

一种新型镍基粉末高温合金 WZ-A3 的热压缩变形行为

肖磊¹, 崔金艳¹, 王冲¹, 马向东¹, 熊江英^{1,2}, 龙安平^{1,2}, 杨金龙^{1,2}, 郭建政^{1,2}

(1. 深圳市万泽中南研究院有限公司, 广东 深圳 518000)

(2. 中南大学 粉末冶金国家重点实验室, 湖南 长沙 410083)

摘要: 基于 Gleeble 热压缩模拟试验, 研究变形温度和应变速率对一种新型第 3 代镍基粉末高温合金 WZ-A3 挤压态试样在变形温度 1040~1130 °C, 应变速率 0.0025~0.01 s⁻¹ 条件下的热压缩变形行为, 分析了合金在不同热压缩条件下的晶粒尺寸及显微组织的变化。结果表明: WZ-A3 合金挤压棒在 1070~1100 °C 温度范围, 0.005~0.01 s⁻¹ 应变速率范围内热压缩变形后可以获得 4 μm 左右细小均匀的 $\gamma+\gamma'$ 显微双相晶组织, 各部位均未出现异常晶粒长大的现象。根据以上实验条件成功制备了 2 件直径 190 mm 高 115 mm 的热模锻试验盘, 为制定 WZ-A3 合金的等温锻造工艺提供了参考依据。

关键词: 镍基粉末高温合金; 热压缩变形; 晶粒度; $\gamma+\gamma'$ 显微双相晶组织

中图分类号: TG146.1⁺5

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2022)04-1427-09

镍基粉末高温合金是制造航空发动机高压涡轮盘的首选材料, 已经历了三代合金的发展。目前第 3 代镍基粉末高温合金涡轮盘的主要发展方向是单合金双性能涡轮盘, 比较典型的技术工艺路线为热等静压 (hot isostatic pressing, HIP) + 热挤压 (hot extrusion, HEX) + 等温锻造 (isothermal forging, IF) + 双重组织热处理 (dual microstructure heat treatment, DMHT)。热等静压后的盘坯经热挤压, 在三向应力的作用下获得大变形, 有效破碎了热等静压中形成的原始粉末颗粒边界 (prior particle boundaries, PPB), 晶粒显著细化, 热塑性得到明显改善。具有细晶粒的挤压坯料经过等温锻造成型获得盘坯机加工前的基本尺寸。为防止锻造中产生粗大晶粒, 等温锻一般在低于 γ' 相溶解温度下进行, 最后经过 DMHT 热处理, 使盘缘达到 6~8 级粗晶组织, 具有高蠕变强度及裂纹扩展抗力; 盘芯则保持 10~12 级的细晶组织, 具有高抗拉强度和优良的低周疲劳性能^[1-3]。

为了通过 DMHT 获得双性能涡轮盘, 锻造变形后的盘坯各个部位必须是均匀的细晶组织。大量的研究发现镍基粉末高温合金在热变形加工中, 其微观组织、晶粒尺寸对热压缩温度、应变速率及变形量等工艺参数十分敏感, 工艺如果控制不当, 会出现盘件组织不均匀的

情况, 局部可能出现项链晶, 也称作异常晶粒长大 (abnormal grain growth, AGG), 这种缺陷很难通过后续的热处理完全消除, 特别是在过固溶热处理过程中 AGG 会进一步长大, 降低盘件的机械性能和可靠性^[4-9]。因此研究合金的热压缩性能对确定盘件的最佳热加工工艺和最终显微组织具有实际意义。

WZ-A3 是作者团队自主研发的新型第 3 代镍基粉末高温合金, 其高温抗拉强度、蠕变持久性能、抗疲劳性能可以达到 RR1000、LSHR 和 ME3 等比较成熟的三代粉末高温合金的机械性能。团队前期的研究结果显示 WZ-A3 合金在低于 γ' 完全溶解温度进行挤压可以有效消除 PPB 的影响, 细化热等静压锭晶粒组织, 降低合金热变形激活能^[10-12]。通过大量的模拟和试验确定该合金在 1100 °C, 挤压速率为 20~35 mm/s 的条件下进行挤压可以获得细小均匀的晶粒组织, 从边缘到心部平均晶粒度可达 13 级。本工作着重研究了 WZ-A3 合金经 1100 °C, 35 mm/s 挤压后的热压缩性能。利用 Gleeble 等温模拟压缩试验得到挤压态 WZ-A3 合金在恒温恒应变速率条件下的流变曲线, 分析了热压缩试样和固溶热处理后试样的显微组织变化, 确定了 WZ-A3 合金的最佳锻造工艺, 并成功运用于 $\Phi 190\text{ mm}\times 115\text{ mm}$ 盘件热模锻试验。

收稿日期: 2021-04-12

基金项目: 广东省重点领域研发计划项目 (2019B010935001); 国家科技重大专项 (2017-VI-0009-0080); 深圳市工业和信息化局项目 (201806071114243770)

作者简介: 肖磊, 男, 1986 年生, 博士, 深圳市万泽中南研究院有限公司, 广东 深圳 518000, 电话: 0755-82731326, E-mail: xiaol@wedg.com.cn

