文章编号：1004-0609(2011)09-2028-07

Al-Mg-Si -(Cu)铝合金在连续升温中的析出行为

李 海[1,3], 王秀丽[1,3], 史志欣[1,3], 王芝秀[1,2,3], 郑子樵[2]

(1. 常州大学 材料科学与工程学院，常州 213164；2. 中南大学 材料科学与工程学院，长沙 410083；
3. 常州大学 常州市先进金属材料重点实验室，常州 213164)

摘 要: 采用差示扫描量热法(DSC)研究了 Al-Mg-Si 和 Al-Mg-Si-Cu 铝合金的连续升温时效析出行为，并结合 JMA 方程分析 Cu 对该合金时效析出动力学的影响，计算出各种亚稳相析出动力学参数，进而得出各相析出的相关动力学表达式及 TTT 曲线。结果表明：Cu 显著地提高了 Al-Mg-Si 合金的时效硬化效果和速率，这与 Cu 的添加降低了析出激活能密切相关；Al-Mg-Si 合金原子团簇、GP 区、β'' 和 β' 的激活能分别为(67.3±1.5)、(96.9±3.5)、(106.6±3.1)和(158.9±3.9) kJ/mol；而 Al-Mg-Si-Cu 铝合金原子团簇、GP 区、β'' 、β' 、Q' 和 Q 相的激活能分别为(62.0±1.8)、(87.8±3.2)、(97.7±3.1)、(137.0±4.2)、(125.5±4.3)和(266.7±5.4) kJ/mol。

关键词： Al-Mg-Si-(Cu)铝合金；析出动力学；差热分析法；TTT 曲线
中图分类号： TG. 146; TG. 111. 5 **文献标志码：** A

Precipitation behaviors of Al-Mg-Si-(Cu) aluminum alloys during continuous heating

LI Hai[1,3], WANG Xiu-li[1,3], SHI Zhi-xin[1,3], WANG Zhi-xiu[1,2,3], ZHENG Zi-qiao[2]

(1. School of Materials Science and Engineering, Changzhou University, Changzhou 213164, China;
2. School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, China;
3. Key Laboratory of Advanced Metallic Materials of Changzhou City,
Changzhou University, Changzhou 213164, China)

Abstract: During continuous heating, differential scanning calorimetry (DSC) and micro-hardness test were used to study precipitation behaviors of Al-Mg-Si and Al-Mg-Si-Cu alloys. The influence of Cu on the precipitation kinetics of Al-Mg-Si alloy was analyzed. The kinetic parameters of metastable phases in Al-Mg-Si-(Cu) alloy were obtained by using Avrami-Johnson-Mehl (AJM) equation. TTT curves and the kinetic expresses of metastable phases for Al-Mg-Si-(Cu) alloy were further gained. The results show that the addition of Cu enhances the age-hardening effect and precipitation kinetics, which may be due to the decrease of precipitation activation energy caused by the addition of Cu. The average activation energies associated with the precipitation of Si/Mg/Si-Mg clusters, GP-zones, β'' and β' phases in Al-Mg-Si alloy are (67.3±1.5), (96.9±3.5), (106.6±3.1) and (158.9±3.9) kJ/mol, respectively. The average activation energies associated with the precipitation of Si/Mg/Si-Mg clusters, GP-zones, β'' , β' , Q' and Q phases for Al-Mg-Si-Cu alloy are (62.0±1.8), (87.8±3.2), (97.7±3.1), (137.0±4.2), (125.5±4.3) and (266.7±5.4) kJ/mol, respectively.

Key words: Al-Mg-Si-(Cu) aluminum alloy; precipitation kinetics; differential scanning calorimetry (DSC); TTT curves

从主要元素来看，时效硬化型 6000 系铝合金主要包括 Al-Mg-Si 和 Al-Mg-Si-Cu 二大类。由于该系合金具有密度低、强度中等、以及焊接性、成型性和耐蚀性优良等特点，在交通和航空上获得广泛应用。6000 系铝合金力学性能和物理性能与其时效析出特征密切相关。对于 Al-Mg-Si 三元合金而言，一般认为其析出

基金项目： 国家重点基础研究发展计划资助项目(2005CB623705)
收稿日期： 2010-09-15；**修订日期：** 2011-03-07
通信作者： 王芝秀，讲师，博士研究生；电话：13584510335；E-mail：xiu_wzx@sohu.com

序列[1−8]为：过饱和固溶体→Mg、Si、Mg-Si 原子团簇→GP 区→针状 β'' 相→杆状 β' 相→β 相(β 相+过剩 Si 相)。而在 Al-Mg-Si 三元合金中添加 Cu 时，由于四元 Q 相的出现，导致其析出序列也变得更为复杂，目前有关含 Cu 合金析出序列的看法还没有完全一致[6, 9−10]。但是根据本文的 DSC 曲线，可知文中 Al-Mg-Si-Cu 合金的 DSC 曲线上存在 6 个放热峰，这与 MIAO[6]等提出的析出序列相一致：过饱和固溶体→Mg、Si、Mg-Si 原子团簇→GP 区→针状 β'' 相→杆状 β' 相→板条状 Q'相→Q 相(Q 相+过剩 Si 相)。

