https://doi.org/10.12442/j.issn.1002-185X.20250314

TA15合金电致动态球化动力学

严思梁[1]，刘子龙[1]，李俊辉[1]，孟 淼[1]，黄 亮[2]

（1. 合肥工业大学 材料科学与工程学院 高性能铜合金材料及成形加工教育部工程研究中心，安徽 合肥 230009）

（2. 华中科技大学 材料科学与工程学院 材料成形与模具技术全国重点实验室，湖北 武汉 430074）

摘 要：开展了脉冲电流辅助压缩试验，结合金相组织定量分析，对TA15钛合金片层组织的动态球化行为、规律、机制以及球化动力学曲线和模型进行了深入研究。结果表明，电流密度的增大将进一步加剧流动软化现象，球化率随着电流密度的增大和变形量的增大而提高。基于Avrami方程建立了TA15合金电致动态球化动力学模型，模型预测动态球化临界应变ε_c和完成动态球化应变ε_f的范围在0.090~0.187和5.02~6.31，且都随电流密度的增大而减小。球化动力学速率随着应变和电流密度的增大先增大后减小。此外，电流密度越大，球化动力学速率峰值越大，峰值对应的应变越小。

关键词：TA15合金；片层组织；动态球化；动力学模型

中图法分类号：TG146.23 **文献标识码**：A **文章编号**：1002-185X（2026）10-2544-09

1 引 言

TA15合金是一种近α型两相钛合金，其名义成分为Ti-6.5Al-1Mo-1V-2Zr，该合金主要通过添加一定量的α稳定元素Al来实现固溶强化，具有比强度高、耐热性好、焊接性能优良、疲劳裂纹生长率低、耐腐蚀性强等优点，广泛应用于航空航天关键结构件[1–5]。为了使一些关键构件达到优异的综合性能，通常会将TA15合金中初始的片层组织充分转变为球状等轴组织，这往往需要对其原材料进行β相开坯和改锻来获得预制坯，然而该过程工艺窗口窄、周期长、能耗大，因此，亟需寻求绿色、高效、短流程的两相区热机械加工工艺方法[6–7]。

电辅助成形技术是在机械加工的基础上增加脉冲电流的作用，利用脉冲电流所产生的电致塑性效应，来进一步提升钛合金的成形性能[8–9]。将其与热机械加工结合，预期能够在电-热-力耦合作用下加速扩散型组织转变、促进位错组态演化，在较低的温度下、极短的时间内有效改善材料的微观组织，显著提升材料性能。此外，在电辅助成形过程中TA15合金的微观组织演变较为复杂。尤其是在球化过程中的不同阶段，组织演变的主导机制有所不同，并且存在交互作用情况，是一个多阶段、多因素影响、多机制耦合的过程。这就为其微观组织演化的研究带来了新的挑战。

本研究提出脉冲电流复合形变协同诱导片层组织钛合金组织球化的工艺路线，开展片层组织TA15合金脉冲电流辅助压缩试验，表征不同变形量、变形速率和不同脉冲电流参数下片层组织TA15合金平均片层厚度、片层轴比和球化率变化，探明脉冲电流作用下片层组织TA15钛合金动态球化规律。为脉冲电流辅助成形制造过程的组织调控理论与工程化应用提供理论与技术基础。

2 实 验

本实验材料为TA15合金棒料，直径50 mm，β相完全转变温度在985~990 ℃。其化学成分见表1。原坯料经过1020 ℃保温35 min并炉冷，获得β退火态片层组织（如图1所示）。由图中可以看到：片状的α相成簇状或集束状分布于粗大的β晶粒内，β晶粒晶界清晰可见，部分α相呈现从β晶界向晶内的生长趋势，晶粒内不同簇片状α相之间取向不同，片层厚度约为2 μm，在晶界附近的α片状组织厚度大约8 μm。

将其加工成Φ10 mm×15 mm的圆柱体试样，在WDW-100H万能试验机上进行通电压缩变形，通过单脉冲电源发生器输出脉冲电流。脉冲频率为500 Hz，脉宽为100 μs，占空比为5%。具体实验参数组合见表2。变形结束后空冷。在变形试样中心位置取样进行微观组织

表1 TA15合金的主要化学成分

Table 1 Main chemical composition of TA15 alloy (wt%)

Ti	Al	Mo	Zr	V	Bal.
88.38	6.06	2.08	1.86	1.32	0.30

收稿日期：2025-10-25

基金项目：国家自然科学基金（52375330，U24B2054，52475342）；机械系统与振动全国重点实验室开放课题（MSV202520）

作者简介：严思梁，男，1989年生，博士，合肥工业大学材料科学与工程学院，安徽 合肥 230009，电话：0551-62905110，E-mail：yansiliang741@163.com

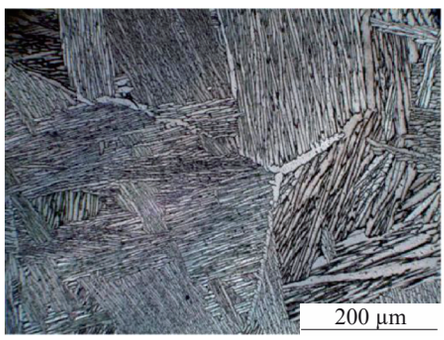


图1 TA15 合金初始组织

Fig.1 Initial microstructure of TA15 alloy

表2 TA15合金通电压缩试验参数

Table 2 Parameters of electric compression test for TA15 alloy

Strain rate/s^{-1}	Strain/%	Current density/A·mm^{-2}
0.005	20	10, 12, 14, 16
0.005	40	10, 12, 14, 16
0.005	60	10, 12, 14, 16
0.01	20	10, 12, 14, 16
0.01	40	10, 12, 14, 16
0.01	60	10, 12, 14, 16
0.02	60	10, 12, 14, 16

