DOI：10.16410/j.issn1000-8365.2026.5206

近β钛合金在β单相区热变形过程中的组织演变行为

涂俊哲[1]，贾润晨[1]，田　淼[2]，赵彦妮[3]，王彦伟[2]，曾卫东[1]

(1. 西北工业大学 凝固技术全国重点实验室，陕西 西安 710072；2. 陕西宏远航空锻造有限责任公司，陕西 咸阳 713801；3. 陕西天成航空材料股份有限公司，陕西 咸阳 712023)

摘　要：控制β单相区变形后的组织形态对近β钛合金服役性能至关重要。研究了TC18钛合金β单相区热变形后的组织演变规律，发现随着应变速率的降低，小角度晶界(low-angle grain boundaries, LAGBs)分数会显著降低，锯齿状β晶界呈现平直化趋势，同时亚晶从晶界区域向晶内扩展且尺寸明显粗化。晶粒取向显示，随着应变速率降低和变形量的增加，{001}织构体积分数显著增加，而{111}织构呈现相反演化规律。这是由于{112}<111>滑移系的择优激活与应变诱导晶界迁移(strain-induced grain boundary migration, SIBM)协同作用导致。此外，应变速率的降低使得动态再结晶(dynamic recrystallization, DRX)分数随之提高，且DRX机制从不连续动态再结晶(discontinuous dynamic recrystallization, DDRX)向连续动态再结晶(continuous dynamic recrystallization, CDRX)过渡，这也导致{001}再结晶织构组分有所增强。

关键词：近β钛合金；热变形；组织演变；织构演变；动态再结晶

中图分类号：TG146.2　　**文献标识码**：A　　**文章编号**：1000-8365(2026)05-0547-10

Microstructure Evolution Behavior of Near-β Titanium Alloy During Hot Deformation in the β Single-phase Region

TU Junzhe[1], JIA Runchen[1], TIAN Miao[2], ZHAO Yanni[3], WANG Yanwei[2], ZENG Weidong[1]

(1. State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China; 2. Shaanxi Hongyuan Aviation Forging Co., Ltd., Xianyang 713801, China; 3. Shaanxi Tiancheng Aerospace Co., Ltd., Xianyang 712023, China)

Abstract: Controlling the microstructure morphology after deformation in the β single-phase region is crucial for the service performance of near-β titanium alloys. The microstructural evolution of the TC18 titanium alloy after hot deformation in the β single-phase region was investigated. The results show that as the strain rate decreases, the fraction of low-angle grain boundaries (LAGBs) significantly decreases, the serrated β grain boundaries tend to straighten, and subgrains expand from grain boundary regions into grain interiors with noticeable coarsening. The grain orientation analysis reveals that with decreasing strain rate and increasing deformation, the volume fraction of the {001} texture significantly increases, whereas the {111} texture exhibits the opposite trend. This is attributed to the synergistic effect of preferential activation of the {112}<111> slip system and strain-induced grain boundary migration (SIBM). Additionally, lower strain rates lead to an increase in the dynamic recrystallization (DRX) fraction, with the DRX mechanism transitioning from discontinuous dynamic recrystallization (DDRX) to continuous dynamic recrystallization (CDRX), which also enhances the {001} recrystallization texture component.

Key words: near-β titanium alloy; hot deformation; microstructure evolution; texture evolution; dynamic recrystallization

收稿日期：2025-09-15

基金项目：中航重机股份有限公司技术创新基金(ZJQT-2024-05)；西北工业大学凝固技术全国重点实验室基金(2025-BJ-03)

作者简介：涂俊哲，2001年生，硕士生．研究方向为钛合金热变形机理研究．Email: 18777618371@163.com

通信作者：曾卫东，1969年生，博士，教授．研究方向为钛合金材料及其热态成形与数值模拟研究．Email: zengwd@nwpu.edu.cn

引用格式：涂俊哲，贾润晨，田淼，赵彦妮，王彦伟，曾卫东．近β钛合金在β单相区热变形过程中的组织演变行为[J]．铸造技术，2026, 47(5): 547-556.

TU J Z, JIA R C, TIAN M, ZHAO Y N, WANG Y W, ZENG W D. Microstructure evolution behavior of near-β titanium alloy during hot deformation in the β single-phase region[J]. Foundry Technology, 2026, 47(5): 547-556.

中国知网　https://www.cnki.net

近β钛合金如TC18(Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe)因其优异的强韧性及淬透性,被广泛应用于航空航天工业中民用客机起落架等大型承重零部件[1-3]。通常,TC18钛合金构件要经历复杂的锻造工艺路线,其中在β单相区变形时发生的β晶粒织构演变及动态再结晶(dynamic recrystallization, DRX)行为直接决定了最终显微组织的形态和分布,进而影响构件最终的损伤容限性能。因此,探究β单相区热变形过程中的β织构演变及DRX行为规律及机制,对于调控TC18钛合金构件的组织及优化热变形工艺有着重要的意义。

近β钛合金在热变形过程中,通常会形成明显的β变形织构。Kou等[4]发现Ti-15Mo-3Al-2.7Nb-0.2Si合金在热轧过程中,随着轧制压下量增加,最终形成了弱Goss织构。Sander等[5]在Ti-35Nb-7Zr-5Ta合金中发现,当变形量很小时,组织中以α和γ纤维织构为主,当变形量增大到一定程度后,发展为剪切织构。Zhao等[6]发现Ti-10V-2Fe-3Al合金在热轧后的样品表层和心部的织构类型存在很大差异,中心部分主要以旋转立方类型的织构组成,在后续的热处理过程中这种织构组分也很难消除,能够稳定地保留。值得注意的是,较多文献显示热变形中形成了{001}+{111}双丝织构[7-9]。其中,{001}织构的占比会随着应变速率的降低以及变形温度的升高呈上升趋势[10-12]。这种织构变化可能源于BCC晶体3种滑移系的开动机制不同导致[13-14]。除此之外,应变诱导晶界迁移(strain-induced grain boundary migration, SIBM)在该过程中起关键作用[15]。由于{001}取向具有较低的泰勒因子[16],其与{111}取向间形成的储能差异,驱动低储能{001}晶粒在热变形时向邻近高储能{111}晶粒迁移,进而使得{001}织构不断增长[15]。然而,对于TC18钛合金在β单相区热变形中的织构演化规律及机制,仍需要进行针对性的研究。

β晶粒的DRX行为也表现出强烈的热机械参数敏感性。在热变形过程中,位错密度在应变硬化驱动下不断上升,一旦位错密度达到足够高的水平,就可以触发DRX,这意味着DRX分数会随着应变的累计而升高。同时,研究表明随着应变速率增加,DRX分数会随之降低,这归因于晶粒成核和生长的时间越来越短[17]。此外,在不同的变形参数下,DRX可能会表现出不同的再结晶机制,如不连续动态再结晶(discontinuous dynamic recrystallization, DDRX)和连续动态再结晶(continuous dynamic recrystallization, CDRX)。Shi等[18]发现Ti55511合金中DRX机制从低温下的DDRX优势转变为高温下的CDRX。Wang等[19]发现TA15钛合金中随着压缩变形应变提高,主导的DRX机制从CDRX变为DDRX。Liu等[20]发现TC18合金热轧过程中,在晶界处形成DDRX,而在剪切带形成CDRX。此外,Li等[21]的研究表明,在新型近β合金热变形中DDRX主要发生在高温和低应变率区,而CDRX过程发生在高应变率区。可以看出,当前对β晶粒在热变形中的DRX机制仍存在争议,明确TC18钛合金的DRX规律及机制对热变形中的组织调控至关重要。

本研究旨在阐明β单相区热变形过程中TC18钛合金的组织演变规律及机制。基于电子背散衍射(electron backscatter diffraction, EBSD)分析了不同变形参数下的晶界特征,统计了双丝织构{001}、{111}的体积分数,并通过对不同滑移系的施密特因子(schmidt factor, SF)统计,探究了不同变形参数下的滑移系开动情况,对微观区域内亚晶的取向分析及织构的储能差异解释了SIBM机制。同时,探讨了不同变形参数下DRX的规律,通过晶粒取向分析了DDRX与CDRX机制。研究结果为TC18钛合金热变形过程中的组织调控提供数据支撑,并为实际工艺优化提供理论基础。

