DOI:10.16410/j.issn1000-8365.2021.06.003

预拉伸对 FGH96 合金残余应力及力学性能的影响

周晓明,曾维虎,王志彪,冯业飞,王超渊,邹金文
(中国航发北京航空材料研究院 先进高温结构材料重点实验室,北京 100095)

摘　要:对 FGH96 合金拉伸试片在室温条件下进行 0～4% 预拉伸应变处理后,测试了不同预拉伸应变下 FGH96 合金面内应变、表面残余应力、室温拉伸强度、屈服强度和高温蠕变性能,并对不同预拉伸应变后 FGH96 合金显微组织、γ′相和位错进行了研究。结果表明:随着预拉伸应变的增大,试片表面各位置处的残余应力均呈现逐渐降低趋势,且预拉伸量越大,残余应力降幅越大;在相同预拉伸应变条件下,试片的残余应力降幅较大,这与预拉伸过程中试片面内应变场显示试片边缘处应变较大的结果相一致。不同预拉伸应变 FGH96 合金显微组织和 γ′相无明显差别,低预应变条件下,未能观察到位错切割二次 γ′相;当预应变达到 2.5%时出现少量位错切割二次 γ′相,且出现层错现象。随着预拉伸应变增大,位错在晶界处塞积程增大趋势,形成位错缠结。

关键词:FGH96 合金;预拉伸;残余应力;位错

中图分类号:TG142　　**文献标识码**:A　　**文章编号**:1000-8365(2021)06-0450-06

Effect of Pretension on Residual Stress and Mechanical Properties of FGH96 Alloy

ZHOU Xiaoming, ZENG Weihu, WANG Zhibiao, FENG Yefei, WANG Chaoyuan, ZOU Jinwen
(Key Laboratory of Advanced High Temperature Structural Materials, Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China)

Abstract: The FGH96 alloy tensile specimen at room temperature for 0~4% pre-stretching strain after processing, testing the FGH96 alloy under different pre-stretching strain in-plane strain, surface residual stress and room temperature tensile strength, yield strength and high temperature creep properties, and the different pre-stretching strain after FGH96 alloy microstructure, γ′ phase and dislocation were studied. The results show that, with the increase of pretension strain, the residual stress at each position on the specimen surface decreases gradually, and the decrease of residual stress is greater with the increase of pretension strain. Under the same pretension strain condition, the residual stress of the specimen decreases greatly, which is consistent with the result that the strain field in the specimen shows that the strain at the edge of the specimen is larger. The microstructure and γ′ phase of FGH96 alloy with different pretension strains have no obvious difference. Under the condition of low pre-strain, the second γ′ phase of FGH96 alloy can't be observed in place. When the pre-strain reaches 2.5%, a small amount of dislocations appear to cut the secondary γ′ phase, and the phenomenon of stacking fault appears. With the increase of pre-tensile strain, the packing path of dislocation at grain boundary increases, and the dislocation entanglement are formed.

Key words: FGH96 alloy; pretention; residual stress; dislocation

涡轮盘是航空燃气涡轮发动机的关键件,工作时承受着离心力、热应力和振动应力等复杂载荷的联合作用[1-2]。涡轮盘的失效不仅影响发动机的可靠性和使用、维护成本,严重时直接危及飞机和乘员的安全。粉末高温合金因其具有组织细小、均匀、强度高等优良性能,被广泛用于制造先进航空发动机涡轮盘[3-5]。在涡轮盘的生产过程中,不可避免地会产生残余应力。GH4169 合金盘锻件淬火后残余应力可达 400 MPa 左右[6],某型粉末高温合金涡轮盘淬火后残余应力可达 600 MPa[7],而GH4720Li、RR1000 等高合金化高温合金盘锻件的淬火残余应力可达 800 MPa 甚至更高[8-9]。这些残余应力在涡轮盘使用过程中与复杂的服役载荷共同作用,影响盘件尺寸稳定性和疲劳等性能,进而对发动及整体性能和寿命产生重要影响[10]。

收稿日期:2021-04-03
基金项目:国家科技重大专项(2017-VI-0009-0079)
作者简介:周晓明(1976—),辽宁本溪人,博士,高级工程师.主要从事粉末高温合金方面的研究工作,
电话:01062498271,Email:xmzhouf@163.com

