

# GH4738 镍基高温合金动态压缩 变形行为的中子衍射\*

李洪佳<sup>#†</sup> 夏尚武<sup>#</sup> 谢雷 樊志剑

(中国工程物理研究院核物理与化学研究所, 中子科学与技术全国重点实验室, 绵阳 621999)

(2025 年 11 月 6 日收到; 2025 年 12 月 9 日收到修改稿)

应变率、温度和应变量是影响镍基高温合金微结构演化的重要因素. 本文采用分离式霍普金森压杆冲击实验研究了 GH4738 镍基高温合金在温度为室温 (RT)—500 °C、应变率为 1000—7500 s<sup>-1</sup> 条件下的压缩力学特性. 利用中子衍射技术对应变率为 3000 s<sup>-1</sup>、冻结应变为 -0.02, -0.05, -0.10, -0.20 和 -0.25 的平行试样进行晶胞参数和点阵应变测试. 随冻结应变增加, 水平方向的  $\gamma$ - $\gamma'$  晶格错配度为正值且呈增大趋势, 而垂直方向的  $\gamma$ - $\gamma'$  晶格错配度由正值转为负值;  $\gamma'$  相的弹性点阵应变一致增大, 而  $\gamma$  相的弹性点阵应变几乎不变. {111} 和 {220} 晶面的点阵应变在 RT 下为正值, 400 °C 和 500 °C 下为负值, {200} 晶面的点阵应变在 RT—500 °C 均出现正负交替演化, 而 {311} 晶面的点阵应变在 RT—500 °C 下均为负值, 但在冻结应变为 -0.25 时 RT 和 500 °C 下 {311} 晶面的点阵应变出现明显回弹. 结合透射电镜缺陷表征发现, 晶格错配度和晶格应变在位错剪切  $\gamma'$  相时增幅较小, 而在位错绕过或塞积于  $\gamma'$  相时则增幅较大, 且大变形量下与残余应力相关的弹性点阵应变随位错持续增殖而部分释放.

**关键词:** 镍基高温合金, 霍普金森压杆冲击, 中子衍射, 残余应力

**DOI:** 10.7498/aps.75.20251510

**CSTR:** 32037.14.aps.75.20251510

## 1 引言

析出相强化的镍基高温合金因其兼具高强度、高韧性、耐腐蚀性和高温抗蠕变特性, 常被用于航空发动机热端部件<sup>[1,2]</sup>. 航空发动机服役性能评估、寿命预测以及冲击事故分析均需掌握材料的动态失效过程数据. 镍基高温合金中  $\gamma$  基体相为面心立方 (face-centered cubic, FCC) 结构,  $\gamma'$  析出相为  $L1_2$  结构,  $\gamma'$  相的体积份额为 20%—50%<sup>[3-5]</sup>. 在外部热-力耦合环境作用下, 镍基高温合金的热各向异性和弹塑性各向异性使得相邻晶粒和共格  $\gamma$ - $\gamma'$  相之间产生应力再分配, 导致结构和缺陷演化<sup>[6,7]</sup>. 因此, 准确获得镍基高温合金在高应变率下宏观性

能与微观过程的关联关系及其随温度的演化规律具有重要的科学意义与应用价值.

中子衍射技术是当前测定材料结构及内部应变/应力的关键技术<sup>[8]</sup>. 由于中子穿透深度在厘米量级, 可以对材料内部的微结构及三维残余应变进行测定, 从而准确地表征晶体材料的各向异性特征. 利用中子衍射技术可以多尺度测量高温合金的时效相结构<sup>[9,10]</sup>、晶格错配度<sup>[11,12]</sup>、位错演化<sup>[3,13,14]</sup>、应变/应力分布<sup>[15-18]</sup>以及织构组分演化<sup>[19]</sup>等微结构与力学特性参量. 但对于高应变率条件下镍基高温合金塑性变形行为的研究, 目前主要侧重于变形显微组织观察<sup>[20-22]</sup>、理论模型构建<sup>[23,24]</sup>以及基于电子背散射衍射技术 (electron backscattered diffraction, EBSD) 的塑性变形机制分析<sup>[25]</sup>, 尚无

\* 国家自然科学基金 (批准号: 12275246) 和中国工程物理研究院院长基金 (批准号: YZJLX2019004) 资助的课题.

# 同等贡献作者.

† 通信作者. E-mail: lihongjia\_caep@126.com

利用中子衍射技术研究镍基高温合金动态变形行为的报道。

本研究以一种典型的镍基高温合金 GH4738 合金为研究对象, 利用中子衍射技术研究应变率为  $3000\text{ s}^{-1}$ 、冻结应变为  $-0.02$ ,  $-0.05$ ,  $-0.10$ ,  $-0.20$  和  $-0.25$  的平行试样在室温 (room temperature, RT)— $500\text{ }^{\circ}\text{C}$  条件下的晶格常数、晶格错配度、晶间应变以及相平均应变的各向异性特征, 辅以透射电镜 (transmission electron microscopy, TEM) 表征缺陷状态, 揭示微结构及缺陷演化与微观应变/应力状态的对应关系. 本研究工作将为镍基高温合金动态变形损伤机理的全面认识提供重要的微介观数据支撑。

## 2 实验

### 2.1 样品准备

实验采用 GH4738 合金<sup>[3]</sup>, 其化学组分 (% 质量百分比) 为 16.81 Cr, 12.91 Co, 4.91 Mo, 2.63 Ti, 1.35 Si, 0.93 Al, 0.78 C, 0.51 Fe, 质量百分比小于 0.5% 的 Ta, W, Cu 等元素及主要元素 Ni. 该合金同时包含二次和三次  $\gamma'$  析出相强化, 二者的平均晶粒尺寸分别为  $(110\pm 25)\text{ nm}$  和  $(16\pm 2)\text{ nm}$ . 利用中子衍射全谱测量得到的  $\gamma'$  析出相体积份额为 30%, 其中二次和三次  $\gamma'$  析出相的体积份额分别为 10% 和 20%. 压缩样品采用线切割技术制备, 样品尺寸参照 ASTM E8-04 标准. 样品形状为圆柱形, 直径为 4 mm, 高度为 3.2 mm.

