

高性能 Al-Si-Cu-Mg 铸造合金成分和热处理工艺设计

熊俊杰^{1, 2}, 冯志军^{1, 4}, 李宇飞^{1, 2}, 李泽华⁴, 李笑^{1, 2}, 常博文^{1, 2}, 王光东⁵, 杨继伟³

(1. 高端装备铸造技术全国重点实验室, 辽宁沈阳 110022;

2. 中国机械总院集团沈阳铸造研究所有限公司, 辽宁沈阳 110022;

3. 大连华锐重工铸业有限公司, 辽宁大连 116300; 4. 沈阳铸研科技有限公司, 辽宁沈阳 110141;

5. 东北大学材料科学与工程学院, 辽宁沈阳 110819)

摘要: 为开发新型高性能铸造合金, 采用材料热力学计算合金设计方法建立了Cu、Mg元素含量与 θ -Al₂Cu、Q相含量和形成温度的变化关系图、Al-9Si-2Cu-xMg合金平衡相图及析出强化相含量随温度和时间变化曲线, 结合DSC热分析实验设计了合金成分和热处理工艺。结果表明: 利用材料热力学计算合金设计方法指导设计Al-Si-Cu-Mg合金成分和热处理工艺具有准确性和高效性, 提高了新合金研发效率并降低了研发成本; 设计的合金成分满足关系式: $9.5 \leq \text{Cu} + 20.4\text{Mg} \leq 10.7$, 且 $1.5\% \leq \text{Cu} \leq 2.5\%$, $0.35\% \leq \text{Mg} \leq 0.45\%$, 合金热处理工艺为 $500\text{ }^\circ\text{C} \times 3\text{ h} + 530\text{ }^\circ\text{C} \times 9\text{ h}$ 淬火 + $155\text{ }^\circ\text{C} \times 12\text{ h}$; 热处理后Al-9Si-2Cu-0.4Mg合金室温力学性能平均值为 $R_m = 401\text{ MPa}$ 、 $R_{p0.2} = 302\text{ MPa}$, $A = 5.3\%$, 力学性能参数达到高性能铸造铝合金的性能水平。

关键词: Al-Si-Cu-Mg合金; 相图计算; 热处理工艺; 力学性能

作者简介:

熊俊杰(1995-), 男, 硕士, 研究方向为高性能铸造铝合金。E-mail: xiongjunjie@chinasrif.com。

中图分类号: TG146.2

文献标识码: A

文章编号: 1001-4977(2023)

06-0680-08

基金项目:

辽宁省科技计划项目国家风电传动及控制工程技术研究中心联合开放基金(2021-KF-15-03)。

收稿日期:

2022-09-08 收到初稿,

2023-01-11 收到修订稿。

近年来, 随着我国武器装备领域高燃烧压力和工作温度的高比功率柴油发动机、直喷式汽油机的快速发展, 以及汽车、航空航天等领域对铸件轻量化和低成本的不不断提高的需求, 市场对铸造铝合金性能提出了更高的要求^[1]。Al-Si-Cu-Mg铸造合金具有重量轻、强度高、优异的铸造性能及良好的断裂韧性等优点, 在汽车、交通运输、国防装备和航空航天等领域中具有广阔的工程应用前景。如用于汽车转向节、控制臂、发动机的气缸体、气缸盖以及航天器高强铝合金舱体、尾罩等铸件的生产。但Al-Si-Cu-Mg铸造合金目前在国内的应用仍不如ZL105A、ZL114A和ZL702A合金广泛, 特别是在高质量复杂铸件上, 主要原因是其力学性能仍无法达到工程化应用要求^[2-3]。

近年来, 采用材料热力学计算方法来加速新合金、新产品和制造工艺的开发受到国内外学术界和工业界的广泛关注与应用。夏峰等人^[4]利用相图热力学计算方法建立了Al-xSi-3Cu-2Ni-0.5Mg五元体系平衡相图及相含量随温度变化曲线, 准确预测了热处理过程中的相转变顺序及转变温度, 以此为基础设计的热处理工艺使合金力学性能达到了目标要求。Emma等人^[5]通过材料模拟计算方法建立了 θ -Al₂Cu相溶解和均匀化过程的数值模型, 对Al-8Si-3Cu合金热处理工艺进行优化, 显著提高了合金强度。

Al-9Si-Cu-Mg合金在凝固过程中会形成Al₂Cu和Q-Al₅Cu₂Mg₈Si₆等多种凝固相, 并且这些强化相的种类、含量、溶解温度以及合金固相线温度都受合金中Cu、Mg元素含量的影响, 对后续热处理工艺的制定有很大的影响。因此, 准确控制合金中Cu、Mg元素的含量配比, 并深刻理解合金成分与凝固形成相之间的相互关系, 在高性能Al-Si-Cu-Mg铸造合金的设计中起着非常重要的作用^[6-8]。本文运用材料热力学

计算合金设计方法对Al-9Si-Cu-Mg合金中Cu、Mg元素含量与凝固组织中 θ -Al₂Cu、Q相含量和形成温度的相互关系进行了热力学计算分析。通过调整合金中Cu、Mg主元素添加量,来调控Al-Si-Cu-Mg合金铸态组织中的可溶中间相含量配比,并以此为基础设计了高性能铸造Al-Si-Cu-Mg合金的成分,为热处理工艺设计提供了优异的组织基础。将合金成分与热处理工艺相结合进行统一的预测设计,实现了“通过理论与材料计算来预测和制备具有特定功能的新材料”的目标,显著提高了新合金的研发效率,并大幅度降低了研发成本。