尽管已有大量文献报道了 Al-Mg-Si-(Cu)铝合金在时效过程中析出序列和析出相晶体结构[1−15]，但迄今为止，有关 Al-Mg-Si-(Cu)合金析出动力学的研究数据仍显不足[1, 10]。本文作者在 DSC 分析的基础上并结合 JMA 方程得出了 Al-Mg-Si 和 Al-Mg-Si-Cu 两种合金析出转变过程的动力学参数，并绘制相应 TTT 曲线，比较了 Cu 对析出动力学的影响规律，期望为该系合金时效制度的制定提供理论依据和数据参考。

1　实验

实验合金以高纯 Al、Mg 锭 Al-50Cu、Al-9.97Mn 中间合金为原料，电阻炉熔炼，铸铁模浇注。铸锭经均匀化退火、热轧及冷轧成 2 mm 厚板材，合金化学成分如表 1 所列，两种合金成分主要区别在 Cu 含量。

表 1　实验合金化学成分

Table 1　Chemical compositions of investigated alloys (mass fraction, %)

Alloy	Si	Mg	Mn	Cr	Zr	Cu	Al
AlMgSi	1.23	1.13	0.5	0.12	0.12	0	Bal.
AlMgSiCu	1.25	1.10	0.5	0.13	0.12	0. 9	Bal.

从板材上截取尺寸为 d5 mm×2 mm 的 DSC 样品及 10 mm×10 mm×2 mm 的硬度样品。试样经过(540 ℃，30 min)固溶处理及室温水淬后，热分析在 DSC SP 型差示扫描量热仪上进行，以 10 ℃/min 的升温速度在氩气保护气氛中加热至 500 ℃。 所获得的 DSC 曲线需扣除高纯铝参考样基线。

时效硬化响应规律通过硬度测试来监控，时效温度为 180 ℃，在 HXD−1000TMC 显微硬度计上进行，硬度值取至少 10 个测量点的平均值。

2　结果与分析

2.1　时效硬化曲线

两种合金的 180 ℃时效硬化曲线如图 1 所示。随着时效时间延长，两种合金硬度均逐渐增加，达到峰值后缓慢下降，整个时效过程中只出现一个硬度峰值。但是，由于 Cu 的添加，AlMgSiCu 合金硬度明显高于 AlMgSi 合金，且硬化速率明显加快，软化速率降低。对于 AlMgSiCu 合金，时效 4 h 即可达到峰值硬度 170 HV，而 AlMgSi 合金需时效 8 h 达到 145 HV。

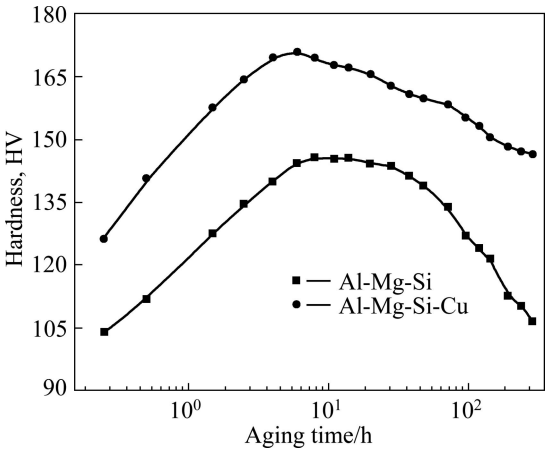

图 1　180 ℃时效硬化曲线

Fig.1　Hardness-time curves of alloys aged at 180 ℃

2.2　DSC 曲线

图 2 所示为两种合金经(540 ℃，30 min)固溶水淬后的 DSC 曲线。在 50~300 ℃范围内，两种合金具有 4 个类似的放热峰，即Ⅰ~Ⅳ。根据文献研究[1, 2−18]，

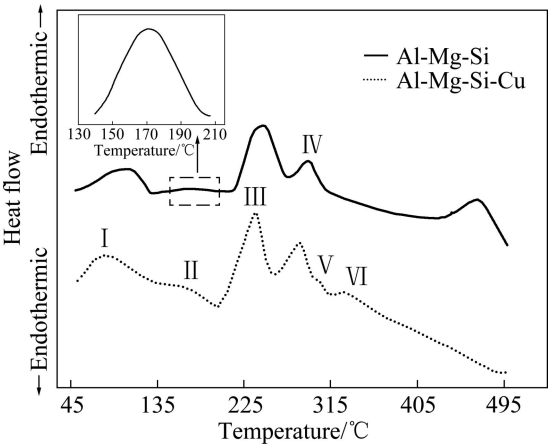

图 2　淬火态合金的 DSC 曲线

Fig.2　DSC curves of as-quenched alloys

这 4 个放热峰分别对应为 Mg、Si、Mg-Si 原子团簇、GP 区、β''相、β'相的析出。但由于 Cu 的添加，在 300~340 ℃温度区间内，AlMgSiCu 合金比 AlMgSi 合金多出两个放热峰Ⅴ和Ⅵ，分别为 Q'相和 Q 相的析出峰。

