

横向预压缩对[001]取向镍基单晶 高温合金蠕变性能的影响

苏 勇^{1,2}, 田素贵¹, 于慧臣³, 于莉丽¹

(1. 沈阳工业大学, 辽宁 沈阳 110870)

(2. 沈阳化工大学, 辽宁 沈阳 110142)

(3. 北京航空材料研究院, 北京 100095)

摘 要: 通过蠕变性能测试及组织形貌观察, 研究了预压缩对一种[001]取向镍基单晶合金蠕变性能的影响。结果表明, [001]取向镍基单晶合金在 1040 °C/180 MPa 条件下沿[100]方向预压缩 38 h 后, 立方 γ' 相转化为与[001]取向垂直的 P 型纤维状筏形组织。合金晶向及预压缩和拉伸蠕变应力轴取向误差是预压缩合金内纤维状 γ' 相发生横向连接的原因。合金在预压缩及后续拉伸蠕变过程中 γ/γ' 相界面能的降低是 γ' 相发生组织演化的驱动力。有/无预压缩的[001]取向合金在 980 °C/200 MPa 条件下蠕变至稳态阶段的变形机制为位错在基体通道内的滑移和攀移。相对于未预压缩合金, 预压缩后合金的微观组织结构使位错更容易在基体通道中滑移, 其对合金沿[001]方向的应变率贡献更大, 因此预压缩降低了合金在 980 °C/200 MPa 条件下的蠕变抗力。

关键词: 预压缩; 蠕变; 高温合金; 微观组织; 变形机制

中图分类号: TG132.3

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2016)01-0079-07

先进航空发动机和地面燃气轮机叶片均由<001>取向的镍基单晶合金所制备^[1]。其组织结构为细小立方 γ 相 (L1₂ 结构) 以共格方式镶嵌在 γ 基体 (面心立方镍基固溶体) 中^[2-4]。蠕变损伤是涡轮叶片服役条件下的主要失效方式^[5-8]。

<001>取向镍基单晶合金在高温拉伸蠕变期间, 其 γ 相可发生组织演化, 其中, 对负错配度 ($a_{\gamma'} < a_{\gamma}$, a 代表晶格常数) 合金施加拉应力会导致 γ 相沿垂直于应力轴方向形成 N 型筏状组织, 而施加压应力可使其沿平行于应力轴方向形成 P 型筏状组织, 具有正错配度合金中 γ 相的粗化行为则相反^[9,10]。由于 γ 相发生筏形化转变可能阻碍位错运动, 降低应变速率, 故对合金的蠕变性能有重要影响。因此, 可以设想, 若采用预先压应力处理, 使合金中 γ 相沿某一取向形成筏形结构, 可有效阻碍位错运动, 降低合金的蠕变速率, 提高合金的蠕变抗力。

20 世纪 80 年代初, Nathal 等^[11]研究了预先筏形化处理对镍基单晶合金 NASAIR 100 蠕变性能的影响, 表明在 760 °C/793 MPa 条件下, 预处理合金表现出较高的蠕变速率和较短的持久寿命, 其中, 位错过早切

入 γ 相是其蠕变抗力降低的主要原因。但 Drew 和 Reed^[12]等的研究表明, 预应力处理使 γ 相转变成 N 型筏状结构可明显改善 CMSX-4 合金在 750 °C/750 MPa 条件下的蠕变性能, 而降低其在 800 和 950 °C 条件下的持久寿命^[13]。此外, 预先拉应力处理使 SRR99 合金中 γ 相转变成 N 型筏状结构后, 在 950 °C、高/低应力条件下的蠕变寿命均低于未预处理合金^[14], 而在 1050 °C/150 MPa 条件下, 预处理合金的蠕变寿命高于未预处理合金; 而经预先压应力处理获 P 型筏状结构后, 可提高其在 1000~1050 °C/150~300 MPa 条件下的蠕变抗力, 并认为 P 型筏状结构提高合金蠕变抗力的原因在于垂直 γ/γ' 相界面可抑制位错的攀移^[15,16]。但预处理获 P 型结构降低了合金在 800 °C/600 MPa 条件下的持久寿命, 而提高了 980~1020 °C/500 MPa 条件下的持久寿命^[17,18]。其原因归结于预处理期间 γ 相的筏形化程度和后续蠕变条件的差别^[19,20], 特别地, 在后续拉应力蠕变性能测试期间, γ 相转变成断续的 N 型筏状结构, 促进位错较易切入 γ 相^[21], 是合金蠕变寿命降低的主要原因。

尽管众多学者研究了预先压应力处理对<001>取

收稿日期: 2015-01-13

基金项目: 国家自然科学基金(50571070); 辽宁省教育厅资助项目(L2015426)

作者简介: 苏 勇, 男, 1979 年生, 博士生, 副教授, 沈阳工业大学材料科学与工程学院, 辽宁 沈阳 110870, 电话: 024-25494089, E-mail: suyong_1979@126.com

