TA18合金铸锭-管坯组织遗传行为及力学性能调控

李帅雨[1] 刘泽栋[1] 杨劼人[1] 金 伟[2] 彭 博[1] 杜 新[1] 周斯曼[1]

1 四川大学 材料科学与工程学院 成都 610065
2 中国科学院金属研究所 师昌绪先进材料创新中心 沈阳 110016

摘 要 微观组织遗传性是实现TA18合金微观组织和性能调控的基础。本工作以TA18合金铸锭、不同规格锻棒、挤压管坯为研究对象，研究了从铸锭到管坯全流程中微观组织和织构演变的遗传规律及其对力学性能的影响，旨在为多尺度微观组织与性能的一体化控制提供指导。结果表明，从铸锭到管坯成型全流程，其组织遗传特征主要分为三类。(1) 微米级晶粒尺寸和等轴α相组织形貌在粗锻阶段建立后，在后续工序中被稳定遗传，晶粒细化是轴向抗拉强度从400 MPa提升至550 MPa以及延伸率提高的基础。(2) 小角度晶界(LAGB)占比的遗传呈现动态演化。粗锻与精锻阶段的高LAGB占比遗传贡献了加工硬化，但损害塑性；挤压阶段通过动态再结晶实现LAGB低占比遗传，塑性得以恢复。(3) 晶体学织构的遗传受多重因素控制。铸锭中心区域的{0001}//AD (轴向)基面织构与<10$\bar{1}$0>//AD织构在后续加工过程中被强烈遗传，且<10$\bar{1}$0>//AD织构强度持续增加；α相的c轴取向随工艺发生受控演变：粗锻后呈随机分布，精锻后转为径向织构，挤压后则形成周向织构。TA18合金通过原始组织的晶体取向、变形、动态再结晶机制的竞争与协同，耦合控制晶体学取向的遗传与演化，可通过对有益遗传(细晶、有利织构)的强化与有害遗传(高LAGB占比、不利织构)的阻断进行一体化设计，获得兼具高强度与良好塑性的TA18合金管坯。

关键词 TA18合金，组织遗传，织构，力学性能调控
中图分类号 TG306 **文章编号** 0412-1961(2026)09-1487-16

Microstructural Inheritance Behavior and Mechanical Property Control of TA18 Alloy From Ingot to Tube Blank

LI Shuaiyu[1], LIU Zedong[1], YANG Jieren[1], JIN Wei[2], PENG Bo[1], DU Xin[1], ZHOU Siman[1]

1 College of Materials Science and Engineering, Sichuan University, Chengdu 610065, China
2 Shi-changxu Innovation Center for Advanced Materials, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China

Correspondent: YANG Jieren, professor, Tel: 15881010703, E-mail: yangjieren@scu.edu.cn

Supported by National Key Research and Development Program of China (No.2023YFB3710700)
Manuscript received 2025-11-12, in revised form 2026-04-14

ABSTRACT In metallic material processing, the microstructural and textural characteristics developed during each manufacturing stage establish the structural foundation for subsequent processing opera-

资助项目 国家重点研发计划项目No.2023YFB3710700
收稿日期 2025-11-12 **定稿日期** 2026-04-14
作者简介 李帅雨，男，2002年生，硕士生
通讯作者 杨劼人，yangjieren@scu.edu.cn，主要从事钛合金、贵金属及其凝固加工研究
引用格式 李帅雨, 刘泽栋, 杨劼人等. TA18合金铸锭-管坯组织遗传行为及力学性能调控 [J]. 金属学报, 2026, 62: 1487−1502.
Li S Y, Liu Z D, Yang J R, et al. Microstructural inheritance behavior and mechanical property control of TA18 alloy from ingot to tube blank [J]. Acta Metall. Sin., 2026, 62: 1487−1502. DOI: 10.11900/0412.1961.2025.00364

tions, creating substantial hereditary effects throughout the multistage manufacturing chain. This progressive, cross-process accumulation of microstructural and textural evolution makes precise tracing and effective control of microstructural inheritance pathways particularly complex during full-scale manufacturing from the initial ingot to the final TA18 tube blank. Microstructural inheritance forms the basis for structural design and property optimization in TA18 alloys. This investigation employed a 700-mm diameter TA18 alloy ingot as the starting material. The thermomechanical processing route comprised three stages: initial multipass forging in the β-phase field (1150–950 ℃) followed by forging in the $\alpha + \beta$ phase field at 900 ℃ to produce a 170-mm diameter rough-forged bar; subsequent processing of the rough-forged bar in the two-phase region at 850 ℃ to obtain a 125-mm diameter finish-forged bar; finally, peeling, drilling, and canned hot extrusion of the finish-forged bar to fabricate tube blanks with inner and outer diameters of 28 and 42 mm, respectively. This study systematically investigates the hereditary evolution of microstructure and texture throughout the processing route from ingot to tube blank in the TA18 alloy and evaluates its impact on mechanical properties to guide the integrated control of multiscale microstructure and performance. The results demonstrate that microstructural hereditary characteristics can be categorized into three primary types. (1) Once established during rough forging, the micron-scale grain size and equiaxed α-phase morphology remain stably inherited in subsequent processing stages. Grain refinement serves as the fundamental basis for increasing axial tensile strength from 400 MPa to 550 MPa and improving elongation. (2) The inheritance of low angle grain boundary (LAGB) fraction exhibits dynamic evolution. The high fraction inherited during the rough- and finish-forging stages contributes to work hardening but negatively affects plasticity; in contrast, the low fraction inherited after extrusion, achieved via dynamic recrystallization, results in plasticity recovery. (3) The inheritance of crystallographic texture is governed by multiple competing mechanisms. The {0001}//axial direction (AD) basal texture and the <$10\bar{1}0$>//AD texture originating from the central region of the ingot are strongly inherited during subsequent processing, with the intensity of the <$10\bar{1}0$>//AD texture continuously increasing. The *c*-axis orientation of the α-phase undergoes controlled evolution during processing: it is randomly distributed after rough forging, transforms into a radial texture after finish forging, and finally develops into a circumferential texture after extrusion. The TA18 alloy controls the inheritance and evolution of crystallographic orientation through the competition and synergy of various mechanisms, including initial crystallographic orientation, deformation, and dynamic recrystallization. The integrated design of TA18 alloy tube blanks, possessing high strength and good plasticity can be achieved by reinforcing beneficial hereditary features (such as fine grains and favorable texture) and interrupting harmful features (such as high LAGB fraction and unfavorable texture).

KEYWORDS TA18 alloy, microstructural inheritance, texture, mechanical property control

钛合金因其强度高、密度小、耐腐蚀性能好等优点，被广泛应用于航空航天、生物医学等领域[1~3]。TA18合金是一种近α型钛合金，名义成分为Ti-3Al-2.5V (质量分数，%)，微观组织以α相为主并有少量β相，其中α相为hcp结构，β相为bcc结构[4]。TA18合金具有优异的耐腐蚀性能、热/冷加工塑性、焊接能力以及良好的力学性能，成为航空燃油、液压管路系统的关键材料[5,6]。热加工是调控钛合金微观组织和织构的核心工艺环节，决定最终产品的综合性能。而在连续的多阶段热加工过程中，一个十分关键且棘手的现象是“组织遗传性”——即前序加工状态的微观组织特征会展现出显著的“遗传”或“记忆”特性，这种“遗传”特性可能会以某种方式影响后续加工过程中的相变、再结晶、织构演化等，进而影响该合金的服役性能[7]。组织遗传性表现为晶粒尺寸、形貌、亚结构(如位错组态和亚晶界)以及晶体取向等在加工过程中保持一定的继承性和稳定性，从而严重影响最终组织的形成和调控[8,9]。因此，组织遗传性是实现TA18合金全链条加工过程中微观组织和性能调控的重要科学问题。

传统的合金热加工研究主要集中在单一锻造或挤压工艺参数对微观组织及力学性能的影响。然而，在多阶段热加工过程中，合金每阶段的微观组织演化行为深受前一阶段的遗传组织制约[9,10]。如TB9合金铸锭底部<100>织构的柱状晶在热加工过程中具有较强的遗传性，可遗传至热轧后的棒材，形成粗大柱状组织，严重影响热处理后成品的强度和塑性[9]。含Ni的低温钢经热轧后形成具有不同原始

奥氏体晶粒形态的板条马氏体组织，在后续淬火中表现出显著的遗传性，其细化的板条结构及高密度晶界特征被继承至最终微观组织中，通过细化基体与促进逆转变奥氏体形成，显著提升了其在 77 K 下的超低温冲击韧性[11]。此外，在锻造过程中，由于变形不均匀而形成的带状组织和变形织构等在后续热处理过程中也难以消除，从而影响其最终服役性能[12]。而在挤压过程中，由于变形而产生的纤维组织和强织构同样具有较强的遗传性，严重影响后续热加工和热处理过程中的相变与再结晶行为，导致其产生明显的各向异性等问题[13]。可见，目前针对多阶段热加工过程中微观组织遗传性的研究仍较为有限，对其遗传机理尚不明确，导致多阶段工艺链的微观组织调控只能“走一步看一步”，无法逆向设计或优化组织遗传路径。因此，孤立研究单一热加工工艺的组织演化存在一定局限，有必要将多阶段热加工作为一个具有前后遗传关联的整体进行研究。

目前，针对 TA18 合金在锻造、挤压等热加工过程中微观组织演变机制的研究仍缺乏系统性认识[14~16]。这主要源于热变形过程中温度场、应变场、动态回复以及动态再结晶(DRX)等多种物理机制的复杂耦合作用，难以辨识各机制对组织演变的具体贡献[17,18]。更为复杂的是，TA18 合金在热加工或后续热处理过程中展现出显著的微观组织遗传性。每一道加工工序均为后续步骤奠定了微观组织和织构的基础，从而在整个制造流程中产生深远的遗传效应[19,20]。这种跨工序、累积式演变的微观组织和织构，使得在从原始铸锭至 TA18 管坯的完整制备链条中，实现对微观组织遗传路径的准确追溯和调控变得极为困难。

因此，为探究 TA18 合金管坯热加工过程中微观组织的遗传演化规律及其对力学性能的影响，本工作以 TA18 合金铸锭、锻棒和热挤压管坯为研究对象，研究多阶段热加工过程中微观组织和织构的遗传规律及其对力学性能的影响，旨在揭示 TA18 合金从铸锭到管坯成型全流程中三类遗传特征的跨工序遗传与演变机制，并尝试建立晶粒尺寸、小角度晶界(LAGB)占比与宏观力学性能的半定量关联，为后续 TA18 合金管坯的遗传路径设计和工艺-结构-性能一体化控制提供指导。

