

Mn 元素及超声处理对 Al-4Ni-0.6Fe 合金 组织与性能的影响

林冲¹, 王彦伟¹, 李建宇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, 湖北武汉, 430205; 2 湖南大学, 整车先进设计制造技术全国重点实验室, 湖南长沙, 410082; 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, 湖北武汉, 430074)

*通讯作者: 林冲, 男, 副教授, 博士。E-mail: chonglin@wit.edu.cn

摘 要: 本文研究了不同 Mn 元素添加量以及超声处理对 Al-4Ni-0.6Fe 合金组织和力学性能的影响。研究发现, 在无超声处理时, 合金中加入 0.3%Mn (Mn/Fe=0.5) 后组织中的一部分板条状初生 Al₉FeNi 相转变为不规则块状初生 Al₉(Fe,Mn)Ni 相。随着 Mn 含量增至 0.6% (Mn/Fe=1), 不规则块状初生 Al₉(Fe,Mn)Ni 相增多, 板条状初生 Al₉FeNi 相几乎完全消失, 且合金力学性能达到最佳。超声处理后合金中相的组成不变, 初生 α -Al 晶粒变为蔷薇状; T5 热处理促使少量的 Mn 溶于基体。经超声处理的 Al-4Ni-0.6Fe-0.6Mn 合金在 T5 热处理后力学性能达到最好, 其抗拉强度、屈服强度、伸长率分别为 161MPa、73MPa、10.8%。

关键词: Al-Ni-Fe 合金; Mn 元素; 超声振动; 组织; 力学性能

Effects of Mn Element and Ultrasonic Vibration on Microstructure and Properties of Al-4Ni-0.6Fe Alloy

*Lin Chong¹, Wang Yan-wei², Li Jian-yu¹, Lü Shu-lin³, and Wu Shu-sen³

(1. Hubei Provincial Key Laboratory of Chemical Equipment Intensification and Intrinsic Safety, School of Mechanical and Electrical Engineering, Wuhan Institute of Technology, Wuhan, 430205, China; 2. State Key Laboratory of Advanced Design and Manufacturing Technology for Vehicle, Hunan University, Changsha, 410082, China; 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, China)

Abstract: The effects of different Mn additions and ultrasonic treatment on the microstructure and mechanical properties of Al-4Ni-0.6Fe alloy were investigated. It is found that after the addition of 0.3%Mn (Mn/Fe=0.5) to the alloy without ultrasonic treatment, a certain amount of plate-like Al₉FeNi phase is transformed into irregular polygon-like Al₉(Fe,Mn)Ni phase. As Mn content increases to 0.6% (Mn/Fe=1), the amount of primary Al₉(Fe,Mn)Ni phase is increased, the plate-like primary Al₉FeNi phase almost disappeared, and the mechanical properties of the alloy reached the maximum value. After ultrasonic treatment, the phase composition of the alloy remains unchanged, and the shape of primary α -Al grain becomes rose-like. A small amount of Mn is dissolved in the matrix after T5 heat treatment. The mechanical properties of ultrasonic treated Al-4Ni-0.6Fe-0.6Mn alloy after T5 heat treatment are the best, and its tensile strength, yield strength and elongation are 161MPa, 73MPa and 10.8%, respectively.

Keywords: Al-Ni-Fe alloy; Mn element; Ultrasonic vibration; Microstructure; Mechanical properties

1 前言

Al-Ni 合金具有良好的铸造性能以及优异的高温性能, 但其较低的基体强度和力学性能却限制了其在工业上的应用。国内外有很多关于 Al-Ni 合金的研究, 主要是通过施加超重力场和快速凝固等方法来进一步提高其

性能^[1,2]与此同时, 在合金熔炼过程中用到一些铁制工具, 由于温度过高不可避免会有 Fe 原子进入铝合金熔液中。Fe 在铝合金中是一种常见的杂质元素, 其在铝合金中会生成针状的富 Fe 相对合金基体有严重的割裂作用, 从而危害合金的室温力学性能。

然而有研究表明在铝合金中加入少量的 Fe 元素可以提高合金的高温力学性能^[3]。如果可以采取改善富铁相形貌，不仅可以极大减小其对室温性能的不利影响，还可以充分利用富 Fe 相耐高温的优点，以此提高铝合金的 Fe 含量容许上限值，促进含铁废铝的再生使用。在合金凝固过程中施加超声振动处理是一种绿色环保、工序简单的工艺，能细化合金组织。Mn 元素是一种中和元素，可以改变 Al-Si、Al-Cu 合金中富铁相的形态^[4,5]，但是关于 Mn 对以及超声处理 Al-Ni 合金中富铁相影响的报道还比较少见。

本文研究了 Mn 元素单独作用，以及 Mn 元素和超声处理联合作用对 Al-4Ni-0.6Fe 合金组织和力学性能的影响，并讨论了其作用机理。

2 试验过程

原材料采用 Al-10Ni(质量分数，下同)、纯铝(99.9%)、Al-10Mn 中间合金、Fe 屑配置不同 Mn/Fe 比值的 Al-Ni 合金。其合金的名义化学成分见表 1。

表 1 合金名义化学成分表 (wt.%)

Tab.1 Nominal chemical composition of alloys (wt.%)