1 实验

实验合金 WZ-A3 的 γ' 强化相约占 50% (质量分数), γ' 完全溶解温度约为 1150 °C, 其主要化学成分见表 1。WZ-A3 合金的制备流程为: 真空感应炉 (VIM) 熔炼母合金, 氩气雾化法制备合金粉末, 经筛分, 装包套, 真空脱气, 热等静压成圆柱型锭子, 用不锈钢包覆热挤压工艺将热等静压锭挤压成直径 125 mm, 长度约 1.8 m 的棒材, 如图 1 示意图。HIP 态合金的显微组织如图 2 所示, 平均晶粒尺寸 10~20 μm , 大尺寸条状和块状 γ' 沿晶界分布, 细小颗粒状 γ' 分布在晶内, 有少量 PPB, 无残留枝晶组织。挤压态合金的显微组织分析沿挤压棒位置 B, C, D, E 分别取样 (图 1)。图 3 为位置 B, 心部, 平行于挤压方向的显微组织。由图 3a 所示, 合金在挤压过程中再结晶充分, 没有残留的 PPB, 没有碳化物等难溶质点流线。热等静压态形成的粗大晶粒被完全再结晶的尺寸约 4 μm 的细小等轴晶代替, 晶粒分布均匀。从高倍图 3b 可以看到尺寸为 1~3 μm 的条、块状 γ' 分布在晶界, 更细小的颗粒状亚微米尺寸的 γ' 则弥散分布在晶内, 说明基体 γ 相在挤压过程中得到极大的细化, 而晶界 γ' 相尺寸则变化不大。此类 γ 相和 γ' 相尺寸接近、细小均匀的显微组织, 一般被称为 $\gamma+\gamma'$ 显微双相晶组织 (microduplex structure) [13,14]。研究表明, 以 γ' 相为主要强化机制的镍基粉末高温合金在低于 γ' 相完全溶解温度进行热变形时, 显微组织由 γ 和 γ' 2 种相组成, 在一定的变形条件下, γ 相发生动态再结晶, 新生的 γ 相晶粒以应变诱导晶界迁移的形核方式 (strain induced boundary migration, SIBM[15,16]) 在位错密度高的晶粒内形核, 形成无应变的再结晶晶粒。同时, 在热变形过程中, 较大的应力梯度使 γ' 相主要形成元素 Al、Ti 等加速扩

散进入基体, 在晶界前沿及其邻近区域析出, 形成尺寸较大的 γ' 相, 这一过程使 γ' 相由弥散分布向沿晶界分布的条状和块状转变, 最终形成 γ 和晶界 γ' 相尺寸相差不大的显微双相晶组织。文献指出这种特殊的显微双相晶组织的晶粒尺寸可以达到 1.2~6.8 μm , 具有很高的热塑性, 可以使热加工过程中的流变应力显著降低[17-19]。研究具有显微双相晶组织的合金在低于 γ' 相固溶温度的热变形行为, 如本构关系、再结晶动力学、在变形过程中显微组织的演变及稳定性, 具有重要的理论及实际意义。

WZ-A3 挤压态合金的热变形行为研究利用 Gleeble-3180 型热模拟试验机进行。从挤压棒的中心部位取热压缩模拟试样, 在变形温度 1040、1070、1100、1130 °C, 应变速率分别为 0.01、0.005、0.0025 s^{-1} 条件下进行热压缩试验。热压缩试样尺寸为 $\Phi 8 \text{ mm} \times 12 \text{ mm}$, 变形方向沿挤压棒的轴向, 真应变约 0.9 (总变形量约 60%), 加热速率为 10 °C/s, 保温时间为 3 min, 冷却方式为气冷。

试验结束后在体视显微镜下观察试样外观, 12 个试样均未发现裂纹。将试样沿轴向切成 2 等份, 分别用于热压缩态组织分析和固溶热处理态组织分析。用于组织分析的试样经磨抛后, 采用 Kallings 腐蚀液 (5 g $\text{CuCl}_2 + 100 \text{ mL HCl} + 100 \text{ mL C}_2\text{H}_5\text{OH}$) 腐蚀后, 利用 Nikon MM400 型光学显微镜观察热压缩样品纵截面 (即平行于热压缩方向) 的显微组织; 采用电解腐蚀液 (15 g $\text{CrO}_3 + 10 \text{ mL H}_2\text{SO}_4 + 150 \text{ mL H}_3\text{PO}_4$) 对试样进行电解腐蚀, 电压 3 V, 时间 3~5 s, 利用 Sigma 300 型扫描电子显微镜观察 γ' 相; 将金相样品重新抛光+振动抛光后用 Sigma 300 型扫描电子显微镜采集 EBSD 数据, 加速电压为 20 kV, 扫描步长为 0.3 μm 。

表 1 镍基粉末高温合金 WZ-A3 的化学成分

Table 1 Chemical composition of Ni-based P/M superalloy WZ-A3 ($\omega/\%$)

| Co | Cr | Mo | W | Al | Ti | Nb | Ta | Hf | Ni |
|---------------|---------------|-------------|-------------|-------------|-------------|-------------|-------------|-------------|------|
| 18.50 ~ 19.50 | 12.50 ~ 13.50 | 3.75 ~ 4.25 | 3.75 ~ 4.25 | 2.80 ~ 3.20 | 3.50 ~ 3.90 | 1.10 ~ 1.30 | 0.90 ~ 1.10 | 0.17 ~ 0.23 | Bal. |

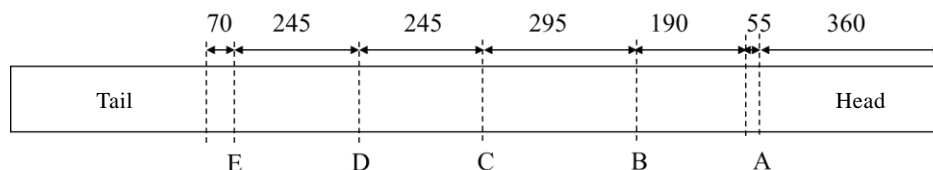


图 1 WZ-A3 合金挤压棒示意图

Fig.1 Schematic diagram of WZ-A3 alloy extrusion billet (mm)

