稀土 Ce 对新型 Al-Cu-Li 合金力学性能 与组织的影响

余鑫祥,余志明,尹登峰,王华,何岸青,崔凡

(中南大学,湖南 长沙 410083)

摘 要:对一种含有不同量微量 Cerium 的新型高 Cu/Li 比的 Al-Cu-Li 合金经过 T6 和 T8 热处理后的硬度和拉伸性能进 行了测试,同时对该合金峰时效的显微组织进行了观察。结果表明:随着含 Cerium 量的增加,立方相和 *T*1 相的数量 均在增加,θ⁴相数量减少。主要因为微量 Cerium 加入后,Cerium 会以固溶态的形式存在,如果分布于{100}面和{111} 面,将会有利于立方相和 *T*1 相的析出;同时,微量 Cerium 的加入抑制了 Cu 原子的扩散、GP 的形成和最终θ⁴相的析 出;T8 态时,θ⁴相和 *T*1 相存在竞争析出关系,随 Cerium 含量的增加,*T*1 相与θ⁴相的相对含量比会增加。利用 IPP 软 件对 T6 态峰时效的各析出相的单位面积数密度,以及θ⁴相和 *T*1 相的尺寸分布进行了统计。统计发现:随 Cerium 含量 的增加,总的形核点在增加;2#(0.15%Ce)合金θ⁴相尺寸比 1#(0%Ce)合金更加均匀,这是因为 1#合金中的θ⁴相与 立方相之间存在竞争析出关系;3#(0.3%Ce)合金 *T*1 相尺寸比 2#(0.15%Ce)合金更均匀,据此分析认为,时效初期 3#合金比 2#合金 *T*1 相形核点更多,可以推断,时效 16 h 时,2#合金的立方相发生了溶解,同时,*T*1 相出现二次析出 和快速生长。

关键词: Al-Cu-Li 合金;稀土 Ce;热处理;形核点;竞争析出机制 中图法分类号: TG146.2⁺1 文献标识码: A 文章编号: 1002-185X(2014)02-0495-06

铝锂合金由于具有低密度,高比强度和比刚度等 优良的特性,被认为是 21 世纪航空航天工业最理想的 轻质高强结构材料之一。其中,Al-Cu-Li 系合金是目 前铝锂合金研究的重点^[1]。

新型 Al-Cu-Li 系列合金具有超高强度,这与它的 主要强化相 T1(Al₂CuLi)细小弥散分布,且纵横比 很大的薄板状形态有关,加上其惯析面为面,而{111} 面又是具有 fcc 结构的铝基体的易滑移面,所以 T1 相 阻碍该合金塑性变形的能力很强。一般认为,T1 相形 核较为困难,可借助 Mg,Ag,Ce 等微合金化元素, 或通过时效前的预变形引入位错等缺陷为 T1 相形核 提供低能形核点^[2,3]。

在高 Cu/Li 比的 Al-Cu-Li 系列合金中, $\theta'(Al_2Cu)$ 相也是一种重要的强化相, θ' 相呈薄的盘状形态,其惯 析 面为 {100} 面,析出系列一般为:SSS→GP-I→ GP-II→ Al₂Cu。

除此之外,本研究中也发现了立方相的存在,王 东林^[1]在低 Cu/Li 比的 Al-3.69%Cu-1.5%Li-*X* 合金中, 在时效(T6,170)时,观察到大量立方相的存在, 并且观察到立方相的出现与 T1 相的出现并存,同时立 方相析出数量的减少甚至消失伴随着细小 T1 相的弥 散析出,因此认为 T1 相与立方相之间存在竞争析出关 系。 $Pan^{[4]}$ 分别采用 HRTEM 和 3DAP 对加 In 的 Al-3.5Cu-1.0Li 合金中的立方相进行了研究,认为这种 立方相应该为结构类似于立方相 $Al_5Cu_6Mg_2$ 的 $Al_5Cu_6Li_2$,该相与基体之间的位相关系满足: $\{100\}_p//\{100\}_{Al}, <010>_p//<010>_{Al_6}$

