

2A70 耐热铝合金铸态组织及均匀化处理工艺

任 欣^{1,2}, 张军利^{1,2}, 王 昭^{1,2}, 刘 坚¹, 张洪辉¹, 王兴瑞¹

(1. 山东南山铝业股份有限公司 国家铝合金压力加工工程技术研究中心, 山东 龙口 265713)

(2. 北京南山航空材料研究院, 北京 100048)

摘 要: 采用光学显微镜(OM)、扫描电子显微镜(SEM)、差示扫描量热仪(DSC)及 X 射线衍射分析仪(XRD), 分析 2A70 耐热铝合金的铸造组织, 研究其合理的均匀化热处理制度。同时, 采用 Thermo-Calc 热力学计算软件, 模拟 Al-2.4Cu-1.5Mg-1.1Fe-1.1Ni 合金的非平衡凝固路径, 分析 2A70 合金在凝固过程中的析出相种类, 并计算该合金低熔点共晶组织的转变温度, 为研究 2A70 合金的铸态组织及均匀化工艺提供理论依据。结果表明: 模拟计算所得 2A70 合金在凝固过程中主要析出 α -Al、Al₂CuMg、Al₂Cu、Al₉FeNi、Al₇Cu₄Ni 及 Al₇Cu₂Fe, 与实验分析结果一致, 且计算所得低熔点共晶组织转变温度可近似替代实验结果; 该合金合理的均匀化热处理制度为 490 °C/12~16 h+520 °C/12 h, 在高温长时均匀化过程中, 非平衡共晶组织得到较彻底的回溶, Al₉FeNi、Al₇Cu₄Ni 及 Al₇Cu₂Fe 难溶相未发生明显变化。

关键词: 耐热铝合金; 热力学计算; 均匀化热处理; 微观组织

中图分类号: TG146.2[†]1

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2016)12-3227-06

2A70 合金为传统的 Al-Cu-Mg-Fe-Ni 铝合金, 主要合金成分与欧美的 2618A 及俄罗斯的 AK4-1 铝合金接近。该合金为可热处理强化合金, 其主要强化相 Al₂CuMg 相在高温下的稳定性强, 聚集倾向小, 使合金在高温下不易软化。因此, 2A70 合金具有良好的耐热性, 可长期在高温(150~250°C)环境下服役, 通常用于生产航空发动机的活塞及其它高温下工作的发动机零件^[1-3]。

为提高耐热铝合金的室温强度及高温性能, 需使合金成分落在 Al-Cu-Mg 系三元相图中的 α -Al+Al₂CuMg 两相区内, 以保证获得尽可能多的 Al₂CuMg 相^[4,5]。传统耐热铝合金的开发及优化主要依靠“试错”法, 盲目性较大, 且耗时耗力。目前, 相图算法已部分取代传统的材料研发模式, 能够高效、快速地优化合金并预测组织, 为合金的开发及成分的优化提供理论基础, 大大节约了人力物力, 降低了材料研发周期。

铝合金在熔炼铸造过程中通常存在枝晶偏析^[6], 使合金元素在晶界和晶内分布不均匀。这种成分与组织的不均匀性将导致合金塑性降低, 加工性能恶化, 最终影响成品的综合性能。因此, 李培跃等^[1]为了消除这种不均匀性对 2D70 合金组织的影响, 对合金分别采用了单级及双级均匀化处理, 研究了均匀化处理对低熔点共晶组织的回溶程度的影响。另外, 王国军等^[7,8]也对 2D70 合金铸造组织及其在均匀化过程中的演变规律进行了

详细的分析。但以上研究学者对均匀化热处理关键参数(均匀化温度、时间)对 Al-Cu-Mg-Fe-Ni 合金均匀化效果影响的研究并不系统。

因此, 本研究采用相图算法及 Thermo-Calc 软件对 2A70 合金进行热力学计算, 研究 Al-2.4Cu-1.5Mg-1.1Fe-1.1Ni 合金的非平衡凝固路径, 计算该合金在凝固过程中的主要析出相及低熔点共晶组织转变温度, 为铸造组织分析及均匀化工艺研究提供理论基础, 并与实验结果进行对比, 验证热力学计算结果的可靠性。同时, 系统、完整地研究单级均匀化加热温度、保温时间及双级均匀化处理对 2A70 合金组织的影响, 以期获得该合金组织随加热温度和保温时间的变化规律, 从而制定出适合 2A70 合金的均匀化热处理工艺。