### 2.2 动态冲击实验

分离式霍普金森压杆 (split Hopkinson pressure bar, SHPB) 被广泛应用于金属、复合材料、陶瓷等工程材料在  $10^2$ — $10^4\text{ s}^{-1}$  应变率区间的动态实验. 本研究采用的 SHPB 口径尺寸为 12.7 mm, 发射杆长度为 300 mm, 入射杆和透射杆长度均为 1000 mm, 杆材料均为弹簧钢. 样品放在入射杆和透射杆之间, 界面上均匀涂抹凡士林润滑以减小端面摩擦. 测试温度为 RT,  $400\text{ }^{\circ}\text{C}$  和  $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 应变率为 1000, 3000, 5000 和  $7500\text{ s}^{-1}$ , 以获得 GH4738 合金的动态压缩力学曲线. 进一步在应变率为  $3000\text{ s}^{-1}$ 、温度为 RT,  $400\text{ }^{\circ}\text{C}$  和  $500\text{ }^{\circ}\text{C}$  条件下, 利用 SHPB 制备系列应变冻结平行试样, 冻结应变分别为  $-0.02$ ,  $-0.05$ ,  $-0.10$ ,  $-0.20$  和  $-0.25$ , 如图 1 所示。

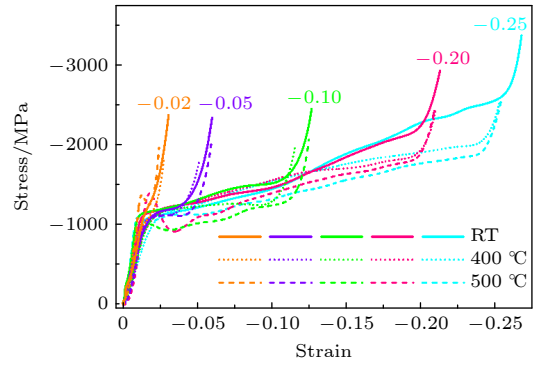


图 1 GH4738 合金在应变率为  $3000\text{ s}^{-1}$ 、温度为 RT,  $400\text{ }^{\circ}\text{C}$  和  $500\text{ }^{\circ}\text{C}$  条件下的 SHPB 应变冻结试样的应力-应变曲线

Fig. 1. Stress-strain curves of SHPB strain-frozen specimens of GH4738 superalloy at a strain rate of  $3000\text{ s}^{-1}$  with temperatures of RT,  $400\text{ }^{\circ}\text{C}$  and  $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ .

### 2.3 中子衍射实验

中子衍射全谱测量实验在中国绵阳堆 (China Mianyang research reactor, CMRR) 的高压中子衍射谱仪 (high pressure neutron diffractometer, HPND) 上开展<sup>[26]</sup>. 该谱仪样品处的最大中子注量率为  $2.8\times 10^6\text{ n}\cdot\text{cm}^{-2}\cdot\text{s}^{-1}$ , 探测器由 70 支  $^3\text{He}$  管组成, 采用叠加扫描模式进行数据采集. 根据谱仪测试几何设计, 全谱测量过程中衍射矢量  $Q$  垂直于 SHPB 压缩方向, 测量时样品持续自转, 整个圆柱样品完全沉浸在中子采样体积中, 如图 2(a) 所示. 为获得  $\gamma'$  相的有效信号, 每个样品全谱采集时间为 2 h.  $\{hkl\}$  晶面点阵应变测量实验在 CMRR 的中子应力分析谱仪 (residual stress neutron diffractometer, RSND) 上开展<sup>[27]</sup>. 该谱仪样品处的最大中子注量率为  $4.7\times 10^6\text{ n}\cdot\text{cm}^{-2}\cdot\text{s}^{-1}$ , 应变分辨率为  $\Delta d/d \leq 0.25\%$ , 配备的样品台承重 500 kg、升降 0.5 m、平移  $\pm 0.3\text{ m}$ . 本研究中共测量  $\{111\}$ ,  $\{200\}$ ,  $\{220\}$  和  $\{311\}$  4 个晶面的点阵应变, 由于 RSND 谱仪衍射几何灵活, 测量时可直接测量加载方向的点阵应变, 即衍射矢量  $Q$  平行于 SHPB 压缩方向, 如图 2(b) 所示. 每个晶面的衍射谱采集时间为 5—10 min.

## 3 结果与讨论

### 3.1 动态力学性能

GH4738 合金在温度为 RT— $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、应变率为  $1000$ — $7500\text{ s}^{-1}$  条件下的压缩应力-应变曲线如

图 3(a)–(c) 所示, 屈服强度随温度的演化趋势如图 3(d) 所示. 在温度为 RT, 400 °C 和 500 °C 条件下, 应变率在 1000–7500 s<sup>-1</sup> 范围内 GH4738 合金的硬化行为接近. 考虑 SHPB 动态冲击波动等误差因素, GH4738 合金在 RT–500 °C 温度范围内屈服强度随温度的升高而下降, 在 1000–7500 s<sup>-1</sup> 应变率范围内屈服强度随应变率增大而增大, 但在 500 °C 应变率为 7500 s<sup>-1</sup> 时屈服强度明显下降. 并且, 对比图 3(b), (c) 可知, 在应变率为 7500 s<sup>-1</sup>

时 500 °C 条件下的延伸率明显低于 400 °C 情形. 导致 GH4738 合金在 500 °C, 7500 s<sup>-1</sup> 条件下屈服强度以及延伸率陡降的原因可能是温度辅助滑移以及 500 °C 时  $\gamma'$  相中塑性变形机制的增多加速了塑性变形与失效进程 [28], 第 3.4 节所示的缺陷特征可以辅助证明这一点. 由于在应变率为 5000 s<sup>-1</sup> 和 7500 s<sup>-1</sup> 时样品在较大应变下容易碎裂, 从而无法制备系列冻结试样开展中子衍射实验, 因此, 本研究选取应变率为 3000 s<sup>-1</sup> 作为代表性高速冲

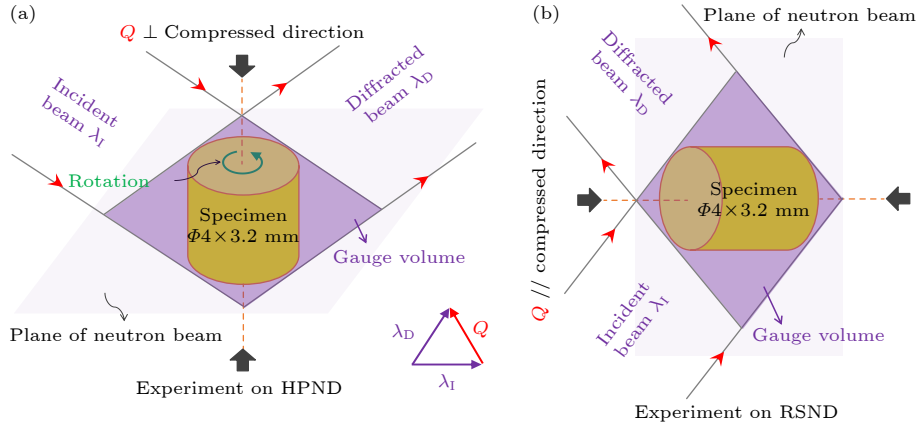


图 2 中子衍射实验中子束与样品的相对位置关系示意图 (a) HPND 实验; (b) RSND 实验

Fig. 2. Schematic diagrams of the relative position between neutron beam and specimen in neutron diffraction experiments: (a) HPND experiment; (b) RSND experiment.