向单晶合金蠕变性能的影响, 但所获得的 P 型结构与后续性能测试的施加应力轴方向平行, 并在高温性能测试期间继续发生明显的组织演化。采用横向预压缩处理, 所获的 P 型结构与后续蠕变性能测试期间施加的应力轴垂直, 该 P 型结构对合金蠕变性能的影响及在后续蠕变期间是否发生形态变化并不清楚。

据此, 本实验对某[001]取向单晶合金沿[100]方向进行高温压应力处理, 使合金中 γ 相转变成与[001]取向垂直的筏状结构。进一步地, 通过蠕变性能测试及组织形貌观察, 研究横向预压缩对[001]取向单晶合金蠕变性能的影响, 以完善高温合金的蠕变理论。

1 实验

采用选晶法在高温梯度真空定向凝固炉中, 将成分为 Ni-9.0Cr-5.0W-5.5Al-4.5Co-1.7Ti (质量分数, %) 的母合金, 制备成[001]取向的镍基单晶试棒。经 Laue 背反射方法确定出单晶试棒与[001]、[113]和[012]方向的夹角分别为 7° 、 26° 和 22° 。合金选用的热处理工艺为: $1250^\circ\text{C}/4\text{ h, AC} + 870^\circ\text{C}/32\text{ h, AC}$ 。

将完全热处理后的单晶合金试棒沿(100)晶面切取 2 个承受载荷的平行受力面。将试棒置于自制的反向压缩装置中, 在 $1040^\circ\text{C}/180\text{ MPa}$ 条件下对(100)晶面进行高温预压缩处理 38 h, 以保证合金中的 γ 相转变成筏形结构。

合金经高温预先压应力处理后, 将试棒沿(100)、(001)和(010)晶面加工成板状拉伸蠕变样品, 试样的横断面为 $4.5\text{ mm} \times 2.5\text{ mm}$, 样品的宽面为(100)晶面, 标距为 15.0 mm , 施加应力轴的方向为[001]方向。

蠕变样品经表面机械研磨和抛光后, 置入 GWT504 型高温蠕变试验机中, 在 $980^\circ\text{C}/200\text{ MPa}$ 下进行蠕变性能测试, 并绘制蠕变曲线。将预压缩前后、以及蠕变性能测试后的合金经机械研磨和抛光后, 使用 $100\text{ mL HCl} + 80\text{ mL H}_2\text{O} + 20\text{ g CuSO}_4$ 腐蚀剂进行化学腐蚀, 在 SEM 下观察组织形貌, 并将蠕变至稳态阶段的试样制成 $\phi=3\text{ mm}$ 的 TEM 样品, 进行微观形貌观察, 探讨合金的蠕变变形机制。

2 结果与分析

2.1 合金的组织形貌

[001]取向镍基单晶合金经完全热处理后的组织形貌如图 1 所示。在(100)晶面, 合金中的 γ 相呈立方体形态, 其边缘平均宽度约为 400 nm , 并沿[001]和[010]取向规则排列, 立方 γ 相之间为 γ 基体通道, 宽度约为 50 nm , 如图 1a 所示。在(001)和(010)晶面, 立方 γ 相的形态与(100)晶面完全相同 (照片略去)。因此,

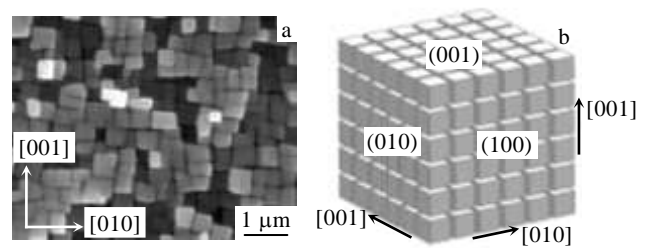


图 1 [001]取向单晶合金完全热处理后的组织形貌

Fig.1 Microstructure of the [001]-oriented single crystal nickel-based superalloy after full heat treatment: (a) microstructure on (100) plane and (b) schematic diagram of microstructure in three-dimensional (3D) space

[001]取向单晶合金热处理后的组织形貌为立方 γ 相沿 $\langle 100 \rangle$ 方向以共格方式镶嵌在 γ 基体中, 其立方 γ 相的空间分布, 示意于图 1b。进一步地, 可计算出合金中立方 γ 相的体积分数约为 65%。

2.2 预压缩处理合金的组织结构

单晶合金在 $1040^\circ\text{C}/180\text{ MPa}$ 沿[100]方向预压缩 38 h 后的微观组织如图 2 所示。图 2a 为晶胞压缩示意图。在(001)和(010)面, γ 相具有相同的形态, 均沿[100]方向形成纤维状筏形组织, 如图 2b 所示, 筏状 γ 相的平均宽度约为 500 nm , γ 基体宽度约为 55 nm , 连续充填在纤维状 γ 相之间, 以保持合金的高塑性。在(100)晶面, 如图 2c 所示, γ 相成点状或类立方体形态分布, 但较预处理前相比, γ 相的边角已发生圆化, 并有少量 γ 相粒子沿[001]和[010]晶向相互连接, 如图 2c 中箭头 1 和 2 所示。由此表明, 该镍基单晶合金沿[100]方向预压缩 38 h 后, 原立方 γ 相主要沿[100]取向形成与[001]晶向垂直的 P 型纤维状筏形组织, 部分筏条状组织发生横向连接。

