

Zn、Mg、Cu 和 Fe 对 Al-Ni 共晶铸造合金组织与性能影响

陈大辉^{1,2} 陈 铮¹ 洪晓露² 朱鸿磊² 徐 英² 刘永强² 张 将² 彭银江²
(1.西北工业大学凝固技术国家重点实验室; 2.中国兵器科学研究院宁波分院)

摘 要 为开发以 Al-Ni 共晶体系为基础的铸造铝合金,采用砂型铸造、挤压铸造工艺,对比研究了 Zn、Mg、Cu 和 Fe 等元素对 Al-Ni 合金的微观组织、热分析曲线和力学性能的影响。研究发现,Zn、Mg 加入到 Al-Ni 合金中形成了具有时效强化作用的 $\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$ 、 MgZn_2 相,而不与 Ni 反应形成新的第二相;Cu、Fe 分别与 Ni 反应形成了大量的 Al_3CuNi 相、 Al_9FeNi 相。Zn、Mg 和 Cu 的加入减少了共晶相的数量,增大了凝固区间,使 Al-Ni 合金的铸造性能下降,而 Fe 的加入缩小了凝固区间,使 Al-Ni 合金的铸造性能提高。对比力学性能发现,Zn、Mg 是 Al-Ni 合金中最有效的强化元素,优于 Cu、Fe。

关键词 Al-Ni 共晶合金;时效强化;铸造性能

中图分类号 TG146.21 **文献标志码** A

DOI:10.15980/j.tzzz.2021.04.003

开放科学(资源服务)标识码(OSID):



Effects of Zn, Mg, Cu and Fe on Casting Aluminum Alloys in Al-Ni Eutectic System

Chen Dahui^{1,2}, Chen Zheng¹, Hong Xiaolu², Zhu honglei², Xu Ying²,
Liu Yongqiang², Zhang Jiang², Peng Yinjiang²

(1.State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University;
2.The Ningbo Branch of Ordnance Science Institute of China)

Abstract: In order to develop cast aluminum alloy material based on Al-Ni eutectic system, effects of Zn, Mg, Cu and Fe elements on microstructure, thermal analysis curves and mechanical properties of Al-Ni alloys were comparatively investigated by sand casting and squeeze casting. The results indicate that $\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$ and MgZn_2 phases with great aging strengthening effect are formed from Zn and Mg, without reacting with Ni to form any new second phases yet, while Cu and Fe can react with Ni to form a large number of Al_3CuNi phase and Al_9FeNi phases respectively. The amounts of eutectic phases are decreased due to the addition of Zn, Mg, and Cu, broadening the solidification interval and reducing the casting performances, while the addition of Fe has the contrary effect. Moreover, Zn and Mg are the most effective strengthening elements in Al-Ni alloys, which are superior to Cu and Fe from comparative analysis of mechanical properties.

Key Words: Al-Ni Eutectic Alloy, Aging Strengthening, Casting Performances

铸造铝合金主要包括 Al-Si 系、Al-Cu 系、Al-Mg 系和 Al-Zn 系合金。Al-Ni 系合金是一种以 $\alpha\text{-Al} + \text{Al}_3\text{Ni}$ 共晶组织为基础的铝合金体系,具有如下特征:① Al_3Ni 相硬度高、热稳定性好、热膨胀系数低、可有效提高铝合金的强度、耐热性和耐磨性等;② Al_3Ni 相可形成较高的体积分数,如在 Al-Ni 二元合金共晶点处 Al_3Ni 相的体积分数达 32.43%;③ Al-Ni 二元合金的共晶温度高(640 ℃),凝固区间窄,铸造性能良好。BELOV N A^[1] 在 Al-Ni 合金的基础上开发了 Al-Ni-Zr、Al-Ni-Mn、Al-Ni-Fe、Al-Ni-Zn-Mg、Al-Ni-Fe-Zn-Mg 等铸造铝合金。其中 Al-Ni-Zr、Al-Ni-Mn 和 Al-

