

W 对难变形高温合金 U720Li 热塑性特征的影响

赵广迪, 臧喜民

(辽宁科技大学, 辽宁 鞍山 114051)

摘要: 利用真空感应炉制备了 3 种 W 质量分数 (1.02%、0.52% 和 0%) 的难变形高温合金 U720Li 铸件并对其进行了均匀化处理, 重点研究了 W 对均匀化态 U720Li 合金热变形行为和开裂特征的影响。结果表明, W 含量的减少导致均匀化炉冷态合金在 1000 °C 的变形抗力逐渐降低, 当 W 含量减小至 0% 时拉伸塑性大幅提高, 断裂模式由沿晶断裂转变为沿晶-穿晶混合断裂。随着 W 含量的降低均匀化炉冷态和空冷态合金晶内的显微硬度均逐渐下降, γ' 尺寸明显增大, 体积分数逐渐减小。W 对变形抗力和热塑性造成影响的主要原因是, W 的减少不仅降低了固溶强化程度, 还改变了 γ' 的特征, 促进动态再结晶的发生。另外, 也揭示了 W 主要分布在 γ 基体中, 并据此讨论了 W 对 γ' 析出的作用机理。

关键词: 难变形高温合金; 钨; 热塑性; γ' 析出

中图分类号: TG146.1⁺5

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2021)08-2867-09

随着航空发动机涡轮进气口温度和推重比的不断提高, 对发动机涡轮盘材料性能的要求也变得更加苛刻^[1]。U720Li 是一种以 γ' 沉淀强化, W、Mo、Cr、Co 固溶强化的高强、耐蚀镍基变形高温合金, 具有较高的使用温度, 可用于制造使用在 750 °C 的高性能航空发动机涡轮盘^[2-4]。

U720Li 的合金化程度非常高, γ' 形成元素 Al、Ti 质量分数之和高达 7.5%, 固溶强化元素总质量分数高达 35%^[3]。一方面, 高合金化使沉淀强化和固溶强化作用显著增强, 导致该合金的变形抗力大幅提高, 塑性严重恶化^[3, 5, 6]。另一方面, 高合金化降低了该合金的固相线温度, 但提高了 γ' 的溶解温度 (约 1153 °C), 这导致在工业锻造过程中该合金不可避免地要在 γ - γ' 两相区变形^[7]。因此, U720Li 合金的热加工性能极差, 尤其是在铸锭均匀化处理后的开坯过程中很容易发生开裂^[1], 开坯的成材率是制约该合金产品成本控制的瓶颈^[6]。该合金处于能用铸锻工艺生产的边缘^[5]。近些年来, 已有一些合金厂商采用粉末冶金工艺制备了 U720Li 合金^[8]。但粉末冶金工艺的生产流程十分复杂, 加工成本远高于铸锻工艺^[5], 目前国内外都倾向于用铸锻法来制备 U720Li 合金棒材。因此, 迫切需要解决该合金开坯塑性严重恶化的现实问题。

适当调整合金元素的含量是改善金属材料组织性能的重要途径。在过去的 40 年中, 国内外已有一些学者研究了 Co、Ti、B、Hf 等元素对 U720Li 合金热塑

性的影响^[9-12]。例如, 提高 Co 含量能够降低 γ' 的溶解温度, 增加合金的热加工窗口^[10, 11], 有利于其开坯的顺利进行。另外, 添加一定量的 B 和 Hf 元素能够明显提高 U720Li 合金的室温和高温拉伸塑性^[9]。W 是 U720Li 合金中的一种重要强化元素, 在高温合金中添加 W 的主要作用是提高抗蠕变性能、强度和服役温度^[13, 14]。在该合金中 W 的摩尔体积最大 (比 Ni 大 36.93%^[15]), 固溶强化效果最佳^[14]。除固溶强化之外, Sudbrack 等^[16]发现添加 2at% 的 W 显著减小了经 800 °C 时效处理后的 Ni-Al-Cr 合金中 γ' 的尺寸, 增大了 γ' 的体积分数和颗粒密度。据此推测, 降低 U720Li 合金的 W 含量不仅能弱化固溶强化, 还可能减少 γ' 的析出, 降低沉淀强化效果, 进而减小变形抗力并改善开坯塑性。同时, 由于 W 密度高达 19.3 g/cm³^[17], 减少 W 的添加还可降低高温合金的密度, 有利于航空发动机推重比的提高。然而, 目前未见关于 W 对复杂多元镍基高温合金热塑性特征和 γ' 析出行为影响的报道。因此, 有必要就此展开研究并探索 W 对镍基高温合金热塑性的作用机理。

我们前期研究表明 U720Li 的凝固偏析十分严重, 在最后凝固阶段析出了大量非平衡 ($\gamma + \gamma'$) 共晶和复杂低熔点相^[18, 19]。众所周知在高温合金铸锭开坯前必需对其进行高温均匀化处理以消除元素偏析。本实验制备了 3 种 W 含量的 U720Li 合金铸件并对其进行了均匀化处理, 重点研究降低 W 含量对均匀化态 U720Li

收稿日期: 2020-08-20

基金项目: 国家自然科学基金 (51904146, U1960203)

作者简介: 赵广迪, 男, 1989 年生, 博士, 讲师, 辽宁科技大学, 辽宁 鞍山 114051, 电话: 0412-5929381, E-mail: gdzhao12s@alum.imr.ac.cn

合金的变形抗力、热塑性及 γ' 特征的作用。研究结果可为 U720Li 这类难变形镍基高温合金开坯塑性的改善及成分改型提供一定理论指导。

1 实验

以高纯金属 Cr、Co、W、Mo、Al、Ti、Zr、Ni-B 中间合金和石墨片为原材料, 在真空感应炉中熔炼并浇注到经 850 °C 预热的尺寸形状一致的陶瓷型壳中制备成 3 种不同 W 含量总质量约 4.5 kg 的 U720Li 合金铸件(每个铸件的相同半径处均匀分布 8 根试棒)。其精炼时间均为 5 min, 浇注温度均为 1420 °C。表 1 罗列了这 3 种合金的名义成分, 其中 1 号合金符合 U720Li 合金的标准化学成分。

