

4043 铝合金的均匀化处理及扩散动力学

王江林 李俊 李绍宏 彭明军 卜恒勇 何嘉雯 李萌蘖 起华荣
(昆明理工大学材料科学与工程学院, 昆明 650093)

摘要 采用金相组织观察、硬度测试、能谱分析等手段,对经均匀化处理的4043铝合金铸锭进行组织观察与性能测试。结果表明,4043铝合金铸锭枝晶偏析较严重,晶界上存在多种非平衡共晶相如共晶Si、颗粒状单质Si、 β -AlFeSi。经550℃×10 h均匀化处理后合金中偏析基本消除,针状 β -AlFeSi相向 α -AlFeSi相的转变完成,Si相尺寸最小,力学性能最佳。均匀化过程中的扩散动力学分析结果与均匀化处理制度基本一致。

关键词 4043铝合金;均匀化;显微组织;硬度;扩散动力学

中图分类号 TG166.3;TG146.21

文献标志码 A

DOI:10.15980/j.tzzz.T20240081

Homogenization Treatment and Diffusion Kinetics of 4043 Aluminum Alloy

WANG Jianglin, LI Jun, LI Shaohong, PENG Mingjun, BU Hengyong, HE Jiawen, LI Mengnie, QI Huarong
(School of Materials Science and Engineering, Kunming University of Science and Technology, Kunming 650093)

Abstract: The microstructure and properties of 4043 aluminum alloy ingot after homogenization treatment were investigated by means of metallographic observation, hardness test and energy spectrum analysis. The results indicate that 4043 aluminum alloy ingot exhibits severe dendritic segregation with various non-equilibrium eutectic phases on the grain boundary, such as eutectic silicon, granular elemental silicon, and β -AlFeSi. After homogenization at 550 °C for 10 h, the segregation in the alloy is basically eliminated, and the transformation of acicular β -AlFeSi phase to α -AlFeSi phase is completed, where the size of Si phase reaches the minimum value, and mechanical properties are optimal. The results of diffusion dynamics analysis in homogenization process are basically consistent with homogenization treatment scheme.

Key Words: 4043 Aluminum Alloy, Homogenization, Microstructure, Hardness, Diffusion Dynamics

铝合金作为一种轻质材料,因其具有较高的比强度、良好的塑性流变特点、结晶温度范围较窄以及线收缩小等优势,易于铸造成形和塑性加工,因此被广泛应用于航空航天、电线电缆和机械制造等领域^[1-3]。4043铝合金含有较高含量的Si,在铸态下大部分共晶Si相呈细小的纤维状聚集分布在晶界上,少量颗粒状硅相分布在晶内,AlFeSi相呈长针状沿晶界分布。针状AlFeSi相对铝基体产生严重的割裂作用,并在尖端和棱角处引起应力集中,合金容易沿晶粒的边界处开裂而形成裂纹使合金变脆导致力学性能显著降低,影响轧制成品率^[4-6]。同时合金在铸造过程中会产生晶内偏析、区域偏析以及形成粗大金属间化合物,主要是富Fe相和非平衡凝固结晶相^[7-10]。

均匀化处理可以消除组织应力、晶内偏析和非平

衡结晶相,使偏析和富集在晶界上和枝晶网上的可溶解金属间化合物发生回溶,使固溶体浓度沿晶粒或整个枝晶均匀一致达到消除铸锭内应力,提高合金塑性并降低合金变形抗力的目的,从而改善合金性能。热塑性加工前必须对铸锭进行均匀化处理。本研究对4043铸造铝合金铸态和均匀化处理后的显微组织和性能变化进行研究,分析铸锭均匀化过程中的扩散动力学并导出均匀化动力学方程,以期优化均匀化工艺并指导实际生产提供参考。

1 试验材料及方法

1.1 试验材料

试验材料是尺寸为160 mm×130 mm×24 mm的

收稿日期:2024-03-06;修订日期:2024-06-13

基金项目:云南省重点研发计划资助项目(202103AA080017);云南省科技人才与平台计划资助项目(202005AE160016)

第一作者简介:王江林,男,2001年出生,硕士研究生,E-mail:2960174847@qq.com

通信作者:李绍宏,男,1982年出生,副教授,E-mail:uniquehsh@163.com

引用格式:王江林,李俊,李绍宏,等. 4043铝合金的均匀化处理及扩散动力学[J]. 特种铸造及有色合金,2025,45(5):754-761.

WANG J L, LI J, LI S H, et al. Homogenization treatment and diffusion kinetics of 4043 aluminum alloy[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2025, 45(5): 754-761.

