

## 2D70 耐热铝合金显微组织均匀化热处理

李培跃<sup>1</sup>, 熊柏青<sup>1</sup>, 张永安<sup>1</sup>, 李志辉<sup>1</sup>, 王国军<sup>1,2</sup>, 王 锋<sup>1</sup>, 朱宝宏<sup>1</sup>

(1. 北京有色金属研究总院 有色金属材料制备加工国家重点实验室, 北京 100088;

2. 东北轻合金有限责任公司, 黑龙江哈尔滨 150060)

**摘 要:** 利用光学显微镜、扫描电子显微镜、能谱分析、差示扫描量热、X 射线物相分析研究 2D70 耐热铝合金半连续铸锭的结晶相及合理的均匀化热处理制度。结果表明: 合金半连续铸锭中枝晶偏析严重, 存在大量非平衡共晶相, 其成分为  $\alpha(\text{Al})+\theta(\text{Al}_2\text{Cu})+\text{S}(\text{Al}_2\text{CuMg})$ , 其初始熔化温度为 505.4 °C; 在 530 °C 温度以下进行均匀化时, 合金中的难溶相  $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ 、 $\text{Al}_7\text{Cu}_4\text{Ni}$ 、 $\text{Al}_9\text{FeNi}$  含量基本没有变化; 合金合理的均匀化热处理制度为(490 °C, 16 h)+(520 °C, 16 h)。

**关键词:** 耐热铝合金, 均匀化热处理, 共晶相

中图分类号: TG146.21

文献标志码: A

## Homogenization treatment and microstructure of semicontinuous casting ingot of 2D70 heat-resistance aluminum alloy

LI Pei-yue<sup>1</sup>, XIONG Bai-qing<sup>1</sup>, ZHANG Yong-an<sup>1</sup>, LI Zhi-hui<sup>1</sup>, WANG Guo-jun<sup>1,2</sup>, WANG Feng<sup>1</sup>, ZHU Bao-hong<sup>1</sup>

(1. State Key Laboratory of Nonferrous Metals and Processes,

General Research Institute for Nonferrous Metals, Beijing 100088, China;

2. Northeast Light Alloy Co., Ltd., Harbin 150060, China)

**Abstract:** The constituents of the semicontinuous casting ingot of 2D70 heat-resistance aluminum alloy and homogenization treatment were studied by optical microscopy (OM), scanning electron microscopy with energy dispersive X-ray spectroscopy (SEM-EDX), differential scanning calorimetry (DSC) and X-ray diffraction analysis (XRD). The results indicate that the semicontinuous casting ingot of 2D70 aluminum alloy presents a dendritic microstructure with severe segregation. The phases of the nonequilibrium eutectic are  $\alpha(\text{Al})+\theta(\text{Al}_2\text{Cu})+\text{S}(\text{Al}_2\text{CuMg})$  whose overheating temperature is 505.4 °C. The volume fraction of hard dissolve phases such as  $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ ,  $\text{Al}_7\text{Cu}_4\text{Ni}$  and  $\text{Al}_9\text{FeNi}$  changes a little below 530 °C. The reasonable homogenization treatment process of the alloy is (490 °C, 16 h) + (520 °C, 16 h).

**Key words:** heat-resistance aluminum alloy; homogenization treatment; eutectic

2D70 铝合金为高纯、可热处理强化的 Al-Cu-Mg-Fe-Ni 系铝合金<sup>[1]</sup>, 该合金在飞行器发动机和汽车工业中有着广泛的应用<sup>[2]</sup>。它与欧美的 2618A 以及俄罗斯的 AK4-1 铝合金成分接近<sup>[3-4]</sup>, 以俄罗斯 AK4-1 铝合金为基础, 通过严格控制杂质元素 Mn、Si 等含量, 调整合金元素 Cu、Fe、Ni 含量, 使得合

金的综合性能得到了改善。该合金在高温长时间加热过程中软化速度慢, 有良好的耐热性能, 可用于 150 °C 下长时间工作的受力结构零件<sup>[5-6]</sup>, 该合金淬火敏感性小, 适合做大尺寸构件<sup>[7]</sup>。近年来, 随着航空、国防工业的快速发展, 对耐热铝合金性能提出了更高要求<sup>[8-9]</sup>, 因此, 有必要对该合金进行更为深入的研究。