Ni-Fe 合金为耐热铸造铝合金,Al-Ni-Zn-Mg 和 Al-Ni-Fe-Zn-Mg 合金为高强铸造铝合金,性能如下:Al-6Ni-0.8Zr 合金抗拉强度(σ_b)为 260~300 MPa,屈服强度($\sigma_{0.2}$)为 200~240 MPa,伸长率(δ)为 7%~9%,铸造性能接近 Al-Si 共晶合金,最高服役温度达 460 ℃^[1];Al-4Ni-2Mn-0.5Zr 合金的 σ_b 为 270 MPa, δ 为 5%,在 350 ℃持久强度为 40 MPa^[2,3];Al-2Ni-0.5Fe 合金的 σ_b 为 260 MPa, $\sigma_{0.2}$ 为 170 MPa, δ 为 7.5%,在 350 ℃持久强度为 40 MPa^[4]。Al-7Zn-3Mg-4Ni(ATs 7M3N4)合金的 σ_b 为 600~620 MPa, $\sigma_{0.2}$ 为 520~540 MPa, δ 为 5%~6%^[5,6];Al-7Zn-3Mg-1Ni-0.8Fe(ATs 7NZh)合金的 σ_b

收稿日期:2020-10-19;修改稿收到日期:2021-01-11
基金项目:宁波市 2025 重大专项资助项目(2019B10099);宁波市自然科学基金资助项目(2017A610040)
第一作者简介:陈大辉,男,1981 年出生,副研究员,浙江宁波(315103),E-mail:davidchen52@163.com
引用格式:陈大辉,陈铮,洪晓露,等. Zn、Mg、Cu 和 Fe 对 Al-Ni 共晶铸造合金组织与性能影响[J]. 特种铸造及有色合金,2021,41(4):406-410.
CHEN D H, CHEN Z, HONG X L, et al. Effect of Zn, Mg, Cu and Fe on casting aluminum alloys in Al-Ni eutectic system[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2021, 41(4):406-410.

为 620 MPa, $\sigma_{0.2}$ 为 540 MPa, δ 为 4%^[7]。综上可知,以 Al-Ni 共晶合金为基础的铸造铝合金作为一种新的合金体系,相比传统的铝合金体系在提高耐热性能或室温强度方面显示出更好的优势,具有广泛的应用前景。

Zn、Mg 和 Cu 是铝合金中常用的强化元素,Fe 是不可避免的杂质元素,本课题对比了 Zn、Mg、Cu 和 Fe 元素对 Al-Ni 系铸造铝合金组织和性能的影响,揭示了以 Al-Ni 共晶合金为基础的铸造铝合金的强化规律,为发展高强 Al-Ni 系铸造铝合金提供参考。

1 试验材料与方案

1.1 合金成分

制备了 5 种不同成分的铝合金,分别为 Al-Ni、Al-Ni-Fe、Al-Ni-Cu、Al-Ni-Zn-Mg 和 Al-Ni-Fe-Zn-Mg 铝合金,化学成分见表 1。

表 1 Al-Ni 系铸造铝合金的化学成分

合金	w_B									
	Ni	Fe	Zn	Mg	Cu	Mn	Zr	Ti	Si	Al
Al-Ni	5.20	0.065	—	—	—	—	0.465	0.211	0.08	余量
Al-Ni-Zn-Mg	4.11	0.036	7.56	3.06	—	—	—	0.192	0.09	余量
Al-Ni-Fe	1.94	0.625	—	—	—	1.53	0.284	0.132	0.049	余量
Al-Ni-Fe-Zn-Mg	1.94	0.625	3.44	1.04	—	1.53	0.284	0.132	0.049	余量
Al-Ni-Cu	4.92	0.175	—	0.188	4.65	—	—	0.230	0.51	余量

1.2 合金熔炼及铸造

原材料采用 99.99% 的纯铝、99.9% 的纯锌、99.9% 的纯镁、Al-20Ni、Al-20Fe、Al-50Cu、Al-10Zr 和 Al-10Ti 中间合金。熔炼设备采用 30 kg 电阻炉。首先将配制好的纯铝和中间合金熔化,然后根据需要加入纯镁和纯锌,在 730~740 ℃ 下采用 0.6%~0.8% 的 C₂Cl₆ 精炼除气,静置 20 min 以上扒渣,在 740~750 ℃ 下浇注。采用挤压铸造、砂型铸造,挤压铸造试样为 $\phi 135$ mm×60 mm,挤压铸造压力为 120 MPa,保压时间为 3 min,砂型铸造试样采用 GB/T1173-2013 规定的 $\phi 12$ mm 的单铸试棒。