2.3 预压缩对合金蠕变性能的影响

图 3 为有/无预压缩处理单晶合金在 $980^\circ\text{C}/200\text{ MPa}$ 条件下的蠕变曲线。可以看出, 未经预压缩处理合金具有较短的初始蠕变阶段, 稳态蠕变期间的应变速率为 $0.0181\%/h$ 。合金蠕变 100 h 仍处在稳态阶段。预压缩处理合金在相同条件下的蠕变曲线如图 3 的曲线 2 所示。曲线 2 表明, 合金在蠕变初始有较大的应变量, 稳态蠕变阶段不明显 (为表达方便, 作者认为蠕变至 10 h 为稳态阶段), 蠕变寿命仅为 29 h。

2.4 合金蠕变期间的组织演化

未经预压缩的[001]取向合金经 $980^\circ\text{C}/200\text{ MPa}$ 蠕变 50 h 后的组织结构如图 4a~4d 所示。图 4a 为合金单胞施加拉应力的示意图。合金在(100)和(010)晶面

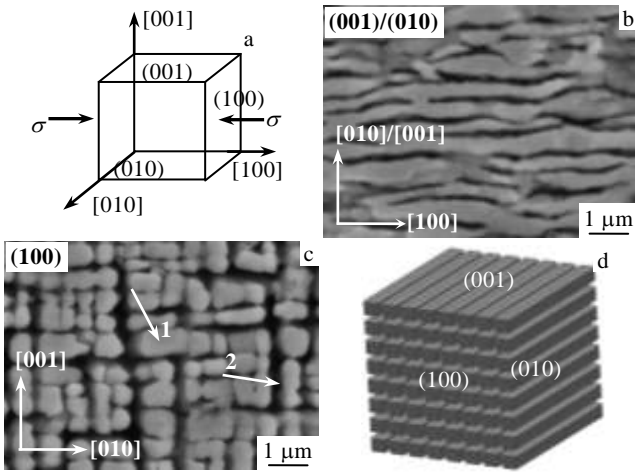


图 2 1040 °C/180 MPa 条件下，[001]取向镍基单晶合金沿[100]取向预压缩 38 h 后的组织形貌

Fig.2 Microstructure of the [001]-oriented single crystal nickel-based superalloy after being pre-compressed for 38 h along [100] orientation at 1040 °C / 180 MPa: (a) schematic diagram of one cuboidal cell bearing precompressive stress, (b, c) morphologies on (001)/(010) and (100) planes of the alloy after pre-compression, and (d) schematic diagram of the microstructure in the alloy after pre-compression

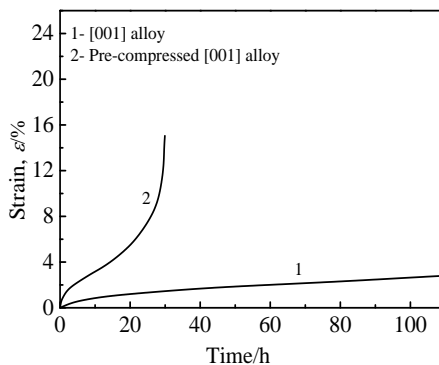


图 3 有/无预压缩合金在 980 °C/200 MPa 条件下的蠕变性能
Fig.3 Creep properties of the [001]-oriented single crystal superalloy with and without pre-compression at 980 °C / 200 MPa

具有类似的微观组织，如图 4b 所示，表明合金蠕变至中期形成了垂直于应力轴的筏状组织，片层状 γ 筏的层宽约为 380 nm，层间为 γ 基体通道，宽度约为 80 nm。在(001)晶面的筏状 γ 相分别沿[100]和[010]方向相互连接，呈现筛网状结构，其中，“筛眼”内为保留的 γ 基体，如图 4c 中框选区域及左下角的放大图所示。图 4d 为未经预压缩的合金拉伸蠕变 50 h 后形成微观组织的空间结构示意图。

预压缩处理合金在 980 °C/200 MPa 条件下沿[001]

方向拉伸蠕变 10 h 后的组织形貌如图 4e, 4f 所示。图 4e 的形貌由图 2c 演变而来，表明在蠕变过程中，(100)晶面点状的 γ 相粒子明显长大，并进一步横向连接，如图中白色箭头 1 和 2 所示。图 4f 的形貌由图 2b 演变而来，表明合金中 γ 相进一步增大并横向连接，部分区域甚至出现片层状组织（箭头 3），其平均宽度约为 550 nm，而 γ 基体通道的尺寸约为 80 nm。综上，预压缩合金在后续拉伸蠕变过程中的组织形貌仍为类似于图 2d 的一维筏条状组织。

