

退火工艺对 TC6 钛合金棒材显微组织和力学性能的影响

雷晓飞, 董利民, 张志强, 巴宏波, 王海忠, 杨 锐

(中国科学院金属研究所, 辽宁 沈阳 110016)

摘要: 对比研究了退火温度、冷却方式及等温退火工艺对 TC6 钛合金棒材显微组织和力学性能的影响。结果表明: 当在 800~840 °C 退火空冷后, 合金为等轴组织, 强度随着温度增加而缓慢下降。当在 880 °C 退火空冷后, β 相中有次生 α 相析出, 演变为双态组织, 此时合金强度最大, 但塑性稍低。随着退火温度继续升高, 组织明显粗化, 合金强度下降, 超过相变点温度后, 组织演变为细针状魏氏组织, 强度有所提高, 但塑性明显下降。当在 800~1000 °C 退火炉冷后, 组织演变和空冷试样有两处明显不同: 首先, 在相变点温度以下, 形成双态组织的退火温度高于空冷样品, 且 β 相中没有明显的次生 α 相析出; 其次, 在相变点温度以上, 合金为层片状魏氏组织。炉冷样品的强度随退火温度增加而单调下降, 塑性变化和空冷样品趋势一致, 此外冲击韧性在 880 °C 处理时最大。等温退火 (880 °C, 2 h, 炉冷到 650 °C, 2 h, 空冷) 样品的力学性能与 880 °C 退火炉冷后相近, 强度、塑性和冲击韧性匹配较好。

关键词: TC6 钛合金; 退火温度; 冷却方式; 显微组织; 力学性能

中图分类号: TG146.2+3

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2017)S1-080-05

TC6 合金 (名义成分 Ti-6Al-2.5Mo-1.5Cr-0.5Fe-0.3Si) 是一种马氏体型两相钛合金, 含有 α 相稳定化元素 Al、同晶型 β 相稳定化元素 Mo、共晶型 β 相稳定化元素 Cr、Fe、Si。该合金的 β 相稳定化系数 $K_{\beta}=0.6$, 除具有钛合金通常的比强度高、抗腐蚀性好等优点外, 还具有良好的塑性和冲击韧性。使用状态一般为退火态, 也可采用适当的热处理进行强化^[1-4]。TC6 合金可以在 300~450 °C 下长时间工作。该合金在前苏联航空发动机上获得了广泛的应用, 牌号为 BT3-1, 常被用于制造航空发动机叶片、涡轮盘等重要部件, 也可以用于制造飞机的隔框、紧固件等^[5]。

金属材料的性能主要取决于它的化学成分和组织结构, 当合金化学成分一定时, 影响合金组织和性能的因素主要有冶炼铸造, 加工变形和热处理^[6,7]。其中合理的热处理工艺参数可以改变组织并提高性能, 是提高和改善产品质量的关键因素。对于模锻叶片和制造紧固件用的 TC6 合金来说, 其半成品棒材的热处理制度对合金组织和性能非常敏感, 不同制度热处理后 α 相和 β 相在组成、数量和形态上均有明显不同, 从而对性能产生影响。本实验以具有双相组织的 TC6 钛合金棒材为原材料, 研究了不同退火工艺参数对合金组织和性能的影响, 旨在实现合金强度和塑性的较优匹配。

1 实验

本实验所用的 TC6 合金铸锭采用 3 次真空自耗电弧熔炼, 铸锭经过开坯、锻造、轧制、拉拔等工序制成直径为 16.5 mm 的棒材, 合金的化学成分如表 1 所示。其中 $[Al]_{\text{当}}=7.05$, $[Mo]_{\text{当}}=5.73$, 用金相法测得合金的相变点 T_{β} 为 965 ± 5 °C。图 1 为 TC6 合金拉拔后横截面的显微组织 SEM 照片。为变形的 ($\alpha+\beta$) 两相双态组织, 其中暗灰色区域为形变 α 相, 灰白色区域为形变 β 相, β 相中存在大量层片状的次生 α 相。

本实验以拉拔态的 TC6 合金棒材为原始材料, 在电阻炉中分别经过 800、840、880、920、960 和 1000 °C 保温 2 h 后, 再分别进行空冷 (AC) 和炉冷 (FC) 处理; 对拉拔态 TC6 合金棒材进行等温退火处理, 等温退火工艺为: 880 °C, 2 h, FC 到 650 °C, 2 h, AC。采用 Shimadzu SSX550 型扫描电子显微镜观察显微组织演变; 采用 D8 DISCOVER X 射线衍射仪进行物相

表 1 TC6 合金棒材的化学成分

Table 1 Chemical composition of TC6 alloy bar ($\omega/\%$)

Al	Cr	Mo	Fe	Si	Ti
5.93	1.42	2.42	0.47	0.28	Bal.

