

基于 JmatPro 对 Al-Mg-Si-Cu-La 合金析出相及性能的研究

刘云鹤¹, 刘桐宇¹, 宋 来¹, 孔占琦¹, 任玉艳², 李英民¹, 高 岩³

(1. 沈阳工业大学材料科学与工程学院, 辽宁沈阳 110870; 2. 潍坊科技学院机械工程学院, 山东潍坊 262700;

3. 沈阳师范大学实验教学中心, 辽宁沈阳 110034)

摘要: 为了进一步探究Cu含量对Al-Mg-Si-Cu-La合金析出相及性能影响, 利用材料相图及性能模拟软件JMatPro对Al-Mg-Si-Cu-La合金进行热力学模拟计算, 得到不同Cu添加量下的平衡相和亚稳相的含量。结果表明: 随着Cu含量的增加, 室温下合金的强化 β (Mg_2Si)相和Q ($Al_3Cu_2Mg_8Si_6$)相的含量基本没有变化, θ (Al_2Cu)相的含量逐渐增多, 亚稳相 β' (Mg_9Si_5)相的含量越来越少, θ' (Al_2Cu)相和GP区的含量逐渐增多, Q' ($Al_{3.8}Mg_{8.6}Si_7Cu$)相含量先后增多后减少。合金的力学性能模型表明, 增加Cu含量会提高合金的力学性能, 当Cu含量为4wt.%时, 合金的抗拉强度和硬度均达到最大, 但当Cu含量为5wt.%时合金抗拉强度和硬度开始下降。

关键词: JMatPro; 平衡相; 亚稳相; GP区; 力学性能

作者简介:

刘云鹤(1997-), 男, 硕士, 主要研究方向为Al-Mg₂Si复合材料。E-mail: 862895915@qq.com

通讯作者:

刘桐宇, 男, 博士, 副教授。E-mail: tongyu311@sut.edu.cn

中图分类号: TG113

文献标识码: A

文章编号: 1001-4977(2023)

07-0838-08

基金项目:

辽宁省教育厅科学研究基金项目(No.LJKZ0121); 辽宁省自然科学基金(No.2021-BS-156)。

收稿日期:

2022-12-12 收到初稿,

2023-02-15 收到修订稿。

Al-Mg-Si-Cu合金具有比强度高、加工性能好、抗腐蚀性能好等特点, 广泛应用于高铁、汽车、航空航天等工业^[1]。与Al-Mg-Si三元合金相比, Al-Mg-Si-Cu四元合金具有更高的强度。利用6XXX系铝合金的析出强化特性提高铝合金板材的人工时效硬化性能, 铝合金的晶粒细化是近年来研究的热点^[2-6]。然而, 由于Al-Mg-Si-Cu是四元合金, 其过饱和固溶体的脱溶方式很复杂, 时效析出过程中除了形成 β 系列相外, 还会形成四元的Q系列相, 并可能出现 θ 系列相。随着合金的化学成分以及时效的温度和时间的改变, 过饱和固溶体的脱溶方式也将发生改变, 析出相的顺序以及时效处理后得到的沉淀析出相的种类、尺寸和分布会不同。而不同的沉淀析出相对位错的阻碍能力不同, 因此合金最终的强化效果也将发生改变。稀土微合金化是改性合金的一种重要手段, 马鸣檀发现适量的稀土元素La的加入可以对 Mg_2Si 相产生吸附-毒化作用, 促进 Mg_2Si 相生长的各向同性, 从而有利于 Mg_2Si 形核。且由于共晶反应生成的二元相Al4La在凝固过程中会先于 Mg_2Si 结晶形核, 这使其可以成为初生 Mg_2Si 相的异质形核质点, 使 Mg_2Si 相的形核率得到提升, 进一步细化了初生 Mg_2Si 相的晶粒尺寸^[7]。如果能弄清Al-Mg-Si-Cu-La合金的析出规律, 就可以优化合金成分和热处理工艺以获得更优良的综合性能。

随着计算机技术的不断蓬勃发展, 数值模拟技术得到了快速进步, 在解决冶金工程众多问题上具有很大优势, 成为当今材料界非常热门的研究方向之一^[8-9]。近年来, 基于CALPHAD方法开发的许多计算软件已被广泛应用于多种类型的复杂合金, 包括铝合金。然而, 与其他软件包相比, JMatPro的优势在于除了相平衡计算之外, 它还可以用于模拟多组分合金的性能。可以计算不同时效参数下合金相组成变化, 在节能环保的同时提高了实验效率, 显著减少试验工作量。所以在本研究中, 我们将使用利用JMatPro研究Al-Mg-Si-Cu-La合金的析出相的相图以及不同Cu含量下合金的力学性能。

1 试验方案

1.1 试验材料

本研究所选用的合金是以Al-6.3Mg-3.7Si-La合金为基体的不同Cu含量的(质量分数)合金系。该合金系的各组元的质量分数如表1所示。

表1 Al-6.3Mg-3.7Si-Cu-La合金系的成分
Table 1 Composition of Al-6.3Mg-3.7Si-Cu-La alloy system
 $w_B / \%$

| 合金 | Mg | Si | Cu | Al |
|-----|-----|-----|----|----|
| Cu1 | 6.3 | 3.7 | 1 | 余量 |
| Cu2 | 6.3 | 3.7 | 2 | 余量 |
| Cu3 | 6.3 | 3.7 | 3 | 余量 |
| Cu4 | 6.3 | 3.7 | 4 | 余量 |
| Cu5 | 6.3 | 3.7 | 5 | 余量 |