2.5 合金蠕变期间的变形机制

图 5 为有/无预压缩合金沿[001]取向在 980 °C/200 MPa 拉伸蠕变至稳态阶段(100)晶面的微观组织。

图 5a 为未经预压缩合金蠕变至 50 h 后的微观组织。可以看出，合金基体通道中存在大量位错， γ 相内无位错。表明合金稳态蠕变期间的变形机制为位错在基体通道中滑移和攀移越过筏状 γ 相。 γ/γ 两相界面存在位错网，如图中白色框选区域及其右上角的放大图所示。分析认为，当蠕变位错在基体中运动至两相界面时，可与位错网反应，并改变其运动方向，故可促进位错攀移越过筏状 γ 相^[22]。图 5b 为预压缩合金蠕变至稳态阶段的微观组织。可以看出，基体通道中仍存在滑移位错， γ 相内无位错，同时在 γ/γ 两相界面存在位错网，如图中方框图及右上角的放大图所示。表明预压缩合金沿[001]方向蠕变至稳态阶段的变形机制仍为位错在基体中的滑移和攀移越过筏状 γ 相。

3 讨论

3.1 横向预压缩及后续拉伸蠕变期间合金内 γ' 相的组织演化特征分析

根据图 2 所示，合金在预压缩期间主要形成了平行于压缩应力轴[100]取向的 P 形筏，但同时，部分 P 型筏发生了横向连接。另外，根据图 4e 和 4f 所示，预压缩合金在后续的拉伸蠕变过程中，[100]取向的筏状组织进一步粗化，并进一步地沿[010]和[001]方向横向连接，甚至形成片层状筏状组织。

如果[001]取向单晶合金无取向差，且施加的压应力与[100]取向吻合，那么预压缩后合金将严格沿[100]取向形成 P 型筏状组织^[16-19,23,24]。但实际上，实验选用的[001]取向合金与[001]、[113]和[012]方向的夹角分别为 7°、26°和 22°，经计算该取向与[010]和[100]方向的夹角分别为 84.9°和 85.1°。因此，试样在“(100)”面沿 “[100]” 方向预压缩时，“(100)” 面并不是真正的晶体学(100)面，“[100]” 方向也不是真正的晶体学[100]取向。经计算，预压缩的实际方向与[100]、[010]和[001]取向的夹角分别为 4.8°、89.5°和 85.2°；那么

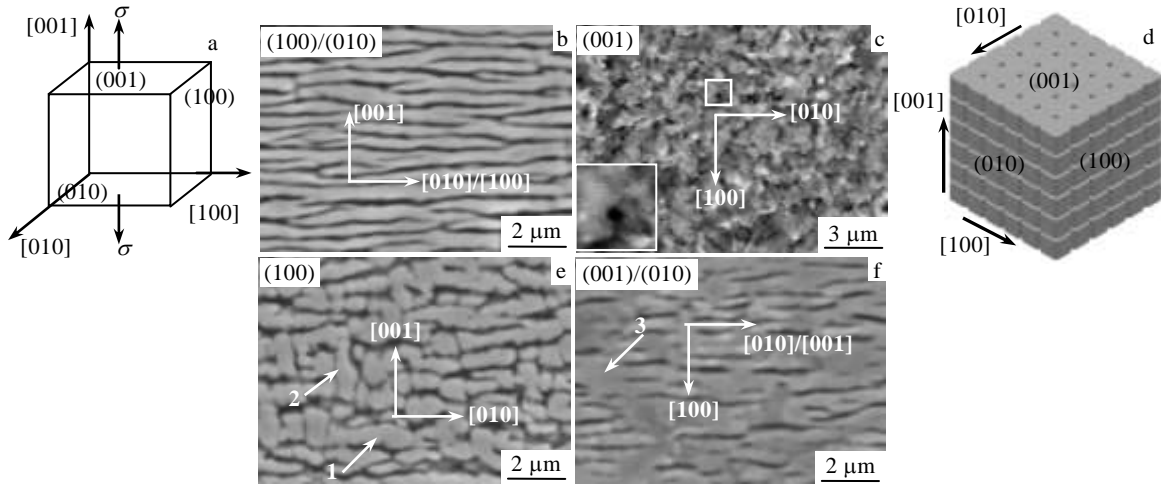


图 4 有/无预压缩[001]取向镍基单晶合金在 980 °C/200 MPa 条件下拉伸蠕变至稳态阶段后, 不同晶面筏状 γ' 相的形貌
 Fig.4 Morphologies of the rafted γ' phase on different crystal planes of the [001]-oriented single crystal superalloys with and without pre-compression after being crept to steady stage at 980 °C/200 MPa: (a) schematic diagram of one cuboidal cell bearing tensile stress, (b, c) SEM morphologies of γ' rafts on (100)/(010) and (001) planes, and (d) schematic diagram of the microstructure for the alloy without pre-compression after being crept for 50 h; (e, f) SEM morphologies of γ' rafts on (100) and (001)/(010) planes in the pre-compressed alloy after being crept for 10 h

