

# 时效处理对 Ti55531 钛合金微观组织演变规律及力学性能的影响

张启飞<sup>1</sup>, 杨 帅<sup>1</sup>, 刘书君<sup>2</sup>, 张禹森<sup>1</sup>, 陈 雷<sup>1</sup>, 金 淼<sup>1</sup>, 郭宝峰<sup>1</sup>

(1. 燕山大学 机械工程学院, 河北 秦皇岛 066004)

(2. 中国航发哈尔滨东安发动机有限公司 507 车间, 黑龙江 哈尔滨 150066)

**摘 要:** 在 INSTRON-5948R 微型材料试验机上开展了近  $\beta$  型钛合金 Ti55531 经 800 °C/2 h 固溶+580~640 °C/6~10 h 时效热处理后的力学性能试验, 获得了不同时效工艺下 Ti55531 合金的力学性能及强塑性。研究了时效处理对合金微观组织演变规律及合金在拉伸变形时的断裂机制。结果表明: 次生片层  $\alpha_s$  相对时效参数变化比初生  $\alpha$  相更敏感。次生片层  $\alpha_s$  相厚度与时效温度或时效时间呈线性正相关。与时效时间对比可知, 次生片层  $\alpha_s$  相粗化速率对时效温度敏感性较弱, 且其随时效温度和时效时间粗化速率分别约为 1 nm/°C 和 8 nm/h。合金经固溶时效后, 其力学性能显著提升, 且合金在 800 °C/2 h 固溶+640 °C/8 h 时效后达到最佳的综合力学性能, 此时抗拉强度为 1144 MPa, 延伸率为 8.16%, 且强塑性超过 9.3 GPa %。合金经固溶时效热处理后拉伸断裂形式为韧脆混合型断裂, 且以韧性断裂为主, 包括晶间开裂和微孔合并。

**关键词:** Ti55531 合金; 时效处理; 微观组织演变规律; 力学性能; 断裂机制

**中图分类号:** TG146.23

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2022)07-2645-09

钛合金是一种具有比强度高、耐腐蚀性强等优良特点的轻质结构材料, 现已广泛应用于航空、航天、航海等领域<sup>[1-5]</sup>。Ti55531 合金 (名义成分: Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr-1Zr) 是一种近  $\beta$  型钛合金, 由俄罗斯与法国在 BT22 (TC18) 钛合金基础上联合研发的一种具有高淬透性、高强韧性的新型钛合金, 主要被用于制造飞机起落架、承力框、梁等承力构件<sup>[6-8]</sup>。在航空工业中, 钛合金锻件需要满足尺寸结构稳定、微观组织合理分布及力学性能良好的综合目标。为达到这些目标, 近  $\beta$  钛合金通常进行热成形及后续的热处理。一般情况下, 近  $\beta$  钛合金先在  $\beta$  单相区开坯, 随后在  $\alpha+\beta$  两相区锻造或轧制等, 最后进行  $\beta$  相区/ $\alpha+\beta$  两相区固溶+时效处理。固溶处理的目的是将锻造后合金内部  $\alpha$  相部分或全部溶解至  $\beta$  基体中产生过饱和  $\beta$  基体<sup>[9]</sup>; 时效处理的目的是使片层  $\alpha$  相在过饱和的  $\beta$  基体中析出, 以达到强化合金提高强度的目标。

然而, 钛合金在热处理过程中具有非常复杂的微观组织演变特征, 其力学性能也受到微观组织的控制<sup>[10]</sup>。其中, 初生等轴  $\alpha$  相、片层  $\alpha$  相及  $\beta$  基体的演变对钛合金的强度、硬度、塑性和韧性均会产生不同的影响<sup>[11,12]</sup>。因此, 厘清热处理、微观组织及力学性能间的关联关

系对优化热处理工艺和控制微观组织显得极其重要<sup>[13]</sup>。近年来, 相关学者开展了一系列钛合金热处理工艺与力学性能间的研究。Shekhar 等<sup>[8]</sup>研究了近  $\beta$  钛合金 Ti-5553 经固溶、时效处理后对显微组织和力学性能的影响, 结果表明在  $\alpha+\beta$  两相区固溶、时效处理后综合性能最佳。Fan 等<sup>[9]</sup>采用一种新型近  $\beta$  钛合金 Ti-7333, 较系统地研究了热处理对显微组织及力学性能的影响, 并获得该材料最佳强韧性组合条件。Du 等<sup>[11]</sup>研究了一种新型钛合金 Ti-3.5Al-5Mo-6V-3Cr-2Sn-0.5Fe 钛合金固溶+时效处理后显微组织和力学性能间的关系, 结果表明片层  $\alpha$  相厚度及尺寸对温度非常敏感。Jia 等<sup>[14]</sup>研究了时效温度和时效时间对近  $\alpha$  钛合金 Ti-60 显微组织和力学性能的影响, 结果表明延伸率及断面收缩率对时效时间敏感。Chen 等<sup>[15]</sup>发现次生片层  $\alpha$  相可以在时效过程中从  $\beta$  基体中析出, 且其厚度随时效温度的升高而增加, 最终影响合金的强度和塑性。Wu 等<sup>[16,17]</sup>定性分析了固溶温度、时效温度和时效时间对近  $\beta$  型钛合金 Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr-1Zr 显微组织和力学性能的影响, 建立了力学性能模型并对屈服应力及断裂韧性进行预测, 提出了该材料最佳热处理工艺。

目前, 虽有相关学者对钛合金热处理方面进行了

收稿日期: 2021-07-16

基金项目: 国家自然科学基金 (52075474, 51675467); 河北省研究生创新项目 (CXZZBS2020049); 河北省自然科学基金 (E2019203560, E2016203284); 中国博士后科学基金 (2016M600194, 2017T100712)

作者简介: 张启飞, 男, 1995 年生, 博士生, 燕山大学机械工程学院, 河北 秦皇岛 066004, 电话: 0315-8057031, E-mail: zqf098257@163.com

