

一种新型 Al-Cu-Li 合金性能

胡 芳, 郑子樵, 钟继发, 薛喜丽, 龚 铸

(中南大学 有色金属材料科学与工程教育部重点实验室, 湖南 长沙 410083)

摘 要: 设计一种新型 Al-Cu-Li-Mg-Ag 合金, 研究热处理制度对新合金拉伸性能及裂纹扩展性能的影响, 利用光学显微镜、透射电镜和扫描电镜等手段研究合金微观组织及断口形貌。结果表明: 该新型铝锂合金经过 540 °C 固溶 1 h, (12%+RT/120 h+145 °C/20 h) 双级时效处理后获得良好的综合性能: 抗拉强度 $\sigma_b=443$ MPa, 屈服强度 $\sigma_{0.2}=397$ MPa, 延伸率 $\delta=16.5\%$, 裂纹扩展速率 $da/dn \approx 1.34 \times 10^{-3}$ mm/cycle ($\Delta K=30$ MPa $m^{1/2}$)。双级时效态下析出大量细小均匀的 T_1 相, 在保证合金强度的同时, 提高合金的抗疲劳裂纹扩展性能。T8 态下析出相对粗大的 T_1 相, θ' 相和极少量的 S' 相, 合金强度达到项目要求, 抗疲劳裂纹扩展性能较差。T3 态下析出相数量少, 合金强度不满足项目指标。

关键词: Al-Cu-Li 合金; 热处理; 疲劳裂纹扩展速率; 析出相

中图分类号: TG146.2*1

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2017)07-1989-05

铝锂合金由于其低密度、高比强度和比刚度等特点, 被广泛应用于航空航天领域^[1,2]。近代铝锂合金通过降低锂含量(<2.0%Li, 原子分数), 以及同时添加多种微合金元素, 使其具有更好的强度-韧性平衡, 以及优异的耐损伤性能。如 Alcan 公司于 2005 年开发出一种 Al-Cu-Li 合金, 其在 2098 合金基础上, 通过降低 Cu 含量, 调整微量元素含量以及优化热机加工工艺等措施使研制的新合金静强度比 7475 合金高, 耐损伤性能较 2524 合金优异, 可作为新一代飞机蒙皮材料^[3,4]。

针对我国大飞机的研制和发展的需求背景, 作者在前期研究 Mg、Ag 在新型 Al-Cu-Li 合金中的微合金化作用^[5]的基础上, 参考国外相关专利^[6]介绍, 设计了一种新的 Al-Cu-Li-Mg-Ag 合金, 目标是使合金在保证强度和延伸率与 2524-T3 合金相当的前提下, 裂纹扩展速率比 2524-T3 合金低 50% (目标性能指标: $\sigma_b \geq 430$ MPa, $\sigma_{0.2} \geq 350$ MPa, $\delta \geq 15\%$, $da/dn \leq 1.5 \times 10^{-3}$ mm/cycle ($\Delta K=30$ MPa $m^{1/2}$)), 本研究将考察热处理制度对该合金常规性能和裂纹扩展速率的影响, 为后续开发性能优良的中强耐损伤铝锂合金原型提供依据。

1 实 验

采用高纯 Al 及 Li, 工业纯 Mg、Ag、Cu 为原料配制试验用合金, 在覆盖剂保护下熔炼, 在惰性气体保护下浇铸。所得合金的化学成分列于表 1。

铸锭在 485 °C/4 h+520 °C/28 h 双级均匀化处理

表 1 合金化学成分分析结果

Table 1 Measured chemical composition of the Al-Cu-Li alloy ($\omega/\%$)

Cu	Mg	Ag	Li	Al
2.98	0.37	0.32	0.85	Bal.

