

均匀化热处理参数对 7085 铸锭组织性能的影响

樊振中^{1,2} 张 东³ 贺笃鹏⁴ 王海龙^{1,2} 周志宇^{1,2} 张景亮^{1,2} 陆 政^{1,2}

(1.中国航发北京航空材料研究院; 2.北京市先进铝合金材料及应用工程技术研究中心;
3.北京宇航系统工程研究所; 4.中国钢研科技集团有限公司)

摘 要 以 7085 大规格半连续铸锭为研究对象, 对其进行了不同的均匀化热处理, 研究了热处理温度与时间对 7085 铸锭组织与性能的影响, 对比分析了单级与双级均匀化热处理后的材料性能。结果表明, 7085 大规格铸锭升温速率约为 0.4 ℃/(min·mm) 时, 铸态枝晶组织与晶界区域低熔点 *T* 相经均匀化热处理后基本溶入初生 α-Al 基体内部, 材料塑性与电导率得到明显改善。经 (430±5) ℃×8 h+(460±5) ℃×24 h 热处理后材料的平均抗拉强度、屈服强度、伸长率与电导率分别为 352 MPa、264 MPa、13.3% 与 19.616 MS/m, 断口表面以沿晶断裂为主。

关键词 7085 铝合金; 均匀化热处理; 微观组织; 力学性能; 电导率

中图分类号 TG166.3; TG146.21

文献标志码 A

DOI: 10.15980/j.tzzz.2022.10.001

开放科学(资源服务)标识码(OSID):



Effects of Homogenizing Heat Treatment Parameters on Microstructure and Properties of 7085 Ingot

Fan Zhenzhong^{1,2}, Zhang Dong³, He Dupeng⁴, Wang Hailong^{1,2}, Zhou Zhiyu^{1,2},
Zhang Jingliang^{1,2}, Lu Zheng^{1,2}

(1.Beijing Institute of Aeronautical Materials; 2.Beijing Advanced Engineering Technology and Application Research Center of Aluminum Materials; 3.Beijing Institute of Astronautical Systems Engineering;
4.China Steel Research & Technology Group Co., Ltd.)

Abstract: Effects of homogenizing heat treatment temperature and time on microstructure and properties of 7085 large semi-continuous ingot were investigated and compared with the different process systems. The results indicate that when the temperature-increment rate is about 0.4 ℃/(min·mm), the low-melting *T* phase and as-cast dendrite structure are melted into the primary α-Al matrix after the homogenizing heat treatment process, leading to the obvious improvement of plasticity and electrical conductivity. The average tensile strength, yield strength, elongation and conductivity reach 352 MPa, 264 MPa, 13.3% and 19.616 MS/m, respectively, after heat treatment for (430±5) ℃×8 h+(460±5) ℃×24 h, where the fracture surface is dominated by intercrystalline fracture.

Key Words: 7085 Aluminum Alloy, Homogenizing Heat Treatment, Microstructure, Mechanical Properties, Electric Conductivity

铝合金具有低密度、高比强度、高比刚度、优异的耐腐蚀性和加工性能,是当前飞机、运载武器的主要结构金属用材^[1],其中主要为 2xxx 系、5xxx 系与 7xxx 系变形铝合金,起中等承载与主承载作用^[2]。铝合金在民用领域,尤其在汽车车身板材领域也同样应用广泛^[3]。随着军工装备与汽车等领域对结构成形一体化、轻量化设计的不断重视,高强变形铝合金已成为当前铝合金设计选材的首选,由高强度、低韧性向高强度、高韧性和高强

度、高韧性、耐腐蚀等方向不断发展^[4]。当前国内外的超高强铝合金主要为 Al-Zn-Mg-Cu 合金材料体系,通过优化 Zn、Mg、Cu、Zr 元素添加量,调控时效强化相的析出组织形貌、分布、尺寸等方式来均衡合金材料的强度、韧性与腐蚀性能^[5]。7xxx 系超高强铝合金高强、高韧与低应力腐蚀(SCC)性能主要由其材料内部的组织与强化相来实现,而材料内部的组织与相形貌、形态、分布密度则主要由热处理过程来实现^[6]。

收稿日期:2021-12-02;修改稿收到日期:2022-03-15

基金项目:国家军品配套项目

第一作者简介:樊振中,男,1985 年出生,高级工程师,北京(100095),E-mail:fanzenzhong2010@163.com

引用格式:樊振中,张东,贺笃鹏,等. 均匀化热处理参数对 7085 铸锭组织性能的影响[J]. 特种铸造及有色合金,2022,42(10):1 189-1 196.

FAN Z Z, ZHANG D, HE D P, et al. Effects of homogenizing heat treatment parameters on microstructure and properties of 7085 ingot[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2022, 42(10):1 189-1 196.

大规格铸锭制备是高强韧铝合金材料开发的首要工序。添加高含量的 Zn、Cu、Mg 元素后,半连续铸锭内部将存在大量非平衡共晶相与树枝晶,树枝晶内部的枝晶偏析往往需要经均匀化热处理消除后再开展后续的锻造、挤压与轧制等工序。冯艳飞等^[7]研究指出,2024 铝合金铸锭经均匀化热处理后,合金材料的强度与电导率均显著提升;杨宇博^[8]在 2219 铝合金铸锭辗轧前进行了均匀化热处理,改善了铸锭组织的均匀性,避免了辗轧开裂。代自莹等^[9]、石娇等^[10]与谢怡纯等^[11]分别对 6008 铝合金、6005A 铝合金与 6082 铝合金进行了均匀化热处理。发现单级或双级均匀化热处理均可有效消除铸锭的晶内偏析,铸锭组织分布均匀性改善显著。史晓明等^[12]、WOZNICKI A 等^[13]、KUMAR R 等^[14]、QIAN X M 等^[15]分别研究了均匀化热处理对 7050 铝合金、7075 铝合金、AA8011 铝合金与 7055 铝合金组织性能与耐蚀性能的影响,发现铸锭组织中粗大 η 相经均匀化热处理后逐渐转变为 S 相并固溶于 α -Al 基体内部,铸态组织中针状、棒状初生相不断球化,大量树枝晶组织不断溶于 α -Al 基体内部,非平衡共晶偏析组织基本消失,材料耐蚀性能明显提升。韦修勋等^[16]通过优化再生 7050 铝合金均匀化热处理工艺参数,晶界残存相回溶度大幅提高,材料强度与塑性各提升 34% 与 42%。周炎等^[17]通过优化调整均匀化热处理升温速率与终止温度,兼顾了 7050 铝合金板材的强度与耐蚀性能,保温时间大幅缩短。柳华炎等^[18]研究了均匀化热处理参数对 6061 铝合金冲压性能的影响,指出双级均匀化热处理可有效减少铸态组织中的 AlFeSi 相,材料应变硬化指数 n 与塑性应变比指数 r 改善明显,有利于 6061 铝合金复杂制件的冲压成形。晁代义等^[19]、韩翠红等^[20]研究指出,对 7055 铝合金进行分级均匀化热处理时,低温均匀化阶段可析出大量 Al_3Zr 相,大幅降低后续挤压过程的再结晶程度;晶界处粗大的铸态组织经分级均匀化热处理完全消失,挤压制件力学性能提升明显。蒋秋妹等^[21]、张建宇等^[22]、张宇等^[23]研究发现,大规格 7xxx 铝合金铸锭经均匀化热处理,MgZn₂、Al₂Cu 等共晶相不断消溶,晶界处仅残存极少量 Al₆(FeCu)杂质相,第二相尺寸降至 30 μm 以下,合金材料强度持续上升,塑性与抗冲击性能明显提高。