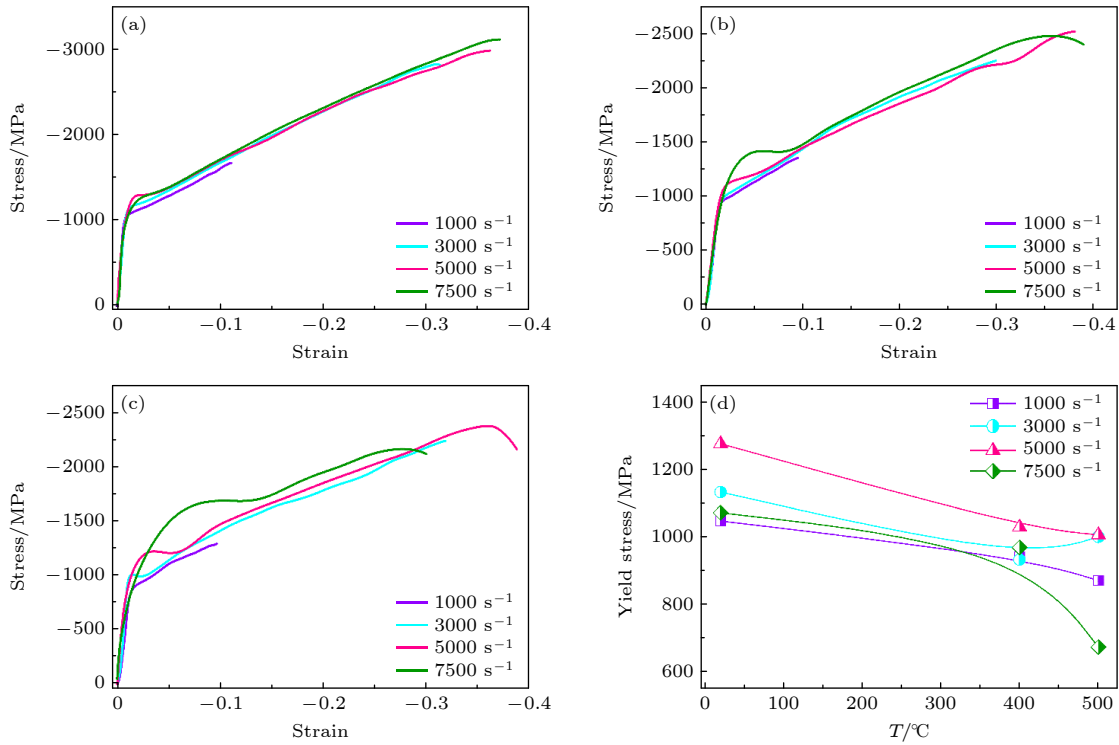


图 3 GH4738 合金在应变率为 1000–7500 s<sup>-1</sup> 条件下的压缩力学曲线及屈服强度 (a) RT; (b) 400 °C; (c) 500 °C; (d) 屈服强度演化  
Fig. 3. Compressive stress-strain curves and yield strength of GH4738 superalloy at strain rates of 1000–7500 s<sup>-1</sup>: (a) RT; (b) 400 °C; (c) 500 °C; (d) evolution of yield strength.

击速率, 研究 GH4738 合金的微观结构、应力和缺陷状态随温度的演化特征, 解释该合金的动态冲击变形机理.

### 3.2 晶格错配度

利用 HPND 谱仪测得了应变率为  $3000\text{ s}^{-1}$ 、温度为 RT— $500\text{ }^{\circ}\text{C}$  条件下冻结应变为  $-0.05$ ,  $-0.10$ ,  $-0.25$  及未变形试样的中子衍射全谱, 结果如图 4 所示. 利用衍射全谱拟合精修方法<sup>[29,30]</sup>, 得到以上实验条件下 GH4738 合金的晶格常数, 结果如图 5(b) 所示. 根据 HPND 衍射几何 (图 2(a)), 直接测得的晶格常数为水平晶格常数, 见图 5(a) 中的定义, 水平晶格常数垂直于压缩方向, 垂直晶格常数平行于压缩方向. 可以看到, 在压缩冲击载荷作用下,  $\gamma'$  相的水平晶格常数随载荷增大呈增大趋势, 而  $\gamma$  相的晶格常数随载荷增大几乎不变. 由晶格常数可进一步计算晶格错配度. 镍基高温合金中  $\gamma$ - $\gamma'$  晶格错配度的定义为

$$\delta = 2 \frac{a_{\gamma'} - a_{\gamma}}{a_{\gamma'} + a_{\gamma}}, \quad (1)$$

其中  $\delta$  为晶格错配度,  $a_{\gamma'}$  和  $a_{\gamma}$  分别为  $\gamma'$  和  $\gamma$  相的晶格常数. 由水平方向的晶格常数计算得到的水平晶格错配度如图 5(c) 所示. 温度为  $500\text{ }^{\circ}\text{C}$  时水平晶格错配度最大且随变形持续增大,  $400\text{ }^{\circ}\text{C}$  时水平晶格错配度在压缩应变为  $-0.05$  —  $-0.1$  时出现下降而后持续增大, RT 时水平晶格错配度最小且增幅也最小. 垂直晶格错配度按以下公式计算:

$$\varepsilon_{//} = -\frac{1}{\nu} \frac{a_{//} - a_0}{a_0}, \quad (2)$$

$$a_{\perp} = (1 + \varepsilon_{//})a_0, \quad (3)$$

式中,  $\varepsilon_{//}$  表示平行于压缩方向的点阵应变,  $a_0$  为无应力时的晶格常数,  $a_{//}$  和  $a_{\perp}$  分别表示平行和垂直于压缩方向的晶格常数,  $\nu$  为泊松比. 本研究中采用的 GH4738 合金与 720 Li 合金类似<sup>[5]</sup>, 均为混合  $\gamma'$  尺寸微结构. 本研究采用文献中 RT— $500\text{ }^{\circ}\text{C}$  条件下 720 Li 合金的弹性模量计算平均泊松比, RT,  $400\text{ }^{\circ}\text{C}$  和  $500\text{ }^{\circ}\text{C}$  下的泊松比依次为 0.36, 0.37 和 0.37. 由 (2) 式和 (3) 式得到垂直晶格参数后, 可由 (1) 式计算垂直晶格错配度, 结果如图 5(d) 所示. 在 RT,  $400\text{ }^{\circ}\text{C}$  和  $500\text{ }^{\circ}\text{C}$  条件下, 垂直晶格错配度随变形量的增大均由正错配度转为负错配度, 转折点对应的应变依次为  $-0.14$ ,  $-0.14$  和  $-0.07$ ,

$500\text{ }^{\circ}\text{C}$  条件下最早出现负错配度, 证明该条件下 GH4738 合金变形损伤最大.