1.3 组织分析与性能测试

差热分析采用 STA 449 F3 Jupiter 同步热分析仪,试验温度区间为 20~730 ℃,升温速率为 10 ℃/min。微观组织分析采用 MEF4 型光学显微镜和 Quanta 250 FEG 扫描电镜,试样经砂纸打磨、机械抛光,扫描电镜观察时采用背散射电子成像,以分辨不同成分的第二相。能谱分析采用 Quanta 250 FEG 扫描电镜配备的 X 射线能量色谱仪(EDS/EDX)。布氏硬度测试采用 320HBS-3000 布氏硬度计,钢球直径为 5 mm。力学性能测试采用 CMT-4105 电子拉伸试验机、直径为 6 mm

的标准拉伸试样。

2 试验结果与分析

2.1 微观组织

图 1 为挤压铸造 Al-Ni、Al-Ni-Fe 和 Al-Ni-Cu 合金的铸态微观组织。表 2 为 Al-Ni、Al-Ni-Fe 和 Al-Ni-Cu 合金中第二相的能谱分析结果,结合 Al-Ni、Al-Ni-Fe 和 Al-Ni-Cu 相图来判定第二相^[8,9]。在 Al-Ni 铝合金中,Ni 与 Al 通过共晶反应($L \rightarrow \alpha\text{-Al} + \text{Al}_3\text{Ni}$)形成了大量的 Al₃Ni 相,Al₃Ni 共晶相呈纤维状,纤维直径约为 0.2 μm 。在 Al-Ni-Fe 合金中,Ni 与 Fe、Al 通过共晶反应($L \rightarrow \alpha\text{-Al} + \text{Al}_9\text{FeNi}$)形成 Al₉FeNi 相,Al₉FeNi 共晶相也呈纤维状,其纤维直径比 Al₃Ni 相大,约为 0.4 μm 。Al₃Ni 相比 Al₉FeNi 相细小,要想形成 Al₃Ni 相,Fe 的含量一般不高于 0.1%^[6]。在 Al-Ni-Cu 合金中,除与 Al 通过共晶反应形成 Al₃Ni 相外,Ni 还与 Cu、Al 通过包晶反应($L + \text{Al}_3\text{Ni} \rightarrow \alpha\text{-Al} + \text{Al}_3\text{CuNi}$)形成了 Al₃CuNi 相,并依附于 Al₃Ni 相周围形成,Al₃Ni 相呈短条状,Al₃CuNi 相呈块状。通过以上分析发现,Fe 或 Cu 加入到 Al-Ni 二元合金中时,除形成 Al₃Ni 相外,还形成了新的含 Ni 相 Al₉FeNi 或 Al₃CuNi,并改变了第

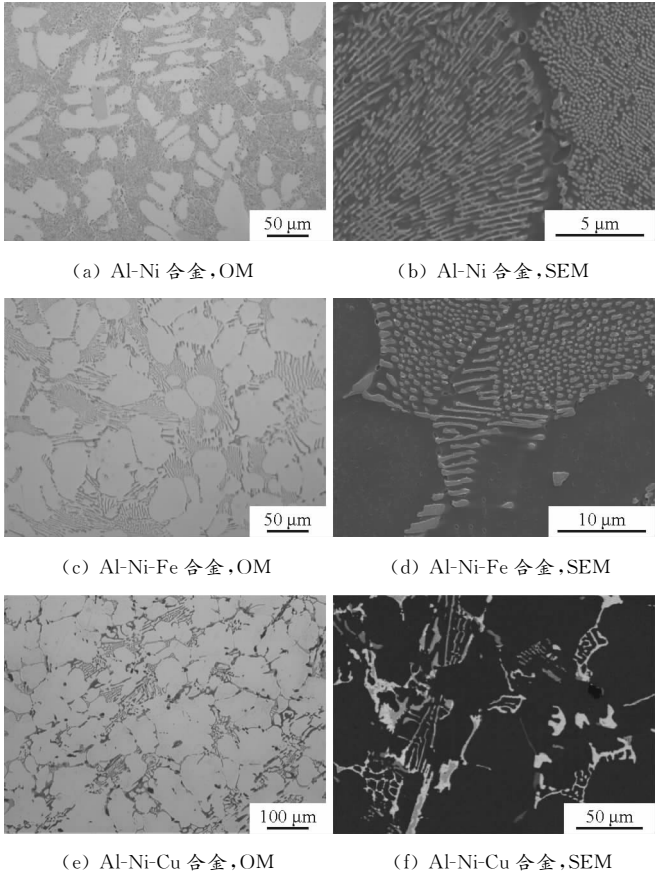


图 1 Al-Ni、Al-Ni-Fe 和 Al-Ni-Cu 铝合金的铸态微观组织
Fig.1 As-cast microstructures of Al-Ni, Al-Ni-Fe and Al-Ni-Cu aluminum alloys

