

热加工过程中 Ni 基变形高温合金析出相的演变规律

张伟¹, 陈子帅¹, 董瑞峰¹, 李剑¹, 周星¹, 马天军², 曲敬龙³, 王庆增², 谷雨³

(1. 内蒙古工业大学 材料科学与工程学院, 内蒙古 呼和浩特 010051)

(2. 宝武特种冶金有限公司, 上海 200940)

(3. 北京钢研高纳科技股份有限公司, 北京 100081)

摘要: 对 GH4738 合金在热加工过程中不同阶段的 MC、 $M_{23}C_6$ 、 γ' 相 3 种析出相进行跟踪研究。析出相在热加工过程中不同阶段的表现: (1) 合金坯料中的主要析出相为初生 MC 碳化物和初生 γ' 相; (2) 合金经热变形后, 初生 MC 碳化物发生部分分解并析出纳米级晶内次生 MC 碳化物和少量晶界次生 $M_{23}C_6$ 碳化物, 同时析出次生 γ' 相; (3) 合金经热处理后, 初生 MC 碳化物进一步分解直至完全溶解, 进而纳米级晶内次生 MC 碳化物转变为大量酒瓶状晶内次级 $M_{23}C_6$ 碳化物, 同时 γ' 相接近于完全析出, 但 γ' 相会有小幅度的长大。

关键词: 高温合金; 热加工; 碳化物; γ' 相; 相变

中图分类号: TG146.1⁺5

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2023)09-3170-09

碳化物沉淀强化是高温合金的强化机制之一, 常见的碳化物类型包括 MC 和 $M_{23}C_6$ 等^[1-6]。初生 MC 碳化物通过分解并转换为次生 $M_{23}C_6$ 碳化物沉淀^[7-10]。有研究发现, 次生 $M_{23}C_6$ 碳化物主要在晶界析出, 也有一部分次生 $M_{23}C_6$ 碳化物在原生 MC 碳化物的周围析出^[11-14]。晶界 $M_{23}C_6$ 碳化物的形态, 尺寸, 分布和含量等特征的复杂组合, 对高温合金的性能影响可能是有利的, 也可能是有害的^[15-18]。另有研究表明, 晶界上的 $M_{23}C_6$ 碳化物的形态多为薄片状或链状, 而晶内 MC 碳化物周围的 $M_{23}C_6$ 碳化物形态为板状^[19-20]。 $M_{23}C_6$ 碳化物的形态对高温合金的性能有重要的影响^[21-24]。高温合金中存在含量高, 分布均匀, 尺寸适宜, 形态更接近于球形的 γ' 相, 通常具有良好的力学性能和优异的蠕变性能^[25-28]。目前对高温合金热加工过程中碳化物及 γ' 相的转变形式和具体过程研究的相关文献甚少, 因此本研究对 GH4738 合金进行热加工试验, 并探究各析出相的变化规律及其对合金抗拉强度的影响。

1 实验

本实验所使用的 GH4738 合金棒材由真空感应熔炼 (VIM) 和真空自耗重熔 (VAR) 制得, 在棒材上切割尺寸为 $\Phi 47$ mm \times 35 mm 的坯料。GH4738 高温合金的主要成分为 (质量分数, %) C 0.035, Cr 19.41, Co

13.22, W 1.24, Mo 4.3, Al 1.35, Ti 2.98, Ni bal。采用 1 t 重的自由锻锤经多次锤锻成形, 其中变形温度为 1140 $^{\circ}$ C, 最终变形量为 80%。在热变形后的合金上取 10 mm \times 10 mm \times 10 mm 的试样, 用于后续的组织分析。试验中采用 2 种热处理方案, 一种是标准热处理方案: 1020 $^{\circ}$ C/4 h/AC+845 $^{\circ}$ C/4 h/AC+760 $^{\circ}$ C/16 h/AC; 另一种改良热处理方案: 960 $^{\circ}$ C/7 min/WC+845 $^{\circ}$ C/15 min/AC+760 $^{\circ}$ C/30 min/AC。试样电解抛光使用的电解液为 20 mL H_2SO_4 +80 mL CH_3OH , 抛光的工艺参数为直流电压 25 V, 电流 1~1.5 A, 时间 5~12 s。刻蚀金相试样采用的混合溶液为 20 mL HCl +30 mL C_2H_5OH +3 g $CuCl_2$, 金相试样的腐蚀工艺是使用浸有腐蚀液的脱脂棉擦拭打磨光滑的试样表面, 时间约为 1 min。SEM 试样采用混合溶液为 170 mL H_3PO_4 +10 mL H_2SO_4 +15 g CrO_3 , SEM 电解腐蚀的直流电压为 5 V, 电流为 1~2.5 A, 时间 5~12 s。TEM 薄片试样首先使用机械抛磨至 50~60 μ m, 然后对其进行离子减薄制得。

2 实验结果

2.1 合金坯料组织

图 1 为 GH4738 合金坯料微观组织。合金坯料的晶粒度为 ASTM 6, 晶粒均匀性差, 如图 1a 所示。合金坯料中 γ' 相的粒径约为 220 nm, 形状接近于棉絮状, 且部分 γ' 相存在聚集现象, 如图 1b 所示。

收稿日期: 2022-09-10

基金项目: 内蒙古自治区科技计划 (2021GG0266); 自治区直属高校基本科研业务费 (JY20220340); 内蒙古工业大学 2022 年大学生科技创新基金 (第 31 号)

作者简介: 张伟, 男, 1992 年生, 硕士生, 内蒙古工业大学材料科学与工程学院, 内蒙古 呼和浩特 010051, E-mail: zwei3203@163.com

