

均匀化退火对 7050 铝合金微观组织和腐蚀性能的影响

史晓明¹ 王春霞¹ 韦乾欢¹ 吴赵理¹ 何克准²
(1. 桂林理工大学材料科学与工程学院; 2. 中南大学粉末冶金研究院)

摘 要 利用光学显微镜、扫描电镜、X 射线衍射仪、差示扫描量热仪、硬度试验、极化曲线测试、晶间腐蚀试验,研究了均匀化退火对 7050 铝合金微观组织、硬度和腐蚀性能的影响。结果表明,在 465 ℃ 进行均匀化退火时,铸态合金中粗大的 η 相逐渐转变为 S 相并逐渐固溶于铝基体中, $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ 相未发生溶解,保温 36 h 后合金中出现了过烧现象;随保温时间延长,合金的硬度逐渐增大并趋于稳定,自腐蚀电位先增大后降低,腐蚀电流先减小后增大,晶间腐蚀深度先减小后增大,经 465 ℃ $\times$ 24 h 后,合金具有较好的耐腐蚀性能。

关键词 7050 铝合金;均匀化退火;显微组织;腐蚀性能

中图分类号 TG166.3;TG146.21 文献标志码 A

DOI:10.15980/j.tzzz.2021.09.012 开放科学(资源服务)标识码(OSID):



Effects of Homogenization Annealing on Microstructure and Corrosion Resistance of 7050 Aluminum Alloy

Shi Xiaoming¹, Wang Chunxia¹, Wei Qianhuan¹, Wu Zhaoli¹, He Kezhun²
(1. College of Materials Science and Engineering, Guilin University of Technology;
2. Powder Metallurgy Research Institute, Central South University)

Abstract: The effects of homogenization annealing on the microstructure, hardness and corrosion resistance of as-cast 7050 aluminum alloy were analyzed by optical microscope, scanning electron microscope, X-ray diffraction, differential scanning calorimeter, hardness test, polarization curve test and intergranular corrosion test. The experimental results indicate that the coarse η phases is gradually transformed into S phases and continuously dissolved in the Al matrix during homogenization annealing at 465 ℃. However, the $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ phases are dissolved in the Al matrix. The over-burnt phenomenon is observed after homogenization annealing at 465 ℃ for 36 h. With the holding time increasing, the hardness of the alloy is also gradually increased to be stable, where the corrosion potential is firstly increased and then decreased, the corrosion current and intergranular corrosion depth are firstly decreased and then increased. With homogenization treatment at 465 ℃ for 24 h, the alloy exhibits desirable corrosion resistance.

Key Words: 7050 Aluminum Alloy, Homogenization Annealing, Microstructure, Corrosion Resistance

超高强 Al-Zn-Mg-Cu 系铝合金具有密度低、强度高、韧性好、耐蚀性良好等特点,在航空航天工业中被广泛应用^[1~3]。然而,Al-Zn-Mg-Cu 系铝合金中合金元素含量高,成分复杂,易导致严重的铸造组织的显微偏析和铸造热应力,并在合金铸锭中形成较为粗大的第二相,如 η - MgZn_2 、S- Al_2CuMg 、T- AlZnMgCu 或 $\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$ 、 θ - Al_2Cu 相等^[4~7]。这些粗大的第二相易形成网络状结构,会影响后续加工,并降低其使用性能^[8]。且粗大的第二相很容易成为裂纹源,并提供裂纹扩展路径,显著降低合金的力学性能,还易成为晶间腐蚀和点蚀的萌生处,产生不可避免的局部腐蚀,降低合金的耐蚀性^[9~16]。为了获得良好的加工和使用性能,需对合金铸锭进行均匀化退火,其对消除快速凝固过程中形成的显微偏析和非平衡第二相起着关键作用。

7050 铝合金是一种应用广泛的 Al-Zn-Mg-Cu 合金,其合金元素含量较高。在 7050 合金的凝固组织中,可能存在 α -Al、 η - MgZn_2 、S- Al_2CuMg 、T- AlZnMgCu 、 θ - Al_2Cu 、 Mg_2Si 、 $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ 相等^[4~7]。近年来,研究者对其在均匀化退火过程中的组织演变进行了大量研究^[4~18]。鲁法云等^[8]发现在 7050 铝合金均匀化退火

