

Mg-Sn-Si系合金的热力学基础及合金相演变过程分析

张建新 王海燕 高爱华 樊世克

Study on thermodynamics basic and alloy phase evolution of Mg-Sn-Si magnesium alloy

Zhang Jian-Xin Wang Hai-Yan Gao Ai-Hua Fan Shi-Ke

引用信息 Citation: *Acta Physica Sinica*, 64, 066401 (2015) DOI: 10.7498/aps.64.066401

在线阅读 View online: <http://dx.doi.org/10.7498/aps.64.066401>

当期内容 View table of contents: <http://wulixb.iphy.ac.cn/CN/Y2015/V64/I6>

---

您可能感兴趣的其他文章

Articles you may be interested in

稀土 La 对 bcc-Fe 中 Cu 扩散行为影响的第一性原理研究

First-principles study of the effect of lanthanum on the Cu diffusion mechanism in bcc-Fe

物理学报.2014, 63(24): 248101 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.63.248101>

拉伸试验测试金属韧性的不确定性: 中温脆性和应变速率脆性

Measurement uncertainty of metallic ductility in tensile tests: intermediate temperature embrittlement and strain rate embrittlement

物理学报.2014, 63(22): 228101 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.63.228101>

不同加载条件下位错和溶质原子交互作用的数值模拟

Simulations of the interactions between dislocations and solute atoms in different loading conditions

物理学报.2014, 63(22): 228102 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.63.228102>

合金沉淀颗粒劈裂的模拟研究 (I): 分裂机制

The simulation of precipitate splitting in alloy (I): segmentation mechanism

物理学报.2012, 61(18): 186401 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.61.186401>

外场作用下聚合物滞后生热效应

Hysteresis thermogenous process of polymer material under vibrational force field

物理学报.2011, 60(1): 016401 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.60.016401>

# Mg-Sn-Si系合金的热力学基础及合金相演变过程分析\*

张建新<sup>1)2)</sup> 王海燕<sup>1)†</sup> 高爱华<sup>3)</sup> 樊世克<sup>1)</sup>

1)(河南理工大学材料科学与工程学院, 焦作 454000)

2)(河南理工大学文法学院, 焦作 454000)

3)(河南理工大学机械与动力工程学院, 焦作 454000)

(2014年4月17日收到; 2014年7月8日收到修改稿)

研究了 Mg-Sn-Si 系合金的热力学基础及合金相的演变过程. 结果表明: 对于 Mg-Sn-Si 系合金, 合金相的比热容随着温度增加而增加, 在低温下变化迅速, 而在高温下变化平缓, 其热膨胀系数在低温范围内随温度升高呈指数形式增加, 而在高温范围内呈线性增大. 在  $Mg_2(Si_x, Sn_{1-x})$ 、 $Mg_2(Sn_x, Si_{1-x})$  相结构中, Sn(Si) 原子的取代位置不固定, 可以是面心, 也可以是顶点. 常规凝固过程中, 由于处于非平衡状态,  $x$  的取值范围有所波动, 对于  $Mg_2(Si_x, Sn_{1-x})$  和  $Mg_2(Sn_x, Si_{1-x})$  两种结构,  $x$  的取值范围在 0.25 或 0.75 附近.  $Mg_2(Si, Sn)$  的生成温度较高, 可从液相中直接析出, 也可由  $Mg_2Si$  转化而来, 而  $Mg_2(Sn, Si)$  的生成温度较低, 只能从基体中析出, 随着 Sn 含量的增加, 开始析出  $Mg_2(Sn, Si)$  相的温度升高.

