



连续冷却对 Al-4%Cu 合金时效组织和性能的影响

李红英^{1,3}, 刘蛟蛟², 赵辉¹, 李世晨^{1,3}

- (1. 中南大学 材料科学与工程学院, 长沙 410083;
2. 国网湖南省电力公司 电力科学研究院, 长沙 410007;
3. 有色金属先进结构材料与制造协同创新中心, 长沙 410083)

摘要: 采用扫描电镜、透射电镜观察、选区电子衍射、电阻率测试、硬度测试和 Monte Carlo 模拟等方法, 研究连续冷却对 Al-4%Cu 合金(质量分数)时效组织和性能的影响。结果表明, 实验合金的连续冷却脱溶产物主要包括 θ 相、 θ' 相和 θ'' 相, 不同冷却条件形成的析出相组态会导致合金的硬度曲线、电阻率曲线不随冷却速率的降低而单调降低。冷却析出的 θ'' 相作为时效强化相的前驱体能够加速时效强化相析出, 导致合金的时效硬化曲线峰值时间提前, 但是极慢的冷却条件消耗了大量的溶质原子, 导致时效驱动力下降。Monte Carlo 模拟表明, 连续冷却脱溶导致的残余溶质质量分数降低会减慢 Cu 原子团簇的形成速率, 当残余溶质质量分数低于 2% 时, 模拟时效 1800s 合金中仍然不会出现明显的团簇, 降低了时效强化效率。

关键词: Al-Cu 合金; 连续冷却; 微观组织; Monte Carlo 模拟

文章编号: 1004-0609(2017)-06-1109-09

中图分类号: TG146.2

文献标志码: A

进入 21 世纪以来, 尽管面临着复合材料的全面竞争, 铝合金仍然是大飞机、高速列车等的主体结构材料, 在国民经济建设中占重要的地位^[1-2]。目前, 铝合金构件的大型化、整体化、复杂化是铝加工行业发展的重要趋势, 大型复杂构件的性能和质量除了与材料本身有关外, 还与其热处理工艺有密切的关系。铝合金构件经过固溶处理和淬火冷却获得过饱和固溶体, 通过人工时效提高其强韧性和耐蚀性^[3-5]。快速淬火可以抑制过饱和固溶体发生脱溶, 增加后续时效驱动力, 有利于提高时效态合金的综合性能, 但是过高的淬火冷却速率会使构件内部温度场分布不均匀。因此, 铝合金的淬火工艺控制非常关键, 需要在抑制第二相析出和降低淬火应力之间寻找平衡。国内外学者就铝合金连续冷却过程中的脱溶行为进行了研究, 绘制了一些连续冷却相变动力学曲线(CCT、TTP、TTT 等), 用于指导铝合金的淬火冷却工艺设计^[6-11]。但是, 常用的商业合金成分跨度较大、热处理工艺窗口较宽、固溶后冷却脱溶析出的第二相种类繁多, 特别是高淬火敏感性合金在冷却过程中第二相析出趋势非常强烈且

难以控制^[12-14], 干扰因素过多, 难以发掘连续冷却对铝合金时效组织性能影响的本质规律。因此, 对于冷却脱溶产物对铝合金时效组织性能影响少有相关文献报道。

本文作者以 Al-Cu 合金为研究对象, 其化学成分简单、工艺成熟, 微观组织与硬度和电阻率的对应关系较为明晰, 有利于开展连续冷却对时效组织性能影响的讨论, 能够揭示连续冷却脱溶对可热处理强化铝合金时效组织性能影响的一些基本规律。

1 实验

采用 99.99% 的高纯铝和 99.999% 的高纯 Cu 熔炼铸造 Al-4%Cu 合金, 用电感耦合等离子体原子发射光谱法测定实验合金成分(质量分数)为 4.0% Cu, 0.195% Si 和 0.1% Fe。铸锭的均匀化温度为 520 °C, 保温 48 h 后随炉冷却, 均匀化后去头尾、铣面, 得到厚度为

基金项目: 湖南省科技计划重点项目(2014GK2013)

收稿日期: 2016-05-03; 修订日期: 2016-10-28

通信作者: 李红英, 教授, 博士; 电话: 0731-88836328; E-mail: lhying@csu.edu.cn

25 mm 的锭坯。采用热轧和冷轧工艺将实验合金轧制到 1 mm 厚, 切取冷轧样品进行固溶, 固溶温度为 535 °C, 保温 2 h, 采用包括水淬(WQ)、高压气体冷却、空冷、炉冷和将样品置于炉内不同位置冷却等 9 种不同条件将样品冷却至室温。采用 K 型热电偶连接到试样表面, 采集不同冷却条件对应的冷却曲线。Al-4%Cu 合金的冷却曲线如图 1 所示, 不同冷却条件对应的冷却时间如表 1 所列。冷却结束后, 样品立即放入时效炉内进行人工时效, 时效温度分别为 120、160、200 和 240 °C, 时效保温时间为 0~4800 h。采用“四点法”测试实验合金的电阻率, 测试电流为 100 mA, 样品尺寸为 100 mm×5 mm×1 mm, 每个状态测试 3 个样品, 取其平均值。采用 Philips Sirion 200 型扫描电镜和 Tecnai G²20 型透射电镜观察第二相种类、形貌和分布。采用 HV-10B 型小负荷维氏硬度计进行硬度测试, 载荷质量为 0.5 kg, 加载保持时间为 15 s, 每个样品测定 5 个点, 取其平均值。

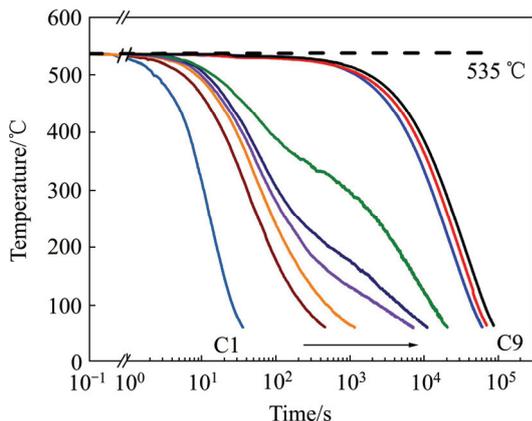


图 1 Al-4%Cu 合金在不同冷却条件下对应的冷却曲线
Fig. 1 Cooling curves of Al-4%Cu alloy under different cooling conditions