表征，取样位置如图2所示。采用 JM-5000 光学显微镜观察组织形貌，并利用 Image-Pro Plus 6.0 图象分析软件完成金相数据统计和定量分析。采用蔡司 GeminiSEM 场发射扫描电子显微镜进行表面形貌观察。

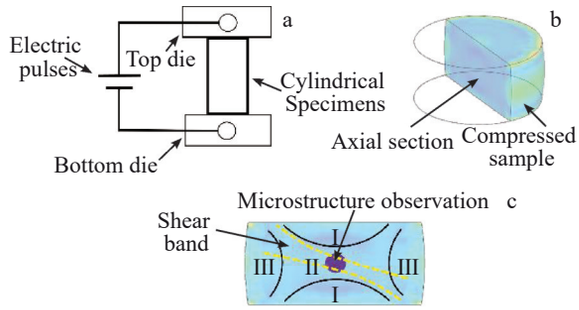


图2 TA15 合金通电压缩试验示意图

Fig.2 Schematic diagram of TA15 alloy electric compression experiment: (a) schematic diagram of experimental device; (b) sample after cutting; (c) sampling location

3 结果与分析

3.1 电辅助压缩变形流动软化行为

图3展示了TA15钛合金通电压缩试验的真应力-真应变曲线。图3a~3c分别对应应变速率0.005、0.01和0.02 s^{-1}下不同电流密度曲线；图3d显示电流密度16 A/mm^2时不同应变速率的曲线。真应力-应变曲线共性特征：整体呈单调上升趋势，初始阶段因位错密度激增导致应力增长率显著提升。超越临界应变后出现流动软化（增长率减缓或应力下降），其强度与电流密度呈正相关（图3a~3c）。图3b表明，常规压缩组峰值应力及应力增长率均高于电流辅助组。定义$\Delta\sigma$为同应变下未通电与通电组

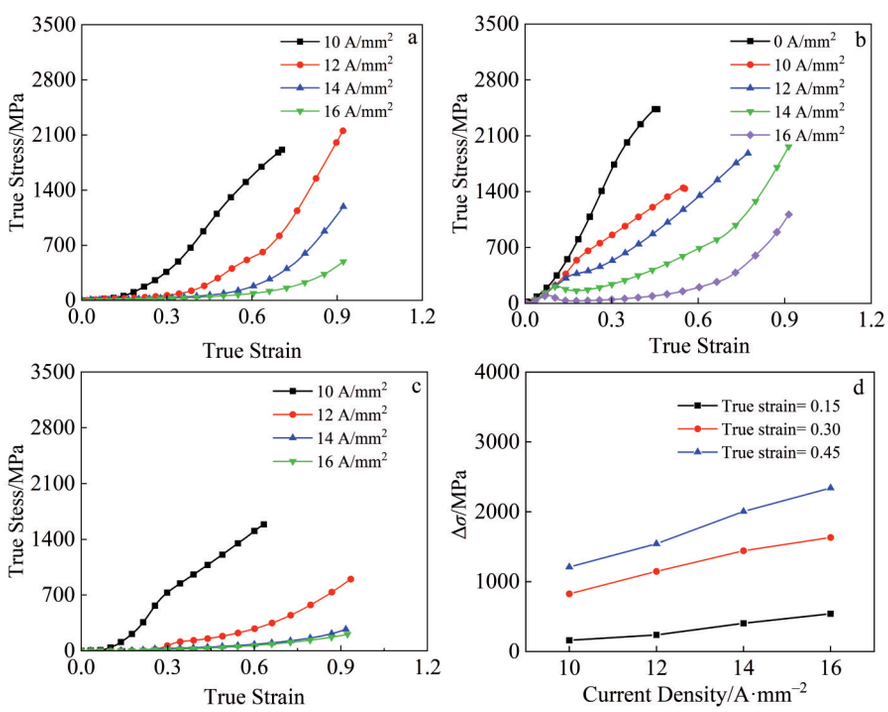


图3 不同应变速率下TA15合金随电流密度变化的真应力-真应变曲线及不同应变量下的应力下降量$\Delta\sigma$随电流密度的变化曲线

Fig.3 True stress-true strain curves of TA15 alloy at different current densities or strain rates: (a) 0.005 s^{-1}, (b) 0.01 s^{-1}, and (c) 0.02 s^{-1}; (d) 0.01 s^{-1} curves of stress drop $\Delta\sigma$ with current density under different strains with strain rate=0.01 s^{-1}

的应力差。$\Delta\sigma$ 在真应变 0.45 处达最大值 2461.48 MPa（图 3d）。恒定电流密度下，$\Delta\sigma$ 随应变速率增加而增大，证实脉冲电流通过抑制变形抗力提升材料塑性。恒定应变-应变速率条件下，流变应力与电流密度呈负相关，进一步验证电流密度对变形抗力的抑制效应。基于电致塑性理论，一方面焦耳热效应使位错滑移能垒降低。其次电子风力效应表明定向电子对位错产生附加驱动力，促进位错脱钉并瓦解缠结结构二者协同导致流动应力下降。恒定应变-电流密度时，0.01 s^{-1} 应变速率工况呈现最显著的流动软化效应。随应变速率升高，真应力呈非单调变化（先升后降），显著偏离常规热变形的单调正相关特征（图 3a~3c）。高应变速率加速位错增殖，增加位错交割概率与钉扎点密度，推高临界分切应力，从而增强变形抗力。当应变速率超越临界值，电流密度主导作用凸显：促进位错团定向排列与协同运动，通过应力释放降低变形抗力。同时，高应变速率诱发变形热，促进 $\alpha\rightarrow\beta$ 动态相变，β 相体积分数增加引发本征软化。