一些研究, 但针对 Ti55531 合金的热处理、组织演变和力学性能的研究仍比较匮乏。本工作以锻态 Ti55531 合金为研究对象, 着重分析了该合金经固溶处理后时效工艺参数对微观组织演变及力学性能的影响规律, 同时研究了不同时效后合金的拉伸断裂机制, 力求获得达到最优力学性能的热处理工艺参数, 以期为该合金在实际工业应用上优化热处理工艺提供理论支撑。

### 1 实验

实验材料为西部超导公司提供的 Ti55531 钛合金  $\Phi 350$  mm 锻坯, 相变点为  $845\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 化学成分 (质量分数, %): Al 5.39, Mo 4.80, V 4.95, Cr 3.90, Zr 1.09, Fe 0.32, C 0.014, N 0.007, O 0.11, Ti 其余。其原始组织为钛合金典型的双态组织, 由体积分数约 30%、尺寸约  $2\text{ }\mu\text{m}$  的初生等轴  $\alpha$  相及  $\beta$  转变组织组成, 如图 1 所示。由图可见, 在原始显微组织中初生  $\alpha$  相均匀且散乱地分布在原  $\beta$  基体上, 且存在大量细小的片层  $\alpha$  相及少量晶界  $\alpha$  相。

材料先在  $\alpha+\beta$  两相区进行固溶, 固溶后显微组织如图 2 所示, 随后进行不同工艺参数下的时效处理, 将时效后样品从中间剖开, 一半用以观察不同热处理条件下的显微组织, 另一半用以获得该材料的力学性能。

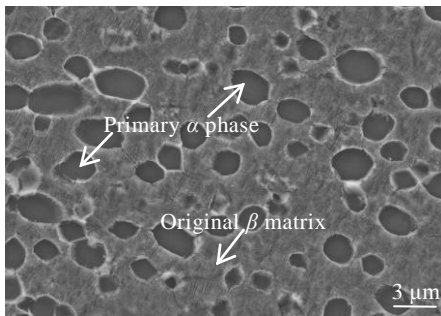


图 1 Ti55531 合金原始组织

Fig.1 Initial microstructure of Ti55531 titanium alloy

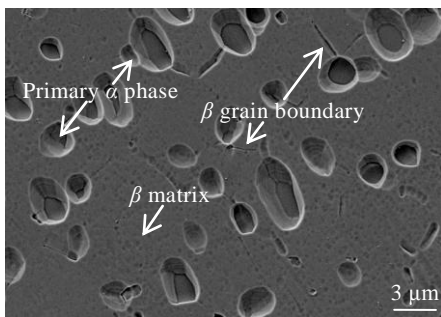


图 2 Ti55531 合金固溶后的显微组织

Fig.2 Microstructure of Ti55531 titanium alloy after solution treatment

Ti55531 合金的热处理工艺流程, 见图 3。固溶处理工艺: 保温温度  $800\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 保温 2 h, 空冷; 时效处理工艺: 保温温度  $580$ 、 $600$ 、 $620$  和  $640\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 保温时间 6、7、8、9 和 10 h, 空冷。

显微组织观察(SEM): 将经时效后样品研磨抛光后, 使用体积比  $\text{HF:HNO}_3:\text{H}_2\text{O}=1:3:21$  混合溶液进行浸蚀 10~20 s。采用 Zeiss Sigma 500 扫描电镜获得不同热处理工艺下的显微组织。每个热处理条件下至少获取 5 张显微组织图片, 以便获得更为准确的显微组织量化值。

力学性能试验: 因样品尺寸限制, 按照国标设计缩比后的微型拉伸样品, 如图 4 所示, 随后在 INSTRON-5948R 微型材料试验机进行准静态拉伸试验, 速率为  $0.36\text{ mm/min}$ 。试验前样品表面均打磨光滑, 每个热处理条件下取 5 个以上拉伸样品, 取其均值作为最终力学性能数据。

### 2 结果与分析

#### 2.1 时效工艺对显微组织的影响

图 5 是 Ti55531 合金经  $800\text{ }^{\circ}\text{C}$  固溶 2 h 及  $580\sim 640\text{ }^{\circ}\text{C}$  时效 7 h 后的显微组织。Ti55531 合金经固溶+时效处理后, 显微组织仍表现为钛合金典型的双态组织。在时效过程中, 初生  $\alpha$  相含量随时效温度变化不明显, 且初生  $\alpha$  相颗粒主要分布在原  $\beta$  晶界处, 说明初生  $\alpha$  相颗粒会阻碍  $\beta$  晶粒的长大。这与 Chen

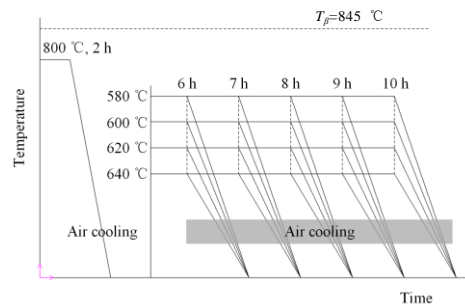


图 3 Ti55531 合金 2 种热处理工艺的流程图

Fig.3 Schematic drawing of two heat treatment processes of Ti55531 alloy

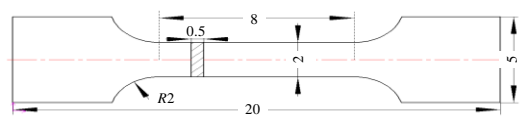


图 4 微型拉伸样品尺寸

Fig.4 Size of micro tensile samples (unit: mm)