综上,对 7xxx 系铝合金铸锭进行均匀化热处理可有效消除铸态组织中粗大颗粒相、非平衡共晶相及树枝晶晶内共晶偏析相,改善材料的组织、强度与塑性,提高后续锻造、挤压与轧制成形性能。7085 铝合金作为我国第 4 代高强韧铝合金材料的典型代表,目前对其大规格半连续铸锭开展的均匀化热处理相关研究报道较少。

因此,本课题以直径 $\phi 900\text{ mm}$ 的 7085 铝合金半连续铸锭为研究对象,研究均匀化热处理工艺参数对其铸锭组织、性能与电导率的影响,可为 7085 铝合金在武器装备与轨道交通领域的推广应用提供参考。

1 均匀化热处理工艺参数

1.1 7085 材料成分与试验参数

原材料为精铝铸锭(99.99%,质量分数,下同)、纯镁铸锭(99.9%)、纯锌铸锭(99.8%,按 6.5% 的烧损比例进行配制)、Al-5Zr 中间合金、Al-5Ti-1B 中间合金与 Al-12Cu 中间合金,7085 铝合金化学成分见表 1,其中 Zn 含量取中上限,Cu、Mg 元素取中限,Cu、Mg 元素质量比按 0.8~0.9 进行配制,避免在铸造过程形成大量 S 相(Al_2CuMg)。采用电阻式坩埚炉进行熔炼,过热温度为 820 $^{\circ}\text{C}$,采用 $\text{C}_2\text{Cl}_6 + \text{Ar}$ 进行精炼除气处理,精炼温度为 745 $^{\circ}\text{C}$,精炼时间为 20~25 min,扒渣静置 15 min 后升温至 735 $^{\circ}\text{C}$,添加纯锌、纯镁铸锭,待熔体温度达到 715 $^{\circ}\text{C}$ 进行 7085 铝合金半连续铸锭的浇注,铸造速度为 33~35 mm/min,冷却水压为 0.03~0.10 MPa。浇注后 7085 半连续铸锭尺寸为 $\phi 930\text{ mm} \times 1\,500\text{ mm}$,单边扒皮 15 mm 后 7085 半连续铸锭直径为 $\phi 900\text{ mm}$ 。采用 Deform-3D 软件研究了不同双级均匀化热处理参数下 7085 铸锭轴向与径向温度分布,采用 OLYMPUS ST-300 型金相显微镜、WDW-100kN 万能试验机、FEI-Quanta600 型扫描电镜和 IN-CAX-sight6247 型能谱分析仪进行材料断口组织形貌与力学性能测试。

表 1 7085 铝合金的化学成分

Tab.1 Chemical composition of 7085 Al alloy										%
w_B										
Cr	Si	Ti	Fe	Zr	Cu	Zn	Mn	Mg	杂质	Al
≤ 0.04	≤ 0.06	≤ 0.06	≤ 0.08	≤ 0.15	1.3~2.0	7.0~8.0	≤ 0.04	1.2~1.8	≤ 0.15	余量

1.2 均匀化热处理工艺参数

分别研究了单级、双级均匀化热处理工艺对 7085 铝合金铸锭铸态组织、力学性能与电导率的影响。均匀化热处理炉设备为恒力 10T 燃气台车炉,升温速率为 10~12 $^{\circ}\text{C}/\text{min}$,炉温控制精度为 $\pm 3\text{ }^{\circ}\text{C}$,7085 铝合金铸锭单级、双级均匀化热处理工艺参数见表 2。

表 2 7085 铝合金均匀化热处理工艺参数

Tab.2 Homogenizing heat treatment parameters of 7085 Al alloy			
序号	均匀化热处理工艺参数	序号	均匀化热处理工艺参数
1	(415 ± 5) $^{\circ}\text{C} \times 32\text{ h}$	5	(430 ± 5) $^{\circ}\text{C} \times 8\text{ h} + (440\pm 5)\text{ }^{\circ}\text{C} \times 24\text{ h}$
2	(430 ± 5) $^{\circ}\text{C} \times 32\text{ h}$	6	(430 ± 5) $^{\circ}\text{C} \times 8\text{ h} + (450\pm 5)\text{ }^{\circ}\text{C} \times 24\text{ h}$
3	(445 ± 5) $^{\circ}\text{C} \times 32\text{ h}$	7	(430 ± 5) $^{\circ}\text{C} \times 8\text{ h} + (460\pm 5)\text{ }^{\circ}\text{C} \times 24\text{ h}$
4	(460 ± 5) $^{\circ}\text{C} \times 32\text{ h}$	8	(430 ± 5) $^{\circ}\text{C} \times 8\text{ h} + (470\pm 5)\text{ }^{\circ}\text{C} \times 24\text{ h}$