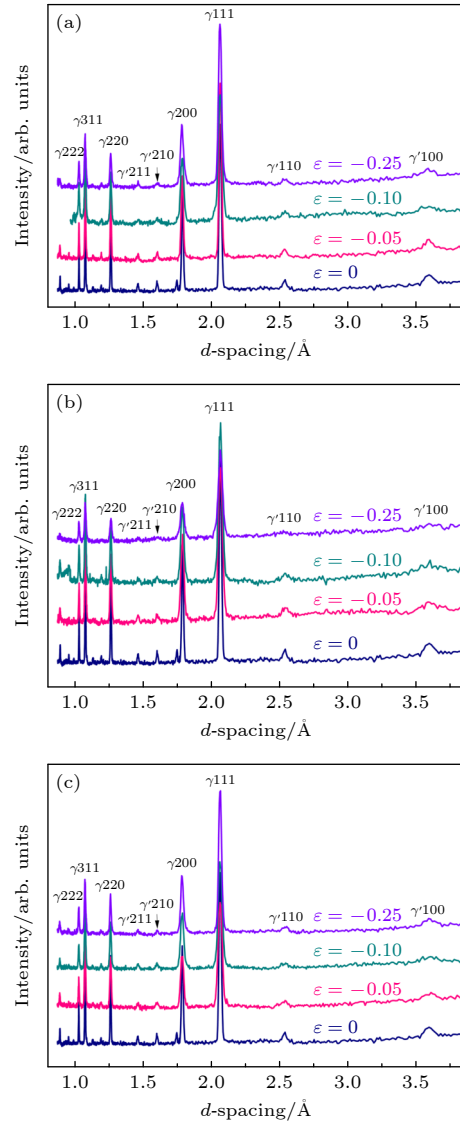


图 4 利用 HPND 测得的 GH4738 合金在应变率为  $3000\text{ s}^{-1}$  条件下冻结应变为  $-0.05$ ,  $-0.10$ ,  $-0.25$  以及未变形试样的中子衍射全谱 (a) RT; (b)  $400\text{ }^{\circ}\text{C}$ ; (c)  $500\text{ }^{\circ}\text{C}$

Fig. 4. Neutron diffraction patterns of GH4738 superalloy deformed with a strain rate of  $3000\text{ s}^{-1}$  at frozen strains of  $-0.05$ ,  $-0.10$ ,  $-0.25$  along with the undeformed state measured by HPND: (a) RT; (b)  $400\text{ }^{\circ}\text{C}$ ; (c)  $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ .

### 3.3 微观应变演化

为研究 GH4738 合金的微观变形过程, 对冻结应变为  $0$ ,  $-0.02$ ,  $-0.05$ ,  $-0.10$ ,  $-0.20$ ,  $-0.25$  的平行试样进行中子衍射应变测量. 为直观描述点阵应变演化过程, 将冻结应变转换为应力进行绘图, 由图 3(a)—(c) 中的 SHPB 应力-应变曲线可得 RT,  $400\text{ }^{\circ}\text{C}$  和  $500\text{ }^{\circ}\text{C}$  下冻结应变对应的应力值依

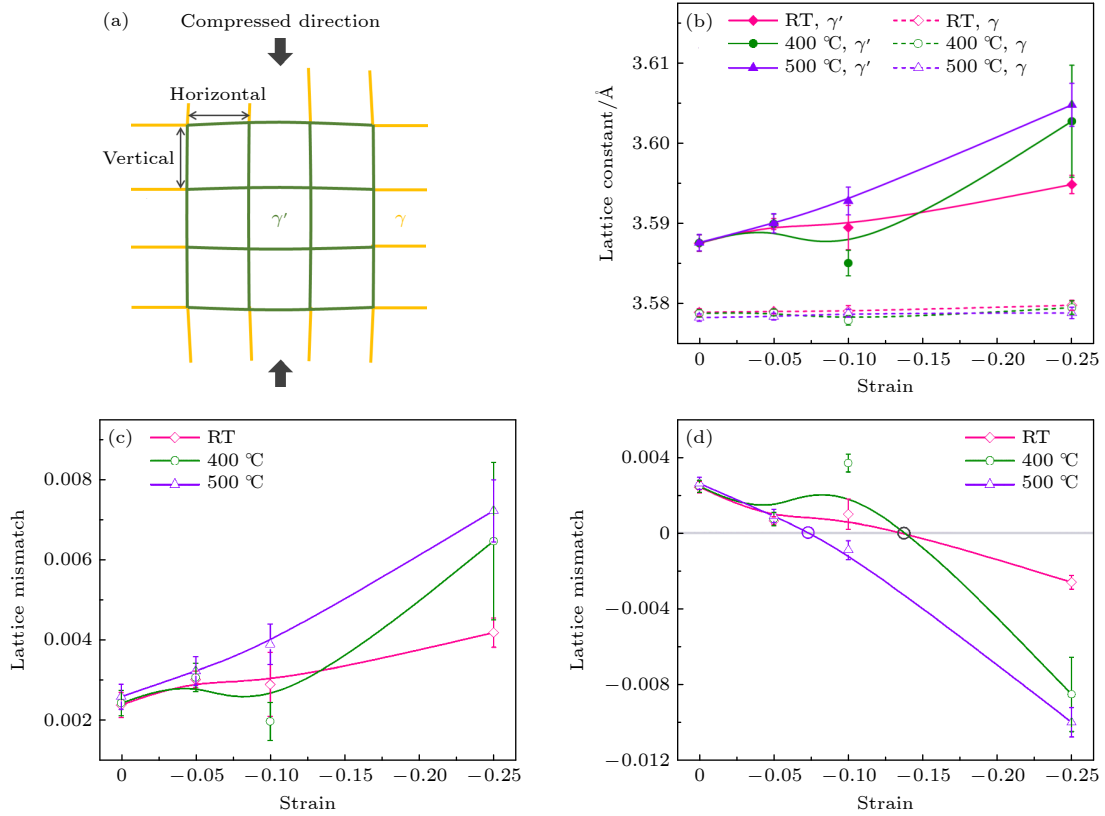


图 5 基于全谱拟合精修得到的 GH4738 合金动态压缩后的晶格常数及晶格错配度 (a)  $\gamma$ - $\gamma'$  晶格错配度示意图; (b) 水平方向晶格常数; (c) 水平方向晶格错配度; (d) 垂直方向晶格错配度

Fig. 5. Lattice constants and lattice mismatch obtained via refinement of the total diffraction pattern: (a) Schematic diagram of  $\gamma$ - $\gamma'$  lattice mismatch; (b) horizontal lattice constants; (c) horizontal lattice mismatch; (d) vertical lattice mismatch.

