

基于热加工图的均匀化态 GH4151 合金 热变形行为研究

王 法, 江 河, 董建新

(北京科技大学 材料科学与工程学院, 北京 100083)

摘 要: 高性能航空发动机的发展亟需可在 800 °C 以上服役的涡轮盘用高温合金。通过提升 γ' 相含量, 可显著提升高温合金热强性。GH4151 合金是高 γ' 相含量高温合金的典型代表, 在热力学平衡态下 γ' 相含量约 55% (质量分数, 下同), 合金服役温度高达 800 °C, 应用前景广阔。然而高含量的 γ' 相也增大了变形难度。对均匀化后的铸锭进行开坯是高温合金盘锻件制备中的重要环节, 但目前关于均匀化态 GH4151 合金热变形行为仍缺乏系统的研究。因此本研究对均匀化态 GH4151 合金进行等温热模拟压缩实验, 基于流变曲线构建热加工图, 通过场发射扫描电子显微镜 (FESEM), 能谱耦合电子背散射衍射 (coupled EBSD/EDS) 等表征方法观察分析热变形组织。基于热加工图得到变形安全区为 1060~1090 °C, 0.1~0.2 s⁻¹, 及 1060~1070 °C, 0.1~1 s⁻¹。初始组织内大量存在的一次 γ' 相 (γ'_I 相) 阻碍位错运动, 促进再结晶, 并且钉扎晶界, 细化晶粒。随着变形量的增加, 失稳区逐渐扩大。GH4151 合金主要失稳形式为变形试样鼓肚处存在的拉应力诱导晶界及 γ/γ'_I 相界开裂, 提高变形温度及变形速率会加重开裂。

关键词: GH4151; 热加工图; γ' 相; 热变形

中图分类号: TG146.1⁺5; TG301

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2023)01-0245-08

随着航空工业的不断发展, 亟需可在更高温度服役的涡轮盘材料。沉淀强化镍基高温合金是目前航空发动机主要的涡轮盘材料, 其中 γ' 相起到重要的强化作用。提高合金中的 γ' 相含量, 是提高高温合金性能的重要途径^[1]。因此, 借鉴俄罗斯镍基变形高温合金 Θ K151 的成功案例, 结合中国内情况, 中国成功研制出具有高 γ' 相含量的 GH4151 合金。该合金在热力学平衡态下 γ' 相含量约为 55%, 服役温度高达 800 °C, 是高推重比航空发动机的重要备选材料之一^[2]。提升 γ' 相含量导致 γ' 相分布复杂。在热处理后, GH4151 合金的 γ 基体析出与基体非共格的一次 γ' 相 (γ'_I 相), 起到钉扎晶界, 细化晶粒的作用; γ 基体析出与基体共格的二次 γ' 相 (γ'_{II} 相) 及更为细小的三次 γ' 相 (γ'_{III} 相), 起到提升合金强度的作用, 其中 γ'_{II} 相的强化效果最为显著^[2]。然而高含量的 γ' 相也提升了合金的变形难度, 主要表现为热塑性差、热加工窗口范围小、变形抗力高、组织控制困难等特点^[1]。开坯是盘锻件制备中的重要环节, 通过再结晶细化均匀化态铸锭的粗大晶粒, 为后续热锻工序提供组织状态优良的坯料^[3-4]。开坯工艺不当易造成开裂严重及残留低倍粗晶, 降低成材率^[1,5]。因此对均匀化态难变形 GH4151

合金进行热变形行为的研究具有重要意义。

目前针对均匀化态 GH4151 合金的热变形行为研究并不系统。谭远过^[6]结合合金的开裂行为提出均匀化态 GH4151 合金的最佳热加工窗口为 1150~1180 °C, 但作者仅进行了单一应变速率的实验, 对其他变形速率下的结果未予报道。在上述温度区间内, GH4151 合金在 1180 °C 快速开坯时开裂严重^[7], 表明该合金对于热变形条件极为敏感。吕少敏^[2]系统研究了锻态 GH4151 合金热加工区间的优化, 但锻态和均匀化态初始组织在晶粒尺寸、 γ' 相分布等方面存在较大差异。现有研究缺乏具有高含量 γ' 相的均匀化态 GH4151 合金热变形行为的系统性报道。

基于动态材料模型所构建的热加工图能够比较准确地直观地反映出材料在热变形过程中的组织演变行为及失稳情况^[8], 为热变形条件的制定提供一种较为便捷直观的方法。基于热加工图理论, 得到热挤压态难变形高温合金 GH4975 在 $\gamma+\gamma'$ 两相区适宜加工^[8]。锻态 GH4068 合金^[9]与 Udimet 720Li^[10] 合金在两相区变形均较为安全, 并且变形后再结晶程度高, 晶粒组织细小均匀。上述难变形高温合金适宜加工区间基本位于 $\gamma+\gamma'$ 两相区,

收稿日期: 2022-01-18

基金项目: 高温结构材料重点实验室开放基金; 中央高校基本科研业务费 (FRF-TP-19-038A2)

作者简介: 王 法, 男, 1995 年生, 博士生, 北京科技大学材料科学与工程学院, 北京 100083, 电话: 010-62332884, E-mail: wangfamse@163.com

此时合金中存在的大量 γ' 相起着重要作用。均匀化态 GH4720Li 合金在 $\gamma+\gamma'$ 两相区热变形时 γ' 相的钉扎作用可细化晶粒尺寸^[11]。GH4065A 合金在热变形过程中大尺寸 γ' 相同样限制了动态再结晶晶粒的长大^[12]。Ren é65 合金在热变形过程中，一次 γ' 相通过反向析出奥氏体基体诱导异质形核再结晶机制，促进了再结晶的进行^[13]。然而在具有高 γ' 相含量的 GH4151 合金中，两相区的热变形行为同样缺少系统性研究。