(C)1994-2022 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

为了降低涡轮盘在加工过程中的变形,同时提高盘件寿命，美国 GE、PW 和罗罗等航空发动机巨头在制造涡轮盘过程中采用超速预旋转技术进行残余应力调控[11]。超速预旋转技术是通过使盘件高速旋转,盘件受到一定的离心力后发生一定的微小塑性变形,从而起到调控残余应力的作用[12]。罗罗公司的 Shen 等[13]以 IN718 盘为例,研究了热处理与预旋转相结合的预应力处理方法,有效降低了轮盘服役条件下内孔的最大载荷。刘绍伦等[14]探索了预拉伸应力对发动机涡轮盘合金 GH33A 在 360 ℃下低周疲劳及其裂纹扩展速率的影响,候静泳等[15]研究了预拉伸超载对 TC-11 合金室温疲劳寿命的影响;结果表明,采用预变形使盘件发生微小的均匀塑性变形可以降低残余应力,对提高材料服役性能具有重要意义。本文主要研究了不同预拉伸应变条件下,FGH96 合金材料残余应力及力学性能的变化规律,并探讨了其中相关作用机理。

1　试验方法

为模拟超速预旋转盘件所受的离心力状态,在经热等静压+等温锻造工艺路线制备的 FGH96 合金封沿盘辐板径向位置取拉伸性能试样。试样厚度为 5 mm,标距长度为 25 mm,尺寸如图 1 所示。在室温条件下进行变形量分别为 1.0%、1.5%、2.5%、3.5%及 4.0%的预拉伸,实验条件如表 1 所示。利用 MTS 试验机并通过数字散斑应变测量系统进行试片面内应变量的监测，实验过程及加载曲线如图 2 所示。获得的平板预拉伸应力应变曲线如图 3 所示。可以看出,材料在加载阶段首先发生弹性变形,达到屈服应力后发生塑性变形；在保载阶段应力应变保持不变,在卸载阶段应力迅速降低,弹性变形得到恢复,试样残余一定的塑性变形。

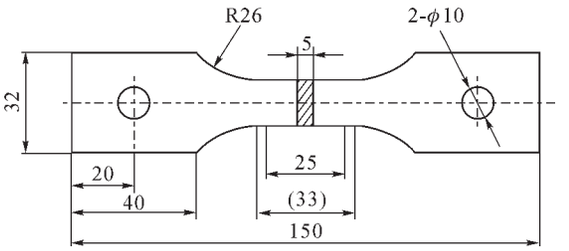


图 1 平板预拉伸试样尺寸

Fig.1 Dimension of pre-tensile test specimen

表 1 不同预拉伸条件

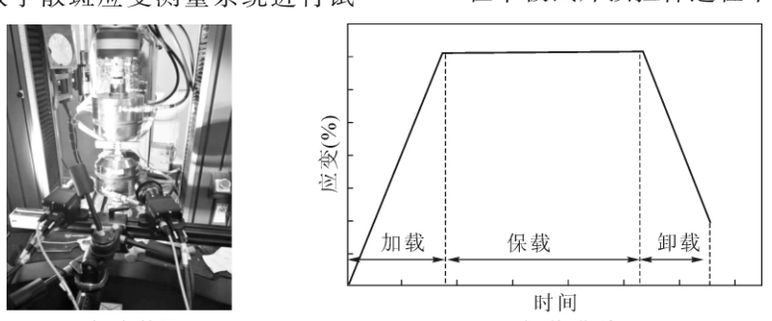
Tab.1 Pre-tensile conditions

试样编号	加载速率 /mm·(mm·min)$^{-1}$	预拉伸应变(%)	保载时间 /min	卸载速率 /mm·(mm·min)$^{-1}$	塑性应变(%)
4#	0.005	1.0	3	0.005	0.481 2
5#	0.005	1.5	3	0.005	0.931 1
11#	0.005	2.5	3	0.005	1.968 0
14#	0.005	3.5	3	0.005	2.561 0
12#	0.005	4.0	3	0.005	3.393 0

