

引文格式: 董金鑫, 于鸿焱, 曹睿. 冷轧预变形对新型镍基高温合金微观组织及力学性能的影响[J]. 航空制造技术, 2025, 68(19): 103–109.

DONG Jinxin, YU Hongyao, CAO Rui. Effect of pre-cold rolling on microstructure and mechanical properties of novel nickel-based superalloy[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2025, 68(19): 103–109.

冷轧预变形对新型镍基高温合金微观组织及力学性能的影响*

董金鑫^{1,2}, 于鸿焱², 曹睿¹

(1. 兰州理工大学, 兰州 730050;

2. 北京钢研高纳科技股份有限公司, 北京 100081)

[摘要] 针对一种新型多晶低层错能沉淀强化型镍基高温合金, 研究了不同变形量冷轧预变形对该合金微观组织和力学性能的影响。结果表明, 冷轧预变形在合金中引入了位错、反相畴界 (Anti-phase boundaries, APBs)、层错 (Stacking fault, SF)、L-C 锁 (Lomer-Cottrell locks) 等微观亚结构, 这些亚结构含量与预变形量呈正相关。当预变形量达到 15% 时, 在晶界附近引入了少量变形孪晶, 预变形 25% 的试样中变形孪晶含量进一步提升。随着预变形量的增加, 室温抗拉强度和屈服强度逐步上升, 塑性逐步下降。由于预变形 25% 的试样中存在纳米微孪晶, 且伴随晶粒细化等因素, 其强度相较于预变形 15% 的试样进一步提升, 同时塑性基本保持一致。

关键词: 镍基高温合金; 冷轧预变形; 微观组织; 纳米微孪晶; 力学性能

中图分类号: TG132

文献标志码: A

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2025.19.103

Effect of Pre-Cold Rolling on Microstructure and Mechanical Properties of Novel Nickel-Based Superalloy

DONG Jinxin^{1,2}, YU Hongyao², CAO Rui¹

(1. Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, China;

2. CISRI-Gaona Materials & Technology Co., Ltd., Beijing 100081, China)

[ABSTRACT] This study investigates the effect of cold rolling pre-deformation with different reductions on the microstructure and mechanical properties of a novel polycrystalline nickel-based superalloy with low stacking fault energy and precipitation strengthening. The results indicate that cold rolling pre-deformation introduces microscopic substructures in the alloy, including dislocations, anti-phase boundaries (APBs), stacking faults (SFs), and Lomer-Cottrell (L-C) locks. The content of these substructures is positively correlated with the pre-deformation reduction. When the pre-deformation reaches 15%, a small amount of deformation twins are introduced near the grain boundaries, and the content of deformation twins in the 25% pre-deformation specimen further increases. With increasing pre-deformation reduction, the room-temperature tensile strength and yield strength gradually increase, while the plasticity gradually decreases. Due to the presence of nano-twins and grain refinement in the 25% pre-deformation specimen, its strength is further improved compared to the 15% pre-deformation specimen, while its plasticity remains roughly consistent.

Keywords: Nickel-based superalloy; Cold rolling pre-deformation; Microstructure; Nano-twins; Mechanical properties

* 基金项目: 国家自然科学基金 (52175325); 国防工业发展计划 (JCKY2019512D001); 甘肃省科技重大专项 (22ZD6GA008)。

镍基高温合金在高温环境下,对静态载荷、疲劳与蠕变过程、腐蚀及氧化等均具有显著抗力,因此在航空发动机热端部件中得到广泛应用^[1-2]。提高涡轮进气口温度可以提升航空发动机的热效率,从而提升其推重比和燃油经济性,这对热端部件的承温能力和力学性能提出了更高的要求^[3]。在镍基高温合金中,添加Cr、Mo、W等固溶强化元素,以及Al、Ti、Nb、Ta等沉淀强化元素来提高合金中 γ' 相的含量,是改善其力学性能的常用方法。然而过多添加合金元素会导致镍基高温合金热加工窗口变窄,增大了镍基高温合金产品的制备难度^[4-5]。不断升高合金元素含量极易使合金产生偏析,许多固溶强化元素都是组成拓扑密堆相(Topologically closed phase, TCP)的主要元素,高含量固溶强化元素的加入,会增加合金中TCP相的析出倾向。经过多年发展,通过持续提高合金元素的含量来提升镍基高温合金力学性能的方式已接近瓶颈,因此迫切需要开发新的强化手段。