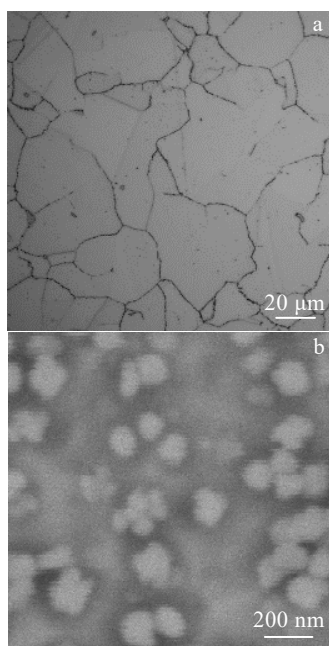
图1 合金坯料的微观组织和 γ' 相

Fig.1 OM microstructure (a) and SEM image (b) of primary γ' phase of superalloy billet

图 2a 为合金坯料中呈六面体块状的晶界 MC 碳化物, 镶嵌在晶界转角处, 具有钉扎晶界的作用。图 2b 为合金坯料中呈八面体块状的晶内 MC 碳化物, 镶嵌在晶粒内部。在坯料中晶界 MC 碳化物的含量相比晶内 MC 碳化物更多, 2 种 MC 碳化物均为初生碳化物。界面能各向异性决定了碳化物的稳定形态为多面体。

2.2 合金热变形后的组织

热变形后合金的晶粒度为 ASTM 9, 晶粒分布均匀, 如图 3a 所示。合金热变形后的球形 γ' 相的平均粒径约为 47 nm, 其含量约为 15%, 其多分布于晶粒内部, 且有部分 γ' 相表现为堆叠析出, 如图 3b 所示。

经热变形后的 MC 碳化物有 2 种形态, 1 种是块状半溶解的晶界初生 MC 碳化物, 如图 4a 所示。另 1 种是存在于晶粒内部草莓状半溶解初生 MC 碳化物, 如图 4b 所示。在合金热变形后的晶界析出少量的粒状 $M_{23}C_6$ 碳化物^[29-30], 如图 4c 所示。通过 TEM 进一步分析可得, 在合金热变形后晶内纳米级次级 MC 碳化物, 如图 4d 所示。次级 MC 碳化物与热变形后合金中 γ' 相的尺寸接近, 随机分布在 γ' 相的间隙。

2.3 合金热处理后的组织

经改良热处理后合金的平均晶粒度为 ASTM 9, 晶粒分布较为均匀, 如图 5a 所示。经标准热处理后合金的平均晶粒度为 ASTM 7, 晶粒分布均匀, 如图 5b 所示。改良热处理后合金的晶粒尺寸基本不变, 而标

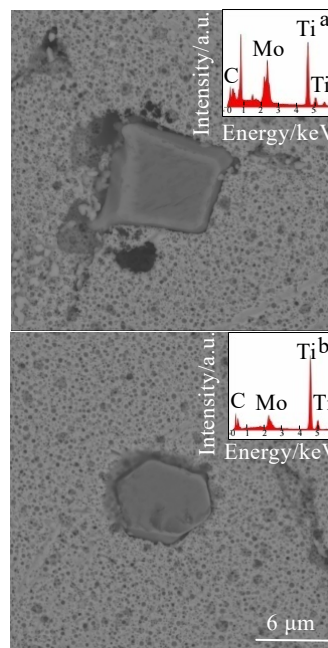


图2 合金坯料中碳化物的 SEM 像和 EDS 能谱

Fig.2 SEM images and EDS spectra of carbide in superalloy billet: (a) MC carbide at grain boundary and (b) MC carbide inside grain

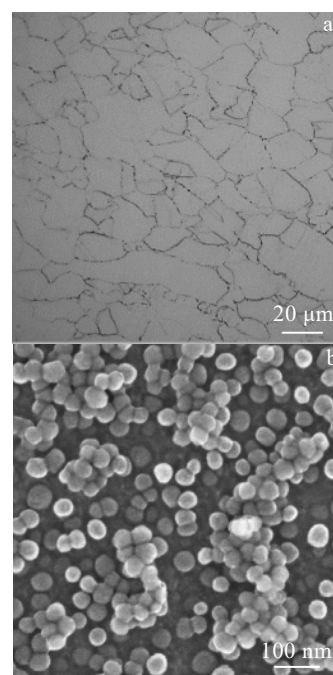
图3 热变形后合金的微观组织和 γ' 相

Fig.3 OM microstructure (a) and SEM image (b) of γ' phase of the superalloy after hot deformation

准热处理后合金的晶粒有明显的长大。因此, 标准热处理后合金的晶粒长大是其硬度下降的重要因素之一。改良热处理后几乎未长大的晶粒, 延续了热变形后合金的细晶强化效果。

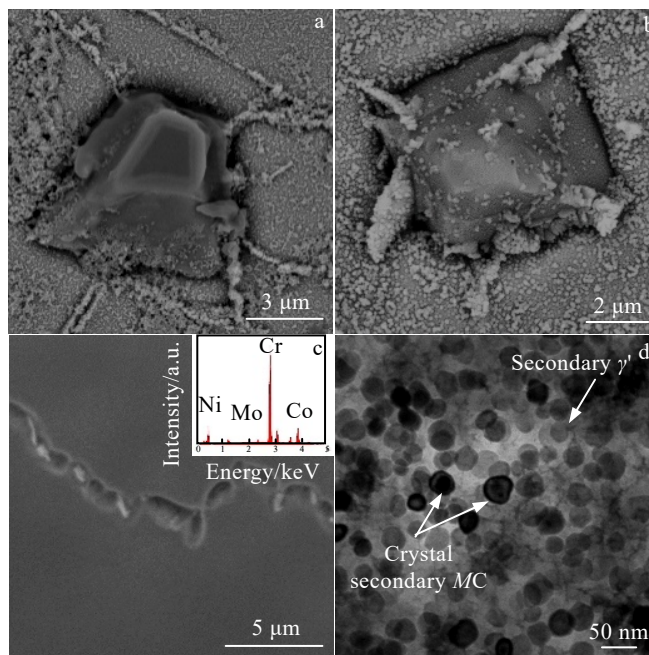


图 4 热变形后合金中碳化物 $M_{23}C_6$ 的形貌及 EDS 能谱

Fig.4 SEM morphologies and EDS spectrum of $M_{23}C_6$ carbide in the superalloy after hot deformation: (a) primary MC carbide at grain boundary; (b) primary MC carbide inside grain; (c) secondary $M_{23}C_6$ carbide at grain boundary; (d) secondary MC carbide and γ' inside grain