**关键词:** Mg-Sn-Si 系合金, 热力学基础, 合金相, 结晶过程

**PACS:** 64.10.+h, 81.05.Bx, 81.10.Aj

**DOI:** 10.7498/aps.64.066401

## 1 引言

近几年, 镁合金的发展速度很快, 在交通运输、机械电子、航天技术等领域其应用前景极为广阔, 已被世界各国公认为“最有前途”的金属结构材料<sup>[1-6]</sup>. 与稀土镁合金相比, 含 Si 镁合金热稳定性好<sup>[7]</sup>, 价格低廉, 具有明显的发展优势, 但  $Mg_2Si$  属于硬脆相, 呈现粗大汉字状, 与基体结合力较弱, 这对提高材料的物理性能不利, 其变质和细化问题一直是学术界探讨的焦点<sup>[8-14]</sup>. 这方面的研究成果很多, 如香港城市大学 Suresh 等<sup>[15]</sup> 研究了添加合金化元素对铸态 Mg-Sn-Ca 合金的显微组织和力学性能的影响, 主要讨论了合金在 25—250 °C 温度范围内压缩强度和显微组织的变化. 华南理工大学张果等<sup>[16]</sup> 分析了 Ca 和 La 对 Mg-5Sn-2Si 合

金组织和蠕变性能的影响, 主要探讨了合金元素 Ca, La 对  $Mg_2Si$  相的变质效果及合金高温下的稳态蠕变性能. 西安理工大学徐春杰等<sup>[17]</sup> 讨论了热处理对 Mg-5Sn-1Si 合金组织及硬度的影响, 主要论述了固溶处理、时效处理对析出相演变的影响及组织与硬度的关系. 众多研究者对改善合金的组织性能做了深入探索, 并收到预期效果. Sn 与 Si 属于同族元素, 与 Mg 反应生成  $Mg_2Sn$ , 该二元相与  $Mg_2Si$  结构相同<sup>[18-20]</sup>. 理论上分析, 不论以  $Mg_2Sn$  还是  $Mg_2Si$  为母体, Sn, Si 互相取代后都将形成与原结构相同的三元复合相  $Mg_2(Si, Sn)$  或  $Mg_2(Sn, Si)$ , 这对改善  $Mg_2Si$  相的形貌分布意义重大. 本文以  $Mg_{98}SnSi$  合金(原子比)为研究对象, 分析了 Mg-Sn-Si 系合金的热力学基础、相结构关系以及结晶过程, 以期对开发高性能耐热镁合金提供思路.

\* 国家自然科学基金(批准号: 51271073)、河南省重点科技攻关计划(批准号: 102102210031)和全国大学生创新创业计划(批准号: 72306/044)资助的课题.

† 通信作者. E-mail: whylxs@126.com

## 2 实验材料与方法

采用普通凝固方法熔炼相应的合金试样, 主要原材料为高纯Mg块, 99.99%的Sn粒, Mg-10Si中间合金, 合金的化学成分为: 98%Mg, 1%Sn, 1%Si (原子比, 名义成分). 整个熔炼过程中用SF<sub>6</sub>+Ar混合气体保护, 熔体在760 °C保温后浇铸到铁模中, 制成直径为30 mm的铸锭. 试样经过打磨和绒布抛光后, 用4%的硝酸酒精溶液腐蚀, 得到相应的金相试样, 然后在金相显微镜(OM)下观察显微组织, 在扫描电子显微镜(SEM)下观察各相分布特征, 使用透射电子显微镜(TEM)观察合金的亚晶结构形态, 采用基于密度泛函理论的赝势平面波方法结合准谐德拜模型计算合金体系的热力学参数, 采用Thermo-Calc软件对合金相图进行模拟计算.

## 3 实验结果与分析

### 3.1 Mg-Sn-Si系合金的热力学基础

采用基于密度泛函理论的赝势平面波方法进行计算, 平面波截断能取为340 eV, 采用广义梯度近似处理交换关联能, 交换关联势取Perdew-Byrke-Ernzerhof形式. 采用超软赝势, 分别把Mg原子的2p<sup>6</sup>3s<sup>2</sup>, Si原子的3s<sup>2</sup>3p<sup>2</sup>, Sn原子的5s<sup>2</sup>5p<sup>2</sup>作为价电子, 其他视为芯电子. 布里渊区采用8 × 8 × 8 Monkhorst-Pack形式的特殊K点<sup>[21]</sup>, 自洽计算时总能量收敛值设为5.0 × 10<sup>-7</sup> eV·atom<sup>-1</sup>.