2 温度场与材料组织性能分析

2.1 均匀化热处理温度场分布 FEM 计算分析

均匀化热处理时的升温速率设定为 2 ℃/(min · mm),铸锭入炉后升温至铸锭整体到达设定保温温度的时间可由下式无量纲计算:

$$t = \frac{\phi}{2} \div 2 \times 60 \tag{1}$$

式中, t 为铸锭整体升温至设定温度所需的时间, s; ϕ 为铸锭的直径, mm。

采用 Deform-3D 软件对 7085 铝合金铸锭双级均匀化热处理过程沿铸锭轴向、径向不同测温点的温度分布进行了仿真计算分析。7085 铝合金铸锭均匀化热处理过程温度场分布仿真计算时需要满足以下假设条件: ①只考虑加热炉与铸锭外侧和底、顶面的辐射传热,忽略其他辐射传热;②加热炉内气氛为透明气体,不参与辐射传热;③只考虑半连续铸锭轴向和径向的导热,半连续铸锭无内热源;④炉内气氛与半连续铸锭强制对流传热;⑤加热炉内气氛对流传热流速较快,整体温度分

布均匀,炉内密封严密,为恒压环境。为了提高计算效率,将 7085 铝合金铸锭简化为 1/8 模型进行计算,模型网格剖分单元类型为 20 节点六面体单元,单元节点平均间距为 10 mm,网格剖分单元总数为 243 812,网格剖分总节点数为 1 286 532,见图 1。

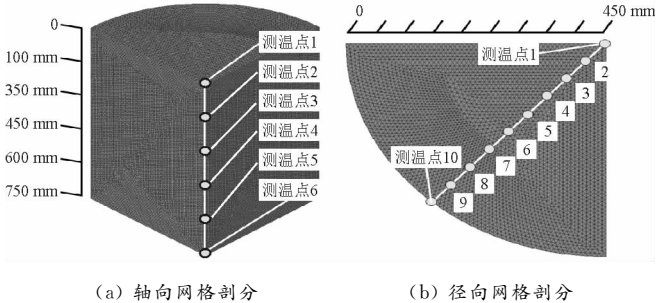


图 1 7085 半连续铸锭 FEM 网格剖分示意图

Fig.1 Schematic diagram of FEM meshing of 7085 semi-continuous ingots

图 2 为 7085 半连续铸锭不同双级均匀化热处理工艺下沿轴向、径向温度场分布仿真计算结果。图 2a 为 7085 半连续铸锭工艺参数 5 沿铸锭 1/8 模型轴向测温点 2、4、6 数值仿真计算结果与布置 K 型热电偶实测温

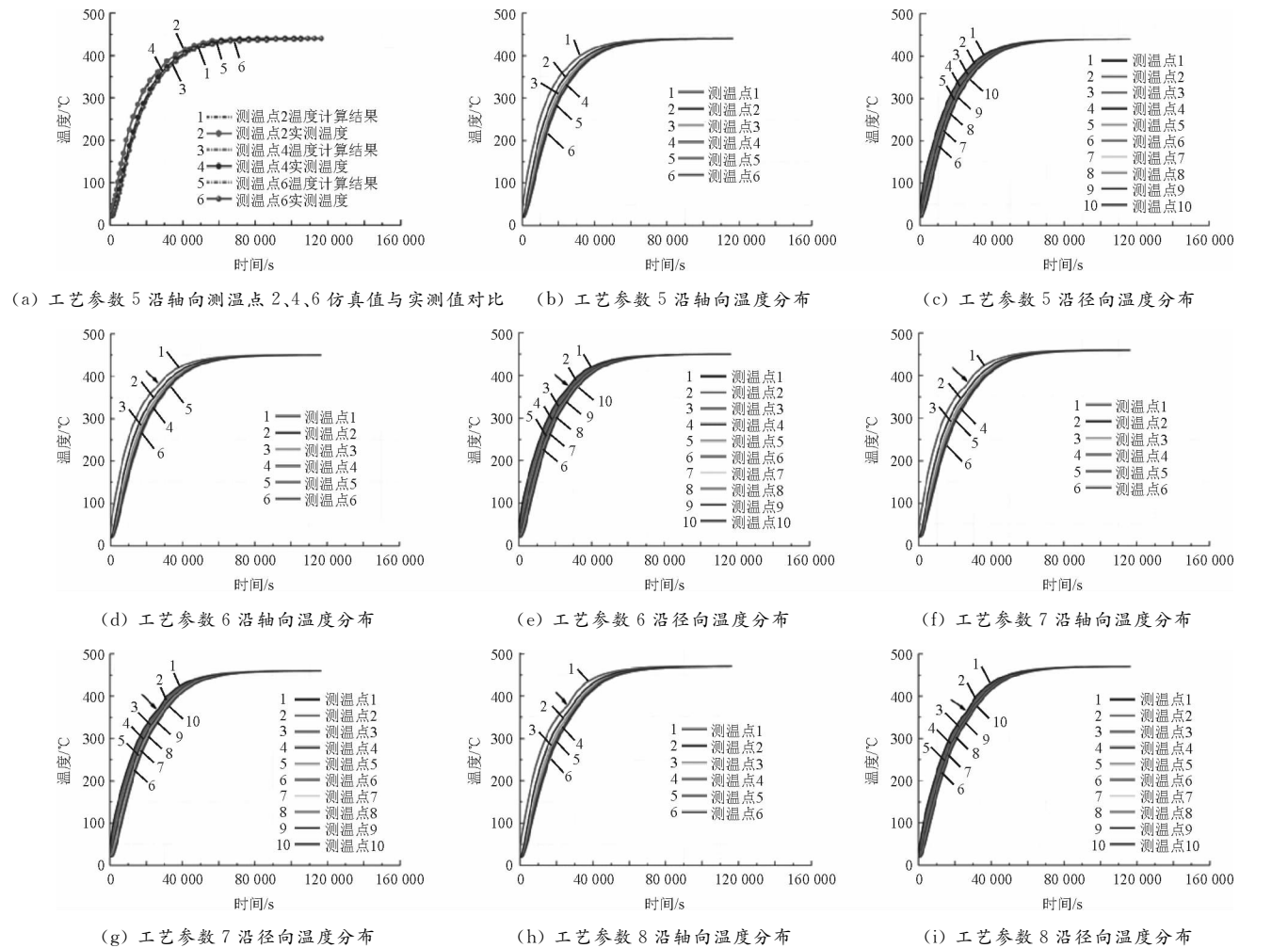


图 2 7085 半连续铸锭沿轴向、径向温度分布 FEM 仿真计算结果

Fig.2 FEM simulation results of axial and radial temperature distribution of 7085 semi-continuous ingots