鉴于上述对 GH4151 合金研究现状的分析，本工作采用等温热模拟压缩实验，结合组织观察和热加工图构建等多种手段对均匀化态 GH4151 合金的热变形行为进行研究。利用动态材料模型绘制出不同条件下的热加工图，结合实际组织形貌特征，提出均匀化态 GH4151 合金的安全热加工区间，分析安全区与失稳区的组织演变特征，为实际开坯工艺的设计制定提供理论及实验方面的参考。

1 实验

实验用均匀化态 GH4151 合金铸锭尺寸为 $\Phi 110\text{ mm}\times 160\text{ mm}$ ，其化学成分如表 1 所示。在铸锭二分之一半径处切下 $10\text{ mm}\times 10\text{ mm}\times 5\text{ mm}$ 的方块，通过金相制备后以 $10\text{ mL HCl}+0.7\text{ mL H}_2\text{SO}_4+3\text{ g CuSO}_4$ 溶液对其晶粒组织进行侵蚀，在 DMR 光学显微镜下进行光镜观察，如图 1a 所示为侵蚀后的晶粒特征，整体呈现粗晶特点，平均晶粒尺寸约为 1.11 mm 。为进一步观察显微组织形貌特征，采用 $150\text{ mL H}_3\text{PO}_4+10\text{ mL H}_2\text{SO}_4+15\text{ g CrO}_3$ 溶液进行电解侵蚀，直流电压为 5 V ，时长为 5 s ，侵蚀后在 Supra 55 场发射扫描电镜下进行显微观察，如图 1b 所示。初始态组织主要由弥散分布的大量形貌不规则的 γ' 相，以及尺寸较小的 γ'' 相组成。通过统计得到 γ' 、 γ'' 相的平均尺寸分别为 $3.06\text{ }\mu\text{m}$ 、 300 nm 。

为研究合金的热变形行为，在铸锭二分之一半径处切取尺寸为 $\Phi 10\text{ mm}\times 15\text{ mm}$ 的圆柱样品，表面磨光后在 Gleeble-3500 试验机上进行热模拟压缩实验。所有样品均以 $10\text{ }^\circ\text{C/s}$ 升温到变形温度后保温 2 min 进行变形，之后迅速水冷以保留变形组织。变形温度为 1060 、 1090 、 1120 、 $1150\text{ }^\circ\text{C}$ ；工程应变量为 15% 、 30% 、 45% 、 60% ；变形速率为 0.1 、 1 、 10 s^{-1} 。热压缩样品沿径向方向纵剖后，对其纵剖面进行金相制备。采用 $150\text{ mL H}_3\text{PO}_4+10\text{ mL H}_2\text{SO}_4+15\text{ g CrO}_3$ 溶液进行电解侵蚀，所用直流电

表 1 GH4151 合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of GH4151 alloy (wt%)

Cr	Co	W	Mo	Al	Nb	Ti	V	Fe	C	Ni
11.6	15.1	2.7	4.6	3.8	3.7	3	0.58	0.06	0.04	Bal.

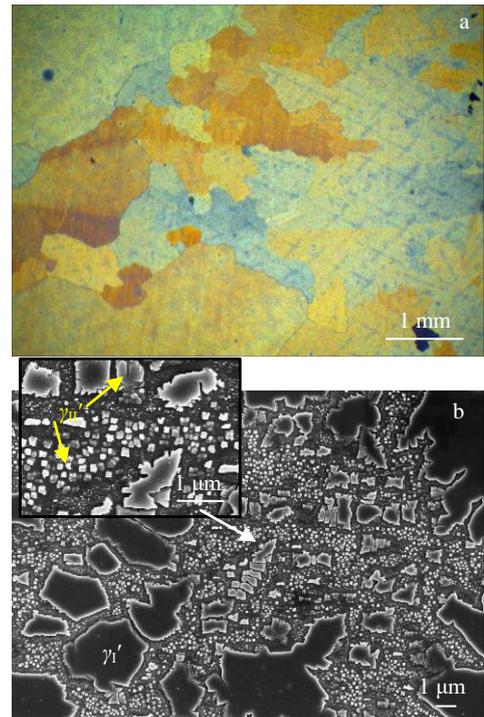


图 1 GH4151 合金初始态显微组织

Fig.1 Initial microstructures of GH4151 alloy: (a) grain microstructure and (b) precipitation phase

压为 5 V ，时间为 $3\sim 5\text{ s}$ 。侵蚀后在 Supra 55 场发射扫描电镜下进行观察。采用 $20\% \text{ H}_2\text{SO}_4+80\% \text{ CH}_3\text{OH}$ 溶液进行电解抛光，所用电压为 10 V ，时间为 $5\sim 10\text{ s}$ 后，采用能谱耦合 EBSD 方法对其微观组织进行分析。

2 结果与讨论

2.1 流变应力行为

图 2 所示为均匀化态 GH4151 合金在热压缩过程中的典型流变应力曲线。在热压缩初始阶段，所有变形条件下的流变应力均迅速增加，表现出加工硬化的特征。随着热压缩过程的进行，合金流变应力到达峰值后逐渐缓慢降低，呈现流变软化的特征。当加工硬化与流变软化效应相同时，流变应力达到峰值。应力应变曲线存在明显峰值的特点，表明合金在热压缩过程中发生了动态再结晶^[14]。该流变行为在镍基合金热变形中较为常见^[8,15-16]。随着变形速率的降低和变形温度的增加，峰值应力逐渐降低。这是由于降低应变速率可使位错有充分的时间运动及湮灭，降低再结晶的临界位错密度，促进再结晶的发生^[17]，提高变形温度能够加速再结晶晶粒边界的移动，同样可以诱导再结晶的进行^[18-19]，从而促进了流变软化。

