

# 预应变和热处理对 Ti6321 合金 变形行为的影响

尹艳超

(中国船舶集团有限公司第七二五研究所, 河南 洛阳 471023)

**摘 要:**对 Ti6321 合金进行预拉伸, 研究预变形对其后续变形行为的影响; 另外对预变形后 Ti6321 合金进行热处理, 并与未处理预变形 Ti6321 进行了对比分析。结果表明, 试样经过预拉伸后, 其压缩屈服强度降低, 降低幅度随着预拉伸塑性应变量的增大先增大后趋于稳定。预拉伸试样经热处理后再反向加载, 其压缩屈服强度得到一定程度恢复, 且高于未经热处理预拉伸试样的压缩屈服强度, 压缩屈服强度回复幅度随着热处理温度升高而增大。Ti6321 合金产生包申格效应的机制为微区非均匀塑性变形过程中残余应力的长程效应与位错运动过程中阻力变化的短程效应共同作用的结果, 且前者为主要原因。预变形试样在热处理保温过程中位错组态发生变化, 形成亚晶等使位错密度减小、位错塞积程度降低; 另一方面高温下位错发生攀移, 进而产生应力松弛, 晶粒间的附加应力降低, 微区残余应力减小, 二者共同作用下使预变形态 Ti6321 合金反向承载能力得到回复, 包申格效应减弱。

**关键词:** Ti6321 合金; 预拉伸; 热处理; 包申格效应

中图分类号: TG146.2

文献标志码: A

文章编号: 1004-7638(2025)03-0045-08

DOI: 10.7513/j.issn.1004-7638.2025.03.008

开放科学 (资源服务) 标识码 (OSID):



听语音  
与作者  
聊科研

## Influence of pre-strain and heat treatment on subsequent deformation behavior of Ti6321 titanium alloy

YIN Yanchao

(Luoyang Ship Material Research Institute, Luoyang 471023, Henan, China)

**Abstract:** Pre-tension and heat treatment were performed on the Ti6321 alloy, and their effects on subsequent deformation behavior were investigated and compared. The results show that the compressive yield strength of the specimen decreases after pre-tension, and the decrease amplitude increases first and then tends to be stable with the increase of pre-tensile plastic strain. The compressive yield strength of the pre-tensile specimen is restored to a certain extent after heat treatment and then reverse loading, and it is higher than that of the pre-tensile specimen without heat treatment. The recovery amplitude of the compressive yield strength increases with the increase of heat treatment temperature. The mechanism of Bauschinger effect in Ti6321 alloy is the result of the long-range effect of residual stress in the process of micro-zone heterogeneous plastic deformation and the short-range effect of resistance change in the process of dislocation movement, and the former is the main reason. The dislocation configuration of the pre-deformed specimen changes during the heat treatment process, and the formation of subgrains reduces the dislocation density and the degree of dislocation pile-up. On the other hand, the dislocation climbs at high temperature, which leads to stress relaxation, the additional stress between grains decre-

收稿日期: 2024-01-29

基金项目: 七二五所科技创新项目 (LW230803)。

作者简介: 尹艳超, 男, 1989 年出生, 河南扶沟人, 本科, 工程师, 主要从事钛合金材料及其应用研究。E-mail: [alvinyin@sina.cn](mailto:alvinyin@sina.cn)。

ases, and the residual stress in the micro-area decreases. Under the combined action of the two, the reverse bearing capacity of the pre-deformed Ti6321 alloy is restored, and the Bauschinger effect is weakened.

**Key words:** Ti6321 alloy, pre-tension, heat treatment, Bauschinger effect

## 0 引言

钛合金被称为“海洋金属”,是船舶与海洋工程结构轻量化设计的主要候选材料之一,可提高装备服役寿命、降低全寿命周期成本<sup>[1-3]</sup>。其中,Ti6321合金因其高强、高韧、耐蚀、可焊的综合性能在深潜器耐压壳体、船舶焊接结构件上得到广泛应用。

钛合金结构在制造过程中因冷成形、焊接、表面处理等操作可能使材料内部产生残余应力,进而对材料性能和结构安全产生不利影响。其中冷成形工艺过程使材料在微观结构上产生非均质变形而产生残余应力,从而引发包申格效应,导致材料抗反向载荷能力明显下降<sup>[4-5]</sup>。预变形不仅降低金属材料反向承载能力,同时可能损害其断裂韧性等使役性能,影响结构的安全性<sup>[6-7]</sup>。预应变对结构的完整性也会造成一定影响,如随着预应变的增加,含裂纹钛制结构失效评定图中断裂韧性的储备系数降低<sup>[7]</sup>。鉴于预变形或残余应力对材料和结构的不利影响,部分学者致力于残余应力、包申格效应消除方法研究。通过冷/低温成形+热定型处理或者直接采用热成形的方式可避免钛合金在成形过程中产生包申格效应<sup>[8]</sup>,也可采用去应力退火处理来降低冷成形后材料中的残余应力<sup>[9-11]</sup>,使材料的强度承载能力得到恢复,但去应力退火工艺可能对材料组织产生影响,进而造成其它性能降低<sup>[12]</sup>。目前,关于预应变对船用钛合金变形行为的影响研究较少,且多关注宏观力学性能<sup>[13-15]</sup>,对船用钛合金包申格效应的产生机理和效应消除方法研究鲜有报道。随着世界各国海洋工程装备在高性能、低成本、大吨位、长寿命、高度环境适应性等方向的不断发展<sup>[16]</sup>,船用钛合金的应用考核评价研究也越来越紧迫。船用钛合金在其加工、成形等工艺过程以及后续的服役期内难免会因局部过载发生塑性变形,进而影响结构的强度储备和安全可靠。因此,有必要开展预应变和热处理对 Ti6321 合金性能的影响研究。