1 实验材料与方法

实验材料为TC18钛合金棒材,主要化学成分(质量分数,%):4.69Al、5.26Mo、5.35V、0.9Cr、0.92Fe,其余为Ti,β相变点温度为(875±5) ℃。如图1所示,原始组织以单一的β等轴晶存在,平均尺寸为147.41 μm(图1a)。图1b显示大角度晶界(high-angle grain boundaries, HAGBs, >15°)占91.08%,小角度晶界(low-angle grain boundaries, LAGBs, 2°~15°)占8.92%。

为了模拟TC18钛合金在热变形过程中微观组织的变化,在Gleeble3500热模拟机上对ϕ6 mm×9 mm的圆柱试样进行了等温单轴压缩试验。如图2所示,热变形前采用10 ℃/s的升温速率加热至900 ℃,保温5 min以消除残余应力并使组织均匀。以0.001、0.010、0.100 s^{-1}的应变速率,分别压缩20%、40%和60%变形量。变形结束后采用水冷保留高温β相组织,以探究应变速率及变形量对β组织演变的影响。

为观察变形区域的组织变化,对变形后的试样沿压缩轴进行纵切,然后在预磨机上打磨,并进行机械抛光,随后在Vibromet 2标乐振动抛光机上采用50 nm粒度的二氧化硅悬浮液进行6 h振动抛光。采用TESCAN MIRA3场发射电子显微镜进行EBSD表

中国知网 https://www.cnki.net

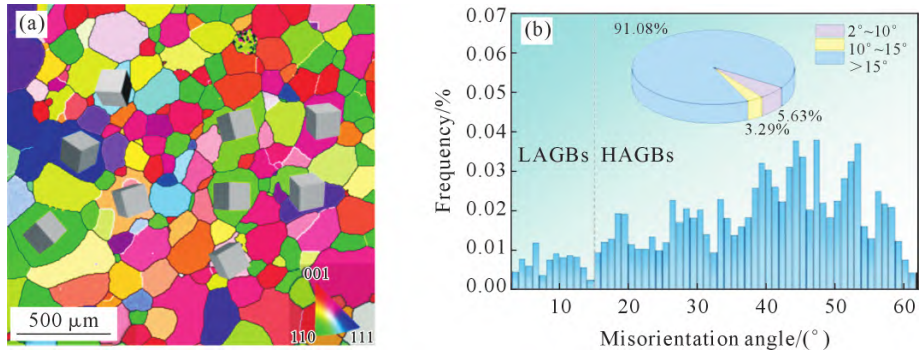

图 1　热变形实验原始组织形貌及取向差统计：(a) IPF 图；(b) 取向差分布

Fig.1　Original microstructure morphology and misorientation statistics from the thermal deformation experiments: (a) IPF map; (b) misorientation distribution map

征。观察区域为试样中心处 1 150 μm×1 150 μm 范围，如图 2 所示，扫描步长为 3.5 μm，利用 Aztec crystal 软件对 EBSD 数据进行分析。

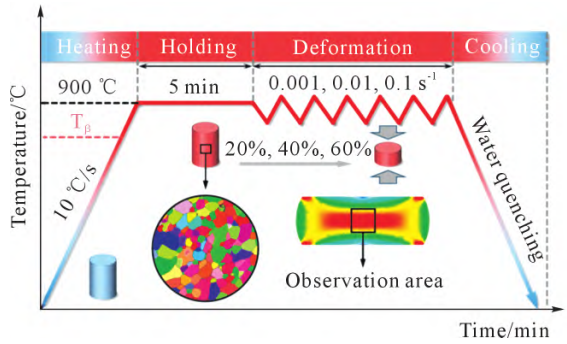

图 2　等温单轴压缩实验路线

Fig.2　Isothermal uniaxial compression test procedure

2　实验结果及讨论

2.1　热变形后组织形貌

为了探究 β 单相区热变形后组织形貌变化规律，分析了 900 ℃下不同应变速率(0.001~0.100 s^{-1})与变形量(20%~60%)条件下的变形特征。如图 3 所示，在 20%小变形量下(图 3a~c)，β 晶粒主要表现出沿压缩方向的尺寸收缩，而垂直压缩方向的伸长不明显，整体变形程度较低。随着变形量增加至 40%和 60%，晶粒在垂直压缩方向上持续伸长，长径比显著增大，呈现出典型的压缩变形特征。此外，应变速率对 LAGBs(红色线条)的形成有重要影响。统计分析表明(图 3j)，在 0.001 s^{-1} 低应变速率下，3 种变形量对应的 LAGBs 分数稳定在 40%左右。当应变速率提高至 0.01 s^{-1} 时，LAGBs 分数增加至 50%~60%；而在 0.1 s^{-1} 高应变速率条件下，LAGBs 分数则上升至 70%左右。值得注意的是，保持应变速率不变时，变形量变化对 LAGBs 分数的影响相对较小，表明控制 LAGBs 分数的主要因素是应变速率而非变形量。这是由于高应变速率下位错增殖速率大于动态回复速率，导致位错密度快速累积，从而促进 LAGBs 大量形成[18]。此外，图 3k 展示了 LAGBs 密度演化规律，发现应变速率的提高同样会促进LAGBs 密度的提高。变形量的提高虽然对 LAGBs 分数影响不大，但实际上仍会促进 LAGBs 密度的增长，意味着提高变形量也使得 HAGBs 密度发生同步增长，这是由于持续变形使得部分 LAGBs 通过晶界迁移或动态再结晶过程逐步转变为 HAGBs，从而保持了晶界类型的相对平衡状态。

除此之外，应变速率的变化还会显著影响晶界的曲折度以及亚晶界的分布。图 4 展示了 60%变形量不同应变速率下的 β 晶界特征。可以看出，高应变速率 0.1 s^{-1} 下(图 4a~c)，β 晶界呈现典型的锯齿状形貌，晶界附近区域的核内平均取向差(kernel average misorientation, KAM)明显升高，表明该区域存在较大的局部应变。同时，随着锯齿状晶界的凸起及 LAGBs 包围，形成了尺寸细小的亚晶组织。随着应变速率的降低，组织演变呈现以下特征：①晶界形貌逐渐趋于平直化；②LAGBs 从晶界区域向晶内延伸；③亚晶尺寸明显粗化。这种现象可归因于较低的应变速率提供了充足的时间，用于晶界迁移和位错重排，从而促进了动态回复(dynamic recovery, DRV)过程的进行，最终导致亚晶组织的粗化和均匀化。

2.2　β 织构演变

为解析 β 单相区热变形试样的微观组织及晶体学取向演变规律，基于 900 ℃下不同应变速率(0.001~0.100 s^{-1})与变形量(20%~60%)试样的 Y 轴反极图(inverse pole figure, IPF-Y, Y//压缩方向)及{100}极图开展系统表征(图 5a~i)。实验发现，{001}(红色梯度)和{111}(蓝色梯度)两类丝织构在热变形过程中显著形成，其空间分布特征通过像素统计定量表征(图 5k 和 l)。织构判定采用 Ma 等[16]提出的丝织构定义准则，设置 6 个理想取向为基准点(图 5j)，并

