引用格式：王艳晶，马寰宸，徐再东，等.Al-12Zn-2Mg-0.5Cu-0.3Sc超高强度铝合金的组织和拉伸性能[J].材料工程，2025，53(12)：220-229.
WANG Yanjing, MA Huanchen, XU Zaidong, et al. Microstructure and tensile properties of Al-12Zn-2Mg-0.5Cu-0.3Sc ultra-high strength aluminum alloy[J].Journal of Materials Engineering, 2025, 53(12): 220-229.

Al-12Zn-2Mg-0.5Cu-0.3Sc超高强度铝合金的组织和拉伸性能

Microstructure and tensile properties of Al-12Zn-2Mg-0.5Cu-0.3Sc ultra-high strength aluminum alloy

王艳晶*，马寰宸，徐再东，农智升，袁晨航，张文东
（沈阳航空航天大学 材料科学与工程学院，沈阳 110136）
WANG Yanjing*, MA Huanchen, XU Zaidong, NONG Zhisheng, YUAN Chenhang, ZHANG Wendong
(School of Materials Science and Engineering, Shenyang Aerospace University, Shenyang 110136, China)

摘要：根据Zn、Mg、Cu在铝中的最大固溶度及沉淀强化相设计了Al-12Zn-2Mg-0.5Cu-0.3Sc超高强铝合金。对热轧开坯后的合金进行了冷轧以及后续热处理，探究高固溶度铝合金的最佳热处理工艺，以期获得良好的拉伸性能。利用OM、XRD、SEM观察分析合金的组织，利用万能拉伸试验机测试合金的室温拉伸性能。结果表明，冷轧后的合金经过470 ℃/1 h固溶处理后的组织为具有沿轧制方向拉长晶粒的不完全再结晶组织，对应的抗拉强度为599 MPa，伸长率达到15.4%；经过120 ℃/30 h时效处理后，组织中析出细小的η($MgZn_2$)和T(AlZnMgCu)强化相使合金的性能进一步提高，合金的抗拉强度达到736 MPa，伸长率达到10.6%。

关键词：高Zn含量；超高强度铝合金；轧制加工；时效处理；拉伸性能
doi：10.11868/j.issn.1001-4381.2022.000871 **CSTR**：32421.14.j.issn.1001-4381.2022.000871
中图分类号：TG146.21 **文献标识码**：A **文章编号**：1001-4381(2025)12-0220-10

Abstract: According to the maximum solid solubility of Zn, Mg, Cu in aluminum and their precipitation strengthening phases, Al-12Zn-2Mg-0.5Cu-0.3Sc high strength aluminum alloy is designed. The billet of this alloy is hot rolled followed by clod rolling and heat treatment to explore the optimal heat treatment process for aluminum alloy with high solid solubility to obtain good tensile properties. Optical microscopy (OM), X-ray diffractometry (XRD), and scanning electron microscopy (SEM) are used to observe and analyze the microstructure of the alloy under different heat treatment conditions, and universal tensile testing machine is used to test the tensile properties of the alloy at room temperature. The results show that after solution treatment of 470 ℃/1 h, the microstructure of the cold-rolled alloy is incomplete recrystallized with elongated grains along the rolling direction. The ultimate tensile strength of the alloy is 599 MPa, and the elongation reaches 15.4%. After aging treatment of 120 ℃/30 h, fine η ($MgZn_2$) and T(AlZnMgCu) strengthened phases precipitate in the microstructure, which further improve the properties of the alloy. The corresponding tensile strength reaches 736 MPa, and the elongation is 10.6%.

Key words: high Zn content; ultra-high strength aluminum alloy; rolling process; aging treatment; tensile property

Al-Zn-Mg-Cu系铝合金具有高强度、低密度、较好的断裂韧性和良好的加工性能，广泛应用于军事、航空航天和交通等多个领域[1-4]，高强韧性一直是该类铝合金追求的重要指标。研究者通过调整合金成分、成型工艺、热处理工艺等多种途径，利用多种强化机制改善Al-Zn-Mg-Cu基铝合金的性能。在调控合金

成分方面，戴晓元等[5]研究了高Zn含量Al-8.90Zn-2.42Mg-2.45Cu(质量分数/%，下同)合金，在T6时效后抗拉强度达到678 MPa，伸长率达5.6%。Wen等[6]设计了Al-9.78Zn-2.04Mg-1.76Cu合金，时效后合金的抗拉强度为701 MPa，伸长率为12%。Zou等[7]研究发现改变Zn/Mg原子比值可以缩短达到峰值强度时间，当Zn/Mg为2.86时Al-8Zn-2.8Mg-1Cu合金时效后的抗拉强度为609 MPa，伸长率为6%。焦慧彬等[8]、刘闪光等[9]和Xiao等[10]探究了Mn、Zr、Sc微量元素对合金的影响，Mn和Zr元素有效地抑制再结晶，0.07%Zr和0.07%Sc的添加使抗拉强度提升133 MPa，通过细晶强化、亚结构强化及形成$Al_3(Sc,Zr)$相实现弥散强化提升合金性能。目前在改善成型工艺的研究上，Xiong等[11]采用喷射沉积方法使Al-11Zn-2.9Mg-1.7Cu抗拉强度达到810 MPa，伸长率达到9%。Ma等[12]采用粉末冶金工艺研究复合SiC-7.0/Al-6.5Zn-2.8Mg-1.7Cu，时效后合金抗拉强度为686 MPa，伸长率为3.1%。在加工工艺及改善热处理制度上，李民等[13]和王勇[14]采用轧制加工工艺，Al-6.2Zn-2.8Mg-1.6Cu、Al-5.89Zn-2.16Mg-1.99Cu合金的抗拉强度分别为596 MPa和552 MPa，伸长率分别为14.88%和17.5%。王井井等[15]探究了Al-7.5Zn-1.6Mg-1.3Cu合金不同时效工艺，合金最高抗拉强度达到663 MPa，伸长率为12.4%。

综上所述，Al-Zn-Mg-Cu系超高强度铝合金强度可达700 MPa，甚至800 MPa，并保持较高伸长率的能力。现有研究中，通过调控合金成分、微合金化、热处理等传统方法，同时采用喷射沉积、粉末冶金等非传统工艺合金的抗拉强度最高可达到800 MPa以上。基于Al-Zn-Mg-Cu系铝合金的研究现状，获得超高强铝合金的工艺较为复杂，并且在成分上仅通过改变元素的含量，合金成分设计目的性不强。基于该问题，本工作从合金成分设计入手，根据热力学相图，利用最大固溶度及元素间相互作用效能调控Zn、Mg、Cu的含量，结合多组元微合金化的方法设计超高强度铝合金成分，并采用相对简单的轧制工艺和热处理手段来提升合金性能。