稀土元素在 AI-Li 合金中具有重要的微合金化作 用, 孟亮^[5]测定了含 Ce 2090 合金一纯 Al 扩散偶中 Cu 原子的浓度分布曲线,并计算了扩散系数。结果表 明: 微量 Ce 可使 Cu 的扩散系数降低。赵志龙^[6]采用 TEM 分析技术、图像分析处理和统计分析等手段,对 比研究了 2090 和 2090+Ce 2 种铝锂合金中 *T*1 相分布 规律的差异。研究结果表明:微量稀土 Ce 的加入不 但增加了 *T*1 相的析出量,同时对减小 *T*1 相直径和 *T*1 相均匀化分布也起到了一定的作用。

为了更好的调控合金的力学性能,关键是弄清从 过饱和固溶体到一系列亚稳析出相的演化规律;而详

基金项目:总装备部重点基金项目(6140506)

收稿日期:2013-01-15

作者简介:余鑫祥,男,1984 年生,博士生,中南大学材料科学与工程学院,湖南 长沙 410083,电话:0731-88879341,E-mail: 834139001@qq.com

细了解 Mg, Ag, Ce 等微合金化元素如何影响这一过 程的进行,以及各析出相之间的相互竞争析出关系也 至关重要。微合金化元素 Mg, Ag 对各种析出相成核, 长大的影响机制,已经有相当数量的文献报道^[3,7,8], 但对于 Mg, Ag (co-cluster)是否偏聚成团,还存在争 议^[9]。本工作在研究过程中,一方面极大的提高 Cu/Li 比(约为 4.5,含铜量也高至 5.8%),另外加入不同含 量的微量 Ce 元素。以期望观察到新的析出相特征, 并对其进行定量统计和定性分析,探究析出机理。

1 实 验

本研究中所用合金化学成分列于表 1。

以高纯铝、纯锂、纯镁、纯银以及 Al-Cu、Al-Zr 和 Al-Ce 中间合金为原料,在电阻炉中用石墨坩埚熔 炼,用LiF和LiCl按1:2的比例混合后,作为覆盖剂; 熔液浇铸时通氩气保护,最后制成合金铸锭。合金铸 锭在盐浴炉中进过 450 , 16 h+500 ,8h双级均 ,3h)预热 匀化处理,切头、铣面后,于(450~470 后由厚度 23 mm 左右的锭子热轧成厚度为 4 mm 的板 材, 然后经(450)中间退火后冷轧至 2 mm 薄板, 在 盐浴炉中进行固溶处理,固溶温度为 520 .保温 0.5 h,随后水淬。然后分别在在150 (T8)和180 (T6)下进行时效处理(T8 试样在时效前需冷轧预变形, 变形量为 7%左右)。硬度测试在布氏硬度计上进行, 负荷为 2450 N,加载时间为 30 s。根据硬度测试的结 果绘制硬度随时效时间变化的曲线。室温拉伸测试在 美国 Instron 3369 力学试验机上进行, 拉伸速度为 2 mm/min。透射试样经机械减薄至 0.08 mm 左右, 然后 在 MT~PI 型双喷电解减薄仪上进行双喷,用液氮冷却 至零下 20~35 。双喷液采用 25% 硝酸, 75% 甲醇溶 液(体积比约为 1:3),在 TECNAL G220 透射电镜上观 察了微观组织。

2 实验结果

2.1 时效硬度实验曲线

图 1 为 T6 态各合金试样在 180 下时效的布氏 硬度曲线。由图 1 可见:时效前期,3#合金硬度值最 高,2#合金反而最低。然而到峰值硬度时,含 Ce 合 金硬度值远高于无 Ce 的 1#合金;过时效时 3 种合金