收稿日期:2021-02-25;修改稿收到日期:2021-03-10
基金项目:广西科技重大专项资助项目(桂科 AA17204012);桂林理工大学科研启动金资助项目(GLUTQD2014052)
第一作者简介:史晓明,男,1996 年出生,硕士研究生,广西桂林(054300),E-mail: 1076147003@qq.com
通信作者:王春霞,女,1982 年出生,博士,广西桂林(054300),E-mail: wangcx@glut.edu.cn
引用格式:史晓明,王春霞,韦乾欢,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.
SHI X M, WANG C X, WEI Q H, et al. Effects of homogenization annealing on microstructure and corrosion resistance of 7050 aluminum alloy[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2021, 41(9):1 119-1 123.

中, T 相在 $460\text{ }^{\circ}\text{C}$ 以上转变为 S 相, S 相在 $480\text{ }^{\circ}\text{C}$ 以上可进一步溶解到基体中, 而 $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ 相的尺寸和形貌几乎没有发生变化。DENG Y 等^[16] 研究发现, 经过多级均匀化退火后, 富铜、镁的非平衡相、富铜的非平衡相和 η 相逐渐溶解到基体中, 平衡 S 相完全消失。有研究表明, 显微组织的变化对合金的腐蚀性能有很大的影响。然而, 关于均匀化退火对 7050 铝合金的力学性能和腐蚀性能影响方面的报道较少。

本课题采用不同的均匀化退火制度对 7050 铝合金进行均匀化处理, 对均匀化退火过程中 7050 合金的微观组织演变及其对硬度、腐蚀性能的影响进行研究, 旨在为其应用提供参考。

1 试验材料与方法

利用半连续铸造制备 7050 铝合金铸锭, 其化学成分见表 1。从铸锭中心切取尺寸为 $25\text{ mm}\times 15\text{ mm}\times 15\text{ mm}$ 的试样, 在马弗炉中对其进行均匀化退火, 试样在 $465\text{ }^{\circ}\text{C}$ 下分别保温 6、12、18、24、36 和 48 h。温度变化控制在 $\pm 2\text{ }^{\circ}\text{C}$ 之内, 均匀化退火后, 在水中淬火。

表 1 试验用 7050 铝合金的化学成分

Tab.1 The chemical composition of 7050 aluminum alloy %							
ω_B							
Zn	Mg	Cu	Zr	Ti	Fe	Si	Al
6.73	2.04	2.06	0.09	0.03	0.06	0.01	余量

试样经砂纸打磨和机械抛光后, 用 Keller 试剂进行腐蚀, 然后利用 Leica DMI8A 光学显微镜(OM)和 S-8000 场发射扫描电镜(SEM)配备 EMPA-1600 型能谱分析仪(EDS)进行组织观察并确定第二相中的元素含量。利用 X'Pert PRO 型 X 射线衍射仪进一步确定铸态和均匀化退火后合金中第二相的种类, 扫描速率为 $5^{\circ}/\text{min}$, 扫描范围为 $10^{\circ}\sim 90^{\circ}$ 。在 STA-8000 同步热分析仪上进行差示扫描量热法(DSC)测试, 其加热速率为 $10\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{min}$, 从室温加热至 $600\text{ }^{\circ}\text{C}$, 保护气体为高纯 N_2 。在 VH-5 硬度计上进行硬度测试, 载荷为 1.96 N , 保载时间为 15 s 。每个试样至少测试 5 个点, 取平均值。

