

Zn 元素及时效工艺对 2056 铝合金微观组织和力学性能的影响

罗先甫, 郑子樵, 葛婧萱, 张海锋, 钟 警, 廖忠全

(中南大学 材料科学与工程学院, 长沙 410083)

摘 要: 通过显微硬度测试、常规拉伸性能测试、DSC 分析和透射电镜观察, 研究少量 Zn 元素及时效工艺对 2056 铝合金微观组织与力学性能的影响。结果表明: 在 T6、T8 和 T3 时效状态下, 2056 合金的抗拉强度(σ_b)和屈服强度($\sigma_{0.2}$)均比不含 Zn 合金的高, 而伸长率(δ)相差不大, 这是因为 Zn 的添加形成富 Zn 团簇, 促进 GPB 区的形成, 进一步促进 S' 相的析出, 提高合金强度。2056 合金在 T6、T8 峰时效态和 T3 态下的 σ_b 和 $\sigma_{0.2}$ 由大到小顺序为 T8, T3 和 T6, 时效前的预变形形成大量位错, 由于位错和溶质原子强烈的交互作用, 形成大量的位错塞积和缠结, 增加了 T3 态合金的强度; 在 T8 态下, 大量的位错成为 S' 相的形核点, 使合金形成细小、密集和均匀弥散的 S' 相, 其强度较 T6 和 T3 态的得到较大提高。

关键词: 2056 铝合金; Zn; 时效处理; 力学性能; 微观组织

中图分类号: TG146.2

文献标志码: A

Effects of Zn additions and aging process on microstructure and mechanical properties of 2056 aluminum alloy

LUO Xian-fu, ZHENG Zi-qiao, GE Jing-xuan, ZHANG Hai-feng, ZHONG Jing, LIAO Zhong-quan
(School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, China)

Abstract: The effects of Zn additions and aging process on the microstructure and mechanical properties of 2056 aluminum alloy were investigated by micro-hardness test, tensile test, differential scanning calorimetry (DSC) and transmission electron microscopy (TEM). The results show that the tensile strength (σ_b) and yield strength ($\sigma_{0.2}$) of 2056 aluminum alloy are higher than those of the alloy without Zn while the elongation is almost the same in T6, T8 and T3 temper. This is because with the addition of Zn, Zn-rich clusters form, which accelerates the precipitation of GPB zone and the precipitation of S' phase further, thus improving the strength of the alloy. The order of σ_b and $\sigma_{0.2}$ of 2056 aluminum alloy in T3, peak-aged T6 and T8 temper from large to small is T8, T3 and T6. The predeformation before aging makes plenty of dislocations form. Due to the strong interaction between the solute atoms and dislocations, there exists large quantity of dislocation pile-up while dislocations become tangled up, which improve the strength in T3 temper. In T8 temper, the dislocations become the precipitation sites of S' phase, making fine, dense and uniform S' phase in the matrix. The strength of the alloy in T8 temper improves a lot compared with that of T6 and T3 temper.

Key words: 2056 aluminum alloy; Zn; aging treatment; mechanical properties; microstructure

2XXX 系 Al-Cu-Mg 合金是航空航天领域主要的结构材料, 广泛应用于飞机蒙皮、骨架和隔框等结构件。为提高合金的综合性能, 各国材料科学工作者在

合金主成分优化、微合金化和热处理等方面开展了大量的研究工作。如美国在 20 世纪 50 年代注册的 2024 合金长期用于飞机的机身蒙皮和下翼面结构中, 为了

基金项目: 国家重点基础研究发展计划资助项目(2012CB619503)

收稿日期: 2011-09-19; **修订日期:** 2012-02-28

通信作者: 郑子樵, 教授; 电话: 0731-88830270; E-mail: s-maloy@csu.edu.cn

满足飞机的损伤容限设计要求,从 20 世纪 70 年代开始,美国在 2024 合金的基础上,通过降低 Fe 和 Si 杂质含量、优化主成分,先后研发了 2124、2224、2324、2424 和 2524 等新合金,其中,2524 合金中杂质 Si 含量极低,Cu 含量范围也很窄,具有优良的综合性能,是目前断裂韧性和抗疲劳性能最优异的航空铝合金^[1]。又如在 Al-Cu-Mg 合金中添加少量 Ag,通过相应的热处理制度,使合金的主要强化相由 θ' 、 S' 等变为 Ω 相, Ω 相强化效果优于 θ' 相和 S' 相的,并具有优良的热稳定性,因而含 Ag 的 Al-Cu-Mg 合金具有较高的强度和较好的抗蠕变性能^[2-3]。20 世纪末以来,一些欧美国家相继注册了 2039、2139 和 2040 等含 Ag 合金,2139-T8 合金作为典型代表,相对于其他高性能铝合金,具有更高的强度、更优的断裂韧性、更长的疲劳寿命和更好的抗冲击性能^[4]。在 2024 合金的基础上降低 Fe 和 Si 杂质含量并添加微量 Zr 而开发的 2026 合金中,Zr 具有细化晶粒和阻止再结晶的作用,对比 2024 合金,2026 合金的耐损伤性更好、强度更高、抗疲劳性能更优异并具有与之相当的断裂韧性^[5-7]。