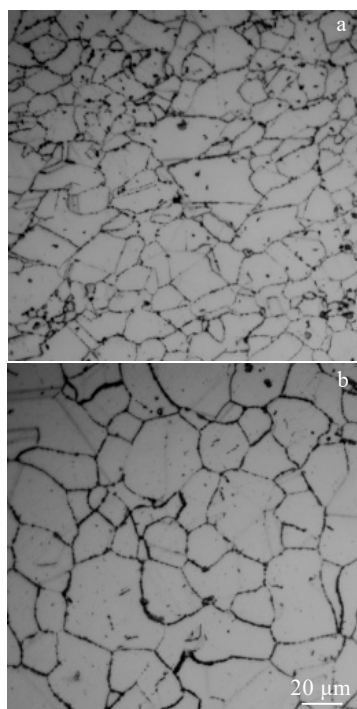


图 5 不同方案热处理后合金的显微组织

Fig.5 OM microstructures of the superalloy after heat treatment by different schemes: (a) modified heat treatment superalloy and (b) standard heat treatment superalloy

图 6a、6b 为采用改良热处理工艺的合金析出相，图 6c、6d 为采用标准热处理工艺的合金析出相。图 6b 展示了不同位置的晶内次生酒瓶状 $M_{23}C_6$ 碳化物的不同形态的截面。对比 2 种热处理工艺处理后的合金析出相可得，采用改良热处理的合金中的 γ' 相较热变形后有小幅长大，平均粒径为 80 nm，同时析出分布均匀的酒瓶状 $M_{23}C_6$ 碳化物。采用标准热处理的合金中的 γ' 相较热变形后有大幅度长大，平均粒径为 120 nm，且晶界析出大量连续的 $M_{23}C_6$ 碳化物。因此，合金经过标准热处理后相较改良热处理来说，在细晶强化和沉淀强化两方面强化效果均较差，最终导致标准热处理的合金抗拉强度与改良热处理相比存在较大差距。

3 分 析

3.1 MC 碳化物的演变

由于在热变形阶段合金的变形温度较高，其中大部分初生 MC 发生分解，分解后的 C 元素和 Ti 元素将扩散至晶内，通常高温合金中 C 元素会优先与 Ti 元素结合。有研究表明，高温合金中 MC 碳化物的近平衡生长形态是离散的，呈八面体块状^[31]。结果表明，在变形后的合金中会在晶内析出纳米级 MC 相，同时在合金也会有少量 $M_{23}C_6$ 碳化物形成析出于晶界。如图 7 所示，通过 EDS-Maps 对热变形后合金中碳化物的

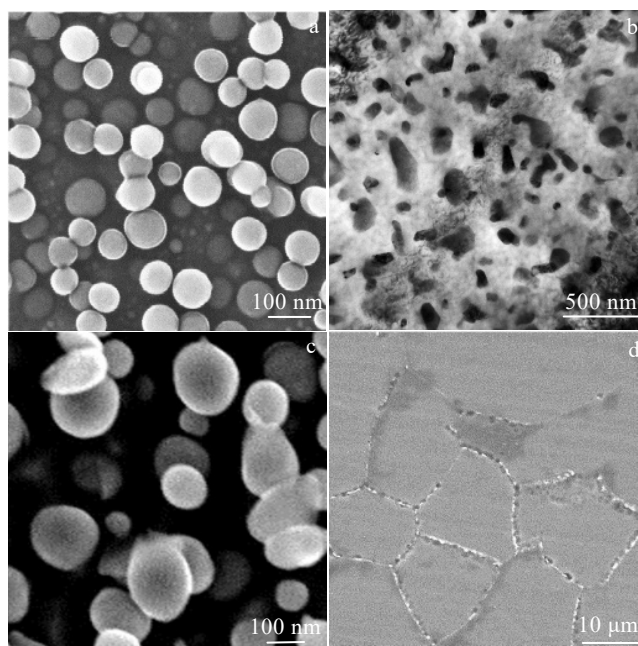


图6 不同方案热处理后合金中析出相形貌

Fig.6 Morphologies of precipitates in superalloy after heat treatment by different schemes: (a) γ' phase after modified heat treatment; (b) $M_{23}C_6$ carbide after modified heat treatment; (c) γ' phase after standard heat treatment; (d) $M_{23}C_6$ carbides after standard heat treatment

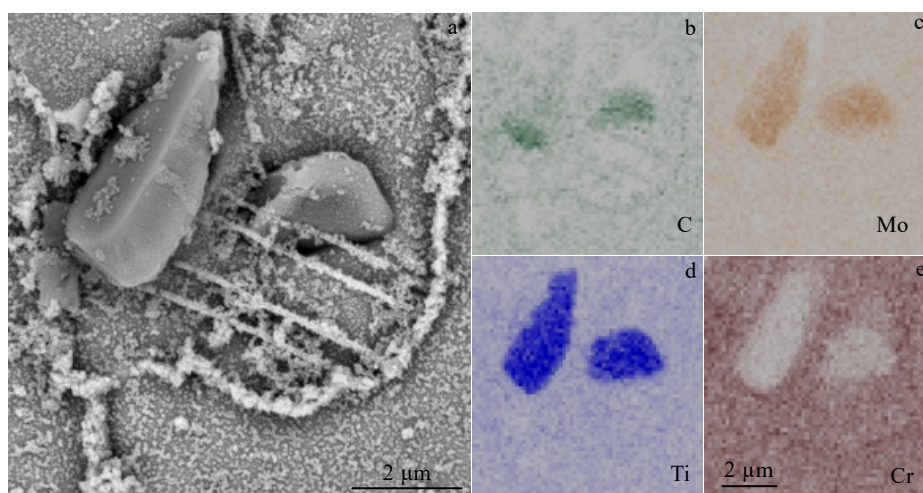


图7 热变形后合金中碳化物的 SEM 形貌和对应的 EDS 元素面分布

Fig.7 SEM morphology (a) and the corresponding EDS element mappings of C (b), Mo (c), Ti (d), and Cr (e) of carbides in the superalloy after thermal deformation