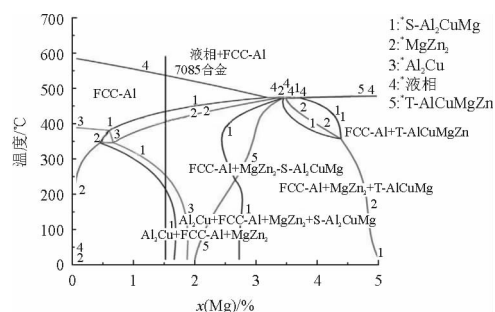
度的对比结果。可以看出,数值仿真计算结果与实测温度值较为接近,仿真计算结果精度较高,可为 7085 大规格半连续铸锭均匀化热处理工业生产提供可用的数据参考。

由图 2b~图 2i 可知,7085 大规格半连续铸锭双级均匀化热处理时,在相同保温时间内沿轴向温度分布偏差高于沿径向方向,沿轴向各测温点温度偏差最大值约为 100 ℃,出现在 10 000 s 时,此时 7085 半连续铸锭外表面受热处理炉内对流传热、辐射传热的影响,温度已升高,而此时 7085 半连续铸锭内部仅受热传导作用机制影响,热处理炉膛热量尚未有效传输至铸锭内部,铸锭内部温度偏低。随着双级均匀化热处理过程的持续进行,当保温时间延长至约 80 000 s 时,炉膛内的热量在 7085 半连续铸锭内部通过热传导机制已有效传输至铸锭内部,沿轴向分布各测温点温度几近相同,且工艺参数 7 下沿铸锭轴向各测温点温度偏差最小,见图 2f 中箭头处。与 7085 半连续铸锭沿轴向各测温点温度分布相似,7085 半连续铸锭双级均匀化热处理时沿径向分布各测温点温度偏差最大值约为 85 ℃(径向距离 450 mm,低于轴向长度 750 mm),同样出现于 10 000 s 时。随着保温过程的持续进行,沿径向分布各测温点温度偏差持续下降,当保温至 70 000 s 时各测温点温度基本相同,之后 7085 半连续铸锭随保温过程的持续进行,在二级均匀化热处理工艺参数下保温直至热处理过程结束。由图 2 仿真计算结果可知,式(1)不适用于 7xxx 系铝合金大规格铸锭双级均匀化热处理入炉升温到温时间的计算。根据图 2 数值仿真计算结果,推导得出了适用于 7085 大规格半连续铸锭双级均匀化热处理时的入炉升温到温时间经验公式:

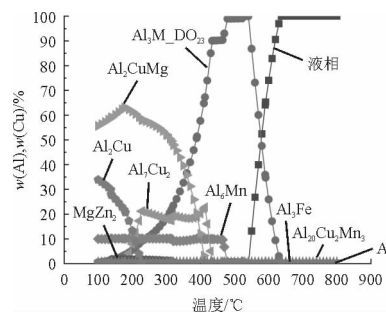
$$t = \frac{\phi}{2} \div 0.4 \times 60 \quad (2)$$

2.2 金相组织分析

图 3 为 7085 铝合金相图。可以看出,当 $w(\text{Cu})/w(\text{Mg}) < 1$ 时,平衡凝固时一般不易形成 Al_2Cu 相和 Al_2CuMg 相,在非平衡凝固条件下则会形成一定数量的 Al_2CuMg 相。与 Cu 元素相比,Mg 元素更活泼,凝固末期晶界处富集的 Cu 更易与 Mg 反应生成非平衡相 $\text{Mg}(\text{Al}, \text{Cu}, \text{Zn})_2$ 相,富集的 Cu 随之不断消耗; $\text{S-Al}_2\text{CuMg}$ 相由于结合能高于 $\text{Mg}(\text{Al}, \text{Cu}, \text{Zn})_2$ 相,一般较难形成。分别在铸态与不同均匀化热处理状态 7085 铝合金半连续铸锭心部区域进行金相组织取样与测试分析,见图 4。由图 4a 可知,7085 铝合金半连续铸锭心部区域组织为典型的树枝晶组织,晶界处富集了大量的 Zn、Cu、Mg 元素,晶界区域主要为低熔点的粗大



(a) 7085 铝合金随 Mg 含量变化相图



(b) 7085 铝合金 Cu、Mg 固定成分相图

图 3 7085 铝合金相图

Fig.3 Phase diagram of 7085 aluminum alloy

硬脆 T 相[熔点为 474 ℃,成分为 $\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$ 、 $(\text{Al}, \text{Zn})_{49}\text{Mg}_{32}$],塑性较差。与铸态组织相比,粗大的枝晶组织经均匀化热处理后明显消失,晶界处富集的 Zn 元素从晶界区域不断扩散至 α -Al 基体内;同时,晶界区域富集的 Cu、Mg 大部分已扩散至 α -Al 基体内部,晶界区域仅残留少量 Cu、Mg。铸态组织中的枝晶共晶偏析组织经均匀化热处理后,呈非连续线状,晶界区域低熔点 T 相随均匀化热处理保温时间的延长不断消失。结合图 4b~图 4e 可知,铸态枝晶组织在单级均匀化热处理保温时,其消熔度随着保温时间的增加不断上升,晶界区域低熔点 T 相的分布数量及密度持续降低。由图 4f~图 4i 可知,铸态枝晶组织在双级均匀化热处理保温时随着第二级均匀化热处理保温温度的增加,其消熔度持续上升,晶界区域低熔点 T 相分布密度持续下降。此外,7085 大规格半连续铸锭采用双级均匀化热处理保温时,当第二级均匀化热处理保温温度为 440 ℃时,铸态树枝晶组织消熔度较低,双级均匀化热处理后在晶界区域仍可观察到明显的枝晶偏析组织;当第二级均匀化热处理温度升至 450 ℃时,晶界区域铸态树枝晶组织经均匀化热处理后,由连续点状转变为弥散点状分布;当第二级均匀化热处理温度升至 460 ℃时,铸态树枝晶组织基本消失,晶界区域低熔点 T 相完全消熔;当第二级均匀化热处理温度升至 470 ℃时,由于第二级均匀化热处理温度接近 T 相溶解温度,在均匀化热处理组织中观察到了轻微过烧组织,见图 4i 箭头处。