3.2　电辅助压缩变形对 TA15 合金动态球化的影响

3.2.1　电流密度对片层组织动态球化的影响

图 4 展示了不同脉冲电流密度下 TA15 钛合金片层组织演化规律。10 A/mm^2 时 β 晶内 α 片层维持高厚度，破碎与球化现象微弱，仅局部出现片层弯折。12 A/mm^2 时剪切带中部粗大 α 片层破碎，近压缩轴取向片层发生弯折，α 相平均轴比呈减小趋势（图 4b）。14 A/mm^2 时 α 片层边界模糊化，分离现象显著，平均厚度减薄 1.7 μm（较 12 A/mm^2），轴比降低 1.15（见图 4e）。电流密度增加显著促进 α 片层减薄与球化进程，表现为平均厚度与轴比同步下降。文献[10]报道：常规等温加载（空冷）片层 α 相平均轴比 5.01~5.50，平均晶粒尺寸 20.58 μm。本实验获得片层 α 相平均轴比 3.39~4.54（降幅 38.4%），平均晶粒尺寸 13.14~14.83 μm（降幅 36.2%）。脉冲电流辅助压缩通过双重机制促进 α 相减薄与球化：焦耳热效应提升体系温度，降低位错滑移能垒；电子风效应驱动位错定向迁移。二者协同突破片层 α 相内位错塞积与缠结，强化局部剪切变形，最终诱导片层分离与弯折。此外，通入脉冲电流所产生的焦耳热效应和电子风效应增加位错运动势能，帮助位错滑移并克服障碍物，促进高能缺陷的形成，为动态球化进一步提供驱动力。同时，脉冲电流可以通过在加热和冷却过程中引入局部高温度和高压缩应力，从而促进材料的动态再结晶和晶界迁移，α 相和 β 相的扩散作用增加，晶界分离现象更明显；脉冲电流可以通过局部焦耳热效应促进 α-β 相界面处原子扩散，从而加快 Ostwald 熟化和末端迁移的过程；另一方面，局部焦耳热效应引发的相界处局部高温条件，也促进一部分球化的 α 相颗粒外缘向 β 相基体发生转变，从而导致晶粒尺寸的进一步细化。

3.2.2　变形量对片层组织动态球化的影响

图 5 展示电流密度 16 A/mm^2、应变速率 0.01 s^{-1} 条件下，20%、40%、60% 压缩量的显微组织演变。20% 变形量时 β 晶粒粗大且晶界清晰，初生 α 相基本保持初始片层/簇状形态，仅局部破碎为等轴状。40% 变形量时剪切带中部 α 片层显著减薄、分离并破碎，部分区域已出现球

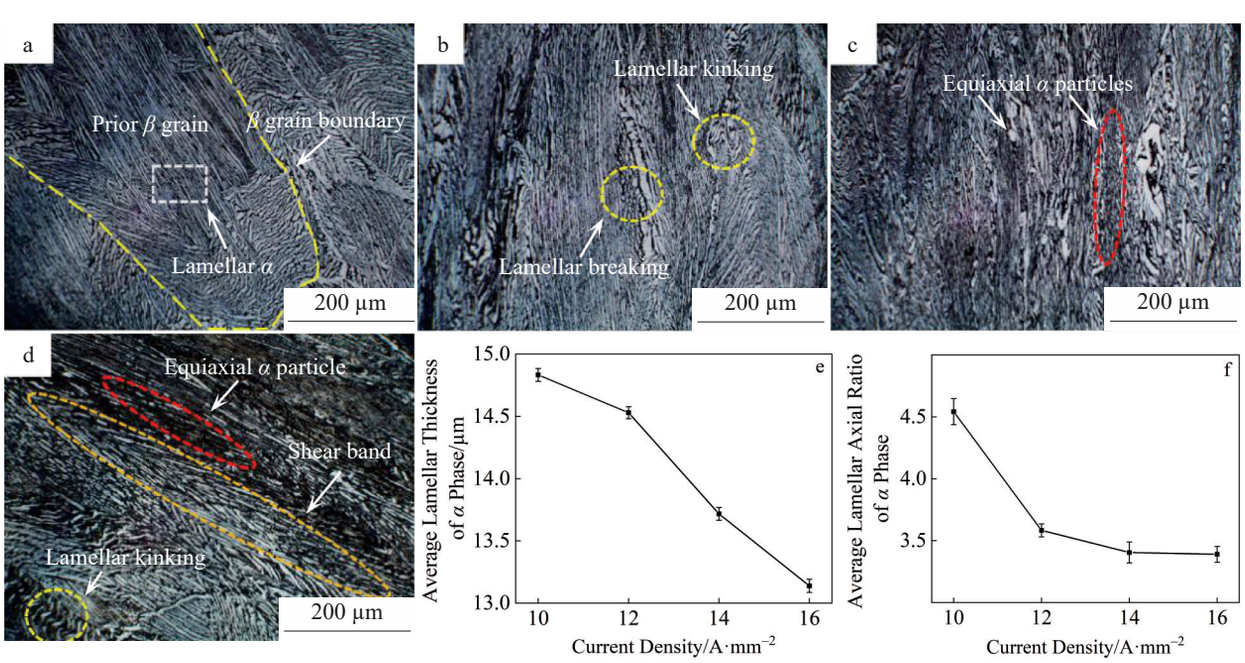


图4　变形量 60%，应变速率 0.01 s^{-1}，不同电流密度下 TA15 合金的金相组织；α 相平均片层厚度及 α 相平均片层轴比

Fig.4　OM images and globularization phenomenon of TA15 alloy under 60% strain, 0.01 s^{-1} strain rate with varying current densities: (a) 10 A/mm^2, (b) 12 A/mm^2, (c) 14 A/mm^2, and (d) 16 A/mm^2; (e) average lamellar thickness of α phase; (f) average lamellar axial ratio of α phase

