

Al-Si 系铸造合金热处理工艺研究进展

熊俊杰^{1, 2}, 李 尹³, 冯志军^{1, 4}, 李宇飞^{1, 2}, 马英勃⁴

(1. 高端装备轻合金铸造技术国家重点实验室, 辽宁沈阳 110022; 2. 沈阳铸造研究所有限公司, 辽宁沈阳 110022;
3. 中国船舶工业物资东北有限公司, 辽宁沈阳 110011; 4. 沈阳铸研科技有限公司, 辽宁沈阳 110141)

摘要: 热处理是提高Al-Si系铸造合金力学性能的一种重要方法, 基于国内外的大量研究, 综述了Al-Si系铸造合金热处理工艺的研究进展, 重点阐述了Al-Si系铸造合金热处理的强化机理、相组织演变和沉淀相时效析出顺序及其对力学性能的影响, 并对未来的研究方向提出了建议。综述表明, 目前对固溶处理过程中发生的相变化已较为清晰, 平衡相图在预测固溶处理温度下相的稳定性方面应用广泛, 淬火速率对后续人工时效的影响有待进一步研究。

关键词: 铸造铝合金; 热处理; 力学性能; 微观组织

Al-Si系铸造铝合金具有轻质、高比强度、优异的延展性和铸造性能等特点, 在汽车工业、船舶制造和航空航天等领域的应用前景广阔, 是铸造铝合金中品种最多、用途最广的一类合金, 常用于制造机匣、舱体、发动机气缸盖、气缸体等^[1-2]。为了满足实际生产的需要, 通常会在Al-Si合金中添加Mg、Cu、Zr、Ti、Mn、Zn等合金元素来提高其综合性能, Cu和Mg是最常见的添加到Al-Si合金中来提高其强度和淬透性的硬化元素, 因此, Al-Si系铸造铝合金又可分为铸造Al-Si-Mg合金、铸造Al-Si-Cu合金以及铸造Al-Si-Cu-Mg合金三大类^[3]。

除合金成分和铸造工艺外, 对Al-Si系铸造合金进行适当的热处理是提高其力学性能的重要方法。T6(峰值时效)和T7(过时效)是最常见的对Al-Si系合金进行的热处理, T6热处理用于室温应用, 而对于高温应用, 一般使用T7热处理。Al-Si系铸造合金T6热处理的三个主要阶段包括: ①在略低于共晶温度的温度下进行固溶处理, 溶解凝固过程中形成的富Cu、Mg相, 使Cu、Mg元素在固溶体中达到较高且均匀的浓度; ②淬火, 通常降至室温, 以获得溶质原子和空位的过饱和固溶体; ③时效处理, 使过饱和固溶体在室温(自然时效)或高温(人工时效)下析出大量沉淀强化相^[4]。

近年来, 我国汽车工业、航空航天、国防军工等产业发展迅速, 但同时能源紧缺越发严重、环境问题日益突出。热处理作为一种显著提高铸造铝合金力学性能的重要方法, 具有重要的研究价值。因此, 深入研究和探索Al-Si系铸造合金热处理过程组织演变和强化机理, 开发出低密度、低成本、高强度的高性能铸造铝合金替代钢、铸铁等材料, 有利于实现产品的轻量化, 降低能源消耗, 减少环境污染, 这对我国汽车工业、国防军工等产业发展具有十分重要的意义。

1 固溶处理

固溶处理一般在略低于合金共晶温度的温度下进行, Al-Si系铸造合金固溶热处理主要有三个目的: ①溶解凝固过程中形成的富Cu和Mg的可溶相; ②使合金元素均匀化; ③使共晶Si相球化。Al-Si系铸造铝合金在凝固过程中可能形成共晶Si、 β -Mg₂Si、 θ -Al₂Cu、Q-Al₅Cu₂Mg₈Si₆、 β -Al₃FeSi、II-Al₈Mg₃FeSi₆相等, 但并不是所有这些相都能在固溶处理过程中溶解。 β -Mg₂Si和 θ -Al₂Cu是易溶相, 在合适

作者简介:

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

通讯作者:

冯志军, 男, 研究员。E-mail: 13909816093@139.com

中图分类号: TG146

文献标识码: A

文章编号: 1001-4977(2022)05-0544-07

收稿日期:

2021-11-19。

的固溶处理条件下能完全溶解,而Q-Al₃Cu₂Mg₈Si₆和β-Al₃FeSi相是难溶相,只能部分溶解或发生固态相变,β-Al₃FeSi相在高温下长时间固溶处理后发生破碎并逐渐溶解,Π-Al₈Mg₃FeSi₆相、α-Al₁₅(Fe, Mn)₃Si₂相则由于Fe在α-Al基体中的低扩散系数而几乎不溶解^[5-6]。因此,要充分发挥合金的时效硬化能力,重点是要溶解富Mg、Cu的β-Mg₂Si、θ-Al₂Cu、Q-Al₃Cu₂Mg₈Si₆相等,通过固溶强化、沉淀强化来提高合金力学性能。

