

降低均匀化温度对2024合金T3态组织和性能的影响

王亚丽^{1,2}, 曹玲飞¹, 温庆红³, 蒋源¹, 吴晓东¹

(1. 重庆大学 材料科学与工程学院 教育部轻合金材料国际合作联合实验室, 重庆 400045)

(2. 西北有色金属研究院, 陕西 西安 710016)

(3. 西南铝业(集团)有限责任公司, 重庆 401326)

摘要: 本文研究了降低均匀化温度对2024-T3态合金组织和性能的影响。结果表明: 与工业化常规采用的490 °C/24 h均匀化工艺相比, 经430 °C/24 h和460 °C/24 h均匀化处理及轧制后, 合金残留粗大第二相的面积分数接近且皆高于前者。由于粗大第二相的粒子激发形核(particle stimulated nucleation, PSN)效应, 均匀化制度为430 °C/24 h和460 °C/24 h的合金在固溶淬火后再结晶分数更高且晶粒更为均匀细小。对3组合金进行硬度测试和拉伸试验, 发现三者的峰值硬度、抗拉强度、屈服强度以及延伸率都比较接近。因此适当降低均匀化温度能够提高晶粒尺寸均匀性、降低生产成本, 并且保持2024-T3态板材良好的拉伸性能; 490 °C/24 h的高温均匀化工艺可使T3态板材具有相对较好的塑韧性。

关键词: 2024铝合金; 均匀化温度; 粗大第二相; 微观组织; 拉伸性能

中图法分类号: TG146.21

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2026)02-0501-09

1 引言

铝合金具有密度低(2.6~2.8 g/cm³)、强度高、塑性好、成形性好、耐腐蚀性好及成本低等优点, 可以被制成各种型材、板材, 从而应用于机械制造、电力行业及航空航天等领域, 属于轻合金中应用最广泛、用量最多的合金^[1-5]。2XXX系合金Al-Cu-(Mg)系可热处理强化的变形铝合金^[6]。2024铝合金是其中较为常见的一种合金, 因其具有高强度、低比重、耐热性好及疲劳强度高等优点, 常用作飞机蒙皮、骨架、铆钉、螺旋桨元件以及其它各种结构件, 在航空航天、军工等领域有着其它金属材料不可取代的作用和地位^[7]。

2024铝合金中的Cu、Mg含量较高, 液态金属快速冷却后, 合金中的偏析严重, 铸锭中存在非平衡结晶相Al₂CuMg、Al₂Cu以及高熔点的富Fe相, 如AlFeMnSi相、AlCuFeMn相等^[8]。这些非平衡结晶组织会影响合金的变形性能, 并对后续的加工工艺以及性能具有稳定的遗传效应, 会一直延续到制成品的性能上^[9-12]。对2024变形铝合金而言, 由于对铸锭进行热加工只能使得组织破碎, 不能完全消除成分的微观不均一性, 因此必须对合金铸锭进行均匀化处理。均匀化处理能够消除铸锭在凝固过程中产生的枝晶偏析、区域偏析, 同时消除内应力, 使成分和组织均匀化, 防止在后续的热处理及变形工艺中发生断裂。

Zhou等^[13]定量研究了2024铝合金在不同均匀化状态下组成相的演化和析出行为。结果表明, 随着均匀化时间的延长, T-Al₂₀Cu₂Mn₃在基体内部不断析出, H1处理(445 °C/18 h+495 °C/2 h)后样品中T相的密度更高, 尺寸更细; 而H2(445 °C/18 h+495 °C/6 h)处理后样品中尺寸和体积分数较大的T相对再结晶晶粒生长的抑制作用更明显, 导致其晶粒更细小。Verlinden等^[14]指出, 随着均匀化温度的升高, 2024合金的峰值应力增加而延展性降低; 延长均匀化保温时间对合金的峰值应力几乎没有影响, 而延展性会有所提高。刘成等^[15]的研究表明, 2024合金的过烧温度为503.1 °C, 合金的最优均匀化制度为495 °C/24 h, 且该制度与均匀化动力学得到的结论一致。综上所述, 目前已有大量研究探究了2024铝合金的均匀化制度, 最佳的均匀化温度为490~495 °C, 最佳保温时间为24 h, 而对于低于最佳均匀化温度处理后的合金在后续轧制变形和固溶处理后的组织演变及其对最终力学性能的影响还有待探索。

合金中第二相的尺寸、形貌及分布状态是影响合金板材性能的关键因素。粗大的共晶相通常为脆性相, 塑性变形能力较差, 会在变形过程中产生应力集中从而导致微裂纹的产生, 恶化材料性能。第二相形貌和数量的变化首先发生在均匀化过程中, 均匀化处理对于第二相的控制起着关键作用, 为后续的加工过程奠定了良好的

收稿日期: 2025-02-11

基金项目: 国家重大攻关专项

作者简介: 王亚丽, 女, 1999年生, 硕士, 重庆大学材料科学与工程学院, 教育部轻合金材料国际合作联合实验室, 重庆 400045, E-mail: wyl528638254@163.com

基础。第二相粒子的形貌、尺寸分布也会在加工变形和热处理过程中发生进一步的变化,从而影响着合金的最终性能。因此本工作以2024铝合金为研究对象,首先通过改变均匀化温度来调控合金中微米级粗大第二相S相(Al_2CuMg)、 θ 相(Al_2Cu)和富Fe相(AlCuFeMnSi 相)的存在形态和数量;随后对合金进行轧制变形和固溶时效处理,对合金中的粗大第二相、晶粒结构等微观组织特征进行观察,揭示粗大第二相在加工过程中的演变规律;并对自然时效试样的拉伸性能和硬度进行测试,研究降低均匀化温度对T3态合金拉伸性能的影响,为优化2024铝合金力学性能的加工工艺提供新的想法和思路。