合金编号	Ni	Fe	Mn	Al
Al-4Ni-0.6Fe	4.1	0.61	0	余量
Al-4Ni-0.6Fe-0.3Mn	3.9	0.59	0.31	余量
Al-4Ni-0.6Fe-0.45Mn	4.2	0.6	0.46	余量
Al-4Ni-0.6Fe-0.6Mn	4.1	0.61	0.59	余量

熔炼设备采用带温控器的 SG2-5-2 型石墨坩埚井式电阻炉，首先将电阻炉升温至 600℃，加入配置好的合金原料，然后电阻炉继续升温至 800℃并保温至合金原料完全融化，随后降温至 750℃，通入 99.999%高纯度氩气旋转除气 10min，扒渣并静置。在溶体温度为 700℃左右时，浇入提前准备好的预热温度为 200℃左右的金属型中，制得直径为φ8mm 的标准拉伸试棒。在试棒上取样、镶嵌、磨光、抛光后采用体积分数为 5%的 NaOH 溶液腐蚀，通过 LaicaMC170 型金相显微镜观察合金的金相组织。采用 D8 ADVANCE 型 X 射线衍射分析仪分析合金的物相组成。使用带能谱仪的 ZEISS GeminiSEM300 型场发射扫描电镜分析合金组织。采用本课题组设计的定量金相分析软件，对不同合金成分下的析出相晶粒尺寸进行分析；采用 T5 热处理工艺 (400℃×24h 固溶处理，75℃水淬，试棒随炉升温) 对试棒进行热处理；在 AG-IG100KN 万能材料试验机上进行室温拉伸试验，拉伸速率为 1mm/min,相同

条件下需测试 3 根试棒，取平均值。

3 试验结果及分析

3.1 Al-4Ni-0.6Fe 合金的铸态显微组织

图 1 所示为铸态 Al-4Ni-0.6Fe 合金的 SEM 照片，其组织由板条状初生 Al₉FeNi 相，纤维状共晶 Al₃Ni 相，以及长针状共晶 Al₉FeNi 相构成。图 2 所示为 Al-Fe-Ni 三元相图在 4%Ni 时的变温截面^[6]。由图 2 可知，Al-4Ni-0.6Fe 合金凝固过程中首先析出初生 Al₉FeNi 相，随后发生二元共晶转变： $L \rightarrow \alpha(\text{Al}) + \text{Al}_9\text{FeNi}$ ，最后发生三元共晶转变： $L \rightarrow \alpha(\text{Al}) + \text{Al}_9\text{FeNi} + \text{Al}_3\text{Ni}$ 。因此，可以确定 Al-4Ni-0.6Fe 合金中的粗大板条状相为初生 Al₉FeNi 相，长针状相为共晶 Al₉FeNi 相。表 2 所示为图 1 中各标记点的 EDS 分析结果。根据 EDS 分析结果，A 点所示为板条状相为初生 Al₉FeNi 相；B 点所示为共晶 Al₃Ni 相，以纤维状形貌均匀分布；C 点所示为长针状共晶 Al₉FeNi 相。

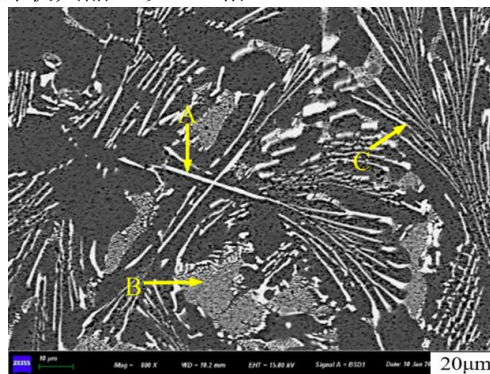


图 1 Al-4Ni-0.6Fe 合金 SEM 照片

Fig. 1 SEM image of Al-4Ni-0.6Fe alloy

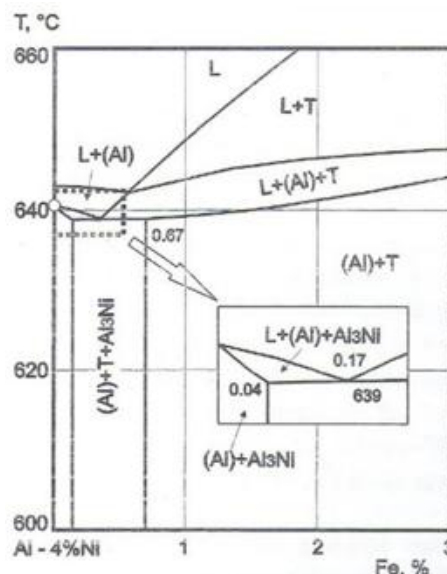


图 2 Al-Fe-Ni 三元相图在 4%Ni 时的变温截面^[6] (T 为 Al₉FeNi)

Fig 2 Polythermal section of Al-Fe-Ni phase diagram at 4% Ni, T denotes Al₉FeNi

表 2 图 1 中各标记点的 EDS 分析结果 (at.%)