1 实验方法

1.1 原料与加工

本工作所采用的原料为直径为 700 mm 的 TA18 合金铸锭(Ti3Al2.5V，质量分数，%)。铸锭在 1150~950 ℃的 β 单相区和 900 ℃的 $\alpha+\beta$ 两相区经过多火次锻造锻至直径为 170 mm 的粗锻棒，随后在 850 ℃的 $\alpha+\beta$ 两相区将其锻至直径为 125 mm 的精锻棒，随后经去皮、钻孔、包套、热挤压成内径为 28 mm、外径为 42 mm 的管坯，加工流程示意图如图 1 所示。

1.2 微观结构表征

为观测不同热加工前后 TA18 合金的微观组织以及织构特征，使用 Axio Observer 型光学显微镜(OM)和 Gemini 300 型扫描电镜(SEM)的二次电子(SE)模式表征各热加工阶段的微观组织，采用配有 Nordly max3 电子背散射衍射(EBSD)探测器的 Regulus 8100 型场发射 SEM 表征样品的织构和晶粒尺寸。取样方式为：在 TA18 铸锭沿直径方向的边缘位置、D / 4 (D 为铸锭直径)位置和 D / 2 (中心)位置分别取样，粗锻、精锻和热挤压样品均取其横截面和纵截面，横截面为径向(RD)与周向(CD)所形成的平面，纵截面为 RD 与轴向(AD)所形成的截面。样品制备方法为：首先，使用金相砂纸对试样机械研磨至 3000 号；然后使用由 $HClO_4$、C_4H_9OH 和 CH_3OH 按体积比 1∶3∶6 配制的电解抛光液对试样进行电解抛光处理，电压 30 V，抛光时长 90 s；最后，在清洗完成后，采用 HF、HNO_3 和 H_2O (体积比为 4∶6∶90)混合溶液对试样进行腐蚀处理。

1.3 力学性能测试

为研究热加工工艺对 TA18 合金力学性能的影

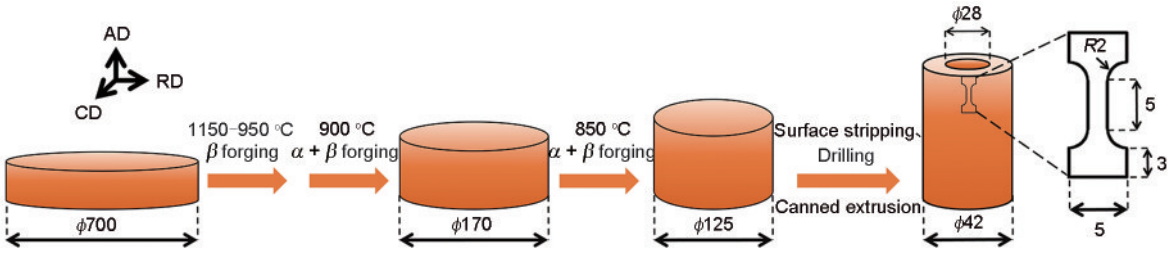


图 1 TA18 合金加工流程示意图和拉伸样品尺寸

Fig.1 Schematic of thermomechanical processing route and dimension of tensile sample of TA18 alloy (unit: mm. AD—axial direction, CD—circumferential direction, RD—radial direction)

响，利用DF14.104D型电子万能试验机对样品进行单轴拉伸测试，并采用LVE-Pro型视频引伸计记录试样变形程度。在沿直径方向边缘位置、D / 4和D / 2位置，及热加工后各状态下沿AD均分别取三个拉伸试样。取样方式与试样尺寸如图1所示。试样标距为5 mm、厚度为2 mm。实验条件为：室温、应变速率1×10^{-3} s^{-1}。

2 实验结果

2.1 微观组织演变

图2对比了TA18合金铸锭不同位置和多阶段热加工后的微观组织。铸态组织(图2a~f)整体良好，组织较为均匀，无明显的裂纹、分层、偏析以及金属或非金属夹杂物等肉眼可见的冶金缺陷，铸锭内部存在缩孔，如图2a、c和e中箭头所示。这主要是由于在凝固过程中，外层金属先凝固，内层后凝固，并且凝固过程中金属收缩，从而产生缩松、缩孔。铸锭沿直径方向的边缘和D / 4位置产生的缩孔尺寸较小且分散(图2a和c)，而在D / 2处缩孔尺寸较大(图2e)。铸锭内晶粒尺寸为毫米级，由α相片层团构成，片层间距为微米级，α相片层之间为少量条状β相，其中α相与β相之间的相界面保持平直。沿铸锭直径方向由外向内，α相片层尺寸逐渐增加(图2b1、d1和f1)。这是由于铸锭边缘位置过冷度较大，冷却速率较快，故α相片层尺寸较小。反之，中心区域过冷度较小，α相尺寸相对较大。铸锭内毫米级的晶粒尺寸较大，对力学性能产生不利影响，因此在后续热加工过程中应打破粗大晶粒的遗传性，使晶粒充分细化。

将铸锭在1150~950 ℃的β单相区和900 ℃的$\alpha+\beta$两相区进行多火次锻造，使晶粒充分细化，得到粗锻合金，其微观组织如图2g和h所示。与铸锭相比，热加工后锻态合金微观组织仍然保持良好，且内部缩松、缩孔消失。原铸锭内的α片层团经锻造后发生破碎球化，在纵截面上呈短轴棒状，沿AD被拉长，但等轴化并不彻底(图2g)，在横截面上呈等轴状(图2h)，其晶粒尺寸远小于铸锭晶粒尺寸，达到微米级。

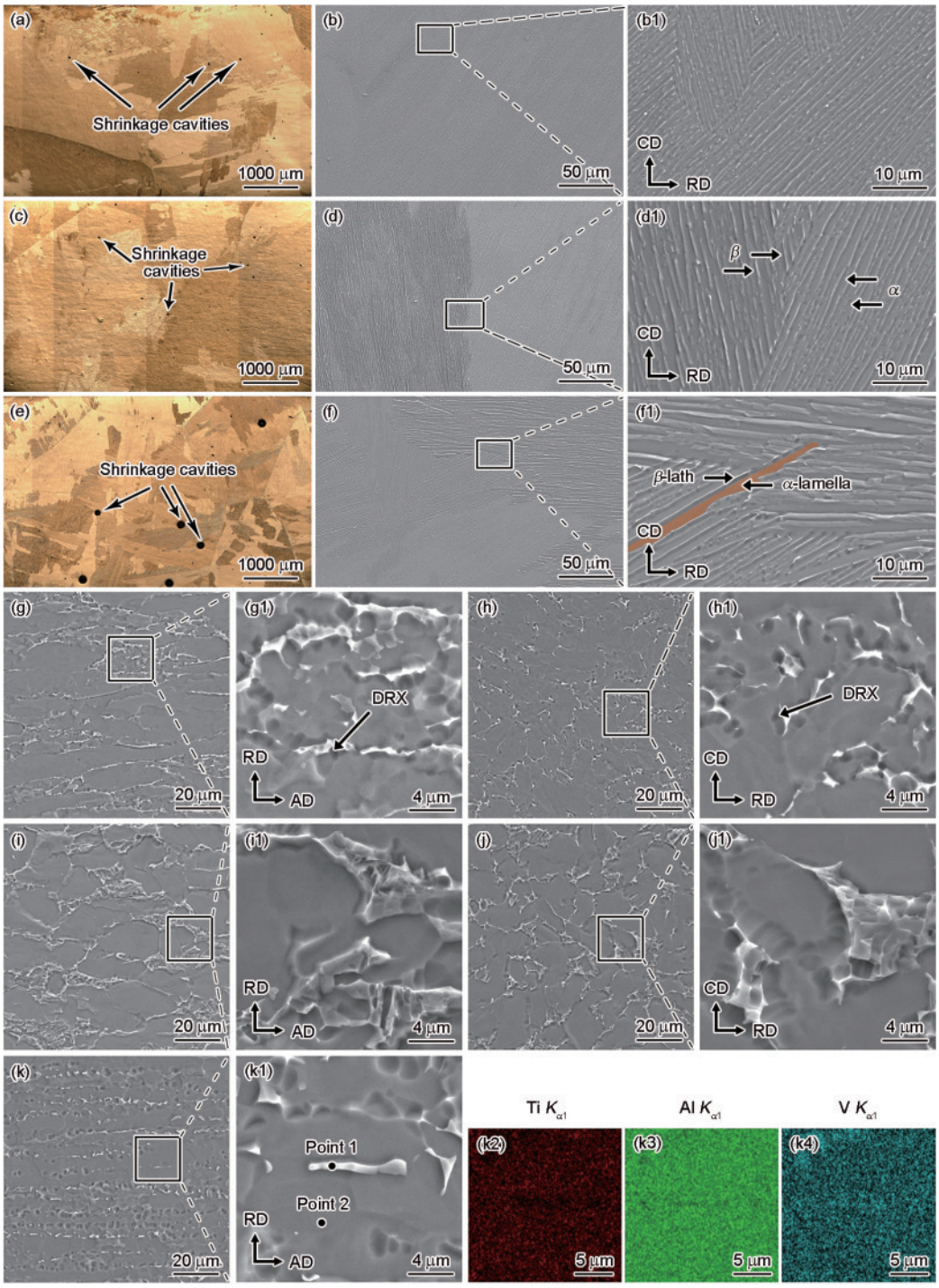
粗锻棒材在850 ℃两相区锻造后得到精锻棒材，其微观组织形貌如图2i和j所示。可见，α晶粒破碎程度更高，等轴α相之间夹杂着破碎的棒状α相以及β相。晶粒尺寸略微粗化，但仍为微米级。精锻样品微观组织形貌与粗锻样品相似，说明粗锻样品等轴α相的微观组织形貌具有较强的遗传性。

经热挤压后得到的管坯微观形貌如图2k和k1所示。α相沿挤压方向(即AD)的排列更加密集，出现明显的择优取向现象。根据图2k2~k4所示的EDS元素面扫描结果可以看出，Ti、Al和V三种元素分布较为均匀，未观察到明显的偏聚现象。由于Al为α相稳定元素，V为β相稳定元素，Al在α相中的含量略高于其在β相中的含量，而V的分布趋势则相反，更多富集于β相中。各元素在α和β相中的具体含量见表1。

综上所述，铸锭组织的平直明锐相界面在后续热加工过程中具有较强的遗传性，粗锻样品组织的等轴α相形貌在后续热加工过程中具有较强的遗传性，其微米级晶粒尺寸发生轻微粗化。

图3对比了TA18合金铸锭不同位置和多阶段热加工后的晶粒取向与织构特征。从图3a1~f1的EBSD取向图可以看出，铸锭晶粒尺寸较大，为毫米级，在大晶粒之间存在部分小晶粒，大晶粒的取向对铸锭组织观测区域的取向起决定性作用(图3a1~c1)；而粗锻后晶粒尺寸明显减小，为微米级(图3d1)，并且在后续热加工过程中被遗传(图3e1和f1)，这与SEM结果一致。此外，热加工后样品的α晶粒内部产生大量亚晶界，形成多个亚晶，同一晶粒内部不同部位亚晶取向可能存在差异，这是初次热加工即粗锻后形成的亚晶结构(图3d1)，在后续精锻过程中，该亚晶结构基本得以保留(图3e1)，但热挤压后大部分亚晶结构被消除(图3f1)，这可能与晶粒的动态再结晶有关。

