

Er和Cr对Al-Ni-Fe合金显微组织与力学性能的影响

谭纬文^{1,2} 林冲^{1,2,3} 王彦伟^{1,2} 吕书林³ 吴树森³

(1. 武汉工程大学机电工程学院, 化工装备强化与本质安全湖北省重点实验室, 武汉 430205; 2. 武汉工程大学机电工程学院, 湖北省绿色化工装备工程技术研究中心, 武汉 430205; 3. 华中科技大学材料科学与工程学院, 材料成形与模具技术全国重点实验室, 武汉 430074)

摘要 研究了不同Er、Cr含量对Al-4Ni-0.4Fe合金显微组织与力学性能的影响。结果表明, 当Al-4Ni合金中的Fe含量由0.4%增至0.8%时, 组织中除了长针状共晶Al₉FeNi相外, 还生成了粗大初生Al₉FeNi相。单独添加Er后, 组织中析出了球状Al₉Ni₃Er相, 其主要分布在晶界附近, 促使Al₉FeNi相由长针状转变为短片状或网状。单独添加Cr后, 组织中生成了层片状的Al₉(Fe, Cr)Ni相。随着Cr含量提高, 针状Al₉(Fe, Cr)Ni相的平均长度逐渐减小, 层片状Al₉(Fe, Cr)Ni相的体积分数逐渐增加。当Er和Cr的添加量分别为0.4%与0.8%时, 对Al-4Ni-0.4Fe合金组织中的 α -Al枝晶和第二相的细化效果最好, 此时合金力学性能最优, 抗拉强度分别为143 MPa与154 MPa, 伸长率分别为15.5%与15.9%。

关键词 Al-Ni-Fe合金; 钪; 铬; 显微组织; 力学性能

中图分类号 TG146.21 **文献标志码** A **DOI**: 10.15980/j.tzzz.T20240192

Effects of Er and Cr on Microstructure and Mechanical Properties of Al-Ni-Fe Alloy

TAN Weiwen^{1,2}, LIN Chong^{1,2,3}, WANG Yanwei^{1,2}, LÜ Shulin³, WU Shusen³

(1. Hubei Provincial Key Laboratory of Chemical Equipment Intensification and Intrinsic Safety, School of Mechanical and Electrical Engineering, Wuhan Institute of Technology, Wuhan 430205; 2. Hubei Provincial Engineering Technology Research Center of Green Chemical Equipment, School of Mechanical and Electrical Engineering, Wuhan Institute of Technology, Wuhan 430205; 3. State Key Laboratory of Materials Processing and Die & Mould Technology, School of Materials Science and Engineering, Huazhong University of Science and Technology, Wuhan 430074)

Abstract: Microstructures and mechanical properties of Al-4Ni-0.4Fe alloys with different Er and Cr contents were investigated. The results indicate that with Fe content in Al-4Ni alloy rising from 0.4% to 0.8%, the coarse primary Al₉FeNi phase is formed apart from the long needle-like eutectic Al₉FeNi phase. After single Er addition, the granular Al₉Ni₃Er phase is precipitated and mainly distributed near the grain boundaries, which facilitates the morphology transformation of Al₉FeNi phase from long needle-like shape to short plate-like or network-like shape. After single Cr addition, the lamellar-like Al₉(Fe, Cr)Ni phase is generated. As Cr content increases, the average length of needle-like Al₉(Fe, Cr)Ni phase is decreased and the volume fraction of lamellar-like Al₉(Fe, Cr)Ni phase is increased. With Er and Cr content of 0.4% or 0.8%, the refinement effects on α -Al dendrites and second phase in Al-4Ni-0.4Fe alloy are optimal, achieving desirable mechanical properties, where the tensile strength reaches up to 143 MPa and 154 MPa, and elongations are 15.5% and 15.9%, respectively.

Key Words: Al-Ni-Fe Alloy, Er, Cr, Microstructure, Mechanical Properties

近年来航空与汽车工业的高速发展对铝合金的性能提出了更高要求, 传统Al-Si合金的组织在高温下会

发生粗化, 导致力学性能下降^[1-2]。Al-Ni合金以良好的铸造性能与优异的高温性能被广泛使用^[3-4], 但其较低

收稿日期: 2024-05-08; 修订日期: 2024-08-03

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(51605342); 华中科技大学材料成形与模具技术全国重点实验室开放课题基金资助项目(P2022-025); 武汉工程大学化工装备强化与本质安全湖北省重点实验室开放研究基金资助项目(2021KA04); 武汉工程大学科学研究基金资助项目(K2021016); 武汉工程大学研究生教育创新基金资助项目(CX2022089)

第一作者简介: 谭纬文, 男, 1999年出生, 硕士研究生, E-mail: 22102010026@stu.wit.edu.cn

通信作者: 林冲, 男, 1982年出生, 副教授, E-mail: chonglin@wit.edu.cn

引用格式: 谭纬文, 林冲, 王彦伟, 等. Er和Cr对Al-Ni-Fe合金显微组织与力学性能的影响[J]. 特种铸造及有色合金, 2025, 45(6): 946-954.

TAN W W, LIN C, WANG Y W, et al. Effects of Er and Cr on microstructure and mechanical properties of Al-Ni-Fe alloy[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2025, 45(6): 946-954.

的基体强度和室温力学性能限制了Al-Ni合金在工业生产中的应用,因此有必要以Al-Ni合金为基础开发新型铝合金。

Fe作为铝合金中常见的杂质,会与Al或其他元素结合生成针状富Fe相,对合金的力学性能不利。然而富Fe相有良好的耐热性,能作为强化相提高合金的高温性能^[5-7],但是需要对针状富Fe相形态加以改善,如引入外部物理场或添加中和元素^[6-7]等。在这些方法中,添加中和元素是最简单、最便利的方法。稀土元素是铝合金中常用的变质剂,有助于提高合金抗拉强度、屈服强度和耐磨损性能等。Er作为稀土元素的一种,加入到铝合金中会生成具有L12型结构的Al₃Er相^[8-9],有研究表明,Er可以细化α-Al、改变富Fe相形貌以及减小富Fe相的尺寸^[10-12]。Cr被认为是十分有效的微合金化元素,研究表明,Cr可以改变富Fe相形貌,并提高合金的多项力学性能^[13-16]。因此,本研究考察不同Er、Cr含量对Al-Ni-Fe合金显微组织与力学性能的影响,旨在为新型Al-Ni合金的开发提供参考。