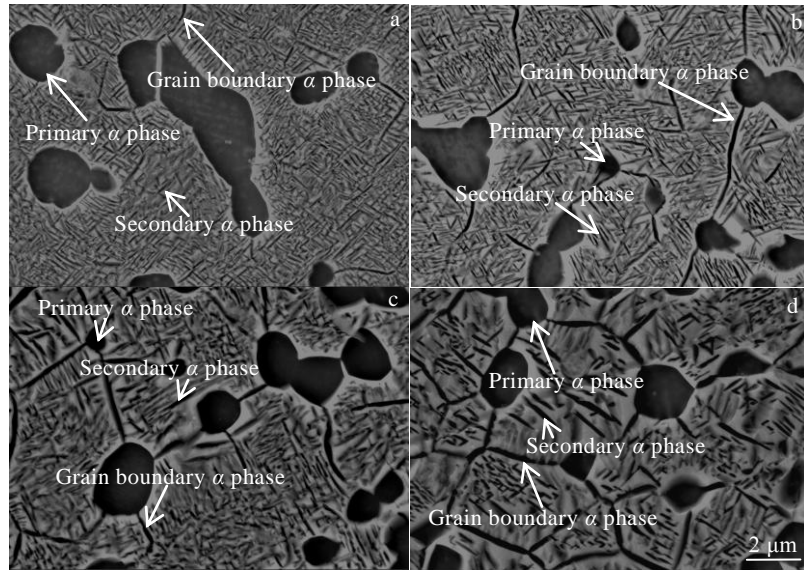


图5 Ti55531 合金经 800 °C 固溶 2 h+580~640 °C 时效 7 h 后的显微组织

Fig.5 Microstructures of Ti55531 alloy after solution at 800 °C for 2 h plus aging at different temperatures for 7 h: (a) 580 °C, (b) 600 °C, (c) 620 °C, and (d) 640 °C

等<sup>[15]</sup>研究结果一致,近 $\beta$ 钛合金显微组织中的初生 $\alpha$ 相颗粒能够限制 $\beta$ 晶粒的再结晶及长大,进而会提高材料塑性。与初生等轴 $\alpha$ 相对比可知,次生片层 $\alpha$ 相对时效温度更敏感。在时效过程中,次生片层 $\alpha$ 相从 $\beta$ 晶界、 $\alpha/\beta$ 相界及 $\beta$ 晶内析出,其形态表现为细小的针状,如图5a所示。此时,次生片层 $\alpha$ 相及晶界 $\alpha$ 相的相界比较模糊。而随着时效温度逐渐升高至620 °C时,次生片层 $\alpha$ 相及晶界 $\alpha$ 相的相界逐渐清晰,且厚度变宽,此时,次生片层 $\alpha$ 相形态转变为短粗状,晶界 $\alpha$ 相变得平直连续,如图5a~5c所示。而当时效温度达到640 °C时,次生片层 $\alpha$ 相粗化程度达到最大,其形态表现为板条状,且平均厚度比580 °C时增加了1~2倍,长度则明显低于580 °C时次生片层 $\alpha$ 相的长度,如图5a和5d所示。

图6是Ti55531合金经800 °C固溶2 h及640 °C时效6~10 h后的显微组织。初生 $\alpha$ 相颗粒仍分布在 $\beta$ 晶界处,其含量随时间变化与随温度变化一样不明显。当时效6 h时,次生片层 $\alpha$ 相随机地分布在原 $\beta$ 晶粒内部,其形态表现为细针状,且相界无法清晰识别,而由原 $\beta$ 晶粒晶界析出的晶界 $\alpha$ 相尚未完全封闭围成原始 $\beta$ 晶粒,其相界也不易识别,如图6a所示。与时效6 h后相比可知,当时效时间超过6 h后,次生片层 $\alpha$ 相发生粗化,其形态由细针状变为短棒状,相界越加清晰,而晶界 $\alpha$ 相慢慢变得比较平直,且能够清楚地观察到原 $\beta$ 晶粒边界,如图6b~6d所示。当时效达

到10 h时,次生片层 $\alpha$ 相粗化现象最明显,其形态转变为板条状,如图6e所示。

综上所述,次生片层 $\alpha$ 相对时效时间及时效温度均敏感。次生片层 $\alpha$ 相粗化行为是一种热激活过程,而温度越高,能够提供更多的生长驱动力,同时降低相的形核速率<sup>[15]</sup>,进而促使片层 $\alpha$ 相发生粗化,而其粗化速率受到溶质原子的扩散率所控制<sup>[18]</sup>,溶质原子扩散程度与时间有关,时效时间越长,溶质原子扩散越充分,同样会促进片层 $\alpha$ 相发生粗化。

目前用来阐述片层 $\alpha$ 相粗化行为的机制有2种:边界分裂和末端迁移<sup>[16,17,19,20]</sup>。在热处理早期,边界分裂机制占主导地位。片层 $\alpha$ 相内部存在剪切面和亚结构等缺陷区域,这些缺陷区域具有较高的能量,会导致溶质原子缺陷区域转移到相邻的平面界面,以减少表面能。故,边界分裂本质上是片层 $\alpha$ 相内边界的消失及新 $\beta$ 相的重新生成,进而促进其发生分裂并开始粗化<sup>[15]</sup>。而末端迁移本质上是 $\alpha \rightarrow \beta \rightarrow \alpha$ 相变过程,而相变最根本的原因是溶质原子的扩散过程。针对次生片层 $\alpha$ 相粗化的现象,前述扩散过程受层状结构末端与平面界面曲率差所控制,曲率较大的位置,势能比较高,溶质原子剧烈运动,这种情况下会使片层结构端部和平面区域形成一定的化学势曲率,促进了 $\alpha$ 相向 $\beta$ 相的转变,而 $\beta$ 相在片层组织的平面位置由于相平衡又转变为 $\alpha$ 相,这样就完成了溶质原子从次生片层 $\alpha$ 相末端向平面界面迁移,进而造成次生片层 $\alpha$ 相末端的溶解及粗化<sup>[19]</sup>。