在TA18合金铸锭沿直径方向的边缘位置，α相在{0001}晶面上存在一个强织构和一个弱织构(图3a2)；D / 4位置的α相在{0001}晶面上也存在一个强织构和一个弱织构(图3b2)；D / 2位置的α相在{0001}晶面上存在两个强织构和一个弱织构(图3c2)。此外，铸锭不同位置在$\{10\bar{1}0\}$、$\{11\bar{2}0\}$晶面上均存在多个弱织构(图3a2~c2)；热加工后在{0001}晶面上存在强织构，$\{10\bar{1}0\}$和$\{11\bar{2}0\}$晶面上存在一些弱织构(图3d2~f2)，这与铸锭组织的织构特征相似，表明{0001}晶面上的强织构与$\{10\bar{1}0\}$和$\{11\bar{2}0\}$晶面上的弱织构可能在后续热加工过程中易于被继承。粗锻后{0001}晶面趋向于平行AD，$\{10\bar{1}0\}$和$\{11\bar{2}0\}$晶面取向较为随机，极密度最大值为7.45 (图3d2)；精锻后{0001}晶面趋向于平行CD与AD，$\{10\bar{1}0\}$和$\{11\bar{2}0\}$晶面趋向于平行RD，极密度最大值为15.47 (图3e2)；挤压后{0001}晶面仍平行于AD，$\{10\bar{1}0\}$晶面在平行于RD和CD均存在一个强



Color online

图2 TA18合金铸锭不同位置和多阶段热加工后微观组织的OM像、SEM像和EDS元素面扫描图

Fig.2 Microstructures and EDS elemental mappings of TA18 alloy ingots at different locations and after multi-stage hot processing

(a, b, b1) OM image (a), low (b) and high (b1) magnified SEM images at edge of the ingot

(c, d, d1) OM image (c), low (d) and high (d1) magnified SEM images at D / 4 position of the ingot (D—diameter of the ingot)

(e, f, f1) OM image (e), low (f) and high (f1) magnified SEM images at D / 2 position of the ingot

(g, g1, h, h1) low (g, h) and high (g1, h1) magnified SEM images of the rough-forged bar in longitudinal section (g, g1) and cross section (h, h1) (DRX—dynamic recrystallization)

(i, i1, j, j1) low (i, j) and high (i1, j1) magnified SEM images of the finish-forged bar in longitudinal section (i, i1) and cross section (j, j1)

(k, k1) low (k) and high (k1) magnified SEM images of the extruded billet

(k2−k4) EDS elemental mappings corresponding to Fig.2k1

织构，$\{11\bar{2}0\}$晶面取向较为随机，极密度最大值为10.94 (图3f2)。在锻造过程中，随着加工工艺的进行，织构强度(极密度最大值)增加，而挤压后略有下降。铸锭边缘位置有一个<$\bar{1}2\bar{1}3$>//CD的强织构(图3a3)；D / 4位置有<$\bar{1}2\bar{1}4$>//AD的强织构(图3b3)；D / 2位置有<$10\bar{1}0$>//AD的强织构(图3c3)。粗锻后形成<$10\bar{1}0$>//AD的织构；精锻后形成<0001>//RD、<$10\bar{1}0$>//CD、<$10\bar{1}0$>//AD的织构；挤压后形成<0001>//CD以及<$10\bar{1}0$>//AD的织构，如图3d3~f3所示。并且随着热加工过程的进行，<$10\bar{1}0$>//AD织构逐渐增强。故铸锭中心位置的<$10\bar{1}0$>//AD织构在后续热加工过程中极易被继承，表现出较强的遗传性。

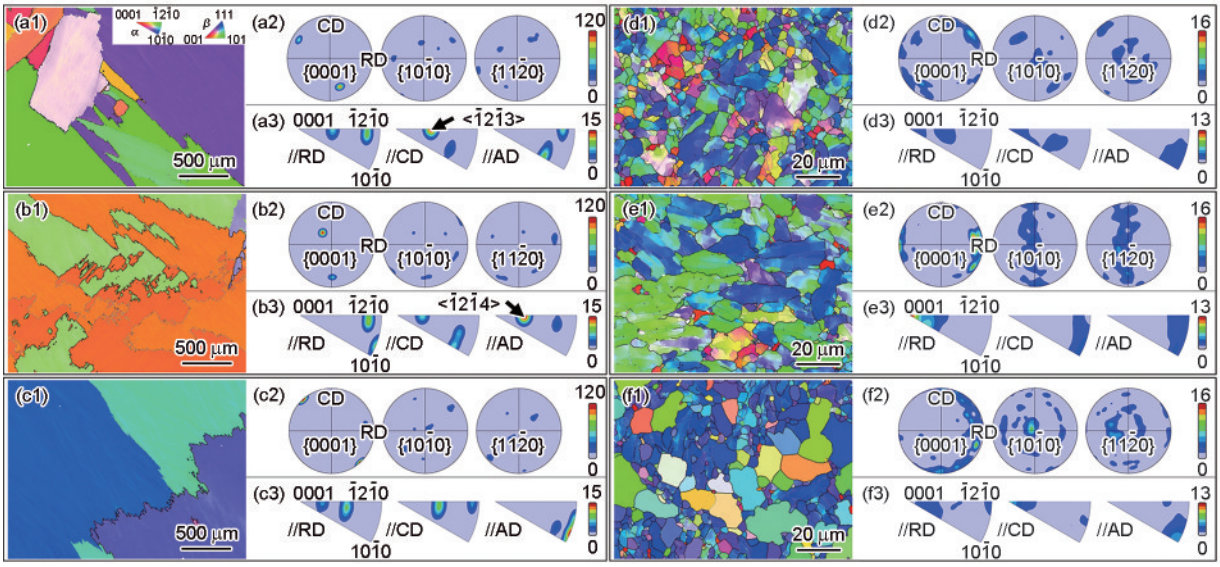
图4a~l为TA18合金铸锭不同位置和多阶段热加工后的晶界图、局部取向差(KAM)图，插图为KAM分布图。可见，TA18合金铸锭中α相的晶粒尺寸约为毫米级，铸锭粗大组织经粗锻后晶粒被完全细化，平均晶粒尺寸约为3.54 μm，表明铸锭粗大组织的遗传效应经粗锻加工后被消除。在随后的精锻和挤压过程中，晶粒逐渐粗化，平均尺寸分别达到了3.67和4.26 μm，表明粗锻后形成的等轴α晶粒在后续热加工过程中具有较强的稳定性。与晶粒尺寸细化相似，铸锭界面结构也发生改变，LAGB占比在粗锻和精锻后达到顶峰，分别为47.5%和64.5%，如图4m所示，标志着合金内部的变形储能和亚结构达到了最大化。这些高密度位错和亚晶界在后续加工过程中对微观组织演变有重要影响。首先，其储存的畸变能为后续热加工过程中的动态再结晶提供动力；其次，动态再结晶晶粒倾向于在高应变区域形核，并且某些亚晶取向极有可能在后续加工过程中保留。在随后的热挤压过程后，合金内LAGB占比降至36.4%，这可能与动态再结晶有关。KAM图为此提供了空间证据。如图4h、j和1所示，在粗锻和精锻后的合金内部，高应变区广泛分布于α相内；而在挤压后的合金内部，仅有少量高应变区残留于晶粒中。沿铸锭直径方向由外向内，KAM平均值($\overline{\mathrm{KAM}}$)逐渐增加，分别为0.31°、0.33°和0.46°，粗锻后$\overline{\mathrm{KAM}}$达到0.50°，精锻和挤压后$\overline{\mathrm{KAM}}$分别为0.47°和0.48°。$\overline{\mathrm{KAM}}$与LAGB占比的变化趋势大致相似，具体差异可能与统计误差有关。为理解上述过程，图4n给出了取向差角分布图。铸锭的取向差角主要集中分布在15°以上；粗锻和精锻后取向差角则分布在10°以下，这是变形导致亚晶界大量形成的直接证据，对应了其高的LAGB占比和$\overline{\mathrm{KAM}}$；挤压后的取向差角分

表1 图2k1中点1和2的EDS点扫描结果

Table 1 EDS point analysis results for points 1 and 2 in Fig.2k1

(mass fraction / %)