表 2 Al-Ni、Al-Ni-Fe 和 Al-Ni-Cu 铝合金中第二相的能谱分析结果
Tab.2 Energy spectrum analysis results of the second phase in Al-Ni, Al-Ni-Fe and Al-Ni-Cu aluminum alloys

铝合金	第二相形态	$w_B/\%$				第二相
		Al	Ni	Fe	Cu	
Al-Ni	纤维状	89.50	10.50	—	—	Al_3Ni
Al-Ni-Fe	纤维状	79.95	17.71	2.34	—	Al_9FeNi
Al-Ni-Cu	条状	62.61	37.39	—	—	Al_3Ni
	块状	38.00	26.67	—	35.67	Al_3NiCu

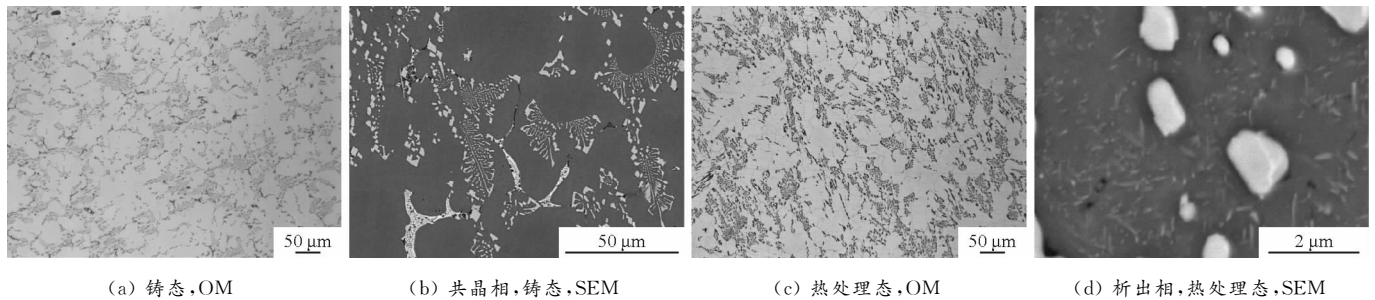


图 2 Al-Ni-Zn-Mg 合金的微观组织
Fig.2 Microstructures of Al-Ni-Zn-Mg aluminum alloy

$T-Al_2Mg_3Zn_3$) 形成, Zn、Mg 不与 Ni 反应生成新的第二相。在铸态下, Al_3Ni 相呈共晶组织特征, $T-Al_2Mg_3Zn_3$ 在晶界分布, 经固溶时效处理后, $T-Al_2Mg_3Zn_3$ 相消失, Al_3Ni 相球化并呈点状、短条状, 尺寸约为 $5\mu m$, 铝基体还含有弥散状析出相。

图 3 为 Al-Ni-Fe-Zn-Mg 合金的铸态组织及析出相

二相的形态和分布。

图 2 为不同状态的 Al-Ni-Zn-Mg 铝合金的微观组织及析出相形貌, 根据 Al-Ni-Zn-Mg 四元相图^[8] 和 Mg、Zn 的比值可大致判定 Al-Ni-Zn-Mg 合金的第二相主要是 Al_3Ni 相和 $T-Al_2Mg_3Zn_3$ 相。 Al_3Ni 相由 Al 和 Ni 通过共晶反应 ($L \rightarrow \alpha-Al + Al_3Ni$) 形成, $T-Al_2Mg_3Zn_3$ 相由 Al、Zn 和 Mg 通过共晶反应 ($L \rightarrow \alpha-Al +$