次为 (0, -1190, -1349, -1675, -2272, -2538) MPa, (0, -1000, -1162, -1441, -1914, -2096) MPa 和 (0, -994, -1139, -1407, -1780, -1968) MPa, 结果如图 6 所示. 在 SHPB 压缩作用后,  $\{111\}$ ,  $\{200\}$

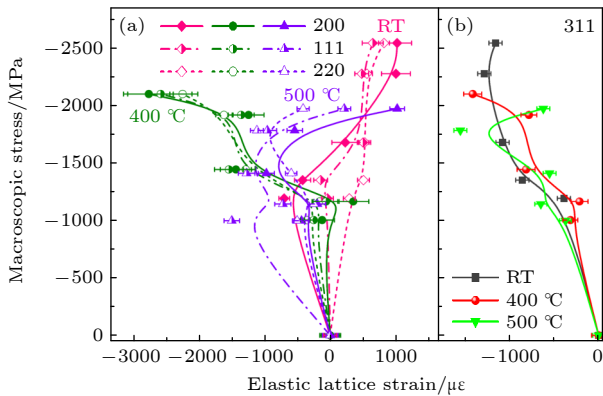


图 6 利用 RSND 谱仪测得的 GH4738 合金在 RT—500 °C 条件下  $\{hkl\}$  晶面的点阵应变 (a)  $\{111\}$ ,  $\{200\}$  和  $\{220\}$  晶面; (b)  $\{311\}$  晶面, 图中  $\mu\epsilon$  表示  $10^{-6}$

Fig. 6.  $\{hkl\}$  lattice strains of GH4738 superalloy measured by RSND at RT—500 °C: (a)  $\{111\}$ ,  $\{200\}$  and  $\{220\}$  planes; (b)  $\{311\}$  plane, note that  $\mu\epsilon$  represents microstrain, which takes the value of  $10^{-6}$ .

和  $\{220\}$  晶面的点阵应变在 RT—500 °C 呈一致的变化趋势, 如图 6(a) 所示. 其中,  $\{111\}$  和  $\{220\}$  晶面的点阵应变在 RT 下为正值, 400 °C 和 500 °C 下为负值, 而  $\{200\}$  晶面的点阵应变在 RT—500 °C 均出现正负交替演化现象, 证明  $\{200\}$  晶面对晶间应力最敏感.  $\{311\}$  晶面是能够反映 FCC 结构晶体在准静态变形过程中宏观力学响应特性的代表性晶面, 也是与全谱拟合精修获得的平均应变演化趋势一致的晶面 [31]. 本研究中,  $\{311\}$  晶面在 RT—500 °C 下的点阵应变数值接近且在 SHPB 压缩作用后均为负值, 如图 6(b) 所示, 区别于  $\{111\}$ ,  $\{200\}$  和  $\{220\}$  晶面点阵应变在 3 个温度条件下的离散分布特征.

进一步利用 (2) 式将全谱拟合精修得到的晶格常数换算为  $\gamma$  和  $\gamma'$  相的平均弹性应变, 结果如图 7 所示. 结果表明,  $\gamma'$  相的弹性应变随外载增大呈增大趋势, 而  $\gamma$  相的弹性应变几乎不变, 并且在 RT 下  $\gamma'$  相的弹性应变小于高温 (400 °C, 500 °C) 情形. 将  $\gamma$  和  $\gamma'$  相的弹性应变分别按 70% 和 30%

体积份额加权平均, 得到相平均应变, 结果如图 8 所示,  $\{311\}$ 晶面的点阵应变也画在图 8 中用于直观对比. 在 RT 和 500 °C 时,  $\gamma$  和  $\gamma'$  相平均应变为压应变且持续增大, 500 °C 时相平均应变增幅远大于 RT. 400 °C 时, 相平均应变先向拉应变增大, 再折回向压应变增大, 增幅为 3 个温度条件下最大. 并且, 在冻结应变较大 ( $\varepsilon = -0.20 \sim -0.25$ ) 时, 400 °C 条件下  $\{311\}$ 晶面的点阵应变持续向压应变增加, 而 RT 和 500 °C 条件下  $\{311\}$ 晶面的点阵应变出现向拉应变回弹的现象, 证明  $\{311\}$ 晶面因 SHPB 动态压缩塑性变形产生了较大的晶间应力/应变, 不再与宏观残余应力 (内应力) 呈现一致响应.

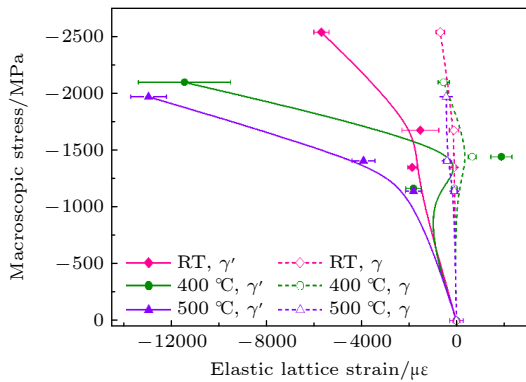


图 7 GH4738 合金在 RT—500 °C 条件下  $\gamma$  和  $\gamma'$  相的平均弹性应变  
Fig. 7. Averaged elastic strains in  $\gamma$  and  $\gamma'$  phases of GH4738 superalloy measured at RT—500 °C.

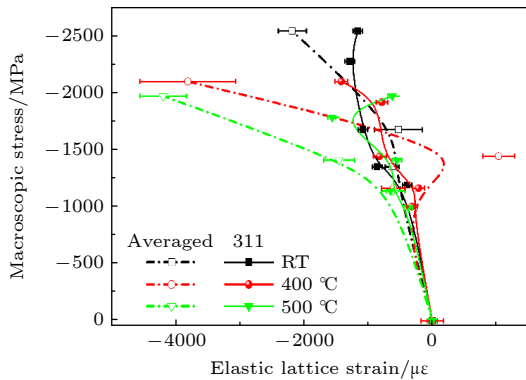


图 8 GH4738 合金在 RT—500 °C 条件下的相平均应变以及  $\{311\}$  晶面的点阵应变  
Fig. 8. Averaged phase specific strains and  $\{311\}$  lattice strains of GH4738 superalloy measured at RT—500 °C.