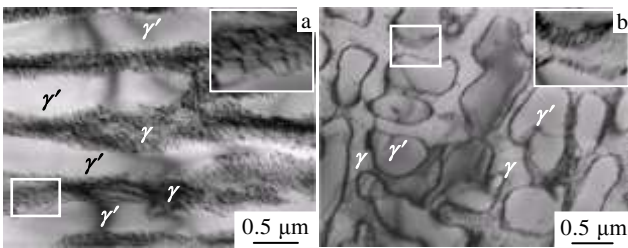


图 5 有/无预压缩[001]取向镍基单晶合金在 980 °C/200 MPa 条件下拉伸蠕变至稳态阶段(100)晶面的组织形貌
 Fig.5 Microstructures of (100) plane of the [001]-oriented single crystal superalloys with and without pre-compression after being crept to steady stage at 980 °C/200 MPa: (a) without pre-compression after being crept to 50 h and (b) with pre-compression after being crept to 10 h

预压缩应力在 $\langle 001 \rangle$ 方向的应力分量分别为 $\sigma_{[100]}^- = 179.4 \text{ MPa}$ 、 $\sigma_{[010]}^- = 1.57 \text{ MPa}$ 和 $\sigma_{[001]}^- = 15.1 \text{ MPa}$, 其中, 压应力分量 $\sigma_{[100]}^-$ 使合金沿 [100] 取向形成筏状组织, 压应力分量 $\sigma_{[010]}^-$ 使合金沿 [010] 取向形成筏状组织, 如图 2c 中箭头 1 所示, 而压应力分量 $\sigma_{[001]}^-$ 使合金沿 [001] 取向形成筏状组织, 如图 2c 中箭头 2 所示。当然, 由于 $\sigma_{[001]}^-$ 和 $\sigma_{[010]}^-$ 均远小于 $\sigma_{[100]}^-$, 因此, 总的来说合金内 γ' 相主要沿 [100] 取向形成 P 型筏状组织, 而只有少量的 γ' 相沿 [010] 和 [100] 方向实现横向连接。

预压缩主要形成沿 [100] 方向的 P 型筏状组织, 对合金后续沿 “[001]” 方向 (同理, 该 “[001]” 方向不

是严格的晶体学 [001] 取向) 的拉伸蠕变来说, 该筏形化组织为垂直于 “[001]” 方向的 N 型筏状组织。需要注意的是, 由于晶体取向误差, 拉伸蠕变应力轴方向与 [001]、[010] 与 [100] 的夹角分别为 7° 、 84.9° 和 85.1° , 因此, 在 980 °C/200 MPa 条件下拉伸蠕变时, 沿 3 个方向的拉应力分量分别为 $\sigma_{[001]}^+ = 198.5 \text{ MPa}$ 、 $\sigma_{[010]}^+ = 17.8 \text{ MPa}$ 和 $\sigma_{[100]}^+ = 17.1 \text{ MPa}$, 其中, $\sigma_{[001]}^+$ 将使预压缩合金内 [100] 方向的筏形组织进一步粗化, 同时, $\sigma_{[001]}^+$ 也使 γ' 相沿 [010] 方向形筏, 即使原筏状 γ' 相沿 [010] 方向进一步横向连接; 另外, $\sigma_{[010]}^+$ 将会促进 γ' 相沿 [001] 和 [100] 方向的定向生长, 而 $\sigma_{[100]}^+$ 将会促进 γ' 相沿 [010] 和 [001] 方向的定向生长^[25]。 γ' 相沿 [010] 和 [001] 方向的定向生长体现在预压缩合金内 [100] 方向筏状组织的横向连接, 如图 4e 和 4f 中箭头 1~3 所示。因此, 晶体取向误差导致了 γ' 相的多维生长。但总体来说, 预压缩合金在拉伸蠕变 10 h 后形成的筏状组织仍为沿 [100] 方向的纤维状组织, 这可以从如下 3 个方面得到解释: (1) 合金在预压缩期间已经形成了比较完整的沿 [100] 方向的筏状组织; (2) 在拉伸蠕变期间, $\sigma_{[010]}^+ \approx \sigma_{[100]}^+ \ll \sigma_{[001]}^+$, 预压缩合金在蠕变过程中的形筏主要受 $\sigma_{[001]}^+$ 影响; (3) 预压缩期间形成的 [100] 方向的筏状组织对合金内元素沿 [010] 和 [001] 方向的扩散起到了明显的阻碍作用, 而对元素沿 [100] 方向的扩散影响较小。