笔者对 Ti6321 合金进行不同预应变拉伸后再反向加载试验,研究了预应变对该合金反向加载屈服强度的影响规律;同时对预变形材料进行后续热处理,研究了温度对其性能回复的影响规律。此外,对 Ti6321 合金包申格效应产生和消除的机理机制

进行了初步探索,为该合金在工程结构上的安全应用及结构强度裕度设计提供理论参考依据。

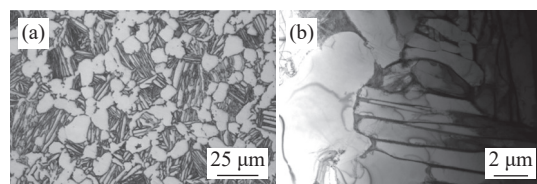
## 1 材料与试验

试验材料为 25 mm 厚退火态 Ti6321 合金板材,记为 AR 态,化学成分见表 1。金相组织由等轴  $\alpha$  相和  $\beta$  转变组织构成,见图 1(a);透射电子显微镜(TEM)下显微形貌见图 1(b);合金的相变点为 $(992 \pm 5)^\circ\text{C}$ 。在 MTS370-250 KN 电液伺服材料试验机上,采用单轴试验法对试样进行不同应变量预拉伸(记为 PT 态),预塑性应变范围为 0~9%,然后再对试样进行反向压缩,以获得其压缩屈服强度。试验采用位移控制模式,加载速率为 1 mm/min,试样尺寸见图 2。为研究热处理对预变形后材料性能的影响,对预拉伸塑性应变为 1.2% 和 5.0% 的试样进行 300  $^\circ\text{C}$ (记为 PT300)、500  $^\circ\text{C}$ (记为 PT500)、550  $^\circ\text{C}$ (记为 PT550)热处理,保温 1 h 后空冷至室温,然后进行压缩试验。为探究 Ti6321 合金预应变后反向加载性能衰减和回复机理,采用 TEM、电子背散射衍射(EBSD)对原始态、预变形、预变形+热处理试样进行了观察分析。

表 1 Ti6321 合金板材化学成分

Table 1 Chemical composition of Ti6321 alloy plate %

| Ti   | Al   | Nb   | Zr   | Mo   | N      | H       | C     | O     | Fe    | Si    |
|------|------|------|------|------|--------|---------|-------|-------|-------|-------|
| Bal. | 6.22 | 2.50 | 2.03 | 1.02 | <0.005 | 0.001 6 | <0.01 | 0.081 | 0.029 | 0.024 |



(a) OM; (b) TEM

图 1 试验用 Ti6321 合金原始组织照片

Fig. 1 Microstructure of the as-received Ti6321 alloy

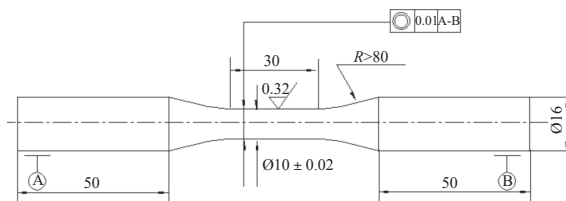


图 2 试样形式及尺寸(单位:mm)

Fig. 2 Diagram of a specimen

2 试验结果与分析

2.1 预应变态 Ti6321 力学性能

预拉伸前后 Ti6321 合金压缩性能见表 2、图 3。由结果可知,随着预拉伸塑性应变量的增大,压缩屈服强度逐渐降低,在约 2.0% 之后趋于稳定。Ti6321 合金经过预塑性应变再反向加载,其反向屈服强度明显降低,表现出明显的包申格效应。不同预塑性应变下反向加载压缩屈服强度与原始板材压缩屈服强度比值  $R$  表明,经 8.29% 预拉伸应变后 Ti6321 合金压缩屈服强度下降较多,仅为原始板材的 63.7%。

表 2 不同预应变后 Ti6321 合金的压缩屈服强度  
Table 2 Compressive yield strength of the Ti6321 alloy with different pre-tensile plastic strain

| 试样 | 预拉伸塑性应变/% | 压缩屈服强度/MPa |
|----|-----------|------------|
| 1  | 0         | 794        |
| 2  | 0.28      | 769        |
| 3  | 0.55      | 655        |
| 4  | 1.20      | 617        |
| 5  | 1.59      | 579        |
| 6  | 2.00      | 566        |
| 7  | 5.00      | 537        |
| 8  | 8.29      | 506        |

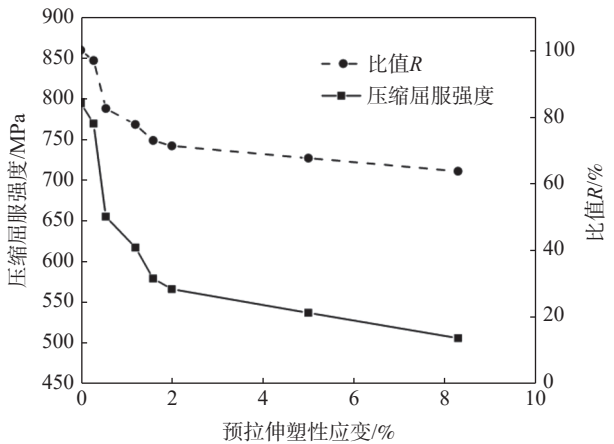


图 3 预拉伸前后 Ti6321 合金压缩性能  
Fig. 3 Compressive properties of Ti6321 alloy before and after pre-tensile

