

新型高性能镍基粉末高温合金 拉伸变形行为和机制研究

黄海亮¹, 刘国权^{1,2}, 王浩¹, 胡本芙¹

(1. 北京科技大学 材料科学与工程学院, 北京 100083)

(2. 北京科技大学 钢铁共性技术协同创新中心, 北京 100083)

摘要: 采用 SEM 和 TEM 研究了室温 (23 °C) 和中温 (650、750、815 °C) 下第 3 代镍基粉末高温合金 (FGH98) 拉伸变形显微组织、行为和机制。结果表明: 含有多模尺寸分布 γ' 相的合金具有优良的拉伸性能, 室温拉伸主要变形机制为位错剪切 γ' 相形成层错, 并在 γ' 相周围形成位错环, 阻碍后续位错运动。中温拉伸变形机制为位错剪切 γ' 相形成层错和形变孪晶, 随着变形温度的升高, 形变孪晶增多。给出了 $a/3\langle 112 \rangle$ 不全位错剪切 γ' 相形成层错和形变孪晶共存的模型, 随着应变量的增加, 在连续相邻的 $\{111\}$ 滑移面上层错堆积变多, 促进连续孪晶的形成, 协调了 γ 和 γ' 相两相之间的变形, 有助于释放两相之间的变形应力和提高合金强韧性。

关键词: 镍基粉末高温合金; 位错; 层错; 形变孪晶; 变形行为

中图分类号: TG132.3⁺3; TG146.1⁺5

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2019)04-1142-06

镍基粉末高温合金具有优良的综合力学性能, 被广泛地应用于制造先进航空发动机涡轮盘等热端部件^[1]。先进航空发动机涡轮盘用第 3 代镍基粉末高温合金主要强化相是 L1₂ 型有序结构的 γ' 相, 涡轮盘在中温 (550~850 °C) 环境下工作, 高速运转下承受巨大的拉应力。因此研究合金室温和中温拉伸形变机制, 尤其 γ' 相与位错的相互作用, 具有重要的意义。

近年来研究表明^[2-11]: 低温变形时, $a/2\langle 110 \rangle$ 基体位错成对剪切 γ' 相, 在 γ' 相中形成反相畴界 (anti-phase boundary, APB); 不全位错剪切 γ' 相形成层错; Orowan 弓弯绕过 γ' 相, 在析出相周围形成位错环。中温变形时, 不全位错剪切 γ' 相形成层错和微孪晶。Yuan 等^[5] 研究 TMW-4M3 合金发现室温拉伸变形时位错对剪切 γ' 相, 并形成 APB, 称为 APB 剪切机制; 650 °C 拉伸变形时位错对剪切 γ' 相, 并形成层错 (stacking faults, SFs), 称为 SF 剪切机制; 而在 750 °C 拉伸时观察到了大量的形变孪晶, 并分析了三次 γ' 相体积分数和变形温度对变形机制的影响。Qiu 等^[6] 通过热处理工艺对 RR1000 合金组织和拉伸性能影响的研究, 得出室温变形过程中位错主要剪切二次 γ' 相和细小的三次 γ' 相, 并在这些析出相中形成 SFs, 而大多数中等尺寸的三次 γ' 相未被剪切, 而是位错绕过 γ' 相; 700 °C 拉伸变形

时, 位错剪切 γ 基体和 γ' 相, 并在两者中形成扩展层错 (extended stacking faults)。Tian 等^[7] 通过研究不同 Co 含量对镍基高温合金拉伸性能的影响, 发现 Co 的增加降低了镍基高温合金的层错能, 促进了中温变形过程中独立层错 (isolated faults) 向微孪晶转变。由上述文献中可以看出不同的镍基合金表现出来的变形行为和形变组织结构是有差异的。FGH98 合金是第 3 代涡轮盘用粉末高温合金, 合金的拉伸性能是很重要的力学性能指标, 涡轮盘盘心工作温度低, 而盘缘工作温度相对较高, 并需要带动较多的叶片进行高速转动, 所以要求合金在较宽的工作温度范围内具有较高的屈服强度和抗拉强度, 正因如此引起研究者的关注, 并对其拉伸变形行为开展了研究工作^[12], 然而对其变形组织结构的特征以及变形过程中位错与 γ' 相相互作用的研究鲜有详尽的报导。本工作较系统地研究了第 3 代镍基粉末高温合金 (FGH98) 合金室温、中温拉伸变形行为和特征, 为进一步改进合金力学性能提供理论依据。