基金项目: 科技部科技支撑计划资助项目(2007BAE38B06)

收稿日期: 2009-08-13; 修订日期: 2010-02-28

通信作者: 熊柏青, 教授, 博士; 电话: 010-82241885; E-mail: xiong bq@grinm.com

近年来,关于该合金的研究主要集中在合金成分、热加工工艺、淬透性能<sup>[7]</sup>等方面,而对合金显微组织及在均匀化热处理过程中的组织变化研究较少<sup>[10-11]</sup>。半连续铸造工艺冷却速度较大,为非平衡凝固,合金在凝固过程中会发生严重的枝晶偏析。合金在枝晶间最后结晶,形成非平衡凝固共晶相。这些相的熔化温度较低,在热处理过程中首先发生溶解或熔化,当热处理温度高于它们的熔化温度时,则造成合金的过烧。它们的存在降低了合金的塑性,影响合金热变形加工和使用性能,严重影响了合金性能的进一步提高,必须通过合理后续热处理加以消除<sup>[12-14]</sup>。为此,本文作者在探明铸锭铸态组织中的第二相种类的基础上,针对以往 2D70 耐热铝合金均匀化热处理第二相回溶不彻底的问题,开展 2D70 耐热铝合金半连续铸锭的均匀化工艺研究,以期优化工艺参数提供实验基础及理论依据。

# 1 实验

实验铸锭采用半连续铸造,铸造过程中用精炼剂、氩气对熔体进行精炼,添加 Al-Ti-B 丝细化晶粒,铸造温度为 740~750 ℃,铸造速度为 35~40 mm/min,铸锭直径为 400 mm。其成分如表 1 所列。均匀化实验试样均取自铸锭 1/2 半径处,试样尺寸为 12 mm×12 mm×15 mm。实验在马弗炉中进行,单级均匀化工艺选择(490 ℃, 16 h)和(520 ℃, 16 h),双级均匀化制度选择(490 ℃, 16 h)+(520 ℃, 16 h)和(490 ℃, 16 h)+(530 ℃, 16 h)。为保留均匀化态合金的显微组织,均匀化后试样均采用自来水冷却。

表 1 合金的化学成分

| Table 1 Chemical composition of alloy (mass fraction, %) |       |      |        |       |       |
|----------------------------------------------------------|-------|------|--------|-------|-------|
| Cu                                                       | Mg    | Fe   | Ni     | Mn    | Cr    |
| 2.24                                                     | 1.42  | 0.88 | 0.89   | 0.020 | <0.01 |
| Ti                                                       | Zn    | Si   | S      | Al    |       |
| 0.056                                                    | 0.041 | 0.17 | 0.0097 | Bal   |       |

显微组织观察样品经初磨、细磨、机械抛光后,经 Kellers 腐蚀剂腐蚀。采用 Zeiss Axiovert 200MAT 光学金相显微镜(OM)直接观察合金的金相组织,采用 HITACHI S4800 扫描电子显微镜(SEM)观察合金的显微组织,采用 EMAX 能谱分析仪(EDS)分析合金的微区和第二相粒子化学成分。利用 Universal V4.1DSC2010 instruments 型差示扫描量热仪(DSC)对

合金进行热分析,升温速率为 10 ℃/min,整个实验过程在氩气保护中进行。X 射线物相分析在 Rigaku D<sub>MAX</sub>-RB12KW 旋转阳极衍射仪上进行,实验采用 Cu 靶,电压为 40 kV,电流为 150 mA,扫描速度为 10 (°)/min。

# 2 结果与分析

## 2.1 合金铸态显微组织

合金半连续铸锭金相组织如图 1 所示。合金铸态组织为典型的枝晶组织,晶粒尺寸为 100~500 μm,枝晶间存在低熔点非平衡共晶相<sup>[15]</sup>,在晶界和晶内还存在大量形状不规则的灰色相和黑色相,同时存在大量羽毛状相(如图 1(b)中箭头所指),它们是高熔点金属间化合物,这类相的尺寸较大,对合金的塑性有较大影响。