在不改变合金成分的情况下,通过塑性变形结合热处理的方式,可有效控制合金的微观亚结构,进而调整其相应的力学性能^[6],该方法也适用于镍基高温合金。Polkowska等^[7]对一种低层错能镍基高温合金Haynes[®] 282[®]冷轧10%~70%后进行了热处理,研究表明,冷轧预变形50%时,在合金中引入纳米微孪晶,冷轧预变形可以显著提升该镍基高温合金的室温强度。Zhu等^[8]通过对一种镍钴基高温合金在725℃/630MPa下进行预蠕变处理,在合金中预制了不同密度的纳米微孪晶,提升了合金室温及760℃下的屈服强度。Yang等^[9]针对一种Co含量为20%的镍基高温合金,在室温下进行了不同变形量的预拉伸,试验表明,该工艺在合金内部预制了位错、层错等亚结构,其中层错可作为纳米微孪晶的胚体,并在后续力学性能测试过程中转变为纳米微孪晶,有效提升合金强度。

本文针对一种新型多晶低层错能沉淀强化型镍基高温合金,系统研究了冷轧预变形的变形量对合金晶粒尺寸、析出相、微观亚结构等的影响,以及该预变形工艺对后续合金力学性能的调控作用,为实际生产应用,以及后续预变形强化相关研究提供理论与技术参考。

1 试验及方法

试验用合金为一种新型多晶低层错能沉淀强化镍基高温合金,具体化学成分如表1所示。经真空感应熔炼(Vacuum induction melting, VIM)+保护气氛电渣重熔(Electro-slag remelting, ESR)+真空自耗重熔(Vacuum arc remelting, VAR)的三联冶炼工艺获得铸锭,对其进行高温均匀化处理后,采用万吨压机反复锻

拔,制备成直径500mm、厚度65mm的锻饼。如图1所示,锻态试验合金微观组织呈现为细小等轴晶形态,析出相主要为一次、二次和三次 γ' 相。

在锻饼1/2R处弦向截取15mm×20mm×70mm的试样进行预变形试验。首先将试样进行1110℃/2h/空冷(Air cooling, AC)固溶处理,然后以20mm×70mm面作为轧制面,以每道次0.5mm的压下量进行轧制,累计变形量分别控制为5%、15%、25%,如图2(a)所示。采用M6mm×40mm拉伸试棒进行力学性能测试,如图2(b)所示。最后对所有试样进行650℃/24h/AC+760℃/16h/AC的双级时效处理,标准热处理试样仅进行固溶处理和时效处理,各试样处理过程如表2所示。

采用Olympus GX71型光学金相显微镜、JSM-7200F型场发射扫描电镜和FEI Tecnai G2 F20型透射电子显微镜对试验合金力学性能测试前、后微观组织进行分析表征,采用JSM-6480LV型钨灯丝扫描电子显微镜观察和分析力学性能测试后断口形貌。依据GB/T 228.1—2010标准进行室温力学性能测试,设备采用NCS-NT100拉伸试验机,夹具移动速率为 $10^{-4} s^{-1}$ 。采用Precipitation软件对析出相粒径和体积分数进行统计。通过Nano-Measure软件对纳米微孪晶含量进行统计。

2 结果与讨论

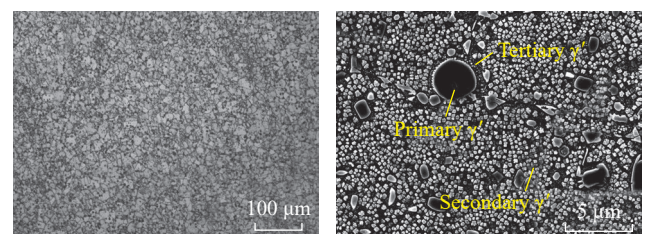
2.1 标准热处理组织

对锻态试验合金进行标准热处理后微观组织如图3所示。由于试验合金具有较低的层错能,合金经过固溶处理和时效处理后晶粒内部存在大量贯穿晶粒以及

表1 试验用合金的化学成分(质量分数)

Table 1 Chemical compositions of the studied alloy (mass fraction) %

Ni	Co	Cr	Ti	Mo	Al
余量	24~26	12~14	4.3~4.8	2.6~3.0	2.2~2.6
Nb+Ta	W	C	B	Zr	
0.8~2.0	1.0~1.5	0.01~0.03	0.01~0.03	0.01~0.05	



(a) 金相显微镜下显微组织 (b) 析出相形貌

图1 试验合金锻态显微组织

Fig.1 Forged microstructure of the studied superalloy

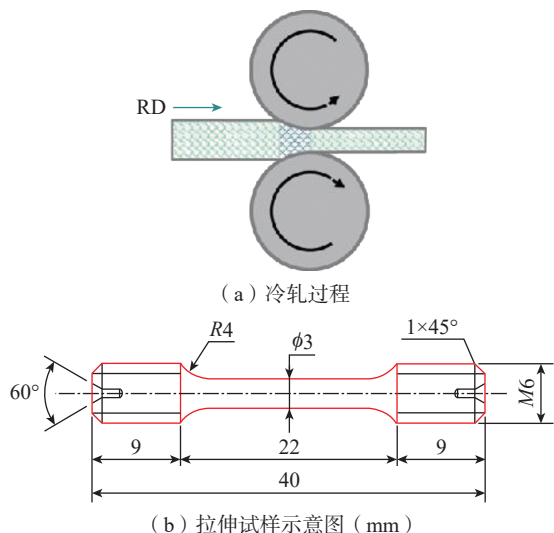


图2 冷轧过程及拉伸试样示意图
Fig.2 Schematic diagram of cold rolling process and tensile specimen