2 实验

试验材料为2024铝合金铸锭,其名义成分如表1所示。参考2024铝合金商用板材常用的工艺路线,本实验将不同均匀化处理(430 °C/24 h, 460 °C/24 h, 490 °C/24 h)后的3组合金,分别在460 °C下保温30 min,经4道次的热轧至厚度为4.5 mm;随后经过8道次的冷轧,得到厚度为1.6 mm,总压下量为89.3%的板材;接着对3组冷轧板进行固溶处理(495 °C/1 h),水淬后将其沿轧制方向使用冷轧机进行预变形,变形量为3%,最终得到3组均匀化制度不同厚度为1.55 mm的2024-T3态合金板材。实验的技术路线如图1所示。根据均匀化温度的不同,将按照图1中生产工艺制备的3组板材分别命名为H430、H460和H490。

本实验使用配备有电子背散射衍射(electron backscatter diffraction, EBSD)的TESCAN MIRI 3场发射扫描电子显微镜对样品的微观组织进行表征,结合EDS能谱分析对合金中的第二相进行物相鉴定。EBSD样品需进行电解抛光。电解液为高氯酸乙醇溶液($\text{HClO}_4\text{:C}_2\text{H}_5\text{OH}=1:9$, vol%),电压设置为20 V,电流控制在0.1 A左右,温度-15 °C,抛光时间约40 s。差示扫描量热法(differential scanning calorimetry, DSC)实验在梅特勒-托利多公司生产的DSC 3+专业型仪器上进行,升温速率为10 °C/min,测试温度范围为100~700 °C,保护气氛为Ar气体,选用

表1 实验合金名义成分

Table 1 Chemical composition of experimental alloy (wt%)

Cu	Mg	Mn	Fe	Si	Zn	Cr	Al
3.8~4.9	1.2~1.8	0.3~0.9	≤0.5	≤0.5	≤0.25	≤0.1	Bal.

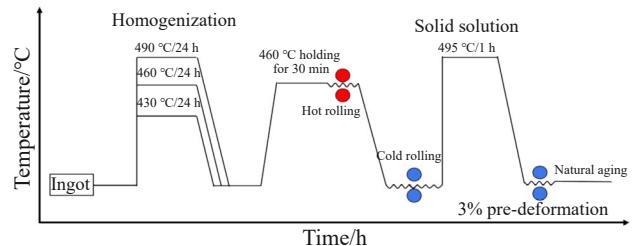


图1 3组2024-T3板材的工艺流程图

Fig.1 Schematic diagram of process of 2024-T3 plates

纯度为99.97%的同等质量的纯铝测得的实验数据作为基线。DSC样品尺寸为Φ5 mm×0.5 mm。对自然时效后的3组合金试样进行硬度测试和室温拉伸。使用型号为MH-5L型的显微硬度计对不同状态的样品进行硬度测量,加载载荷为1 kg,加载时间15 s,每个样品测量9次,去掉最大值和最小值之后取平均值作为样品的最终硬度值。拉伸试验在带有光学引伸计的SHIMADZUAG-X50KN万能电子拉伸机上进行,拉伸速率为1 mm/min。拉伸样的尺寸参考国家标准《GB/T228-2002金属材料室温拉伸试验方法》,平行于轧制方向取样,每个状态的样品需要制备3个平行试样,以验证所得数据的可靠性。

3 结果与讨论

3.1 铸锭组织及DSC分析

图2为2024合金铸锭的BSE图片,从图中可以看出,铸锭中有大量形貌和衬度不同的第二相沿晶界呈网状分布。2024铝合金中的Cu、Mg原子的含量较多且Fe、Mn原子的熔点较高,由于液态金属结晶过程中冷却速度较快,结晶时原子未能充分扩散,导致Cu、Mg、Fe和

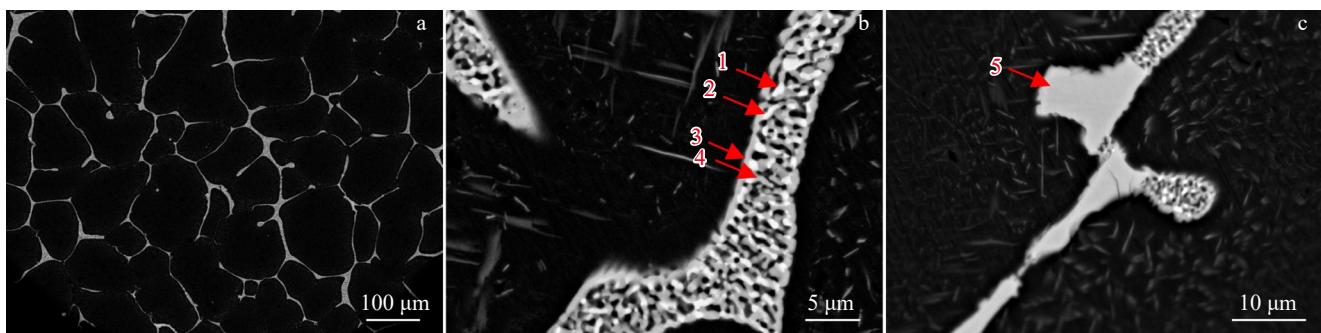


图2 2024合金铸锭的BSE-SEM图片

Fig.2 BSE-SEM images of as-cast 2024 alloy: (a) overall, (b) Al_2Cu and Al_2CuMg , and (c) Fe-rich phase

Mn元素在晶界处大量聚集,化学成分不均匀,从而产生了偏析,形成非平衡结晶相。对图2中形貌衬度不同的第二相进行能谱分析,结果如表2所示。合金中亮白色结晶相,如特征点1和2所指,A1和Cu元素的原子比接近2:1,为 θ 相(Al_2Cu)。与 θ 相紧密相连的灰色结晶相,如特征点3和4所指,除了含有A1、Cu元素外,还含有Mg元素,各元素原子比接近2:1:1,为S相(Al_2CuMg)。图2中特征点5所指的大块不规则相为 AlCuFeMnSi 相^[16]。

差热分析仪可以对2024合金的过烧温度进行测定,以此选择合适的均匀化温度。图3为2024铝合金铸锭心部的DSC曲线。从图中可以看出,2024合金铸锭心部的DSC曲线上共出现了两个吸热峰。第1个吸热峰从500 °C开始吸热,到505 °C达到顶峰,为非平衡低熔点共晶相S相的吸热溶解峰,在此温度下,合金会出现过烧现象。当温度继续升高,到达645 °C时,出现了第2个吸热峰,为该合金固液相线的温度,即合金的熔点。分析得知,为了避免过烧现象出现,2024铝合金均匀化的温度