由美国 Alcan 公司近期开发注册的 2056 铝合金是一种耐蚀、耐热、耐损伤的新型 Al-Cu-Mg 合金,可用于制造飞机蒙皮,具有较广泛的应用前景^[1]。Zn 首次作为必加合金元素添加在 2056 合金中,其名义质量分数为 0.4%~0.8%,添加 Zn 的主要目的是提高合金韧性和抗腐蚀性能。目前,国内外关于 2056 合金的研究报道极少,仅文献[8]报道了其在 T3 工艺条件下的力学性能,但是未见有关其微观组织及时效工艺的报道,Zn 元素对 Al-Cu-Mg 合金组织和性能的影响也鲜见报道,鉴于此,本文作者通过研究 Zn 元素及时效工艺对 2056 铝合金组织和性能的影响,探讨 2056 合金的最佳热处理制度,为其在我国的应用提供理论依据。

1 实验

采用两种成分的合金试样(见表1),其中合金1的成分在2056合金正常成分范围内,合金2中不含Zn,其他成分与2056合金的相同。采用高纯Al、纯Mg、工业纯Zn及Al-46.69%Cu和Al-10.12%Mn中间合金为原料配制合金。铸锭的厚度为25 mm,铸锭经(420 °C, 8 h)+(490 °C, 16 h)双级均匀化处理后经切头、铣面和轧制等工序获得2 mm厚的板材。固溶处理制度为499 °C, 40 min,而后对两种合金进行T6(175 °C时效)、

T8(5%预变形+155 °C时效)和T3(5%预变形+自然时效)时效处理。

表 1 合金 1 和 2 的化学成分

Table 1 Chemical compositions of aluminum alloys 1 and 2 (mass fraction, %)

Alloy No.	Cu	Mg	Mn	Si	Fe	Zn	Al
1 (2056 alloy)	3.98	1.16	0.30	<0.01	0.05	0.76	Bal.
2 (2056 alloy, Zn-free)	3.88	1.16	0.31	<0.01	0.01	—	Bal.

硬度测试在 MTK1000A 显微硬度计上进行,载荷为 1.96 N,加载时间为 15 s。拉伸样品为沿板材轧制方向截取和加工的板状样,标距间长度为 30 mm,宽度为 8 mm,采用 MTS-858 试验机进行拉伸性能测试,拉伸速率为 2 mm/min。用 Universal V4.1-TA 型热分析仪进行差热分析,升温速率为 10 K/min,升温范围为 50~450 °C;选取实验合金的淬火态试样(约 10 mg)进行 DSC 分析。透射电镜观察样品经机械预减薄后双喷穿孔而成,电解液是体积分数为 25%硝酸和 75%甲醇混合液,采用液氮冷却,温度低于-20 °C。显微组织观察在 TECNAIG² 20 电镜上进行,加速电压为 200 kV。

2 结果与分析

2.1 时效硬化曲线

图 1 所示为合金 1 和 2 在 T6 和 T8 态下的时效硬化曲线,1 h 内硬度变化曲线见图 1(b)。从图中曲线可以看出,在 T6 和 T8 时效条件下,两种合金表现出相似的时效硬化规律:均随着时效时间的延长,合金的硬度值逐渐增加,达到峰值后迅速下降(T6)或缓慢降低(T8),而后基本保持不变,在整个时效过程中只有一个硬度峰值,并且含 Zn 的合金 1 时效响应速度较快,硬度峰值较大。经过 T8 处理后,两种合金的硬度相对于 T6 态都得到较大提高。

2.2 常规拉伸性能

表 2 所列实验合金在淬火态、淬火+预变形以及 T6、T8 峰时效和 T3 态下的拉伸性能。由表 2 可知,同种时效状态下,合金 1 的抗拉强度(σ_b)和屈服强度($\sigma_{0.2}$)均比不含 Zn 合金 2 的高,而两者伸长率(δ)相差不大。两种合金在 T6、T8 峰时效和 T3 态下的 σ_b 和 $\sigma_{0.2}$ 由大到小的顺序为 T8、T3、T6, δ 由大到小的

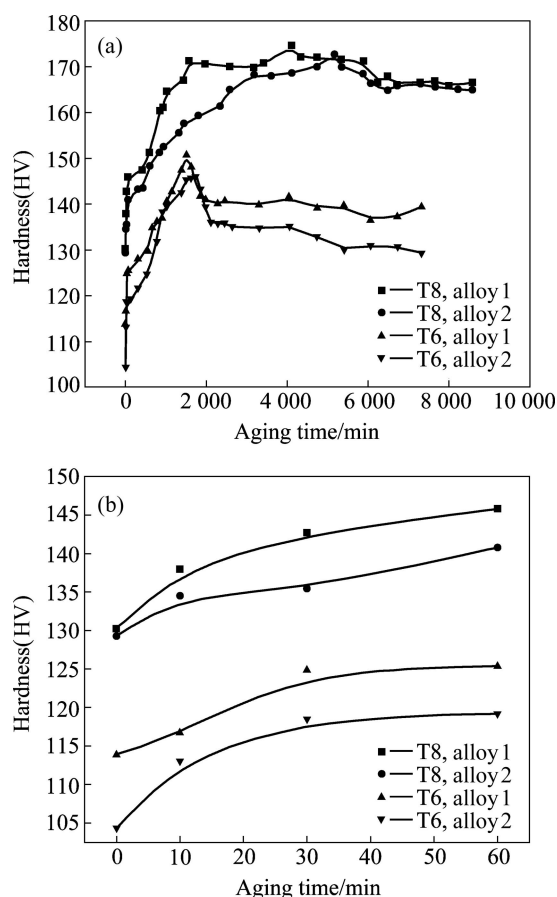


图1 合金1和2的时效硬化曲线及两合金在1 h内的时效硬化曲线

Fig. 1 Aging hardening curves of alloys 1 and 2 (a) and aging hardening curves of 1 and 2 alloys in 1 h (b)