Point	Ti	Al	V
1	94.95	2.95	2.10
2	86.71	1.89	11.40



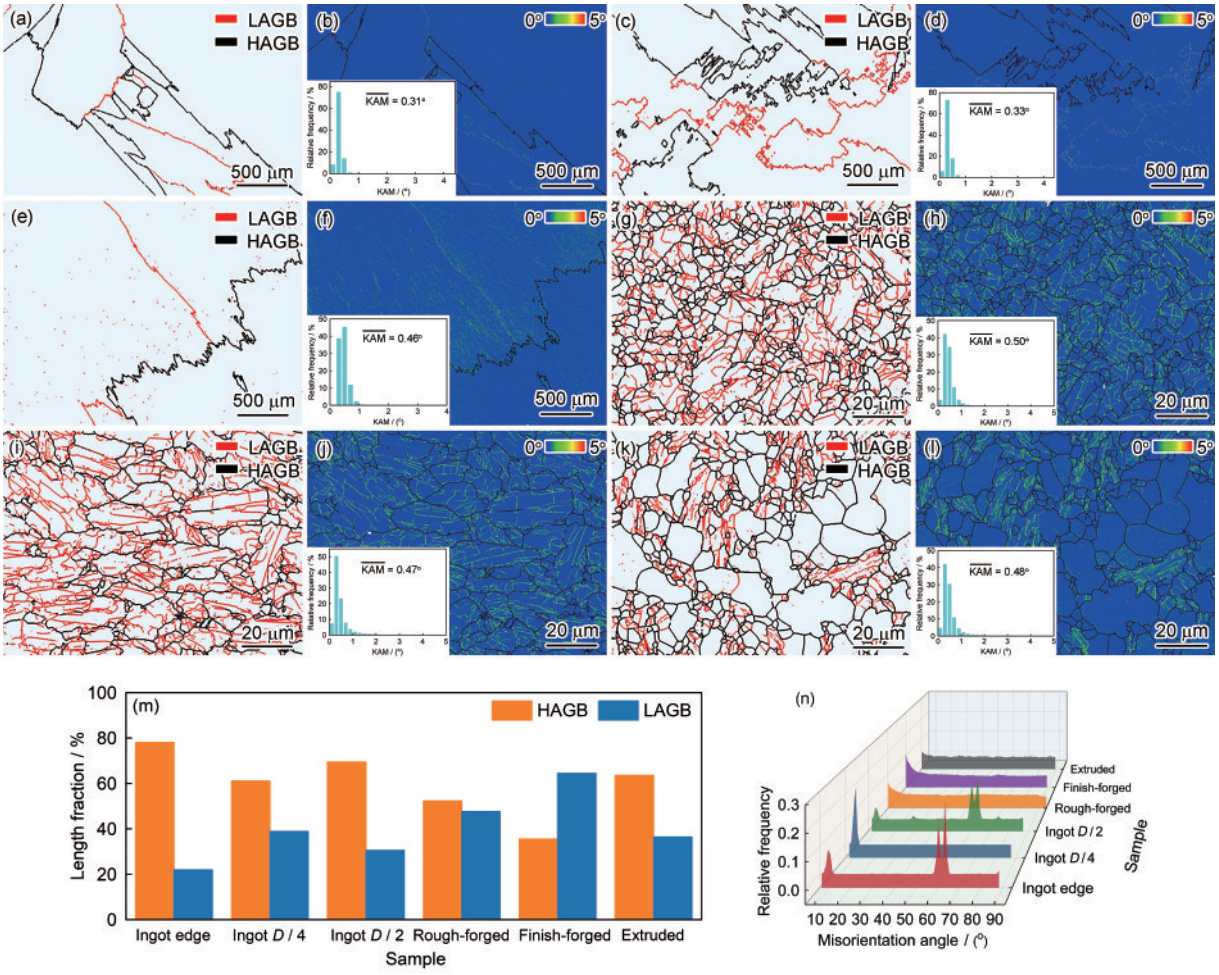
Color online

图3 TA18合金铸锭不同位置和多阶段热加工后的EBSD取向图、极图和反极图

Fig.3 EBSD orientation maps (a1−f1), pole figures (PFs) (a2−f2), and inverse pole figures (IPFs) (a3−f3) of TA18 alloy ingots at different locations and after multi-stage hot processing

(a1−a3) edge of the ingot (b1−b3) D / 4 position of the ingot (c1−c3) D / 2 position of the ingot

(d1−d3) rough-forged bar (e1−e3) finish-forged bar (f1−f3) extruded billet



Color online

图 4 TA18 合金铸锭不同位置和多阶段热加工后的晶界图、局部取向差图及其分布、大/小角度晶界占比和取向差角分布图

Fig.4 Grain boundary maps (a, c, e, g, i, k), kernel average misorientation (KAM) maps (b, d, f, h, j, l) and corresponding distributions (insets), LAGB/HAGB fractions (m), and misorientation angle distributions (n) of TA18 alloy ingots at different locations and after multi-stage hot processing (LAGB—low angle grain boundary, HAGB—high angle grain boundary. $\overline{\mathrm{KAM}}$—average KAM)

(a, b) edge of the ingot　(c, d) D / 4 position of the ingot　(e, f) D / 2 position of the ingot
(g, h) rough-forged bar　(i, j) finish-forged bar　(k, l) extruded billet

布曲线更加平缓，低角度峰减弱。综上所述，在 TA18 合金铸锭到管坯的整个热加工流程中，晶粒尺寸、LAGB 占比、$\overline{\mathrm{KAM}}$ 及取向差角分布四组参数的协同演变，共同描绘出铸锭热加工过程中的微观组织遗传链。

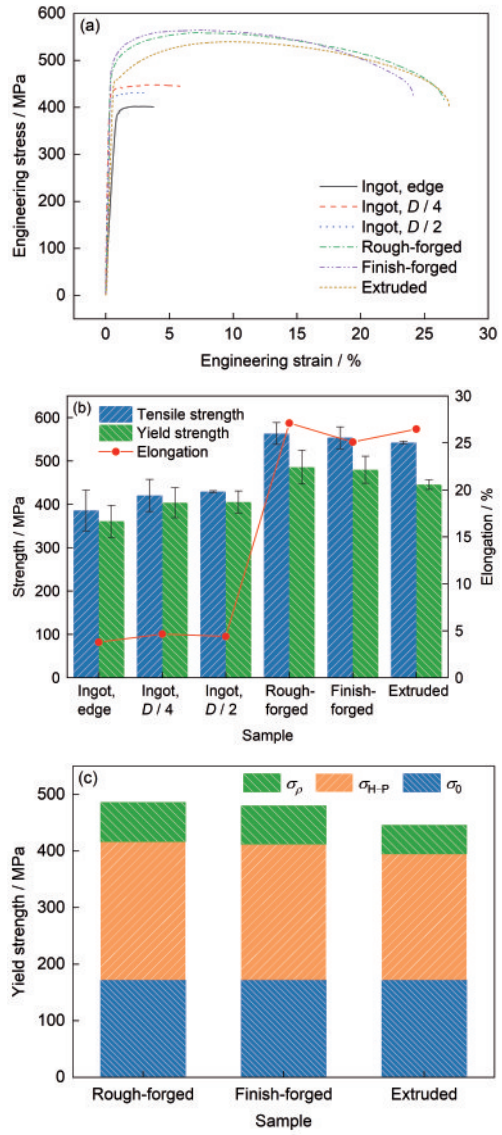
2.2 力学性能

图 5a 和 b 分别为 TA18 合金铸锭不同位置和多阶段热加工后的工程应力-应变曲线和室温力学性能演变规律。与铸态相比，所有热加工状态下强度均有所提升，抗拉强度由 400 MPa 左右提高至 550 MPa 左右，同时，延伸率也从 5% 以内提升至 20% 以上。其中，粗锻状态表现出最佳的强塑性匹配，精锻后强度和塑性均有小幅度下降，挤压后塑性有所恢复但强度又略有下降。合金的力学性能并非与单一的组织参数简单相关，而是由热加工过程中微观组织遗传演变的多尺度组织特征共同决定。本工作利用半定量的方法，采用屈服强度的经典线性叠加规则计算 TA18 合金的屈服强度[21~23]：

$$\sigma_{\mathrm{y}} = \sigma_0 + \sigma_{\mathrm{H-P}} + \sigma_\rho \tag{1}$$

式中，σ_{y} 为屈服强度；σ_0 为基体强度，取 172 MPa；$\sigma_{\mathrm{H\text{-}P}}$ 为细晶强化对 σ_{y} 的贡献；σ_ρ 为位错强化对 σ_{y} 的贡献[24]，$\sigma_\rho = \alpha M G b \sqrt{\rho}$，其中，$\alpha$ 为常数，M 为 Taylor 因子，G 为剪切模量，b 为 α 相的 Burgers 矢量模，ρ 为位错密度。由于位错密度难以准确统计，本工作采用实际屈服强度与 σ_0 和 $\sigma_{\mathrm{H\text{-}P}}$ 的差值作为 σ_ρ。$\sigma_{\mathrm{H\text{-}P}}$ 利用 Hall-Petch 公式计算[25]：

$$\sigma_{\mathrm{H-P}} = k d^{-\frac{1}{2}} \tag{2}$$



Color online

图5 TA18合金铸锭不同位置和多阶段热加工后的工程应力-应变曲线、力学性能对比和各强化机制对屈服强度的贡献

Fig.5 Engineering stress–strain curves (a), mechanical properties (b), and contributions from several strengthening mechanisms to yield strength (c) of TA18 alloy ingots at different locations and after multi-stage hot processing (σ_ρ—contribution of dislocation strengthening to yield strength, $\sigma_{H\text{-}P}$—contribution of fine grain strengthening to yield strength, σ_0—matrix strength)

式中，k为Hall-Petch系数[26]，取0.46 MPa·m$^{-1/2}$；d为平均晶粒尺寸，其数值根据EBSD数据计算。各计算项对TA18合金热加工后的屈服强度贡献如图5c所示。屈服强度的提升主要得益于两方面遗传性组织特征的贡献：首先，TA18合金铸锭经锻造(粗锻和精锻)产生并达到顶峰的变形亚结构遗传(高比例的LAGB)直接贡献了显著的加工硬化；其次，铸锭经锻造后打破的粗大晶粒遗传性和后续热加工过程中细小晶粒保持的遗传性是其强度提升的根本保证。经粗锻后形成的3.54 μm平均晶粒尺寸，打破了铸锭毫米级晶粒的遗传效应，根据图5c，$\sigma_{H\text{-}P}$在屈服强度的贡献中占据主导地位。塑性的演变同样与晶粒尺寸有关，细小晶粒的存在使得形变和位错塞积更加分散，不易因产生裂纹而断裂，使其塑性从根本上大幅提高。此外，变形亚结构也同样会对合金塑性产生显著影响。在精锻样品中，遗传自粗锻样品内的高密度位错亚结构以及精锻中变形产生的新的位错亚结构，使其内部具有高密度的位错缠结，表现为高比例的LAGB，最终导致其塑性下降。而挤压过程中变形亚结构含量的降低是其塑性提高的主因。此外，织构的存在可能导致塑性变形的各向异性，这也是影响宏观延伸率遗传性的晶体学因素。综上所述，TA18合金的最终力学性能是多工序组织遗传行为的宏观体现，强度主要来源于晶粒细化带来的细晶强化和中间工序累积的位错亚结构带来的位错强化；塑性则受制于亚结构含量，并通过后续工艺对其进行优化。这表明，通过对“组织遗传链”(尤其是晶粒尺寸与变形亚结构)的主动调控，可实现对合金强塑性匹配的精准设计。

2.3 断口特征

拉伸断口形貌的演变是合金宏观力学性能，特别是塑性与断裂行为的直接反映，可以直接反映合金的失效模式。图6为TA18合金铸锭不同部位与多阶段热加工后断口形貌的SEM像。如图6a~c和a1~c1所示，铸锭不同部位的断口形貌相似，宏观上无明显颈缩，均呈现出层状、褶皱状的微观形貌。这种层状变形形貌主要由剪切滑移主导，从而产生层叠式的变形痕迹[27,28]。铸锭中的粗大晶粒由片层状α相组成，位错滑移受到α片层阻碍使变形集中在晶界或相界，并且铸锭内存在成分偏析、缩松、缩孔等缺陷，在拉伸过程中易于在这些缺陷处产生应力集中，使其优先发生塑性变形，从而形成层状滑移形貌。其本质是片层滑移的累积，属于片层滑移型断口[29,30]。如图6d~f和d1~f1所示，锻造或挤压后的样品在拉伸过程中出现明显的颈缩现象，断口表面出现等轴韧窝、撕裂棱和微孔，属于典型的微孔聚集型韧性断裂[31]。这种断裂机制的根本性转变直接证实，初始的粗锻过程已完全打破了铸态粗大柱状晶组织的遗传，实现了断裂机制从脆性向韧性的跨越。尽管后续精锻和热挤压过程中的变形机制存在差异，但其断口形貌与粗锻状态并无本质区别，均表现为均匀的韧窝。EBSD分析结果(图3和4)表明，尽