中国知网　https://www.cnki.net

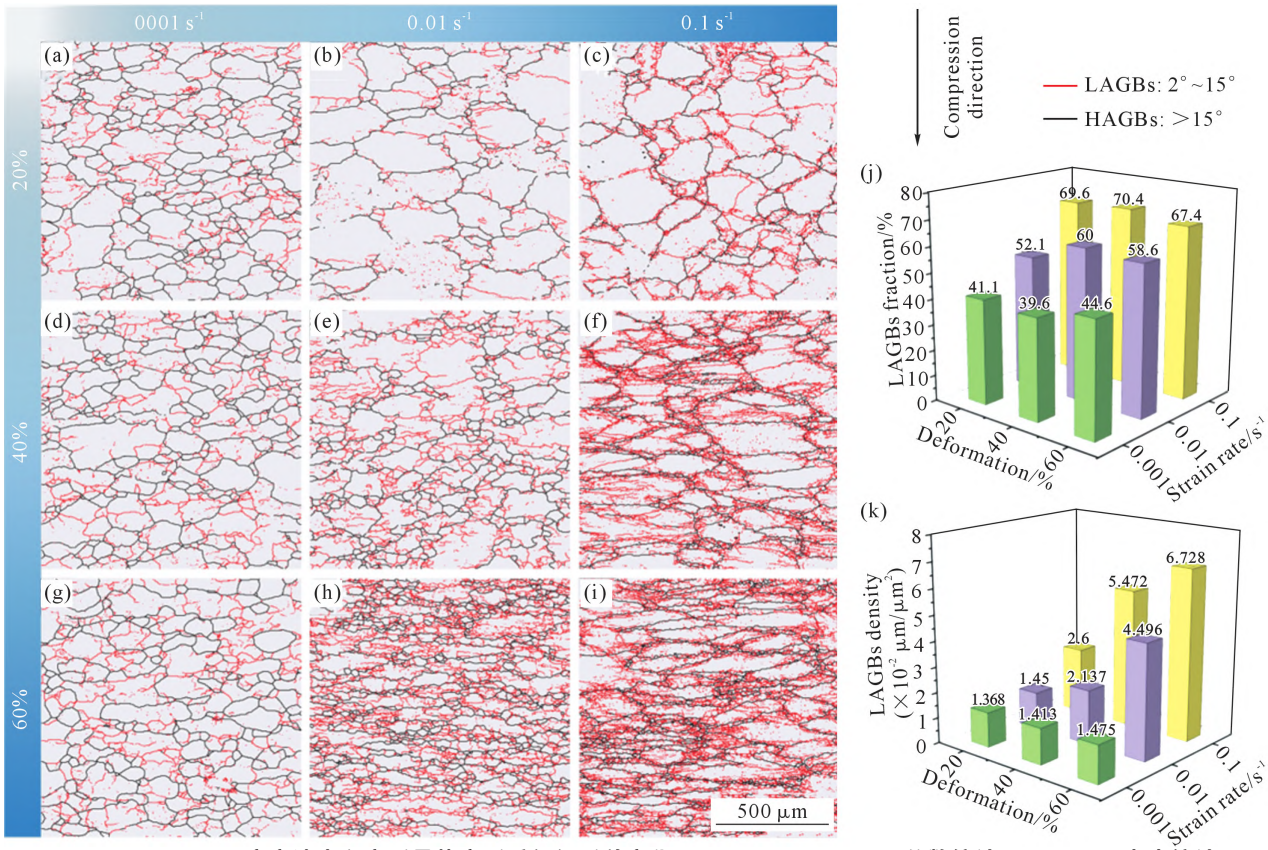

图 3 900 ℃下不同应变速率和变形量热变形后组织形貌变化：(a~i) 晶界；(j) LAGBs 分数统计；(k) LAGBs 密度统计

Fig.3 Microstructural evolution after hot deformation at 900 ℃ under different strain rates and deformation amounts: (a~i) grain boundary maps; (j) statistics of the LAGBs fraction; (k) statistics of LAGBs density

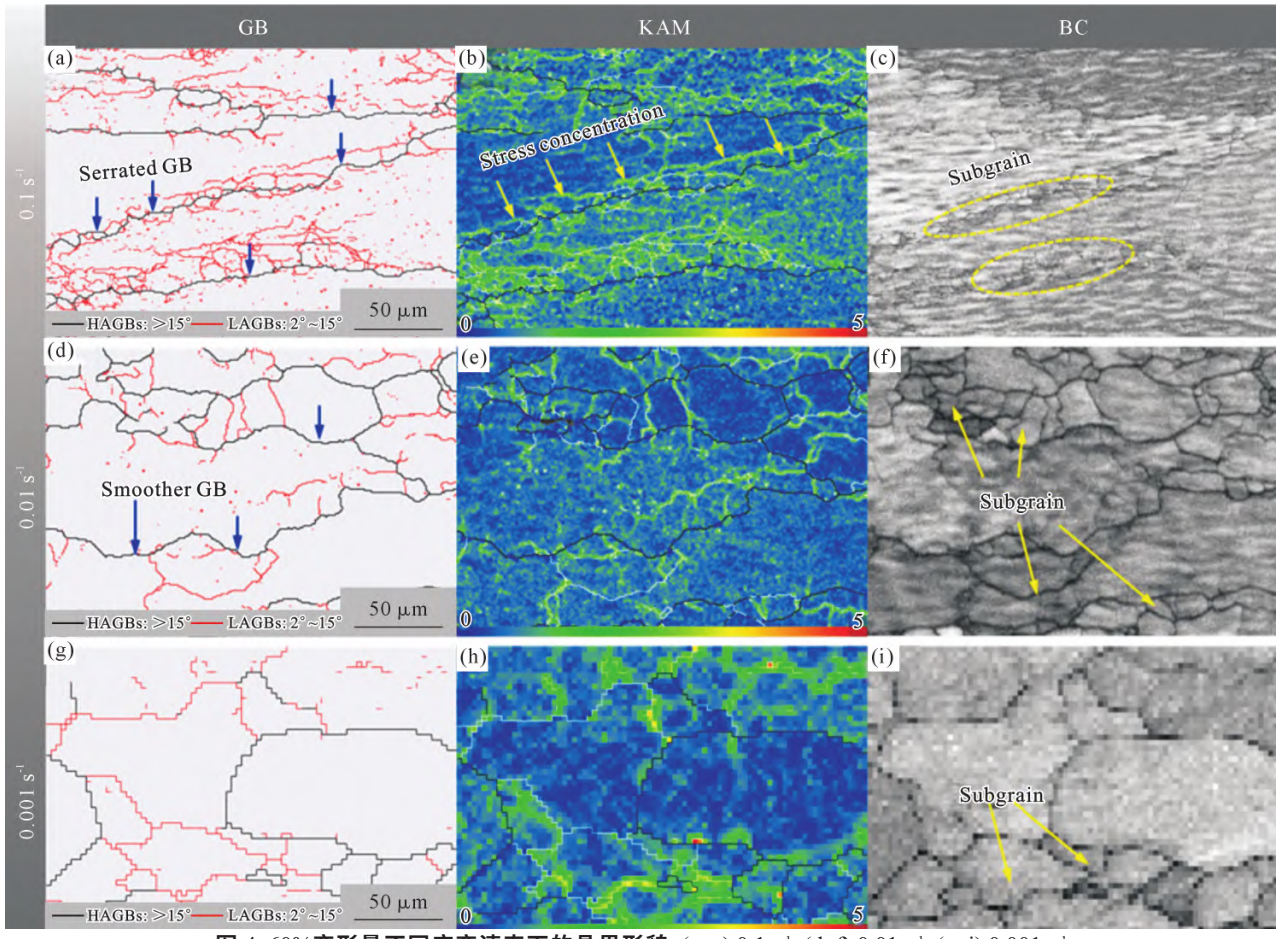

图 4 60%变形量不同应变速率下的晶界形貌：(a~c) 0.1 s^{-1}; (d~f) 0.01 s^{-1}; (g~i) 0.001 s^{-1}

Fig.4 Grain boundary morphology under different strain rates at 60% deformation: (a~c) 0.1 s^{-1}; (d~f) 0.01 s^{-1}; (g~i) 0.001 s^{-1}