表2 淬火态、淬火+预变形、T6、T8和T3工艺条件下合金1和2的力学性能

Table 2 Mechanical properties of aluminum alloys 1 and 2 under condition of as-quenched, as-quenched+ pre-deformation, T6, T8 and T3

Alloy No.	Aging condition	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ /%
1 (2056 alloy)	Quenched	321	230	32.9
	T6 peak-aging	445	337	20.4
	Quenched+5%pre-deformation	381	261	26.1
	T3	470	382	23.4
	T8 peak-aging	502	420	12.8
2 (2056 alloy, Zn-free)	Quenched	315	222	35.0
	T6 peak-aging	431	327	21.6
	Quenched+5%pre-deformation	370	243	28.2
	T3	448	367	24.6
	T8 peak-aging	481	406	13.6

顺序为T3、T6、T8。可见, 预变形可以提高合金的抗拉强度和屈服强度, 自然时效可以改善合金的塑性。

2.3 DSC分析

图2所示为淬火态实验合金的DSC曲线。图2中曲线的放热峰代表析出相的形成, 吸热峰代表析出相的溶解。由图2可知, 两种合金具有相似的DSC曲线, 放热峰I和吸热峰II分别对应GPB区的形成和溶解, 放热峰III和吸热峰IV分别对应GPB II/S''相的析出和溶解, 放热峰V和吸热峰VI分别对应S'+S相的析出和溶解^[9]。可见, Zn的添加未对合金的析出相序列产生影响, 但含Zn合金1的S'相析出的峰值温度较合金2的略低。

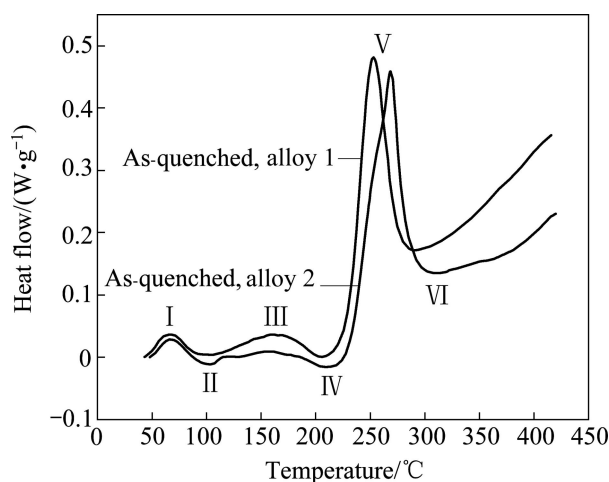


图2 淬火态实验合金1和2的DSC曲线

Fig. 2 DSC curves of alloys 1 and 2 in as-quenched condition

2.4 微观组织观察

图3所示为合金1和2在淬火态下的TEM像。由图3可以看出, 两种合金均析出大量的位错环。合金2位错环的平均尺寸为10~20 nm, 在晶界及其周围也析出大量细小的位错环(见图3(b)和(d)); 含Zn合金1位错环的析出量相对较少, 尺寸相对较大, 达到20~40 nm(见图3(a)), 且出现部分蜷线位错(见图3(c))。

图4所示为合金1和2在T6(175 °C)处理态下的TEM像及选区电子衍射(SAED)花样。欠时效时(4 h), 两种合金中均基本观察不到析出的第二相, 但衍射花样上基体斑点间出现的微弱茫线表明GPB区的存在, 且合金1的茫线较合金2的清晰, 在一定程度上表明合金1有更细小的GPB区; 合金2仍可以观察到尺寸较大的位错环, 但并未观察到环上析出S'相, 可见, 此时合金仍以GPB区强化为主(见图4(a)和(b)); 时效至