利用 CHI760E 电化学分析仪研究铸态和均匀化态 7050 合金在 3.5% 的 NaCl 溶液中的电化学行为。采用三电极体系, 以饱和甘汞电极(SCE)为参比电极, 铂电极为对电极, 试样为工作电极。试验前, 切取 $10\text{ mm}\times 10\text{ mm}\times 4\text{ mm}$ 的试样, 工作面积为 1 cm^2 。对试样进行机械抛光后, 以 0.001 V/s 的扫描速率记录 Tafel 曲线。根据 GB/T7998-2005, 在 57 g/L 的 $\text{NaCl}+10\text{ mL/L}$ 的 H_2O_2 (30%) 的水溶液中, 进行晶间腐蚀(IGC)试验。试验后, 用纯净水冲洗试样, 干燥后在 Leica DMI8A 光学显微镜上进行组织观察。

2 试验结果与分析

图 1 为铸态 7050 铝合金的显微组织。可以看出, 铸态组织呈明显的枝晶网络状结构, 枝晶间分布着大量的粗大第二相(见图 1a)。从图 1b 看出, 在枝晶间分布大量的片状共晶组织, 且在晶界附近存在大量细小的第二相, 其能谱分析见表 2。可以看出, 白色的第二相(A 处)和晶界附近的细小相主要含有 Al、Mg、Zn 和 Cu 元素, 少量的灰色第二相(C 处)主要含有 Al、Fe、Cu 和少量 Zn、Mg 元素, 其成分接近于 $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ 相。图 2 为不同状态下试样的 XRD 图。可以看出, η -MgZn₂ 相峰的角度值比标准 η -MgZn₂ 高 $0.05^{\circ}\sim 0.1^{\circ}$, 这可能是 η -MgZn₂ 相中的 Zn 原子被 Al 和 Cu 原子取代, 形成 $\text{Mg}(\text{ZnCuAl})_2$ 相^[6,9,13,19], 由此可确定铸态合金中的主要相为 α -Al 固溶体和 η -Mg(ZnCuAl)₂ 相。因此, 晶界处的白色相和细小的第二相应为 η -Mg(ZnCuAl)₂ 相。铸态 7050 合金的显微组织主要由 α -Al、 η -Mg(ZnCuAl)₂ 和少量 $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ 相组成。

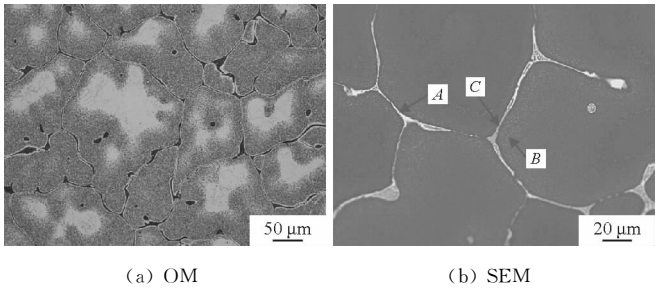


图 1 铸态 7050 铝合金的显微组织

Fig.1 The microstructure of as-cast 7050 aluminum alloy

表 2 7050 铝合金铸态组织中的第二相成分

Tab.2 EDS results of the second phase composition in the as-cast structure of 7050 aluminum alloy %					
位置	ω_B				
	Al	Zn	Mg	Cu	Fe
A	46.08	21.59	10.43	21.91	—
B	72.84	17.80	4.07	5.29	—
C	58.31	2.87	0.71	13.38	24.73