1　实验材料与方法

1.1　合金成分设计

Zn、Mg和Cu是时效后影响强度的主要元素，它们共同添加会形成η($MgZn_2$)和T(AlZnMgCu)相。Cu元素的添加还能促进η相的形成，提高合金的强度，同时产生强化S(Al_2CuMg)相。这些相的分布、形态和尺寸决定最终时效后合金的性能。经过固溶处理后时效析出的次生相分布更加弥散，尺寸更加细小，而固溶处理后不能固溶到基体中残留在晶界处的低熔点共晶相的尺寸较大，会强烈降低合金塑性，因此在固溶处理过程中要求最大程度地将Zn、Mg和Cu固溶到Al基体中而尽量不产生残余共晶相，同时尽可能多地加入3种合金元素以获得足够数量的时效强化相。针对以上问题，以最大固溶度为原则调控约束3种合金元素的含量。根据Al-Zn相图、Al-Mg相图和Al-Cu相图，Zn、Mg、Cu在Al中的最大固溶度分别为32.4%、15.9%、5.65%[16]。定义Zn固溶度为当量，将Mg、Cu在Al中的固溶度换算为Zn在Al中的固溶度，即用(Zn在Al中的固溶度/Mg在Al中的固溶度)和(Zn在Al中的固溶度/Cu在Al中的固溶度)。为避免高合金化所导致加工及成本问题，控制Zn当量在Al中总含量≤20%，即得式(1)。此外，根据Zn-Mg二元相图，研究发现[17-18]当Zn/Mg质量比大于5∶1时，适当地提高Zn/Mg质量比可以使强化相η($MgZn_2$)的含量增加，从而提高合金的强度，但会降低合金的塑性和断裂韧性。通过确定Zn/Mg质量比，进一步调控合金的成分，如式(2)所示。联立式(1)，(2)，考虑到过量的Zn会降低合金的耐腐蚀性，取Zn含量为12%。

$$w_{Zn}+2.03w_{Mg}+5.73w_{Cu}\leqslant 20\% \quad (1)$$

$$m_{Zn}/m_{Mg}=6 \quad (2)$$

对设计的成分(Al-12Zn-2Mg-0.5Cu)进行计算，确认Zn当量总含量≤20%。研究发现[10]，通过复合添加Sc、Zr、Ti和B，形成非均匀形核的核心而细化晶粒。Mn作为过渡族元素可以提高再结晶温度，使合金在热加工及热处理后保持不完全再结晶状态。因此在主元素之外添加0.3%Sc及Ti、Mn、Zr、B等微量元素。

1.2　实验过程与方法

实验所用原料为纯铝锭(99.99%)、纯锌锭(99.99%)、纯镁锭(99.99%)、Al-50Cu、Al-2Sc、Al-10Mn、Al-5Ti-1B、Al-5Zr中间合金。采用SG-5-12型坩埚电阻炉制备合金，浇铸到烘干后的模具中，实验所用的Al-12Zn-2Mg-0.5Cu-0.3Sc铝合金，实际化学成分如表1所示。铸锭经过450 ℃/8 h均匀化处理后，使用DK7735线切割机切出100 mm×30 mm×10 mm轧制试样，采用热轧工艺，将试样从10 mm轧成4 mm厚的板材，冷轧继续加工至2 mm厚。在轧板上沿轧制方向切取拉伸试样，每种热处理工艺切取3个拉伸试样，拉伸试样尺寸如图1所示，同时沿轧制方向切取2 mm×2 mm的试样用于金相观察、XRD检测。切取质量为25 mg的铸态合金，使用差热分析仪

(DSC)确定合金的相变温度。根据合金最低相变点温度设计热处理工艺,实验方案流程如图 2 所示。采用 Keller 试剂腐蚀试样 10~20 s,利用 Olympus 光学显微镜和 JSM-6700 扫描电子显微镜观察试样微观组织和拉伸断口形貌;拉伸试样标距段长为 8 mm,使用 CMT-5305GL 万能拉伸试验机在室温下进行拉伸实验;采用 Ultima Ⅳ型 X 射线衍射仪对相组成进行分析,扫描范围为 10°~90°,扫描速度为 10 (°)/min。

表 1 Al-12Zn-2Mg-0.5Cu-0.3Sc 铝合金实际化学成分(质量分数/%)

Table 1 Chemical compositions of Al-12Zn-2Mg-0.5Cu-0.3Sc alloy (mass fraction/%)

Zn	Mg	Cu	Sc	Ti	Mn	Zr	B	Al
11.85	1.98	0.54	0.31	<0.1	<0.1	<0.1	<0.02	Bal.

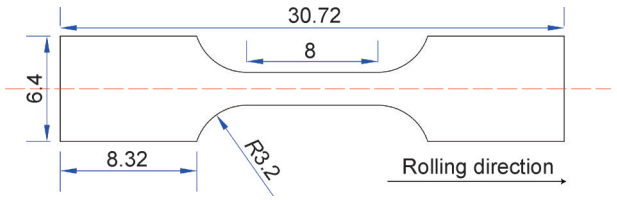


图 1 拉伸测试试样尺寸

Fig.1 Size of tensile sample

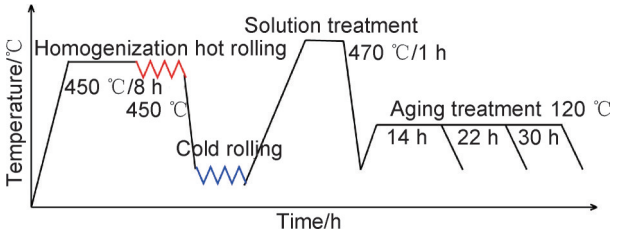


图 2 实验工艺流程图

Fig.2 Flow diagram of experimental process

2 结果分析与讨论

2.1 铸锭均匀化

图 3 为 Al-12Zn-2Mg-0.5Cu-0.3Sc 铸态合金的显微组织,晶粒较细,尺寸约为 40~60 μm,铸锭晶粒的细化,主要由于 Sc 原子半径较大,在凝固时易于形成过饱和固溶体,残留未溶入基体中的 Sc 原子向晶界处聚集,阻碍其他合金元素的扩散,抑制晶粒长大[10]。晶界中存在溶质原子聚集,如图 3 中箭头所示,当 Zn/Mg 质量比>2.2 时[19],合金的铸态组织易于形成 η 相而不是 S、T 相,并且当 Cu 含量低于 1% 时,Cu 元素通常以固溶形式存在合金中,而不形成富 Cu 相。由此可以推断晶界处主要由于粗大的 η 相以及其他第 2 相如 S、T 相成分偏析,不利于后续的合金变形。铸锭均匀化的目的:一方面通过均匀化消除偏析,使粗大的第 2 相溶入基体中;另一方面有研究表明[19]均匀化后,在晶界上析出的次生 Al_3Sc 相钉扎在晶界处和作为异质形核的核心有利于晶粒的形核或阻碍晶粒的粗大,起到细化晶粒的作用。图 4 为使用 JMatPro 软件模拟计算 η 相随温度变化曲线,当按照设计的合金含量添加后,合金中生成 η 相,随温度的升高相含量逐步下降。图 4 的结果表明,η 相熔点为 454.71 ℃。图 5 为铸态 Al-12Zn-2Mg-0.5Cu 合金的 DSC 曲线,图中共有 2 个吸热峰分别为 476 ℃和 645 ℃,根据 Liu 等[20]的研究,这 2 个吸热峰分别对应平衡相(η 相)的溶解和合金的熔点。为避免第 2 相过烧,选取略低于理论计算熔点值 450 ℃为均匀化温度。