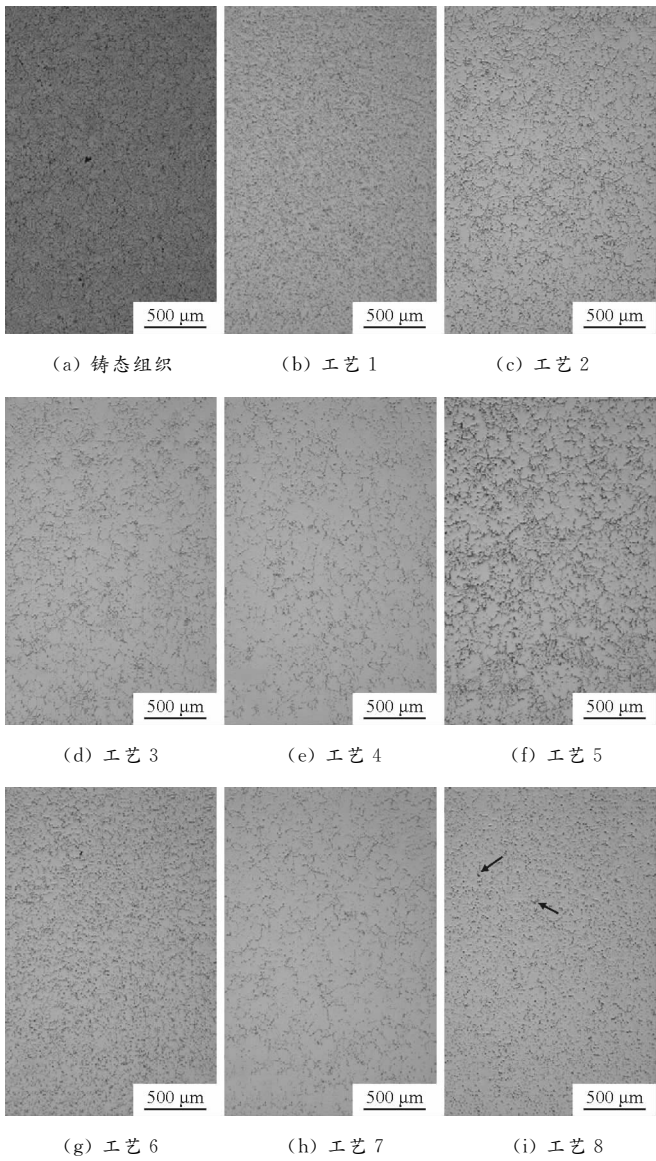


图 4 7085 半连续铸锭金相组织

Fig.4 Metallographic structure of 7085 semi-continuous ingot

2.3 力学性能测试

图 5 为 7085 铝合金半连续铸锭不同均匀化热处理工艺下的力学性能。可以看出,单级均匀化热处理时 7085 铝合金材料的平均抗拉强度、屈服强度与伸长率随着均匀化热处理保温温度的增加而连续上升,当单级均匀化热处理制度为 $(460\pm5)^{\circ}\text{C}\times 32\text{ h}$ 时,7085 半连续铸锭的平均抗拉强度、屈服强度与伸长率分别为 367 MPa、269 MPa 与 9.6%。与单级均匀化热处理工艺相比,双级均匀化热处理工艺中的第一级均匀化热处理在短时保温过程,铸态组织中的树枝晶组织不断熔溶,晶界区域低熔点 T 相分布密度及数量不断减少,铸态组织中分布于晶界区域的硬脆共晶组织相分布数量与密度持续下降,材料组织均匀性得到显著改善,7085 铝合金材料强度连续下降,伸长率持续上升。7085 半连续铸锭的材料组织均匀性与强韧度匹配在 $(430\pm5)^{\circ}\text{C}\times$

$8\text{ h}+(460\pm5)^{\circ}\text{C}\times 24\text{ h}$ 双级均匀化热处理工艺参数下获得最佳值,此时 7085 半连续铸锭的平均抗拉强度、屈服强度与伸长率分别为 352 MPa、264 MPa 与 13.3%。

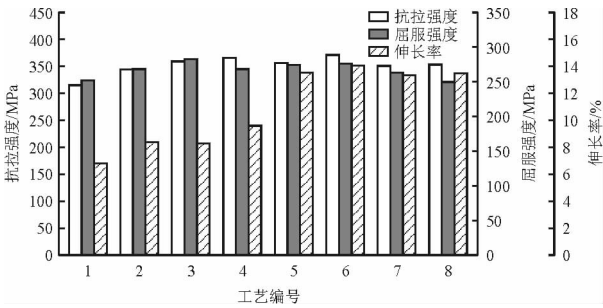
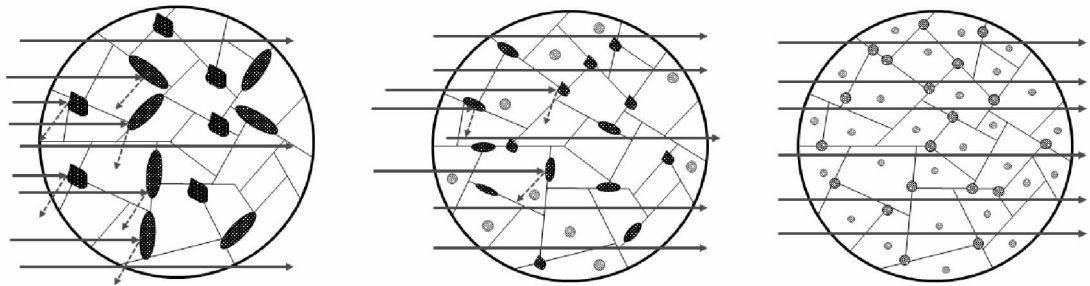


图 5 7085 半连续铸锭不同均匀化热处理工艺下的力学性能

Fig.5 Mechanical properties of 7085 semi-continuous ingot under different homogenizing heat treatment parameters