中国知网 https://www.cnki.net

设置±20°取向偏差阈值[22]，以此实现织构组分的精确量化。综合图 5a~i 及 k、l 可以看出，不同应变速率和变形量下织构演变呈显著规律性。在 20%变形量下，试样初步形成织构择优取向，其中 0.1 s^{-1} 应变速率时，{111}织构组分占比达 61%，而{001}组分比例随应变速率的增加呈降低趋势，与{111}织构演化规律呈负相关。当压缩量升至 40%时，低应变速率(0.001 s^{-1})下{001}织构比例相比 20%变形量上升至52.8%，但随应变速率增加仍保持下降趋势(降至 37.5%)，此时{111}织构强度同步上升至 43.8%，两种织构比例接近一致，形成典型的双丝织构。该协同演化现象在 60%大变形量下更为显著，低应变速率(0.001 s^{-1})试样呈单一的强{001}织构特征(占比近 80%)，而应变速率提升后{111}织构强度显著增强，同样形成了{001}、{111}双丝织构。

实验结果表明，随着应变速率降低，{001}织构体积分数显著增加，而{111}织构呈现反向演化规律；当变形量增大时，{001}织构同样趋于增强，而{111}织构则表现出持续弱化趋势。该织构演变特征也存在于 β-Ti 及 BCC 合金热变形过程中[8-10,12,15]，实验数据与文献共同表明，在所有变形量条件下，低应变速率均会促进{001}织构发展并削弱{111}织构，且应变速率对织构演变的调控作用会随应变的增大而更为明显。此外，随着变形量的增加，{001}织构在总织构的占比随之提高，并使得{111}织构呈下降趋势。在较高应变速率(0.1 s^{-1})下，变形量增加导致的{001}织构强化幅度可达低应变速率条件(0.001 s^{-1})下的 1.2 倍。

2.3 {001}织构的演变机制

实验结果表明，热变形过程中低应变速率及大变形量下有利于{001}织构的发展。为了揭示{001}织构的形成机制，对变形前中期(变形量 20%、40%及 60%){110} <111>、{112}<111> 滑移系的 SF 进行了统计，以探究{001}织构的形成与开动滑移系的关联(图 6)。对于{110} <111> 滑移系(图 6a~c)，高应变速率 0.1 s^{-1} 在两种变形量下均有着最低的频率峰值 SF 与均值 SF，且随变形量的增高，SF 会先降低后升高。这意味着该滑移系相对其他应变速率更难开动，致使{111}织构(图5l)在后续的变形中，强度先减弱后增强 [8]。而对于另外两种应变速率(0.001、0.010 s^{-1})，在 20%变形量时，0.001 s^{-1} 峰值 SF 与均值 SF 更高，而在 40%和 60%变形量下，二者均出现两个相近的峰值 SF 和相等的均值 SF。这说明{110} <111> 滑移系在这两种应变速率下活跃度接近。同样的，对于

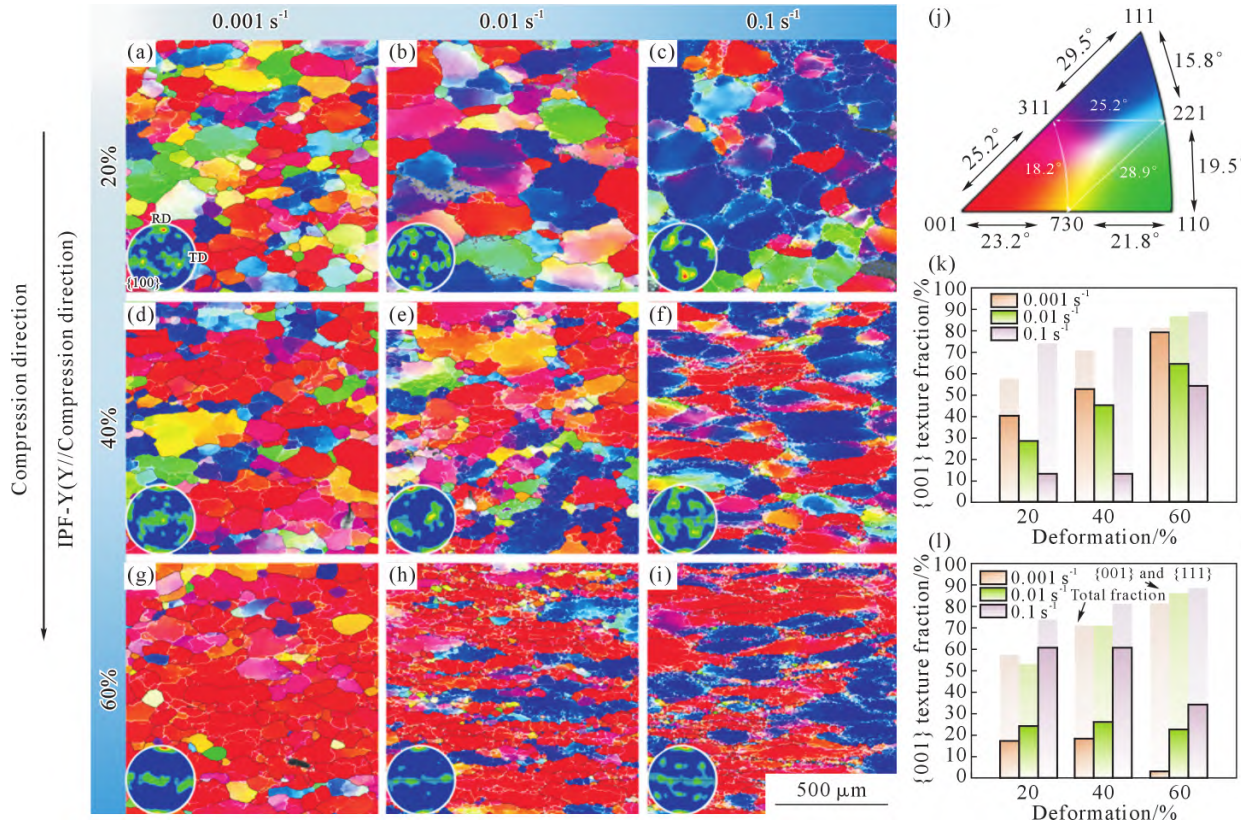

图 5　900 ℃下不同应变速率和变形量热变形后轴向织构变化：(a~i) IPF-Y 图及{100}极图；(j) 反极图的轴向取向划分；(k, l){001}、{111}织构及总织构比例变化

Fig.5 Changes in axial texture after hot deformation at 900 ℃ under different strain rates and deformation amounts: (a~i) IPF-Y maps and {100} pole figures; (j) division of axial orientations in inverse pole figures; (k, l) proportions of {001}, {111}, and total texture components

中国知网　https://www.cnki.net

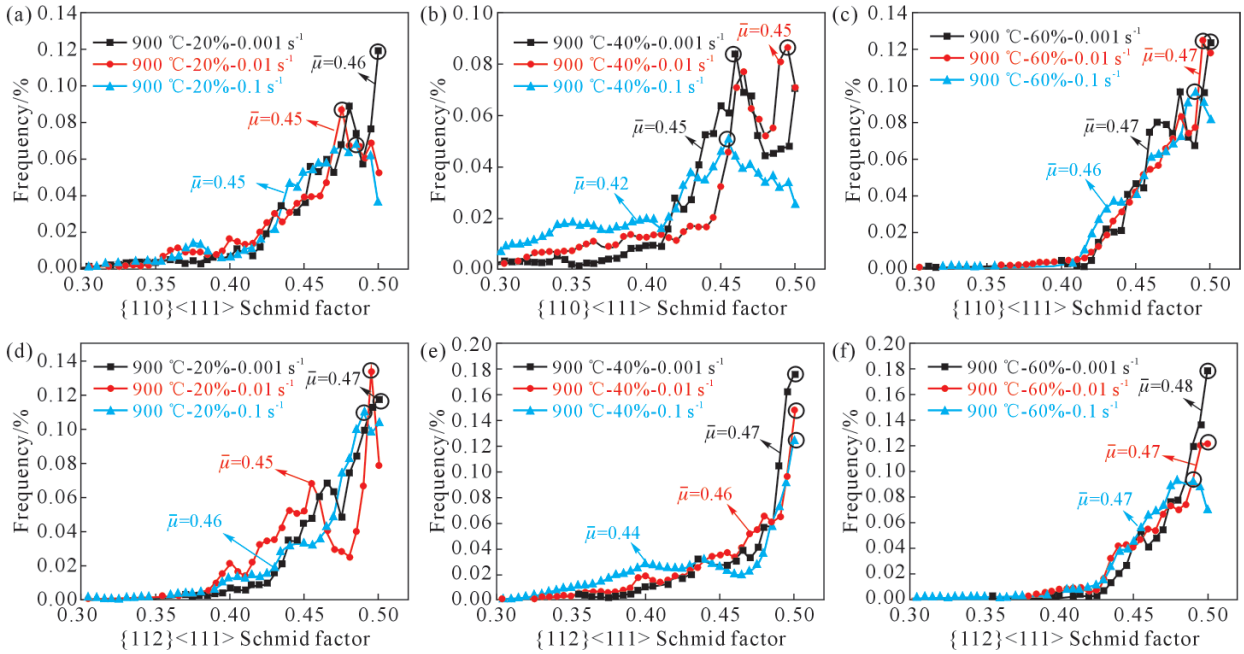

图 6 900 ℃，不同应变速率下压缩 20%、40%和 60% SF 分布频率：(a~c) {110}<111> 滑移系；(d~f) {112}<111> 滑移系