元素分析可得,在碳化物同等位置观察到 C 元素, Mo 元素以及 Ti 元素,可以断定其为 MC 碳化物。图 7a 中左侧为晶界 MC 碳化物,右侧为晶内 MC 碳化物。由于 Ti 元素扩散速度较慢,冷却时其中一小部分 Ti 元素会在未完全溶解的 MC 碳化物表面形成 γ' 相的附着。另有一小部分 Ti 元素直接在晶界析出 γ' 相,但大部分 Ti 元素会扩散至晶内形成 γ' 相。

除上述晶界直接扩散方式之外, MC 碳化物与其距离较远的晶界形成元素扩散通道,此时 C 元素, Mo 元素和 Ti 元素沿通道向较远的晶界扩散,如图 7a 所示。该高速扩散通道均为成对出现,同一组中的 2 条通道的间距均为 0.5 μm , 2 组通道之间的最近距离为 1 μm 。4 条通道的宽度均约为 0.1 μm , 长度均约为 4.5 μm 。每条通道在垂直扩散方向上为 2

个 γ' 相并排, 通道宽度也是热变形后合金中 γ' 相直径的 2 倍。每条通道在垂直扩散方向周围的集体的影响区域宽度是热变形后合金中 γ' 相直径的 10 倍, 且同组通道影响区域为共用关系, 不同组通道影响区域为叠加关系。 MC 碳化物逐层分解的特性对扩散通道的形成提供条件。

图 8 为热加工过程中合金碳化物的演变示意图, 其中以合金坯料中的初生 MC 碳化物为母体。热变形后合金中存在 4 种形态的碳化物分别为晶界次生 $M_{23}C_6$ 碳化物, 半溶解的晶界初生 MC 碳化物, 半溶解的晶内初生 MC 碳化物, 晶内的次生 MC 碳化物。热处理后的合金中存在 2 种碳化物分别为晶界次生 $M_{23}C_6$ 碳化物和晶内次生 $M_{23}C_6$ 碳化物。不同状态的 MC 碳化物均为合金热加工过程中的过渡产物, 其是热处理后的 $M_{23}C_6$ 碳化物和 γ' 相重要的主线元素来源。

在热变形的冷却过程中, MC 碳化物相变自由能较大, 此时界面能作为主导。 MC 碳化物析出温度较高, 弹性模量较大, 同时 MC 与基体的比容差大, 以致弹性能偏大, 因此次生 MC 呈块状析出。此外, 晶界析出的 $M_{23}C_6$ 的析出规律与 MC 的析出原理基本一致。弹性能与界面能的平衡公式如式(1)所示, 其中等式左侧为弹性能, 等式右侧为界面能^[32]:

$$3Gr_0^3\varepsilon^2=4\pi r_0^2\gamma_s \quad (1)$$

式中, G 为析出相的切变模量, r_0 为析出相的粒径, ε

为析出相和基体的错配度, γ_s 为析出相的比界面能。该等式同样适用于下文中的其他析出相。

3.2 $M_{23}C_6$ 碳化物的演变

在热变形后合金中存在一定量呈断续分布的晶界次生 $M_{23}C_6$ 碳化物。在热处理后, 晶界次生 $M_{23}C_6$ 碳化物的状态基本保持不变, 同时合金中的 MC 相进一步溶解并析出晶内次生 $M_{23}C_6$ 碳化物均匀分布在晶粒内部。如图 9a 所示, 由 EDS 元素面分析可得 $M_{23}C_6$ 碳化物中 Cr 元素含量较多, 且存在于 γ' 相的间隙, 其特征与 Ti 元素含量较多的 γ' 相相比, 无论是形态、尺寸以及含量都有明显不同。

由于晶内次生 MC 碳化物多分布在 γ' 相间隙中, 且该间隙的 Cr 元素含量较高, 同时碳元素作为间隙原子扩散速率较快, 所以固溶处理冷却后次生球形 $M_{23}C_6$ 碳化物多在 γ' 相间隙形核并长大。经完整热处理后合金中析出酒瓶状的晶内次生 $M_{23}C_6$ 碳化物, 其由一个纳米级球状 $M_{23}C_6$ 碳化物沿单一投影方向呈线性生长, 直至周围的 C 元素被耗尽, 如图 10 所示。然而在 $M_{23}C_6$ 碳化物析出过程中, 随着温度的降低过饱和度和度不断增加, 使得碳化物状态会变得不稳定, 表现出形态不规则的生长^[33]。由顶点的圆形截面, 逐渐变化为不规则的六边形截面, 如图 9a 所示。

同样在固溶处理阶段过冷度大的条件下, 晶内次生 $M_{23}C_6$ 碳化物的相变自由能大, 所以晶内次生 $M_{23}C_6$ 碳化物以界面能为主。 $M_{23}C_6$ 碳化物在 960 °C 保温时

