

退火温度对 Ti551 合金锻坯的显微组织及力学性能的影响

李家乔^{1,2}, 王云峰², 郭逸丰^{2,3*}, 贾震^{1*}, 徐斌⁴, 马英杰⁴, 孙明月^{2,4}

(1. 沈阳航空航天大学航空宇航学院, 辽宁 沈阳 110136; 2. 集萃新材料研发有限公司, 江苏 苏州 215100; 3. 苏州国家实验室, 江苏 苏州 215000; 4. 中国科学院金属研究所沈阳材料科学国家研究中心, 辽宁 沈阳 110016)

摘要:为阐明退火温度对热锻钛合金组织-结构-性能各向异性的调控规律,以 920 °C 热锻态近 α 钛合金为研究对象,设置 910 ~ 950 °C 区间进行退火热处理,结合电子背散射衍射(EBSD)与 α/β 极图分析织构演化,对长度方向(LD)与厚度方向(ND)开展室温拉伸和冲击性能评估。结果表明:910 ~ 920 °C 区间以初生 α 相(α_p)为主,次生 α 相(α_s)含量相对较低;升至 930 ~ 950 °C 后组织逐步向双态转变,且更易出现取向一致的 α_s 同向块状区。随退火温度升高, α 相 {0001} 极图强度逐步增强,同时 β 相 (110) 极图也呈更集中趋势。力学性能方面,LD/ND 抗拉强度整体接近而波动较小,屈服强度及延伸率的方向性差异更敏感;等轴组织阶段各向异性更明显,而双态组织阶段各向异性得到改善。热锻样品各向异性差异较大,退火热处理后各向异性得到改善。冲击吸收功总体呈现 LD 高于 ND,但随退火温度升高 LD 与 ND 差值明显收敛,950 °C 条件下可获得各向异性差异较小的强韧匹配。上述规律可归因于亚 β 转变温度(T_β)向近 T_β 退火过程中 α_p 溶解与 β 晶粒长大导致的相变变体选择增强、基面织构强化,以及双态组织多尺度界面/晶界对变形协调与裂纹扩展路径的共同约束。

关键词:近 α 钛合金锻坯;退火温度;双态组织;织构;力学性能各向异性

中图分类号:TF823,TG146

文献标志码:A

文章编号:1004-7638(2026)02-0046-09

DOI: 10.7513/j.issn.1004-7638.2026.02.006

开放科学(资源服务)标识码(OSID):



听语音
与作者互动
聊科研

Effect of annealing temperature on the microstructure and mechanical properties of Ti551 alloy forgings

LI Jiaqiao^{1,2}, WANG Yunfeng², GUO Yifeng^{2,3*}, JIA Zhen^{1*}, XU Bin⁴, MA Yingjie⁴, SUN Mingyue^{2,4}

(1. Faculty of Aerospace Engineering, Shenyang Aerospace University, Shenyang 110136, Liaoning, China; 2. JITRI Advanced Materials R&D Co, Suzhou 215100, Jiangsu, China; 3. Suzhou National Laboratory, Suzhou 215000, Jiangsu, China; 4. Shenyang National Laboratory for Materials Science, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, Liaoning, China)

Abstract: To clarify how annealing temperature regulates the microstructure–texture–property anisotropy in hot-forged titanium alloys, a near- α titanium alloy forged at 920 °C was selected as the research object and annealed in the range of 910~950 °C. Texture evolution was characterized by electron

收稿日期:2026-01-31; 修回日期:2026-02-14; 接受日期:2026-02-27

基金项目:国家重点研发计划(2024YFB3714200); 国家自然科学基金(52173305, 52233017, 52203384, U244120568, U2441261)。

作者简介:李家乔,2002年出生,辽宁沈阳人,本科,研究方向:大壁厚钛合金热处理组织演变及各向异性; E-mail: 1811868574@qq.com; *通信作者:郭逸丰,1990年出生,河南驻马店人,博士,副研究员,主要研究方向:特种合金均质化制备及基础应用, E-mail: guoyf@szlab.ac.cn; *通信作者:贾震,1980年出生,辽宁沈阳人,博士研究生,教授,研究方向:飞行器制造, E-mail: jiazhen2013@sau.edu.cn。

backscatter diffraction(EBSD) combined with α/β pole figures, and room-temperature tensile and impact properties were evaluated along the longitudinal direction(LD) and normal (thickness) direction (ND). The results show that the microstructure at 910~920 °C is dominated by primary α (α_p) with a relatively low fraction of secondary α (α_s). With increasing annealing temperature to 930~950 °C, the microstructure gradually transforms into a bimodal structure, and orientation-consistent blocky regions of α_s become more pronounced. As the annealing temperature increases, the intensity of the {0001} pole figure of α phase increases progressively, while the {110} pole figure of β phase also exhibits a trend toward stronger orientation concentration. In terms of mechanical properties, the ultimate tensile strengths along LD and ND remain close with minor fluctuations, whereas the directional differences in yield strength and ductility are more sensitive. Anisotropy is more pronounced in the equiaxed regime but is effectively improved in the bimodal regime. The as-forged condition shows relatively large anisotropy, which is alleviated after annealing. The absorbed impact energy is generally higher along LD than along ND; however, the LD-ND difference converges markedly with increasing annealing temperature. A favorable strength-toughness balance with reduced anisotropy can be achieved at 950 °C. These trends are attributed to enhanced transformation-variant selection and basal-texture strengthening caused by α_p dissolution and β -grain growth during sub- β -transus (T_β) to near- T_β annealing, as well as the combined constraint effects of multiscale interfaces/grain boundaries in the bimodal microstructure on deformation accommodation and crack propagation paths.