1.1 Al-Si-Mg 合金

在Al-Si合金中添加Mg元素可显著提高合金强度和时效硬化特性,但会降低合金的延展性。Mg₂Si相是Al-Si-Mg铸造合金固溶处理中需要溶解的主要相。此外,在凝固过程中还可能形成针状的β-Al₃FeSi相和汉字状的π-Al₈Mg₃FeSi₆相等^[7]。有研究称^[8-10],铸造Al-Si-Mg合金最安全有效的固溶处理是在540~550℃下进行4~12 h,由于较高的固溶温度和Mg在Al中的高扩散速率,Mg₂Si相的溶解是一个快速的过程。ROMETSCH P A等^[10]研究了A356合金(SDAS为40 μm)和A357合金(SDAS为55 μm)在540℃下的固溶处理,A356合金中Mg₂Si相在2~4 min后溶解,8~15 min后均匀化。对于A357合金,Mg₂Si相溶解和均匀化在50 min内完成,A357合金所需的时间较长,是因为其Mg含量较高,组织较粗大。

近年来,研究人员尝试建立数值模型来描述Mg₂Si相的溶解^[11-14]。EMMA S等^[14]对Al-7Si-0.3Mg合金固溶处理的研究显示,在530℃下固溶处理30 min后,Π-Fe相开始破碎,有细小的β-Fe相在其周围形成。固溶处理3 h后大部分Π-Fe相转变为β-Fe相,固溶处理6 h后Π-Fe相完全溶解,只观察到β-Fe相,而获得较高且均匀的Mg浓度过饱和固溶体则需要长约10 h的固溶处理。研究还发现Al-Si-Mg合金中Π-Fe相之间的距离决定了合金溶解和均匀化所需的固溶处理时间。根据相间距离计算出元素扩散时间,可用于估算不同粗细程度组织所需的固溶处理时间,建立一个描述溶解和均匀化过程的模型。在唐奇等^[5]的实验上很好地证实了这一预测模型适用于A356合金。

1.2 Al-Si-Cu 合金

在Al-Si合金中添加Cu同样可以显著提高合金强度和沉淀强化效果,但会降低延展性和耐腐蚀性。Al₂Cu相的固溶已被广泛研究,LI Z等^[15]的研究发现,在合金铸态组织中,Al₂Cu相可以两种不同的形态同时存在于枝晶间区域,一种是细小的共晶Al₂Cu相,另一种是致密的块状Al₂Cu相。细小的共晶Al₂Cu相在500℃保温2 h

后完全溶解,而块状的Al₂Cu相在相同条件下只有部分溶解。在合金最后凝固阶段,Al₂Cu相倾向于在针片状β-Al₃FeSi相或粗大的共晶Si相上形核,高的凝固速度促进了共晶Al₂Cu相的形成,而Sr变质增加了块状Al₂Cu相的比例^[16]。

HAN Y M等^[17]研究了固溶处理过程中块状Al₂Cu相和共晶Al₂Cu相的溶解过程,共晶Al₂Cu相通过碎裂成更小片段的方式来溶解,由于Cu原子向Al基体的径向扩散,这些片段逐渐球化并最终完全溶解。相同固溶处理条件下,块状Al₂Cu相比共晶Al₂Cu相更难溶解,这是因为它不发生破碎,而是通过球化和扩散来溶解,这需要更长的固溶时间。Al₂Cu相的溶解需要几个小时,这是因为Cu在Al中的扩散速度很慢,而且允许的固溶处理温度也很低,以避免低熔点Al₂Cu相发生局部熔化。例如,KUCHARIKOVA L等^[18]研究了Al-9Si-3Cu和Al-12Si-1Cu-Fe铸造合金的固溶热处理,确定Al-9Si-3Cu合金515℃保温4 h和Al-12Si-1Cu-Fe合金545℃保温8 h为最佳固溶处理工艺,与铸态合金相比,其极限抗拉强度提高了约27%和23%,当Al-9Si-3Cu、Al-12Si-1Cu-Fe合金的固溶温度进一步升高到545℃和565℃时,会导致富Cu相的熔化和大孔洞的形成以及共晶Si相粗化,合金力学性能明显下降。