后经切头、铣面、热轧和冷轧等工序获得 2.5 mm 厚的板材。试样在盐浴炉中经过固溶处理后, 进行 T3 (4%+RT/90 d)、T8 (4%+145 °C/45 h、10%+145 °C/22 h), 双级 (12%+RT/120 h+145 °C/20 h) 时效处理, 测试各时效制度下的拉伸性能和裂纹扩展性能。拉伸性能测试参照国标 GB/T6397《金属拉伸试验试样》的规定, 疲劳裂纹扩展速率测试参照 ASTM-E647 标准在 MTS810 万能材料试验机上进行, 采用紧凑拉伸试样。试验采用正弦波循环加载, 应力比 $R=0.1$, 试验频率 $f=8$ Hz。 da/dn 数据用带 CCD 的专用显微镜测量, SEM 断口观察在 FEI Quanta 200 环境扫描电镜上进行, 加速电压为 15 kV。TEM 观察在 TecnaiG220 透射电子显微镜上进行, 加速电压为 200 kV。

2 实验结果

2.1 拉伸性能和疲劳裂纹扩展速率

图 1 是冷轧板分别经过 530, 540 °C 固溶 1 h 后在 145 °C 恒温时效不同时间后的拉伸性能。合金经不同固溶温度处理后表现出相似的时效强化规律: 随着时效时间延长, 抗拉强度、屈服强度均不断增大, 达到

收稿日期: 2016-07-25

基金项目: 国家重点基础研究发展计划 (“973” 计划) (2012CB619503)

作者简介: 胡 芳, 女, 1987 年生, 硕士生, 中南大学材料科学与工程学院, 湖南 长沙 410083, E-mail: 441796266@qq.com

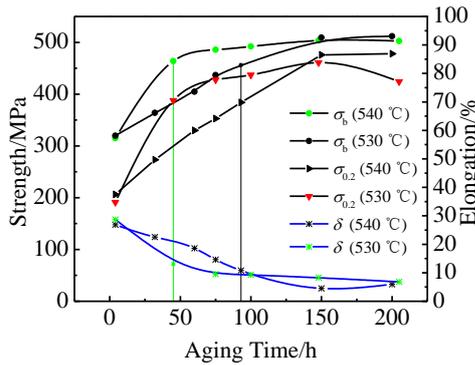


图 1 不同固溶温度下合金的时效硬化曲线

Fig.1 Age hardening curves of alloys under different solution conditions

峰值后基本保持不变，延伸率不断降低，最终趋于平衡。达到峰时效时间分别为 150 h (530 °C)和 75 h (540 °C)，对应峰值强度相当，但 540 °C 固溶后合金时效峰值对应延伸率更高。对比 2 个固溶制度下的时效硬化曲线可知，540 °C 固溶后的时效响应速率明显大于 530 °C 固溶后的时效响应速率，并且 540 °C 固溶后时效的合金具有更高的强度和延伸率（图中垂线所示）。较高的固溶温度使基体中更多的可溶性第二相粒子回溶至基体，增强后续时效强化效应。时效过程强化相析出受溶质扩散影响，较高固溶温度产生的大量空位加速溶质扩散速度，同时空位坍塌形成的位错环等可作为析出相形核点促使强化相更均匀快速地析出。适当提高合金的固溶处理温度能有效加快合金的时效响应速率，提高合金的综合力学性能。

采用 540 °C 固溶温度，通过调整预变形量，时效制度等得到如表 2 所示拉伸性能数据。从表 2 中可以看到，通过合适的热处理制度，合金能达到项目要求的强度与延伸率指标。

鉴于 10%+145 °C (22 h)时效条件下，合金延伸率偏低，因此只对 T3(4%+RT/90 d)、T8(4%+145 °C/45 h)、

表 2 不同时效状态下合金的力学性能

Table 2 Mechanical properties of specimens under various aging conditions

Predeformation/ %	Aging condition	Tensile strength, σ_b /MPa	Yield strength, $\sigma_{0.2}$ /MPa	Elongation, δ /%
4	RT/90 d	335	238	25.4
4	145 °C/45 h	464	388	13
10	145 °C/22 h	484	437	11.6
12	RT/120 h+ 145 °C/20 h	443	397	16.5