1 试验材料与方法

本试验采用Pandat软件进行材料模拟计算,使用了Al-Si-Cu-Mg四元数据库以及PanPhaseDiagram、PanPrecipitation等计算模块。本试验研究的Al-Si-Cu-Mg合金熔炼过程中经过了Sr、Ti变质和细化处理。试验原材料主要有A100精铝(99.9%)、Mg锭(99.9%)、纯Si(99.6%)、Al-50Cu中间合金、Al-10Sr中间合金和Al-5Ti-1B中间合金。

合金熔炼在XL-21自动控温电阻炉内进行。装入切成小块的A100精铝,设置炉温为770℃使其完全熔化,然后降温至740℃;依次加入纯Si、Al-50Cu和Al-5Ti-1B中间合金进行熔化并搅拌均匀;降温至720℃加入纯Mg;扒渣后搅拌均匀,而后使用高纯氦气对熔体进行精炼除气30 min;最后加入Al-10Sr中间合金进行变质处理;静置15 min后在720~730℃下将金属液浇注到预热至200℃的金属型模具中。

采用QSN750型直读光谱仪测定合金的实际成分,使用EVO MA25型扫描电镜观察组织形貌及分析相成分,使用Zeiss Axio Vert.A1金相显微镜观察试样组织形貌。选取的试棒拉伸段金相试样经研磨和抛光处理后,用0.5%的HF溶液腐蚀5~8 s。使用NETZSCH

DSC204进行铸态试样的DSC热分析,使用DDL-300型万能试验机进行拉伸力学性能测试。

2 试验结果与讨论

2.1 合金成分设计

图1是不同Cu、Mg元素含量对Al-9Si-Cu-Mg合金凝固形成相质量分数影响的热力学模拟结果。图1a中结果显示,当 $0 \leq \text{Cu} \leq 0.28\%$ 时,共晶Si相和Mg₂Si相质量分数下降,而Q-Al₅Cu₂Mg₈Si₆相质量分数从0增加到1.18%,这是因为Q相的形成会消耗了Mg₂Si相中的Mg元素,Mg₂Si相消失后,Q相的质量分数也不再增加。 θ -Al₂Cu相在 $\text{Cu} \geq 0.28\%$ 时开始形成并随Cu含量的增加而逐渐增加。图1b中结果显示,随着Mg含量的增加,Q-Al₅Cu₂Mg₈Si₆相质量分数逐渐增加,而 θ -Al₂Cu相和共晶Si相质量分数分别从2.58%、8.88%减少到1.74%、7.92%。由此可以得出,Al-9Si-Cu-Mg合金中Q-Al₅Cu₂Mg₈Si₆相含量主要取决于Mg的含量,而 θ -Al₂Cu相含量则主要取决于Cu的含量。

图2是Cu、Mg含量对Al-9Si-Cu-Mg合金平衡固相线温度 T_s 和Q相形成温度 T_Q 影响的热力学模拟结果。从图中可以看出,随着Cu、Mg含量的增加,合金平衡固相线温度逐渐降低,Mg含量的增加和Cu含量的降低会提高Q相的形成温度,使Q相在高温下更稳定,其溶解温度也相应提高。因此,增加Mg含量会提高Q相溶解温度,而增加Cu含量则会降低Q相溶解温度。

为使Q相在固溶过程中能完全溶解,同时避免组织出现严重的过烧,固溶温度 T_H 与Q相形成温度 T_Q 应满足: $T_s - 10 \sim 15^\circ\text{C} > T_H > T_Q$ 。图3是合金平衡固相线温度 T_s 、 $T_s - 10^\circ\text{C}$ 和 $T_s - 15^\circ\text{C}$ 与Q相形成温度相交曲面及其相交曲线投影。图3b中优选成分区是Q相能通过固溶处理完全溶解的合金成分范围。可以发现,当 $\text{Cu} \geq 1\%$ 时, $T_s - 10^\circ\text{C}$ 和 $T_s - 15^\circ\text{C}$ 的投影曲线近似呈直线,对其进行线性拟合的结果为 $\text{Cu} + 20.4\text{Mg} = 10.7$ 、 $\text{Cu} + 20.4\text{Mg} = 9.5$ 。

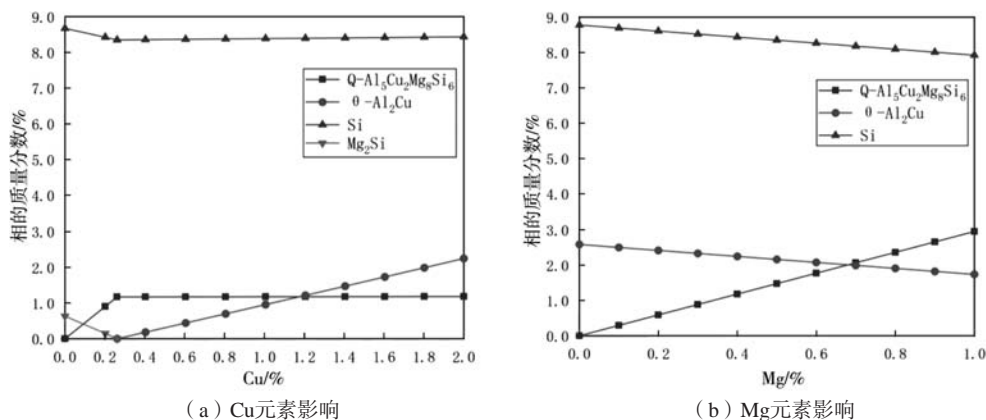


图1 Cu、Mg含量对Al-9Si-Cu-Mg合金铸态形成相质量分数的影响

Fig. 1 Effect of Cu and Mg contents on the mass fraction of the as-cast precipitated phase in the Al-9Si-Cu-Mg alloy