铸造 4043 铝合金板。在铸态合金上取样并采用 Optima 7300DV 电感耦合等离子体发射光谱仪测量,检测得到的成分见表 1。

表 1 4043 铝合金铸锭的化学成分

Tab.1 Chemical composition of 4043 aluminum alloy ingot %							
w_B							
Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ti	Zn	Al
5.140	0.137	0.023	0.003	0.005	0.002	≤0.002	余量

1.2 试验方法

所有均匀化试样均取自铸锭中心,试样尺寸为 10 mm×7 mm×5 mm。对试样进行 2 组均匀化退火试验。试验方案 1:均匀化温度的选择原则为 0.90~0.95 T_m (T_m 为低熔点共晶熔化起始温度),结合 Al-Si 合金二元相图固液相线温度,通过理论计算 4043 铝合金的均匀化温度低于 556~565 ℃。对合金进行 520、530、540、550 和 560 ℃保温 10 h 的均匀化退火,通过组织观察确定最佳均匀化温度。试验方案 2:根据方案 1 确定的最佳均匀化温度,在此温度下对合金分别进行 3、6、8、10 和 12 h 的退火处理,根据组织观察和力学性能测试得到最佳均匀化工艺参数。

采用万能试验机(WDS-50)对经不同热处理工艺处理的试样进行力学性能测试,拉伸试样尺寸见图 1。采用 DSX510 光学显微镜对经不同均匀化处理的试样进行组织观察,金相试样经研磨抛光后用 Keller 试剂腐蚀 10 s 后在酒精中超声清洗 3 min。采用 EM-30AX 扫描电镜对试样进行显微组织表征及第二相能谱分析。采用 Image ProPlus 图像处理软件对不同均匀化工艺的试样进行枝晶臂间距和共晶 Si 颗粒直径统计,对不规则颗粒选择最远距离统计,每张图片选取 30 个颗粒统计,取其平均值。为了统计合金组织中所有 AlFeSi 相

的占比,采用 Image ProPlus 图像处理软件对每个试样选取 5 张不同位置的组织进行统计,取其平均值。采用 3S-100QZD 全自动显微维氏硬度仪对试样进行硬度检测,载荷为 2 N,保载时间为 15 s,以铸锭中心为出发点向上下左右 4 个方向每隔 0.5 mm 取点测试,结果取 20 次显微硬度的平均值。

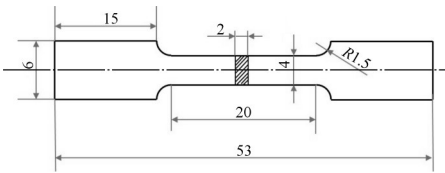


图 1 拉伸试样尺寸示意图

Fig.1 Dimension of tensile specimen

2 试验结果与分析

2.1 铸态组织分析

试验用 4043 铝合金铸锭采用工业半连续铸造水冷方式生产。由于在铸造过程中冷却速度过快,铸锭的组织 and 成分出现明显的枝晶偏析,从而对合金的综合性产生不利影响。研究发现,在高冷却速率下合金组织中晶粒和凝固组织的细化且平衡相的析出可能被抑制,导致非平衡亚稳相结构产生,包括扩大已有的亚稳相和析出新的非平衡亚稳相^[11]。为探究 4043 铝合金铸锭的显微组织,对铸态试样进行显微组织及 SEM 元素分析。图 2 为铸态 4043 铝合金的 SEM 组织及 EDS 元素分析。可以看出,铸态合金中存在明显的枝晶偏析,枝晶网胞间和晶界上都存在合金相的不均匀分布,其原因是合金铸造过程中凝固速度快导致合金元素来不及充分扩散从而在晶界及枝晶间富集形成非平衡共晶组织。合金铸态组织主要由 α -Al 和枝晶间的非平衡

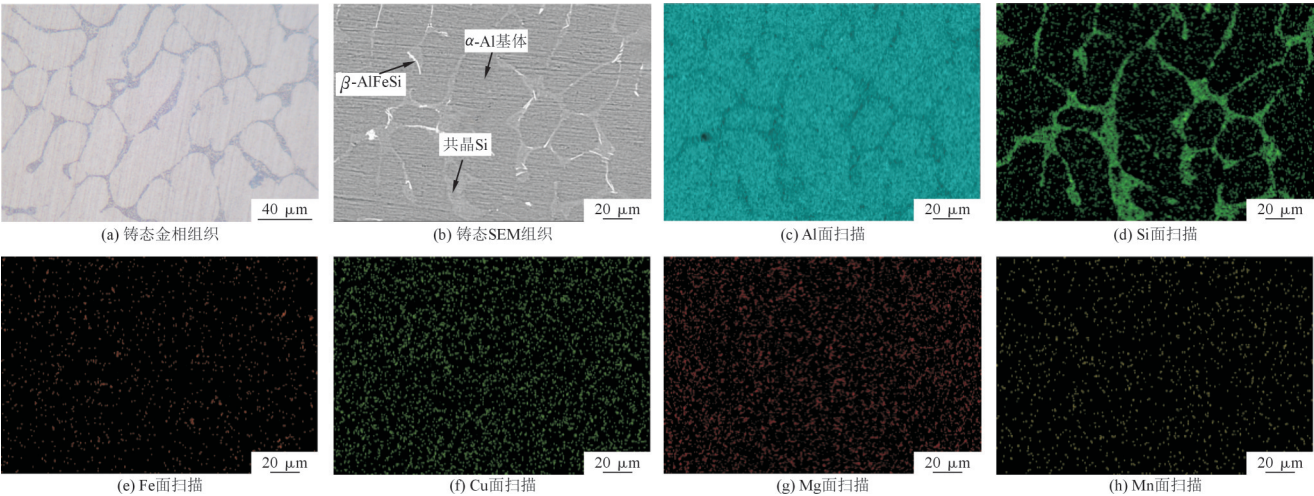


图 2 铸态 4043 铝合金的 SEM 组织及 EDS 元素分析

Fig.2 SEM images and EDS analysis of as-cast 4043 aluminum alloy

共晶相组成。非平衡共晶相呈现出不同的形貌,主要为沿晶界分布的灰色网状共晶 Si 相、三叉晶界处呈针状或棒状的亮白色 β -AlFeSi 相以及晶内的少量颗粒状单质 Si。Mg、Cu、Mn 等元素在基体中弥散分布。