1 试验材料与方法

试验所用合金的名义与实际化学成分(质量分数,下同)见表1,合金的实际成分由岛津PDA-7000型直读光谱仪测得。原材料采用纯铝(质量分数为99.9%)、Al-10Ni、Al-20Fe、Al-5Er与Al-10Cr中间合金,熔炼设备采用SG2-5-2型石墨坩埚井式电阻炉。首先将上述原材料在800℃充分熔化后,通入高纯氩气(体积分数为99.99%)旋转除气10 min,随后扒渣静置,在熔体温度为700℃时浇入已预热至200℃左右的金属型重力铸造模具中,得到直径为8 mm、标距为40 mm的标准试棒。在所得试棒上取样、镶嵌、磨抛后,使用5%的NaOH溶液腐蚀。采用Leica MC170型金相显微镜观察显微组织,采用D8 ADVANCE型X射线衍射分析仪分析物相组成,采用带能谱仪的ZEISS GeminiSEM300型扫描电镜分析显微组织。采用金相分析软件统计物相尺寸,在不同视场下拍摄10张金相

表1 合金的名义与实际化学成分

Tab.1 Nominal and actual chemical compositions of alloys %

合金	w _B				
	Ni	Fe	Er	Cr	Al
Al-4Ni	4.11	0.14	—	—	余量
Al-4Ni-0.4Fe	4.05	0.41	—	—	余量
Al-4Ni-0.8Fe	4.17	0.79	—	—	余量
Al-4Ni-0.4Fe-0.2Er	3.95	0.41	0.21	—	余量
Al-4Ni-0.4Fe-0.4Er	4.08	0.41	0.39	—	余量
Al-4Ni-0.4Fe-0.6Er	4.13	0.42	0.62	—	余量
Al-4Ni-0.4Fe-0.8Er	3.97	0.41	0.81	—	余量
Al-4Ni-0.4Fe-0.2Cr	4.06	0.39	—	0.22	余量
Al-4Ni-0.4Fe-0.4Cr	4.09	0.41	—	0.41	余量
Al-4Ni-0.4Fe-0.6Cr	4.16	0.39	—	0.63	余量
Al-4Ni-0.4Fe-0.8Cr	3.91	0.42	—	0.82	余量

图片,统计结果取平均值。在AG-IC100KN岛津万能材料试验机上进行室温拉伸试验,拉伸速率为1 mm/min,同一条件下测试3根试棒,测试结果取平均值。

2 试验结果与讨论

2.1 不同Fe含量的Al-4Ni合金的显微组织

图1为不同Fe含量的Al-4Ni合金的显微组织。从图1a中可知,不含Fe的Al-4Ni合金组织由α-Al和Al₃Ni相构成,α-Al尺寸较大。当Fe含量为0.4%时,Al₃Ni共晶组织的体积分数减少,有长针状共晶Al₉FeNi相生成,见图1b。当Fe含量增至0.8%时,组织中还生成了粗大板条状初生相,见图1c。表2为图1中各标记点的EDS分析结果。根据EDS分析结果,图1b中A点处长针状相与图1c中C点处长针状相及D点处板条状相的元素组成相似。图2为Al-Fe-Ni三元合金相图富铝端与Al-Fe-Ni三元合金在4%Ni时的变温截面^[17]。由图2可知,Al-4Ni-0.4Fe合金凝固过程中首先析出初生α-Al相;随后发生二元共晶转变:L→α-Al+Al₉FeNi,最后发生三元共晶转变:L→α-Al+Al₉FeNi+Al₃Ni。Al-4Ni-0.8Fe合金凝固过程中则是首先析出初生Al₉FeNi相,随后发生二元共晶转变:L→α-Al+Al₉FeNi,最后发生三元共晶转变:L→α-Al+Al₉FeNi+Al₃Ni。因此,可以确定Al-4Ni-(0.4,0.8)Fe

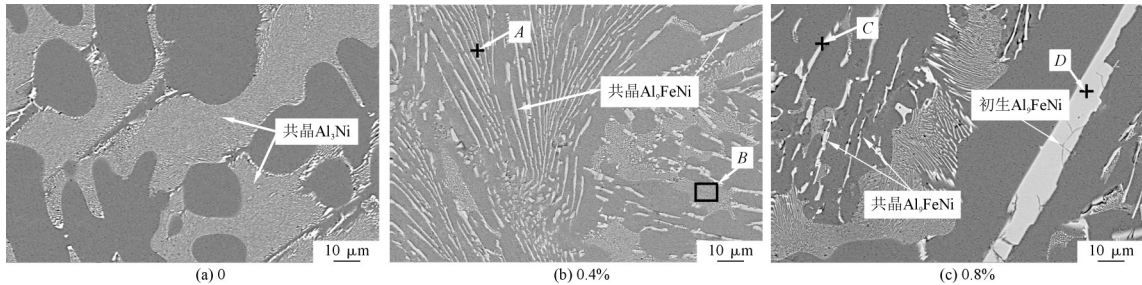


图1 不同Fe含量Al-4Ni合金的显微组织

Fig.1 Microstructures of Al-4Ni alloys with different Fe contents

表2 图1中各标记点的EDS分析结果

Tab.2 EDS analysis results of marked points in Fig.1 %

取点位置	x_B		
	Al	Ni	Fe
A	81.99	15.10	2.91
B	96.48	3.52	—
C	84.13	13.68	2.19
D	79.78	12.92	7.30

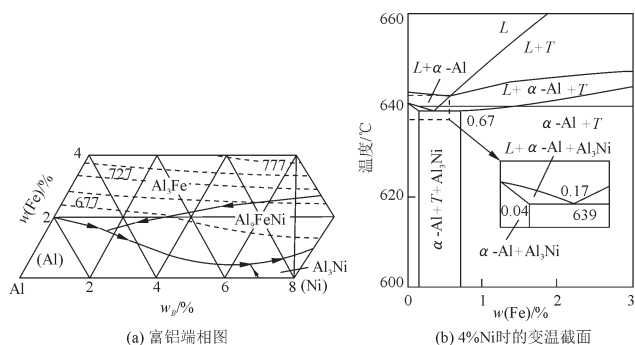


图2 Al-Fe-Ni三元合金相图富铝端和4%Ni时的变温截面^[17]
Fig.2 Al-Fe-Ni alloy phase diagram on Al-rich side and poikilothermal section of Al-Fe-Ni with 4% Ni^[17]

合金中的长针状相为共晶 Al_3FeNi 相,而 Al-4Ni-0.8Fe 合金中的粗大板条状相为初生 Al_3FeNi 相^[18]。图3为

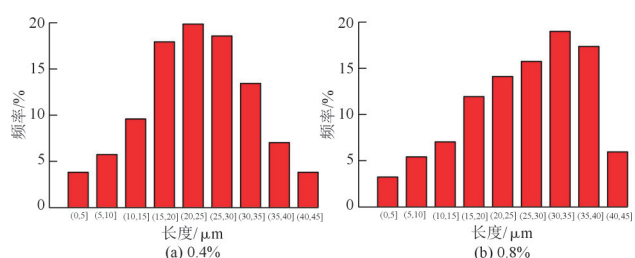


图3 不同Fe含量合金中共晶 Al_3FeNi 相的长度分布图
Fig.3 Length distribution of eutectic Al_3FeNi phase in Al-4Ni alloys with different Fe contents

