

新型镍钴基高温合金拉伸性能和变形机制研究

王 晨^{1,2}, 王兴茂^{2,3}, 于鸿垚², 王联波¹, 王 瑞², 程体娟²,
郭彩玉², 毕中南², 王占勇¹

(1. 上海应用技术大学 材料科学与工程学院, 上海 201418)
(2. 钢铁研究总院 高温合金新材料北京市重点实验室, 北京 100081)
(3. 兰州理工大学 省部共建有色金属先进加工与再利用国家重点实验室, 甘肃 兰州 730050)

摘要: 采用 SEM、EBSD 和 TEM 研究了室温(25 °C)和中温(650、700 和 750 °C)下新型镍钴基高温合金力学性能及其变形机制。结果表明: 室温下, 合金的屈服强度和延伸率分别是 1176 MPa 和 22.5%, 主要的变形机制为大量位错发生滑移, 不全位错切割γ'相形成孤立层错。当温度达到 650 °C 时, 观察到微孪晶切割二次γ'相和γ基体, 以连续层错切割二次γ'相和γ基体变形为主。在 700~750 °C 时, 以连续层错和微孪晶同时切割二次γ'相和γ基体为主, 并且层错的长度和微孪晶的厚度随温度的升高而增加。650~750 °C 范围内, 切割一次γ'相的机制从 APB 转变到孤立层错。讨论了中温条件下变形机制随温度的变化以及微孪晶、层错等的形成机制。其中给出了 $a/6<112>$ 不全位错剪切γ'相形成超点阵外禀层错(SESF)的一种原子互换扩散模型, 解释微孪晶的形成过程, 为进一步研制高性能水平的新镍钴基高温合金提供参考。

关键词: 镍钴基高温合金; 拉伸性能; 变形机制; 层错; 微孪晶

中图法分类号: TG132.3⁺³

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2024)01-0113-11

由于镍基高温合金具有优异的拉伸性能、抗蠕变性能等综合性能, 被广泛用于航空发动机涡轮盘、叶片等热端部件中。随着航空发动机热效率和推重比的提高, 对热端部件用镍基高温合金的强度水平、承温能力提出更高的要求^[1-2]。固溶强化、沉淀(γ'相)强化和细晶强化等传统强化方式通过在材料内部引入各种缺陷以阻碍位错运动来实现材料强化, 但这些传统的途径无可避免地会影响材料的塑性形变能力, 现通过采用层错和微孪晶等低能界面与析出相(γ'相)耦合强化的方式, 可进一步有效提高材料强度水平^[3]。

众所周知, 镍基高温合金可以保持高温性能, 因为强化的γ'(Ni₃Al)相是共格的、有序的L1₂晶体结构, 均匀分布于面心立方γ基体中^[4]。在高温合金的变形过程中, $a/2<110>$ 位错对剪切γ'相, 在γ'相中形成反相畴界(APBs); 不全位错剪切γ'相形成堆垛层错。中温变形时, 不全位错剪切γ'相形成层错和微孪晶^[5]。Yuan 等^[6]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(SFs), 称为层错剪切机制, 而在 750 °C 拉伸时观察到了大量的微孪晶。

近期, 有研究者通过提高 Co 元素的含量, 降低合金体系的层错能的方法, 以促进低能界面的形成来提高合金的高温力学性能。Qi 等^[7]研究发现低层错能高温合金当在中温变形时, 一次γ'相中形成了 Lomer-Cottrell 锁; 同时, 随着温度升高, 合金的变形机制从层错剪切机制向微孪生机制转变。Tian 等^[8]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孤立层错向微孪晶转变, 并且微孪晶提高了高温强度和应变硬化能力。

一种新型镍钴基高温合金被设计用于制造航空发动机涡轮盘的选材。同时, 现代航空飞机的涡轮盘的不同位置的服役温度不同, 比如轮毂和轮缘的工作温度一般在 400~650 °C, 而满负荷工作的温度区间一般在 650~700 °C^[9]。其中, 合金的拉伸性能是很重要的力学性能指标, 有研究者对合金的拉伸断裂模式和裂纹扩展机制进行了研究^[10], 然而对该合金在室温到中温下拉伸性能和变形机制鲜有详细的报道。

本工作研究了实验合金经不同温度拉伸后的力学性能和微观结构演变规律, 以确保高温合金在高温下

收稿日期: 2023-01-05

基金项目: 国家自然科学基金(12205055); 国家重点研发计划(2021YFB3702500)

作者简介: 王晨, 男, 1995 年生, 硕士生, 上海应用技术大学材料科学与工程学院, 上海 201418, E-mail: wang_chen9@126.com

的安全使用。同时, 测试了室温、650、700 和 750 °C 下的拉伸性能, 根据不同温度下拉伸试样的 TEM 分析, 研究了变形温度对拉伸变形机制的影响, 讨论了反相畴界 (APBs)、层错 (SFs) 和微孪晶 (MTs) 的形成机制, 对比了不同典型涡轮盘用镍基高温合金从室温到 750 °C 拉伸性能。

1 实验

实验合金为新型镍钴基高温合金, 状态为锻态, 其主要化学成分如表 1 所示。合金的制备工艺通过真空感应冶炼 (VIM) + 电渣重熔 (ESR) + 真空电弧重熔 (VAR) 三联冶炼工艺、均匀化、镦拔开坯、锻造工艺等制备, 其直径为 500 mm, 厚度为 65 mm。在盘件的同一位置切取样品, 试样在 1080 °C 固溶处理 4 h, 然后空冷至室温, 最后在 650 °C/24 h/AC 和 760 °C/16 h/AC 下进行双级时效处理。

通过线切割和机械抛光制备了尺寸为 $\Phi 6 \text{ mm} \times 64 \text{ mm}$ 的拉伸样品。采用微机控制的电子万能试验系统, 在不同温度下以同一应变速率进行拉伸试验, 以获得应力应变曲线。

采用电子背散射衍射 (EBSD)、扫描电子显微镜 (SEM)、透射电子显微镜 (TEM) 和选区电子衍射

(SAED) 表征了不同状态下拉伸前后试样的微观结构。对于 EBSD 分析, 将样品切片, 机械抛光, 然后在含有 80% 甲醇和 20% 硫酸的溶液中在 20 V 下电抛光 5~8 s。EBSD 在配备有 Channel 5 软件的 JEM-7200F 扫描电子显微镜上进行。通过电子抛光制备用于 SEM 的样品, 然后在 4.5 V 的溶液 (15 g Cr₂O₃+10 mL H₂SO₄+150 mL H₃PO₄) 中电化学蚀刻 4~6 s。操作电压为 20 kV, 温度 -25 °C, 液氮制冷, 随后在 40 V 下使用 90% 无水乙醇+10% 高氯酸的溶液进行双喷减薄制样。在 200 kV 下进行 TEM 和 SAED 研究。采用 Photoshop 和 Image J 软件统计晶粒和 γ' 相的尺寸。

2 实验结果

2.1 初始显微组织

图 1 表示经过固溶热处理和双级时效处理后合金的初始微观结构。从图 1a 可以看出, 初始微观结构由随机取向的晶粒组成, 平均晶粒尺寸约为 14.3 μm 。取向角分布主要由大角度晶界和 $\Sigma 3$ 孪晶界组成, $\Sigma 3$ 晶界的比例约为 36%, 如图 1c 所示。沿晶界出现大尺寸的一次 γ' 相, 约 0.5~5 μm , 二次 γ' 相均匀分布在 γ 基体中, 平均直径约为 89 nm, 三次 γ' 相存在于二次 γ' 相之间的通道和晶界处, 尺寸小于 20 nm, 如图 1b~1d 所示。

表 1 新型镍钴基高温合金元素化学成分

Table 1 Chemical composition of novel Ni-Co-based superalloy ($\omega/\%$)

C	Cr	Co	W	Mo	Al	Ti	Nb+Ta	B	Zr	Ni
0.01-0.03	12.0-14.0	24.0-26.0	1.0-1.5	2.6-3.0	2.2-2.6	4.3-4.8	0.8-2.0	0.01-0.03	0.01-0.05	Bal.