2.2 热加工图的构建

基于动态材料模型所构建的热加工图能够比较准确

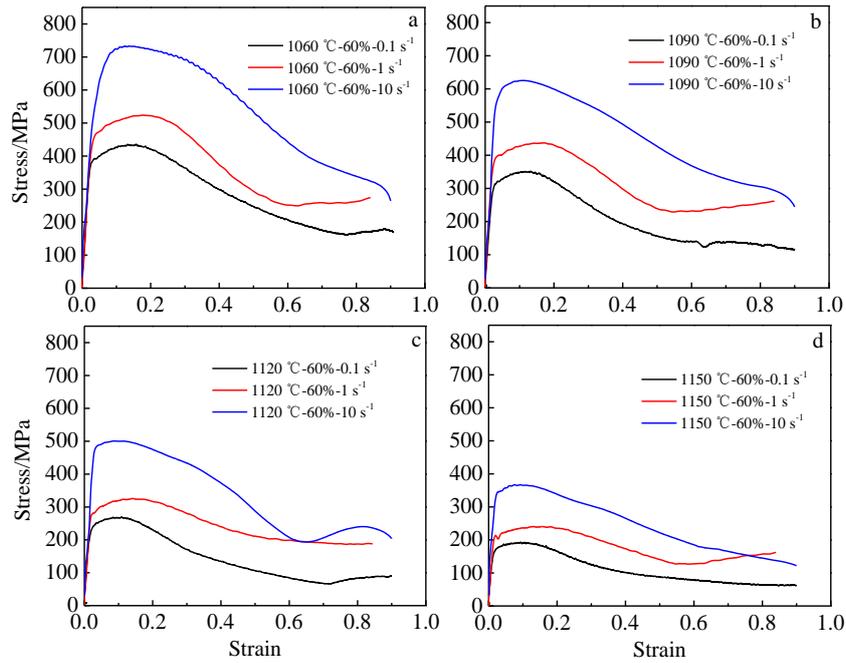


图 2 不同温度下均匀化态 GH4151 合金热压缩流变应力曲线

Fig.2 Flow stress curves of hot compression of homogenized GH4151 alloy at different temperatures: (a) 1060 °C, (b) 1090 °C, (c) 1120 °C, and (d) 1150 °C

直观地反映出材料在热变形过程中的安全区间及失稳情况。热加工图是功率耗散图与失稳图的叠加。Prasad 等人认为输入系统的能量 P 可分为耗散量 G 和耗散协量 J 2 部分^[20]。 G 代表材料发生塑性变形所消耗的能量，其中大部分能量以热的形式消耗，小部分能量以缺陷的形式储存； J 代表变形过程中组织演变所耗散的能量。这 2 种能量的关系如式 (1) 所示：

$$P = G + J = \int_0^{\dot{\epsilon}} \sigma d\dot{\epsilon} + \int_0^{\sigma} \dot{\epsilon} d\sigma \quad (1)$$

J 和 G 的偏导比值为应变速率敏感指数 m 。功率耗散因子 η 如式 (2) 所示。 η 随温度和应变速率的变化绘在一起，构成功率耗散图。较高的 η 通常表明在热加工过程中发生再结晶^[21]。

$$\eta = \frac{J}{J_{\max}} = \frac{2m}{m+1} \quad (2)$$

Prasad 通过大塑性流变不可逆热力学的极值原理，得到高温变形流动失稳判据，如式 (3) 所示^[22]。当满足该判据时，表明发生塑性变形失稳。该判据常用于金属材料高温变形中的失稳分析^[21,23]。

$$\xi(\dot{\epsilon}) = \frac{\partial \ln[m/(m+1)]}{\partial \ln \dot{\epsilon}} + m < 0 \quad (3)$$

$\xi(\dot{\epsilon})$ 随温度和应变速率的变化构成了失稳图。如图 3 所示为工程应变分别为 15%，30%，45%，60% 时的热加工图及对应试样宏观形貌。热加工图中白色区域为安

全区域，阴影区域为失稳区域。安全区域内功率耗散因子较高，表明更多能量用于组织演变。在 15% 工程应变下，无明显失稳区。随着应变增加，失稳区逐渐扩大，尤其变形量为 60% 时，失稳区占据了大部分的变形条件，并且失稳区内的功率耗散因子较低，表明能量更多的用于缺陷的积累^[24]，对应试样的宏观表面均存在明显的开裂行为。热加工图的结果与实际试样宏观形貌特征较为一致。失稳区中试样开裂位置均在热压缩试样鼓肚位置，并且开裂面与力轴方向成近 45° 夹角，这表明在热压缩过程中，摩擦作用导致试样自由表面区域承受周向的拉应力，进一步导致材料在拉应力的最大剪应力面发生断裂^[25]。该现象也表明材料的塑性较差^[26]。综合不同变形量下热加工图的安全区范围，可得较为安全的变形区间为 1060~1090 °C，0.1~0.2 s⁻¹，以及 1060~1070 °C，0.1~1 s⁻¹。该区间较为狭窄，也反映了难变形高温合金的热加工温度区间狭小，加工困难等特征^[27-28]。

2.3 热变形过程组织演变特征

GH4151 合金中 γ' 相的全溶温度约为 1165 °C^[2]。GH4151 合金在 $\gamma+\gamma'$ 两相区变形，在热变形过程中会存在大量的 γ' 相。因此 γ' 相会对热变形行为产生明显的影响。下面根据热加工图的结果，分析 GH4151 合金在安全区及失稳区内的组织演变行为。