2.3 析出激活能计算

对于等温转变动力学，可用 Avrami-Johnson-Mehl[19−20]式来表达：

$$Y = 1 - \exp(-kt^n) \tag{1}$$

$$k = k_0 \exp(-Q/RT) \tag{2}$$

式中：Y 代表时间 t 内新增加的体积分数，参数 k、n 分别与形核类型和长大方式有关。k_0 为常数，Q 为 激活能，R 为摩尔气体常数，T 为温度。对式(1)求时间导数可得到变温过程体积分数转变率的表达式：

$$\frac{\mathrm{d}Y}{\mathrm{d}t} = k^{\frac{1}{n}} f(Y) \tag{3}$$

式中：$f(Y)$是含有 Y 的隐函数：

$$f(Y) = n(1-Y)[-\ln(1-Y)]^{\frac{n-1}{n}}。$$

Y 值可根据 DSC 实验结果获得：

$$Y = A(T)/A_f \tag{4}$$

式中：$A(T)$为温度 T 时，基线与 DSC 曲线峰之间所含面积，A_f 为整个峰值面积。

另外，转变速率 $\frac{\mathrm{d}Y}{dt}$ 也可以表示成：

$$\frac{\mathrm{d}Y}{\mathrm{d}t} = (\frac{\mathrm{d}Y}{\mathrm{d}T})(\frac{\mathrm{d}T}{\mathrm{d}t}) = \Phi(\frac{\mathrm{d}Y}{\mathrm{d}T}) \tag{5}$$

式中：Φ 即为 DSC 升温速度。

根据式(2)、(3)和(5)可得：

$$\ln[(\frac{\mathrm{d}Y}{\mathrm{d}T})(\Phi/f(Y))] = \ln k_0 - \frac{Q}{RT} \tag{6}$$

根据形核及长大机制确定 n 值，获得 $f(Y)$的表达式，然后做 $\ln[(\frac{\mathrm{d}Y}{\mathrm{d}T})(\Phi/f(Y))]$ 对 $1/T$ 的线性关系，由直线斜率和截距分别可求得 Q 和 k_0。

由图 2 可见，由于 AlMgSi 合金中Ⅲ和Ⅳ峰之间以及 AlMgSiCu 合金Ⅲ、Ⅳ、Ⅴ和Ⅵ峰之间相互重叠，为了分析各相析出动力学参数，可利用 Peakxp 软件对重叠峰进行分峰处理，结果如图 3 所示。

根据 DSC 曲线及图 3 所示分峰结果，分别对各独立峰进行面积积分，获得“S”形 Y—T 关系曲线，如图 4(a)所示。由图 4(a)可以看出，在相同温度下 AlMgSiCu 合金Ⅰ~Ⅳ峰所对应的析出相体积分数要高于 AlMgSi 合金，这表明添加 Cu 促进了各相的析出。

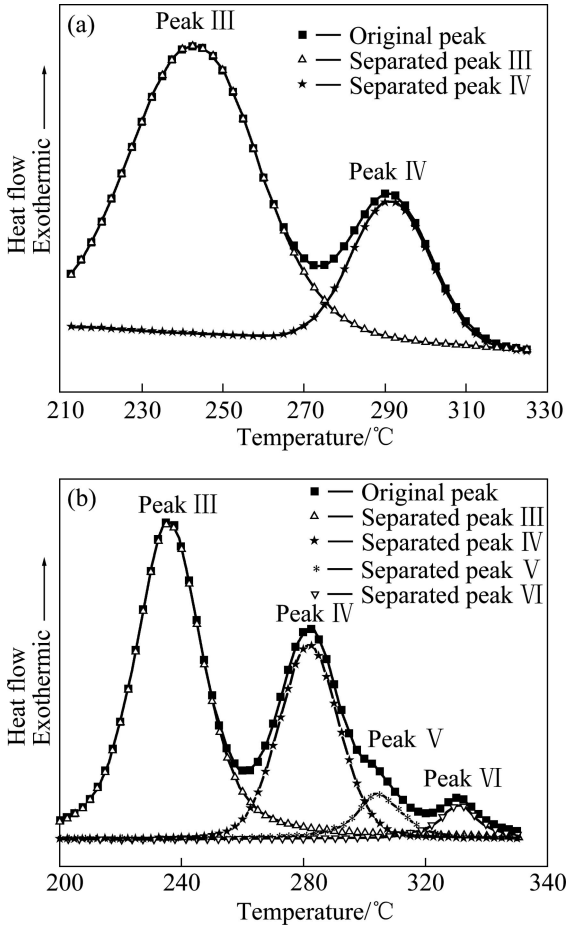

图 3 DSC 重叠峰的分峰结果

Fig.3 Part original peaks and separated peaks of DSC curves for alloys: (a) AlMgSi alloy; (b) AlMgSiCu alloy