收稿日期: 2016-12-25

作者简介: 雷晓飞, 男, 1986 年生, 博士生, 中国科学院金属研究所钛合金部, 辽宁 沈阳 110016, 电话: 024-23971942, E-mail: xfleil3b@imr.ac.cn

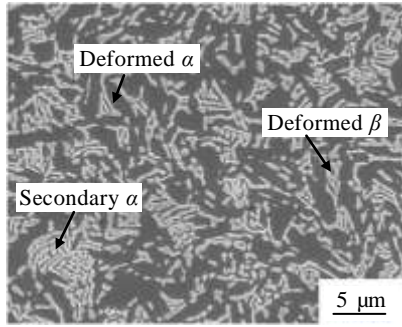


图 1 TC6 合金拉拔态的 SEM 显微组织

Fig.1 SEM image of as-drawn microstructure of TC6 alloy

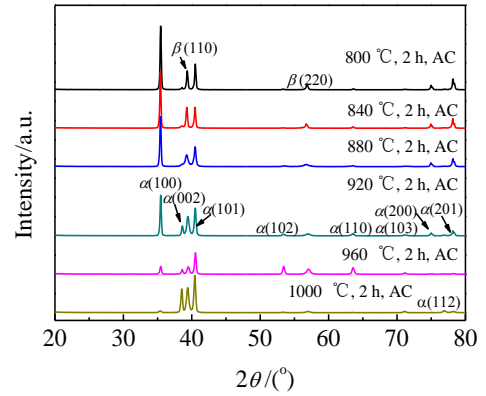


图 2 TC6 合金经不同温度退火空冷后的 XRD 图谱

Fig.2 XRD patterns of TC6 alloy annealed at different temperatures with air cooling

分析；把不同退火工艺处理后的试样加工成标准光滑拉伸试样（M16）和冲击试样（U 型），采用 SANS-CMT5205 万能材料试验机和 SANS-ZBC2452-C 冲击试验机检测室温拉伸性能和冲击性能。

2 结果与讨论

2.1 不同温度退火空冷后 TC6 合金的组织及性能

TC6 合金经过不同温度退火空冷后的 XRD 图谱如图 2 所示。从图中可以看出，所有空冷后的试样均由 α 相和 β 相两相组成。

图 3 为 TC6 合金经不同温度退火空冷后的显微组织。随着退火温度升高，形变的组织逐渐等轴化且初生 α 相体积分数减少。由于在两相区轧制和拉拔使晶格发生畸变，极大地提高了缺陷密度和自由能，在后

续退火中除发生 α 相到 β 相转变外，两相还会发生回复与再结晶来释放能量。如图 3a 所示，当热处理温度为 800 °C 时，合金已经发生了明显的回复和再结晶，同时伴随着 α 相到 β 相转化。随着热处理温度升高，两相均长大，达到 840 °C 时，显微组织完全等轴化（图 3b）。当在 880 °C 进行退火空冷后， β 相基体中有次生 α 相析出，合金演变为双态组织，但组织并未发生明显粗化（图 3c）。钛合金中有无次生 α 相析出是由 β 相基体中的 α 相稳定化元素含量及冷却速度决定^[8]。当退火温度较低时， β 相中的 α 相稳定化元素含量较低， β 相比较稳定，在随后的冷却过程中， β 相只在与初生的 α 相界面处发生扩散转化，不会发生次生 α 相的相变析出。当退火温度较高时， β 相中的 α 相稳定化