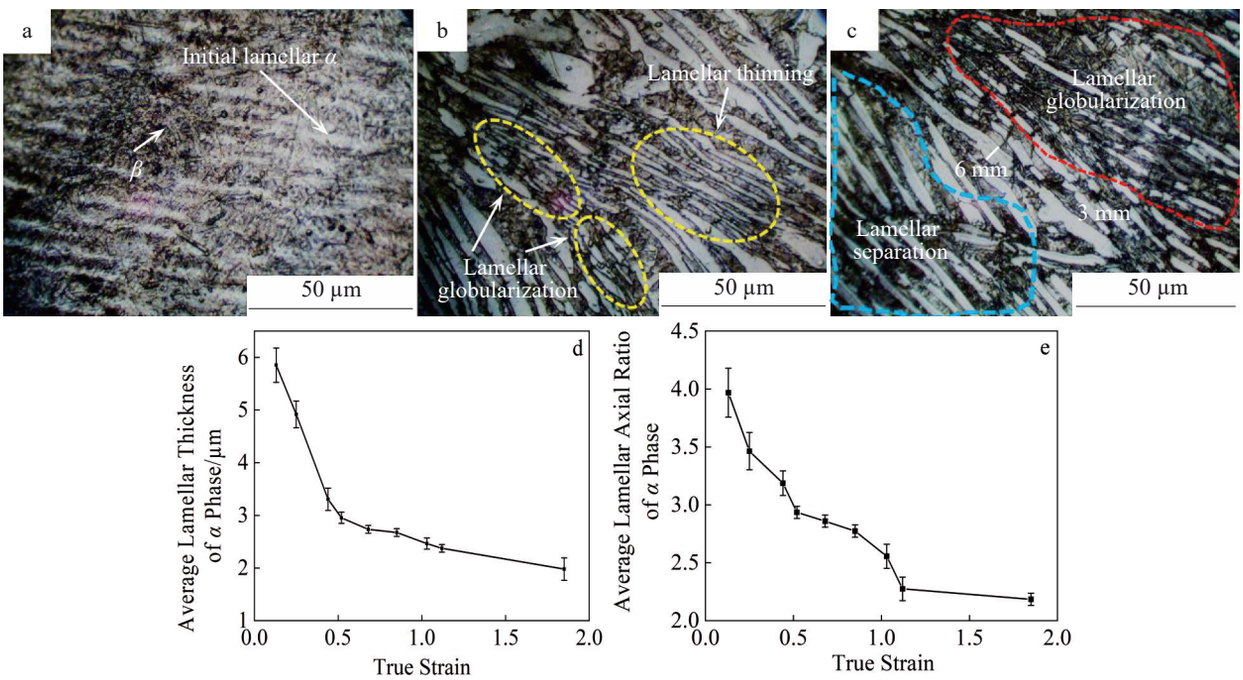


图 5　电流密度为 16 A/mm^2，应变速率为 0.01 s^{-1} 时，不同变形量下 TA15 合金的金相组织及球化现象：α 相平均片层厚度；α 相平均片层轴比

Fig.5　OM images and globularization phenomenon of TA15 alloy under 16 A/mm^2 current density, 0.01 s^{-1} strain rate with varying strains: (a) 20%, (b) 40%, and (c) 60%; (d) average lamellar thickness of α phase; (e) average lamellar axial ratio of α phase

化 α 相，而剪切带两侧 α 片层仍维持高轴比形态（图 5b）。60% 变形量时 α 片层近乎完全分离，轴比较低变形量显著降低。定量分析表明（图 5d）：随变形量增加，α 片层平均厚度减小（应变 1.85 时仅 2.37 μm），等轴化程度提升（最小轴比 2.27）。变形量增加促使 α 片层局部剪切及位错缠结形成亚结构，提供额外形核位点。亚结构区域晶界能降低，叠加高位错应变能，显著促进再结晶形核。高应变条件增强再结晶驱动力与晶界迁移能力，加速位错滑移，进而提高 α 片层破碎程度与球化率[11]。

3.3　电辅助压缩变形 TA15 合金球化动力学

3.3.1　TA15 合金球化动力学模型

钛合金球化动力学研究普遍采用经典 JMAK 相变动力学模型，该模型通过指数函数表征新晶粒形核与长大过程，基于文献[12]，TA15 钛合金动态球化动力学方程表述为：

$$f_{\mathrm{Dg}} = 1-\exp\left[-k\left(\varepsilon-\varepsilon_{\mathrm{c}}\right)^{n}\right] \tag{1}$$

根据式（1），在不考虑电流密度的影响下，将式子移项后两边同时取对数，从而得到式（2），

$$\ln\left(\frac{1}{1-f_{\mathrm{Dg}}}\right) = k\left(\varepsilon-\varepsilon_{\mathrm{c}}\right)^{n} \tag{2}$$

将等式两边再次取对数能够得到式（3），

$$\ln\left[\ln\left(\frac{1}{1-f_{\mathrm{Dg}}}\right)\right] = n\ln\left(\varepsilon-\varepsilon_{c}\right) + \ln k \tag{3}$$

式中：f_{Dg} 是动态球化率；ε 是应变；ε_{c} 是发生动态球化的临界应变；n 是材料常数；k 是动态常数，与温度有关。该方程表征球化率与真应变及温度的定量关系。如图 6 所示，通过测量不同变形量下压缩试样的各变形区，选取 9 个应变量测量点，同步采集动态球化过程应变数据及对应球化率（图 7）。图 7 显示，固定电流密度时，球化率随应变量增加呈阶梯状上升。固定应变量时，球化率随电流密度增加而升高，进一步验证脉冲电流对 TA15 钛合金动态球化的促进作用（与 3.2.1 节结论一致）。