表 1 Al-4%Cu 合金采用不同冷却条件对应的冷却时间
Table 1 Cooling time of Al-4%Cu alloy under different cooling conditions (min)

WQ	C1	C2	C3	C4
0.2	1.0	7.7	19.4	118.8
C5	C6	C7	C8	C9
184.1	343.3	1010.3	1182	1500

采用 Monte Carlo 方法模拟铝合金在 200 °C 下时效早期发生的转变过程, 该过程由非平衡的高能态(过饱和固溶体)向平衡的低能态(形成脱溶产物)转变^[15-18]。纳米级团簇被严格限制在 50×50×50 的面心立方(FCC)小晶块中形成, 为保证模拟结果能充分外推, 并且确保采用小晶块内部的溶质和空位浓度在

模拟过程中不发生改变, 规定小晶块在堆垛的三个方向周期性法则拓展, 最终达到一个能够展示晶体宏观性质的尺寸。根据 Al-Cu 二元相图, 在本实验采用的固溶温度下, Al-4%Cu 合金中的 Cu 原子会完全溶入 Al 基体(不考虑不溶杂质相对 Cu 元素的消耗)。模拟连续冷却脱溶以后固溶体中残余溶质质量分数分别为 1%、2%、3%和 4%的实验合金时效早期纳米结构的形态和分布情况, 模拟时效时间为 1800 s, 模拟设定的空位浓度为 8×10^{-5} 。为了简化模型, 假设时效早期基体中负责扩散的空位数量不会衰减。纳米微结构形成时, 模型仅考虑了最邻近原子的相互影响, 而溶质原子长程的相互影响则不予考虑, 因此模拟的结果中不会形成有序的亚稳相。

2 结果与分析

2.1 显微组织分析

图 2 所示为 Al-4%Cu 合金在不同冷却时间下对应的 SEM 和 TEM 像。图 2(a)和(e)对应的冷却时间为 0.2 min, 可以看出铝基体非常“干净”, 仅观察到少量含 Fe 的粗大杂质相。图 2(b)和(f)对应的冷却时间为 19.4 min, SEM 像中显示晶界上已经有细小的第二相析出, TEM 像中可以观察到平衡 θ 相。这些粒子与 Al 基体没有明显位相关系, 尺寸从纳米级到微米级不等; 同时还可以观察到稀疏的与 $[002]_{Al}$ 方向平行的针状相, 从形貌、尺寸以及与基体的位向关系可以判定这些粒子是 θ' 相。图 2(c)和(g)对应的冷却时间为 184.1 min, SEM 像中显示晶界析出相略有粗化, TEM 像中显示平衡 θ 相略有粗化; 该冷却条件下析出了更多的 θ' 相, 还可以观察到少量的尺寸在 200 nm 以下的细小针状相, 根据粒子尺寸判断应该是 θ'' 相。图 2(d)对应的冷却时间为 1500 min, 当冷却速率极慢时, 晶粒内部均匀析出大量粗大的第二相, 晶界上的第二相粒子明显粗化, 晶界周围有清晰的 PFZ。样品在极慢的条件下冷却时, 晶界和晶内析出相的尺寸都已经达到了微米级, TEM 观察不具有统计意义。

图 3 所示为 Al-4%Cu 合金在不同应冷却下的晶内时效析出相。实验合金经过 200 °C 保温 8 h, 入射方向均为 $[100]_{Al}$ 。从图 3 可以看出, 连续冷却条件对时效析出相的种类、尺寸和分布都有明显的影响。图 3(a)对应的冷却时间为 0.2 min, 可以看出强化相均匀分布, 主要为沿 $[001]_{Al}$ 方向分布的尺寸约 50~100 nm 层片状析出相。图 3(b)对应的冷却时间为 19.4 min, 可以看出, 晶内时效析出相分布较为稀疏, 析出相尺寸