1.2 模型理论

热力学计算的理论基础是CALPHAD法(计算相图)^[10]。它的科学基础在于系统中的每个相都可以用一个数学方程所描述的热力学模型来表示。当整个体系的吉布斯能达到最小时,体系达到平衡。在一些区域平衡态可以是各种相的混合物或仅仅是稳定的单相。

在多组分体系中,相的吉布斯能大致可以用一般方程表示:

$$G_m = \sum_i x_i G_i^0 + RT \sum_i x_i \ln x_i + \sum_{i,j} > 1 x_i x_j \sum_v \Omega_v (x_i - x_j)^2 \quad (1)$$

式中: G_m 为相的吉布斯能, $\sum_i x_i G_i^0$ 为纯组分的吉布斯能, $RT \sum_i x_i \ln x_i$ 为理想熵, $\sum_{i,j} > 1 x_i x_j \sum_v \Omega_v (x_i - x_j)^2$ 为带有相互作用参数的成对相互作用项。 x_i 、 x_j 是不同合金组分的摩尔分数, T 是温度, R 是气体常数。 Ω_v 是依赖于 v 值的相互作用系数。当 v 的值被限制为0时,它对应于正规溶液模型,当提供了0和1的值时,它对应于亚规则溶液模型。实际上,数值通常不会超过2。

对于力学性能,模型考虑了两种强化机制,即固溶强化机制和沉淀强化机制,其形式如下:

$$\sigma_y = \sigma_i + \Delta \sigma_{ss} + \Delta \sigma_{ppt} \quad (2)$$

式中: σ_i 为基体的本征强度, $\Delta \sigma_{ss}$ 为固溶体贡献, $\Delta \sigma_{ppt}$ 为颗粒强化贡献。由于该模型由一系列复杂的方程组成,强度模型的细节可以在其他地方找到^[11-12]。

1.3 微观结构测试

对选定的具有代表性的合金进行了显微组织测试,以揭示这类合金的显微组织特征。做法如下:待铸件冷却后,在铸件底部相同位置处切取若干10 mm × 10 mm × 10 mm的立方体试样,并对若干试样进行固溶时效处理,选择力学性能最好的试样进行表面粗磨、细磨及抛光处理。随后,选用浓度为0.5%的HF水溶液

对试样进行腐蚀,腐蚀时间约为15~20 s。腐蚀后,用酒精清洗试样表面并吹干。利用S-3400N型扫描电子显微镜对上述金相试样进行显微组织观察、形貌图像采集和能谱分析EDS。利用XRD-7000型X射线衍射仪对上述试样进行XRD检测。选择Cu靶K α 射线,设定射线管的工作电压和电流分别是40.0 kV和30.0 mA;扫描速度为4 deg/min,扫描范围为10°~90°。

2 结果与讨论

2.1 稳定相平衡计算

通过JMatPro软件计算的不同铜含量的Al-Mg-Si-Cu-La合金中平衡相组成如图1所示。从图1可以看出,平衡态存在多种析出相,如 β 相、 θ 相和Q相,其中Q相的析出量仅有0.67%。其他相,如 $Al_{11}La_3$,也在凝固过程中形成,因为在合金中添加了少量的Al-10La作为细化剂。然而,主要的合金元素,即硅、镁和铜,对决定合金整体性能的主要相的形成起主导作用。在本研究中,只研究不同Cu含量的影响,而Mg和Si的含量固定在6.3%和3.7%,不讨论其对析出相和力学性能的影响。图1a-e结果表明,Cu含量在1%~5%范围内变化时,合金中未形成新相。平衡相图表明, β 相和 θ 相是两个主要相,都存在于平衡态,而随着Cu含量的增加,对Q相和 $Al_{11}La_3$ 的析出量影响不大,但对Q相的析出温度却变化很大。高温时首先析出 β 相,紧接着析出 $Al_{11}La_3$ 相($Al_{11}La_3$ 相弥散沉淀起到异质形核作用^[7]),Q相的析出伴随着 β 相的减少,当 β 相析出量达到最少时,Q相析出量达到最大,在这个温度下随着Q相开始减少,开始生成新相 θ 相,并且 β 相也开始增加,随着Q相析出量逐渐趋于稳定, β 相和 θ 相两个主要相也开始趋于稳定,最后析出量趋向于一个定值。表2为合金凝固至室温(20℃)时所含第二相的具体种类及含量。

Cu的变化对 β (Mg_2Si)、 θ (Al_2Cu)和Q($Al_5Cu_2Mg_8Si_6$)相的析出的影响如图2所示,随着Cu含量的增加,室温下 β 相的含量没有变化,但起始析出温度有所降低,从590℃减少到580℃。这是因为要满足 β 相的析出与长大,只有通过降低温度增加过冷度的方法来实现,这也是随着Cu含量的增加, β 相的析出温度越来越低的原因。图2a显示在510℃时 β 相随着Cu含量的增加其析出量越来越小,在Cu含量为5%时达到最低值,这是因为合金中有更多的Cu,会引起合金组织中的部分 Mg_2Si 相逐步向Q相转变。如图2b所示,随着Cu含量的增加, θ 相析出量越来越大。 θ 相析出量增大的原因合金中有更多的Cu,所以更多的 θ 相倾向于析出。如图2c所示,虽然Cu含量的变化对室温平衡Q相析出量的影响不显著,但随着Cu含量的