1 实验

实验材料为第 3 代镍基粉末高温合金 FGH98, 合金主要成分 (质量分数, %): 12.7 Cr, 20.4 Co, 3.8 Mo,

收稿日期: 2018-08-30

基金项目: 国家重点研发计划 (2016YFB0700501); 国家自然科学基金 (51571020)

作者简介: 黄海亮, 男, 1989 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: 010-862334314, E-mail: huanghailiang894@163.com

2.1 W, 3.5 Al, 3.7 Ti, 0.9 Nb, 2.4 Ta, 0.05 C, 0.02 B, 0.045 Zr, Ni 余量。从 Thermo-Calc 计算合金的热力学平衡相图可知 γ' 相体积分数在 53% 左右, γ' 相完全固溶温度为 1168.8 °C, 随着温度的降低从 γ 中析出 MC、 MB_2 、 $M_{23}C_6$ 、 M_3B_2 、 σ 、 μ 相等^[13]。合金制备工艺是真空感应炉熔炼母合金, 氩气雾化法 (argon atomization, AA) 制备的预合金粉 (粒度 $\leq 53 \mu\text{m}$) 经过静电除夹杂, 真空装入不锈钢包套后, 1180 °C/130 MPa/4 h 热等静压 (hot isostatic pressing, HIP) 固结成圆柱坯, 再经过 1100 °C 热挤压 (hot extrusion, HEX) 和 1100 °C 等温锻造 (isothermal forging, IF) 成 $\Phi 118 \text{ mm} \times 38 \text{ mm}$ 的缩比盘。1180 °C 固溶处理保温 1.5 h 后油冷至室温, 然后 815 °C 时效 8 h 后空冷。

试样取自盘中心到盘缘的 1/2 处, 采用 GNT2000Y-D 万能试验机在室温 (23 °C) 和中温 (650, 750, 815 °C) 下分别按照 GB/T228.1-2010 和 GB/T4338-2006 标准测试合金的拉伸性能。金相试样经砂纸研磨后, 经 20 mL $\text{H}_2\text{SO}_4 + 80 \text{ mL } \text{CH}_3\text{OH}$ 配比的电解液中抛光 (25~30 V 电压, 20 s), 然后在 8 g $\text{CrO}_3 + 85 \text{ mL } \text{H}_3\text{PO}_4 + 5 \text{ mL } \text{H}_2\text{SO}_4$ 配比电解液中电解腐蚀 (3~5 V 电压, 5 s), 在 Supra55 场发射扫描电镜 (FEG-SEM) 下观察变形前后的 γ' 相显微组织。利用 JEM 2100 电子显微镜 (TEM) 观察变形后的显微组织, TEM 薄膜试样采用电解双喷制备, 双喷液为 10% $\text{HClO}_4 + 90\% \text{CH}_3\text{COOH}$, 电压 50~70 V, 电流 30~50 mA, 温度 -25 °C。并采用 Image J 和 Photoshop 软件统计晶粒和 γ' 相的尺寸^[14]。

2 实验结果

2.1 热处理后拉伸性能

FGH98 合金的室温和中温拉伸性能如图 1 所示。经过上述热处理后室温抗拉强度为 1612 MPa, 屈服强度为 1164 MPa, 断后伸长率为 22.5%, 随着拉伸温度

的增加, 抗拉强度有所降低, 从 650 °C 的 1485 MPa 到 815 °C 的 992 MPa, 降低了 493 MPa。而 650 和 750 °C 时屈服强度较室温也有所降低 (~100 MPa), 815 °C 时屈服强度为 832 MPa, 总体上中温拉伸断后伸长率和断面收缩率要比室温高, 750 °C 时断后伸长率可达 30%。可以看出合金在低温和中温都具有较高的强度和良好的塑性。

2.2 拉伸变形后的显微组织

图 2 给出了热处理态和室温、750 °C 拉伸后 FGH98 合金纵截面 (平行于拉伸方向) 的扫描电镜显微组织。可以看出热处理后沿晶界出现长条状的大尺寸 γ' 相, 为 0.5~1 μm , 晶内 γ 相基体上均匀分布着大量二次 γ' 相, 尺寸在 250~400 nm 之间, 近似蝶形。在二次 γ' 相间通道和晶界近旁处分布着大量的三次圆形 γ' 相, 但尺寸差别较大, 小尺寸 $< 50 \text{ nm}$, 大尺寸为 100~200 nm (图 2a)。晶粒等效圆直径范围为 25~40 μm (晶粒度 7.5~6.5 级)。这种高体积分数的多模尺寸分布的 γ' 相有效地改善合金的中温拉伸强度和塑性。