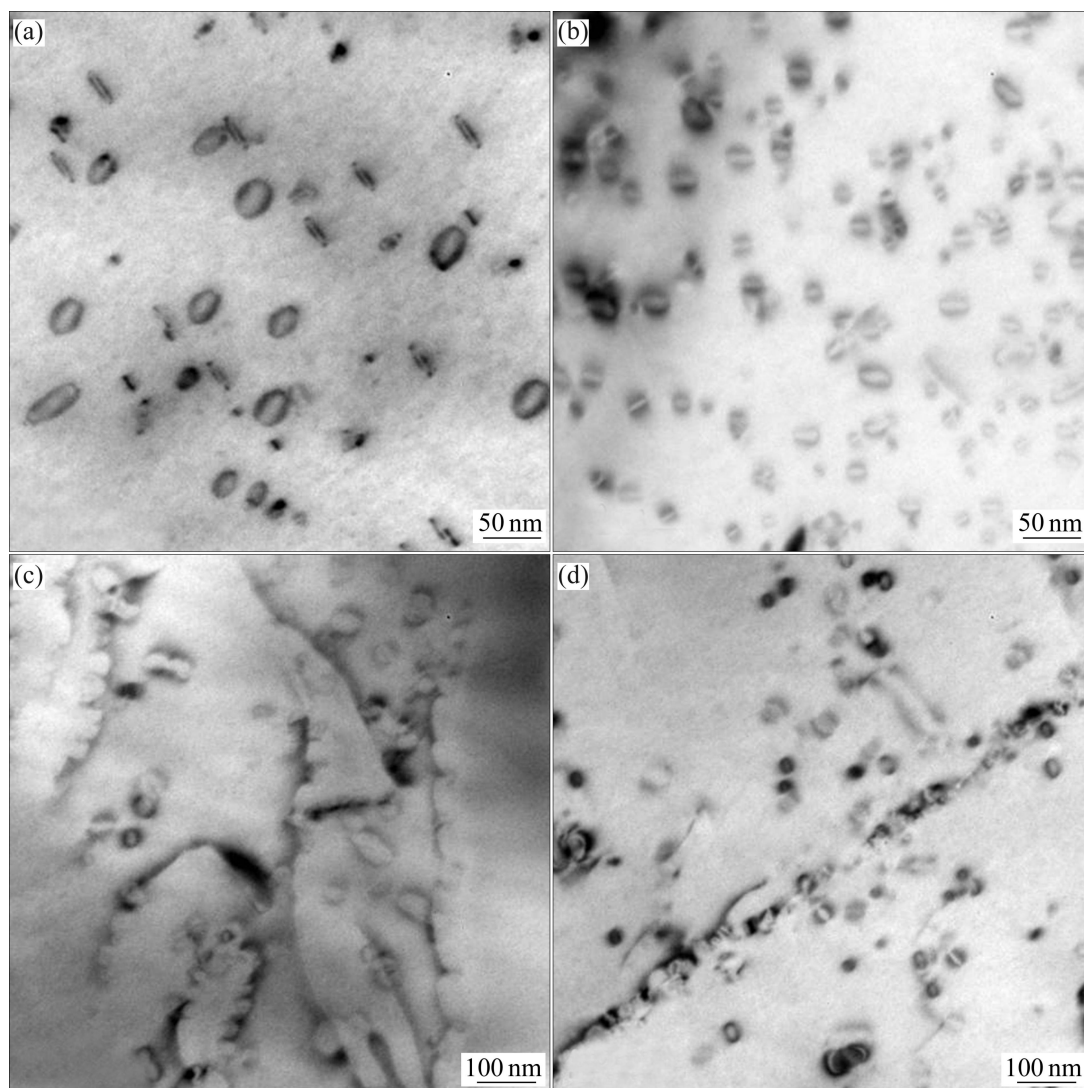


图3 合金1和2淬火态下的TEM像

Fig. 3 TEM images of alloys 1 and 2 in as-quenched conditions: (a), (c) Alloy 1; (b), (d) Alloy 2

峰时效状态时,合金1晶内析出大量的 S' 相,合金2晶内析出的 S' 相较合金1的稀疏且粗大(见图4(c)和(d));进一步延长时效时间至过时效状态(80 h), S' 相进一步长大粗化,合金1中 S' 相较合金2分布更加密集(见图4(e)和(f))。

图5所示为合金1和2在T8(5%预变形+155℃)时效条件下不同时效时间的TEM像和SAED花样。由图5可见,欠时效时(5 h),两种合金基体内只能观察到大量的位错,但是从衍射花样上可以看到GPB区产生的微弱芒线,合金1的芒线较合金2的清晰,充斥在整个基体斑点周围(见图5(a)和(b));时效至峰时效时,实验合金晶内均析出大量均匀弥散的 S' 相,合金1中 S' 相相互重叠,较合金2的分布更密集(见图5(c)和(d));当时效时间延长至过时效时(150 h),实验

合金晶内析出更多的 S' 相,相对于峰时效略有长大,分布更加密集,且合金1的 S' 相较细小(见图5(e)和5(f))。

图6所示为合金1和2在T3(5%预变形+30 d自然时效)时效态下的微观组织形貌。由图6可知,实验合金晶内观察到大量的位错缠结和位错塞积,从合金1的衍射花样上可以看到基体斑点微弱芒线,这是由GPB区产生的,合金2的芒线较为微弱(见图6(a)和(b))。