双级 (12%+RT/120 h+145 °C/20 h) 3 种时效制度下的试样进行裂纹扩展速率测试，得到如图 2 所示结果。从图 2 中可知，合金在 3 种状态下的裂纹扩展速率均随着应力强度因子范围 ΔK 的增加而不断加快。双级时效态下的裂纹扩展速率最低，其次为 T3 态，T8 态下疲劳裂纹扩展速率最高。T3、T8 态下在应力强度因子范围低于 $30 \text{ MPa m}^{1/2}$ 时试样已经断裂，未达到项目要求。双级时效态下合金当 $\Delta K < 14 \text{ MPa m}^{1/2}$ 时，其裂纹扩展速率略高于 T3 态下的裂纹扩展速率，随着应力强度因子范围 ΔK 不断增大，其裂纹扩展速率与 T3 态对应速率趋于一致。当 ΔK 增大至 $18 \text{ MPa m}^{1/2}$ 后，其裂纹扩展速率低于 T3 态下的裂纹扩展速率，且双级时效态下应力强度因子范围 $\Delta K = 30 \text{ MPa m}^{1/2}$ 时，对应疲劳裂纹扩展速率 $da/dn \approx 1.34 \times 10^{-3} \text{ mm/cycle}$ ，达到了项目要求。

2.2 断口形貌

图 3a, 3d, 3g 为 3 种不同时效条件的合金在 $\Delta K = 20 \text{ MPa m}^{1/2}$ 处的裂纹扩展断口形貌，裂纹尖端的塑性区尺寸已远大于晶粒尺寸，疲劳裂纹沿多个滑移系同时快速扩展。T8 态对应断口（图 3d）呈现大量由裂纹快速扩展留下较大的扩展平面和在晶界处留下的撕裂棱，T3 和双级时效态下（图 3a, 3g）除了扩展平面和撕裂棱外，还有河流花样和疲劳台阶。在高倍形貌（见图 3b, 3e, 3h）下能明显观察到大面积规则平行排列的疲劳辉纹，T8、T3、双级时效对应的疲劳辉纹间距依次减小。图 3c, 3f, 3i 是 T3、T8、双级时效态下的瞬断区断口形貌，以塑性韧窝状断口为主，T8 态瞬断区除了韧窝外还有部分小刻面，T3、双级时效态对应断口主要是韧窝，其中双级时效态对应的断口韧窝更密集。