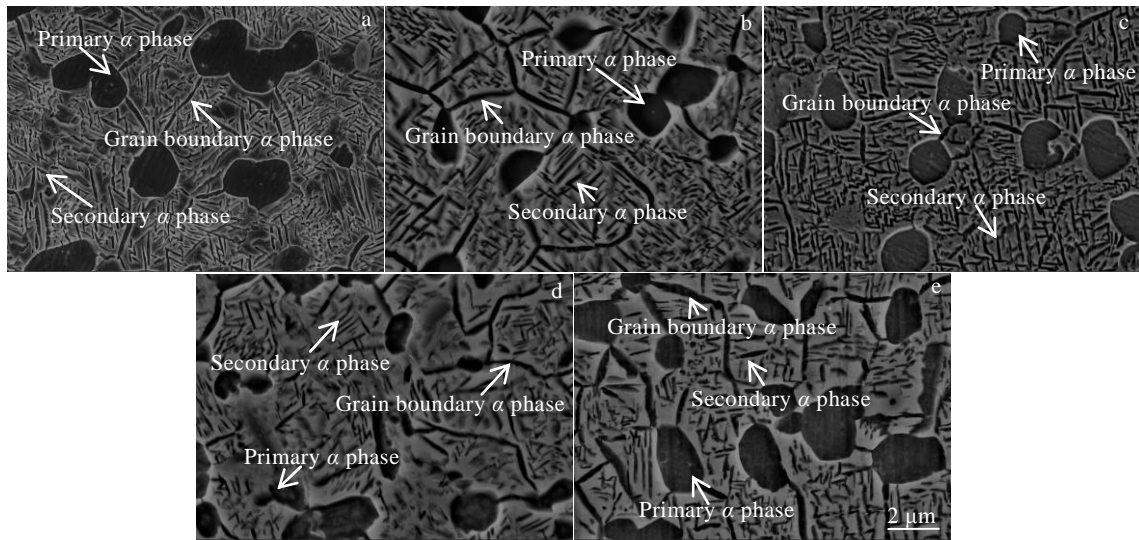


图 6 Ti55531 合金经 800 °C 固溶 2 h+640 °C 时效 6~10 h 后的显微组织

Fig.6 Microstructures of Ti55531 alloy after solution at 800 °C for 2 h plus aging at 640 °C for different time: (a) 6 h, (b) 7 h, (c) 8 h, (d) 9 h, and (e) 10 h

图 7 是 Ti55531 合金时效后次生片层  $\alpha_s$  相厚度变化趋势。由图可知，次生片层  $\alpha_s$  相厚度与时效温度、时效时间均呈正相关，图中直线斜率为粗化速率。相同的条件下，次生片层  $\alpha_s$  相厚度随着时效温度升高、时效时间延长而变大。时效温度为 640 °C 时，次生片层  $\alpha_s$  相厚度最大，在时效时间 10 h 时粗化至约 0.125  $\mu\text{m}$ ，而时效温度为 580 °C 时，次生片层  $\alpha_s$  相最薄，在时效时间 6 h 时约为 0.040  $\mu\text{m}$ 。次生片层厚度随时效时间的粗化速率变化不大，分别为（时效温度依次降低）：0.007、0.010、0.009 及 0.006  $\mu\text{m}/\text{h}$ ，如图 7a 所示，其均值约为 8 nm/h；而随时效温度的粗化速率基本一致，分别为（时效时间依次缩短）： $9.53 \times 10^{-4}$ 、 $9.34 \times 10^{-4}$ 、 $9.44 \times 10^{-4}$  及  $10.6 \times 10^{-4}$   $\mu\text{m}/^\circ\text{C}$ ，如图 7b 所示，其均值约为 1 nm/°C。与时效时间对比可知，次生片层

$\alpha_s$  相粗化速率对时效温度敏感性较弱。而次生片层  $\alpha_s$  相长度与时效温度或时效时间呈负相关。其中，当时效时间均为 7 h 时，随着时效温度的升高，次生片层  $\alpha_s$  相平均长度逐渐缩短，如图 5 所示，且分别为 1.03、0.989、0.918 及 0.698  $\mu\text{m}$ 。当时效温度均为 640 °C 时，随着时效时间的增加，次生片层  $\alpha_s$  相平均长度同样逐渐缩短，如图 6 所示，且分别为 0.744、0.698、0.652、0.603 及 0.563  $\mu\text{m}$ 。

### 2.2 时效工艺对力学性能的影响

表 1 是 Ti55531 合金原始坯料及其经固溶后的力学性能。与原始坯料的力学性能对比可知，原始坯料经 800 °C 固溶 2 h 后的强度明显上升，屈服强度和抗拉强度分别提高了约 413 与 72 MPa，断裂延伸率降低了超过 3 倍，如表 1 所示。造成该现象的原因是 Ti55531

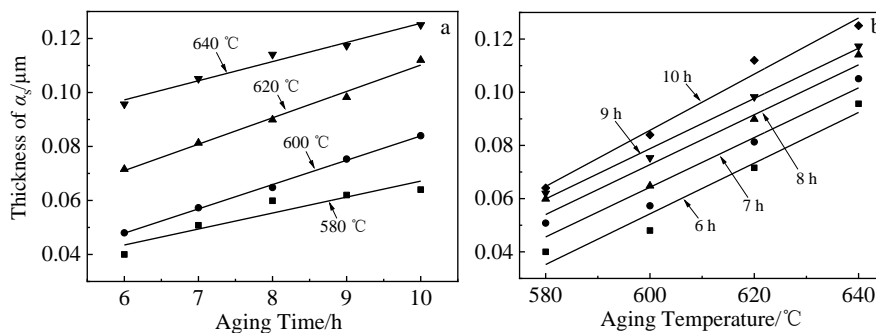


图 7 次生片层  $\alpha_s$  相厚度随时效时间和温度的变化趋势

Fig.7 Variation tendency of thickness of secondary lamellar  $\alpha_s$  phase with aging time (a) and temperature (b)

表 1 Ti55531 合金原始坯料及其经固溶后的力学性能  
Table 1 Mechanical properties of Ti55531 titanium alloy in initial billet and after solution treatment

Material	Yield strength/MPa	Ultimate strength/MPa	Elongation/%
Initial billet	494(±24)	855(±12)	27.01(±1.0)
After solution	907(±49)	927(±20)	6.45(±1.5)