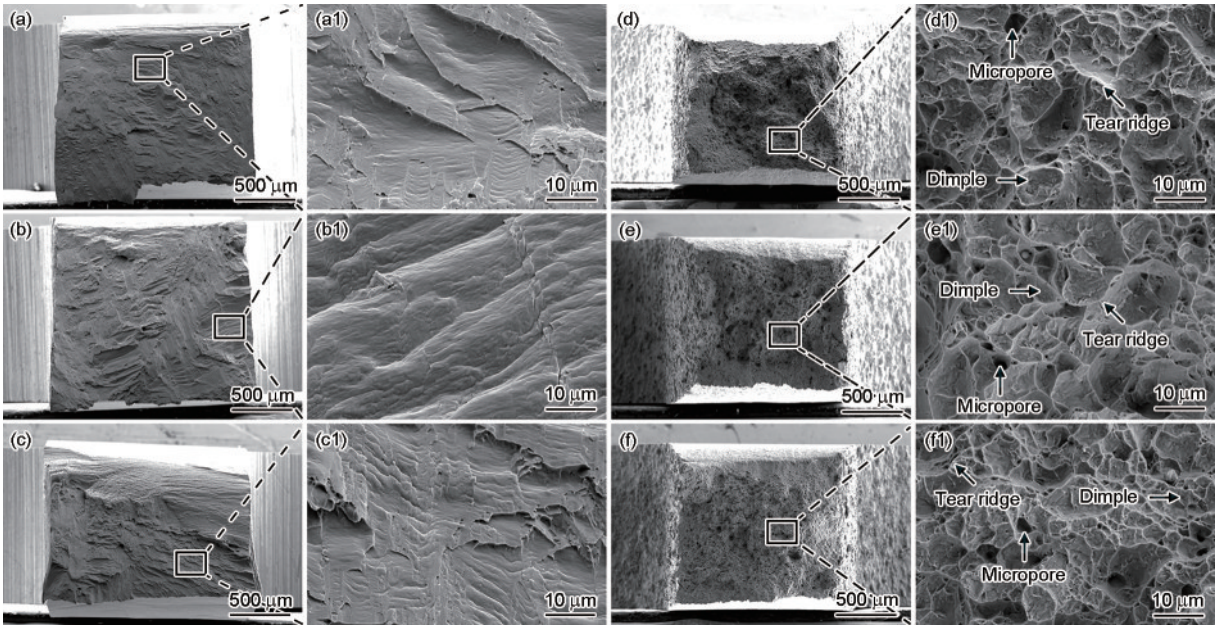


图6 TA18合金铸锭不同部位与多阶段热加工后断口形貌的SEM像

Fig.6 Low (a−f) and high (a1−f1) magnified SEM images of fracture morphologies of TA18 alloy ingot at different locations and after multi-stage hot processing

(a, a1) edge of the ingot　(b, b1) *D* / 4 position of the ingot　(c, c1) *D* / 2 position of the ingot

(d, d1) rough-forged bar　(e, e1) finish-forged bar　(f, f1) extruded billet

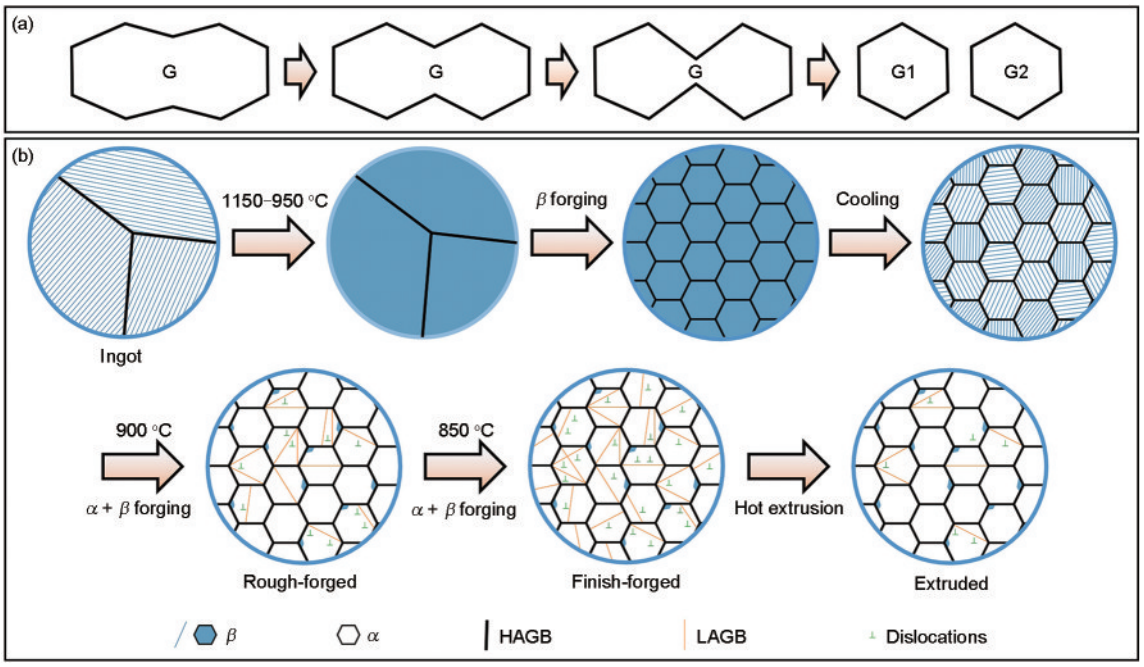
管不同状态的微观亚结构含量和织构强度发生剧烈演变，但细小的等轴α晶粒作为一种最根本的组织，自粗锻阶段形成后，在后续热加工过程中被成功继承，平均晶粒尺寸均在3~5 μm范围内。韧窝的形核与长大依赖于晶界等界面，而细小的等轴组织为其提供了大量均匀的形核位点，同时也阻碍了主裂纹的快速扩展，使裂纹扩展路径曲折化，从而导致了大量韧窝的产生[32]。因此，断口形貌的稳定性正是细小等轴晶组织这一核心特征在多工序间被成功遗传的最直接证明。综上所述，热加工工艺链对力学性能的调控，本质是通过打断不利的初始组织(粗大片层组织)遗传，并建立能够稳定遗传的新生组织(细小等轴晶组织)来实现的。虽然变形亚结构和织构遗传显著影响了强度-塑性的平衡，但最终决定断裂模式的仍然是晶粒尺寸与形貌这一最基础、最稳定的遗传特征。

3 分析与讨论

3.1 铸态-加工态多尺度微观组织继承与演变

基于微观组织的演化行为，本工作讨论三类组织遗传特征：晶粒尺寸和形貌、晶粒亚结构和晶体取向。其中，晶粒尺寸遗传为晶粒等效圆平均直径和等轴度；亚结构遗传指LAGB占比和KAM值；织构遗传为极密度最大值和*c*轴取向。

3.1.1 晶粒尺寸和形貌的遗传机制　铸锭中α相的晶粒尺寸较大，由α相片层与条状β相交替构成，且含有部分缩松、缩孔等铸造缺陷，如图2a~f所示。粗锻后样品内缩松、缩孔完全消失，晶粒尺寸由毫米级细化为微米级，在横截面上表现为细小等轴的α晶粒，而纵截面上的α晶粒沿AD被拉长(图2g和h)。粗锻的具体工艺是在1150~950 ℃的β相区和900 ℃的$\alpha+\beta$相区多火次锻造，在β锻过程中，毫米级的铸态晶粒在大变形量的锻造下，在晶界凹处变形不均匀，易产生高密度位错，形成能量梯度，LAGB不断汇聚形成大角度晶界(HAGB)，表现为晶界向晶内延伸生长直至与另一个或多个晶界相交，最终使原始晶粒破碎成两个或多个晶粒，原始β晶粒冷却后形成由片层状α相组成的细小等轴晶粒，微观组织演变与遗传链示意图如图7所示。在随后的$\alpha+\beta$锻过程中，晶粒尺寸继续细化，且晶粒形貌由片层状转化为等轴α相组织形貌(图2g和h)。由于锻造过程中样品径向受压、沿AD拉长，故在纵截面上形成扁平状晶粒。这种由粗锻产生的横截面上微米级等轴晶粒和纵截面上扁平状晶粒构成的等轴α相组织形貌，彻底打破了铸态粗大片层组织和缩松、缩孔等铸造缺陷的遗传，建立了微米级晶粒的等轴α相组织遗传新起点。在850 ℃ $\alpha+\beta$双相区精锻时，等轴α相组织发生变形，粗锻阶段在横截面上产生的等轴晶经精锻后被继承下来，而纵截面上的扁平晶粒被进一步拉长，见图2i和j。与粗锻相比，



Color online

图7 微观组织演变与遗传链示意图

Fig.7 Schematics of microstructural evolution and inheritance chain

(a) grain fragmentation during hot working (G—original grain, G1—fragmented grain 1, G2—fragmented grain 2)

(b) microstructural inheritance chain during multi-stage thermomechanical processing from ingot to tube blank