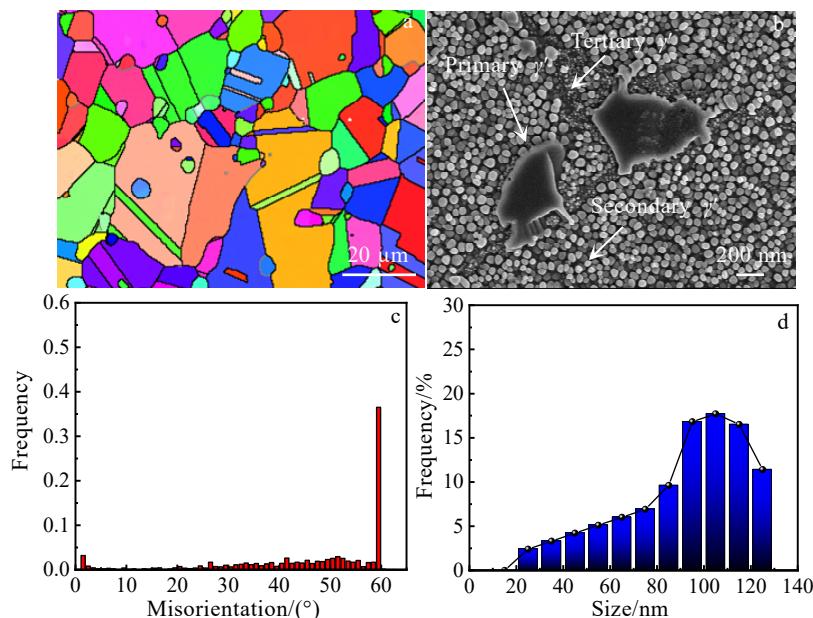


图 1 拉伸试验前合金的初始组织

Fig.1 Initial microstructures of the studied superalloy before tensile tests: (a) EBSD map; (b) misorientation distribution; (c) SEM image; (d) grain size of secondary γ' particles

2.2 拉伸性能

在图 2a 给出了合金在 25~750 °C 之间拉伸试验的工程应力-应变曲线。可以看出，随着温度的升高，高温合金的屈服强度和延伸率呈现降低的趋势。在 25 °C 下，屈服强度和伸长率分别为 1176 MPa 和 22.5%。在 650 °C 拉伸变形后，屈服强度和伸长率略有降低。当温度达到 700 °C 时，屈服强度增加至 1071 MPa。在 700 °C 的屈服强度高于 650 和 750 °C，这种现象被称为 Kear-Wilsdorf 锁，如图 2b 所示。研究表明^[11]，当变形温度低于 800 °C 时，位错剪切 L1₂ 结构相时，就会出现 K-W 锁，并且随温度的升高，位错更加容易分解，K-W 锁更容易形成，使变形的阻力增加，就会出现屈服反常现象。当变形温度升高到一定程度时，热激活解开 K-W 锁，从而使屈服强度降低。

此外，应力应变曲线显示了不同温度下的各种应变硬化趋势（图 2a）。应变硬化指数可通过 Ludwick-Hollomon 提出的以下公式获得^[12]:

$$\sigma = K \varepsilon^n \quad (1)$$

其中， n 是应变硬化指数， K 是作为常数的硬化系数， σ 是真应力， ε 是真应变。图 2c 绘制了不同温度下的 $\ln \sigma - \ln \varepsilon$ 曲线，通过计算，得出研究合金的应变硬化指数 (n) 与温度的关系，如图 2d 所示。可以看出，应变硬化指数随着温度的升高而逐渐降低。这一趋势表明，均匀塑性变形能力随着温度的升高而降低。

2.3 拉伸试样的显微组织

图 3 显示了在不同温度下测试的样品的二次 γ' 相的形态和尺寸分布。很明显，在 25~750 °C 下拉伸后，二次 γ' 相的形态为球形，均匀分布在 γ 基体中，如图 3a₁~图 3d₁ 所示。二次 γ' 相的尺寸分布在 87~88 nm 范围内，如图 3a₂~图 3d₂ 所示。从图 4 可见，拉伸试验后，一次、二次 γ' 相的体积分数没有明显变化。一般认为， γ' 粒子的长大速率由溶质扩散速率决定的^[13]。这表明，短时热力耦合条件不能为 γ' 相形成元素的扩散提供足够的时间，因此 γ' 相在研究温度下表现出高稳定性。

图 5 显示了合金在不同温度下 EBSD 的 IPFZ 图和几何必要位错 (GND) 图，GND 图可用于表征位错密度及其在不同晶粒中的分布^[14]。在 25 °C 时，晶粒沿拉伸应变方向拉长，当温度高于 650 °C 时，被拉长的程度逐渐降低，如图 5a₁~5d₁ 所示。图 5a₂~5d₂ 和图 6 显示了不同条件下试样的 GNDs 密度及其分布。在 25 °C 下，可以在晶界和晶粒内部观察到较高的 GNDs (图 5a₂)，表明位错密度较高。对于在中温下测试的试样，晶粒内的 GNDs 明显较室温降低，且大部分分布在晶界附近。从 GNDs 值的分布也证明了 GNDs 密度随着温度的升高而逐渐降低，如图 6，即晶界在 25 °C 时可以容纳足够的 GNDs，但当温度升高到 750 °C 时，晶界处的抵抗应力集中的能力降低。