对图 4(a)中曲线进行对温度求导数并结合式(5)，获得析出速率 dY/dt，如图 4(b)所示。可见，AlMgSiCu 合金最大析出速率所对应的温度要比 AlMgSi 合金的普遍提前，且对应于 β''相析出的Ⅲ峰明显高于 AlMgSi 合金。

根据合金相变机制[21]，对于原子团簇 n 值取 1，其他亚稳相 n=3/2，并根据式(6)绘出 DSC 曲线中Ⅰ~Ⅵ峰的 $\ln[(\frac{\mathrm{d}Y}{\mathrm{d}T})(\Phi/f(Y))]$—$1/T$ 关系图，如图 5 所示。对图 5 结果分别进行一元线性回归处理，其相关系数均高达 0.92 以上，说明拟合结果具有较高可信度。由图

5 的直线斜率和截距，再结合式(6)可分别求出各相的析出激活能 Q 和动力学参数 k_0，相关结果见表 2。

由表 2 可知，Cu 的添加促使析出峰峰值温度移向较低温度，而且还降低析出激活能，提高析出体积分数(析出峰面积)，这都说明 Cu 的添加促进了 AlMgSiCu 合金中各强化相的时效析出。对于时效硬化型铝合金来说，其硬度与时效析出相的性质、数量和尺寸等特征，Cu 的添加促进各相的析出，因此时效时 AlMgSiCu 合金要比 AlMgSi 合金具有更高的硬度和更快的响应速度，如图 1 所示。