3 分析与讨论

2056铝合金属于中等Cu/Mg比的Al-Cu-Mg系合

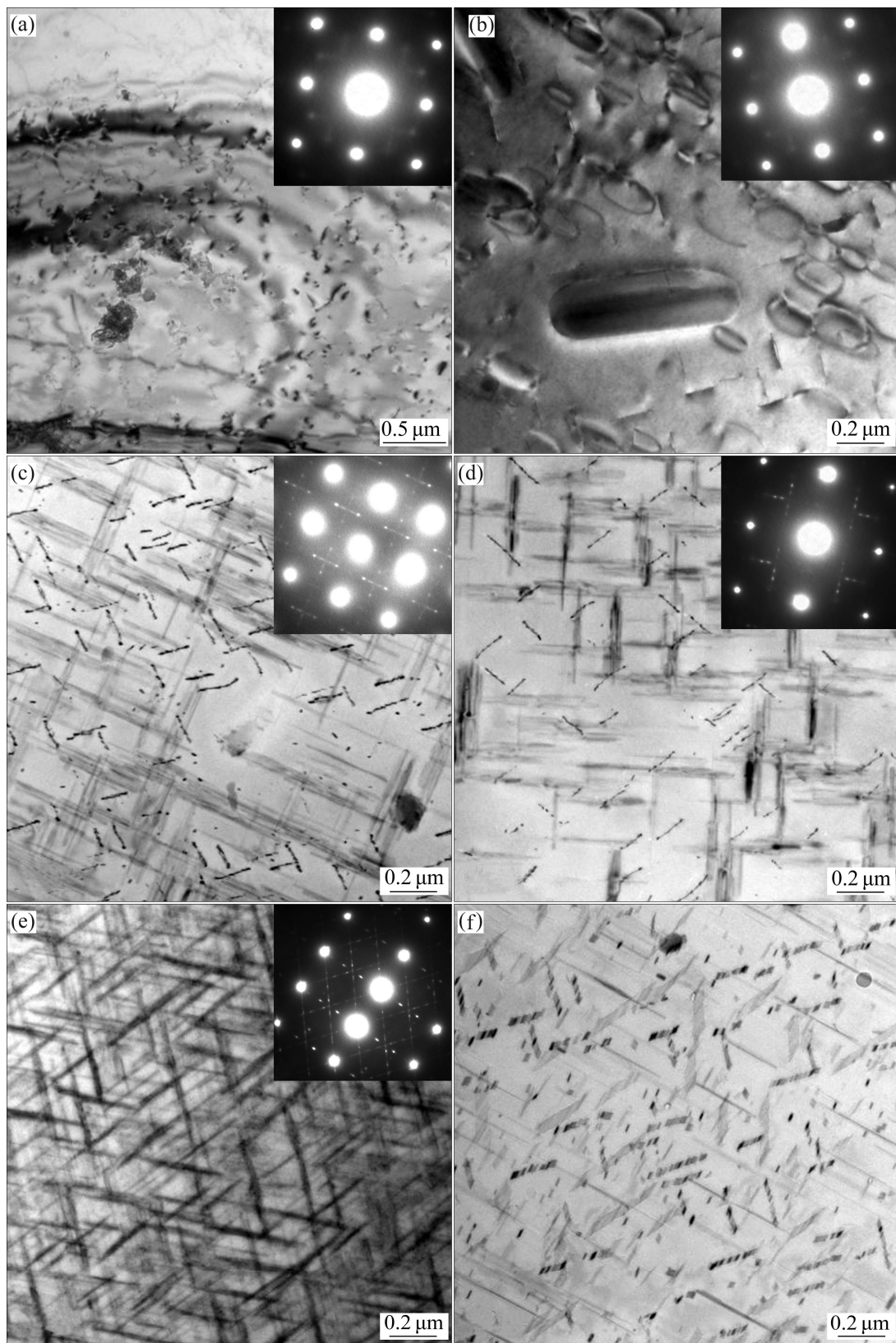


图 4 合金 1 和 2 T6 时效状态下的 TEM 像和 SAED 花样

Fig. 4 TEM images and SAED patterns of alloys 1 and 2 in T6 temper: (a) Alloy 1 under-aging(4 h) from $\langle 001 \rangle_a$; (b) Alloy 2 under-aging(4 h) from $\langle 001 \rangle_a$; (c) Alloy 1 peak-aging(23 h) from $\langle 001 \rangle_a$; (d) Alloy 2 peak-aging(25 h) from $\langle 001 \rangle_a$; (e) Alloy 1 over-aging(80 h) from $\langle 112 \rangle_a$; (f) Alloy 2 over-aging(80 h)