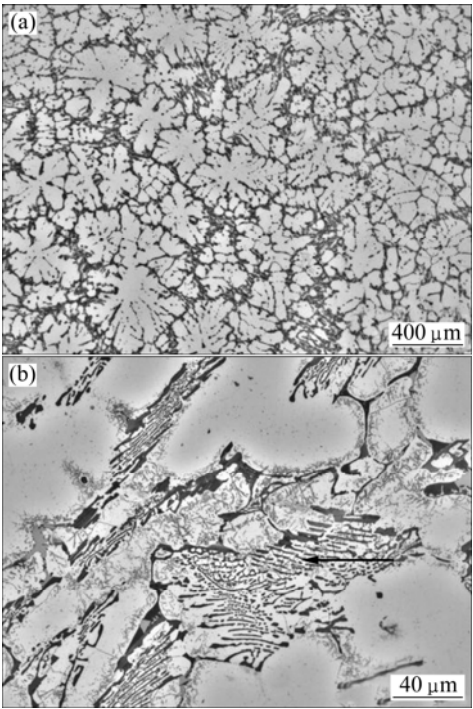


图 1 合金半连续铸锭的金相组织  
Fig.1 Microstructures of as-cast alloy: (a) Low magnitude; (b) High magnitude

图 2 所示为合金典型的扫描电镜相片,表 2 所列 为图 2 中各箭头所指相的能谱分析结果。由图 2 可见,合金铸态组织较为复杂,组织中存在大量不同类型粗大第二相。铸态合金中共晶相呈蜂窝状,伴生大量条状富 Cu、Ni 相,块状、条状富 Fe、Ni 相,各种第二相相互重叠交错。

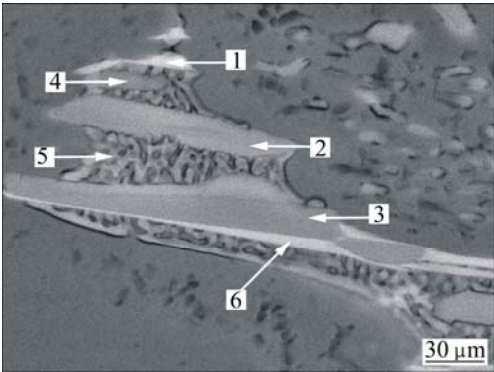


图 2 合金半连续铸锭扫描电镜相片

Fig.2 SEM image of as-cast alloy

表 2 图 2 中点的能谱分析结果

Table 2 Composition of second phases marked in Fig.2 measured by EDS (mole fraction, %)

| Marls | Al    | Cu    | Mg   | Fe   | Ni   |
|-------|-------|-------|------|------|------|
| 1     | 79.05 | 14.76 | 1.09 | 2.92 | 2.17 |
| 2     | 80.89 | 3.87  | —    | 6.97 | 7.62 |
| 3     | 80.95 | 2.39  | 0.42 | 8.22 | 8.02 |
| 4     | 77.11 | 12.73 | 4.49 | 2.78 | 2.89 |
| 5     | 67.37 | 23.07 | 3.44 | 2.62 | 2.73 |
| 6     | 76.39 | 12.82 | 1.32 | 4.95 | 3.93 |

该铝合金在 Al-Cu-Mg 系中位于 Al+Al<sub>2</sub>CuMg 两相区内，一般来说，Fe 和 Ni 元素含量比例为 1:1 时，生成三元 Al<sub>9</sub>FeNi 相，当 Fe 和 Ni 存在过剩时，则相应形成 Al<sub>7</sub>Cu<sub>2</sub>Fe 和 Al<sub>7</sub>Cu<sub>4</sub>Ni，这两相的存在降低合金的力学性能。结合图 2 所示不同相的形态特征和对应的能谱分析，可知图 2 中的 1、6 为 Al<sub>2</sub>Cu 相，2、3 为 Al<sub>9</sub>FeNi 相，4、5 可能为 Al<sub>2</sub>CuMg+Al<sub>2</sub>Cu 共晶相。