2.2 预变形 Ti6321 经热处理后力学性能

预变形 Ti6321 合金经热处理后的压缩试验结果如表 3、图 4 所示。由结果可知,预变形+热处理态 Ti6321 合金的压缩屈服强度明显高于预变形态,且随着热处理温度的升高而逐渐提高。为了表征压缩屈服强度的回复程度,以原始态试样压缩屈服强度作为衡量基准,采用预变形态、预变形+热处理态试样的压缩屈服强度与原始态试样压缩屈服强度的比值  $R$  进行对比。

表 3 预拉伸+热处理后 Ti6321 合金测试结果  
Table 3 Compressive properties of pre-tensile plastic strain Ti6321 alloy after heat treatment

| 预拉伸塑性应变/% | 热处理温度/℃ | 压缩屈服强度/MPa | 比值R/% |
|-----------|---------|------------|-------|
| 0         |         | 794        | 100   |
| 1.2       |         | 617        | 77.7  |
| 1.2       | 300     | 632        | 79.6  |
| 1.2       | 500     | 727        | 91.6  |
| 1.2       | 550     | 737        | 92.8  |
| 5.0       |         | 537        | 67.6  |
| 5.0       | 300     | 556        | 70.0  |
| 5.0       | 500     | 685        | 86.3  |
| 5.0       | 550     | 714        | 89.9  |

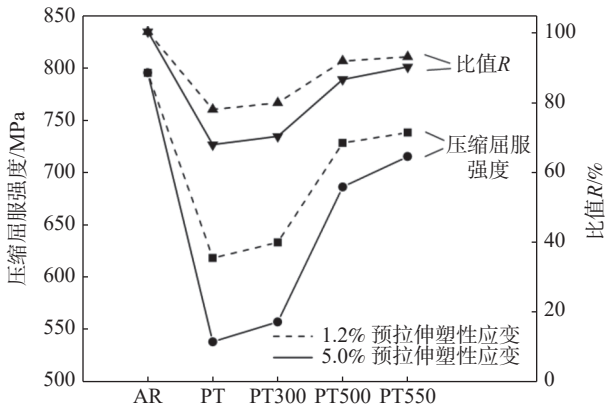


图 4 不同状态 Ti6321 合金压缩屈服强度  
Fig. 4 Compressive properties of Ti6321 alloy in different conditions

1.2% 预变形态 Ti6321 合金经过 300、500 ℃ 热处理后分别回复至原始态 Ti6321 合金的 79.6%、91.6%; 热处理温度升至 550 ℃ 时, 回复程度增量不大,  $R$  为 92.8%。5.0% 预变形态 Ti6321 合金经过 300、500、550 ℃ 热处理后, 压缩屈服强度同样得到回复, 且随着温度的升高而增大, 分别回复至原始态 Ti6321 合金的 70.0%、86.3%、89.9%; 在 500 ℃ 热处理后, 5.0% 预变形态 Ti6321 合金压缩屈服强度回复比较明显; 300、550 ℃ 热处理后回复程度增量相对较小。与预变形态相比, 经过 550 ℃ 热处理, 1.2%、5.0% 预变形态 Ti6321 合金的比值  $R$  分别提高了 15.1%、22.3%。以上结果说明对预变形态 Ti6321 合金进行热处理可提高其反向承载能力, 降低包申格效应程度。

1.2% 预变形态 Ti6321 因预拉伸应变小, 包申格效应弱, 其反向压缩屈服强度高于 5.0% 预变形态。经 300、500 ℃ 热处理后, 二者压缩屈服强度仍有差距; 但当温度升至 550 ℃ 时, 二者压缩屈服强度接近, 差异减小至 23 MPa。说明 Ti6321 合金预应变越小, 经热处理后其反向承载能力越容易得到回复。如使预变形态 Ti6321 合金的压缩屈服强度回复程度进一步提高, 可能需要更高的热处理温度, 但去应力退火温度一般较低, 且较高温度可能使工

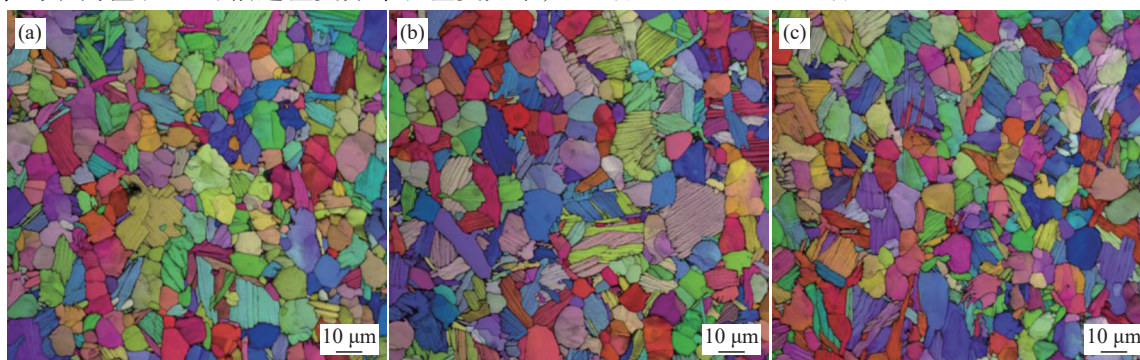


件变形。

### 2.3 显微组织

对 Ti6321 合金样品进行 EBSD 测试分析, 获得不同状态样品的质量图(IQ)和反极图(IPF)的叠加图, 见图 5。预变形态 Ti6321 合金与原始态组织基本一致, 说明经过预变形后晶粒未发生明显变形。为了表征预变形态 Ti6321 样品中微区应变分布, 在试样均匀变形段取样并采用 EBSD 进行分析, 通过内核平均取向差(KAM)描述应变分布和应变大小,