钛合金原始组织在固溶处理过程中, 初生  $\alpha$  相部分溶解进入基体, 而  $\beta$  转变组织中的片层组织均溶入基体中形成过饱和的亚稳  $\beta$  相, 如图 1 和图 2 所示。而该材料属于近  $\beta$  型钛合金,  $\beta$  稳定元素含量比较高, 因此, 经固溶后过饱和的亚稳  $\beta$  相比较多, 故其起到固溶强化的作用。与固溶后的延伸率相比, 原始坯料的延伸率更高, 其原因是原始坯料中含有较多的初生  $\alpha$  相及大量细小的片层组织, 如图 1 所示。在拉伸过程中, 这些组织的晶/相界会阻碍位错运动, 使位错快速塞积与缠结, 进而会导致裂纹扩展阻力加大, 使得延伸率比较高。

图 8 是 Ti55531 合金在不同时效参数下的力学性能。与表 1 对比可知, 时效后力学性能显著提升, 这是由于从基体中析出大量次生片层  $\alpha_s$  相, 晶界相界增多, 这些界面在拉伸过程中能够阻碍位错运动, 进而使合金的强度得到明显提升<sup>[14]</sup>, 但其塑性与固溶后相差不大。Ti55531 合金经 800 °C 固溶 2 h 后,

随着时效温度的升高, 其屈服强度和抗拉强度基本均呈降低的趋势, 在这种情况下初生  $\alpha$  相呈减小趋势, 这一现象会降低  $\alpha$  相与  $\beta$  相间接接触面面积, 进而造成强度下降, 如图 8a 和 8b 所示。随着时效温度升高, 次生片层  $\alpha_s$  相形态发生变化使得其含量降低, 会造成  $\alpha$  相晶界相界的界面面积减少, 从而导致合金强度变小。而除初生  $\alpha$  相含量、次生片层  $\alpha_s$  相大小外, 次生片层  $\alpha_s$  相的间距对钛合金强度也会产生重要影响。文献表明, 次生片层  $\alpha_s$  相间距随着温度的升高而增加, 进而造成合金强度会下降<sup>[15]</sup>。随着时效时间的延长, 其强度基本均呈现出小幅度下降的趋势, 说明合金的力学性能对时效温度的敏感性明显高于对时效时间的敏感性。

总体来说, 时效后的断裂延伸率基本均是随着时效时间延长表现为先增加后减小的趋势, 如图 8c 所示。由图可知, 断裂延伸率均存在最大值, 该合金在 640 °C 时效 8 h 时, 强塑积达到最大, 超过 9.3 GPa %, 表明该合金在此条件下综合性能达到最佳, 此时抗拉强度为 1144 MPa, 延伸率为 8.16%, 如图 8d 所示。而时效时间超过 7 h 后, 断裂延伸率随着时效温度的升高而增加, 如图 8c 所示。这是由于随着时效温度的升高, 次生片层  $\alpha_s$  相虽厚度变宽, 但含量降低, 而尺寸较小的次生片层  $\alpha_s$  相发生塑性变形比较困难, 这种情况下会造成应变局部化, 进而导致脆性断裂<sup>[15, 21, 22]</sup>。故, 较低的时效温度强度虽高, 但延伸率较差。

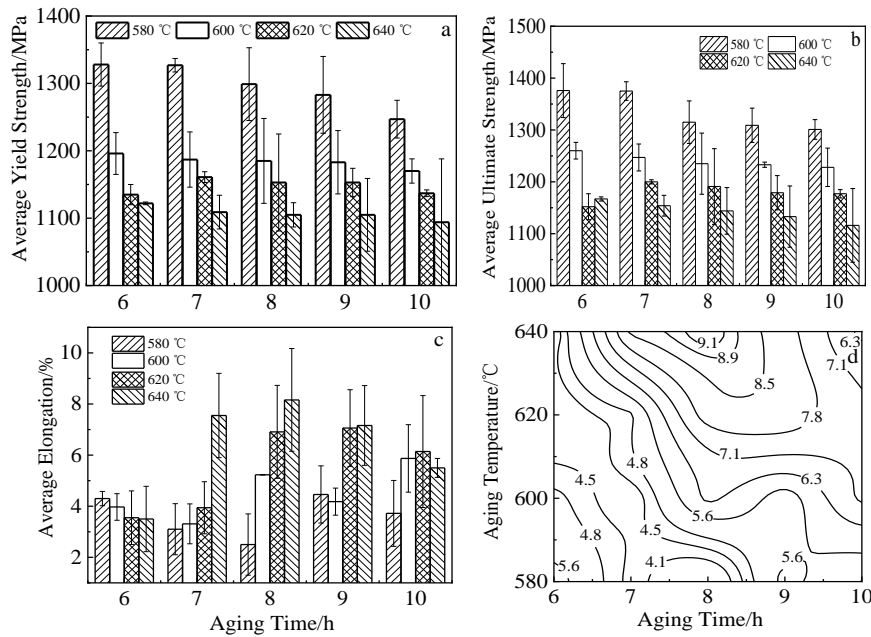


图 8 Ti55531 合金经固溶时效处理后的力学性能

Fig.8 Mechanical properties of Ti55531 alloy after solution and aging treatment: (a) yield strength, (b) ultimate strength, (c) elongation, and (d) strength-ductility



### 2.3 拉伸断口形貌分析及断裂机制

图 9 是 Ti55531 合金经 800 °C 固溶 2 h+不同温度时效 8 h 后的断口形貌。由图可知，从宏观断口可以看出，除 580 °C 时效 8 h 外，该材料在其他条件下固溶时效处理后基本均表现出韧脆混合型断裂特征。由图 9a 可知，当时效温度为 580 °C 时，宏观断口平坦且发亮，微观断口中存在浅而大的韧窝，少见因拉伸造成的初生  $\alpha$  相脱落所形成的等轴状微孔<sup>[23]</sup>。与 580 °C 时效 8 h 后对比可知，600 °C 时效 8 h 后，宏观断口表面平整度降低，微观断口韧窝尺寸变小，仍存在少量微孔，如图 9b 所示。当时效温度升至 620 °C 时，宏观