### 3.4 缺陷特征

为揭示 GH4738 合金在 RT, 400 °C 和 500 °C 条件下 SHPB 动态压缩微观变形行为的微观机制,

利用 TEM 表征了 3 个温度下应变为  $-0.3$  大变形条件下的缺陷形态, 结果如图 9 所示. 图 9(a) 为样品初始态, 由于材料加工及样品制备, 存在少量位错和层错. 在 RT 条件下, 如图 9(b) 所示, 塑性变形产生大量的平行滑移带和层错, 析出相形貌规则, 位错在析出相周围塞积. 在这种以  $\gamma$ - $\gamma'$  相共变形为主的塑性变形模式下,  $\gamma$ - $\gamma'$  晶格错配度 (图 5 红色点线)、 $\{hkl\}$ 点阵应变 (图 6 红色点线) 以及相平均应变 (图 8 黑色点线) 在 RT 时均较小. 在 500 °C 条件下, 如图 9(d) 所示, 位错密度急剧增大, 产生了大量的位错碎片, 位错塞积和层错密度均较 RT 明显增大. 且 500 °C 时,  $\gamma'$  形貌不规则, 这可能与温度辅助滑移以及 500 °C 条件下  $\gamma'$  相中的塑性变形机制增多有关<sup>[28]</sup>. 与此位错组态相对应的  $\gamma$ - $\gamma'$  晶格错配度和相平均应变最大, 但  $\{hkl\}$ 点阵应变整体小于 400 °C 情形 (图 6 中紫色和绿色点线), 表明晶间应力小于 400 °C 情形. 在 400 °C 条件下, 如图 9(c) 所示, 位错和层错密度明显小于 RT 和 500 °C, 析出相形貌规则有序. 与之对应的  $\gamma$ - $\gamma'$  晶格错配度、 $\{hkl\}$ 点阵应变以及相平均应变均在应变为  $-0.05$  (对应的应力为  $-1162$  MPa) 左右出现反向变化而后又正向急剧增大, 如图 5(b)—(d)、图 6(a) 中绿色点线和图 8 中红色点线所示. 这表明在 400 °C 温度作用下, 应变为  $-0.05 \sim -0.10$  时, 位错攀移占主导, 从而导致  $\gamma$ - $\gamma'$  水平晶格错配度减小、垂直晶格错配度增大 (图 5(c), (d) 中绿色点线), 沿 SHPB 压缩方向的残余应变向拉应变转变 (图 8 中红色点线); 而当应变大于  $-0.10$  时, 位错滑移占主导, 且位错增殖速率与位错回复速率接近, 使得位错密度增加缓慢. 与 RT 相比, 400 °C 时  $\gamma$ - $\gamma'$  晶格错配和晶格畸变无法通过增大位错密度得到充分松弛, 导致  $\{hkl\}$ 点阵应变持续增大, 如图 6 所示. 而 RT 和 500 °C 时由于位错密度持续增大 (图 9(b), (d)), 使得晶格弹性畸变部分回复, 在应变较大 ( $\varepsilon = -0.20 \sim -0.25$ ) 时,  $\{hkl\}$ 点阵应变出现回弹现象.

### 4 结论

本研究通过制备系列高应变率 SHPB 压缩应变冻结试样, 从晶格、晶粒、相以及缺陷的视角多尺度表征 GH4738 合金在 RT—500 °C 条件下高速变形的各向异性特征, 获得微结构及缺陷演化与

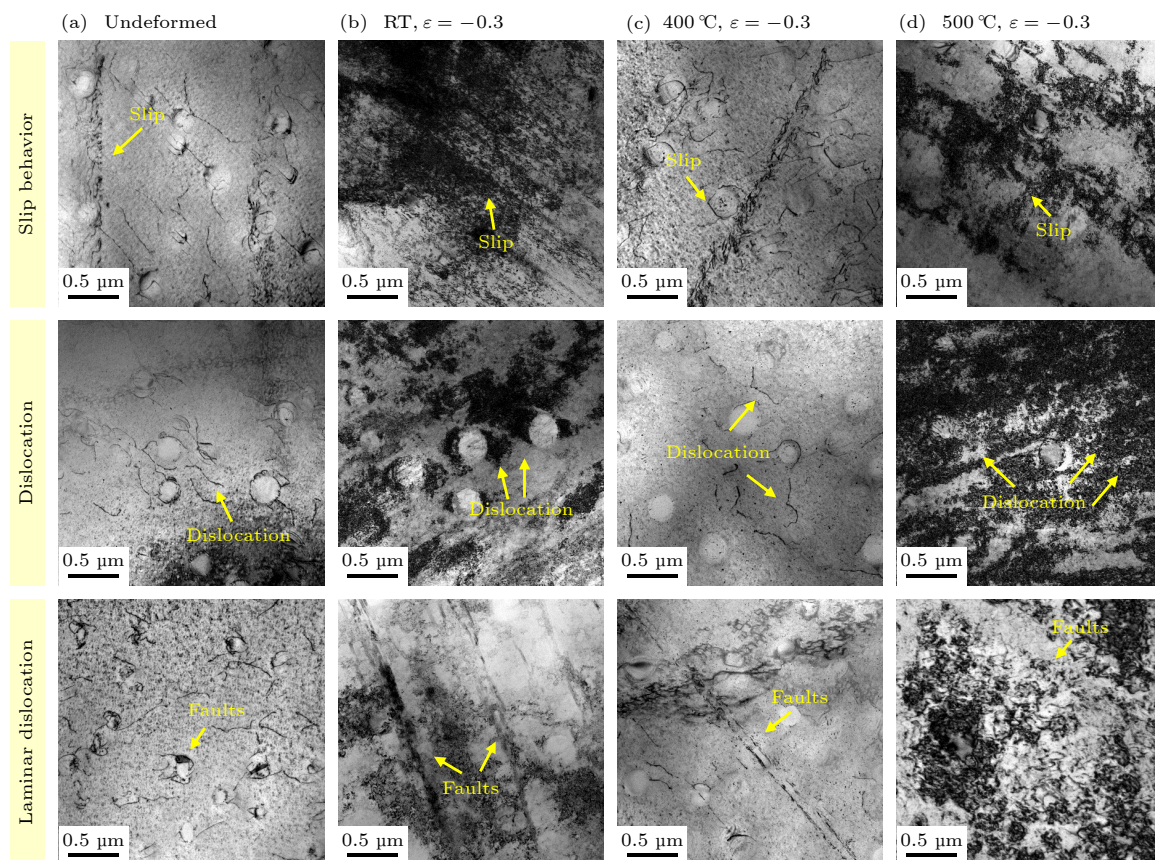


图9 GH4738合金在未变形以及在RT—500 °C、应变为-0.3时的TEM缺陷特征 (a) 未变形; (b) RT,  $\varepsilon = -0.3$ ; (c) 400 °C,  $\varepsilon = -0.3$ ; (d) 500 °C,  $\varepsilon = -0.3$

Fig. 9. Characterization of defects in GH4738 superalloy at initial and deformed states at RT—500 °C via TEM: (a) Undeformed; (b) RT,  $\varepsilon = -0.3$ ; (c) 400 °C,  $\varepsilon = -0.3$ ; (d) 500 °C,  $\varepsilon = -0.3$ .

微观应力/应变的对应关系. 主要结论如下.

1) 应变率为 1000—7500  $s^{-1}$ 、温度为 RT—500 °C 条件下, 屈服强度随温度升高而下降, 随应变率增大而增大, 但在温度为 500 °C、应变率为 7500  $s^{-1}$  时屈服强度急剧下降.