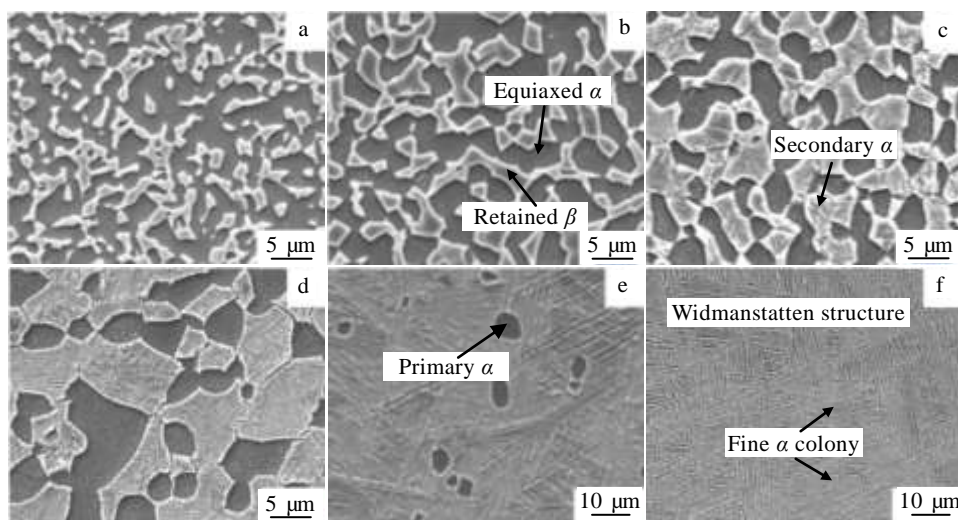


图 3 TC6 合金经不同温度退火空冷后的 SEM 显微组织

Fig.3 SEM images of the microstructures of TC6 alloy annealed at different temperatures with air cooling: (a) 800 °C, 2 h, AC; (b) 840 °C, 2 h, AC; (c) 880 °C, 2 h, AC; (d) 920 °C, 2 h, AC; (e) 960 °C, 2 h, AC; (f) 1000 °C, 2 h, AC

元素含量较高，在随后的冷却过程中，由于空冷的冷却速度较快， α 相稳定化元素不能充分扩散，受吉布斯自由能的限制， β 相中将以相变形式析出层片的次生 α 相。当退火温度继续升高，合金组织明显粗化，同时初生 α 相减少， β 转变组织增多，当达到相变点以上后，合金全部转变为魏氏组织（图 3f），初生 α 相消失，空冷后产生晶界 α 相，粗大 β 晶粒中分布着不同取向的 α 集束。

TC6 合金棒材不同温度退火空冷后室温拉伸性能的变化趋势如图 4 所示。从图 4 可以看出，随着退火温度的升高，合金的抗拉强度和屈服强度先缓慢下降后增加，在 880 °C 时强度最大，之后又明显降低，在相变点附近位置（960 °C）强度最小，在相变点以上温度空冷，强度又有少量增加。整体的塑性变化趋势比较平缓，只有达到相变点和超过相变点后才明显下降。性能产生以上变化的原因，可以从显微组织的演变得到解释。首先，在较低温度退火时（800 和 840 °C），合金只是发生回复和再结晶，等轴组织晶粒长大，所以强度下降；其次，880 °C 处理时，合金为双态组织且未明显粗化，次生 α 相析出，强化合金^[8]。800~920 °C 退火，合金的塑性未发生明显的变化，主要是因为等轴状初生 α 相可以协调金属变形，从而提高塑性^[9,10]；随着温度继续升高，合金组织晶粒明显增大，最后呈现魏氏组织，合金强度和塑性明显下降。需要指出的是，在单相 β 相区域（1000 °C）空冷后形成较细小的 α 集束和粗大的 β 晶粒，与在较高的双相区空冷（960 °C）时残留一些初生 α 相比，强度增加但塑性明显降低。

2.2 不同温度退火炉冷后 TC6 合金的组织及性能

TC6 合金经过不同温度退火炉冷后的 XRD 图谱如图 5 所示。从图中可以看出，炉冷后的试样也均是由 α 相和 β 相两相组成。

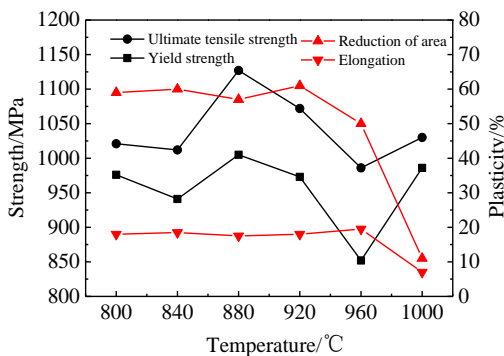


图 4 TC6 合金经不同温度退火空冷后的室温拉伸性能

Fig.4 Room-temperature tensile properties of TC6 alloy annealed at different temperatures with air cooling