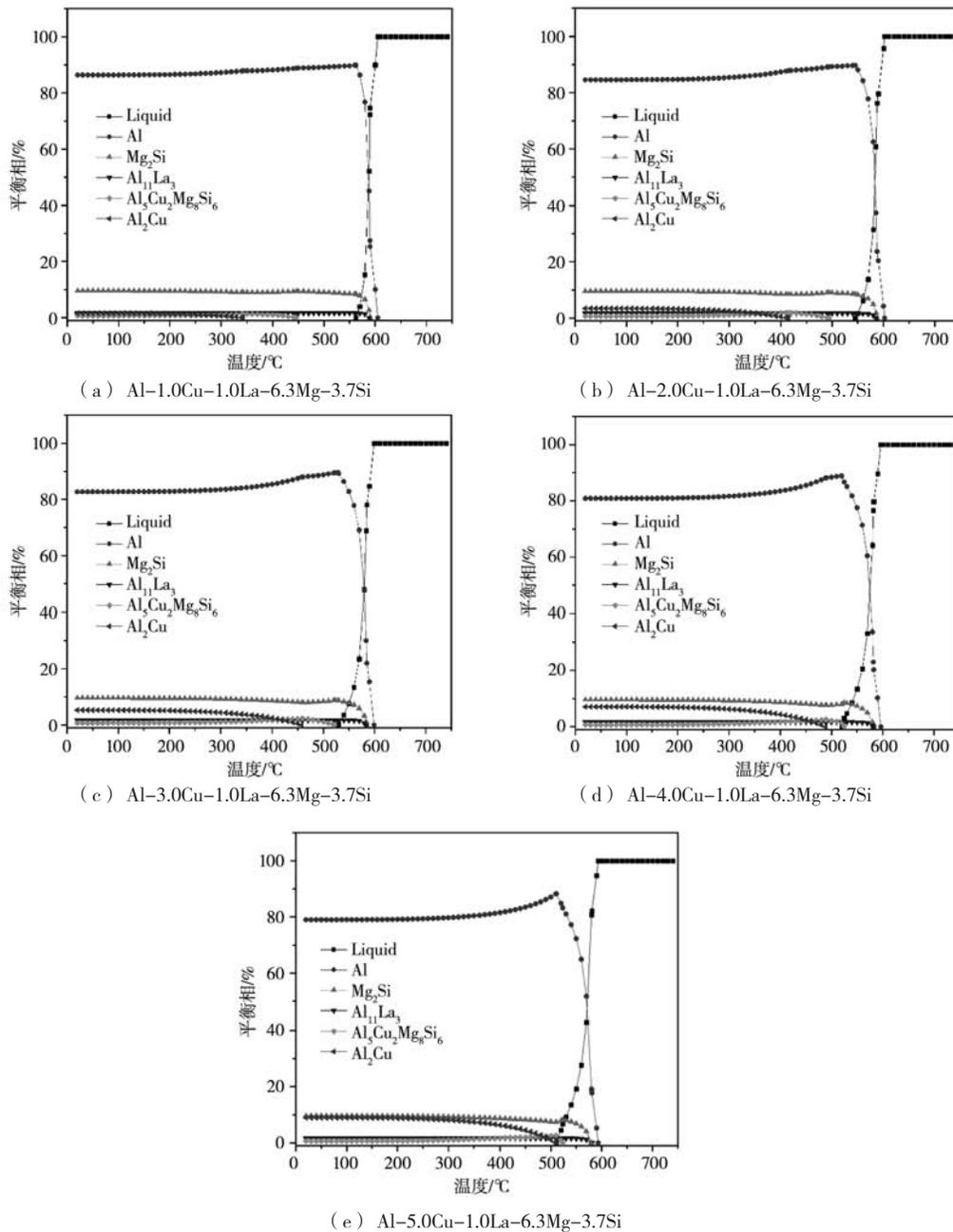


图1 合金平衡相析出量与温度之间的关系

Fig. 1 Calculated dependences of precipitation phases on temperature

表2 室温下不同Cu添加量对合金中各析出相含量的影响

Table 2 Effects of different Cu additions on the contents of precipitated phases in the alloy at room temperature

| Cu | α (Al) | β (Mg_2Si) | θ (Al_2Cu) | Q ($Al_3Cu_2Mg_8Si_6$) | $Al_{11}La_3$ |
|-----|---------------|----------------------|-----------------------|--------------------------|---------------|
| 1.0 | 86.41 | 9.61 | 1.60 | 0.67 | 1.71 |
| 2.0 | 84.56 | 9.61 | 3.45 | 0.67 | 1.71 |
| 3.0 | 82.71 | 9.61 | 5.30 | 0.67 | 1.71 |
| 4.0 | 80.86 | 9.61 | 7.15 | 0.67 | 1.71 |
| 5.0 | 79.01 | 9.61 | 9.0 | 0.67 | 1.71 |