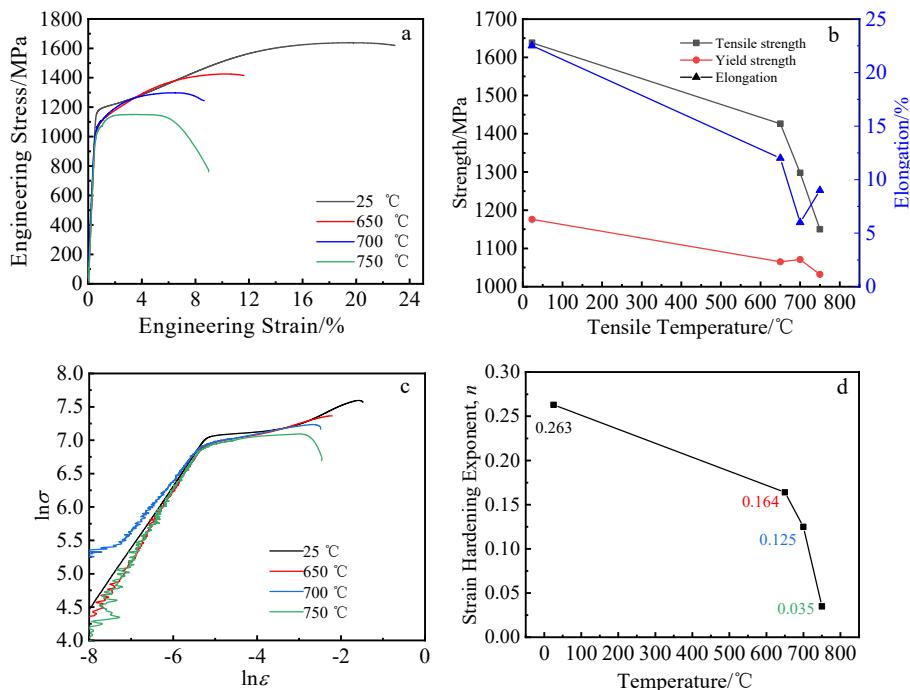


图 2 实验合金室温和中温拉伸性能

Fig.2 Tensile properties of studied superalloy at different temperatures: (a) engineering stress-strain curves; (b) yield strength, tensile strength and elongation; (c) $\ln \sigma - \ln \varepsilon$ curves; (d) strain hardening exponent

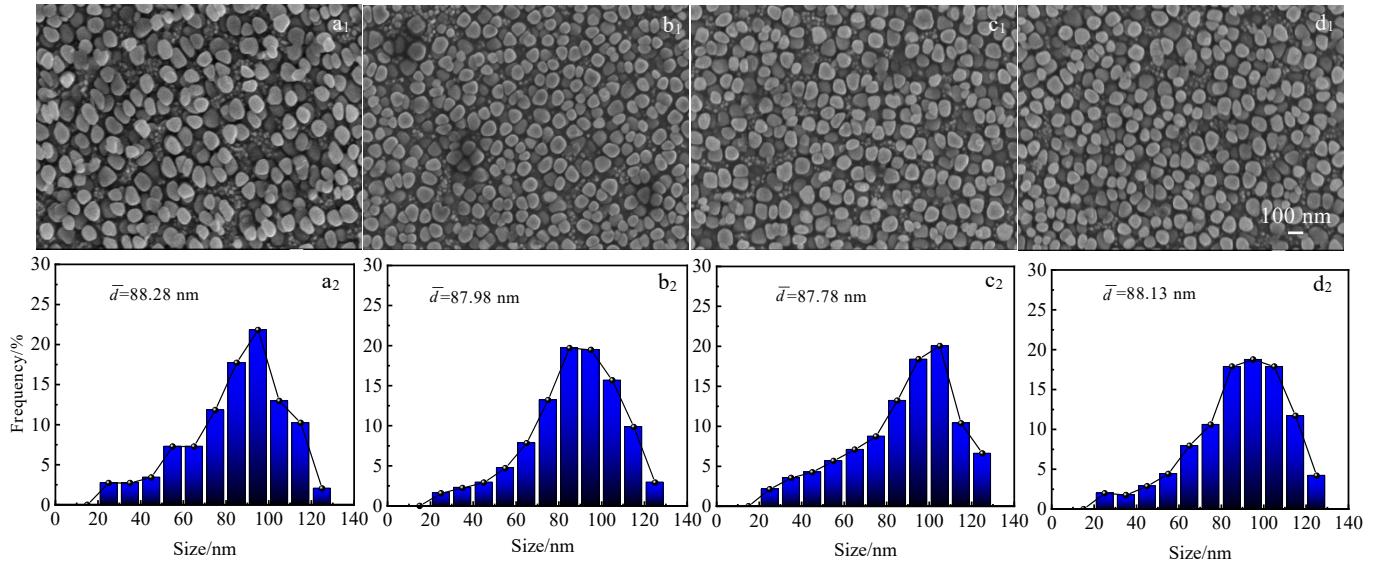
图 3 不同温度拉伸后试样的二次 γ' 相的 SEM 照片和尺寸分布

Fig.3 SEM micrographs (a₁-d₁) and size distribution of secondary γ' particles (a₂-d₂) of specimen at different temperatures:
(a₁, a₂) 25 °C; (b₁, b₂) 650 °C; (c₁, c₂) 700 °C; (d₁, d₂) 750 °C

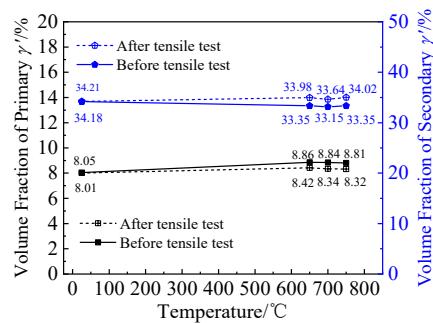
图 4 不同温度拉伸试验前后一次、二次 γ' 相的体积分数

Fig.4 Volume fractions of primary and secondary γ' particles before and after tensile tests at different temperatures

2.4 拉伸断口形貌

图 7 描述了试验合金在室温和中温下拉伸断裂后的断口组织。在 25 °C 下，宏观的断口形貌呈现典型的杯锥状，微观断口上有大量的解理台阶和浅韧窝，大尺寸的 γ' 相可作为裂纹的萌生点，如图 7a。在图 6b 中观察到拉伸断口处更大面积的解理台阶和韧窝，即 650 °C 下的主断裂模式为沿晶断裂。随着温度的升高，裂纹的宽度和长度随之增加，同时韧窝的数量也减少，如图 7c, 7d 所示。

2.5 拉伸断口的 TEM 形貌

利用透射电镜研究了该合金在不同温度下拉伸后的变形微观结构。在 25 °C 下，一次 γ' 相中大量位错缠结为主，还有部分 APB 存在，如图 8a 所示。在图 8b