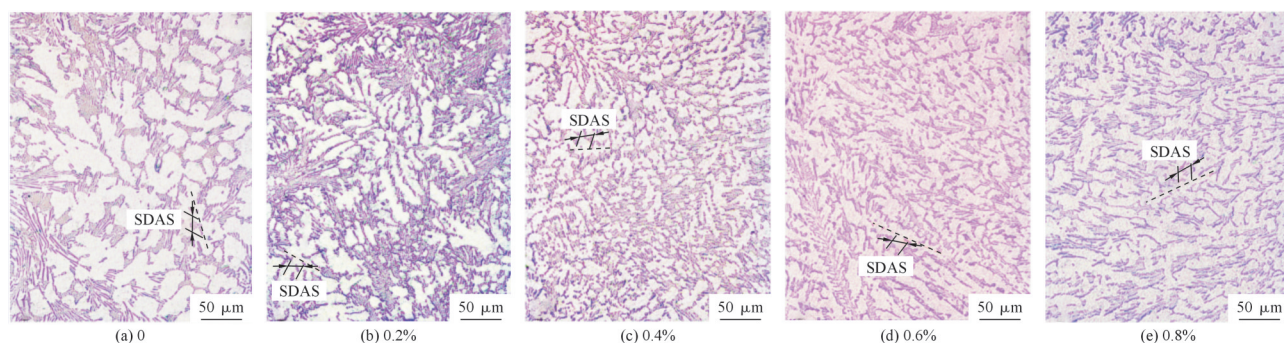


图4 不同Er含量的Al-4Ni-0.4Fe合金的显微组织

Fig.4 Microstructure of Al-4Ni-0.4Fe alloys with different Er contents

图6为不同Er含量Al-4Ni-0.4Fe合金中共晶 Al_3FeNi 相的长度尺寸分布。可以看出,针状共晶 Al_3FeNi 相的平均长度在Er含量为0.4%时达到最小值,为 $17.39 \mu m$ 。当Er含量增加至0.6%和0.8%时,共晶 Al_3FeNi 相的平均长度没有进一步减小,反而开

Al-4Ni-0.4Fe 与 Al-4Ni-0.8Fe 合金中针状共晶 Al_3FeNi 相的长度分布图。可以看出,当Fe含量为0.4%时,共晶 Al_3FeNi 相的平均长度为 $26.24 \mu m$,Fe含量为0.8%时,其平均长度为 $34.17 \mu m$ 。这是因为在凝固过程中,Al-4Ni-0.8Fe合金比Al-4Ni-0.4Fe合金发生二元共晶转变时的起始温度要高一些,见图2b。因此,从Al-4Ni-0.8Fe合金液相中所析出的两相共晶组织($Al+Al_3FeNi$)的生长温度区间比Al-4Ni-0.4Fe合金更大,在冷却速率相同的情况下,两相共晶组织中的针状共晶 Al_3FeNi 相的长度也就更大一些。然而,两种合金发生三元共晶转变 $L \rightarrow \alpha-Al+Al_3FeNi+Al_3Ni$ 的起始温度差别不大,因而两种合金液在凝固后期所生成的三相共晶组织($Al+Al_3FeNi+Al_3Ni$)中的针状共晶 Al_3FeNi 相尺寸差别不大。因此,凝固完毕后,Al-4Ni-0.8Fe合金中的针状共晶 Al_3FeNi 相比Al-4Ni-0.4Fe合金中的平均长度更长。

2.2 不同Er含量的Al-4Ni-0.4Fe合金显微组织

图4和图5为不同Er含量的Al-4Ni-0.4Fe合金的显微组织和XRD图谱。Er加入Al-4Ni-0.4Fe合金后,合金组织由 $\alpha-Al$ 、 Al_3Ni 和 Al_3FeNi 相组成。从图4可以看出,Er的加入使 $\alpha-Al$ 得到细化,Er含量为0.4%时细化效果最好, $\alpha-Al$ 二次枝晶臂间距(SDAS)由不含Er时的 $36.70 \mu m$ 减小到0.4%Er时的 $24.20 \mu m$ 。继续增加Er含量,合金组织没有进一步细化。因此,在Al-4Ni-0.4Fe合金中添加0.4%的Er对 $\alpha-Al$ 有最好的细化效果。由于合金凝固时的溶质再分配,Er会富集在固液界面的液相前沿,引起成分过冷,使得 $\alpha-Al$ 枝晶分支加快,从而达到了细化 $\alpha-Al$ 的效果^[19]。

始增加。这主要是因为当Er含量为0.6%和0.8%时, $\alpha-Al$ 二次枝晶臂间距略有增加,见图4。由于共晶 Al_3FeNi 相在初生 $\alpha-Al$ 之后析出并且主要分布在 $\alpha-Al$ 枝晶间,因此 $\alpha-Al$ 二次枝晶臂间距的增加为共晶 Al_3FeNi 相提供了更大的生长空间。

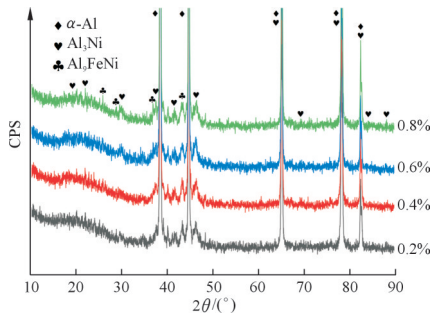


图5 不同Er含量的Al-4Ni-0.4Fe合金XRD图谱

Fig.5 XRD patterns of Al-4Ni-0.4Fe alloys with different Er contents

图7为Al-4Ni-0.4Fe-0.4Er合金SEM与面扫描照片,图8为不同Er含量的Al-4Ni-0.4Fe合金高倍显微组织,表3为图7b中各标记点的EDS分析结果。从图7中可见,在 α -Al晶界与 Al_9FeNi 相的附近分布有白色球状金属间化合物,见点E、F处。根据表3,白色金属间化合物可能为 $\text{Al}_9\text{Ni}_3\text{Er}$,其Ni、Er摩尔比为3:1,这与GLADYSHEVSKII R E等^[20]的结果一致。从EDS面