 $w_B / \%$

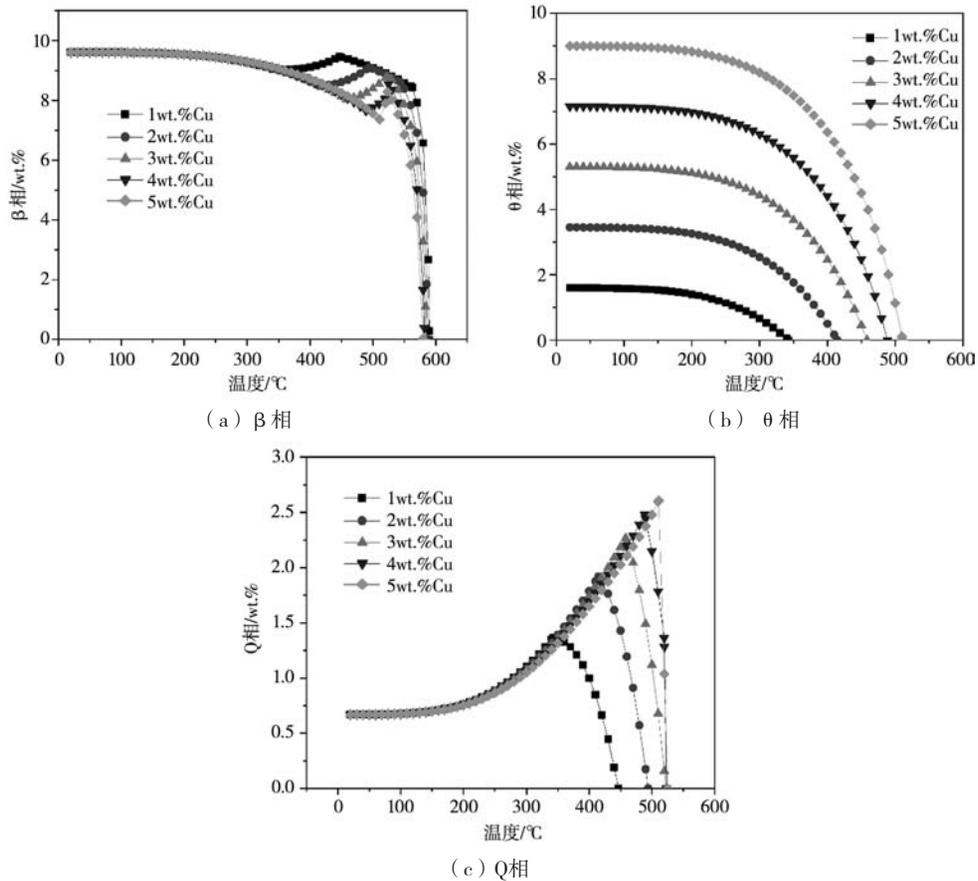


图2 不同Cu添加量对三种强化相的含量随温度的变化

Fig. 2 Changes of the contents of three strengthening phases with different Cu addition levels as a function of temperature

增加, Q相的质量分数达到峰值的温度也越来越高, 并且会提高Q相析出温度。

2.2 亚稳态相平衡计算

研究表明, 铝合金中GP区、过渡相(亚稳相)、平衡相的尺寸、数量和分布基本上决定了合金的宏观性能^[13-14]。在时效过程中, 不可避免地会存在一些亚稳相的析出, 使合金的时效沉淀过程相当复杂。Al-Mg-Si-Cu-La合金是通过时效过程中析出一种或多种β、θ和Q相及其亚稳相组成一种复杂的显微组织而强化的。影响Al-Mg-Si-Cu-La合金的析出相种类有两种, 一是改变Mg/Si比值, 二是改变合金中的Cu含量, 进而影响合金的性能。这里主要讨论Cu含量的变化对合金的亚稳相析出的影响。在这种情况下, CALPHAD方法可以应用于多种亚稳情况, 假设亚稳相由固溶处理温度淬火的Al相形成。在本文中, 通过热力学计算研究了不同Cu含量对亚稳相形成的影响。

图3显示了亚稳硬化阶段图, 亚稳相β'、θ'、Q'以及GP区出现在合金中, GP区通常比β'、θ'、Q'更不稳定, 所以在β'、θ'、Q'生成之前生成, θ'相随

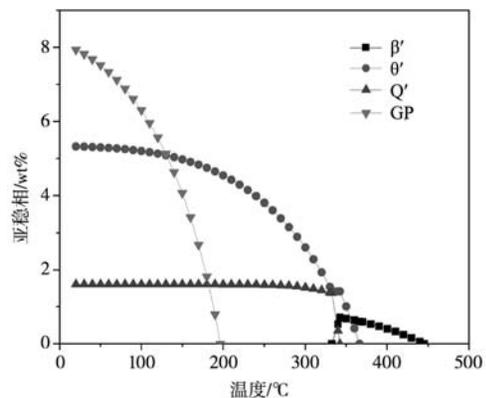


图3 4%Cu的合金中亚稳相随温度变化

Fig. 3 Metastable variation of 4%Cu alloy with temperature

着温度的下降逐渐达到峰值, 可以发现随着Q'相的析出, β'相的析出量开始减少, 温度为332.5°C时β'相完全转变成Q'相。研究发现沿晶格β'的[0001]方向转动10°可以得到Q也即type-C的晶格, 据此他们认为Q相和type-C相可能是由β'转变而来^[15]。图4a~d显示了Cu的变化对四种亚稳相形成的影响。Cu含量的增加有利于主要硬化相θ'含量的增加, 开始析出温度也由