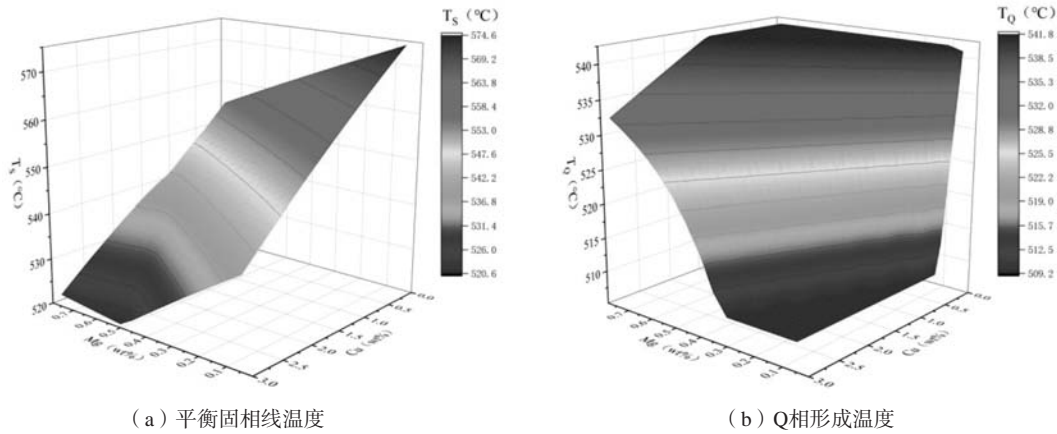


图2 Cu、Mg含量对合金平衡固相线温度（TS）和Q相形成温度（TQ）的影响

Fig. 2 Effect of Cu and Mg contents on the equilibrium solidus temperature (TS) and Q phase formation temperature (TQ)

综上所述，结合CHAOL等人^[9]和XIXI D^[10]等人的研究结果，Al-9Si-Cu-Mg合金中Cu、Mg含量最终可以确定为图3b所示的优选成分区，其满足关

系式： $9.5 \leq \text{Cu} + 20.4\text{Mg} \leq 10.7$ 且 $1.5\% \leq \text{Cu} \leq 2.5\%$ ， $0.35\% \leq \text{Mg} \leq 0.45\%$ 。由于Mg含量变化范围较小，Mg含量最终确定为0.4%。

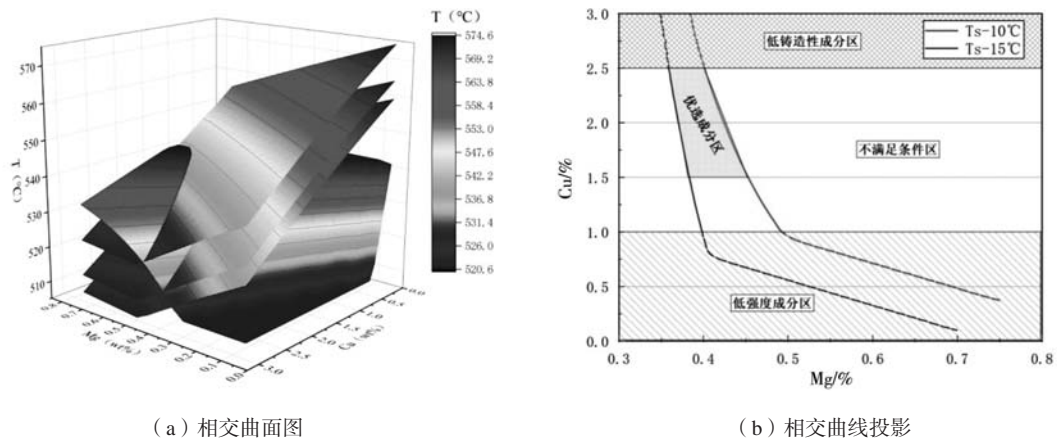


图3 合金平衡固相线温度 T_S 、 $T_S-10^\circ\text{C}$ 和 $T_S-15^\circ\text{C}$ 与Q相形成温度相交曲面及其相交曲线投影

Fig. 3 The intersecting surfaces of the equilibrium solidus temperature T_S 、 $T_S-10^\circ\text{C}$ 、 $T_S-15^\circ\text{C}$ and Q phase formation temperature and the projections of the intersecting curves

2.2 合金热处理工艺设计

2.2.1 固溶工艺的确

图4是运用相图计算CALPHAD方法计算的Al-9Si-2Cu-xMg合金平衡凝固相图。从图中可以看出，Al-9Si-2Cu-xMg合金平衡凝固相图由多个相区组成，1个单相液相区：L，1个固液两相共存相区： $L + \alpha\text{-Al}$ ，3个三相共存相区： $L + \alpha\text{-Al} + \text{Si}$ 、 $L + \alpha\text{-Al} + \theta$ 、 $L + \alpha\text{-Al} + \text{Q}$ ，以及1个四相共存区： $\alpha\text{-Al} + \text{Si} + \theta + \text{Q}$ 。在 $0.28\% \leq \text{Mg} \leq 0.59\%$ 范围内，合金相转变顺序为： $L \rightarrow L + \alpha\text{-Al} \rightarrow L + \alpha\text{-Al} + \text{Si} \rightarrow \alpha\text{-Al} + \text{Si} \rightarrow \alpha\text{-Al} + \text{Si} + \text{Q} \rightarrow \alpha\text{-Al} + \text{Si} + \text{Q} + \theta$ 。在Mg含量为0.4%处，合金凝固过程中各个阶段的相转变温度及对应相转变反应如表1所示。