采用准谐德拜模型<sup>[22]</sup>研究体系的热力学性质. 在此模型中, 非平衡Gibbs函数G\*(V, P, T)形式如下:

$$G^*(V, P, T) = E(V) + PV + A_{\text{vib}}(V, T), \quad (1)$$

在等式的右边, E(V)表示每个原胞的总能量; P, V分别表示系统压强和原胞的体积; A<sub>vib</sub>是振动的Helmholtz自由能. 考虑到准谐近似并使用声子态密度的德拜模型, A<sub>vib</sub>可用如下形式表示<sup>[23,24]</sup>:

$$\begin{aligned} & A_{\text{vib}}(\Theta; T) \\ &= nk_{\text{B}}T \\ & \times \left[ \frac{9}{8} \frac{\Theta}{T} + 3 \ln(1 - e^{-\Theta/T}) - D(\Theta/T) \right], \quad (2) \end{aligned}$$

其中Θ(V)是德拜温度, D(Θ/T)是德拜积分, n是每个原胞中包含的原子数. 对于各向同性的固体来

说, Θ可表达为<sup>[23]</sup>

$$\Theta = \frac{\hbar}{k_{\text{B}}} \left[ 6\pi^2 V^{1/2} n \right]^{1/3} f(\sigma) \sqrt{\frac{B_{\text{S}}}{M}}, \quad (3)$$

式中M是分子的质量; σ是泊松比率(Poisson ratio), 其值取为0.25; f(σ)和B<sub>S</sub>参考文献<sup>[25]</sup>. B<sub>S</sub>是用来表示晶体压缩率的绝热体弹模量, 可以表示为

$$B_{\text{S}} \simeq B(V) = V \left[ \frac{d^2 E(V)}{dV^2} \right]. \quad (4)$$

非平衡Gibbs函数G\*(V, P, T)对体积求最小值, 即

$$\left[ \frac{\partial G^*(V; P, T)}{\partial V} \right]_{P, T} = 0. \quad (5)$$

通过以上5个等式可以推导出热状态方程, 且等温弹性模量B<sub>T</sub>、比热容C<sub>v</sub>和热膨胀系数α分别可用如下形式表示:

$$B_T(P, T) = V \left[ \frac{\partial^2 G^*(V; P, T)}{\partial V^2} \right]_{P, T}, \quad (6)$$

$$C_V = 3nk \left[ 4D(\Theta/T) - \frac{3\Theta/T}{e^{\Theta/T} - 1} \right], \quad (7)$$

$$\alpha = \frac{\gamma C_V}{B_T V}, \quad (8)$$

其中γ是Grüneisen参数.

图1是通过准谐德拜近似得到的Mg-Sn-Si系

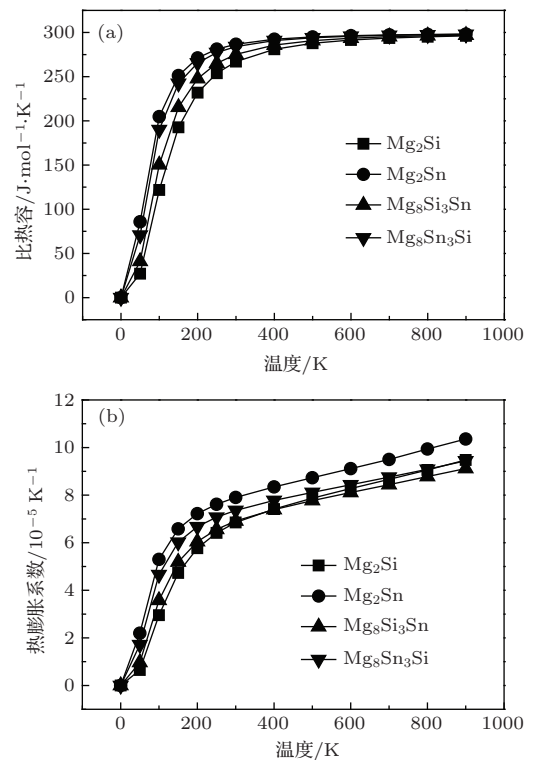


图1 比热容(a)和热膨胀系数(b)随温度的变化关系

合金比热容与热膨胀系数随温度的变化关系. 温度在0—200 K 范围内, 比热容随温度的升高而剧烈增大, 当温度继续升高时, 比热容随温度的升高而增大速度变缓, 当温度高于600 K 后, 比热容趋近于一个极限值, 此值即为所有固体材料在高温下遵循的 Dulong-Petit 值. 在0—200 K 范围内, 热膨胀系数随温度升高呈现指数形式增加, 当温度高于200 K 后, 热膨胀系数随温度升高呈现线性增大.