对以上 3 个铸件进行 1120 °C/45 h + 1180 °C/3 h + 1200 °C/72 h 的均匀化处理并随炉冷却至室温(该低温预处理加高温扩散的三步均匀化工艺不但能有效消除 U720Li 铸锭的元素偏析, 还能避免“过烧”的发生^[20])。鉴于该均匀化工艺的第 3 段温度明显高于 U720Li 合金中 γ' 相的溶解温度, 在冷却前实验合金的显微组织均为 100% 的 γ 基体。然后, 利用线切割将不同 W 含量均匀化炉冷态铸件上的试棒取下, 将其加工成工作段直径为 5 mm 长度为 25 mm 的标准拉伸试样。利用 AG-X 250kN 电子拉伸试验机进行高温拉伸试验, 变形温度为 1000 °C, 拉伸速度为 1 mm/min。为了保证试样受热均匀, 在变形之前进行了 20 min 的保温。拉伸试验结束后, 将已断裂的试样纵切并将纵切面研磨抛光后电解腐蚀, 腐蚀剂为 13 mL H_3PO_4 +42 mL HNO_3 +43 mL H_2SO_4 , 电压为 5 V, 时间为 3~5 s。该腐蚀剂主要用于腐蚀 γ 基体, 使 γ' 和碳化物等析出相凸显出来。利用扫描电镜 (SEM) 观察断口形貌和断口附近的显微组织, 用 SEM 配备的能谱仪 (EDS) 分析碳化物的化学成分。

在 3 个铸件的 1/2 半径处切取多个 10 mm×10 mm×10 mm 的试样, 对其进行上述均匀化处理后分别空冷和炉冷至室温。将这些冷却后的试样研磨抛光后电解腐蚀, 腐蚀剂和腐蚀工艺与上述拉伸试样的一致。利用 FM-700 型显微硬度计测定各试样晶内的显微维氏硬度, 加载载荷均为 200 g, 保压时间均为 5 s。每

个试样的硬度结果均取 5 个不同部位测量数据的平均值。利用 SEM 观察均匀化炉冷态和空冷态试样中 γ' 相的形貌。用 EDS 分析炉冷态 1.02% W 合金中 γ' 和 γ 基体的化学成分, 结果取 5 组测试数据的平均值。分别用 Nano Measurer 1.2 和 Image Pro-Plus 6.0 软件测定各试样中 γ' 颗粒的平均直径和面积分数。值得注意的是已有文献报道可以用析出相的面积分数 A_A 来近似表示其体积分数 V_V ^[21]:

$$A_A = \sum A_a / A_T = V_V \quad (1)$$

其中 $\sum A_a$ 是 γ' 的总面积, A_T 为总的测量面积。

2 实验结果

2.1 W 对拉伸变形行为的影响

图 1 为 3 种 W 含量均匀化炉冷态合金在 1000 °C 拉伸速率为 1 mm/min 的应力-位移曲线。可见 1.02% W 和 0.52% W 合金的曲线形状十分相似, 但与 0% W 合金的曲线形状有明显区别。对于 1.02% W 和 0.52% W 合金, 随着位移的增加流变应力迅速增大, 当位移分别增加到 0.76 和 0.69 mm 时曲线出现了拐点, 在拐点之后流变应力的增加速度明显减缓。这说明该拐点是发生塑性变形的起始位置(1.02% W 和 0.52% W 合金拐点处的应力分别为 339 和 331 MPa), 但在这 2 种合金的曲线上均未出现明显的屈服平台。当位移分别进一步增大至 1.14 和 1.24 mm 时流变应力迅速降低为零, 说明此时试样发生了断裂。对于 0% W 合金, 在起始阶段随着位移的增加流变应力也是迅速增大, 但当位移增加到 0.68 mm 时就发生了塑性变形且出现了明显的屈服平台(拐点处的应力约为 310 MPa)。随着位移的继续增加流变应力逐渐增大到峰值后开始缓慢下降。当位移达到 4.39 mm 时流变应力迅速下降, 试样发生了断裂。总之, 随着 W 含量的降低均匀化炉冷态 U720Li 合金在 1000 °C 的变形抗力逐渐减小; 当 W 含量从 1.02% 降至 0.52% 时拉伸塑性无明显变化, 但当 W 含量进一步降至 0% 时拉伸塑性大幅提高。

图 2 为 3 种 W 含量均匀化炉冷态合金的断口形貌。可见 1.02% W 和 0.52% W 合金的断口均呈现出粗大晶粒的形貌(如图 2a 和 2b), 且断口表面十分光滑

表 1 3 种不同 W 含量合金的名义成分

Table 1 Nominal composition of the alloys with different W contents ($\omega/\%$)

Alloy	Cr	Co	Mo	Al	Ti	W	Zr	B	C	Ni
1	16.0	15.0	3.0	2.5	5.0	1.02	0.035	0.015	0.015	Bal.
2	16.0	15.0	3.0	2.5	5.0	0.52	0.035	0.015	0.015	Bal.
3	16.0	15.0	3.0	2.5	5.0	0	0.035	0.015	0.015	Bal.

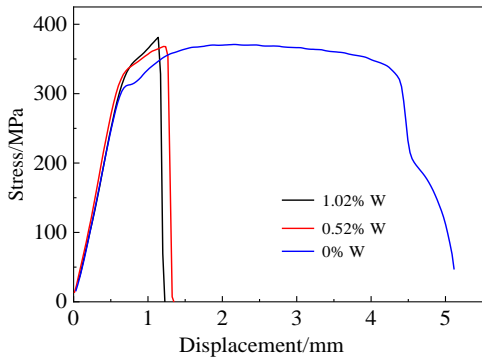


图 1 3 种 W 含量均匀化炉冷态合金在 1000 °C 拉伸过程中的应力-位移曲线

Fig.1 Stress-displacement curves of the homogenized and furnace cooled alloys with different W contents deformed at 1000 °C and a tensile rate of 1 mm/min to fracture

(如图 2d 和 2e), 因此它们的断裂模式均为沿晶断裂。0% W 合金断口左上方局部区域很光滑(如图 2c), 而其他区域十分粗糙且存在明显的撕裂棱(如图 2f)。显然, 其断裂模式为沿晶-穿晶混合断裂。