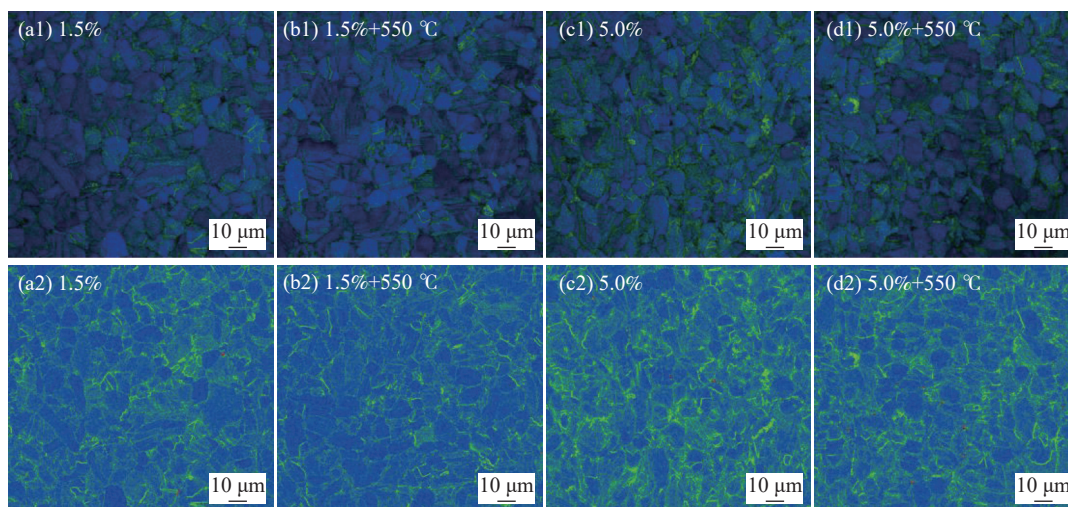
结果如图 6 所示。晶粒的 KAM 是局部错配角分析中最常用的方法, 一般用来说明晶体材料局部应变分布, 特别适用于说明经过变形后晶体材料晶界和相界处的应变分布情况。根据 KAM 图可知, Ti6321 合金整体为非均匀塑性变形, 每个晶粒在加载过程塑性应变不同, 样品中微区应变随宏观样品预拉伸应变增大而增大。较大的微区应变有助于加剧 Ti6321 合金的包申格效应。另外, 1.5%、5.0% 预变形 Ti6321 合金经过热处理后, 其晶粒的 KAM 均有所减小。



(a) 原始态; (b) 1.5% 预拉伸塑性应变; (c) 5.0% 预拉伸塑性应变

图 5 原始态、预应变态 Ti6321 合金 IQ + IPF 图

Fig. 5 Morphology of IQ + IPF of Ti6321 titanium alloy in different conditions



(a1)(b1)(c1)(d1)为 IQ+KAM 叠加图; (a2)(b2)(c2)(d2)为 KAM 图

图 6 不同状态下 Ti6321 合金 IQ、KAM 图

Fig. 6 Morphology of IQ, KAM of Ti6321 alloy specimens in different conditions

采用 TEM 对原始态、预变形态 Ti6321 合金的显微组织微观特征进行观察分析, 以研究短程效应对 Ti6321 合金宏观力学性能的影响, 透射试样照片见图 7。原始态样品未经变形, 组织形貌中位错较少, 见图 1(b)。Ti6321 合金经过预变形后, 晶体将发生晶格畸变, 晶粒内产生螺位错和刃位错, 以补偿由于塑性变形造成的尺度差异。位错在滑移过程中因界面阻碍或晶体取向差异大等原因, 在相邻等轴  $\alpha$  相界面、片层  $\alpha$  相集束与集束交叉处、集束与等

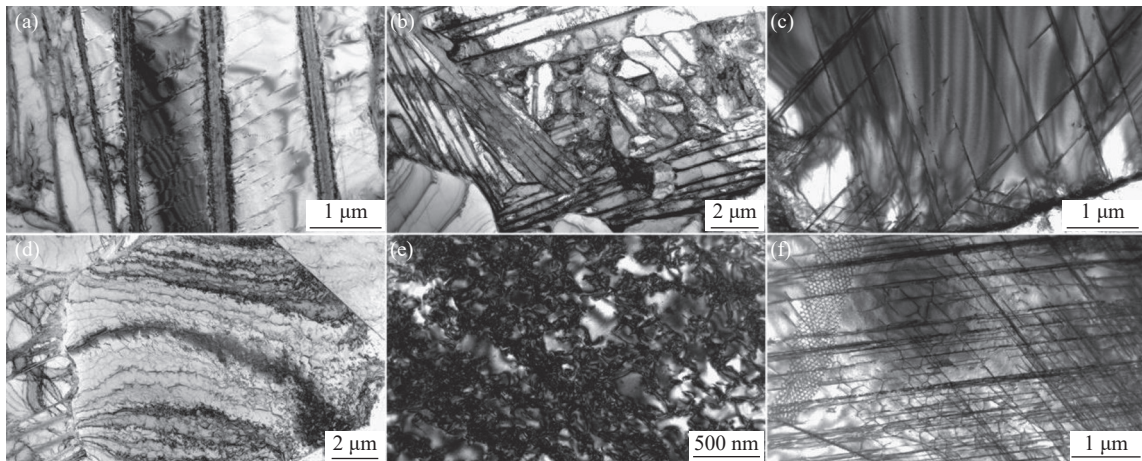
轴  $\alpha$  相连接处塞积, 进而产生背应力, 如图 7(a)~(c)所示。位错大量缠结, 既有高密度位错区, 又有低密度位错区。与 1.2% 预变形 Ti6321 样品组织相比, 5.0% 预变形后组织中的位错密度更大, 如图 7(d), 位错缠结形成了位错胞, 见图 7(e), 并伴有位错网、交滑移出现, 见图 7(f)。在反向加载过程中位错被迫反向运动, 由于反向路径上林位错等障碍数量较少且可能发生位错湮灭, 位错阻力小于正向变