表2 各试样处理过程
Table 2 Processing procedures of various specimens

试样	固溶热处理	时效热处理
SHT	1110 °C/2 h/AC	650 °C/24 h/AC+760 °C/16 h/AC
PCR5%	1110 °C/2 h/AC	650 °C/24 h/AC+760 °C/16 h/AC
PCR15%	1110 °C/2 h/AC	650 °C/24 h/AC+760 °C/16 h/AC
PCR25%	1110 °C/2 h/AC	650 °C/24 h/AC+760 °C/16 h/AC

注: SHT (Standard heat-treated) 表示标准热处理试样, 仅进行固溶+时效, 无冷轧变形; PCR (Percentage of cold rolling) 表示不同冷轧变形量的试样。

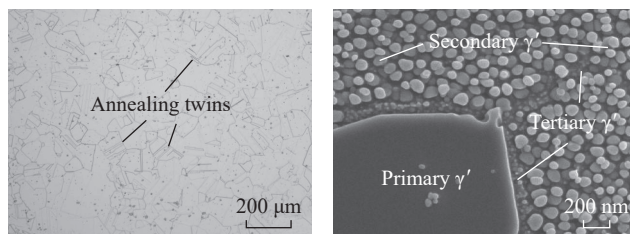
终止于晶粒内部的退火孪晶^[10], 采用三圆截点法测量可知, 该合金的平均晶粒尺寸为 159.6 μm 左右, 如图 3 (a) 所示。图 3 (b) 展示了扫描电镜较高倍数下析出相的形貌: 3 种尺寸的 γ' 相, 分别分布在晶界以及晶内的粗大的一次 γ' 相 (粒径 > 0.6 μm), 遍布晶内的二次 γ' 相 (平均粒径约 75.8 nm), 以及围绕着一一次 γ' 相、二次 γ' 相、存在于晶界处的细小三次 γ' 相 (粒径小于 20 nm)。图 3 (c) 为透射电镜下照片, 可以看到晶粒内部均匀分布着大量二次 γ' 相颗粒, 以及少量的三次 γ' 颗粒, 同时可以观察到此时试样中有少量位错存在。

2.2 冷轧预变形对合金微观组织的影响

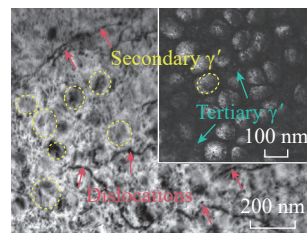
图 4 为 SHT、PCR5%、PCR15% 和 PCR25% 试样光镜下的显微组织。SHT 样品表现为均匀、无畸变的等轴晶, 晶粒内部可见大量平直的退火孪晶; PCR5% 试样, 个别晶粒内部出现了应变条痕, 晶粒形态仍维持等轴状态。PCR15% 试样中, 更多晶粒内部出现应变条痕, 晶粒明显沿着轧制方向被压扁, 退火孪晶在应变的作用下

变得弯曲, 转变为普通大角度晶界^[11-12], 该过程晶粒得到细化; PCR25% 样品中, 晶粒严重畸变, 已经分辨不出退火孪晶, 几乎所有晶粒内部遍布应变条痕。

对于沉淀硬化型镍基高温合金, 析出相的尺寸、分布以及形状对其力学性能有重要影响, 而这些析出相特征主要取决于合金的自身成分以及所采用的热处理制度^[13-14]。对经标准热处理及冷轧预变形后各试样析出相的平均粒径和体积分数进行统计, 结果如表 3 所示。试验合金经标准热处理后的析出相以二次 γ' 相占主导, 平均粒径为 75.80 nm, 体积分数为 38.93%。PCR5%、PCR15%、PCR25% 试样二次 γ' 相尺寸分别为 74.66 nm、75.61 nm 以及 75.19 nm, 对应的体积分数分别为