2　试验结果

2.1　面内应变场分布

在平板试片预拉伸过程中，利用数字散斑应变



(a)实验装置　　(b)加载曲线

图 2 预拉伸实验

Fig.2 Pre-tensile test

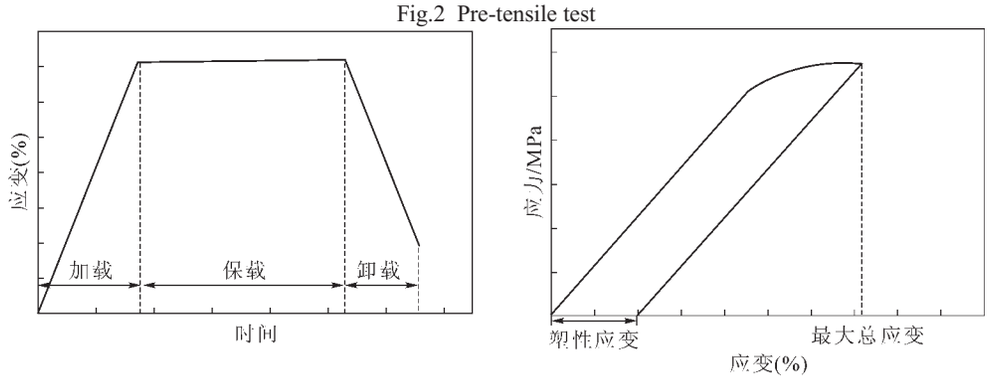


图 3 平板预拉伸应力应变曲线图

Fig.3 Stress-strain curve of pre-tensile test

(C)1994-2022 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

测量系统获得预拉伸加载、保载及卸载过程的大量照片，通过图像处理分析预拉伸试片面内应变场，获得经 1.0%、1.5%、2.5%、3.5%和 4.0%预拉伸处理过程不同阶段的面内应变场，结果分别如图 4～图 8 所示。试片预拉伸过程中，在加载、保载及卸载时，试片面内应变表现为逐渐增加、达到最大值及逐渐减小的变化规律，且试片工作区应变较大。预拉伸试片预应变较小时，靠近试片边缘处首先出现应变场最大值；预拉伸试片预应变较大时，试片工作区中间部位首先出现应变场最大值，这主要是由于拉伸试片工作区段所受应力较大导致。

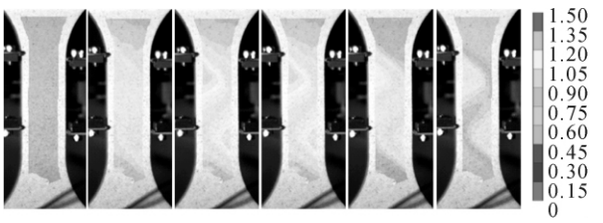


图 4 1%预拉伸加载、保载及卸载阶段试片面内应变场
Fig.4 Strain maps of the pre-tensile specimen with 1% deformation

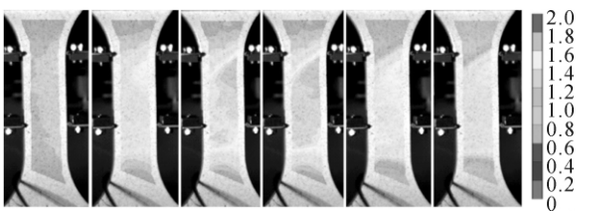


图 5 1.5%预拉伸加载、保载及卸载阶段试片面内应变场
Fig.5 Strain maps of the pre-tensile specimen with 1.5% deformation

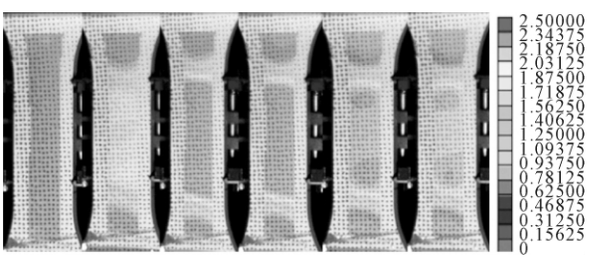


图 6 2.5%预拉伸加载、保载及卸载阶段试片面内应变场
Fig.6 Strain maps of the pre-tensile specimen with 2.5% deformation