2) 水平晶格错配度为正值且随冻结应变增大而增大, 垂直晶格错配度随冻结应变增大而减小且数值由正值转为负值. 400 °C 时晶格错配度在冻结应变为 -0.05—-0.10 时出现波动.

3)  $\{311\}$  晶面在 RT, 400 °C 和 500 °C 条件下的点阵应变数值接近且在 SHPB 压缩作用后均为负值, 而  $\{111\}$ ,  $\{200\}$  和  $\{220\}$  晶面点阵应变在 3 个温度条件下的分布特征各异, 其中  $\{200\}$  晶面对晶间应力最敏感.

4) RT 条件下, 塑性变形以  $\gamma$ - $\gamma'$  共变形为主, 缺陷为平行滑移带和层错,  $\gamma/\gamma'$  界面处的位错网使得晶格错配得以有效松弛, 材料的残余点阵应变最小; 500 °C 时,  $\gamma$  和  $\gamma'$  相在温度场作用下均易于

发生塑性变形, 位错密度大幅增加,  $\gamma/\gamma'$  界面处的位错网不足以补偿因缺陷增殖产生的晶格畸变, 故晶格错配度和残余点阵应变均较大; 而 400 °C 时, 由于位错攀移和滑移交替主导, 使得晶格错配度和残余点阵应变均出现波动, 由于位错密度增加缓慢,  $\{hk\}$  点阵应变持续增大, 有别于 RT 和 500 °C 时位错密度增加使晶格弹性畸变部分回复、甚至在应变较大 ( $\varepsilon = -0.20$  —  $-0.25$ ) 时出现  $\{hk\}$  点阵应变回弹的特征.

5) 高于 500 °C、大于 3000  $s^{-1}$  应变率 SHPB 测试以及对应的中子衍射微结构表征工作亟待开展, 以全面揭示镍基高温合金的动态损伤机理.

## 参考文献

- [1] Shi C, Zhong Z 2010 *Acta Metall. Sin.* **46** 1281
- [2] Pollock T M, Tin S 2006 *J. Propul. Power* **22** 361
- [3] Yang J J, Li H J, Gao T, Zhang C S, Xia Y H, Li J, Huang C Q, Zhong S Y, Sun G G 2024 *J. Alloy. Compd.* **977** 173382
- [4] Jaladurgam N R, Li H, Kelleher J, Persson C, Steuwer A,

- Colliander M H 2020 *Acta Mater.* **183** 182
- [5] Daymond M R, Preuss M, Clausen B 2007 *Acta Mater.* **55** 3089
- [6] Francis E M, Grant B M B, Fonseca J Q D, Phillips P J, Mills M J, Daymond M R, Preuss M 2014 *Acta Mater.* **74** 18
- [7] Li H, Larsson F, Colliander M H, Ekh M 2021 *Mater. Sci. Eng. A* **799** 140325
- [8] Wang Y D, Li R G, Nie Z H, Li S L 2022 *Chin. J. Eng.* **44** 676
- [9] Sun G A, Chen B, Wu E D, Li W H, Zhang G, Wang X L, Ji V, Pirling T, Hughes D 2011 *Acta Phys. Sin.* **60** 086102 (in Chinese) [孙光爱, 陈波, 吴二冬, 李武会, 张功, 汪小琳, Ji V, Pirling T, Hughes D 2011 物理学报 **60** 086102]
- [10] Coakley J, Lass E A, Ma D, Frost M, Seidman D N, Dumand D C, Stone H J 2017 *Scripta Mater.* **134** 110
- [11] Sieborger D, Brehm H, Wunderlich F, Moller D, Glatzel U 2021 *Int. J. Mater. Res.* **92** 58
- [12] Huang S, An K, Gao Y, Suzuki A 2018 *etall. Mater. Trans. A* **49A** 740
- [13] Yan Z R, Tan Q, Gao Y, Rong Y, Qin H L, Bi Z N, Gong W, Harjo S, Wang Y D 2025 *Mater. Sci. Eng. A* **945** 148976
- [14] Liu Y B, Yan Z R, Gao Y, Li Y, Gan B, Harjo S, Gong W, Kawasaki T, Li S L, Wang Y D 2025 *Microstructures* **5** 2025096
- [15] Beese A M, Wang Z, Stoica A D, Ma D 2018 *Nat. Commun.* **9** 2083
- [16] Aba-Perea P E, Withers P J, Pirling T, Paradowska A, Ma D, Preuss M 2019 *Metall. Mater. Trans. A* **50A** 3555
- [17] Liu Z X, Zhao Z Y, Zheng T, Mu J, Xie G, Zhang J, He L H, Wang Y D 2024 *Acta Mater.* **281** 120430
- [18] D'Souza N, Kelleher J, Kabra S, Panwisawas C 2017 *Mater. Sci. Eng. A* **681** 32
- [19] Yan Z R, Srikakulapu K, Gao Y, Qin H L, Rong Y, Bi Z N, Xie Q G, An K, Wang Y D, Tan Q 2023 *Scripta Mater.* **236** 115665
- [20] Kumar S S S, Raghu T, Bhattacharjee P P, Rao G A, Borah U 2016 *J. Alloy. Compd.* **681** 28
- [21] Janeiro I S, Franchet J, Cormier J, Bozzolo N 2023 *Metall. Mater. Trans. A* **54A** 2052
- [22] Zhang L, Townsend D 2024 *Mater. Lett.* **358** 135822
- [23] Parthasarathy T A, Porter W J, Buchanan D J, John R 2016 *Mater. Sci. Eng. A* **661** 247
- [24] Horikoshi S, Yanagida A, Yanagimoto J 2020 *Isij Int.* **60** 2905
- [25] Zhang J Y, Xu B, Tariq N U H, Sun M, Li D, Li Y 2020 *J. Mater. Sci. Technol.* **40** 54
- [26] Xie L, Chen X P, Fang L M, Sun G G, Xie C M, Chen B, Li H, Ulyanov V A, Solovei V A, Kolkhidashvili M R, Bulkin A P, Kalinin S I, Wang Y, Wang X L 2019 *Nucl. Instrum. Meth. A* **915** 31
- [27] Li J, Wang H, Sun G G, Chen B, Chen Y Z, Pang B B, Zhang Y, Wang Y, Zhang C S, Gong J, Liu Y G 2015 *Nucl. Instrum. Meth. A* **783** 76
- [28] Li H, Ekh M, Colliander M H, Larsson F 2018 *Int. J. Plasticity* **110** 248
- [29] Sabine T M 1977 *J. Appl. Crystallogr.* **10** 277
- [30] Ata-Allah S S, Balagurov A M, Hashhash A, Bobrikov A, Hamdy S 2016 *Physica B* **481** 118
- [31] Ezeilo A N, Webster G A, Webster P J, Wang X 1992 *Physica B* **180–181** 1044