形貌, 表 3 为 Al-Ni-Fe-Zn-Mg 合金的能谱分析结果。可以看出, 在 Al-Ni-Fe-Zn-Mg 铝合金中, Ni 与 Fe、Al 反应形成 Al_9FeNi 相, Zn、Mg 形成 $T-Al_2Mg_3Zn_3$ 和 $\eta-MgZn_2$ 相, Ni、Fe 不与 Zn、Mg 反应生成新的金属间化合物。 Al_9FeNi 相呈长条状, 与 AlNiFe 铝合金中的 Al_9FeNi 相类似, 但数量明显减少。

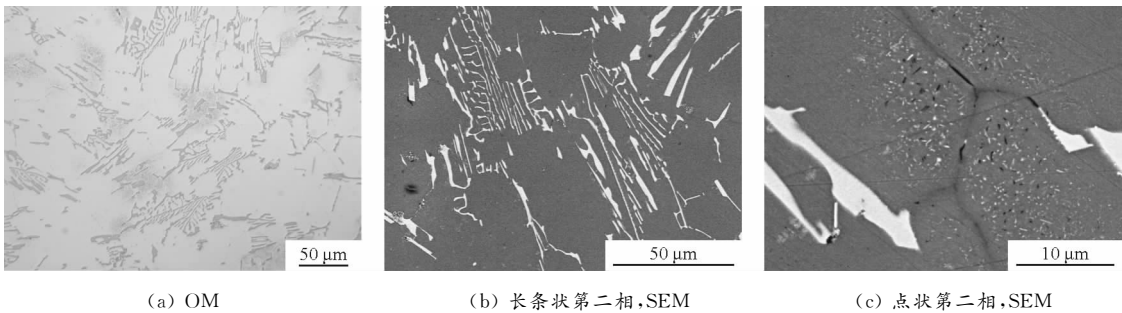


图 3 Al-Ni-Fe-Zn-Mg 铝合金的铸态组织及第二相形貌
Fig.3 Microstructure of Al-Ni-Fe-Zn-Mg aluminum alloy

表 3 Al-Ni-Fe-Zn-Mg 铝合金的能谱分析结果
Tab.3 Energy spectrum analysis of Al-Ni-Fe-Zn-Mg aluminum alloy

铝合金	第二相形态	$w_B/\%$						(可能) 第二相
		Al	Ni	Fe	Mn	Zn	Mg	
Al-Ni-Fe-Zn-Mg	长条状	72.94	19.11	3.19	2.63	—	—	Al_9FeNi
	点状	64.85	21.21	8.72	3.18	—	—	Al_9FeNi
	长条状	89.03	—	—	—	8.39	2.58	$Al_2Mg_3Zn_3$ 、 $MgZn_2$
	点状	89.47	—	—	—	7.89	2.63	$MgZn_2$

2.2 热分析曲线

图 4 为 Al-Ni、Al-Ni-Fe、Al-Ni-Cu、Al-Ni-Zn-Mg 和 Al-Ni-Fe-Zn-Mg 合金在升温过程中的热分析曲线。其固液两相区温度范围见表 4。Al-Ni 和 Al-Ni-Fe 合金均具有较高的熔点, 达 $630\text{ }^{\circ}C$ 以上。当 Zn、Mg 或

Cu 加入到 Al-Ni 或 Al-Ni-Fe 合金时, 熔点降低, 固液两相区变宽。图 5 为 Al-Ni、Al-Ni-Fe、Al-Ni-Zn-Mg、

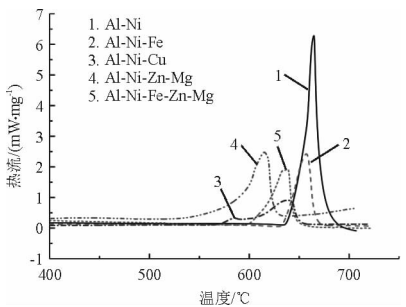


图 4 含镍铝合金差热分析曲线
Fig.4 Differential thermal analysis curve of nickel-containing aluminum alloy

Al-Ni-Fe-Zn-Mg 和 Al-Ni-Cu 合金砂型铸造组织。可以看出,Al-Ni、Al-Ni-Fe 合金共晶相含量高,组织致密,而 Al-Ni-Zn-Mg、Al-Ni-Fe-Zn-Mg 和 Al-Ni-Cu 合金共晶相含量低,且有明显的孔隙缺陷。表明当 Zn、Mg 或 Cu 加入到 Al-Ni 合金后,导致共晶相含量减少,固液两相区变宽,铸造性能下降,在砂型铸造时易产生缩孔。