2.4 电导率测试分析

7xxx 系铝合金均匀化热处理状态的电导率主要受晶界析出相形态、密度及分布的影响。在均匀化热处理时,随着均匀化热处理过程的持续进行,铸锭组织均匀性不断提高;铸态非平衡凝固在晶界区域析出的非平衡强化相及低熔点相形貌由链条装、线状不断转变为孤立点状分布,并不断趋于球化。同时,晶界区域溶质原子浓度不断下降,形成了部分贫化溶质原子区,一定程度上也提高了材料的电导率,见图 6。当均匀化热处理保温温度过高或保温时间过长时,晶界区域低熔点 T 相与其他低熔点相也会产生消熔或轻微的过烧,晶内出现少量的粗化相;晶界析出相也呈链球状析出并出现了一定程度的偏聚(见图 4i),导致 7085 半连续铸锭电导率随之下降。图 7 为 7085 半连续铸锭在不同均匀化热处理工艺下的电导率测试结果。可以看出,当 7085 半连续铸锭采用单级均匀化热处理工艺时,经 $(460\pm5)^{\circ}\text{C}\times 32\text{ h}$ 均匀化热处理后的电导率取得最大值,为 18.40 MS/m。当 7085 半连续铸锭采用双级均匀化热处理工艺时,在 $(430\pm5)^{\circ}\text{C}\times 8\text{ h}+(460\pm5)^{\circ}\text{C}\times 24\text{ h}$ 双级均匀化热处理工艺参数下取得最高值,为 19.616 MS/m,当双级均匀化热处理工艺参数选择为 $(430\pm5)^{\circ}\text{C}\times 8\text{ h}+(440\pm5)^{\circ}\text{C}\times 24\text{ h}$ 时,7085 半连续铸锭内部仍存在数量较多的未消熔共晶组织,见图 4f。此时铸锭电导率取得最小值,为 17.951 MS/m。7xxx 系铝合金半连续铸锭一般在均匀化热处理后,还要进行后序的锻造、挤压、轧制等工序,后续工序较为关注 7xxx 系铝合金半连续铸锭在均匀化热处理后的组织均匀性与塑性,而非材料的强度;半连续铸锭经均匀化热处理后若强度过高,则在锻造、挤压、轧制等制造过程中的变形抗力过大,不利于半连续铸锭进行锻造、挤压与轧制处理。



(a) 热处理前铸锭内部粗大块状相电子反射 (b) 热处理不充分铸锭内部残留块状相电子反射 (c) 充分均匀化热处理后铸锭内部电子传递

图 6 7xxx 系半连续铸锭均匀化热处理后电导率与材料组织形貌作用示意图

Fig.6 Interaction between conductivity and morphologies of 7xxx series semi-continuous ingot casting after homogenizing heat treatment

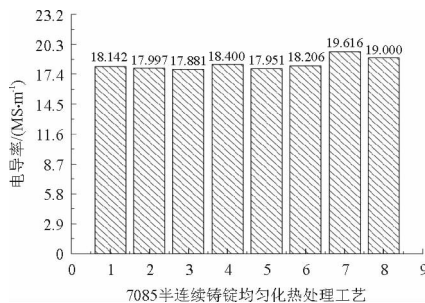


图 7 不同均匀化热处理工艺下 7085 半连续铸锭电导率测试结果

Fig.7 Electrical conductivity of 7085 semi-continuous ingots under different homogenizing heat treatment processes

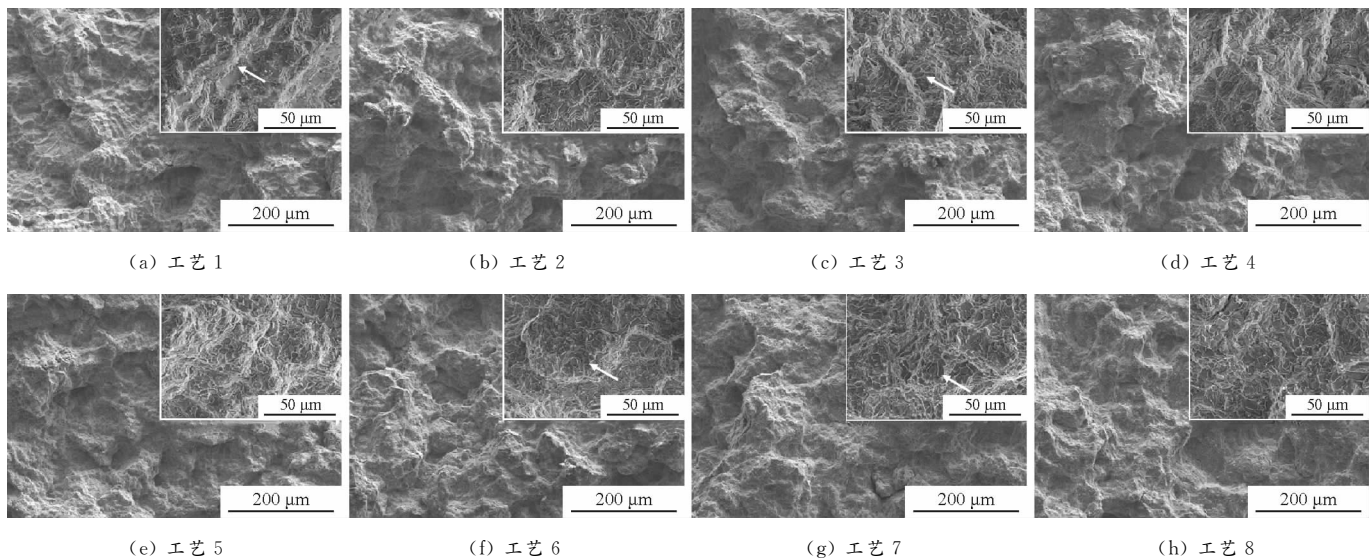


图 8 7085 半连续铸锭不同均匀化热处理工艺下断口 SEM 形貌

Fig.8 SEM images of fracture morphologies of 7085 semi-continuous ingot under different homogenizing heat treatment processes

时,随着拉伸加载应力持续增加,沿晶界区域低熔点硬脆相出现应力集中,微观裂纹沿着硬脆相快速延伸扩展,在晶界上残留了少量韧窝,见图 8a 和图 8c 中箭头处。与单级均匀化热处理相比,铸态组织晶界区域低熔点 T 相在双级均匀化热处理时不断溶入初生 α -Al 基体内部,低熔点 T 相与部分硬脆相在晶界区域的分布密度及数量持续下降,铸态树枝晶组织形貌基本消失,

在传统力过大,不利于半连续铸锭进行锻造、挤压与轧制处理。在传统的工业生产中,由于均匀化热处理后要尽快进行锻造、挤压与轧制,常规的力学性能测试需要进行试样加工与测试,测试周期较长。因此实际生产中一般常采用电导率测试来表征 7xxx 系半连续铸锭经均匀化热处理后铸锭组织的均匀化程度。

2.5 断口 SEM 与 EDS 测试分析

图 8 为 7085 半连续铸锭不同均匀化热处理工艺下断口 SEM 形貌。可以看出,经单级均匀化热处理后,铸锭断口形貌较为粗糙,断口表面的晶粒仍呈树枝晶形貌,断裂机制为典型的沿晶断裂;在力学性能拉伸测试