扫描可以看出,Er在点E、F处富集,但由于含量较少,因此在XRD图谱中没有显示。另外,除了点G处针状 Al_9FeNi 相外,图7中还有H点处的短片状相以及I点处的网状相。根据EDS分析结果,点G、H、I处的金属间化合物的Fe、Ni摩尔比分别为0.18、0.19与0.25,并且点G、H的组成十分接近,因此可以认为H点处短片状相同样是 Al_9FeNi ,而网状相可能是含有不同Fe、Ni摩尔比的共晶 Al_9FeNi 相,因为XRD中只显示有一种 AlFeNi 相,即 Al_9FeNi 相。点H、I处没有检测到Er,而面扫描显示这两点附近分布有Er,因此H、I两点处的短片状与网状 Al_9FeNi 的形态变换可能与Er相关。由于Er的电负性大于Fe,容易吸附及与Fe原子相互作用^[11]。此外,在凝固过程的末期,Er原子可能在富铁相界面处偏析,从而阻止富铁相的择优取向生长^[10]。以上原因促使针状共晶 Al_9FeNi 相的形貌发生了变化,这可以从图8中得到证实,即可以观察到在 Al_9FeNi 相的周围分布有较多 $\text{Al}_9\text{Ni}_3\text{Er}$ 相。

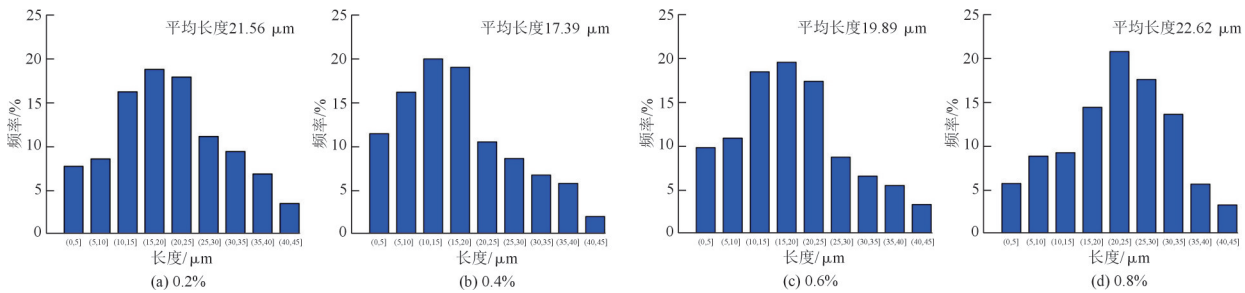


图6 不同Er含量Al-4Ni-0.4Fe合金中共晶 Al_9FeNi 相的长度分布

Fig.6 Length distribution of eutectic Al_9FeNi phase in Al-4Ni-0.4Fe alloys with different Er contents

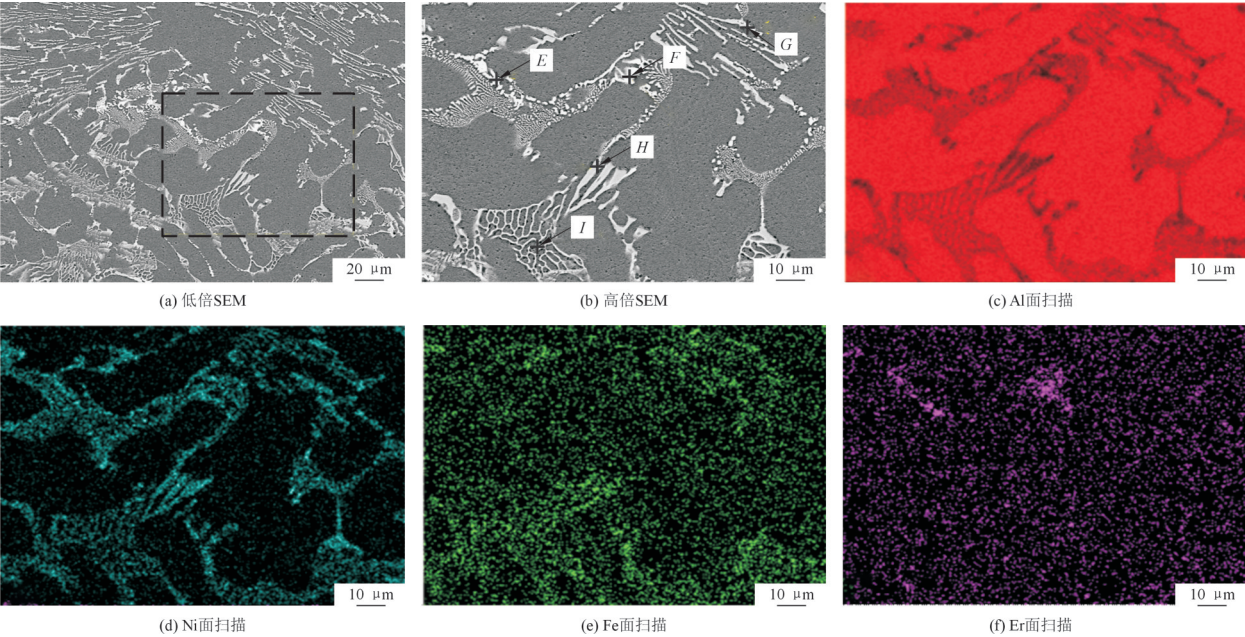


图7 Al-4Ni-0.4Fe-0.4Er合金SEM照片和元素面扫描分析

Fig.7 SEM images and EDS mapping of Al-4Ni-0.4Fe-0.4Er alloy

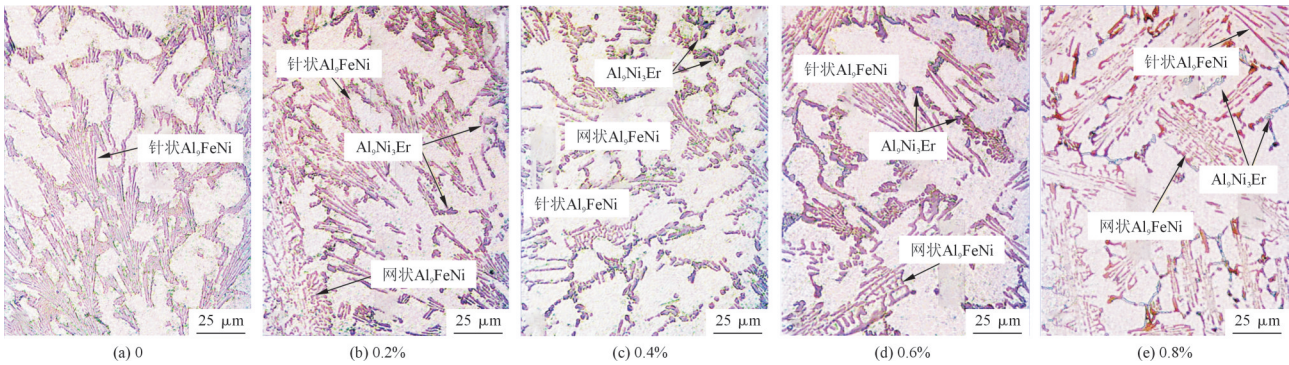


图8 不同Er含量的Al-4Ni-0.4Fe合金高倍显微组织

Fig.8 High magnification microstructure of as-cast Al-4Ni-0.4Fe alloys with different Er contents