形时的位错阻力, Ti6321 合金将发生软化现象, 即压缩屈服强度降低。

预变形+热处理态 Ti6321 合金的显微组织微观形貌见图 8。1.5% 预变形 Ti6321 合金经 300 °C 热处理后的样品中发现较多亚晶, 见图 8(a)。亚晶内位错密度相对较低, 无高密度位错区、大量位错缠结、位错胞等位错组态。另外, 部分区域的高密度位错区即将形成亚晶界, 见图 8(b)。500 °C 热处理后, 位错运动进一步加剧形成亚晶界, 亚晶数量增加,

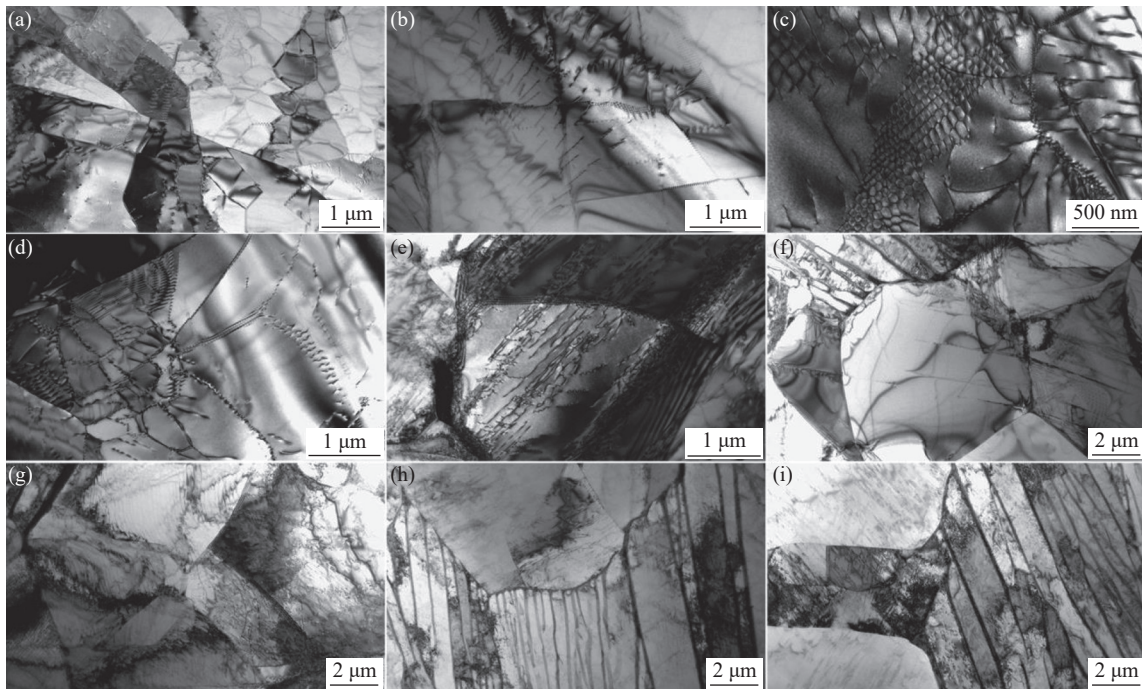
见图 8(c)~(e)。当温度进一步提高至 550 °C 时, Ti6321 的微观组态无明显变化。此时, 部分晶粒中位错密度较低, 但仍有很多区域有较多位错存在, 见图 8(f)。与 1.5% 预变形 Ti6321 合金相比, 5.0% 预变形 Ti6321 合金经热处理后, 亚晶数量明显降低, 但高密度位错区域较多。500 °C 热处理后, 亚晶还未完全形成, 但已出现部分亚晶界, 亚晶界边缘有大量位错, 见图 8(g)。温度升至 550 °C 后, 可观察到完整亚晶, 亚晶内有位错, 见图 8(h)(i)。



(a)~(c) 1.5% 预拉伸塑性应变; (d)~(f) 5.0% 预拉伸塑性应变

图 7 预变形态 Ti6321 合金的 TEM 照片

Fig. 7 TEM images of pre-deformed Ti6321 specimens



(a)~(b) 1.5% 预拉伸塑性应变 + 300 °C 热处理; (c)~(e) 1.5% 预拉伸塑性应变 + 500 °C 热处理; (f) 1.5% 预拉伸塑性应变 + 550 °C 热处理; (g) 5.0% 预拉伸塑性应变 + 500 °C 热处理; (h)~(i) 5.0% 预拉伸塑性应变 + 550 °C 热处理

图 8 预变形 Ti6321 合金经热处理后的 TEM 照片

Fig. 8 TEM images of pre-deformed Ti6321 after heat treatment

## 2.4 讨论

关于多晶体金属材料包申格效应起源的理论研究已有较多报道,如反向加载过程中位错容易移动导致屈服应力降低;晶粒尺寸上的不相容变形;正向与反向加载过程中位错胞结构变化等<sup>[17]</sup>。包申格效应产生的机制一般有两种,其一是短程效应,这与金属材料中位错运动所受的阻力变化有关<sup>[18]</sup>。另外一种长程效应,即与材料在单向拉伸或循环加载过程中出现的内应力或背应力有关,内应力的出现被认为是效应产生的主要机制<sup>[19-20]</sup>。不同类别合金的晶体结构等差异可能导致其包申格效应产生机制不同<sup>[5,11-12]</sup>。一般学者认为钢的产生机制是位错滑移,但也有特殊情况,如Hadfield高锰钢包申格效应产生机制是孪生和局部滑移共同作用<sup>[21]</sup>。密排六方结构金属材料,如钛合金、镁合金、锆合金,与立方晶体结构相比,其晶体对称性更差,包申格效应的产生机制与钢、铝不同<sup>[20]</sup>。