3.2 横向预压缩及后续拉伸蠕变期间组织演化驱动力分析

[001] 取向合金在完全热处理后, 合金的组织结构

是立方 γ 相沿 $\langle 100 \rangle$ 取向以共格方式镶嵌在 γ 基体中, 立方 γ 相和 γ 基体通道的尺寸分别为 400 和 50 nm, 立方 γ 相的体积分数为 65%, 如图 1 所示。在合金内选取一个立方胞, 其中沿[001]、[010]和[100]取向分别包含 n 个立方 γ 粒子, 其边长定义为 $8r$, 而基体宽度为 r 。可以计算, 合金热处理后选取的立方胞(图 1b)内 γ/γ 界面面积为 $384n^3r^2$, 预压缩后(图 2d)这一数值变为 $189.3n^3r^2$, 设单位面积的界面能为 Ω , 则预压缩前后两相界面能的变化为 $\Delta G_s = -194.7n^3r^2\Omega$ 。负值表明, 合金在预压缩期间的组织演化是自由能降低的自发过程, 其界面能降低是促使合金中发生元素扩散及 γ 相定向粗化的驱动力。

预压缩合金在后续的 980 °C/200 MPa 条件下拉伸蠕变过程中, 合金内 γ/γ 相界面能经计算进一步下降了 $-16.4n^3r^2\Omega$, 为拉伸蠕变期间组织演化的驱动力。

3.3 预压缩对[001]取向合金蠕变性能的影响

镍基单晶高温合金的蠕变强度与 γ/γ 两相的微观结构密切相关。当 γ/γ 相结构有助于阻碍位错运动时, 合金的蠕变抗力有望得到提高。根据对图 5 的分析, 有/无预压缩合金在蠕变稳态阶段具有相似的变形机制。然而, 值得注意的是, 未经预压缩合金拉伸蠕变至稳态阶段形成的筏状组织为二维片层结构, 片层上为网状结构(图 4d), 而预压缩合金蠕变前后的组织形貌类似, 均为一维的筏条状组织(图 2d)。

任意方向的蠕变应变应为各个滑移系在该方向的分量之和^[26]。滑移系的开动与施密特因子有关。但在本研究中, 有/无预压缩合金具有相同的晶体取向和应力轴方向, 并具有相同的施密特因子, 因此需要考虑与晶体结构有关的非施密特效应的, 包括提供滑移系内位错运动的基体宽度、横向基体通道内位错运动对轴向蠕变应变的影响以及不同基体通道内位错数量等。表 1 列出了蠕变稳态阶段合金基体通道内位错运动对[001]方向应变率的贡献。同 3.2, 仍取一个包含 n^3 个 γ 粒子的立方胞为研究对象。贡献因数 $1(\mu_1)$ 为垂直于某

晶面的基体通道内位错运动对合金[001]方向应变率的贡献, 考虑到泊松比(各方向上近似取 $0.4^{[27]}$), 作者认为垂直于(001)、(010)和(100)晶面通道的贡献因数分别为 1、0.4 和 0.4。贡献因数 $2(\mu_2)$ 为合金内不同基体通道的位错密度对合金[001]方向应变率的贡献, 根据文献[28]和[29], 当负错配度合金(本研究中的合金错配度为负)沿[001]方向拉伸时, 平行于(001)晶面的水平基体通道内位错密度高于平行于(010)和(100)晶面的竖直基体通道内位错密度, 为不失一般性, 定义平行于这 3 个晶面的基体通道的贡献因数分别为 1、0.3 和 0.3。

以表 1 中合金 1 (未预压缩合金)的(001)面为例进行说明。图 6a 为合金内(001)晶面上 γ 相形成了网状结构, 可在垂直于该晶面的基体通道内开动的滑移系包括(111)[$\bar{1}01$]、(111)[$0\bar{1}1$]、($\bar{1}\bar{1}1$)[$\bar{1}01$]、($\bar{1}\bar{1}1$)[011]、($\bar{1}\bar{1}1$)[101]、($\bar{1}\bar{1}1$)[$0\bar{1}1$]、($1\bar{1}\bar{1}$)[011]和($1\bar{1}\bar{1}$)[101], 其中 $\triangle ACH$ 、 $\triangle AFH$ 、 $\triangle ACD$ 和 $\triangle EBD$ 所在的平面分别为(111)、($\bar{1}\bar{1}1$)、($1\bar{1}\bar{1}$)和($1\bar{1}\bar{1}$)晶面, 而线段 FA、DA、CA、FC、HC 和 FH 分别为[101]、[$0\bar{1}1$]、[$1\bar{1}0$]、[011]、[$\bar{1}01$]和[110]晶向。

图 6b 实际上是图 6a 中(001)晶面的局部放大图。经计算, 图 6b 中 γ 基体的面积 $S_1 = 1.48r^2$, 因此该晶面上可供位错滑移的基体通道面积为 $1.48n^2r^2$, 综合考虑晶面上基体通道截面面积 S 以及贡献因子 μ_1 和 μ_2 , 垂直于该晶面的基体通道对合金[001]方向应变率的贡献为

$$\Sigma_1 = S\mu_1\mu_2 = 1.48n^2r^2 \times 1 \times 1 = 1.48n^2r^2 \quad (1)$$

同理, 垂直于其它各晶面的基体通道对有/无预压缩合金在[001]方向应变率的影响可分别计算并列于表 1。可以看出, 有/无预压缩合金在蠕变稳态阶段内部所有基体通道对合金[001]方向应变率的总贡献 Σ 分别为 $12.13n^2r^2$ 和 $4.88n^2r^2$, 也就是说, 预压缩合金的微观组织更有利于位错在其中的运动, 这使其在[001]方向具有较高的应变率(图 3), 因此, 经过预压