以式（1）构建函数形式表达式进行非线性拟合。其中 ε 为自变量，f_{Dg} 为因变量，参数为 k，ε_{c}，n，得到动力学模型拟合曲线如图 8 所示。

图 8 表明实验数据与拟合曲线吻合良好。低应变区球化率增长速率较高，而高应变区增长速率渐趋平缓。拟合参数 k，ε_{c}，n 的值见表 3 及图 9。由表 3 及图 9 可知：参数 k 拟合值范围 0.37～0.48，且随电流密度增加单调递增；ε_{c} 拟合值范围 0.090～0.187，随电流密度增加单调递减；参数 n 变化不显著，可视为常数。依据文献[13]，参数 k 是温度补偿应变速率参数 Z 的函数：

$$k = 14281.6Z^{-0.1924} \tag{4}$$

$$Z = \varepsilon\exp\left(Q/RT\right) \tag{5}$$

式中：ε 为应变速率；R 为气体常数；T 为变形温度；Q 为热变形激活能。

随电流密度增加，脉冲电流的焦耳热效应增强，材料变形温度升高，致使温度补偿应变速率 Z 值下降，进而引起参数 k 值上升。常规热变形初期，低应变条件下位错驱动力不足且迁移阻力较大，导致片层组织需达到临界应变方能启动球化。通电压缩过程中，脉冲电流持续作

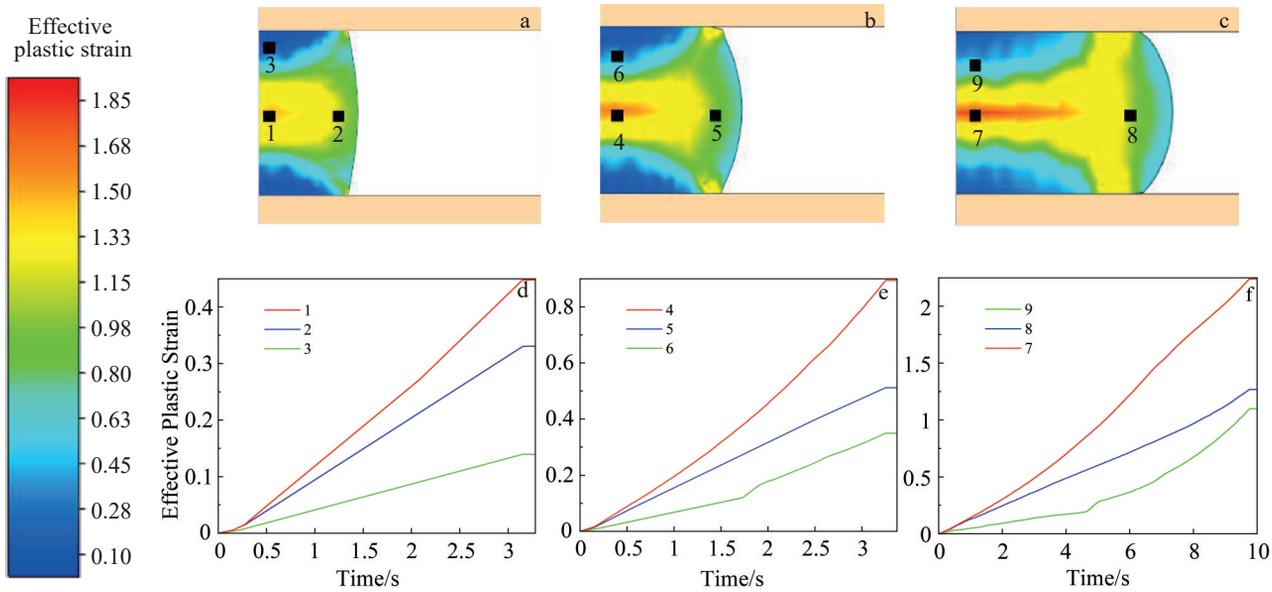


图6 不同变形量压缩试样测量点示意图及其应变曲线

Fig.6 Measurement point diagram (a–c) and strain curves (d–f) of compression specimens with different deformation: (a, d) 20%, (b, e) 40%, and (c, f) 60%

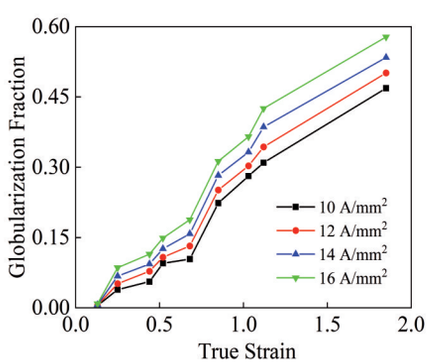


图7 不同真应变下TA15合金的动态球化体积分数

Fig. 7 Dynamic globularization fraction of TA15 alloy under different true strains

用：微变形阶段可视为电脉冲处理，通过提升原子扩散通量加速位错演化（如异号位错湮灭、多边化）。此过程促进位错迁移与重排，驱动破碎α相球化。电流密度越高，球化效率越显著，故临界应变ε_c随电流密度增加而递减。

基于参数k，ε_c，n的定性分析，将电流密度效应耦合至Avrami方程。其中电流密度对参数k的影响可以看作是线性关系，而电流密度对球化临界应变ε_c的关系较为复杂，当电流密度→0时，$\varepsilon_c\to\infty$，表明电流效应可忽略，参数n对电流密度变化不敏感，可视为常数。因此电流密度对参数k和球化临界应变ε_c的影响可以用式（6）和（7）分别对其进行描述：

$$k = k_0 + k_1 J \tag{6}$$

$$\varepsilon_c = aJ^b \tag{7}$$

拟合参数k，ε_c的值见表4及图10。

图10a，10b显示参数k与电流密度J呈良好线性关系（斜率≈0.018，截距=0.187），且k值随电流密度增加而单调递增。本实验k值拟合范围（0.37~0.48）与文献[14]报道的热变形条件k值范围（0.14~0.71）部分重叠。

图10c, 10d表明临界应变ε_c随电流密度增加而递减，且在电流密度趋近零时$\varepsilon_c\to\infty$。此现象源于位错运动需克服初始能垒：低电流密度条件下，位错系统难以获取足够活化能启动滑移，导致理论临界应变趋近无穷。此现象源于位错运动需克服初始能垒：低电流密度条件下，位错系统难以获取足够活化能启动滑移，导致理论临界应变趋近无穷。本实验测得ε_c拟合值范围0.090~0.187，并随电流密度增加呈负相关。该值显著低于文献热变形条件数据（0.34~0.56）[14]。