表3 图7b中各标记点的EDS分析结果

Tab.3 EDS analysis results of marked points in Fig.7b %

点	x_B			
	Al	Ni	Fe	Er
E	88.51	8.58	—	2.91
F	73.96	19.50	—	6.54
G	82.18	15.06	2.76	—
H	79.61	17.20	3.19	—
I	97.92	1.67	0.42	—

2.3 不同Cr含量的Al-4Ni-0.4Fe合金显微组织

图9为不同Cr含量的Al-4Ni-0.4Fe合金的显微组

织,图10为不同Cr含量的Al-4Ni-0.4Fe合金XRD图谱。根据XRD图谱,合金组织主要由 α -Al、共晶 Al_3Ni 和共晶 Al_9FeNi 相组成。从图9可以看出,随着Cr含量增加, α -Al枝晶的二次枝晶臂间距减小,当Cr含量为0.8%时,二次枝晶臂间距达到最小值为 $16.70\mu m$ 。与含Er合金相比,Cr对Al-4Ni-0.4Fe合金组织的细化效果更加显著。由于Cr在凝固过程中会富集于固液界面,引起成分过冷,这导致 α -Al枝晶分支加快,二次枝晶臂间距减小^[21-22]。

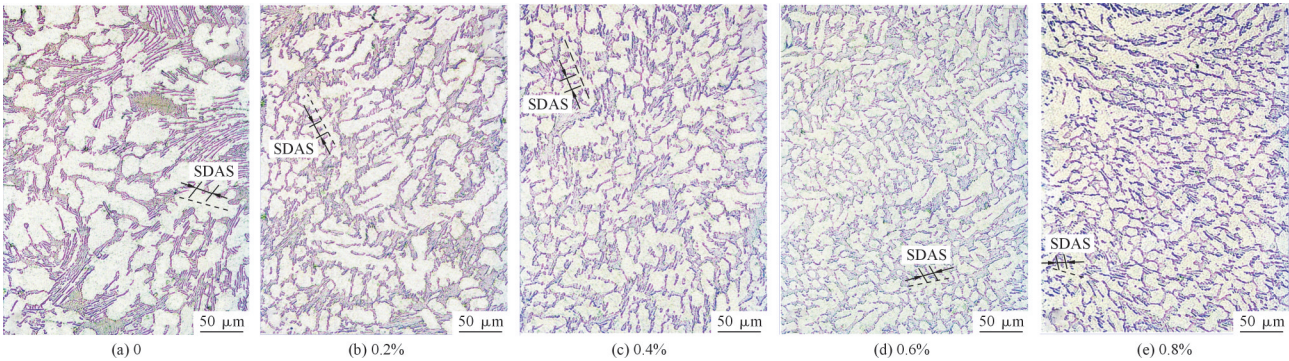


图9 不同Cr含量的Al-4Ni-0.4Fe合金的显微组织

Fig.9 Microstructure of Al-4Ni-0.4Fe alloys with different Cr contents

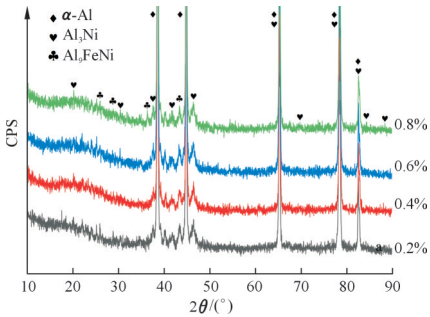


图10 不同Cr含量的Al-4Ni-0.4Fe合金XRD图谱

Fig.10 XRD patterns of Al-4Ni-0.4Fe alloys with different Cr contents

图11为不同Cr含量Al-4Ni-0.4Fe合金中共晶 Al_9FeNi 相的长度分布图。可以看出,当Cr含量为

0.8%时,共晶 Al_9FeNi 相的平均长度最小,为 $13.15\mu m$ 。图12为Al-4Ni-0.4Fe-0.8Cr合金的SEM与面扫描照片,表4为图12b中各标记点的EDS分析结果。从表4中可知,Cr在基体与金属间化合物中均有分布,Cr在 Al_9FeNi 相中的固溶导致了Fe原子扩散速率下降^[23],使得Fe原子堆砌在 Al_9FeNi 相表面的几率减小,最终抑制了共晶 Al_9FeNi 相的生长。另外,从图12中可以同时观察到点J、K处的层片状 Al_9FeNi 与点M的针状 Al_9FeNi 相,其中M点的 Al_9FeNi 相彼此相互连接形成了封闭的网状结构。根据EDS分析结果,点J、K、L的Fe、Ni摩尔比分别为0.39、0.41与0.28,这意味着层片状 Al_9FeNi 相的Fe、Ni摩尔比要高于针状 Al_9FeNi 相。由于 Al_9FeNi 相中的Fe原子易被其他过

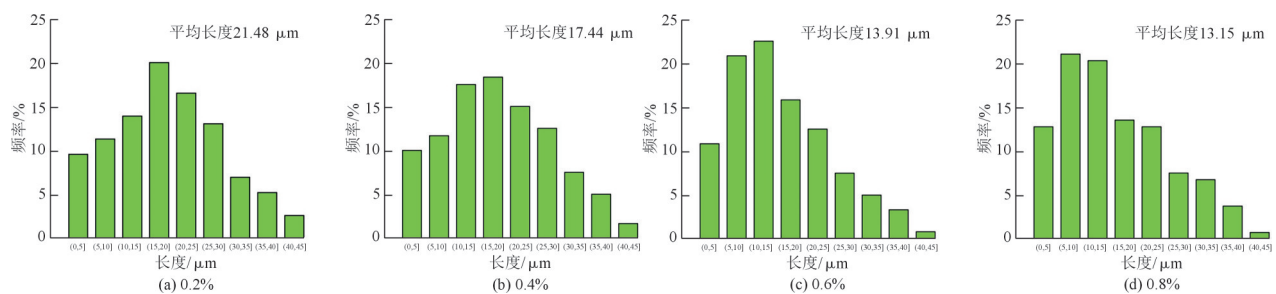


图 11 不同 Cr 含量 Al-4Ni-0.4Fe 合金中共晶 Al_5FeNi 相的长度分布图

Fig.11 Length distribution of eutectic Al_5FeNi phase in Al-4Ni-0.4Fe alloys with different Cr contents