由于 1.02% W 和 0.52% W 合金的热变形特征和断口形貌非常接近, 我们重点观察对比了 0.52% W 和 0% W 合金断口附近的显微组织。可见这 2 种合金试样的显微组织十分均匀, 晶内均存在大量粗大的枝晶状 γ' 颗粒, 晶界处分布着较多块状、条状或不规则形状的

γ' 颗粒且除了 γ' 以外在晶界处并未找到其他析出相(如图 3a 和 3b)。鉴于本研究的拉伸变形温度低于 γ' 溶解温度^[22], 拉伸试样的晶内和晶界 γ' 应为均匀化处理后炉冷过程所析出。除了 γ' 相之外, 在 2 种合金试样的晶内还发现了极少量的块状富 Ti 碳化物且这些碳化物均被 γ' 膜所包裹(如图 3c 和 3d)。图 4 为该碳化物的能谱。已有研究报道在 U720Li 合金的凝固后期析出了少量富 Ti 的块状 MC 碳化物^[5, 18]。据此推测拉伸试样中的这些碳化物应为经均匀化处理后未完全溶解的 MC 碳化物。Yan 等^[23]也在一种热处理态定向凝固镍基高温合金中发现了 γ' 膜包裹 MC 碳化物的现象并提出该 γ' 膜可以阻碍裂纹的扩展。这种 γ' 膜的形成可能是因为 MC 碳化物强烈富 Ti, 而 Ti 又是 γ' 的主要形成元素, 在均匀化退火过程中在浓度梯度的驱动下 Ti 会从碳化物向其周围 γ 基体中扩散, 使 γ' 容易围绕碳化物形成。此外, 在 2 种合金试样中都能找到沿晶界扩展的微裂纹。在 0.52% W 试样中未找到任何动态再结晶(DRX)晶粒(图 3e 和 3g)。但在 0% W 试样裂纹扩展前沿的晶界附近以及紧靠断口表面处均发生了 DRX 且 γ' 颗粒通常分布在 DRX 晶界处(如图 3f 和 3h)。需要特别注意的是, 与 0.52% W 试样相比, 0% W 试样晶内 γ' 的颗粒密度更小, 尺寸更大(0.52% W 和 0% W 试样中 γ' 颗粒的平均直径分别为 1.78 和 2.11 μm), 但两者的碳化物和晶界特征没有明显区别。

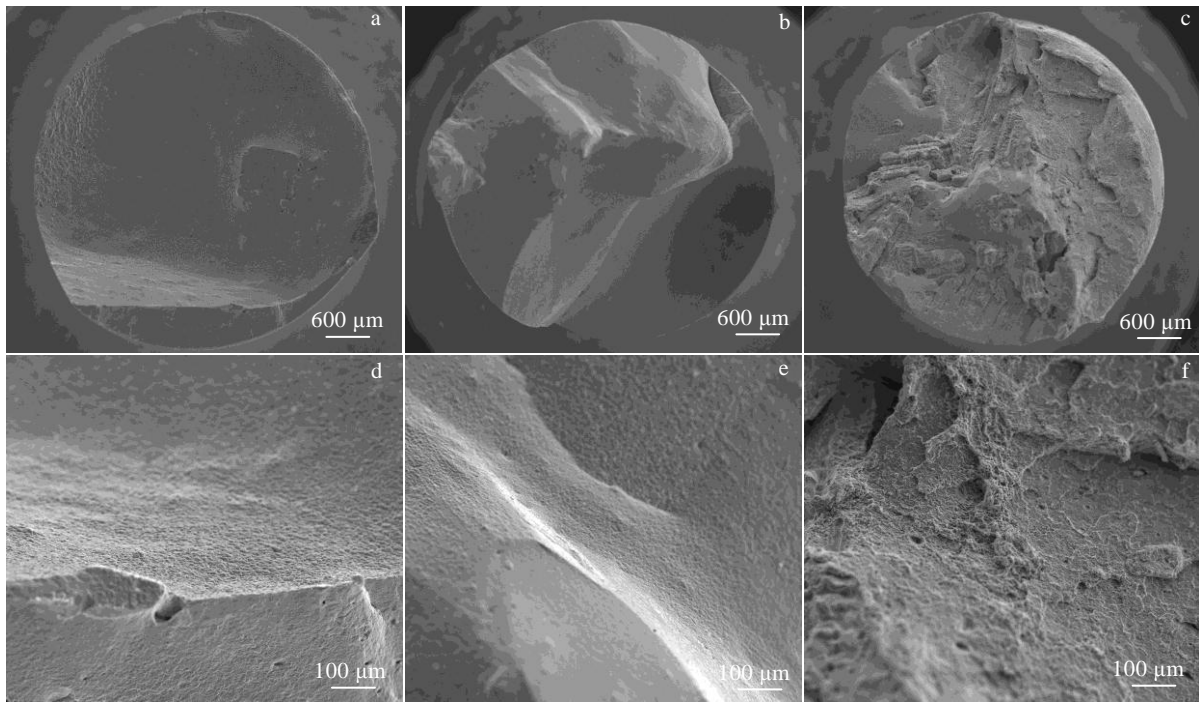


图 2 不同 W 含量均匀化炉冷态合金的断口形貌

Fig.2 Fracture surfaces morphologies of homogenized and furnace cooled 1.02% W (a, d), 0.52% W (b, e) and 0% W (c, f) alloys