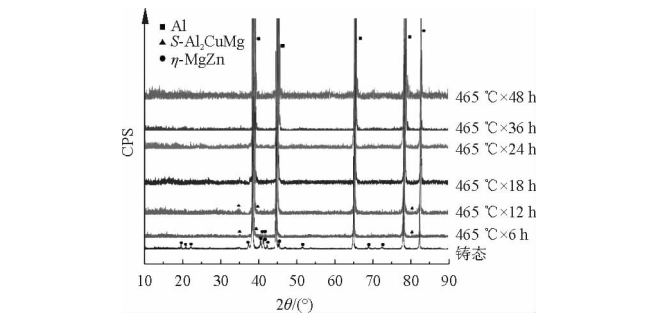


图 2 铸态及均匀化退火后试样的 XRD 图谱

Fig.2 XRD patterns of as-cast and homogenizing annealed 7050 alloy

图 3 为 7050 合金在 465 ℃下经过不同时间均匀化处理前后的 DSC 曲线^[4,6,8,10]。铸态 7050 铝合金在 476.9 ℃时观察到一个吸热峰,为低熔点共晶相 $[\eta\text{-Mg}(\text{AlCuZn})_2]$ 的熔化温度^[10,18]。经 465 ℃ $\times$ 6 h 均匀化处理后,476.9 ℃的吸热峰基本消失,但在 492.95 ℃左右出现了一个高温吸热峰,这可能为 S-Al₇CuMg 相的熔化温度。随着保温时间延长,492.95 ℃对应的吸热峰面积逐渐减小,即 S 相逐渐溶解。合金在 465 ℃ $\times$ 24 h 均匀化后,492.95 ℃附近几乎没有吸热峰,表明在此均匀化条件下,S 相已基本溶解于铝基体中。

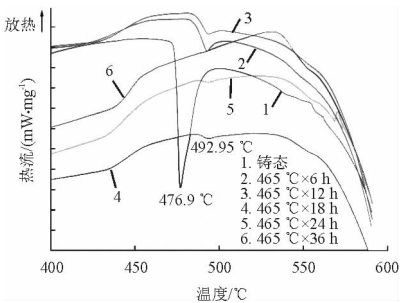


图 3 7050 铝合金铸锭及均匀化处理后合金的 DSC 曲线
Fig.3 DSC curves of as-cast and homogenized 7050 alloy ingots

