Yeh J W et al. *Surface and Coatings Technology*[J], 2004, 188–189: 193
[5] Lin Yujin(林玉金), Xia Peng(夏鹏), Zhou Nan(周楠) et al. *Aluminum Fabrication(铝加工)*[J], 2022(6): 45
[6] Zou Y, Wu X D, Tang S B et al. *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2021, 85(26): 106
[7] Fang H C, Chao H, Chen K H. *Materials Science and Engineering A*[J], 2014, 610: 10
[8] Xiong B Q, Zhang Y A, Zhu B H et al. *Materials Science Forum*[J], 2005, 475–479: 2785
[9] Bao Guoning, Xu Xiaojing, Hua Yinqun et al. *Journal of Wuhan University of Technology(Materials Science)*[J], 2023, 38(5): 1161
[10] Wang Shaohua(王少华), Wu Xiaohui(武晓辉), Liang Shuang(梁爽) et al. *Hot Working Technology(热加工工艺)* [J], 2024, 53(6): 112
[11] Xu Chunjie(徐春杰), Ma Dong(马东), Li Yan(李岩) et al. *Transactions of Materials and Heat Treatment(材料热处理学报)*[J], 2020, 41(5): 66
[12] Shi Lei(石磊), Liu Chongyu(刘崇宇), Xiao Jijin(肖济金) et al. *Transactions of Materials and Heat Treatment(材料热处理学报)*[J], 2022, 43(6): 50
[13] Ouyang Hui(欧阳惠). *Influence of Zn/Mg Ratio on Quench Sensitivity of Al-Zn-Mg-Cu Alloy(Zn/Mg 比对 Al-Zn-Mg-Cu 合金淬火敏感性的影响)*[D]. Changsha: Central South University,

- 2013
- [14] Chen Dahui(陈大辉), Chen Zheng(陈 铮), Nie Jingjiang(聂景江) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2020, 49(7): 2319
- [15] Huang Lanping(黄兰萍), Chen Kanghua(陈康华), Li Song(李松). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2009, 38(10): 1778
- [16] He Yongdong(贺永东), Zhang Xinming(张新明). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2009, 38(11): 1945
- [17] Liu T, He C N, Li G *et al. International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials*[J], 2015, 22(5): 516
- [18] Li Heng(李 亨), Tang Kai(唐 锴), Wang Han(王 汉) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2021, 31(9): 2403
- [19] Li Chengbo(李承波), Han Suqi(韩素琦), He Kezhun(何克准) *et al. Special Casting & Nonferrous Alloys*(特种铸造及有色合金)[J], 2016, 36(12): 1248
- [20] Liu Xiaotao(刘晓涛), Wang Qunjiao(王群骄), Zhang Yunlong(张云龙) *et al. Light Alloy Fabrication Technology*(轻合金加工技术)[J], 2023, 51(10): 14
- [21] Long Zhiyong(龙智勇). *Effect of Pre-treating on Microstructure and Properties of Asynchronous Rolling 6016 Al Alloy Sheet*(预处理对 6016 铝合金异步轧制板材微结构及性能的影响)[D]. Guangzhou: Guangdong University of Technology, 2020
- [22] Xu Zhen, Ma Tingyue, Liu Yang *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2020, 49(12): 4064
- [23] Zhong Shibiao, Han Shuang, Chen Jiqiang *et al. Materials Today Communications*[J], 2022, 31: 103260
- [24] Guo Fuqiang, Duan Shuwei, Pan Yuzhe *et al. Corrosion Science*[J], 2023, 210: 110821
- [25] Wang Rui, Wang Dongtao, Nagaumi Hiromi *et al. Journal of Materials Science & Technology*[J], 2024, 180: 102
- [26] Jiang Haitao, Xing Hui, Xu Zihan *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2023, 947: 169246
- [27] Dai P, Luo X, Yang Y Q *et al. Progress in Natural Science: Materials International*[J], 2020, 30(1): 63
- [28] Lin Lianghua(林亮华), Liu Zhiyi(刘志义), Han Xiangnan(韩向楠). *Journal of Central South University, Science and Technology* (中南大学学报, 自然科学版)[J], 2020, 51(2): 301
- [29] Yang Y, Tan P, Sui Y D *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2021, 867: 158920
- [30] Ma K K, Wen H M, Hu T *et al. Acta Materialia*[J], 2014, 62(5): 141

Design and Research on Al-Zn-Mg-Cu Alloy with Ultra-high Strength and Good Plasticity Matching

Wang Yanjing, Zhang Wendong, Xu Zaidong, Xu Rongzheng, Ma Huanchen, Tang Jinnong
(Shenyang Aerospace University, Shenyang 110136, China)

Abstract: An Al-8Zn-3Mg-1.05Cu alloy was designed according to the solid solubility of Zn, Mg and Cu elements in Al matrix. Then, the hot-rolled plate was subjected to solid solution treatment. The results of SEM and XRD show that the solid-solution microstructure with only a small amount of compound residue is obtained after solid solution treatment. Subsequent cold rolling, solid solution and aging treatment of the alloy were carried out. The EBSD results indicate that the alloy obtains incompletely recrystallized structure after cold rolling and solid solution treatment. The KAM diagram shows that the dislocation density in the incompletely recrystallized zone is high. The alloy after solid solution treatment exhibits favorable tensile properties, with the yield strength of 458.61 MPa and elongation of 15.6%. The TEM results after aging treatment show that a large number of fine MgZn_2 phases are precipitated in the microstructure. The average size of MgZn_2 phase is about 6.40 nm, which is notably smaller than that in the reported alloys. After aging treatment, the alloy obtains ultra-high strength and good plasticity with the yield strength and elongation of 729 MPa and 10.37%, respectively. The strength composition of the alloy was calculated, and the precipitation strengthening contribution value of fine MgZn_2 phase is 348.48 MPa. The calculated yield strength value matches well with the experimental value.

Key words: solid solubility equivalent; cold rolling; solid solution and aging; strength contribution

Corresponding author: Wang Yanjing, Ph. D., Professor, School of Materials Science and Engineering, Shenyang Aerospace University, Shenyang 110136, P. R. China, Tel: 0086-24-89724198, E-mail: wangyj@sau.edu.cn