

中子衍射法研究单晶镍基高温合金热机械疲劳引起的应力和晶格错配

孙光爱^{1)†} 陈波¹⁾²⁾ 陈华²⁾ 吴二冬³⁾ 张俊³⁾ Vincent Ji⁴⁾ Darren Hughes⁵⁾ Thilo Pirling⁵⁾

1) 四川大学原子与分子物理研究所, 成都 610065)

2) 中国工程物理研究院核物理与化学研究所, 绵阳 621900)

3) 中国科学院金属研究所材料科学国家实验室, 沈阳 110016)

4) 巴黎第十一大学奥赛分子化学与材料学院, 巴黎 91405)

5) 法国劳厄-朗之万研究所 格勒诺贝尔 38042)

(2008 年 4 月 1 日收到, 2008 年 9 月 27 日收到修改稿)

采用中子衍射法对热机械疲劳后的单晶镍基高温合金样品内部中心点进行了实验测量, 数据处理采用了双相叠加峰和单峰分析两种方法, 计算得到了样品材料的宏观等效应力、应力偏量、 γ 相和 γ' 相的等效应力和晶格错配度等. 实验结果表明, 两种分析方法得到的宏观等效应力基本一致. 在热机械疲劳循环 100 周出现最大宏观等效应力和应力偏量, 此时位错等微缺陷达到饱和, 偏离中心点处 γ' 相应力减小显著. 在热机械疲劳开始阶段负错配度明显减小, 随循环周次增多基体塑性应变累积又使负错配度以每次 8.1×10^{-6} 的速度逐渐线性增大.

关键词: 中子衍射, 单晶高温合金, 等效应力, 应力偏量

PACC: 6112G, 6155H, 6220F

1. 引言

单晶镍基高温合金是用于制作航空、航天发动机涡轮叶片的关键材料. 对于高温下使用的涡轮叶片而言, 常常经历由机械载荷、热梯度和热瞬态循环所引起的非弹性变形、相对蠕变、等温疲劳和低周疲劳等, 热机械疲劳可更加有效地模拟单晶高温合金叶片的服役情况^[1]. 单晶镍基高温合金含有两个共格相: 面心立方 (fcc) 结构的 γ 基体相和均匀镶嵌在 γ 基体中有序立方 $L1_2$ 结构的 γ' 沉淀相 (主要成份为 Ni_3Al), 为了提高使用性能就需要研究 γ 相和 γ' 相的应力状态和晶格错配^[2-4]. 目前, 在单晶镍基高温合金的各种力学行为研究中, 较多的应用了有限元模拟方法^[5-7], 并采用扫描电子显微镜和透射电子显微镜等对位错组态和形貌特征等微观结构进行了较为深入的分析^[8-10].

衍射方法作为一种重要的无损应力检测方法, 主要应用在多晶材料研究中, 采用 X 射线衍射法测量单晶镍基高温合金的表面应力已有报道^[11-13]. 对

多数工程材料, 中子的穿透深度在厘米量级, 中子衍射法可测量样品内部的三维应力分布, 是 X 射线法的有益补充^[14]. 但由于中子衍射应力分析装置和技术水平的限制, 且研究单晶镍基高温合金的数据分析较为复杂, 该技术在以往的研究中一直未能得到应用. 为此, 我们在法国劳厄-朗之万研究所新建的 SALSALSA 装置上, 利用中子衍射技术对单晶镍基高温合金经不同周次热机械疲劳处理后的样品内部应力分布和晶格错配度进行了研究.

2. 实 验

2.1. 实验样品与热机械疲劳实验

实验材料为采用 Bridgman 定向凝固法沿 [001] 方向生长制备的单晶镍基高温合金, 其名义成分按重量百分比分别为 Cr 8.9, Co 9.6, W 6.6, Mo 2.1, Al 4.3, Ti 2.9, Ta 3.4 和基体 Ni, 按标准工艺处理 1220 °C/2 h AC + 1080 °C/4 h AC + 900 °C/16 h AC, 有关微观结构信息参见文献 [15], γ' 相的体积分数为

† E-mail: guangaisun_80@sina.com

60% . 制备样品的具体尺寸如图 1 所示 , 热机械疲劳实验前将其密封在充气保护的石英管内进行 900 °C 保温 6 h 的去应力退火 .