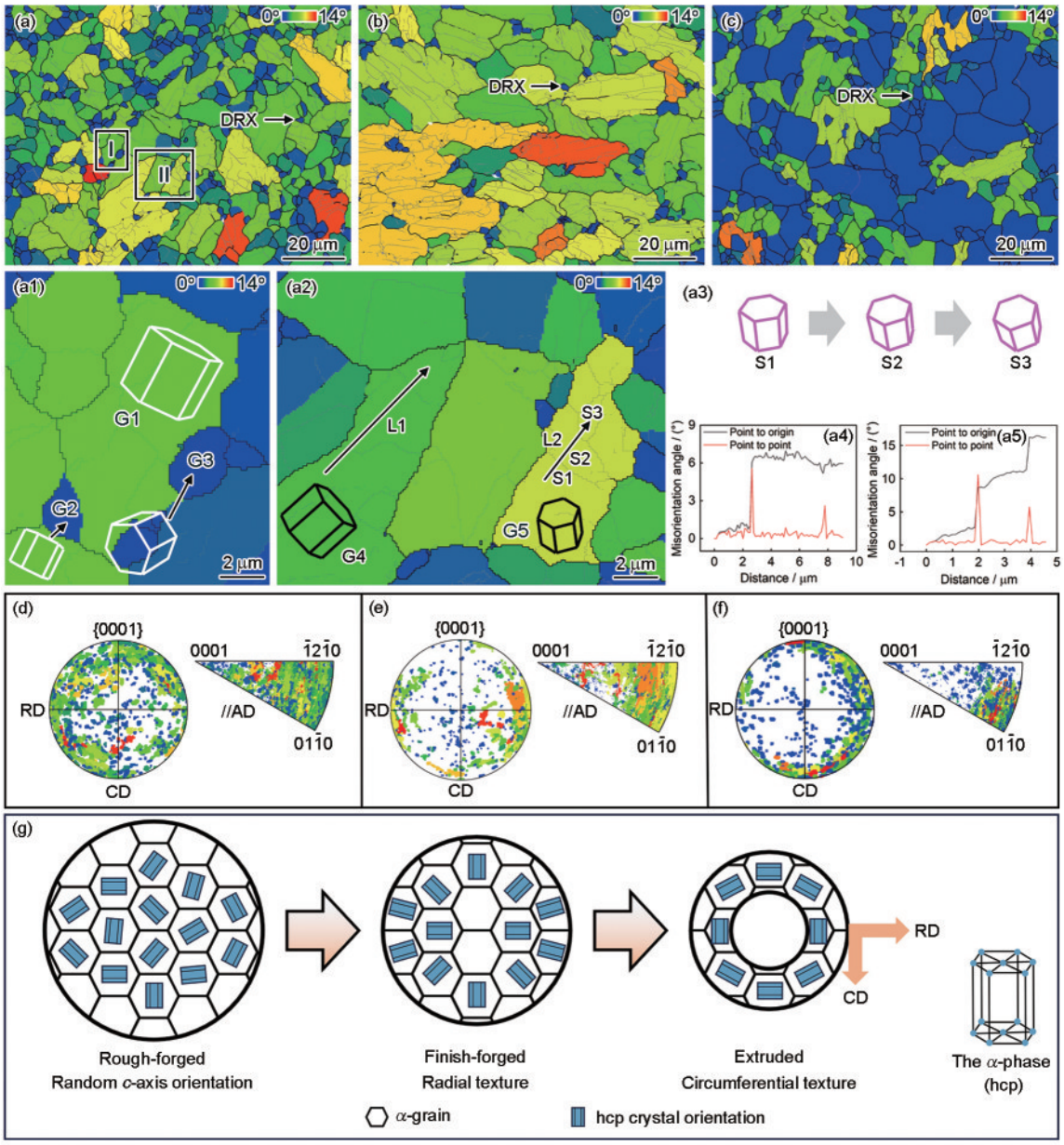
精锻过程中变形量较低，晶粒略微粗化，平均晶粒尺寸由3.54 μm变为3.67 μm。热挤压过程同样使α相组织发生变形，继承了上一工艺产生的微米级晶粒尺寸，晶粒尺寸继续粗化至4.26 μm。热挤压后的合金继承了精锻后横截面的等轴α相组织形貌，纵截面上的扁平状晶粒进一步拉长。

3.1.2 亚结构的遗传机制　在粗锻的β锻过程中，bcc结构的β相层错能较高，且在较高的变形温度下，动态回复(DRV)是其主要的回复机制[33]。而在$\alpha+\beta$相区变形时，β相为软相，α相为硬相，β相率先变形并承受较大的应变，α相内应变较低，难以达到触发DRX的临近应变[34]。并且α相作为硬质相，也会起到钉扎作用，阻碍晶界的迁移，导致β相难以发生DRX[35]。这些原因共同作用使粗锻棒的DRX程度较低，但由于变形量较大，通过DRV难以完全消除内应力，导致样品内LAGB占比和$\overline{\mathrm{KAM}}$增加(图4)，形成了高密度的位错亚结构，这种高亚结构含量也将作为另一种遗传特征被同时建立。

在精锻过程中，与粗锻中的$\alpha+\beta$工艺相似，同样难以通过触发DRX消耗变形储能，并且精锻使得合金进一步变形，内部变形储能增加，LAGB占比增加(图7b)，表明其内部位错亚结构含量进一步增加，$\overline{\mathrm{KAM}}$的轻微降低可能与统计方式有关。因此，精锻后的合金不仅继承了等轴α相组织形貌，而且继承并增加了其亚结构含量。与锻造不同的是，热挤压过程具有较高的应变速率，位错来不及通过DRV完全消除，并且还继承了精锻后的高亚结构含量，导致位错密度迅速积累至临界值，促发了DRX形核[36]。并且充足的变形储能也为DRX晶粒的持续形核与长大提供了足够的驱动力，使DRX能够充分进行[37,38]，LAGB占比降低，内部亚结构含量降低。因此，热挤压后的合金通过充分的DRX，大幅消除了亚晶结构的遗传。

3.1.3 晶体学取向的遗传机制　为更好地探究DRX行为对热加工过程中晶体学取向遗传的影响，本工作采用晶粒取向扩展(grain orientation spread，GOS)法识别再结晶晶粒[39,40]，GOS值小于2°的晶粒(蓝色)为再结晶晶粒[40,41]，其余为变形晶粒(非蓝色)。图8a~c为TA18合金铸锭各阶段热加工后的GOS图。可见，粗锻和精锻后样品以变形晶粒为主，此时LAGB占比较高，均在45%以上。这主要是由于此时变形量较大或DRX过程不完全，亚晶粒含量较高，导致形成大量LAGBs。挤压后样品内主要为DRX晶粒，而LAGB主要存在于变形晶粒中，因此LAGB占比较低。

图8a1和a2分别为图8a中区域I和II的局部放大图，其中G1~G5表示不同晶粒，S1~S3表示不同亚



Color online

图 8 TA18 合金热加工过程中的 EBSD 分析和晶体取向演变示意图

Fig.8 EBSD analyses (a–f, a1–a5) and schematics showing the evolution of crystal orientation (g) during thermomechanical processing

(a–c) grain orientation spread (GOS) maps corresponding to the rough-forged (a), finish-forged (b), and extruded (c) conditions

(a1, a2) enlarged GOS maps of the rectangle regions I (a1) and II (a2) in Fig.8a (G1–G5 represent different grains, and S1–S3 represent different subgrains)

(a3) schematic of the crystal structures for subgrains S1–S3 marked in Fig.8a2

(a4, a5) misorientation angle profiles along lines L1 (a4) and L2 (a5) in Fig.8a2, respectively

(d–f) PFs and IPFs corresponding to the rough-forged (d), finish-forged (e), and extruded (f) conditions

晶。图 8a3 为图 8a2 中亚晶 S1~S3 晶体结构示意图。研究表明，DRX 机制分为连续动态再结晶(CDRX)和不连续动态再结晶(DDRX)[42]，当晶内累积取向差大于 15°时一般产生 CDRX，小于 15°时一般产生 DDRX[43]。以粗锻样品为例，选取图 8a2 中 G4 和 G5 两个变形晶粒进行研究，G4 晶粒沿箭头 L1 方向的累积取向差小于 7° (图 8a4)，点对点取向差小于 6°，表明形成此晶粒的方式为 DDRX 机制。DDRX 的典型特征是应变诱导晶界凸出形核[44]，如图 8a1 中 G3 晶粒所示，原始晶粒的晶界向高密度位错区域凸出，晶界扫过的区域位错密度降低，形成无畸变的再结晶晶粒。而 G5 晶粒中沿箭头 L2 方向的累积取向差

大于15°，点对点取向差出现约5°和约10°两个数值(图8a5)，表明亚晶产生旋转导致取向差增加，这属于CDRX的典型特征，也可以用图8a3显示的亚晶S1~S3的晶体结构旋转过程证实。CDRX主要通过相邻亚晶旋转增加取向差，同时LAGB通过吸收位错增加取向差逐渐转变为HAGB，从而形成CDRX晶粒。综上所述，热加工过程中同时发生CDRX与DDRX。

图8d~f为铸锭各阶段热加工后的极图和反极图。可以看出，部分DRX晶粒与变形晶粒具有特定取向，即{0001}晶面与<10$\bar{1}$0>晶向趋于轴向。图8a2和a3显示，亚晶粒和母相晶粒具有相似的晶体取向。在CDRX过程中，LAGB不断吸收位错使亚晶与母相之间的取向差逐渐增大，形成HAGB后使亚晶转化为新的DRX晶粒，这些新晶粒的取向虽与母晶粒存在差异，但由于是由亚晶逐渐旋转而成，其晶体取向源于母晶粒变形区域，因此其晶体取向很大程度上继承于母相[45]。如图8a1中被LAGB和HAGB包围的G2晶粒，其由变形晶粒G1通过CDRX过程产生。DDRX过程是通过在晶界处产生HAGB完成形核的，其过程是非连续的，故呈随机取向，如图8a1中G3晶粒所示，G3晶粒是由变形晶粒G1晶界处凸出形核产生的DDRX晶粒。综上所述，CDRX晶粒具有与母相相似的晶体取向，呈遗传性，DDRX晶粒则呈随机取向，促使织构随机化。TA18合金的整体微观组织形貌和织构由CDRX与DDRX相互竞争、耦合调控。

铸锭中心位置具有{0001}//AD和<10$\bar{1}$0>//AD取向的晶粒，是后续所有织构遗传的起点。在整个加工过程中，晶粒在应力作用下发生旋转，使其密排面趋于AD。$\beta\rightarrow\alpha$相变一般遵循Burgers取向关系($\{0001\}_{\alpha}//\{110\}_{\beta}$)[46]，使得初生$\alpha$相与次生$\alpha$相的{0001}晶面均趋于AD。此外，加工过程中同样会产生应力诱导相变和应力驱动α变体选择[47–49]。应力诱导相变主要是指在$\alpha+\beta$相区锻造过程中，应力场可以为相变过程提供驱动力，改变其热力学条件，促进α相与β相的相互转变。应力诱导α变体选择主要是指在$\beta\rightarrow\alpha$相变过程中向某特定变体转化，一般是潜在滑移系与β相已激活滑移系最匹配的α变体，或密排面平行于β相晶界或亚晶界的变体[47]。本工作中锻造后形成显著的{0001}//AD织构，该织构不仅来源于初生α相的塑性变形，也强烈依赖β相转变的次生α相的应力诱导变体选择效应。研究[47,49,50]表明，变体选择效应可以显著影响微观组织和织构形态，局部趋于形成少量变体会使晶体呈集中取向，在宏观上表现出具有一定位向关系的织构。因此，可通过调整受力方向改变变形晶粒的旋转方向和应力驱动α变体的选择，从而决定遗传或打破原始样品的晶体学取向。