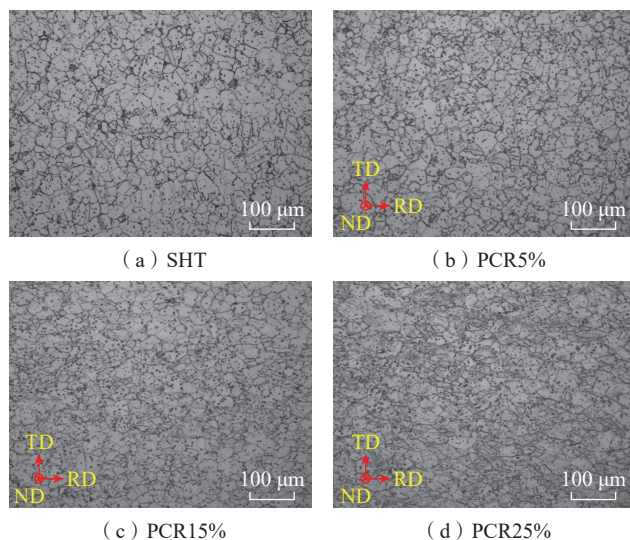


(a) 金相显微镜下微观组织 (b) 扫描电镜下析出相形貌



(c) 透射电镜下微观组织

图3 SHT 试样微观组织
Fig.3 Microstructure of SHT specimen



(a) SHT (b) PCR5% (c) PCR15% (d) PCR25%

图4 各试样光镜下微观组织
Fig.4 Microstructure of each specimen under optical microscope

39.30%、39.06% 和 38.58%。在误差范围内, 预变形量对双极时效后二次 γ' 相的平均粒径和体积占比几乎没有影响。各试样一次 γ' 相形貌和二次 γ' 相形貌如图 5 所示, 可以看出经过预变形后, 部分二次 γ' 相被亚结构剪切, 随着预变形量的增加, 这种现象越发明显, 尽管如此, 绝大多数二次 γ' 相仍维持球形。

塑性变形过程伴随着微观亚结构的演变。图 6 为透射电镜下 PCR5%、PCR15%、PCR25% 试样的微观组织照片。在较低倍数下, PCR5% 试样可以观察到位错缠结, 与 SHT 试样相比位错含量明显增加。在较高倍数下, 可以观察到位错绕过二次 γ' 析出相形成的位错环以及位错切入二次 γ' 析出相形成的反向畴界 (Anti-phase boundaries, APBs)。由于 γ' 相对位错的阻碍作用, 使得位错在 γ/γ' 相界面塞积, 形成应力集中, 当应力进一步增加时, $a/2<110>$ 全位错在 γ/γ' 相界面分解成一个 $a/3<112>$ 不全位错和一个 $a/6<112>$ 不全位错, $a/3<112>$ 不全位错作为领先位错切入 γ' 相, 形成一个层错, $a/6<112>$ 不全位错遗留在 γ/γ' 相界面。力学性能测试过程中, γ' 相周围会出现高密度位错切入现象, 进而在合金中形成层错^[15-18]。在透射高分辨 (High-resolution transmission electron microscopy, HRTEM) 照片中

可以看到互呈 70.5° 夹角的层错相互作用形成 L-C 锁 (Lomer-Cottrell locks)。PCR15% 试样比 PCR5% 试样具有更高的位错密度, 不仅能观察到大量层错, 晶界附近还存在极个别的纳米微孪晶; 高分辨照片中可见层错以及 L-C 锁。从 PCR25% 试样较低倍照片中可见, 晶内形成了大量剪切带, 剪切带内部二次 γ' 析出相被剪切形成大量孤立层错, 纳米微孪晶大量出现。Zhu 等^[8] 用孪晶密度 (纳米孪晶线长度/统计区域面积) 来量化镍基高温合金试样中的纳米微孪晶。本文采用相同的方法来衡量各试样中纳米微孪晶的含量, 得出 PCR15% 和 PCR25% 试样的纳米微孪晶密度分别为 $0.006 \mu\text{m}^{-1}$ 和 $0.085 \mu\text{m}^{-1}$ (SHT 试样和 PCR5% 样品未观察到纳米微孪晶)。对比各试样微观组织照片可以明显看出, 合金中各种微观亚结构含量均随着预变形量增大而增加。

2.3 冷轧预变形对力学性能的影响

对各状态试样进行室温拉伸力学性能测试, 结果如图 7 所示。室温下, SHT 试样表现出良好的塑性, 延伸率可达 33%。冷轧预变形在试验合金中预制了大量微观亚结构 (位错、层错、L-C 锁等), 其含量与预变形的变形量呈正相关。这些微观亚结构能够阻碍位错运动, 使得试验合金在室温拉伸力学性能测试中的屈服强度和抗拉强度同步提升。然而, 受这些微观亚结构的应变硬化作用的影响, 合金塑性随着预变形量增加逐步下降^[6-9, 19-20]。PCR15% 合金的抗拉强度与 SHT 试样相比提升了 9.4%, 屈服强度提升了 31.1%; PCR25% 试样与 SHT 试样相比, 抗拉强度提升了 17.4%, 屈服强度提升了 47.3%。经过冷轧预变形, 合金的抗拉强度逐步提升, 屈服强度显著提升。然而, PCR 试样的延伸率与 SHT 试样相比损失了 43.9%; 预变形 15% 后延伸率数值进一步下降至 9.5%; 当预变形量为 25% 时, 与 PCR15% 试样相比, 抗拉强度上升了 7.3%, 屈服强度提升了 12.4%。

表 3 不同状态试样析出相平均粒径和体积分数统计

Table 3 Average particle size and volume fraction of precipitated phases for specimens in different states