图 4 所示为 60% 工程变形量下安全区的典型组织特征，变形条件为 1090 °C-60%-0.1 s⁻¹。在安全区内热压缩

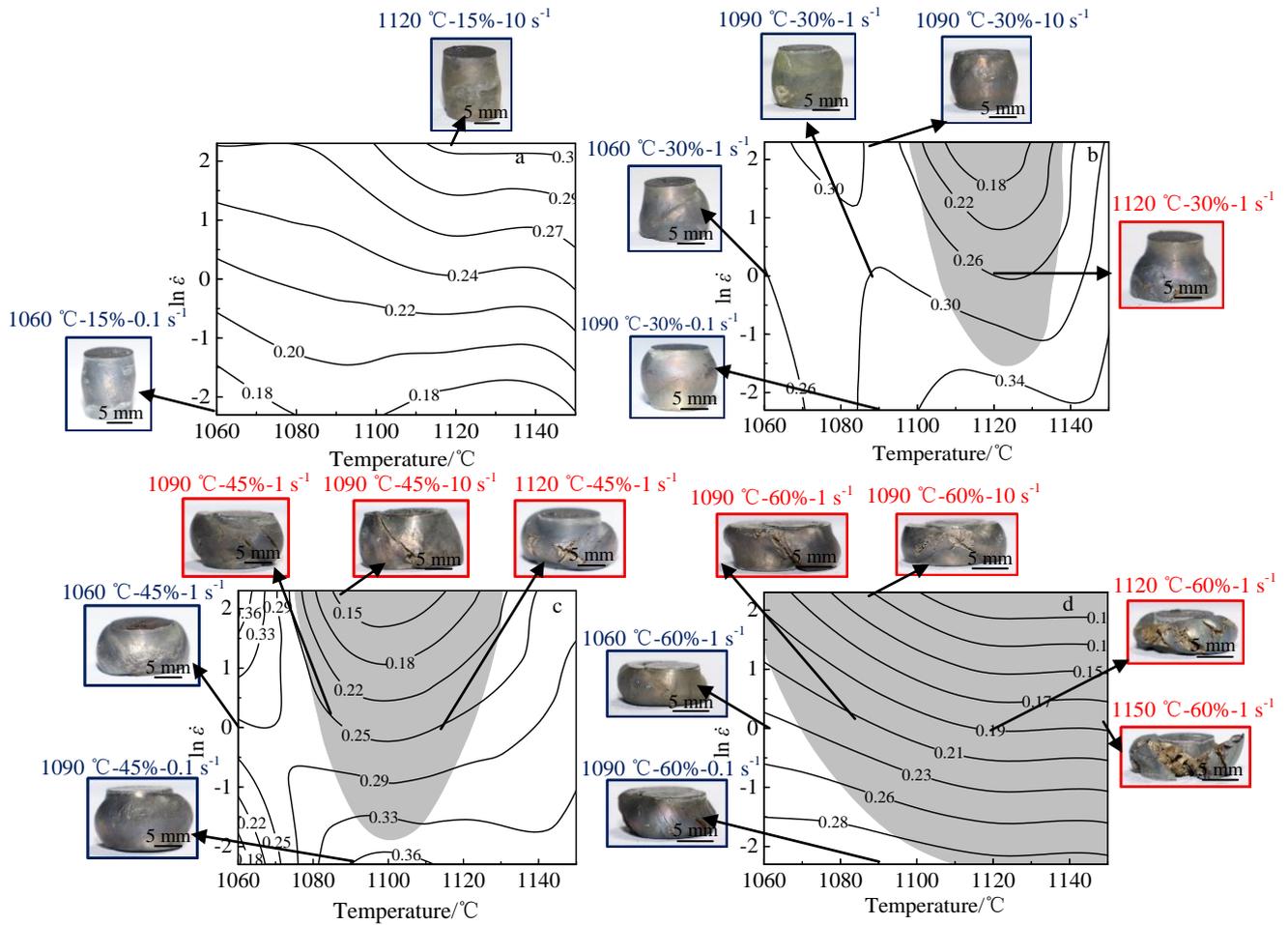


图 3 不同工程应变下的热加工图

Fig.3 Hot processing maps at different engineering strain: (a) 15%, (b) 30%, (c) 45%, and (d) 60% (shaded regions are instability domains of deformation)

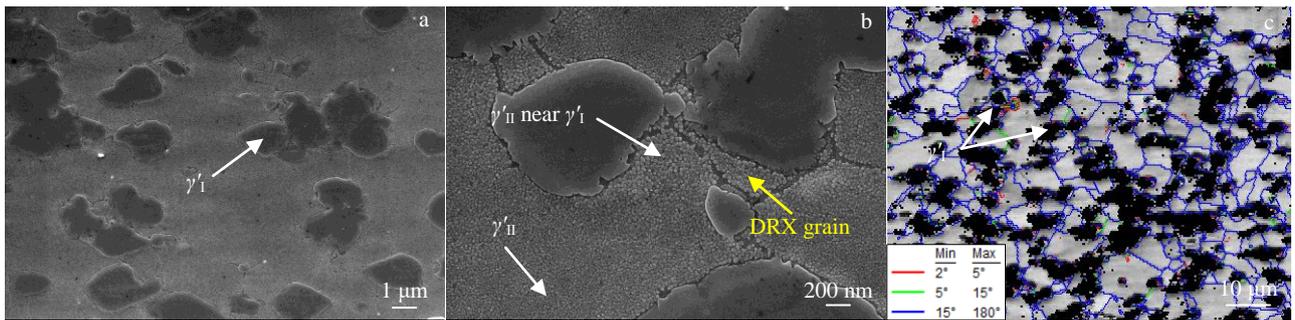


图 4 安全区内的典型组织特征(1090 °C-60%-0.1 s⁻¹)