在本工作中，尽管粗锻工艺显著改变了α相的形貌，但处于铸锭中心位置的α相，其晶体学取向信息很大程度上被继承下来，表现为强烈的基面织构，并在后续热加工过程中被持续遗传。如图8d和g所示，粗锻后合金中α相的c轴呈随机取向，初步形成{0001}//AD织构和<10$\bar{1}$0>//AD织构。粗锻过程中形变主要集中在β单相区，且β相比α相更易于变形，因此形变主要集中在β相内，在随后的$\beta\rightarrow\alpha$相变中，β相转化为α相的12个变体，使其c轴呈随机取向。精锻后合金中α相的c轴//RD，形成了径向织构，{0001}//AD织构和<10$\bar{1}$0>//AD织构的强度略有增加(图8e和g)。精锻过程中由于应变储能充足，且样品始终径向受力，使得{0001}取向与径向垂直，最终产生径向织构。而织构强度增加可以归因于变形使晶粒发生旋转，使α相与β相的密排面和密排方向均趋于AD，增强了{0001}//AD织构，同时形成了<$\bar{1}$2$\bar{1}$0>//AD的弱织构，如图3e3所示。此外，应力诱导相变和α变体选择效应也同样有贡献。而挤压后合金中α相的c轴//CD，形成了周向织构，{0001}//AD织构略有减弱(图8f和g)。挤压过程中应变储能较高，DRX得以充分进行，织构强度的降低也正证明了这一点，但仍保留{0001}//AD织构(图3f3)。此时，外力与DRX共同作用导致了周向织构的产生。<10$\bar{1}$0>//AD织构在整个热加工过程中持续增强。铸锭中心位置的<10$\bar{1}$0>//AD的晶粒在粗锻等热加工过程中被遗传并不断加强，形成<10$\bar{1}$0>//AD织构。一方面，变形晶粒受力旋转使得{0001}和<10$\bar{1}$0>趋于AD；另一方面，在热加工过程中产生CDRX，形成的新相与母相具有相近的晶体取向[45,51]。故而在原始{0001}//AD和<10$\bar{1}$0>//AD晶粒周围形成多个{0001}//AD和<10$\bar{1}$0>//AD取向的CDRX晶粒，最终表现出{0001}//AD和<10$\bar{1}$0>//AD织构的遗传。因此，铸锭中心位置与AD平行的{0001}基面织构和<10$\bar{1}$0>//AD织构具有较强的遗传性。

综上所述，晶体学取向的遗传并不是简单的复制，而是具有继承性与发展性的双重特征：CDRX机制使新生成的再结晶晶粒继承母相的晶体学取向；通过DDRX机制产生随机取向的新晶粒，弱化原有织构，并与CDRX机制的遗传作用形成竞争。此外，应力的存在可以使变形晶粒发生旋转，且可

以驱动$\beta\rightarrow\alpha$相变中α变体的选择，因此也可以通过调控应力方向决定遗传或打破某种织构。可见，晶体学取向的遗传是原始组织取向、DRX、变形等多种机制竞争与协同的结果，从而实现动态、有选择性的继承和演化。

3.2 微观组织与织构遗传对力学性能的耦合作用

铸锭的粗大组织是后续加工过程中组织遗传和力学性能调控的基础。需要指出，本工作所用的TA18合金样品，经粗锻后缩松、缩孔等铸造缺陷被消除，经精锻和挤压后更为致密，并且，TA18合金组织以α相为主，β相含量较低，因此不考虑缺陷和相比例对力学性能的影响。在变形过程中，α相晶粒破碎、球化，同时产生DRX，形成均匀、细小的等轴α相形貌，并在后续加工中被稳定遗传。根据Hall-Petch关系，细小的等轴α相起到细晶强化的作用[52,53]。此外，粗锻后产生的高密度亚结构起到加工硬化的作用，两者共同作用使其轴向抗拉强度由400 MPa左右提高至550 MPa左右。细小等轴晶粒的存在不仅是抗拉强度大幅提升的基础，而且还可使合金变形更为均匀，不易产生裂纹，从而大幅提高塑性。但是合金塑性同样受亚结构含量遗传所控制，精锻阶段遗传并强化的高含量LAGB导致了塑性低谷，挤压后LAGB占比降低促使塑性恢复。综上所述，细小等轴α相有利于提升合金强度和塑性，而高变形晶粒和高亚结构含量会严重损害合金塑性，故在加工过程中应保持细小等轴α相这一有益遗传特征，并在加工链中阻断或转化高变形晶粒和高亚结构含量这一有害遗传特征。

对于晶粒亚结构，LAGB占比从精锻样品的64.5%降至挤压样品的36.4%，延伸率有所回升，两者变化趋势对应，表明亚结构含量是塑性演变的主导因素。LAGB占比的变化是变形储能积累和再结晶消耗位错相互竞争、共同作用的结果。通过GOS图与KAM图对比，可以定性区分两者的贡献，但难以进行定量区分。此外，织构对塑性的定量影响分析较为复杂，本文未做深入讨论。

另一方面，TA18合金微观组织以hcp结构的α相为主，其五个滑移系统中基面({0001}<11$\bar{2}$0>)和柱面($\{10\bar{1}0\}$<11$\bar{2}$0>)滑移系统通常被认为是主要的滑移系，它们的临界变形抗力较低，易于滑移[54]。因此，钛合金中的α相沿c轴方向难以滑移，变形困难，强度最高。粗锻后的样品中含有{0001}//AD与<10$\bar{1}$0>//AD织构，但c轴取向较为随机，为后续加工提供了织构基础，如图8d所示。精锻使c轴发生旋转，形成径向织构(图8e)，这是高压管材的理想织构[50,55]。晶粒c轴//RD使精锻棒径向强度提高，但此时样品内位错等亚结构塞积严重，严重影响TA18合金的塑性。挤压后管坯内LAGB等亚晶含量大幅降低，晶粒c轴转向CD，形成周向织构(图8f)。周向织构虽可提高周向强度，但纵向裂纹对其极为敏感，易使裂纹快速扩展而断裂[55]。因此，加工过程中应尽量保持径向织构的遗传或转化，避免或弱化周向织构的遗传。

基于以上分析，理想的组织遗传调控方案是：粗锻阶段通过大变形量彻底打破铸态缩松、缩孔和粗大片层组织的不利遗传，建立细小等轴晶和织构的微观组织基础；精锻阶段继承等轴α相组织以保证合金的强度和塑性，同时应避免高变形晶粒和高亚结构含量的产生与过度遗传；挤压阶段应充分促进DRX以消除有害的亚结构遗传，并利用DRX机制优化有益织构的遗传或打破有害织构的遗传。

DRX是实现晶粒细化并弱化甚至消除亚结构的有效机制。其中，通过CDRX机制形成的晶粒与母相取向相近，有助于织构遗传；通过DDRX机制形成的晶粒则随机取向，可用于调控晶粒尺寸与织构强度。此外，变形晶粒也可以使遗传特征延续，但含量过高会使亚结构增殖；应力诱导的α变体选择效应也可遗传或打破某些织构。因此，可通过增强CDRX以继承径向织构，或借助应力诱导选择有利于径向织构的α变体转变，但需注意避免晶粒粗化。同时，利用DDRX提高晶粒取向随机性，弱化周向织构或促进不利于该织构的α变体形成。此外，变形晶粒作为织构遗传的载体，其含量调控也可用于优化织构组成，消除不利织构，调控合金内部亚结构含量。综上所述，在TA18合金热加工过程中，应综合调控DRX机制(CDRX和DDRX机制)、应力诱导α变体选择效应以及变形晶粒含量，最终获得均匀、细小的等轴晶组织与径向织构，实现多尺度微观组织和性能的一体化协同控制。

4 结论

(1) 基于TA18合金从铸锭到管坯成型的热加工过程，构建了一条清晰的多尺度组织形貌遗传链。粗锻打破了铸态粗大组织和缩松、缩孔铸造缺陷的遗传，建立了微米级等轴α相和高亚结构含量的新遗传特征。精锻继承等轴α相形貌，但进一步强化遗传了高变形晶粒和高亚结构含量的特征。挤压最终优化了该遗传链，在保持等轴α相形貌遗传的同时弱化了有害的高亚结构含量的遗传。

(2) 晶体学取向的遗传表现出继承性与发展性的双重特征。铸锭中心的{0001}//AD和<10$\bar{1}$0>//AD取向的晶粒通过变形旋转和CDRX机制被强烈遗传。而c轴取向的演变可能受DRX和变形机制共同控制，经历了从随机到径向再到周向的受控演变。织构的最终状态是原始组织取向、变形以及CDRX和DDRX机制竞争与耦合的结果。

(3) 力学性能是微观组织与织构遗传特性的宏观体现，可通过调控遗传路径进行设计。强度的提升主要归功于细小等轴α晶粒形貌的成功建立与遗传，以及高密度亚结构加工硬化的贡献。塑性也同样与其相关，细小等轴晶是塑性大幅提高的基础，而高亚结构含量则会损害部分塑性。在整个加工过程中，细小等轴晶、适当的亚结构含量、径向织构等有益的组织遗传需要被强化，而高变形晶粒、高亚结构含量、强周向织构等有害的组织遗传需要在工艺链中被阻断或转化。

(4) 实现TA18合金高性能管坯制备的关键，在于对组织遗传全流程的协同调控。通过调控多阶段热加工参数，可以利用CDRX机制继承有利织构，通过DDRX弱化不利织构，并通过提高动态再结晶程度消除有害亚结构，最终实现组织、织构与性能的一体化优化。

参 考 文 献

[1] Najafizadeh M, Yazdi S, Bozorg M, et al. Classification and applications of titanium and its alloys: A review [J]. J. Alloys Compd. Commun., 2024, 3: 100019

[2] Alabort E, Tang Y T, Barba D, et al. Alloys-by-design: A low-modulus titanium alloy for additively manufactured biomedical implants [J]. Acta Mater., 2022, 229: 117749

[3] Xu W C, Tong X Y, Wang Y Q, et al. Research progress on the influence of the deep-sea environment on the stress corrosion of titanium alloys [J]. Acta Metall. Sin., 2025, 61: 1469
(徐玮辰, 佟向瑜, 王优强等. 深海环境对钛合金应力腐蚀影响的研究进展 [J]. 金属学报, 2025, 61: 1469)

[4] Yang Z K, Wu J J, Wang M Y, et al. Tensile deformation behavior of high-strength TA18 titanium alloy tube under warm forming conditions and constitutive model based on dislocation density [J]. Mater. Today Commun., 2023, 37: 107336

[5] Cheng Z H, Abd El-Aty A, Zhang R S X, et al. Finite element modeling and experimental investigation on manufacturing TA18 alloy pipes via hot free bending forming technology: Forming characteristics and process optimization [J]. J. Mater. Res. Technol., 2024, 29: 5225

[6] He S T, Zeng W D, Xu J W, et al. The texture evolution related to the interactions between α and β phases in dual-phase region annealing of a near α titanium alloy pipe after Pilger cold rolling [J]. J. Alloys Compd., 2022, 890: 161807

[7] Lu S L, Zhang Z J, Liu R, et al. Optimal tensile properties of laser powder bed fusion hereditary basket-weave microstructure in additive manufactured Ti6Al4V [J]. Addit. Manuf., 2022, 59: 103092

[8] Sun Z Y, Mo X F, Li Y F, et al. Effects of hot isostatic pressing parameters on microstructure and properties of TA15 titanium alloy [J]. Spec. Cast. Nonferrous Alloys, 2023, 43: 804
(孙志雨, 莫晓飞, 李亚峰等. 热等静压工艺参数对TA15钛合金组织及性能的影响 [J]. 特种铸造及有色合金, 2023, 43: 804)

[9] Wang C Y, Wang Y H, Li Y, et al. Effect of texture inheritance on microstructure of beta C titanium alloy [J]. Rare Met. Mater. Eng., 2023, 52: 3382
(王春阳, 王玉会, 李 野等. TB9钛合金棒材组织遗传效应与性能(英文) [J]. 稀有金属材料与工程, 2023, 52: 3382)