试样	一次 γ' 平均粒径/ μm	一次 γ' 体积分数/%	二次 γ' 平均粒径/nm	二次 γ' 体积分数/%
SHT	3.97	1.45	75.80	38.93
PCR5%	4.01	1.43	74.66	39.30
PCR15%	3.93	1.48	75.61	39.06
PCR25%	3.89	1.51	75.19	38.58

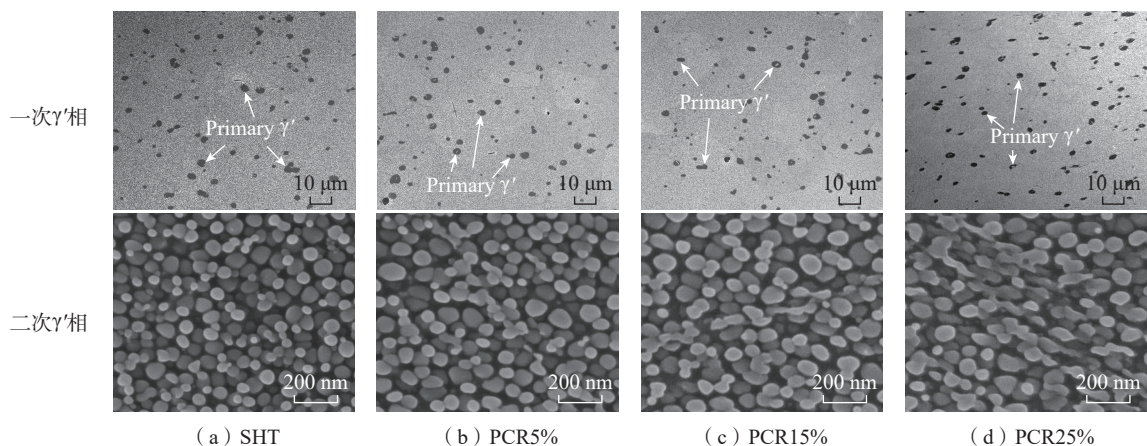
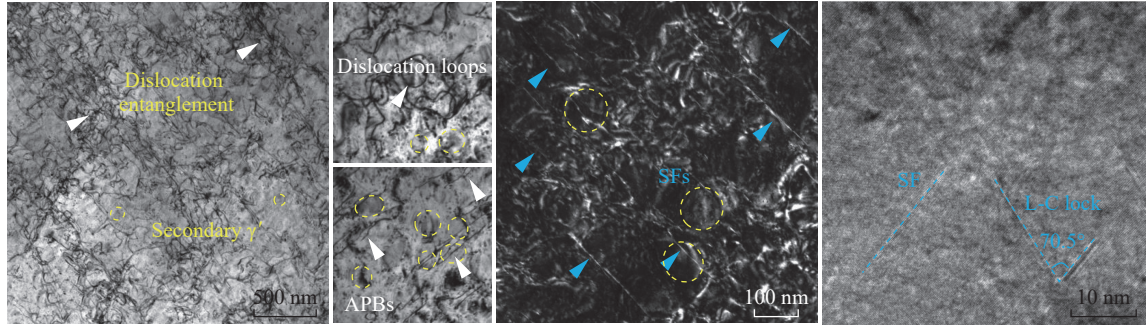
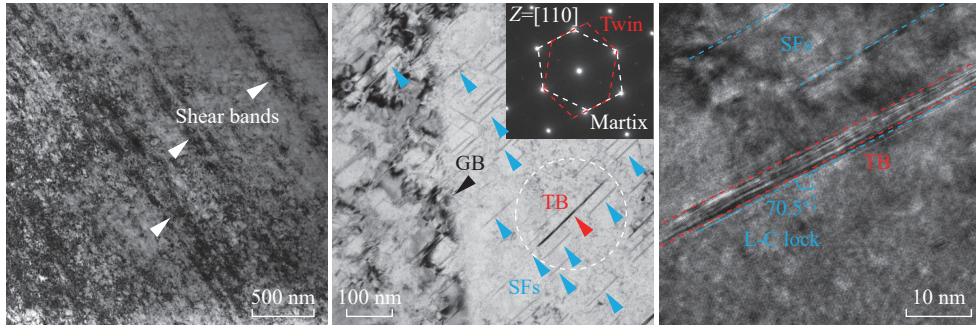