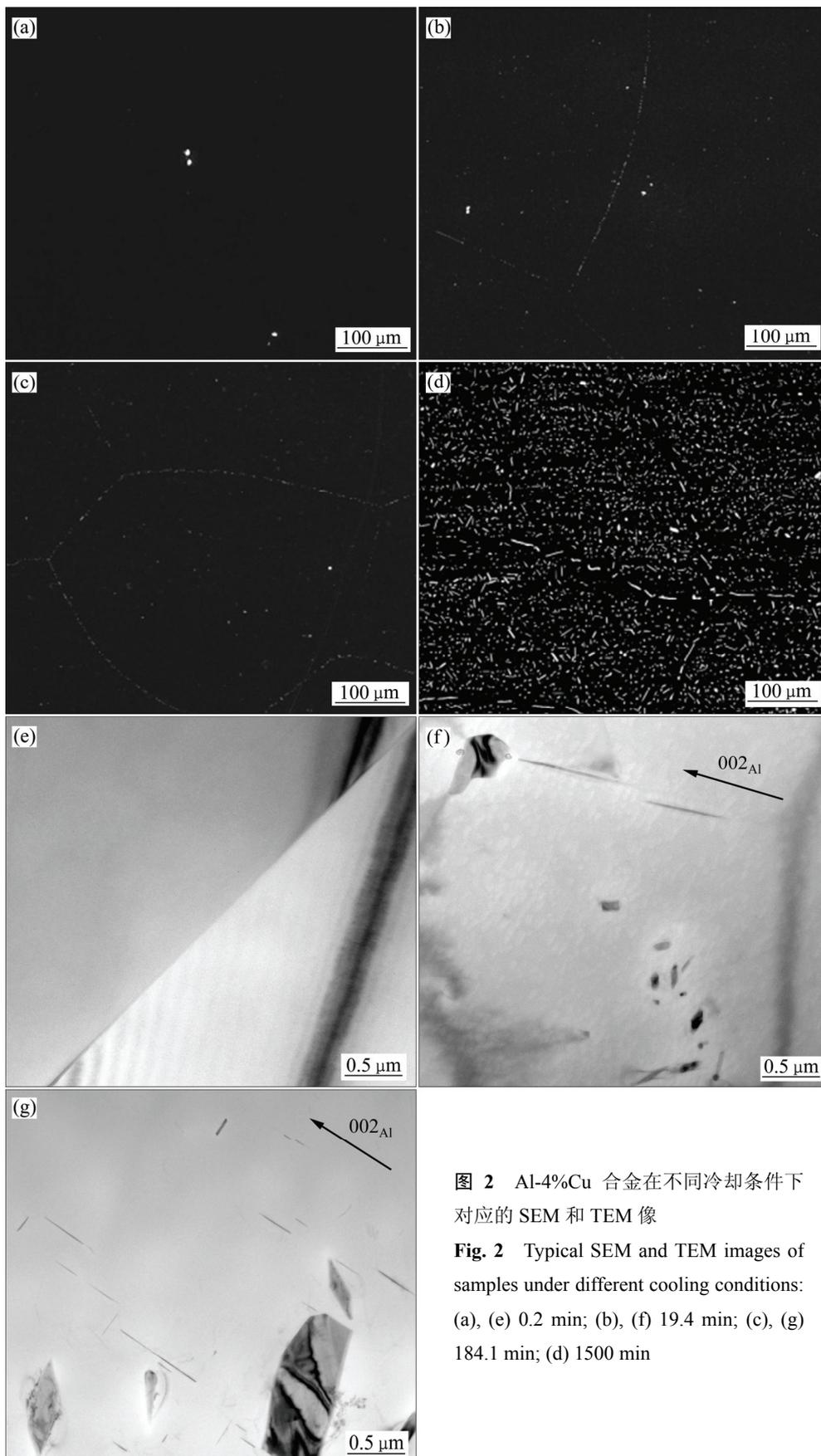


图 2 Al-4%Cu 合金在不同冷却条件下对应的 SEM 和 TEM 像

Fig. 2 Typical SEM and TEM images of samples under different cooling conditions: (a), (e) 0.2 min; (b), (f) 19.4 min; (c), (g) 184.1 min; (d) 1500 min

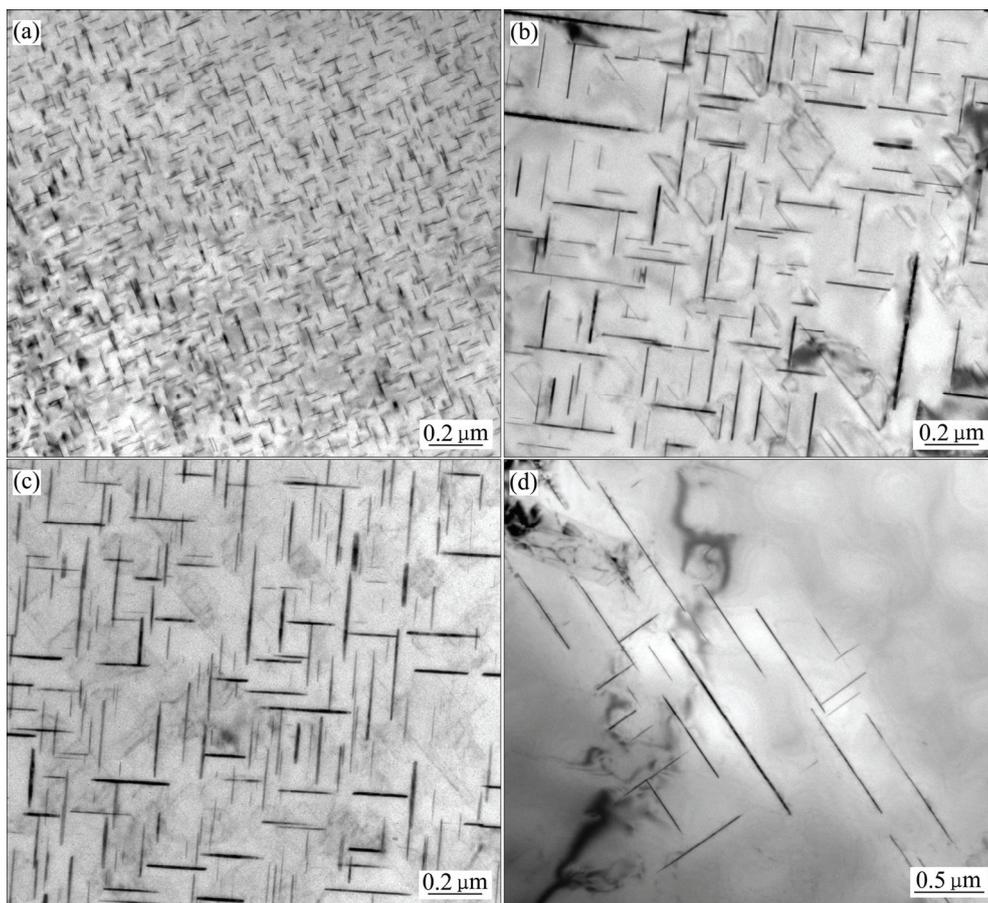


图3 Al-4%Cu合金在不同冷却条件下的晶内时效析出相

Fig. 3 Intragranular aging precipitates of Al-4%Cu alloy under different cooling conditions: (a) 0.2 min; (b) 19.4 min; (c) 184.1 min; (d) 1500 min

明显粗化, 达到 50~400 nm。图 3(c)对应的冷却时间延长至 184.1 min, 图中所示的时效析出相尺寸与 19.4 min 样品中的析出相类似, 但是密度更大, 而且在基体中分布更均匀。图 3(d)对应的冷却时间为 1500 min, 可以看出基体中的时效析出相非常稀疏, 析出相粗化明显, 直径达到了 1 μm 以上。