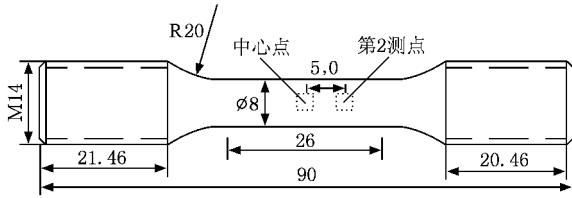


图 1 实验样品的尺寸及测量位置示意图(单位: mm)

同位相(IP, 即最大外加应力对应实验的最高温度)热机械疲劳实验在 MTS-810 实验机上进行, 加载方向为 [001] 方向, 采用应力控制的三角波加载, 大气环境, 温度范围为 450—900 °C, 应力范围为 0—700 MPa, 加载周期为 200 s, 感应加热和压缩空气冷却. 最终得到实验样品的数量为 5 个, 分别为未处理的标准样品和循环次数为 25 周、50 周、100 周、150 周的样品. 样品在经热机械疲劳 203 周时发生断裂.

2.2. 中子衍射实验测量

SALSA 装置的一些独特设计对本项实验工作的完成具有重要作用^[16]. 测量位置在图 1 样品的中心点, 为了比较也测量了循环 100 周样品偏离中心 5 mm 处的第二测点, 实验采用高分辨相机对样品进行定位, 定位精度在 0.1 mm 以内. 为了减小中子束水平发散的影响和准确定义衍射标准体积, 要求测量衍射角在 90° 附近, 为此, 对单晶镍基高温合金选

择中子束波长为 0.136 nm, 测量衍射角相近的 {331} 和 {420} 晶面族. 实验用二维位置灵敏探测器记录实验数据, 有利于缩短测量时间, 但为了提高中子束单色的均匀性和减小实验误差, 需采用径向准直器和狭缝系统限定产生衍射的样品标准体积, 体积大小约为 3 mm³. 由于单晶样品具有一定的镶嵌度, 采集数据前在衍射角 2θ 确定的基础上, 每次都需逐步优化 χ-φ 以寻找最大衍射强度的位置^[17].

3. 实验结果与数据处理

对热机械疲劳 150 周的单晶镍基高温合金直径检验发现该样品已发生明显的颈缩, 最大面缩率为 43%, 而 100 周的样品未发生颈缩. 典型的循环应力应变曲线参见文献 [15]. 样品在热机械疲劳第一周就产生了明显屈服, 去掉外加应力后残余变形量约为 0.22%, 在 100 周时残余应变为 0.35%. 扫描电子显微镜观察未发现颈缩前样品有明显筏化, 但发现 γ 相和 γ' 相微观结构有明显的区别^[18].

单晶高温合金中 γ 相与 γ' 相的点阵常数十分接近, 测量的中子衍射峰几乎完全重合, 见图 2. 因此, 为了对比结果分析的可靠性, 我们采用两种处理方法: 一是作为单峰衍射谱, 采用 Vogit 函数拟合得到峰位, 二是按双相叠加峰拟合, 但要加入限制条件, 将 γ 相与 γ' 相的体积比转换为衍射强度比^[13].

$$\frac{I_{hkl}^{\gamma'}}{I_{hkl}^{\gamma}} = \frac{|F_{hkl}^{\gamma'}|^2 f_{\gamma'}}{|F_{hkl}^{\gamma}|^2 f_{\gamma}} = \frac{|b_{Al} + 3b_{Ni}|^2 f_{\gamma'}}{|4b_{Ni}|^2 f_{\gamma}}, \quad (1)$$