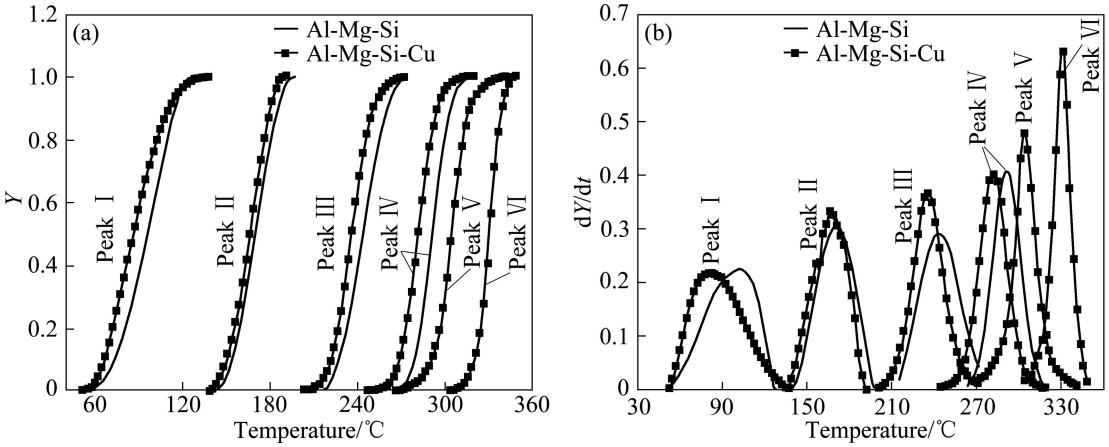

图 4　合金Ⅰ~Ⅵ峰的 Y—T 和 dY/dt—T 的关系

Fig.4　Curves of Y—T (a) and dY/dt—T (b) for peaks Ⅰ−Ⅵ of alloys

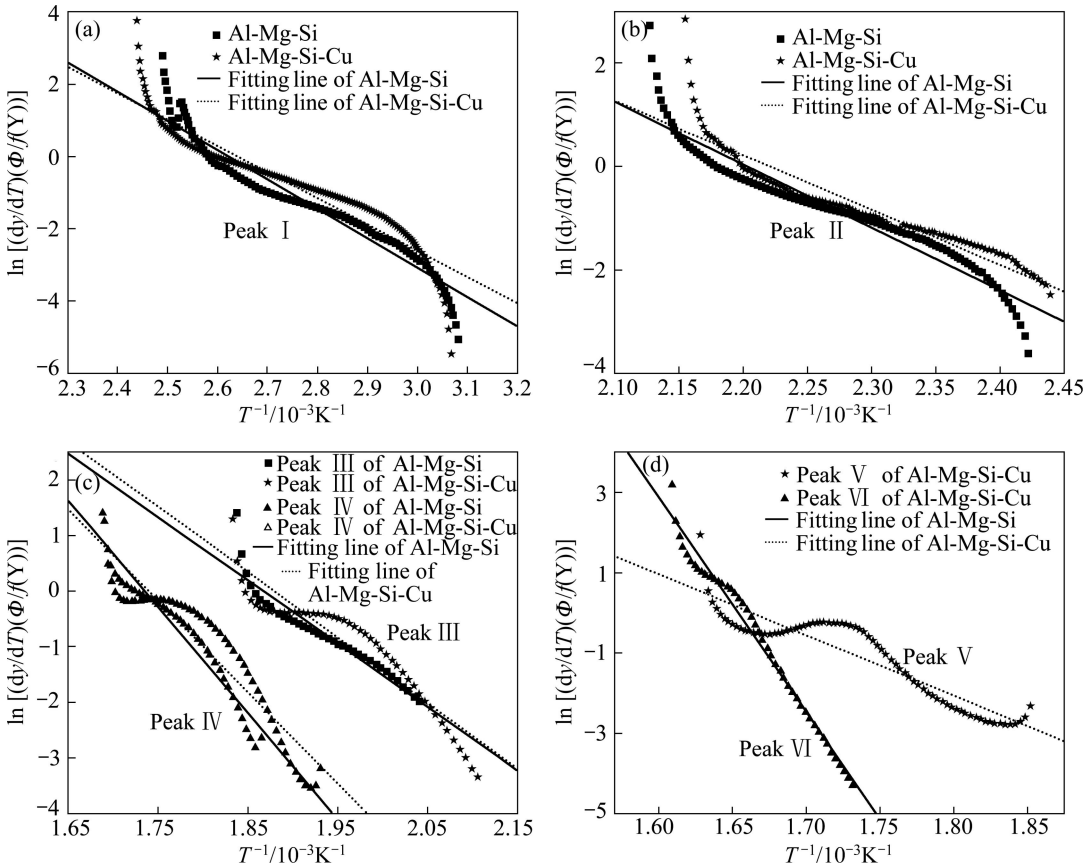

图 5　$\ln[(\frac{dY}{dT})(\Phi/f(Y))]$—$1/T$ 的关系曲线

Fig.5　Plots of $\ln[(\frac{dY}{dT})(\Phi/f(Y))]$ versus reciprocal temperature for peaks of alloys: (a) Peak Ⅰ; (b) Peak Ⅱ; (c) Peaks Ⅲ and Ⅳ; (d) Peaks Ⅴ and Ⅵ

表 2 合金Ⅰ~Ⅵ峰的动力学参数

Table 2 Kinetic parameters for peaks Ⅰ−Ⅵ of alloys

Peak	t_{peak}/℃		Area of peak		Q/(kJ·mol^{-1})		k_0/min		n	
No.	AlMgSi	AlMgSiCu	AlMgSi	AlMgSiCu	AlMgSi	AlMgSiCu	AlMgSi	AlMgSiCu	AlMgSi	AlMgSiCu
Ⅰ	103±1	81±1	36.2	41.6	67.3±1.5	62.0±1.8	1.7×10^{9}	3.6×10^{8}	1	1
Ⅱ	171±1	166±1	3.0	7.1	96.9±3.5	87.8±3.2	1.4×10^{11}	1.5×10^{10}	1.5	1.5
Ⅲ	245±1	237±1	258.5	270.2	106.6±3.1	97.7±3.1	2.8×10^{10}	3.9×10^{9}	1.5	1.5
Ⅳ	291±1	282±1	192.8	318.8	158.9±3.9	137.0±4.2	2.5×10^{14}	2.9×10^{12}	1.5	1.5
Ⅴ	−	304±1	−	9.5	−	125.5±4.3	−	8.1×10^{10}	−	1.5
Ⅵ	−	331±1	−	6.6	−	266.7±5.4	−	8.7×10^{22}	−	1.5

进一步分析表明，AlMgSiCu 合金各相的析出激活能均小于 AlMgSi 合金，这与 DSC 测试结果中析出温度提前相一致。AlMgSiCu 合金原子团簇的析出激活能为 67.3 kJ/mol，这与 Si、Mg 原子和空位的迁移能相近[14]。β''相的析出激活能为 106.6 kJ/mol，这比 MATSUDA 等[22]报道的 β''相激活能 115 kJ/mol 稍小些，这是由于本研究中合金有过剩 Si 的存在，其也能促进 β''相的析出，而 AlMgSiCu 合金的 β''相激活能 97.7 kJ/mol 比 AlMgSi 合金的更低些，这与 GABER 和 LAUGHLIN[6]的结论相一致。AlMgSiCu 合金中 Q' 相的激活能为 137.0 kJ/mol，这个数值很接近 Si、Mg、Cu 原子在 Al 基体中的扩散激活能[6]。AlMgSiCu 合金中 Q 相的激活能为 266.7 kJ/mol，这个值相对较高，表明 Q 相的析出过程不是简单的热激活过程，而是温度控制的热力学平衡过程[23]。

根据 SATO 等[24]给出的含不同微合金元素在 Al-Mg-Si 合金中有序化参数图可知，Cu 原子与 Mg、Si 原子都具有很强的结合力，因此 Cu-Mg-Si 复合原子团簇会优先在低温时效早期形核。而这些原子团簇的形成会进一步促进 GP 区、β''和 β'相等亚稳相的析出长大。因此，Cu 的添加会降低析出峰峰值温度及其激活能。