2.2 均匀化热处理

图 3 所示为合金不同状态的差示扫描量热(DSC)分析曲线。该合金在 505.4~508.9 °C 处出现第一个明显的吸热效应，且为不定温热效应。根据该热效应的变温吸热性质，可知它是该合金组织中非平衡低熔点共晶相的熔化转变。文献 [3, 16] 提到该峰为 Al<sub>2</sub>CuMg(S 相)溶解吸热峰，图 2 及表 2 中的铸态组织能谱分析也证实了这个结论。在 534.5~540.4 °C 处出现第二次吸热反应，该吸热峰对应共晶相中 θ(Al<sub>2</sub>Cu) 相的溶解。合金经(490 °C, 16 h)均匀化后，曲线上 505.4~508.9 °C 吸热峰消失，530~540 °C 吸热峰依然存在，但峰值明显变小，表明合金中 S(Al<sub>2</sub>CuMg)低熔点相发生了溶解，但 θ(Al<sub>2</sub>Cu)相回溶不彻底。合金经(490 °C, 16 h)+(520 °C, 16 h)均匀化后两个低熔点峰基

本消失，表明合金经(490 °C, 16 h)+(520 °C, 16 h)均匀化后，合金中 Al<sub>2</sub>Cu(θ)+Al<sub>2</sub>CuMg(S)低熔点相已基本回溶到基体，合金组织变得均匀。

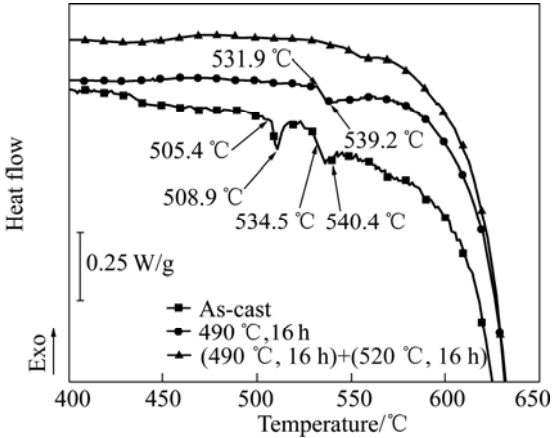


图 3 不同状态合金 DSC 曲线

Fig.3 DSC thermogram of alloy at different tempers

图 4 所示为合金经不同均匀化热处理制度后的金相照片。对比观察合金铸态及经不同制度均匀化后的组织，发现合金经(490 °C, 16 h)单级均匀化后，枝晶网络变得稀疏，晶界和枝晶间共晶相数量已有所减少。进一步提高均匀化温度，合金经过(520 °C, 16 h)均匀化后，合金出现复熔球，表明合金已经过烧。采用(490 °C, 16 h)+(520 °C, 16 h)双级均匀化，共晶相大量回溶，且无过烧出现，这与 DSC 分析结果相符合。进一步提高第二级均匀化温度，采用(490 °C, 16 h)+(530 °C, 16 h)均匀化时，由于温度过高，出现大量复熔球，表明合金已经严重过烧。

图 5 所示为合金均匀化后的扫描电镜相片。由图 5 可见，与(490 °C, 16 h)均匀化相比，合金经(490 °C, 16 h)+(520 °C, 16 h)均匀化后，合金中仍残留大量难溶析出相(Al<sub>7</sub>Cu<sub>2</sub>Fe、Al<sub>7</sub>Cu<sub>4</sub>Ni、Al<sub>9</sub>FeNi 相)，且整个均匀化过程中，难溶相形貌、数量没有明显变化。