表 1 蠕变稳态阶段合金基体通道内位错运动对[001]方向应变率的贡献

Table 1 Contribution of the dislocation movements in matrix channels to [001]-oriented strain rate of the alloys

Alloy	Crystal plane	Cross-sectional area of γ matrix on different planes, S	Contribution factor 1, μ_1	Contribution factor 2, μ_2	Contribution of the matrix channel vertical to the plane, Σ_1	Contribution of all matrix channels in the alloy, Σ
1	001	$9.06 n^2 r^2$	1	1	$9.06 n^2 r^2$	$12.13 n^2 r^2$
	010	$9.06 n^2 r^2$	0.4	0.3	$1.09 n^2 r^2$	
	100	$16.54 n^2 r^2$	0.4	0.3	$1.98 n^2 r^2$	
2	001	$1.48 n^2 r^2$	1	1	$1.48 n^2 r^2$	$4.88 n^2 r^2$
	010	$14.15 n^2 r^2$	0.4	0.3	$1.70 n^2 r^2$	
	100	$14.15 n^2 r^2$	0.4	0.3	$1.70 n^2 r^2$	

Note: Alloys 1 and 2 represent the alloys with and without pre-compression, respectively

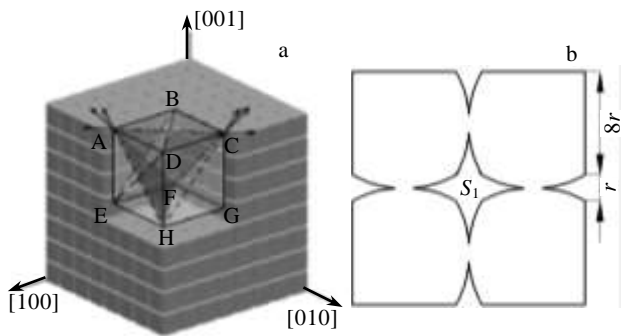


图 6 未经预压缩[001]取向合金在 980 °C/200 MPa 拉伸蠕变至 50 h 后合金内滑移系及(001)晶面上的组织结构示意图

Fig.6 Schematic diagram of the slip systems (a) and microstructure on (001) plane (b) of the [001]-oriented single crystal superalloy without pre-compression after being crept for 50 h at 980 °C/200 MPa

缩的合金蠕变抗力反而降低。

4 结 论

1) [001]取向镍基单晶高温合金在 1040 °C/180 MPa 条件下沿[100]方向预压缩 38 h 后形成了一维的平行于压应力轴的 P 型纤维状筏形组织，合金晶向及预压缩和拉伸蠕变应力轴取向误差是预压缩合金内筏条组织发生横向连接的原因。

2) 合金在预压缩及后续拉伸蠕变过程中 γ'/γ 相界面能的降低是 γ 相发生组织演化的驱动力。

3) 有/无预压缩的[001]取向合金在 980 °C/200 MPa 条件下蠕变至稳态阶段的变形机制为位错在基体通道内的滑移和攀移。

4) 相对于未预压缩合金，预压缩后合金内微观组织更有利于位错在基体通道中滑移，其对合金沿[001]方向的应变率贡献更大，因此该预压缩工艺降低了合金在 980 °C/200 MPa 条件下的蠕变抗力。

参考文献 References

[1] Epishin A, Link T, Bruckner U *et al. Acta Mater*[J], 2001, 49(19): 4017
 [2] Zhang J X, Murakumo T, Harada H *et al. Scr Mater*[J], 2003, 48(3): 287
 [3] Li Nan(李楠), Jin Tao(金涛), Liu Jinlai(刘金来) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2008, 37(5): 789
 [4] Tian Sugui(田素贵), Zeng Zheng(曾征), Zhang Chao(张超) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与