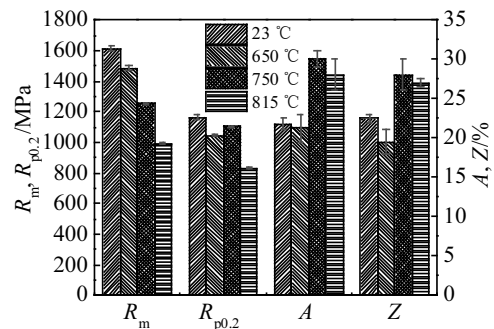


图 1 FGH98 合金室温和中温拉伸性能

Fig.1 Tensile properties of FGH98 alloy at 23, 650, 750 and 815 °C (R_m -tensile strength, $R_{p0.2}$ -0.2% yield strength, A -elongation, Z -reduction in area)

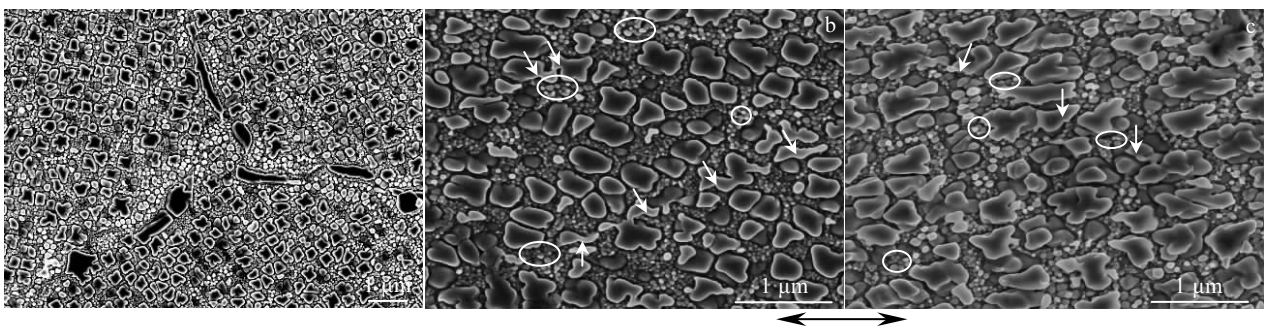


图 2 FGH98 合金的热处理态和室温拉伸、750 °C 拉伸后纵截面的 SEM 照片

Fig.2 SEM images of FGH98 alloy after heat-treatment (a) and tensile deformation at 23 °C (b) and 750 °C (c) (the black arrow shows the tensile loading direction)

可以看出室温拉伸变形后二次 γ' 相沿拉伸方向明显被拉长, 并且能够明显地观察到位错滑移带剪切二次 γ' 相 (图 2b 箭头所示), 同时还发现尺寸较大的三次 γ' 相也被剪切 (图 2b 圆圈内所示)。因为中温拉伸显微组织相似, 这里以 750 °C 拉伸显微组织为例。相对于室温拉伸, 750 °C 拉伸试样显微组织中二次 γ' 相沿拉伸方向变形更加明显, 同样能够观察到被位错滑移带剪切的 γ' 相 (图 2c)。

图 3 给出了室温拉伸变形后 FGH98 合金的 TEM 照片。从图 3a 室温拉伸形变组织结构中的位错组态, 可以明显观察到二次 γ' 相间通道堆积着大量的位错, 位错成对剪切二次 γ' 相 (圈内所示), 可在 γ' 相内形成反相畴界 APB^[2-5]。同时还观察到二次 γ' 相中形成的层错形貌 (图 3b)。在本研究中大量的室温变形组织中均观察到相似的 γ' 相被位错剪切而形成的层错结构。