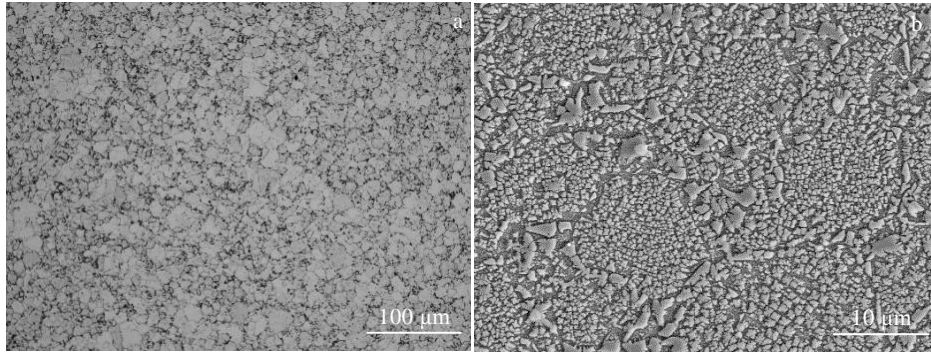


图2 WZ-A3 合金热等静压态显微组织

Fig.2 OM (a) and SEM (b) microstructures of as-HIPed WZ-A3 alloy

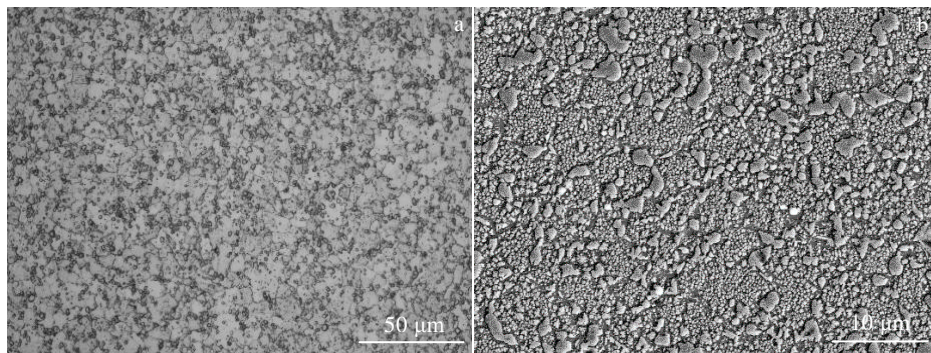


图3 WZ-A3 合金挤压棒平行于挤压方向的显微组织

Fig.3 OM (a) and SEM (b) microstructures of as-HEXed WZ-A3 alloy parallel to the extrusion direction

2 结果与分析

2.1 热压缩试验真应力-真应变曲线

WZ-A3 挤压态 Gleeble 试样在不同变形条件下热压缩的真应力-真应变曲线如图4所示。在4个温度, 3个应变速率下, 曲线均表现为随温度升高, 峰值应力下降, 随应变速率加快, 峰值应力上升的规律, 曲线的形态反映了合金在一定热变形条件下显微组织的变化和合金的热压缩性能。图4a和图4b显示, 当变形温度为1040和1070℃时, 3个应变速率下真应力快速增加, 到达峰值后, 真应力逐渐缓慢降低, 真应变达到0.7左右后, 随真应变增加真应力基本保持不变。表明合金经历了加工硬化、流变软化和稳态流变3个不同的阶段。合金开始变形前位错密度较低, 变形开始阶段位错数量快速增加, 位错滑移或攀移运动受阻, 这一阶段主要表现为加工硬化。随着变形程度增加, 在应变能较大的区域新生晶粒以应变诱导晶界迁移方式在晶粒内形核, 即SIBM形核, 新生晶粒消耗堆积的位错形成无应变再结晶晶粒, 合金发生动态再结晶和动态回复。当动态再结晶作用大于加工硬化

作用时, 应力开始下降, 合金表现为流变软化。在这一阶段合金发生动态再结晶引起晶粒细化是流变软化的主要原因。当加工硬化和流变软化达到动态平衡时, 表现为稳态流变, 即合金发生超塑性变形, 真应变增加, 真应力保持不变。这一阶段的显微组织特征是合金的晶粒尺寸几乎没有变化。

当变形温度提高到1100℃时(图4c), 2个较快应变速率0.01、0.005 s⁻¹的曲线有明显的加工硬化-流变软化-稳态流变的特征; 而在慢应变速率0.0025 s⁻¹的条件下, 真应力达到峰值以后, 随着真应变增大, 真应力没有明显下降而是保持不变, 曲线没有显示流变软化过程, 在加工硬化阶段后即呈现稳态流变。当变形温度进一步提高到1130℃时(图4d), 在3个应变速率下, 随着真应变增加, 真应力一直呈现缓慢增加, 说明在这个温度下合金未发生流变软化和稳态流变, 流变曲线表现为形变硬化特征, 合金热塑性降低。

以上结果揭示了WZ-A3挤压态粉末合金热变形的3个阶段, 及变形条件(温度, 速率)对流变曲线形态的影响。流变曲线的形态代表合金的热压缩性能, 是制定等温锻造工艺的重要参考依据。