对铸态合金组织中的白色针状第二相进行 EDS 能谱分析,见图 3。可以看出,合金组织存在严重的元素偏析现象,Fe 与 Si 在晶界富集,且从晶界到晶内合金元素含量逐渐降低,其原因是合金铸造过程中凝固速度快导致合金元素来不及充分扩散,从而在晶界及枝晶间富集形成非平衡共晶组织。结合文献及其化学计量比可知白色针状第二相为 β -Al₅Fe₂Si₂ 相^[12]。在铸态合金中 AlFeSi 相主要呈针状沿晶界分布且会割裂基体产生应力集中,对合金力学性能产生不利影响^[13]。

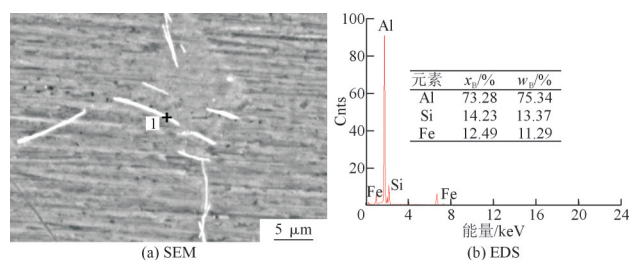


图 3 针状第二相的 SEM 和 EDS 分析

Fig.3 SEM images and EDS analysis of acicular second phase

2.2 均匀化处理工艺研究

4043 铝合金铸态组织主要是由 α -Al 过饱和固溶体和分布在晶界和枝晶间的非平衡共晶相组成。长针状的 β -Al₅Fe₂Si₂ 相分布于晶界,共晶 Si 相呈连续网状分布使铸锭组织与元素分布不均匀导致合金性能降低。为了减小和消除枝晶偏析,改善组织及元素分布的不均匀性,对铸锭进行均匀化处理。

2.2.1 均匀化处理后组织及第二相的演变规律

图 4 和图 5 分别为 4043 铝合金铸锭经不同温度均

匀化处理 10 h 的金相显微组织和电子背散射衍射图。可以看出,随着均匀化温度升高,枝晶臂间距变大,枝晶偏析减轻。晶界上的非平衡凝固共晶相部分溶解,共晶 Si 转变为颗粒状。合金残留的第二相主要为 Si 颗粒和少量富铁相。在 4043 铝合金中的富铁相主要有 α -AlFeSi 相和 β -AlFeSi 相两种。在正常的铸造凝固条件下 β -AlFeSi 相对于其他富铁相更容易在低 Fe 含量的 Al-Si 合金中形成,其二维形貌为粗大的针状; α -AlFeSi 相一般在 Fe 含量很低或冷却速度较大的合金中出现,二维形貌呈汉字状或鱼骨状。因 α -Al 和 α -AlFeSi 相的生长方式为互相交织缠绕,故 α -AlFeSi 相枝晶结构较 β -AlFeSi 相更加复杂,因其紧密的结构对基体的割裂作用显著减小。 β -AlFeSi 相严重影响 Al-Si 合金组织和性能且极易粗大,对基体会产生严重的割裂作用。550 °C×10 h 均匀化试样第二相的 EDS 能谱分析见图 6。可以看出, β -AlFeSi 相在均匀化过程中转变为 α -AlFeSi 相并随着均匀化过程的进行逐渐球化。均匀化温度为 520 °C 时,共晶 Si 组织转变为圆球状或颗粒状。较长的 AlFeSi 相开始减少,但并未完全消失,表明 520 °C 的均匀化温度不足以使第二相尺寸减小。继续升温至 530 °C 时,沿晶界分布的 β -AlFeSi 相开始转变为 α -AlFeSi 相。当均匀化温度为 540 °C 时,基体中的 β -AlFeSi 相多角形和针状特征逐渐消失,少量 β -AlFeSi 相分布在晶界处, α -AlFeSi 相呈圆球状或短杆状均匀分布于基体中。当均匀化温度为 550 °C 时,枝晶完全消除,Si 单质部分溶解, β -AlFeSi 相向 α -AlFeSi 相的转变完成。 α -AlFeSi 相呈圆球状或颗粒状分布于基体中,Si 颗粒尺寸更细小、分布更均匀。合金中残留的第二相主要为圆球状或颗粒状的 α -AlFeSi 相和少量颗粒状 Si 相。进一步提高温度至 560 °C,Si 相明显长大并粗化。