图 4 给出了中温 650、750 和 815 °C 拉伸变形后合金中位错结构与强化相 γ' 相之间相互作用的 TEM 组织图像和相应的选区电子衍射 (SAED) 斑点标定结果。图 4a 和 4b 是 650 °C 拉伸变形组织明暗场 TEM 图像, 可以观察到位错剪切二次 γ' 相形成的层错 (图 4a 圈内所示), 从图 4a 左下角较弱的孪晶衍射斑点, 以及图 4b 暗场像中不连续的孪晶条纹, 说明图 4a 明场像中贯穿 γ 基体和 γ' 相的直线并不全是形变孪晶, 而部分应该是层错^[5]。当变形温度升高到 750 °C 时, 形变孪晶增多, 且比 650 °C 的形变孪晶要宽 (图 4c),

同样在 750 °C 拉伸变形组织中观察到贯穿 γ 基体和 γ' 相的层错 (图 4d, 左下角衍射斑点无孪晶衍射斑点^[5])。当变形温度升高到 815 °C, 形变组织中形变孪晶进一步增多, 层错数量减少 (图 4e)。

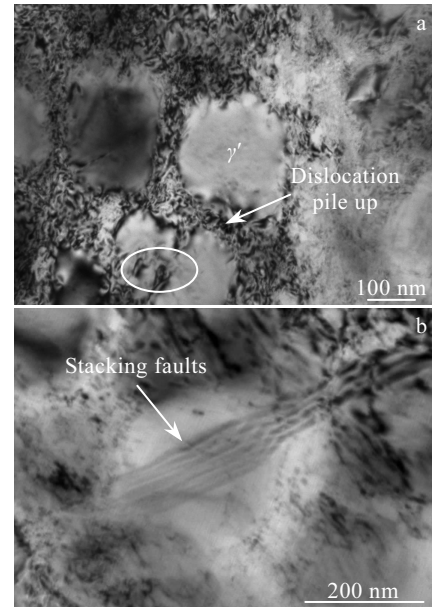


图 3 FGH98 合金室温拉伸位错结构

Fig.3 TEM images of dislocation structures in FGH98 alloy after tensile deformation at 23 °C

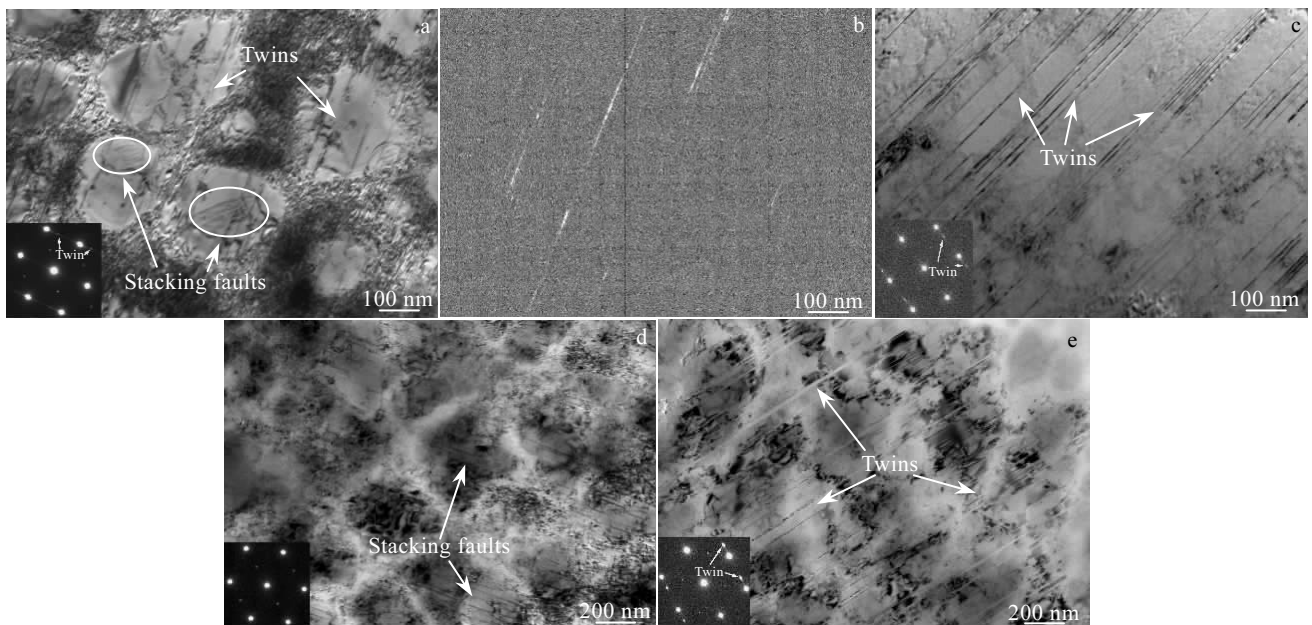


图 4 FGH98 合金不同中温拉伸后的 TEM 照片及 SAED 花样

Fig.4 TEM images and SAED patterns of FGH98 alloy after tensile deformation at 650 °C (a, b), 750 °C (c, d), and 815 °C (e)