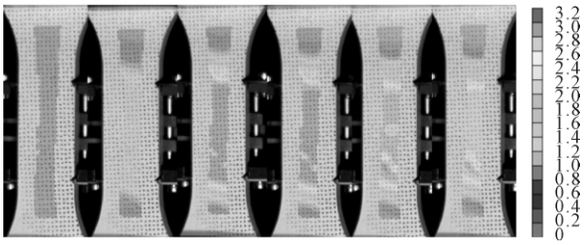


图 7 3.5%预拉伸加载、保载及卸载阶段试片面内应变场
Fig.7 Strain maps of the pre-tensile specimen with 3.5% deformation

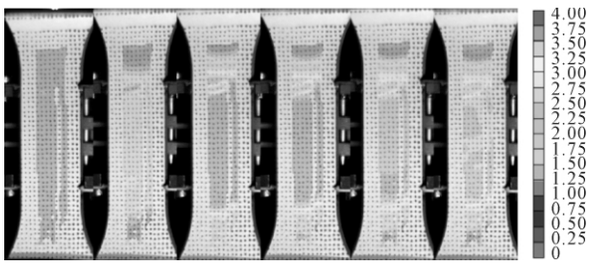


图 8 4%预拉伸加载、保载及卸载阶段试片面内应变场
Fig.8 Strain maps of the pre-tensile specimen with 4% deformation

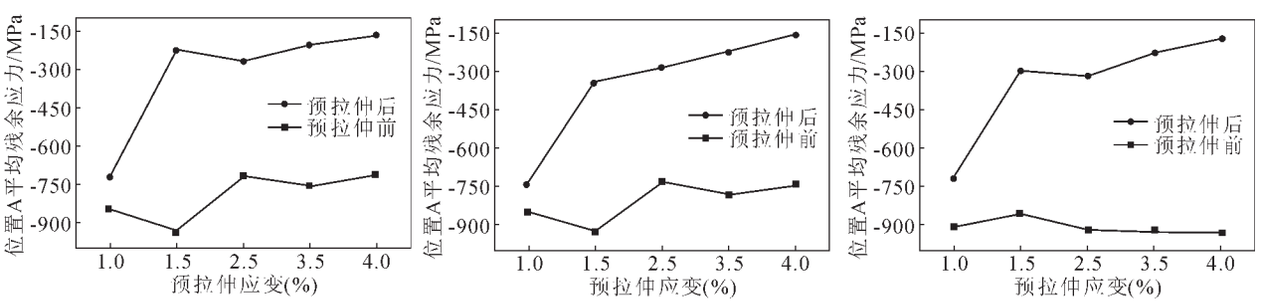
2.2 预拉伸前后试片表面残余应力

对经 1.0%、1.5%、2.5%、3.5%和 4.0%预拉伸处理前后的平板试片进行表面 X 射线残余应力测试，平板试片表面残余应力测试位置如图 9 所示。位置 A、B 和 C 分别为拉伸试片工作区的轴向中心位置、边缘位置和侧面位置，位置 A 和 B 均取 5 个残余应力测试点，位置 C 取 3 个残余应力测试点，测试结果如图 10 所示。



图 9 试片表面 X 射线残余应力测试位置
Fig.9 Location of the residual stress test

由测试结果可知，随着预拉伸应变的增加，试片表面各位置处的残余应力均呈现逐渐降低趋势，预拉伸量越大，残余应力降低幅度越大；且相同预拉伸应变条件下，位置 C 处的残余应力降幅较大，这与预拉伸过程中试片面内应变场显示试片边缘处应变



(a)位置A (b)位置B (c)位置C

图 10 不同位置 A，B，C 不同预拉伸应变下试片表面平均残余应力分布
Fig.10 Residual stress of specimen surface under different pre-ensile condition at different location A, B and C

(C)1994-2022 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

较大的结果是一致的。应变使高温合金材料表面残余应力得到松弛释放。

2.3　FGH96 合金预拉伸后的力学性能

2.3.1　预拉伸后合金的室温拉伸性能

分别对经 1.0%、1.5%、2.5%、3.5%和 4.0%预拉伸处理后的平板试片进行室温拉伸,测试不同预拉伸条件下合金的拉伸强度、屈服强度和伸长率,测试结果如图 11 所示。结果表明,随着预拉伸应变的增加,合金的抗拉强度无明显变化,屈服强度呈现逐渐升高的特征,而伸长率略有降低;合金呈现出加工硬化的特点,符合金属材料的包申格效应。