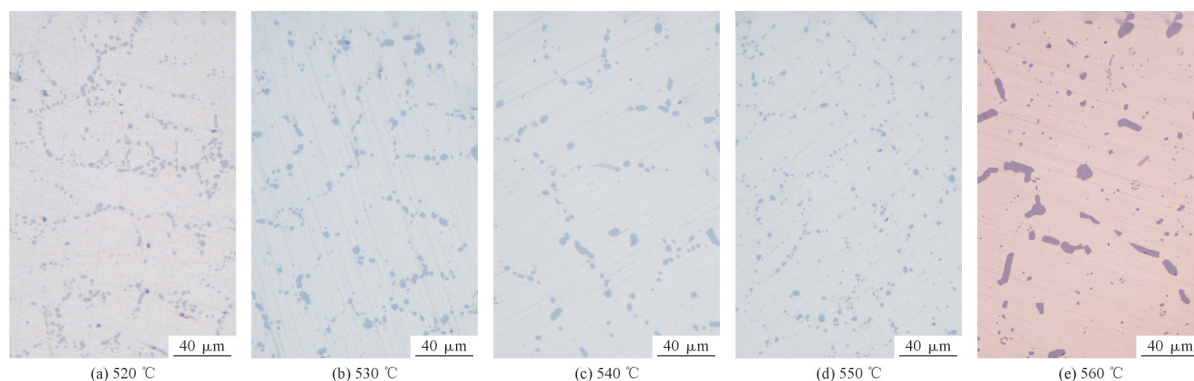


图 4 不同温度均匀化处理 10 h 后 4043 合金的金相组织

Fig.4 Metallographic structure of alloys homogenized at different temperatures for 10 h

不同均匀化温度均匀化处理 10 h 试样的枝晶臂间距和共晶 Si 颗粒直径见图 7。可以看出,随着均匀化温

度升高共晶 Si 相尺寸明显减小,在 550 °C 时,尺寸为 $(1.3 \pm 0.2) \mu\text{m}$,且枝晶臂间距为 $(41.1 \pm 1.2) \mu\text{m}$ 。提高

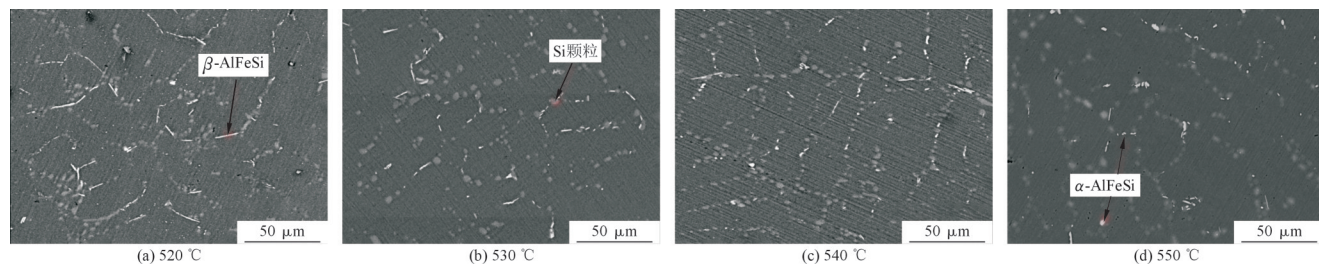


图5 不同温度均匀化处理 10 h 后 4043 合金的背散射电子图像

Fig.5 Backscattered electron images of alloys homogenized at different temperatures for 10 h

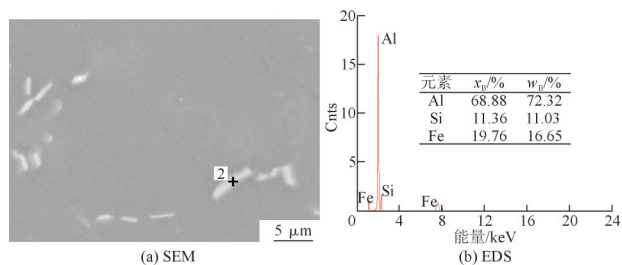


图6 550 °C×10 h 均匀化试样第二相的 SEM 和 EDS 分析

Fig.6 SEM image and EDS analysis of the second phase in as-homogenized specimens at 550 °C for 10 h

均匀化温度至 560 °C 时,共晶 Si 明显长大,尺寸范围为 $(5.1 \pm 0.5) \mu\text{m}$ 。均匀化温度升高,在扩散的作用下偏析减轻,枝晶臂间距逐渐增大,在 550 °C 时趋于平稳。

图 8 为铸锭经 550 °C 均匀化处理不同时间的金相显微组织。可以看出,随着均匀化时间延长,枝晶臂间距变大,颗粒状第二相尺寸更细小。保温时间小于 8 h 的试样中,由于 Si 在高温下扩散速率增加,共晶 Si 网状

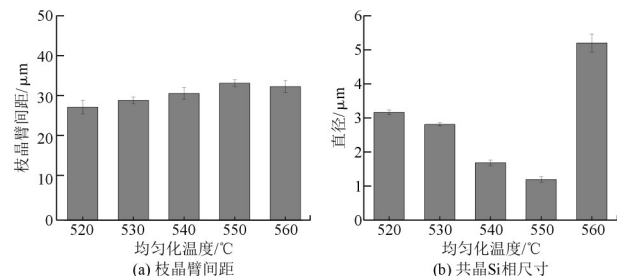


图7 不同温度均匀化处理 10 h 的试样枝晶臂间距和共晶 Si 相尺寸

Fig.7 Dendritic arm spacing and eutectic Si phase size of specimens homogenized at different temperatures for 10 h

组织破碎成小颗粒。因扩散的作用在晶界处形成小的共晶颗粒并聚集球形形成较大的颗粒,枝晶臂上的 Si 颗粒尺寸较晶界上的减小。进一步延长保温时间至 10 h, Si 颗粒尺寸明显更加细小且分布均匀,枝晶间距明显大于 8 h 及以下试样枝晶间距。保温时间延长至 12 h,枝晶间距无明显变化, Si 颗粒有长大的趋势。