Fig.6 SF distribution frequency at 900 ℃ under different strain rates, compressed by 20%, 40% and 60%: (a~c) {110}<111> slip system; (d~f) {112}<111> slip system

{112}<111> 滑移系(图 6d~f)，曲线峰值 SF 与均值 SF 都随着应变速率的降低而提高，且基本高于 {110}<111> 滑移系。这说明材料偏好通过{112}晶面进行滑移，更低应变速率会进一步诱导该滑移系的开动，进而促使{001}与{111}织构分数提高[13-14]。

然而，低应变速率下更高的{110}和{112}滑移系的 SF 理应促使{111}织构，但图 5l 显示{111}织构随变形量的增加仅微弱增强(17.3%→18%)后便降至 2.7%。这表明低应变速率下{001}织构的增长还受其他机制控制。

为了揭示{001}织构的增长机制，对 900 ℃-60%-0.1 s^{-1} 条件下{001}与{111}取向晶粒边界进行了 EBSD 分析(图 7)。图 7a~d 显示该条件下{001}晶粒的一侧相比{111}具有规则排列的 LAGBs，并形成少量亚晶(黄色虚线)。这是由于 BCC 金属中{111}取向晶粒变形相对{001}需激活更多滑移系[15]，导致其变形过程中位错难以有效协调，LAGBs 排列无序且亚晶形成受阻，动态软化能力弱于仅需双滑移系的{001}晶粒，进而造成{001}与{111}之间储能的不同。此外，通过 KAM 分析进一步表明(图 7d)，{111}晶粒一侧平均 KAM 值(0.93°)高于{001}晶粒一侧(0.63°)，揭示前者具有更高的位错密度和储存能[23]。该特征在 0.01 s^{-1} 条件下仍保持，对{001}及{111}晶粒进行分离如图 7e 和 f 所示，可以看出整个变形区域内{111}晶粒的平均 KAM 值(0.99°)同样高于{001}晶粒(0.90°)，这意味着储存能的差异是取向的特性。

基于上述取向相关的储能分布特征，BCC 金属泰勒因子的取向依赖性可合理解释不同取向的储能规律：{001}＜{110}＜{111}[16,23]，其中{111}的泰勒因子大致是{001}的 1.5 倍[16]，导致{111}晶粒相对{001}有着更大的储能水平。晶粒之间的储能差异促使试样在热变形过程中发生 SIBM[15]，促进低储能{001}晶粒亚晶长大并向相邻高储能{111}晶粒凸出(图 7b 黑色箭头)，致使{111}晶粒体积逐渐缩小(图 7f 黑色箭头)。同时应变速率降低为亚晶粗化和 SIBM 提供充分时间，最终导致{001}织构的体积分数显著提升。

综上，{001}丝织构的形成机制可源于{112}<111>滑移系的择优激活与 SIBM 的协同作用：前者促使晶粒沿{001}与{111}取向动态旋转，后者通过高储能{111}与低储能{001}晶粒间储能差，驱动亚晶连续粗化和晶界凸出，从而定向消耗{111}晶粒并强化{001}织构。

2.4 动态再结晶行为

为了分析变形过程中的 DRX 规律及机制，图 8 给出了不同变形参数下晶粒取向差分布(grain orientation spread, GOS)及再结晶统计，其中规定 GOS<1.5° 的晶粒(对应彩虹梯度中的蓝色区域)为再结晶晶粒[24]。同时还展示了再结晶晶粒{100}极图，以观察再结晶织构情况。综合图 8a~k 可以发现，DRX 分数和尺寸基本随应变速率的降低而提高，60%压缩量下，应变速率由 0.1 s^{-1} 降至 0.001 s^{-1} 时，DRX 分数由 1.8%提升至 15.6%，对应的 DRX 平均尺寸由 17.25 μm 扩展至 87.7 μm。同时，变形量的增加也会

中国知网 https://www.cnki.net

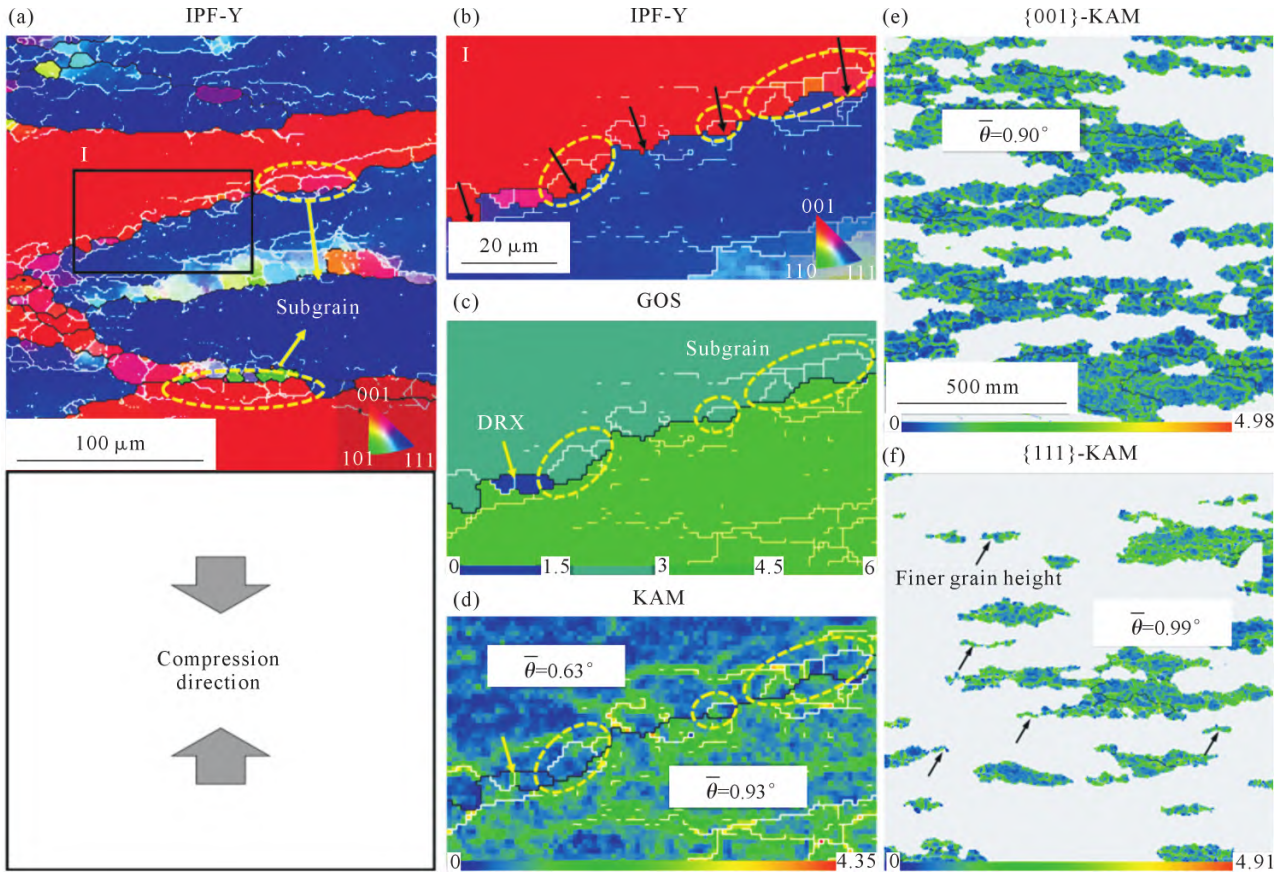

图 7　热变形过程中的 SIBM 行为：(a~d) 900 ℃-60%-0.1 s^{-1} 条件下{001}与{111}界面 IPF-Y、晶粒取向差分布(GOS)及 KAM 图；(e, f) 900 ℃-60%-0.01 s^{-1} 条件下{001}与{111}KAM 图及平均 KAM 值