断口表面呈现出较为光滑的断面,断裂机制仍为沿晶断裂。但晶界区域微观韧窝分布数量明显增多,且尺寸更为细小,见图 8f 与图 8g 中箭头处。工艺 7 处理后 7085 半连续铸锭断口表面 EDS 分析测试结果见图 9。可以看出,7085 大规格半连续铸锭经双级均匀化热处理后沿晶断裂韧窝形貌更为球化,平均直径约为 $5\text{ }\mu\text{m}$,沿晶断裂带上分布的破碎颗粒主要为低熔点的 T 相,主要

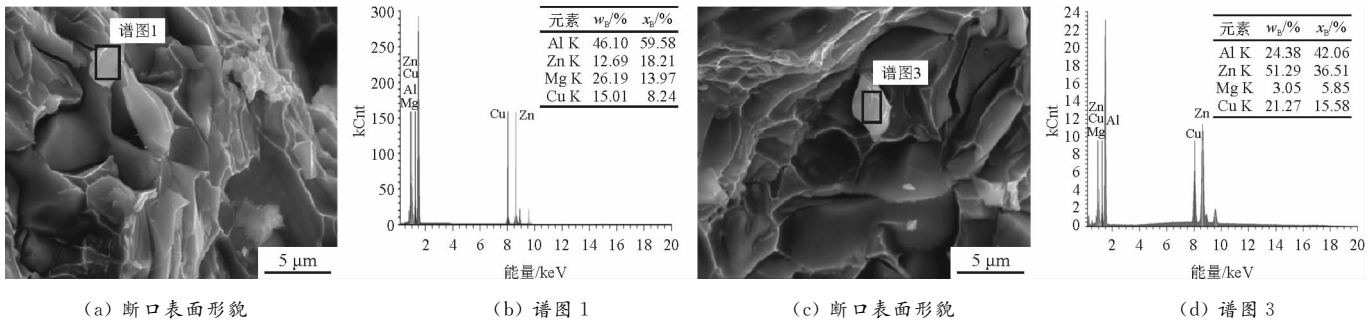


图 9 均匀化热处理工艺 7 下 7085 半连续铸锭断口表面 EDS 分析

Fig.9 EDS analysis of fracture surface of 7085 semi-continuous ingot under homogenizing heat treatment process 7

为 $(\text{Al},\text{Zn})_{49}\text{Mg}_{32}$ 、 $\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$ ，见图 9a；晶界区域微观韧窝内分布了一定数量呈尖晶石结构的破碎颗粒，经 EDS 分析主要为 Al_2Cu 相，见图 9c。

3 结 论

(1)7085 大规格半连续铸锭($\phi 900\text{ mm}$)在单级与双级均匀化热处理时，沿铸锭轴向与径向各测温点最大温度偏差均出现于 10 000 s 时，峰值温差各为 100、85℃，当铸锭保温至 70 000 s 时，沿铸锭径向温度分布基本相同，当保温时间增至 80 000 s 时，沿铸锭轴向温度分布保持一致，铸锭整体升温速度约为 0.4℃/(min·mm)。

(2)7085 半连续铸锭铸态形貌为典型树枝晶组织，晶界区域富集低熔点 T 相；铸态粗大枝晶组织在单级均匀化热处理时随着保温温度与保温时间的持续增加不断消失，枝晶组织中共晶偏析形貌由连续线状转变为点链状；双级均匀化热处理，当第二级均匀化热处理温度由 440℃升至 460℃时，铸态枝晶组织基本消失，形貌转变为弥散点状分布，晶界区域低熔点 T 相完全溶解，当保温温度升至 470℃出现了轻微过烧组织。

(3)7085 半连续铸锭单级均匀化热处理时材料力学性能随保温温度增加持续上升，经 $(460\pm 5)^\circ\text{C}\times 32\text{ h}$ 热处理后材料平均抗拉强度、屈服强度、伸长率与电导率分别为 367 MPa、269 MPa、9.6%与 18.40 MS/m；双级均匀化热处理时晶界区域低熔点 T 相与枝晶共晶偏析组织受第二级保温温度影响显著，合金塑性随着第二级保温温度增加持续上升，经 $(430\pm 5)^\circ\text{C}\times 8\text{ h}+(460\pm 5)^\circ\text{C}\times 24\text{ h}$ 热处理后材料平均抗拉强度、屈服强度、伸长率与电导率分别为 352 MPa、264 MPa、13.3%与 19.616 MS/m。

(4)经均匀化热处理后 7085 半连续铸锭断裂机制为典型沿晶断裂，晶界区域分布一定数量的韧窝。与单级均匀化热处理工艺相比，经双级均匀化热处理后断口表面更加平滑，微观韧窝数量增多且尺寸细化明显，平均直径约为 5 μm；沿晶断裂带表面主要为 $(\text{Al},\text{Zn})_{49}$

Mg_{32} 、 $\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$ 低熔点 T 相，韧窝内分布少量呈尖晶石形貌的 Al_2Cu 细小破碎颗粒。

参 考 文 献

- [1] 杨守杰,戴圣龙.航空铝合金的发展回顾与展望[J].材料导报, 2005 (2): 76-80.
- [2] 刘兵,彭超群,王日初,等.大飞机用铝合金的研究现状及展望[J].中国有色金属学报, 2010, 20(9): 1 705-1 715.
- [3] 关绍康,姚波,王迎新.汽车铝合金车身板的研究现状及发展趋势[J].机械工程材料, 2001(5): 12-18.
- [4] 王涛,尹志民.高强变形铝合金的研究现状和发展趋势[J].稀有金属, 2006(2): 197-202.
- [5] 曾渝,尹志民,潘青林,等.超高强铝合金的研究现状及发展趋势[J].中南工业大学学报(自然科学版), 2002(6): 592-596.
- [6] 陈小明,宋仁国,李杰.7xxx 系铝合金的研究现状及发展趋势[J].材料导报, 2009, 23(3): 67-70.
- [7] 冯艳飞,王东辉,杨路,等.均匀化时间对 2024 铝合金组织及性能的影响[J].热处理技术与装备, 2021, 42(4): 29-33.
- [8] 杨宇博.均匀化处理对大型轧制 2219 铝合金环件的组织及力学性能的影响[D].天津:天津大学, 2020.
- [9] 代自莹,张宇,谢方亮,等.均匀化冷却方式对 6008 铝合金组织和性能的影响[J].有色金属加工, 2021, 50(5): 53-56.
- [10] 石娇,王宇,杨志勇,等.均匀化退火对 6005A 铝合金组织及性能的影响[J].热处理技术与装备, 2021, 42(3): 13-15.
- [11] 谢怡纯,陈文琳,潘琪琛,等.均匀化时间对 6082 铝合金显微组织及性能的影响[J].铸造技术, 2021, 42(5): 342-345.
- [12] 史晓明,王春霞,韦乾乾,等.均匀化退火对 7050 铝合金微观组织和腐蚀性能的影响[J].特种铸造及有色合金, 2021, 41(9): 1 119-1 123.
- [13] WOZNICKI A, LESZCZYN B, WOLCH G, et al. Homogenization of 7075 and 7049 aluminum alloys intended for extrusion welding[J]. Journal of Materials Processing and Technology, 2021, 11(2): 338-343.
- [14] KUMAR R, GUPTA A, DANDEKAR T, et al. Evaluation of microstructure and texture during homogenization in a strip cast AA8011 aluminum alloy[J]. Internetallics, 2021, 130: 312-323.
- [15] QIAN X M, LI X L, LI Y, et al. Microstructure evolution during homogenization and hot workability of 7055 aluminum alloy produced by roll casting[J].Journal of Materials Research and Technology, 2021, 13: 2 536-2 550.
- [16] 韦修勋,陈愿情,贾桂龙,等.再生 7050 铝合金热处理工艺研究[J].特种铸造及有色合金, 2021, 41(8): 1 023-1 027.