[10] Qin X Y, Liu H, Chen Y Y, et al. Optimization in strength–ductility of Mg–Gd–Y–Zn–Al alloy through microstructural heredity process regulation [J]. Mater. Sci. Eng., 2025, A944: 148930

[11] Chen Q Y, Zhang W N, Tang S, et al. Microstructural heredity of Ni-containing cryogenic steel and its effect on the toughness at 77 K [J]. Mater. Sci. Eng., 2022, A832: 142441

[12] Cheng X, Gao G H, Fu C, et al. Mechanistic understanding of banded microstructure and its effect on anisotropy of toughness in low carbon-low alloy steel [J]. Mater. Sci. Eng., 2025, A919: 147507

[13] Azizi N, Mahmudi R. Microstructure, texture, and mechanical properties of the extruded and multi-directionally forged Mg–xGd alloys [J]. Mater. Sci. Eng., 2021, A817: 141385

[14] Semiatin S L. An overview of the thermomechanical processing of α/β titanium alloys: Current status and future research opportunities [J]. Metall. Mater. Trans., 2020, 51A: 2593

[15] Chen P, Li J S, Li C C, et al. Research on the hot-temperature rheological behavior and microstructural evolution of TA18 titanium alloy [J]. Mater. Today Commun., 2025, 43: 111810

[16] Wang Z L, Wang L, Zhang S Y, et al. Analytical springback modelling for thermal-mechanical bending of TA18 tube under non-isothermal loading [J]. Appl. Math. Model., 2025, 143: 115964

[17] Zhao Z B, Tan H B, Zhang B H, et al. Review: Microtextures in near α and $\alpha+\beta$ dual-phase titanium alloys [J]. Acta Metall. Sin., 2026, 62: 275
(赵子博, 谭海兵, 张博华等. 综述: 近α型和$\alpha+\beta$两相钛合金的微织构 [J]. 金属学报, 2026, 62: 275)

[18] Liang C Z, Wang J, Xu J F, et al. High-temperature tensile deformation behavior and damage model of TB6 alloy [J]. J. Inn. Mong. Univ. Technol. Nat. Sci. Ed., 2024, 43: 434
(梁春祖, 王 静, 许江帆等. TB6钛合金高温拉伸变形过程临界损伤模型 [J]. 内蒙古工业大学学报(自然科学版), 2024, 43: 434)

[19] Wang B, Li R, Liu J L. Grain refinement of ZALSi7Mg1 alloy by structure heredity [J]. Found. Technol., 2009, 30: 779

(王 斌, 李 日, 刘军利. 利用组织遗传性细化ZAlSi7Mg1合金晶粒的研究 [J]. 铸造技术, 2009, 30: 779)

[20] Jing Z Q, Sun Y H, Song S C. Numerical simulation of macrosegregation heredity on TC4 titanium alloy ingot by vacuum arc remelting [J]. Metall. Res. Technol., 2023, 120: 116

[21] Li D, Huang H L, Chen C, et al. Additive manufacturing of high strength near β titanium alloy Ti-55511 by engineering nanoscale secondary α laths via in-situ heat treatment [J]. Mater. Sci. Eng., 2021, A814: 141245

[22] He S H, He B B, Zhu K Y, et al. On the correlation among dislocation density, lath thickness and yield stress of bainite [J]. Acta Mater., 2017, 135: 382

[23] Zhang Y, Li D S, Li X Q, et al. Creep deformation and strength evolution mechanisms of a Ti−6Al−4V alloy during stress relaxation at elevated temperatures from elastic to plastic loading [J]. J. Mater. Sci. Technol., 2022, 126: 93

[24] Sun Y G, Zhang C J, Feng H, et al. Dynamic recrystallization mechanism and improved mechanical properties of a near α high temperature titanium alloy processed by severe plastic deformation [J]. Mater. Charact., 2020, 163: 110281

[25] Fan X G, Yang H, Gao P F. Prediction of constitutive behavior and microstructure evolution in hot deformation of TA15 titanium alloy [J]. Mater. Des., 2013, 51: 34

[26] Matsumoto H, Velay V. Mesoscale modeling of dynamic recrystallization behavior, grain size evolution, dislocation density, processing map characteristic, and room temperature strength of Ti−6Al−4V alloy forged in the ($\alpha + \beta$) region [J]. J. Alloys Compd., 2017, 708: 404

[27] Yang G J, Park S J. Deformation of single crystals, polycrystalline materials, and thin films: A review [J]. Materials, 2019, 12: 2003

[28] Zhou Z C, Jiang B B, Qiu J K, et al. Phase interface-induced dwell fatigue cracks in titanium alloy with lamellar microstructure [J]. Sci. China Mater., 2023, 66: 4267
(周志春, 江彬彬, 邱建科等. 片层组织钛合金中相界面诱导保载疲劳裂纹形成(英文) [J]. 中国科学: 材料科学(英文版), 2023, 66: 4267)

[29] Burtscher M, Alfreider M, Schmuck K, et al. *In situ* fracture observations of distinct interface types within a fully lamellar intermetallic TiAl alloy [J]. J. Mater. Res., 2021, 36: 2465

[30] Duan C Z, Zhang L C, Li H H, et al. Ductile fracture due to adiabatic shear during the serrated chip formation in high speed cutting: A microscopic investigation [J]. Key Eng. Mater., 2011, 467−469: 181

[31] Zhang M C, Xu Q S, Liu Y, et al. Effect of hot-pressing temperature on the microstructure and properties of the diffusion-bonded region of TC4 alloy [J]. Acta Metall. Sin., 2025, 61: 1183
(张洺川, 徐勤思, 刘 意等. 热压温度对TC4合金扩散连接区组织与性能的影响 [J]. 金属学报, 2025, 61: 1183)

[32] Wang K, Li H H, Zhou Y, et al. Dislocation slip and crack nucleation mechanism in dual-phase microstructure of titanium alloys: A review [J]. Acta Metall. Sin. (Engl. Lett.), 2023, 36: 353

[33] Fan X G, Zeng X, Yang H, et al. Deformation banding in β working of two-phase TA15 titanium alloy [J]. Trans. Nonferrous Met. Soc. China, 2017, 27: 2390

[34] Chen G X. Microscopic deformation behavior of Ti−6Ai−4V titanium alloy based on the characteristic of two phase [D]. Qinhuangdao: Yanshan University, 2018
(陈国兴. 基于双相特征的Ti-6Al-4V钛合金微观变形行为研究 [D]. 秦皇岛: 燕山大学, 2018)

[35] Chen Y T, Wang K, Ren Z. Interaction between phase transformation and static recrystallization during annealing of rolled TC18 titanium alloy [J]. J. Mater. Sci. Technol., 2024, 202: 1

[36] Li Y L, Fang H Z, Chen R R, et al. A comparative analysis of a unique DRX process in achieving a homogeneous distribution of β grains in the single phase region of as-cast Ti644321 alloy [J]. Mater. Charact., 2024, 207: 113505

[37] Li H Z, Wu D P, Jiang H J, et al. Dynamic recrystallization mechanism and model of TC31 titanium alloy sheet during hot deformation [J]. J. Mater. Res., 2025, 40: 1877

[38] Yang Q Y, Ma M, Tan Y B, et al. Microstructure and texture evolution of TB8 titanium alloys during hot compression [J]. Rare Met., 2021, 40: 2917

[39] Rios P R, Siciliano Jr F, Sandim H R Z, et al. Nucleation and growth during recrystallization [J]. Mater. Res., 2005, 8: 225

[40] Hadadzadeh A, Mokdad F, Wells M A, et al. A new grain orientation spread approach to analyze the dynamic recrystallization behavior of a cast-homogenized Mg−Zn−Zr alloy using electron backscattered diffraction [J]. Mater. Sci. Eng., 2018, A709: 285

[41] Chen Y L, Jin L, Dong J, et al. Twinning effects on the hot deformation behavior of AZ31 Mg alloy [J]. Mater. Charact., 2016, 118: 363

[42] Huang K, Logé R E. A review of dynamic recrystallization phenomena in metallic materials [J]. Mater. Des., 2016, 111: 548

[43] Wang Y S, Li Z D, Wang H Y, et al. Flow behavior and dynamic recrystallization mechanism of a new near-alpha titanium alloy Ti−0.3Mo−0.8Ni−2Al−1.5Zr [J]. J. Mater. Res. Technol., 2024, 30: 3863

[44] Xie B C, Zhang B Y, Yu H, et al. Nucleation mechanism of discontinuous dynamic recrystallization with restrained grain boundary sliding [J]. Met. Mater. Int., 2021, 27: 5476

[45] Qiang F M, Kou H C, Zhang Y D, et al. Crystallographic orientation related dynamic recrystallization behavior and its impact on texture development of high-temperature α phase in TiAl alloy [J]. J. Alloys Compd., 2025, 1010: 178066

[46] Burgers W G. On the process of transition of the cubic-body-centered modification into the hexagonal-close-packed modification of zirconium [J]. Physica, 1934, 1: 561

[47] Li J S, Tang B, Fan J K, et al. Deformation mechanism and microstructure control of high strength metastable β titanium alloy [J]. Acta Metall. Sin., 2021, 57: 1438
(李金山, 唐 斌, 樊江昆等. 高强亚稳β钛合金变形机制及其组织

调控方法 [J]. 金属学报, 2021, 57: 1438)

[48] Guo B Q, Jonas J J. Dynamic transformation during the high temperature deformation of titanium alloys [J]. J. Alloys Compd., 2021, 884: 161179

[49] Shi R, Dixit V, Viswanathan G B, et al. Experimental assessment of variant selection rules for grain boundary α in titanium alloys [J]. Acta Mater., 2016, 102: 197

[50] Li H, Wei D, Zhang H Q, et al. Texture evolution and controlling of high-strength titanium alloy tube in cold pilgering for properties tailoring [J]. J. Mater. Process. Technol., 2020, 279: 116520

[51] Chatterjee R, Narayana Murty S V S, Alankar A. Dynamic recrystallization in titanium alloys: A comprehensive review [J]. Mater. Perform. Charact., 2020, 9: 1

[52] Hall E O. The deformation and ageing of mild steel: III Discussion of results [J]. Proc. Phys. Soc., 1951, 64B: 747

[53] Petch N J. The cleavage strength of polycrystals [J]. J. Iron Steel Inst., 1953, 174: 25

[54] Hémery S, Naït-Ali A, Smerdova O, et al. Deformation mechanisms in the α phase of the Ti−6Al−2Sn−4Zr−2Mo titanium alloy: In situ experiments and simulations [J]. Int. J. Plast., 2024, 175: 103947

[55] Spurr W F, Quist W E. The effects of crystallographic texture on the mechanical and fracture properties of Ti−3Al−2.5V hydraulic tubing [J]. SAE Trans., 1973, 82: 730515

(责任编辑:肖素红)