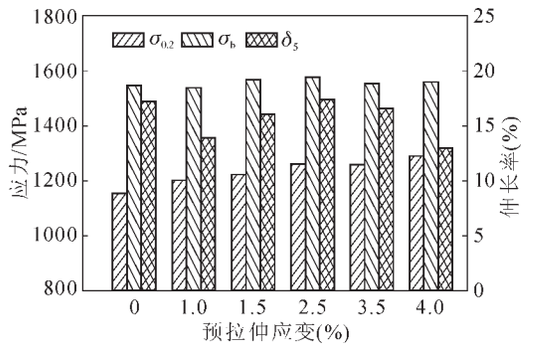


图 11　不同预拉伸条件下 FGH96 合金材料的室温拉伸性能

Fig.11　Tensile properties of FGH96 alloy under different pre-tensile condition at room temperature

2.3.2　预拉伸后合金的高温蠕变性能

分别对经 1.0%、1.5%、2.5%和 3.5%预拉伸处理后的蠕变试样进行 700 ℃、690 MPa 条件下的高温蠕变测试,获得了残余应变为 0.2%的持续时间及持续时间为 68 h 的残余应变,结果如图 12 所示。由测试结果可知,随着材料的预拉伸应变的增大,FGH96 合金的高温蠕变性能呈现下降趋势;当预拉伸应变达到 1.5%时,合金的高温蠕变残余应变量为 0.2%的持续时间仅为 48.8 h,不符合标准要求;当预拉伸应变继续增大时,合金的高温蠕变性能呈现较大的衰减。因此,为使合金蠕变性能不产生一定的衰减,其预拉伸应变应控制在 1%左右为宜。

2.4　FGH96 合金预拉伸后的显微组织

2.4.1　预拉伸前后 FGH96 合金显微组织

对未变形和经 1.5%、2.5%及 4.0%的室温预拉伸处理后的 FGH96 合金的进行金相观察,在 100 倍下获得的显微组织如图 13 所示。由图可知,由于预变形相对较小,经不同预拉伸处理后的合金晶粒度无明显变化,晶粒度约为 ASTM8 级。

2.4.2　预拉伸前后 FGH96 合金 γ′相组织

图 14 所示为未变形和经 1.5%、2.5%及 4.0%的室温预拉伸处理后的 FGH96 合金的 γ′相组织。从图中可以看出,不同预变形条件下,试样的二次 γ′相主要呈球形和方形,尺寸范围为 150 nm～300 nm,三次 γ′相呈球形,尺寸范围为 10 nm～36 nm。由于试样的预拉伸变形量较小,且是在室温下进行的,因此经不同预变形处理后,γ′相的尺寸和形貌均未发生明显变化。

2.4.3　预拉伸前后 FGH96 合金位错组态

经预应变为 0%、1.5%、2.5%和 4%的室温预拉伸处理后的 FGH96 合金的 TEM 照片如图 15 所示。由图可知,FGH96 合金 γ/γ′相界面优先位错启动,为位错运动的通道;低预应变条件下,未能观察到位错切割二次 γ′相。当预应变达到 2.5%时,出现少量位错切割二次 γ′相,且出现层错现象。随着预拉伸应变增大,位错在晶界处塞积程增大趋势,形成位错缠结,该位错结构在力学上非常稳定。当卸载时接着同向加载,位错线不能显著运动,表现出加工硬化的特点,使得室温屈服强度增加。FGH96 合金的高温蠕变机制为位错的运动及晶界迁移。当进行预拉伸时,预应变超过合金的弹性应变发生塑性变形时,合金内部为启动位错运动,卸载后位错不能消失;当接着进行加载时,预拉伸后累积产生的位错将继续累加塞积,加速了蠕变的进行,