1.3 Al-Si-Cu-Mg 合金

MOHAMED A M等^[19]研究了添加Mg对319合金的影响,Mg的添加会导致Cu在远离共晶Si相的区域偏析,促进了组织中块状Al₂Cu相、Q-Al₃Mg₈Si₆Cu₂相的形成,Q相的尺寸和体积分数随Mg含量的增加而增大。HAN Y M等^[17]的研究发现,高Cu(3.5%~4.4%)和不同Mg浓度的铸态合金和490℃固溶状态下,Q相的面积分数几乎没有变化,表明490℃下Q相仍稳定;研究还表明,Al-Si-Cu-Mg合金的溶解和均匀化所需的时间比相应的无镁合金要短,SDAS为40~50 μm的Al-7Si-3.5Cu合金需要490℃保温8 h才能获得较高且均匀的Cu含量,而在加入0.3%Mg后只需4 h即可达到同样效果。

针对由于偏析形成的Al₂Cu等低熔点共晶相局部熔化导致的铸件变形和力学性能降低的问题,许多学者对此做了大量研究工作^[20-23],发现可以通过三种方法来避免。第一种方法是将固溶温度维持在500℃或以下,MOHAMED A等^[21]报道说,对于较高Mg含量的319合金,500℃保温8~10 h是最佳的固溶处理,提高固溶温度会导致富Cu相的部分熔化。但是这个温度范围不足以最大限度地溶解富铜相,也不足以充分改变共晶硅的形貌。为了克服这一点,第二种方法采用两阶段固溶处理,第一阶段采用常规固溶处理的形式,如495℃保温8 h,溶解低熔点相;第二阶段在较高温度

下进行, 以便最大限度地溶解富Cu、Mg相。SAMUEL A等^[22]研究了Al-7Si-3Cu-0.3Mg合金固溶热处理过程中的早期熔化现象。结果表明, 与520 °C保温8 h的单步处理相比, 在505 °C保温8 h后进行520 °C保温2 h的两步固溶处理显著提高了合金的力学性能, 这种力学性能的改善主要是由于富铜相的溶解更充分均匀。第三种方法是添加Be等可以提高Al₂Cu相共晶温度的元素, 在保证共晶Al₂Cu相不发生熔化的情况下提高固溶温度。WANG P S等^[23]研究了固溶温度对添加和不添加Be的Al-7Si-3Cu-0.3Mg合金组织和性能的影响, 发现Be的加入使共晶Al₂Cu相的熔化温度从515 °C提高到522 °C, 这种情况下, 将固溶温度提高到520 °C, 合金的力学性能和质量指标也得到了进一步的改善。

2 淬火

淬火是铸件在水、油、空气或其他合适的淬火介质中快速冷却至较低温度的热处理过程。淬火的目的是抑制Al₂Cu、Mg₂Si等平衡相在铸件冷却过程中的析出, 同时在过饱和固溶体中保留大量的溶质原子和空位, 以提高后续时效处理的沉淀强化效果^[24]。淬火时间和淬火速度是这一阶段的主要影响因素, 冷却速度取决于淬火合金的初始温度、所需的显微组织、力学性能以及合金成分^[25]。如果淬火速度足够快, 大量空位和溶质将保留在固溶体中, 但会在铸件中产生较大的残余应力, 导致铸件发生变形甚至出现裂纹。另一方面, 如果淬火速度过慢, 由于大多数Al-Si系铸造合金在450~200 °C有很高的溶质过饱和度和扩散速度, 会在晶界或位错处不均匀析出细小的沉淀相, 空位密度迅速降低, 导致溶质过饱和度降低, 从而降低时效后的最佳力学性能^[26]。

为避免或限制淬火过程中析出相的形成, 并将淬火后的铸件变形降至最低, 应选择合适的淬火速度。LIU M等^[27]研究显示, 冷水淬火会导致变形、开裂和较大残余应力, 而60~70 °C的温水淬火会降低复杂铸件的淬火应力, 对铸件的性能产生积极的影响。当水温在60~70 °C时, 水温对T6热处理的A356铝合金的性能影响较大, 其中极限抗拉强度和屈服强度的敏感性明显高于塑性。

MILKEREIT B等^[28]研究显示, 淬火速率对时效曲

线有很大影响, 空冷试样的硬度增幅比水淬火试样的增加幅度要小得多。对于极慢的淬火速率(0.5 °C/s), 达到峰值硬度的时间增加, 而对于较快的淬火速率(高于20 °C/s), 达到峰值的时间没有变化。BYCZYNSKI G E等^[29]研究了人工时效之前的自然时效对淬火敏感性的影响, 采用自然时效后, 两种淬火速率的时效曲线之间的差异减小, 即在人工时效前先进行自然时效, 能降低合金淬火敏感性。