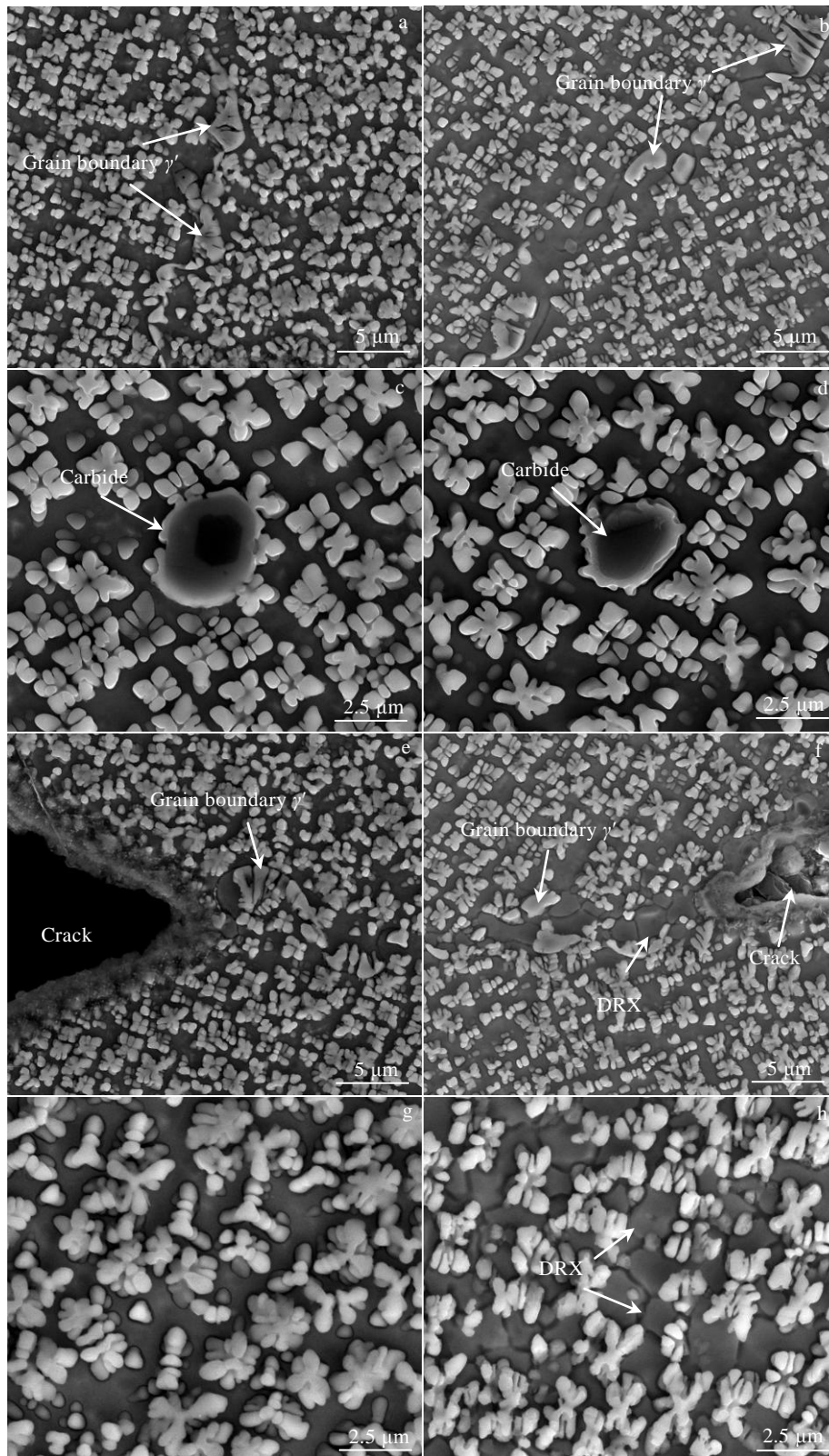


图 3 不同 W 含量均匀化炉冷态合金断口附近的显微组织

Fig.3 Longitudinal microstructures near fracture surfaces of homogenized and furnace cooled 0.52% W (a, c, e, g) and 0% W (b, d, f, h) alloys

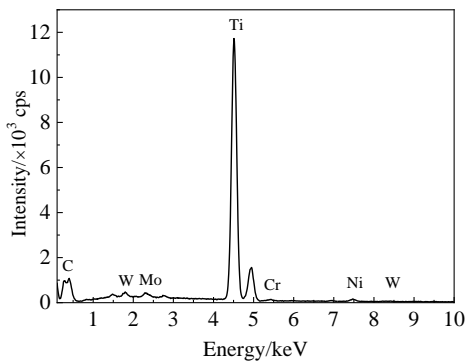


图 4 0% W 拉伸试样中 MC 碳化物的能谱

Fig.4 EDS spectrum of MC carbides in the tensile specimen of 0% W alloy

2.2 W 对显微硬度和 γ' 特征的影响

由于 W 并非晶界强化元素且对晶界特征没有明显影响, W 对均匀化炉冷态 U720Li 合金热变形行为的影响主要源于晶内特征的变化。为了分析 W 对晶内变形抗力的影响, 测定了 3 种 W 含量均匀化炉冷态和空冷态试样(未变形)晶内的平均维氏显微硬度, 结果如图 5 所示。可见 2 种状态试样的晶内硬度均随着 W 含量的降低而减小, 说明减少 W 的添加明显降低了均匀化态 U720Li 合金晶内的变形抗力。另外, 对于同一种 W 含量合金, 炉冷态的晶内硬度远低于空冷态。

由于 3 种 W 含量拉伸试样发生了不同程度的塑性变形, 晶内 γ' 的形貌和颗粒间距发生了不同程度的改

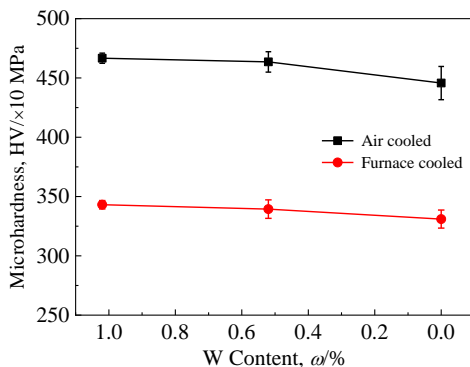


图 5 W 对均匀化炉冷态和空冷态合金晶内维氏显微硬度的影响

Fig.5 Effect of W on the grain-interior Vickers microhardness of the alloys after being homogenized and respectively furnace cooled and air cooled to room temperature

