

高强 Al-Ni 系铸造铝合金的挤压铸造及强化机制

陈大辉^{1,2}, 陈 铮¹, 朱秀荣², 吴岳壹², 郭智敏², 施虹霞²

(1. 西北工业大学 凝固技术国家重点实验室, 陕西 西安 710072)

(2. 中国兵器科学研究院宁波分院, 浙江 宁波 315103)

摘 要: 为了开发新的高强铸造铝合金材料, 分别采用 3 种铸造工艺, 砂型铸造、金属型铸造和挤压铸造, 制备了一种以 Al-Ni 共晶体系为基础的 AlZn6Ni4Mg2Cu 铸造铝合金材料。研究了 Ni 元素、热处理和铸造工艺对其微观组织、力学性能的影响规律, 揭示了其强化机制。结果表明: 4% (质量分数) 的 Ni 在该铝合金中形成了大量的共晶组织 (α -Al+Al₃Ni), 同时改善其力学性能和铸造性能, 起到了共晶强化的作用; 固溶和时效热处理导致 Al₃Ni 相的球化和 MgZn₂ 相的时效析出, 提高了该铝合金的强度; 相比砂型铸造和金属型铸造, 挤压铸造时该铝合金的晶粒和 Al₃Ni 相最细小, 力学性能最佳, 抗拉强度为 586 MPa, 断后伸长率为 3.5%。由此得出: AlZn6Ni4Mg2Cu 铸造铝合金的强化机制为 η (MgZn₂) 相的时效强化和 Al₃Ni 相的弥散强化, 挤压铸造加 T6 热处理后, 该铝合金的力学性能达到最佳值。

关键词: Al-Zn-Ni-Mg-Cu 铝合金; Al₃Ni 相; 挤压铸造; 共晶强化

中图分类号: TG146.2⁺1

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2017)11-3525-07

高强是铸造铝合金的发展方向之一, 在国内所有注册牌号的铸造铝合金中, Al-Si 系铸造铝合金的抗拉强度不超过 400 MPa, Al-Cu 系铸造铝合金的抗拉强度不超过 500 MPa^[1]。俄罗斯航空材料研究所 (VIAM) 开发了一种 Al-Zn-Mg-Cu 系铸造铝合金材料 BAJI12, 其抗拉强度不小于 550 MPa, 伸长率不小于 3%^[2], 但铸造性能较差, 原因在于 Al-Zn-Mg-Cu 系铝合金的凝固区间较大。为了改善 Al-Zn-Mg-Cu 铝合金的铸造性能, 俄罗斯钢铁合金研究所 (MIS&A) N. A. Belov 教授研究了一种 Al-Zn-Ni-Mg-Cu 铸造铝合金材料^[3]。当 Al-Zn-Ni-Mg-Cu 铸造铝合金的成分 (质量分数) 为 6%Zn、4%Ni、2%Mg、1%Cu 和 0.15%Cr 时, 其抗拉强度为 530~600 MPa, 伸长率为 3%~9%, 布氏硬度 (HB) 为 1700~2000 MPa^[4], 是目前铸造铝合金中强度最高的一种。Al-Zn-Ni-Mg-Cu 铸造铝合金是一种以 Al-Ni 共晶体系为基础的新型铸造铝合金材料, 目前国内对这种铝合金的研究较少, 对其强化机理还不清楚, 也未见不同铸造方式对 Al-Zn-Ni-Mg-Cu 铸造铝合金的组织性能影响研究的报道。

本研究通过比较砂型铸造、金属型铸造和挤压铸造 3 种铸造工艺下 Al-Zn-Ni-Mg-Cu 铸造铝合金的微观组织和力学性能, 选择有技术优势的重点研究, 主要研究了 Ni 元素、热处理对组织性能的影响规律, 揭示

了该铝合金的强化机制, 为发展新型高强铸造铝合金材料提供理论和实验基础。

1 实 验

AlZn6Ni4Mg2Cu 铸造铝合金的化学成分如表 1 所示, 原材料采用高纯铝、纯锌、纯镁、Al-50%Cu (质量分数)、Al-20%Ni (质量分数) 以及 Al-5%Ti-1%B (质量分数) 中间合金。

熔炼、铸造及热处理过程如下: 熔炼采用 30 kg 电阻炉, 将高纯铝、Al-50%Cu (质量分数)、Al-20%Ni (质量分数) 中间合金加入到电阻炉中加热熔化, 当铝合金液体温度升到 720~730 °C 时采用 0.6% (质量分数) 的六氯乙烷精炼, 静置 20 min 后扒渣, 再加入烘烤干燥的纯锌、纯镁和 Al-5%Ti-1%B (质量分数) 中间合金并搅拌均匀, 再静置 10 min 以上, 当铝合金液体温度为 710~730 °C 时进行砂型铸造、金属型铸造和挤压铸造。砂型铸造试样和金属型铸造试样均为按 GB/T1173-2013 规定的直径 Φ 12 mm 的单铸试棒, 挤压铸造的铸造试样为直径 Φ 135 mm、高 60 mm 的圆饼, 挤压铸造时的压强为 120 MPa, 保压时间为 3 min。所有铸造试样均进行 T6 热处理, T6 热处理的工艺参数为 460 °C/12 h+480 °C/6 h, 水淬, 130 °C/20 h, 空冷。