3 分析与讨论

图 2b 和图 3 充分地证明了室温变形过程中主要变形机制是位错剪切 γ' 相，形成 APB 和层错。许多研究表明：含有多模尺寸分布 γ' 相的高温合金变形机理由于 γ' 相的影响比较复杂。 $a/2\langle 110 \rangle$ 基体全位错对剪切 γ' 相形成 APB 的机理已有共识^[2,15]，但关于位错剪切 γ' 相形成层错的机理观点并不一致。已有的形成层错模型如：1987 年 Condat 提出在镍基高温合金中 $a/2\langle 110 \rangle$ 基体全位错剪切 γ' 相形成层错模型^[16]；1991 年 Milligan 等在单晶镍基高温合金中提出 $a/2\langle 110 \rangle$ 位错在 γ/γ' 界面分解产生的 $a/3\langle 112 \rangle$ 剪切 γ' 相形成层错^[17]。近年来，Decamps 在粉末镍基高温合金蠕变变形中提出 γ' 相被 $a/6\langle 112 \rangle$ 肖克莱不全位错切割形成层错的机理，并得到实际证明^[18-20]。在拉伸高应力的作用下， $a/2\langle 110 \rangle$ 分解的 2 个 $a/6\langle 112 \rangle$ 不全位错中的尾随不全位错不会停留在基体中，而应该在切应力的作用下与领先的不全位错一起运动到 γ/γ' 界面处，因此本研究在 Decamps 提出的模型基础上，根据上述实验结果提出了如图 5 所示的位错剪切 γ' 相形成层错模型，当 $a/2\langle 110 \rangle$ 基体全位错欲剪切 γ' 相时，分解为 2 个 $a/6\langle 112 \rangle$ 肖克莱不全位错，位错剪切力计算表明， $a/6\langle 112 \rangle$ 不全位错比全位错需要的剪切力低很多（它有较小的伯氏矢量），所以，分解为 2 个不全位错剪切 γ' 相容易进行，当领先的不全位错进入 γ' 相时会产生一个反相畴界（APB）和层错，称为复杂层错（CF）（图 5b）。这个复杂层错作为面缺陷比 APB 或层错能量都高，是不稳定的，会在其 $\{111\}$ 滑移面上形成一个新的 $a/6[\bar{1}\bar{1}\bar{2}]$ 不全位错，其位错反应： $a/6[112] \rightarrow a/6[\bar{1}\bar{1}\bar{2}] + \text{SESF} + a/3[112]$ ，产生一个新的

超点阵外禀层错（SESF）和 $a/3[112]$ 不全位错（图 5c），而 $a/6[\bar{1}\bar{1}\bar{2}]$ 不全位错和先前停留在 γ/γ' 界面的 $a/6[\bar{1}\bar{2}1]$ 不全位错反应生成 $a/6[\bar{2}1\bar{1}]$ 不全位错，并被阻碍在 γ/γ' 界面（图 5d），由于 $a/3\langle 112 \rangle$ 不全位错移动能很低，移动性高，所以在 γ' 相中形成的 SESF 层错快速扩展，并在 γ' 相周围留下一个肖克莱不全位错环（图 5e），形成了图 3b 中的层错结构，位错环阻碍后续位错的运动起到了强化的效果。