图 5 各试样析出相形貌

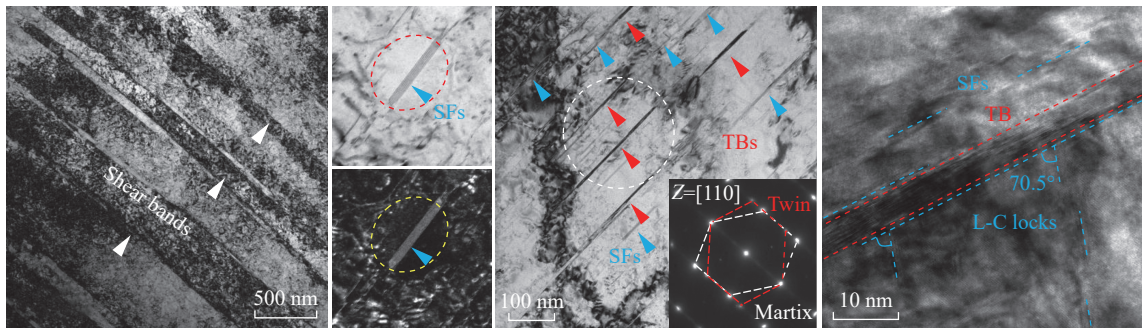
Fig.5 Morphology of the precipitated phases of each specimen



(a) PCR5%



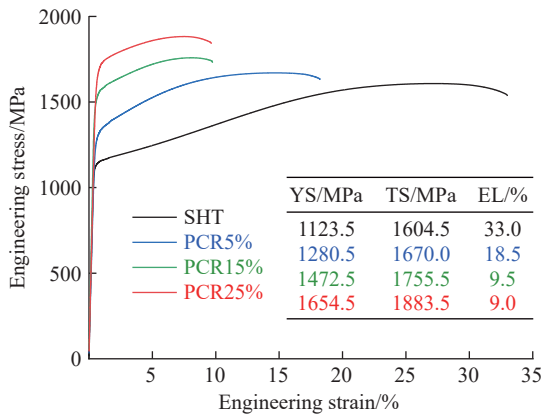
(b) PCR15%



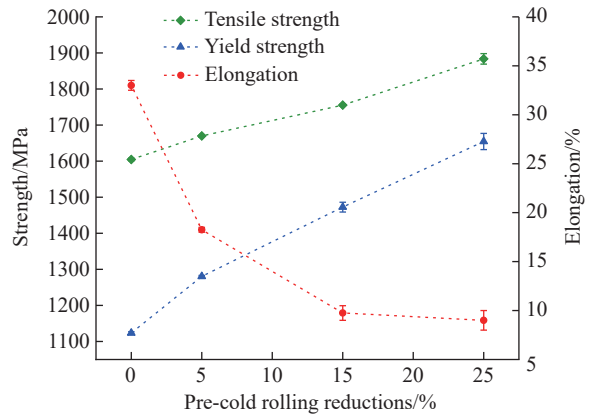
(c) PCR25%

图6 不同状态试样透射电镜表征结果

Fig.6 TEM morphology of the specimens at different conditions



(a) 工程应力-应变曲线



(b) 预变形量对试样室温力学性能的影响规律

图7 不同变形量预变形试样室温拉伸力学性能测试结果

Fig.7 Tensile properties of the specimens with different pre-deformation at room temperature

PCR25% 试样与 PCR15% 试样延伸率几乎相当,也就是说,预变形 15% 之后预变形量进一步增加,延伸率降低并不明显。轧制预变形导致晶粒逐步细化,这在提升合金强度的同时,也有利于提升合金的塑性。大量纳米微孪晶在 PCR25% 试样中形成,不仅提升了合金的强度,同时可使合金维持较高的塑性。

断口形貌和力学性能之间存在密切的关系,断口形貌可以反映材料在断裂过程中的力学行为,通过对断口形貌的观察和分析,可以推断出材料在断裂时的应力状态、断裂机制等信息。例如,如果断口形貌中出现了大量的韧窝,说明材料在断裂时经历了较大的塑性变形,

材料的塑韧性较好;如果断口形貌中出现了大量的撕裂痕迹或解理面,说明材料的塑性较差,更容易发生脆性断裂^[10,21]。

不同冷轧预变形试样经过室温拉伸力学性能测试后的断口形貌如图 8 所示。所有试样断口表面可以从宏观上分为两个区域,即心部区域和边缘的剪切唇区域。通过对比各试样低倍形貌发现, SHT 试样横断面尺寸最小,发生了明显的颈缩。随着预变形量增加,横断面尺寸逐渐增加。高倍下 SHT 试样断口心部呈现出大而深的韧窝, PCR5% 试样断口心部可以观察到大量小解理面, PCR15% 试样心部可以观察到大量小解理面, PCR25% 试样心部可以观察到大量小解理面。