收稿日期: 2016-11-15

作者简介: 陈大辉, 男, 1981 年生, 博士生, 副研究员, 中国兵器科学研究院宁波分院, 浙江 宁波 315103, 电话: 0574-87902208, E-mail: davidchen52@163.com

表 1 AlZn6Ni4Mg2Cu 铸造铝合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of AlZn6Ni4Mg2Cu aluminum alloy (wt%)

Zn	Ni	Mg	Cu	Ti	Fe	Si	Al
6.08	4.12	2.12	1.10	0.203	0.037	0.072	Bal.

力学性能测试采用了 CMT-4105 电子拉伸试验机、直径 $\Phi 6$ mm 的标准拉伸试样。布氏硬度测试采用了 320HBS-3000 布氏硬度计，钢球直径 5 mm。显微硬度测试采用 MH-50D 显微硬度计，载荷 0.098 N。金相组织观察采用 MEF4 型光学显微镜。扫描电镜观察采用 Quanta 250 FEG 扫描电子显微镜，主要观察第二相的形态及分布。采用背散射电子成像，试样需经机械打磨并抛光。物相分析采用了 D/max-2500/PC X 射线衍射仪。断口形貌分析采用了 Quanta 250 FEG 扫描电子显微镜，二次电子成像。能谱分析采用 Quanta 250 FEG 扫描电子显微镜下 X 射线能量色谱仪 (EDS/EDX)。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 $^{\circ}\text{C}$ ，降温速率为 10 $^{\circ}\text{C}/\text{min}$ 。铸造流动性测试采用单螺旋试样法，热裂倾向测试采用热裂环法^[5]，腹膜砂造型，砂型预热温度为 120 $^{\circ}\text{C}$ ，合金浇注温度均为 720 $^{\circ}\text{C}$ 。

2 结果与讨论

2.1 第二相分析

图 1 为 AlZn6Ni4Mg2Cu 铸造铝合金铸态下的 XRD 图谱。图 2 为 AlZn6Ni4Mg2Cu 铸造铝合金铸态和热处理态的背散射电子照片。表 2 为图 2 中各种相的能谱分析结果。铸态的组织中主要存在 3 种第二相：多数第二相呈块状、短条状，含有 Al 和 Ni 2 种元素，经 XRD 分析为 Al_3Ni 相；少数第二相有些呈细片状，含有 Al 和 Cu 2 种元素，有些第二相呈粒状，含 Zn、Mg 2 种元素，均在晶界分布，根据 Al-Zn-Mg-Cu 四元相图^[6]分析分别为 Al_2Cu 相和 MgZn_2 相。热处理后， Al_2Cu 相和 MgZn_2 相消失， Al_3Ni 相球化，还有一些少量第二相含有 Al、Ni 和 Cu 3 种元素，根据 Al-Ni-Cu

三元相图^[7]分析为 Al_3NiCu 相。因此，在 AlZn6Ni4Mg2Cu 铸造铝合金中主要含有 α -Al、 Al_3Ni 、 Al_3NiCu 、 Al_2Cu 和 MgZn_2 等相。

2.2 Ni 元素对 AlZn6Ni4Mg2Cu 铸造铝合金微观组织、力学性能和铸造性能的影响

2.2.1 Ni 元素的添加对微观组织的影响

图 3 为 AlZn6Ni4Mg2Cu 铸造铝合金热处理后的微观组织。可见，Ni 元素的添加在该铝合金中形成了大量的 Al_3Ni 相，有些呈短条状，尺寸为 10~20 μm ，而另一些呈点状，尺寸为 2~5 μm 。

2.2.2 Ni 元素的添加对 AlZn6Ni4Mg2Cu 铸造铝合金力学性能的影响

Al_3Ni 相具有较高的强度和硬度，弹性模量为 116~152 GPa，抗拉强度为 2160 MPa^[8]。采用显微硬度计测量该铝合金中 Al_3Ni 相和 α -Al 的硬度， Al_3Ni 相的显微硬度 ($\text{HV}_{0.01}$) 为 5130 MPa，铝基体的显