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

Point	Al	Ni	Fe
A	83.86	11.23	4.91
B	94.20	5.80	0
C	86.36	12.39	1.25

3.2 Al-4Ni-0.6Fe-zMn 合金的铸态显微组织

3.2.1 无超声处理合金铸态显微组织

图 3 所示为 Al-4Ni-0.6Fe-zMn 合金铸态显微组织金相照片, 图 4 所示为 Al-4Ni-0.6Fe-zMn 合金的 XRD 图谱。根据 XRD 图谱, 合金中添加 Mn 后生成了 $\text{Al}_9(\text{Fe,Mn})\text{Ni}$ 相, 组织中包含 $\alpha\text{-Al}$ 、 Al_3Ni 、 Al_9FeNi 、 $\text{Al}_9(\text{Fe,Mn})\text{Ni}$ 相。从图 3(b)中可以看到, 当 Mn 含量为 0.3%、Mn/Fe 比为 1:2 时, 板条状初生 Al_9FeNi 相的数量开始减少, 平均长度也开始减小, 开始有一部分不规则块状相出现。继续增大 Mn 含量至 0.45% 时, 板条状初生 Al_9FeNi 相的数量继续减少, 不规则块状相数量继续增加, 当 Mn 含量为 0.6% 时, 此时 Mn/Fe 比为 1:1, 组织中的板条状初生 Al_9FeNi 相基本消失, 取而代之的是零散分布的不规则块状相, 即 Mn 添加量为 0.6% 最为合适。长针状共晶 Al_9FeNi 相的形态没有明显改变。

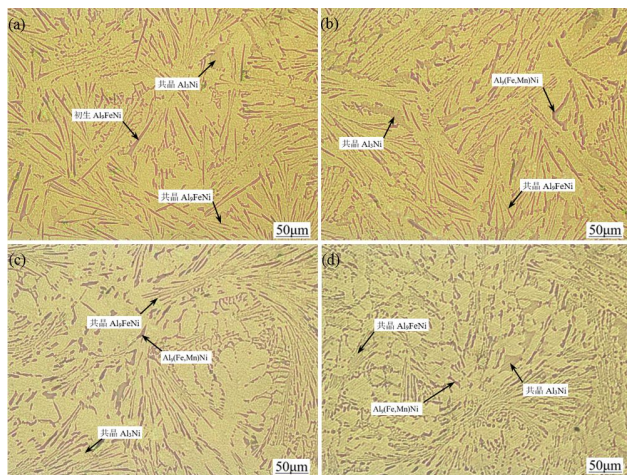


图 3 Al-4Ni-0.6Fe-zMn 合金的显微组织金相照片:(a) 0 Mn, (b) 0.3% Mn, (c) 0.45% Mn, (d) 0.6% Mn

Fig. 3 Optical micrographs of Al-4Ni-0.6Fe-zMn alloys:(a) 0 Mn, (b) 0.3% Mn, (c) 0.45% Mn, (d) 0.6% Mn

图 5 所示为 Al-4Ni-0.6Fe-0.6Mn 合金 SEM 照片, 表 3 所示为图 5(d)中各标记点的 EDS 分析结果。A、B、C 点所示不规则块状相, 比较这两种不规则块状相的元素组成发现它们的元素比例十分接近, 因此 A、B、C 点所示的不规则块状相应是同一种金属间化合物。

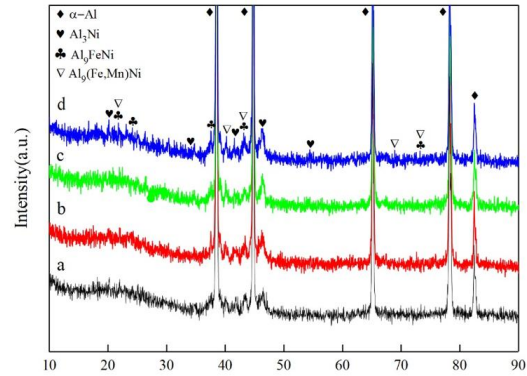


图 4 Al-4Ni-0.6Fe-zMn 合金的 XRD 图谱: (a) 0 Mn, (b) 0.3% Mn, (c) 0.45% Mn, (d) 0.6% Mn

Fig. 4 XRD spectrum of Al-4Ni-0.6Fe-zMn alloys: (a) 0 Mn, (b) 0.3% Mn, (c) 0.45% Mn, (d) 0.6% Mn

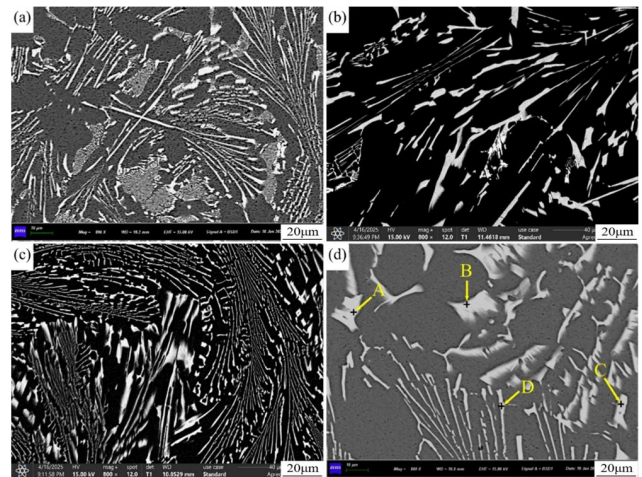


图 5 Al-4Ni-0.6Fe-zMn 合金 SEM 照片

(a) 0 Mn, (b) 0.3% Mn, (c) 0.45% Mn, (d) 0.6% Mn

Fig. 5 SEM image of Al-4Ni-0.6Fe-zMn alloy (a) 0 Mn, (b) 0.3% Mn, (c) 0.45% Mn, (d) 0.6% Mn