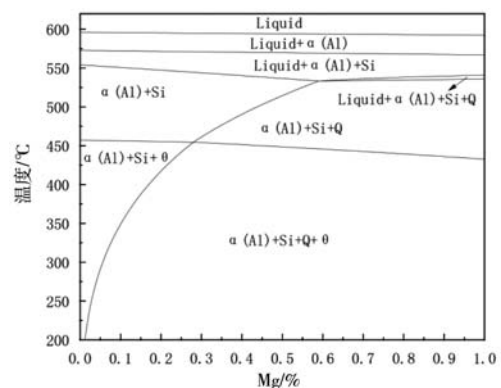


图4 Al-9Si-2Cu-xMg合金平衡凝固相图
Fig. 4 Equilibrium solidification phase diagram of the Al-9Si-2Cu-xMg alloy

表1 Al-9Si-2Cu-0.4Mg合金平衡相图凝固路径表
Table1 Reaction scheme for the Al-9Si-2Cu-0.4Mg alloy

相转变温度/℃	发生的相变反应
594.5	$L \rightarrow \alpha - Al$
570.4	$L \rightarrow \alpha - Al + Si$
528.2	$L \rightarrow \alpha - Al + Si + Q$
509.3	$L \rightarrow \alpha - Al + Si + Q + \theta$

图5为铸态Al-9Si-2Cu-0.4Mg合金升温 and 降温过程的DSC热分析曲线。图5a升温曲线共出现3个吸热峰，起始温度分别为510.7℃（点1）、526.8℃（点3）、551.4℃（点5）。结合2.1节相图计算结果和夏峰等人^[4]的研究结果可知，这三个吸热峰依次对应 $\theta - Al_2Cu$ 相、 $Q - Al_5Cu_2Mg_8Si_6$ 相和共晶Si相的溶解。图5b降温曲线共出现4个放热峰，峰值温度分别为583.3℃（点

2）、553.2℃（点4）、505.7℃（点6）、497.4℃（点8），这四个放热峰依次对应 $\alpha - Al$ 相、共晶Si相、 $Q - Al_5Cu_2Mg_8Si_6$ 相和 $\theta - Al_2Cu$ 相的凝固析出。

相图计算结果与DSC热分析试验结果对比如表2所示，结果表明，DSC热分析实验结果显示的合金组织相转变顺序和转变温度与相图计算的结果基本相符。结合Q相完全溶解条件，同时避免低熔点共晶 $\theta - Al_2Cu$ 相固溶时发生熔化^[11-12]，应采用两级固溶处理工艺，固溶温度确定为500℃和530℃。

HAN Y M等人^[13]和张伟等人^[14]的研究指出Al-Si-Cu-Mg铸态合金中 $\theta - Al_2Cu$ 、Q相之间的相间距和元素的分布决定了相溶解和均匀化所需的固溶温度和固溶时间。根据相间距可以计算出元素在不同温度下的扩散时间，可用于预测不同二次枝晶臂间组织元素均匀化所需的固溶温度和时间。

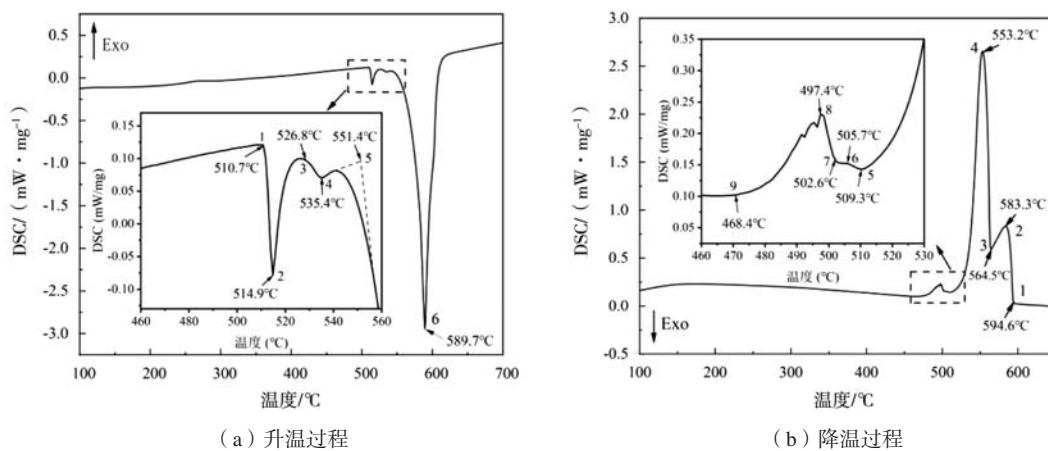


图5 铸态Al-9Si-2Cu-0.4Mg合金DSC热分析曲线

Fig. 5 DSC thermal analysis curves on the heating and cooling process of the as-cast Al-9Si-2Cu-0.4Mg alloy

表2 相图计算与DSC热分析试验结果对比
Table 2 Comparison between phase diagram calculation and DSC thermal analysis experimental results

预测方法	Al_2Cu 相/℃	Q相/℃	共晶Si相/℃	$\alpha - Al$ 相/℃	凝固温度范围/℃
相图计算	509.3	528.2	570.4	594.5	85.2
DSC热分析	510.7	526.8	553.2	583.3	72.6