Fig.4 Typical microstructures at domain with good workability (1090 °C-60%-0.1 s⁻¹): (a, b) FESEM images; (c) coupled EBSD/EDS result of recrystallized microstructure

后 γ'_1 相边缘与热变形前相比更加圆润, 如图 4a 所示。这是由于初始 γ'_1 相的棱角处曲率大, 可以促进扩散的进行, 导致棱角等大曲率位置优先回溶^[29]。对微观组织进一步观察, 如图 4b 所示, 可以发现远离 γ'_1 相位置的 γ'_{11} 相极为细小弥散, 尺寸远小于初始态尺寸 300 nm, 这表明在

热压缩的过程中 γ'_{11} 相大量回溶进基体, 在水冷后重新析出。 γ'_1 相附近的 γ'_{11} 相尺寸略有增大, 这也表明 γ'_1 相在热变形过程中存在一定的回溶, 导致 γ'_1 相周围富集 γ' 相形成元素, 在冷却过程中诱导 γ'_{11} 相发生长大。另外, 在 γ'_1 相的周围, 可发现细小的再结晶晶粒 (DRX grain), 如

图 4b 中的黄色箭头所示。为进一步分析组织特征, 通过能谱耦合 EBSD 方式对晶粒组织进行分析, 基于能谱信息分离 γ'_1 相, 保留奥氏体基体, 如图 4c 所示, 图 4c 中黑色区域为 γ'_1 相。可以发现在 1090 °C-60%-0.1 s⁻¹ 条件下, 奥氏体基体发生了充分的再结晶, 并且再结晶晶粒组织细小均匀, 平均尺寸在 5.35 μm , 与 γ'_1 相尺寸 (2.31 μm) 在同 1 个量级。

通过组织分析得到, 在安全区热变形的过程中, γ'_{II} 相大量的回溶进基体中, 基体内存在大尺寸 γ'_1 相, 并且在 γ'_1 相周围出现细小的再结晶晶粒 (图 4b), 因此, γ'_1 相对热变形存在明显的影响。为进一步分析热变形期间 γ'_1 相的影响, 通过能谱耦合 EBSD 方法, 分离 γ'_1 相, 保留奥氏体基体。采用“中心点平均取向差”图 (kernel averaged misorientation, KAM) 分析位错的分布行为^[30]。如图 5 所示为 1090 °C-0.1 s⁻¹ 不同变形量下奥氏体基体的 KAM 图, 图 5 中黑色区域为 γ'_1 相。图 5a 所示为变形量为 15% 的条件下的位错密度分布特征, 左侧蓝色区域位

错密度较低, 并且可见大量的再结晶晶界, 表明发生了明显的再结晶。右侧绿色区域位错密度较高, 并且再结晶后的晶界数量较少, 表明尚未充分再结晶。进一步对该变形条件下的再结晶情况进行分析, 如图 5b 所示, 可在 γ/γ'_1 相界面观察到明显的位错堆积, 表明 γ'_1 相阻碍位错运动, 如图 5b 中箭头所示。同时可在 γ/γ'_1 相界面处观察到细小的再结晶形核, 如 5b 中箭头所示, 表明 γ/γ'_1 相界面由于应变积累成为再结晶形核位置。再结晶形核后晶界向着高密度区域迁移, 从而实现再结晶晶粒长大, 如图 5b 的白色圆形区域所示, 可见再结晶晶粒向着未再结晶区域迁移, 但 γ'_1 相的钉扎作用阻碍了晶界的运动, 细化了再结晶晶粒。

随着变形量增大, 再结晶程度提升, 图 5c 为 30% 变形量的组织, 可以发现大部分区域已经实现了再结晶。进一步观察, 同样可在 γ/γ'_1 相界面观察到细小的再结晶形核, 如图 5d 的箭头所示。进一步增大变形量, 在 45% 及 60% 工程应变下, 虽然在 γ/γ'_1 相界面处仍存在位错堆