变。为了排除塑性变形造成的干扰, 准确定量分析 W 对晶内 γ' 特征的影响, 仔细观察了未经变形的 3 种 W 含量均匀化炉冷态和空冷态合金的显微组织, 结果如图 6 和图 7 所示。可见 3 种 W 含量炉冷态合金的晶内都均匀地析出了枝晶状 γ' 颗粒, 这与上述拉伸试样类似。另外, W 含量的降低明显增大了 γ' 颗粒的尺寸, 减小了 γ' 的颗粒密度(如图 6)。3 种 W 含量空冷态合金的晶内都均匀地析出了形貌介于立方状和球状之间的 γ' , 同样随 W 含量的降低 γ' 的尺寸逐渐增大, 颗粒密度逐渐降低(如图 7)。图 8 展示了均匀化炉冷态和空冷态合金中 γ' 颗粒的平均直径和体积分数与 W 含量的定量关系。显然, 无论缓冷还是快冷, 降低 W 含量均明显增大 γ' 的尺寸, 但减小其体积分数。另外, 对于同一种 W 含量合金, 炉冷态的 γ' 较空冷态的明显更粗大, 而其 γ' 体积分数较空冷态的明显更小。

为了探索 W 的分布规律, 用 EDS 点分析法测定了均匀化炉冷态 1.02% W 合金中 γ' 颗粒和 γ 基体的成分, 结果如表 2 所示。值得一提的是为了保证分析结果的准确性, 将加速电压调节为 10 kV 以获得细小的束斑, 同时选择 γ' 尺寸和颗粒间距更大的炉冷态合金为分析对象。可见 γ' 强烈富 Al 和 Ti, 但贫 Cr、Co、Mo 和 W。相反 γ 基体富 Cr、Co、Mo 和 W, 但贫 Al 和 Ti。即沉淀强化元素主要分布在 γ' 中, 而固溶强化元素主要分布在 γ 基体中。值得注意的是, γ 基体中 W 的平均浓度将近为 γ' 中的 2 倍。根据我们前期的研究, 在铸态 U720Li 合金的枝晶间析出了大量($\gamma+\gamma'$)共晶, 共晶 γ' 中 W 的浓度明显低于整个($\gamma+\gamma'$)共晶中 W 的平均浓度^[18, 19]。显然, 该结果与我们的前期研究相吻合, 均说明 W 更倾向于分布在 U720Li 合金的 γ 基体中, 但这与 W 在 Ni-Al-Cr 高温合金中的分布规律相反^[16]。其原因可能是 U720Li 合金含有较多的 Ti, 而 Ti 具有很强的 γ' 亲和力且与 W 共享 γ' 晶格中的置换位置, 将 W 排挤到 γ 基体当中^[13, 24]。

3 讨论

3.1 对变形抗力和热塑性的影响

由于所有实验合金中 γ' 的体积分数均很高(如图 8), 且 γ' 颗粒间距极小, 位错无法通过 Orowan 机制绕过这些 γ' 颗粒^[25, 26], 因此只考虑位错切割机制。根据 Jackson 等研究^[26], 对于 U720Li 合金, 当 γ' 尺寸小于 40 nm 时沉淀强化机制为弱相互作用位错对切割机制, 当 γ' 尺寸超过 40 nm 时强化机制转变为强相互作用位错对切割机制。鉴于所有实验合金中的 γ' 均大于 40 nm(如图 8a), 其沉淀强化机制均属于强相互作用位错对切割机制。驱动强相互作用位错对运动的临界切应力 $\Delta\tau_0$ 为^[27, 28]:

$$\Delta\tau_0 = \frac{1}{2} 1.72 \frac{Tf^{1/2}\omega}{bd^{1/2}} \left(1.28 \frac{\Gamma}{\omega T} \right)^{1/2} \quad (2)$$

$$T \approx \frac{Gb^2}{2} \quad (3)$$

其中, Γ 为反相畴界能, b 为 Burgers 矢量, d 为 γ' 颗粒直径, f 为 γ' 的体积分数, T 为位错线张力, G 为各向同性弹性剪切模量, ω 是表示强相互作用位错对之间弹性排斥力的常数。

根据上述公式, 在 Γ 、 b 和 G 恒定的情况下, γ' 尺寸越大, 体积分数越小, $\Delta\tau_0$ 就越小, 即沉淀强化效果越弱。降低 W 含量明显增大了均匀化态 U720Li 合金中 γ' 的尺寸, 并降低了 γ' 的体积分数 (如图 8), 同时 W 的减少还必然降低固溶强化水平。因此, 随着 W

含量的降低均匀化态 U720Li 合金晶内的变形抗力逐渐降低 (忽略 W 对 Γ 、 b 和 G 的影响)。同理, 对于同一种 W 含量合金, 均匀化炉冷态试样晶内的变形抗力较空冷态的明显更低 (如图 5), 主要是因为前者的 γ' 更粗大且 γ' 体积分数明显更小。

众所周知在高温下合金的晶界是薄弱环节, 且晶内强度越高越容易发生沿晶开裂。减少 W 含量明显降低了均匀化态 U720Li 合金晶内的变形抗力 (如图 5), 使塑性变形更容易向晶内扩展。在塑性变形过程中 γ' 会阻碍再结晶的形核和长大, 且这种阻碍作用取决于 γ' 的体积分数 (f_v) 与直径 (d) 的比值, f_v/d 越小阻碍作用越弱^[29]。经过简单计算可知均匀化炉冷态 1.02% W、0.52% W 和 0% W 合金的 f_v/d 分别为 0.82、0.62