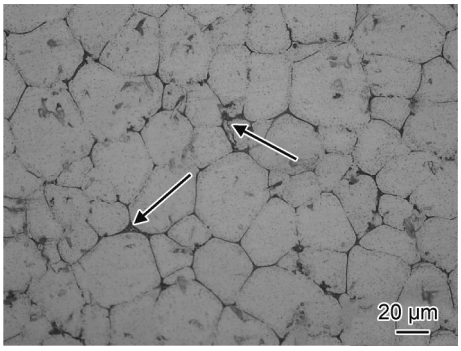


图 3 Al-12Zn-2Mg-0.5Cu-0.3Sc 的合金铸态组织

Fig.3 Microstructure of as-cast Al-12Zn-2Mg-0.5Cu-0.3Sc alloy

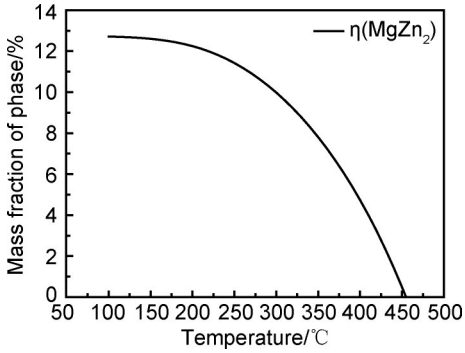


图 4 JMatPro 计算 $MgZn_2$ 温度变化曲线

Fig.4 Temperature curve of $MgZn_2$ calculated by JMatPro

2.2 轧制固溶后合金的组织与性能

热轧加工中的动态再结晶过程可以起到消除铸造缺陷和均匀组织的效果。之后的冷轧加固溶过程,通过调整固溶温度和时间可获得性能更优良的未完全再结晶组织。但由于该合金元素含量高,难以对铸态合金直接进行大变形量的冷轧。因此需对合金进行 20% 压下量的热轧开坯,随后采用冷轧加

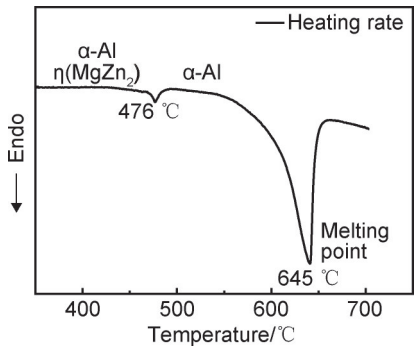


图5　铸态 Al-12Zn-2Mg-0.5Cu-0.3Sc 合金 DSC 曲线

Fig.5　DSC curves of as-cast Al-12Zn-2Mg-0.5Cu-0.3Sc alloy

固溶的方法。图 6 为低倍和高倍下轧制后 Al-12Zn-2Mg-0.5Cu-0.3Sc 合金的显微组织，从图中可以看出，其组织由冷轧产生的沿着轧制方向拉长的 α-Al 晶粒及热轧后在晶界上空冷过程中析出的化合物组成。图 7 为冷轧后的 Al-12Zn-2Mg-0.5Cu-0.3Sc 合金在经过 450 ℃/1 h、470 ℃/1 h 固溶处理后的显微组织。从图 7(a)可以看出，经过 450 ℃/1 h 固溶后组织中的 α-Al 晶粒仍为拉长的变形晶粒，并且大量的晶间化合物没有固溶到基体中。而从图 7(b)可以看出，经过 470 ℃/1 h 固溶后组织中的 α-Al 晶粒大部分仍为沿轧制方向拉长状态的变形晶粒，并且晶间的化合物相基本固溶到晶粒内部，达到了良好的固溶状态。

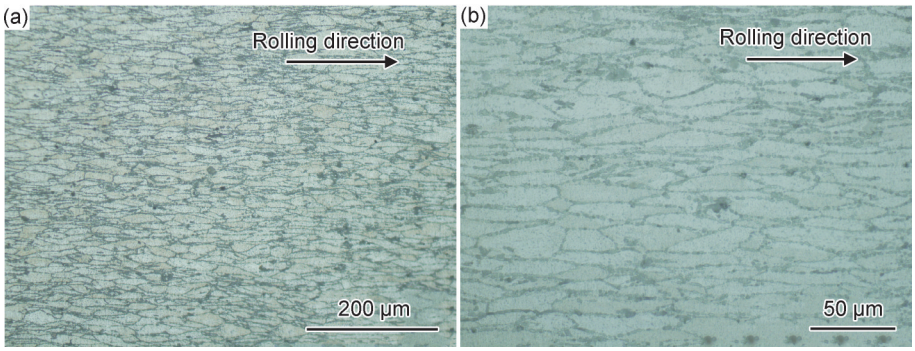


图6　Al-12Zn-2Mg-0.5Cu-0.3Sc 合金轧制后不完全再结晶低倍(a)和高倍(b)显微组织

Fig.6　Low(a) and high(b) magnification microstructures of incomplete recrystallization of Al-12Zn-2Mg-0.5Cu-0.3Sc alloy after rolling

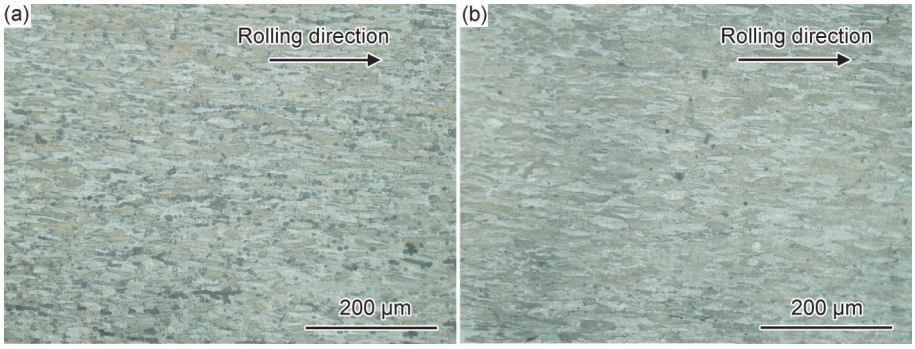


图7　Al-12Zn-2Mg-0.5Cu-0.3Sc 合金固溶处理后的显微组织

(a)450 ℃/1 h;(b)470 ℃/1 h

Fig.7　Microstructures of Al-12Zn-2Mg-0.5Cu-0.3Sc alloy after solid solution treatment