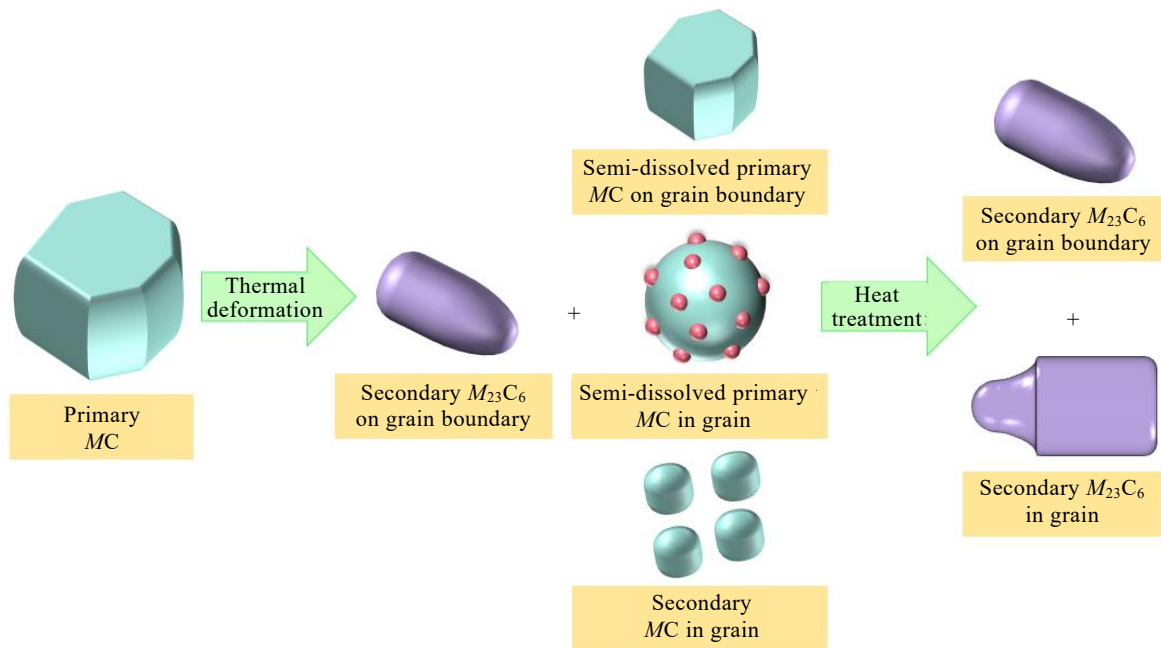


图 8 热加工过程中合金碳化物的演变示意图

Fig.8 Schematic diagram of superalloy carbide evolution during hot working

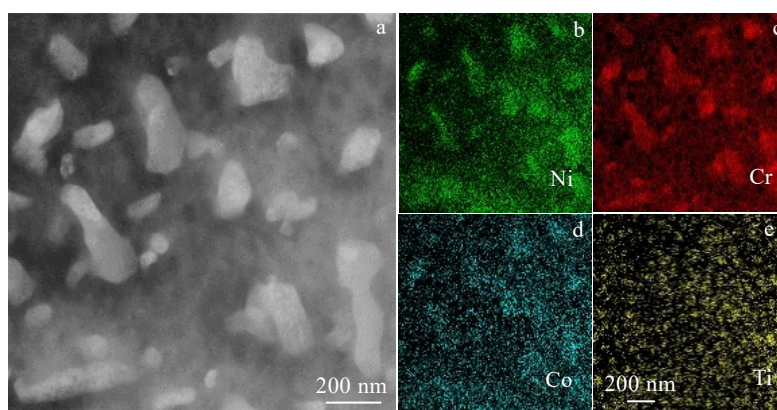


图 9 改良热处理后合金中晶内次生 $M_{23}C_6$ 碳化物的 SEM 形貌和对应的 EDS 元素面分布

Fig.9 SEM morphology (a) and the corresponding EDS element mappings of Ni (b), Cr (c), Co (d), and Ti (e) of intracrystalline secondary $M_{23}C_6$ carbide in superalloy after modified heat treatment

开始形核, 其与基体的比容较差大, 同时析出温度高, 弹性模量大, 此时 $M_{23}C_6$ 碳化物弹性能较高。当 $M_{23}C_6$ 碳化物形核析出时由于过冷度较大, 弹性能可以快速的平衡界面能。所以 960 °C 保温时 $M_{23}C_6$ 碳化物呈球形析出。

在双时效处理阶段过冷度较大的条件下, 晶内次生 $M_{23}C_6$ 碳化物的相变自由能小, 所以晶内次生 $M_{23}C_6$ 碳化物以弹性能为主。晶内次生 $M_{23}C_6$ 碳化物与基体比容差大且析出温度较高, 此时晶内次生 $M_{23}C_6$ 弹性能偏高, 需要界面能尽量大, 从而平衡较高的弹性能, 最终使两者达到平衡。因此晶内次生 $M_{23}C_6$ 长大后将会趋向于展弦比大的酒瓶状析出。

3.3 γ' 相演变

在高应变速率下的大变形量的合金中, 合金晶粒内部由变形产生的位错为 γ' 相的析出提供了形核位

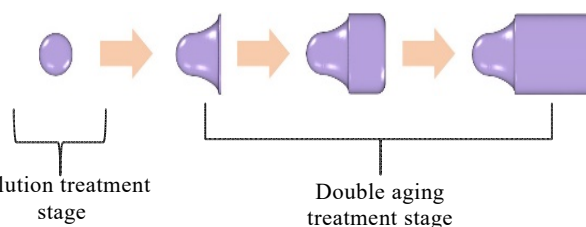


图 10 时效处理过程中合金晶内 $M_{23}C_6$ 碳化物的长大示意图

Fig.10 Growth diagram of $M_{23}C_6$ carbide in superalloy grain during aging treatment

置。在热变形后较大的过冷度和大量的位错的前提下, 晶粒内部产生大量的次生 γ' 相。如图 11 所示, 通过对合金析出相的元素分析可得, 在同等位置观察到 Ni 元素, Ti 元素以及 Al 元素, 可以断定其为 γ' 相。热变形后的中 γ' 相存在堆叠的现象, 且分布相对杂乱。