图 4 所示为不同热处理条件下实验合金对应的 SADP 谱, 入射方向均为 $[100]_{\text{Al}}$ 。其中, 图 4(a)对应冷却时间为 0.2 min 的样品直接进行 SADP 观察的结果, 图 4(b)~(e)对应不同冷却条件下实验合金经过 200 °C 保温 8 h 后的 SADP 谱。从图 4(a)可以看出, 有微弱而连续的芒线沿 $[001]_{\text{Al}}$ 方向从 Al 基体的斑点发出, 这是典型的 GP I 区的衍射特征。这些细小颗粒在样品制备阶段因自然时效而形成, 由于没有较大的范围内形成有序的晶体结构, 无法显示出清晰的衍射斑点。图 4(b)所示对应冷却时间为 0.2 min 的样品时效后的 SADP 谱, 从图 4(b)可以看出, 由 Al 基体斑发出的芒线更加清晰, 而且芒线上存在明显的间断, 最亮处是

$\{001\}_{\text{Al}}$, 这是典型的 θ'' 相斑点(GP II 区)的特征。结合图 3(a)可以确定该样品的主要强化相是 θ'' 相。图 4(c)和 (d)所示分别对应冷却时间为 19.4 和 184.1 min 样品时效后的 SADP 谱, 二者的析出相衍射斑点类似, 与图 4(f)中的 θ' 相模拟斑点完全吻合, 说明样品时效后的主要强化相是 θ' 相, 图 4(d)中析出相斑点亮度更大, 说明强化相体积分数更大。图 4(e)对应冷却时间为 1500 min 的样品时效后的 SADP 谱, 从图 4(e)可以看出, 时效析出相对应的衍射斑点非常微弱, 但还是可以观察到 θ' 相的斑点。

结合 TEM 明场观察和 SADP 观察的结果, 可以确定冷却时间为 0.2、19.4、184.1 和 1500 min 的样品经过 200 °C 保温 8 h 后, 晶内的强化相分别是 θ'' 和 θ' 相, 其中 0.2 min 冷却样品的时效强化相为 θ'' , 后面 3 组冷却样品的时效强化相为 θ' 相。由此可知, 不同的连续冷却条件可以改变后续时效析出相的种类和体积分数。当冷却时间为 0.2 min 时, 冷却过程中没有第二相析出, 基体中溶质原子质量分数较高, 所以在时

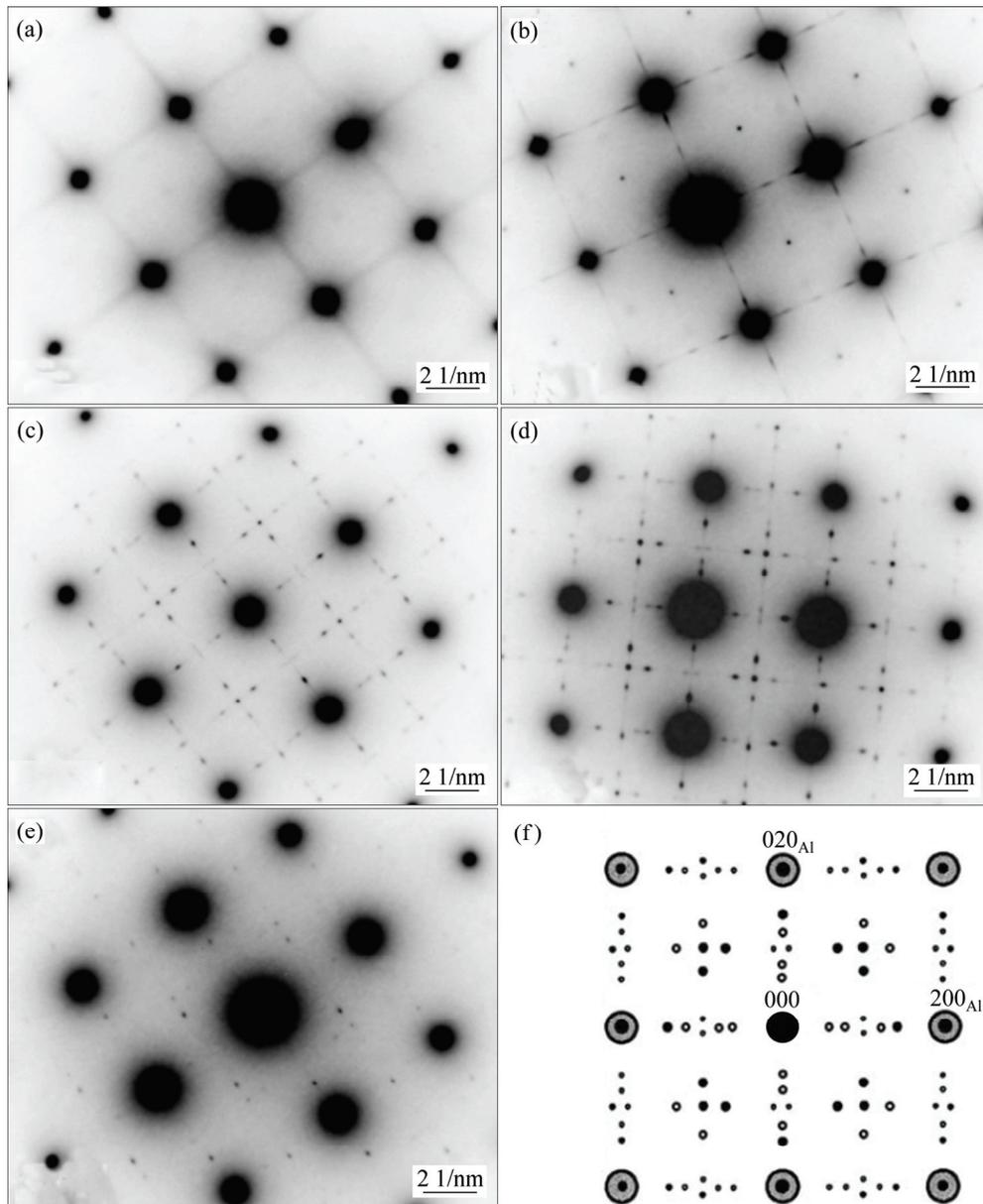


图 4 实验合金在不同热处理条件下的 SADP 谱

Fig. 4 SADPs of tested alloy suffered different heat treatments: (a) 0.2 min cooling and without aging; (b)–(e) Cooling for time of 0.2, 19.4, 184.1 and 1500 min, and aged at 200 °C for 8 h, respectively; (f) Simulated [001]_{Al} diffraction patterns for θ' phases