Key words: near- α titanium alloy forged billet; annealing temperature; bimodal microstructure; texture; mechanical-property anisotropy

0 引言

深海工程装备在高静水压、低温、含氯海水腐蚀及复杂载荷耦合的服役环境下,对结构材料提出了“高比强度-尺寸稳定-可靠承载”的综合要求^[1-2]。钛合金凭借优异的耐蚀性、比强度和海水环境适应性,已成为深海耐压壳体、连接构件与关键承载件的重要候选材料^[3]。然而,深海构件往往具有厚壁、大尺寸和复杂成形特征,制造过程中不可避免经历锻造与多阶段热处理^[4];由此引入的组织与织构演化易在不同取样方向上造成显著的强度与屈服行为差异,进而影响构件在多轴受力与压力循环条件下的安全窗口^[5]。因此,围绕热处理参数对组织-织构-力学各向异性的调控规律开展系统研究,对于提升深海钛合金构件的可靠设计与工艺窗口制定具有重要意义。

对于近 α 钛合金而言,退火温度处于近 β 转变温度 T_β 区间时,初生 α 相(α_p)的溶解、次生 α 相(α_s)的形核与长大以及 β 晶粒尺度等关键组织要素将发生协同变化^[6],并通过 Burgers 取向关系引起 α/β 织构的继承与重构^[7]。织构的变化会显著改变不同加载方向下的 Schmid 因子分布、滑移系激活顺序与滑移传递条件,从而使屈服强度对方向性更加敏感,而抗拉强度往往表现为相对平缓的变化趋势^[8]。尤其对于新型钛合金体系,成分设计与相稳定性调控

可能使其在相变动力学、变体选择及微织构尺度方面呈现出不同于传统牌号合金的响应特征:一方面,接近 T_β 的热处理更可能促进 β 晶粒长大与取向一致的转变组织形成,导致局部取向相关区域增强^[9-10];另一方面,适当的双态组织通过 α_p 与 α_s/β 的协同承载与变形协调,有望缓解屈服各向异性并提升力学性能的方向一致性^[11-13]。因而,明确退火温度对该新型钛合金的 α/β 织构演化规律及其与性能各向异性的内在关联,是建立深海服役构件“组织-织构-性能各向同性”设计准则的关键。

基于此,笔者以热锻态 Ti-5.3Al-1.5Mo-1Zr-1Cr-1V-1Sn-0.1O-0.15Fe(Ti551)新型近 α 合金为研究对象,在 910 ~ 950 °C 退火窗口内系统对比了不同温度下的显微组织特征(α_p/α_s 形貌与尺度、晶界与局部取向梯度)、 α 相 {0001} 与 β 相 {110} 极图所表征的织构演变,并结合 LD 与 ND 方向室温拉伸和冲击性能对各向异性响应进行评估,旨在构建“退火温度-相变变体选择-织构强化-屈服与强度方向性差异”的量化联系,为深海领域钛合金构件的热处理制度优化与性能一致性控制提供理论依据。

1 试验方法

试验使用的材料是新型近 α (Ti551)合金,化学成分见表 1。该材料以海绵钛为原料,经过 3 次真空自耗熔炼、920 °C 的 5 火次热锻拔长后得到

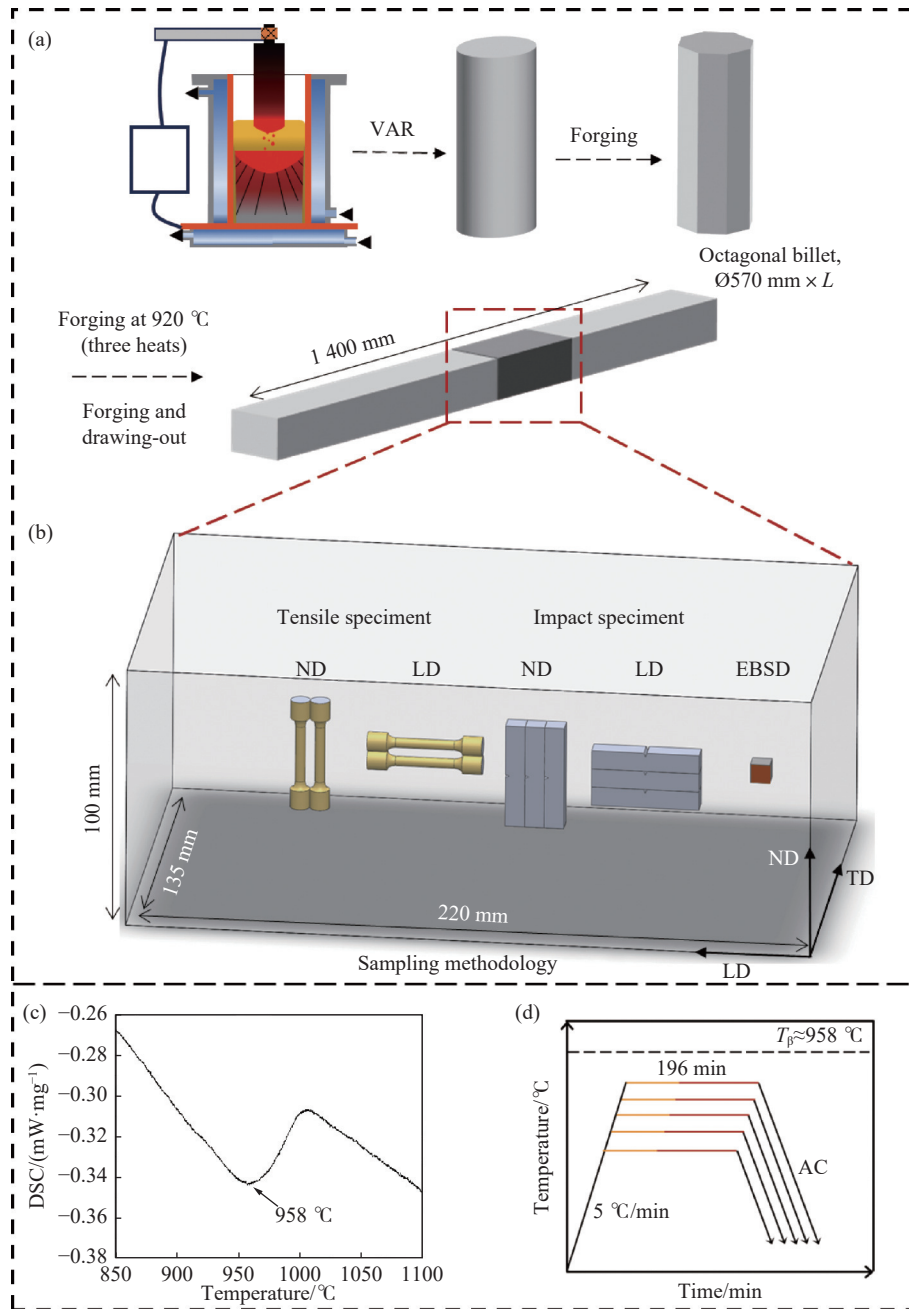
1 400 mm×135 mm×100 mm 的锻坯,如图 1(a)所示,而后将锻坯沿长度方向切割成为 220 mm×135 mm×100 mm 的热处理试块。选取热处理试块中心处的试样进行显微组织观察及室温拉伸、冲击试验,取样如图 1(b)所示。