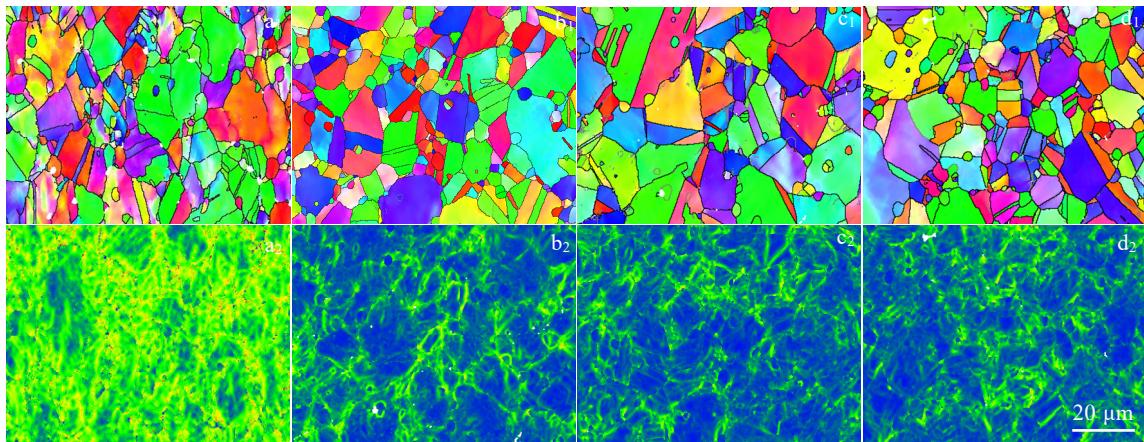


图 5 在不同温度下测试的试样拉伸断口的 EBSD 图像和 GND 图

Fig.5 EBSD images (a₁-d₁) and GND maps (a₂-d₂) of tensile fracture of the specimen at different temperatures: (a₁, a₂) 25 °C; (b₁, b₂) 650 °C; (c₁, c₂) 700 °C; (d₁, d₂) 750 °C

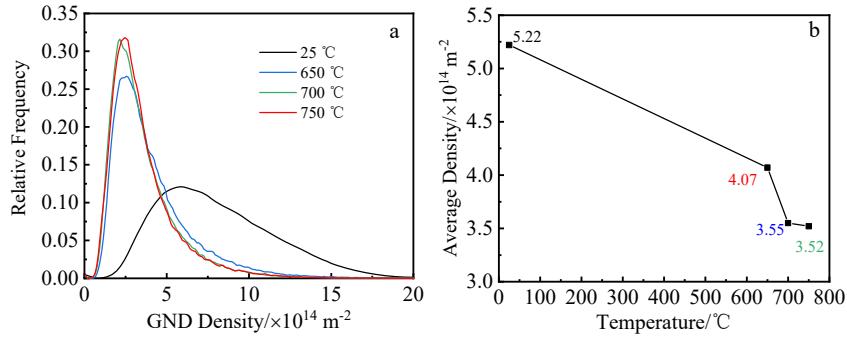


图 6 不同温度拉伸下的 GND 值分布

Fig.6 Distribution of GND values of the specimens tested at different temperatures: (a) distribution of GNDs and (b) average density of GNDs

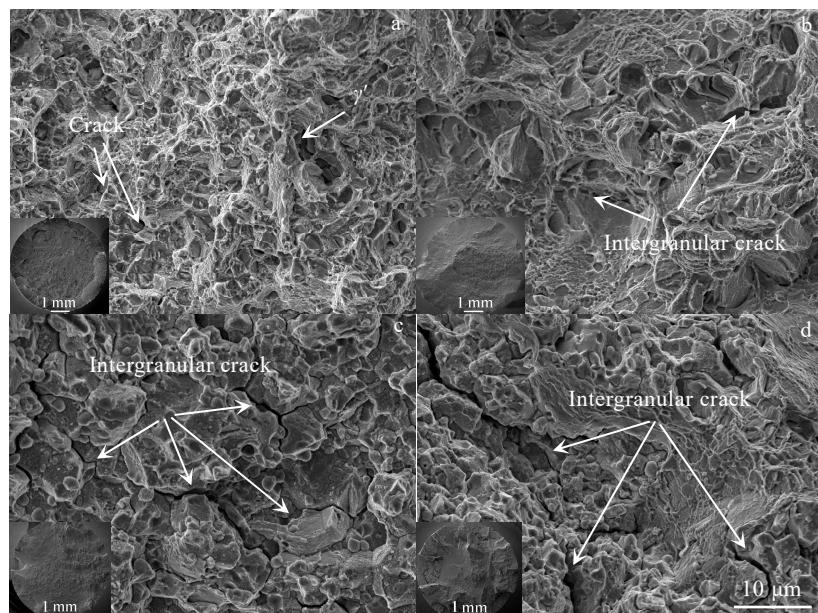


图 7 在不同温度下测试的试样拉伸断口 SEM 照片

Fig.7 SEM micrographs of the fracture surfaces of the specimens tested at different temperatures: (a) 25 °C; (b) 650 °C; (c) 700 °C; (d) 750 °C

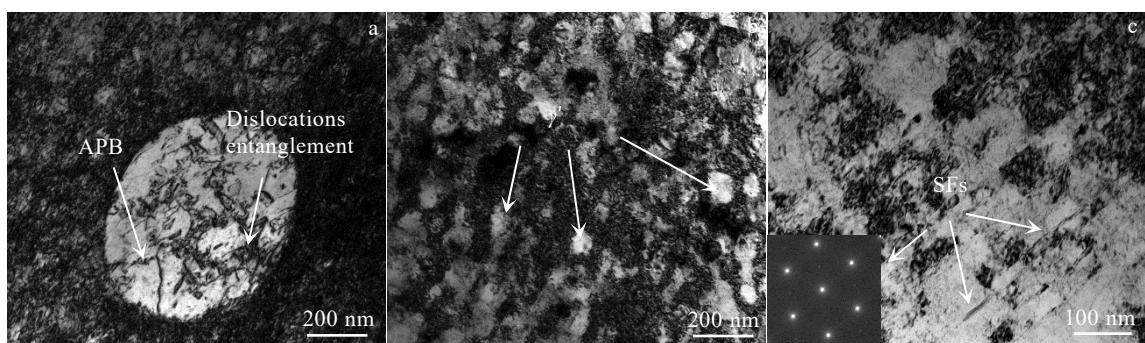


图 8 室温拉伸断口的 TEM 形貌

Fig.8 TEM morphologies of tensile fracture at room temperature: (a) dislocations in primary γ' phase; (b) dislocations and γ' particles; (c) short faults

中, 以位错的平面滑移变形为主, 并且 γ 基体中存在高密度的位错, 使得 γ 基体呈现黑色衬度, 同时, 大量位错在 γ/γ' 界面被阻断, 但它们很少切入二次 γ' 相, 这是因为 Ti 和 Nb 的添加增加了 γ/γ' 错配度, 这将对 γ' 相的位错剪切产生更强的阻碍作用^[15]。在图 8c 中, 可以观察到较短的层错, 平均长度约为 54.01 nm。

在 650 °C 拉伸变形后, $a/2<110>$ 全位错以 2 种不同形式切入一次 γ' 相, 分别形成位错缠结和反相畴界(APBs), 如图 9a 所示。使用明暗场成像, 处于不同滑移系的层错相交, 穿过了二次 γ' 相形成连续层错, 层错的平均长度约为 189.35 nm。但由于温度的升高, 位错回复的能力增强, 使得基体中的位错密度明显减少, 如图 9b, 9c 所示。此外, 如图 9d 中的选区电子衍射(SAED)图谱所示, 在 650 °C 拉伸变形会形成微孪晶(MTs), 并穿过 γ' 相和 γ 基体, MTs 的厚度约为 1.64 nm。