### 3.2 Mg-Sn-Si 系合金中的相结构关系

对于  $A_2B$  型面心立方结构的化合物, 立方体中1个顶点位置和3个面心位置分别被4个B原子占据, 该体系中顶点和面心位置是等价的. 因此, 在  $Mg_{98}SnSi$  合金结晶过程中, Si (Sn) 原子的取代位置不固定, 可以是顶点位置, 也可以是面心位置. 计算  $Mg_8Sn_3Si$  和  $Mg_8Si_3Sn$  体系的形成焓分别为  $-2.40$  eV 和  $-2.16$  eV, 说明两体系均可稳定存在, 它们的结构如图2所示. 上述两种结构是  $Mg_2(Si, Sn)$  相的特例, 推广到一般形式, 可得到其他的  $Mg_2(Si_x, Sn_{1-x})/Mg_2(Sn_x, Si_{1-x})$  相结构.

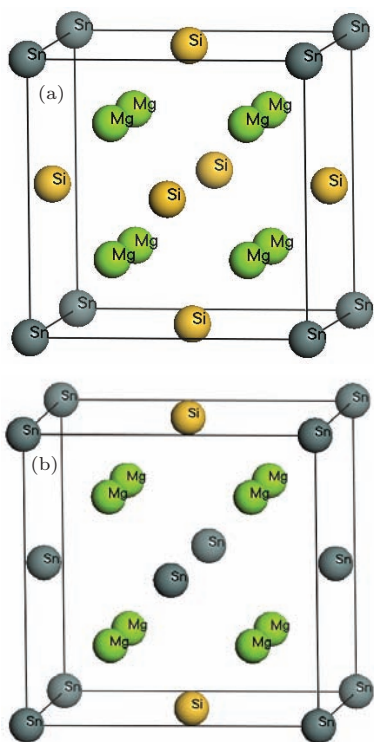


图2  $Mg_8Si_3Sn$  (a) 和  $Mg_8Sn_3Si$  (b) 的晶体结构

对于  $Mg_2(Si_x, Sn_{1-x})$  来说, 当Si原子被完全取代时, Sn 含量达到最大值, 此时  $x$  取得最小值0, 对于其他结构的  $Mg_2(Si_x, Sn_{1-x})$ ,  $x$  的取值均大于0, 当Si原子没有发生取代时,  $x$  取得最大值1, 此

时  $Mg_2(Si_x, Sn_{1-x})$  演变为二元  $Mg_2Si$ . 另一方面, 对于  $Mg_2(Sn_x, Si_{1-x})$  而言, 当Sn原子被完全取代时, Si 含量达到最大值, 此时  $x$  取得最小值0, 对于其他结构的  $Mg_2(Sn_x, Si_{1-x})$ ,  $x$  的取值均大于0, 当Sn原子没有发生取代时,  $x$  取得最大值1, 此时  $Mg_2(Sn_x, Si_{1-x})$  演变为二元  $Mg_2Sn$ . 这里需要说明的是: 上述情况仅是从理论上分析, 常规凝固过程中, 由于处于非平衡状态,  $x$  的取值范围有所变化. 实验证实, 对于  $Mg_2(Si_x, Sn_{1-x})/Mg_2(Sn_x, Si_{1-x})$  两种结构,  $x$  的取值在0.25或0.75附近.

### 3.3 Mg-Sn-Si 系合金的结晶过程

根据以上热力学分析, 采用 Thermo-Calc 软件对  $Mg-xSn-1Si$  合金系进行相图计算, 得到的结果如下: 图3是以Mg为基体, Si 含量为1%, 随Sn增加的平衡相图的一部分, 图4是  $Mg_{98}SnSi$  合金(原子比)中各相摩尔分数随温度的变化关系.