表2 2024铝合金铸锭心部第二相的EDS结果

Table 2 EDS results of points marked in Fig.2 (at%)

Point	Al	Cu	Mg	Fe	Mn	Si
1	67.2	32.8	-	-	-	-
2	69.6	30.4	-	-	-	-
3	64.1	19.8	16.0	-	-	-
4	63.4	20.7	15.9	-	-	-
5	74.1	15.8	-	4.7	5.1	0.3

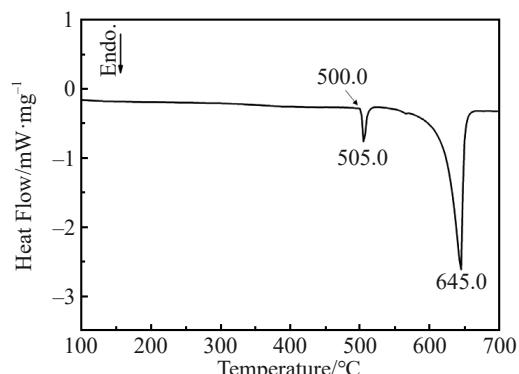


图3 2024合金铸锭的DSC曲线

Fig.3 DSC curve of as-cast 2024 alloy

一般不能超过500 °C,且考虑到工业生产中炉温波动、铸锭尺寸较大以及其他因素的影响,本实验中的均匀化温度最高为490 °C。

3.2 均匀化组织及残留第二相面积分数

图4为2024铝合金在不同均匀化温度下保温24 h后的BSE照片。从图中可以看出,与铸态时(图2)相比,经过430 °C/24 h均匀化处理后,合金组织还未发生较大的改变,结晶相整体呈网状连续分布,仅有小部分晶界呈断续分布。随着温度进一步提升至460 °C时,共晶组织在晶界处的偏析现象明显减弱,大量的网状共晶组织断开,晶界呈现细长断续分布,更多的 θ 相和S相回溶至基体中。当温度继续升至490 °C时,残留第二相的数量大幅减少,主要剩余了晶界处针状或片状的 AlCuFeMnSi 相,表明该相在均匀化温度高达490 °C时也不能向基体回溶。

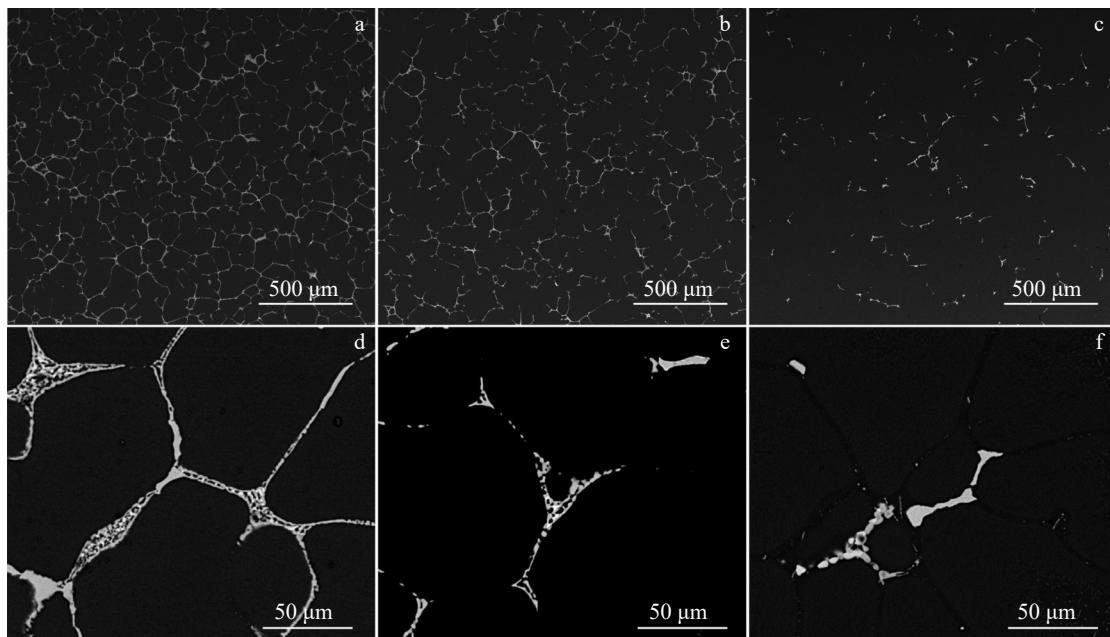


图4 2024铝合金在不同均匀化温度下保温24 h的BSE-SEM照片

Fig.4 BSE-SEM images of 2024 aluminum alloy treated at different homogenization temperatures for 24 h: (a, d) 430 °C, (b, e) 460 °C, and (c, f) 490 °C

为了更清晰直观地分析不同均匀化处理对 2024 铝合金中残留第二相数量的影响和变化,在 Image J 软件中统计了经不同均匀化制度处理后合金 BSE 图片中残留第二相的面积分数(统计样本为 15)。表 3 为不同均匀化处理后 2024 铝合金中的残留第二相的面积分数。总体上来看,随着均匀化温度的升高,基体中残留第二相的面积分数呈现下降趋势。当温度由 430 ℃ 提高至 460 ℃ 时,残留第二相面积分数减少了约 53.4%;当温度由 430 ℃ 提高至 490 ℃ 时,残留第二相面积分数减少了约 81.9%。

3.3 轧制态、固溶淬火态组织及残留第二相面积分数

图 5 为不同均匀化处理的 3 组 2024 铝合金分别在热轧、冷轧和固溶淬火(495 ℃/1 h, 水冷)后 800 倍的 BSE

图片。合金经过热轧后,原本均匀化状态时第二相沿晶界呈网状分布的形貌变为沿轧制方向伸长,并且分布不均匀,部分第二相在原来晶界处出现堆积现象,如图 5a 所示。合金经过进一步冷轧之后,随着变形量增大,合金的第二相沿 RD 方向呈明显的流线型分布,破碎成链状,已经破碎的第二相“碎片”随着金属的流动而逐步分散,热轧中出现的第二相粒子聚集现象在冷轧之后已经消失。合金经过固溶淬火处理后,与轧制态的组织相比,由于 S 相和 θ 相的扩散溶解,第二相的数量显著减少。由于均匀化处理后样品 H430 和 H460 合金中的第二相面积分数要高于样品 H490,所以经轧制处理后,各个状态的第二相的数量仍然多于样品 H490 合金。