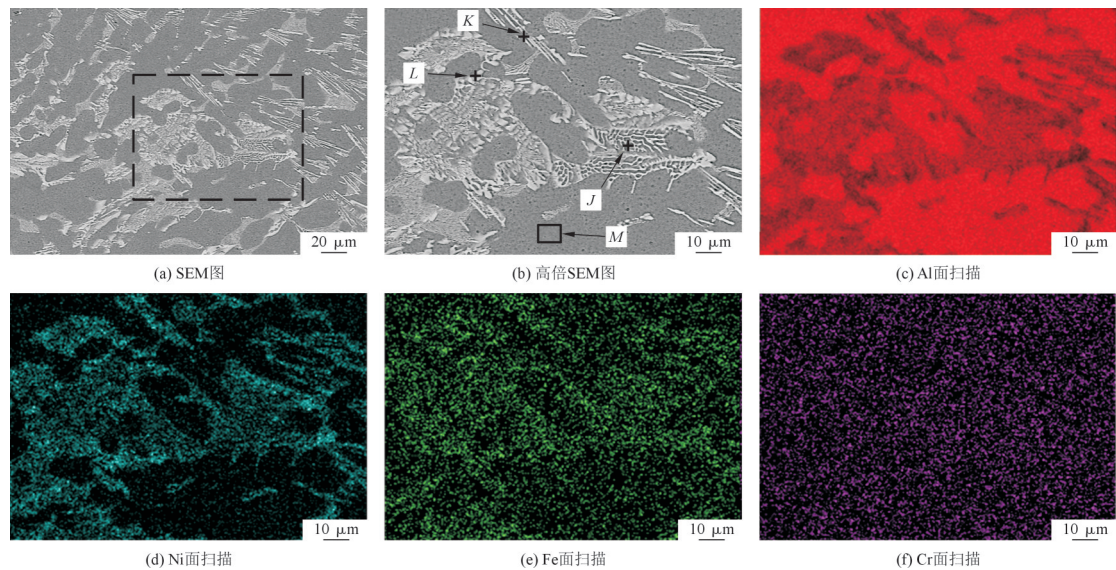


图 12 Al-4Ni-0.4Fe-0.8Cr 合金 SEM 和面扫描图

Fig.12 SEM images and EDS mapping of Al-4Ni-0.4Fe-0.8Cr alloy

表 4 图 12b 中各标记点的 EDS 分析结果

Tab.4 EDS analysis results of marked points in Fig.12b %

取点位置	x_B			
	Al	Ni	Fe	Cr
J	95.51	3.22	0.67	0.60
K	95.46	3.21	0.73	0.60
L	89.63	8.10	1.47	0.80
M	99.38	—	—	0.62

过渡族金属原子置换,如在含 Mn、Cr 的 Al-Si 合金中,

Al_5FeSi 相中的 Fe 原子会被 Mn、Cr 原子置换,片状 Al_5FeSi 相转变为汉字状的 $\text{Al}_5(\text{Fe}, \text{Mn}, \text{Cr})\text{Si}$ 相^[24]。类似的, Mn 可以使 Al_5FeNi 转变为 $\text{Al}_5(\text{Mn}, \text{Ni})_2$ 。因此, Cr 可以置换 Al_5FeNi 相中的 Fe 原子从而形成 $\text{Al}_5(\text{Fe}, \text{Cr})\text{Ni}$ ^[22]。当 (Fe, Cr)、Ni 摩尔比大于某个值时,由针状变到层片状的形态转变就会发生,这可以从图 13 中看出,即随着 Cr 含量增加,层片状 $\text{Al}_5(\text{Fe}, \text{Cr})\text{Ni}$ 相的体积分数也随之增加。

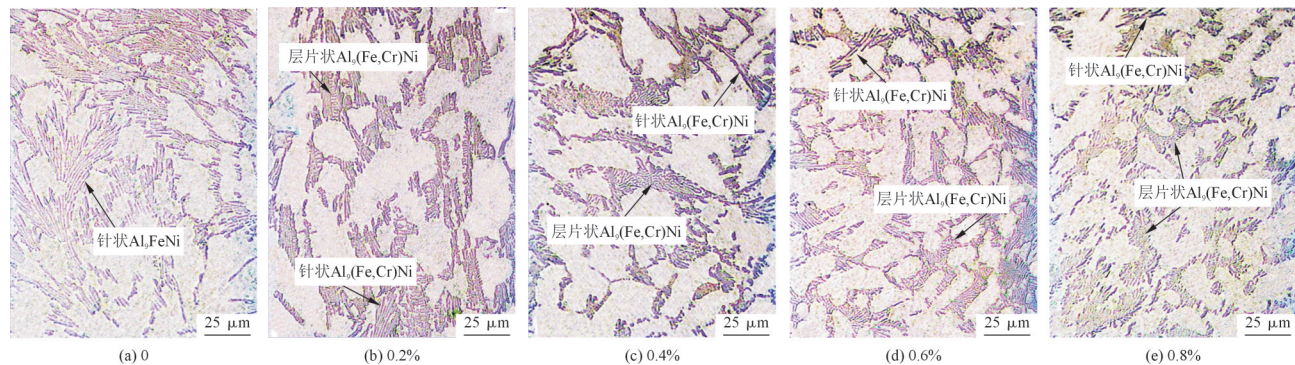


图 13 不同 Cr 含量的 Al-4Ni-0.4Fe 合金高倍显微组织

Fig.13 High magnification microstructure of as-cast Al-4Ni-0.4Fe alloys with different Cr contents

2.4 力学性能

图14为不同Fe、Er、Cr含量合金的应力-应变曲线及对应的力学性能,图15为不同Fe、Er、Cr含量合金的高倍SEM图。从图14可以看出,Al-4Ni- x Fe合金在Fe含量为0.4%时抗拉强度达到最大值126 MPa,比不含Fe的Al-4Ni合金提高了10.5%,伸长率则由33.5%持续下降到13.9%。图15a与图15b可知,当Fe含量为0.4%时,共晶 Al_9FeNi 相的长度相对较小,大部分针状