式中 I_{hkl}^{γ} 和 $I_{hkl}^{\gamma'}$ 分别为 γ 相和 γ' 相的 (hkl) 晶面的衍

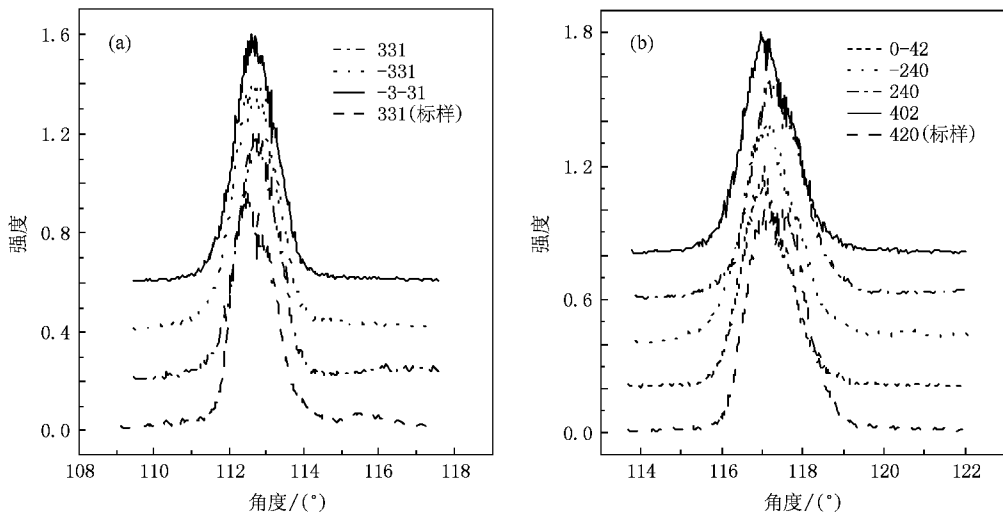


图 2 中子衍射测量热机械疲劳循环 50 周样品与标准样品的衍射峰 (a){331} 晶面族 (b){420} 晶面族

射强度, F_{hkl}^γ 和 $F_{hkl}^{\gamma'}$ 分别为 γ 相和 γ' 相的 (hkl) 晶面的结构因子, f^γ 和 $f^{\gamma'}$ 分别为 γ 相和 γ' 相的体积分数, b_{Ni} 和 b_{Al} 分别为镍和铝原子的中子散射长度, 其中 $b_{Ni} = 1.03 \times 10^{-12}$ cm, $b_{Al} = 0.35 \times 10^{-12}$ cm. 计算得到 $I_{hkl}^\gamma : I_{hkl}^{\gamma'} = 1.05 : 1$, 也采用 Vogit 函数拟合 γ 相和 γ' 相的衍射峰, 并要求函数高斯分量多于洛伦兹分量^[19], 得到各自的峰位.

4. 立方单晶应力计算

中子衍射应力测量是根据衍射晶面间距的变化确定应变, 在晶体坐标系下, 立方单晶任意 (hkl) 面的应变 ϵ_{hkl} 可表示为

$$\begin{aligned} \epsilon_{hkl} &= \frac{d'_{hkl} - d_{hkl}^0}{d_{hkl}^0} \\ &= \alpha^2 \epsilon_1^c + \beta^2 \epsilon_2^c + \chi^2 \epsilon_3^c + \alpha\beta \epsilon_{12}^c + \beta\chi \epsilon_{23}^c + \chi\alpha \epsilon_{31}^c. \end{aligned} \quad (2)$$

这里 d'_{hkl} 为样品受力后的 (hkl) 晶面间距, d_{hkl}^0 为不受力标准样品的 (hkl) 晶面间距, 以 ϵ_{ij}^c 表示的 $\epsilon_1^c, \epsilon_2^c, \dots, \epsilon_{31}^c$ 为立方单晶应变张量 ϵ^c 的分量, α, β, χ 分别为晶体 $[hkl]$ 晶向与 $[100], [010], [001]$ 的方向余弦, 即

$$\begin{aligned} \alpha &= \frac{h}{\sqrt{h^2 + k^2 + l^2}}, \\ \beta &= \frac{k}{\sqrt{h^2 + k^2 + l^2}}, \\ \chi &= \frac{l}{\sqrt{h^2 + k^2 + l^2}}. \end{aligned} \quad (3)$$

将(3)式代入(2)式得到晶体坐标系下的应变方程

$$\begin{aligned} &\frac{d'_{hkl} - d_{hkl}^0}{d_{hkl}^0} \\ &= \frac{h^2 \epsilon_1^c + k^2 \epsilon_2^c + l^2 \epsilon_3^c + hk \epsilon_{23}^c + lh \epsilon_{31}^c + hk \epsilon_{12}^c}{h^2 + k^2 + l^2}. \end{aligned} \quad (4)$$

(4)式表明要确定应变张量 ϵ^c , 至少需要 6 个晶面间距变化的联立方程. 为了减小计算误差, 应变分量的

测量方向通常要多于 6 个^[20], 本实验中测量晶面的方向为 7 或 8 个, 其中热机械疲劳 50 周样品的测量方向如图 2 所示.