图 4 为 7050 铝合金在 465 ℃不同时间均匀化处理后的显微组织。可以看出,经 465 ℃ $\times$ 6 h 均匀化处理

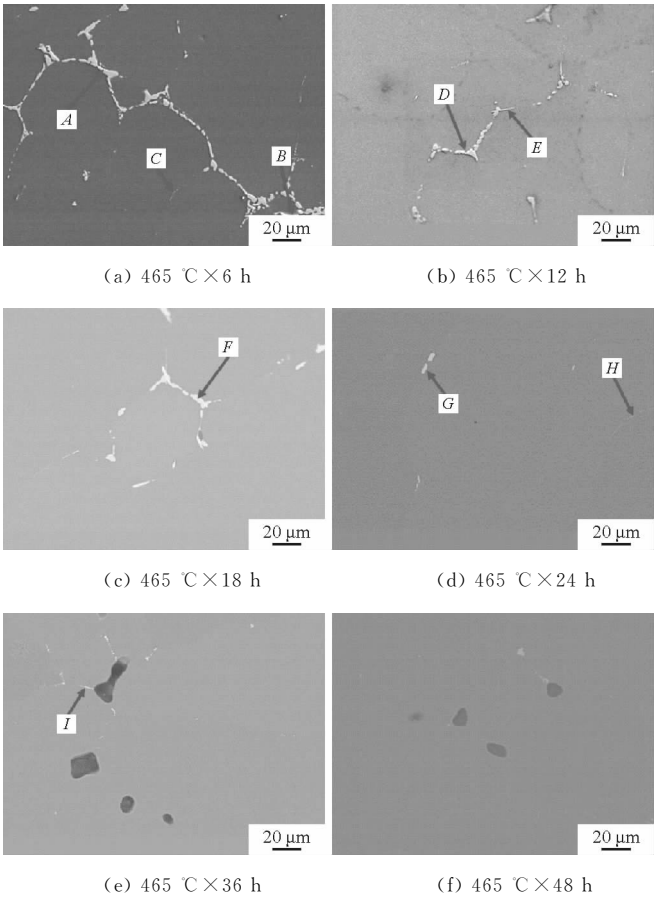


图 4 7050 铝合金经均匀化退火后的显微组织
Fig.4 SEM images of homogenizing annealed 7050 alloy

后,枝晶间呈连续分布的共晶组织转变为不连续分布的状态,枝晶间仍有大量的第二相存在,晶界附近细小的第二相已经消失(见图 4a)。根据图 4a 和表 3 可知,经 465 ℃ $\times$ 6 h 均匀化处理后,合金中浅灰色相(A 处)主要含有 Al、Cu、Mg 和少量 Zn 元素,其成分与 S 相接近^[13],在铸态组织中不存在 S 相(见图 1b、图 2),因此 S 相可能由 η 相转变而来;白色相(B 处)主要含有 Al、Zn、Mg、Cu 元素,其成分与 η 相相近^[6];少量的深灰色相(C 处)主要含有 Al、Cu、Fe 和少量 Zn、Mg 元素,为 Al₇Cu₂Fe 相。经 465 ℃ $\times$ 12 h 均匀化后,枝晶间仍然存在较多的第二相,第二相主要为 S 相和少量的 Al₇Cu₂Fe 相(见图 4b 和表 3), η 相已经消失。随着保温时间进一步延长,粗大的 S 相逐渐溶解于铝基体中。经 465 ℃ $\times$ 24 h 均匀化处理后,S 相已基本溶解在基体中(见图 4d 和表 3)。经 465 ℃ $\times$ 36 h 均匀化处理后,铝基体中只存在少量细小的 Al₇Cu₂Fe 相颗粒并出现明显的过烧现象(见图 4e 和表 3),这一结果与 DSC 结果基本一致。从图 2 看出,在 465 ℃ $\times$ 6 h 均匀化处理后出现 S 相对应的峰值,且 η 相对应的峰值减小;在 465 ℃ $\times$ 12 h 均匀化处理后,S 相对应的峰减小, η 相对应峰值消失,表明 η 相完全转变为 S 相。均匀化处理后 18 h 后,由于 S 相的含量很低,未发现对应的峰值。

表 3 7050 铝合金经均匀化处理后第二相的成分
Tab.3 EDS results of the second phase composition in the homogenized 7050 aluminum alloy

位置	w _B				
	Al	Zn	Mg	Cu	Fe
A	36.41	3.27	15.47	44.85	—
B	22.90	33.22	17.55	26.33	—
C	66.48	4.29	1.01	20.26	7.96
D	38.04	3.07	15.18	43.71	—
E	69.02	4.37	1.25	18.55	6.81
F	37.2	3.00	14.73	45.07	—
G	35.76	1.54	14.33	48.37	—
H	58.88	2.20	0.43	30.88	7.6
I	63.52	3.44	—	23.77	9.27

图 5 为均匀化处理前后 7050 合金的硬度。可以看出,经均匀化处理后,7050 铝合金的硬度迅速提高。经 465 ℃ $\times$ 6 h 均匀化处理后,合金硬度增加约 112.3%;随着保温时间延长,合金的硬度略有增加,但保温超过 24 h 后合金的硬度变化很小。此结果与均匀化处理过程中铝基体中第二相的溶解程度相一致。随着非平衡相在基体中的溶解,铝基体中溶质原子含量增加,造成合金的晶格畸变和位错滑移阻力增大,导致合金的硬度增加。合金均匀化程度越大,合金的硬度越高。随后随着残余相含量的稳定,合金的硬度趋于稳定^[18]。

图 6 为 7050 铝合金均匀化处理前后的动态电位极化曲线。表 5 为铸态和均匀化处理后 7050 铝合金的电

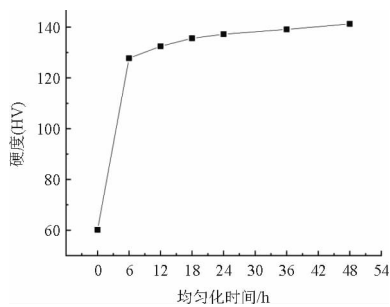


图 5 7050 铝合金均匀化处理前后的硬度曲线
Fig.5 Hardness curve of as-cast and homogenized 7050 alloys