对于钛合金, $\alpha$ -Ti为密排六方结构,晶体结构的高度非对称性造成了其力学明显各向异性。对单个晶粒而言,施加不同方向的拉伸或者压缩载荷,其滑移开动的滑移系不同,因不同滑移系对应不同的临界应力,单个晶粒表现为力学各向异性<sup>[22-23]</sup>。对于多晶体材料,织构的出现将强烈影响其整体变形行为和宏观力学性能<sup>[24]</sup>。笔者选用的Ti6321合金为近 $\alpha$ 型钛合金,室温下主要由 $\alpha$ -Ti和少量 $\beta$ -Ti组成。通过EBSD对多晶体Ti6321合金不同晶粒取向进行标定,如图5(a)所示。由结果可知,等轴 $\alpha$ 相具有不同晶体取向; $\beta$ 转变组织由不同取向 $\alpha$ 团束构成; $\alpha$ 团束由相同取向的片层 $\alpha$ 相和 $\beta$ 相相间排列组成。片层 $\alpha$ 相中特定滑移系与 $\beta$ 相滑移系取向差

较小,可直接穿过 $\beta$ 相在平行的片层 $\alpha$ 相中滑移<sup>[25]</sup>,因此可把 $\alpha$ 团束可看作具有特殊微结构的准等轴 $\alpha$ 晶粒。Ti6321合金中 $\alpha$ 晶粒取向不同,某些晶粒在宏观载荷下处于硬取向,而另一些晶粒处于软取向。软、硬取向晶粒的主要不同之处在于其滑移系与宏观载荷的角度不同,硬取向的滑移系不易开动、临界应力大;软取向的滑移系易开动、临界应力小<sup>[26]</sup>。

多晶体Ti6321合金材料因其晶体取向差异,在外部载荷作用下各晶粒受力状态出现非一致性,如图9所示,软取向晶粒A产生塑性变形,而相邻硬取向晶粒处于弹性或只有微量塑性变形。当外部载荷去除后,硬取向晶粒B、C受到软取向晶粒A拉伸塑性变形的限制无法完全恢复弹性变形,对晶粒A产生了附加残余拉应力。因反向加载载荷方向与晶粒A受到的残余应力相同,晶粒A发生压缩变形的外部载荷大小降低,故Ti6321合金表现为整体压缩屈服强度降低。等轴 $\alpha$ 相、 $\beta$ 转变组织内部 $\alpha$ 相团束的取向差异与 $\alpha$ -Ti密排六方结构晶体的各向异性造成变形不相容,进而导致材料微区产生残余应力,材料反向承载能力降低,表现出包申格效应,且是主要机制<sup>[17,27]</sup>。此外,预应变过程中Ti6321合金产生大量位错,位错运动在晶界、相界等处受到阻碍并发生位错塞积,进而产生背应力。反向加载过程中位错被迫反向运动,由于反向路径上林位错等少且可能发生位错湮灭,位错阻力小于正向变形时的位错阻力,也可引起反向加载屈服强度降低。综上所述,Ti6321合金包申格效应产生的机制为微区非均匀塑性变形过程中残余应力的长程效应与位错运动过程中阻力变化的短程效应共同作用的结果,且前者为主要原因。

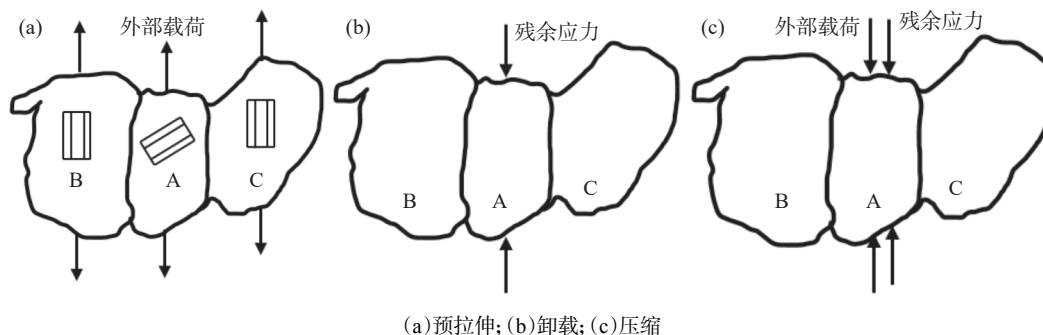


图9 预拉伸-卸载-压缩过程中晶粒受力示意  
Fig. 9 Schematic of micro-stress on grains

经过热处理后Ti6321合金中的位错组态发生变化,大量位错运动并形成亚晶,位错密度降低,位错塞积也得到一定程度缓解,背应力减小,有助于缓

解包申格效应。在热处理保温过程中,受到相邻晶粒约束的 $\alpha$ 相中的位错发生滑移和攀移,引起应力松弛或应力弛豫现象<sup>[28]</sup>,使晶粒间的约束载荷降低