图 5 中不同状态合金的 BSE 照片经 Image J 软件进行统计分析(统计样本为 15),可以获得 3 组合金在各工艺阶段残留的第二相面积分数的定量结果,如图 6 所示。可知,均匀化后 3 组合金的残留第二相分数存在差异,从高到低排序为:H430>H460>H490;经过后续相同的热轧加工后,3 组残留第二相的面积分数排序没有发生变化。此后继续进行冷轧,3 组合金残留的第二相面积分数均

表 3 经不同均匀化处理后的 2024 铝合金残留第二相面积分数
Table 3 Area fraction of residual secondary phase in 2024 aluminum alloy after different homogenization treatments (%)

Homogenization treatment	430 ℃/24 h	460 ℃/24 h	490 ℃/24 h
Area fraction	4.64±0.15	2.16±0.07	0.84±0.11

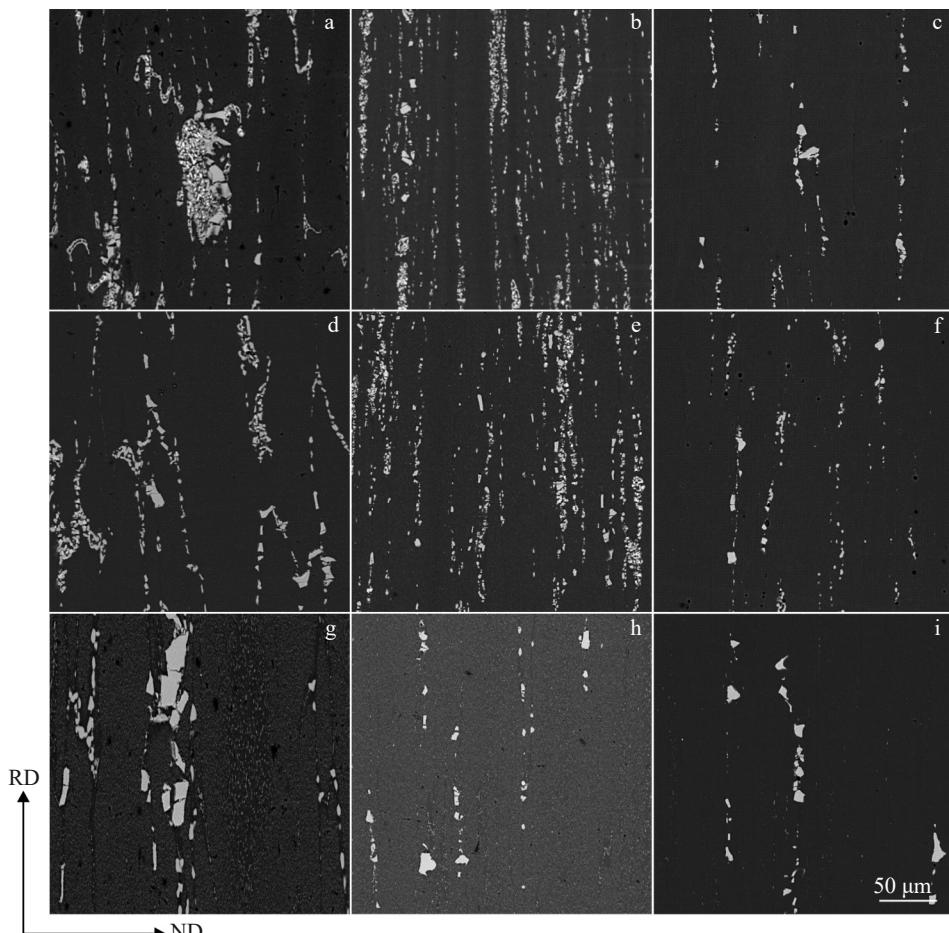


图 5 3 组合金在不同状态下的 BSE-SEM 图片

Fig.5 BSE-SEM images of different alloys after hot rolling (a, d, g), cold rolling (b, e, h), and solution treatment (c, f, i): (a-c) H430, (d-f) H460, and (g-i) H490

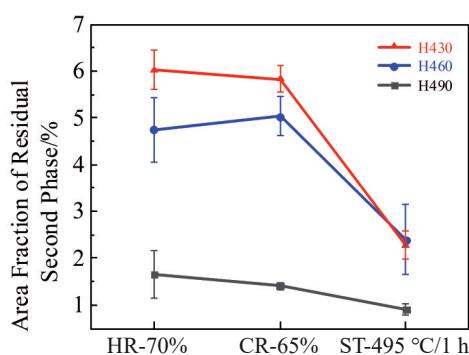


图6 3组合金在不同阶段的残留第二相面积分数

Fig.6 Area fraction of residual secondary phase in different alloys at different states

与其相应的热轧态相近,如图6中热轧态和冷轧态第二相面积分数平均值的差距皆在误差棒范围内,差距在0.2%~0.3%。样品H430合金在轧制过程中的残留第二相面积分数约为6.0%;样品H460在轧制过程中的残留第二相面积分数在5.0%左右;样品H490的残留第二相面积分数最少,约为1.5%。

经过固溶处理之后,合金淬火态的残留第二相面积分数相较于冷轧态大幅下降。样品H430合金中残留第二相面积分数由冷轧态的5.84%下降至固溶淬火态的2.28%,减少了约61.0%;样品H460合金中残留第二相面积分数由冷轧态的5.03%下降至固溶淬火态的2.40%,

减少了约52.3%;样品H490合金中残留第二相面积分数最少,由冷轧态的1.40%下降至固溶淬火态的0.90%,减少了约35.7%。样品H430和样品H460固溶淬火后的残留第二相面积分数较为接近,高于样品H490中相应的数值。由于大块不规则富Fe相颗粒在固溶处理过程中难以溶解,所以固溶处理后3组合金残留第二相面积分数的减少主要是S相和θ相在固溶过程中的扩散溶解导致的。