Fig.7　SIBM behavior during the hot deformation process: (a~d) IPF-Y, GOS, and KAM maps of the {001} and {111} interfaces under the conditions of 900 ℃-60%-0.1 s^{-1}; (e, f) KAM maps and average KAM values of the {001} and {111} interfaces under the conditions of 900 ℃-60%-0.01 s^{-1}

提高 DRX 分数，但 DRX 尺寸反而降低，在恒定应变速率 0.01 s^{-1} 条件下，当变形量由 20%增至 60%时，DRX 分数从 1.7%升至 3.5%，但尺寸却从 65.03 μm 降至 28.99 μm。值得注意的是，图 8a~i 中再结晶{100}极图显示，{001}再结晶织构组分随应变速率降低和变形量增大呈现同步增强趋势，由于 DRX 总体占比不足 16%(即使最大条件下)，其对于宏观{001}织构的增强贡献度较小，主要织构演变仍由变形织构主导。

2.5　动态再结晶机制

显微组织分析表明，DRX 机制与应变速率存在紧密关联。如图 8i 所示，高应变速率 0.1 s^{-1} 条件下，锯齿状晶界及三叉晶界(TJs)处形成微米级 DRX 晶粒(平均尺寸≈20 μm)，伴随典型项链状组织，证实 DDRX 的形核特征。Ponge 等[25]的理论说明，该现象源于母晶与再结晶晶粒的临界尺寸差异。根据Yin 的 DDRX 三阶段发展机制[12]，狭短的变形时间(≈9 s)会使 DDRX 进程局限在阶段 I(晶界凸起)和 II(凸起闭合)，其原因可归结为高位错密度为 DDRX 提供了形核点，但其有效形核及长大时域不足，导致 DRX 体积分数仅 1.8%。而在局部应变更大的区域，充分储存能则会使晶粒完成阶段 III(形成独立的 DDRX 晶粒)[17]。然而，60%大变形量诱致形核速率远超于晶粒生长速率，新生晶粒在持续塑性应变中，因位错增殖或塑性变形未能充分粗化，最终呈现平均 17.25 μm 的细晶。

为进一步阐明 DDRX 形核规律，对 0.1 s^{-1} 不同变形量条件下的 DDRX 特征进行了分析(图 9)。结果表明，在 20%小变形量下(图 9a 和 b)，DDRX 数量有限且主要分布在 TJs 位置，其特征表现为晶界尖端呈明显的选择性凸起(图 9b 绿色箭头标示)。随着变形量的增加(图 9c~f)，DDRX 数量呈渐进式增长，其分布特征也发生显著变化，不仅 TJs 处的DDRX 密度增加，而且由于晶界附近应力集中诱导的亚结构形成 (图 9d 绿色圆圈标示)，β/β 晶界处也出现大量 DDRX 晶粒。这说明变形量对 DDRX 空间分布有着重要影响。

如图 8g 所示，0.001 s^{-1} 低应变速率下 CDRX 机制占主导地位，其母相晶粒内部形成沿滑移带定向排列的 LAGBs，通过 DRV 持续累积取向差，并分割原始晶粒为等轴亚晶(平均尺寸≈58.77 μm)。图 10 展示了 0.001 s^{-1} 下 60%变形量的 CDRX 特征。从图

中国知网　https://www.cnki.net

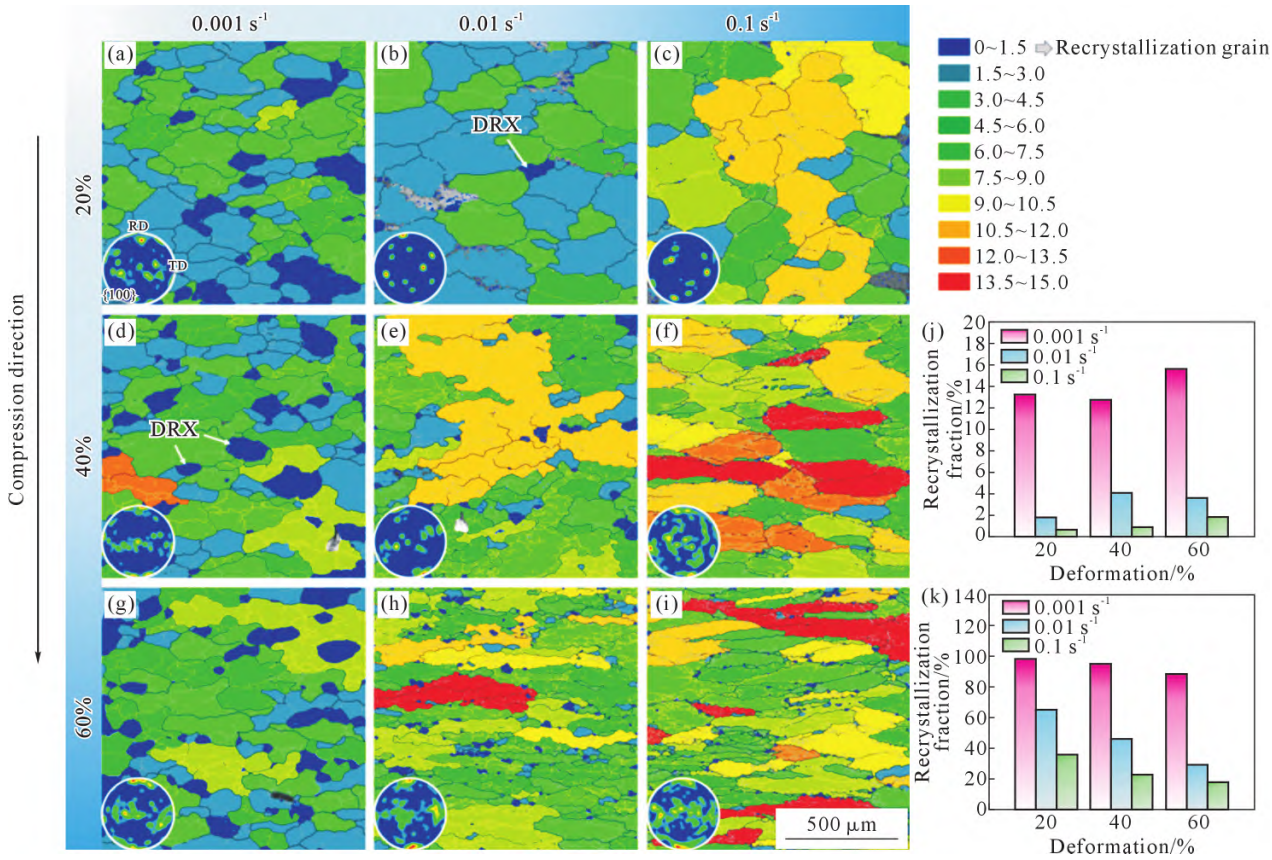

图 8 900 ℃下不同应变速率和变形量热变形后再结晶变化:(a~i) GOS 图及再结晶{100}极图;(j) 再结晶分数变化;(k) 再结晶平均尺寸变化

Fig.8 Recrystallization evolution during hot deformation at 900 ℃ under different strain rates and deformation amounts: (a~i) GOS maps and recrystallized {100} pole figures; (j) variation in the recrystallized fraction; (k) variation in the average recrystallized grain size