以锻块为基础,使用差示扫描量热法(DSC)设置温度范围为 850~1 100 °C,升温速率 2 °C/min,观察材料吸热峰,最后测得材料的 β 转变温度 (T_β) 为 958 °C(图 1(c))。热处理工艺如图 1(d)所

示,依据 T_β 设置退火热处理温度分别为 910、920、930、940 °C 及 950 °C,在退火过程中升温速率设置为 5 °C/min,为保证退火充分,在退火温度下保温 196 min 后再空冷。

表 1 Ti551 化学成分
Table 1 Chemical composition of Ti551 %

Al	Mo	Zr	Cr	V	Sn	O	Fe
5.27	1.48	1.06	0.94	0.98	1.05	0.12	0.15



(a) 锻坯工艺流程; (b) 取样位置; (c) DSC 曲线; (d) 退火热处理制度

图 1 锻坯工艺流程、取样位置、DSC 曲线及退火热处理制度

Fig. 1 Processing route of the forged billet, sampling location, DSC curve, and annealing heat-treatment schedule

热处理前后进行显微组织表征的试样选取 ND-LD 面作为观察面。试样首先分别使用 180[#]、400[#]、800[#]及 2000[#]砂纸进行研磨,而后使用 10 mL 高氯酸溶液+90 mL 甲醇溶液在 -35 °C、14 V 条件下进行 90 s 电解抛光。显微组织表征采用 G300 场发射扫描电子显微镜(FESEM),并配备 EBSD 探测器,步长为 0.5 μm。数据采集与分析使用 Aztec 软件进行。

热处理前后进行拉伸和冲击试验的试样,拉伸和冲击方向分别为锻坯的 LD 和 ND 方向。室温拉伸性能采用试样拉伸段截面直径 5 mm 的棒状试样(M10-Ø5),每组平行试样 2 件,依据 GB/T 228.1-2021 进行测试;室温冲击吸收功(KV₂)采用规格为 10 mm×10 mm×55 mm 的标准试样,材料试样 V 型缺口通过拉刀机加工,每组平行试样 3 件,依据 GB/T 229-2020 进行测试。

2 试验结果和讨论

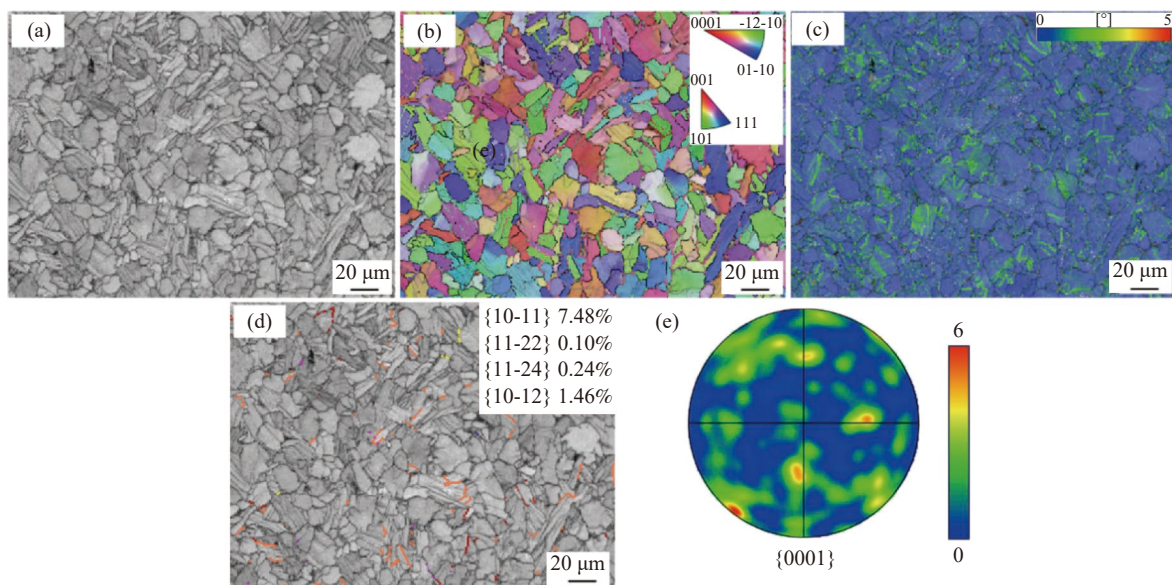
2.1 Ti551 初始锻坯组织

920 °C 热锻后的显微组织如图 2 所示。菊池带衬度(BC)图(图 2(a))表明组织以细化的 α_p 为主,局部可见一定量的次生 α_s ,为典型的等轴组织。反极图取向(IPF)图(图 2(b))显示 α 晶粒取向总体分散、宏观织构总体呈现较弱的 Basel 织构,但在局部区域存在一定取向一致的条带。核平均取向差(KAM)图(图 2(c))以低取向差为主,高 KAM 值主

要分布于晶界/亚晶界及局部拉长 α_p 内部,这由于热锻引入的位错累积并伴随明显回复,因此形成了以低角度晶界为主的亚结构网络。特殊晶界图(图 2(d))显示了在热锻后的组织存在一定量以 {10-11} 为主的特殊错配角度晶界。{10-11} 为典型的压缩孪晶,该特殊边界的产生可能是由于热锻过程压缩晶粒 {0001} 轴所致,但 {10-11} 孪晶经常出现在镁合金当中,钛合金几乎不出现^[13],可以判断该特殊角度错配角晶界为 β 向 α 相变过程的变体选择。 α 相极图(图 2(e))呈现弱织构特征,与 IPF 结果一致,说明热锻后取向集中度较低。