2.5 TTT 曲线

将表 2 相关参数代入式(2)，可得到 k 的表达式，再将 k 代入式(1)即可得到如下表达式：

$$Y=1-\exp[-1.7\times10^{9}\exp(\frac{-8\ 098.7}{T})t] \tag{7}$$

$$Y=1-\exp[-1.4\times10^{11}\exp(\frac{-11\ 660.5}{T})t^{1.5}] \tag{8}$$

$$Y=1-\exp[-2.8\times10^{10}\exp(\frac{-12\ 821.5}{T})t^{1.5}] \tag{9}$$

$$Y=1-\exp[-2.5\times10^{14}\exp(\frac{-19\ 109.8}{T})t^{1.5}] \tag{10}$$

$$Y=1-\exp[-3.6\times10^{8}\exp(\frac{-7\ 458.6}{T})t] \tag{11}$$

$$Y=1-\exp[-1.5\times10^{10}\exp(\frac{-10\ 563.3}{T})t^{1.5}] \tag{12}$$

$$Y=1-\exp[-3.9\times10^{9}\exp(\frac{-11\ 752.9}{T})t^{1.5}] \tag{13}$$

$$Y=1-\exp[-2.9\times10^{12}\exp(\frac{-16\ 480.7}{T})t^{1.5}] \tag{14}$$

$$Y=1-\exp[-8.1\times10^{10}\exp(\frac{-15\ 094.6}{T})t^{1.5}] \tag{15}$$

$$Y=1-\exp[-8.7\times10^{22}\exp(\frac{-32\ 084.0}{T})t^{1.5}] \tag{16}$$

式(7)~(10)分别表示 AlMgSi 合金原子团簇、GP 区、β''和 β'相转变分数随时效温度和时间变化的函数关系式；式(11)~(16) 表示 AlMgSiCu 合金原子团簇，GP 区、β''、β'、Q'和 Q 相转变体积分数随时效温度和时间变化的函数关系式。只要确定了时效温度和时间，通过这些公式，就可以得出合金中各种析出相转变分数。

确定 TTT 曲线时，需要分别确定组织的起始和终了转变曲线。将式(7)~(16)整理分别可得如下表达式：

$$T=\frac{8\ 098.7}{21+\ln t-\ln[\ln(1-Y)^{-1}]} \tag{17}$$

$$T=\frac{11\ 660.5}{26+1.5\ln t-\ln[\ln(1-Y)^{-1}]} \tag{18}$$

$$T=\frac{12\ 821.5}{24+1.5\ln t-\ln[\ln(1-Y)^{-1}]} \tag{19}$$

$$T=\frac{19\ 109.8}{33+1.5\ln t-\ln[\ln(1-Y)^{-1}]} \tag{20}$$

$$T=\frac{7\ 458.6}{20+\ln t-\ln[\ln(1-Y)^{-1}]} \tag{21}$$

$$T=\frac{10\ 563.3}{23+1.5\ln t-\ln[\ln(1-Y)^{-1}]} \tag{22}$$

$$T=\frac{11\ 752.9}{22+1.5\ln t-\ln[\ln(1-Y)^{-1}]} \tag{23}$$

$$T=\frac{16\ 480.7}{29+1.5\ln t-\ln[\ln(1-Y)^{-1}]} \tag{24}$$

$$T=\frac{15\ 094.6}{25+1.5\ln t-\ln[\ln(1-Y)^{-1}]} \tag{25}$$

$$T=\frac{32\ 084.0}{53+1.5\ln t-\ln[\ln(1-Y)^{-1}]} \tag{26}$$

取体积分数 Y=5%和 Y=95%表示转变开始和终了，将这两个体积分数值分别代入式(17)~(26)，就得到了转变开始和终了时温度随时间变化的函数关系式。以横坐标为时间，纵坐标为温度作图，就得到了 Al-Mg-Si-(Cu) 铝合金的 TTT 曲线，如图 6 所示。

由图 6 可知，与 Al-Mg-Si 合金相比，Cu 的添加使得 Al-Mg-Si-Cu 合金各相的转变开始线和转变终了线向左下角偏移，即促进 Al-Mg-Si 合金各相的析出。Esmaeili 等[16−17]研究表明 β''相是 AlMgSiCu 合金 T6 峰值时效状态下是最主要的强化相。图 1 表明 180 ℃时效时，AlMgSiCu 合金达到峰值时效时间约为 4 h，这与图 6 中 TTT 曲线所显示的β''相析出时间正好相一致，说明图 6 结果具有较好的可信度。

4　结论

1) 随着时效时间的延长，两种合金的硬度均逐渐增加，但 AlMgSiCu 合金的时效硬度明显高于 AlMgSi 合金的，且时效硬化速率也明显加快。这与 Cu 的添加降低析出激活能密切相关。

2) Al-Mg-Si 合金原子团簇，GP 区、β''和 β'的激活能分别为 67.3±1.5、96.9±3.5、106.6±3.1 和 158.9±3.9 kJ/mol，常数 k_0 分别为 1.7×10^{9}、1.4×10^{11}、2.8×10^{10} 和 2.5×10^{14} min^{-1}。

3) Al-Mg-Si-Cu 铝合金原子团簇，GP 区、β''、β'、Q'和 Q 相的激活能分别为 62.0±1.8、87.8±3.2、97.7±3.1、137.0±4.2、125.5±4.3 和 266.7±5.4 kJ/mol，常数 k_0 分别为 3.6×10^{8}、1.5×10^{10}、3.9×10^{9}、2.9×10^{12}、8.1×10^{10} 和 8.7×10^{22} min^{-1}。