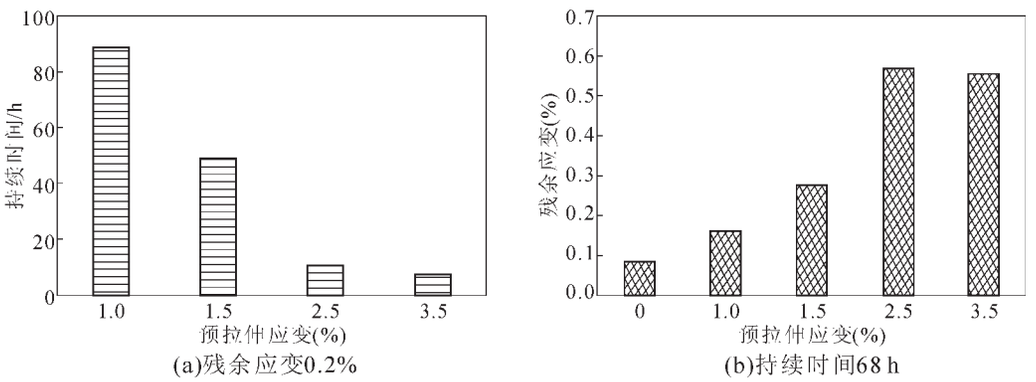
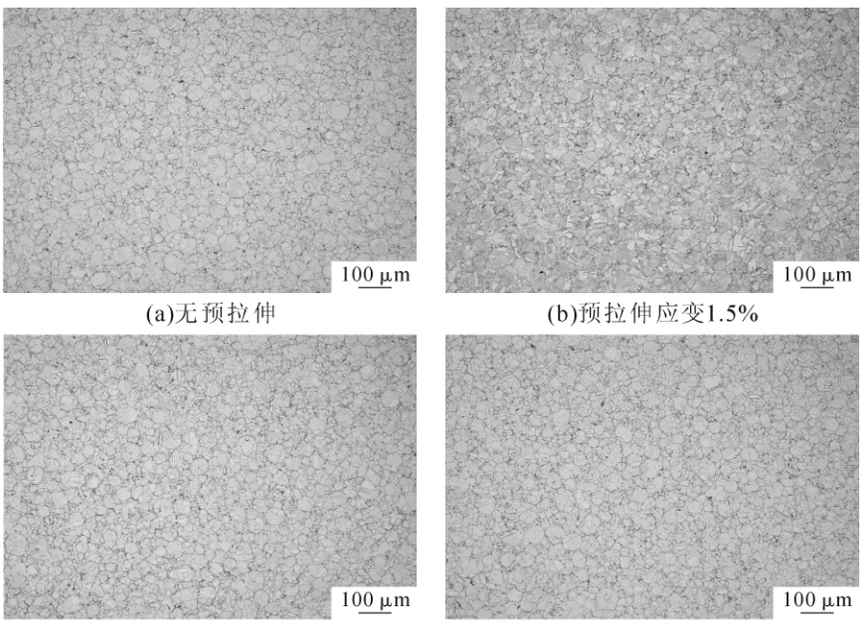