该现象的成因可表述为：变形初期，α/β相界面发生微变形并积累位错。脉冲电流作用下，位错富集区易形成局部焦耳热效应，导致该区域显著温升。温升促进钛合金中位错滑移、扩散及晶界迁移，进而在初始相界面处形成亚晶界、小晶粒或高密度新晶界。此过程补偿了常规热变形中形成亚晶界所需的应变能，从而降低动态球化的临界应变值。此外，小应变低温条件下，动态球化的α相主要源于直接破碎形成的短片层组织。脉冲电流通过时，基于电子风力，定向迁移电子及其感应磁场对晶粒/位错施加作用力，提升其运动势能，为球化过程提供额外驱动力。同时，脉冲电流促进固溶原子及缺陷的扩散迁移，诱发新生位错与现存位错相互作用，引发位错重排与合并。此过程改变位错密度与分布特征，降低球化

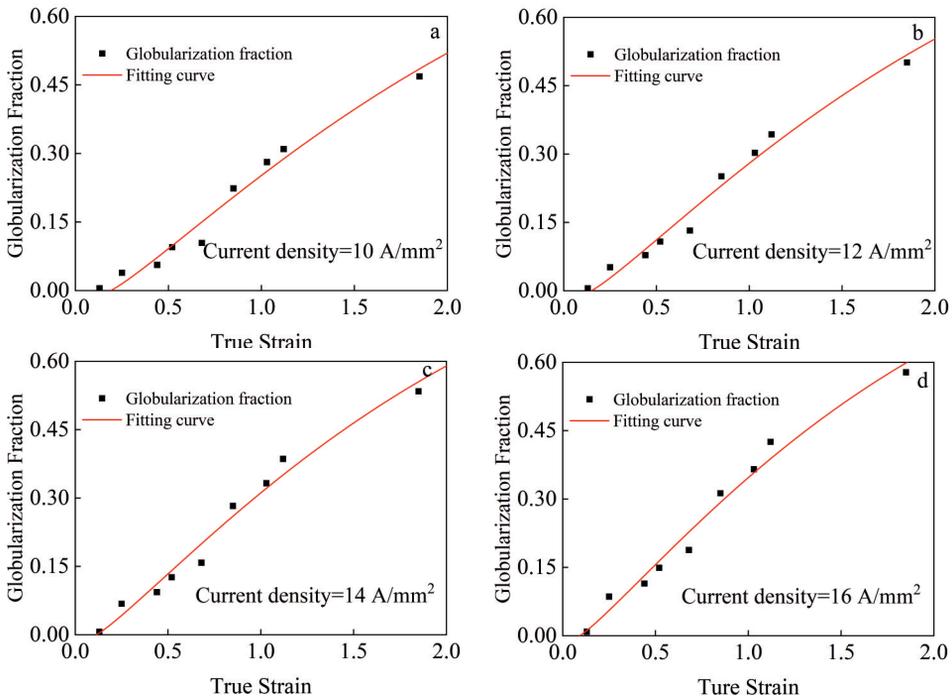


图 8　球化率-真应变曲线实验点与动力学模型拟合曲线对比

Fig.8　Comparison of globularization fraction-true strain curve experimental points and dynamic model fitting curve

表 3　动态球化动力学方程参数拟合值

Table 3　Fitted values of parameters for the dynamic globularization kinetic equation

Current density/ A·mm^{-2}	10	12	14	16
k	0.36875	0.39409	0.42805	0.47512
ε_c	0.18747	0.14658	0.11246	0.08997
n	1.15606	1.15585	1.15430	1.15494

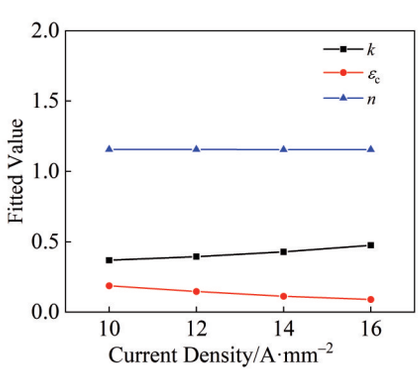


图 9　动态球化动力学方程参数拟合曲线

Fig. 9　Fitted curves of parameters for dynamic globularization kinetic equation

能垒，进一步减小动态球化的临界应变值。

图 11 所示 Avrami 方程拟合的球化动力学曲线呈单调上升趋势，各电流密度下均呈现典型“S”形特征。低应变区球化速率较高，而高应变区球化速率渐趋平缓。图 12 表明随电流密度增加，完全球化应变 ε_f 持续降低，这与发生动态球化所需要的临界应变 ε_c 的变化趋势一致，证实脉冲电流可有效促进 TA15 钛合金动态球化。本实验 ε_f 值（5.02~6.31）显著高于文献[14]变形条件数据（3.40~5.93）。此差异源于通电压缩的动态热特性：尽管低应变阶段存在 1516 ℃瞬时峰值温度，但其等效温度仍低于常规热压缩的稳定温区（860~970 ℃）[14]，且存在显著热场非均匀性。相比之下，等温压缩过程维持恒定温度场，可提供持续均匀的能量输入，保障球化高效推进。因此在通电压缩后期，温度驱动力显著弱于常规热变形，致使球化速率下降，最终导致 ε_f 高于等温压缩条件。

表 4　电流密度影响下参数 k 和 ε_c 的拟合值

Table 4　Fitted values of k and ε_c under the influence of current density

Parameter	Value	value	Value
k	0.36875	0.39409	0.42805
ε_c	0.18747	0.14658	0.11246
n	1.15606	1.15585	1.15430