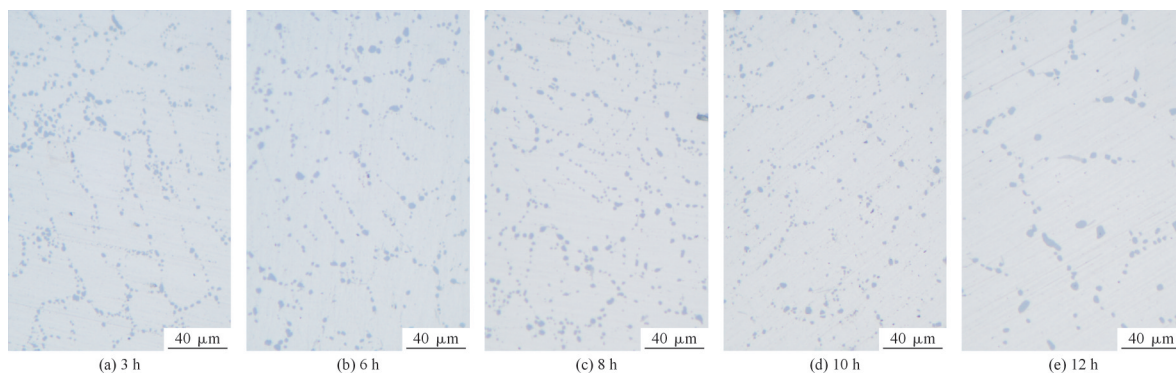


图8 550 °C 均匀化处理不同时间下 4043 合金的金相组织

Fig.8 Metallographic structure of 4043 alloys homogenized at 550 °C for different durations

图 9 为铸锭经 550 °C 均匀化处理不同时间的电子背散射衍射图。其中,白色第二相为 AlFeSi 相。可以看出,在较短的保温时间内,基体内有明显聚集的短杆状 α -AlFeSi 相和少量针状 β -AlFeSi 相。随着保温时间延长,聚集的短杆状 α -AlFeSi 相逐渐球形化并变得细小,且颗粒状 α -AlFeSi 相数量逐渐增加,针状 β -AlFeSi 相逐渐消失。

图 10 为铸锭经不同均匀化工艺处理后的 AlFeSi 相总面积分数。可以看出,铸态合金组织中 AlFeSi 相

的总面积分数为 0.56%。当温度一定时,AlFeSi 相总面积分数都随着时间延长而逐渐降低。在均匀化处理前期 AlFeSi 相面积分数的变化速率较高,随后速率逐渐变缓。随着均匀化温度升高,AlFeSi 相总面积分数逐渐降低。在较高温度进行均匀化处理时,原子扩散能力强, β -AlFeSi 相向 α -AlFeSi 相的转变更快,故其面积分数快速下降。在 550 °C 均匀化处理时原子扩散能力最强、总 AlFeSi 相面积分数的下降速率最高。在 550 °C 进行 8、10 和 12 h 均匀化后,AlFeSi 相总面积分

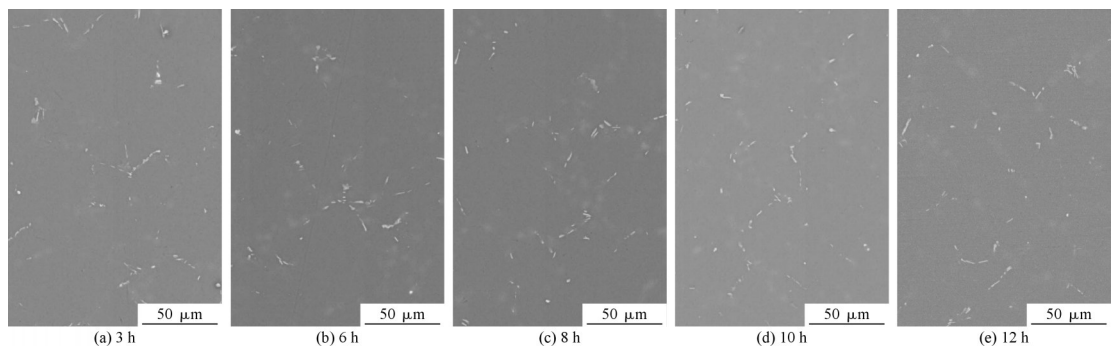


图 9 550 °C 均匀化处理不同时间后 4043 合金的背散射电子像

Fig.9 Backscattered electron images of 4043 alloy homogenized at 550 °C for different durations

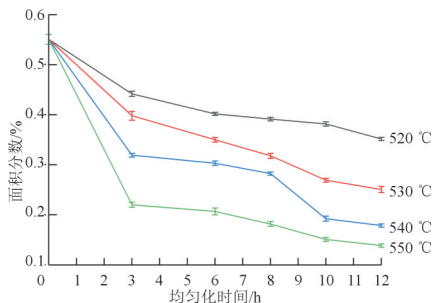


图 10 均匀化处理后 AlFeSi 相面积分数

数分别为 0.191%、0.184% 和 0.175%，考虑统计误差，可认为其面积分数值保持稳定。

表 2 为不同均匀化温度处理 10 h 后合金中 AlFeSi 相各元素含量。可以看出，随着均匀化温度升高，部分 Al-Si 共晶相和 Si 单质溶解并扩散到 AlFeSi 相中。温度越高，原子热振动越猛烈扩散速度越快，原子越容易发生迁移，元素偏析越容易消除。因此部分 Si 和 Fe 元素在扩散的作用下溶入 AlFeSi 相中导致 AlFeSi 相中的 Si、Fe 含量增加^[14]。由图 3 和图 6 可知，温度升高导致 β -AlFeSi 相转变为 α -AlFeSi 相，使 AlFeSi 相中元素含量也发生了变化，因此 AlFeSi 相的面积分数减小。