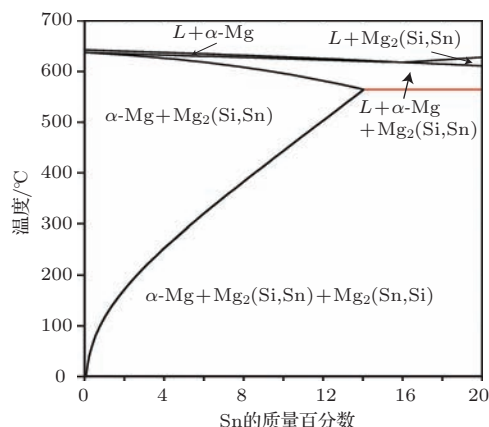


图3  $Mg-xSn-1Si$  合金的三元相图

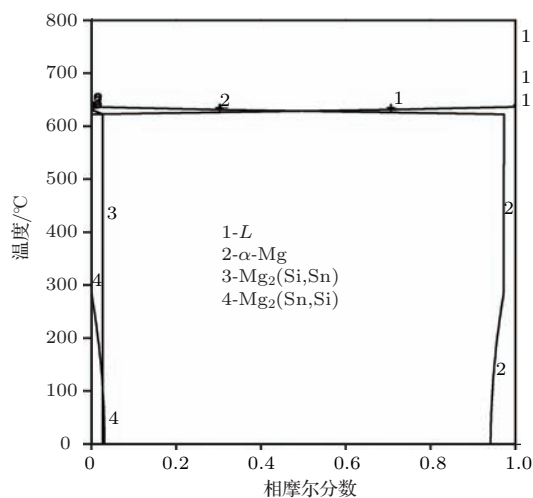


图4  $Mg_{98}SnSi$  合金中各相摩尔分数随温度的变化

分析图3和图4可知, Mg<sub>98</sub>SnSi合金中含有三种相: 基体相α-Mg、三元复合相Mg<sub>2</sub>(Si, Sn)及Mg<sub>2</sub>(Sn, Si). 其中Mg<sub>2</sub>(Si, Sn)是由液相直接结晶出的初晶相, 相的多少由Si的含量决定, 而Mg<sub>2</sub>(Sn, Si)是从α-Mg中析出的, 析出量由被取代的Si数量决定, 随着Sn的增加, 开始析出Mg<sub>2</sub>(Sn, Si)相的温度升高. 理论上分析, 只要结晶过程处于平衡状态, 合金元素拥有足够的扩散时间, Mg<sub>2</sub>(Si, Sn)相及Mg<sub>2</sub>(Sn, Si)相的元素含量应该相对固定, 二者是均匀的化合物. 但对于非平衡凝固, 这种分析与实验结果不完全符合, 室温组织中缺少了Mg<sub>2</sub>Sn和Mg<sub>2</sub>Si相. 可见, 平衡结晶并不适用于常规凝固, 需要对Mg-Sn-Si系合金进行非平衡结晶分析.