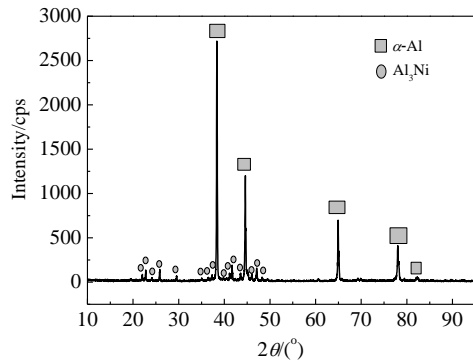


图 1 AlZn6Ni4Mg2Cu 铸造铝合金铸态的 XRD 图谱
Fig.1 XRD pattern of AlZn6Ni4Mg2Cu as-cast aluminum alloy

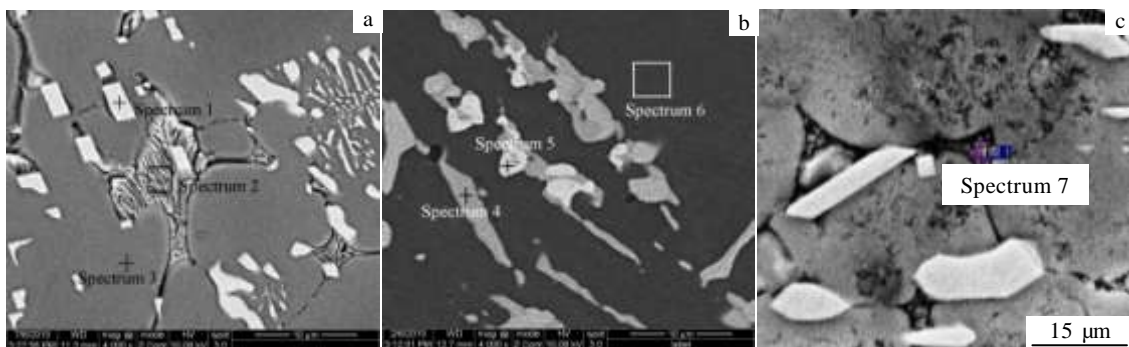


图 2 AlZn6Ni4Mg2Cu 铸造铝合金的背散射电子照片

Fig.2 SEM backscatter electron images of cast AlZn6Ni4Mg2Cu aluminum alloy: (a, c) as-cast and (b) T6 heat treatment

表 2 图 2 中挤压铸造 AlZn6Ni4Mg2Cu 铝合金的能谱分析结果
Table 2 EDS results of cast AlZn6Ni4Mg2Cu aluminum alloys by squeeze casting in Fig.2

Condition	Positions	Contents of element /at%	Possible phases
As-cast	Spectrum 1	Ni32.55, Al67.45	Al ₃ Ni
	Spectrum 2	Cu21.23, Al78.77	Al ₂ Cu
	Spectrum 3	Mg2.44, Zn3.22, Al94.34	α-Al
	Spectrum 7	Zn67.25, Mg32.75	MgZn ₂
T6 heat treatment	Spectrum 4	Ni25.26, Al74.74	Al ₃ Ni
	Spectrum 5	Ni23.55, Al76.45	Al ₃ NiCu
	Spectrum 6	Ni25.26, Al74.74	α-Al

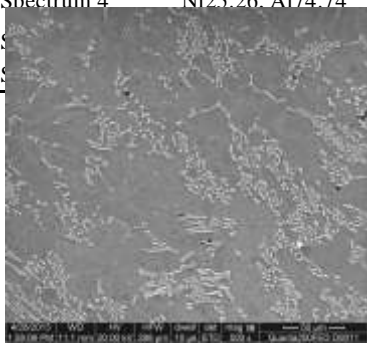


图 3 AlZn6Ni4Mg2Cu 铸造铝合金 T6 热处理的 SEM 照片
Fig.3 SEM image of cast AlZn6Ni4Mg2Cu casting aluminum alloy after T6 heat treatment

微硬度 (HV_{0.01}) 为 1320 MPa, Al₃Ni 相的硬度约是铝基体的 4 倍。Wang 和 Belov 等人分别在 Al-6%Zn-2%Mg-1%Cu 铝合金和 Al-5%Zn-1.6%Mg 铝合金的基础上加入不同含量的 Ni, 随着 Ni 含量的增加, 抗拉强度也随之增大^[9, 10]。图 4 为 AlZn6Ni4Mg2Cu 铸造铝合金的拉伸断口形貌。在断口上有许多韧窝、撕裂棱, 在韧窝的中心存在 Al₃Ni 相。Al₃Ni 相大小、形态的不同造成该相断裂方式不同, 短条状的 Al₃Ni 相自身断裂, 如图 4a 所示; 点状的 Al₃Ni 相沿与铝基体的接触界面处撕裂, 露出光滑的表面, 如图 4b 所示。可知, Al₃Ni 相在该铝合金中起到了弥散强化作用, Ni 元素的添加提高了该铝合金的强度。