断口出现明显的颈缩现象，且在心部存在横向裂纹，表面平直度更低，但微观断口韧窝深且大小均匀，微孔数量增多，如图 9c 所示。与 620 °C 时效后对比可知，640 °C 时效 8 h 后断口裂纹扩展路径变得更加崎岖，需要更多的能量绕过片层组织，如图 9d 所示。而裂纹扩展主要受到片层组织的影响，前文已知时效温度越高，片层发生粗化，因含较粗片层组织会使裂纹扩展路径变得比较曲折，进而增加裂纹扩展阻力，最后使得材料塑性和韧性增加<sup>[16]</sup>。而在 640 °C 时效 8 h 后，颈缩现象更显著，进一步表明该条件下韧性较好特征，如图 9d 所示。

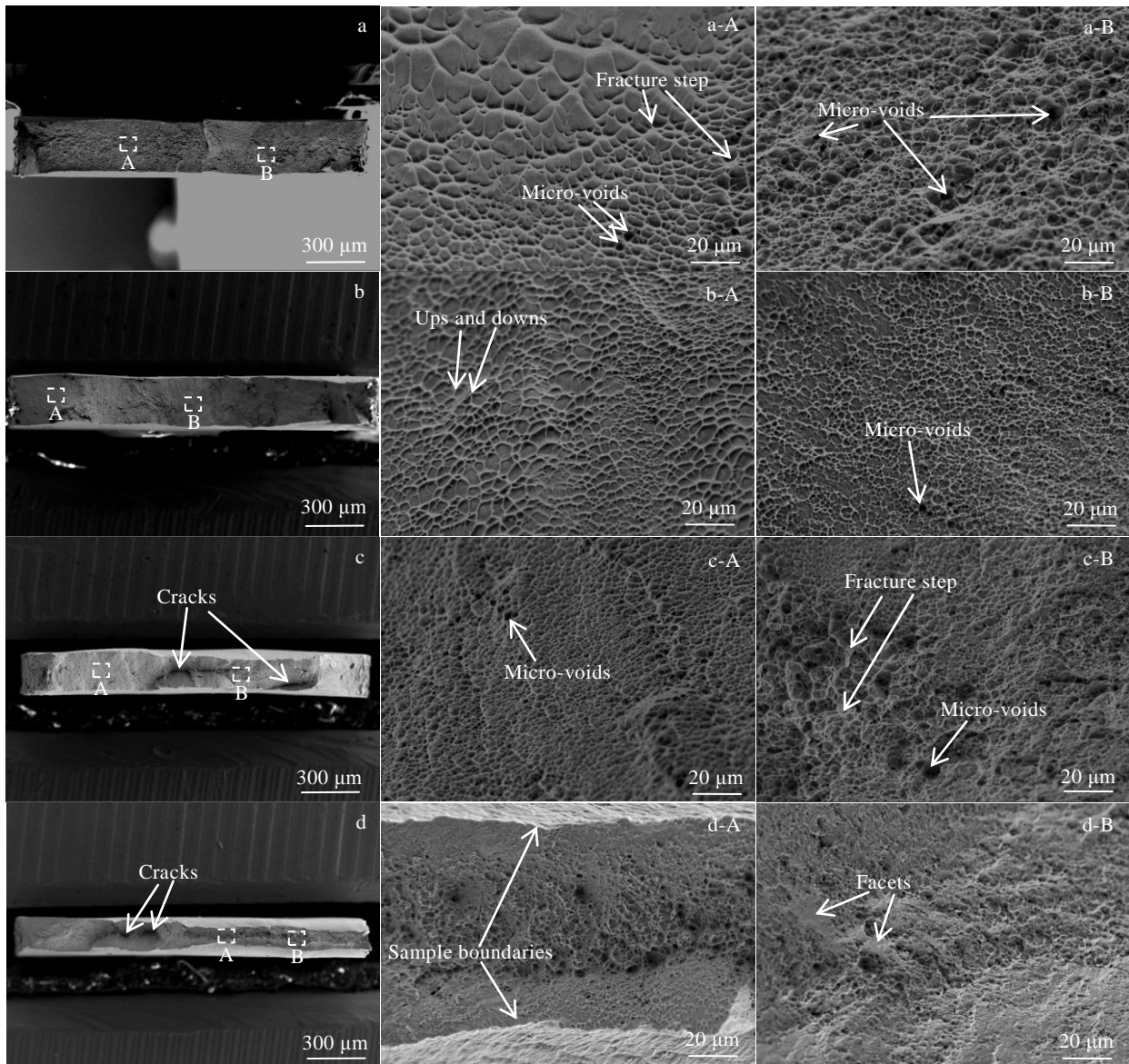


图 9 Ti55531 合金经 800 °C 固溶 2 h+不同温度时效 8 h 后的断口形貌

Fig.9 Fracture morphologies of Ti55531 alloy after solution at 800 °C for 2 h plus aging at different temperatures for 8 h: (a) 580 °C, (b) 600 °C, (c) 620 °C, and (d) 640 °C

图 10 是 Ti55531 合金 800 °C 固溶 2 h+640 °C 时效不同时间后的断口形貌。由图可知，从宏微观断口可以看出，断口存在大量韧窝、局部微裂纹及撕裂棱，表明拉伸断裂机制为韧脆混合型断裂<sup>[23]</sup>。与 640 °C 时效 6 h 后相比，时效 7 h 后断口相对比较平坦，断面收缩率则有增大的趋势，而韧窝更深，具有显著的韧性断裂特征，如图 10a-A、10a-B 和 10b-A、10b-B 所示。当时效时间达到 8 h 时，断面收缩现象更加显著，且断口起伏程度更大，而韧窝变得更深，如图 10c-A 所

示。与时效 8 h 后对比可知，时效 9 及 10 h 后，断面收缩率则呈降低的趋势，但断口表面裂纹扩展路径变得更加曲折，且存在局部横向裂纹，如图 10d 和 10e 所示。时效 9 h 后出现明显的撕裂棱，该撕裂棱疑是裂纹沿着原始  $\beta$  晶界扩展所产生，如图 10d-A 所示；时效 10 h 后断口起伏程度进一步增大，且出现明显的断裂台阶，如图 10e-A 所示，通常，该情况被认为是材料发生脆性断裂的特征<sup>[23]</sup>。