化学腐蚀参数。腐蚀电位(E_{corr})是腐蚀倾向的参数,腐蚀电流密度(J_{corr})是反映腐蚀速率的重要参数。可以看出,对于铸态 7050 铝合金,其 E_{corr} 最低,最容易开始腐蚀, J_{corr} 最大,腐蚀速率最大,因此铸态 7050 铝合金具有最差的耐腐蚀性能。经 465 °C 均匀化处理,腐蚀电位开始增大,开始腐蚀的倾向减小,但保温 24 h 后,随着保温时间的延长,腐蚀电位有降低趋势,其腐蚀倾向增大;而其腐蚀电流随着保温时间的延长也呈先减小后增大的趋势,保温 24 h 时,其腐蚀电流最小,当合金经 36 h 保温后,其腐蚀电流值又增大。这是由于,在铸态合金含有大量粗大的 η 相和 $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ 相(见图 1,表 2),其与基体之间的电位差较大,增加了铸态合金的腐蚀倾向性。均匀化处理后,合金中 η 相向 S 相转变,并逐渐固溶于铝基体中,经 6 h 均匀化处理后,合金中粗大的第二相主要是 S 相、少量的 η 相和 $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ 相,S 相同样具有电化学活性,与基体间的电位差较大,因此合金的腐蚀倾向仍较大。随着保温时间延长,S 相不断固溶于铝基体中,“基体-第二相”电位差减小,电化学腐蚀倾向减小,经 24 h 均匀化处理后,合金中仅有极少量

的第二相,腐蚀倾向较低;而随着保温时间继续增加,经 36 h 保温后,合金中出现过烧现象,过烧部位可能出现耐蚀性较差的氧化物。氧化物的形成可能是由于合金加热至低熔点的非平衡共晶相溶解温度附近,经长时间的保温,合金中出现局部重熔现象,而氧化物与基体之间存在电位差^[20],又使合金的电化学腐蚀倾向增大。

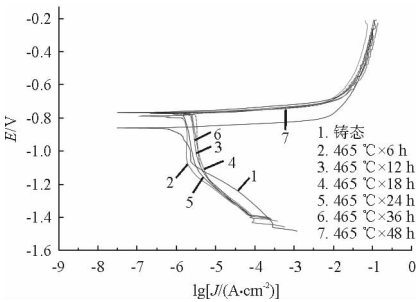


图 6 7050 铝合金均匀化处理前后的 Tafel 曲线
Fig.6 Tafel curves of as-cast and homogenized 7050 alloys

表 5 7050 合金均匀化处理前后的电化学腐蚀参数
Tab.5 Electrochemical corrosion parameters of as-cast and homogenized 7050 alloys

热处理状态	$E_{\text{corr}}/\text{mV}$	$J_{\text{corr}}/(\mu\text{A} \cdot \text{cm}^{-2})$
铸态	-861	10.22
465 °C × 6 h	-786	4.81
465 °C × 12 h	-771	2.59
465 °C × 18 h	-767	2.14
465 °C × 24 h	-765	0.62
465 °C × 36 h	-767	1.93
465 °C × 48 h	-770	2.21

图 7 为 7050 铝合金均匀化处理前后经晶间腐蚀(IGC)后的横截面形貌。可以看出,合金均发生了 IGC,铸态 7050 铝合金的腐蚀深度最大,约为 241 μm 。合金经均匀化处理后,腐蚀深度随保温时间的延长先减