## Neutron diffraction study on dynamic compression deformation behavior of GH4738 nickel-based superalloy\*

LI Hongjia<sup>#†</sup> XIA Shangwu<sup>#</sup> XIE Lei FAN Zhijian

(National Key Laboratory of Neutron Science and Technology, Institute of Nuclear Physics and Chemistry, China Academy of Engineering Physics, Mianyang 621999, China)

( Received 6 November 2025; revised manuscript received 9 December 2025 )

### Abstract

Nickel-based superalloys are widely used in aero-engine due to their high strength, toughness, corrosion resistance, and creep resistance at high temperatures. Strain rate, temperature, and strain are important factors influencing the microstructural evolution of nickel-based superalloys. In this work, a typical nickel-based superalloy, GH4738 alloy, is selected to study the dynamic compressive deformation behavior of this material. Split Hopkinson pressure bar (SHPB) compression test is performed on GH4738 superalloy at strain rates of 1000–7500 s<sup>-1</sup> in a temperature range from RT to 500 °C. The yield strength of GH4738 superalloy decreases with temperature rising and increases with strain rate increasing; however, at a temperature of 500 °C and a

\* Project supported by the National Natural Science Foundation of China (Grant No. 12275246) and the Foundation of President of China Academy of Engineering Physics (Grant No. YZJLX2019004).

# These authors contributed equally.

† Corresponding author. E-mail: lihongjia\_caep@126.com

strain rate of  $7500\text{ s}^{-1}$ , it drops sharply. In order to understand the microscopic deformation behavior of GH4738 superalloy, parallel specimens are prepared with SHPB at frozen strains of  $-0.02$ ,  $-0.05$ ,  $-0.10$ ,  $-0.20$  and  $-0.25$  at a strain rate of  $3000\text{ s}^{-1}$  for the cases of RT,  $400\text{ }^{\circ}\text{C}$  and  $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ , respectively. Neutron diffraction technique is used to characterize the evolutions of lattice constants and elastic lattice strains. We define the horizontal lattice mismatch as the lattice misfit at the  $\gamma/\gamma'$  interface perpendicular to the SHPB compressed direction, and the vertical lattice mismatch as the lattice misfit parallel to the SHPB compression direction. As the frozen strain increases, the horizontal lattice mismatch exhibits a positive value and an upward trend, while the vertical lattice mismatch changes from a positive value to a negative value; the elastic lattice strain of the  $\gamma'$  phase continues to increase, while the elastic lattice strain of the  $\gamma$  phase remains almost unchanged. The lattice strains of the  $\{111\}$  and  $\{220\}$  planes are negative respectively at  $400\text{ }^{\circ}\text{C}$  and  $500\text{ }^{\circ}\text{C}$  but positive at room temperature (RT); the lattice strain of the  $\{200\}$  plane alternates between positive and negative values from RT to  $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ , while that of the  $\{311\}$  plane remains negative throughout this temperature range. However, at a frozen strain of  $-0.25$ , the lattice strain of the  $\{311\}$  plane exhibits a significant rebound at both RT and  $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ , indicating the generation of significant intergranular stresses in the material. Dislocation configurations are characterized using transmission electron microscopy (TEM) to explain the underlying mechanism. At RT, plastic deformation is dominated by  $\gamma$ - $\gamma'$  co-deformation, with defects manifesting as parallel slip bands and stacking faults. Lattice misfit is effectively relaxed due to the formation of dislocation networks at  $\gamma/\gamma'$  interfaces, resulting in minimal residual lattice strain at RT. At  $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ , dislocation density increases substantially because both  $\gamma$  and  $\gamma'$  phases readily undergo plastic deformation under thermal activation. Under such conditions, dislocation networks fail to compensate for lattice distortions induced by defect multiplication, resulting in high lattice misfit and residual lattice strain. At  $400\text{ }^{\circ}\text{C}$ , the alternating dominance of dislocation climb and slip induces fluctuations in both lattice misfit and residual lattice strain. Due to slow dislocation density accumulation,  $\{hkl\}$  lattice strains continuously increase. This contrasts with the RT and  $500\text{ }^{\circ}\text{C}$  scenarios, where rising dislocation density partially recovers elastic lattice distortion and even induces  $\{hkl\}$  lattice strain rebound at high strains ( $\varepsilon = -0.20 - -0.25$ ).

**Keywords:** nickel-based superalloy, split Hopkinson pressure bar test, neutron diffraction, residual stress

**DOI:** [10.7498/aps.75.20251510](https://doi.org/10.7498/aps.75.20251510)

**CSTR:** [32037.14.aps.75.20251510](https://cstr.net/urn:cnki.net:CSTR:32037.14.aps.75.20251510)

## GH4738镍基高温合金动态压缩变形行为的中子衍射

李洪佳 夏尚武 谢雷 樊志剑

## Neutron diffraction study on dynamic compression deformation behavior of GH4738 nickel-based superalloy

LI Hongjia XIA Shangwu XIE Lei FAN Zhijian

引用信息 Citation: *Acta Physica Sinica*, 75, 050808 (2026) DOI: 10.7498/aps.75.20251510

CSTR: 32037.14.aps.75.20251510

在线阅读 View online: <https://doi.org/10.7498/aps.75.20251510>

当期内容 View table of contents: <https://wulixb.iphy.ac.cn>

### 您可能感兴趣的其他文章

#### Articles you may be interested in

巴黎-爱丁堡压机中子衍射高压下温度加载实验

Experimental study of simultaneous high-temperature and high-pressure assembly of Paris-Edinburgh press for neutron diffraction  
物理学报. 2022, 71(15): 156101 <https://doi.org/10.7498/aps.71.20220419>

(NiCoV)<sub>95</sub>W<sub>5</sub>中熵合金的动态力学性能与变形机理

Dynamic mechanical properties and deformation mechanism of (NiCoV)<sub>95</sub>W<sub>5</sub> medium entropy alloy  
物理学报. 2025, 74(8): 086103 <https://doi.org/10.7498/aps.74.20250141>

层状镍基超导体的电子结构和超快动力学

Electronic structure and ultrafast dynamics of nickel-based high-temperature superconductors  
物理学报. 2025, 74(17): 177402 <https://doi.org/10.7498/aps.74.20250856>

聚甲基丙烯酸甲酯的冲击破碎扩散特性

Deformation evolution and diffusion characteristics of polymethyl methacrylate under impact loading  
物理学报. 2022, 71(21): 216201 <https://doi.org/10.7498/aps.71.20220740>

三层镍氧化物高温超导研究进展

Research progress of high-temperature superconductivity in trilayer nickelate  
物理学报. 2025, 74(22): 227402 <https://doi.org/10.7498/aps.74.20251258>

Pd基非晶合金动态弛豫机制和应力松弛行为

Dynamic relaxation characteristics and stress relaxation behavior of Pd-based metallic glass  
物理学报. 2022, 71(8): 086101 <https://doi.org/10.7498/aps.71.20212025>