2.2.3 Ni 元素的添加对铸造性能的影响

图 5 为 AlZn6Ni4Mg2Cu 铸造铝合金的差热分析曲线, 其中图 5a 为挤压铸造 AlZn6Ni4Mg2Cu 铸造铝合金铸态的升温曲线, 在 473 °C 存在 1 个吸热峰, 表

示挤压铸造条件 (非平衡凝固条件) 下存在低熔点的共晶相。图 5b 为缓慢凝固 (10 °C/min) 条件下的降温曲线, 这种凝固条件下可近似为平衡凝固。由此可得出为平衡凝固条件下的凝固开始温度和终止温度,

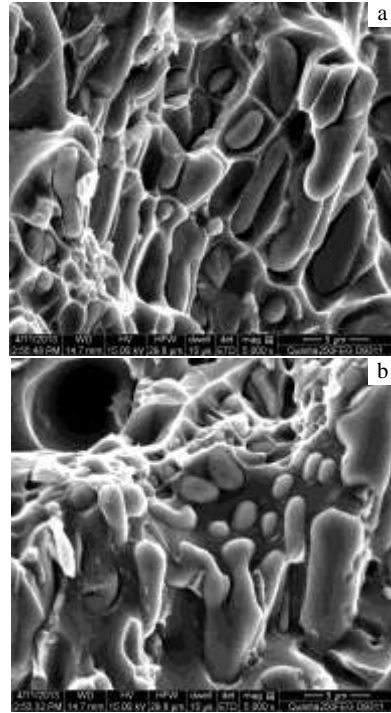


图 4 AlZn6Ni4Mg2Cu 铸造铝合金的拉伸断口形貌
Fig.4 SEM tension fractures of cast AlZn6Ni4Mg2Cu aluminum alloys after T6 heat treatment: (a) fractured Al₃Ni phases and (b) unfractured Al₃Ni phases

凝固区间为 44.4 °C。AlZn6Ni4Mg2Cu 铸造铝合金的铸造流动性试样长度为 350 mm, 热裂环宽度为 25 mm。

表 3 为 Al-6%Zn-2%Mg-1%Cu 铝合金和 AlZn6Ni4Mg2Cu 铸造铝合金的凝固区间、铸造流动性长度和热裂环宽度, 其中热裂环宽度越小, 表示热裂倾向越小, 对比了加 Ni 前后凝固区间和铸造性能的变化。在 Al-6%Zn-2%Mg-1%Cu 铝合金加入的大量 Ni 元素后, 固相线温度显著提高, 凝固区间缩小, 铸造流动性增加, 热裂倾向减小。

图 6 为 Al-Zn-Ni-Mg-Cu 多元相图^[11]。其中图 6a 为 Al-Zn-Ni-Mg-Cu 铝合金的液相线分布图。图 6b 为 Zn、Mg 和 Cu 的含量不变, 仅改变 Ni 的含量而形成的 Al-6Zn-2Mg-1Cu-xNi 垂直截面图。图 6c 为 Ni 含量不变, 改变 Zn、Mg 和 Cu 的含量而形成的 Al-xΣ(Zn+

Mg+Cu)-4Ni (其中 Zn:Mg:Cu=6:2:1) 垂直截面相图。图 6a 中的 a、b、c 曲线表示 AlZn6Ni4Mg2Cu 铸造铝合金在非平衡凝固下的凝固路径，结合图 5 的差热分析结果，在 ab 过程中由液态铝直接析出 α -Al，在 bc 过

程中发生共晶反应“液体 $\rightarrow \alpha$ -Al+Al₃Ni”，随着凝固的继续，铝液中 Zn、Mg 和 Cu 的含量不断升高，当温度降低至 c 点即 473 °C 时，发生多元共晶反应，此时的

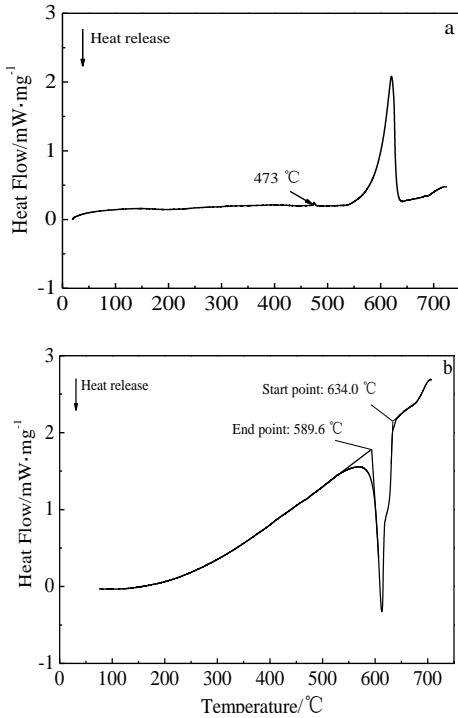


图 5 挤压铸造 AlZn6Ni4Mg2Cu 铸造铝合金的差热分析曲线
Fig.5 DSC curves of AlZn6Ni4Mg2Cu aluminum alloy by squeeze casting: (a) elevated temperature curve and (b) falling temperature curve