图 6(a)所示为 Al-Ni-Mn-Fe 四元合金在 Mn 含量为 1% 时的液相线投影图, 图 6(b)所示为 630°C、Ni 含量为 4% 时 Al-Ni-Mn-Fe 四元合金的等温截面图 [7], 从图 6(a)中可以得出, 当 Mn 含量为 1% 时, 只有 Fe 含量在 1% 以上时才会析出 $\text{Al}_6(\text{Fe,Mn})$ 相, 而从图 6(b)中可知 Mn 含量小于 1% 时, Al-Ni-Mn-Fe 合金中只析出 Al_9FeNi 相。结合 XRD 图谱结果, 可以认为这种不规则块状相是 $\text{Al}_9(\text{Fe,Mn})\text{Ni}$ 相, 金属间化合物往往在接近于其化学计量比的成分范围形成, 因此其化学计量比有时会背离化合价的规律 [8]。至于生成 $\text{Al}_9(\text{Fe,Mn})\text{Ni}$ 相的原因, 这是因为 Al_9FeNi 相是单斜晶结构 (空间群 $\text{P}2_1/\text{c}$, 22 个原子/晶胞, 晶格常数 $a=0.8673\text{nm}$, $b=0.9000\text{nm}$, $c=0.8591\text{nm}$, $\beta=83.504^\circ$) [9], 其作为金属间化合物的同时也能被视作一种固溶体, 其它元素在 Al_9FeNi 相中存在一定固溶度, 而 Fe 原子的位置易被其它过渡族金属原子置换, 例如 Al-Si 合金中 Mn、Cr 原子会固溶进 Al_5FeSi 相中, 使其转变为 $\text{Al}_5(\text{Fe,Mn,Cr})\text{Si}$ 相, Mn

作为与 Fe 毗邻的过渡族金属,很有可能通过置换原子的方式与初生 Al_9FeNi 结合生成了 $\text{Al}_9(\text{Fe,Mn})\text{Ni}$ 相^[10], 这种结合导致初生 Al_9FeNi 相中溶入了一部分 Mn 原子,使初生 Al_9FeNi 相由板条状向块状转变。D 点所示的共晶 Al_9FeNi 相,其中也固溶有一部分 Mn 元素。同时 A、B、C 三点所示的块状 $\text{Al}_9(\text{Fe,Mn})\text{Ni}$ 相中的 Fe、Mn 总量要高于 D 点所示针状 Al_9FeNi 相,这也说明了 Mn 的加入是改变针状富 Fe 相的直接因素, Mn 置换了 Al_9FeNi 相中 Fe 原子的位置,将板条状初生 Al_9FeNi 相变为了不规则块状 $\text{Al}_9(\text{Fe,Mn})\text{Ni}$ 相。

表 3 图 5(d)中各标记点的 EDS 分析结果 (at.%)

Tab. 3 EDS analysis results of marked points in Fig. 5(d) (at.%)

Point	Al	Ni	Fe	Mn
A	81.56	14.83	2.54	1.07
B	87.66	9.90	1.72	0.72
C	82.08	14.53	2.44	0.95
D	88.70	9.43	1.10	0.77

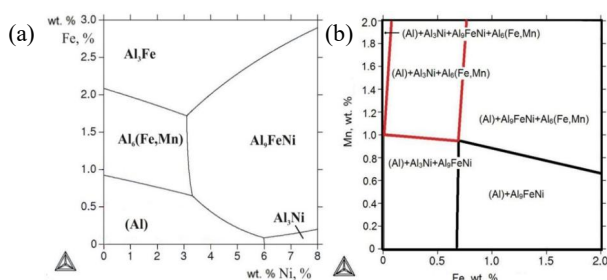


图 6 (a) Al-Ni-Mn-Fe 合金液相线投影图 (b) Al-Ni-Mn-Fe 合金在 Ni 含量为 4%、温度为 630℃时的等温截面图^[7]

Fig. 6 (a) Liquidus projections of Al-Ni-Mn-Fe alloy, (b) Isothermal of Al-Ni-Mn-Fe alloy

图 7 所示为 Al-4Ni-0.6Fe-0.6Mn 合金组织面扫描照片,可以看出 Mn 在组织各处均有分布,并且在富铁相对应的区域有富集,这说明 Mn 对于板条状初生 Al_9FeNi 相向块状 $\text{Al}_9(\text{Fe,Mn})\text{Ni}$ 相的转变有直接影响。

3.2.2 超声处理合金铸态显微组织

图 8 和图 9 分别为超声处理 Al-4Ni-0.6Fe-zMn 合金的铸态显微组织金相照片以及 XRD 图谱,表 4 为超声处理后 Al-4Ni-0.6Fe-zMn 合金初生富铁相长度变化表。从图 9 可以看出,超声处理后合金的物相组成并未发生改变。从图 8 可以看出超声振动后,组织中的 $\alpha\text{-Al}$ 明显球化,由原来的树枝晶状转变为球状或枝晶状。与铸态下相比,超声振动后, $\alpha\text{-Al}$ 的分布更加均匀,平均尺寸减小。与此同时,从表 4 可以得出初生 Al_9FeNi 相的形貌由长针状转变为短棒状或短条状,平均尺寸减小,不规则块状 $\text{Al}_9(\text{Fe,Mn})\text{Ni}$ 相的尺寸也有了明显的减小。组织中能观察到蔷薇状的 $\alpha\text{-Al}$ 团簇,是由于超声起振温度