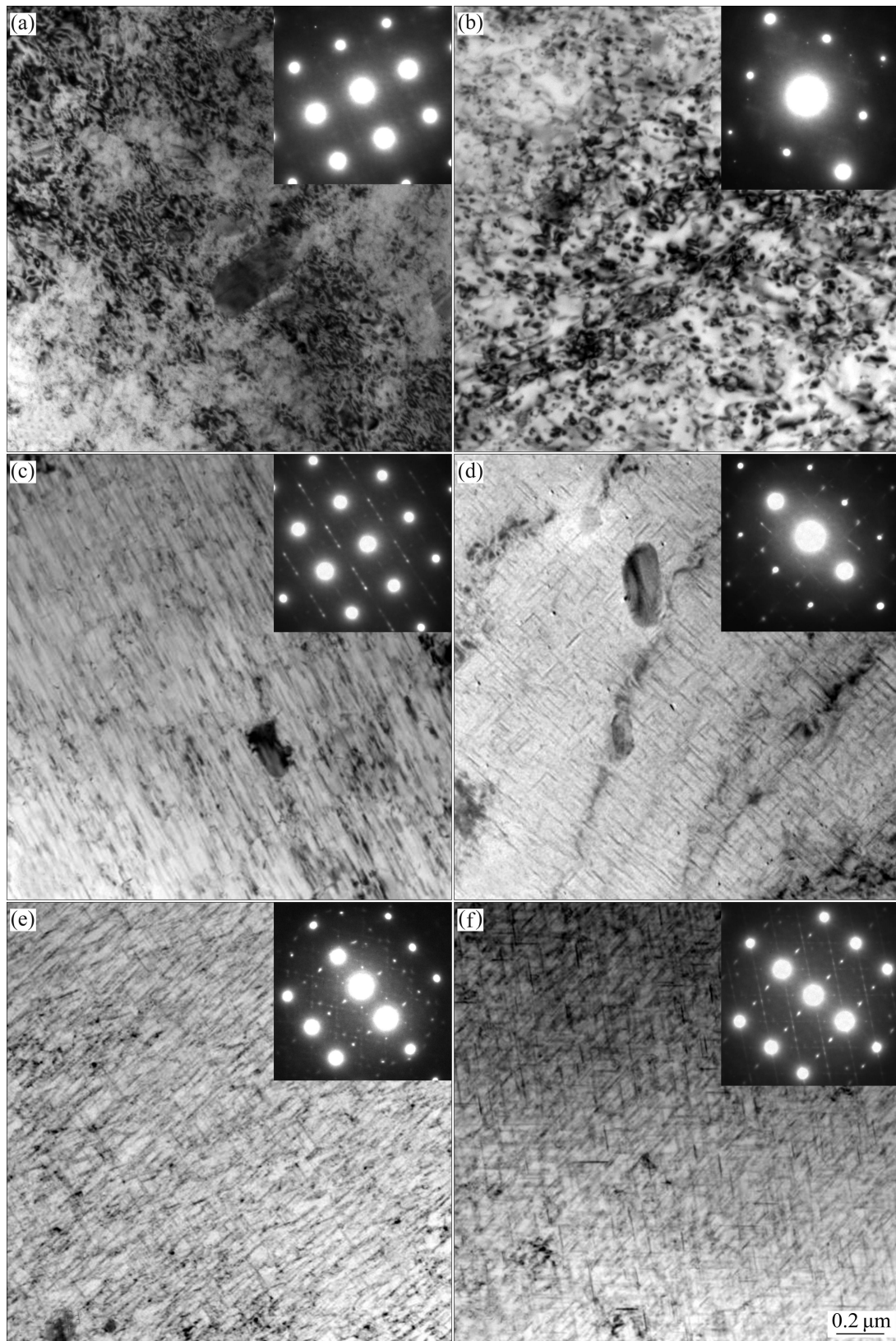


图5 合金1和2 T8时效状态下的TEM像和SAED花样

Fig. 5 TEM images and SAED patterns of alloys 1 and 2 in T8 temper: (a) Alloy 1 under-aging(5 h) from $\langle 001 \rangle_{\alpha}$; (b) Alloy 2 under-aging(5 h) from $\langle 001 \rangle_{\alpha}$; (c) Alloy 1 peak-aging(70 h) from $\langle 001 \rangle_{\alpha}$; (d) Alloy 2 peak-aging(70 h) from $\langle 001 \rangle_{\alpha}$; (e) Alloy 1 over-aging(150 h) from $\langle 112 \rangle_{\alpha}$; (f) Alloy 2 over-aging(150 h) from $\langle 112 \rangle_{\alpha}$

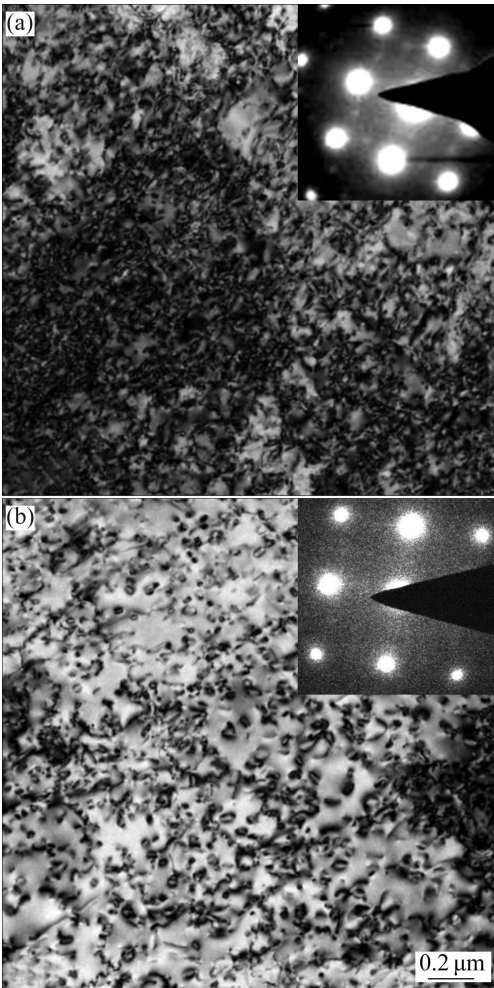


图 6 合金 1 和 2 T3 时效状态下的 TEM 像和 SAED 花样
Fig. 6 TEM images and SAED patterns of alloys 1 and 2 in T3 temper: (a) Alloy 1 aging (30 d) from $\langle 001 \rangle_\alpha$; (b) Alloy 2 aging (30 d) from $\langle 001 \rangle_\alpha$

金, 其时效析出系列如下: α 过饱和固溶体→GPB 区→GPB II/ S'' 相→ S' 相→ $S(\text{Al}_2\text{CuMg})$ 相^[10-11]。其主要强化相 S' 相的析出有两种形式: 一种是在位错上的非均匀形核析出, 另一种是以 GPB 区为核心的均匀形核析出。

表 3 所列铝合金中溶质原子与空位的结合能。由表 3 可知, Mg-V 和 Zn-V 结合能较高, 表明 Mg 和

表 3 铝合金中溶质原子与空位的结合能

Table 3 Solute-vacancy binding energies in Al-based alloy

Solute-vacancy pair	Measured binding energy/eV
Cu-V	0.02 ^[12] , 0 ^[13] , 0.05 ^[14]
Zn-V	0.03 ^[12] , 0.02 ^[15] , 0.1 ^[14]
Mg-V	0.04 ^[15] , 0.19 ^[13,14]
Zn-Mg-V	0.06 ^[15]

表 4 无限稀释固溶体中溶质与不同溶剂之间的自由焓^[16]
Table 4 Free enthalpy between solute and different solvents in infinite dilution solid solution^[16]

Solute	Free enthalpy/(kJ·mol ⁻¹)			
	Al	Cu	Mg	Zn
Al	—	-34	-7	2
Cu	-28	—	-15	-14
Mg	-8	-20	—	-15
Zn	2	-16	-13	—

Zn 易捕获空位形成 Mg-V 和 Zn-V 原子对。表 4 所列无限稀释固溶体中溶质与溶剂之间的自由焓^[16]。无限稀释固溶体中两元素之间的自由焓为负值, 且绝对值越大, 表明该原子对在热力学上越稳定, 固溶体越容易形成, 它们之间的相互作用越强烈。由表 4 可知, Zn-Cu、Mg-Cu 和 Zn-Mg 原子对易于形成。