表 1 合金化学成分分析结果

Table 1 Chemical composition of alloy $(\omega/\%)$								
Alloy code	Li	Cu	Mg	Ag	Zr	Ce		
1#	1.29	1.59	0.4	0.4	0.14	-		
2#	1.33	1.56	0.4	0.4	0.14	0.14		
3#	1.31	1.58	0.4	0.4	0.14	0.29		



图 1 各合金试样在 T6 态 180 温度下时效的硬度变化曲线

Fig.1 Hardness curves of different samples aged at the same temperature (T6, 180)

硬度值普遍先下降后出现上抬趋势,尤以1#合金表现 的更加明显,同时,这一阶段2#合金硬度值最高。

2.2 时效拉伸试验曲线

图 2 为各合金试样分别在 T6 态(180), T8 态(150)下时效的拉伸试验曲线。选取的时效范围是 12~26 h。图 2a为 T6 态(180)下时效的拉伸强度曲 线。可见,1#合金的强度峰值在 18 h 左右,2#和 3# 合金峰值均在 22 h 左右出现;总体来看,3#合金强度 最高,1#,2#合金强度偏低,但时效 18 h 后,2#合金 出现明显的上抬趋势。图 2b为 T8 态(150)下时效 的拉伸强度曲线。时效初期,3#合金强度最高,1#合 金强度最低,且强度差别较大,但随着时效时间的增 长,3 种合金强度趋于一致。

2.3 透射电镜

3 种合金分别在 180,150 2 个温度下进行 T6, T8 2 种时效工艺处理,然后通过 TEM 技术对 3 种合 金的微观结构进行了分析。图 3 为 T6 态条件下通过 TEM 观察到的峰时效材料内部微观组织结构。由图可 知:2#合金时效峰值条件下,合金中观察到的主要强 化相为 T1 相,同时观察到了 θ'相和零星的立方相;1# 合金时效峰值条件下,合金中观察到的主要强化相是 大量细小弥散分布的立方相和 θ'相,3#合金主要析出 相是立方相和 T1 相。

对所有拍到的峰时效的 TEM 照片采用 IPP (Image-Pro Plus)软件进行统计,各析出相单位面积的 数密度以及被统计图片的位相列于表 2。由表 2 可知, 1#合金 θ'相数量略小于中等含 Ce 量的 2#合金,含 Ce 量最高的 3#合金中,没有观察到 θ'相的存在;同样含 Ce 的 2#合金中的 T1 相反而高于 3#合金;同时,发现 中等含 Ce 量的 2#合金中,立方相数量反而最少。

2 种析出相长度分布的相对含量如图 4 所示。由



图 2 各合金试样在不同状态下时效的常温拉伸试验曲线

Fig.2 Effect of Ce level on uniaxial tensile yield strength (solid line) and ultimate tensile strength (dotted line) under different conditions: (a) T6, (b) T8, and (c) elongation versus aging time at T6 and T8

图可知:2#合金 θ'相尺寸比 1#合金更加均匀,这可能 是因为 1#合金 θ'相与立方相之间存在竞争析出关系; 3#合金 T1 相尺寸比 2#合金更均匀,说明时效初期, 3#合金相对 2#合金 T1 相形核点更多。

图 5 为 T8 态条件下通过 TEM 观察到的欠时效衍 射斑点(时效 12 h)。图 5a 为 1#合金:菱形的边为 T1 相的一种变体(variant)(T1 相侧面),菱形长对角线 上的 2 个点为 T1 相另一种变体(T1 相侧面),菱形短 对角线表示 θ'/θ'' 相。图 5b 为 3#合金:基体斑点对角线 1/4 位置的 4 个点,代表 T1 相,过基体斑点并且平行 于<100>方向的亮线为 θ'/θ'' 。通过比较,不难发现,无 Ce 的 1#合金中表示 T1 相的点或线条与表示 θ'/θ'' 的线 条亮度相当,而含 Ce 的 3#合金,表示 T1 相的点亮度 明显大于表示 θ'/θ'' 的线条。因此可以认为:T8 态欠时