(a)450 ℃/1 h;(b)470 ℃/1 h

图 8 为冷轧后经不同条件固溶后 Al-12Zn-2Mg-0.5Cu-0.3Sc 合金的拉伸性能曲线。从图中可以看出，轧制态合金的强度较低，抗拉强度(UTS)为 357 MPa，伸长率为 14.2%。经 470 ℃/1 h 固溶处理后，合金的抗拉强度提升到 599 MPa，伸长率达到 15.4%。与轧制态的性能相比，固溶态合金的强度和塑性均有较大程度的提升。这是因为经过冷轧以及不完全再结晶退火后保留的部分加工硬化效应，即在微观组织中保留一定的亚结构使合金的强度得到提高，并且粗大化合物固溶到晶粒内部，一方面有利于合金塑性的提高，另一方面又可以增加固溶强化效应。而经过 470 ℃/3 h 和 490 ℃/1 h 固溶处理与 470 ℃/1 h 固溶处理相比，提高了固溶温度或者增加了固溶时间，但合金的强度降低，塑性也并没有进一步提高。由此可见，冷轧后的合金固溶处理宜采用 470 ℃/1 h。

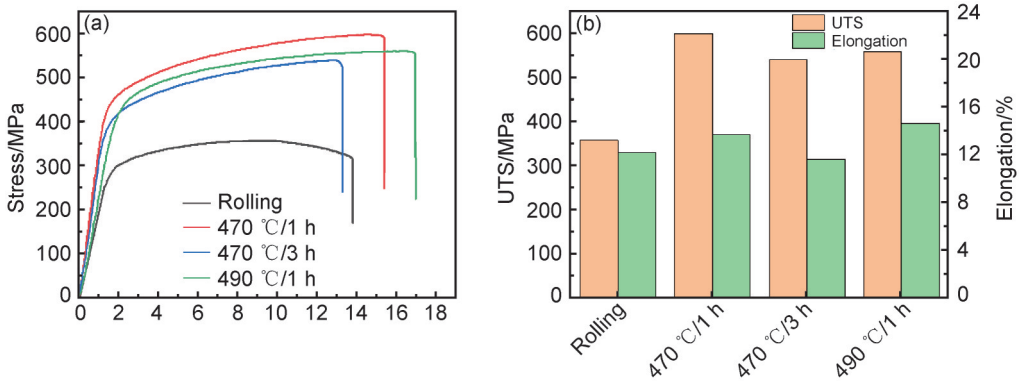


图 8 Al-12Zn-2Mg-0.5Cu-0.3Sc 合金轧制态与 470 ℃/1 h、470 ℃/3 h、490 ℃/1 h 固溶下的力学性能
(a)应力-应变;(b)抗拉强度-伸长率

Fig.8 Mechanical properties of Al-12Zn-2Mg-0.5Cu-0.3Sc after rolling and solid solution treatment of 470 ℃/1 h, 470 ℃/3 h, 490 ℃/1 h
(a)stress-strain; (b)UTS-elongation

2.3 时效后合金的组织与性能

图 9 为 Al-12Zn-2Mg-0.5Cu-0.3Sc 合金经 470 ℃/1 h-120 ℃/30 h 固溶时效处理后的 XRD 曲线。时效后析出的主要强化相为 $MgZn_2$(η)相,同时存在有 T(AlZnMgCu)相与 Al_3Sc 相。在 XRD 曲线中 Al 和 $MgZn_2$ 相强度峰差别很大,特别当 $MgZn_2$ 相含量低于 5% 时,很难找到 $MgZn_2$ 相的衍射峰存在[21],从图 9 可以看出,基体中析出 $MgZn_2$ 相峰强较为明显,证明时效后析出含量较大,这有利于合金强度的提升,验证了合金设计方法合理性。Al_3Sc 相的存在也对合金强化提供帮助,与基体共格的 $A1_3Sc$ 相大量弥散分布于晶粒内部和晶界处,一方面作为异质形核的核心,促使晶粒形核,并限制晶粒的长大,同时也可以有效地抑制轧制和固溶时效后内部晶粒的长大;另一方面具有钉扎效应,阻碍了位错的移动[9]。图 10 为 Al-12Zn-2Mg-0.5Cu-0.3Sc 合金经 470 ℃/1 h-120 ℃/30 h 固溶时效处理后的 BSE 显微照片。从图 10(a)中可以看出,基体中仅存难溶 Al_3Sc 相,固溶效果良好。图 10(c)为图 10(b)中 a 区域的局部放大图,图 10(d)为图 10(c)b 区域的局部放大图。图 10(d)箭头所指出的区域,结合表 2 分析 Zn/Mg 质量比接近 2,结合文献[22]判断为时效后晶粒内部有大量细小的 $MgZn_2$(η′)相,尺寸较小且分布均匀,可以有效地阻止位错移动,进而提升合金的强度与硬度,在时效过程中起到主要作用。图 11 为图 10(c)的 EDS 图谱,Zn、Mg 和 Cu 均匀分布在基体中。Al_3Sc 相[19]被认为是一种稳定的相,在热处理过程中几乎不会分解,均匀分布在晶体内部,导致沉淀形核位置增加,提升沉淀数量,进而提升合金强度。经过轧制工艺促进了沉淀形核,更多的形核位置使微观结构中的沉淀相均匀分布。

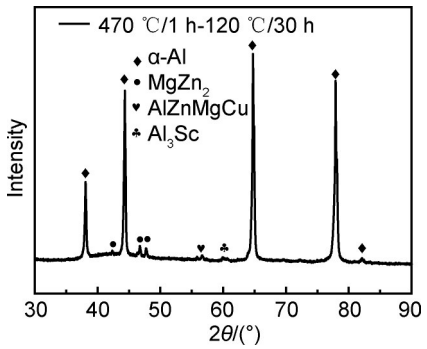


图 9 Al-12Zn-2Mg-0.5Cu-0.3Sc 合金经 470 ℃/1 h-120 ℃/30 h 热处理后的 XRD 图谱

Fig.9 XRD patterns of Al-12Zn-2Mg-0.5Cu-0.3Sc alloy after heat treatment of 470 ℃/1 h-120 ℃/30 h

图 12 为 Al-12Zn-2Mg-0.5Cu-0.3Sc 合金经 470 ℃/1 h 固溶后在不同时效温度下保温 14 h 后测得的拉伸性能。从图中可以看到,当时效温度为 120 ℃时,抗拉强度为 669 MPa,伸长率为 7.8%;当时效温度为 100 ℃时,抗拉强度达到 656 MPa、伸长率提升到 10.4%;时效温度 140 ℃时,抗拉强度下降到 559 MPa,但伸长率提升到 14.1%。从性能对比上看在 120 ℃时效下合金具有最高的强度并兼具一定的塑性。因此合金的最终时效热处理温度确定为 120 ℃。

图 13 为 Al-12Zn-2Mg-0.5Cu-0.3Sc 合金在 120 ℃分别时效 14、22、30 h 后的拉伸性能曲线。从图中可以看出随着时效时间的延长,合金的抗拉强度逐步提升,伸长率也随之增长。在时效 30 h 后抗拉强度达到 736 MPa,伸长率达到 10.6%。