在固溶淬火过程中, Zn-Cu、Zn-Mg、Mg-V 及 Zn-V 之间的键合能比 Cu-V 之间的键合能高, 它们之间能发生强烈的相互作用, 因此, Zn、Mg、Cu 及 V 之间能形成 Zn-Mg-V 团簇、Cu-Mg-V 团簇以及 Zn-Mg-Cu-V 团簇等, 在一定程度上降低了自由空位的浓度和空位的移动速率, 由于淬火态合金中位错环是由大量的自由空位偏聚后崩塌形成的, 自由空位浓度的降低使得位错环减少, 因此, 含 Zn 合金 1 中位错环的体积分数有所减小(见图 3)。研究表明^[17], 稀释固溶体的室温强度以点阵弹性应变引起的强化为主, 溶质与溶剂的原子尺寸差别越大, 所引起的点阵畸变越大, 产生的强化效果也越好, 而 Al(FCC)和 Zn(HCP)元素的原子半径分别为 0.143 和 0.133 nm, 所以, Zn 具有固溶强化作用。因此, 含 Zn 合金 1 在固溶态及固溶+预变形处理条件下的强度都略有增加。

在随后的时效过程中, Zn-Mg-V 团簇、Zn-Mg-Cu-V 团簇与 Cu-Mg-V 团簇一样, 也促使 Cu 原子不断向团簇形核区扩散而形成富 Cu 和 Mg 的 GPB 区^[18]。研究者认为, 尽管自由空位浓度的降低减慢了溶质原子的扩散速度, 但是 Zn-Mg-V 团簇和 Cu-Mg-V 团簇等结合能较高, 增大了其俘获溶质原子的半径, 也使形成的 GPB 区俘获 V 更加容易, 从而降低合金能量, 提高 GPB 区的稳定性, 最终形成弥散分布的 GPB 区^[12], 在进一步的时效过程中 GPB 区转变成 S'' 相, 而 S'' 相则进一步转变成 S' 相^[10-11]。在 S' 相未完全析出的峰时效前, 实验合金主要是为 GPB 区强化, 而在 T3 处理态下, 由于时效温度较低, 合金也以 GPB 区强化为主。由图 4(a)和(b)、5(a)和(b)及 6(a)和(b)并结合衍射花样分析发现, 在 T6、T8 欠时效和 T3 处理态

下,合金1析出的GPB区相对于合金2的更多更细。当合金进行峰时效处理时,大量GPB区成为 S' 相的形核核心,有利于 S' 相均匀形核析出。由图4(c)和(d)及5(c)和(d)发现,含Zn合金1的 S' 相析出更均匀,分布更密集。在T6过时效处理下,两种合金的 S' 相都有所粗化,互相重叠在一起,分布更密集(见图4(e)和(f));T8过时效处理下,两种合金的 S' 相略有长大,分布更加密集,即使时效至150 h,仍然保持着具有峰时效特征的组织,使T8态下合金具有较好的热稳定性(见图5(e)和(f))。从图1也可以看出,在峰时效后,T8态合金硬度基本保持不变。总之,Zn元素的添加保证了2056合金具有较高的固溶强度和时效强度。

合金经固溶淬火后进行预变形,引入了大量的形变位错,位错作为空位陷阱^[19],将使基体中淬火空位显著减少,因此,图5(a)和(b)中不能看到位错环。在随后的自然时效过程中,晶内会形成一定数量的团簇,而这些团簇的存在进一步降低了基体的过饱和度,使 S' 相的形核驱动力减小,形核速率降低,并消耗了基体中一定数量的淬火空位,导致原子扩散速度变慢。因此,T3态下2056合金仍以GPB区为强化相,由于晶内大量位错的存在,其强烈的交互作用形成大量的位错塞积和位错缠结(见图6(a)),合金强度仍然在一定程度上得到了提高,甚至高于T6态的。也正是位错和空位以及位错和溶质原子之间强烈的交互作用,使得固溶+预变形状态的合金强度较固溶态的大幅提高(见表2)。在155℃继续时效的过程中,合金晶内析出的GPB区和基体因冷变形而储存的大量位错都将成为 S' 相的形核点^[9],当时效至峰时效时,合金形成比T6态峰时效更细小、密集和均匀弥散的 S' 相(见图5(c)和4(c)),其强度较T6态得到较大提高。由于弥散分布的 S' 相的强化作用比GPB区更大,T8状态合金强度高于T3态的。而拉伸延性与析出相的体积分数和尺寸密切相关,析出相体积分数的增加将减小位错的有效滑移距离,从而降低合金的拉伸延性^[20],因此,合金在T6、T8峰时效和T3态下的伸长率由大到小的顺序为T3、T6、T8。

4 结论

1) 2056合金在T6和T8态欠时效及T3态下主要为GPB区强化,T6和T8峰时效主要强化相为 S' 相;合金的抗拉强度和屈服强度由高到低的顺序为T8-峰,T3,T6-峰,伸长率由大到小的顺序为T3,T6-峰,T8-峰。

2) 2056合金中的少量Zn在时效初期形成了富Zn团簇,促进了GPB区的形成,作为 S' 相的均质形核点,进一步促进了 S' 相的析出,保证了合金具有较高的强度。

3) 时效前的预变形在合金中形成大量位错,在T3态下,大量的位错塞积、缠结及晶内细小弥散分布的GPB区,使其强度高于T6态的;在T8态下,大量位错将成为 S' 相的异质形核点,合金形成细小密集和均匀弥散的 S' 相,合金强度较T3和T6态的得到较大幅度提高。