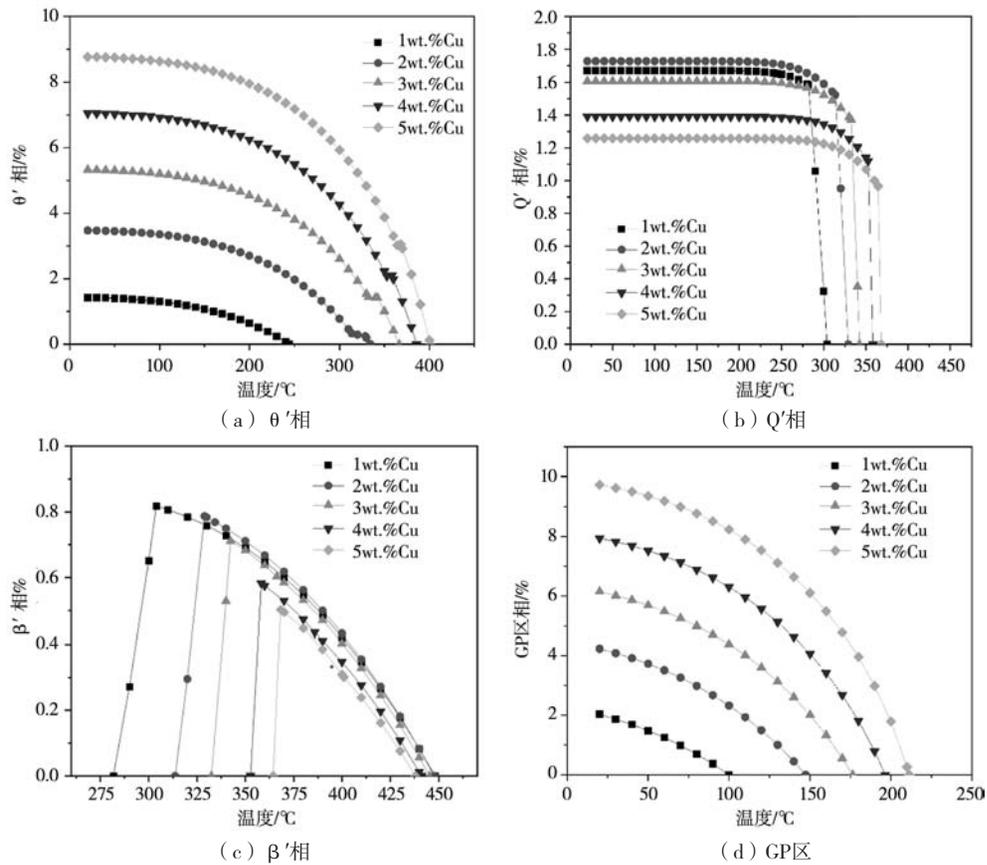


图4 在不同Cu含量下,合金中主要亚稳相的含量随温度变化

Fig. 4 The quantity of main metastable phases changes with temperature at various Cu contents

244 °C升高到401 °C。 β' 相含量是一直减少,开始析出温度也由448 °C降到438 °C。然而对 θ' 相含量是先增加后减少,在Cu含量为2%时 Q' 相含量达到最大为1.7%,开始析出温度也由304 °C升高到368 °C。随着Cu含量从1%增加到5%,GP区的析出量逐渐增加,如图4d所示。GP区的开始析出温度从100 °C升高到到211.5 °C。这是因为Al-Mg-Si合金内添加Cu元素,会降低Mg原子和Si原子的迁移率,这就意味着析出相的形核长大需要

在更高的温度下形成,因此,添加Cu可以抑制室温下Mg-Si共同团簇的形成,因而有更多的Mg和Si原子继续固溶在铝基体中,提高了后期人工时效的过饱和度,增加了后期人工时效的时效动力^[16]。