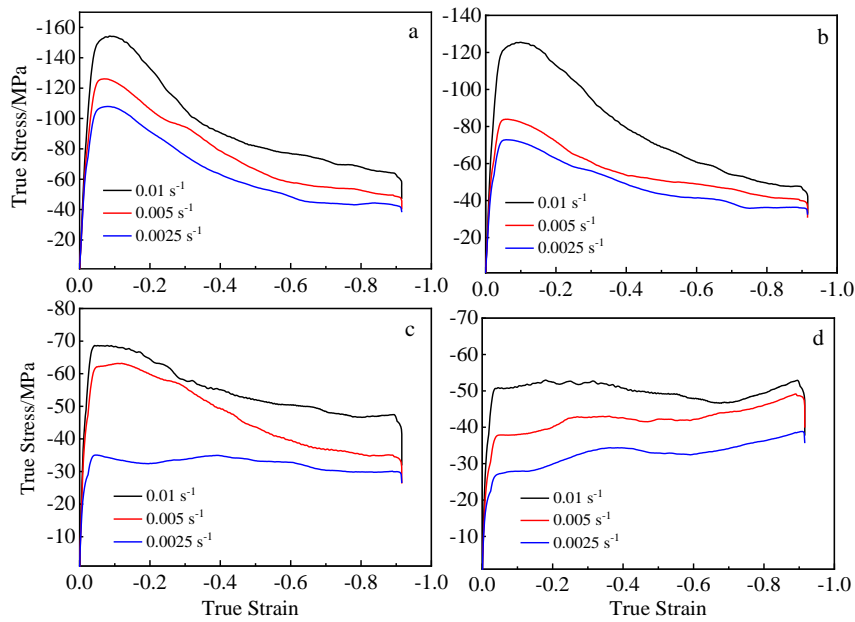


图 4 挤压态 WZ-A3 合金在不同变形条件下的真应力-真应变曲线

Fig.4 True stress-true strain curves of as-HEXed WZ-A3 alloy under various deformation conditions: (a) 1040 °C, (b) 1070 °C, (c) 1100 °C, and (d) 1130 °C

2.2 热压缩试样组织分析

2.2.1 宏观组织观察

大量文献数据显示镍基粉末高温合金在热压缩变形中如果变形参数控制不当,会出现项链晶组织,即再结晶形成的细小晶粒围绕在未再结晶的扁平状大晶粒周围,是一种典型的AGG。受不同变形温度、应变速率以及应变量的影响,出现AGG的部位不同,有AGG的部位宏观组织图中一般呈现为深灰色或黑色。WZ-A3挤压态Gleeble试样在不同条件下热压缩变形后各个部位均未出现类似的AGG组织,如图5所示。

2.2.2 变形温度对显微组织的影响

不同温度及速率的热压缩试样晶粒尺寸测量结果见表 2。应变速率为 0.005 s⁻¹时,试样经过不同温度压缩变形后的中心部位显微组织如图 6。在 4 个热压缩温度下,合金都发生了动态再结晶,呈均匀分布的等轴状晶粒。在 1040、1070、1100 °C变形时,再结晶晶粒尺寸与挤压态相比增加不明显,平均 4 μm 左右,沿晶界分布的大尺寸 γ'相没有变化,显微组织仍保持了 γ+γ'显微双相组织的特征;当变形温度增加到 1130 °C时,合金发生了明显的晶粒长大,晶粒尺寸增

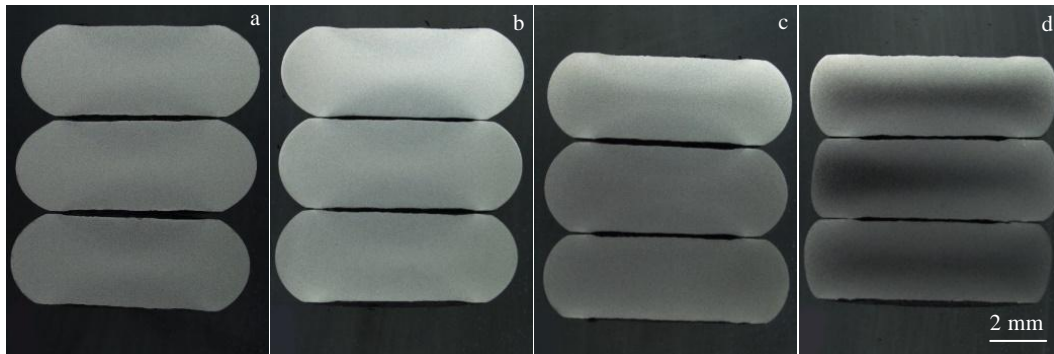


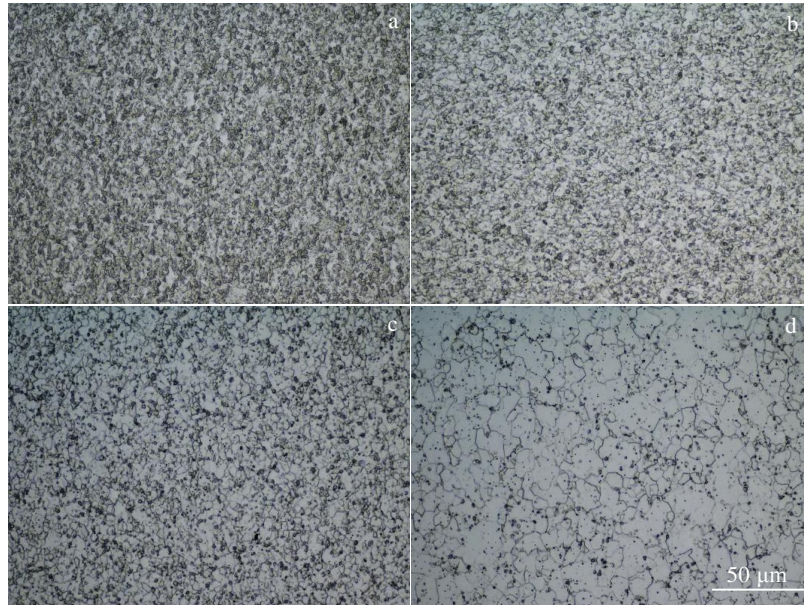
图 5 不同变形条件下试样纵截面的宏观组织

Fig.5 Macrostructures of the longitudinal section of specimens after various thermal compression: (a) 1040 °C, (b) 1070 °C, (c) 1100 °C, and (d) 1130 °C (the strain rates are 0.01, 0.005, and 0.0025 s⁻¹ from top to bottom)