在 470 ℃/1 h-120 ℃/30 h 的固溶时效工艺下,对应合金的强度达到峰值,试样的拉伸断口宏观和微观形貌如图 14 所示。从图 14(b)中看出韧窝细小、较深,并伴随出现解理平台。可以推断合金发生穿晶断裂和沿晶断裂 2 种方式。韧性断裂由断裂面上韧窝的大

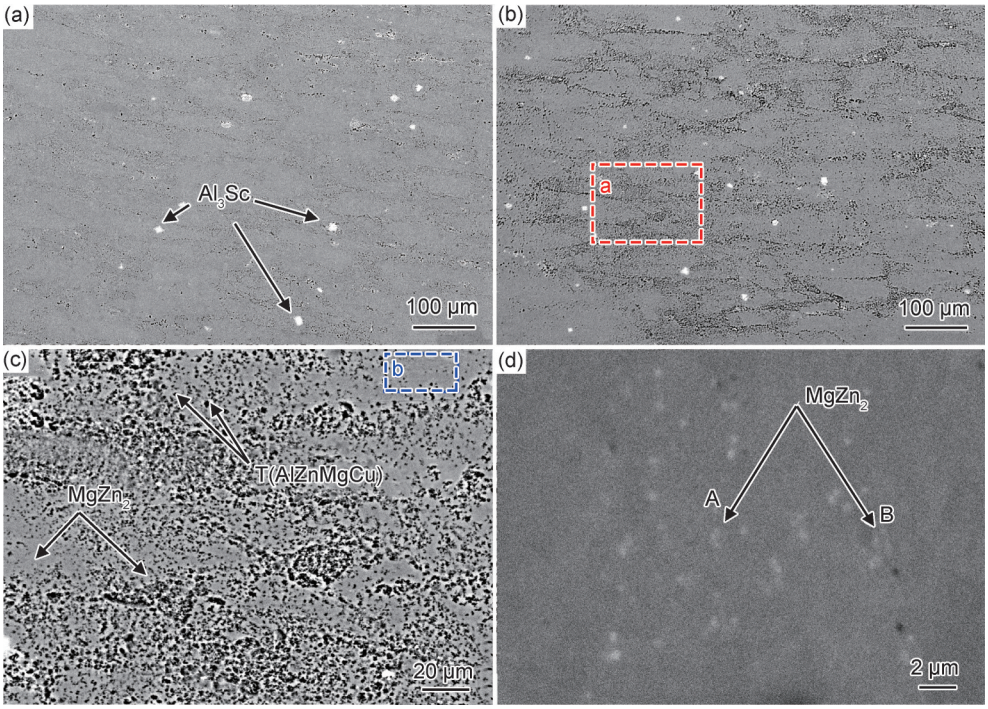


图 10　Al-12Zn-2Mg-0.5Cu-0.3Sc 合金固溶时效处理后的BSE照片

(a)470 ℃/1 h固溶;(b)470 ℃/1 h-120 ℃/30 h;(c)图(b)中a区域局部放大图;(d)图(c)中b区域局部放大图

Fig.10　BSE patterns of Al-12Zn-2Mg-0.5Cu-0.3Sc alloy after aging treatment

(a)470 ℃/1 h solid solution;(b)470 ℃/1 h-120 ℃/30 h;(c)partial enlarged view of area a in Fig.(b);(d)partial enlarged view of area b in Fig.(c)

表 2　图 10(d)中 A 和 B 点的 EDS 结果(原子分数/%)

Table 2　EDS results of points A and B in Fig.10(d)

(atom fraction/%)

Position	Al	Zn	Mg	Cu	Sc	Ti	Mn	Zr
A	91.97	4.87	2.21	0.39	0.13	0.22	0.18	0.03
B	92.52	4.76	2.08	0.42	0.19	—	—	0.03

小、数量和分布决定,因此,更深、更细、分布更均匀的韧窝证明试样具有更好的伸长率[23]。根据图 14(b)上所存在的韧窝特性与解理平台,与拉伸性能相互印证,表明材料具有良好的韧性。对断口进行成分分析,可以发现韧窝中有未溶入基体的S相。从图 14(c)中可以发现,韧窝中存在脆性相粒子,这种粗糙的第 2 相粒子,容易引起应力集中,作为二次裂纹萌生的裂纹源[24-25]。

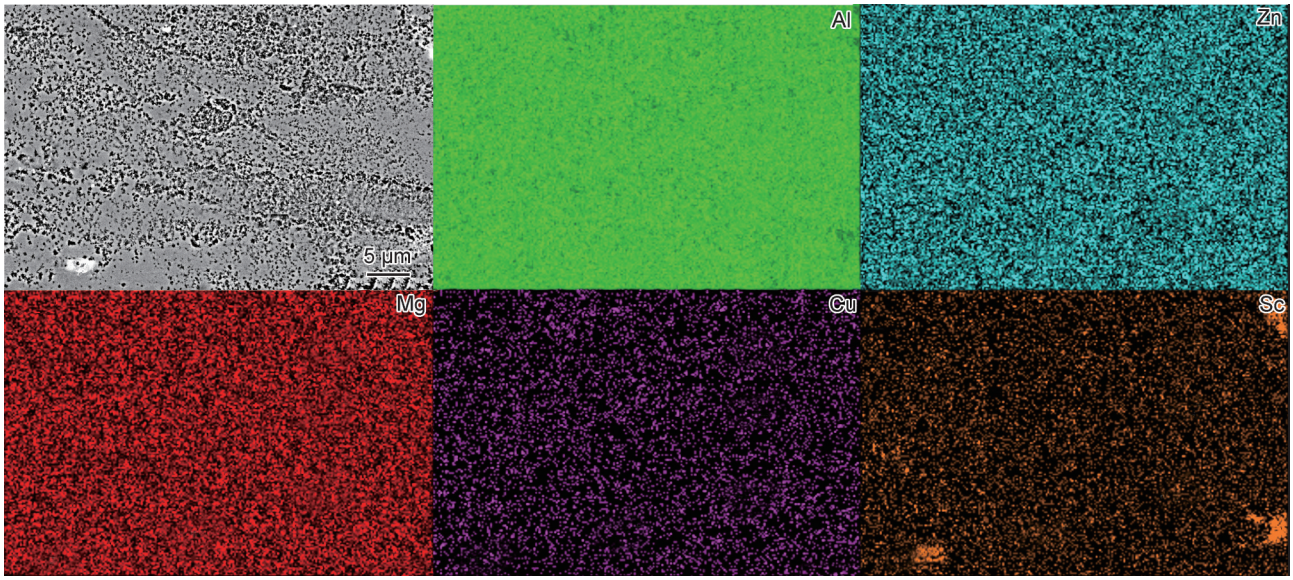


图 11　Al-12Zn-2Mg-0.5Cu-0.3Sc 经 470 ℃/1 h-120 ℃/12 h 热处理后的 EDS 图谱

Fig.11　EDS spectra of Al-12Zn-2Mg-0.5Cu-0.3Sc after heat treatment of 470 ℃/1 h-120 ℃/12 h after heat treatment