共晶反应温度不变，至到凝固结束。根据相分析结果，AlZn6Ni4Mg2Cu 铸造铝合金中含有 Al₃Ni、Al₂Cu、Al₃CuNi 和 MgZn₂ 等相。为此由相律推断，c 点处的低熔点共晶反应为“液体 $\rightarrow \alpha$ -Al+MgZn₂+Al₂Cu+Al₃Ni+Al₃CuNi”。

根据以上分析，相比未加 Ni 以前，AlZn6Ni4Mg2Cu 铸造铝合金在整个凝固的过程中新形成了较多的共晶组织 (α -Al+Al₃Ni)。在凝固末期，固相形成网状骨架，网状骨架之间的剩余液体形成共晶组织^[12]。共晶组织越多，意味着网状骨架之间剩余液体就越多，可以及时弥补因收缩造成的体积变化，有效减少热裂纹的产生，增加流动性。因此，Ni 元素的增加改善了 AlZn6Ni4Mg2Cu 铸造铝合金的铸造性能。

2.3 不同铸造工艺对 AlZn6Ni4Mg2Cu 铸造铝合金组织性能的影响

图 7a~7c 分别为砂型铸造、金属型铸造和挤压铸造 AlZn6Ni4Mg2Cu 铸造铝合金铸态时的微观组织。随铸造工艺的不同，晶粒尺寸和第二相的形态、分布的变化明显。砂型铸造、金属型铸造和挤压铸造时的晶粒尺寸分别约为 100、50 和 40 μ m。铸态时 AlZn6Ni4Mg2Cu 铸造铝合金的第二相主要有灰色的 Al₃Ni 相和黑色的 Al₂Cu 相。砂型铸造时 Al₃Ni 相呈块状、条状，尺寸为 7~18 μ m，呈分散状分布；金属型

表 3 Al-6%Zn-2%Mg-1%Cu 和 AlZn6Ni4Mg2Cu 铸造铝合金的凝固区间和铸造性能

Table 3 Solidification ranges and casting properties of Al-6%Zn-2%Mg-1%Cu and AlZn6Ni4Mg2Cu casting aluminum alloy

Chemical composition, $\omega/\%$	In condition of equilibrium solidification			Length of flowing samples/mm	Width of hot tearing rings/mm
	Liquid line temperature, $T_L/^\circ\text{C}$	Solid line temperature, $T_S/^\circ\text{C}$	Solidification range, $\Delta T/^\circ\text{C}$		
Al-6Zn-4Ni-2Mg-1Cu	634.0	589.6	44.4	350	25
Al-6Zn-2Mg-1Cu	635.0	570.0	65.0	280	35

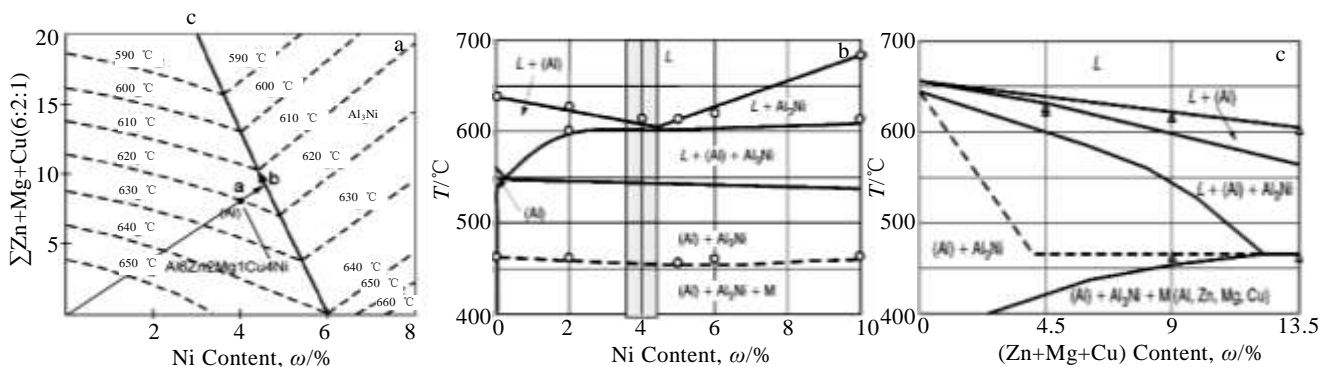


图 6 Al-Zn-Ni-Mg-Cu 相图

Fig.6 Al-Zn-Ni-Mg-Cu phase diagrams^[11]: (a) liquidus of the phase diagram Al-Zn-Ni-Mg-Cu in the cross-section Al-Σ(Zn+Mg+Cu)-Ni, Zn:Mg:Cu=6:2:1; (b) vertical cross-sections of the Al-6Zn-2Mg-1Cu-xNi phase diagram; (c) vertical cross-sections of the Al-4Ni-x(Zn+Mg+Cu) phase diagram, Zn:Mg:Cu=6:2:1