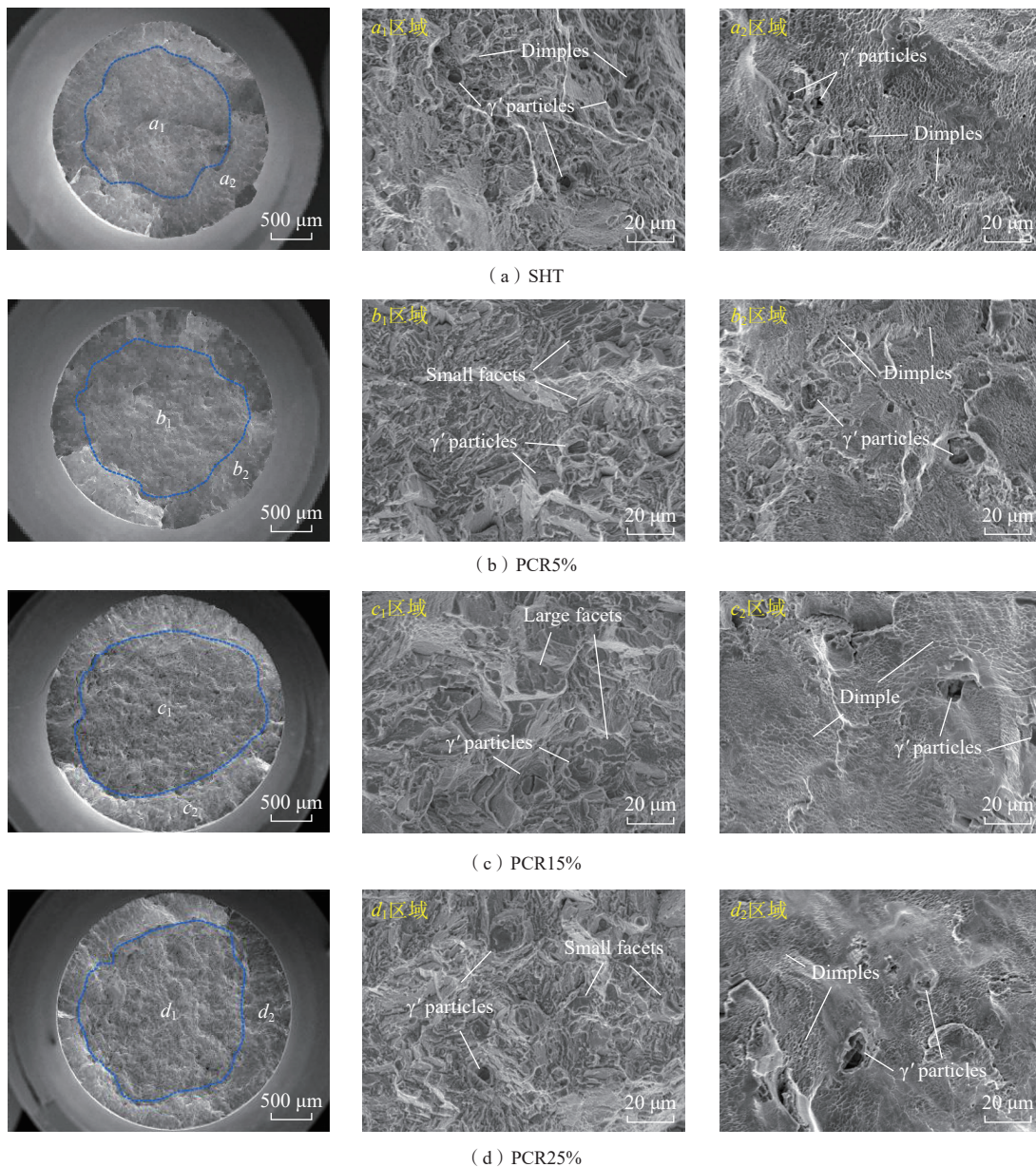


图 8 室温拉伸力学性能测试后断口形貌

Fig.8 Fracture morphologies of the specimens after room temperature tensile mechanical property testing

心部断裂面来看,随着预变形量增加,心部逐渐由韧窝形貌(SHT)转变为小解理面形貌(PCR5%),再转变为大解理面形貌(PCR15%)。说明随着预变形量增大,试样心部脆性增加,塑性降低,PCR25%试样心部再次展现出小解理面特征。各试样室温拉伸断口边缘剪切唇区域均展现为浅韧窝形貌,SHT试样边缘剪切唇可以观察到高密度的浅韧窝。随着预变形量增加,韧窝数量逐步降低,合金韧性下降。综上,根据断口整体形貌特征演变说明,随着预变形量的增加,合金的塑性逐步下降,这与力学性能测试结果相一致。同时,高放大倍数下,断口的心部及边缘剪切唇区域都可以观察到大量孔洞,并且孔洞中可以观察到破碎的一次 γ' 相。可以推断出,粗大一次 γ' 相的破碎会诱发裂纹萌生,随后在应力作用下不断扩展,最终导致试样断裂^[10]。

3 结论

(1) 冷轧预变形在试验合金中预制了位错、层错、L-C锁等微观亚结构,试样中这些亚结构的含量与预变形量呈正相关关系。预变形15%时,合金中会引入纳米微孪晶;预变形25%时,试样中纳米微孪晶的含量进一步提升。可见,冷轧预变形使试验合金产生微观的亚结构差异,这是导致试样力学性能不同的主要原因。