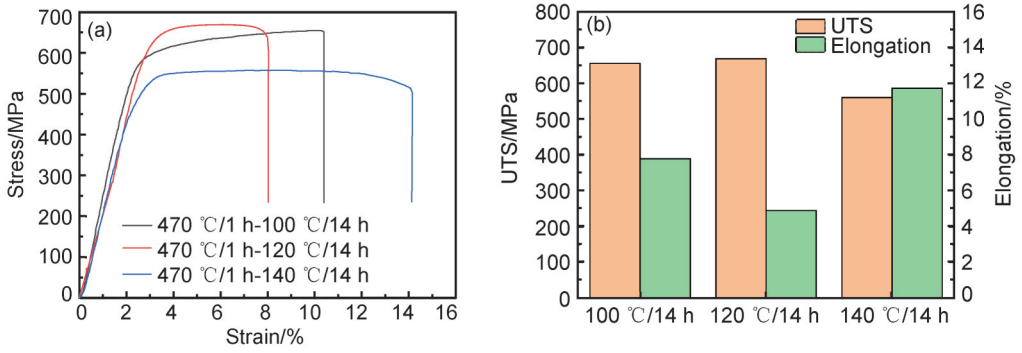


图 12 Al-12Zn-2Mg-0.5Cu-0.3Sc 合金经 100 ℃/14 h、120 ℃/14 h、140 ℃/14 h 时效后的拉伸性能
(a)应力-应变;(b)抗拉强度-伸长率

Fig.12 Tensile properties of Al-12Zn-2Mg-0.5Cu-0.3Sc after aging treatment of 100 ℃/14 h, 120 ℃/14 h, 140 ℃/14 h
(a)stress-strain; (b)UTS-elongation

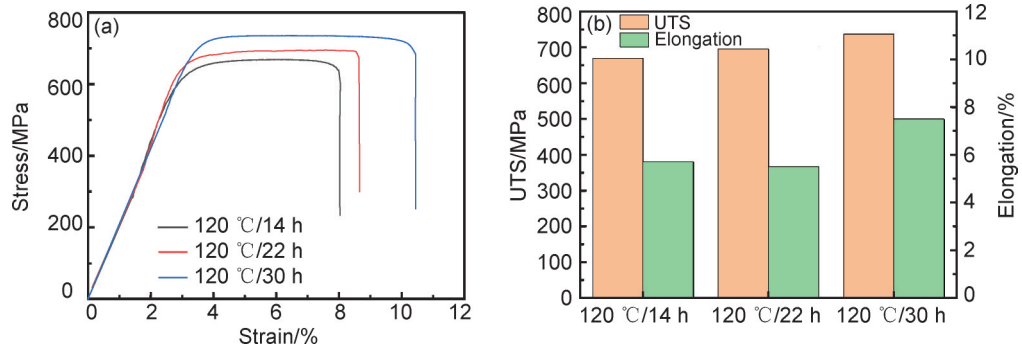


图 13 合金经 120 ℃/14 h, 120 ℃/22 h, 140 ℃/30 h 时效后的拉伸性能
(a)应力-应变;(b)抗拉强度-伸长率

Fig.13 Tensile properties after 120 ℃/14 h, 120 ℃/22 h, 140 ℃/30 h aging treatment
(a)stress-strain; (b)UTS-elongation

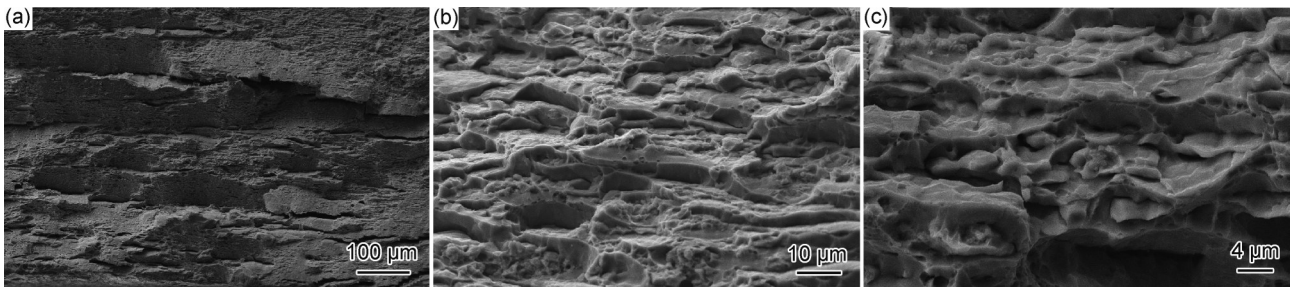


图 14 470 ℃/1 h-120 ℃/30 h 热处理后 Al-12Zn-2Mg-0.5Cu-0.3Sc 合金的拉伸断口宏观和微观形貌
(a)宏观形貌;(b)低倍;(c)高倍

Fig.14 Fracture surfaces of Al-12Zn-2Mg-0.5Cu-0.3Sc alloy after heat treatment of 470 ℃/1 h-120 ℃/30 h
(a)macromorphology; (b)low magnification; (c)high magnification

2.4 分析与讨论

本工作设计的高 Zn 含量 Al-12Zn-2Mg-0.5Cu-0.3Sc 铝合金,相比于仅调控合金成分、改善热处理制度或采用雾化沉积等复杂加工工艺手段提升合金力学性能有较好的优势。图 15 为本次实验设计的 Al-12Zn-2Mg-0.5Cu-0.3Sc 合金与传统合金 Al-Zn-Cu-Mg 的拉伸性能对比图,目前传统加工方式塑性普遍集中在 6%~16%,抗拉强度在 550~680 MPa,采用非传统方式提升合金性能使塑性集中在 10%~14%,抗拉强度在 550~800 MPa 范围内。通过对比明显看出本次实验所设计的新型合金,采用相对简单的加工工艺,并具有更好的力学性能。

Al-Zn-Mg-Cu 系铝合金强度的提升主要来源于晶界强化(σ_{gb})、固溶强化(σ_{ss})、沉淀强化(σ_{p})、位错强化(σ_{dis})[7]。Al-12Zn-2Mg-0.5Cu-0.3Sc 合金的强度可用式(3)表示,合金的晶界强化可用式(4)表示:

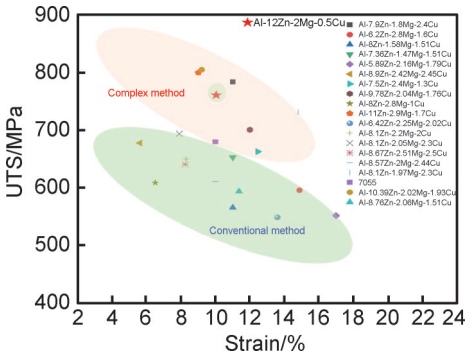


图15　Al-Zn-Mg-Cu合金的拉伸性能对比[18,26-28]