热处理对 Ca 增粘泡沫 Al-Cu 合金力学性能的影响

黄 粒^{1,2} 高艳丽^{1,2} 王海龙^{1,2} 杜旭初^{1,2} 刘闪光^{1,2}

(1.中国航发北京航空材料研究院; 2.北京市先进铝合金材料及应用工程技术研究中心)

摘 要 采用熔体发泡法制备闭孔泡沫 Al-2.5Cu 和 Al-7Cu 合金,添加 Ca 为增粘剂,TiH₂为发泡剂。结果表明,在 200 ℃等温时效过程中,泡沫 Al-2.5Cu 合金并未出现时效强化效应,这与 Al-2.5Cu 合金的时效析出行为不一致。经 200 ℃等温时效处理后,泡沫 Al-7Cu 合金的屈服强度随着时效时间的延长而提升,但强化效果远不及 Al-Cu 合金。对比研究泡沫和实体含 Ca 的 Al-Cu 合金发现,共晶 Al-Cu-Ca 金属间化合物均匀分布于铝基体中,导致泡沫 Al-Cu 合金时效强化效果不理想。因此,时效处理不能有效增强含 Ca 的泡沫 Al-Cu 合金。

关键词 Ca;闭孔泡沫 Al-Cu 合金;Al-Cu-Ca 金属间化合物;时效强化

中图分类号 TG146.21;TG166.3

文献标志码 A

DOI:10.15980/j.tzzz.2022.10.002

开放科学(资源服务)标识码(OSID):



Effect of Heat Treatment on the Mechanical Properties of Al-Cu Alloy Foam with Ca Tackifier

Huang Li^{1,2}, Gao Yanli^{1,2}, Wang Hailong^{1,2}, Du Xuchu^{1,2}, Liu Shanguang^{1,2}

(1.Beijing Institute of Aeronautical Materials;

2.Beijing Engineering Research Center for Advanced Aluminum Alloys)

Abstract: The cellular Al-2.5Cu and Al-7Cu alloys were prepared by melt foaming method with Ca as a tackifier and TiH₂ as foaming agent. The results indicate that during the aging process at 200 ℃, the foamed Al-2.5Cu alloy has non-aging strengthening effect, which is inconsistent with the aging precipitation behavior of Al-2.5Cu alloy. After aging treatment at 200 ℃, the yield strength of Al-7Cu alloy foam is increased with aging time, while the strengthening effect is far less than that of Al-Cu alloy. The comparison between cellular and dense Ca-containing Al-Cu alloy reveal that eutectic Al-Cu-Ca intermetallic compound is evenly distributed in the aluminum matrix, resulting in undesirable strengthening effect. Therefore, aging treatment can hardly strengthen Ca-containing Al-Cu alloy foam.

Key Words: Calcium, Cellular Al-Cu Alloy Foam, Al-Cu-Ca Intermetallic, Aging Strengthening

当孔结构相似时,泡沫金属的力学性能基本只受基体材料影响^[1~4],因此,选用力学性能优异的发泡基体,有望制备出高强度的泡沫铝合金。目前,以 6000 系和

7000 系铝合金作为泡沫铝合金发泡基体,结合后续热处理工艺,可以获得压缩性能优异的泡沫铝合金。LE-HMHUS D 等^[5]采用粉末冶金法制备了泡沫 AA6061

收稿日期:2022-01-05;修改稿收到日期:2022-02-08

第一作者简介:黄粒,男,1987 年出生,高级工程师,北京(100095),E-mail:hl_biam@163.com

引用格式:黄粒,高艳丽,王海龙,等. 热处理对 Ca 增粘泡沫 Al-Cu 合金力学性能的影响[J]. 特种铸造及有色合金,2022,42(10):1 196-1 201.

HUANG L, GAO Y L, WANG H L, et al. Effect of heat treatment on the mechanical properties of Al-Cu alloy foam with Ca tackifier[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2022, 42(10):1 196-1 201.

[17] 周炎,夏涵羿,史坤,等.升温时效对 7050 铝合金组织及性能的影响[J].特种铸造及有色合金, 2021, 41(6): 730-733.
[18] 柳华炎,许泽兵,朱巧春.双级均热对 6061 铝合金铸锭冲压性能的影响[J].热加工工艺, 2020, 49(18): 138-140.
[19] 晁代义,张倩,孙有政,等.超高强 7055 铝合金铸锭均匀化工艺优化[J].金属热处理, 2020, 45(12): 87-91.
[20] 韩翠红,张海刚,李铸铁,等.Al-6.3Zn-2.4Mg-2.3Cu 合金的均匀化处理工艺[J].金属热处理, 2018, 43(8): 166-169.

[21] 蒋秋妹,莫灼强,刘莹,等.大规格铸态 7050 铝合金的双级均匀化处理工艺[J].金属热处理, 2019, 44(5): 153-157.
[22] 张建宇,王征,王进录,等.均匀化处理对 7150 铝合金冲击性能影响[J].轻合金加工技术, 2020, 48(10): 14-16.
[23] 张宇,冯艳飞,杨路,等.7175 铝合金铸锭均匀化工艺及组织分析[J].热处理技术与装备, 2020, 41(1): 41-45.

(编辑:彭瑾)