根据广义胡克定律, 晶体坐标系下的应力张量 σ^c 可表示为

$$\sigma^c = C \epsilon^c, \quad (5)$$

式中 C 为张量形式的弹性常数, 对于立方晶体, 有 C_{11}, C_{12}, C_{44} 三个分量. 样品坐标系下的宏观应力张量 σ^s 与应变张量 ϵ^s 可分别通过晶体坐标系与样品坐标系转换矩阵 M 计算得到, 即

$$\sigma^s = M^{-1} \sigma^c M, \quad (6)$$

$$\epsilon^s = M^{-1} \epsilon^c M. \quad (7)$$

对实验测量结果做单峰分析时, 由上述方法可直接计算得到样品坐标系下宏观应力分量 σ_{ij}^s 和应变分量 ϵ_{ij}^s ; 做叠加峰分析时, 可求出样品坐标系下 γ 相和 γ' 相各自的应力分量 $\sigma_{ij}^\gamma, \sigma_{ij}^{\gamma'}$ 及应变分量 $\epsilon_{ij}^\gamma, \epsilon_{ij}^{\gamma'}$, 宏观应力分量 σ_{ij}^s 和应变分量 ϵ_{ij}^s 分别通过下列公式计算:

$$\sigma_{ij}^s = f^\gamma \sigma_{ij}^\gamma + f^{\gamma'} \sigma_{ij}^{\gamma'}, \quad (8)$$

$$\epsilon_{ij}^s = f^\gamma \epsilon_{ij}^\gamma + f^{\gamma'} \epsilon_{ij}^{\gamma'}. \quad (9)$$

以上公式中张量形式的计算较为繁琐, 需专门编制有关计算程序实现. γ 相和 γ' 相的弹性常数利用文献^[21]所提供的数值, 单峰拟合时弹性常数分量按两相的体积分取平均.

5. 计算结果与讨论

5.1. 应力分析

利用中子衍射测量热机械疲劳 50 周样品及两相各自的晶面间距如表 1 所列. 由表 1 数据和上述应力计算方法便可以计算得到样品内的三维应力分布. 为了便于比较, 我们利用应力强度(也称为等效应力)将三维应力问题与单向拉伸的屈服极限相联系, 其计算公式为

$$\sigma_s = \sqrt{[(\sigma_{11} - \sigma_{22})^2 + (\sigma_{22} - \sigma_{33})^2 + (\sigma_{33} - \sigma_{11})^2 + 6(\sigma_{12}^2 + \sigma_{23}^2 + \sigma_{31}^2)]/2}. \quad (10)$$

表 1 中子衍射测量循环 50 周样品及两相各自的晶面间距

晶面指数	(331)	($\bar{3}\bar{3}\bar{1}$)	($\bar{3}\bar{1}\bar{1}$)	(042)	($\bar{2}40$)	(240)	(402)
$d_{hkl}/10^{-2}$ nm	8.2014	8.2047	8.2043	8.0050	8.0008	7.9932	8.0023
$d'_{hkl}/10^{-2}$ nm	8.2030	8.2065	8.2053	8.0090	8.0028	7.9984	8.0052
$d''_{hkl}/10^{-2}$ nm	8.1743	8.1746	8.1725	7.9771	7.9669	7.9675	7.9715

如以上所述,分别按单峰和叠加峰处理得到不同循环周次样品宏观应力的等效应力见图 3. 图 3 中的应力不确定度取决于应变不确定度,主要受入射波长不均匀、样品测量位置、中子在样品中衰减、温度改变等因素的影响. 在系列测量中的相对应应变不确定度可近似表示为

$$u(\epsilon) \approx \frac{u(d)}{d^2} \quad (11)$$

这里 $u(d)$ 为晶格间距不确定度,计算公式如下:

$$u(d) = \left(\frac{\partial d}{\partial \lambda}\right)^2 u(\lambda) + \left(\frac{\partial d}{\partial \theta}\right)^2 u(\theta) + \left(\frac{\partial d}{\partial T}\right)^2 u(T) + \left(\frac{\partial d}{\partial x}\right)^2 u(x) \quad (12)$$