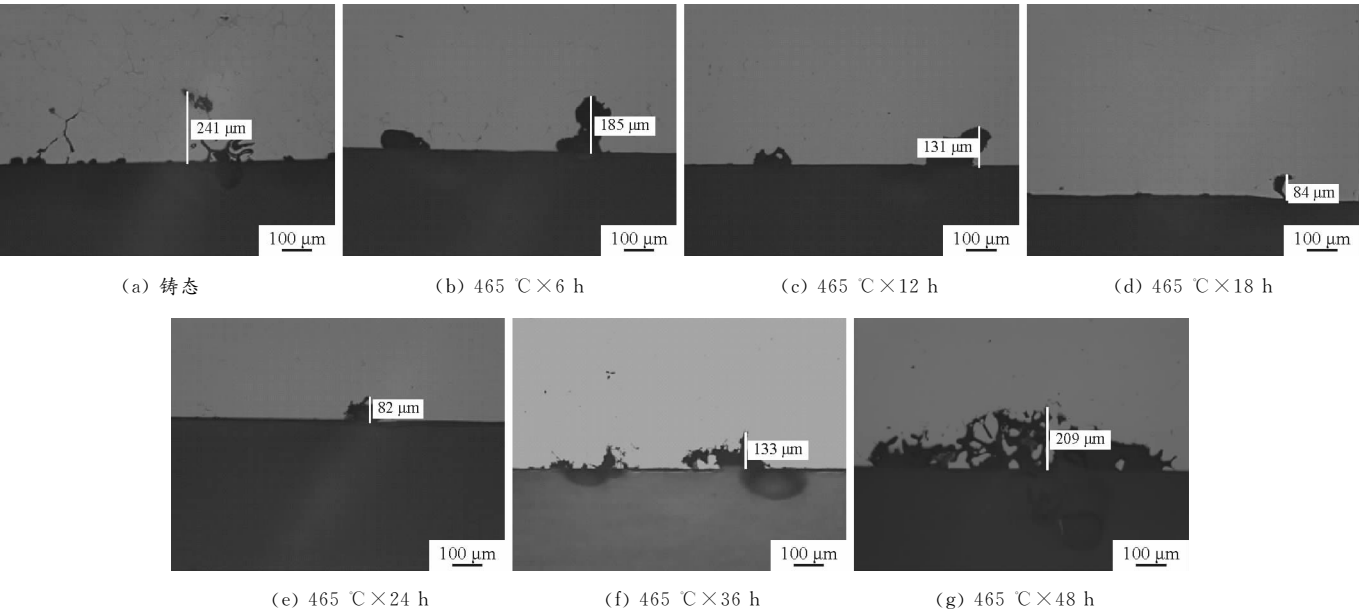


图 7 7050 合金均匀化处理前后的 IGC 横截面形貌
Fig.7 IGC cross section morphology of as-cast and homogenized 7050 alloy

小后增大,合金经 $465\text{ }^{\circ}\text{C}\times 24\text{ h}$ 均匀化处理后,腐蚀深度较小,约为 $82\text{ }\mu\text{m}$,且在整个截面上的腐蚀数目较少,表现出优异的抗晶间腐蚀性能(见图 7e)。合金中出现过烧现象后,腐蚀深度增大,经 48 h 处理后,腐蚀深度约为 $209\text{ }\mu\text{m}$ (见图 7g),说明过烧现象降低了合金的耐蚀性。这是因为铸锭组织中晶界上形成的连续分布大量的连续第二相(见图 1),其与相邻的铝基体在腐蚀介质中形成了微电偶,加速了 IGC 腐蚀速度^[4,10]。经均匀化热处理后,晶界上的第二相发生溶解,其数量减少(见图 4),满足 IGC 的条件减小,因此腐蚀程度也逐渐减小。但当出现过烧组织时,晶界上又出现更容易的氧化物,重新加重了腐蚀倾向。

3 结 论

(1)铸态 7050 铝合金为枝晶网络状组织,枝晶间分布着大量的粗大第二相,合金元素分布不均匀,主要由 $\alpha\text{-Al}$ 、 $\eta\text{-Mg}(\text{ZnCuAl})_2$ 和少量 $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ 相组成。

(2)在 $465\text{ }^{\circ}\text{C}$ 进行均匀化处理后,7050 铝合金中的 η 相逐渐转变为 S 相,并进一步固溶于铝基体中, $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ 相未发生溶解,经 24 h 均匀化处理后,S 相已基本溶解在铝基体中,经 36 h 均匀化处理后,铝基体上只存在少量细小的 $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ 相并出现了明显的过烧现象。

(3)随着均匀化程度提高,7050 铝合金的硬度逐渐增大,当合金中的第二相基本固溶于铝基体中后,合金的硬度趋于稳定。

(4)均匀化处理可提高 7050 铝合金的耐蚀性,经 $465\text{ }^{\circ}\text{C}$ 均匀化处理后,腐蚀电位随着保温时间的延长先增大后降低,而其腐蚀电流随着保温时间的延长先减小后增大,晶间腐蚀的腐蚀深度随保温时间的延长先减小后增大,保温 24 h 时,其腐蚀电位较大,腐蚀电流最低,晶间腐蚀的腐蚀深度较小,耐腐蚀性较好。