Fig.15　Comparison of tensile properties of Al-Zn-Mg-Cu alloys[18,26-28]

$$\sigma_y = \sigma_{gb} + \sigma_{ss} + \sigma_p + \sigma_{dis} \tag{3}$$

$$\sigma_{gb} = \sigma_\alpha + kd^{-1/2} \tag{4}$$

式中：σ_y为总强度和；σ_α=30～90 MPa为纯Al的屈服强度；k为Hall-Petch斜率，为常数，有研究发现[29]7000系铝合金峰值时效态的常数k=0.12 MPa/m$^{1/2}$；d为平均晶粒尺寸，结合图7(a)利用Image-pro Plus统计出固溶后较为明显的晶粒尺寸为17～23 μm，在较低120 ℃时效后合金的晶粒尺寸不会发生较大的改变，可作为时效后晶粒的尺寸。代入式(4)计算，对合金屈服强度的提升约为55～119 MPa。

合金的固溶强化可用式(5)[7]表示：

$$\sigma_{ss} = MGb\varepsilon_{ss}^{\frac{3}{2}}C^{\frac{1}{2}} \tag{5}$$

式中：M为泰勒因子；G为剪切模量；$\boldsymbol{b}$为伯氏矢量；ε_{ss}是晶格应变；c是元素浓度。在Al-Zn-Mg-Cu合金中，对于强度影响较大的初始固溶元素为Zn、Mg、Cu，其对屈服强度的理论贡献为Zn 2.9 MPa/%，Mg 18.6 MPa/%，Cu 13.6 MPa/%[7,12]。根据Ma等[29]研究结果，固溶强化提升强度近似于理论贡献值×元素浓度，计算后Zn提升34.8 MPa，Mg提升37.2 MPa，Cu提升6.8 MPa。根据本次实验470 ℃/1 h固溶后合金的屈服强度为442 MPa。将σ_{gb}与σ_{ss}作为合金固有强度约为134～198 MPa，计算出轧制后晶粒未完全再结晶与其余未固溶进基体中微量元素(剩余第二相)对强度的提升约为244～308 MPa。结合本次合金成分设计，采用高Zn含量与多组元元素相结合的设计方式，添加对固溶强化效应有良好提升效果的合金元素，有效提高了合金的固溶强度。位错密度在固溶后处于较低状态，几乎没有增强作用，位错强化的提升可以忽略[7]。

合金的沉淀强化可用式(6)[30]表示：

$$\sigma_p = 0.6MGb\frac{2\sqrt{f_v}}{D_p/\frac{\pi}{4}} \tag{6}$$

式中：f_v是沉淀相的体积分数；D_p是析出相的平均晶粒尺寸。根据本次实验结果，120 ℃/30 h时效后合金的屈服强度约为684 MPa，因固溶强化的贡献下降，可以推算时效后的析出相对于强度的贡献应大于242 MPa。根据Image-pro Plus软件统计，时效后析出相对于强度的贡献主要由1.8 μm的T相和0.5 μm的$MgZn_2$相和更为细小的$MgZn_2$相。

上述分析表明，Al-12Zn-2Mg-0.5Cu-0.3Sc合金的强化机制中，沉淀强化的贡献最大，而晶界强化和固溶强化的贡献较小。

3　结论

(1)根据Zn固溶度当量经验准则设计了Al-12Zn-2Mg-0.5Cu-0.3Sc铝合金。该合金经过冷轧和固溶处理后，获得了具有未完全再结晶状态的组织，合金元素基本固溶到基体中。

(2)该合金经过热轧开坯后，可以进行50%压下量的冷轧。冷轧后的合金经过470 ℃/1 h固溶处理后，抗拉强度和伸长率分别达到599 MPa和15.4%。经过120 ℃/30 h的峰值时效后，合金的抗拉强度和伸长率分别为648、736 MPa和10.6%。

(3)Al-12Zn-2Mg-0.5Cu-0.3Sc铝合金经470 ℃/1 h-120 ℃/30 h热处理后，合金的强化机制中沉淀强化的贡献最大，而晶界强化和固溶强化的贡献较小。

参考文献

[1] 王东，马宗义. 轧制工艺对7050铝合金显微组织和力学性能的影响[J]. 金属学报，2008，44(1)：49-54.
WANG D，MA Z Y. Effects of rolling process on microstructure and mechanical property of 7050 aluminum alloy[J]. Acta Metallurgica Sinica，2008，44(1)：49-54.

[2] ROMETSCH P A，ZHANG Y，KNIGHT S. Heat treatment of 7XXX series aluminium alloys-some recent developments[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China，2014，24(7)：2003-2017.

[3] KHAN M A，WANG Y，AFIFI M A，et al. Microstructure and mechanical properties of an Al-Zn-Cu-Mg alloy processed by hot forming processes followed by heat treatments[J]. Materials Characterization，2019，157：109901.

[4] SHOJAEI K，SAJADIFAR S V，YAPICI G G. On the mechanical behavior of cold deformed aluminum 7075 alloy at elevated temperatures[J]. Materials Science and Engineering：A，2016，670：81-89.

[5] 戴晓元，罗奕兵，石志豪，等. 不同淬火冷却介质对高锌7系铝合金组织性能的影响[J]. 矿冶工程，2012，32(6)：107-109.
DAI X Y，LUO Y B，SHI Z H，et al. Effects of quenching mediums on microstructures and mechanical properties of 7 series Al al-

loys with high Zn content[J]. Mining and Metallurgical Engineering, 2012, 32(6): 107-109.

[6] WEN K, FAN Y Q, WANG G J, et al. Aging behavior and precipitate characterization of a high Zn-containing Al-Zn-Mg-Cu alloy with various tempers[J]. Materials & Design, 2016, 101: 16-23.

[7] ZOU Y, WU X D, TANG S B, et al. Investigation on microstructure and mechanical properties of Al-Zn-Mg-Cu alloys with various Zn/Mg ratios[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2021, 85: 106-117.

[8] 焦慧彬,陈善达,陈送义,等. Mn和Zr对Al-Zn-Mg-Cu铝合金各向异性的影响[J]. 材料导报,2018,32(6):937-942.
JIAO H B, CHEN S D, CHEN S Y, et al. Effect of Mn and Zr on the anisotropy of Al-Zn-Mg-Cu aluminum alloy[J]. Materials Review, 2018, 32(6): 937-942.

[9] 刘闪光,李国爱,罗传彪,等. Sc元素对ZL205A合金组织和力学性能的影响[J]. 材料工程,2020,48(1):84-91.
LIU S G, LI G A, LUO C B, et al. Effect of Sc on microstructure and mechanical properties of ZL205A alloy[J]. Journal of Material Engineering, 2020, 48(1): 84-91.

[10] XIAO Q F, HUANG J W, JIANG Y G, et al. Effects of minor Sc and Zr additions on mechanical properties and microstructure evolution of Al-Zn-Mg-Cu alloys[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2020, 30(6): 1429-1438.