铸造时 Al₃Ni 相呈碎片状，尺寸为 3~8 μm，呈聚集状分布；挤压铸造时 Al₃Ni 相呈长条状、纤维状，直径为 2~5 μm，长度为 5~30 μm，呈聚集状分布，金属型铸造和挤压铸造时的 Al₃Ni 相的数量明显多于砂型铸造，尺寸小于砂型铸造。Al₂Cu 相主要在晶界少量分布，随冷却速度的增大而逐渐增多。图 7d~7f 为砂型铸造、金属型铸造和挤压铸造 AlZn6Ni4Mg2Cu 铸造铝合金固溶处理后的微观组织。固溶处理后 Al₂Cu 相消失，Al₃Ni 相球化，有的呈点状，有的呈短条状。此外，砂型铸造和金属型铸造时均存在少量缩松，挤压铸造时组织致密，无缩松缺陷。

冷却速度、压力是造成挤压铸造时晶粒尺寸、Al₃Ni 相的形态和分布不同于砂型铸造、金属型铸造的主要原因。在非平衡凝固条件下，随着凝固的进行，剩余液相的溶质含量不断增加，当增至共晶点时，剩余液相发生共晶反应，形成 α-Al+Al₃Ni 的共晶组织，当冷却速度越大时，过冷度也越大，剩余液相的溶质含量越高，形成的 α-Al+Al₃Ni 的共晶组织也就越多。

金属型铸造、挤压铸造时的冷却速度大于砂型铸造时的冷却速度。因此，金属型铸造、挤压铸造时的 Al₃Ni 相的数量多于砂型铸造时 Al₃Ni 相数量，而且分布呈聚集状，具有明显的共晶组织特征。此外，在挤压铸造时，由于 AlZn6Ni4Mg2Cu 铸造铝合金凝固时体积收缩，在加压作用下，临界晶核半径大大减小，形核功显著降低，晶核增加，形核率也显著增大，同时压力使初晶破碎，过冷度增加。因此，形成的晶粒和共晶相更加细小^[13]。

砂型铸造、金属型铸造和挤压铸造下，AlZn6Ni4Mg2Cu 铸造铝合金的力学性能如表 4 所示。单向拉伸下的应力应变曲线如图 8 所示。该种材料砂型铸造时的性能偏低，抗拉强度和伸长率分别为 486 MPa、1.0%；挤压铸造时的性能最高，抗拉强度和伸长率分别为 586 MPa、3.5%。晶粒和 Al₃Ni 相细小、组织致密是造成挤压铸造时该铝合金的力学性能高于砂型铸造和金属型铸造的主要原因。

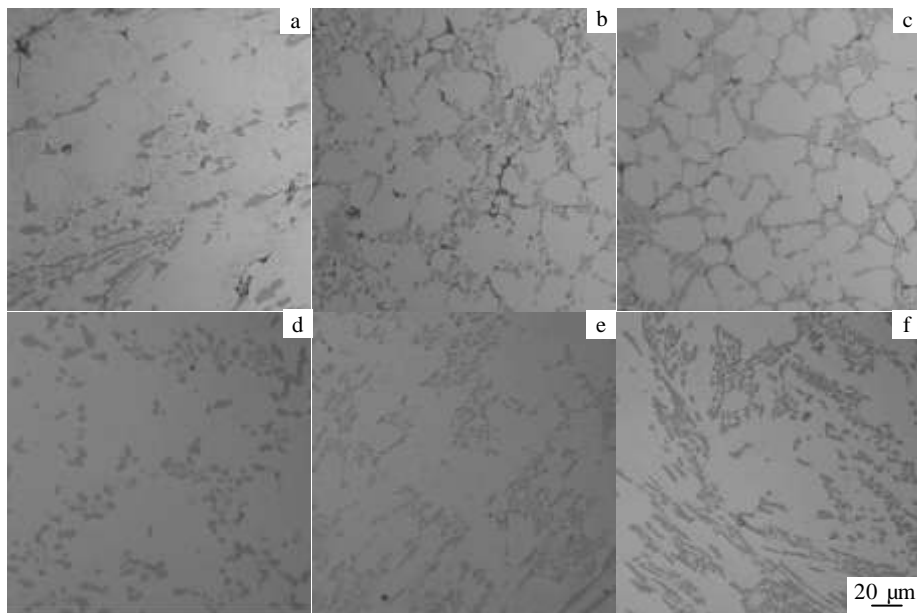


图 7 AlZn6Ni4Mg2Cu 铸造铝合金的微观组织

Fig.7 Microstructures of cast AlZn6Ni4Mg2Cu aluminum alloys: (a) sand casting, as-cast; (b) permanent mold casting, as-cast; (c) squeeze casting, as-cast; (d) sand casting, T4 heat treatment; (e) permanent mold casting, T4 heat treatment; (f) squeeze casting, T4 heat treatment