2.2 退火温度对 Ti551 合金显微组织的影响

如图 3 所示,910 °C 及 920 °C 退火后组织的取向与局部应变分布存在明显差异。图 3(a)(d)IPF 图显示 910 °C 及 920 °C 以 α_p 为主,局部伴随少量片状 α_s ,组织仍为等轴组织。但 910 °C 及 920 °C 样品组织局部仍存在取向相关区域,这意味着经过 910 °C 及 920 °C 退火热处理,主要发生回复而不是再结晶,从未导致热锻取向残留。图 3(b)(e)的 KAM 图整体以低取向差为主,高 KAM 区域主要沿晶界、亚晶界及局部条带 α 内部零散分布。图 3(c)(f)特征晶界图及统计中两温度仍以“{10-11}”特殊角度晶界为主,伴随着其他少量特殊角度晶界。相比于热锻后的组织,组织形貌整体一致,但在动态回复下 KAM 高值区较热锻后明显减少并趋于细碎化。



(a)BC 图;(b)IPF 图;(c)KAM 图;(d)特殊边界(SB)图;(e) α 相极图

图 2 热锻后的 EBSD 显微组织

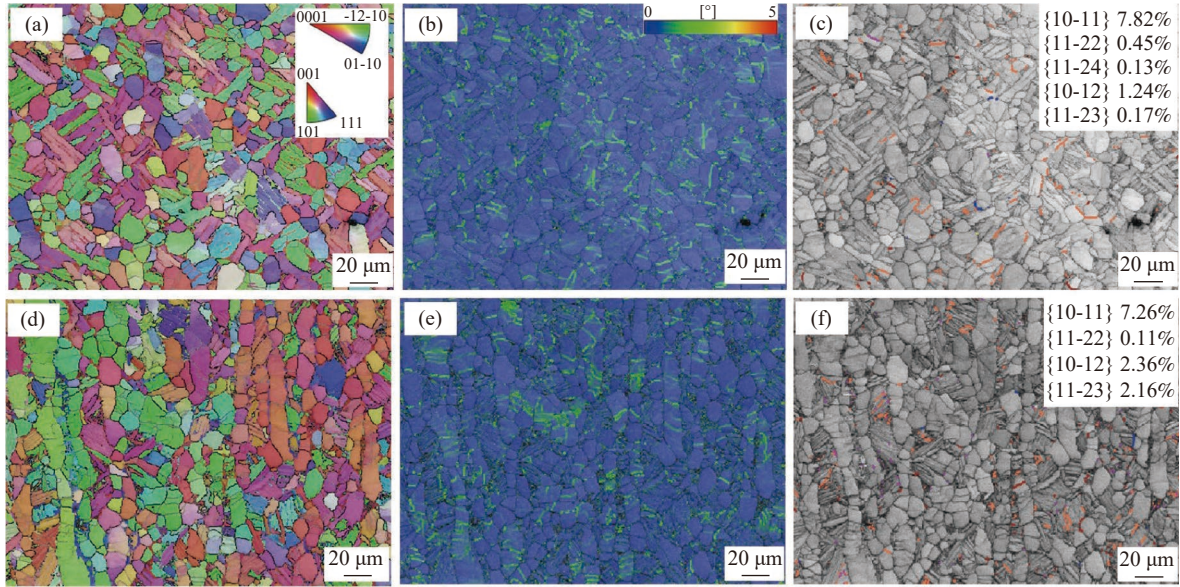
Fig. 2 EBSD microstructural characterization after hot forging

图 4 给出了 930 ~ 950 °C 退火后组织的 EBSD 图。该温度区间退火后总体呈现一定量细小 α_p 及

大量 α_s 共存的形貌,为典型的双态组织。IPF 图(图 4(a))显示 930 °C 存在粗大的 α_p 且内部取向存

在梯度,冷却过程产生的 α_s 同样较为粗大;950 °C 时接近 T_β ,此时 β 晶粒相比于 940 °C 更为粗大,在冷却时产生取向一致的 α_s ,导致产生取向一致的块状区域。KAM 图 4(b)(e)(h) 普遍以低取向差角为主,高KAM 区域主要集中在晶界、亚晶界以及 α_s 及其周界面

附近。特殊角度晶界图 4(c)(f)(i) 统计显示三种温度下均以“{10-11}”类晶界特征为主导,同时,随温度的升高,“{10-11}型特殊角度晶界”占比随退火温度的升高而增多,其余特殊角度晶界占比下降。说明该温区内组织演化具有明显的晶体学择优。



910 °C: (a)IPF 图, (b)KAM 图, (c) 特殊边界 (SB) 图; 920 °C: (d)IPF 图, (e)KAM 图, (f) 特殊边界 (SB) 图

图 3 910 °C 及 920 °C 退火后试样的 EBSD 显微组织

Fig. 3 EBSD microstructures after annealing at 910 °C and 920 °C

随温度由 930 °C 升至 950 °C,组织差异主要体现在相与取向的变化。930 °C 退火时仍保留尺寸较大的 α_p ,这对晶界具有明显的钉扎作用,限制 β 晶粒长大;大量的 α_p/β 界面可作为冷却过程中 α_s 的优先形核位置。这些多为弥散的形核位点,使得冷却相变过程变体择优生长情况复杂,出现多变体并存的情况,导致 IPF 图内取向一致的区域较少。同时,由于 930 °C 时组织较为粗大,退火温度相对较低, β 相的过饱和度和过冷度不足,相变驱动力相对不足,冷却时使 α_s 更容易长得偏粗。950 °C 退火时,温度靠近 T_β , α_p 大量溶解,组织更接近 β 单相化, β 晶粒更易长大并放大 α 集束生长空间,冷却过程中 α_s 的形核主要依赖于 α_p/β 界面及 β 晶粒的内部缺陷,在该温度区间 β 晶粒相对较小且存在大量的 α_p 相,形核位点丰富;但相变变体会在具有公共 (110) 极点的 β 晶界处更容易发生择优生长^[14],因此出现大量取向一致的区域。