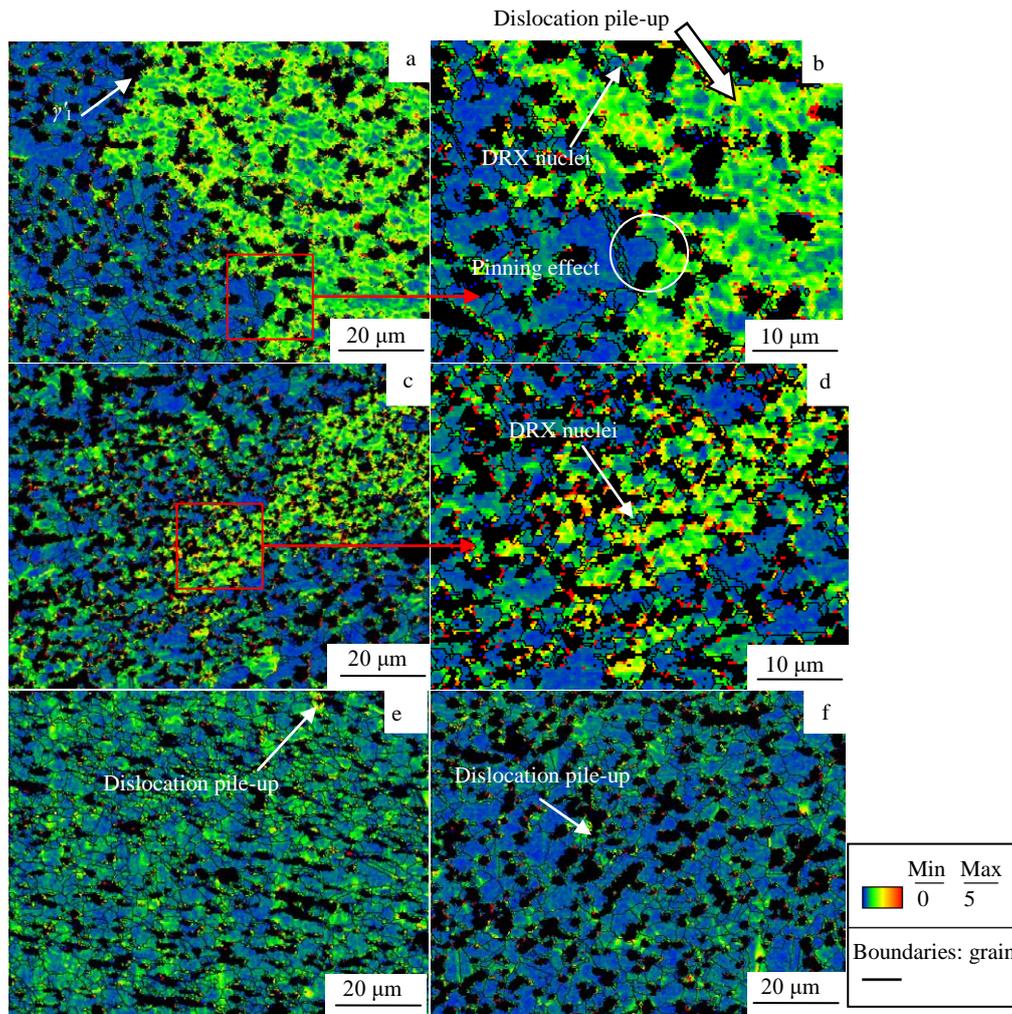


图 5 不同工程应变下变形组织的 KAM 图 (1090 °C-0.1 s⁻¹)

Fig.5 KAM maps of microstructures deformed at different engineering strain (1090 °C-0.1 s⁻¹): (a, b) 15%, (c, d) 30%, (e) 45%, and (f) 60%

积，但整体而言具有高位错密度的初始变形晶粒已经基本消耗完全，奥氏体基体基本实现了完全再结晶，如图 5e, 5f 所示。由于 γ'_1 相的钉扎作用^[11]，导致再结晶晶粒细小均匀。

综上，在安全区内变形， γ'_1 相阻碍位错运动，导致位错在 γ/γ'_1 相界面处塞积，应变积累促进了再结晶的进行。弥散分布的大尺寸 γ'_1 相提供了大量的再结晶形核位置，并且 γ'_1 相钉扎晶界，阻碍晶界运动导致晶粒细化，整体呈现出双相细晶组织特点。

基于热加工图结果可知（图 3），随着变形量的增大，失稳区域显著增多，在 60% 变形量下大部分变形条件均位于失稳区内。试样在失稳区变形均表现为鼓肚区域失稳开裂，如图 6 所示为失稳区的典型显微组织形貌，变形条件为应变量 60%，1090~1120 °C，1~10 s⁻¹。在失稳区变形时，开裂位置主要发生在晶界与 γ/γ'_1 相界面，这表明在鼓肚区域晶界与 γ/γ'_1 相界为薄弱位置。同类型的开裂方式在 GH4975 合金中也存在类似的报道：在铸态 GH4975 合金热变形的过程中，试样的晶界及 γ/γ'_1 相界发生明显的开裂^[31]。

热变形过程中试样与压头之间的摩擦导致自由表面受到拉应力作用，诱导鼓肚区域出现，进一步变形时鼓肚处的晶界与 γ/γ'_1 相界承受拉应力。晶界与 γ/γ'_1 相界对开裂的影响相近。难变形高温合金的加工温度较高，通常高于合金的等强温度^[32]，此时晶界强度低于晶内强度。另外 γ'_1

相与 γ 基体之间的非共格界面不存在共格应力场^[33]，此时 γ'_1 相可视为机械力结合的第二相颗粒， γ/γ'_1 相界面受到拉应力时易成为裂纹源^[34]。提升变形温度加快合金中原子的扩散。空位通过迁移容易在晶界及相界面处形成孔洞^[8,22]，孔洞进一步连接导致开裂。如图 6b 中白色箭头所示，可在晶界（GB）及 γ/γ'_1 相界面处观察到孔洞形成。提升应变速率导致大量位错堆积在三叉晶界及相界面，位错很难有足够的时间释放湮灭，造成界面处应力集中^[11,32]，同样容易诱发孔洞形成。如图 6c, 6d 的白色箭头所示，可在晶界处及 γ/γ'_1 相界面处观察到孔洞形成。在后续的变形中存在孔洞的晶界及 γ/γ'_1 界面易进一步发生开裂，形成宏观裂纹。

基于热加工图的构建和组织分析可知，均匀化态 GH4151 合金在安全区变形，位错在 γ/γ'_1 相界面塞积，高位错密度降低了再结晶形核的临界尺寸，促进再结晶的进行^[17]。对于具有粗晶特征的均匀化态 GH4151 合金而言，大量弥散分布的 γ'_1 相有利于在相对较小的变形量下发生显著的再结晶。在本研究中 15% 的工程应变量下即可发生明显的再结晶，并且 γ'_1 相钉扎晶界运动，使得再结晶晶粒细小均匀，组织呈现特殊形态的“ $\gamma+\gamma'$ 显微双相晶粒组织”^[33]，具有该显微特征的组织可以显著降低后续的热加工流变应力，提升热加工塑性^[35-36]。而进一步提升温度及速率，会导致合金变形进入失稳区。在试样的自由表面处，晶界以及 γ'_1/γ 相界面容易在拉应力