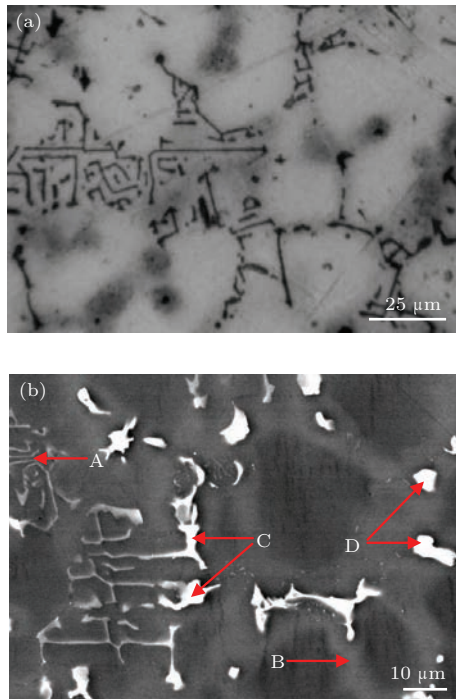


图5 Mg<sub>98</sub>SnSi铸态合金的金相与扫描电子图片 (a) OM; (b) SEM

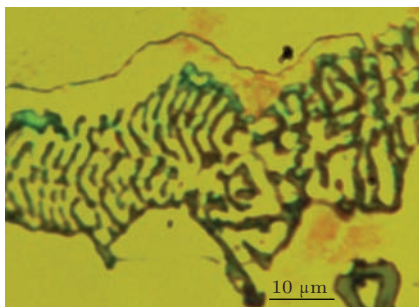


图6 (网刊彩色) Mg<sub>2</sub>Si共晶相的高倍偏光图片

从实验结果可知(见图5), Mg<sub>98</sub>SnSi合金中含

有如下五种相: 基体α-Mg、二元相Mg<sub>2</sub>Si(图中A点)和Mg<sub>2</sub>Sn(图中B点)、三元相Mg<sub>2</sub>(Si, Sn)和Mg<sub>2</sub>(Sn, Si)(分别为图中C, D点). 根据常规凝固的特点, 合金的冷却速度较大, 结晶过程很短, 结晶开始时, α-Mg首先从液相中析出, 而Mg<sub>2</sub>(Si, Sn)相的转化温度与Mg<sub>2</sub>Si发生共晶反应的温度十分接近(630 °C左右), 剩余的液相可能同时发生两种转变, 直接生成三元相Mg<sub>2</sub>(Si, Sn)或转变为Mg<sub>2</sub>Si共晶体. 从高倍偏光图片分析(图6), 确实有共晶相Mg<sub>2</sub>Si存在, 并且该相周围浸入了其他元素. 随着结晶过程的继续, 凝固合金进入α-Mg, Mg<sub>2</sub>(Si, Sn)两相区, 由于该区域温度范围较宽(630—300 °C), 为Sn元素取代Mg<sub>2</sub>Si(或Mg<sub>2</sub>(Si, Sn))中的部分Si创造了条件, 同时被取代的Si与Mg<sub>2</sub>Sn中的Sn原子发生置换反应, 生成Mg<sub>2</sub>(Sn, Si)相. 最终, 随着温度的下降, Sn元素在基体中固溶度显著降低, 固溶Sn便以Mg<sub>2</sub>Sn和Mg<sub>2</sub>(Sn, Si)的形式从基体中析出.

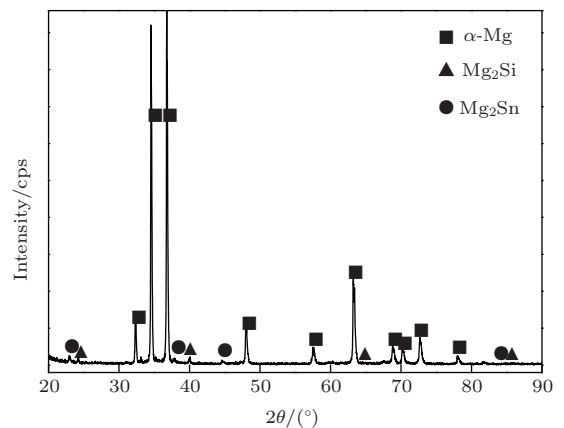


图7 铸态Mg-5Sn-1Si合金的XRD图谱

由于结晶过程处于非平衡状态, 虽然实验中发现了Mg<sub>2</sub>(Si, Sn)/Mg<sub>2</sub>(Sn, Si)三元相, 但在物相分析中没有检测到, XRD图中仅发现了数量较多的α-Mg, Mg<sub>2</sub>Si和Mg<sub>2</sub>Sn三相(图7). 可能的原因如下: 一是Mg<sub>2</sub>(Si, Sn)/Mg<sub>2</sub>(Sn, Si)的数量较少, 二是Mg<sub>2</sub>(Si, Sn)/Mg<sub>2</sub>(Sn, Si)的元素含量不固定.

## 4 结 论

1) 在0—200 K范围内, Mg-Sn-Si系合金的比热容随温度升高而剧烈增大, 当温度继续升高时, 比热容增加的速度变缓, 当温度高于600 K后, 比热容趋于极限值. 在0—200 K范围内, Mg-Sn-Si系

合金的热膨胀系数随温度升高呈现指数形式增加,当温度高于 200 K 后,热膨胀系数呈现线性增大.