与 $\alpha\text{-Al}$ 析出温度有重叠,此时的晶核还未生长就已重熔,晶粒尺寸偏大,同时削弱了枝晶的破碎程度^[11]。经超声处理后的不规则块状 $\text{Al}_9(\text{Fe,Mn})\text{Ni}$ 相尺寸更小,这可能是因为超声振动产生的声流效应,使 Mn 元素在熔体中的分布更加均匀^[12],能与更多的初生 Al_9FeNi 相结合,因为初生 Al_9FeNi 相的结晶温度高于其它第二相, Mn 元素会先一步与初生 Al_9FeNi 相结合,故而 Mn 的加入只能改变大部分的板条状初生 Al_9FeNi 形貌,而针状共晶 Al_9FeNi 相并不会受到明显影响。

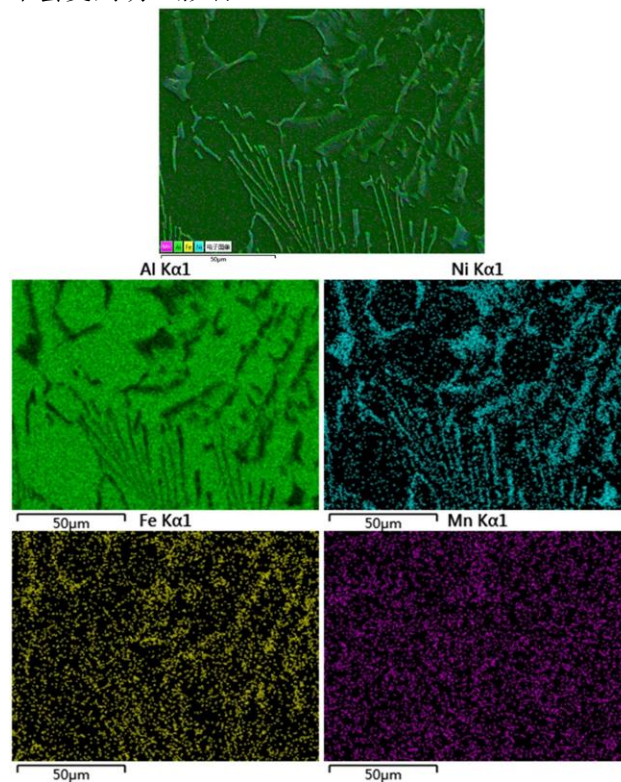


图 7 Al-4Ni-0.6Fe-0.6Mn 合金面扫描照片

Fig. 7 EDS map scanning images of Al-4Ni-0.6Fe-0.6Mn alloy

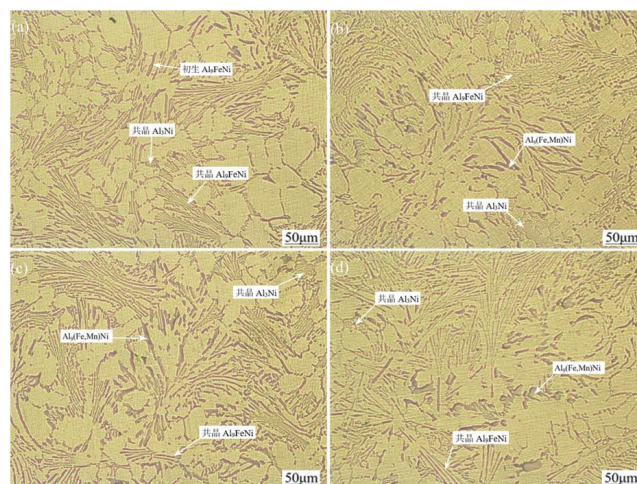


图 8 超声处理 Al-4Ni-0.6Fe-zMn 合金的显微组织金相照片:
(a) 0 Mn, (b) 0.3% Mn, (c) 0.45% Mn, (d) 0.6% Mn

Fig. 8 Optical micrographs of Al-4Ni-0.6Fe-zMn alloys with ultrasonic vibration:

(a) 0 Mn, (b) 0.3% Mn, (c) 0.45% Mn, (d) 0.6% Mn

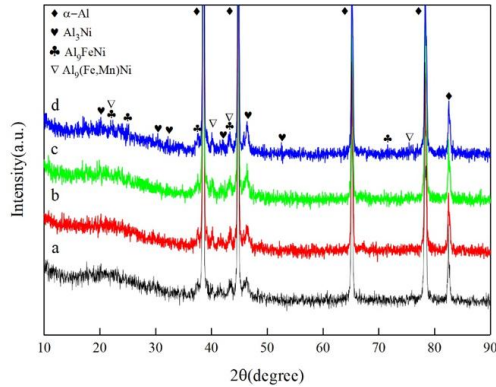


图 9 超声处理 Al-4Ni-0.6Fe-zMn 合金的 XRD 图谱: (a) 0% Mn, (b) 0.3% Mn, (c) 0.45% Mn, (d) 0.6% Mn

Fig. 9 XRD spectrum of Al-4Ni-0.6Fe-zMn alloys with ultrasonic vibration: (a) 0% Mn, (b) 0.3% Mn, (c) 0.45% Mn, (d) 0.6% Mn