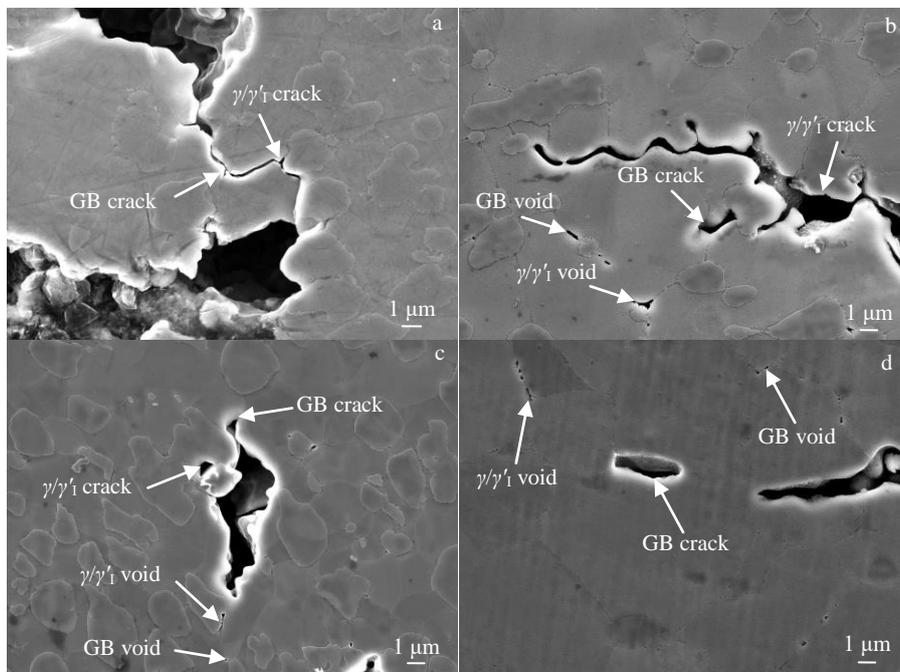


图 6 不同变形条件下失稳区开裂位置的显微组织

Fig.6 Microstructures at cracked region after processed at instability domain under different deformation conditions: (a) 1090 °C-60%-1 s⁻¹, (b) 1120 °C-60%-1 s⁻¹, (c) 1090 °C-60%-10 s⁻¹, and (d) 1120 °C-60%-10 s⁻¹

的作用下开裂, 促进塑性失稳的进行, 并且随着温度升高及应变速率增大, 开裂程度加重。因此基于热加工图结果, 适宜的加工区间为 1060~1090 °C, 0.1~0.2 s⁻¹, 及 1060~1070 °C, 0.1~1 s⁻¹。

3 结 论

1) 随着变形量的增加, 安全区逐渐缩小, 失稳区逐渐扩大。均匀化态 GH4151 合金较为安全的变形区间为 1060~1090 °C, 0.1~0.2 s⁻¹, 及 1060~1070 °C, 0.1~1 s⁻¹。提高变形温度及变形速率, 会导致合金变形进入失稳区。

2) 在安全区变形, GH4151 合金初始组织内大量存在的 γ_1 相阻碍位错运动, 促进再结晶。 γ_1 相钉扎晶界运动, 导致再结晶组织细小均匀, 整体呈现双相细晶组织的特点。

3) 在失稳区变形, 变形失稳主要体现在热变形鼓肚处存在的拉应力诱导晶界及 γ/γ_1 相界开裂。提升温度会促进空位迁移聚集, 提升应变速率造成界面应力集中, 导致开裂程度加重。