Al_9FeNi 的长度为20~30 μm ,此时的共晶 Al_9FeNi 相可以作为强化相提升合金的抗拉强度^[25]。当Fe含量增至0.8%时,组织中生成了粗大 Al_9FeNi 相,这种粗大 Al_9FeNi 相边缘尖锐,容易引起基体的局部应力集中,对力学性能不利。由于 α -Al基体与 Al_3Ni 的显微硬度分别为1.45 GPa和5.95 GPa,而 Al_9FeNi 室温下的显微硬度为7.71 GPa,远高于前两者^[26], Al_9FeNi 作为硬脆相将不利于合金的延展性,因而伸长率随着Fe含量增加而持续下降。

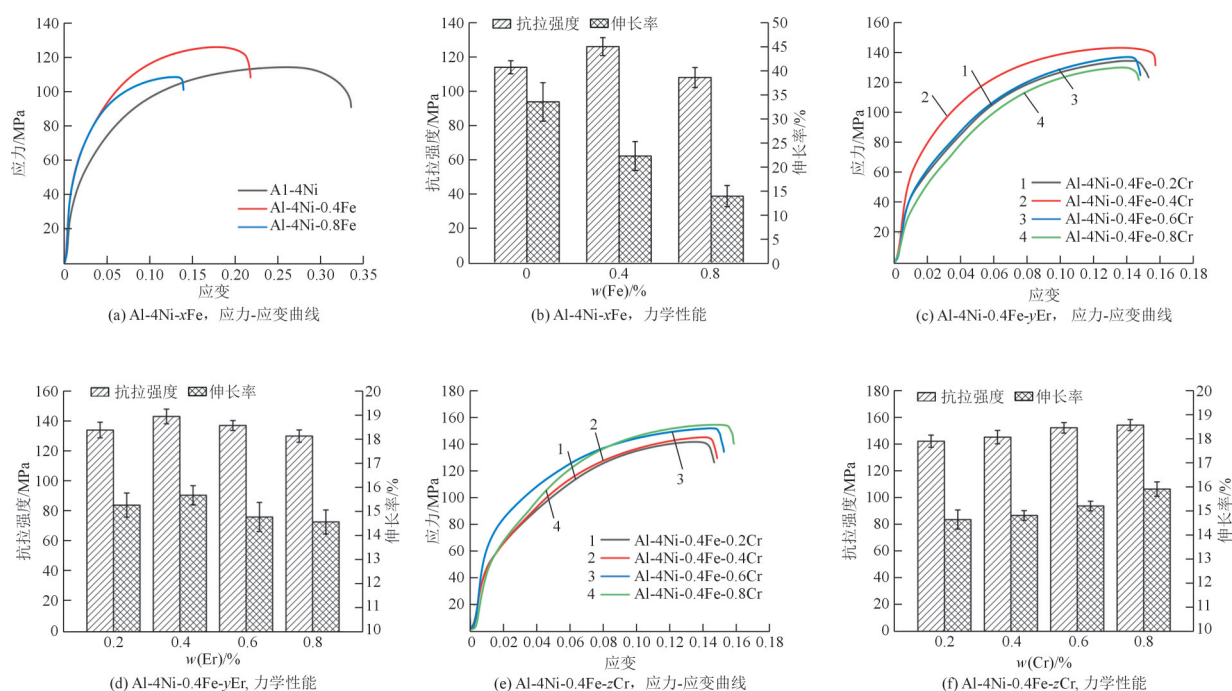


图14 不同Fe、Er、Cr含量合金的应力-应变曲线和力学性能

Fig.14 Stress-strain curves and mechanical properties of Al-4Ni alloys with different Fe, Er and Cr contents

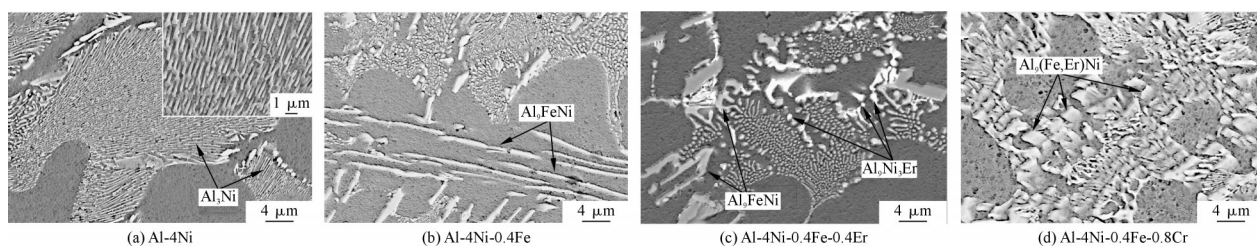


图15 不同Fe、Er、Cr含量合金的高倍SEM照片

Fig.15 High magnification SEM images of alloys with different Fe, Er and Cr contents

随着Er含量增加,Al-4Ni-0.4Fe- y Er合金($y=0.2, 0.4, 0.6, 0.8$,质量分数,%)的力学性能先增大后减小,抗拉强度与伸长率在Er含量为0.4%时达到最大值,分别为143 MPa和15.5%,抗拉强度比不含Er的合金提高了13.5%。由于Er的加入细化了 α -Al枝晶臂与共晶 Al_9FeNi 相,有利于提高力学性能。另一方面,含Er合金中析出了 $\text{Al}_9\text{Ni}_3\text{Er}$ 相,从图7a中可以看出,球状 $\text{Al}_9\text{Ni}_3\text{Er}$ 相主要分布在初生 α -Al晶粒与($\text{Al}+\text{Al}_3\text{Ni}$)共晶团的交界处。由于室温下Er在Al中的溶解度极低

($<0.05\%$)^[27],故 $\text{Al}_9\text{Ni}_3\text{Er}$ 相有可能是在 $L \rightarrow \alpha\text{-Al} + \text{Al}_9\text{FeNi} + \text{Al}_3\text{Ni}$ 的共晶凝固过程中,不断向残余液相排出溶质,从而在最后的残余液相中形成的,因而其主要分布在晶界附近,见图15c。这种近球状的金属间化合物阻碍了晶界与位错的迁移,使得合金的力学性能提高。Er含量继续增大至0.6%与0.8%时,更多的 $\text{Al}_9\text{Ni}_3\text{Er}$ 相析出在晶界附近,见图8d和图8e,含Er金属间化合物的数量增加将不可避免地导致力学性能下降。

Al-4Ni-0.4Fe- z Cr合金($z=0.2, 0.4, 0.6, 0.8$, 质量分数, %)的力学性能随着Cr含量的增加而增大, 当Cr含量为0.8%时, 抗拉强度达到最大值为154 MPa, 比不含Cr的合金提高了22.2%, 伸长率为15.9%。由于Cr的加入显著细化了合金组织, 起到了细晶强化的效果, 这有助于提升合金的力学性能。另外, Cr加入后生成了层片状 $\text{Al}_9(\text{Fe}, \text{Cr})\text{Ni}$ (见图15d), 其具有更紧凑的微观结构且互相联结, 与棒状 Al_3Ni 相一起协同作用, 增加了合金内部位错移动的阻力, 有利于提升合金的力学性能。