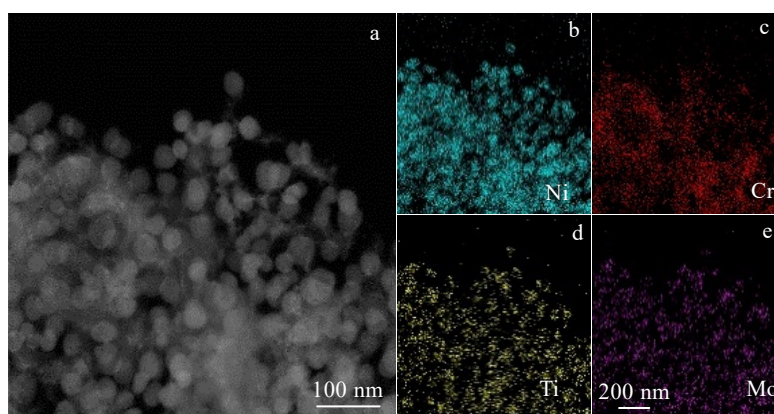


图 11 热变形后合金中 γ' 相的 SEM 形貌和对应的 EDS 元素面分布

Fig.11 SEM morphology (a) and the corresponding EDS element mappings of Ni (b), Cr (c), Ti (d), and Mo (e) of γ' phase after hot deformation alloy

在热处理后的合金中的 γ' 相的长大符合奥斯特瓦尔德熟化原理。经 3 个阶段不同温度的热处理后 γ' 相发生长大, 温度越高保温时间越长 γ' 相长大越明显, 且这种长大是不可阻止的^[34]。热加工过程中合金的 γ' 相演变示意图如图 12 所示。 γ' 相的长大遵循扩散控制粗化模型, γ' 相的粗化公式如下^[32]:

$$r^3 = \frac{64\gamma_e DC_e V_m^2 t}{gRT} \quad (2)$$

式中, r 为 γ' 相的粒径, γ_e 为 γ'/γ 界面的比自由能, D 为 γ' 中溶质元素在 γ 中的扩散系数 (平均值)。 C_e 为 γ' 中溶质元素与 γ 平衡时的摩尔浓度, V_m 为 γ' 相的摩尔体积, t 为时间, R 为气体常数, T 为绝对温度。

热变形阶段, 变形温度高且过冷度较大, 合金中 γ' 相是以界面能为主导。 γ' 相的弹性模量较大, 导致弹性能偏大, 同时 γ' 相与基体的比容差小, 因此 γ' 相呈球形析出。由于此时弹性能足够快的平衡界面能, 所以析出纳米级 γ' 相。

热处理阶段, 合金中 MC 碳化物向 $M_{23}C_6$ 碳化物转变的过程中会伴随着 γ' 相的长大。由于该阶段 γ' 相遵循奥斯特瓦尔德熟化原理, 其相变自由能偏大, 此时界面能为主导, γ' 相与基体比容差小, 且析出温度也偏低, 所以 γ' 相弹性能偏低, γ' 相在长大过程中需要减小界面能的增加同时保证弹性能增加的最大化。因此, γ' 相长大后同样成球形。

3.4 析出相对合金的强化

热变形后合金强化的主要来源是细晶强化以及析出强化相两者结合, 而热处理后合金进一步强化的主

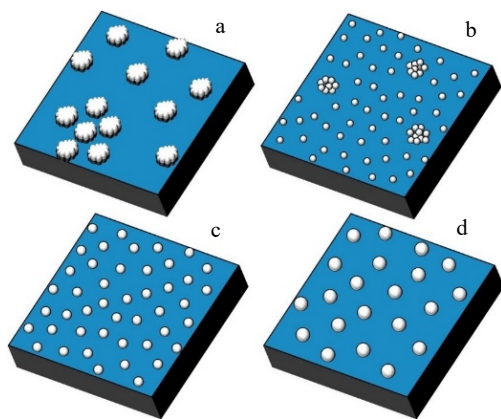


图 12 热加工过程中合金在不同阶段 γ' 相演变示意图

Fig.12 Schematic diagram of evolution of γ' phase in superalloy during hot working: (a) γ' phase in superalloy billet; (b) γ' phase in superalloy after hot deformation; (c) γ' phase in superalloy after modified heat treatment; (d) γ' phase in superalloy after standard heat treatment

要来源是 γ' 相的完全析出以及晶内 $M_{23}C_6$ 相的析出。在不同状态的合金中 γ' 相的特征不同, 其强化效果也不相同^[35]。有研究表明, 在 Udimet 720Li 合金中, 当 γ' 相的粒径与位错对的间距相等时, γ' 相的强化效果最好, 并且在 γ' 相最佳粒径的 60%~250% 范围内强化效果较好^[36-37]。根据图 13 合金中 γ' 相的粒径与位错对的实际间距分析可知, 位错对切割的最大切应力的临界 γ' 相直径为 40 nm, 同时 γ' 相的粒径在 25~100 nm 的范围内强化效果较好。热变形合金和改良热处理合金中 γ' 相的平均直径分别为 30 和 80 nm, 两者均落在强化效果较好的粒径范围内, 因此两者都表现出较高的拉伸性能。

热处理后的 γ' 相粒径大于临界 γ' 相, 其符合强耦合位错对切割, 此时的切应力为^[38]:

$$\tau_s = \frac{1}{2} \left[\left(\frac{\gamma_{APB} G}{r_s} \right) f \cdot 1.62 w \right]^{1/2} \quad (3)$$

其中, τ_s 为位错对切割 γ' 相的切应力, r_s 为 γ' 相的粒径, f 为 γ' 相的体积分数, w 为无量纲常数。成对位错对 γ' 相切应力的值不仅取决于 $f^{1/2}$ 和 $r_s^{-1/2}$, 还与 γ_{APB} 有关。有研究表明, 在切应力 τ_s 与 γ' 相粒径 r_s 关系曲线中, 弱耦合位错对切割曲线与强耦合位错对切割曲线分别在临界剪切应力点的两侧, 使得 2 个不同粒径的 γ' 相会有相同的切应力^[36]。在热处理前后的高温合金中 2 种不同粒径的 γ' 相对切应力的影响很接近, 因此热处理后高温合金的进一步强化的主要来源为 γ' 相体积分数的增加。

$M_{23}C_6$ 碳化物可以阻碍穿过 γ' 相的移动位错和堆叠层错, 同样为合金中的一种沉淀强化相, 其对位错的抵抗能力比 γ' 相更强^[39-40]。高温合金中 $M_{23}C_6$ 碳化