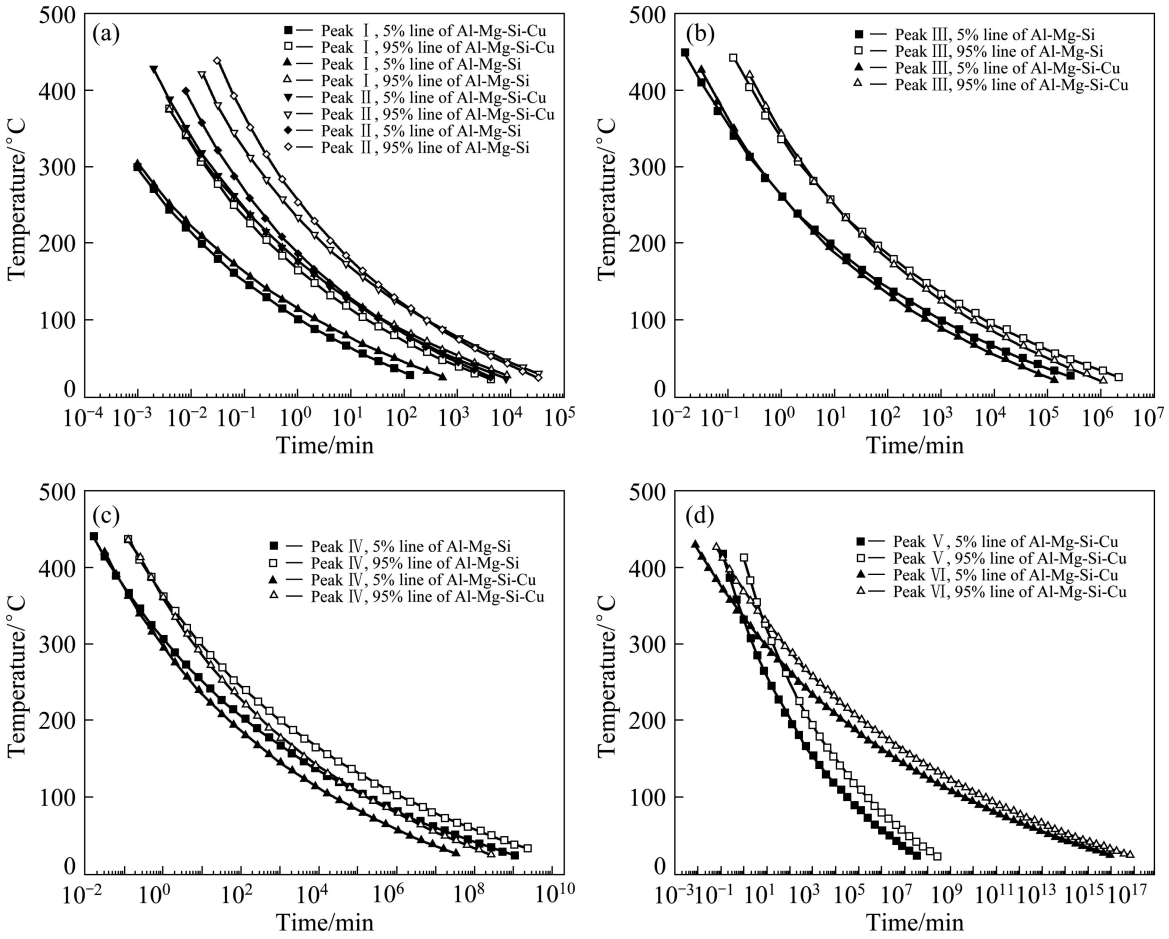

图 6　Al-Mg-Si-(Cu) 合金的 TTT 曲线

Fig.6　TTT-diagram of Al-Mg-Si-(Cu) alloys: (a) Peaks Ⅰ and Ⅱ; (b) Peak Ⅲ; (c) Peak Ⅳ; (d) Peaks Ⅴ and Ⅵ

REFERENCES

[1] TSAO C S, CHEN C Y, JENG U S, KUO T Y. Precipitation kinetics and transformation of metastable phases in Al-Mg-Si alloys [J]. Acta Materialia, 2006, 54(17): 4621−4631.

[2] MATSUDA K, IKENO S, MATSUI H, SATO T, TERAYAM K A, UETANI Y. Comparison of precipitates between excess Si-Type and balanced-Type Al-Mg-Si alloys during continuous heating [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2005, 36(8): 2007−2012.

[3] MURAYAMA M, HONO K, SAGA M, KIKUCHI M. Atom probe studies on the early stages of precipitation in Al-Mg-Si alloys [J]. Materials Science and Engineering A, 1998, 250(1): 127−132.

[4] YASSAR Reza S, FIELD D P, WEILAND H. The effect of pre-deformation on the β'' and β' precipitates and the role of Q' phase in an Al-Mg-Si alloy-AA6022 [J]. Scripta Materialia, 2005, 53(3): 299−303.