在 700 °C 拉伸变形后, 全位错分解为不全位错, 并切入一次 γ' 相形成孤立层错, 如图 10a 所示。在图 10b 中, 以连续层错剪切二次 γ' 相和 γ 基体为主并终止于晶界, 同时层错的平均长度约 1.25 μm 。沿[110]轴截取的相应的选区电子衍射(SAED)图谱说明了与 SFs 和 MTs 相关的衍射点的共存, MTs 的平均厚度约为 1.89 nm, 如图 10c 所示。在透射电镜的高分辨模式下的图中, 不同滑移系的层错相互作用形成 Lomer-Cottrell(LC)锁, 如图 10d 所示。当由位错堆积引起的 γ/γ' 界面处的应力集中

达到临界值时, $a/2<110>$ 位错将分解为 2 个肖克利不全位错和 1 个扩展层错。当处于不同滑移系上的肖克利不全位错相遇并相互作用时, 将会形成不可动的 LC 锁^[16]。

随着变形温度升高到 750 °C, 位错更易以不全位错剪切 γ' 相为主的变形方式形成堆垛层错, 因此在一次 γ' 相中能观察到孤立层错, 贯穿二次 γ' 相和基体的连续层错; 此外, 来自不同方向的孤立层错之间相互交割形成 V 型层错锁, 如图 11a, 11b 所示。在图 11c 中, 快速傅里叶变换(FFT)图像显示了由 ABCABABC 原子错排形成的内禀层错放大图^[17]。层错的长度约大于 2.5 μm , 微孪晶的厚度约为 2.47 nm, 与 700 °C 变形的试样相比, SFs 的长度和 MTs 的厚度明显增加, 如图 11b~11d 所示。此外, 如图 11e 所示, 一些 SF 在特定方向上与孪晶界(TB)相交。这是因为在 fcc 材料的孪晶边界上经常存在多个扭结, 并且在应变下扭结将产生肖克利不全位错, 这触发了层错和分层孪晶的形成^[18]。

3 分析与讨论

3.1 APBs、层错和微孪晶的形成机制

由以上结果分析表明, 位错主要是通过 2 种方式剪切 γ' 相, 即 $a/2<110>$ 位错对剪切 γ' 相并在 γ' 相中形成 APB 和不全位错剪切形成层错, 2 种剪切机制处于

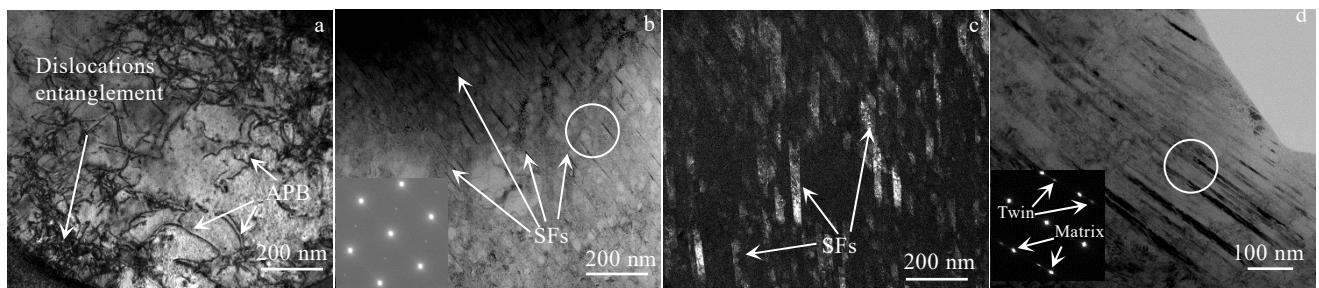


图 9 650 °C 拉伸断口的 TEM 形貌

Fig.9 TEM morphologies of tensile fracture at 650 °C: (a) APB and dislocations entanglement in primary γ' particles; (b) isolated faults; (c) dark field; (d) microtwins

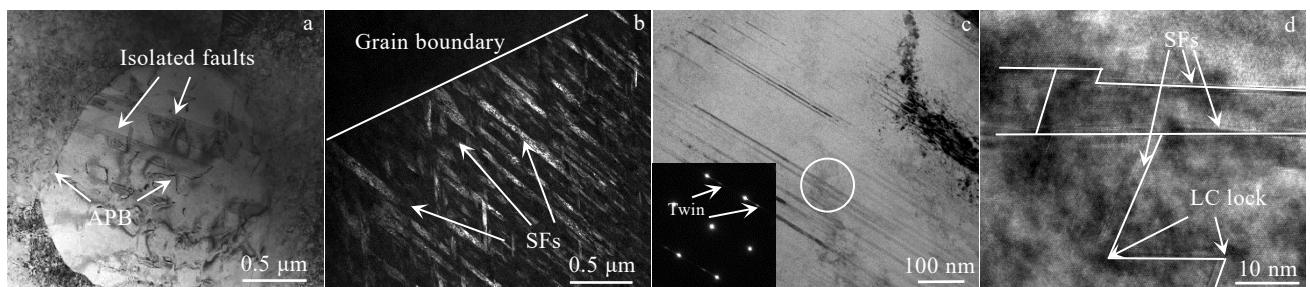


图 10 700 °C 拉伸断口的 TEM 形貌

Fig.10 TEM morphologies of tensile fracture at 700 °C: (a) isolated faults and dislocations in primary γ' particles; (b) SFs ends at the grain boundary; (c) microtwins region; (d) HRTEM image of the LC lock