图 6 为 TC6 合金经不同温度退火炉冷后的显微组织。显微组织演变和空冷时整体趋势一致，随着退火温度的升高，变形组织发生回复和再结晶，从等轴组织变化到双态组织最后到魏氏组织。但对比空冷试样的显微组织，主要有两点明显不同：首先，在相变点温度（965 °C）以下且远离相变点时， β 相中次生 α 相析出不明显，只有到 920 °C 炉冷后（图 6d）才有少量析出，但此时组织有了明显的粗化。虽然此时的退火温度较高， β 相中 α 相稳定化元素含量较高，但是在随后的冷却过程中，由于炉冷的冷却速度较慢，元素会有充分扩散时间， β 相优先在与初生的 α 相界面处发生转化，合金仍以等轴组织为主；其次，是在相变点温度以上，魏氏组织中 α 片层厚度和 α 集束大小明显比同温度空冷后大。

TC6 合金棒材不同温度退火炉冷后室温拉伸性能的变化趋势如图 7 所示。从图 7 可以看出，随着退火温度的升高，合金的抗拉强度和屈服强度单调下降，与空冷样品有明显不同。这主要是因为冷却速度较慢，双相合金一直处于稳定状态即基本处于等轴状态， β 相中无析出次生 α 相。合金的强度主要取决于两相晶粒的大小，随着退火温度升高两相均长大，强度下降。达到 β 转变温度以上，显微组织演变为完全的片状魏氏组织，合金的强度继续下降。而塑性变化趋势和空冷处理的样品一致，800~960 °C 处理时变化不明显，只有在组织粗化后明显下降。图 7 中给出了炉冷样品的冲击韧性变化趋势。800~880 °C 处理时等轴组织的冲击韧性随着再结晶完全和合金元素稳定分配，冲击韧性提高。随着温度升高，有次生 α 相析出且组织明显粗化，冲击韧性下降，超过 β 相变点温度处理，片层状组织冲击韧性最差。

2.3 等温退火后 TC6 合金的组织及性能

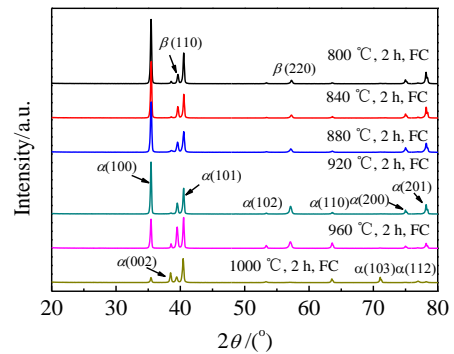


图 5 TC6 合金经不同温度退火炉冷后的 XRD 图谱

Fig.5 XRD patterns of TC6 alloy annealed at different temperatures with furnace cooling