2.3 TEM 形貌

图 4 为不同时效状态下合金析出相的 TEM 形貌及选区电子衍射花样。图 4a 为 T3 时效态下沿 $\langle 001 \rangle \alpha$

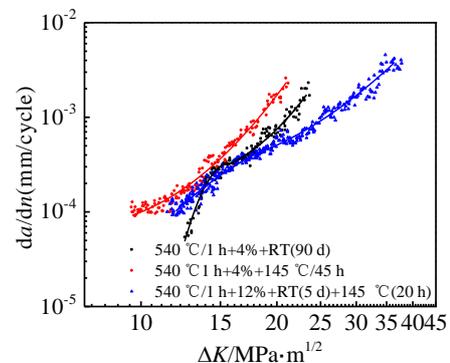


图 2 不同时效状态下合金的疲劳裂纹扩展速率

Fig.2 Fatigue crack propagation rate under different aging conditions

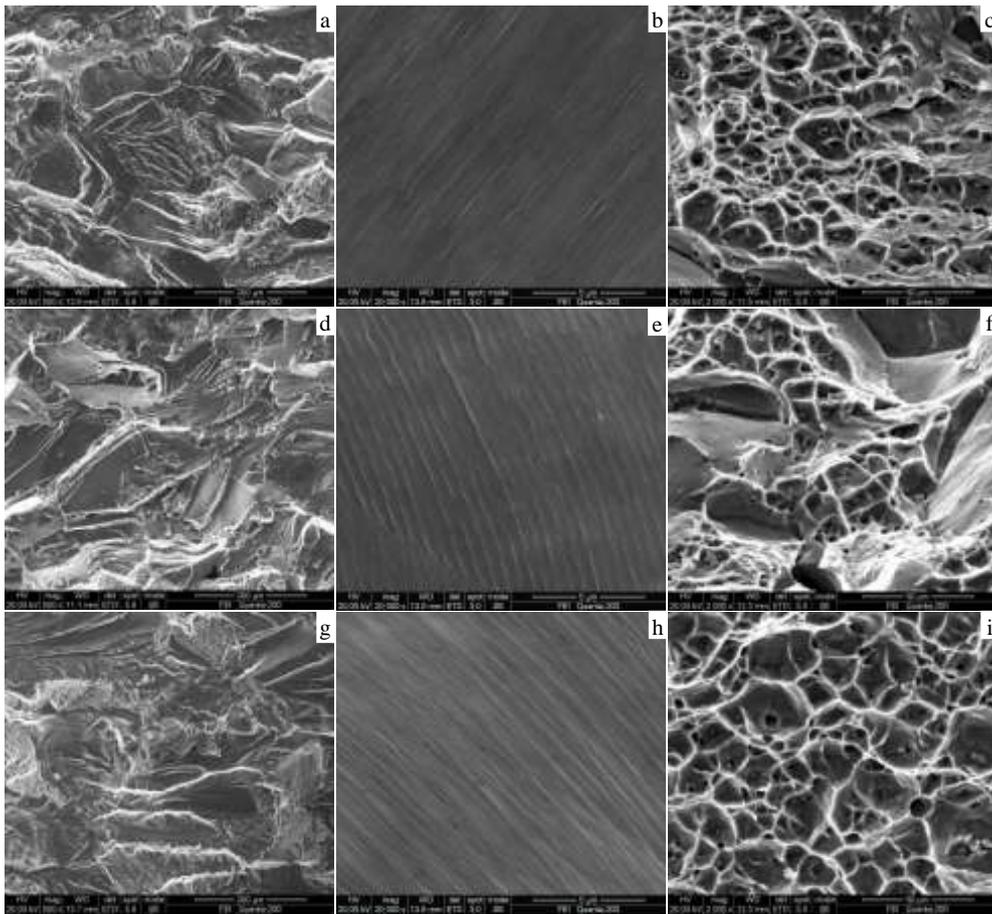


图 3 在 $\Delta K=20 \text{ MPa m}^{1/2}$ 的不同时效状态下合金裂纹扩展断口形貌

Fig.3 Fracture morphologies of the alloy under different aging conditions ($\Delta K=20 \text{ MPa m}^{1/2}$): (a, b, c) T3; (d, e, f) T8; (g, h, i) two-stage aging; (c, f, i) final rupture regions

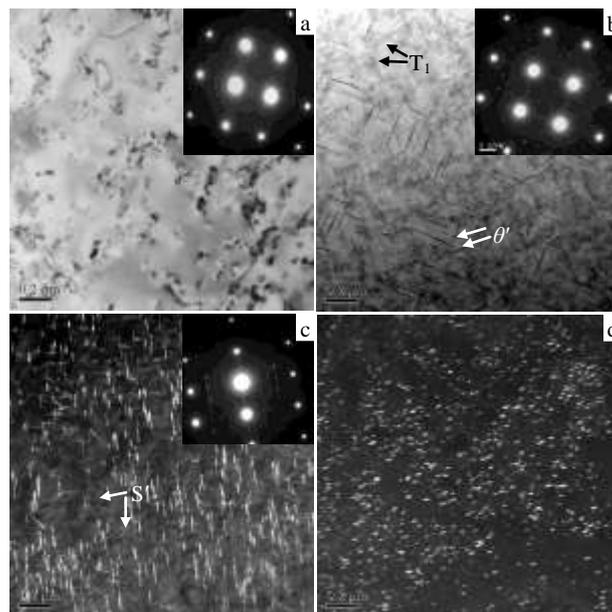


图 4 不同时效态下合金的 TEM 形貌及选区电子衍射花样

Fig.4 TEM images and corresponding selected area electron diffraction patterns of the alloy under different aging conditions: (a) BF, $b=<001>a$, T3; (b) BF, $b=<001>a$, T8; (c) DF, $b=<112>a$, T8; (d) DF, $b=<112>a$, two-stage aging