10a 中晶体的空间形貌可以看出，所截取的晶粒分为I,II 两个母晶，其中,I 母晶中 1~8 号亚晶取向较为接近,从母晶内部至边缘(1→4,5→8)形成的亚晶形态逐渐明显。图 10b 显示部分亚晶(2、5、11 号)已演变为再结晶晶粒。而{100}极图分析(图 10c)表明,再结晶与亚晶取向与母晶保持相似,但存在轻微偏转，说明再结晶晶粒是由母晶内部的亚晶演变而来。随着亚晶界迁移与融合[26],使 LAGBs 逐步转变为 HAGBs,并形成取向近似的再结晶晶粒,这与 DDRX 机制中明显的取向变化有所区别。此外,充足的软化时间(≈900 s)使得 DRV 更彻底,并允许亚晶经历旋转粗化[26],致使 DRX 晶粒尺寸(≈87.73 μm)较 DDRX 模式增大近 4 倍,{001}再结晶织构也更为明显。然而,当变形量提高至 60%时,多滑移系激活使亚晶结构被反复细化，相比 20%变形量 DRX 晶粒尺寸下降了 10.32 μm。以上研究结果表明,应变速率降低(0.1→0.001 s^{-1}) 引发 DRX 机制从 DDRX 向CDRX 过渡,导致了{001}再结晶织构组分有所增强。

3 结论

(1)随着应变速率降低,LAGBs 分数会显著降低,且锯齿化 β 晶界逐渐趋于平直化,同时,亚晶组织从晶界区域向晶内扩展，并伴随尺寸的显著粗化。这归因于较低的应变速率为晶界迁移和位错重排提供了充足的时间,并促进了 DRV 进行,导致亚晶组织的粗化和均匀化。

(2)随着应变速率降低和变形量的增加,{001}织构体积分数显著增加,而{111}织构呈反向演化规律。这是{112}<111> 滑移系的择优激活与 SIBM 的协同作用导致。前者促使晶粒沿{001}与{111}取向动态旋转,后者通过高储能{111}与低储能{001}晶粒间储能差,驱动亚晶连续粗化和晶界凸出,从而定向消耗{111}晶粒,并强化{001}织构。

(3)DRX 分数基本随应变速率的降低及变形量的增加而提高，但变形量的增加会使 DRX 尺寸降低。此外,应变速率的降低引发 DRX 机制从DDRX 向 CDRX 过渡,这也导致了{001}再结晶织构组分有所增强。

参考文献:

[1] 徐平安,冯浩明,王佳乐,陈宇,任晓龙,王涛. 变形温度及热处理对 TC18 钛合金组织及性能的影响[J]. 钛工业进展,2025, 42 (4): 20-26.

中国知网 https://www.cnki.net

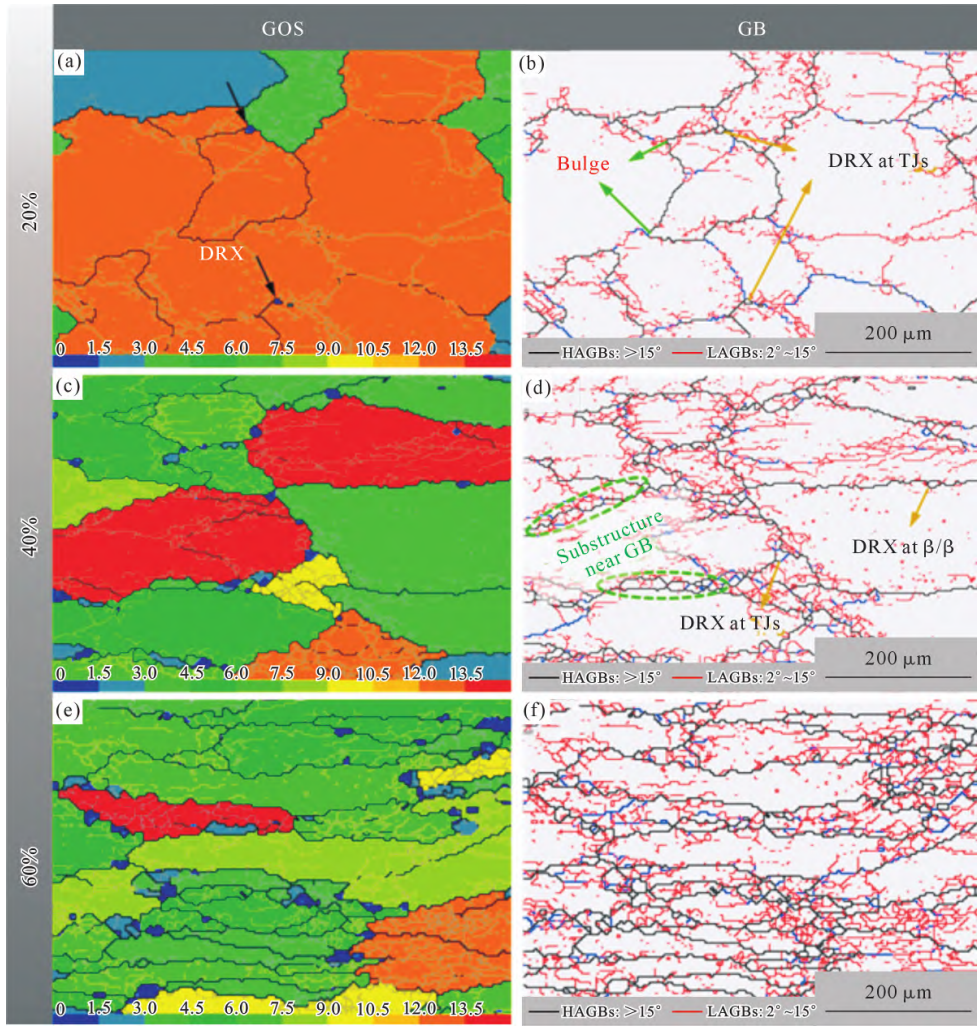

图 9　0.1 s^{-1} 不同变形量条件下的 DDRX 特征：(a, b) 20%变形量；(c, d) 40%变形量；(e, f) 60%变形量

Fig.9　DDRX characteristics at 0.1 s^{-1} under different deformation conditions: (a, b) 20% deformation; (c, d) 40% deformation; (e, f) 60% deformation

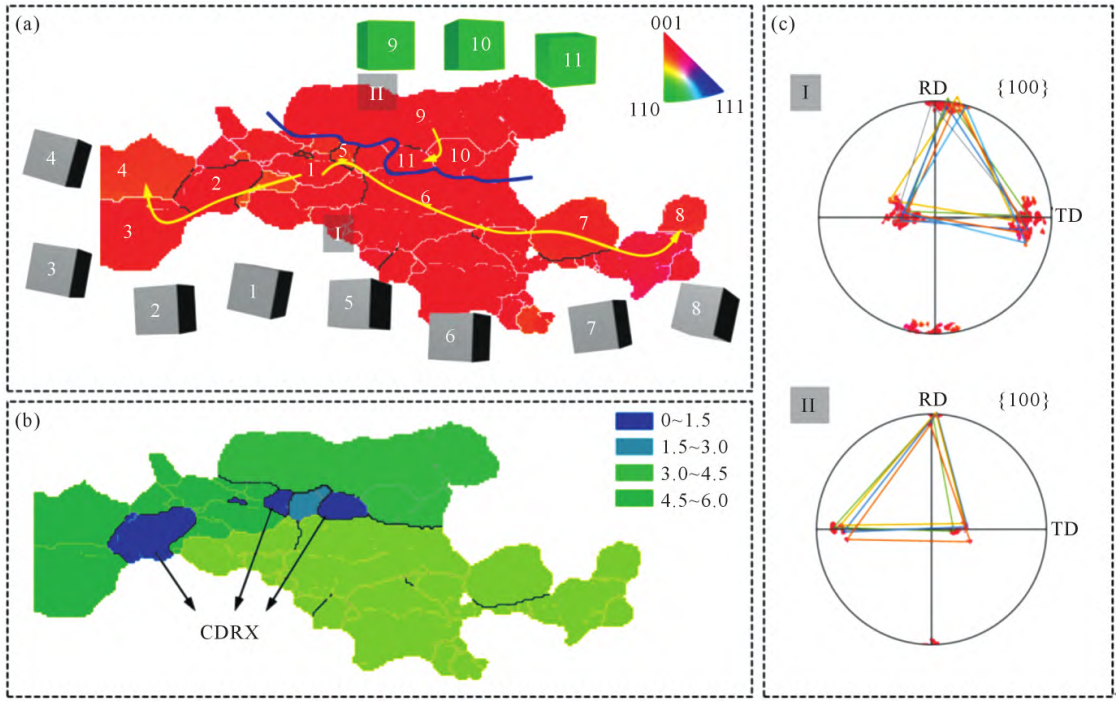

图 10　900 ℃-60%-0.001 s^{-1} 条件下 CDRX 特征：(a) IPF 图及晶粒空间取向；(b) GOS 图；(c) 母晶 I、II 的{100}极图