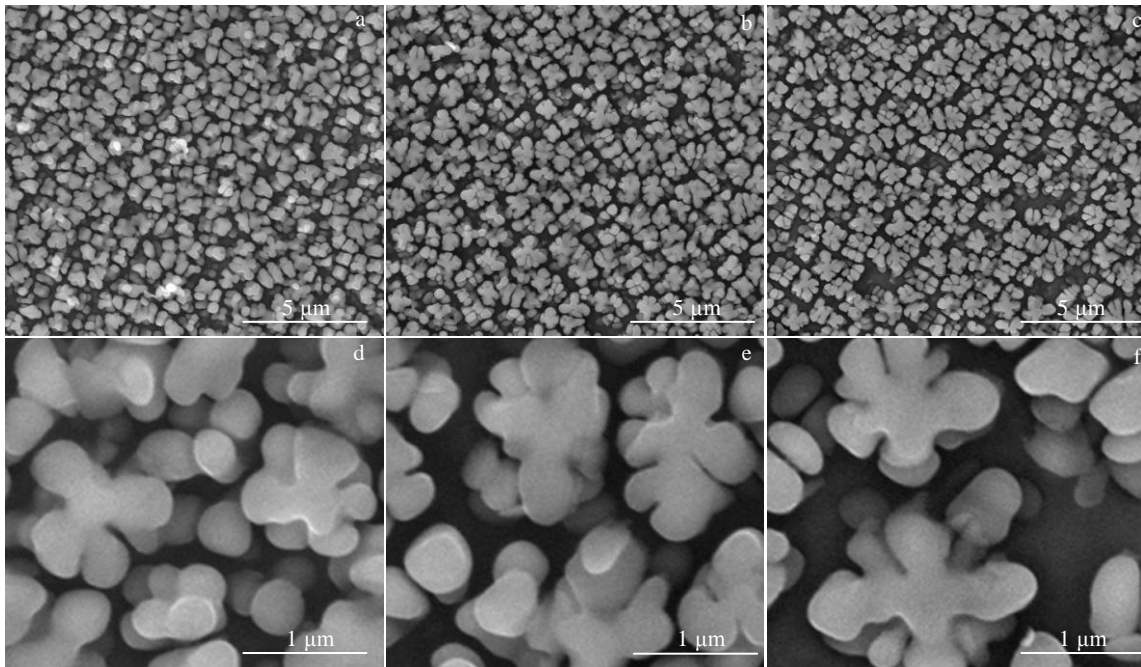


图 6 3 种 W 含量均匀化炉冷态合金中 γ' 相的形貌

Fig.6 Morphologies of γ' particles precipitated in homogenized and furnace cooled 1.02% W (a, d), 0.52% W (b, e) and 0% W (c, f) alloys

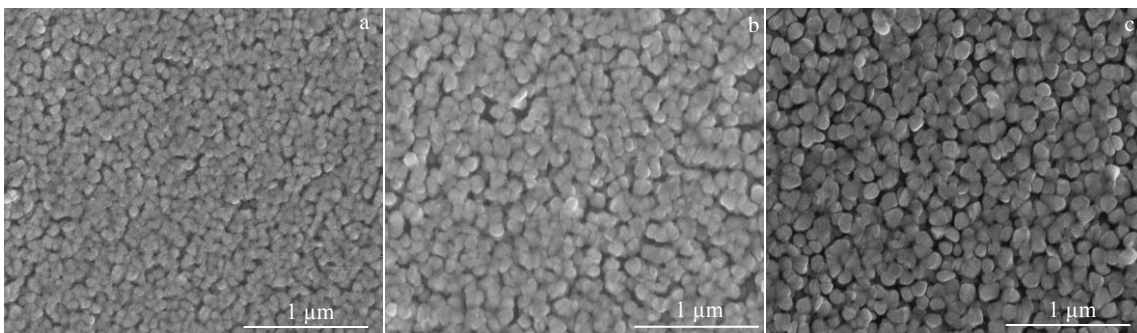


图 7 3 种 W 含量均匀化空冷态合金中 γ' 相的形貌

Fig.7 Morphologies of γ' particles precipitated in homogenized and air cooled 1.02% W (a), 0.52% W (b) and 0% W (c) alloys

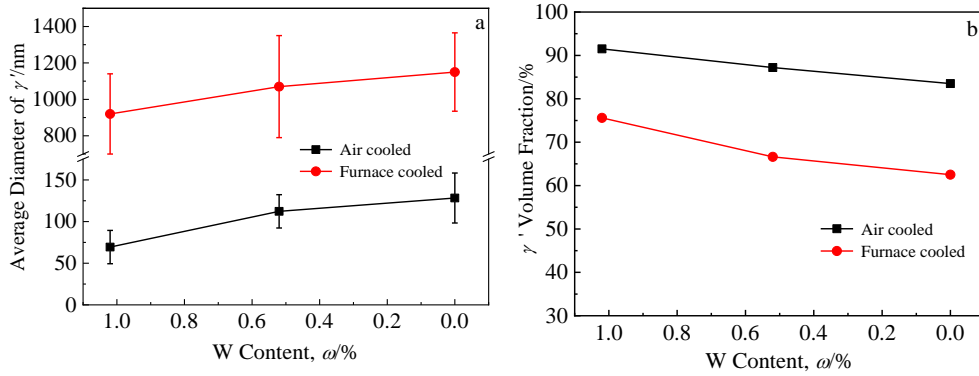


图 8 W 对均匀化炉冷态和空冷态合金中 γ' 尺寸和体积分数的影响

Fig.8 Effect of W on the average diameter (a) and volume fraction (b) of the γ' precipitated in the alloys after being homogenized and respectively furnace cooled and air cooled to room temperature

表 2 均匀化炉冷态 1.02% W 合金中 γ' 和 γ 基体的化学成分

Table 2 Composition of γ' particles and γ matrix in the homogenized and furnace cooled 1.02% W alloy (ω /%)

Phase	Al	Ti	Cr	Co	Ni	Mo	W
γ'	3.68	8.66	4.47	8.71	72.46	1.23	0.79
γ	1.76	3.24	17.59	16.15	56.41	3.43	1.42

和 $0.54 \mu\text{m}^{-1}$ 。可见降低 W 含量明显减小了 f_v/d ，有利于 DRX 的发生。而足够大的变形量（变形储能）是发生 DRX 的前提，其中 0% W 合金晶内的塑性变形量更大。总之，较低的 f_v/d 值和较大的晶内变形量是 0% W 合金断口附近晶内区域和裂纹前沿晶界处发生了 DRX，而 1.02% W 和 0.52% W 合金未发生 DRX 的最可能原因（如图 3）。DRX 的发生消耗了其附近的畸变能，降低了其周围的位错密度，从而减轻应力集中，延缓裂纹的萌生和扩展^[30]。因此，将 W 含量降至 0% 显著提高了均匀化炉冷态 U720Li 合金在 1000 °C 的拉伸塑性（如图 1），使其断裂模式由沿晶断裂转变为沿晶-穿晶混合断裂（如图 2）。值得注意的是，当 W 含量降低至 0.52% 时拉伸塑性并未发生明显增大的可能原因是 0.52% W 合金的 f_v/d 仍大于在本变形条件下发生 DRX 的临界值。