参 考 文 献

- [1] 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.
- [2] 王洪斌,黄进峰,杨滨,等.Al-Zn-Mg-Cu 系超高强度铝合金的研究现状与发展趋势[J].材料导报,2003(9): 1-4.
- [3] 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): 2 003-2 017.
- [4] HOU W R, JI W B, ZHANG Z H, et al. The effect of homogenization temperature on the corrosion resistance of extruded 7050 Al-alloy bars[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2014, 214(3): 635-640.
- [5] XIE F Y, YAN X Y, DING L, et al. A study of microstructure and microsegregation of aluminum 7050 alloy[J]. Materials Science and Engineering, 2003, A355(1): 144-153.
- [6] FAN X G, JIANG D M, MENG Q C, et al. Evolution of eutectic structures in Al-Zn-Mg-Cu alloys during heat treatment[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2006, 16(3): 577-581.
- [7] ROKHLIN L L, DOBATKINA T V, BOCHVAR N R, et al. Investigation of phase equilibria in alloys of the Al-Zn-Mg-Cu-Zr-Sc system[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2004, 367: 10-16.
- [8] 鲁法云,赵凤,穆楠,等. 7050 铝合金均匀化过程中组织转变[J].材料热处理学报,2015,36(5): 17-23.
- [9] LIU S D, YUAN Y B, LI C B, et al. Influence of cooling rate after homogenization on microstructure and mechanical properties of aluminum alloy 7050[J]. Metals and Materials International, 2012, 18(4): 679-683.
- [10] LI J H, LI F G, MA X K, et al. Effect of grain boundary characteristic on intergranular corrosion and mechanical properties of severely sheared Al-Zn-Mg-Cu alloy[J]. Materials Science and Engineering, 2018, A732: 53-56.
- [11] LI W B, PAN Q L, XIAO Y P, et al. Microstructural evolution of ultra-high strength Al-Zn-Cu-Mg-Zr alloy containing Sc during homogenization[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2011, 21(10): 2 127-2 133.
- [12] ROBSON J D. Microstructural evolution in aluminium alloy 7050 during processing[J]. Materials Science and Engineering, 2004, A382(1): 112-121.
- [13] DENG Y L, WAN L, WU L H, et al. Microstructural evolution of Al-Zn-Mg-Cu alloy during homogenization[J]. Journal of Materials Science, 2011, 46: 875-881.
- [14] GHOSH K S, MUKHOPADHYAY S, KONAR B, et al. Study of aging and electrochemical behavior of Al-Li-Cu-Mg alloys[J]. Materials & Corrosion, 2014, 64(10): 890-901.
- [15] SONG F X, ZHANG X M, LIU S D, et al. The effect of quench transfer time on microstructure and localized corrosion behavior of 7050-T6 Al alloy[J]. Materials & Corrosion, 2014, 65(10): 1 007-1 016.
- [16] DENG Y, YIN Z M, CONG F G. Intermetallic phase evolution of 7050 aluminum alloy during homogenization[J]. Intermetallics, 2012, 26: 114-121.
- [17] 方洲,刘晓波,陈鹏. 7050 铝合金铸锭的热处理[J].特种铸造及有色合金,2017,37(2): 205-208.
- [18] XU D, LI Z H, WANG G J, et al. Phase transformation and microstructure evolution of an ultra-high strength Al-Zn-Mg-Cu alloy during homogenization[J]. Materials Characterization, 2017, 131: 285-297.
- [19] JIA P F, CAO Y H, GENG Y D, et al. Studies on the microstructures and properties in phase transformation of homogenized 7050 alloy[J]. Materials Science and Engineering, 2014, A612: 335-342.
- [20] 张孝雷,夏涛,陈子勇,等. 高锌超高强铝合金的均匀化退火工艺[J].材料处理学报,2014,35(3): 63-67.

(编辑:栗万仲)