1 实 验

2A70 合金的熔炼主要在电阻坩锅熔炼炉中进行, 熔炼温度为 720~760 °C, 铸造温度为 710~720 °C, 熔炼过程中采用氩气进行保护, 并添加 Al-Ti-C 线杆细化剂细化晶粒, 待熔体保温 2 min 后, 进行浇铸, 铸锭为直径 120 mm 圆柱。其合金成分如表 1 所示。

均匀化实验试样均取自铸锭 1/2 半径处, 其尺寸为 10 mm×10 mm×15 mm。实验均在费舍尔空气循环箱式炉内进行, 具体均匀化制度见表 2。均匀化后采用水冷方式, 以保留均匀化状态下合金的显微组织。

收稿日期: 2015-12-21

作者简介: 任 欣, 女, 1986 年生, 博士, 北京南山航空材料研究院, 北京 100048, 电话: 010-68719191, E-mail: renxin@nanshan.com.cn

表 1 2A70 合金的化学成分

Table 1 Composition of 2A70 alloy (wt%)

Cu	Mg	Fe	Ni	Mn	Al
2.4	1.5	1.1	1.1	0.15	Bal.

显微组织观察样品的制备需先经 240#, 800# 及 1000# 砂纸研磨, 用 5 和 1 μm 的抛光膏机械粗抛后进行振动精抛。所得试样在 50 °C 下经 25% HNO₃ 水溶液浸蚀 30 s, 并采用 ZEISS 光学显微镜(OM)观察合金金相组织。此外, 采用 ZEISS EVO 18 扫描电镜(SEM)观察未经浸蚀试样的显微组织, 并通过 Oxford 能谱分析仪(EDS)分析合金微区及第二相粒子的化学成分。利用差示扫描量热仪(DSC)对不同状态合金进行热分析, 升温速率为 10 °C/min, 全程采用氮气保护。合金物相分析选择在 X 射线衍射仪上进行, 实验采用 Cu 靶, 扫描速度为 10(°)/min。

2 计算结果与实验数据

2.1 凝固路径的热力学分析

本研究采用 Scheil 模型计算所得 2A70 合金的非平衡凝固路径如图 1 所示。从图中可知, 温度降至 639.6 °C 时, 合金开始析出 α-Al, 此温度即为合金的液相线温度。随着温度的降低, 合金依次析出 Al₉FeNi、Al₂CuMg、Al₂Cu、Al₇Cu₄Ni 及 Al₇Cu₂Fe 相。其中, Al₂CuMg 相为合金的低熔点共晶相, 起始析出温度为 516.8 °C。

表 2 单级、双级均匀化工艺制度

Table 2 Different homogenization treatment tempers

Homogenization	Temperature/°C					Time/h
	460	480	490	500	520	16
Traditional	490					8 12 16 20
Two-step	490 °C/12 h+520 °C/12 h					

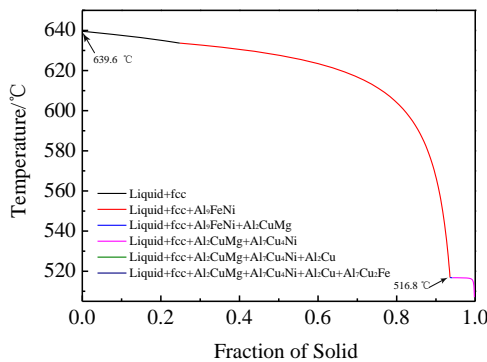


图 1 Al-2.4Cu-1.5Mg-1.1Fe-1.1Ni 合金的凝固路径

Fig.1 Solidification path of the Al-2.4Cu-1.5 Mg-1.1Fe-1.1Ni alloy

2.2 合金的铸态组织

图 2 为 2A70 合金铸锭的金相组织照片。从图中可见, 合金的铸态组织呈典型的枝晶状, 且枝晶间分布着蜂窝状的非平衡低熔点共晶相, 晶界和晶内存在大量尺寸较大、形状不规则的深灰色相及少量尺寸略小的点块状黑色相, 这些相均为高熔点化合物。