[11] XIONG B Q, ZHANG Y A, ZHU B H, et al. Research on ultra-high strength Al-11Zn-2.9Mg-1.7Cu alloy prepared by spray forming process[J]. Materials Science Forum, 2005, 475/479: 2785-2788.

[12] MA G N, WANG D, XIAO B L, et al. Effect of particle size on mechanical properties and fracture behaviors of age-hardening SiC/Al-Zn-Mg-Cu composites[J]. Acta Metallurgica Sinica (English Letters), 2021, 34(10): 1447-1459.

[13] 李民,李云,徐玉国,等. 固溶处理对7B04铝合金冷轧板组织性能的影响[J]. 金属热处理,2020,45(9):105-110.
LI M, LI Y, XU Y G, et al. Effect of solution treatment on microstructure and properties of cold rolling 7B04 aluminum alloy sheet[J]. Heat Treatment of Metals, 2020, 45(9): 105-110.

[14] 王勇. 轧制变形和双级时效对7050铝合金组织和性能的影响[J]. 热加工工艺,2015,44(17):142-145.
WANG Y. Influence of rolling deformation and double aging on microstructure and properties of 7050 aluminum alloy[J]. Hot Working Technology, 2015, 44(17): 142-145.

[15] 王井井,黄元春,刘宇,等. 时效工艺对Al-Zn-Mg-Cu-Zr-Er铝合金组织与耐腐蚀性影响[J]. 有色金属科学与工程,2018,9(2):47-55.
WANG J J, HUANG Y C, LIU Y, et al. Influence of aging treatment on the microstructure and corrosion properties of Al-Zn-Mg-Cu-Zr-Er aluminum alloy[J]. Nonferrous Metals Science and Engineering, 2018, 9(2): 47-55.

[16] 欧阳惠. Zn/Mg比对Al-Zn-Mg-Cu合金淬火敏感性的影响[D]. 长沙:中南大学,2013.
OU Y H. Influence of Zn/Mg ratio on quench sensitivity Al-Zn-Mg-Cu alloy[D]. Changsha: Zhongnan University, 2013.

[17] 晁代义,孙有政,刘晓滕,等. Zn/Mg比及时效温度对Al-Zn-Mg-Cu系合金析出行为的影响[J]. 材料导报,2019,33(增刊2):398-401.
CHAO D Y, SUN Y Z, LIU X T, et al. Effect of Zn/Mg ratio and aging temperature on precipitation behavior of Al-Zn-Mg-Cu aluminum alloy[J]. Materials Reports, 2019, 33(Suppl 2): 398-401.

[18] 燕云程,黄蓓,李维俊,等. Al-Zn-Mg-Cu系超高强度铝合金的研究进展[J]. 材料导报,2018,32(2):358-364.
YAN Y C, HUANG B, LI W J, et al. Research progress of Al-Zn-Mg-Cu ultra-high strength aluminum alloy[J]. Materials Reports, 2018, 32(2): 358-364.

[19] 李亨,唐锴,王汉,等. Al-Zn-Mg-Cu-Sc-Zr合金均匀化过程中的析出特性[J]. 中国有色金属学报,2021,31(9):2403-2411.
LI H, TANG K, WANG H, et al. Precipitation behavior of Al-Zn-Mg-Cu-Sc-Zr alloy during homogenization process[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2021, 31(9): 2403-2411.

[20] LIU T, HE C N, LI G, et al. Microstructural evolution in Al-Zn-Mg-Cu-Sc-Zr alloys during short-time homogenization[J]. International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials, 2015, 22(5): 516-523.

[21] ZHANG M, LIU T, HE C N, et al. Evolution of microstructure and properties of Al-Zn-Mg-Cu-Sc-Zr alloy during aging treatment[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2016, 658: 946-951.

[22] 徐春杰,马东,李岩,等. 多级时效对7055铝合金组织及力学性能的影响[J]. 材料热处理学报,2020,41(5):66-71.
XU C J, MA D, LI Y, et al. Effects of multistage aging on microstructure and mechanical properties of 7055 aluminum alloy[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2020, 41(5): 66-71.

[23] DAI P, LUO X, YANG Y Q, et al. High temperature tensile properties, fracture behaviors and nanoscale precipitate variation of an Al-Zn-Mg-Cu alloy[J]. Progress in Natural Science: Materials International, 2020, 30(1): 63-73.

[24] 林亮华,刘志义,韩向楠. 过时效态Al-Zn-Mg-Cu合金断裂韧性与显微组织分析[J]. 中南大学学报(自然科学版),2020,51(2): 301-308.
LIN L H, LIU Z Y, HAN X N. Analysis of fracture toughness and microstructure of Al-Zn-Mg-Cu alloy in overaged condition[J]. Journal of Central South University (Science and Technology), 2020, 51(2): 301-308.

[25] YANG Y, TAN P, SUI Y D, et al. Influence of Zr content on microstructure and mechanical properties of as-cast Al-Zn-Mg-Cu alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2021, 867: 158920.

[26] 任建平,宋仁国. 双级时效对7050铝合金力学性能及氢脆敏感性的影响[J]. 中国腐蚀与防护学报,2019,39(4):359-366.
REN J P, SONG R G. Effect of two-stage ageing on mechanical properties and sensitivity to hydrogen embrittlement of 7050 aluminum alloy[J]. Journal of Chinese Society for Corrosion and Protection, 2019, 39(4): 359-366.

[27] 施娟娟,陈忠家,谢元福,等. 回归再时效对7×××系铝合金强度及耐腐蚀性能的影响[J]. 铝加工,2020(1):13-17.
SHI J J, CHEN Z J, XIE Y F, et al. Effect of RRA on strength and corrosion resistance of 7××× aluminum alloy[J]. Aluminum Fabrication, 2020(1): 13-17.

[28] 向开云,丁立鹏,贾志宏,等. 喷射成形超高强Al-Zn-Mg-Cu合金研究进展[J]. 中国有色金属学报,2022,32(5):1199-1223.
XIANG K Y, DING L P, JIA Z H, et al. Research progress of ultra-high strength spray-forming Al-Zn-Mg-Cu alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2022, 32(5): 1199-1223.

[29] 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.

[30] DESCHAMPS A, BRECHET Y. Influence of predeformation and ageing of an Al-Zn-Mg alloy-Ⅱ. modeling of precipitation kinetics and yield stress[J].Acta Materialia,1998, 47(1): 293-305.

基金项目:辽宁省“兴辽英才计划”项目(XLYC2007075)
收稿日期:2022-10-19;**录用日期**:2023-03-10
通讯作者:王艳晶(1973—),女,教授,博士,主要研究方向为钛、铝等高性能轻合金的研究与开发,联系地址:辽宁省沈阳市沈北新区道义南大街37号沈阳航空航天大学材料科学与工程学院(110136),E-mail:wangyj@163.com

(本文责编:齐书涵)