方向所拍摄的 TEM 照片及选区电子衍射花样, 从衍射斑图中可以看到在正方形基体斑点中心有较弱的 δ' 相斑点, 说明在自然时效态下, 有少量的 δ' 相析出, 但是限于电镜分辨率, 从透射照片中只看到合金中存在大量的位错, 未见明显的析出相。图 4b, 4c 是合金经过 T8 时效处理后分别从 $\langle 001 \rangle_a$ 和 $\langle 112 \rangle_a$ 方向拍摄到的 TEM 照片及对应的选区电子衍射花样。从图 4b 衍射斑点中可以观察到呈正方形的 T_1 相斑点, 以及相互垂直的 θ' 相衍射线, 表明合金中有 T_1 相和 θ' 相生成, 从图 4b 透射照片中可以看到合金中析出大量相互垂直的针状 θ' 相和层状的 T_1 相。从图 4c $\langle 112 \rangle_a$ 方向入射的衍射斑点中可以看到位于 $1/3\langle 112 \rangle_a$ 和 $2/3\langle 112 \rangle_a$ 位置上的两条相互平行的 T_1 相衍射线, 以及较暗的 S' 相斑点, 说明除了从 $\langle 001 \rangle_a$ 方向上所观察到的 T_1 相, θ' 相生成外, 合金基体中还析出了少量的 S' 相, 图 4c 所示暗场中能观察到对应的 S' 相生成。图 4d 为合金经过双级时效处理后从 $\langle 112 \rangle_a$ 方向套住 T_1 相斑点所观察到的暗场透射照片, 通过与图 4c 对比可知, 该时效状态下析出的 T_1 相尺寸明显小于 T8 时效状态下的 T_1 相尺寸。

3 分析与讨论

从透射照片所可知, 实验合金的主要强化相为 T_1 相, 双级时效和 T8 时效相比较, T_1 相尺寸更小, 密度更大。由于低温下基体中的溶质原子扩散较慢, 析出相难以快速形核并长大, 双级时效态下第 1 级预时效促进了 Cu-Mg-V 和 Ag-Li-V 原子团簇在基体中均匀形成, 这些原子团簇在后续的高温时效中成为 T_1 相的优先形核位置, 进而促进了 T_1 相细小均匀析出。第 1 级预时效不仅缩短到达目标强度的时间, 而且使 T_1 相的析出更均匀更密集。K. V. Jata^[7]等对一种 Al-Li-Cu 合金的研究表明, 细小 T_1 相与基体共格, 可以被位错切割, 在一定程度上促进共面滑移^[8], 缓解裂尖的应力集中程度, 所以合金在双级时效态下形成大量细小的 T_1 相。在保证合金的强度的同时, 提高合金的抗裂纹扩展性能。双级时效态的疲劳断口显示, 快速扩展区的疲劳辉纹距较小, 瞬断区呈现大量韧窝, 说明合金在双级时效态下具有良好的塑韧性。

T8 时效态下析出一些相对粗大的 T_1 相, θ' 相和极少量的 S' 相, 较多的析出相使合金在 T8 态下具有良好的强度。 T_1 相对裂纹扩展速率的影响比较复杂, 不同于时效初期细小的 T_1 相, 长大后的 T_1 相与基体失去了共格关系, 位错由切割变为绕过机制, 抑制了共面滑移, 循环加载过程中的滑移可逆性降低, 裂纹尖端的应力集中程度及塑性累积水平提高, 加速裂纹扩

展; 此外合金中粗大 T_1 相处极易引起位错塞积及应力集中, 加快疲劳裂纹扩展速率^[9,10]。在基体 $\{100\}$ 面上析出的正方结构的片状 θ' 相与基体半共格, 共格应变能相对较小; 这种析出相在一定程度上阻碍位错运动, 抑制共面滑移^[11], 降低滑移可逆性, 不利于裂尖应力集中的释放, 对抗裂纹扩展性能有不利的影响。

T3 时效态下析出少量的 δ' 相, 合金强度较低。这种球状、共格 δ' 相易被位错切割而形成共面滑移, 并且在循环载荷作用下容易被位错反复切割, 改善循环滑移可逆性, 降低裂纹尖端的局部应力集中程度, 提高合金疲劳裂纹扩展抗力^[12,13], 所以 T3 时效态合金在 $\Delta K < 14 \text{ MPa m}^{1/2}$ 时, 其裂纹扩展速率甚至略低于双级时效态下的裂纹扩展速率, 但由于析出相数量有限, 随着应力强度因子的范围增加, 裂纹尖端应力无法缓解, 试样快速断裂, 综合抗裂纹扩展性能较差。

4 结论

1) 实验合金在 540 °C 固溶 1 h, (12%+RT/120 h+145 °C/20 h) 时效条件下达到较理想的性能匹配: 抗拉强度 $\sigma_b=443 \text{ MPa}$, 屈服强度 $\sigma_{0.2}=397 \text{ MPa}$, 延伸率 $\delta=16.5\%$, 裂纹扩展速率 $da/dn \approx 1.34 \times 10^{-3} \text{ mm/cycle}$ ($\Delta K=30 \text{ MPa m}^{1/2}$), 优于传统 2524-T3 合金, 可为后续开发性能优良的中强耐损伤铝锂合金原型提供依据。