式中 $u(\lambda)$, $u(\theta)$, $u(T)$ 和 $u(x)$ 分别表示波长、衍射峰位、温度和位置的不确定度. 通过如上所述的实验条件改进和增加测量晶面数量,计算得到本文实验的等效应力不确定度均在 100 MPa 以内. 图 3 中两种数据处理方法得到的计算结果和变化趋势基本一致,表明在误差允许范围内,两种方法对中子衍射测量结果的分析都是基本可靠的.

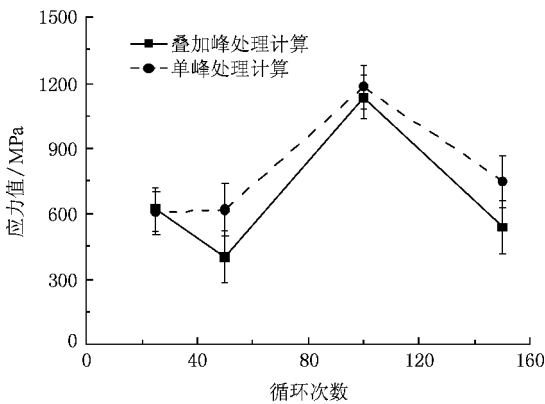


图 3 两种处理方法得到的宏观等效应力比较

图 3 中循环 100 周的样品具有最大残余宏观等效应力,并达到单向拉伸的屈服极限,表明在循环 100 周前后塑性变形机理发生了改变. Kraft 等^[22]认为主要原因是在 100 周左右 γ' 沉淀相开始出现筏

化,这种形貌是源于应力导致合金元素的定向扩散,而应力梯度主要与 γ , γ' 两相的晶格错配和相界面位错网的变化有关,特别是刃型位错组成的位错网^[23]. 计算 γ , γ' 两相各自的等效应力发现,在热机械疲劳开始阶段 γ 相的残余等效应力较大,在循环 50 周之后 γ' 相大于 γ 相,如图 4 所示,由此可见 γ 相先于 γ' 相屈服^[18]. 计算循环 100 周样品第二测点的残余等效宏观应力为 410 MPa,明显小于中心点的 1100 MPa,特别是 γ' 相等效应力减小最为显著,见表 2,其数值减为 290 MPa,因此,样品总在中心点断裂主要是 γ' 相微缺陷在应力作用下变化所致.

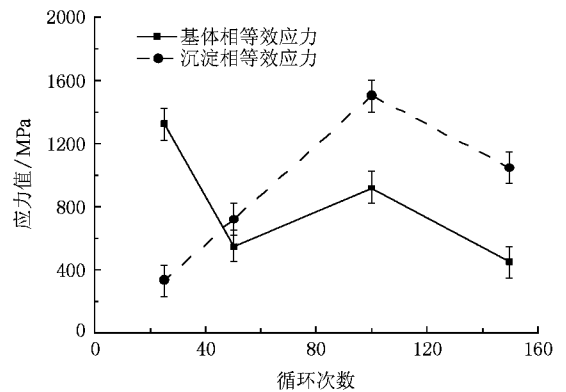


图 4 γ/γ' 两相的等效应力

根据弹塑性理论,球张量的作用表现为弹性性质且受测量误差影响较大,样品经热机械疲劳后的塑性变形主要与应力偏量有关. 塑性变形时即使应力数目、大小不等,符号不一,只要应力偏量相似,就会产生类似的变形^[24],因此可进一步分析应力偏量的计算结果. 表 3 列出了叠加峰处理时计算得到的宏观应力偏量,表中的对角线部分为正应力 σ_{11} , σ_{22} 和 σ_{33} ,非对角线部分为剪应力 σ_{12} , σ_{13} 和 σ_{23} . 由表 3 数据可知,整个循环过程中横向应力 σ_{11} 和 σ_{22} 均为负值,而轴向应力 σ_{33} 均为正值,也就是塑性变形过程是轴向伸长和横向收缩的过程,与实际情况相符.