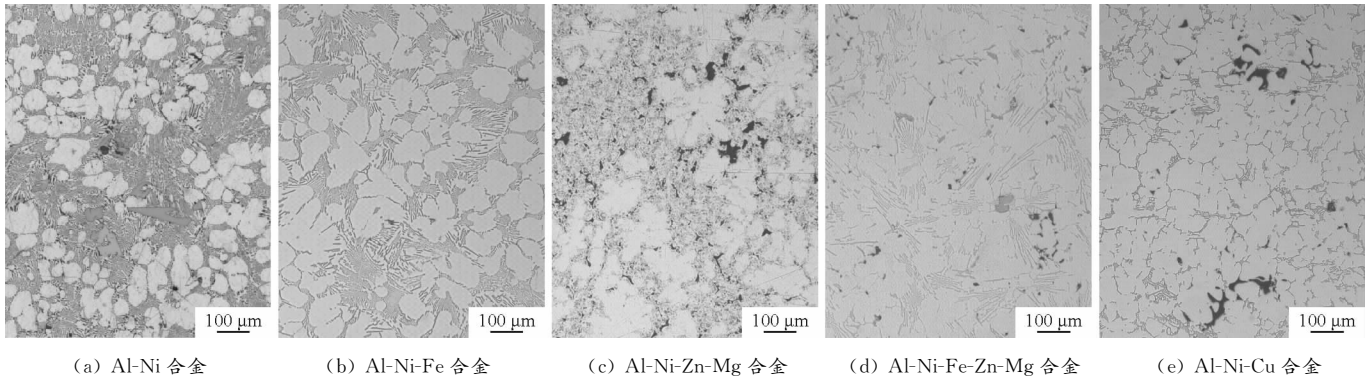


图 5 Al-Ni 铝合金的砂型铸造组织

Fig.5 Sand casting microstructure of nickel-containing aluminum alloy

2.3 力学性能

图 6 为 5 种合金的硬度。可以看出,Al-Ni-Zn-Mg 合金热处理态的硬度(HB)最高,为 184,Al-Ni-Fe-Zn-Mg 合金热处理态的硬度(HB)次之,为 130,分别为 Al-Ni 合金的 3.35 和 2.27 倍,说明 Zn、Mg 在 Al-Ni 合金中的强化效果明显。Al-Ni-Fe、Al-Ni-Cu 合金热处理态的布氏硬度与 Al-Ni 合金热处理态接近,说明 Fe、Cu 在 Al-Ni 合金中的强化效果不明显。Cu、Zn 和 Mg 是铝合金中常用的时效强化元素,但在 Al-Ni 铝合金中,Cu 起不到较好的时效强化效果,而 Zn、Mg 能起到较好的时效强化作用。原因在于 Cu 与 Ni 反应,导致 Al₂Cu 相的数量较少,而 Zn、Mg 不与 Ni 反应,只形成 Al₂Mg₃Zn₃、MgZn₂ 增强相。

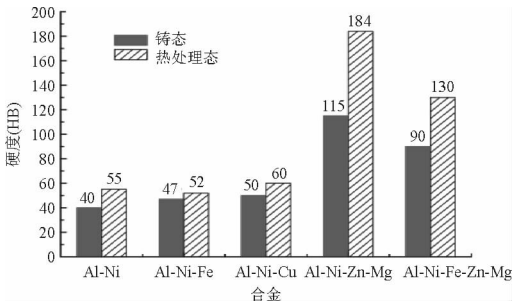


图 6 Al-Ni 铝合金的铸态布氏硬度

Fig.6 Brinell hardness of nickel-containing casting aluminum alloy

注:热处理工艺:①Al-Ni,400℃×8h;②Al-Ni-Fe,400℃×8h;③Al-Ni-Cu,460℃×9h+530℃×8h;④Al-Ni-Zn-Mg,460℃×9h+510℃×8h+130℃×20h;⑤Al-Ni-Fe-Zn-Mg,460℃×9h+510℃×8h+130℃×20h