表 4 不同铸造工艺 AlZn6Ni4Mg2Cu 铸造铝合金力学性能

Table 4 Effect of casting processes on mechanical properties of cast AlZn6Ni4Mg2Cu casting aluminum alloys

Casting process	Heat treatment	Ultimate tensile strength/MPa	Elongation/%	Hardness, HBW5/250/MPa
Sand casting	T6	486	1.0	1700
Permanent mold casting	T6	510	2.5	1820
Squeeze casting	T6	586	3.5	1880

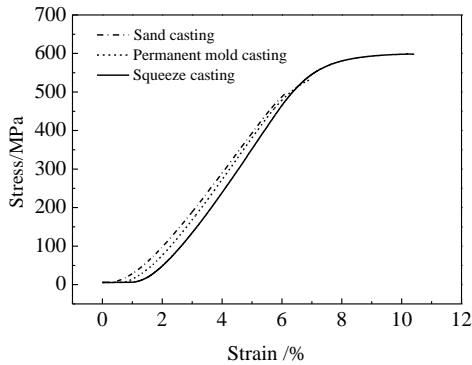


图 8 T6 热处理 AlZn6Ni4Mg2Cu 铸造铝合金的应力应变曲线

Fig.8 Stress-strain curves of cast AlZn6Ni4Mg2Cu aluminum

alloys by T6 heat treatment

2.4 热处理对 AlZn6Ni4Mg2Cu 铸造铝合金组织性能的影响

表 5 为挤压铸造 AlZn6Ni4Mg2Cu 铸造铝合金不同热处理状态下的硬度。可见，固溶处理后铝合金的硬度增加，固溶加时效处理后硬度进一步增加，达到最大值。在 AlZn6Ni4Mg2Cu 铸造铝合金中，Zn、Mg 除溶于铝基体中以外，还形成 MgZn₂ 相，MgZn₂ 相经固溶加时效处理后在铝合金基体中弥散析出 η(MgZn₂) 相，起到了时效强化的作用。因此，固溶加时效处理提高了该铝合金的强度。

2.5 强化机制

从 Ni 元素、铸造工艺和热处理对组织性能的影响看，Al₃Ni 相既可改善 AlZn6Ni4Mg2Cu 铸造铝合金的铸造性能，也可提高它的力学性能。Zn、Mg 2 种元素与 Ni 不发生反应，因此 Zn、Mg 在该铝合金的强化作用与在 Al-Zn-Mg-Cu 系铝合金的强化作用相同。综上所述，AlZn6Ni4Mg2Cu 铸造铝合金的强度高主要依靠 Al₃Ni 相的弥散强化作用和 η(MgZn₂) 相的时效强化作用。

除 Al₃Ni 相以外，据报道 Mg₂Si、Al₉FeNi 和 Al₈Fe₂Si 等共晶相均能同时改善 Al-Zn-Mg-Cu 铝合金的铸造性能和强度^[10]，由此形成了一种新的强化机制——共晶强

表 5 不同热处理工艺的挤压铸造 AlZn6Ni4Mg2Cu 铸造铝合金硬度

Table 5 Effect of heat treatment processes on hardness of cast AlZn6Ni4Mg2Cu aluminum alloys by squeeze casting (MPa)

Heat treatment process	As-cast	Solid solution	Solid solution and aging
Hardness, HBW5/250	1140	1230	1880

化。通过分析 AlZn6Ni4Mg2Cu 铸造铝合金的强化机理，为了达到共晶强化的效果，需满足以下条件：能形成较多的共晶组织，以改善合金的铸造性能；共晶相需具有较高的强度和硬度，能形成较高的体积分数，形态趋于球状，以起到弥散强化的作用，提高合金的力学性能；共晶相形成元素不与时效强化元素发生反应，不影响对铝基体的时效强化效果。共晶强化理论为开发新型高强铸造铝合金指明了发展方向。

3 结 论

1) AlZn6Ni4Mg2Cu 铸造铝合金具有较高的强度，特别是在挤压铸造工艺下可达 586 MPa。该铝合金强度高原因主要在于 η(MgZn₂) 相的时效强化作用和 Al₃Ni 相的弥散强化作用，Al₃Ni 相越细小，它的强化作用越好。