3.3.2　TA15 合金球化动力学速率

从图 7 可知，动态球化率对通电压缩实验下不同的参数较为敏感。由于在本试验中应变速率为常数，因此可以用式（8）来表示动态球化的动力学速率：

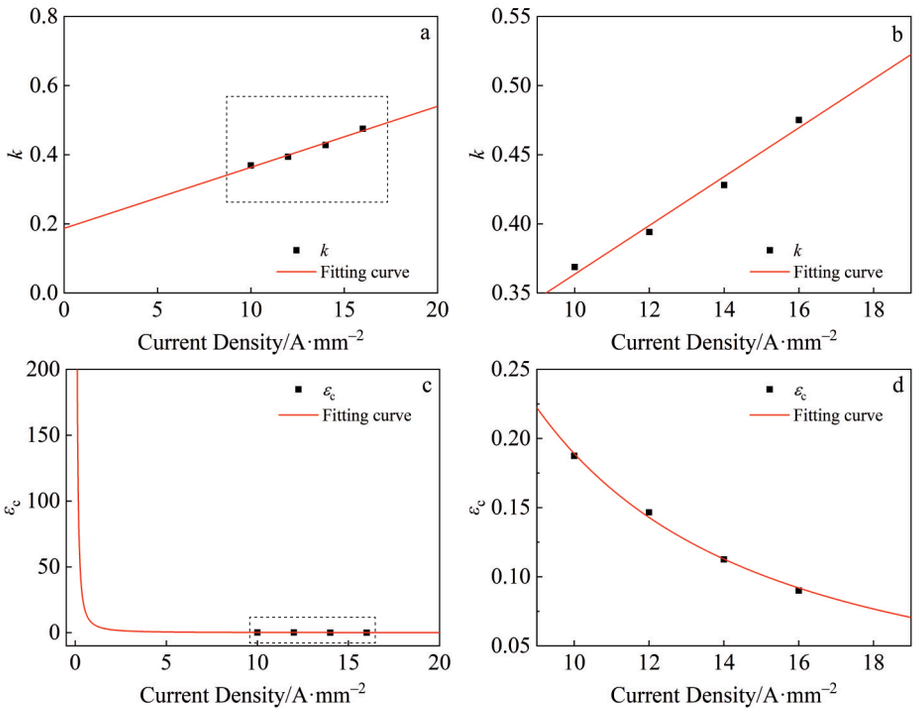


图10 参数k,ε_c与电流密度拟合曲线

Fig.10 Fitted curves for parameters k, ε_c with current density

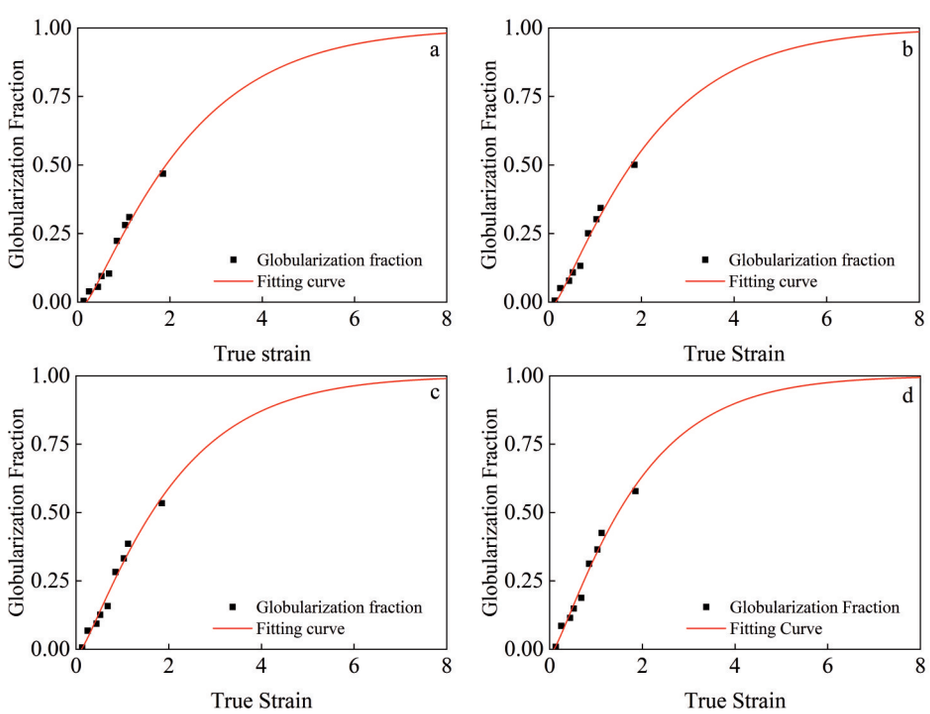


图11 动态球化动力学模型拟合曲线

Fig.11 Fitted curves of dynamic globularization kinetic model with different current densities: (a) 10 A/mm^2, (b) 12 A/mm^2, (c) 14 A/mm^2, and (d) 16 A/mm^2

$$v_{Dg}=\frac{\partial f_{Dg}}{\partial t}=\frac{\partial f_{Dg}}{\partial \varepsilon}\cdot\frac{\partial \varepsilon}{\partial t}\propto\frac{\partial f_{Dg}}{\partial \varepsilon} \tag{8}$$

基于上述方程，动态球化速率与真应变的关系如图13所示。曲线分析表明：各电流密度下的球化速率均随电流密度增加呈先升后降的非单调变化趋势。峰值球化速率的应变随电流密度的增大而减小，从10 A/mm^{2}时的0.64降至16 A/mm^{2}的0.37。电流密度越高，速率前期增长越快，后期衰减越显著。此现象成因可解释为：变形初

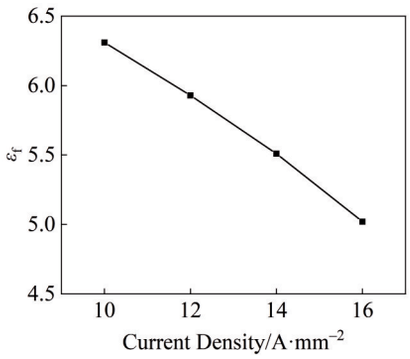


图 12　不同电流密度下完成动态球化所需应变 ε_f

Fig.12　Strain ε_f required for complete dynamic globularization at variant current densities