表2 热压缩变形试样平均晶粒尺寸

Table 2 Average grain size of the specimen after thermal compression

| Temperature/°C | 1040 | | | 1070 | | | 1100 | | | 1130 | | |
|-----------------------------|------|-------|--------|------|-------|--------|------|-------|--------|------|-------|--------|
| Strain rate/s ⁻¹ | 0.01 | 0.005 | 0.0025 | 0.01 | 0.005 | 0.0025 | 0.01 | 0.005 | 0.0025 | 0.01 | 0.005 | 0.0025 |
| Average grain size/μm | 3.8 | 4.1 | 4.2 | 3.6 | 3.5 | 4.2 | 3.7 | 4.0 | 4.5 | 6.5 | 6.8 | 8.0 |

图6 应变速率0.005 s⁻¹时不同变形温度试样芯部显微组织Fig.6 Microstructures of the center part of the specimens compressed at strain rate of 0.005 s⁻¹ and different compression temperatures: (a) 1040 °C, (b) 1070 °C, (c) 1100 °C, and (d) 1130 °C

加到7~8 μm。由图6d所示,在这个温度下γ'相开始溶解,沿晶界分布的γ'尺寸减小,数量减少,晶界迁移阻力变小,合金发生明显的晶粒长大,显微组织失去了γ+γ'双相晶组织的特征。由图4d可知,1130 °C时的流变曲线的特征是随真应变增加真应力一直上升,说明虽然温度增高但合金发生了形变硬化,热塑性反而下降。以上分析结果表明晶界大尺寸γ'相对晶界的钉扎作用是合金保持热加工性能的重要原因,值得指出的是显微双相晶组织中的晶界大尺寸γ'与基体是非共格的,与在晶内呈弥散分布的细小γ'不一样,前者可以在热变形过程中有效地阻止晶界迁移;后者却会阻碍位错在晶内滑移,使热塑性下降。

2.2.3 应变速率对显微组织的影响

当变形温度为1100 °C时,不同应变速率热压缩试样的中心部位显微组织如图7所示。利用Image J软件统计分析,应变速率为0.01和0.005 s⁻¹时,晶界γ'面积约占11%,而应变速率降低到0.0025 s⁻¹时,晶界γ'减少,约占9.5%。结合表2可知,应变速率为0.0025 s⁻¹时晶粒尺寸比应变速率为0.005 s⁻¹时增加了约0.5 μm,可见晶界γ'减少虽只有1.5%,也减弱了对晶界的钉扎作用,当应变速率较慢时,再结晶晶粒有足够时间合并长大。

由图4c可见,其流变曲线的特征是合金在加工硬化阶段后没有出现明显的流变软化。如图7a,7b所示,应变速率为0.01和0.005 s⁻¹时,合金发生动态再结晶,变形组织未发生明显的晶粒长大,其流变曲线的特征为流变软化。这个结果表明在一定温度下,当应变速率降低到一个临界值,合金的变形行为将转变为形变硬化,变形组织的晶粒尺寸将会发生长大。温度补偿变形速率因子Zener-Hollomon参数(Z参数)^[20,21]很早就被提出,如式(1)所示:

$$Z = \dot{\epsilon} \cdot \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad (1)$$

其中, $\dot{\epsilon}$ 为应变速率, R 为气体常数(8.314 J/(mol K)), T 为变形温度(K), Q 为材料的应变激活能(通过应力应变曲线计算WZ-A3合金1100 °C挤压态的 Q 为526 kJ/mol)。由式(1)可知当 Z 参数保持不变,应变速率和变形温度 T 可以互相补偿,应变速率降低的作用,相当于温度增高。这一原理被广泛地用于锻造实践中控制锻件的晶粒度。

根据以上WZ-A3合金热压缩试样真应力-真应变曲线特征、晶粒尺寸和显微组织的分析可知,在不同温度、不同应变速率下热压缩变形时合金中γ'相的数



图 7 变形温度 1100 °C 时不同应变速率试样芯部显微组织

Fig.7 Microstructures of the center part of the specimens compressed at 1100 °C and different strain rates: (a) 0.01 s⁻¹, (b) 0.005 s⁻¹, and (c) 0.0025 s⁻¹

量、分布、尺寸是决定合金热变形性能的重要因素。WZ-A3 合金 1100 °C 挤压态组织为典型的显微双相晶组织。热压缩试验结果表明，热压缩试样在应变速率为 0.005 s⁻¹、变形温度分别为 1070 和 1100 °C 时仍然保持了显微双相晶组织，如图 8 所示。1070 °C 变形时，晶内细小的 γ' 开始溶解，数量减少，晶界 γ' 尺寸增多（图 8a）。1100 °C 变形时，晶内细小的 γ' 基本溶解，块状 γ' 主要富集在晶界，再结晶更完全（图 8b）。

晶界角度 2°~15° 定义为小角度晶界（low angle grain boundary, LAGB），晶界角度超过 15° 定义为大角度晶界（high angle grain boundary, HAGB）。一般认为 LAGB 少，HAGB 多的组织再结晶更完整。EBSD 背散射 OIM (original imaging microscopy) 图像分析显示 1070 °C 变形的试样 LAGB（图 9a1 红线）和 HAGB（图 9a1 黑线）分别占比 21% 和 79%（图 9a2），1100 °C 变形的试样 LAGB（图 9b1 红线）和 HAGB（图 9b1 黑线）分别占比 19.6% 和 80.4%（图 9b2）。2 个试样的小角度晶界占比都比较少，大角度晶界占比都很高，说明 2 个试样的动态再结晶都比较完全。