图 6 所示为合金铸锭及经不同均匀化工艺处理后的 XRD 谱。由图 6 可见，铸态合金主要相为 α(Al)、S(Al<sub>2</sub>CuMg)、Al<sub>7</sub>Cu<sub>2</sub>Fe、Al<sub>7</sub>Cu<sub>4</sub>Ni、Al<sub>9</sub>FeNi 相，这与前文关于铸态 SEM 组织及 EDS 分析结果相吻合；铸态合金经(490 °C, 16 h)均匀化后，S(Al<sub>2</sub>CuMg)相发生回溶，其他相没有明显变化；合金经(490 °C, 16 h)+(520 °C, 16 h)均匀化后，Al<sub>9</sub>FeNi、Al<sub>7</sub>Cu<sub>2</sub>Fe、Al<sub>7</sub>Cu<sub>4</sub>Ni 相对应的峰值更高，S 相峰更低，几近消失，表明合金中共晶相已经基本回溶到基体。正是由于共晶相的回溶，Al<sub>7</sub>Cu<sub>2</sub>Fe、Al<sub>7</sub>Cu<sub>4</sub>Ni、Al<sub>9</sub>FeNi 相相对含量升高，在图谱中峰值增高。对比单级均匀化和双级

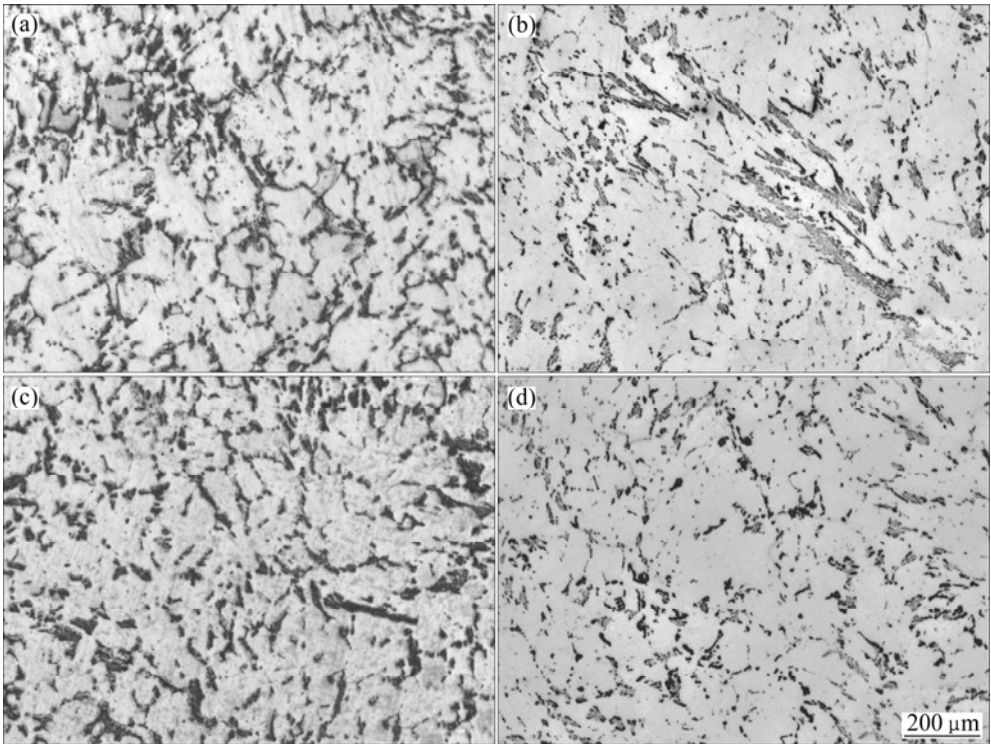


图 4 不同均匀化温度处理后合金的金相显微组织

**Fig.4** Microstructures of alloys after different homogenization treatments: (a) 490 °C, 16 h; (b) 520 °C, 16 h; (c) (490 °C, 16 h)+(520 °C, 16 h); (d) (490 °C, 16 h)+(530 °C, 16 h)