(2) 冷轧预变形可使试验合金的室温屈服强度和抗拉强度同步提升,且抗拉强度提升更加显著。同时,随着预变形量增加,合金的延伸率逐渐降低。

(3) 预变形在PCR25%试样中预制了大量纳米微孪晶,同时轧制作用使晶粒逐渐细化。因此,与预变形15%试样相比,预变形25%试样在强度提升的同时,塑性并未出现显著降低。

参考文献

- [1] REED R C. The Superalloys: Fundamentals and applications[M]. Cham: Springer International Publishing, 2008.
- [2] POLLOCK T M. Alloy design for aircraft engines[J]. Nature Materials, 2016, 15(8): 809–815.
- [3] YUAN Y, GU Y F, ZHONG Z H, et al. Enhanced strength at intermediate temperatures in a Ni-base disk superalloy with high Co addition[J]. Materials Science and Engineering: A, 2012, 556: 595–600.
- [4] FENG Q, NANDY T K, TIN S, et al. Solidification of high-refractory ruthenium-containing superalloys[J]. Acta Materialia, 2003, 51(1): 269–284.
- [5] HOBBS R A, KARUNARATNE M S A, TIN S, et al. Uphill diffusion in ternary Ni-Re-Ru alloys at 1000 and 1100 °C[J]. Materials Science and Engineering: A, 2007, 460: 587–594.
- [6] WANG X M, DING Y T, YU H Y, et al. High strength and ductility in a novel Ni-based superalloy with γ' and nanotwins/stacking faults architectures[J]. Materials Science and Engineering: A, 2022, 847:

143293.

- [7] POLKOWSKA A, LECH S, POLKOWSKI W. The effect of cold rolling degree on microstructure, crystallographic texture and mechanical properties of Haynes® 282® wrought nickel superalloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2020, 787: 139478.
- [8] ZHU C Z, ZHANG R, CUI C Y, et al. Effect of pre-strain treatment on mechanical properties of a Ni-Co base disk superalloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2022, 905: 164167.
- [9] YANG C, HU R, WANG X M, et al. Effect of pre-tensile treatments on the mechanical properties and deformation mechanism of a novel Ni-based superalloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2023, 874: 145063.
- [10] DUAN J X, AN T, GU Y, et al. Effect of γ' phase and microtwins on the microstructural evolution and mechanical properties of a novel Ni-Co base superalloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2023, 865: 144323.
- [11] LI X Y, WEI Y J, LU L, et al. Dislocation nucleation governed softening and maximum strength in nano-twinned metals[J]. Nature, 2010, 464(7290): 877–880.
- [12] ZHU Q, KONG L Y, LU H M, et al. Revealing extreme twin-boundary shear deformability in metallic nanocrystals[J]. Science Advances, 2021, 7(36): eabe4758.
- [13] LI F L, BAI Y R, MENG L C, et al. Impact of aging heat treatment on microstructure and mechanical properties of a newly developed GH4096 disk superalloy[J]. Materials Characterization, 2020, 161: 110175.
- [14] LAPEIRE L, SIDOR J, VERLEYSSEN P, et al. Texture comparison between room temperature rolled and cryogenically rolled pure copper[J]. Acta Materialia, 2015, 95: 224–235.
- [15] CARON P, KHAN T, VEYSSIERE P. On precipitate shearing by superlattice stacking faults in superalloys[J]. Philosophical Magazine A, 1988, 57(6): 859–875.
- [16] CUI L Q, SU H H, YU J J, et al. Temperature dependence of tensile properties and deformation behaviors of nickel-base superalloy M951G[J]. Materials Science and Engineering: A, 2017, 696: 323–330.
- [17] DREW G L, REED R C, KAKEHI K, et al. Single crystal superalloys: The transition from primary to secondary creep[C]//Tenth International Symposium. Monterey, 2004: 127–136.
- [18] QU P F, YANG W C, QIN J R, et al. Reveal the stacking fault shearing mechanism by its annihilation process in Ni-based single crystal superalloys[J]. Materials Characterization, 2021, 180: 111419.
- [19] KUMAR D, IDAPALAPATI S, WANG W, et al. Microstructural characteristics and strengthening mechanisms in a polycrystalline Ni-based superalloy under deep cold rolling[J]. Materials Science and Engineering: A, 2019, 753: 285–299.
- [20] VALIEV R. Nanostructuring of metals by severe plastic deformation for advanced properties[J]. Nature Materials, 2004, 3(8): 511–516.
- [21] SHENG L Y, GUO J T, REN W L, et al. Preliminary investigation on strong magnetic field treated NiAl-Cr(Mo)-Hf near eutectic alloy[J]. Intermetallics, 2011, 19(2): 143–148.

通信作者: 曹睿,教授,博士,研究方向为异种金属焊接、金属材料断裂行为、钴基合金、镍基合金、不锈钢等。

(责编 七七)