3 时效处理

Al-Si系铸造铝合金时效处理一般在90~210 °C的温度下进行, 时效的目的是获得均匀分布的细小弥散沉淀相, 从而获得高强度合金^[30]。

3.1 时效强化机理

时效硬化合金的强化效果是通过时效沉淀相阻碍位错的运动来实现, 合金的强度取决于沉淀相的大小、分布以及其阻碍位错移动的能力。本质上, 沉淀相对位错的阻碍作用是通过GP区或沉淀相周围的应变场来实现, 这些应变场是由于在晶格结构产生畸变或沉淀相本身的存在而产生的。位错通过沉淀相的两种不同方式如图1所示, 一种是剪切过沉淀相, 称为Friedel效应(剪切机制), 另一种是围绕沉淀相形成一个环后继续移动, 称为Orowan机制(绕过机制)。Friedel效应一般在时效处理早期阶段发生, 此时沉淀相很小, 并且与基体是共格或半共格的, 在这种情况下, 强化效应来自于共格强化、模量强化、化学强化、原子有序强化、层错强化中一种或多种机制^[31]。随着时效处理的进行和沉淀相尺寸的增大, 析出沉淀相逐渐与基体不共格, 位错切割沉淀相将变得更加困难, 在这种情况下, Orowan机制开始生效, 位错将在沉淀相之间弯曲并形成位错环, 以继续向前运动。位错的弯曲、位错线对此作用的相反张力以及位错环的形成对合金产生了强化效果^[32]。

当位错的运动受到沉淀相的阻碍时, 由于沉淀相与位错的相互作用将产生作用力的平衡。平衡相互作用力的关系可以用式(1)来描述^[32]。

$$F=2\Gamma \sin\left(\frac{\theta_c}{2}\right)=2\Gamma \cos\left(\frac{\psi_c}{2}\right) \quad (1)$$

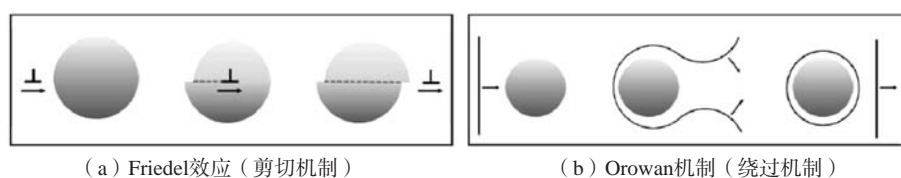


图1 根据Friedel效应和Orowan机制的位错运动示意图

Fig. 1 Schematic representation of dislocation movement according to Friedel effect and Orowan mechanism

式中： F 表示位错运动阻力， N ； Γ 表示运动位错的线张力， N ； Ψ_c 表示临界位错弯曲角。

在这种相互作用中，根据沉淀相的性质，又可分为以下两种情况：在硬质沉淀相的情况下，硬质颗粒不会发生变形，这将导致位错运动阻力（ F ）高于线张力（ Γ ），位错将通过交叉滑动或Orowan机制绕过沉淀相。在软质沉淀相的情况下，由于线张力（ Γ ）大于位错运动阻力（ F ），运动的位错将剪切软质沉淀相。虽然硬质沉淀相的强化效果比较质沉淀相好，但硬质沉淀相的强化效果一般是其体积分数和尺寸的函数，随着体积分数的增加和沉淀相尺寸的减小，强化效果增强。关于沉淀相尺寸因素，根据公式（1），随着沉淀相尺寸的减小，夹角 θ_c 增大，而 Ψ_c 减小，导致位错运动阻力和线张力增大，表明小尺寸沉淀相对位错运动有更强的阻碍作用。体积分数可以用沉淀相间距来表示，Orowan等人曾用式（2）表示合金的屈服强度与硬质沉淀相间距之间的关系^[33]。

$$\Delta\tau_y = Gb/L \quad (2)$$

式中： $\Delta\tau_y$ 是由于硬质颗粒对位错运动的阻力而增加的屈服强度，MPa； G 是 α -Al基体的剪切模量，MPa； b 是位错伯氏矢量，nm； L 是相间距，nm。

通过减小相间距，即增加沉淀相的体积分数，合金屈服强度的增加将更多。

3.2 Al-Si-Mg 合金

铝合金时效处理过程中，平衡沉淀相不是在时效处理开始时就形成，而是通过一系列不同形式的过渡相逐渐形成的。Al-Si-Mg合金中的强化相主要为 β - Mg_2Si 相，其常见的析出顺序是具有以下相变过程：过饱和固溶体 \rightarrow GP区（10 nm长，针状） $\rightarrow \beta'' \rightarrow \beta' \rightarrow \beta$ - Mg_2Si 平衡沉淀相（棒状或片状），随着原子从过饱和固溶体扩散到沉淀相上，过饱和度降低，亚稳沉淀相在时效过程中继续按照Ostwald熟化的方式生长^[34-37]。