2.3 不同Cu含量下力学性能模拟计算

不同Cu含量下,Al-Mg-Si-Cu-La合金的力学性能随冷却速率变化的仿真结果如图5所示。随着Cu含量

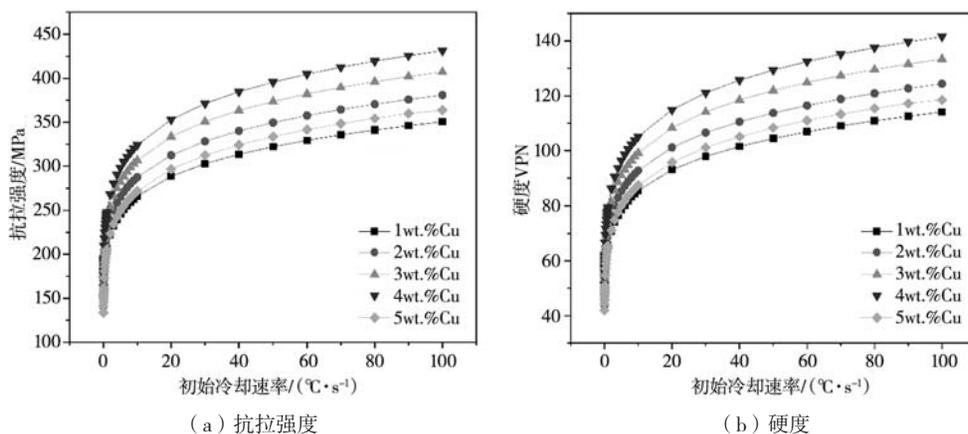


图5 Cu含量在1%~5%之间合金的力学性能

Fig. 5 Mechanical properties of the alloys with various Cu contents between 1% and 5%

的增加,合金的抗拉强度和硬度逐渐升高,在Cu含量为4%时各项力学性能指标达到极值;继续增加Cu的含量,合金性能下降。为此,本团队研究了不同Cu添加量的Al-Mg-Si-Cu-La合金的各项力学性能指标,研究表明,实验数据与仿真结果一致,详见后文。

Cu含量增加会使力学性能提高,是因为一方面随着Cu含量的增加,强化相 θ (Al_2Cu)的数量增多,从而提高了合金的强度;另一方面, θ (Al_2Cu)相一般分布在晶界或者共晶 Mg_2Si 周围, θ (Al_2Cu)相可以打断共晶 Mg_2Si ,有细化 Mg_2Si 的作用,减少应力集中提高了合金的强度。

然而过量的Cu含量会使力学性能严重下降,主要是因为:随着Cu含量的进一步增加,虽然强化相 Q ($\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$)和 θ (Al_2Cu)的数量增多,但也会导致部分强化相尺寸长大,这些粗大相存在于晶界处,削弱了晶粒之间的结合强度,成为了合金中的脆性相,这可能就是当Cu含量为5%,合金性能反而快速下降的原因。

2.4 试验验证

2.4.1 显微组织验证

合金的微观结构评估对于相变的验证很重要,因为单独的模拟仿真工作不能直接揭示被测合金的微观

结构特征。根据扫描电镜金相图片(图6),结合EDS(图7)和XRD(图8)的分析结果,可以确定呈细小的长条状组织是 β (Mg_2Si)相(A点),呈银白色不规则的粗糙形状的组织是 θ (Al_2Cu)相(B点),灰白色针状的组织是 $\text{Al}_{11}\text{La}_3$ 相(C点)。点状分布的组织是 Q ($\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$)相(D点)。随着Cu含量的增加,析出的 θ (Al_2Cu)和 Q ($\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$)相作为其中的强化贡献相,对力学性能的提升也得到了证实实

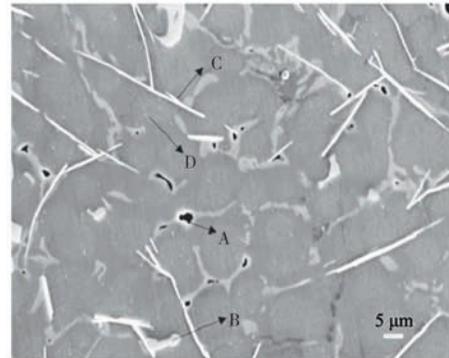
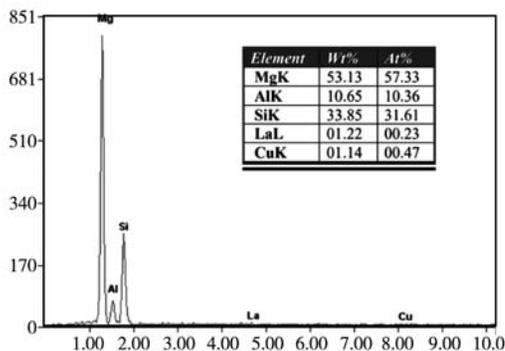
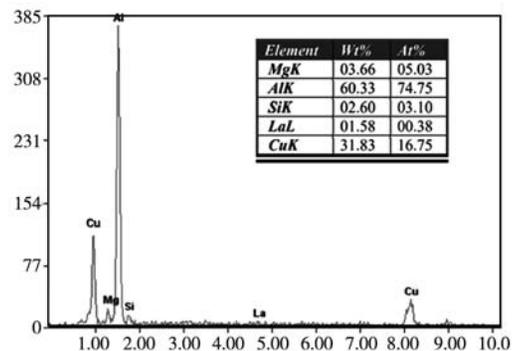


图6 Al-6.3Mg-3.7Si-4.0Cu-La合金180 °C时效5 h的显微组织:显示 β 相、 θ 相、 $\text{Al}_{11}\text{La}_3$ 相和 $\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$ 相