2.3 不同退火温度下 α 织构演变规律

基于以上描述,初始锻坯组织中存在晶体取向较为一致的区域。在退火热处理后,试样的晶体取向随温度发生显著演变,这必然导致晶粒取向的分

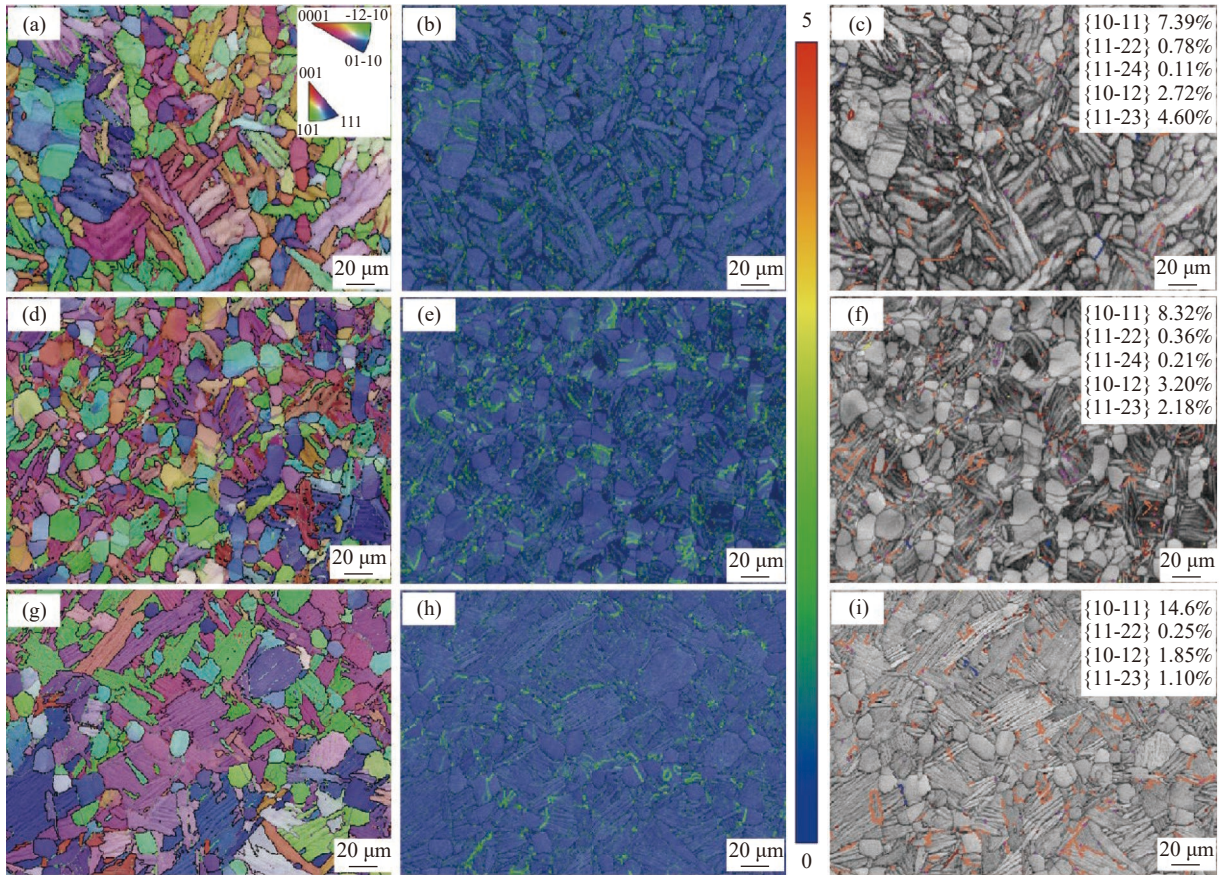
布状态与集中程度产生相应变化。因此,针对退火热处理前后的 α 相 {0001}极图与 β 相 {110}极图展开对比分析。

图 5 给出了在 910~950 °C 退火热处理后的 α 相 {0001}极图。如图 5 所示,在退火热处理后 {0001}极图整体上均为一定强度的 Basal 织构,但随着温度升高, {0001}极点由弥散分布的弱峰逐步转为更集中的强峰。与之对应, β 相 {110}极图(图 6)在锻造与低温退火下(等轴组织)峰位较弥散、织构较弱,而在高温退火下(双态组织)出现更清晰且更集中的强峰,显示 β 相取向集中度显著提高。总体上, α 与 β 的极图演变具有一致性,温度升高推动母相 β 的织构强化,并在相变取向继承作用下使 α 相沿 c 轴取向由分散向集中演化,从而在显微尺度上形成更明显的取向一致区域。

该极图演变可归因于“亚 T_β 及近 T_β 退火-冷却相变”过程中晶体学约束与变体选择的协同增强。 β 向 α 相变遵循 Burgers 的取向关系 (BOR),即 {0001} α // {110} β 、 $\langle 11-20 \rangle \alpha$ // $\langle 111 \rangle \beta$;因此理论上在单个母 β 晶粒内可形成 12 种 α 变体。在等轴组织时,在大面积的 α_p/β 界面使得形核点充足、多变

体共存, 宏观上会使 α 相织构趋弱、 $\{0001\}$ α 极图峰值更弥散。当温度升高接近 T_β 时, 组织转变为双态组织, 在这个过程中初生 α_p 更充分溶解, β 相体积分数增加且 β 晶粒更易长大, 冷却过程中 α_s 的有效形核位置相对减少而长大空间增大, 促使少数优势变体主导析出与扩展, 从而使 $\{0001\}$ 极图表现为峰

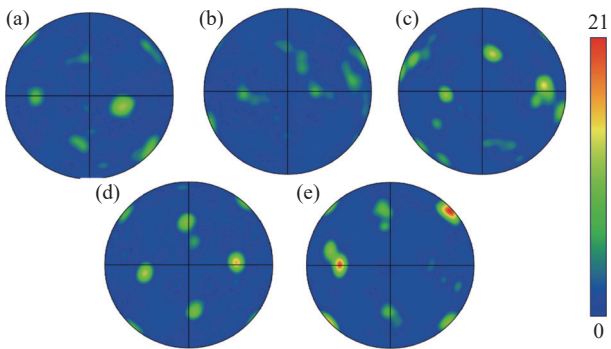
值更集中、更强; 同时, 随 β 晶粒长大, α 集束生长空间变大, 且在具有公共 (110) 极点的 β 晶界处更容易发生择优相变。进一步地, 当 $\{110\}$ β 极图织构更集中时, 相邻 β 晶粒更可能共享近似平行的 (110) 极点, 促进取向一致的 α_s 在晶界处连续形成并粗化集束, 最终在显微尺度上形成取向一致的区域。