2.3 热压缩变形试样过固溶热处理对晶粒尺寸的影响

为了满足对盘件晶粒尺寸及最终力学性能的技术

要求，热变形后的合金需要进行固溶和时效热处理。由于亚固溶热处理对晶粒尺寸影响不大，本研究仅讨论过固溶热处理对 WZ-A3 合金挤压态 + Gleeble 热压缩试样晶粒尺寸的影响。经 1190 °C / 2.5 h 过固溶处理后试样的宏观和微观组织如图 10 所示。如前所述，经 1070 °C，0.005 s⁻¹ 和 1100 °C，0.005 s⁻¹ 热压缩变形的试样具有 $\gamma + \gamma'$ 显微双相晶组织，尺寸约为 4 μm，经 1190 °C 保温 2.5 h 过固溶热处理后，晶粒明显长大，但没有发现项链晶组织及不符合技术要求的异常晶粒长大，宏观晶粒分布均匀，晶粒尺寸为 20~40 μm（ASTM 6~8 级），满足 DMHT 热处理对盘缘晶粒尺寸的要求。

2.4 小尺寸盘件热模锻试验

为验证 WZ-A3 合金的热加工性能，分别用 1100 °C，0.005 s⁻¹ 和 1080 °C，0.005 s⁻¹ 变形工艺，利用 3000 t 油压锻机进行了热模锻工艺试验。锻前材料为直径 125 mm 的 WZ-A3 热挤压棒，模锻件尺寸为直径 190 mm，高 115 mm。锻件的轴向截面宏观组织见图 11。锻件的晶粒尺寸测量部位见图 12，结果见表 3。结果显示，1100 °C 锻造的盘件晶粒尺寸比 1080 °C 的粗 1~2 μm，2 个盘件晶粒度均在 13 级以上，各部位组织均匀，没有锻造裂纹，满足双性能热处理盘坯对锻件显微组织的要求。

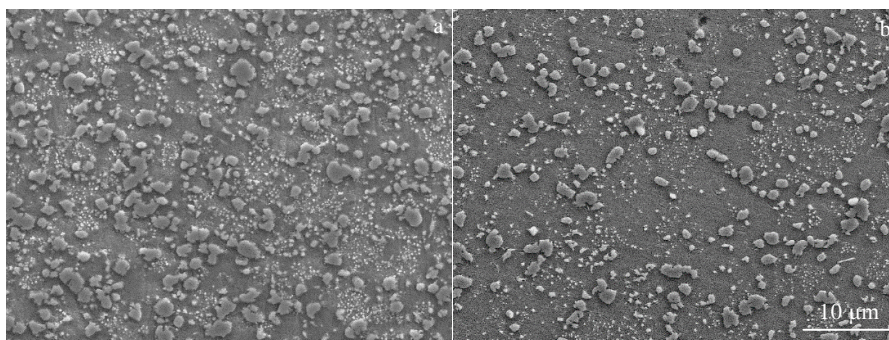


图 8 应变速率 0.005 s⁻¹ 时，1070 和 1100 °C 试样的 $\gamma + \gamma'$ 显微双相晶粒组织

Fig.8 $\gamma + \gamma'$ microduplex structures of specimens compressed at strain rate of 0.005 s⁻¹ and temperature of 1070 °C (a), 1100 °C (b)

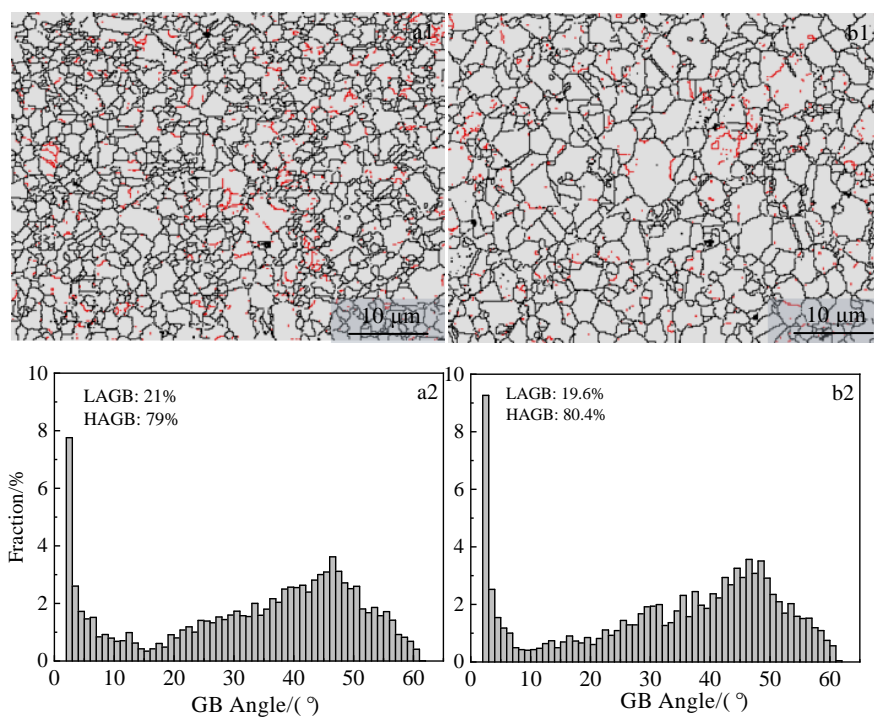


图 9 不同热压缩变形条件下WZ-A3挤压态合金的OIM和大/小角晶界占比图

Fig.9 Typical OIM maps (a1, b1) and fraction of HAGB and LAGB (a2, b2) of as-extruded WZ-A3 alloy after different hot compression: (a1, a2) 1070 °C, 0.005 s⁻¹; (b1, b2) 1100 °C, 0.005 s⁻¹