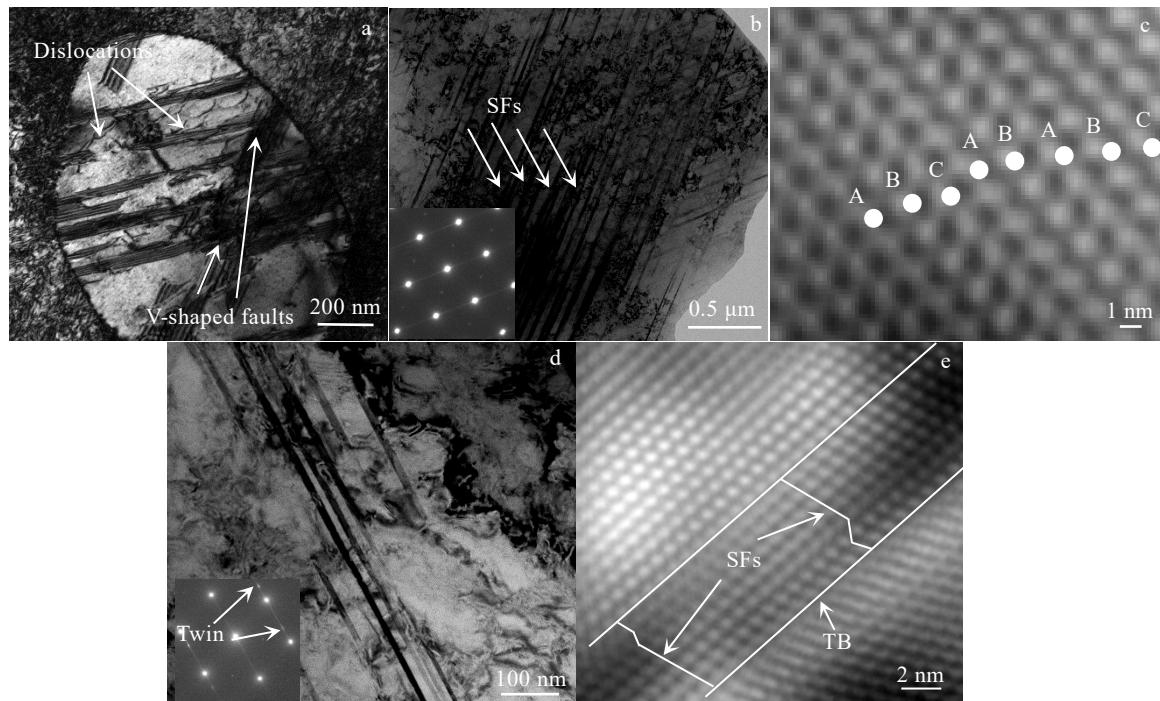


图 11 750 °C 拉伸断口的 TEM 形貌

Fig.11 TEM morphologies of tensile fracture at 750 °C: (a) V-shaped faults in primary γ' particles; (b) continuous faults; (c) FFT pattern of the intrinsic SF; (d) the bright field of the microtwins; (e) FFT pattern of the microtwins and SF

相互竞争的关系。Yuan^[6]等人研究表明, γ' 相的体积分数和温度影响反相畴界能和堆垛层错能的相对大小, 最终决定这2种机制的主导性, 研究表明在700 °C以下的温度范围内, γ' 相的反相畴界能随着温度的升高变化不大, 而层错能却随着温度的升高而降低, 在本研究中, 由于不同温度下的短时拉伸对 γ' 相的体积分数影响不大(如图4所示), 因此, 变形温度是影响2种剪切机制的主要因素, 即在650 °C以下是以APB剪切一次 γ' 相为主, 如图8a、图9a。在700 °C以上, 位错能够以不全位错的形式切入一次 γ' 相为主, 如图10a和图11a。APB剪切机制是通过在(111)滑移面上

上的 $a/2[1\bar{1}0]$ 位错对会破坏其附近的原子排序, 从而导致近邻原子发生错排, 但由于 $a/2<110>$ 位错对是 γ 基体中的全位错, 因此不会改变堆积顺序, 如图12b。然而, 这些位错可以进一步相互作用和分解, 形成不同的超位错。随着变形的进行, 它们一般先运动到 γ'/γ 界面处并堆积。当 γ'/γ 界面处堆积的位错达到临界值时, 部分位错会在界面错配应力的协助下分解产生2个不全位错。本研究中的APB是整个原子面沿着 $a/2<101>$ 的矢量方向滑移, 超点阵内禀层错(SISF)的形成是整个原子面沿着 $a/3<1\bar{1}2>$ 矢量方向滑移, 可用图12表示^[19]。

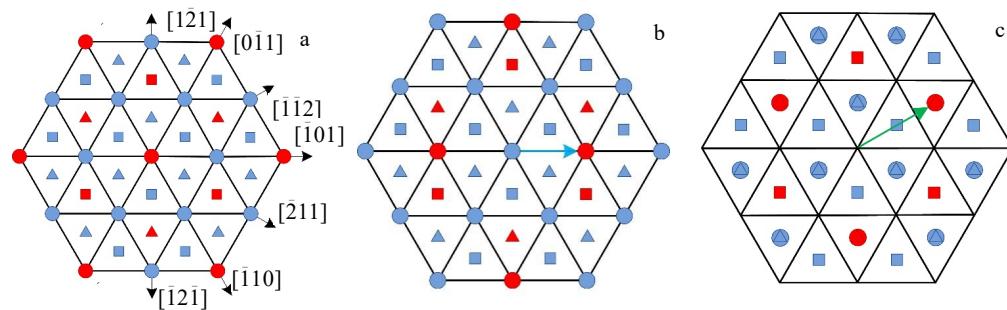
图 12 γ/γ' 相界面的位错反应

Fig.12 Dislocation reactions at the γ/γ' phase interface: (a) stack of intact crystals along the direction [111], (b) formation of an APB, and (c) formation of an SISF^[19]

同时，处于不同滑移系的层错在 γ' 相中相互作用形成如图 10b、10d 和 11a 所示的 LC 层错锁，其形成的机制如图 13 所示^[20]。

位于 CBD 面上的全位错 CB 和 BA 在切割 γ' 相过程中分别发生分解并形成层错，如下公式：



其中 αB 和 $B\gamma$ 2 个不全位错相向运动，相遇之后发生反应：



其中 $\alpha\gamma$ 为不可动的压杆位错，因此形成不可动的 LC 层错锁。

Kolbe^[21]是第一个提出基于扩散的晶体学模型的人，该模型解释了从 γ' 相中的复杂层错（CSF）生成真正孪晶结构所需的热激活原子重新排序。由于单个 $a/6<112>$ 不全位错在 γ' 相中滑动会引起 Al-Al 原子近邻，本研究提出了一种原子互换模型，解释孪晶的形成过程。图 14 中蓝色图形为 Ni 原子，红色图形为 Al 原子，圆形、正方形和三角形分别表示 A、B 和 C 层 $\{111\}$ 面。当 A 层原子沿图 14b 中的红色箭头方向滑动时，即形成 CSF，并形成图中红色虚线表示的 A 层和 B 层中的 Al-Al 原子近邻。如果此时位于 B 层中的

Ni 原子和 Al 原子发生图 14b 中黑色箭头所示的位置互换，则会形成如图 14c 所示的缺陷组态，但是会造成红色虚线发生 Al-Al 原子近邻。在随后的变形过程中，后续的 $a/6<112>$ 不全位错在 B 层滑移面滑动时，会使 A 层和 B 层原子同时沿图 14c 中的红色箭头所示的矢量滑动，形成如图 14d 所示的超点阵外禀层错（SESF），此时可消除图 14c 中的 Al-Al 原子近邻。

众多研究者^[22-25]认为 SESF 是形成微孪晶核的主要因素，而温度是影响原子扩散和互换的主要因素，在较低的温度下，原子扩散速度慢，在变形的过程中很难在 γ' 相内形成微孪晶。只有在温度较高的情况下， γ' 相中的

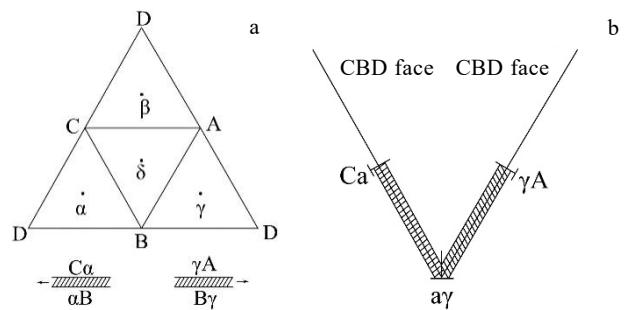


图 13 LC 层错锁的形成示意图

Fig.13 Schematic illustrations of LC lock forming^[20]