图6是通过材料计算模拟得出的Al-9Si-2Cu-0.4Mg合金单级固溶和两级固溶不同时间对二次枝晶臂间Cu元素浓度的影响。图6a中结果显示，500℃单级固溶处理3 h后，Cu元素不均匀程度降低，继续固溶16 h以后，合金中二次枝晶臂间Cu元素的分布已较为均匀。对Al-9Si-2Cu-0.4Mg合金500℃固溶3 h后，再进行第二级固溶处理，固溶温度为530℃，时间为0~9 h，二级固溶9 h后，二次枝晶臂间Cu元素的浓度差值小于0.1%，表明此时合金组织中富Cu相完全溶解，组织中Cu元素已经扩散均匀，如图6b所示。

虽然图6a中结果显示，500℃单级固溶处理可以使

Cu元素均匀化，但在实际生产中其仍不足以最大限度地溶解合金中粗大块状 $\theta - Al_2Cu$ 相和 $Q - Al_5Cu_2Mg_8Si_6$ 相^[15-16]。与500℃单级固溶相比，两级固溶处理能最大限度地快速溶解富Cu相，Al-9Si-2Cu-0.4Mg合金的固溶处理制度确定为500℃×3 h+530℃×9 h。

2.2.2 时效工艺的确定

Al-Si-Cu-Mg合金时效处理时，根据合金不同元素含量以及不同的时效温度和时间，会形成包括 $\beta - Mg_2Si$ 、 $\theta - Al_2Cu$ 、 $Q - Al_5Cu_2Mg_8Si_6$ 等沉淀析出相，其中 $\theta - Al_2Cu$ 、 $Q - Al_5Cu_2Mg_8Si_6$ 是其析出强化相，时效

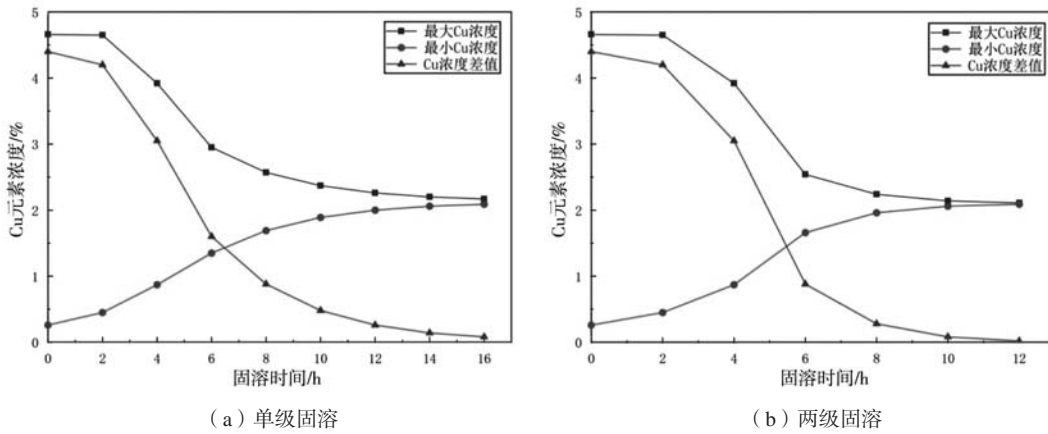


图6 单级固溶和两级固溶不同时间对二次枝晶臂间Cu元素浓度的影响

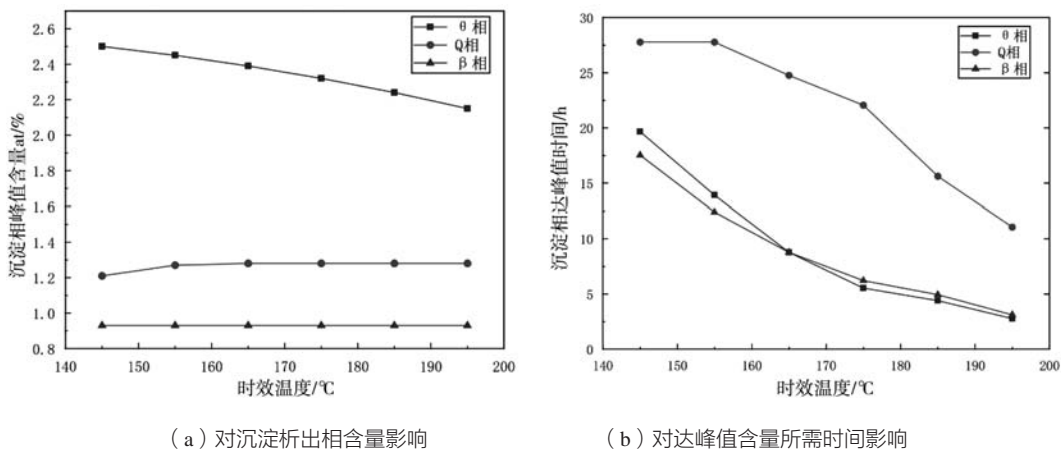
Fig. 6 Distributions of the Cu concentration between secondary dendrite arms after single-stage solution and second-order solution for different times

处理后其相含量显著影响合金强度、硬度等力学性能^[7]。

图7是通过材料计算模拟的Al-9Si-2Cu-0.4Mg合金在不同时效温度下时效28 h对析出强化相峰值含量和达到峰值含量所需时间的影响。从图7a中可以看出,随着时效温度的升高,β相的含量不发生变化,而θ相的含量逐渐下降,Q相含量在165℃时达到峰值,随时