效过程中析出 θ'' 相。但是, 延长冷却时间后, 在连续冷却的低温阶段, 合金中析出了大量的 θ'' 相, 这些粒子在后续时效过程中作为前驱体加速了 θ' 相析出, 改变了时效析出相组态。冷却时间为 184.1 min 的样品与冷却时间为 19.4 min 的样品相比, 前者时效后 θ' 相的体积分数明显大于后者。这是因为较长的冷却时间使得前者在冷却过程中产生更多的 θ'' 相作为后续时效析出的前驱体。但是, 冷却时间为 1500 min 时, 过饱和固溶体中大部分 Cu 原子在冷却时就发生脱溶, 形成粗大的平衡相, 导致时效驱动力降低, 其结果是在

200 °C 时效 8 h 后, 析出的 θ' 相体积分数很小。

2.2 性能测试

图 5 所示为实验合金硬度、电阻率与冷却时间的关系曲线, 其中 X 轴为时间的对数轴。通常, 随着淬火冷却速率降低, 冷却析出的第二相体积分数增加, 溶质原子产生的固溶强化效果下降, 导致合金硬度下降。同时, 较慢的冷却条件会降低基体的过饱和度, 导致人工时效后合金的硬度降低。但是, 从图 5 中可以看出, 实验合金的硬度与冷却时间的关系不符合上

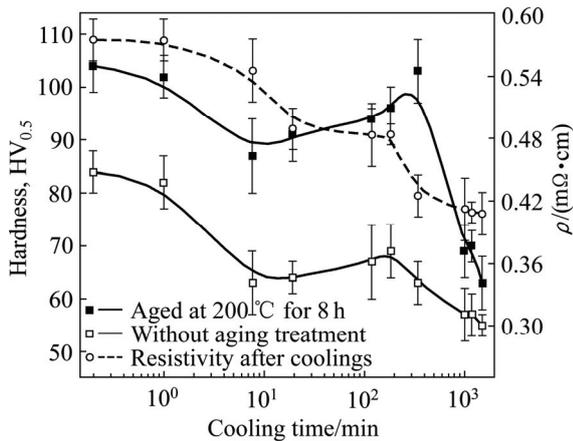


图5 不同冷却条件下Al-0.4%Cu合金的硬度曲线和电阻率曲线

Fig. 5 Hardness and resistivity curves of Al-4%Cu alloy under different cooling conditions (Aging at 200 °C for 8 h)

述规律,合金硬度没有随冷却时间延长而单调递减;2条硬度曲线首先都会下降,冷却时间达到19.4 min以后,硬度曲线转为缓慢上升;当冷却时间为184.1 min时,未时效硬度曲线达到峰值,而时效态硬度峰值时间略晚,约为343 min,达到峰值以后硬度随冷却时间的延长迅速下降。这是因为当冷却时间在1~19.4 min之间时,连续冷却过程主要析出平衡 θ 相和粗大的 θ' 相,对合金没有强化作用,冷却脱溶产物体积分数随冷却时间延长而增加,导致固溶体过饱和度下降,未时效态的固溶强化和时效态的析出强化效果都会降低,合金硬度随冷却时间的延长而减小。当冷却时间在19.4~184.1 min时,冷却析出产物还包括亚稳 θ'' 相,其体积分数随冷却时间的延长而升高,产生一定的强化效果,因此未时效态合金的硬度随冷却时间延长反而增加。在200 °C的人工时效中,冷却时析出的 θ'' 相可以作为 θ' 相的优先形核质点,促进强化相 θ' 的析出,使得时效态合金的硬度随冷却时间延长而上升。冷却时间范围在1010.3~1500 min时,合金的冷却脱溶析出大量平衡相,基体的溶质原子浓度低,几乎不会析出亚稳相,消耗溶质原子引起的软化作用占据了主导地位,所以未时效态和时效态硬度曲线随时间的延长而减小。

冷却条件对合金电阻率的影响主要是由冷却过程中溶质原子脱溶引起,冷却时间越长消耗的溶质原子越多,相应的电阻率应该更低。但是,合金的电阻率曲线并不符合这个规律。冷却时间由0.2 min延长至1 min时,合金的电阻率下降不明显。冷却时间为1 min的冷却条件虽然不能抑制第二相的析出,但是第二相

也没有足够的时间长大和粗化,冷却析出纳米级的平衡相,其尺寸接近载流电子平均自由程,导致合金的电阻率上升,抵消了溶质原子消耗引起的电阻率下降,使合金电阻率不会随冷却时间延长而降低。冷却时间介于1~19.4 min时,冷却析出的平衡相粒子数量和尺寸都会增加,溶质原子消耗对电阻率的影响占主导地位,合金的电阻率随冷却时间延长而降低。当冷却时间为19.4~184.1 min时,电阻率并不随冷却时间延长而明显下降,这是因为合金中析出了小尺寸的亚稳 θ'' 相会对载流电子产生强烈的相干散射,抵消了溶质原子脱溶导致的电导率下降。当冷却时间超过184.1 min时,冷却过程中析出大量的粗大平衡相,合金的电阻率又会随冷却时间的延长而迅速下降。