0% W 合金拉伸试样的显微组织观察表明，该合金存在 2 种 DRX 形核方式，一种是形核于原始晶界，另一种是形核于紧靠断口的晶内区域（如图 3）。根据文献的报道^[29, 31, 32]，在塑性变形过程中原始晶界两侧的畸变差别较大，诱导晶界向位错密度高的一侧弓弯移动，进而以湮灭位错的方式降低位错密度，即晶界弓弯形核机制。图 3f 中 0% W 合金的原始晶界出现明

显的弓弯现象，说明该合金晶界处的 DRX 形核方式主要为晶界弓弯机制。而断口附近晶内区域的 DRX 形核机制与晶界不同，在晶内析出的大量粗大 γ' 颗粒（达到 $1 \mu\text{m}$ ）会导致位错的塞积，形成高畸变能区，有利于再结晶的生核，即位错塞积形核机制^[29, 32]。DRX 形核之后，其长大过程又会受到 γ' 颗粒的强烈钉扎，导致最终形成了十分细小的 DRX 晶粒（如图 3h）。

3.2 对 γ' 析出的影响

由于 γ' 特征的变化是导致 U720Li 合金热塑性特征发生改变的关键因素，有必要探讨 W 对 γ' 析出的影响机制。在整个冷却过程中 γ' 的形成包括形核、长大和粗化 3 个阶段^[22, 33]。 γ' 的形核取决于化学自由能和界面能，前者主要源于 γ 基体的过饱和度，而后者主要源于 γ' 与 γ 基体的晶格错配度。过饱和度越高 γ' 摩尔生成自由能就越大，进而减小 γ' 临界晶核半径和形核功，增大其形核率。而错配度越大界面应变能就越大，进而增大 γ' 临界晶核半径和形核功，降低其形核率^[22, 34]。

γ' 与 γ 基体的晶格错配度通常表示为^[13]：

$$\delta = \frac{2(a_{\gamma'} - a_{\gamma})}{a_{\gamma'} + a_{\gamma}} \quad (4)$$

其中， $a_{\gamma'}$ 和 a_{γ} 分别为 γ' 和 γ 基体的晶格常数。若 $a_{\gamma'} < a_{\gamma}$ ，错配度为负，反之错配度为正。

鉴于在 U720Li 合金的所有主元素中 W 的原子半径最大， γ' 和 γ 基体中 W 的存在必然使它们的晶格常数更大^[35]。根据上述 EDS 分析（如表 2），W 主要分布在 γ 基体中而较少分布在 γ' 中。另外，根据 Vegard 定律， γ' 和 γ 的晶格常数均随所添加溶质的摩尔分数线性增加，且 γ 相的晶格常数对溶质的添加更为敏感^[13]。

因此,降低 W 含量必然显著减小 γ 基体的晶格常数而较低程度地减小 γ' 的晶格常数。已有研究表明从室温至高温 ($\sim 900\text{ }^\circ\text{C}$) U720Li 合金的 γ/γ' 错配度均为正值且比 RR1000、CMSX-6 和 IN792 等其他镍基高温合金的明显更大^[26, 36-38]。据此推测在 γ' 析出过程中 (冷速为 $10\text{ }^\circ\text{C}/\text{min}$ 时均匀化态 U720Li 合金中 γ' 的析出起始温度约为 $1124\text{ }^\circ\text{C}$ ^[39]), U720Li 的 γ/γ' 错配度很可能仍保持正值 (即 $a_{\gamma'} > a_{\gamma}$)。在这种情况下, W 含量的降低必然使 U720Li 合金的错配度增大,进而降低 γ' 的形核率,导致具有较大颗粒间距的 γ' 形核。相邻颗粒间的相互碰撞会限制 γ' 的长大^[40],较大的颗粒间距有利于 γ' 更充分长大,但大颗粒之间必然存在大的间隙。另外,在 γ' 长大过程中 W 会不断地在 γ' 与 γ 基体间进行再分配,即 W 不断被排挤到 γ 基体晶格中。鉴于 W 的原子半径很大且扩散十分困难^[44], W 的存在必然阻碍 γ' 的生长。以上就是降低 W 含量导致均匀化态 U720Li 合金中 γ' 的颗粒密度减小,尺寸增大,体积分数降低 (图 8) 的主要原因。

随着冷却速度的降低,过冷度减小, γ 基体的过饱和度降低,从而导致 γ' 的形核率减小^[22]。 γ' 的长大受扩散过程控制^[41],较慢的冷却速度有利于扩散的进行,促进 γ' 的长大。因此,对于同一种 W 含量合金,均匀化炉冷态试样中的 γ' 较空冷态的颗粒密度更低,尺寸更粗大,体积分数更小 (如图 8)。炉冷态试样中 γ' 的形貌较空冷态的发生明显变化的主要原因是 γ' 的严重粗化使 γ/γ' 错配度显著增大^[13]。

4 结 论

1) 随着 W 含量的降低均匀化炉冷态 U720Li 合金的变形抗力逐渐减小,且当 W 含量降至 0% 时拉伸塑性大幅提高,断裂模式由沿晶断裂转变为沿晶-穿晶混合断裂。