表 4 超声处理 Al-4Ni-0.6Fe-zMn 合金初生富铁相长度变化表

Tab. 4 Length distribution of primary iron-rich phase in Al-4Ni-0.6Fe-zMn alloy after ultrasonic vibration (μm)

物相	无超声	超声
Al ₉ FeNi	98±5	41±4
Al ₉ (Fe,Mn)Ni	88±6	31±6

图 10 所示为超声处理后 Al-4Ni-0.6Fe-0.6Mn 合金 SEM 照片,表 5 所示为图 10(d)中各标记点的 EDS 分析结果。A、B、C 三点所示均为由初生 Al₉FeNi 相转变而成的 Al₉(Fe,Mn)Ni 相, D 所示为共晶 Al₉FeNi 相。超声处理后,组织中各种二次相的元素组成及比例没有发生变化,且超声的加入并不能影响 Mn 元素的添加量,这是由于合金中的初生 Al₉FeNi 相通过置换原子的方式与 Mn 结合生成了不规则块状 Al₉(Fe,Mn)Ni 相,当 Mn/Fe=1 时,合金中的初生 Al₉FeNi 几乎完全转化为不规则块状 Al₉(Fe,Mn)Ni 相,超声处理带来的作用更多的是细化了初生 Al₉(Fe,Mn)Ni 相的尺寸。

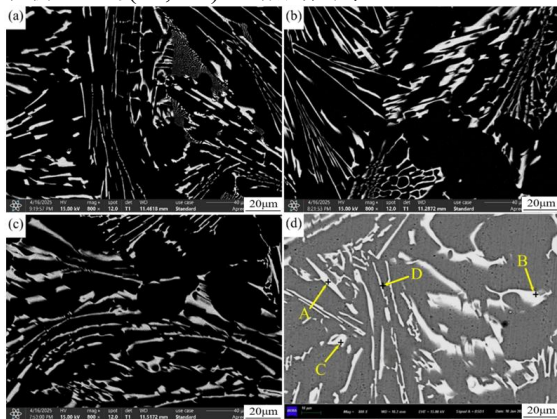


图 10 超声处理 Al-4Ni-0.6Fe-zMn 合金 SEM 照片
(a) 0 Mn, (b) 0.3% Mn, (c) 0.45% Mn, (d) 0.6% Mn

Fig. 10 SEM image of Al-4Ni-0.6Fe-zMn alloy with ultrasonic vibration

(a) 0 Mn, (b) 0.3% Mn, (c) 0.45% Mn, (d) 0.6% Mn

表 5 图 10(d)中各标记点的 EDS 分析结果 (at.%)

Tab. 5 EDS analysis results of marked points in Fig. 10 (d)(at.%)

Point	Al	Ni	Fe	Mn
A	80.89	15.27	2.70	1.14
B	81.67	14.56	2.53	1.24
C	86.54	10.16	2.35	0.95
D	84.30	13.97	1.02	0.71

3.3 热处理态 Al-4Ni-0.6Fe-zMn 合金的显微组织

图 11(a) 所示 a 为无超声处理的 Al-4Ni-0.6Fe-0.6Mn 合金热处理后的 SEM 照片,图 11(b)所示为超声处理 Al-4Ni-0.6Fe-0.6Mn 合金热处理后的 SEM 照片,从图中可以看出热处理后部分 Al₉(Fe,Mn)Ni 相的边角处发生了钝化,总的来说 400°C×24h 的热处理没有改变 Al₉(Fe,Mn)Ni 相的形貌与尺寸,说明 Al₉(Fe,Mn)Ni 相有较好的高温稳定性。超声处理后初生 Al₉(Fe,Mn)Ni 相尺寸总体上比无超声处理前要小,虽然能观察到部分尺寸较大的 Al₉(Fe,Mn)Ni 相,但是平均尺寸也比无超声处理前要小。且经过超声处理后的 Al₉(Fe,Mn)Ni 相形貌变得更加不规则,当 Mn 含量为 0.6%、Mn/Fe 比为 1:1 时,组织中的板条状初生富 Fe 相大部分转变为汉字状或不规则块状。表 6 所示为图 11(a)中各标记点的 EDS 分析结果,表 7 所示为图 11(b)中各标记点的 EDS 分析结果,对比热处理前的 EDS 结果,可以发现热处理后不规则块状 Al₉(Fe,Mn)Ni 相与针状共晶 Al₉FeNi 相中的 Mn 有所减少,这是因为在 400°C×24h 的热处理过程中,Mn 元素因为扩散作用固溶入 α-Al 基体中导致。

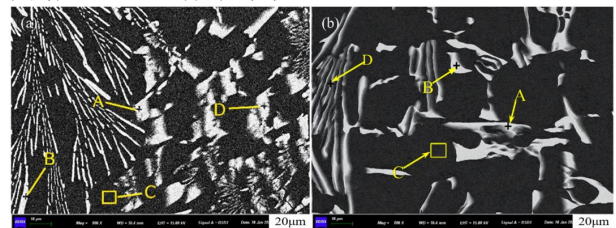


图 11 Al-4Ni-0.6Fe-0.6Mn 合金 SEM 照片

(a) T5 热处理+无超声处理 (b) T5 热处理+超声处理

Fig. 11 SEM image of Al-4Ni-0.6Fe-0.6Mn alloy (a) T5 Heat treatment + no ultrasonic treatment (b) T5 Heat treatment + ultrasonic treatment