图6所示为不同冷却条件下Al-4%Cu合金的硬度-时效曲线,冷却时间分别为0.2、19.4、184.1和1500 min,保温温度区间为120~240 °C。对比4组样品在不同时效温度下的硬度-时效曲线,可以发现如下规律:在实验采用的时效温度范围内,冷却时间为184.1和1500 min时,样品硬度在时效初期都会呈现先下降后上升的规律。这是因为在连续冷却的低温阶段,较长的冷却时间会导致亚稳相析出,而亚稳相在时效初期发生回溶,导致合金硬度下降。此外,这2组样品即使在较低温度(120 °C)下时效也会发生回溶,而亚稳的 θ'' 相和 θ' 相的回溶温度均高于120 °C,说明这两种冷却过程中析出了GP区。对比冷却时间分别为19.4和184.1 min时样品的硬度-时效曲线可以发现,在160~240 °C的时效温度范围内,后者的硬度值在时效的前10 h内大于前者的硬度值,而且当时效温度达到200 °C以后,后者的时效峰值时间明显比前者的更早。这是因为高温时效的主要强化相是 θ' 相,较慢冷却时提前析出的 θ'' 相可以促进强化相析出。由此可知,184.1 min的连续冷却比19.4 min的连续冷却更能加快合金时效析出的动力学过程。

2.3 冷却对时效早期团簇的影响

过饱和固溶体在冷却过程中发生脱溶会消耗一定比例的溶质原子,因此固溶体中残余溶质质量分数会发生变化。但是,从显微组织观察和性能测试可以看出,对于冷却时间较为接近的样品,其残余溶质质量分数的差异较小,精确测定每组样品残余溶质质量分数意义不大。因此,选取残余溶质质量分数分别为1%、2%、3%和4%的样品为研究对象进行Monte Carlo模拟计算,定性研究冷却脱溶转变对时效初期原子团簇演变的影响。

图7所示为不同残余溶质质量分数的Al-4%Cu合

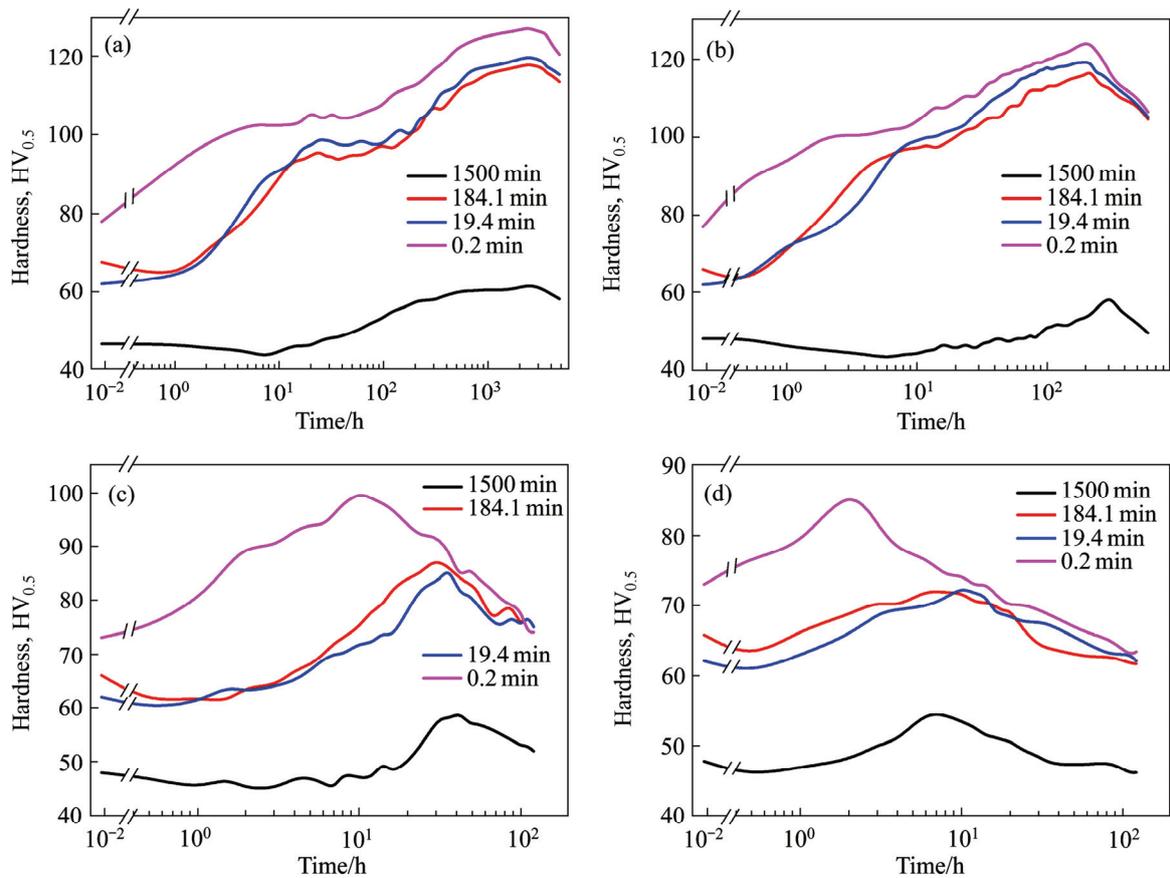


图 6 不同冷却条件下 Al-4%Cu 合金的硬度-时效曲线

Fig. 6 Hardness-aging curves of Al-4%Cu alloy under different cooling conditions: (a) 120 °C; (b) 160 °C; (c) 200 °C; (d) 240 °C