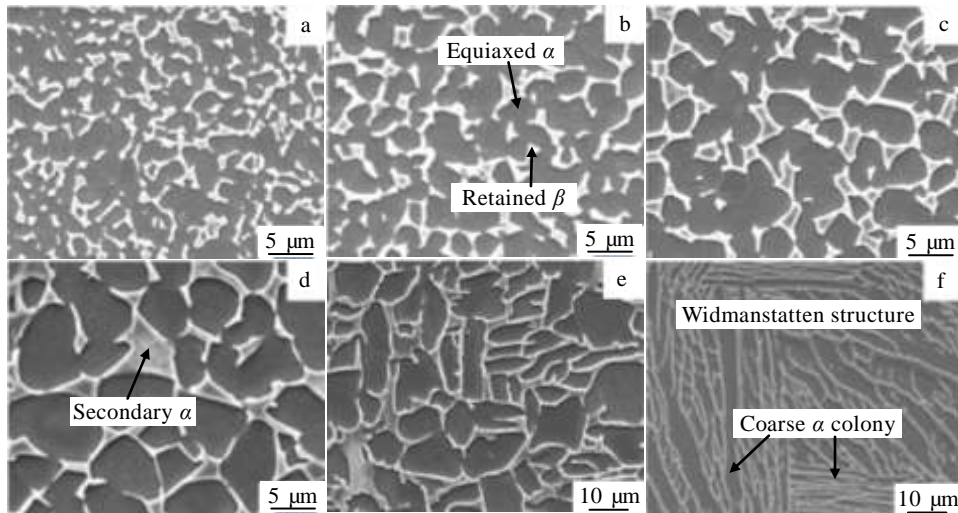


图 6 TC6 合金经不同温度退火炉冷后的 SEM 显微组织

Fig.6 SEM images of the microstructures of TC6 alloy annealed at different temperatures with furnace cooling: (a) 800 °C, 2 h, FC; (b) 840 °C, 2 h, FC; (c) 880 °C, 2 h, FC; (d) 920 °C, 2 h, FC; (e) 960 °C, 2 h, FC; (f) 1000 °C, 2 h, FC

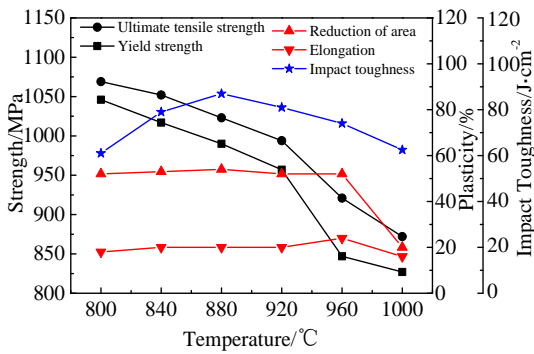


图 7 TC6 合金经不同温度退火炉冷后的室温拉伸性能和冲击韧性

Fig.7 Room-temperature tensile properties and impact toughness of TC6 alloy annealed at different temperatures with furnace cooling

图 8 为 TC6 合金经等温退火 (880 °C, 2 h, FC 到 650 °C, 2 h, AC) 后的显微组织。变形组织发生完全再结晶, 演变为均匀细小的等轴组织。

等温退火试样的抗拉强度为 1016 MPa、屈服强度为 959 MPa、伸长率为 18.5%、断面收缩率为 58%、冲击韧性为 87 J cm⁻², 和 880 °C 退火炉冷处理后力学性能差别不大。但由于 TC6 合金含有较高的 β 相稳定化元素, 热处理温度和冷却速度对其组织和性能有明显的影响, 故采用等温退火可以保证组织的最大稳定性。等温退火的第 1 阶段, 880 °C 处理可以使变形组织充分地回复和再结晶, 缓慢冷却使合金元素充分扩

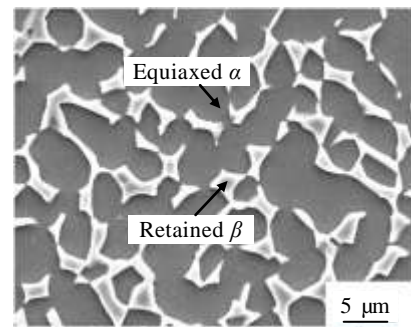


图 8 TC6 合金经等温退火后的 SEM 显微组织

Fig.8 SEM image of the microstructure of TC6 alloy processed by isothermal annealing

散, 不存在亚稳 β 相, 同时组织不发生明显粗化; 第 2 阶段, 在再结晶温度以下保温, 可以使 β 相充分分解, 使 β 相处于更稳定状态, 不影响合金的强度, 同时, 使合金具有较高的塑性、韧性和稳定性。总之, 等温退火处理后的合金, 显微组织经历了回复、再结晶和长大, 此时晶粒尺寸和形状, 元素分配达到相对稳定, 强度、塑性和冲击韧性得到良好的匹配。

3 结 论

1) 对于不同温度退火空冷的样品, 显微组织演变和力学性能的变化有 3 个阶段: 在 800~840 °C 时, 合金为等轴组织, 强度随温度升高而下降, 塑性略有上升; 在 880 °C 时, 合金为双态组织, 强度最大但塑性