3.4 固溶淬火态合金的晶粒特征分析

合金经过轧制后发生了严重的塑性变形,晶粒沿RD方向被拉长,存在大量的储存能。在固溶处理过程中,由于温度较高,合金中发生了静态再结晶,导致晶粒结构发生显著变化。图7是3组2024铝合金经轧制变形后在495 °C固溶处理1 h的RD-ND面晶界分布(grain boundary, GB)图。由图可知,2024合金经固溶处理后晶粒主要由沿轧制方向拉长的较大晶粒及其晶界处细小的等轴晶粒组成,这些细小的晶粒说明合金在固溶处理过程中发生了静态再结晶。

利用等效圆直径可以对3组固溶态合金不规则晶粒的大小进行定量分析。等效圆直径是一种用于定量描述非规则颗粒尺寸的参数。对于非规则形态颗粒,若存在一个圆形,其面积与非规则颗粒的面积相等,则该圆形的直径即定义为相应非规则颗粒的等效圆直径。对图7中的晶粒尺寸使用Aztec软件进行统计,每组合金选择3张图片,统计的晶粒样本个数不低于2000个。3组固溶淬

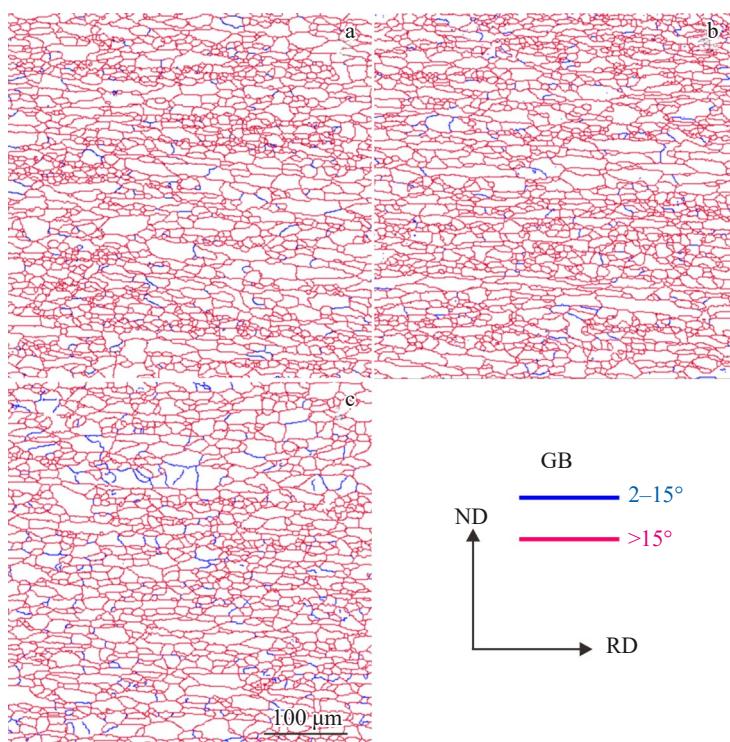


图7 固溶淬火态合金RD-ND面的GB图

Fig.7 GB maps of RD-ND surfaces of different solid-solution-treated alloys: (a) H430, (b) H460, and (c) H490

火态合金等效圆直径的尺寸分布及平均尺寸如图 8 所示。可见,3 组合金晶粒的等效圆直径都主要集中分布在 5~25 μm,但是具体数值在此区间分布的频率大小不同。样品 H460 中等效圆直径分布在 5~10 μm 区间的频率接近 45%,明显高于其他两组合金,且等效圆直径的平均值也最小,说明该合金的晶粒整体较为细小,且细小晶粒的数目大于另外两组合金。样品 H490 的晶粒尺寸分布差异较大,等效圆直径最大可达到 87.85 μm,显著高于其余两组合金的最大值(约 55.0 μm)。造成这种差异的可能原因是:样品 H430 和 H460 在均匀化处理和轧制变形后残留了较多的第二相,晶界处的第二相对晶粒长大有很强的钉扎作用^[17-18]。晶粒只能在颗粒稀少的区域生

长,而在颗粒丰富的区域,晶粒长大则会受到强烈抑制。然而样品 H490 中的第二相总量较少,导致钉扎作用减弱,因此该合金中的晶粒尺寸差异较为明显。

采用晶粒取向分布的方法可以获取 3 组固溶淬火态合金的再结晶分数。图 9 是 3 组 2024 铝合金经轧制变形在 495 °C/1 h 固溶淬火后 RD-ND 面的晶粒取向分布图(grain orientation spread, GOS)。图中,彩色部分($GOS \leq 2^\circ$)为再结晶区域,其余为变形区域。经过固溶后的合金,大部分晶粒发生了回复再结晶,几乎形成了完整的再结晶结构。基于 GOS 取向图获得的再结晶比例列于表 4 中。从表 4 中可以得知,不同均匀化制度处理后的合金经轧制变形和固溶淬火后的再结晶分数:H430>H460>H490。

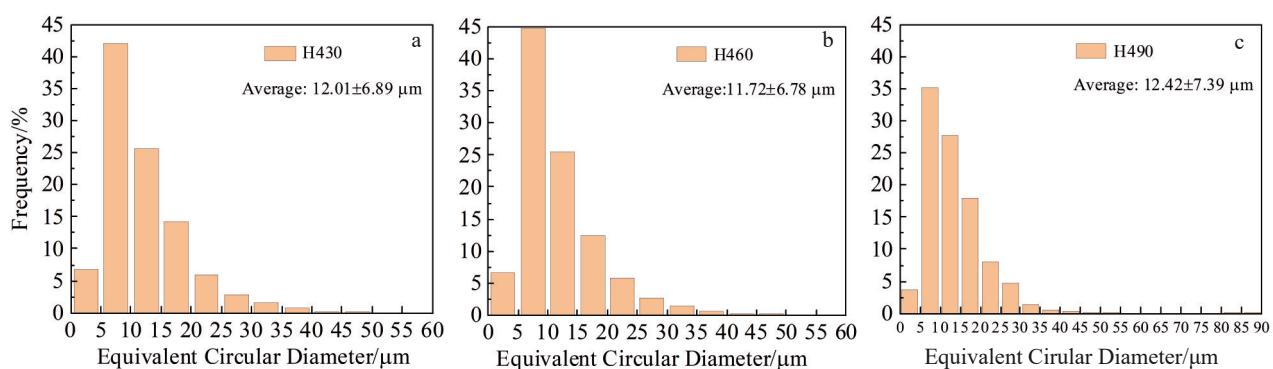


图 8 3 组固溶淬火态合金的等效圆直径尺寸频率分布

Fig.8 Frequency of equivalent circular diameter of different solid-solution-treated alloys: (a) H430, (b) H460, and (c) H490