图 3 为 2A70 合金的扫描电镜组织照片。图中箭头所指各相的能谱成分及其相名称如表 3 所示。图中呈蜂窝状的组织为 Al₂CuMg 与 Al₂Cu 共晶相, 深灰色化合物为 Al₉FeNi 相, 浅灰色为 Al₇Cu₂Fe 相, 亮白色为 Al₇Cu₄Ni 相。由此可知, 2A70 合金中主要包括 Al₉FeNi、Al₂CuMg、Al₂Cu、Al₇Cu₄Ni 及 Al₇Cu₂Fe 相。

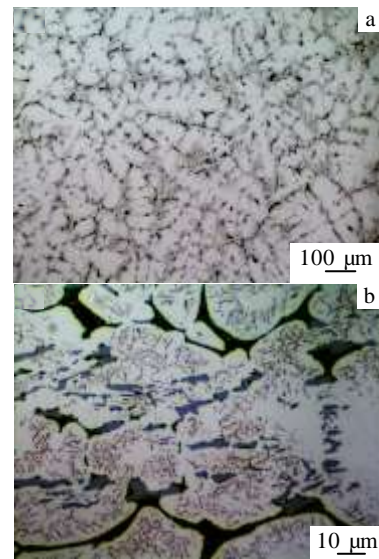


图 2 2A70 合金铸锭的金相组织

Fig.2 OM microstructure of the as-cast 2A70 alloy

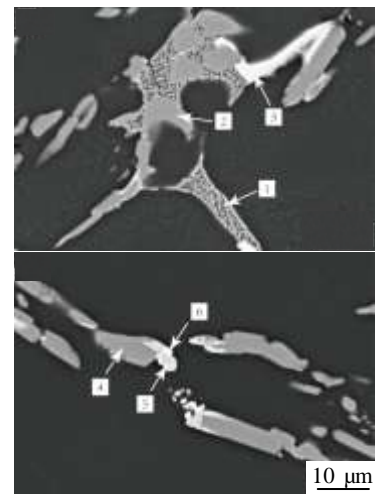


图 3 2A70 合金铸锭扫描电镜组织照片

Fig.3 SEM images of the 2A70 billet

表 3 图 3 中各点的能谱分析结果

Table 3 Composition of second phases marked in Fig.3 measured by EDS (at%)

No.	Al	Cu	Mg	Fe	Ni	Comment
1	64.23	21.01	14.05	0.17	0.54	Al ₂ CuMg and Al ₂ Cu eutectic structure
2	84.66	1.20		7.05	7.10	Al ₉ FeNi
3	66.21	25.87		0.73	7.19	Al ₇ Cu ₄ Ni
4	82.15	0.61		9.55	7.68	Al ₉ FeNi
5	74.57	15.12		6.49	3.82	Al ₇ Cu ₂ Fe
6	65.06	28.05	2.09	0.17	4.64	Al ₇ Cu ₄ Ni

2.3 均匀化热处理

图 4 为不同均匀化状态 2A70 合金的差示扫描量热(DSC)分析曲线。从图 4a 中可以看出,随着单级均匀化温度的不断提高,第 1 个吸热峰逐渐减弱,并在

490 °C 时完全消失。继续提高单级均匀化温度 (500 °C),第 2 个吸热峰也开始逐渐减小;当温度达到 520 °C 时,第 1 个及第 2 个吸热峰都已消失。合金在 490 °C 下均匀化时,即使保温时间较短(8 h),合金的第 1 个吸热峰也已不明显,保温 12 h 后已完全消失,如图 4b 所示。图 4c 为单级和双级均匀化热处理后合金的 DSC 曲线。单级均匀化处理后,曲线上第 1 级吸热峰已消失,但第 2 级吸热峰仍然存在;经双级均匀化处理后,2 个吸热峰均已完全消失。

图 5 为不同温度均匀化处理后 2A70 合金的金相组织照片。从图中可以看出,经均匀化处理后合金的枝晶网络明显稀疏。随着均匀化温度的不断提高,晶界与枝晶间的低熔点共晶相数量呈逐渐减少的趋势。当温度高达 520 °C 时,合金在晶界处出现复熔三角形,说明合金已过烧。