图 12　不同预拉伸条件下 FGH96 合金材料的高温蠕变性能

Fig.12　Creep properties of FGH96 alloy under different pre-tensile condition

(C)1994-2022 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

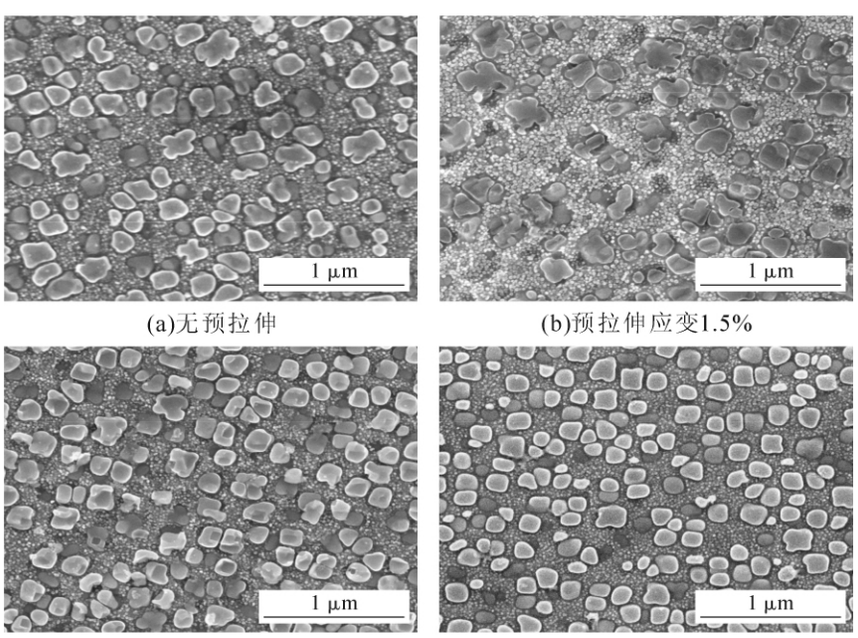


(a)无预拉伸　(b)预拉伸应变1.5%

(c)预拉伸应变2.5%　(d)预拉伸应变4%

图 13 不同预拉伸应变下 FGH96 合金显微组织

Fig.13 Microstructure of different pre-tensile deformation

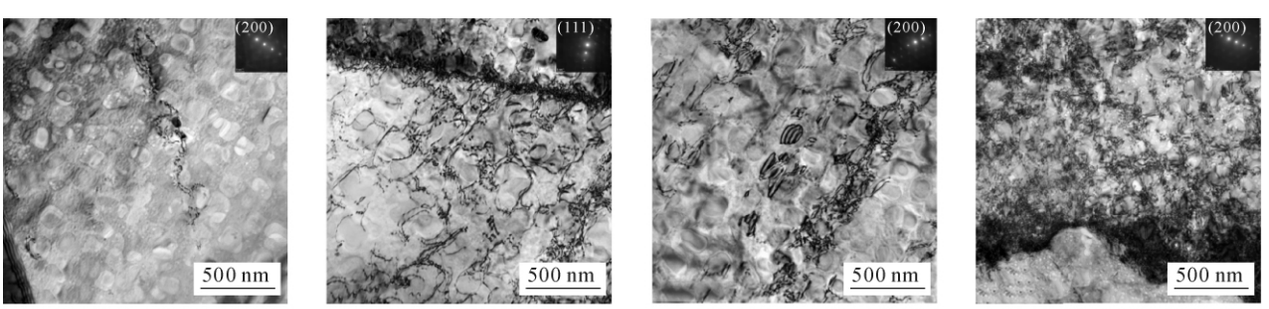


(a)无预拉伸　(b)预拉伸应变1.5%

(c)预拉伸应变2.5%　(d)预拉伸应变4%

图 14 不同预拉伸应变下 FGH96 合金 γ′相组织

Fig.14 The γ′ phase of different pre-tensile deformation



(a)无预拉伸　(b)预拉伸应变1.5%　(c)预拉伸应变2.5%　(d)预拉伸应变4%

图 15 不同预拉伸应变下 FGH96 合金位错 TEM 照片

Fig.15 TEM images of dislocation in FGH96 alloy under different pretension strains

(C)1994-2022 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

致使蠕变性能下降。

3　结论

(1)随着预拉伸变形量的增大,FGH96 合金试片表面各位置处的残余应力均呈现逐渐降低趋势;且预拉伸应变越大,残余应力降幅越大。在相同预拉伸应变条件下,试片侧面的残余应力降幅较大,这与预拉伸过程中试片面内应变场显示试片边缘处应变较大的结果相一致。

(2)不同预拉伸应变 FGH96 合金晶粒尺寸和 γ'相无明显差别。低预应变条件下,未能观察到位错切割二次 γ'相;当预应变达到 2.5%时出现少量位错切割二次 γ'相,且出现层错现象;随着预拉伸应变增大,位错在晶界处塞积程增大趋势,形成位错缠结。

参考文献:

[1] 张国庆,张义文,郑亮,等. 航空发动机用粉末高温合金及制备技术研究进展[J]. 金属学报,2019,55(9):1133-1144.

[2] POLLOCK T M, TIN S. Nickel-based superalloys for advanced turbine engines: chemistry, microstructure and properties[J]. Journal of Propulsion and Power, 2006, 22(2):361-361.

[3] REED R C. The superalloys: fundamentals and applications[M]. Cambridge: Cambridge University Press, 2006.

[4] JIANG R, SONG Y D, REED P A. Fatigue crack growth mechanisms in powder metallurgy Ni-based superalloys-A review[J]. International Journal of Fatigue, 2020,141:105887.

[5] RAISSON G. Evolution of PM nickel base superalloy processes and products[J]. Powder Metallurgy, 2013, 51(1):10-13.

[6] RIST M A, JAMES J A, TIN S, et al. Residual stresses in a quenched superalloy turbine disc: Measurements and modeling [J]. Metallurgical & Materials Transactions A, 2006, 37(2):459-467.