中温拉伸变形位错结构组态区别于室温拉伸变形组织，图 4 中除了观察到位错剪切 γ' 相形成的层错，同时也观察到与层错共存的形变孪晶，且随着形变温度的升高，形变孪晶增多。层错形成机理同室温相同。Knowles 和 Chen^[21] 在研究镍基高温合金中 γ' 相强化行为时提出在 γ' 相中孪晶是由一系列 $a/3\langle 112 \rangle$ 不全位错在相邻 $\{111\}$ 滑移面上运动产生孪晶核心，并不断使孪晶变宽，达到稳定临界尺寸。而 $a/3\langle 112 \rangle$ 孪生位错起源于 2 个相同的 $a/2\langle 110 \rangle$ 基体全位错反应： $a/2[110] + a/2[\bar{1}\bar{1}0] = a[110] = a/3[21\bar{1}] + a/3[121]$ ，通常 L_{12} 有序结构的合金中 $a/3\langle 112 \rangle$ 不全位错移动速度非常快，孪晶迅速成长。Mahajan 和 Chin^[22] 提出形变孪晶形成机理是由 2 个共面不同柏氏矢量的 $a/2\langle 110 \rangle$ 位错发生反应，并在相邻 $\{111\}$ 滑移面上生成 3 个完全相同的肖克莱不全位错，形成一个三层孪晶核心。而 Pirouz^[23] 提出双交滑移孪晶形成机制：当 1 个 $a/2\langle 110 \rangle$ 螺旋位错分解为 2 个肖克莱不全位错，在剪切应力作用下，领先的不全位错弓弯绕过析出相，在基体中形成 1 个内禀层错，当后续静止的不全位错与后续分解的先导不全位错再结合时，产生 1 个新的 $a/2\langle 110 \rangle$ 螺旋位错交滑移到相邻的 $\{111\}$ 滑移面上，并以相同的方式分解，这样运动重复进行就可以在多个相邻的 $\{111\}$

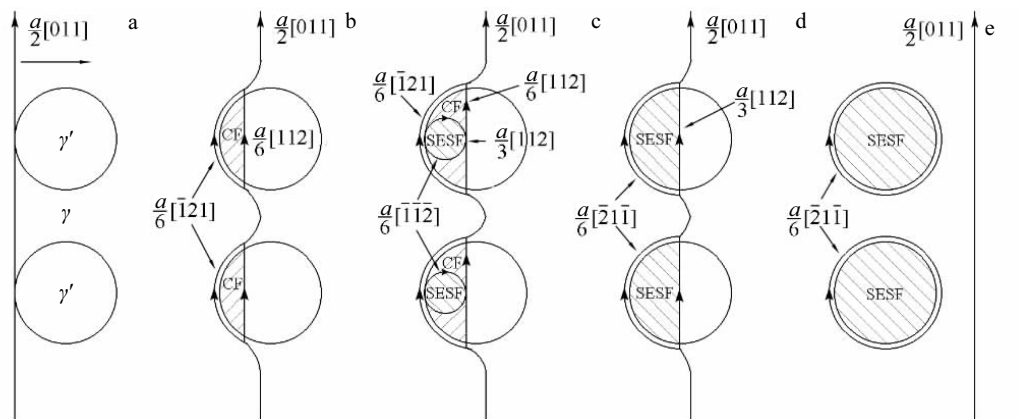


图 5 位错剪切 γ' 相形成层错模型

Fig.5 Stacking faulting formation model by dislocations shearing γ' particles

面上形成孪晶。综合上述各种孪晶形成机理可知对起初孪晶核心的形成，给出了不同的见解，从本实验结果可以推断在 γ' 相被剪切形成层错的同时，就孕育着孪晶核心的形成，如图 6 给出了 $a/3\langle 112 \rangle$ 不全位错形成孪晶的示意图，若从晶体学角度看层错与孪晶的形成密切相关。面心立方晶体密排面的堆垛顺序为 ABCABC.....，当有 1 个 $a/3\langle 112 \rangle$ 型不全位错滑移过后，则它搅乱了堆垛顺序，此时晶体出现一层密排六方结构 ABAB，层错中就存在一片薄的孪晶结构（图 6a 所示）。中温拉伸变形过程中一系列 $a/3\langle 112 \rangle$ 不全位错在多个相邻的 $\{111\}$ 滑移面上快速运动，使最初形成的层错扩展，使得 γ' 相内孪晶宽度增加（图 6b、6c）。

随着变形继续进行， γ/γ' 相界面上肖克莱不全位错排列增多，产生高的应力，会促使这些 γ 通道内的正负不全位错（层错边界的不全位错）相互作用，而形成连续的孪晶，如图 4c 和图 4e 中的连续孪晶，图 7 给出了连续孪晶形成示意图^[24]。连续形变孪晶的形成可以协调 γ 和 γ' 两相之间变形，释放两相之间的形变应力，降低应力集中，提合金高强韧性。