表 3 中的最大正应力偏量为 451 MPa,最大剪应力偏量为 464 MPa,均产生在样品热机械疲劳 100 周时.这表明此时样品的位错等微缺陷已达饱和,正是这种较大的应力偏量使样品局部所能承受的形变应变能达到某种极限,产生疲劳损伤.

表 2 循环 100 周样品中心点和偏离中心点 5 mm 处的等效应力

	中心点/MPa	偏离中心点/MPa
γ 基体	921	760
γ' 沉淀相	1406	291

表 3 中子衍射测量宏观应力偏量计算结果

热机械疲劳	循环 25 周	循环 50 周	循环 100 周	循环 150 周
应力偏量/MPa	$\begin{bmatrix} -15.8 & 35.8 & -347 \\ 35.8 & -73.2 & 13.4 \\ -347 & 13.4 & 89 \end{bmatrix}$	$\begin{bmatrix} -83 & 131 & 58 \\ 131 & -99.2 & 87.2 \\ 58 & 87.2 & 182.2 \end{bmatrix}$	$\begin{bmatrix} -285.4 & -62 & 228.8 \\ -62 & -166 & 464.2 \\ 228.8 & 464.2 & 451.4 \end{bmatrix}$	$\begin{bmatrix} -59 & -21.8 & 20.8 \\ -21.8 & -112.6 & 269.6 \\ 20.8 & 269.6 & 172.2 \end{bmatrix}$

5.2. 晶格错配度

样品中 γ/γ' 两相的晶格错配是单晶镍基高温合金的重要特征,错配应力场可对基体中的运动位错产生阻碍作用,对合金变形具有重要的影响,其失配程度通常用错配度

$$\delta = \frac{\alpha(a_{\gamma'} - a_{\gamma})}{(a_{\gamma'} + a_{\gamma})}$$

表示.在测量晶格常数方面,中子衍射虽然不如 X 射线分辨率好,但在分析样品内部的晶格错配方面,中子衍射法是唯一的手段.根据本次实验测量的 $\{331\}$ 和 $\{420\}$ 晶面族,计算得到循环 50 周和 150 周样品的晶格常数随晶面指数的变化关系如图 5 所示.由图 5 可知,晶格常数随晶面指数不同没有显著的改变,利用其平均值计算晶格错配度是基本可靠的.

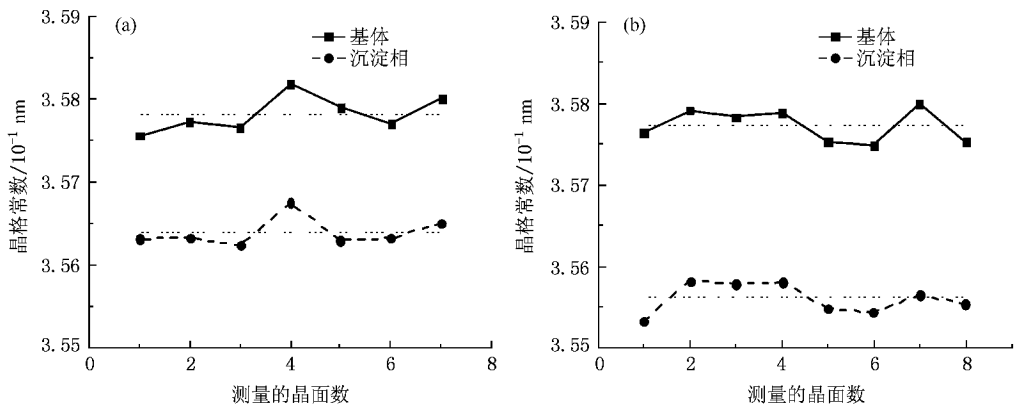


图 5 热机械疲劳循环 50 周和 150 周样品晶格常数随衍射测量晶面的改变 (a) 循环 50 周 (b) 循环 150 周

计算标准样品和不同热机械疲劳循环后样品的晶格错配度如图 6 所示.由图 6 可以看出,未处理的标准样品负错配度在 0.36%,在热机械疲劳开始阶段负错配程度显著减小,然后随循环次数的增多逐渐增大.对于负错配合金,没有外应力作用时, γ' 相

内承受张应力,而 γ 基体相内受压应力,由此产生错配应力场.采用有限元方法模拟热机械疲劳后 γ/γ' 相界面位错网产生的内应力发现,在 γ' 相内为压应力,在 γ 相内为张应力,正好与错配应力的分布相反^[25].因此,实验测量热机械疲劳开始阶段负错配度减小是

因为位错网作用释放了大部分错配应力,与理论计算结果相符,验证了计算结果.图6中负错配度随热机械疲劳循环次数线性增加是 γ 基体内塑性应变累积的结果,与相界面位错密度的改变有关^[26],计算得到其每次线性变化斜率为 -8.1×10^{-6} .