即,残余应力降低。由于 $\alpha$ 相为密排六方结构,滑移系数数量有限,高温下位错攀移更为活跃。位错攀移过程由扩散控制<sup>[29]</sup>,原子的扩散需要提供较大的热激活能,位错攀移比位错滑移需要提供更大的能量,高温下位错攀移较易实现,温度越高,应力弛豫速度增大,应力松弛度越大,约束载荷越低,越有利于包申格效应的消除,使反向承载能力得到恢复。但较高的热处理温度可能诱发工件发生变形,故热处理温度应选择适当的温度。

### 3 结论

1) Ti6321 合金经预拉伸变形后,其压缩屈服强度明显低于原始态,降低幅度随着预拉伸塑性应变

的增大先增大,后在约 2.0% 预塑性应变时趋于稳定。晶粒受力状态非一致性引起的微区非均匀塑性变形而产生的残余应力和位错运动过程中阻力变化是 Ti6321 合金产生包申格效应的主要机制,且前者占主要作用。

2) 预变形态 Ti6321 合金经 300 ~ 550 °C 热处理后,其反向承载能力得到一定恢复,恢复程度随着温度的升高而增大。保温过程中位错运动并形成亚晶,使位错密度降低、位错塞积缓解;位错攀移引发应力松弛使晶粒间的附加应力,即微区残余应力降低,二者共同作用使预变形 Ti6321 合金的包申格效应得到缓解。

### 参考文献

- [1] GORYNIN I V. Titanium alloy for marine application[J]. Materials Science and Engineering A, 1999, 263(2): 112-116.
- [2] SCHUTZ R W, SCATURRO M R. An overview of current and candidate titanium alloy application on U. S. navy surface ships[J]. Naval Engineers Journal, 1991(5): 175-191.
- [3] ORYSHCHENKO A S, GORYNIN I V, LEONOV V P, *et al.* Marine titanium alloys: present and future[J]. Inorganic materials: applied research, 2015, 6(6): 571-579.
- [4] YU X Y, JI H T, ZHANG H, *et al.* Experimental and numerical investigation on the baushinger effect during cold forming of TC4ELI alloy[J]. International Journal of Material Forming, 2022, 15(2): 1-10.
- [5] YIN Y C, ZHANG S F, XU Y L, *et al.* Influence of pre-strain on deformation behavior of TC4ELI titanium alloy[J]. Development and Application of Materials, 2023, 38(1): 66-72.  
(尹艳超, 张师锋, 许亚利, 等. 预应变对 TC4ELI 钛合金变形行为的影响[J]. 材料开发与应用, 2023, 38(1): 66-72.)
- [6] HEMEN R. The baushinger effect in 6-6-2 titanium alloy and its influence on advanced artillery projectiles[R]. Watertown: U. S. Army Materials Technology Laboratory, 1989.
- [7] DAI Q, WANG F, ZHANG J, *et al.* Effect of pre-strain on failure assessment of titanium pressure vessel with crack[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2020, 49(10): 3301-3308.
- [8] MAYKUTH D J. Residual stresses, stress relief, and annealing of titanium and titanium alloys[R]. Ohio: U. S. Air Force Materials Laboratory, 1968.
- [9] RAE W, RAHIMI S. Effect of stress relaxation on the evolution of residual stress during heat treatment of Ti-6Al-4V[C]. The 14th World Conference on Titanium. 2019.
- [10] CAVALLARO J L. Ti-6Al-2Cu-1Ta-0.8Mo titanium alloy as a structural material for marine applications[R]. Annapolis: U. S. Navy Marine Engineer Laboratory, 1967.
- [11] CHEN H B, LIU T M, LU L W, *et al.* Influence of pre-strain and heat treatment on subsequent deformation behavior of extruded AZ31 Mg alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2015(11): 3604-3610.
- [12] WANG R F, DENG W P, NIU J C, *et al.* Effect of plastic deformation and stress relief heat treatment on microstructure and properties of 10CrNi5MoV steel plate[J]. Development and Application of Materials, 2019, 34(5): 16-21, 26.  
(王任甫, 邓晚平, 牛继承, 等. 塑性变形及消应力热处理对 10CrNi5MoV 钢性能与组织的影响[J]. 材料开发与应用, 2019, 34(5): 16-21, 26.)
- [13] PEIRS J, VERLEYSSEN P, DEGRIECK J. Study of the dynamic baushinger effect in Ti6Al4V by torsion experiments[J]. The European Physical Journal Conferences, 2012, 26: 01023.
- [14] PEIRS J, VERLEYSSEN P, VERBEKEN K, *et al.* High strain rate torsion and baushinger tests on Ti6Al4V[J]. Materials Science Forum, 2012, 706-709: 774-779.
- [15] YU X Y, ZHANG B W. Investigation on baushinger effect of TC4ELI titanium alloy based on experiment[J]. Die and Mould Industry, 2021, 47(9): 6-8.  
(于翔宇, 张博文. TC4 ELI 钛合金包申格效应试验研究[J]. 模具工业, 2021, 47(9): 6-8.)
- [16] FANG Z G, LIU B, LI G M, *et al.* Requirement and development analysis of warship equipment materials system[J]. Materials China, 2014(7): 385-393.  
(方志刚, 刘斌, 李国明, 等. 舰船装备材料体系发展与需求分析[J]. 中国材料进展, 2014(7): 385-393.)
- [17] MAMUN A A, MOAT R J, KELLEHER J, *et al.* Origin of the baushinger effect in a polycrystalline material[J]. Materials