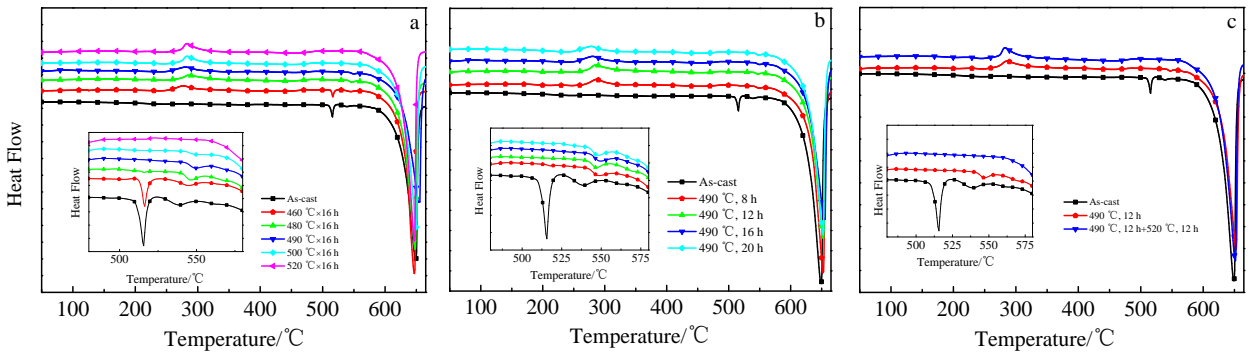


图 4 不同均匀化状态 2A70 合金的 DSC 曲线

Fig.4 DSC curves of the 2A70 alloy after different homogenization treatments: (a) single stage homogenization-different temperature, (b) single stage homogenization-different time, and (c) two step homogenization

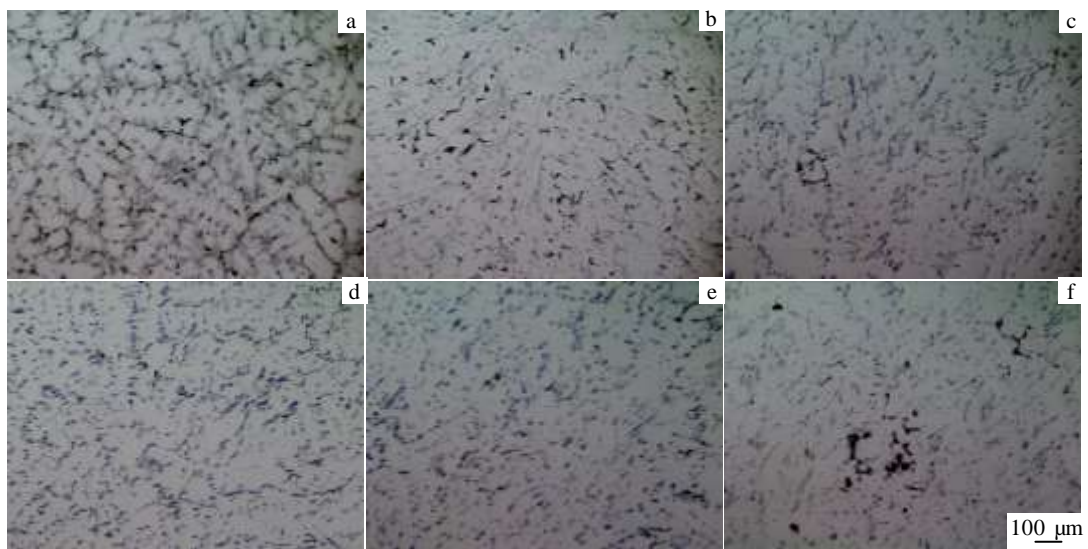


图 5 不同温度均匀化处理后 2A70 合金的金相组织

Fig.5 OM microstructures of 2A70 alloy after different homogenization treatments: (a) as-cast, (b) 460 °C, (c) 480 °C, (d) 490 °C, (e) 500 °C, and (f) 520 °C