2) 在  $Mg_2(Si_x, Sn_{1-x})/Mg_2(Sn_x, Si_{1-x})$  结构中, Sn (Si) 原子的取代位置不固定,可以是面心位置,也可以是顶点位置. 常规凝固过程中,  $x$  的取值范围有所波动,对于  $Mg_2(Si_x, Sn_{1-x})/Mg_2(Sn_x, Si_{1-x})$  两种结构,  $x$  的取值在 0.25/0.75 附近.

3)  $Mg_2(Si, Sn)$  复合相的生成途径有两种,一种是从液相中直接析出,一种是由  $Mg_2Si$  相转化而来,相的多少由 Si 的含量决定,而  $Mg_2(Sn, Si)$  复合相只能从基体中析出,析出的多少由被取代的 Si 原子数量决定,随着 Sn 的含量增加,开始析出  $Mg_2(Sn, Si)$  相的温度升高.

### 参考文献

- [1] Kang D H, Park S S, Kim N J 2005 *Mater. Sci. Eng. A* **413–414** 556
- [2] Prasad Y V, Rao K P, Hort N, Kainer K U 2010 *Int. J. Mater. Res.* **101** 300
- [3] Zhang J X, Gao A H, Zhang H L 2013 *J. Functional Mater.* **44** 2659 (in Chinese) [张建新, 高爱华, 张洪良 2013 功能材料 **44** 2659]
- [4] Guo Y F, Li R D, Liu G L 2009 *Acta Phys. Sin.* **58** 3315 (in Chinese) [郭玉福, 李荣德, 刘贵立 2009 物理学报 **58** 3315]
- [5] Zhang J X, Guo Y, Guo X F 2013 *Foundry* **62** 235 (in Chinese) [张建新, 郭宇, 郭学锋 2013 铸造 **62** 235]
- [6] Yang M B, Guo Y C, Li H L, Duan C Y, Zhang J 2013 *Rare Metal Mater. Engineer.* **42** 1541
- [7] Peng H, Wang C L, Li J C, Wang H C, Wang M X 2010 *Acta Phys. Sin.* **59** 4123 (in Chinese) [彭华, 王春雷, 李吉超, 王洪超, 王美晓 2010 物理学报 **59** 4123]
- [8] Wan D Q, Yu T 2012 *Foundry* **61** 1135 (in Chinese) [万迪庆, 于田 2012 铸造 **61** 1135]
- [9] Ren L, Guo X F, Ren F, Cui H B 2013 *Foundry* **62** 1122 (in Chinese) [任磊, 郭学锋, 任昉, 崔红保 2013 铸造 **62** 1122]
- [10] Li S H, Zhang C X, Guan S K, Wen C L, Tian H T, Yu W W, Meng H 2012 *J. Mater. Sci. Engineer.* **30** 562 (in Chinese) [李少华, 张春香, 关绍康, 文春领, 田海荣, 于雯雯, 孟辉 2012 材料科学与工程学报 **30** 562]
- [11] Zhang A S, Wan S Y 2012 *Hot Work. Technol.* **41** 113 (in Chinese) [章爱生, 万盛耀 2012 热加工工艺 **41** 113]
- [12] Hu J L, Tang C P, Zhang X M, Deng Y L 2013 *Trans. Nonferrous Metals Soc. China* **23** 3161
- [13] Tang S Q, Zhou J X, Tian C W, Yang Y S 2011 *Trans. Nonferrous Metals Soc. China* **21** 1932
- [14] Yu B H, Chen D 2011 *Chin. Phys. B* **20** 030508
- [15] Suresh K, Rao K P, Prasad Y V, Hort N, Kainer K U 2013 *Trans. Nonferrous Metals Soc. China* **23** 3604
- [16] Zhang G, Du J, Li W F, Dou Q, Cai T X 2013 *J. Mater. Engineer.* **4** 81 (in Chinese) [张果, 杜军, 李文芳, 豆琦, 蔡添祥 2013 材料工程 **4** 81]
- [17] Xu C J, Dai P, Tu T, Yu L, Zhang Z M, Wang J C 2013 *Trans. Materi. Heat Treat.* **34** 83 (in Chinese) [徐春杰, 代盼, 屠涛, 余玲, 张忠明, 王锦程 2013 材料热处理学报 **34** 83]
- [18] Kozlov A, Grobner J, Schmid R 2011 *J. Alloys Compoun.* **509** 3326
- [19] Jung I H, Kang D H, Park W J, Kim N J, Ahn S H 2007 *Comput. Coupl. Phase Diagr. Thermochem.* **31** 192
- [20] Zhang J X, Gao A H, Guo X F, Ren L 2013 *Acta Phys. Sin.* **62** 178101 (in Chinese) [张建新, 高爱华, 郭学锋, 任磊 2013 物理学报 **62** 178101]
- [21] Monkhorst H J, Pack J D 1976 *Phys. Rev. B* **13** 518
- [22] Blanco M A, Francisco E, Luana V 2004 *Comput. Phys. Commun.* **158** 57
- [23] Blanco M A, Martin P A, Francisco E, Recio J M, Franco R 1996 *J. Molecul. Struct. Theochem.* **368** 245
- [24] Florez M, Recio J M, Francisco E, Blanco M A 2002 *Phys. Rev. B* **66** 144112
- [25] Francisco E, Blanco M A, Sanjurjo G 2001 *Phys. Rev. B* **63** 094107