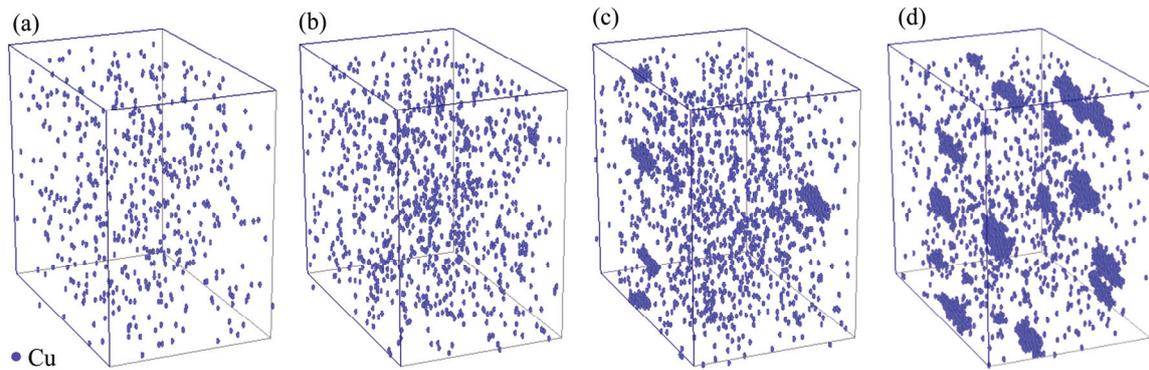


图 7 不同残余溶质质量分数的 Al-4%Cu 合金时效早期原子团簇的三维分布情况

Fig. 7 3D distribution of early aging clusters in Al-4%Cu alloy with different mass fractions of residual solute: (a) 1%; (b) 2%; (c) 3%; (d) 4%

金时效早期原子团簇的三维分布情况, 模拟时效温度为 200 °C, 时间为 1800 s, 对应的残余溶质质量分数分别为 1%、2%、3%和 4%。从图 7(a)中可以看出, 当残余溶质质量分数为 1%时, 仅观察到极少量 Cu 原子有团聚的趋势, 但是大部分溶质原子仍然在基体中随机分布。图 7(b)对应的残余溶质质量分数为 2%, Cu 原子在基体中的分布仍然以随机分布为主, 但是可

以观察到少量小尺寸的溶质原子团簇。从图 7(c)可以看出, 当残余溶质质量分数上升到 3%时, 基体中的 Cu 原子出现了明显的团簇, 而且这些团簇的形貌已经非常清晰, 很容易与基体中随机分布的 Cu 原子区分开来。图 7(d)对应的残余溶质质量分数为 4%(即过饱和固溶体在冷却过程中没有发生脱溶), 可以看出此时合金中已经存在大量的富 Cu 原子团簇, 其数量和尺

寸都明显大于前面3组模拟条件下的Cu原子团簇。这些团簇在后续时效过程中会继续长大形成GP区或亚稳相,因此,合金的残余溶质质量分数越高,后续的时效强化效果就会越好。

图8所示为不同残余溶质质量分数的Al-4%Cu合金中原子团簇的尺寸。从图8中可以看出,当残余溶质质量分数为1%时,Cu原子团簇的平均尺寸和最大尺寸都接近0,说明在该条件下合金中完全没有形成富Cu原子团簇。当残余溶质质量分数上升到2%时,Cu原子团簇的尺寸还是没有明显增加,团簇化趋势并不明显。当残余溶质质量分数上升到3%以后,Cu原子开始发生剧烈的团簇化,平均尺寸和最大尺寸都有显著提高。不同残余溶质质量分数的模拟结果表明,不同冷却条件对Al-4%Cu时效早期溶质原子团簇的形成有明显的影响,当残余溶质质量分数降低至2%时,很难观察到Cu原子团簇,导致缺少时效强化相的析出前驱体,降低时效强化相的析出速率。

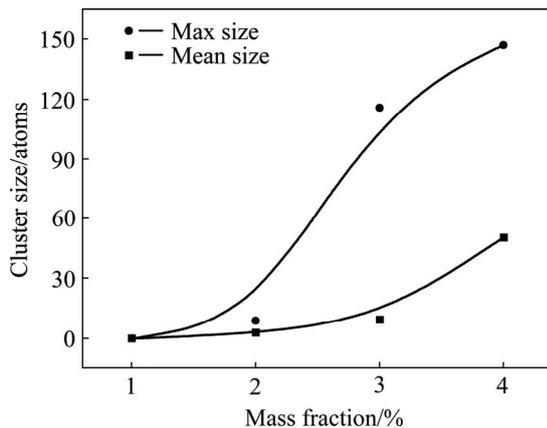


图8 不同残余溶质质量分数的Al-4%Cu合金的时效早期原子团簇尺寸

Fig. 8 Sizes of early aging clusters in Al-4%Cu alloy with different residual solute mass fractions

3 结论

1) Al-4%Cu合金连续冷却脱溶产物主要包括 θ 相、 θ' 相和 θ'' 相,其中较慢冷却条件下析出的 θ'' 相有一定的强化作用,较快冷却条件析出的小尺寸 θ 相和较慢冷却条件低温阶段析出的亚稳相会导致合金电阻率升高。

2) 连续冷却条件可以改变合金的时效析出行为,冷却脱溶形成的细小亚稳相作为时效强化相的前驱体能够加速时效强化相析出,导致合金的时效硬化曲线

峰值时间提前,但是极慢的冷却条件消耗了大量的溶质原子,会导致时效驱动力下降。

3) Monte Carlo模拟表明,连续冷却脱溶导致的残余溶质质量分数降低会减慢Cu原子团簇的形成速率,当残余溶质质量分数低于2%时,模拟时效1800s的合金中仍未出现明显的团簇,降低了时效强化效率。