Fig.10　CDRX characteristics under 900 ℃-60%-0.001 s^{-1} conditions: (a) IPF map and grain spatial orientation; (b) GOS map; (c) {100} pole figures of parent grains I and II

中国知网　https://www.cnki.net

XU P G, FENG H M, WANG J L, CHEN Y, REN X L, WANG T. Effect of deformation temperature and heat treatment on microstructure and mechanical properties of TC18 titanium alloy[J]. Titanium Industry Progress, 2025, 42(4): 20-26.

[2] 邓浩,罗恒军,马英杰,尹卫东,尹慧,向伟. β 锻造应变对 TC18 钛合金织构及拉伸性能的影响机制[J]. 钛工业进展,2025, 42(3): 1-7.
DENG H, LUO H J, MA Y J, YIN W D, YIN H, XIANG W. Mechanism of β forging strain on texture and tensile properties of TC18 titanium alloy[J]. Titanium Industry Progress, 2025, 42 (3): 1-7.

[3] NING Y Q, XIE B C, LIANG H Q, LI H, YANG X M, GUO H Z. Dynamic softening behavior of TC18 titanium alloy during hot deformation[J]. Materials & Design, 2015, 71: 68-77.

[4] KOU H C, CHEN Y, TANG B, CUI Y W, SUN F, LI J S, XUE X Y. An experimental study on the mechanism of texture evolution during hot-rolling process in a β titanium alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2014, 603: 23-27.

[5] SANDER B, RAABE D. Texture inhomogeneity in a Ti-Nb-based -titanium alloy after warm rolling and recrystallization[J]. Materials Science and Engineering: A, 2008, 479: 236-247.

[6] ZHAO J, DARGUSCH M, DAVIES C H J. Microstructure and texture inhomogeneity in Ti-10V-2Fe-3Al[A]. 12th World Conference on Titanium, 2011[C]. Beijing: China Nactional convention center, 2012: 763-766.

[7] BYRES N E, FONSECA J Q, DANIE C S, DONOGHUE J, DAVIS A E, SHANTHRAJ P, DOD B, PRANGNELL P B. The evolution of abnormally coarse grain structures in beta-annealed Ti-6Al%-4V% rolled plates, observed by in-situ investigation[J]. Acta Materialia, 2021, 221: 117362.

[8] MENG L, KITASHIM T, TSUCHIYAMA T, WATANABE M. β-Texture evolution during α precipitation in the two-step forging process of a near-β titanium alloy[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2020, 51: 5912-5922.

[9] GU B, CHEKHONIN P, XIN S W, LIU G Q, MA C L, ZHOU L, SKROTZKI W. Effect of temperature and strain rate on the deformation behavior of Ti5321 during hot-compression[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2021, 876: 159938.

[10] FAN J K, KOU H C, LAI M J, TANG B, CHANG H, LI J S. Hot deformation mechanism and microstructure evolution of a new near β titanium alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2013, 584: 121-132.

[11] LI K, YANG P. The formation of strong {100} texture by dynamic strain-induced boundary migration in hot compressed Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe alloy[J]. Metals, 2017, 7(10): 412.

[12] YIN L J, SUN Z C, FAN J X, YIN Z K, WANG Y, DANG Z Y. Dynamic recrystallization in a near β titanium alloy under different deformation modes - Transition and correlation[J]. Acta Materialia, 2024, 276: 120148.

[13] CHAUSSY F, DRIVER J H. Microstructural evolution during hot deformation and subsequent α precipitation of the β titanium alloy β-Cez[J]. Metallurgical Research & Technology, 1996, 93: 1057-1066.

[14] TAKAJO S, TOMÉC N, VOGEL S C, BEYERLEIN I J. Texture simulation of a severely cold rolled low carbon steel using polycrystal modeling[J]. International Journal of Plasticity, 2018, 109: 137-152.

[15] PRIMIG S, LEITNER H, KNABL, LORICH A, CLEMENS H, STICKLER R. Textural evolution during dynamic recovery and static recrystallization of molybdenum[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2012, 43, 4794-4805.

[16] MA H Y, ZENG W D, KOU Y Z, ZHANG P H, ZHANG F, LIANG X B. Formation mechanism of cube texture components ({001}) associated with dynamic recrystallization during compression in the single BCC phase region of Ti-22Al-25Nb alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2023, 966: 171563.

[17] NICOLAŸ A, FIORUCCI G, FRANCHET J M, CORMIER J, BOZZOLO N. Influence of strain rate on subsolvus dynamic and post-dynamic recrystallization kinetics of Inconel 718[J]. Acta Materialia, 2019, 209: 406-417.

[18] SHI S X, GE J Y, LIN Y C, ZHANG X Y, ZHOU K C. High-temperature deformation behavior and recrystallization mechanism of a near beta titanium alloy Ti-55511 in β phase region[J]. Materials Science and Engineering : A, 2022, 847: 143335.

[19] WANG X X, ZHAN M, GAO P F, MA P Y, YANG K, LEI Y D, LI Z X. Deformation mode dependent mechanism and kinetics of dynamic recrystallization in hot working of titanium alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2020, 772: 138804.

[20] LIU C C, GU J, SONG M. Evolutions of the microstructures and mechanical properties of TC18 titanium alloy processed by hotrolling in β single-phase region[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2023, 26:5337-5346.

[21] LI C M, HUANG L, ZHAO M J, GUO S Q, LI J S. Hot deformation behavior and mechanism of a new metastable β titanium alloy Ti-6Cr-5Mo-5V-4Al in single phase region[J]. Materials Science and Engineering: A, 2021, 814: 141231.

[22] HÖRNQVIST M, MORTAZAVI N, HALVARSSON M, RUGGIERO A, IANNITTIB G, BONORA N. Deformation and texture evolution of OFHC copper during dynamic tensile extrusion[J]. Acta Materialia, 2015, 89: 163-180.

[23] RAKSHIT R, SARKAR A, PANDA S K, MANDAL S. Influence of out-of-plane stretch forming induced different strain paths on micro-texture evolution, slip system activity and Taylor factor distribution in Al-Li alloy [J]. Materials Science and Engineering: A, 2022, 830: 142267.

[24] DING S, TAYLOY T, KHAN S A, SATO Y, YANAGIMOTO J. Further understanding of metadynamic recrystallization through thermomechanical tests and EBSD characterization[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2022, 299: 117359.

[25] PONGE D, GOTTSTEIN G. Necklace formation during dynamic recrystallization: mechanisms and impact on flow behavior[J]. Acta Materialia, 1998, 46: 69-80.

[26] SUN Z C, WU H L, CAO J, YIN Z K. Modeling of continuous dynamic recrystallization of Al-Zn-Cu-Mg alloy during hot deformation based on the internal-state-variable (ISV) method[J]. International Journal of Plasticity, 2018, 106: 73-87.

(责任编辑:李亚敏)

中国知网 https://www.cnki.net