2) AlZn6Ni4Mg2Cu 铸造铝合金的铸造性能优于未加入 Ni 以前 Al-6%Zn-2%Mg-1%Cu 的铸造性能，铸造性能得以改善的原因在于该铝合金含有较多的共晶组织 (α-Al+Al₃Ni)。

3) 共晶相 Al₃Ni 的形成同时提高了 AlZn6Ni4Mg2Cu 铸造铝合金的铸造性能和强度，由此形成了一种新的铸造铝合金的强化机理——共晶强化，在 Al-Zn-Mg-Cu 铝合金的基础上引入共晶相可同时改善铸造性能和强度，此为开发新型高强铸造铝合金指明了发展方向。

参考文献 References

[1] National Foundry Standardization Technical Committee (全国铸造标准化技术委员会). GB/T 1173-2013. Casting Aluminum Alloys(铸造铝合金)[S]. Beijing: China Standard Press, 2014

[2] Friedlander I N. Metallurgy and Heat Treatment of Metals[J], 2002, 7: 24

[3] Belov N A, Zolotarevsky V S. Material Science Forum[J], 2002, 396-402: 935

[4] Belov N A. Russian Journal of Non-ferrous Metals[J], 2010, 51(3): 243

[5] Foundry Institution of Chinese Mechanical Engineering Society

- (中国机械工程学会铸造分会). *Casting Handbook Non-ferrous Casting Alloys*(铸造手册 铸造非铁合金)[M]. Beijing: China Machine Press, 2001: 90
- [6] 《Light Metal Materials Processing Handbook》Writing Group (《轻金属材料加工手册》编写组). *Light Metal Materials Processing Handbook*(轻金属材料加工手册)[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 1979: 109
- [7] Moldolfo L F. *Aluminum Alloys: Structure and Properties*[M]. London: Butterworths, 1976: 509
- [8] Fukui Y, Takashima K, Ponton C B. *Journal of Materials Science*[J], 1994, 29: 2281
- [9] Wang S H, Uan J, Uan J Y *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2002, 33A: 707
- [10] Belov N A, Zolotarevskiy V S. *Material Science Forum*[J], 2002, 396-402: 935
- [11] Zolotarevsky V S, Belov N A, Glazoff M V. *Casting Aluminum Alloys*[M]. Great Britain: Elsevier, 2007: 419
- [12] Eskin D G, Katgerman L. *Metallurgical and Materials Transaction A*[J], 2007, 38A: 1511
- [13] Luo Shoujing(罗守靖), Chen Bingguang(陈炳光), Qi Pixiang(齐丕骧). *Liquid Forging and Squeeze Casting Technology*(液态模锻和挤压铸造技术)[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2006: 16

Squeeze Casting and Strengthening Mechanism of High-strength Al-Ni Cast Aluminum Alloys

Chen Dahui^{1,2}, Chen Zheng¹, Zhu Xiurong², Wu Yueyi², Guo Zhimin², Shi Hongxia²

(1. State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

(2. The Ningbo Branch of Ordnance Science Institute of China, Ningbo 315103, China)

Abstract: In order to develop new high-strength cast aluminum alloys, AlZn6Ni4Mg2Cu cast aluminum alloys based on Al-Ni eutectic system were prepared by sand casting, permanent-mold casting and squeeze casting processes. The influence of Ni element, casting process and heat treatment on the microstructure and mechanical properties was studied. The results indicate 4% Ni (mass fraction) forms a great deal of eutectic structure (α -Al+Al₃Ni) in the aluminum alloy. Al₃Ni improves casting properties and mechanical properties of the alloy and plays a role of eutectic strengthening. Solution and aging treatment cause globalization of Al₃Ni phases and aging precipitation of MgZn₂ and Al₂Cu phases; as a result, the strength of AlZn6Ni4Mg2Cu cast aluminum alloy is increased. Compared to the samples by sand casting and permanent-mold casting, the sample by squeeze casting possesses the finest grain and Al₃Ni phase, as well as the optimum mechanical properties, whose tensile strength is 586 MPa, and the elongation percent is 3.5%. It is concluded that the strengthening mechanism of AlZn6Ni4Mg2Cu cast aluminum alloy is aging strengthening of η (MgZn₂) phases and dispersion strengthening of Al₃Ni phases. The mechanical properties reach their highest values by squeeze casting and T6 heat treatment.

Key words: Al-Zn-Ni-Mg-Cu aluminum alloy; Al₃Ni phases; squeeze casting; eutectic strengthening

Corresponding author: Chen Dahui, Candidate for Ph. D., Associate Researcher, The Ningbo Branch of Ordnance Science Institute of China, Ningbo 315103, P. R. China, Tel: 0086-574-87902208, E-mail: davidchen52@163.com