图 6 为 2A70 合金铸锭及双级均匀化处理后的 XRD 图谱。由图可知，铸态组织主要包括 α -Al、 Al_9FeNi 、 Al_2CuMg 、 Al_7Cu_4Ni 及 Al_7Cu_2Fe 相。经双级均匀化处理后， Al_2CuMg 相消失， Al_9FeNi 、 Al_7Cu_4Ni 及 Al_7Cu_2Fe 相对应的峰仍然存在。

图 7 为 2A70 合金铸态及经 490 °C/12 h+520 °C/12 h 双级均匀化处理后的扫描电镜照片。经双级均匀化处理后，合金中的低熔点共晶组织已彻底回溶于基体，但难溶析出相在均匀化过程中未发生明显变化，仍残留大量 Al_7Cu_4Ni 、 Al_7Cu_2Fe 和 Al_9FeNi 难溶相(图 7b)。

3 分析与讨论

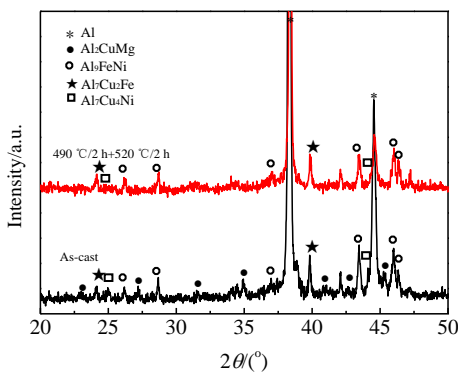


图 6 2A70 合金铸态及双级均匀化状态的 XRD 图谱

Fig.6 XRD patterns of the 2A70 alloy in as-cast and two-stage homogenization

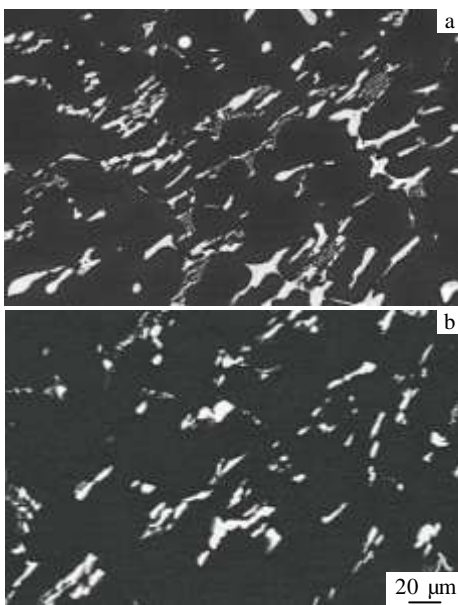


图 7 2A70 合金铸态及双级均匀化处理后的 SEM 组织照片

Fig.7 SEM images of 2A70 alloy in as-cast (a) and after two-stage homogenization treatment (b)

3.1 凝固路径的对比与分析

所谓凝固路径，是指随着合金液体的凝固，其内部溶质浓度与温度的变化关系，反映在液相面上就是初生相的凝固路径。通过合金的凝固路径可判断合金在凝固过程中可能形成的初生相及低熔点共晶相的初始转变温度，为合金过烧温度的确定提供理论指导依据。

图 1 为采用 Scheil 模型计算所得 2A70 合金的非平衡凝固路径。此合金主要包括 Al_2CuMg 、 Al_2Cu 、 Al_9FeNi 、 Al_7Cu_4Ni 及 Al_7Cu_2Fe 相。与图 3 所示合金的扫描电镜组织和各相能谱成分结果 (表 3)，以及铸造合金的 XRD 结果(图 6)一致。

根据 2A70 合金的非平衡凝固路径可知，合金相组成较复杂，其低熔点共晶相 Al_2CuMg 的起始析出温度为 516.8 °C。图 8 为 2A70 合金铸造组织的 DSC 曲线。由图可知，合金在 511.4~519.0 °C 范围内出现第 1 个明显吸热峰。此峰为合金组织中低熔点共晶相的溶解峰。热力学计算所得 Al_2CuMg 相的析出温度在该温度范围内，说明热力学计算的非平衡低熔点共晶相转变温度可近似替代实验结果。合金在 536.4~539.0 °C 区间内出现微弱吸热峰，该峰为共晶相 Al_2Cu 溶解所致。