[7] 汪煜,邹金文,王仁智,等. 一种粉末冶金高温合金涡轮盘热处理残余应力分析[C]. 中国高温合金年会,2007:538-541.

[8] KARADGE M, GRANT B, WITHERS P J, et al. Thermal relaxation of residual stresses in nickel-based superalloy inertia friction welds [J]. Metallurgical & Materials Transactions A, 2011, 42(8): 2301-2311

[9] FOSS B J, GRAY S, HARDY M C, et al. Analysis of shot-peening and residual stress relaxation in the nickel-based superalloy RR1000[J]. Acta Materialia, 2013, 61(7): 2548-2559.

[10] 毕中南,秦海龙,董志国,等. 高温合金盘锻件制备过程残余应力的演化规律及机制[J]. 金属学报, 2019, 55(9): 1160-1174.

[11] 郑捷简,邓勇. 燃气轮机转子轮盘超速及预应力试验[J]. 燃气轮机技术,2006(3):8-12.

[12] 盛德恩. 高速旋转零件的预应力处理 [J]. 机械制造,1994(7):9-11.

[13] SHEN G S, COOPER N, OTTOW N, et al. Integration and Automation of Residual Stress and Service Stress Modeling for Superalloy Component Design[C]. Superalloys2012, 129-134.

[14] 刘绍伦,谢济洲,刘湘生. 预应力对 GH33A 合金低周疲劳及裂纹扩展性能的影响[J]. 航空学报. 1987,8(5):A267-A273.

[15] 侯静泳,蔡肇云,屠一鹤. TC-11 钛合金高低周复合疲劳及损伤累积研究[J]. 航空动力学报, 1992,7(2):135-138.

(上接第 444 页)

阳: 沈阳工业大学,2019.

[17] QIU F, LIU T, ZHANG X, et al. Application of nanoparticles in cast steel: an overview[J]. China Foundry, 2020,17(2): 111-126.

[18] 李小琳,王建明,贺春林,等. 外加纳米 SiC 颗粒对 Q235 钢组织与硬度的影响[J]. 铸造. 2009,58(3): 229-231.

[19] 雷毅,刘志义,李海. 低碳钢中添加 ZrO_2 粒子获得超细晶粒的研究[J]. 兵器材料科学与工程. 2004(2): 3-5,8.

[20] 王井玲, 邢书明. Mg_2Si/Al 内生颗粒增强复合材料的研究进展[J]. 材料导报. 2018, 32(32): 406-409,434.

[21] 李英民,刘桐宇,任玉燕. 不同成分Al-Mg2Si 复合材料相成分变化规律[J]. 中国有色金属学报. 2018,28(12): 2531-2538.

[22] YANG H, WANG Z, CHEN L, et al. Interface formation and bonding control in high-volume-fraction (TiC-TiB_2)/Al composites and their roles in enhancing properties [J]. Composites Part B-Engineering, 2021,209: 108605.

[23] 李月明,汪丹,廖润华,等. 熔盐法制备片状 $CaBi_4Ti_4O_{15}$ 晶粒的研究[J]. 材料导报. 2010,24(3): 33-35,51.

[24] 朱春城,李幸红,徐强,等. 自蔓延高温合成法制备 TiB_2/TiC 复合陶瓷[J]. 材料工程. 2002(2): 13-15.

[25] 陈玉勇,舒群,安阁英,等. 熔体反应法制备 Al-4.5Cu/TiB_2 复合材料的热力学[J]. 材料研究学报. 2000(S1): 68-74.

《铸件均衡凝固技术及应用实例》

《铸件均衡凝固技术及应用实例》由西安理工大学魏兵教授编著。共 8 章:1 铸铁件均衡凝固与有限补缩;2 铸铁件冒口补缩设计及应用;3 压边浇冒口系统;4 浇注系统大孔出流理论与设计;5 铸件均衡凝固工艺;6 铸钢、白口铸铁、铝、铜合金铸件的均衡凝固工艺;7 浇注系统当冒口补缩设计方法;8 铸件填充与补缩工艺定量设计实例。全书 320 页,特快专递邮购价 280 元。

邮购咨询:李巧凤 029-83222071,技术咨询:13609155628

(C)1994-2022 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net