参考文献 References

- [1] Zhang Beiji(张北江), Huang Shuo(黄 烁), Zhang Wenyun(张文云) et al. *Acta Metallurgica Sinica(金属学报)*[J], 2019, 55(9): 1095
- [2] Lv Shaomin(吕少敏). *Thesis for Doctorate(博士论文)*[D]. Beijing: University of Science and Technology Beijing, 2021
- [3] Dong Jianxin(董建新), Li Linhan(李林翰), Li Haoyu(李浩宇) et al. *Acta Metallurgica Sinica(金属学报)*[J], 2015, 51(10): 12
- [4] Chen Yue(陈 悦), Wang Jue(王 珏), Wang Ying(王 莹) et al. *Morden Metallurgy(现代冶金)*[J], 2015, 43(6): 5
- [5] Fan Haiyan(范海燕). *Dissertation for Master(硕士论文)*[D]. Beijing: University of Science and Technology Beijing, 2018
- [6] Tan Yuanguo(谭远过). *Dissertation for Master(硕士论文)*[D]. Hefei: University of Science and Technology of China, 2019
- [7] Jia Zhi, Wei Baolin, Jia Chonglin et al. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2021, 116(7): 2455
- [8] Zhang Yong(张 勇), Li Xinxu(李鑫旭), Wei Kang(韦 康) et al. *Acta Metallurgica Sinica(金属学报)*[J], 2020, 56(10): 1401
- [9] Zhang Rui(张 瑞), Liu Peng(刘 鹏), Cui Chuanyong(崔传勇) et al. *Acta Metallurgica Sinica(金属学报)*[J], 2021, 57(10): 1215
- [10] Wan Zhipeng, Hu Lianxi, Sun Yu et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2018, 769: 367
- [11] Wan Zhipeng(万志鹏). *Thesis for Doctorate(博士论文)*[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2019
- [12] Zhao Guangpu(赵光普), Huang Shuo(黄 烁), Zhang Beiji(张北江) et al. *Journal of Iron and Steel Research(钢铁研究学*
- 报)*[J], 2015, 27(2): 37
- [13] Charpagne Marie-Agathe, Billot Thomas, Franchet Jean-Michel et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2016, 688: 685
- [14] Cai Dayong, Xiong Liangyin, Liu Wenchang et al. *Materials & Design*[J], 2009, 30(3): 921
- [15] Kan Zhi(阚 志), Du Linxiu(杜林秀), Hu Jun(胡 军). *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2016, 45(2): 363
- [16] Zhang Bing(张 兵), Yue Lei(岳 磊), Chen Hanfeng(陈韩锋) et al. *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2021, 50(1): 212
- [17] Cao Yu(曹 宇), Di Hongshuang(邸洪双), Zhang Jingqi(张敬奇) et al. *Acta Metallurgica Sinica(金属学报)*[J], 2013, 49(7): 811
- [18] Wang Tao(王 涛), Wan Zhipeng(万志鹏), Li Zhao(李 钊) et al. *Acta Metallurgica Sinica(金属学报)*[J], 2019, 56(2): 182
- [19] Lin Y C, Chen M S, Zhong J. *Materials Letters*[J], 2008, 62(14): 2132
- [20] Chen Yizhe, Pang Yuhua, Wang Jianguo et al. *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2020, 49(9): 2956
- [21] Zhang Hongbin, Zhang Kaifeng, Lu Zhen et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2014, 604(16): 1
- [22] Zhou Ge(周 舸), Han Yinben(韩寅奔), Qu Jinglong(曲敬龙) et al. *Journal of Northeastern University, Natural Science(东北大学学报, 自然科学版)*[J], 2012, 33(5): 702
- [23] Prasad Y V R K. *Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2003, 12(6): 638
- [24] Zhou Xu(周 旭), Liu Zuming(刘祖铭), Huang Lanping(黄兰萍) et al. *Materials Science and Engineering of Powder Metallurgy(粉末冶金材料科学与工程)*[J], 2021, 26(4): 372
- [25] Dodd B, Bai Yilong(白以龙), Zhang Zhixin(张志新). *Chinese Journal of Theoretical and Applied Mechanics(力学学报)*[J], 1981, 17(5): 474
- [26] Luo Yuanyuan(罗媛媛), Mao Xiaonan(毛小南), Wu Jinping(吴金平) et al. *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2018, 47(3): 816
- [27] Cheng Xiufeng(程秀峰). *Special Steel(特殊钢)*[J], 1981, 2: 55
- [28] Jiang He(江 河), Dong Jianxin(董建新), Zhang Maicang(张麦仓) et al. *Aeronautical Manufacturing Technology(航空制造技术)*[J], 2021, 64(1): 62
- [29] Li Yang(李 阳), Wei Zhijian(魏志坚), Xu Pingwei(徐平伟) et al. *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2020, 49(5): 1773
- [30] Rui Shaoshi(芮少石). *Thesis for Doctorate(博士论文)*[D]. Beijing: Tsinghua University, 2019
- [31] Xiang Xuemei(向雪梅), Jiang He(江 河), Dong Jianxin(董建新)

- et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2020, 56(7): 9
- [32] Li Qiang(李 强). *Dissertation for Master*(硕士论文)[D]. Beijing: University of Science and Technology Beijing, 2012
- [33] Zhang Ming(张 明), Liu Guoquan(刘国权), Hu Benfu(胡本芙). *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2017, 53(11): 1469
- [34] Kan Zhi(阚 志), Du Linxiu(杜林秀), Hu Jun(胡 军) *et al. Journal of Northeastern University, Natural Science*(东北大学学报, 自然科学版)[J], 2017, 38(1): 46
- [35] Kikuchi Shiommi, Ando Shousaku, Futami Shu *et al. Journal of Materials Science*[J], 1990, 25(11): 4712
- [36] Menzies R G, Edington J W, Davies G J. *Metal Science*[J], 1981, 15(5): 210

Research on Hot Deformation Behavior of Homogenized GH4151 Alloy Based on Hot Processing Map

Wang Fa, Jiang He, Dong Jianxin

(School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China)

Abstract: Superalloy that can serve above 800 °C is urgently needed for the development of high-performance aero-engine turbine disk. Increasing the content of γ' phase could significantly improve high temperature machinal properties, and GH4151 alloy is the typical representative of superalloys with more γ' phase, and its γ' phase content is about 55% (mass fraction, the same below). Besides, GH4151 alloy could serve at 800 °C and presents a broad application prospect. However, the higher content of γ' phase also increases the difficulty of deformation. Cogging process of the homogenized ingot is an important part in preparation of turbine discs. However, there is still a lack of systematic research on the hot deformation behavior of homogenized GH4151 alloy. Therefore, the deformation behavior of homogenized GH4151 alloy was studied by isothermal hot compression test and hot processing maps were established based on flow curves. In addition, FESEM and coupled EBSD/EDS methods were utilized to analyze deformed microstructure. Based on the results of hot processing map, the domains with good workability are 1060~1090 °C, 0.1~0.2 s⁻¹ and 1060~1070 °C, 0.1~1 s⁻¹. A large amount of primary γ' phase (γ'_1) in initial structure hinders the movement of dislocations to promote recrystallization, and pins the grain boundaries to refine the grains. An increasing deformation strain contributes to a larger instability domain. The main form of GH4151 alloy deformation instability is that the tensile stress at the bulging zone of deformed sample induces cracking of grain boundary and γ/γ'_1 phase boundary. Increasing deformation temperature and deformation rate will promote cracking.

Key words: GH4151 alloy; hot processing map; γ' phase; hot deformation

Corresponding author: Jiang He, Ph. D., Associate Professor, School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, P. R. China, Tel: 0086-10-62332884, E-mail: jianghe17@sina.cn