MOHAMED F I等^[36]对Al-Si-Mg合金采用160~210℃的时效温度，发现 Mg_2Si 相粒子均以球状颗粒的形式析出，其密度随时效时间或时效温度的增加而增加。在160℃时，达到峰值强度的时间约为16 h，而在210℃时，达到峰值的时间仅为1 h。研究还发现，Sr变质明显延缓了 Mg_2Si 的析出，在160℃时比210℃延迟更大，合金在210℃时效时的屈服强度曲线有四个峰，峰高逐渐减小。如果温度高于210℃，强度会降低，根据ESKIN D G的研究表明^[37]，在200℃以上时， β'' 相被 β' 相取代， β' 相相对强度的贡献较小。因此，温度高于210℃时，峰值强度的降低可能是由于时效沉淀相的变化所致。

3.3 Al-Si-Cu 合金

在Al-Si-Cu合金中，主要强化相为 θ - Al_2Cu 相，其析出顺序依次为^[38-39]：过饱和固溶体 \rightarrow GP区 $\rightarrow \theta'' \rightarrow \theta' \rightarrow \theta$ - Al_2Cu 。该序列开始于过饱和固溶体分解出的Cu原子在室温下聚集，形成GP区，这些GP区以直径约3~5 nm的薄盘形式存在。时效温度升高到100℃以上时，GP区开始溶解，形成 θ'' 相，由于 θ'' 相与 α -Al基体晶格结构高度的共格性，形成了广泛的共格应变场，以及 θ'' 相的存在导致其附近的晶格结构发生畸变，这些共格应变场和晶格畸变将阻碍塑性变形过程中位错的运动，从而发生强化效应，使合金峰值强度提高^[40]。随着时效的继续， θ'' 相将溶解形成片状的 θ' 相。随着 θ' 相的长大，它与基体失去了完全共格性，导致晶格畸变减小，从而导致合金强度降低。进一步的时效会导致 θ - Al_2Cu 平衡相的形成。这些平衡相与 α -Al基体完全不共格且尺寸较大，会导致强度的进一步降低。

Al-Si-Cu合金达到峰值硬度的时间比Al-Si-Mg和Al-Si-Cu-Mg合金长，EMMA S等^[41]发现在160℃下达到峰值硬度的时间约为100 h，在200℃下达到峰值硬度的时间为15 h，见图2。WANG G等^[42]得到的达到峰值硬度的时间相差较大，从190℃下的30 h到160℃下的120 h或更长，原因之一是Mg元素的含量，即使在低Mg浓度下，其对时效硬化响应影响较大。峰值硬度随时效温度的升高而降低，即Al-Si-Cu合金比Al-Si-Mg合金对时效温度更敏感。

3.4 Al-Si-Cu-Mg 合金

Al-Si-Cu-Mg合金经热处理后的强度一般高于三元合金，AMMAR H R等^[43]研究发现，当Al-Si-Cu合金中添加Mg时，在155℃的峰值时效时，抗拉强度从337 MPa增加到415 MPa，但伸长率低于1%。当添加0.4%Mg时，用淬火状态和峰值时效状态下的硬度之差来衡量的时效硬化能力也从170 MPa增加202 MPa。对于Al-Si-Cu合金，随着时效温度的升高，Al-Si-Cu-Mg

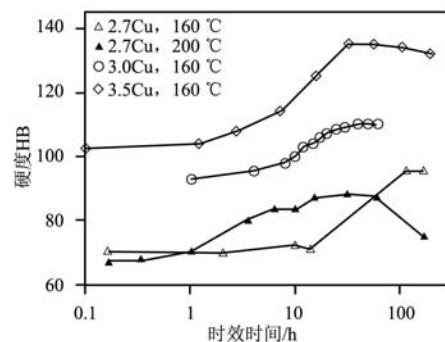


图2 Al-(7-9)Si-Cu合金的时效硬度曲线

Fig. 2 Aging hardness curves for Al-(7-9)Si-Cu alloys

合金的峰值强度降低。

在Al-Si-Cu-Mg合金的峰时效条件下,可以观察到多种不同组合的沉淀相,形成的沉淀相种类取决于合金成分、时效时间和时效温度。峰值时效条件下可能存在的沉淀相除了前述 Mg_2Si 、 Al_2Cu 的时效序列外,还可能形成Q相。Al-Si-Cu-Mg合金时效过程中析出四元Q相及其过渡相的研究已有报道^[44-45]。Q相的成分为 $Al_5Mg_8Cu_2Si_6$,它可以与 Al_2Cu 、 Mg_2Si 和共晶Si相共存,这取决于Cu、Mg和Si的含量,提出了Q相的形成机制,Q相的时效序列在许多文献中被报道为^[46-47]:过饱和固溶体→GP区→QC、QP(Q'')→Q'→Q- $Al_5Mg_8Cu_2Si_6$ 。