略有下降；随着温度继续升高，合金明显粗化且强度下降，超过相变点后，组织演变为细针状的魏氏组织，强度上升但塑性明显下降。

2) 对于不同温度退火炉冷的样品，显微组织演变和空冷样品主要有两点不同：其一，在相变点温度以下， β 相中无明显次生 α 相析出；其二，当超过相变点后，合金形成层片状的魏氏组织。炉冷样品的强度随着温度升高而单调下降，而塑性变化趋势和空冷时一致。此外，炉冷样品的冲击韧性在 880 °C 处理时最佳。

3) TC6 合金在等温退火处理后的力学性能与 880 °C 退火炉冷样品的力学性能相近，强度、塑性和冲击韧性匹配较好。

参考文献 References

- [1] Li M Q, Xiong A M, Huang W C *et al.* *Materials Characterization*[J], 2003, 49: 203
- [2] Baolisuowa E A. Translated by Chen Shiqing(陈石卿). *Metallography of Titanium Alloys* (钛合金金相学)[M]. Beijing: National Defense Industry Press, 1986: 384
- [3] Wu Huan(吴欢). Zhao Yongqing(赵永庆). Ge Peng(葛鹏) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程)[J], 2012, 41(5): 805
- [4] Chen Xun(陈勋). Fan Qunbo(范群波). Yang Xuewen(杨学文). *Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程)[J], 2012, 41(12): 2123
- [5] Xiong Aiming(熊爱明). Huang Weichao(黄维超). Chen Shenghui(陈胜晖) *et al.* *The Chinese Journal of Nonferrous Metals* (中国有色金属学报)[J], 2002, 12(S1): 206
- [6] Xu Feng(徐锋). Huang Aiping(黄爱平). Li Geping(李阁平) *et al.* *Acta Metallurgica Sinica* (金属学报)[J], 2002, 38(S): 174
- [7] Li Huiqu(李惠曲). Wang Shuyun(王淑云). Dong Yunpeng(东贇鹏) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程)[J], 2008, 37(S3): 464
- [8] Lutjering G, Williams J C. *Titanium (Second Edition)*[M]. Heidelberg: Springer, 2007: 203
- [9] Huang L J, Geng L, Li A B *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2008, 489: 330
- [10] He D, Zhu J C, Zaefferer S *et al.* *Materials and Design*[J], 2014, 56: 937

Effects of Annealing Process on Microstructure and Mechanical Properties of TC6 Titanium Alloy Bars

Lei Xiaofei, Dong Limin, Zhang Zhiqiang, Ba Hongbo, Wang Haizhong, Yang Rui
(Institute of Metal Research, Chinese Academy of sciences, Shenyang 110016, China)

Abstract: Effects of annealing temperature, cooling mode and isothermal annealing process on microstructure and mechanical properties of TC6 titanium alloy bars were studied. The results show that when specimens are annealed at 800~840 °C with air cooling, equiaxed microstructure forms and strength decreases slightly with increasing the annealing temperature. Bimodal microstructure forms due to secondary α phase precipitate in β matrix after annealing at 880 °C with air cooling, which lead to the maximum strength and little decrease in plasticity. With further increasing of annealing temperature, microstructure is coarsened obviously, so strength and plasticity decrease. Fine acicular Widmanstätten structure is obtained above the β transus, which lead to increase in strength but significantly decrease in plasticity. When specimens are annealed at 800~1000 °C with furnace cooling, there are two obvious differences of microstructure evolution between air-cooled and furnace-cooled specimens. Firstly, compared with air-cooled specimens, the annealing temperature of forming bimodal microstructure is higher and secondary α phase does not obviously precipitate in β matrix below the β transus. Secondly, lamellar Widmanstätten is obtained above the β transus. The strength of furnace-cooled specimens decreases with increasing the temperature, and the change of plasticity is not significant. In addition, the maximum value of impact toughness occurs after annealing at 880 °C with furnace cooling. The excellent matching of strength, plasticity and impact toughness is obtained after isothermal annealing (880 °C, 2 h, FC to 650 °C, 2 h, AC), which is similar to that of furnace-cooled specimen annealed at 880 °C.

Key words: TC6 titanium alloy; annealing temperature; cooling mode; microstructure; mechanical properties

Corresponding author: Dong Limin, Ph. D., Professor, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, P. R. China, Tel: 0086-24-23971942, E-mail: lmdong@imr.ac.cn