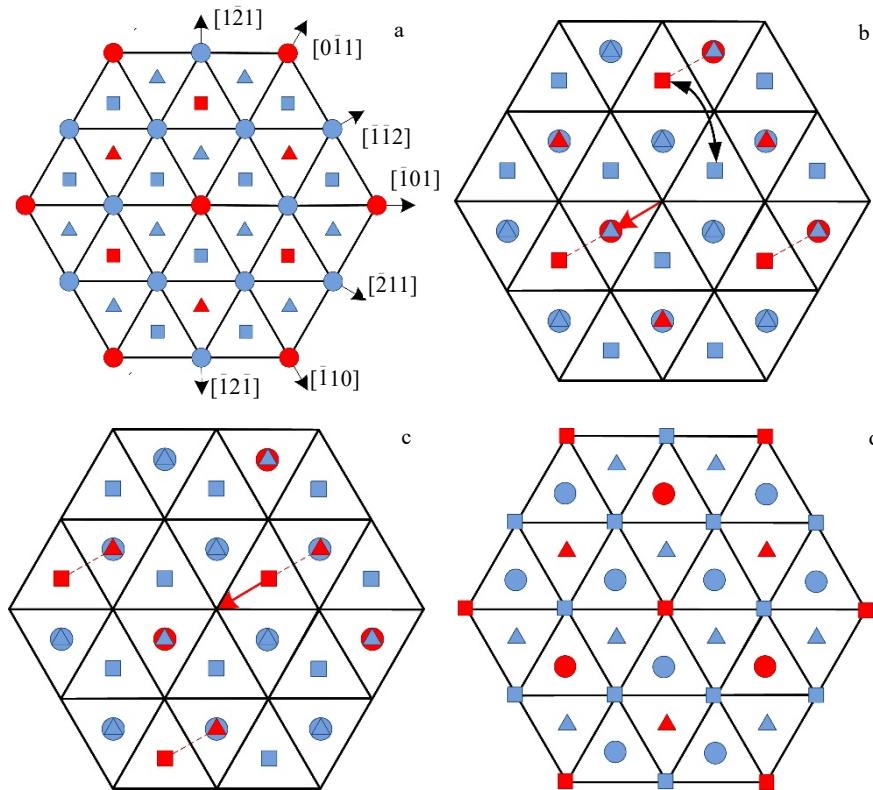


图 14 γ' 相中孪晶形成过程中的原子重排

Fig.14 γ' particles atomic rearrangement in the process of twin formation: (a) stack of intact crystals along the direction [111]; (b) CSF from the first slip; (c) atomic diffusion and rearrangement; (d) the second slip forms SESF

空位浓度较高, 原子运动比较剧烈, Ni 和 Al 原子的扩散和重排才较容易完成, 才会在 γ' 相中形成微孪晶。

同时随着高温拉伸的持续进行, γ 和 γ' 相的界面上的肖克利不全位错将在热力耦合的作用下不断堆积, 在 γ' 相的通道内的异号位错将会相互作用形成连续微孪晶, 如图 15 所示^[26]。

3.2 变形机制与力学性能的关系及其与其他合金的对比

图 16 总结了研究合金从室温到 750 °C 拉伸变形机制的变化, 表明温度显著影响新型镍钴基高温合金的主要变形机制。很明显, 在 700 °C 以下, APB 剪切机制存在; SFs 剪切机制存在于整个测试温度, 并且其中 LC 层错锁作为一种杠杆位错, 可作为错位运动的强大屏障, 使合金强度增加, 另一方面, LC 层错锁可以作为位错增殖的 Frank-Read 源并导致加工硬化^[16]。表 2 给出了合金在拉伸变形后层错长度和微孪晶厚度与温度关系。可以看出, 随着变形温度的升高, 合金中层错的长度和微孪晶厚度均随着变形温度的升高而增加。由此可以说明, 层错和微孪晶的密度均随着温度的升高而增加, 尤其在中温温度范围内(650~750 °C)较为明显。层错和微孪晶密度的增加与温度对两者形成机制的影响密切相关, 这主要受到原子扩散速率以及空位迁移速率等因素的影响, 详细的过程在 3.1 中已进行了讨论。另外, 处于 γ 基体中的层错和微孪晶会对可动位错的运动产生有效阻碍作用, 进而提供强化效应。同时, 随着两者的密度增加, 对位错运动的阻碍作用更加强烈, 从而带来更为显著的强化作用。

当温度达到 650 °C 时, 观察到微孪晶变形机制, 一方面, 微孪晶界可以固定移动位错; 另一方面, 微孪晶可以提高交滑移的阻力, 降低基体中的位错迁移率, 可以增强合金强度。如图 15 所示, 连续微孪晶的形成可以协调 γ 和 γ' 两相之变形, 释放两相之间的形变应力, 降低应力集中, 提合金高强韧性。可以发现, 新型合金的屈服强度和抗拉强度整体优于与其具有同等初始晶粒度的典型涡轮盘用镍基高温合金, 如图 17 所示。结果表明, 通过引入层错和孪晶界等低能

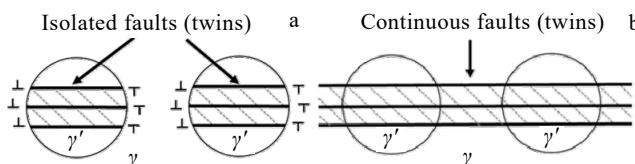


图 15 连续层错(孪晶)形成示意图

Fig.15 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 twin^[26]

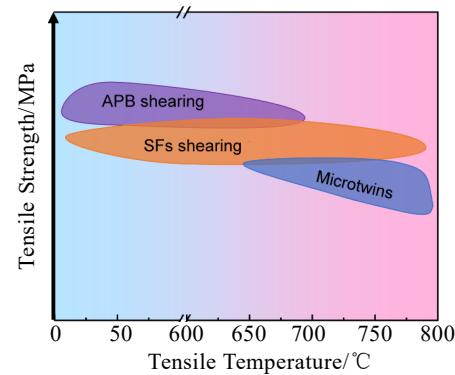


图 16 变形机制与温度的关系

Fig.16 Relationship between deformation mechanism and temperature

表 2 层错、微孪晶与温度的关系

Table 2 Relationship between stacking fault, microtwins and temperature

Temperature/°C	Average length of stacking fault/nm	Average thickness of microtwins/nm
25	54.01	-
650	189.35	1.64
700	1250.26	1.89
750	>2500.21	2.47

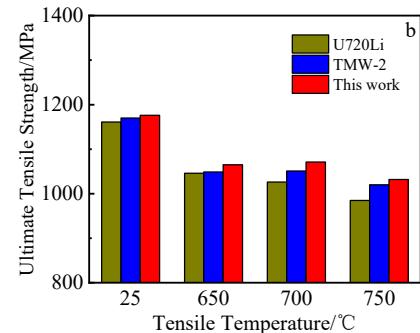
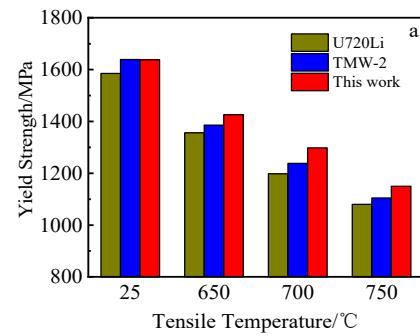