表 6 图 11(a)中各标记点的 EDS 分析结果 (at.%)

Tab. 6 EDS analysis results of marked points in Fig. 11(a) (at.%)

Point	Al	Ni	Fe	Mn
A	80.69	15.57	2.66	1.08
B	79.78	17.90	0.93	1.39
C	99.35	0.35	0	0.30
D	81.20	16.22	1.45	1.13

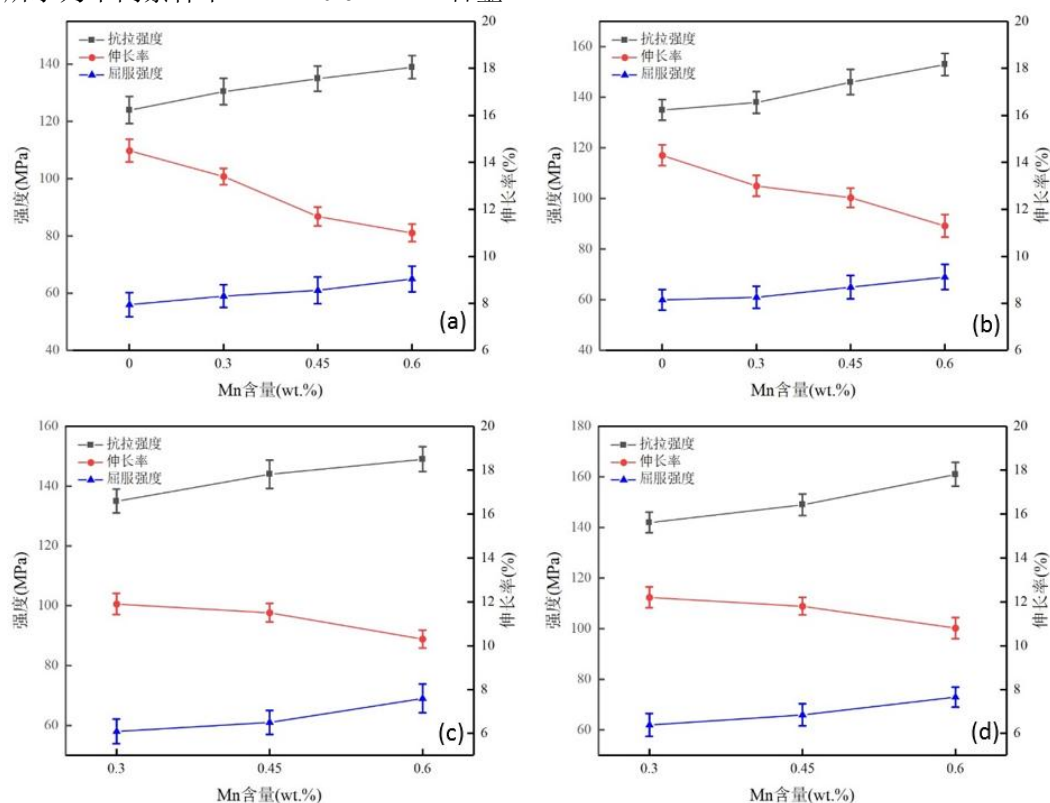
表 7 图 11(b)中各标记点的 EDS 分析结果 (at.%)

Tab. 7 EDS analysis results of marked points in Fig. 11(b) (at.%)

Point	Al	Ni	Fe	Mn
A	89.42	8.31	1.57	0.70
B	81.76	15.10	2.12	1.02
C	99.70	0	0	0.30
D	80.72	15.81	2.11	1.36

3.4 力学性能

图 13 所示为不同条件下 Al-4Ni-0.6Fe-zMn 合金



(a) 铸态+无超声处理 (b) 铸态+超声处理 (c) 热处理+无超声处理 (d) 热处理+超声处理

图 13 不同条件下 Al-4Ni-0.6Fe-zMn 合金力学性能曲线图

Fig. 13 Mechanical properties of Al-4Ni-0.6Fe-zMn alloys under different conditions: (a) Cast without ultrasonic treatment (b) Ultrasonic treatment in cast form (c) heat treatment without ultrasonic treatment (d) Ultrasonic heat treatment

无超声 Al-4Ni-0.6Fe-0.6Mn 合金热处理后的最大抗拉强度、屈服强度分别为 149MPa 和 69MPa, 与无超声铸态合金相比分别提升了 7.1% 和 6.2%, 伸长率从 11.9% 下降到 10.3%。超声 Al-4Ni-0.6Fe-0.6Mn 合金热处理后的最大抗拉强度、屈服强度分别为 161MPa 和 73MPa, 比无热处理合金分别提升了 5.2% 和 5.7%, 伸长率由 12.2% 持续下降到 10.8%。

合金力学性能提升的原因有两个方面。一方面, 由于 Mn 元素的加入改变了初生富铁相的形貌, 使其由粗大板条状转变为不规则块状, 减小了富铁相对集体的割裂作用, 提高了基体强度^[13]。另一方面, 超声处理后合金组织晶粒细化, 超声处理的声流效