LI Y J等^[48]在镁含量为0.5wt%左右的Al-Si-Mg合金中,添加不同浓度(0~4wt%)的Cu进行T6热处理,并测量硬度,发现Al-Si-Mg和Al-Si-Cu-Mg合金达到峰值硬度的时间相同,表明两种合金中存在相同类型的沉淀相。然而,根据WANG G等^[49]的研究,Al-Si-Cu-Mg合金达到峰值硬度的时间比Al-Si-Mg合金长,表明随着Cu的加入,沉淀相析出顺序发生了变化,对T6热处理的合金进行透射电子显微镜研究证实了这一点。LI Y J等^[48]还发现当Cu含量为3wt%时,合金中 β '相的数密度增加,并形成片状 θ '相。在含Cu合金中还观察到少量板条状的Q''相,其数量比例随时效时间的延长而增加。WANG G等^[49]则报道了含1wt.%Cu的Al-Si-Mg合金的硬化相为点状Q''相,而含3wt.%Cu的合金中除Q''相外,还形成了 θ '相。另外,由于形成了Q''相的淬透性低于 β '相,合金时效硬化能力减弱。这两个研究显示,在人工时效过程中都会形成 β '相和Q''相, β '相达到峰值硬度的时间更短,时效硬化能力更高,当Cu

含量高于1wt%时,还会形成 θ '相。

4 结语

以上综述表明,为了使Al-Si系铸造合金获得最佳的力学性能,仅单独考虑固溶处理或时效参数是远远不够的,综合考虑整个热处理过程对组织演变和合金性能的影响至关重要。目前,国内外许多学者对Al-Si系铸造合金的热处理工艺进行了大量的研究,如通过平衡相图来预测相在固溶处理温度下的稳定性;建立数值模型来描述 Mg_2Si 、 Al_2Cu 等相的溶解,并且取得了不错的进展。但在Al-Si系铸造合金热处理过程中组织演变、沉淀相时效析出顺序及其对力学性能影响方面的研究尚不够充分,未来在以下几方面需更多的关注:

(1) 淬火时由于Si原子从基体向共晶Si相扩散,具有较高的淬火敏感性,时效后强度随淬火速度的增加而增加,伸长率与淬火速度的关系较为复杂,且与合金成分有关,而关于淬火速率对时效强度影响的研究较少,尤其是含Cu的Al-Si系铸造合金。

(2) 在170~210℃温度范围内,Al-Si-Mg合金的人工时效具有相近的峰值屈服强度,而含Cu合金的峰值屈服强度随时效温度的升高而降低。在Al-Si-Cu-Mg合金中有多种可能的沉淀相析出顺序,目前的研究尚未完全理清决定沉淀相实际析出顺序的影响因素。

(3) 此外,用于预测铝合金组织和力学性能变化的数值模型的开发主要集中在变形铝合金上,而忽略了拥有更复杂组织的铸造铝合金,并且没有考虑固溶处理组织的演变及其对后续时效行为的影响。

参考文献:

- [1] SHAJI M C, RAVIKUMA K K, RAVI M, et al. Development of a high strength cast aluminum alloy for possible automotive applications [J]. Materials Science Forum, 2013, 25 (30): 54-58.
- [2] 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.
- [3] 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.
- [4] EMMA S, SALEM S. The heat treatment of Al-Si-Cu-Mg casting alloys [J]. Journal of Materials Processing Tech, 2010, 210 (10): 1249-1259.
- [5] 唐奇. A356铝合金中富铁相组织演变规律及控制[D].重庆: 重庆大学, 2018.
- [6] STANIC D, ZOVKO B Z, LI L. Influence of copper addition in AlSi₁₀MgCu alloy on microstructure development and tensile strength improvement [J]. Metals, 2020, 10 (12): 1623-1623.
- [7] 樊振中, 王胜强, 陆政, 等. 高强韧Al-Si-Mg合金成分设计与优化 [J]. 特种铸造及有色合金, 2015, 35 (3): 232-236.
- [8] COLOMBO M. Effects of Er and Zr additions on the as-cast Microstructure and on the solution-heat-treatment response of innovative Al-Si-Mg based alloys [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2020, 51 (2): 1000-1011.
- [9] 俞德新, 胡欧林, 曾瑞祥, 等. 热处理工艺对低硅Al-Si-Mg铸造铝合金组织和力学性能的影响 [J]. 上海金属, 2020, 42 (4): 66-71, 77.
- [10] ROMETSCH P A, ARNBER G L, ZHANG D L. Modelling dissolution of Mg₂Si and homogenisation in Al-Si-Mg casting alloys [J]. Cast Metal. Res., 1999, 12: 1-8.