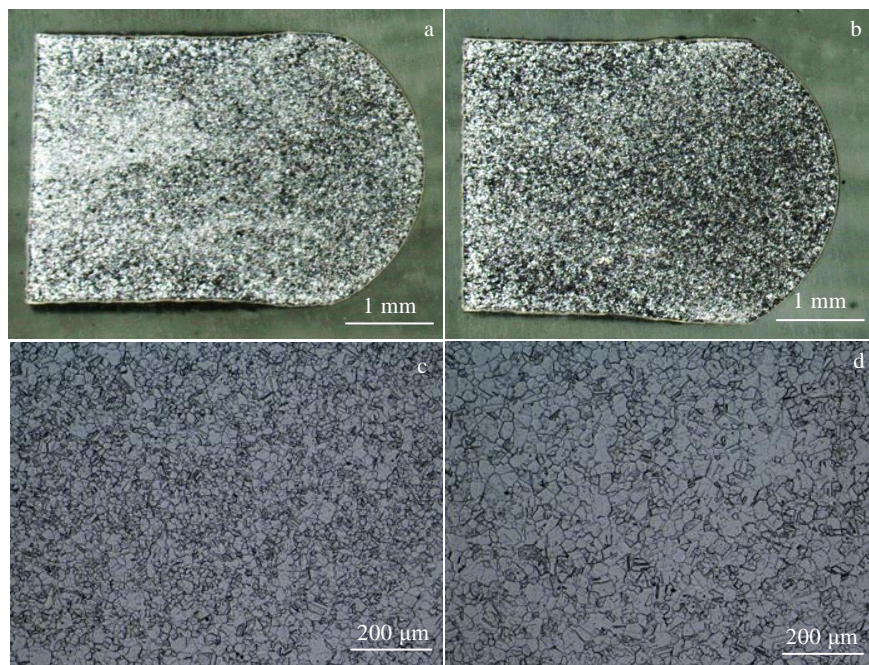


图 10 不同热压缩条件下及1190 °C/2.5 h 过固溶热处理试样纵截面的宏观和微观组织

Fig.10 Macrostructures (a, b) and microstructures (c, d) of the longitudinal section of specimens after solution heat treatment at 1190 °C for 2.5 h and different hot compression: (a, c) 1070 °C, 0.005 s⁻¹; (b, d) 1100 °C, 0.005 s⁻¹

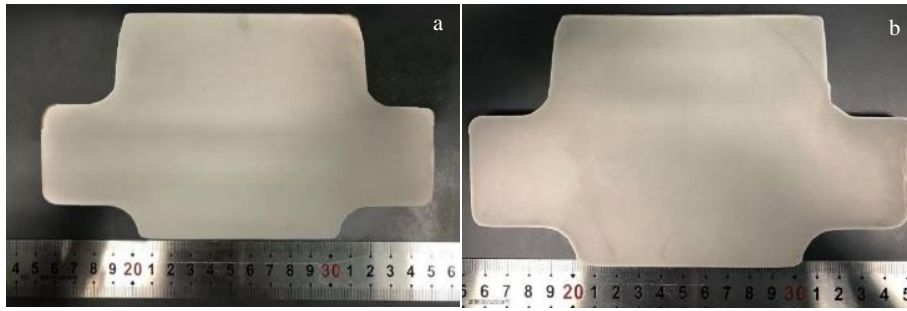


图 11 1100和1080 °C锻造 Φ 190 mm \times 115 mm小尺寸盘件宏观组织

Fig.11 Macrostructures of the two sub-sized plates with a diameter of 190 mm and a height of 115 mm forged at 1100 °C (a) and 1080 °C (b)

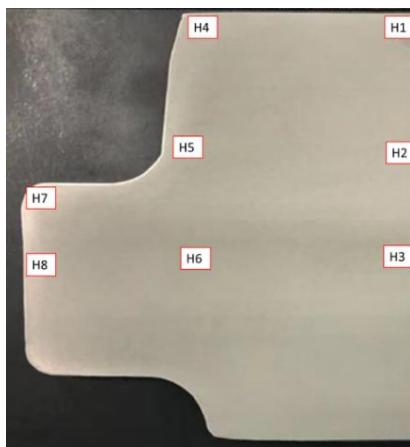


图 12 锻造小尺寸盘件晶粒尺寸测量部位

Fig.12 Grain size measurement locations of the forged sub-sized plate

表 3 图 12 标注位置的锻造小尺寸盘件平均晶粒尺寸

Table 3 Average grain sizes of the positions marked in Fig.12 for the two forged sub-sized plates (μm)

| Position | H1 | H2 | H3 | H4 | H5 | H6 | H7 | H8 |
|----------|-----|-----|-----|-----|-----|-----|-----|-----|
| 1100 °C | 5.3 | 4.8 | 2.9 | 4.4 | 4.2 | 3.2 | 3.0 | 3.0 |
| 1080 °C | 4.8 | 4.3 | 2.9 | 3.7 | 3.7 | 2.7 | 3.0 | 2.9 |

3 结 论

1) WZ-A3合金经1100 °C，35 mm/s挤压后获得晶粒尺寸约4 μm 的 $\gamma+\gamma'$ 双相晶组织。合金在热变形温度1040~1100 °C，应变速率0.0025~0.01 s^{-1} 时，变型性能良好，未出现开裂、项链晶、异常晶粒长大等现象。