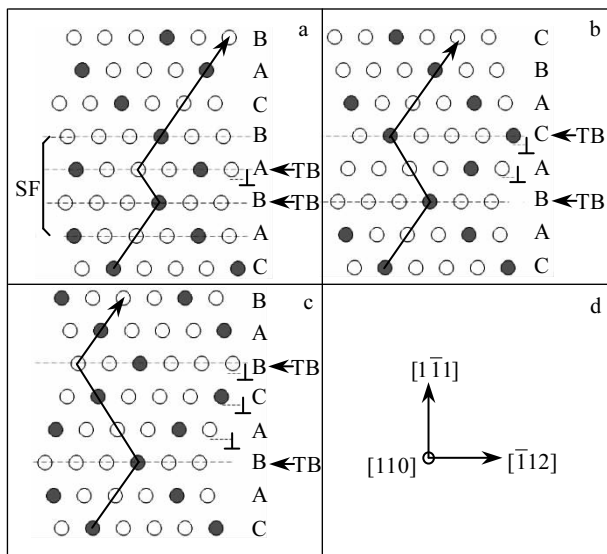


图 6 在 $L1_2$ 结构 γ' 相中 $a/3\langle 112 \rangle$ 不全位错剪切形成孪晶示意图

Fig.6 Schematic illustrations of twinning in $L1_2$ structure created by $a/3\langle 112 \rangle$ partial dislocations: (a) stacking fault and a thin twin created by one $a/3\langle 112 \rangle$ partial dislocation shearing γ' , (b, c) a true twin created by passage of $a/3\langle 112 \rangle$ partial dislocations on adjacent $\{111\}$ planes, and (d) viewed along the $[110]$ (the dot represents Al atom, and the circle represents Ni atom, SF is stacking faults, TB is twin boundary)

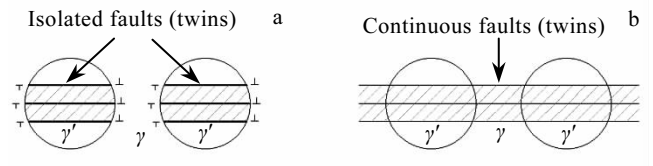


图 7 连续孪晶形成示意图

Fig.7 Schematic illustrations of forming continuous twins: (a) overlapping isolated stacking faults in γ' particles and (b) annihilation of the dislocations at the γ/γ' interface, formation of continuous twins^[24]

图 1 中可以看出合金在 $750\text{ }^\circ\text{C}$ 时屈服强度高于 650 和 $815\text{ }^\circ\text{C}$ ，此类现象在其他镍基高温合金中也有报道，研究表明^[25]，当变形温度低于 $800\text{ }^\circ\text{C}$ 时，位错切割 $L1_2$ 结构 γ' 相时，会出现 K-W 阻塞现象，且 $a/2\langle 110 \rangle$ 基体位错分解为肖克莱位错会形成更强的 K-W 阻塞，随着变形温度的升高，位错更容易分解，K-W 阻塞更容易发生，使变形阻力增加，即出现 γ' 相的反常屈服效应，屈服强度随着变形温度的升高而增加。而当变形温度升高到一定程度时，热激活可以帮助解开阻塞，从而使屈服强度降低。

4 结 论

含有 γ' 相多模尺寸分布的高性能镍基粉末高温合金 FGH98 在室温和中温具有优良的拉伸力学性能，其形变显微组织中显示出以下变形行为与特征：

1) 合金室温拉伸主要变形机理为位错剪切 γ' 相形成层错，并在 γ' 相周围形成位错环，阻碍后续位错运动，是合金强度提高的重要变形机理。

2) 合金中温拉伸变形机理为位错剪切 γ' 相形成层错和大量形变孪晶。给出了 $a/3\langle 112 \rangle$ 不全位错剪切 γ' 相形成层错和孪晶共存的中温拉伸变形模型。

3) 在中温拉伸变形条件下，随着变形温度和应变量的增加，在连续相邻的 $\{111\}$ 滑移面上层错堆积增多，促进连续形变孪晶的形成，协调了 γ 和 γ' 两相之间的变形，有助于释放两相之间的形变应力和提高合金强韧性。

参考文献 References

[1] Gessinger G H, Bomford M J. *International Metallurgical Reviews*[J], 1974, 19(1): 51
 [2] Kozar R W, Suzuki A, Milligan W W *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2009, 40(7): 1588
 [3] Kovarik L, Unocic R R, Li Ju *et al. Progress in Materials Science*[J], 2009, 54(6): 839