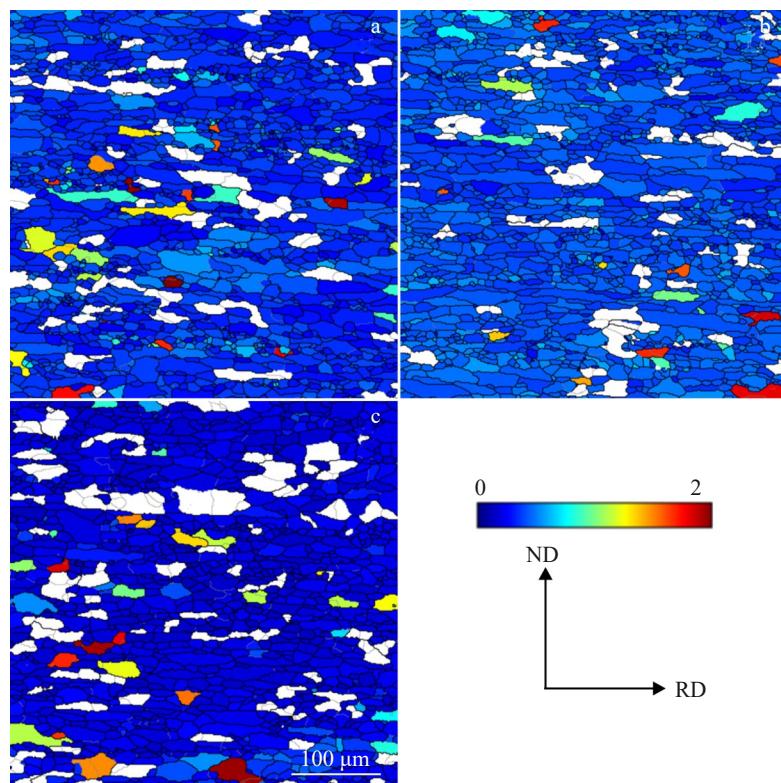


图 9 固溶淬火态合金 RD-ND 面的 GOS 分布图

Fig.9 GOS maps of RD-ND surfaces of different solid-solution-treated alloys: (a) H430, (b) H460, and (c) H490

表4 3组固溶淬火态合金的再结晶分数

Table 4 Recrystallization fraction of different alloys after solid solution treatment

Sample	Recrystallization fraction/%
H430	93.05
H460	88.87
H490	85.31

形核是再结晶最初和最关键的一个阶段,可以在很大程度上决定再结晶后晶粒的尺寸大小与晶体的取向。在不同的情况下,再结晶形核有不同的成核机制,粒子激发形核(particle stimulated nucleation, PSN)是主要的形核机制之一^[19-20]。当含有较大第二相颗粒(尺寸大于1 μm)的合金经过高塑性形变量时,例如大压下量轧制变形,硬质颗粒与较软的基体之间具有应变协调作用,这种相互作用进而导致第二相颗粒周围形成了不均匀的形变区(particle deformation zone, PDZ)。变形过程中颗粒周围形成的形变区内晶格畸变储存了大量形变能,因此其整个区域将成为退火时再结晶形核的有利形核位点。在PDZ处形核的机制被称为颗粒诱导形核机制,即PSN^[21]。应变量的大小和第二相颗粒的尺寸是影响PSN形核率的主要因素,第二相颗粒越大,形核率越高。变形量越大,PDZ区域就越大,有利形核位点就越多。在本研究中,通过控制均匀化温度的高低,使合金在轧制变形后保留了不同面积分数的第二相粒子。第二相粒子主要为S相(Al_2CuMg)、θ相(Al_2Cu)和 AlCuFeMnSi 相,且经轧制处理后尺寸皆大于1 μm。在热轧和冷轧变形过程中由于第二相粒子与基体应变程度不同,第二相粒子阻碍了位错的运动,在其周围形成高密度位错区。随着应变程度的增加,这些粗大第二相颗粒及其相邻的铝基体发生转动以协调变形的不均匀性,从而在这些第二相颗粒周围形成了PDZ,进而促进固溶过程中再结晶晶粒的形核,即粒子激发形核,所以在图7中可以看到粗大第二相颗粒周围分布着很多细小、等轴的再结晶晶粒。

张永皞^[22]采用了3D断层扫描技术研究了轧制后非均匀分布的第二相粒子(包括金属间化合物和弥散相)对退火时再结晶初期形核的影响,结果表明,大于90%的晶核出现在粗大粒子处,即PSN为最主要的形核方式,粗大的化合物条带具有非常强的形核能力。经过不同均匀化处理后的合金经冷轧变形后,第二相粒子沿轧制方向呈条带状分布,且样品H430第二相粒子的体积分数最多,因此其再结晶分数最高,为93.05%;样品H490中的第二相粒子的体积分数最少,并且粒子较为分散,化合物条带较少,因此再结晶分数最小,为85.31%。综上所述,随着均匀化温度降低,轧制后合金中粗大第二相颗粒和条带数量增加,通过粒子激发形核机制形成随机取向的再结晶晶粒增多,再结晶分数提高。

3.5 T3态合金的硬化曲线及拉伸性能分析

3组合金经过495 °C/1 h固溶处理并水淬,经过3%的预变形后,分别在室温下进行自然时效处理。时效硬化曲线如图10所示。从图中可以看出,3组合金在自然时效时的硬度值变化趋势相同。总体上表现为:在自然时效前期,大约8 h之前,硬度值增长速度较快,从初始的94 HV左右快速增长至约125 HV;随后硬度值的增长相较于初期变得平缓,当3组合金的硬度值逐渐增长至130 HV左右后,硬度曲线皆趋于稳定。