[5] ZHEN L, FEI W D, KANG S B, KIM H W. Precipitation behavior of Al-Mg-Si alloys with high silicon content [J]. Journal of Materials Science, 1997, 32(7): 1895−1902.

[6] MIAO W F, LAUGHLIN D E. Effects of Cu content and pre-aging on precipitation characteristics in aluminum alloy 6022 [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2000, 31(2): 361−371.

[7] RAVI C, WOLVERTON C. First-principles study of crystal structure and stability of Al-Mg-Si-(Cu) precipitates [J]. Acta Materialia, 2004, 52(14): 4213−4227.

[8] STARINK M J, ZAHRA A M. β' and β precipitation in an Al-Mg alloy studied by DSC and TEM [J]. Acta Materialia, 1998, 46(10): 3381−3397.

[9] BUHA J, LUMLEY R N, CROSKY A G, HONO K. Secondary precipitation in an Al-Mg-Si-Cu alloy [J]. Acta Materialia, 2007, 55(9): 3015−3024.

[10] GABER A, GAFFAR M A, MOSTAFA M S, ZEID E F A. Precipitation kinetics of Al-1.12 Mg_2Si-0.35 Si and Al-1.07 Mg_2Si-0.33 Cu alloys [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2007, 429(1/2): 167−175.

[11] DELMAS F, CASANOVE M J, LOURS P, COURET A, COUJOU A. Quantitative TEM study of the precipitation microstructure in aluminum alloys Al (MgSiCu) 6056-T6 [J]. Materials Science and Engineering A, 2004, 373(1/2): 80−89.

[12] WEATHERLY G C, PEROVIC A, MUKHOPADHYAY N K, LLOYD D J, PEROVIC D D. The Precipitation of the Q Phase in an AA6111 alloy [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2001, 32(2): 213−218.

[13] WANG Xiang, ESMAEILI S, LLOYD D J. The sequence of precipitation in the Al-Mg-Si-Cu alloy AA6111 [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2006, 37(9): 2691−2699.

[14] CHAKRABARTI D J, LAUGHLIN D E. Phase relations and precipitation in Al-Mg-Si alloys with Cu additions [J]. Progress in Materials Science, 2004, 49(3/4): 389−410.

[15] MATSUDA K, UETANI Y, SATO T, IKENO S. Metastable phases in an Al-Mg-Si alloy containing copper [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2001, 32(6): 1293−1299.

[16] ESMAEILI S, WANG X, LLOYD D J, POOLE W J. On the precipitation hardening behavior of the Al-Mg-Si-Cu alloy AA6111 [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2003, 34(13): 751−63.

[17] ESMAEILI S, LLOYD D J. Characterization of the evolution of the volume fraction of precipitates in aged AlMgSiCu alloys using DSC technique [J]. Materials Characterization, 2005, 55(4/5): 307−319.

[18] MATSUDA K, TEGURI D, UETANI Y, SATO T, IKENO S. Cu-segregation at the Q'/α(Al) interface in Al-Mg-Si-Cu alloy [J]. Scripta Materialia, 2002, 47(12): 833−837.

[19] 魏 芳, 李金山, 陈昌麒. 用差热法分析 Al-Zn-Mg-Cu-Li 合金组织转变动力学及 TTT 曲线[J]. 稀有金属材料与工程, 2008, 37(8): 1348−1351.
WEI Fang, LI Jin-shan, CHEN Chang-qi. Analysis of kinetics and TTT curves for microstructure transformation in Al-Zn-Mg-Cu-Li alloy by DSC [J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2008, 37 (8): 1348−1351.

[20] JENA A K, GUPTA A K, CHATURVEDI M C. A differential scanning calorimetric investigation of precipitation kinetics in the Al-l.53 wt% Cu4.79 wt% Mg alloy [J]. Acta Metallurgica et Materialia, 1989, 37(3): 885−895.

[21] CHEN S P, MUSSERT K M, ZWAAG S V D. Precipitation kinetics in Al 6061 and in an Al 6061-alumina particle composite [J]. Journal of Materials Science, 1998, 33(18): 4477−4483.

[22] MATSUDA K., GAMADA H, FUJII K, UETANI Y, SATO T, KAMIO A, IKENO S. High-resolution electron microscopy on the structure of Guinier-Preston zones in an Al-1.6 mass pct Mg_2Si alloy [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 1998, 29(4): 1161−1167.

[23] GABER A, ALI A M, MATSUDA K, KAWABATA T, YAMAZAKI T, IKENO S. Study of the developed precipitates in Al-0.63Mg-0.37Si-0.5Cu (wt.%) alloy by using DSC and TEM techniques [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2007, 432(1/2): 149−155.

[24] SATO T, HIROSAWA S, HIROSE K, MAEGUCHI T. Roles of microalloying elements on the cluster formation in the initial stage of phase decomposition of Al-based alloys [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2003, 34(12): 2003−2745.

(编辑 何学锋)