图 17 新型合金与典型涡轮盘用镍基高温合金的屈服强度和抗拉强度对比^[26]

Fig.17 Comparison of the yield strength (a) and ultimate tensile strength (b) between the novel superalloy and some Ni based superalloys^[26]

界面与析出相 (γ' 相) 耦合强化的方式, 可作为有效提高镍基高温合金强度的有效手段。

3 结 论

1) 室温下, 合金的屈服强度和延伸率分别是 1176 MPa 和 22.5%, 同时, 拉伸温度对合金的拉伸变形机制产生重要影响。

2) 室温下, 主要的变形机制为大量位错发生滑移, 不全位错切割 γ' 相形成孤立层错。当温度达到 650 °C 时, 存在微孪晶切割二次 γ' 相和 γ 基体, 以连续层错切割二次 γ' 相和 γ 基体变形为主。在 700~750 °C 时, 以连续层错和微孪晶同时切割二次 γ' 相和 γ 基体为主, 并且层错的长度和微孪晶的厚度随温度的升高而增加。650~750 °C 范围内, 切割一次 γ' 相的机制从 APB 转变到孤立层错。

3) 给出了 $a/6<112>$ 不全位错剪切 γ' 相形成 SESF 的一种原子互换扩散模型, 解释微孪晶的形成过程。从室温到 750 °C, 合金的强度都优于典型涡轮盘用镍基高温合金, 这是因为低层错能更易促进低能界面的形成, 高密度低能界面与 γ' 相的耦合强化作用使合金保持较高强度水平。

参考文献 References

- [1] Gasson P C. *Aeronautical Journal*[J], 2008, 112(1131): 291
- [2] Guo J T. *Materials Science and Engineering for Superalloys*[M]. Beijing: Science Press, 2010: 4
- [3] Lu Lei(卢 磊), Lu Ke(卢 柯). *Acta Metallurgical Sinica(金属学报)*[J], 2010, 46(11): 1422
- [4] Unocic R R, Kovarik L, Shen C et al. *Superalloys 2008*[M]. Hoboken, New Jersey: John Wiley & Sons, Inc, 2008: 377
- [5] Kovarik L, Unocic R R, Li Ju et al. *Progress in Materials Science*[J], 2009, 54(6): 839
- [6] Yuan Y, Gu Y F, Osada T et al. *Scripta Materialia*[J], 2012, 67(2): 137
- [7] Qi D Q, Fu B D, Du K et al. *Scripta Materialia*[J], 2016, 125: 24
- [8] Tian C G, Han G M, Cui C Y et al. *Materials & Design*[J], 2015, 88: 123
- [9] Reed R C. *The Superalloys: Fundamentals and Applications*[M]. New York: Cambridge University Press, 2006: 1
- [10] Duan Jixuan, An Teng, Gu Yu et al. *Materials Science and Engineering*[J], 2022, 865(16): 144323
- [11] Chiu Y L, Veyssiére P. *Philosophical Magazine*[J], 2003, 83(2): 179
- [12] Hollomon J H. *Metals Technology*[J], 1945, 12: 268
- [13] Safari J, Nategoh S, Mclean M. *Materials Science and Technology*[J], 2006, 22: 888
- [14] Ruggles T J, Fullwood D T, Kysar J W. *International Journal of Plasticity*[J], 2016, 76: 231
- [15] Nembach E, Neite G. *Progress in Materials Science*[J], 1985, 29: 177
- [16] Fan L, Yang T, Zhao Y L et al. *Nature Communications*[J], 2020, 11: 6240
- [17] Wang X M, Ding Y T, Yu H Y et al. *Materials Science & Engineering A*[J], 2022, 847(7): 143293
- [18] Khi N T, Yoon J, Baik H et al. *CrystEngComm*[J], 2014, 16(36): 8312
- [19] Pope D P, Ezz S S. *International Metals Reviews*[J], 1984, 29: 136
- [20] Niewczas M. *Dislocations in Solids*[J], 2007, 13: 263
- [21] Kolbe M. *Materials Science and Engineering A*[J], 2001, 319-321: 383
- [22] Christian J W, Mahajan S. *Progress in Materials Science*[J], 1995, 39: 1
- [23] Unocic R R, Zhou N, Kovarik L et al. *Acta Materialia*[J], 2011, 59(19): 7325
- [24] Smith T M, Unocic R R, Deutchman H et al. *Materials at High Temperatures*[J], 2016, 33: 372
- [25] Kear B H, Oblak J M. *Le Journal de Physique Colloques*[J], 1974, 35(12): 7
- [26] Gu Y F, Fukuda T, Cui C et al. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2009, 40(13): 3047

Tensile Properties and Deformation Mechanism of Novel Ni-Co-Based Superalloy

Wang Chen^{1,2}, Wang Xingmao^{2,3}, Yu Hongyao², Wang Lianbo¹, Wang Rui², Cheng Tijuan², Guo Caiyu², Bi Zhongnan², Wang Zhanyong¹

(1. School of Material Science and Engineering, Shanghai Institute of Technology, Shanghai 201418, China)

(2. Beijing Key Laboratory of Advanced High Temperature Materials, Central Iron and Steel Research Institute, Beijing 100081, China)

(3. State Key Laboratory of Advanced Processing and Recycling of Nonferrous Metals, Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, China)

Abstract: The mechanical properties and deformation mechanism of a novel Ni-Co-based superalloys at room temperature (25 °C) and medium temperature (650, 700 and 750 °C) were studied using SEM, EBSD and TEM. The results show that the yield strength and elongation of the alloy at room temperature are 1176 MPa and 22.5%, respectively, and present decreasing trend with the temperature increasing. At room temperature, the main deformation mechanism is that a large number of dislocations slip, and the partial dislocations shear the γ' particles into isolated stacking faults. When the temperature reaches 650 °C, it is observed that microtwins run through the secondary γ' particles and γ matrix, but it is mainly deformed by continuous stacking faults shearing secondary γ' particles and γ matrix. At 700-750 °C, the secondary γ' particles and the γ matrix are sheared simultaneously by continuous stacking faults and microtwins, and the length of stacking faults and thickness of microtwins increase with the increase in temperature. In the 650-750 °C range, the mechanism for shearing a primary γ' particles changes from antiphase boundary (APB) to isolated stacking faults. This study discusses the variation of deformation mechanism with temperature and the formation mechanism of microtwins and stacking fault under medium temperature conditions. An atom interchange diffusion model for superlattice extrinsic stacking fault (SESF) formation of $a/6<112>$ partial dislocation shearing γ' particles is presented, which explains the formation process of microtwins and provides a reference for the further development of novel Ni-Co-based superalloys with high performance level.

Key words: Ni-Co-based superalloy; tensile properties; deformation mechanism; stacking faults; microtwins

Corresponding author: Wang Zhanyong, Ph. D., Professor, School of Material Science and Engineering, Shanghai Institute of Technology, Shanghai 201418, P. R. China, E-mail: zhanyong.wang@vip.sina.com