在时效早期,合金中的位错密度大,形核质点较多,有利于析出相在短时间内大量析出,随着自然时效的持续进行,合金中的位错无法提供足够多的形核质点,且析出相的数量和尺寸也逐渐达到了稳定状态,因此实验中3组合金的硬度曲线前期增长速度较快,随后逐渐趋于稳定。

为了进一步探究不同均匀化制度对2024-T3态合金性能的影响,选择自然时效7 d(168 h)后的样品进行拉伸试验。3组合金自然时效7 d后的应力-应变曲线和室温拉伸性能如图11所示。可以看到3组合金的屈服强度、抗拉强度以及延伸率都比较接近,样品H460的抗拉强度相对较高,样品H490的延伸率较高,塑性较好。样品H430经自然时效7 d后的屈服强度为(331.6±6.5) MPa,抗拉强度为(463.9±1.5) MPa,延伸率为(19.8±1.3)%。样品H460的屈服强度为(332.9±0.8) MPa,抗拉强度为(478.8±6.3) MPa,延伸率为(17.9±2.0)%。样品H490的屈服强度为(335.9±1.9) MPa,抗拉强度为(467.5±2.7) MPa,延伸率为(21.4±1.6)%。

抗拉强度与晶粒的尺寸大小密切相关,即晶粒尺寸越小,强度越高^[23-24]。且晶界能极大的阻碍位错的移动^[17],因此在3组合金中,样品H460中细小晶粒数量最多且平均晶粒尺寸最小是其强度略高的一大原因。由于合金在轧制和预变形过程中的变形存在不均匀性,可以认为3组合金经不同均匀化处理后拉伸性能没有较大的差别。季春明^[25]通过拉伸试验测试了飞机机身蒙皮用

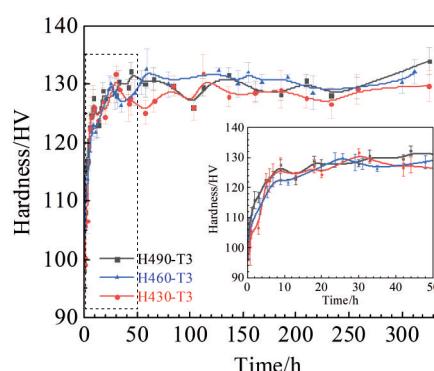


图10 3组合金的自然时效硬化曲线
Fig.10 Natural age-hardening curves of different alloys

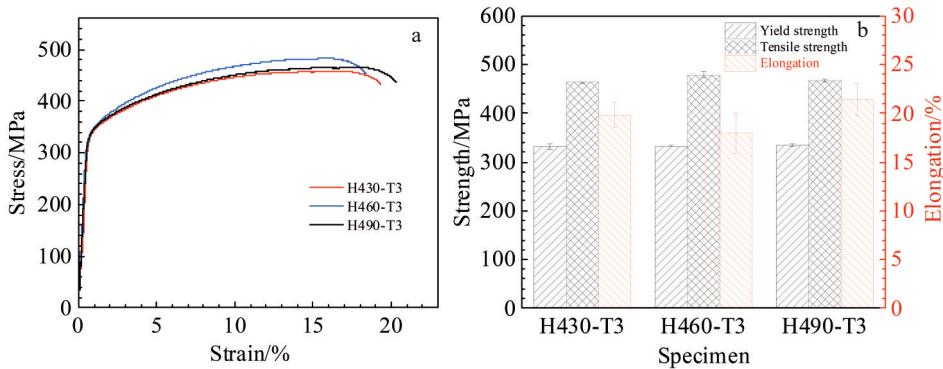


图 11 3 组 T3 态 2024 合金自然时效 7 d 后的室温拉伸性能

Fig.11 Stress-strain curves (a) and room-temperature tensile properties (b) of 2024-T3 alloys after 7 d of natural aging

2 mm 厚 2024-T3 铝合金薄板的基础力学性能, 其屈服强度为 340.0 MPa, 抗拉强度为 462.9 MPa, 伸长率为 17.37%, 与本研究测得的降低均匀化温度后 H430 和 H460 样品的拉伸性能非常接近, 即降低均匀化温度提高晶粒尺寸均匀性、降低成本的同时保持了 2024-T3 态板材良好的拉伸性能。但相比而言, H490 样品的强塑积较高, 这意味着在对材料韧性要求较高的服役环境中, 490 °C/24 h 的高温均匀化工艺仍具有一定的优势。

2024-T3 态合金板材多用作飞机结构件, 飞机在服役过程中, 结构损伤对其服役性能、运行寿命有着显著的影响。结合 2024-T3 态合金作为飞机结构件的实际服役的要求, 还需对降低均匀化温度的 H430 和 H460 样品的耐损伤性能包括多部位损伤、外物损伤及环境腐蚀损伤等多种形式进行研究, 这将对开发高性能航空铝合金具有重要的意义^[25]。

4 结 论

1) 2024 铝合金铸锭晶界呈连续网状分布, 晶界处的相组成为 S 相、θ 相以及大块不规则的 AlCuFeMnSi 相。根据 DSC 曲线分析确定该合金的最高均匀化温度为 490 °C。

2) 不同均匀化处理的 2024 合金经过轧制后, 粗大第二相破碎成链状, 沿轧制方向呈流线型分布。经固溶处理后, 均匀化制度为 430 °C/24 h 和 460 °C/24 h 的合金中残留粗大第二相的含量接近, 皆高于均匀化制度为 490 °C/24 h 的合金。此时, 由于粗大第二相的 PSN 效应, 经 460 °C/24 h 均匀化处理的合金晶粒尺寸最小且分布最均匀, 而经 490 °C/24 h 均匀化处理的合金晶粒尺寸差异较大, 再结晶分数最低。