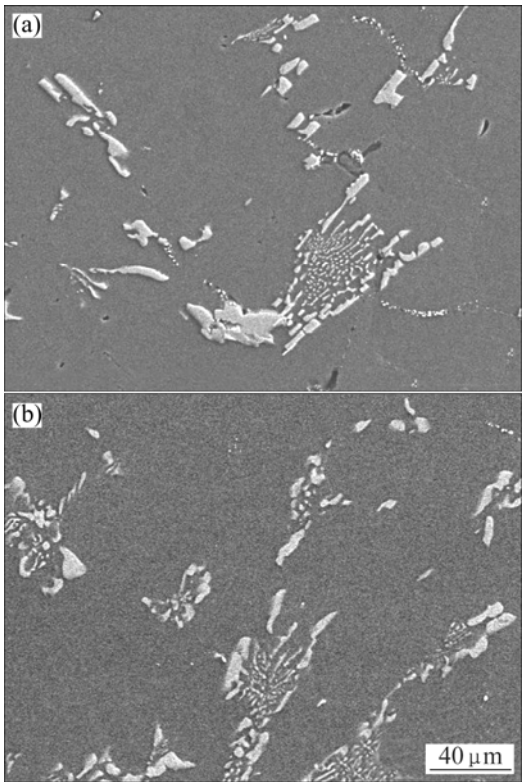


图 5 不同均匀化温度处理后合金的 SEM 像

**Fig.5** SEM images of alloys after different homogenization treatments: (a) 490 °C, 16 h; (b) (490 °C, 16 h)+(520 °C, 16 h)

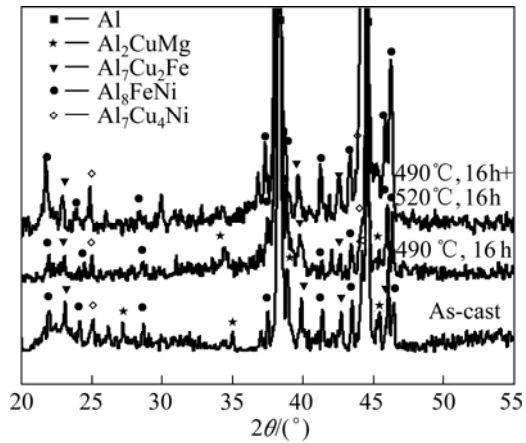


图 6 不同状态合金 XRD 谱

**Fig.6** XRD patterns of alloys at different tempers

均匀化结果表明,双级均匀化工艺可以使得共晶相有效地回溶基体,一些第二相衍射峰基本保持不变,说明这些第二相在均匀化处理过程中不能有效回溶基体<sup>[17]</sup>。

### 3 结论

1) 合金铸态组织枝晶偏析严重,存在大量非平衡

共晶相, 其成分为  $\alpha(\text{Al})+\theta(\text{Al}_2\text{Cu})+\text{S}(\text{Al}_2\text{CuMg})$ 。

2) 经(490 °C, 16 h)均匀化热处理后, 共晶相部分回溶, 经(490 °C, 16 h)+(520 °C, 16 h)双级均匀化后, 共晶相基本回溶基体。合金中  $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ 、 $\text{Al}_7\text{Cu}_4\text{Ni}$ 、 $\text{Al}_9\text{FeNi}$  难溶相, 在 530 °C 温度以下进行均匀化, 含量基本没有变化。