- [11] CHEN R, XU Q, GUO H, et al. Modeling the precipitation kinetics and tensile properties in Al-7Si-Mg cast aluminum alloys [J]. *Mater Sci Eng A*, 2017, 685: 403–416.
- [12] GU C, LU Y, CINKILIC E, et al. Predicting grain structure in high pressure die casting of aluminum alloys: A coupled cellular automaton and process model [J]. *Comput. Mater. Sci.* 2019, 161, 64–75.
- [13] CINKILIC E, YAN X Y, LUO A A. Modeling precipitation hardening and yield strength in cast Al-Si-Mg-Mn alloys [J]. *Metals*, 2020, 10 (10): 1356–1357.
- [14] EMMA S, SALEM S. Optimization of solution treatment of cast Al-7Si-0.3Mg and Al-8Si-3Cu-0.5Mg alloys [J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2014, 45 (4): 1916–1927.
- [15] LI Z, SAMUEL A M, SAMUEL F H, et al. Effect of alloying elements on the segregation and dissolution of CuAl_2 phase in Al-Si-Cu 319 alloys [J]. *Mater Sci*, 2003, 38: 1203–1218.
- [16] 梁智萍, 关创, 印厚尚, 等. 铸造Al-Si-Cu系合金及复合材料研究现状与展望 [J]. *热加工工艺*, 2019, 48 (20): 15–19.
- [17] 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.
- [18] KUCHARIKOVA L, TILLOVA E, ŠVECOVA I. Consequences of inappropriate temperatures of the solution heat treatment in Al-Si-Cu cast alloys [J]. *Defect and Diffusion Forum*, 2020, 5976: 357–364.
- [19] 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.
- [20] 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.
- [21] MOHAMED A, SAMUEL A, SAMUEL F, et al. Influence of additives on the microstructure and tensile properties of near-Eutectic Al-10.8% Si cast alloy [J]. *Materials & Design*, 2009, 30 (10): 3943–3957.
- [22] SAMUEL A, DOTY H, VALTIERRA S, et al. Defects related to incipient melting in Al-Si-Cu-Mg alloys [J]. *Materials & Design*, 2013, 52: 947–956.
- [23] WANG P S, LEE S L, LIN J C, et al. Effects of solution temperatures on mechanical properties of 319.0 aluminum casting alloys containing trace beryllium [J]. *Journal of Materials Research*, 2000, 15 (9): 2027–2035.
- [24] RAGAB K A. The use of fluidized sand bed as an innovative technique for heat treating aluminum based castings [D]. Université du Québec à Chicoutimi, 2012.
- [25] SABAU A S, VISWANATHAN S. Microporosity prediction in aluminum alloy castings [J]. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 2002, 33 (2): 243–255.
- [26] FRACASSO F. Influence of quench rate on the hardness obtained after artificial ageing of an Al-Si-Mg alloy [D]. Master Thesis, University of Padova, Padova, Italy, 2010.
- [27] LIU M, ZHANG Z, BRETON F, et al. Investigation of the quench sensitivity of an AlSi10Mg Alloy in permanent mold and high-pressure vacuum die castings [J]. *Materials*, 2019, 12: 1876.
- [28] MILKEREIT B. Continuous cooling precipitation diagram of cast aluminium alloy Al-7Si-0.3Mg [J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2014, 24 (7): 2025–2033.
- [29] BYCZYNSKI G E, KIERKUS W T, NORTHWOOD D O, et al. The effect of quench rate on mechanical properties of 319 aluminum alloy castings [J]. *Materials Science Forum*, 1996, 217 (222): 783–788.
- [30] 隋育栋. Al-Si-Cu-Ni-Mg系铸造耐热铝合金组织及其高温性能研究 [D]. 上海: 上海交通大学, 2016.
- [31] COLLEY L J. Microstructure-property models for heat treatment of A356 aluminum alloy [D]. University of British Columbia, 2011.
- [32] GLADMAN T. Precipitation hardening in metals [J]. *Materials science and technology*, 1999, 15 (1): 30–36.
- [33] SHAHA S K. Development and characterization of cast modified Al-Si-Cu-Mg alloys for heat resistant power train applications [D]. Ryerson University, 2015.
- [34] 陈宇强, 张文涛, 张浩, 等. T6I6处理对Al-Si-Mg-Cu铸铝时效析出及疲劳行为的影响 [J]. *材料导报*, 2020, 34 (14): 14122–14128.
- [35] 龙慧池. Al-Si-(Mg)合金热处理对微观结构与宏观性能的影响[D].湖南: 湖南大学, 2013.
- [36] MOHAMED F I. Effect of aging conditions on precipitation hardening in Al-Si-Mg and Al-Si-Cu-Mg alloys [J]. *International Journal of Metal Casting*, 2017, 11 (2): 274–286.
- [37] ESKIN D G. Decomposition of supersaturated solid solutions in Al-Cu-Mg-Si alloys [J]. *Mater. Sci.*, 2003, 38: 279–290.
- [38] JAVIDANI M, LAROUCHE D, CHEN X G. Assessment of post-eutectic reactions in multicomponent Al-Si foundry alloys containing Cu, Mg, and Fe [J]. *Metallurgical & Materials Transactions A*, 2015, 46 (7): 2933–2946.
- [39] LIANG D. Atomic-scale investigation into precipitated phase thickening in Al-Si-Mg-Cu alloy [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2018, 766: 973–978.
- [40] CALLISTER W D. *Fundamentals of materials science and engineering: an integrated approach* [J]. Wiley John & Sons, 2008, 34 (6):