REFERENCES

- [1] 姬浩. 7000系高强铝合金的发展及其在飞机上的应用[J]. 航空科学技术, 2015, 26(6): 75-78.
JI Hao. Development and application of 7000 high strength aluminum alloys on airplane[J]. Aeronautical Science & Technology, 2015, 26(6): 75-78.
- [2] 陈小明, 宋仁国, 李杰. 7xxx系铝合金的研究现状及发展趋势[J]. 材料导报, 2009, 23(3): 67-70.
CHEN Xiao-ming, SONG Ren-guo, LI Jie. Current research status and development trends of 7xxx series aluminum alloys[J]. Materials Review, 2009, 23(3): 67-70.
- [3] 李红英, 宾杰, 王晓峰, 唐宜. 用原位电阻法研究2A12铝合金的连续冷却转变[J]. 中国有色金属学报, 2011, 21(9): 2068-2074.
LI Hong-ying, BIN Jie, WANG Xiao-feng, TANG Yi. Continuous cooling transformation of 2A12 aluminum alloy studied by using in-situ electrical resistivity measurement[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2011, 21(9): 2068-2074.
- [4] SHANG B C, YIN Z M, WANG G, LIU B, HUANG Z Q. Investigation of quench sensitivity and transformation kinetics during isothermal treatment in 6082 aluminum alloy[J]. Materials & Design, 2011, 32(7): 3818-3822.
- [5] 冯迪, 张新明, 刘胜胆. 等温回归再时效对7055铝合金中厚板的厚向组织及性能均匀性的影响[J]. 中国有色金属学报, 2015, 25(11): 3000-3010.
FENG Di, ZHANG Xin-ming, LIU Sheng-dan. Effect of non-isothermal retrogression and re-ageing on through-thickness homogeneity of microstructure and properties in 7055 aluminum alloy medium thick plate[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2015, 25(11): 3000-3010.
- [6] MILKEREIT B, KESSLER O, SCHICK C. Recording of continuous cooling precipitation diagrams of aluminium alloys[J]. Thermochemica Acta, 2009, 492(1/2): 73-78.
- [7] ZHANG Y, MILKEREIT B, KESSLER O, SCHICK C, ROMETSCH P A. Development of continuous cooling precipitation diagrams for aluminium alloys AA7150 and AA7020[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2014, 584(3): 581-589.
- [8] MILKEREIT B, WANDERKA N, SCHICK C, KESSLER O. Continuous cooling precipitation diagrams of Al-Mg-Si alloys[J]. Materials Science and Engineering A, 2012, 550(31): 87-96.

- [9] TANNER D A, ROBINSON J S. Effect of precipitation during quenching on the mechanical properties of the aluminium alloy 7010 in the W-temper[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2004, 153(22): 998–1004.
- [10] MILKEREIT B, BECK M, REICH M, KESSLER O, SCHICK C. Precipitation kinetics of an aluminium alloy during Newtonian cooling simulated in a differential scanning calorimeter[J]. Thermochimica Acta, 2011, 522(1/2): 86–95.
- [11] ZOHRABYAN D, MILKEREIT B, SCHICK C, KESSLER O. Continuous cooling precipitation diagram of high alloyed Al-Zn-Mg-Cu 7049A alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2014, 24(7): 2018–2024.
- [12] LI H Y, LIU J J, YU W C, ZHAO H, LI D W. Microstructure evolution of Al-Zn-Mg-Cu alloy during non-linear cooling process[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2016, 26(5): 1191–1200.
- [13] ZHANG Y H, YANG S C, JI H Z. Microstructure evolution in cooling process of Al-Zn-Mg-Cu alloy and kinetics description[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2012, 22(9): 2087–2091.
- [14] 刘胜胆, 李承波, 欧阳惠, 邓运来, 张新明, 刘星兴. 超高强 7000 系铝合金的淬火敏感性[J]. 中国有色金属学报, 2013, 23(4): 927–938.
- LIU Sheng-dan, LI Cheng-bo, OUYANG Hui, DENG Yun-lai, ZHANG Xin-ming, LIU Xing-xing. Quench sensitivity of ultra-high strength 7000 series aluminum alloys[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2013, 23(4): 927–938.
- [15] CRISTINA P R, GEORGE C. Monte Carlo statistical methods[M]. Springer, 2013.
- [16] MURER N, BUCHHEIT R G. Stochastic modeling of pitting corrosion in aluminum alloys[J]. Corrosion Science, 2013, 69(1): 139–148.
- [17] CALLEJAS-TOVAR R, DIAZ C A, HOZ J M M D L, Balbuena P B. Dealloying of platinum-based alloy catalysts: Kinetic Monte Carlo simulations[J]. Electrochimica Acta, 2013, 101(7): 326–333.
- [18] SHA G, CERESO A. Kinetic Monte Carlo simulation of clustering in an Al-Zn-Mg-Cu alloy (7050)[J]. Acta Materialia, 2005, 53(4): 907–917.

Effect of continuous cooling on aging microstructures and properties of Al-4%Cu alloy

LI Hong-ying^{1,3}, LIU Jiao-jiao², ZHAO Hui¹, LI Shi-chen^{1,3}

(1. School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, China;

2. State Grid Hunan Electric Power Company Research Institute, Changsha 410007, China;

3. Nonferrous Metal Oriented Advanced Structural Materials and Manufacturing Cooperative Innovation Center, Changsha 410083, China)

Abstract: The effect of continuous cooling process on aging microstructure and properties was investigated by means of scanning electron microscopy (SEM), transmission electron microscopy (TEM), selected area electron diffraction (SAED), electrical resistivity, hardness test and Monte Carlo simulation. The result show that the cooling precipitations are θ , θ' and θ'' phases. The hardness and electrical resistivity are not monotone decrease with the extending of cooling ending time, since the different microstructures induced by different cooling processes. θ'' phase precipitated in cooling processes is acted as precursor of θ' phase, as a result, an earlier peak hardness value is observed. However, extremely slow cooling processes will lead to the significant consumption of alloy atoms, in which the driving force for aging precipitation decreases. The results of Monte Carlo simulation reveal that the decrease of residual solid solution will delay the formation of Cu rich clusters in the early stage of aging. If the residual solid solution is less than 2%, few clusters are observed after simulating aging for 1800s and which decreases the efficiency of aging hardening.

Key words: Al-Cu alloy; continuous cooling; microstructure; Monte Carlo simulation

Foundation item: Project(2014GK2013) supported by the Key Program of Hunan Science and Technology Plan, China

Received date: 2016-05-03; **Accepted date:** 2016-10-28

Corresponding author: LI Hong-ying; Tel: +86-731-88836328; E-mail: lhying@csu.edu.cn

(编辑 何学锋)