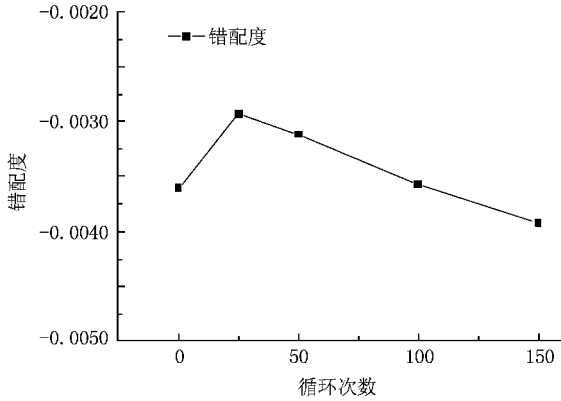


图6 标准样品和经不同热机械疲劳循环周次样品的错配度

6. 结 论

本文在建立中子衍射测量单晶镍基高温合金热机械疲劳应力方法的基础上,采用双相叠加峰和单峰处理两种方法,计算得到了样品内部的应力分布以及晶格错配度.结果表明两种方法计算得到的宏观等效应力基本一致,测量分析数据可靠.在热机械疲劳循环100周出现最大宏观等效应力和应力偏量,此时位错等微缺陷达到饱和,应力开始导致筏化现象产生.应力计算同时表明 γ 相先于 γ' 相屈服,偏离中心点处残余应力减小,特别是 γ' 相最为显著,应力偏量变化与形变特点相符.计算晶格错配度的结果表明在热机械疲劳开始阶段负错配程度显著减小,其数值由0.0036减小为0.0029;另一方面,由于循环周次增多基体塑性应变逐渐累积使负错配度逐渐线性增大,数值为每次增加 8.1×10^{-6} .