824.

- [41] EMMA S, SEIFEDINE S. Artificial ageing of Al-Si-Cu-Mg casting alloys [J]. *Materials Science & Engineering A*, 2011, 528 (24) : 7402–7409.
- [42] WANG G, BIAN X, LIU X, et al. Effect of Mg on age hardening and precipitation behavior of an AlSiCuMg cast alloy [J]. *Mater Sci*, 2004, 39: 2535–2537.
- [43] AMMAR H R, SAMUEL A M, SAMUEL F H, et al. Influence of aging parameters on the tensile properties and quality index of Al-9 pct Si-1.8 pct Cu-0.5 pct Mg 354-type casting alloys [J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2012, 43 (1) : 61–73.
- [44] FARKOOSH A R, PEKGULERYUZ M. Enhanced mechanical properties of an Al-Si-Cu-Mg alloy at 300 °C: Effects of Mg and the Q-precipitate phase [J]. *Mater Sci Eng A*, 2015, 621: 277–286.
- [45] 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]. *Mater Sci Eng A*, 2015, 648: 340–349.
- [46] TORSÆTER M, LEFEBVRE W, MARIOARA C D, et al. Study of intergrown L and Q' precipitates in Al-Mg-Si-Cu alloys [J]. *Scripta Mater*, 2011, 64: 817–820.
- [47] SAITO T, MARIOARA C D, ANDERSEN S J, et al. Aberration corrected HAADF-STEM investigations of precipitate structures in Al-Mg-Si alloys with low Cu additions[J], *Philos Mag A*, 2014, 94: 520–531.
- [48] LI Y J, BRUSETHAUG S, OLSEN A. Influence of Cu on the mechanical properties and precipitation behavior of AlSi7Mg0.5 alloy during aging treatment [J]. *Scripta Mater*, 2006, 54: 99–103.
- [49] WANG G, SUN Q, FENG L, et al. Influence of Cu content on ageing behavior of AlSiMgCu cast alloys [J]. *Mater Design*, 2007, 28: 1001-1005.

Research Progress on Heat Treatment of Al-Si Cast Alloys

XIONG Jun-jie^{1,2}, LI Yin³, FENG Zhi-jun^{1,4}, LI Yu-fei^{1,2}, MA Ying-bo⁴

(1. State Key Laboratory of Light Alloy Casting Technology for High-end Equipment, Shenyang 110022, Liaoning, China; 2. Shenyang Foundry Research Institute Co., Ltd., Shenyang 110022, Liaoning, China; 3. China Shipbuilding Equipment&Materials Northeast Co., Ltd., Shenyang 110011, Liaoning, China; 4. Shenyang Research Casting Technology Co., Ltd., Shenyang 110141, Liaoning, China)

Abstract:

Heat treatment is an important method to improve the mechanical properties of Al-Si cast alloys. The research progress in heat treatment process of Al-Si cast alloys was expounded based on the investigations at home and abroad, focusing on the strengthening mechanism, microstructure, aging precipitation sequence of precipitates and the effects on mechanical properties, and provided a reference for subsequent research and development. It is found that the changes occurring during solution treatment have been relatively well understood, and the equilibrium phase diagram can be used to predict the stability of phases at the solution treatment temperature. The influence of quench rate on subsequent artificial ageing needs to be studied further.

Key words:

cast aluminum alloys; heat treatment; mechanical properties; microstructure