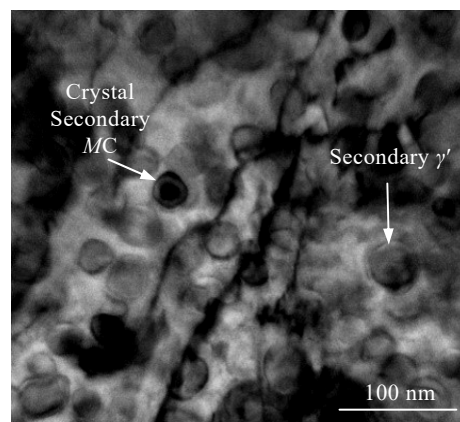


图 13 热变形后合金中 γ' 相与位错关系

Fig.13 Relationship between γ' phase and dislocation in the superalloy after hot deformation

物的强化机制与合金中 γ' 相的强化机制类似, 其均对穿过自身的位错有很强的阻碍能力^[41-43]。晶内 $M_{23}C_6$ 相不同位置的截面多为六边形, 其符合的切应力公式为^[38]:

$$\tau_0 = \frac{1}{2} \left(\frac{Gb}{D_0} \right) f^{1/2} \cdot 1.31w \quad (4)$$

其中, τ_0 为位错切割 $M_{23}C_6$ 相的切应力, b 为位错的柏氏矢量, D_0 为 $M_{23}C_6$ 被切割面的最长对角线的长度, f 为 $M_{23}C_6$ 相的体积分数。由公式(4)可以得切应力的大小取决于 $M_{23}C_6$ 相中的 $f^{1/2}$ 和 D_0^{-1} 。从图 6b 中可以观察到经改良热处理后的合金中含有大量的亚微米级 $M_{23}C_6$ 相, 且大多数不同形态截面的最长对角线均落在 60~140 nm 之间的强化效果仍较好。因此晶内次生 $M_{23}C_6$ 其对合金的强化效果是不可忽视的。

热处理后的高温合金中两种不同类型析出相的总切应力并不是简单的叠加, 其符合的析出相切应力叠加定律为^[44]:

$$\tau_c^{3/2} = \tau_{M_{23}C_6}^{3/2} + \tau_{\gamma'}^{3/2} \quad (5)$$

其中, τ_c 为高温合金 2 种析出相的总切应力, $\tau_{M_{23}C_6}$ 为 $M_{23}C_6$ 碳化物的切应力, $\tau_{\gamma'}$ 为 γ' 相的切应力。对于高温合金来说, 2 种不同状态析出相的叠加可以得到比单一析出相更好的强化效果。

合金在热加工过程中的硬度和强度变化如图 14 所示。经过改良热处理后的合金较热变形后的硬度提升 10%, 强度提高 7.4%。其较坯料的硬度提升 30%, 强度提高 28.3%。细晶强化, γ' 相析出和 $M_{23}C_6$ 碳化物析出共同作用使得改良热处理后的合金获得最佳的强化。因此, 结合析出相的演变规律选择合适的热变形工艺和热处理工艺, 适当的调节析出相的特征, 可使合金在热加工后获得最佳的力学性能。

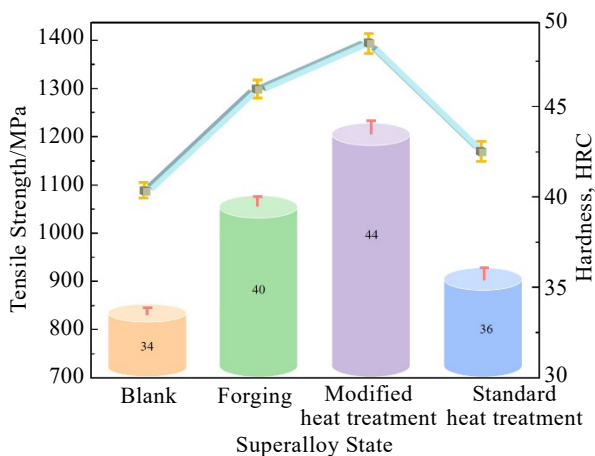


图 14 热加工过程中合金在不同阶段抗拉强度和硬度的变化

Fig.14 Changes in tensile strength and hardness of the superalloy at different stages during hot working

4 结 论

1) 热加工过程中碳化物的演变应以 C 元素的转移为主线。其中以初生 MC 为母本, 半溶解的初生 MC 碳化物和晶内次生 MC 碳化物为过渡产物, 晶界 $M_{23}C_6$ 碳化物与晶内 $M_{23}C_6$ 碳化物为最终产物。同时初生 MC 碳化物也为 $M_{23}C_6$ 碳化物提供部分 C 元素的支持。

2) 热加工过程中 γ' 相的演变应以 Ti 元素的转移为主线。其中以初生 γ' 相为母本, 未完全析出的次生 γ' 相为过渡产物, 长大后并完全析出的次生 γ' 相为最终产物。同时初生 MC 碳化物也为 γ' 相提供部分 Ti 元素的支持。

3) 热处理阶段, 晶内次生球状 $M_{23}C_6$ 碳化物呈单一投影方向生长, 最终形态为酒瓶状。而晶内纳米级 γ' 相则呈三维空间生长, 最终形态为直径更大的球形。