3.2 均匀化热处理

合金铸锭通常存在组织不均、成分偏析等问题，在晶界处存在大量低熔点共晶组织，且各合金元素在晶界及晶内分布不均，需通过均匀化处理消除。均匀化处理实质是原子的扩散运动，均匀化程度取决于原子的扩散系数。在均匀化过程中，扩散系数与温度的关系为：

$$D = D_0 \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \tag{1}$$

式中， D_0 为与温度无关的系数， T 为绝对温度， Q 为扩散激活能， R 为气体常数。由式(1)可知，均匀化温

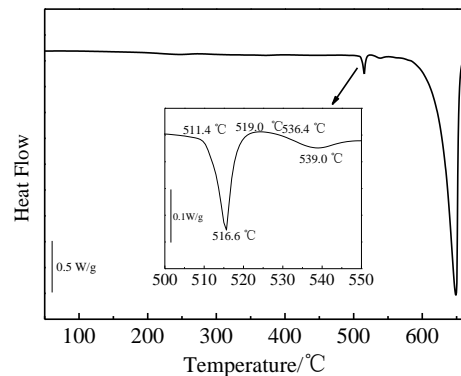


图 8 Al-2.4Cu-1.5Mg-1.0Fe-1.0Ni 铸态合金的 DSC 曲线

Fig.8 DSC curve of the as-cast Al-2.4Cu-1.5Mg-1.0Fe-1.0Ni alloy

度越高, 扩散系数越大, 原子的扩散速度也越大, 合金偏析及低熔点共晶组织越容易消除。但一味提高温度, 将导致合金在均匀化过程中出现过烧。如上所述, 当加热温度升高到 520 °C 时, 合金晶界处出现复熔三角形, 合金已明显过烧。在高温长时均匀化过程中, 难溶 Al₉FeNi、Al₇Cu₄Ni 及 Al₇Cu₂Fe 相的形貌、尺寸及数量均未发生明显变化。

均匀化保温时间主要取决于非平衡低熔点共晶组织的溶解及晶内偏析消除所需时间^[9]。保温时间的确定需综合考虑均匀化热处理选择的加热温度。均匀化温度越高, 达到相同效果所需时间越短。刘晓艳等^[10]确定了 Al-Cu-Mg-(Ag)合金均匀化动力学方程:

$$\frac{1}{T} = A \ln\left(\frac{t}{BL^2}\right) \quad (2)$$

式中, $A = \frac{R}{Q}$, $B = \frac{4.6}{4\pi^2 D_0}$, t 为均匀化时间, L 为枝

晶间距。由于在相同温度下, Mg 元素的扩散比 Cu 元素快^[11], 因此均匀化过程中主要考虑 Cu 元素的扩散。Cu 元素的激活能 $Q = 136.8$ kJ/mol, 常数 $D_0 = 8.4$ mm²/s, 气体常数 $R = 8.31$ J/mol K。根据合金的金相组织可知, 铸态合金的枝晶平均间距 $L \approx 45$ μm。由此动力学方程计算可知, 均匀化加热温度选择 490 °C 时所需保温时间为 18 h, 与实验结果相近。

由图 4 可知, 合金经 490 °C/12 h 单级均匀化处理后, 曲线上第 1 个吸热峰已完全消失, 但第 2 个吸热峰仍然存在, 说明 Al₂CuMg 相已充分溶解, 而 Al₂Cu 相的回溶不彻底。经 490 °C/12 h + 520 °C/12 h 双级均匀化处理后, Al₂CuMg 及 Al₂Cu 相已回溶至基体, 曲线上 2 个吸热峰消失。与图 6 所示 XRD 结果及图 7 所示双级均匀化处理后的组织一致。

4 结 论

1) 模拟 Al-2.4Cu-1.5Mg-1.1Fe-1.1Ni 合金的凝固路径, 预测合金中的主要析出相为 α-Al、Al₂CuMg、Al₂Cu、Al₉FeNi、Al₇Cu₄Ni 及 Al₇Cu₂Fe, 且计算获得合金低熔点共晶相的析出温度为 516.8 °C, 与实验结果基本一致。