断口中的微孔洞是由于材料在拉伸过程中初生  $\alpha$

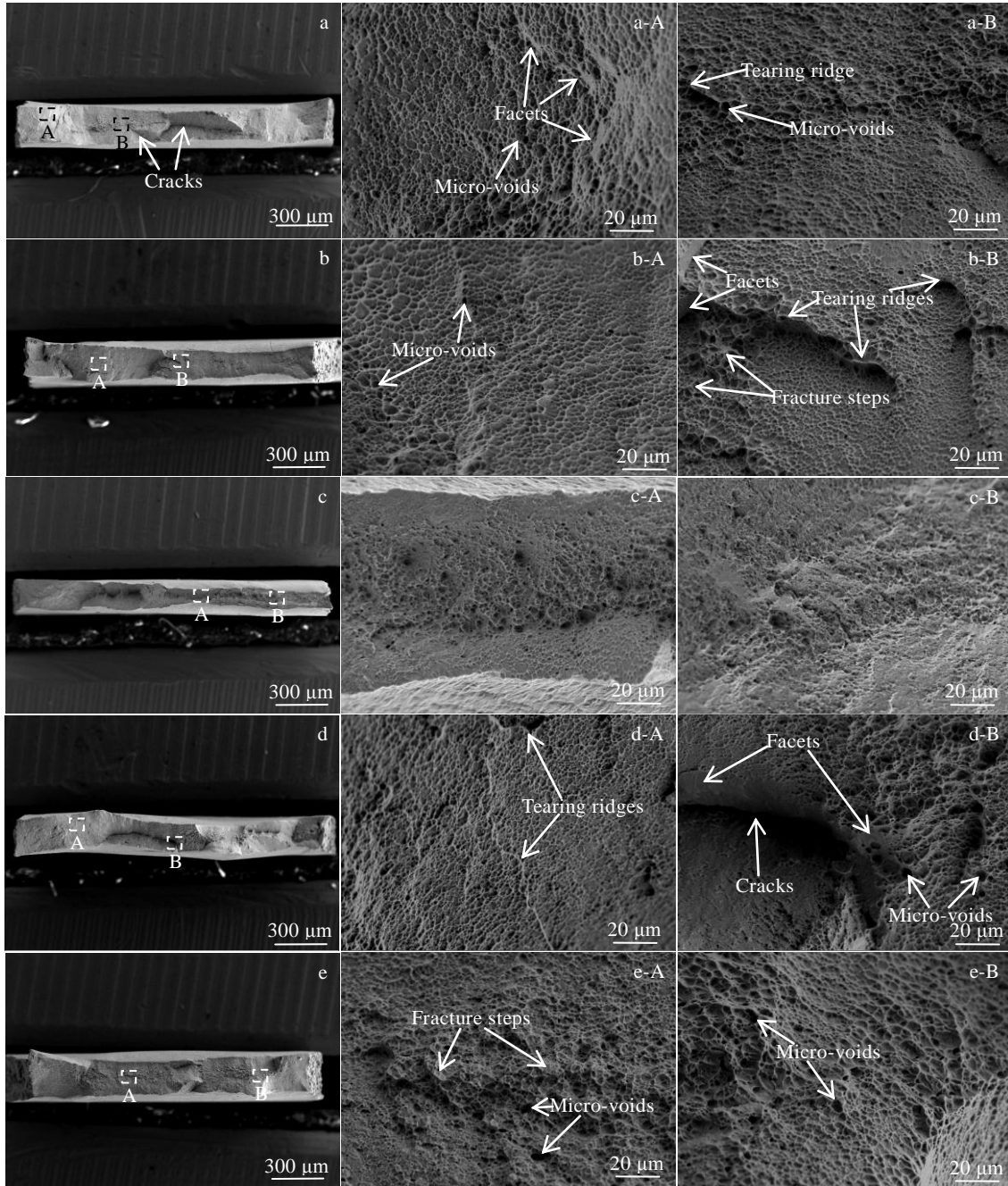


图 10 Ti55531 合金经 800 °C 固溶 2 h+640 °C 时效不同时间后的断口形貌

Fig.10 Fracture morphologies of Ti55531 alloy after solution at 800 °C for 2 h plus aging at 640 °C for different time: (a) 6 h, (b) 7 h, (c) 8 h, (d) 9 h, and (e) 10 h

相从原始  $\beta$  基体上脱落所产生, 说明裂纹沿着初生  $\alpha$  相与基体内片层  $\alpha$  相间的边界进行扩展, 进而导致韧窝的形成, 表明该断裂机制是晶间开裂。而原始  $\beta$  基体中的片层组织及晶界  $\alpha$  相又控制着裂纹走向, 其中片层组织占主导地位。断口中存在大量的深韧窝, 表明材料的拉伸断裂机制之一是微孔合并<sup>[23]</sup>。结合图 9 及图 10 中的断口形貌可以得出, Ti55531 合金拉伸断裂形式为韧脆混合型断裂, 且以韧性断裂为主。

### 3 结 论

1) 次生片层  $\alpha$  相从  $\beta$  晶粒晶界、晶内及  $\alpha/\beta$  相界面析出。与初生  $\alpha$  相对比可知, 次生片层  $\alpha_s$  相对时效参数变化更敏感。次生片层  $\alpha_s$  相厚度与时效温度或时效时间呈线性正相关, 其长度与时效温度或时效时间呈负相关。与时效时间对比可知, 次生片层  $\alpha_s$  相粗化速率对时效温度敏感性较弱, 且其随时效温度和时效时间粗化速率分别约为  $1 \text{ nm}/^\circ\text{C}$  和  $8 \text{ nm}/\text{h}$ 。