表 5 为挤压铸造 5 种合金的室温力学性能。可以看出,Al-Ni 铝合金虽然强度较低,但伸长率较高,说明

表 4 Al-Ni 铝合金的固液两相区温度范围

Tab.4 Temperature range of nickel-containing aluminum alloy in solid-liquid two-phase zone

合金	固相线温度/℃	液相线温度/℃	固液两相区间/℃
Al-Ni	636.0	696.0	60.0
Al-Ni-Cu	566.6	662.7	96.1
Al-Ni-Zn-Mg	556.5	632.5	76.0
Al-Ni-Fe	633.8	667.9	34.1
Al-Ni-Fe-Zn-Mg	602.6	646.8	44.2

该铝合金的塑性较好,原因在于共晶 Al₃Ni 相呈细小均匀分布。在 Al-Ni 合金中加入 Fe,塑性明显降低,这是因为 Fe 加入后共晶相由 Al₃Ni 转变为 Al₉FeNi 相,Al₉FeNi 相比 Al₃Ni 相粗大。在 Al-Ni 铝合金中加入 Cu,抗拉强度增加了 75%;加入 Zn、Mg 时,抗拉强度增加了 265%。在 Al-Ni-Fe 铝合金中加入元素 Zn、Mg 时,抗拉强度增加了 146%。对比发现,Zn、Mg、Cu、Fe 在 Al-Ni 合金的强化效果由大到小排序为 Zn、Mg>Cu>Fe。

表 5 挤压铸造 Al-Ni 铝合金的力学性能

Tab.5 Tensile properties of squeeze casting nickel-containing aluminum alloys

合金	热处理状态	抗拉强度/MPa	伸长率/%
Al-Ni	铸态	160	11.5
Al-Ni-Fe	T1	175	3.0
Al-Ni-Cu	T6	280	4.0
Al-Ni-Zn-Mg	T6	584	3.5
Al-Ni-Fe-Zn-Mg	T6	430	1.5

3 结 论

(1)Zn、Mg 是在 Al-Ni 合金中最有效的强化元素,优于 Cu、Fe。在 Al-Ni 合金中 Zn、Mg 形成了 Al₂Mg₃Zn₃、MgZn₂ 相,起到较好的时效强化作用。

(2)Zn、Mg 和 Cu 使得 Al-Ni 合金的共晶相减少,固液两相区变宽,铸造性能降低,砂型铸造条件下易产生孔隙缺陷;Fe 使得 Al-Ni 合金的共晶相由 Al₃Ni 相变为 Al₉FeNi 相,固液两相区变窄,砂型铸造条件下组织致密,无孔隙缺陷。

参 考 文 献

[1] BELOV N A. Structure and strength of cast alloys of the system a-luminum-nickel-zirconium[J]. Metal Science and Heat Treatment, 1993, 35(10): 572-577.

Zr₅₆Cu₁₉Ni₁₁Al₉Nb₅ 非晶合金在 HCl 溶液中的腐蚀和电化学性能

张志英 孙磊 岳姝敏 余洪良 沈欣
(武汉理工大学材料科学与工程学院)

摘 要 通过浸泡法、动电位极化法、扫描电镜、能谱分析等研究了 Zr₅₆Cu₁₉Ni₁₁Al₉Nb₅ 非晶合金试样在不同浓度 HCl 溶液中的腐蚀和电化学性能。浸泡试验结果表明,非晶合金试样分别在 0.01、0.1 和 1 mol/L 的 HCl 溶液中浸泡 2 256 h 以及在 2 mol/L HCl 溶液中浸泡 720 h 后均未发现明显腐蚀,显示良好的耐腐蚀性。随着 HCl 溶液浓度进一步增加,非晶合金耐腐蚀性变差。在 5 mol/L HCl 溶液中浸泡 168 h 后腐蚀严重。动电位极化测试表明,随着 HCl 浓度增加,自腐蚀电位逐渐降低,从 0.402 V(vs.SCE)逐渐降低到 -0.245 V(vs.SCE),腐蚀电流密度逐渐增大,从 5.212×10^{-8} A/cm² 增加至 6.095×10^{-5} A/cm²,耐腐蚀性逐渐变差,与浸泡试验结果一致。扫描电镜、能谱分析表明腐蚀产物主要为 ZrO₂、Cu₂O 等氧化物。