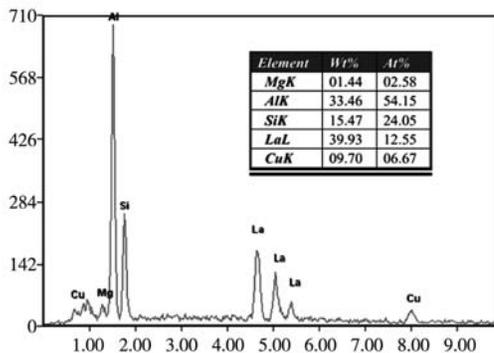
Fig. 6 Microstructures of alloy Al-6.3Mg-3.7Si-4.0Cu-La, aged at 180 °C for 5 h, showing β phase, θ phase, $\text{Al}_{11}\text{La}_3$ particle and $\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$ phase



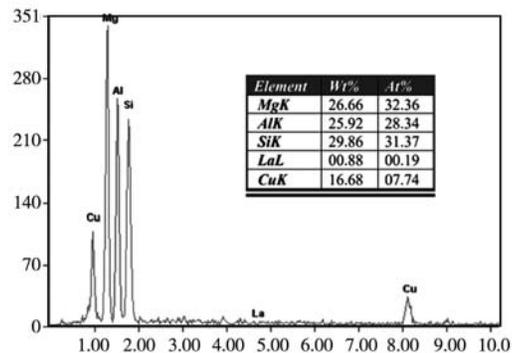
(a) 图6中A点



(b) 图6中B点



(c) 图6中C点



(d) 图6中D点

图7 图6中A、B、C、D点对应的EDS结果

Fig. 7 Fig. 6 A, B, C and D corresponding EDS results

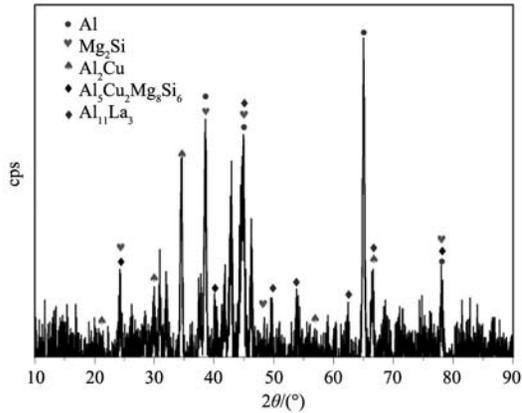
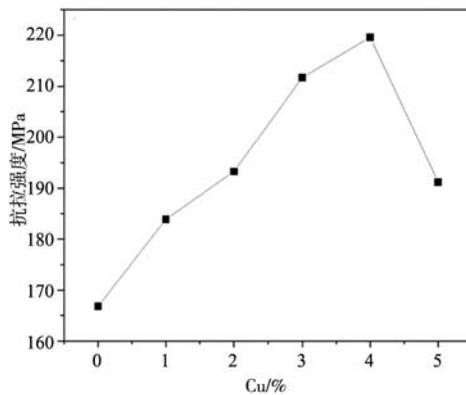
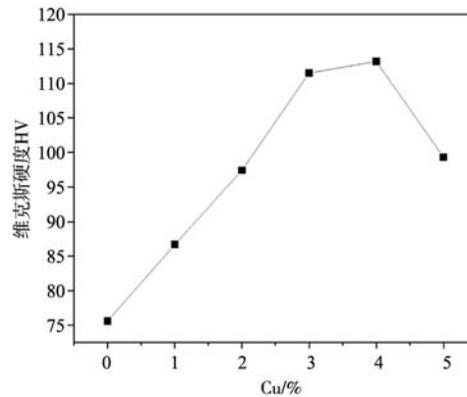


图8 Al-6.3Mg-3.7Si-4.0Cu-La合金180 °C时效5 h的XRD图谱
Fig. 8 XRD pattern of Al-6.3Mg-3.7Si-4.0Cu-La alloy aged at 180 °C for 5 h



(a) 抗拉强度



(b) 硬度

图9 铸态下不同Cu含量下的合金的力学性能

Fig. 9 Mechanical properties of the as cast alloy with different Cu contents

3 结论

(1) Cu含量对 β (Mg_2Si)相和 Q ($Al_5Cu_2Mg_8Si_6$)相的含量没有影响,但对 θ (Al_2Cu)相影响很大, θ (Al_2Cu)相的含量随着Cu含量的增加,从1.6%增加到9.0%。

(2) Cu含量的增加有利于亚稳相 θ' 相、GP区含量的增加。 β' 相含量是随着Cu含量的增加而减少。 Q' 相含量随Cu含量的增加出现先增加后减少的现象,在Cu含量为2%时达到最大为1.73%。

实验观察结果与该合金仿真过程中的预测结果一致。

2.4.2 Cu对力学性能的影响

图9为合金在铸态下的力学性能。可以看出,未添加Cu拉伸试样的抗拉强度和硬度值分别为166.9 MPa和HV 75.6。随Cu含量增加,抗拉强度和硬度值先增加后减少。4%Cu试样的抗拉强度和硬度值达到最大,抗拉强度和硬度分别为219.6 MPa和HV 113.2,与未添加Cu试样相比,分别提高31.6%和49.7%,表明添加适量的Cu (4%)可提高铸态下Al-Mg-Si-Cu-La合金的力学性能。在Cu含量超过4%时,合金的力学性能开始下降。试验结果与模拟计算结果基本吻合。