2) 均匀化炉冷态和空冷态合金晶内的显微硬度均随 W 的减少逐渐降低,说明降低 W 含量减小了晶内的变形抗力。

3) 降低 W 含量导致均匀化炉冷态和空冷态合金中 γ' 尺寸明显增大,颗粒密度和体积分数逐渐减小。

4) W 对变形抗力和热塑性造成影响的主要原因是,降低 W 含量一方面减弱固溶强化水平,另一方面改变 γ' 的特征,弱化沉淀强化效果并促进动态再结晶的发生。

5) 均匀化炉冷态 U720Li 合金 γ 基体中 W 的平均浓度将近为 γ' 中的 2 倍,表明 W 主要分布在 γ 基体中。

参考文献 References

- [1] Bi Z, Qu J, Du J *et al.* *Procedia Engineering*[J], 2012, 27: 923
- [2] Keefe P, Mancuso S, Maurer G. *Superalloys 1992*[C]. Warrendale: TMS, 1992: 487
- [3] Helm D, Roder O. *Superalloys 2000*[C]. Warrendale: TMS, 2000: 487
- [4] Sczerzenie F, Maurer G. *Superalloys 1984*[C]. Warrendale: TMS, 1984: 573
- [5] Chang L, Jin H, Sun W. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2015, 653: 266
- [6] Fahrman M, Suzuki A. *Superalloys 2008*[C]. Warrendale: TMS, 2008: 311
- [7] Monajati H, Taheri A, Jahazi M *et al.* *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2005, 36(4): 895
- [8] Couturier R, Burlet H, Terzi S *et al.* *Superalloys 2004*[C]. Warrendale: TMS, 2004: 351
- [9] Jain S K, Ewing B A, Yin C A. *Superalloys 2000*[C]. Warrendale: TMS, 2000: 785
- [10] Jarrett R N, Tien J K. *Metallurgical Transactions A*[J], 1982, 13: 1021
- [11] Xu L, Cui C, Sun X. *Materials Science and Engineering A*[J], 2011, 528(27): 7851
- [12] Zhao G D, Liu F, Zang X M *et al.* *Rare Metals*[J], 2020(4): 01395
- [13] Reed R C. *The Superalloys: Fundamentals and Applications* [M]. Cambridge: Cambridge University Press, 2008: 217
- [14] Jena A, Chaturvedi M. *Journal of Materials Science*[J], 1984, 19(10): 3121
- [15] King H W. *Journal of Materials Science*[J], 1966, 1(1): 79.
- [16] Sudbrack C K, Ziebell T D, Noebe R D *et al.* *Acta Materialia*[J], 2008, 56(3): 448
- [17] Prabhu G, Chakraborty A, Sarma B. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*[J], 2009, 27(3): 545
- [18] Zhao G D, Yu L X, Qi F *et al.* *Acta Metallurgica Sinica, English Letters*[J], 2016, 29(6): 518
- [19] Zhao G, Yu L, Yang G *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2016, 686: 194
- [20] Sun Wenru(孙文儒), Zhao Guangdi(赵广迪), Yu Lianxu(于连旭) *et al.* *Chinese Patent*(中国专利). ZL2016104591974 [P]. 2016
- [21] Vander Voort G F. *Metallography: Principles and Practice*[M]. New York: McGraw-Hill Inc, 1984: 1
- [22] Mao J, Chang K M, Yang W *et al.* *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2001, 32(10): 2441
- [23] Yan B, Zhang J, Lou L. *Materials Science and Engineering A*[J], 2008, 474(1): 39

- [24] Amouyal Y, Mao Z, Seidman D N. *Acta Materialia*[J], 2010, 58(18): 5898
- [25] King J. *Materials Science and Technology*[J], 1987, 3(9): 750
- [26] Jackson M, Reed R. *Materials Science and Engineering A*[J], 1999, 259(1): 85
- [27] Huether W, Reppich B. *Zeitschrift fuer Metallkunde/Materials Research and Advanced Techniques*[J], 1978, 69(10): 628
- [28] Brown L M, Ham R K. *Strengthening Mechanisms in Crystals*[M]. London: Applied Science, 1971: 1
- [29] Humphreys F J, Hatherly M. *Recrystallization and Related Annealing Phenomena*[M]. Oxford: Elsevier, 2012: 113
- [30] Liu Runguang(刘润广), Jiang Haomin(蒋浩民), Jiang Yong (姜勇) et al. *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 1996, 32(12): 1244
- [31] Yu Junwu(余均武), Liu Xuefeng(刘雪峰), Xie Jianxin(谢建新). *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2011, 47(3): 482
- [32] Gao Bo(高博), Wang Lei(王磊), Liang Taosha(梁涛沙) et al. *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2016, 52(4): 437
- [33] Radis R, Schaffer M, Albu M et al. *Acta Materialia*[J], 2009, 57(19): 5739
- [34] Wendt H, Haasen P. *Acta Metallurgica*[J], 1983, 31(10): 1649
- [35] Pyczak F, Bauer A, Göken M et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2015, 632: 110
- [36] Daymond M R, Preuss M, Clausen B. *Acta Materialia*[J], 2007, 55(9): 3089
- [37] Preuss M, Fonseca J Q D, Grant B et al. *Superalloys 2008*[C]. Seven Springs Mountain, PA: TMS, 2008: 405
- [38] Pyczak F, Devrient B, Mughrabi H. *Superalloys 2004*[C]. Seven Springs Mountain, PA: TMS, 2004: 827
- [39] Zhao Guangdi(赵广迪). *Thesis for Doctorate*(博士论文)[D]. Hefei: University of Science and Technology of China, 2017
- [40] Ricks R, Porter A, Ecob R. *Acta Metallurgica*[J], 1983, 31(1): 43
- [41] Furrer D U, Fecht H J. *Scripta Materialia*[J], 1999, 40(11): 1215

Effect of W on the Thermal Plasticity of Hard-deformed Superalloy U720Li

Zhao Guangdi, Zang Ximin

(University of Science and Technology Liaoning, Anshan 114051, China)

Abstract: U720Li castings with different W contents (1.02wt%, 0.52wt% and 0wt%) were prepared by vacuum induction melting and subsequently homogenized. The effect of W on hot deformation behavior and fracture characteristics of as-homogenized U720Li alloy was studied emphatically. The 1000 °C tensile test results of homogenized and furnace cooled alloys reveal that with the reduction of W content the deformation resistance decreases gradually, and when the W content is reduced to 0wt%, the tensile plasticity is greatly improved and the fracture mode shifts from intergranular fracture to a mixed-mode of intergranular and transgranular fracture. For both furnace-cooled and air-cooled alloys, with the reduction of W addition the grain-interior microhardness decreases gradually, the size of precipitation strengthening phase γ' increases and the volume fraction of γ' decreases markedly. The main reason for the influence of W on deformation resistance and thermal plasticity is that the decrease of W content not only reduces the solid solution strengthening, but also modifies the characteristic of γ' which promotes the occurrence of dynamic recrystallization. In addition, the distribution of W in U720Li alloy has been revealed in this research, i.e., W is mainly enriched in the γ matrix, and the mechanism of W influencing the precipitation of γ' was discussed accordingly.

Key words: hard-deformed superalloy; tungsten; thermal plasticity; γ' precipitation

Corresponding author: Zhao Guangdi, Ph. D., Lecturer, School of Materials and Metallurgy, University of Science and Technology Liaoning, Anshan 114051, P. R. China, Tel: 0086-412-5929381, E-mail: gdzhao12s@alum.imr.ac.cn