Fig.3 TEM images of samples under T6 peak-aged conditions:
(a) BFTM (Bright field TEM micrographs) (2# alloy)
close to <100> zoon axis; (b) BFTM (2# alloy) close to
<100> zoon axis; (c) BFTM (2# alloy) close to <112>
zoon axis; (d) BFTM (2# alloy) close to <111> zoon
axis; (e) BFTM (1# alloy) close to <100> zoon axis;
(f) BFTM (2# alloy) close to <111> zoon axis

表 2 各析出相单位面积的数密度和被统计图片的位相 Table 2 Area density of each precipitates on three alloys (10⁻⁴/nm²) and statistics orientation

	/		
Alloy code	θ' phase	T1	Cubic phase
1#	0.767	-	2.110
2#	0.997	3.230	0.229
3#	-	2.617	2.923
Orientation	<100>	<111>	<100>

效时,Ce的加入极大的限制了 θ'/θ'' 相的析出。

3 分析讨论

Gayle^[10]认为在 Al-Cu-Li 合金中, Mg 原子有很高的空位结合能,因而易于形成 Mg-vacancy 簇,这明显有利于固溶淬火后保留更多的空位,有利于自然时



图 4 各析出相长度分布的相对含量





图 5 两种合金 T8 态欠时效衍射斑点 (150 , 12 h) Fig.5 SAED (select area electron diffraction) patterns during aging of 12 h of two alloys: (a) 1# alloy, close to <110> zoon axis; (b) 3# alloy, close to <100> zoon axis

效时 GP 区和 δ '相的形成,从而加快自然时效动力。 早期对 Al-Cu 合金自然时效研究中发现,微量添加(Cd, Sn, In)导致自然时效过程减慢,分析认为这主要是因 为 GP 区的形成受到了抑制,这些元素主要通过锁住 空位来限制 Cu 原子的扩散。但是 Wyss 和 Sanders 推 断 Mg-vacancy 簇是可动的,则其对 Cu 原子的扩散, 偏聚反而是有利的^[11]。此外,Cu 原子(0.128 nm)和 Mg 原子(0.16 nm)的半径和恰好等于 Al 原子直径 (0.286 nm),因此,2种原子的结合能极大地减少晶 格畸变,Cu-Mg 成簇的同时,Mg 锁住的大量空位将 会从 Cu-Mg 簇中释放出来^[12]。类似于 Mg 原子,Li 原子在 Al-Li 合金中也表现出很高的空位结合能^[13], Li 原子(0.152 nm)和 Ag (0.144 nm)原子半径和也 约等于 Al 原子直径,Ag-Li 成簇同样有利于减少晶格 畸变和相当数量的自由空位的释放。

GAULT 采用原子探针截面照相术(Atom probe tomography)对 Al-Cu-Li-Mg-Ag 合金研究中发现:时 效 4 min 时,就观察到了大量 Cu-Mg 簇偏聚区(GPB) 和富 Cu 薄板(GP),同时发现基体中的 Ag,Mg 含量 首先下降,100 min 左右出现低谷,随后出现一直增长 趋势^[14]。因此,可以认为 Ag,Mg 有类似于催化剂的 作用,虽然 Ag,Mg 原子含量相对 Cu,Li 原子少很多, 但 Cu-Mg 簇与 Ag-Li 簇一旦在同一区域出现,Ag,Mg 原子之间强的相互作用,会将 Cu-Mg 簇与 Ag-Li 簇结 合起来,导致 Cu-Li 偏聚,同时 Ag,Mg 能够重新释放 到基体中,继续俘获 Li,Cu 原子,自由空位,或空位 原子对,循环进行以上程序。这种 Cu-Li 偏聚区与基体 不共格,为 T1 相和立方相的析出提供了低能形核点。