930 °C: (a) IPF 图, (b) KAM 图, (c) 特殊边界(SB)图; 940 °C: (d) IPF 图, (e) KAM 图, (f) 特殊边界(SB)图; 950 °C: (g) IPF 图, (h) KAM 图, (i) 特殊边界(SB)图

图 4 930 ~ 950 °C 退火后试样的 EBSD 显微组织

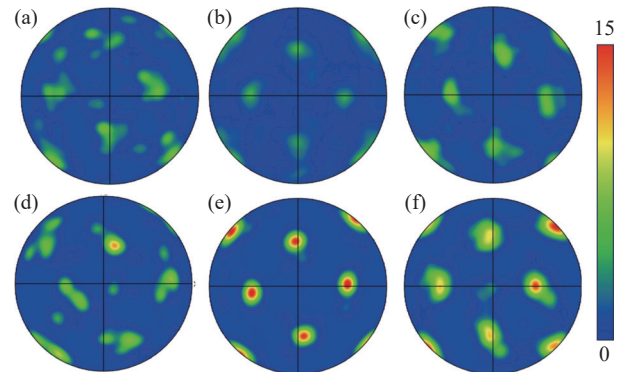
Fig. 4 EBSD microstructures after annealing at 930 °C, 940 °C, and 950 °C



(a) 910 °C; (b) 920 °C; (c) 930 °C; (d) 940 °C; (e) 950 °C

图 5 不同退火温度下 $\alpha\{0001\}$ 极图演变

Fig. 5 Evolution of $\alpha\{0001\}$ pole figures at different annealing temperatures



(a) 热锻状态; (b) 910 °C; (c) 920 °C; (d) 930 °C; (e) 940 °C; (f) 950 °C

图 6 不同工艺状态下 $\beta\{110\}$ 极图演变

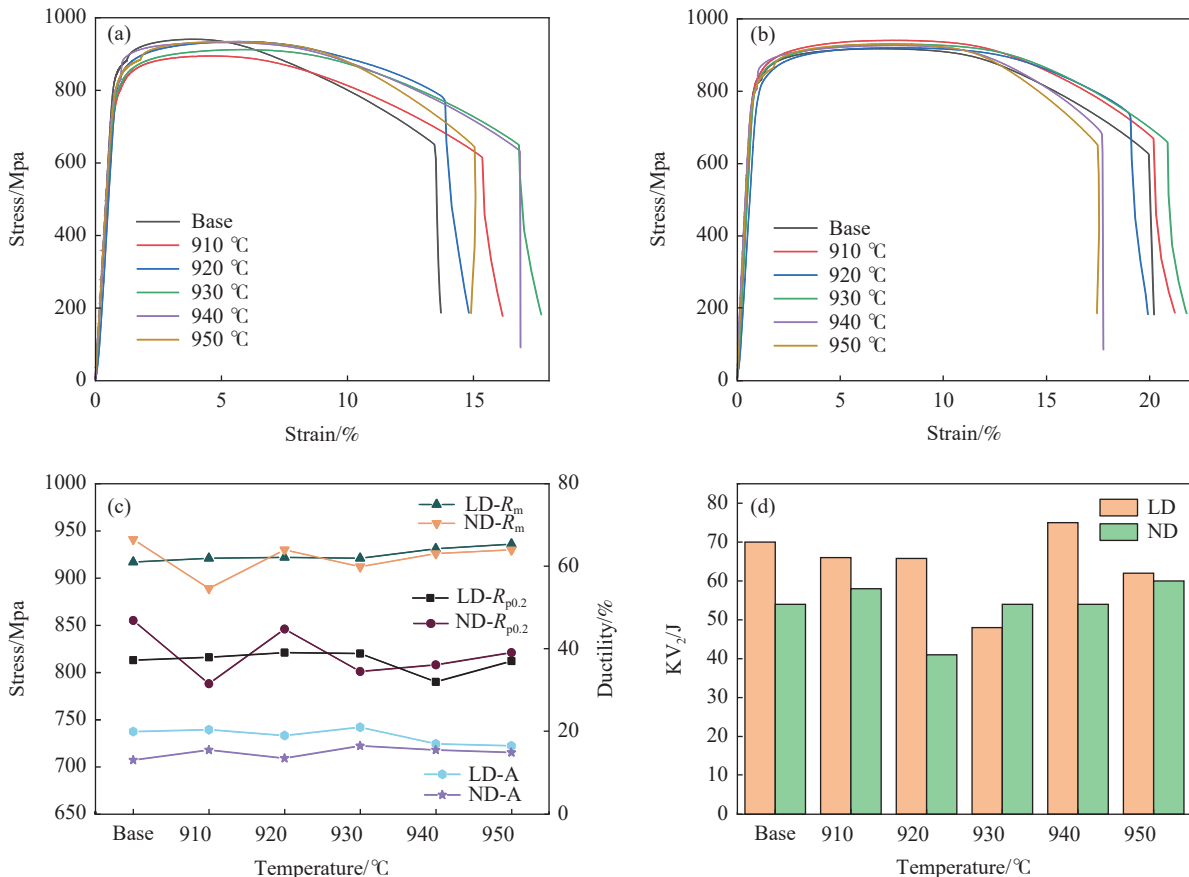
Fig. 6 Evolution of $\beta\{110\}$ pole figures under different processing conditions

2.4 退火温度对 Ti551 锻坯力学性能的影响

组织与织构的演变势必影响试样的力学性能,基于此,对退火热处理前后的试样的室温冲击和拉伸性能展开讨论。

图 7(a)(b)为 LD 及 ND 方向的应力应变图。锻坯组织的 LD 与 ND 方向的拉伸性能与冲击性能均表现出较强的各向异性,随退火温度的变化,拉伸性能与冲击性能均呈现明显的方向性差异。图 7(c)给出了 ND 与 LD 方向拉伸性能统计,910 °C 退火后组织 LD 与 ND 两方向的抗拉强度呈现较强的各向异性,当退火温度区间为 920 ~ 950 °C 时,组织 LD 与 ND 两方向的抗拉强度整体处于相近水平,波动幅度较小;退火后组织屈服强度的波动显著,在等轴组织(910 ~ 920 °C)下各向异性明显,双态组织(930 ~ 950 °C)下各向异性得到改善;退火后组织