2) 合金经固溶时效后, 其力学性能显著提升。与时效时间相比可知, 力学性能对时效温度更敏感。随着时效温度的升高, 其屈服强度和抗拉强度基本均呈降低的趋势; 随着时效时间的延长, 其强度基本均呈现出小幅度下降的趋势。合金在  $800 \text{ }^\circ\text{C}/2 \text{ h}$  固溶 +  $640 \text{ }^\circ\text{C}/8 \text{ h}$  时效后达到最佳的综合力学性能, 此时抗拉强度为  $1144 \text{ MPa}$ , 延伸率为  $8.16\%$ , 且强塑积超过  $9.3 \text{ GPa} \cdot \%$ 。

3) Ti55531 合金经  $800 \text{ }^\circ\text{C}$  固溶  $2 \text{ h}$ +时效处理后拉伸断裂形式为韧脆混合型断裂, 且以韧性断裂为主, 包括晶间开裂和微孔合并。粗化后的次生片层  $\alpha_s$  相会导致裂纹扩展抗力增大, 使其扩展路径变得曲折, 进而提高 Ti55531 合金的塑性及韧性。

#### 参考文献 References

- [1] Zhao Yongqing(赵永庆), Xin Shewei(辛社伟), Chen Yongnan(陈永楠) et al. *China's Strategic Emerging Industries-New Materials New Alloy Materials-Titanium Alloys*(中国战略性新兴产业—新材料 新型合金材料—钛合金)[M]. Beijing: China Railway Publishing House, 2017: 169
- [2] Lin Y C, Zhao C Y, Chen M S et al. *Applied Physics A*[J], 2016, 122(8): 716
- [3] Jiang Y Q, Lin Y C, Zhang X Y et al. *Vacuum*[J], 2018, 156: 187
- [4] Shi Z F, Guo H Z, Liu R et al. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2015, 25(1): 72
- [5] Chen F W, Xu G L, Zhang X Y et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2017, 702: 352
- [6] Dikovits M, Poletti C, Warchomicka F et al. *Metallurgical & Materials Transactions A*[J], 2014, 45: 1586
- [7] Zha You(查友), Chen Wei(陈威), Zhao Gaofeng(赵高峰) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2020, 49(6): 2046
- [8] Shekhar S, Sarkar R, Kar S K et al. *Materials & Design*[J], 2015, 66: 596
- [9] Fan J K, Li J S, Kou H C et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2016, 682: 517
- [10] Semiatin S L, Knisley S L, Fagin P N et al. *Metallurgical & Materials Transactions A*[J], 2003, 34(10): 2377
- [11] Du Z X, Xiao S L, Xu L J et al. *Materials & Design*[J], 2014, 55: 183
- [12] Wang Ke(王可), Zhang Yongqing(赵永庆), Jia Weiju(贾蔚菊) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2021, 50(2): 552
- [13] Sadeghpour S, Abbasi S M, Morakabati M et al. *Materials & Design*[J], 2017, 121: 24
- [14] Jia W J, Zeng W D, Yu H Q. *Materials & Design*[J], 2014, 58(6): 108
- [15] Chen Y Y, Du Z X, Xiao S L et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2014, 586: 588
- [16] Wu C, Zhan M. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 805: 1144
- [17] Wu C, Zhan M. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2019, 29(5): 997
- [18] Fan J K, Li J S, Kou H C et al. *Materials & Design*[J], 2015, 83: 499
- [19] Xu J W, Zeng W D, Ma H Y et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2018, 736: 99
- [20] Qi Min(齐敏), Ma Yingjie(马英杰), Huang Sensen(黄森森) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2020, 49(3): 997
- [21] Terlinde G T, Duerig T W, Williams J C. *Metallurgical Transactions A*[J], 1983, 14: 2001
- [22] Sheng J W, Wang Z Y, Wu D et al. *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2020, 49(3): 825
- [23] Huang C W, Zhao Y Q, Xin S W et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2017, 693: 582



## Effect of Aging Treatment on Microstructure Evolution and Mechanical Properties of Ti55531 Titanium Alloy

Zhang Qifei<sup>1</sup>, Yang Shuai<sup>1</sup>, Liu Shujun<sup>2</sup>, Zhang Yusen<sup>1</sup>, Chen Lei<sup>1</sup>, Jin Miao<sup>1</sup>, Guo Baofeng<sup>1</sup>

(1. School of Mechanical Engineering, Yanshan University, Qinhuangdao 066004, China)

(2. Workshop 507, AECC Harbin Dongan Engine Co., Ltd, Harbin 150066, China)

**Abstract:** The mechanical property tests of near  $\beta$ -type Ti55531 titanium alloy after solution (820 °C/2 h) plus aging (580~640 °C/6~10 h) treatments were carried out on INSTRON-5948R micro tensile machine. The effects of solution plus aging treatment on microstructural evolution and mechanical properties of Ti55531 alloy were studied to obtain a better combination of ultimate tensile strength and ductility. Furthermore, the fracture mechanism of the alloy during tensile test was discussed. The results show that the secondary lamellar  $\alpha$  phase is more sensitive to the change of aging parameters than the primary  $\alpha$  phase. And the thickness of lamellar  $\alpha_s$  phase is linearly positively correlated with aging temperature or time. Compared with aging time, the coarsening rate of the secondary lamellar  $\alpha_s$  phase is less sensitive to aging temperature, and the coarsening rate of the secondary lamellar  $\alpha_s$  phase with aging temperature and aging time is about 1 nm/°C and 8 nm/h, respectively. After solution and aging treatment, the mechanical properties of Ti55531 alloy are significantly improved, which reach the best comprehensive mechanical properties with solution treatment at 800 °C for 2 h plus aging at 640 °C for 8 h. Under this condition, the ultimate strength is 1144 MPa, the elongation is 8.16%, and the strength-ductility product exceeds 9.3 GPa%. The tensile fracture modes of Ti55531 alloy are ductile and brittle mixed fracture, and mainly is ductile fracture, including intergranular cracking and microvoid coalescence mechanisms.

**Key words:** Ti55531 alloy; aging treatment; microstructural evolution; mechanical property; fracture mechanism

---

Corresponding author: Chen Lei, Ph. D., Professor, School of Mechanical Engineering, Yanshan University, Qinhuangdao 066004, P. R. China, Tel: 0086-335-8387652, E-mail: chenlei@ysu.edu.cn