2) 2A70 合金较合适的均匀化热处理制度为

490 °C/12~16 h+520 °C/12 h。

3) 高温长时均匀化处理过程中, 低熔点共晶组织回溶较彻底, 难溶析出相 Al₉FeNi、Al₇Cu₄Ni 及 Al₇Cu₂Fe 的变化不明显。

参考文献 References

- [1] Li Peiyue(李培跃), Xiong Baiqing(熊柏青), Zhang Yong'an(张永安). *The Chinese Journal of Nonferrous Metals* (中国有色金属学报) [J], 2010, 20(11): 2101
- [2] Wang Zhutang(王祝堂). *Metal World* (金属世界) [J], 2009(2): 43
- [3] Deng Xiaosan(邓小三), Liu Jing'an(刘静安). *Aluminium Fabrication*(铝加工)[J], 2004(6): 1
- [4] Li Xuechao(李学朝), Zhou Jiang(周江), Zhao Shiqing(赵世庆) et al. *Microstructure and Metallograph of Aluminum Alloy* (铝合金材料组织与金相图谱)[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2010
- [5] Yu Kun(余琨), Li Songrui(李松瑞), Li Wenxian(黎文献). *Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程)[J], 2000, 29(3): 177
- [6] Purdy G R, Kirkaldy J S. *Metallurgical Transactions* [J], 1971, 2(2): 371
- [7] Wang Guojun(王国军), Xiong Baiqing(熊柏青), Zhang Yong'an(张永安). *Metallurgical Transactions of Special Casting & Nonferrous Alloys*(特种铸造及有色金属)[J], 2009, 29(6): 560
- [8] Wang G, Xiong B, Zhang Y. *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*[J], 2009, 16(4): 427
- [9] Zhang Shilin(张士林), Ren Songzan(任颂赞). *Concise Handbook of Aluminium Alloy*(简明铝合金手册)[M]. Shanghai: Scientific and Technical Documentation Press, 2001
- [10] Liu Xiaoyan(刘晓艳), Pan Qinglin(潘清林), Lu Zhilun(陆智伦) et al. *Materials Science and Technology*(材料科学与工程) [J], 2011, 19(4): 28
- [11] Mondolfo L F. *Aluminium Alloys Structure and Properties* [M]. London-Boston: Butter Worths, 1976

As-cast Microstructure and Homogenization Treatment of 2A70 Heat-Resistant Aluminum Alloy

Ren Xin^{1,2}, Zhang Junli^{1,2}, Wang Zhao^{1,2}, Liu Jian¹, Zhang Honghui¹, Wang Xingrui¹

(1. National Engineering Research Center for Plastic Working of Aluminium Alloys, Shandong Nanshan Aluminium Co., Ltd, Longkou 265713, China)

(2. Beijing Nanshan Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100048, China)

Abstract: The microstructure of cast 2A70 heat-resistant aluminum alloy was analyzed by optical microscopy (OM) and scanning electron microscopy (SEM). Its homogenization treatment was investigated by differential scanning calorimetry (DSC) and X-ray diffraction analysis (XRD). Meanwhile, the solidification path for the Al-2.4Cu-1.5Mg-1.1Fe-1.1Ni alloy was calculated using the Thermo-Calc software. Based on the calculation, the phases precipitated during solidification were analyzed and the transition temperature of the non-equilibrium eutectic phases was also calculated, which provided a theoretical basis for the research on microstructure and homogenization process. According to the calculated results, the α -Al, Al₂CuMg, Al₂Cu, Al₉FeNi, Al₇Cu₄Ni and Al₇Cu₂Fe phases exist in the 2A70 alloy, which is in accordance with the experimental findings. In addition, the transition temperature for the non-equilibrium eutectic phases can be approximately substituted by the computed data. The reasonable homogenization treatment process for the investigated alloy is 490 °C/12~16 h+520 °C/12 h. During the high-temperature and long-time homogenization process, the non-equilibrium eutectic phases are dissolved completely while the Al₉FeNi, Al₇Cu₄Ni and Al₇Cu₂Fe change little.

Key words: heat-resistant aluminum alloy; thermodynamic calculation; homogenization treatment; microstructure

Corresponding author: Ren Xin, Ph. D., Beijing Nanshan Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100048, P. R. China, Tel: 0086-10-68719191, E-mail: renxin@nanshan.com.cn