LD 方向延伸率整体高于 ND 方向延伸率,在等轴组织(910 ~ 920 °C)下延伸率各向异性明显,当温度达到 930 °C 退火后组织延伸率各向异性得到改善,940 °C 及 950 °C 退火后组织延伸率各向异性最小,这反映出各向异性对退火温度的依赖性较大。图 7(d)给出了 ND 与 LD 方向冲击性能统计图,LD 方向冲击吸收功总体高于 ND,但两者差值随工况变化同样受到退火温度的调控。在初始状态下各向异性差异最大,经过退火热处理后冲击性能各向异性均有所改善,在退火温度为 930 °C 和 950 °C 各向异性的差异较小。退火后试样,ND 方向冲击功呈现出随退火温度的升高先降低再升高的趋势。基于各温度热处理试样的各个方向拉伸性能与冲击性能,当退火温度为 950 °C 时能够实现材料各向异性差异较小的强韧性匹配。



(a)ND 方向应力-应变曲线; (b)LD 方向应力-应变曲线; (c)ND 与 LD 方向拉伸性能统计; (d)冲击性能统计

图 7 不同工艺状态下力学性能

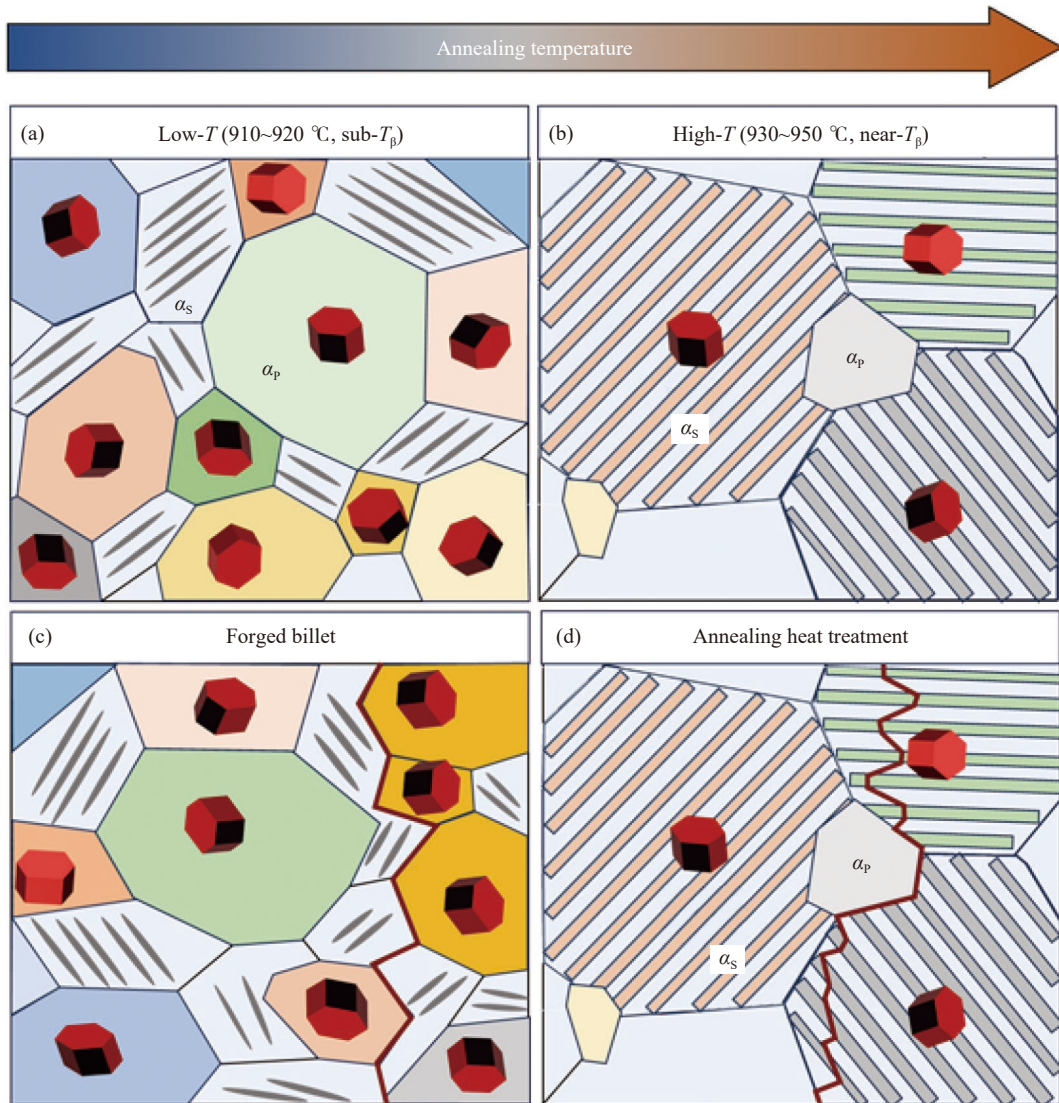
Fig. 7 Mechanical properties under different processing conditions

由 $\{0001\}$ α 极图(图 5)可知,随温度的升高织构并非沿着某一方向增强。等轴组织阶段, α 相 $\{0001\}$ 基面取向主要受 α_p 及影响(如图 8(a)),呈现出强度较弱且在极图分布不对称,会加剧 LD 与 ND 两方向对主要易滑移体系的等效 Schmid 因子

差异,使屈服强度方向性更敏感、各向异性更显著;当退火温度升高并形成双态组织后,随温度升高, α 极图受的影响减少,主要受 Burgers 取向关系调控的 α_s 影响(图 8(b)), $\{0001\}$ 强度增强,但峰位趋于更对称,使 LD 与 ND 对主要易滑移体系的 Schmid