效温度的升高不再增加。图7b的结果显示,提高时效温度能有效减少各析出相含量达到峰值所需的时间。合金在155℃时效时,合金沉淀析出相θ-Al₂Cu和Q的总含量比例达到最大。

图8是Al-9Si-2Cu-0.4Mg合金在155℃下时效0 h~28 h的各沉淀析出相含量。模拟计算结果表明,θ、β相



(a) 对沉淀析出相含量影响

(b) 对达峰值含量所需时间影响

图7 不同时效温度时效28 h对沉淀析出相最大值含量和达到峰值含量所需时间的影响

Fig. 7 Effect of different aging temperatures on the maximum content of the precipitated phases for aging 28 h and the time of reaching maximum content

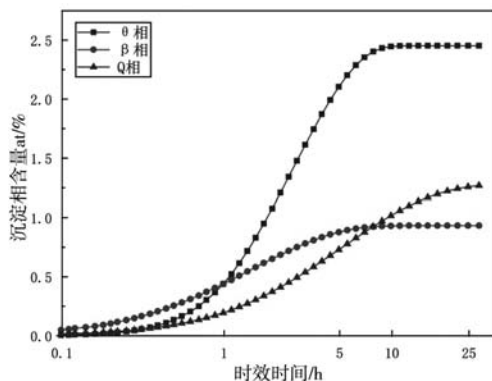


图8 155℃时效0~28 h各沉淀析出相的含量

Fig. 8 The content of the precipitated phases for 0~28 h aged at 155 °C

含量在时效0.5 h~8 h时迅速增加,超过10 h后其含量不再增加。Q相含量在时效1~12 h时较快增加,时效28 h后仍有Q相缓慢析出。因此,在尽量增加沉淀析出相含量以提高合金强度的前提下,考虑时效处理的时间成本,Al-9Si-2Cu-0.4Mg合金时效制度确定为155℃×12 h,合金最终的T6热处理制度确定为500℃×3 h+530℃×9 h 淬火+155℃×12 h。

2.3 合金显微组织与力学性能

合金验证实验熔炼浇注了1.7% Cu、2.0% Cu和2.3% Cu三种不同Cu含量的Al-9Si-xCu-0.4Mg合金金属型试棒,并按设计的T6热处理工艺进行热处理,合金

的实际成分见表3。

图9是Al-9Si-2Cu-0.4Mg合金铸态组织扫描电镜照片，合金铸态组织主要由 α -Al基体、黑色均匀分布的细小纤维状共晶Si相以及分布于 α -Al树枝晶间的粗大块状富Cu相、 θ -Al₂Cu相、Q-Al₅Cu₂Mg₈Si₆相组成，各相的能谱分析结果如表4所示。这与前述材料热力学计算相分析的结果相符合，证明了运用材料热力学计算合金设计方法分析预测合金相组成具有准确性和可行性。

图10a~d为不同Cu含量Al-9Si-xCu-0.4Mg合金的铸态和T4态金相显微组织照片。从图a、b、c对比可以看出，随着Cu含量的增加，铸态组织中 θ 、Q相数量和尺寸呈现增加的趋势。图d中T4组织没有发现未

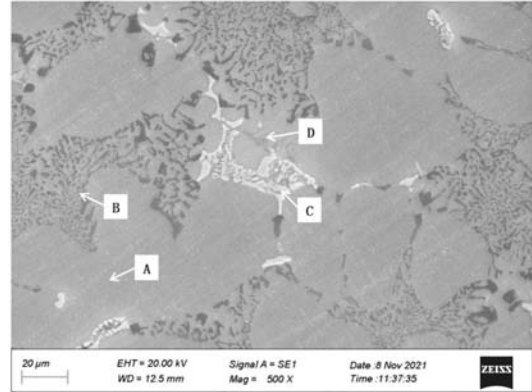


图9 Al-9Si-2Cu-0.4Mg合金铸态组织SEM形貌
Fig. 9 SEM image of the as-cast Al-9Si-2Cu-0.4Mg alloy

表3 不同Cu含量Al-9Si-xCu-0.4Mg合金实际成分
Table 3 Actual compositions of the Al-9Si-xCu-0.4Mg alloys with different Cu contents w_B /%

合金成分	Si	Cu	Mg	Ti	Sr	Fe	Al
Al-9Si-1.7Cu-0.4Mg	8.87	1.69	0.38	0.21	0.025	0.06	余量
Al-9Si-2.0Cu-0.4Mg	9.12	2.05	0.41	0.23	0.022	0.05	余量
Al-9Si-2.3Cu-0.4Mg	8.96	2.28	0.40	0.19	0.026	0.08	余量

表4 Al-9Si-2Cu-0.4Mg合金铸态组织中各相的能谱分析结果
Table 4 EDS analysis of the phases of the as-cast Al-9Si-2Cu-0.4Mg alloy

位置	元素含量 w_B /%				相的形貌	相
	Al	Si	Cu	Mg		
A	99.78	-	0.22	-	枝晶状	α -Al相
B	14.65	85.18	0.17	-	黑色细小纤维状	共晶Si相
C	68.68	-	31.32	-	白色块状	θ -Al ₂ Cu相
D	25.18	42.41	25.61	6.80	深灰色块状或骨骼状	Q-Al ₅ Cu ₂ Mg ₈ Si ₆ 相