- [1] Roger C R 2006 *The Superalloys Fundamentals and Applications* (Cambridge: Cambridge University Press) p170
- [2] Kuhn H A, Biermann H 1991 *Acta Metal. Mater.* **39** 2783
- [3] Biermann H, Grossmann V B, Ungar T, Mechsner S 2000 *Acta Mater.* **48** 2221
- [4] Volkl R, Glatzel U, Knipmeier M F 1998 *Acta Mater.* **46** 4395
- [5] Tiedo T 2006 *Eng. Fract. Mech.* **73** 1679
- [6] Yu Q M, Yue Z F, Wen Z X 2008 *Mater. Sci. Eng. A* **477** 319
- [7] Wen Z X, Yue Z F 2007 *Mater. Sci. Eng. A* **456** 189
- [8] Coujou A, Benyoucef M, Clement N 1997 *Interface Sci.* **4** 317
- [9] Sarosi P M, Srinivasan R, Eggler G F, Nathal M V, Mills M J 2007 *Acta Mater.* **55** 2509
- [10] Egly T A, Lang K L, Lohe D 2008 *Int. J. Fatigue* **30** 249
- [11] Chen W, Darowski N, Zizak I, Schumacher G, Klingerhoffer H, Neumann W 2006 *Nucl. Instrum. Meth. Phys. Res. B* **246** 201
- [12] Darowski N, Zizak I, Schumacher G, Klingehoffer H, Chen W, Neumann W 2005 *J. Phys. D* **38** A200
- [13] Ma S, Brown D, Bourke M A M, Daymond M R, Majumdar B S 2005 *Mater. Sci. Eng. A* **399** 141
- [14] Sun G A, Chen B 2007 *Nucl. Technol.* **30** 286 [孙光爱、陈波 2007 *核技术* **30** 286]
- [15] Wu E D, Zhang J, Chen B Sun G A, Ji V, Hughes D, Pirling T 2008 *J. Phys.* **20** 104255
- [16] Pirling T, Bruno G, Withers P J 2006 *Mater. Sci. Eng. A* **437** 139
- [17] Marty B, Moretto P, Gergaud P, Lebrun J L, Ostolaza K, Ji V 1997 *Acta Mater.* **45** 791
- [18] Wu E D, Li J C, Zhang J, Wang S C, Xie G, Zhang J, Chen B, Sun G A, Ji V, Hughes D, Pirling T 2008 *Metal. Mater. Trans. A* **39** 3141
- [19] Michael T H, Philip J W, Thomas M H, Torben L 2005 *Introduction to the Characterization of Residual Stress by Neutron Diffraction* (New York: CRC Press) p160
- [20] Lorentzen T, Leffers T 1991 *Proceedings of the NATO Advanced Research Workshop on Measurement of Residual and Applied Stress Using Neutron Diffraction* (Dordrecht: Kluwer Academic Publishers) p253
- [21] Ganghoffer J F, Hazotte A, Denis S, Simon A 1991 *Scripta Metal. Mater.* **45** 2491
- [22] Kraft S, Altenberger I, Mughrabi H 1995 *Scripta Metal. Mater.* **32** 411
- [23] Buffiere J Y, Chegnet M C, Ignat M 1996 *Scripta Metal. Mater.* **34** 349
- [24] Wang Z R, Yuan S J, Hu L X 1997 *The Fundament of Elastic and Plastic Mechanics* (Harbin: Harbin Institute of Technology Press) p15 (in Chinese) [王仲仁、苑世剑、胡连喜 1997 *弹性与塑性力学基础* (哈尔滨: 哈尔滨工业大学出版社) 第15页]
- [25] Zhou L 2003 *Ph. D. Dissertation* (Shenyang: Institute of Metal Research, Chinese Academy of Science) p86 (in Chinese) [周丽 2003 博士学位论文 (沈阳: 中国科学院金属研究所) 第86页]
- [26] Jacques A, Diologent F, Bastie P 2004 *Mater. Sci. Eng. A* **387**—**389** 944

Neutron diffraction study of stress and lattice mismatch induced by thermo-mechanical fatigue in single crystal superalloys

Sun Guang-Ai^{1,2)†} Chen Bo^{1,2)} Chen Hua²⁾ Wu Er-Dong³⁾
Zhang Jun³⁾ Vincent Ji⁴⁾ Darren Hughes⁵⁾ Thilo Pirling⁵⁾

1) (*Institute of Atomic and Molecular Physics, Sichuan University, Chengdu 610065, China*)

2) (*Institute of Nuclear Physics and Chemistry, China Academy of Engineering Physics, Mianyang 621900, China*)

3) (*National Laboratory for Materials Science, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China*)

4) (*LEMHE/ICMMO, UMR 8182, Bat. 410, University Paris-Sud 11, Paris 91405, France*)

5) (*Institute of Laue Langevin, Grenoble 38042, France*)

(Received 1 April 2008 ; revised manuscript received 27 September 2008)

Abstract

The center points of the thermo-mechanical fatigued single crystal Ni-based superalloys were measured by neutron diffraction and the results have been treated in two methods : two overlapped peaks and a single peak. The macroscopic equivalent stress, deviatoric stress components, γ/γ' phase equivalent stress and lattice mismatch are determined according to the experimental results. The stress results show that the macroscopic equivalent stresses are basically consistent when using two analysis methods, the maximum of macroscopic equivalent stress and deviatoric stress components appeared at thermo-mechanical fatigue that of 100 cycles, and at this point, the micro-defects, such as dislocations, are saturated and the stress of γ' phase away from the center was reduced remarkably. The calculated results also indicate that the negative lattice mismatch is reduced markedly at the beginning of the thermo-mechanical fatigue. Subsequently, it increases linearly with the fatigue cycles at the speed 8.1×10^{-6} per cycle because of the accumulated plastic strain in the matrix.

Keywords : neutron diffraction, single superalloy, equivalent stress, deviatoric stress

PACC : 6112G, 6155H, 6220F

† E-mail : guangaisun_80@sina.com