在本实验研究的1#合金基体中,含量最高的2种 微合金化元素的原子是 Li 和 Cu, 淬火态时, Cu 原子 与空位结合能低,所以大部分的空位优先与 Li 原子结 合,由于 δ' 相与基体共格,因此形核较为容易,所以 淬火态已经有相当数量的 δ'相形核。在随后的高温下 时效,在高 Cu/Li 比的情况下, δ '相快速溶解,同时释 放之前所俘获的空位,此时,基体中的自由空位含量 会极大地增加。一方面,由于基体中 Cu 原子含量相 对较高,自由空位将会促进其扩散和偏聚,由于时效 温度较高, GP-I(单层Cu原子)快速转变成GP-II(多 层的 Cu 原子排列, 与基体空格), 为了保持共格, 在 界面区域将会产生很大的点阵畸变。另外,自由空位遭 遇到基体中的 Li 原子后,如果将其输送至{100}面晶 格畸变区附近时(GP-II的界面),可能会被这些畸变区 所俘获,导致Cu,Li在{100}面的偏聚,为立方相的析 出提供了成分条件和结构起伏。同时,一定比例的 θ' 相在 GP-II 处形核 (Cu/Li 比相对较高的 GP-II 区域)。

在二元 Al-Cu 合金中,大量实验研究发现 GP 区 中包含了很高的空位含量,所以 GP 区表现为空位捕获陷阱^[15]。本研究中的 2#,3#合金中另外加入了结合 0.15%的不同质量比的 Ce,由于 Ce 的原子尺寸较大 (Ce 原子半径为 0.183 nm,Al 为 0.143 nm),除占 据正常点阵位置之外,尚要占据一些空位,使基体中 空位浓度有所降低^[5]。所以时效前期,含 Ce 合金的 GP 区的形成受到了抑制。固溶淬火后,Ce 以固溶态 存在,如果分布于{100}面和{111}面,必然会在{100} 面和{111}面产生晶格畸变区,此时,如果输送 Cu, Li 原子的空位溶质团被这些缺陷区俘获,将会有利于 {100}面析出立方相和 θ',{111}面上析出 *T*1 相。

研究表明 Cu 在 Al-Li 合金中一般以空位机制扩

散,它本身与空位结合能很低,在与其它空位结合能 高的原子结合同时存在于基体中时,Cu 原子难于扩 散,所以 2#合金 GP 区数量大为减少,3#合金 GP 区 数量几乎为零。所以此时,自由空位除了输送溶质至 缺陷处的同时,过多的自由空位还能偏聚成团,一些 研究工作已证实 A1 基中过饱和的空位往往优先沿着 {111}面结成空位盘,当空位盘足够大时,将崩塌成 不全位错环,其中包着层错,这样的位错环在 Suzuki 气团效应作用下,将成为*T*1 相形核的偏聚区^[6]。

结合以上分析和统计到的析出相数量,将各种因素的形核贡献用半定量的示意图表示,如图 6 所示。 由图 6b 可知:随着含 Ce 量的增加,GP-II 作为形核 点会线性减少;Ce 原子引起的晶格畸变区作为形核点 会线性增加;由于 GP 区与 Ce 原子引起的晶格畸变区 均为自由空位的捕获陷阱,所以自由空位能够偏聚, 崩塌成位错,成为形核点之一的贡献量的多少,与 GP 区与 Ce 原子引起的晶格畸变区的数量密切相关,应 该为曲线关系。由 2#合金力学性能变化特点、形核点 数量、以及实际的各析出相单位面积的数密度可知: 2#合金在欠时效时,硬度和抗拉强度在 3 种合金中都 是最低的,T1 相形核数量远小于 3#合金,立方相形核 数量大于 1#合金,可以推断,随着时效的进行到 16 h 左右,立方相开始溶解,随后出现了 T1 相的二次析出