(3) 模拟结果表明,随着Cu含量的增加,合金的抗拉强度、屈服强度、硬度逐渐升高,在Cu含量为4%的各项力学性能指标达到极值,继续增加Cu的含量使合金性能下降。

(4) 根据试验结果,可以确定呈细条状组织是 β (Mg_2Si),呈银白色不规则的粗糙形状的组织是 θ (Al_2Cu)相,灰白色针状的组织是 $Al_{11}La_3$ 相。点状分布的组织是 Q ($Al_5Cu_2Mg_8Si_6$)相。实验观察结果与该合金仿真过程中的预测结果一致。

参考文献:

- [1] IMMARIGEON JP, HO LT RT, KOUL AK, et al. Lightweight materials for aircraft applications [J]. Materials Characterization, 1995, 35 (1): 41-67.
- [2] 曹慧钦. 弥散强化铝合金的制备及性能研究 [D]. 北京: 北京科技大学, 2016.
- [3] 曹慧钦, 杨建, 罗骥, 等. 弥散强化铝合金的制备与性能研究 [C]//Lw2013第五届铝型材技术(国际)论坛, 广州: 2013.
- [4] 陈康华, 刘红卫, 刘允中. 强化固溶对Al-Zn-Mg-Cu合金力学性能和断裂行为的影响 [J]. 金属学报, 2001 (1): 29-33.
- [5] 崔忠圻, 覃耀春. 金属学与热处理 [M]. 2版. 北京: 机械工业出版社, 2007.

- [6] GLADMAN T. Precipitation hardening in metals [J]. *Materials Science and Technology*, 1999, 15 (1): 30-36.
- [7] 马鸣檀. 稀土La对Al-25wt.%Mg₂Si复合材料作用的研究 [D]. 沈阳: 沈阳工业大学, 2019.
- [8] 谢娟. Zn、Mg含量与热处理工艺对Al-Zn-Mg-Cu合金腐蚀特性及微观结构的影响 [D]. 长沙: 湖南大学, 2010.
- [9] 李东锋, 张新明, 刘胜胆, 等. 锌镁含量对Al-Zn-Mg-Cu 高强铝合金组织和性能的影响 [J]. *材料热处理学报*, 2016, 37 (3): 101-106.
- [10] SAUNDERS N, MIODOWNIKAP. Calphad-calculation of phase diagrams: A comprehensive guide, pergamon materials series, Vol 1, R.W.Cahn, Ed. [M]. Elsevier, Oxford, 1998.
- [11] FLOWER H M. High performance materials in aerospace [M]. Chapman & Hall, London, 1995.
- [12] SHERCLIFF H R, ASHBY M F. A process model for age hardening of aluminium alloys-I. the model [J]. *Acta Metallurgica Et Materialia*, 1990, 38 (10): 1789-1802.
- [13] 张国鹏. 热处理工艺对新型6XXX系铝合金组织与性能的影响 [D]. 长沙: 中南大学, 2010.
- [14] 杨文超. Al-Mg-Si-Cu系6005A合金的时效硬化行为及析出相的微观结构表征 [D]. 长沙: 中南大学, 2011.
- [15] MURAYAMA M, HONO K, MIAO W F, et al. The effect of Cu additions on the precipitation kinetics in an Al-Mg-Si alloy with excess Si [J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2001, 32A: 239-246.
- [16] CHATTERJEE D K, ENTWISTLE K M. Study of the effect of magnesium loss and of the addition of copper on the ageing of aluminium-magnesium-silicon alloys [J]. *J Jan Inst Light Met*, 1973, 101: 53-59.

Study on the Precipitated Phase and Properties of Al-Mg-Si-Cu-La Alloy Based on JmatPro

LIU Yun-he¹, LIU Tong-yu¹, SONG Lai¹, KONG Zhan-qi¹, REN Yu-yan², LI Ying-min¹, GAO Yan³

(1. School of Materials Science and Engineering, Shenyang University of Technology, Shenyang 110870, Liaoning, China; 2. School of Mechanical Engineering, Weifang University of Science and Technology, Weifang 262700, Shandong, China; 3. Experimental Teaching Center, Shenyang Normal University, Shenyang 110034, Liaoning, China)

Abstract:

In order to further explore the influence of Cu content on the precipitated phase and properties of Al-Mg-Si-Cu-La alloy, thermodynamic simulation of Al-Mg-Si-Cu-La alloy was carried out by using material phase diagram and property simulation software JMatPro, and the contents of equilibrium phase and metastable phase were obtained under different Cu addition levels. The results showed that with the increase of Cu content, the content of enhanced β (Mg₂Si) phase and Q(Al₃Cu₂Mg₈Si₆) phase had no change at room temperature, the content of θ (Al₂Cu) phase increased gradually, the content of metastable β' (Mg₉Si₅) phase decreased gradually, and the content of θ' (Al₂Cu) phase and GP zone increased gradually. Q'(Al_{3.8}Mg_{8.6}Si₇Cu) phase content increased first and then decreased. The mechanical property model of the alloy showed that increasing the Cu content would improve the mechanical properties of the alloy. When the Cu content was 4wt.%, the tensile strength (Rm) and hardness (HV) of the alloy reached the maximum, but when the Cu content was 5wt.%, the tensile strength and hardness of the alloy began to decrease.

Key words:

JMatPro; equilibrium phase; metastable phase; GP area; mechanical properties