3) 经预变形处理后, 3 组合金自然时效硬化曲线的变化趋势一致, 峰值硬度皆在 130 HV 左右, T3 态合金的拉伸性能也没有明显的差距, 均匀化制度为 460 °C/24 h 的合金由于晶粒尺寸最小而抗拉强度略高, 因此适当降低均匀化温度提高晶粒尺寸均匀性、降低成本的同时保

持了 2024-T3 态板材良好的拉伸性能; 490 °C/24 h 的高温均匀化工艺可使 T3 态板材具有相对较好的塑韧性。

参 考 文 献 References

- Williams J C, Starke E A. *Acta Materialia*[J], 2003, 51(19): 5775
- Zhang Xuesong, Chen Yongjun, Hu Junling. *Progress in Aerospace Sciences*[J], 2018, 97: 22
- Zheng Hao(郑皓), Yang Jian(杨健), Kou Feixing(寇飞行). *Materials China*(中国材料进展)[J], 2025, 44(02): 193
- Zhang Linyan, Luo Hongyun. *Materials*[J], 2022, 15(23): 8687
- Zhang Tao, Qin Zhenyang, Gong Hai et al. *Journal of Central South University*[J], 2024, 31(7): 2181
- Xu Chongyi(徐崇义), Li Niankui(李念奎). *Light Alloy Fabrication Technology*(轻合金加工技术)[J], 2005(8): 13
- Liu Bing(刘兵), Peng Chaoqun(彭超群), Wang Richu(王日初) et al. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2010, 20(9): 1705
- He Cuiyun(何翠云), Mo Wenfeng(莫文峰), Luo Binghui(罗兵辉) et al. *Materials Reports*(材料导报)[J], 2020, 34(12): 12083
- Li Niankui, Cui Jianzhong. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2008, 18(4): 769
- Li Chengbo(李乘波), Hou Huibing(侯慧兵), Liu Leilei(刘磊磊) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2024, 53(5): 1385
- Jiang Chunli(蒋春丽), Jiang Feng(姜锋), Xu Xuda(许栩达) et al. *Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2008(4): 10
- Zhao Y L, Yang Z Q, Zhang Z et al. *Acta Materialia*[J], 2013, 61(5): 1624
- Zhou Yi, Huang Guangjie, Pan Shiwei et al. *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2024, 30: 8862
- Verlinden B, Wouters P, Mcqueen H J et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 1990, 123(2): 229
- Liu Cheng(刘成), Luo Binghui(罗兵辉), Wang Cong(王聪) et al. *Aluminum Fabrication*(铝加工)[J], 2010(4): 8
- Liang Mengchao, Chen Liang, Zhao Guoqun et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2020, 824: 153943
- Wang Yucheng, Yang Tong, Lu Qiang et al. *Materials*

- Characterization*[J], 2023, 198: 112718
- [18] Nes E, Ryum N, Hunderi O. *Acta Metallurgica*[J], 1985, 33(1): 11
- [19] Humphreys F J. *Acta Metallurgica*[J], 1977, 25(11): 1323
- [20] Lei Xiuchuan, Zhang Yubin, Sun Jun et al. *Materials Research Letters*[J], 2021, 9(1): 65
- [21] Lei Xiuchuan(雷秀川). *Recrystallization Kinetics and Nucleation Mechanism of 5xxx Aluminum Alloys*(5xxx系铝合金再结晶动力学及其形核机制的研究)[D]. Chongqing: Chongqing University, 2023
- [22] Zhang Yonghao(张永皞). *Microstructural Evolution During Homogenization and Its Effect on Rolling and Annealing of AA3104 Aluminium Alloy*(AA3104铝合金均匀化过程中微观组织演变及其对轧制和退火的影响研究)[D]. Chongqing: Chongqing University, 2013
- [23] Yuan Shengwei, Chen Liang, Tang Jianwei et al. *Journal of Materials Science*[J], 2019, 54(13): 9843
- [24] Liang Hao, Chen Haihua, Peng Fang et al. *Journal of Physics and Chemistry of Solids*[J], 2018, 121: 256
- [25] Ji Chunming(季春明). *Study on Mechanical Properties and Failure Mechanism of 2024-T3 Aluminum Alloy Sheet Under Complex Damage Conditions*(复杂损伤作用下2024-T3铝合金板材力学性能及失效机理研究)[D]. Tianjin: Civil Aviation University of China, 2018

Effect of Decreasing Homogenization Temperature on Microstructure and Properties of 2024-T3 Alloy

Wang Yali^{1,2}, Cao Lingfei¹, Wen Qinghong³, Jiang Yuan¹, Wu Xiaodong¹

(1. International Joint Laboratory for Light Alloys (Ministry of Education), College of Materials and Engineering, Chongqing University, Chongqing 400045, China)

(2. Northwest Institute for Nonferrous Metal Research, Xi'an 710016, China)

(3. Southwest Aluminium (Group) Co., Ltd, Chongqing 401326, China)

Abstract: The effect of decreasing the homogenization temperature on the microstructure and mechanical properties of 2024-T3 alloy was investigated. The results show that the area fractions of the residual coarse secondary phases of alloys after homogenization at 430 or 460 °C for 24 h followed by rolling are similar, and they are higher than those of the alloys homogenized at 490 °C for 24 h. The latter treatment is routinely used in the industry. The alloys with homogenization of 430 °C/24 h or 460 °C/24 h and solution treatment have higher recrystallization fractions and finer grain sizes due to the particle stimulated nucleation (PSN) effect of the coarse secondary phase. Hardness tests and tensile tests show that the peak hardness, tensile strength, yield strength, and elongation of the three alloys are relatively similar to each other. Therefore, appropriately decreasing the homogenization temperature can improve the uniformity of grain size, reduce the cost, and maintain the excellent tensile properties of 2024-T3 plates. Whereas the high-temperature homogenization of 490 °C/24 h can make the 2024-T3 sheet have relatively good plasticity and toughness.

Key words: 2024 aluminum alloy; homogenization temperature; coarse secondary phase; microstructure; tensile properties

Corresponding author: Wu Xiaodong, Ph. D., Associate Professor, International Joint Laboratory for Light Alloys (Ministry of Education), College of Materials and Engineering, Chongqing University, Chongqing 400045, P. R. China, E-mail: xiaodongwu@cqu.edu.cn