4) 除 γ' 相沉淀强化之外, 晶内次生 $M_{23}C_6$ 碳化物的大量析出是合金在热处理后能够进一步强化的另一个重要原因。

参考文献 References

- [1] Sims C T, Stoloff N S, Hagel W C *et al.* *Superalloys II*[M]. New York: Wiley, 1987
- [2] Fan X K, Li F Q, Liu L *et al.* *Acta Metallurgica Sinica*[J], 2020, 33(4): 561
- [3] Liu T, Cheng X N, Luo R *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2021, 819: 141 533
- [4] Wu Dan(武 丹), Tian Lixi(田礼熙), Ma Chaoli(马朝利) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2015, 44(6): 1345
- [5] Opiekun Z. *Acta Metallurgica Sinica*[J], 2011, 24(1): 23
- [6] Wasson A J, Fuchs G E. *Materials Characterization*[J], 2012, 74: 11
- [7] Guo Y, Wang B, Hou S. *Acta Metallurgica Sinica*[J], 2013, 26(3): 307
- [8] Jiang W H, Yao X D, Guan H R *et al.* *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 1999, 30(3): 513
- [9] Qin X Z, Guo J T, Yuan C *et al.* *Materials Letters*[J], 2008, 62(2): 258
- [10] Zhao Y H. *Intermetallics*[J], 2022, 144: 107 528
- [11] Liu L R, Jin T, Zhao N R *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2003, 361(1-2): 191
- [12] Lvov G, Levit V I, Kaufman M J. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2004, 35(6): 1669
- [13] Su Xianglin(苏香林), Sun Changbo(孙长波), Xu Qingyan(许庆彦) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(12): 3699

- [14] Chen L Q, Zhao Y. *Progress in Materials Science*[J], 2022, 124: 100 868
- [15] Qin X Z, Guo J T, Yuan C *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2008, 485(1-2): 74
- [16] Koul A K, Castillo R. *Metallurgical Transactions A*[J], 1988, 19(8): 2049
- [17] Zeik K L, Rossi J D, Howell P R. *Journal of Materials Science Letters*[J], 1989, 8(6): 732
- [18] Zhao Y, Qi L, Jin Y *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2015, 647: 1104
- [19] Jiang W H, Yao X D, Guan H R *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 1999, 30(3): 513
- [20] Caceres P G, Ralph B, Allen G C *et al. Philosophical Magazine A*[J], 1989, 59(6): 1137
- [21] Bai G, Li J, Hu R *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2011, 528(6): 2339
- [22] Kihara S, Newkirk J B, Ohtomo A *et al. Metallurgical Transactions A*[J], 1980, 11(6): 1019
- [23] Yang Jinxia(杨金侠), Wei Wei(魏 薇), Liu Lu(刘 路) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2016, 45(4): 975
- [24] Garosshen T J, McCarthy G P. *Metallurgical Transactions A*[J], 1985, 16(7): 1213
- [25] Tilely J, Viswanathan G B, Srinivasan R *et al. Acta Materialia*[J], 2009, 57(8): 2538
- [26] Gornostyrev Y N, Kontsevoi O Y, Khromov K Y *et al. Scripta Materialia*[J], 2007, 56(2): 81
- [27] Du Beining(都贝宁), Sheng Liyuan(盛立远), Lai Chen(赖琛) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(8): 2123
- [28] Sondhi S K, Dyson B F, McLean M. *Acta Materialia*[J], 2004, 52(7): 1761
- [29] Xiang X M, Yao I H, Dong J X *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 787: 216
- [30] Hu R, Bai G, Li J *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2012, 548: 83
- [31] Pei Z, Zhao M, Tian Y *et al. Rare Metals*[J], 2009, 28(2): 193
- [32] Reed R C. *The Superalloys Fundamentals and Applications*[M]. Cambridge: Cambridge University Press, 2008: 1
- [33] Yoo Y S. *Scripta Materialia*[J], 2005, 53(1): 81
- [34] Wang H, Liu D, Shi Y *et al. Metals and Materials International* [J], 2019, 25(6): 1410
- [35] Radis R, Schaffer M, Albu M *et al. Acta Materialia*[J], 2009, 57(19): 5739
- [36] Jackson M P, Reed R C. *Materials Science and Engineering A*[J], 1999, 259(1): 85
- [37] Chen Q Z, Jones N, Knowles D M. *Acta Materialia*[J], 2002, 50(5): 1095
- [38] Hüther W, Reppich B. *International Journal of Materials Research*[J], 1978, 69(10): 628
- [39] Gao S, Hou J S, Guo Y A *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2018, 28(9): 1735
- [40] Gladman T. *Materials Science and Technology*[J], 1999, 15(1): 30
- [41] Friedrichs J, Haasen P. *Philosophical Magazine*[J], 1975, 31(4): 863
- [42] Gypen L A, Deruyttere A. *Journal of Materials Science*[J], 1977, 12(5): 1028
- [43] Reppich B, Schepp P, Wehner G. *Acta Metallurgica*[J], 1982, 30(1): 95
- [44] Ardell A J. *Metallurgical Transactions A*[J], 1985, 16(12): 2131

Evolution of Precipitates in Ni-based Wrought Superalloys During Hot Working

Zhang Wei¹, Chen Zishuai¹, Dong Ruifeng¹, Li Jian¹, Zhou Xing¹, Ma Tianjun², Qu Jinglong³, Wang Qingzeng², Gu Yu³

(1. College of Materials Science and Engineering, Inner Mongolia University of Technology, Hohhot 010051, China)

(2. Baowu Special Metallurgy Co., Ltd, Shanghai 200940, China)

(3. Gaona Aero Material Co., Ltd, Beijing 100081, China)

Abstract: MC, $M_{23}C_6$, and γ' precipitates of GH4738 superalloy at different stages during hot working were studied. Behavior of precipitates in different stages of hot working was investigated: (1) the main precipitates in the superalloy billet are primary MC carbides and primary γ' phase; (2) after hot deformation, the primary MC carbides are partially decomposed, and the nano-sized intragranular secondary MC carbides as well as a small number of grain boundary secondary $M_{23}C_6$ carbides and secondary γ' phase are precipitated; (3) after heat treatment, the primary MC carbides are further decomposed until complete dissolution, and then the nanocrystalline secondary MC carbides are transformed into many bottle-shaped secondary $M_{23}C_6$ carbides. Meanwhile, γ' phase basically achieves the complete precipitation, but it grows slightly.

Key words: superalloy; hot working; carbides; γ' phase; transition

Corresponding author: Dong Ruifeng, Ph. D., Professor, College of Materials Science and Engineering, Inner Mongolia University of Technology, Hohhot 010051, P. R. China, E-mail: drfcsp@imut.edu.cn