REFERENCES

- [1] WARNER T. Recently-developed aluminum solutions for aerospace applications [J]. Materials Science Forum, 2006, 519/521: 1271-1278.
- [2] 潘峥嵘, 郑子樵, 廖忠全, 李世晨. 预变形对Al-Cu-Mg-(Ag)合金中 Ω 相析出的影响[J]. 热加工工艺, 2010, 39(12): 1-3.
PAN Zheng-rong, ZHENG Zi-qiao, LIAO Zhong-quan, LI Shi-chen. Effect of pre-deformation on phase precipitation in Al-Cu-Mg-(Ag) alloy [J]. Hot Working Technology, 2010, 39(12): 1-3.
- [3] SOFYAN B T, RAVIPRASAD K, RINGER S P. Effects of microalloying with Cd and Ag on the precipitation process of Al-4Cu-0.3Mg (wt%) alloy at 200℃ [J]. Micron, 2001, 32(8): 851-856.
- [4] VURAL M, CARO J. Experimental analysis and constitutive modeling for the newly developed 2139-T8 alloy [J]. Materials Science and Engineering A, 2009, 520(1/2): 56-65.
- [5] LAM D F, MENZEMER C C, SRIVATSAN T S. A study to evaluate and understand the response of aluminum alloy 2026 subjected to tensile deformation [J]. Materials & Design, 2010, 31(1): 166-175.
- [6] HUANG Xu-dong, ZHANG Hui, HAN Yi, WU Wen-xiang, CHEN Jiang-hua. Hot deformation behavior of 2026 aluminum alloy during compression at elevated temperature [J]. Materials Science and Engineering A, 2010, 527(3): 485-490.
- [7] ZHANG Hui, CHEN Rong, HUANG Xu-dong, CHEN Jiang-hua. Microstructural evolution of 2026 aluminum alloy during hot compression and subsequent heat treatment [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2011, 21(5): 955-961.
- [8] SAE-AMS4298. Aluminum alloy, Alclad sheet 3.8Cu-1.0Mg-0.3Mn-0.6Zn (Alclad 2056-T3) solution heat treated and cold worked [S].
- [9] CHARAI A, WALTHER T, ALFONSO C, ZAHRA A M, ZAHRA C Y. Coexistence of clusters, GPB zones, S'' , S' and

- S-phase in an Al-0.9%Cu-1.4%Mg alloy [J]. *Acta Mater*, 2000, 48(10): 2751–2764.
- [10] HUTCHINSON C R, RINGER S P. Precipitation processes in Al-Cu-Mg alloys microalloyed with Si [J]. *Physical Metallurgy and Materials Science*, 2000, 31(11): 2721–2733.
- [11] WANG S C, STARINK M J. The assessment of GPB II/S'' structures in Al-Cu-Mg alloys [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2004, 386(1/2): 156–163.
- [12] WOLVERTON C. Solute-vacancy binding in aluminum [J]. *Acta Mater*, 2007, 55(17): 5867–5872.
- [13] 黄兰萍, 陈康华, 郑子樵, 黄永平. 微量 Ag, Mg 对 Al-Cu-Li 合金时效特性和显微组织的影响[J]. *稀有金属材料与工程*, 2005, 34(8): 1322–1325.
- HUANG Lan-ping, CHEN Kang-hua, ZHENG Zi-qiao, HUANG Yong-ping. Effect of Ag, Mg on ageing characteristics and microstructure of Al-Cu-Li alloy [J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2005, 34(8): 1322–1325.
- [14] NIE J F, MUDDLE B C, AARONSON H I, RINGER S P, HIRTH J P. On the role of clusters during intragranular nucleation in the absence of static defects [J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2002, 33(6): 1649–1658.
- [15] PSAKH'E S G, PANIN V E, CHULKOV E V, ZHOROVKOV M F. Calculation of the binding energies of complexes formed by magnesium and zinc impurity atoms with vacancies in dilute aluminum alloys [J]. *Russian Physics Journal*, 1980, 23(8): 738–743.
- [16] NIESSEN A K, de BOER F R, BOOM R, CHATEL P F, MATTENS W C M, MIEDEMA A R. Model predictions for the enthalpy of formation of transition metal alloys: II [J]. *Calphad*, 1983, 7(1): 51–70.
- [17] 郑子樵. 材料科学基础[M]. 长沙: 中南大学出版社, 2005: 474–476.
- ZHENG Zi-qiao. *Essentials of materials science* [M]. Changsha: Central South University Press, 2005: 474–476.
- [18] HIROSAWA S, SATO T, KAMIO A, FLOWER H M. Classification of the role of microalloying elements in phase decomposition of Al based alloys [J]. *Acta Mater*, 2000, 48(8): 1797–1806.
- [19] REICH L, RINGER S P, HONO K. Origin of the initial rapid age hardening in an Al-1.7at%Mg-1.1at%Cu alloy [J]. *Philosophical Magazine Letters*, 1999, 79(9): 639–648.
- [20] 宋 旻, 吴正刚, 贺跃辉, 黄伯云. Ag对Al-Cu-Mg合金拉伸延性的影响[J]. *中国有色金属学报*, 2008, 18(11): 1971–1976.
- SONG Min, WU Zheng-gang, HE Yue-hui, HUANG Bai-yun. Effects of Ag on tensile ductility of Al-Cu-Mg alloy [J]. *Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2008, 18(11): 1971–1976.

(编辑 陈卫萍)