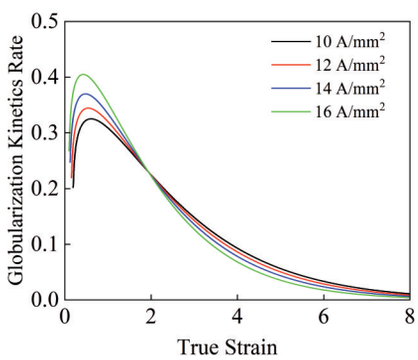


图 13　不同电流密度下动态球化动力学速率与应变关系曲线

Fig.13　Relationship between dynamic globularization kinetic rate and strain at different current densities

期，轴向压力与剪切应力共同作用促使低硬度 α 相片层发生破碎，产生大量细小等轴 α 颗粒。脉冲电流引发的快速温升加速此类颗粒的动态球化进程，对应速率曲线的上升阶段。随应变增大，未破碎的粗大 α 相片层发生减薄与分离，高应变速率下更出现片层扭折现象。此过程导致相界面密度增加，位错堆积形成迁移屏障，显著提升物质迁移阻力。球化后期需消耗更多应变能克服能垒，致使球化速率下降。上述现象证实扩散过程在动态球化中起决定性作用。

4　结 论

1）通电后引起的应力降随着电流密度增大而增大。随着电流密度的增大，材料塑性进一步提高，球化率也随之上升；随着变形量的增大，片层组织球化的程度越高。

2）TA15 钛合金的动态球化规律满足 Avrami 方程，通过 Avrami 方程拟合得到的临界应变 ε_c 值在 0.090~0.187 之间，完成动态球化所需要的应变值 ε_f 在 5.02~6.31 之间，且都随电流密度的增大而减小。

3）TA15 钛合金通电压缩的动态球化动力学速率随着电流密度的增大先增大后减小，峰值应变随电流密度的增大而减小，从 10 A/mm^2 时的 0.64 降至 16 A/mm^2 的 0.37。

参考文献　　References

[1] Yan Siliang(严思梁), Shi Yingbin(时迎宾), Zhang Xiaoli(张晓丽) *et al*. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(5): 1783

[2] Suo Yelong(索叶龙), Zhao Yu(赵煜), Li Long(李龙) *et al*. *Titanium Industry Progress*(钛工业进展)[J], 2025, 42(2): 28

[3] Ji R, Zhu K, Zhang H *et al*. *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2024, 28: 1644

[4] Lu S, Li Y, Zhen S *et al*. *Materials Science and Engineering A*[J], 2025, 927: 147990

[5] Sasakia Layla, Gilbert H′enaffa, Arzaghia Mandana *et al*. *Materials Science and Engineering A*[J], 2017, 707: 253

[6] Yang Guang(杨光), Wu Huaiyuan(吴怀远), Ren Yuhang(任宇航) *et al*. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2021, 50(5): 1760

[7] Gao P F, Fu M, Zhan M *et al*. *Journal of Alloys and Compounds* [J], 2020, 831: 154851

[8] Li Xifeng(李细锋), Cao Xudong(曹旭东), Wang Bin(王斌) *et al*. *Aeronautical Manufacturing Technology*(航空制造技术)[J], 2021, 64(17): 22

[9] Gao Pengfei, Fu Mingwang, Zhan Mei *et al*. *Journal of Materials Science and Technology*[J], 2020, 39: 56

[10] Gao Pengfei, Zhan Mei, Fan Xiaoguang *et al*. *Materials Science and Engineering A*[J], 2017, 689: 243

[11] Lai Yunjin(赖运金). *Study on Microstructural Evolution of Lamellar Structure and Globularization Kinetics of Titanium Alloy*(钛合金片状组织演变机制与球化动力学研究)[D]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University, 2007

[12] Jia Jianbo, Zhang Kaifeng, Lu Zhen. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2014, 617(12): 429

[13] Chen Huiqin(陈慧琴), Cao Chunxiao(曹春晓), Guo Ling(郭灵) *et al*. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2009, 38(3): 421

[14] Wu Chengbao, Yang He, Fan Xiaoguang *et al*. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2011, 21(9): 1963

Electro-induced Dynamic Globularization Kinetics of TA15 Alloy

Yan Siliang[1], Liu Zilong[1], Li Junhui[1], Meng Miao[1], Huang Liang[2]

(1. Engineering Research Center of High Performance Copper Alloy Materials and Processing, Ministry of Education, School of Materials Science and Engineering, Hefei University of Technology, Hefei 230009, China)

(2. State Key Laboratory of Materials Processing and Die & Mould Technology, School of Materials Science and Engineering, Huazhong University of Science and Technology, Wuhan 430074, China)

Abstract: The dynamic globularization behavior, law, mechanism, globularization kinetic curve and model of TA15 titanium alloy lamellar structure were studied by pulse current assisted compression test and quantitative analysis of metallographic structure. The results indicate that the increase in current density further aggravates the flow softening phenomenon. The globularization rate increases with the increase in current density and deformation. Based on the Avrami equation, a dynamic electro-induced globularization kinetics model for TA15 alloy is established. The model predicts that the ranges of the critical strain ε_c for dynamic spheroidization and the strain ε_f for completing dynamic spheroidization are 0.090−0.187 and 5.02−6.31, respectively, and both decrease with the increase in current density. The globularization kinetics rate increases first and then decreases with the increase in strain and current density. In addition, the higher the current density, the greater the peak value of the spheroidization kinetics rate and the smaller the strain corresponding to the peak value.

Key words: TA15 alloy; lamellar structure; dynamic globularization; dynamic model

Corresponding author: Yan Siliang, Ph. D., Engineering Research Center of High Performance Copper Alloy Materials and Processing, Ministry of Education, School of Materials Science and Engineering, Hefei University of Technology, Hefei 230009, P. R. China, Tel: 0086-551-62905110, E-mail: yansiliang741@163.com