3) 合金合理的均匀化热处理制度为(490 °C, 16 h)+(520 °C, 16 h)。

## REFERENCES

- [1] 陆海庆, 张思平. 2D70-T651 铝合金预拉伸厚板生产工艺研究[J]. 铝加工, 2003(6): 14-16.  
LU Hai-qing, ZHANG Si-ping. Study on production process of 2D70-T651 aluminum alloy plate[J]. Aluminum Fabrication, 2003(6): 14-16.
- [2] WANG Jian-hua, YI Dan-qing, WANG Bin. Microstructure and properties of 2618-Ti heat resistant aluminum alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2003, 13(3): 590-594.
- [3] 王国军, 熊柏青, 张永安, 李志辉, 李培跃. 2D70 铝合金铸态及均匀化态的显微组织演变[J]. 特种铸造及有色合金, 2009, 29(6): 560-564.  
WANG Guo-jun, XIONG Bai-qing, ZHANG Yong-an, LI Zhi-hui, LI Pei-yue. Microstructural evolution of as-cast and homogenized 2D70 aluminum alloy[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2009, 29(6): 560-564.
- [4] AJDELSZTAJN L, ZUNIGA A, JODOIN B, LAVERNIA E J. Cold gas dynamic spraying of a high temperature Al alloy[J]. Surface & Coatings Technology, 2006, 201: 2109-2116.
- [5] SOMI REDDY A. Fatigue and creep deformed microstructures of aged alloys based on  $\text{Al}-4\%\text{Cu}-0.3\%\text{Mg}$ [J]. Materials and Design, 2008, 29: 763-768.
- [6] 黄敏, 马春雨, 杨守杰, 戴圣龙. 2D70 铝合金厚板热处理制度研究[C]// 2002 年中国材料研讨会论文集: 2002 年材料科学与工程新进展(下): 2002.  
HUANG Min, MA Chun-yu, YANG Shou-jie, DAI Sheng-long. Heat treatment of thick plate of 2D70 alloy[C]. The New Progress on Material Science and Engineering in 2002 (Part ), 2002.
- [7] 王国军, 熊柏青, 张永安, 李志辉, 李培跃. 2D70 铝合金淬透性研究[J]. 稀有金属, 2009, 33(3): 304-308.  
WANG Guo-jun, XIONG Bai-qing, ZHANG Yong-an, LI Zhi-hui, LI Pei-yue. Hardenability of 2D70 aluminum alloy[J]. Chinese Journal of Rare Metals, 2009, 33(3): 304-308.
- [8] WANG Jian-hua. Effect of melt over-heating and zirconium alloying in the morphology of  $\text{Al}_9\text{FeNi}$  and mechanical properties of 2618 alloy[J]. Acta Metallurgica Sinica(English Letters), 2002, 15(06): 525-530.
- [9] MAJIMEL J, CASANOVW M J, LAPASSET G. Dislocation mechanisms involved in at 150 °C creep test of an  $\text{Al}(\text{CuMg})$  aluminum alloy[J]. Materials Science Forum, 2002, 396/402: 1383-1388.
- [10] WANG Guo-jun, XIONG Bai-qing, ZHANG Yong-an, LI Zhi-hui, LI Pei-yue. Microstructural characterization of as-cast and homogenized 2D70 aluminum alloy[J]. International Journal of Minerals Metallurgy and Materials, 2009, 16(4): 427-431.
- [11] OGUOCHA I N A, YANNACOPOULOS S. Precipitation and dissolution kinetics in  $\text{Al}-\text{Cu}-\text{Mg}-\text{Fe}-\text{Ni}$  alloy 2618 and  $\text{Al}-\text{alumina}$  particle metal matrix composite[J]. Materials Science and Engineering A, 1997, 231: 25-33.
- [12] ZUO Yu-bo, WANG Shuang, ZHAO Zhi-hao, CUI Jian-zhong, ZHANG Hai-tao, TU Gan-feng. Constituents evolution of LFEC 7050 aluminum alloy during processing[J]. Transactions Nonferrous Metals Society of China, 2007, 17(2): 249-253.
- [13] FAN Xi-gang, JIANG Da-ming, MENG Qing-chang, ZHANG Bao-you, WANG Tao. Evolution of eutectic structures in  $\text{Al}-\text{Zn}-\text{Mg}-\text{Cu}$  alloys during heat treatment[J]. Transactions Nonferrous Metals Society of China, 2006, 16(3): 577-581.
- [14] 王建华. 2618 耐热铝合金的组织与力学性能的研究[D]. 长沙: 中南大学, 2003.  
WANG Jian-hua. Study on microstructures and mechanical properties of heat resistance aluminum alloy 2618[D]. Changsha: Central South University, 2003.
- [15] BELOV N A, ESKIN D G, AKSENOV A A. Multicomponent phase diagrams: applications for commercial aluminum alloys[M]. Oxford: Elsevier, 2005.
- [16] 金相图谱编写组. 变形铝合金金相图谱[M]. 北京: 冶金工业出版社, 1975.  
Editorial Group of Metallography Atlas. Metallography atlas of deformable aluminum alloy[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 1975.
- [17] 纪艳丽, 潘琰峰, 郭富安. 6022 铝合金铸态组织研究[J]. 金属热处理, 2008, 33(5): 31-34.  
JI Yan-li, PAN Yan-feng, GUO Fu-an. Study on microstructure of as-cast 6022 aluminum alloy[J]. Heat Treatment of Metals, 2008, 33(5): 31-34.

(编辑 何学锋)