2) 双级时效的第 1 级预时效不仅缩短到达目标强度的时间, 而且能在后续第 2 级时效时促进 T_1 相更密集均匀地析出, 大量细小均匀的 T_1 相在保证合金强度的同时, 促进共面滑移, 增加滑移可逆性, 降低裂尖应力集中程度及塑性累积水平, 提高裂纹扩展抗力。

参考文献 References

- [1] Rioja R J, Liu J. *Metallurgical and Materials Transactions A* [J], 2012, 43(9): 3325
- [2] Jiang N, Gao X, Zheng Z Q. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2010, 20(5): 740
- [3] Lequeu P, Eberl F, Jambu S et al. *Proceedings of the 1st Eucomas European Conference on Materials and Structures in Aerospace*[C]. Verlag: Verein Deutscher Ingenieure, 2008
- [4] Knüwer M, Schumacher J, Ribes H et al. *Presentation for the 17th Aero Mat Conference & Exposition*[C]. Seattle: American Society of Metals, 2006
- [5] Luo Xianfu(罗先甫), Zheng Ziqiao(郑子樵), Zhong Jifa(钟继发). *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2013, 23(7): 1834
- [6] B & B, Ribes H, Sigli C et al. *US Patent*, 7 744 704[P]. 2010
- [7] Jata K V, Starke E A. *Metallurgical Transactions A*[J], 1986,

- 17A: 1011
- [8] Vasudevan A, Sadananda K, Rajan K. *International Journal of Fatigue*[J], 1997, 19(93): 151
- [9] Lavernia E J, Srivatsan T S, Mohamed F A. *Journal of Materials Science*[J], 1990, 25: 1137
- [10] Zhao Zhilong, Liu Lin, Chen Zheng. *Rare Metals*[J], 2006, 25(3): 197
- [11] Wang S, Starink M. *International Materials Reviews*[J], 2005, 50(4): 193
- [12] She Lingjuan(佘玲娟), Zheng Ziqiao(郑子樵), Zhong Jing (钟警) *et al. Materials for Mechanical Engineering*(机械工程材料)[J], 2011, 35(5): 19
- [13] Huang Min(黄敏), Chen Junzhou(陈军洲), Dai Shenglong (戴圣龙) *et al. Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2008, 28(6): 23
- [11] Wang S, Starink M. *International Materials Reviews*[J], 2005,

Properties of a New Al-Cu-Li Alloy

Hu Fang, Zheng Ziqiao, Zhong Jifa, Xue Xili, Gong Zhu

(Key Laboratory of Nonferrous Metal Materials Science and Engineering, Ministry of Education,
Central South University, Changsha 410083, China)

Abstract: The effects of heat treatment on the tensile properties and fatigue crack propagation (FCP) behaviors of a new Al-Cu-Li alloy were investigated. The microstructure and fracture morphology were analyzed by OM, SEM and TEM. The results show that the new Al-Cu-Li alloy can obtain the best comprehensive properties under 540 °C/1 h solution treatment and (12%+RT/120 h+145 °C/20 h) aging treatment condition, with $\sigma_b = 443$ MPa, $\sigma_{0.2} = 397$ MPa, $\delta = 16.5\%$, $da/dn \approx 1.34 \times 10^{-3}$ mm/cycle ($\Delta K = 30$ MPa $m^{1/2}$). The two-step artificial aging can improve the resistance to crack propagation of the alloy by promoting the precipitation of the fine, dense and uniform T_1 phase in the matrix, while the strength is also high. Under the condition of T8 temper, the alloy precipitates some relatively coarse T_1 phase, θ' phase and a few S' phase, which satisfies the demand of high strength but with poor crack propagation resistance. However, under the condition of T3 temper, the alloy has an inferior strength with a few strengthening phase.

Key words: Al-Cu-Li alloy; heat treatment; fatigue crack propagation rate; strengthening phase

Corresponding author: Zheng Ziqiao, Professor, School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, P. R. China, Tel: 0086-731-8830270, E-mail: s-maloy@mail.csu.edu.cn