Fig.6 Area density of each phase at different Ce contents (a); contribution fraction of each factor to nucleation at different Ce contents (b) 和快速生长,所以到峰时效(22 h)时,2#合金 *T*1 相 数量已经超过了 3#合金 ,此时 ,立方相数量急剧减少。

KUMAR^[2]认为时效前的预变形(T8态)引入了 大量位错,由于这些位错也表现为捕获自由空位的陷 阱,因此基体中的自由空位含量急剧下降,极大地限 制 Cu 原子偏聚区的形成。同时, 淬火态形成的微小 的 GP 区,基本上没有超过临界尺寸,会快速重新溶 入基体。除此之外, KUMAR 推断 Ag, Mg 原子也被 预变形引入的位错所捕获,这些原子进一步会吸引Li, Cu原子到这一区域。Gable^[16]探究了不同的预变形量, 对 Al-2.7%Li-1.8%Cu-X 合金中的 T1 相和 θ'相相对含 量的变化, T1 相和 θ'相存在竞争析出关系, 预变形量 越大,更多的剪切应变在{111}面产生,而{100}面产 生的位错量相对较少。因此,本研究中的 T8 态 (7% 预变形),3种合金的主要强化相均为T1相。3种合金 预变形量一致,可以基本认为,T1相形核点数目应该 一样多,时效前期,无 Ce 合金基体中还有一定的自 由空位含量,而含 Ce 合金中的自由空位很少或为零, Ce 对 GP 形成的限制作用较强,此时, T1 相快速在预 变形引入的形核点上形核生长,时效后期,无 Ce 合 金基体中的空位也被俘获在与基体不共格的 T1 相和 heta'相的相界面处。此时,Ce 含量对溶质的迁移不会产 生影响,1#合金中的T1相还有继续生长强化基体的空 间,所以它的强度值稳步趋向于与含 Ce 合金一致。 最终3种合金的强度也趋于一致。

4 结 论

 1) 在高 Cu/Li 比的 Al-Cu-Li 合金中,经(T6,180)
)热处理后,发现除了常规的 T1 相和 θ'相,还存在 大量的立方相,该立方相与 T1 相和 θ'相之间在时效动 力学上均有竞争析出的特征。

 2) 由于 Ce 的原子尺寸较大,微量 Ce 加入后一般 以固溶态存在,如果分布于{100}面和{111}面,必然会 在{100}面和{111}面产生晶格畸变区,此时,如果输送 Cu,Li 原子的空位溶质团被这些缺陷区俘获,将会有 利于立方相和 *T*1 相的析出;同时,微量 Ce 的加入抑 制 Cu 原子的扩散,GP 的形成,和最终 θ'相的析出。

3) 在高 Cu/Li 比的 Al-Cu-Li 合金中,经(T8,150)) 热处理后,时效前的预变形极大地抑制了立方相的析出,此时,主要的强化相 T1 和 θ'之间存在竞争析出关系,预变形量较大时,更多的剪切应变在 {111 } 面产生,而{100}面产生的位错量相对较少。同时, Ce 的加入使 T1 相与 θ'相的相对含量比增加。

4) 对所有拍到的峰时效的 TEM 照片采用 IPP (Image-Pro Plus)软件进行统计:1#合金 θ'相数量略少

于中等含 Ce 量的 2#合金,含 Ce 量最高的 3#合金中, 没有观察到 θ'相的存在;同样含 Ce 的 2#合金中的 T1 相反而高于 3#合金;同时,发现中等含 Ce 量的 2#合 金中,立方相数量反而最少;2#合金 θ'相尺寸比 1#合 金更加均匀,3#合金 T1 相尺寸比 2#合金更均匀。