- Science and Engineering A, 2017, 707: 576-584.
- [18] STOLTZ R E, PELLOUX R M. The Bauschinger effect in precipitation strengthened aluminum alloys[J]. Metallurgical Transactions A, 1976, 7(8): 1295-1306.
- [19] WANG Y F, LI C, LING X Y, *et al.* An overview on the bauschinger effect in metallic materials[J]. China Nuclear Science and Technology Report, 2002(0): 410-423.  
(王延峰, 李聪, 凌绪玉等. 金属材料的包申格效应综述[J]. 中国核科技报告, 2002(0): 410-423.)
- [20] MACEWEN S R, ELLS C E, WOO O T. The bauschinger effect in Zircaloy-2[J]. Journal of Nuclear Materials, 1981, 101: 336-349.
- [21] IBRAHIM K, HUSEYIN S, CHUMLYAKOV Y I, *et al.* The effect of twinning and slip on the bauschinger effect of hadfield steel single crystals[J]. Metallurgical Transactions, 2001, 32A: 695-706.
- [22] GERD L, JAMES C, WILLIAMS. Titanium[M]. Berlin: Springer-Verlag. 2007.
- [23] WILLIAMS J C, BAGGERLY R G, PATOU N E. Deformation behavior of HCP Ti-Al alloy single crystals[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2002, 33: 837-850.
- [24] YU W X, LÜ Y F, LI S K, *et al.* Mechanism of the anisotropy of yield ratio in TA5 titanium alloy plates[J]. Materials Science and Engineering A, 2015, 639: 314-319.
- [25] AMBARD A, GUÉTAZ L, LOUCHET F, *et al.* Role of interphases in the deformation mechanisms of an  $\alpha/\beta$  titanium alloy at 20 K[J]. Materials Science and Engineering A, 2001, 319: 404-408.
- [26] AKHTAR A. Basal slip and twinning in  $\alpha$ -titanium single crystals[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 1975, 6: 1105-1113.
- [27] ZULFIKAR H A K, WANG Z R. Bauschinger effect in a modified Zr-2.5wt% Nb pressure tube material[J]. Materials Science and Engineering A: 1993, 171(1-2): 55-63
- [28] WANG Z Q, ALEXANDRU D S, MA D, *et al.* Stress relaxation behavior and mechanisms in Ti-6Al-4V determined via in situ neutron diffraction: application to additive manufacturing[J]. Materials Science and Engineering A, 2017, 7: 585-592.
- [29] HUANG Z, YUAN W H, ZHU J J. Low temperature stress relaxation and morphology evolution of Ti-6.5Al-2Zr-1Mo-1V titanium alloys[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2002, 31(1): 83-91.

编辑 邓淑惠

(上接第 44 页)

- [3] ZHANG Y, SUN D Q, GU X Y, *et al.* Microstructure and mechanical property improvement of dissimilar metal joints for TC4 Ti alloy to 301L stainless steel[J]. Journal of Materials Science, 2018(53): 2942-2955.
- [4] ELREFAEY A, TILLMANN W. Solid state diffusion bonding of titanium to steel using a copper base alloy as interlayer[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2009, 209(5): 2746-2752.
- [5] WANG T, ZHANG B G, CHEN G Q, *et al.* High strength electron beam welded titanium-stainless steel joint with V/Cu based composite filler metals[J]. Vacuum, 2013(94): 41-47.
- [6] GAO Q, JIANG X S, SUN H L, *et al.* Interfacial reaction and microstructure investigation of 4J36/Ni/Cu/V/TC4 diffusion-bonded joints[J]. Materials Letters, 2021 (305): 130809.
- [7] HE P, ZHANG B G, FENG J C, *et al.* Diffusion bonding of TiAl to 40Cr steel with interlayers Ti/V/Cu and V/Cu[J]. Aerospace Materials & Technology, 2000(4): 53-57.  
(何鹏, 张秉刚, 冯吉才, 等. 以 Ti/V/Cu、V/Cu 为中间层的 TiAl 合金与 40Cr 钢的扩散连接[J]. 宇航材料工艺, 2000(4): 53-57.)
- [8] LIU Y, JIANG X S, SUN H L, *et al.* Interfacial reaction and microstructure investigation of TC4/V/Cu/Co/316L diffusion-bonded joints[J]. Materials Letters, 2020 (261): 127140.
- [9] HE P, ZHANG J H, ZHOU R L, *et al.* Diffusion bonding technology of a titanium alloy to a stainless steel web with an Ni interlayer[J]. Materials Characterization, 1999, 43(5): 287-292.
- [10] SONG T F, JIANG X S, SHAO Z Y, *et al.* Microstructure and mechanical properties of vacuum diffusion bonded joints between Ti-6Al-4V titanium alloy and AISI316L stainless steel using Cu/Nb multi-interlayer[J]. Vacuum, 2017(145): 68-76.
- [11] CHEN K X, LI Z X, WANG Z D, *et al.* Morphological evolution of Fe-rich precipitates in a Cu-2.0Fe alloy during isothermal treatment[J]. Acta Metall Sin, 2023, 59(12): 1665-1674.  
(陈凯旋, 李宗烜, 王自东, 等. Cu-2.0Fe 合金等温处理过程中富 Fe 析出相的形态演变[J]. 金属学报, 2023, 59(12): 1665-1674.)
- [12] SUN H, HAN Y, LI Y. Microstructure and strength of diffusion bonding W alloy/304 stainless steel joint using a Cu interlayer[J]. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 2023(113): 106188.
- [13] DENG Y Q, SHENG G M, XU C, *et al.* Evaluation of the microstructure and mechanical properties of diffusion bonded joints of titanium to stainless steel with a pure silver interlayer[J]. Materials & Design, 2013(46): 84-87.
- [14] KUNDU S, MISHRA B, OLSON D L, *et al.* Interfacial reactions and strength properties of diffusion bonded joints of Ti64 alloy and 17-4PH stainless steel using nickel alloy interlayer[J]. Materials & Design, 2013 (51): 714-722.

编辑 张维娜