表 2 AlFeSi 相中各元素含量
Tab.2 Content of each element in AlFeSi phase

均匀化温度/°C	$w_B/\%$		
	Al	Fe	Si
520	78.22	13.27	8.51
530	71.48	18.35	10.17
540	64.45	20.78	14.77
550	62.86	22.65	14.49

2.2.2 均匀化过程中合金硬度的变化

图 11 为 4043 铸锭经不同均匀化制度处理后的合金硬度。铸态 4043 铝合金硬度 (HV) 为 40。可以看出，经 520、530 °C 均匀化处理后的合金硬度相比铸态合金硬度有不同程度的提高。经 540、550 °C 均匀化处理

的试样在较短时间内提高很快。随着保温时间的延长，经 540 °C 均匀化处理的试样硬度略有下降，经 550 °C 均匀化处理的试样硬度先增大后减小，在 10 h 时达到峰值。经 560 °C 均匀化处理后，合金硬度呈逐渐下降的趋势。均匀化制度为 550 °C × 10 h 时，合金硬度最高。

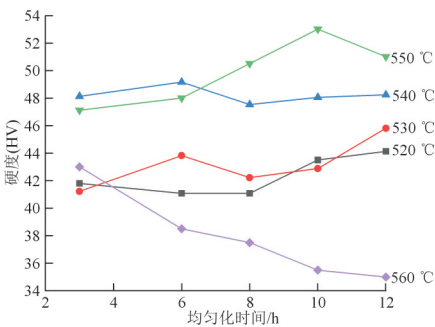


图 11 不同均匀化工艺处理后合金的硬度

Fig.11 Hardness of alloys after different homogenization processes

均匀化处理过程中合金的硬度与基体的过饱和程度、第二相尺寸形态密切相关。合金在连铸连轧冷却条件下其组织主要为过饱和固溶体，由于过饱和程度较高，合金的硬度也相应较高。当均匀化温度为 520、530 °C 时，随着 Si 扩散速率的增加，网络结构破碎成小颗粒。长时间在高温下，晶界处形成小的共晶颗粒并聚集球化形成较大的颗粒。 β -AlFeSi 相仅有少量断裂，过饱和度变化不明显，因此显微硬度值略有增加且波动不大。当均匀化温度为 540、550 °C 时，合金在升温过程中球化后的共晶 Si 颗粒尺寸减小且针状的 β -AlFeSi 相转变为颗粒状或圆球状的 α -AlFeSi 相均匀弥散地分布在基体上。部分 Si 颗粒和非平衡共晶相溶解使基体过饱和度升高，导致合金硬度显著升高。对于 4043 合金，Si 作为硬质元素分布在 α -Al 基体中，Si 的分布对显微硬度也有一定的影响。随着 Si 在 α -Al 基体中的固溶度在快速凝固过程中增加，更多 Si 原子取代了 Al 晶格中的 Al 原子。由于 Si 原子半径略小于 Al

原子半径,因此Al晶格发生畸变从而提高合金显微硬度^[15-17]。从元素分布结果可以看出,550℃均匀化试样中Si元素的尺寸分布比550℃以下均匀化试样更细小均匀。作为强化元素,Si分布更均匀有助于显微硬度提高。当温度达到560℃时,Si相明显长大粗化,粗大片状Si相对铝基体产生严重的割裂作用并在Si相的尖端和棱角处引起应力集中,合金容易沿晶粒边界处开裂形成裂纹使合金变脆,导致合金硬度降低。4043铝合金经550℃×10h均匀化处理后晶界上的针状 β -AlFeSi相完全转变为颗粒状或圆球状 α -AlFeSi相,同时第二相粒子的数量、大小和分布达到最佳,合金的硬度最高。因此确定4043铝合金铸锭的最佳均匀化工艺为550℃×10h。

2.2.3 均匀化处理对合金力学性能的影响

图12为4043铸锭经不同均匀化温度处理10h后的力学性能。可以看出,4043合金铸态抗拉强度和伸长率分别为(142.3±3.3)MPa和(8.1±1.1)%。随着均匀化温度升高抗拉强度先升高后下降,在550℃达到峰值为(227.5±4.3)MPa。

在4043铝合金中,针状的 β -AlFeSi相会割裂基体并在尖端和棱角处引起应力集中造成合金抗拉强度降低。在均匀化过程中针状 β -AlFeSi相转变为颗粒状或圆球状 α -AlFeSi相会减缓应力集中,且颗粒状的 α -AlFeSi相弥散分布在晶界和基体上造成弥散强化从而提高合金强度。均匀化温度升高使共晶Si球化并少量聚集会阻碍位错运动的同时也能提高合金的力学性能。均匀化温度升高, β -AlFeSi相的转变和共晶Si球化共同协调提高合金的抗拉强度,在550℃达到峰值,继续提高温度,Si相明显长大并粗化,粗大片状Si相对铝基体产生严重的割裂作用并在Si相的尖端和棱角处引起应力集中,合金容易沿晶粒边界处开裂,导致合金强度降低。