2) 挤压态WZ-A3合金热变形温度1070~1100 °C，应变速率0.005~0.01 s^{-1} 时，晶粒尺寸4 μm 左右，显微组织保持与挤压态基本一样的细小 $\gamma+\gamma'$ 双相晶组织。经

1190 °C/2.5 h过固溶热处理后晶粒度为6~8级，无异常晶粒长大。

3) 挤压态WZ-A3合金锻造温度1080~1100 °C，应变速率0.005 s^{-1} 时，各部位均没有出现异常晶粒长大，可以得到13级以上细小均匀的晶粒组织，满足DMHT热处理盘坯对锻件显微组织的要求。

参考文献 References

[1] Gayda John, Gabb Timothy, Kantzos Peter. *Mechanical Properties of a Superalloy Disk with a Dual Grain Structure*, NASA/TM-2003-212181[R]. Cleveland: NASA, 2003: 1

[2] Mourer D P, Williams J L. *Superalloys 2004*[C]. PA: TMS, 2004: 401

[3] Liu Jiantao(刘建涛), Tao Yu(陶宇), Zhang Yiwen(张义文) et al. *Transactions of Materials and Heat Treatment(材料热处理学报)*[J], 2010, 31(5): 71

[4] Liu Songhao(刘松浩), Si Jiayong(司家勇), Chen Long(陈龙). *The Chinese Journal of Nonferrous Metals(中国有色金属学报)*[J], 2020, 30(6): 1317

[5] Hou Qiong(侯琼), Tao Yu(陶宇), Jia Jian(贾建). *Chinese Journal of Engineering(工程科学学报)*[J], 2019, 41(2): 209

[6] Xie Xinghua(谢兴华), Yao Zekun(姚泽坤), Ning Yongquan(宁永权) et al. *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2012, 41(1): 82

[7] Parr I M D, Jackson T J, Hardy M C et al. *Superalloy 2016*[C]. PA: TMS, 2016: 447

[8] Charpagne M A, Franchet J M, Bozzolo N. *Materials & Design*[J], 2018, 144: 353

[9] Ning Yongquan(宁永权). *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2016, 45(5): 1225

[10] Wang Y L, Li Y, Zhang H et al. *Philosophical Magazine*[J], 2021, 101(2): 193

- [11] Yang Jinlong(杨金龙), Ma Xiangdong(马向东), Li Yuan(李远) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(2): 651
- [12] Zhang Gaoxiang(张高翔), Long Anping(龙安平), Xiao Lei(肖磊) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2021, 50(8): 2789
- [13] Semiatin S L, Shank J M, Shiveley A R *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2014, 45(13): 6231
- [14] Zhang B J, Zhang W Y, Liu J T *et al. Superalloy 2020*[C]. PA: TMS, 2020: 509
- [15] Bate Peter, Hutchinson Bevis. *Scripta Materialia*[J], 1997, 36(2): 195
- [16] Beucia B, Queyreau S, Kahloun C *et al. International Journal of Plasticity*[J], 2019, 115: 29
- [17] Zhang Ming(张明), Liu Guoquan(刘国权), Hu Benfu(胡本芙). *Acta Metallurgical Sinica*(金属学报)[J], 2017, 53(11): 1469
- [18] Alniak M O, Bedir F. *Materials Science and Engineering A*[J], 2006, 429(1-2): 295
- [19] Huang Hailiang(黄海亮). *Thesis for Doctorate*(博士论文)[D]. Beijing: Beijing University of Science and Technology, 2020
- [20] Sakai Taku, Belyakovb Andrey, Kaibyshev Rustam *et al. Progress in Materials Science*[J], 2014, 60: 130
- [21] Ebrahimi Gholam Reza, Momeni Amir, Abbasi Seyed Mehdi *et al. Metals and Materials International*[J], 2013, 19: 11

Hot Compression Deformation Behavior of Novel Ni-Based PM Superalloy WZ-A3

Xiao Lei¹, Cui Jinyan¹, Wang Chong¹, Ma Xiangdong¹, Xiong Jiangying^{1,2}, Long Anping^{1,2}, Yang Jinlong^{1,2}, Guo Jianzheng^{1,2}

(1. Shenzhen Wedge Central South Research Institute Co., Ltd, Shenzhen 518000, China)

(2. State Key Laboratory of Powder Metallurgy, Central South University, Changsha 410083, China)

Abstract: A novel third generation Ni-based PM (powder metallurgy) superalloy WZ-A3 was evaluated for its hot compression behavior. Gleeble simulation tests on the extruded WZ-A3 samples over the temperature range of 1040~1130 °C and strain rate range of 0.0025~0.01 s⁻¹ were conducted. The samples compressed under different conditions were analyzed for grain size and microstructure evolution. The results indicate that under the compression conditions of temperatures from 1070 °C to 1100 °C, and strain rate from 0.005 s⁻¹ to 0.01 s⁻¹, a uniform fine grain around 4 μm with $\gamma+\gamma'$ microduplex structure can be obtained, and no abnormal grain growth and necklace grains are observed throughout. To validate compression property of the extruded WZ-A3 alloy, hot die forging was conducted successfully to make two prototype forgings with the size of 190 mm in diameter and 115 mm in height.

Key words: Ni-based powder metallurgy superalloy; hot compression; grain size; $\gamma+\gamma'$ microduplex structure

Corresponding author: Guo Jianzheng, Ph. D., Professor, State Key Laboratory of Powder Metallurgy, Central South University, Changsha 410083, P. R. China, Tel: 0086-755-82799717, E-mail: guo_jianzheng@qq.com