# Study on thermodynamics basic and alloy phase evolution of Mg-Sn-Si magnesium alloy\*

Zhang Jian-Xin<sup>1)2)</sup> Wang Hai-Yan<sup>1)†</sup> Gao Ai-Hua<sup>3)</sup> Fan Shi-Ke<sup>1)</sup>

1) (*Institute of Materials Science and Engineering, Henan Polytechnic University, Jiaozuo 454000, China*)

2) (*Institute of Liberal Arts and Law, Henan Polytechnic University, Jiaozuo 454000, China*)

3) (*Institute of Mechanical and Power Engineering Henan Polytechnic University, Jiaozuo 454000, China*)

( Received 17 April 2014; revised manuscript received 8 July 2014 )

## Abstract

Thermodynamics basic and alloy phase evolution of Mg-Sn-Si alloy are studied. The results indicate that for Mg-Sn-Si alloy, the specific heat of alloy phase increases with temperature, and it changes quickly at low temperature while gently at high temperature. In the range of low temperature, its thermal expansion increases exponentially with the increase of temperature, and in the range of high temperature the thermal expansion increases linearly. In the two structures of  $Mg_2(Si_x, Sn_{1-x})$  and  $Mg_2(Sn_x, Si_{1-x})$  phases, the replacement position of Si or Sn is indefinite, they could be face-center location or vertex location. Under the conditions of conventional solidification, the range of values for  $x$  is fluctuant, for it is in nonequilibrium state:  $x$  values are around 0.25 and 0.75 for  $Mg_2(Si_x, Sn_{1-x})$  and  $Mg_2(Sn_x, Si_{1-x})$  structure, respectively. The generation temperature of  $Mg_2(Si, Sn)$  phase is quite high, it can be precipitated directly from liquid phase, or be transformed from  $Mg_2Si$ . The generation temperature of  $Mg_2(Sn, Si)$  phase is lower than that of  $Mg_2(Si, Sn)$ , and it can be precipitated only from the matrix, the initial precipitation temperature of  $Mg_2(Sn, Si)$  tends to rise with Sn content increasing.

**Keywords:** Mg-Sn-Si alloy, thermodynamics basic, alloy phase, crystallization process

**PACS:** 64.10.+h, 81.05.Bx, 81.10.Aj

**DOI:** [10.7498/aps.64.066401](https://doi.org/10.7498/aps.64.066401)

---

\* Project supported by the National Natural Science Foundation of China (Grant No. 51271073), the Key Science and Technology Program of Henan Province, China (Grant No. 102102210031) and the Innovation and Entrepreneurship Program of National Student, China (Grant No. 72306/044).

† Corresponding author. E-mail: [why1xs@126.com](mailto:why1xs@126.com)