- [4] Sun Y Q, Hazzledine P M. *Philosophical Magazine A*[J], 1988, 58(4): 603
- [5] Yuan Y, Gu Y F, Osada T *et al. Scripta Materialia*[J], 2012, 67(2): 137
- [6] Qiu Chunlei, Wu Xinhua, Mei Junfa *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2013, 578: 454
- [7] Tian Chenggang, Han Guoming, Cui Chuanyong *et al. Materials & Design*[J], 2015, 88: 123
- [8] Francis E M, Grant B M B, da Fonseca J Q *et al. Acta Materialia*[J], 2014, 74: 18
- [9] Grant B M B, Francis E M, da Fonseca J Q *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2013, 573: 54
- [10] Mukherji D, Jiao F, Chen W *et al. Acta Metallurgica et Materialia*[J], 1991, 39(7): 1515
- [11] Grant B M B, Francis E M, da Fonseca J Q *et al. Acta Materialia*[J], 2012, 60(19): 6829
- [12] Jia Jian, Tao Yu, Zhang Yiwen *et al. Rare Metals*[J], 2009, 28: 136
- [13] Huang G C, Liu G Q, Feng M N *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2018, 747: 1062
- [14] Exner H E. *International Metallurgical Reviews*[J], 1972, 17(1): 25
- [15] Reppich B, Schepp P, Wehner G. *Acta Metallurgica*[J], 1982, 30(1): 95
- [16] Condat M, Décamps B. *Scripta Metallurgica*[J], 1987, 21(5): 607
- [17] Milligan W W, Antolovich S D. *Metallurgical Transactions A*[J], 1991, 22(10): 2309
- [18] Decamps B, Raujol S, Coujou A *et al. Philosophical Magazine* [J], 2004, 84(1): 91
- [19] Locq D, Caron P, Raujol S *et al. Superalloys 2004*[C]. Pennsylvania: TMS, 2004: 179
- [20] Unocic R R, Zhou N, Kovarik L *et al. Acta Materialia*[J], 2011, 59(19): 7325
- [21] Knowles D M, Chen Q Z. *Materials Science and Engineering A*[J], 2003, 340(1-2): 88
- [22] Mahajan S, Chin G Y. *Acta Metallurgica*[J], 1973, 21(10): 1353
- [23] Pirouz P. *Scripta Metallurgica*[J], 1987, 21(11): 1463
- [24] Kear B H, Oblak J M. *Le Journal de Physique Colloques*[J], 1974, 35(12): 7
- [25] Reed R C. *The Superalloys Fundamentals and Applications* [M]. New York: Cambridge University Press, 2006: 91

Deformation Behavior and Mechanisms of Tensile in A Advanced High-performance Nickel-Based PM Superalloy

Huang Hailiang¹, Liu Guoquan^{1,2}, Wang Hao¹, Hu Benfu¹

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

(2. Collaborative Innovation Center of Steel Technology, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China)

Abstract: The deformation microstructures, deformation behavior and mechanisms of FGH98 after tensile tests at room temperature (23 °C) and intermediate temperatures (650, 750, 815 °C) were investigated by scanning electron microscopy (SEM) and transmission electron microscopy (TEM). The results show that FGH98 alloy, with multi-mode size distribution γ' phase, obtains excellent tensile properties at room temperature and intermediate temperature. The dislocations shear γ' phase, forming stacking fault (SF) in the γ' precipitate and a dislocation loop around the γ' precipitate, which is the dominant deformation mechanism during the tensile deformation at room temperature. The dislocation loop hinders the subsequent dislocation movement. However, forming SFs and deformation twins by dislocations shearing γ' phase becomes the dominant deformation mechanisms at intermediate temperatures. With the increasing of the deformation temperature, the deformation mechanisms transfer from SFs to deformation twins, and the density of twins increases. The model of $a/3\langle 112 \rangle$ partial shearing the γ' precipitate forming stacking faults and twins was given. With the increase of strain, the stacking faults accumulate on the adjacent $\{111\}$ planes, promoting the formation of continuous twins. The formation of continuous twins can coordinate the deformation between the γ and γ' phase and release the deformation stress, resulting in enhancement of the alloy plasticity.

Key words: Ni-based PM superalloy; dislocation; stacking fault; deformation twins; deformation behavior

Corresponding author: Wang Hao, Ph. D., Associate Professor, School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, P. R. China, Tel: 0086-10-862334314, E-mail: hwang@ustb.edu.cn