5) 通过力学性能变化特点,统计到的析出相数量 和尺寸分析,可以判断,2#合金的立方相发生了溶解, 同时,*T*1相出现二次析出和快速生长。

参考文献 References

- [1] Wang Donglin(王东林), Li Shichen(李世晨), Wang Xiaoning (王小宁) et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals(中 国有色金属学报)[J], 2009, 19(12): 2119
- [2] Kumar K S, Brown S A, Pickens J R. Acta Materialia[J], 1996, 44(5): 1899
- [3] Itoh G, Cui Q,Kanno M. Materials Science and Engineer A[J], 1996, 211(1-2): 128
- [4] Pan Z R, Zheng Z Q, Liao Z Q. Materials Letters[J], 2010, 64(8): 942
- [5] Meng Liang(孟 亮), Zhang Baochang(张宝昌). Acta Metallurgica Sinica(金属学报)[J], 1993, 29(10): 439

- [6] Zhao Zhilong(赵志龙), Li Xiaoling(李晓玲), Wang Yongxin
 (王永欣) et al. Chinese Rare Earths(稀土)[J], 1999, 20(1): 41
- [7] HirosawaI S, Satsuo T, Kamio A. Materials Science and Engineer A[J],1998, 242(1-2): 195
- [8] Huang B P, Zheng Z Q. Acta Materialia[J], 1998, 46(12): 4381
- [9] Murayama M, Hono K. Scripta Metallurgica et Materialia[J], 2001, 44(4): 701
- [10] Gayle F W, Heubaum F H. Scripta Metallurgica et Materialia[J], 1990, 24(1): 79
- [11] Wyss R K, Sanders R E. Metallurgical and Materials Transactions A[J], 1988, 19(10): 2523
- [12] Ceresara S, Giar da A, Sanchez A. Philosophical Magazine[J], 1977, 35(1): 97
- [13] Sen N, West D R F. Journal of Materials Science[J], 1968, 3(3): 266
- [14] Gault B, Geuser F D, Bourgeois L. Ultramicroscopy[J], 2011, 111(3): 207
- [15] Pabi S K. Materials Science and Engineering[J], 1975, 21: 149
- [16] Gable B M, Zhu A W, Csontos A A. *Journal of Light Metals*[J], 2001, 1(1): 1

Effects of Trace Addition of Cerium on Microstructure and Mechanical Properties of Novel Al-Cu-Li Alloy

Yu Xinxiang, Yu Zhiming, Ying Dengfeng, Wang Hua, He Anqing, Cui Fan (Central South University, Changsha 410083, China)

Abstract: The hardness and mechanical properties of the novel Al-Cu-Li alloys containing different contents of Ce and subject to T6 and T8 heat treatments were tested. The microstructures were observed. The experiment results show that with the increase of the content of cerium and the area density of cubic phase as well as T1 phase, but the area density of θ' phase decreases. Which is attributed to the trace addition of cerium, Ce will exist in the form of solid solution and is distributed at {100} matrix face and {111} matrix face, respectively. The increase of density for the cubic phase and T1 phase between different cerium contents is due to the introduction of heterogeneous matrix nucleation sites at {100} matrix face, and {111} matrix face separately. In addition, the trace cerium element is thought to tie up vacancies which restrict the Cu diffusion that is necessary for GP zone formation and θ' precipitate at last. The pre-age deformation significantly affects the competitive precipitation between T1 and θ' . The relative content fraction of T1 and θ' greatly increases with increasing of amount of cerium. The variation of precipitate type was determined by TEM, The area density and the size of the major strengthening precipitates were obtained by Image-Pro Plus (IPP) software. It is indicated that the total nucleation sites increase with the enhancement of the content of cerium. The uniformity of size for θ' phase is different for 1# and 2# alloy, that is attributed to the competitive precipitation between a θ' phase at 1# alloy. The well-distributed enhancement of T1 phase size at 3# alloy directly is correlated with the obvious increase of the area density of T1 nucleation sites. It can be concluded that the dissolution of cubic phase occurs during the initial aging (T6, 180 , 16 h), at the same time, the spurting reprecipitate mechanism

Corresponding author: Yin Dengfeng, Associate Professor, School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, P. R. China, Tel: 0086-731-88879341, E-mail: dfyin@126.com