工程)[J], 2013, 42(3): 494
 [5] Reed R C, Tao T, Warnken N. *Acta Mater*[J], 2009, 57(19): 5898
 [6] Zhang Shu(张姝), Tian Sugui(田素贵), Yu Huichen(于慧臣) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2013, 42(4): 712
 [7] Tian Sugui(田素贵), Xue Yongchao(薛永超), Zeng zheng(曾征) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2014, 43(5): 1092
 [8] Zhang J, Li J G, Jin T *et al. Mater Sci Eng A*[J], 2010, 527(13-14): 3051
 [9] Svoboda J, Lukas P. *Acta Mater*[J], 1998, 46(10): 3421
 [10] Nathal M V. *Metall Trans A*[J], 1987, 18(11): 1961
 [11] Nathal M V, MacKay R A, Miner R V. *Metall Trans A*[J], 1989, 20(1): 133
 [12] Drew G L, Reed C, Kakehi K. *Superalloys 2004-Proceedings of the Tenth International Symposium on Superalloys*[C]. New York: Metals and Materials Society, 2004: 127
 [13] Schneider W, Hammer J, Mughrabi H. *Superalloys 1992-Proceedings of the Seventh International Symposium on Superalloys*[C]. New York: Metals and Materials Society, 1992: 589
 [14] Mughrabi H. *The Johannes Weertman Symposium*[C]. New York: Metals and Materials Society, 1996: 267
 [15] Tetzlaff U, Mughrabi H. *Superalloys 2000-Proceedings of the Ninth International Symposium on Superalloys*[C]. New York: The Minerals, Metals and Materials Society, 2000: 273
 [16] Giraud R, Cormier J, Hervier Z *et al. Superalloys 2012-The Twelfth International Symposium on Superalloys*[C]. New York: Metals and Materials Society, 2012: 265
 [17] Shui Li(水丽), Jin Tao(金涛), Tian Sugui(田素贵) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2007, 43(1): 47
 [18] Shui L, Tian S G, Jin T *et al. Mater Sci Eng A*[J], 2006, 418(1-2): 229
 [19] Liu Jinlai(刘金来), Jin Tao(金涛), Sun Xiaofeng(孙晓峰) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2006, 42(8): 843
 [20] Rong T S, Jones I P, Smallman R E. *Acta Mater*[J], 1997, 45(5): 2139
 [21] Du Hongqiang(杜洪强), Tian Sugui(田素贵), Yu Xingfu(于兴福) *et al. The Symposium of the 11th Chinese Annual Conference on Superalloy*(第十届中国高温合金年会论文集)[C]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2007: 468
 [22] Tian S G, Zhou H H, Zhang J H *et al. Mater Sci Eng A*[J], 2000, 279(1-2): 160
 [23] Luka S P, Cadek J, Sustek V *et al. Mater Sci Eng A*[J], 1996,

- 208(2): 149
- [24] Tian S G, Yu X F, Yang J H *et al. Mater Sci Eng A*[J], 2004, 379(1-2): 141
- [25] Peng Zhifang(彭志方), Ren Yaoyao(任遥遥), Fan Baozhen(樊宝珍) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 1999, 35(1): 9
- [26] Wan Jiansong(万建松). *Study of Mechanical Behavior and Application of Single Crystal Superalloy Base on Finite Deformation Crystallographic Theory*(基于有限变形晶体滑移理论的单晶力学行为及应用研究)[D]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University, 2003: 62
- [27] Yue Zhufeng(岳珠峰), Zhen Changqin(郑长卿). *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 1994, 30(3): 124
- [28] Yuan C, Guo J T, Yang H C *et al. Scr Mater*[J], 1998, 39: 991
- [29] Wu Wenping(吴文平), Guo Yafang(郭雅芳). *Journal of Beijing Jiaotong University*(北京交通大学学报)[J], 2008, 32(4): 67

Effect of Transverse Pre-compression on High-Temperature Creep Behavior of a [001]-Oriented Single Crystal Nickel-Based Superalloy

Su Yong^{1,2}, Tian Sugui¹, Yu Huichen³, Yu Lili¹

(1. Shenyang University of Technology, Shenyang 110870, China)

(2. Shenyang University of Chemical Technology, Shenyang 110142, China)

(3. Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China)

Abstract: By means of creep tests and microstructure observations, the effect of transverse pre-compression on high-temperature creep behavior of a [001]-oriented single crystal nickel-based superalloy was studied. Results show that after being pre-compressed along [100] orientation at 1040 °C/180 MPa for 38 h, the cuboidal γ' phase transforms into one-dimensional P-type stripe-like rafts perpendicular to the [001] orientation. The misorientations of the alloy and stress axis of pre-compression/tensile creep are responsible for the transverse connection of the stripe-like γ' rafts. The decrease of the interfacial energy of γ'/γ phases is the driving force of the microstructure evolution during the pre-compressive treatment and the subsequent tensile creep test of the alloy. The deformation mechanism of the [001]-oriented alloys with and without pre-compression during steady-state creep at 980 °C/200 MPa is dislocations gliding and climbing in γ matrix channels. Compared to the alloy without pre-compression, the microstructure of the pre-compressed alloy makes the dislocation slip in matrix channels more easily, which has more contributions to the strain rate of the alloy along [001] orientation, so the pre-compression decreases the creep resistance of the alloy at 980 °C/200 MPa.

Key words: pre-compression; creep; superalloys; microstructure; deformation mechanism

Corresponding author: Tian Sugui, Ph. D., Professor, School of Material Science and Engineering, Shenyang University of Technology, Shenyang 110870, P. R. China, Tel: 0086-24-25494089, E-mail: tiansugui2003@163.com