3 结 论

(1) Fe加入Al-4Ni合金后, 组织中生成了针状 Al_9FeNi 相, Fe含量增至0.8%时, 组织中还生成了板条状初生 Al_9FeNi 相。抗拉强度在Fe含量为0.4%时达到最大值, 为126 MPa, 比Al-4Ni合金提高了10.5%, 伸长率则随着Fe含量增加持续下降。

(2) Er在Al-4Ni-0.4Fe合金中主要以 $\text{Al}_9\text{Ni}_3\text{Er}$ 相形式存在, 分布在晶界附近, 这种近球状 $\text{Al}_9\text{Ni}_3\text{Er}$ 相促使 Al_9FeNi 由针状转变为短片状或网状。Er含量为0.4%时对组织的细化效果最好, 此时针状 Al_9FeNi 相的平均长度与 α -Al二次枝晶臂间距分别为17.39 μm 和24.20 μm 。

(3) Cr加入Al-4Ni-0.4Fe合金后促使部分针状 Al_9FeNi 转变为层片状 $\text{Al}_9(\text{Fe}, \text{Cr})\text{Ni}$, 随着Cr含量增加, 针状 Al_9FeNi 相的平均长度减小, 层片状 $\text{Al}_9(\text{Fe}, \text{Cr})\text{Ni}$ 的体积分数增加。当Cr含量为0.8%时, 针状 Al_9FeNi 相的平均长度与 α -Al二次枝晶臂间距达到最小值, 分别为13.15 μm 和16.70 μm 。

(4) 随着Er含量增加, Al-4Ni-0.4Fe- y Er合金的力学性能先增大后减小, 抗拉强度与伸长率在Er含量为0.4%时达到最大值, 分别为143 MPa和15.5%。Al-4Ni-0.4Fe- z Cr合金的力学性能随着Cr含量的增加而增大, 当Cr含量为0.8%时, 抗拉强度与伸长率达到最大值, 分别为154 MPa和15.9%。

参 考 文 献

- [1] ZAMANI M, MORINI L, CESCHINI L, et al. The role of transition metal additions on the ambient and elevated temperature properties of Al-Si alloys[J]. *Materials Science and Engineering*, 2017, A693: 42-50.
- [2] HERNANDEZ-SANDOVAL J, GARZA-ELIZONDO G H, SAMUEL A M, et al. The ambient and high temperature deformation behavior of Al-Si-Cu-Mg alloy with minor Ti, Zr, Ni additions[J]. *Materials & Design*, 2014, 58: 89-101.
- [3] SANKANIT P, UTHAISANGSUK V, PANDEE P. Tensile properties of hypoeutectic Al-Ni alloys: Experiments and FE simulations[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2021, 889: 161 664.
- [4] SUWANPREECHA C, PANDEE P, PATAKHAM U, et al. New generation of eutectic Al-Ni casting alloys for elevated temperature services[J]. *Materials Science and Engineering*, 2018, A709: 46-54.
- [5] WANG E R, HUI X D, WANG S S, et al. Improved mechanical properties in cast Al-Si alloys by combined alloying of Fe and Cu[J]. *Materials Science and Engineering*, 2010, A527 (29-30): 7 878-7 884.
- [6] LIN C, WU S S, LÜ S L, et al. Effects of high pressure rheo-squeeze casting on Fe-containing intermetallic compounds and mechanical properties of Al-17Si-2Fe-(0, 0.8) V alloys[J]. *Materials Science and Engineering*, 2018, A713: 105-111.
- [7] LIN C, CHEN H X, ZENG L, et al. Microstructures and properties of v-modified a380 aluminum alloy produced by high pressure rheo-squeeze casting with compound field treatment[J]. *Metals*, 2021, 11(4): 587-593.
- [8] DING W W, ZHAO X Y, CHEN T L, et al. Effect of rare earth Y and Al-Ti-B master alloy on the microstructure and mechanical properties of 6063 aluminum alloy[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2020, 830: 154 685.
- [9] KARNESKY R A, DUNAND D C, SEIDMAN D N. Evolution of nanoscale precipitates in Al microalloyed with Sc and Er[J]. *Acta Materialia*, 2009, 57(14): 4 022-4 031.
- [10] LIANG Y H, SHI Z M, LI G W, et al. Effects of Er addition on the crystallization characteristic and microstructure of Al-2Fe cast alloy[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, 781: 235-244.
- [11] GAO Z H, LI H Y, LAI Y Q, et al. Effects of minor Zr and Er on microstructure and mechanical properties of pure aluminum[J]. *Materials Science and Engineering*, 2013, A580: 92-98.
- [12] COLOMBO M, GARIBOLDIE, MORRI A. Er addition to Al-Si-Mg-based casting alloy: Effects on microstructure, room and high temperature mechanical properties[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2017, 708: 1 234-1 244.
- [13] PANDEY P, KASHYAP S, TIWARY C S, et al. Development of high-strength high-temperature cast Al-Ni-Cr alloys through evolution of a novel composite eutectic structure[J]. *Metallurgical and Materials Transactions*, 2017, A48: 5 940-5 950.
- [14] ARANDA V A, FIGUEROA I A, GONZÁLEZ G, et al. Effect of small additions of Cr, Ti, and Mn on the microstructure and hardness of Al-Si-Fe-X alloys[J]. *Metals*, 2019, 9(2): 136-142.
- [15] PRACH O, TRUDONOSHYN O, RANDELZHOFFER P, et al. Effect of Zr, Cr and Sc on the Al-Mg-Si-Mn high-pressure die casting alloys[J]. *Materials Science and Engineering*, 2019, A759: 603-612.
- [16] YANG Y, ZHONG S Y, CHEN Z, et al. Effect of Cr content and heat-treatment on the high temperature strength of eutectic Al-Si alloys[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2015, 647: 63-69.
- [17] BELOV N A, ESKIN D, AKSENOV A N. *Multicomponent Phase Diagrams: Applications for Commercial Aluminum Alloys* [M]. Amsterdam: Elsevier, 2005.
- [18] BELOV N A, ALABIN A N. Assessment of the Al-Ni-Mn-Fe-Si-Zr phase diagram for new generation heat resistant casting aluminum alloys[A]// *Proceedings of the 13th International Conference on Aluminum Alloys* [C]. Pittsburgh, Pennsylvania, USA: Springer International Publishing, 2016: 123-128.
- [19] 权北北. 非热处理强化压铸Al-Ce-Mg合金的微观组织与性能研究[D]. 上海: 上海交通大学, 2020.