力学性能曲线图。从图 13 可以看出, 在不同条件下随着 Mn 含量的增加, 合金的抗拉强度和屈服强度也逐渐增大, 且在 Mn 含量为 0.6% 时达到最大值。其中无超声处理下铸态 Al-4Ni-0.6Fe-0.6Mn 合金的最大抗拉强度和屈服强度分别为 139MPa 和 65MPa, 与 Al-4Ni-0.6Fe 合金相比分别提升了 11.2% 和 14%, 伸长率则从 14.5% 持续下降到 11%。在超声处理下, 铸态 Al-4Ni-0.6Fe-0.6Mn 合金的最大抗拉强度与屈服强度分别为 153MPa 和 69MPa, 与无超声处理时相比分别提升了 10% 和 6.1%, 伸长率由原来的 14.3% 下降到 11.3%。

应与空化效应使得组织中的初生相尺寸减小, 包括初生 Al₉FeNi 相、Al₉(Fe,Mn)Ni 相以及初生 α -Al 相, 这些初生相尺寸的减小能提升力学性能, 而金属间化合物含量的增加则会导致伸长率小幅度下降。此外, 热处理后一部分 Mn 固溶于 α -Al 基体中, 起到了固溶强化的效果。

4 结论

(1) 随着 Mn 含量增加, Al-4Ni-0.6Fe-zMn 合金中板条状初生 Al₉FeNi 相数量逐渐减小, 不规则块状相数量逐渐增加, 在 Mn 含量为 0.6 即 Mn/Fe 比为 1:1 时, 初生 Al₉FeNi 相几乎消失不见。Mn 的加入促使板条状初生 Al₉FeNi 转变为不规则块状

Al₉(Fe,Mn)Ni 相。Al-4Ni-0.6Fe-zMn 合金的力学性能在 Mn 含量为 0.6% 时达到最大, 抗拉强度和屈服强度分别为 139MPa 和 65MPa。

(2) 经超声处理后, Al-4Ni-0.6Fe-zMn 合金中的板条状 Al₉FeNi 相的尺寸由 $98 \pm 5 \mu\text{m}$ 减小到 $41 \pm 4 \mu\text{m}$, 不规则块状 Al₉(Fe,Mn)Ni 相的尺寸由 $88 \pm 6 \mu\text{m}$ 减小到 $31 \pm 6 \mu\text{m}$, 不规则块状 Al₉(Fe,Mn)Ni 相的数量有增加的趋势, 在组织中分布更加均匀。超声处理后的 Al-4Ni-0.6Fe-zMn 合金力学性能随着 Mn 含量增大而增大, 抗拉强度与屈服强度分别为 153MPa 和 69MPa, 比无超声处理 Al-4Ni-0.6Fe-zMn 合金分别提升了 10% 和 6.1%。

(3) Al-4Ni-0.6Fe-zMn 合金热处理后, 组织中各相并未发生明显的形貌变化, 部分 Al₉(Fe,Mn)Ni 相的边角处发生了钝化, 热处理后合金的力学性能有所提高, 抗拉强度、屈服强度与铸态相比分别提高了 7.1% 和 6.2%, 而超声处理 Al-4Ni-0.6Fe-zMn 合金热处理后的抗拉强度、屈服强度相比未热处理的合金又提高了 5.2% 和 5.7%。

参考文献:

- [1] 毕江, 刘雷, 张东生, 等. 铸造、快凝及增材耐热铝合金的研究进展[J]. 中国有色金属学报, 2023, 33(04): 969-996.
- [2] 胡志奎. Sc、Zr 含量对超重力场凝固 Al-Ni-Co 合金显微结构与力学性能的影响[D]. 武汉: 武汉科技大学, 2022.
- [3] 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 (04): 406-410.
- [4] 王家伟, 席赞, 王连超, 等. Mn 和 B 对 Al-Si 合金中 Fe 相组织的影响[J]. 安徽工程大学学报, 2024, 39(04): 43-51.
- [5] Shuancheng MENG, Li YANG, Minqiang GAO. Role of Sr and Mn alloying on microstructure and enhanced comprehensive performance in as-cast Al-Si-Fe-Mg-Cu alloy [J/OL]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 1-23[2024-10-31].
- [6] Belov N A, Eskin D G, Aksenov A A. Multicomponent phase diagrams: applications for commercial aluminum alloys[M]. Elsevier, 2005.
- [7] 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[C] ICAA13 Pittsburgh: Proceedings of the 13th International Conference on Aluminum Alloys. Springer International Publishing, 2016: 123-128.
- [8] 康慧君. 定向凝固 Al-Mn-(Be)合金先结晶相生长行为及力学性能[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2013.
- [9] Feng W, Baiqing X, Yongang Z, et al. Microstructural characterization of an Al-Cu-Mg alloy containing Fe and Ni[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2009, 487(1-2): 445-449.
- [10] CREPEAU P N. Effect of iron in Al-Si casting alloys: A critical review [J]. AFS Transactions, 1995, 103: 361-366.
- [11] 潘飞. 超声施振温度对真空差压铸造铝合金微观组织和机械性能的影响[D]. 南昌: 南昌航空大学, 2016.
- [12] 林冲, 吴树森, 吕书林, 等. 超声对 Al-14Si-xFe-yMn 合金富 Fe 相和性能的影响[J]. 特种铸造及有色合金, 2018, 38(01): 105-109.
- [13] 文申柳, 李林鑫, 陈显均. Mn, Fe 质量比对 Al-15Si-3Fe 合金组织与性能影响[J]. 特种铸造及有色合金, 2014 (12): 1319-1322.