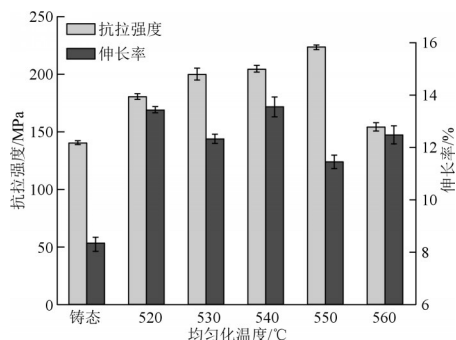


图12 不同均匀化工艺处理后的合金力学性能

Fig.12 Mechanical properties of alloys after different homogenization processes

2.2.4 均匀化过程中的扩散动力学分析

在具有偏析的铸态组织中,合金元素沿枝晶呈周期性变化。为获得合金元素在均匀化过程中的变化规律,需研究相邻枝晶间合金元素的扩散规律。合金是否达到均匀化态由非平衡相的溶解和枝晶偏析消除的时间共同决定^[18-19]。

SHEWMON P G^[20]认为,均匀化过程中合金元素分布状态可用余弦函数的傅氏级数分量逼近:

$$C(x) = \bar{C} + A \cos\left(\frac{2\pi x}{L}\right) \quad (1)$$

式中, L 为枝晶间距; $\bar{C}$ 为完全均匀化后合金元素的平均含量; $A = \frac{1}{2} \Delta C_0$,其中 ΔC_0 为晶界与晶内的合金元素含量差。

式(1)逼近的分布状态的每个基波分量都随加热时间按一定速度独立衰减,其基波衰减函数可描述为:

$$C(x, t) = \bar{C} + \frac{1}{2} \Delta C_0 \cos\left(\frac{2\pi x}{L}\right) \exp\left(-\frac{4\pi^2}{L^2} Dt\right) \quad (2)$$

式中, D 为合金元素在基体中的扩散系数。

图13为均匀化过程中合金元素分布示意图。由式(2)和图13可知,随着时间推移,每一点的浓度 C 都在逐渐减小并趋于平均值。所以知道在 $x=0, 0.5L, L$ 处浓度的衰减过程就能确定浓度振幅的衰减变化。在这些点上 $\cos \frac{2\pi x}{L}$ 值都为1或-1,此时式(2)可变化为:

$$C(x, t) = \bar{C} + \frac{1}{2} \Delta C_0 \exp\left(-\frac{4\pi^2}{L^2} Dt\right) \quad (3)$$

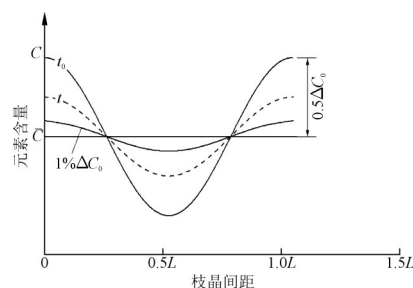


图13 均匀化过程中合金元素分布示意图^[20]

Fig.13 Schematic diagram of element distribution during homogenization^[20]

由式(3)可知,在均匀化热处理过程中,只有当 t 趋于无穷大时有 $C(x, t) = \bar{C}$,此时合金成分才能均匀。偏析衰减到 $\frac{1}{100} \cdot \frac{1}{2} \Delta C_0$ 时,即可认为合金成分已达到均匀化态,则有:

$$\frac{1}{100} \cdot \frac{1}{2} \Delta C_0 = \frac{1}{2} \Delta C_0 \exp\left(-\frac{4\pi^2}{L^2} Dt\right) \quad (4)$$

可简化为:

$$\frac{1}{100} = \exp\left(-\frac{4\pi^2}{L^2}Dt\right) \quad (5)$$

考虑扩散系数 D 与温度 T 的关系:

$$D = D_0 \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (6)$$

式中, D_0 为扩散常数; Q 为扩散激活能; R 为摩尔气体常数; T 为热力学温度。

将式(6)代入式(5)中, 整理后可得:

$$\frac{1}{T} = \frac{R}{Q} \ln(t) - \frac{R}{Q} \ln\left(\frac{4.6L^2}{4\pi^2 D_0}\right) \quad (7)$$

令 $P = \frac{R}{Q}$, $G = \frac{4.6}{4\pi^2 D_0}$, 便得到:

$$\frac{1}{T} = P \ln \frac{t}{GL^2} \quad (8)$$

式(8)即为均匀化动力学方程, 对于固定成分的合金, P 、 G 均为常数, 因此只要得到铸锭原始枝晶间距 L , 即可绘出铸锭均匀化转变动力学曲线。

由于在相同的温度下, Si、Fe 两种元素的扩散系数不同, 且温度较低时 Fe 原子较 Si 原子容易迁移。本研究主要考虑合金中 Si 元素的扩散。 $D_0(\text{Si}) = 9.3 \times 10^{-5} \text{ m}^2/\text{s}$, $Q(\text{Si}) = 131.8 \text{ kJ/mol}$, $R = 8.31 \text{ J/(mol} \cdot \text{K)}$ [21-25]。根据式(8)可绘出不同枝晶间距下 Si 元素的均匀化动力学曲线。图 14 为不同枝晶间距时均匀化温度与时间的关系。可以看出, 在相同枝晶间距下均匀化时间随温度的升高而缩短。温度越高, 原子的迁移越容易, 扩散系数越大, 元素扩散速度越快。但随着均匀化保温时间的延长, 扩散通量随浓度梯度的减小而变小, 均匀化效果减弱。同一温度下均匀化时间随枝晶间距的减小而显著缩短。铸锭的枝晶间距(基波长度)越小, 傅氏级数分量衰减越快。对 4043 铝合金取枝晶间距 $40 \mu\text{m}$, 查均匀化动力学曲线可知, 在 550°C 保温下所需的均匀化时间约为 10 h, 与试验结果基本一致。

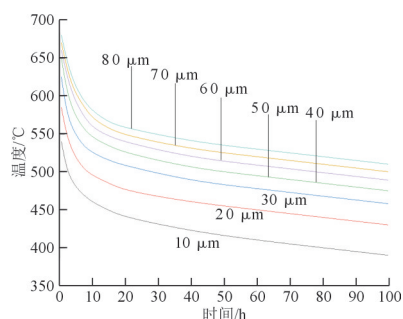


图 14 不同枝晶间距时均匀化温度与时间的关系

Fig.14 Relationship between homogenization temperature and time at different dendrite arm spacings

3 结 论

(1) 4043 铝合金铸态组织呈典型的树枝状, 存在明显的枝晶偏析。晶界及枝晶间存在大量非平衡共晶组织, 主要为沿晶界分布的灰色网状共晶 Si 相、针状或棒状的亮白色 β -AlFeSi 相以及晶内的少量颗粒状单质 Si。

(2) 铸锭经 $550^\circ\text{C} \times 10 \text{ h}$ 均匀化处理后, 合金中低熔点非平衡共晶相溶解, Si 相球化且尺寸细小分布均匀, β -AlFeSi 相向 α -AlFeSi 相的转变完成, α -AlFeSi 相呈颗粒状或圆球状分布, 硬度最大。温度升高至 560°C , Si 相长大粗化。

(3) 均匀化过程中的扩散动力学分析表明, 同一温度下均匀化时间随枝晶间距的减小而缩短。动力学分析所得结果与试验中 $550^\circ\text{C} \times 10 \text{ h}$ 的均匀化处理工艺基本一致。

参 考 文 献

- [1] 杨启欣, 曹岩, 黄亮, 等. 金属型铸造 ZL205A 铝合金组织物相分析及工艺优化[J]. 特种铸造及有色合金, 2023, 43(4): 510-513.
- [2] 孔昭阳, 黄海滨, 于宝义, 等. Si 含量对 Al-Si 电子封装材料组织和性能的影响[J]. 特种铸造及有色合金, 2020, 40(3): 327-331.
- [3] 陈森煜, 王火生, 傅淑云, 等. Si、Fe、Mn、Sr 和 T2 热处理对高导热铝合金组织及性能的影响[J]. 特种铸造及有色合金, 2022, 42(6): 749-754.
- [4] 张海涛, 何昊, 尹纲, 等. 合金元素在铝合金汽车结构件铸件的研究现状[J]. 铸造技术, 2021, 42(2): 153-158.
- [5] 李文树, 宋东福, 周海涛, 等. 细化变质处理对 A356.1 合金组织和力学性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2020, 30(7): 1 491-1 501.
- [6] 王登峰, 蒋业华, 卢德宏, 等. 电磁搅拌与变质复合作用对 Al-20Si 合金初生 Si 相的影响[J]. 特种铸造及有色合金, 2005, 25(12): 737-739.
- [7] 程志远, 王经涛, 郭丰佳, 等. 均匀化处理对 6061 铝合金显微组织及相演变行为的影响[J]. 金属热处理, 2023, 48(5): 196-203.
- [8] 葛素静, 刘永昌, 叶珍, 等. 再生 A356 铝合金生产工艺及性能研究[J]. 特种铸造及有色合金, 2022, 42(4): 450-454.
- [9] TANG K, DU O, LI Y J. Modelling microstructure evolution during casting homogenization and ageing heat treatment of Al-Mg-Si-Cu-Fe-Mn alloys[J]. CALPHAD, 2018, 63: 164-184.
- [10] 吴国华, 孙江伟, 张亮, 等. 铝锂合金材料研究应用现状与展望[J]. 有色金属科学与工程, 2019, 10(2): 31-46.
- [11] 孙彬彬, 王洪伟, 董颖, 等. 均匀化温度对 6xxx 系铝合金组织与性能的影响[J]. 有色金属加工, 2020, 49(5): 24-28.
- [12] 于明轩, 范超, 张骏, 等. Fe 含量对再生铝硅合金组织和性能的影响[J]. 热加工工艺, 2024, 53(14): 108-113, 117.
- [13] 沈乔盛, 邹国童, 张恒华. 锰和铁元素对亚共晶铝硅合金组织和力学性能的影响[J]. 上海金属, 2021, 43(4): 44-50.
- [14] 钱晓明, 章羽, 王昭东, 等. 铸造冷却速率对 Al-Mg-Si-Mn 耐热铝合金组织及热加工性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2022, 32(2): 343-352.