因子差距缩小;同时,双态组织中 α_p 及转变组织共同分担载荷, β 相滑移会削弱单一 α 基面织构对屈服的主导权。因此整体表现出屈服仍受织构影响而波动,但在双态组织下 LD 和 ND 的屈服差异被双态组织与极图对称分布部分抵消,拉伸各向异性得到改善。而 940 °C 与 950 °C 组织延伸率表现出较好的一致性的原因是随退火温度升高 α_p 进一步溶

解, β 相体积分数提高,冷却相变受 BOR 晶体学约束并伴随更强的变体选择,使 α/β 极图由弥散弱峰向集中强峰演化,并在显微尺度形成更明显的取向继承与同取向区域,同时双态组织中大量 α_s/β 界面与集束边界会引入几何障碍并促进应变在多尺度界面间重新分配,从宏观上反而有助于削弱方向差异、改善延伸率各向异性。



(a) 等轴组织取向关系; (b) 双态组织取向关系; (c) 初始锻坯组织裂纹生长示意; (d) 退火热处理后组织裂纹生长示意

图 8 取向关系与裂纹生长示意

Fig. 8 Schematic illustrations of orientation relationships and crack propagation

冲击性能方面,冲击载荷下材料的吸收功很大程度取决于裂纹扩展路径是否发生偏转、分叉与钝化,而这与晶体学取向对裂纹“易扩展路径”密切相关。初始组织时,裂纹易在 α_p/β 相界、局部取向梯度区与亚结构带处形核,并倾向沿微织构相关区域产生更平直的滑移带/准解理扩展,使某一方向更可能获得更短、更连续的裂纹通道,从而放大 LD-ND

各向异性,如图 8(c)所示。经过退火热处理后且随温度升高,组织由等轴组织演变为双态组织, {0001} 极图呈现出较强的对称性,织构对裂纹形核的影响减少,同时 α_s/β 界面与集束边界引入了裂纹偏转的几何障碍,使裂纹路径变得复杂,如图 8(d)所示,从而使退火热处理后材料的冲击各向异性相较于锻坯得到改善。

3 结论

以 Ti551 为研究对象,通过退火热处理调控组织与性能的各向异性。揭示在退火热处理过程中相变体选择与织构演变对拉伸与冲击性能各向异性的影响。

1) 910~950 °C 退火过程中,随温度升高 Ti551 组织由等轴组织逐步向双态组织演化;同时 α 相 {0001} 与 β 相 {110} 织构强度随退火温度整体增强,双态组织更易形成取向一致的转变组织同取向区,表明近 T_{β} 条件下取向继承与变体选择效应被显著放大。

2) 锻坯的 LD/ND 抗拉强度、屈服强度及延伸率均表现出较强的各向异性。退火热处理后组织抗拉强度在 LD/ND 方向整体接近、波动较小,而屈服强度与延伸率对方向更敏感且各向异性随退火温度变化明显;等轴组织阶段方向性差异更突出,进入双态组织后各向异性得到改善。

3) 锻坯的 LD/ND 冲击性能表现出较强的各向异性。退火热处理后组织冲击吸收功各向异性得到改善,总体呈现 LD 高于 ND 的方向性特征,但 LD-ND 差值随退火温度显著变化:在 930 °C 与 950 °C 条件下组织呈现较好的一致性;在 950 °C 获得各向异性差异较小的强韧性匹配。

参考文献

- [1] GAO P F, FU M W, ZHAN M, *et al.* Deformation behavior and microstructure evolution of titanium alloys with lamellar microstructure in hot working process: A review[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2020, 39: 56-73.
- [2] DONG Y, LIU X G, ZOU J J, *et al.* Effect of cooling rate following β forging on texture evolution and variant selection during $\beta \rightarrow \alpha$ transformation in Ti-55511 alloy[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2022, 113: 1-13.
- [3] WANG J X, YE X W, LI Y H, *et al.* Effect of annealing temperature on mechanical properties of TC21 titanium alloy with multilevel lamellar microstructure[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2023, 869: 144788.
- [4] ZHANG R Q, ZHAO Q Y, GUO D Z, *et al.* High impact toughness of CT20 alloy induced by multi-factor coupling[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2024, 192: 65-81.
- [5] LEI L, ZHAO Y, ZHAO Q, *et al.* Impact toughness and deformation modes of Ti-6Al-4V alloy with different microstructures[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2021, 801: 140411.
- [6] BAI J K, ZHANG H, ZHAO Z B, *et al.* Strong and plastic near- α titanium alloy by Widmanstätten structure spheroidization[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2025, 225: 95-110.
- [7] XU J W, LI Y, ZHANG H, *et al.* Overcoming strength-ductility/toughness trade-off in ultra-high strength titanium alloy via fork + multi-scale structure[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2026, 263: 1-15.
- [8] LI K, CHEN W, ZHANG J Y, *et al.* Making titanium alloys ultrahigh strength and toughness synergy through deformation kinks-mediated hierarchical α -precipitation[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2025, 207: 142-159.
- [9] FAN J K, ZHANG Z X, GAO P Y, *et al.* On the nature of a peculiar initial yield behavior in metastable β titanium alloy Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr-0.5Fe with different initial microstructures[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2020, 38: 135-147.
- [10] LI B B, YANG Y, REN Y H, *et al.* Effect of subphase change point temperature cyclic heat treatment on the microstructure and mechanical properties of Ti65 high-temperature titanium alloy fabricated by laser deposition manufacturing[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2025, 37: 3998-4015.
- [11] QIU S X, WANG W Y, CHEN S H, *et al.* Microstructural evolution and spheroidization mechanism of powder metallurgy Ti-6Al-4V alloys after high-temperature forging[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2024, 994: 174771.
- [12] CHEN Y J, SU H, ZHAO F, *et al.* Preparation of high-strength TC18 titanium alloy by constructing dual heterostructures through deformation heat treatment[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2025, 1036: 181907.
- [13] 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]. *International Journal of Plasticity*, 2024, 175: 103947.
- [14] ZHAO Z B, WANG Q J, HU Q M, *et al.* Effect of β (110) texture intensity on α -variant selection and microstructure morphology during $\beta \rightarrow \alpha$ transformation in near α titanium alloy[J]. *Acta Materialia*, 2017, 126: 372-382.