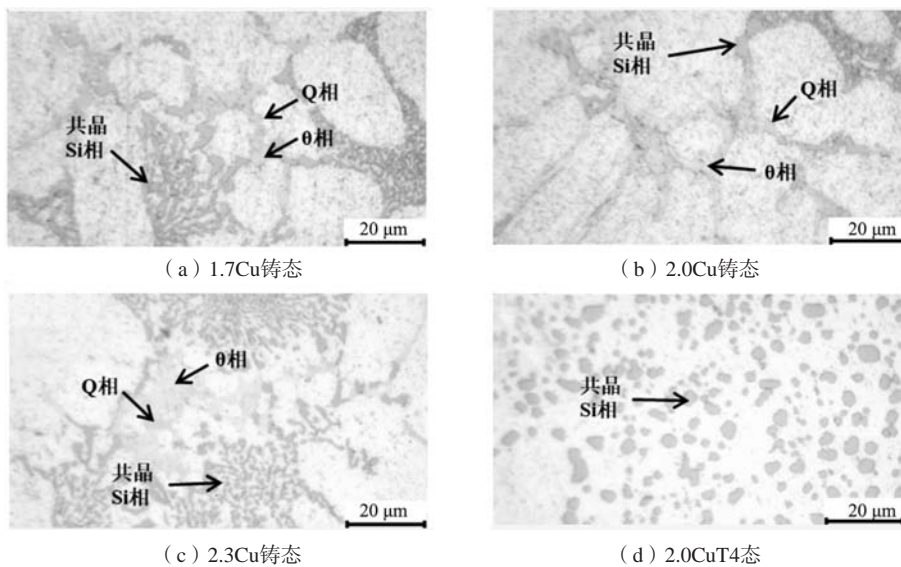


图10 Al-9Si-2Cu-0.4Mg合金的低倍和高倍金相组织照片
Fig. 10 Low and high magnification optical microstructures of the Al-9Si-2Cu-0.4Mg alloys

溶解的块状 θ 、Q相，表明运用相图计算CALPHAD方法结合DSC热分析实验设计的合金热处理工艺能使该Cu含量范围合金组织中粗大的块状 θ -Al₂Cu相和Q-Al₃Cu₂Mg₈Si₆相完全溶解。

图11是不同Cu含量Al-9Si-xCu-0.4Mg合金的T6室温拉伸性能。从图中可以看出，随着Cu含量的增加，极限抗拉强度和屈服强度呈现逐渐上升趋势，而断后伸长率则呈现下降趋势。当Cu \geq 2%时，合金的平均极限抗拉强度都超过了400 MPa，最高达到406 MPa；且Al-9Si-2Cu-0.4Mg合金在平均极限抗拉强度达到

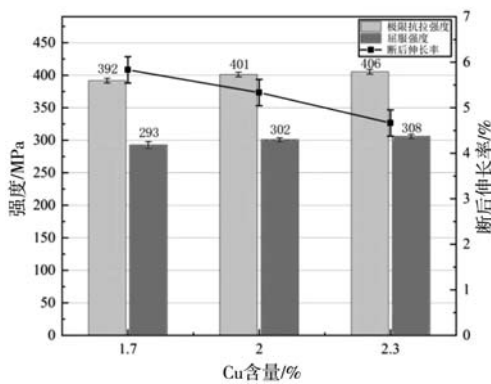


图11 不同Cu含量对Al-9Si-xCu-0.4Mg合金室温拉伸性能的影响
Fig. 11 Mechanical properties of the Al-9Si-xCu-0.4Mg alloys with various contents of Cu

401 MPa的高强度下，其平均断后伸长率仍能达到5.3%的较高水平，合金力学性能参数达到了高性能铸造铝合金的性能水平。

3 结论

(1) 采用材料热力学计算合金设计方法分析预测Al-9Si-Cu-Mg合金中Cu、Mg含量与凝固组织中相含量和形成温度的相互关系具有准确性和高效性，改变了传统的“试错法”研发模式，提高了新合金研发效率并降低了研发成本，最终设计的Al-9Si-Cu-Mg合金成分满足关系式： $9.5 \leq \text{Cu} + 20.4\text{Mg} \leq 10.7$ ，且 $1.5\% \leq \text{Cu} \leq 2.5\%$ ， $0.35\% \leq \text{Mg} \leq 0.45\%$ 。

(2) 运用相图计算CALPHAD方法计算合金平衡凝固相图，结合DSC热分析实验设计了Al-9Si-2Cu-0.4Mg合金的热处理工艺，取得了良好效果，为其它Al-Si系合金热处理工艺的制定提供了参考，最终设计的合金热处理工艺为 $500\text{ }^\circ\text{C} \times 3\text{ h} + 530\text{ }^\circ\text{C} \times 9\text{ h}$ 淬火+ $155\text{ }^\circ\text{C} \times 12\text{ h}$ 。

(3) 经设计的热处理工艺热处理后，Al-9Si-2Cu-0.4Mg合金单铸试棒室温抗拉强度均值达到401 MPa，屈服强度均值为302 MPa，断后伸长率均值为5.3%，性能参数达到高性能铸造铝合金的性能水平。

参考文献:

- [1] 杨祎, 隋育栋, 蒋业华, 等. 高强韧铸造铝合金的研究进展 [J]. 轻合金加工技术, 2021, 49 (7): 15-21.
- [2] 陈大辉, 贾祥磊, 朱秀荣, 等. 发动机缸盖铸造铝合金的研究进展 [J]. 铸造技术, 2010, 31 (7): 882-887.
- [3] 隋育栋, 王渠东. 铸造耐热铝合金在发动机上的应用研究与发展 [J]. 材料导报, 2015, 29 (3): 14-19.
- [4] 夏峰, 李建平, 秦滢杰, 等. Al-12.5Si-3Cu-2Ni-0.5Mg铸造合金热处理工艺设计 [J]. 热加工工艺, 2009, 38 (2): 108-110.
- [5] EMMA S, SALEM S. The heat treatment of Al-Si-Cu-Mg casting alloys [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2010, 210 (10): 1249-1259.
- [6] WANG G, BIAN X. Influence of Cu and minor elements on solution treatment of Al-Si-Cu-Mg cast alloys [J]. Materials Letters, 2003, 57 (8): 4083-4087.
- [7] 严新炎, FRANCIS C. 高性能AlSiMgCu系铸造铝合金A354的研究 [C]//2018中国铸造活动周论文集, 2018.
- [8] 陈安柱, 周鹏飞, 陆从相. 高Mg含量对Al-Si-Cu-Mg合金凝固过程和组织演变的影响 [J]. 铸造, 2022, 71 (3): 315-322.
- [9] CHAO L, HANADA, SHU J, et al. Effects of Cu content and Cu/Mg ratio on the microstructure and mechanical properties of Al-Si-Cu-Mg alloys [J]. Journal of Alloys and Compounds: An Interdisciplinary Journal of Materials Science and Solid-state Chemistry and Physics, 2015, 649 (7): 291-296.
- [10] XIXI D, SAJJAD A, SHOUXUN J. Formation of strength platform in cast Al-Si-Mg-Cu alloys [J]. Scientific Reports, 2019, 9 (1): 1-11.
- [11] MOHAMED A M, SAMUEL F H. Influence of Mg and solution heat treatment on the occurrence of incipient melting in Al-Si-Cu-Mg cast alloys [J]. Materials Science & Engineering A, 2012, 543: 22-34.
- [12] 王云飞, 王盟, 王红霞. 发动机用Al-Si-Cu-Mg合金热处理工艺优化设计 [J]. 热加工工艺, 2021, 50 (8): 120-123.
- [13] HAN Y M, SAMUEL A M, SAMUEL F H, et al. Effect of solution heat treatment type on the dissolution of copper phases in Al-Si-Cu-Mg type alloys [J]. AFS Trans, 2008, 116: 79-90.
- [14] 张伟, 乔改霞, 杨通. 铸造Al-Si-Cu-Mg合金富铜相及其溶解特性 [J]. 西安工业大学学报, 2009, 29 (5): 452-457.
- [15] 侯立群, 陈小辉, 邢志媛, 等. 新型Al-Si-Cu-Mg系合金热处理工艺的研究 [J]. 兵器材料科学与工程, 2013, 36 (6): 18-21.

- [16] MOHSEN A, SAEED G. Novel high strength Al-10.5Si-3.4Cu-0.2Mg alloy produced through two-stage solution heat treatment [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2021, 31 (3): 576-585.
- [17] CESCHINI L, MORRI A, TOSCHI S, et al. Microstructural and mechanical properties characterization of heat treated and overaged cast A354 alloy with various SDAS at room and elevated temperature [J]. Materials Science & Engineering A, 2015, 648: 340-349.

Design of the Composition and Heat Treatment Process of High-Performance Al-Si-Cu-Mg Cast Alloy

XIONG Jun-jie^{1,2}, FENG Zhi-jun^{1,4}, LI Yu-fei^{1,2}, LI Ze-hua⁴, LI Xiao^{1,2}, CHANG Bo-wen^{1,2}, WANG Guang-dong⁵, YANG Ji-wei³

(1. National Key Laboratory of Advanced Casting Technologies, Shenyang 110022, Liaoning, China; 2. Shenyang Foundry Research Institute Co., Ltd., CAM, Shenyang 110022, Liaoning, China; 3. Dalian Huarui Heavy Industry Casting Co., Ltd., Dalian 116000, Liaoning, China; 4. Shenyang Research Casting Technology Co., Ltd., Shenyang 110141, Liaoning, China; 5. School of Materials Science & Engineering, Northeastern University, Shenyang 110819, Liaoning, China)

Abstract:

In the interests of pursuing the development of new high-performance cast alloys, the relationship between Cu, Mg element content and θ -Al₂Cu, Q phase content and formation temperature, the equilibrium phase diagram of Al-9Si-2Cu-xMg alloy and the variation curves of precipitated strengthening phase content with temperature and time were established by thermodynamic calculation of materials. Combined with DSC thermal analysis experiment, the alloy composition and heat treatment process of the Al-Si-Cu-Mg alloy were designed. The results showed that it was accurate and efficient to design the composition and heat treatment process of the Al-Si-Cu-Mg alloy by thermodynamic calculation of the materials, which improved the efficiency and reduced the cost of developing new alloys. The composition satisfied the relationship: $9.5 \leq \text{Cu} + 20.4\text{Mg} \leq 10.7$, and $1.5\% \leq \text{Cu} \leq 2.5\%$, and $0.35\% \leq \text{Mg} \leq 0.45\%$. The heat treatment process was $500\text{ }^\circ\text{C} \times 3\text{ h} + 530\text{ }^\circ\text{C} \times 9\text{ h} + \text{WQ} + 155\text{ }^\circ\text{C} \times 12\text{ h}$. Average ultimate tensile strength at room temperature was 401 MPa, yield strength was 302 MPa, and the elongation was 5.3%, which reached the performance level of high performance cast aluminum alloy.

Key words:

Al-Si-Cu-Mg alloy; calculation of phase diagram; heat treatment process; mechanical properties