关键词 非晶合金;腐蚀;电化学性能;动电位极化法
中图分类号 TG146.4⁺14;TG139⁺.8 **文献标志码** A
DOI:10.15980/j.tzzz.2021.04.004

开放科学(资源服务)标识码(OSID):



Corrosion and Electrochemical Properties of Zr₅₆Cu₁₉Ni₁₁Al₉Nb₅ Amorphous Alloy in HCl Solutions

Zhang Zhiying, Sun Lei, Yue Shumin, Yu Hongliang, Shen Xin
(School of Materials Science and Engineering, Wuhan University of Technology)

Abstract: The corrosion and electrochemical properties of Zr₅₆Cu₁₉Ni₁₁Al₉Nb₅ amorphous alloy in various HCl solutions were investigated using immersion tests, potentiodynamic polarization tests, scanning electron microscopy (SEM) and energy dispersive X-ray spectroscopy (EDS). Immersion tests reveal that absence of significant corrosion is observed after immersion in 0.01, 0.1 and 1 mol/L HCl solutions for 2 256 h and in 2 mol/L HCl solution for 720 h, presenting the acceptable corrosion resistance. The corrosion resistance is decreased with the increase of HCl concentration, and severe corrosion occurs after immersion in 5 mol/L HCl solution for 168 h. Potentiodynamic polarization tests demonstrate that the spontaneous corrosion potential E_{corr} is dropped gradually from 0.402 V (vs. SCE) to -0.245 V (vs. SCE), with the corrosion current density j_{corr} increased gradually from 5.212×10^{-8} A/cm² to 6.095×10^{-5} A/cm², showing that the corrosion resistance is gradually deteriorated, which is consistent with the result of immersion test. SEM/EDS analysis indicates that the corrosion products are mainly oxides, such as ZrO₂ and Cu₂O.

Key Words: Amorphous Alloy, Corrosion, Electrochemical Properties, Potentiodynamic Polarization Test

收稿日期:2020-10-20;**修改稿收到日期:**2020-12-20
基金项目:国家自然科学基金资助项目(51502229);武汉理工大学博士科研启动基金资助项目(471-40120189)
第一作者简介:张志英,女,1977 年出生,教授,武汉(430070),E-mail:zhiyingzhang@whut.edu.cn
引用格式:张志英,孙磊,岳姝敏,等. Zr₅₆Cu₁₉Ni₁₁Al₉Nb₅ 非晶合金在 HCl 溶液中的腐蚀和电化学性能[J].特种铸造及有色合金,2021,41(4):410-415.
ZHANG Z Y, SUN L, YUE S M, et al. Corrosion and electrochemical properties of Zr₅₆Cu₁₉Ni₁₁Al₉Nb₅ amorphous alloy in HCl solutions [J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2021, 41(4):410-415.

[2] LIN J, ZOLOTOREVSKY V, GLAZOFF M, et al. Dispersion hardenable Al-Ni-Mn casting alloys for automotive and aerospace structural components;U.S. Patent 2004/0261916[P].2004-12-30.

[3] БЕЛОВ Н А, АЛАБИН А Н. Перспективные алюминиевые сплавы[J]. Actual Conference, 2010, 65(2): 50-54.

[4] БЕЛОВ Н А, БЕЛОВ В Д, АЛАБИН А Н, et al. Refractory castable aluminium alloy; R.F. Patent 2,478,131[P]. 2013-03-27.

[5] БЕЛОВ Н А, БЕЛОВ В Д, CHEVERIKIN V V, et al. High-strength alloy on base of aluminium; R.F. Patent 2,419,663[P]. 2011-05-27.

[6] БЕЛОВ Н А, БЕЛОВ В Д, ALANIN А Н, et al. New generation of economically alloyed aluminum alloys[J]. Metallurgist, 2010, 54(5-6): 311-316.

[7] БЕЛОВ Н А, ZOLOTOREVSKIY V S, CHEVERIKIN V V. Aluminum-base material; R.F. Patent 2,288,965[P]. 2006-12-10.

[8] MONDOLFO L F. Aluminum Alloys: Structure and Properties [M]. Amsterdam: Elsevier, 2013.

[9] ZOLOTOREVSKY V S, БЕЛОВ Н А, GLAZOFF M V. Casting Aluminum Alloys[M]. Amsterdam: Elsevier, 2007.

(编辑:栗万仲)