

# 预变形 TA15 合金脉冲电处理球化行为研究

严思梁<sup>1,2</sup>, 时迎宾<sup>1</sup>, 张晓丽<sup>1</sup>, 李萍<sup>1</sup>, 薛克敏<sup>1</sup>

(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 材料成形与模具技术国家重点实验室, 湖北 武汉 430074)

**摘要:** 开展了预变形片层组织 TA15 合金电脉冲处理实验, 对片层组织形貌及位错、界面结构进行表征, 深入分析预变形片层组织 TA15 合金在脉冲电流作用下的微观组织演变机理。结果表明, 电脉冲促进 TA15 合金中的原子扩散和缺陷反应, 从而使片层组织发生电致静态球化; 且随着电流密度增大和通电时间的延长, 片层组织球化率增大, 平均晶粒尺寸先增大后减小。 $\alpha$  相球化前期由末端迁移机制控制, 后期受晶界分离和 Ostwald 熟化控制, 而  $\beta$  相球化的主要机制是晶界分离。电脉冲处理后球化  $\alpha$  相的新生界面强化导致材料硬度最大提升 26.41%。

**关键词:** 电脉冲处理; TA15 合金; 预变形; 片层球化

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2023)05-1783-08

TA15 合金是一种近  $\alpha$  型两相钛合金, 具有室温和高温强度高、热稳定性优良、焊接性能好、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<sup>[1-2]</sup>。TA15 合金原材料需要经过单相区开坯和两相区多道次热机械加工(或称改锻), 才能由原始粗大的魏氏组织转变为以细小均匀球状  $\alpha$  相及  $\beta$  转变基体为主的等轴组织、双态组织、三态组织或准三态组织, 从而获得高强度和高塑性, 提高构件的使用安全性<sup>[3]</sup>。然而现有热机械加工方法存在工艺窗口窄、制造流程复杂、周期长、能耗大, 以及大型高精度加热设备依赖等问题, 亟需寻求绿色、高效、短流程的两相区热机械加工工艺方法。

电脉冲处理是一种快速非平衡处理技术, 将其与热机械加工相结合, 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, 并能最大程度上避免氧化、吸氢等问题。大量研究表明, 脉冲电流对金属材料的回复与再结晶<sup>[4-5]</sup>、位错运动<sup>[6-7]</sup>、相转变<sup>[8]</sup>、局部晶界熔化<sup>[9]</sup>、沉淀相和金属间化合物析出<sup>[10]</sup>以及去孪晶化<sup>[11]</sup>等行为也有明显的促进作用, 可以引起快速的再结晶和相变<sup>[12]</sup>、细化晶粒<sup>[13]</sup>、提升组织均匀性<sup>[7,14]</sup>。从而为有效地改善 TA15 合金的组织结构、提高材料的综合性能提供了有效的手段。为此, 本研究对预变形后的 TA15 合金进行电脉冲处理, 分析

了不同电脉冲参数下其片层变形组织的球化行为, 探讨了其微观机制。本研究为发挥钛合金的性能潜力, 促进两相区热机械加工新技术在航空航天领域的应用提供了理论依据。

## 1 实验

本实验材料为 TA15 合金棒材, 其化学成分如表 1 所示。将其加工成  $\phi 10 \text{ mm} \times 15 \text{ mm}$  的圆柱试样, 在 Instron 万能试验机上进行等温压缩变形。变形温度为  $600 \text{ }^\circ\text{C}$ , 变形速率为  $1 \text{ mm/min}$ , 变形程度为 35%, 变形前后的金相组织如图 1 所示。初始材料原始  $\beta$  相晶界清晰,  $\alpha$  相呈板条状分布, 并且有一定的集束方向, 单向压缩变形后板条  $\alpha$  相发生弯折。

在变形试样中心位置切取片状试样进行电脉冲处理和显微组织表征, 切取位置及组织观测位置如图 2 所示。将切取的试样用砂纸打磨后采用  $10 \text{ kA}$ 、 $150 \text{ V}$  单脉冲电源发生器进行电脉冲处理。脉冲频率为  $500 \text{ Hz}$ , 脉宽为  $100 \text{ } \mu\text{s}$ , 占空比为 5%, 电流密度为  $20 \sim 40 \text{ A/mm}^2$ , 通电时间为  $20 \sim 40 \text{ s}$ , 通电结束后空冷。采用 JM-5000 型金相显微镜观测其金相组织并使用 Image Pro Plus 6.0 软件统计球化率( $\alpha$  相轴比小于  $2.5$  视为球化)及晶粒尺寸。采用 Tescan MIRA3 热场发射扫描电镜进行表面形貌观察, 采用 FEI Tecnai G2F20 S-TWIN 场发射透射电子显微镜对其位错及界

收稿日期: 2022-11-07

基金项目: 国家自然科学基金(51705119, 51975175); 材料成形与模具技术国家重点实验室开放课题(P2021-015); 陕西省高性能精密成形技术与装备重点实验室开放课题(PFTE-2020-KF-01)

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

表 1 TA15 合金元素含量

Table 1 Chemical composition of TA15 alloy (wt%)

Ti	Al	V	Zr	Mo	Bal.
87.02	6.78	2.31	2.00	1.70	0.19

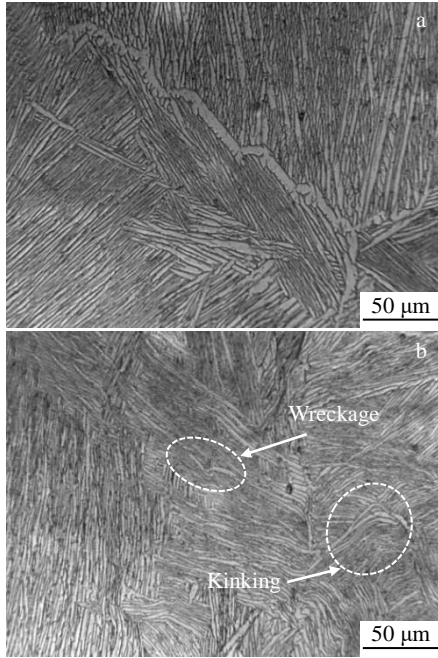


图 1 TA15 合金温热压缩前后金相组织

Fig.1 Metallographic microstructures of TA15 alloy before and after warm compression: (a) initial structure and (b) structure in deformation zone center

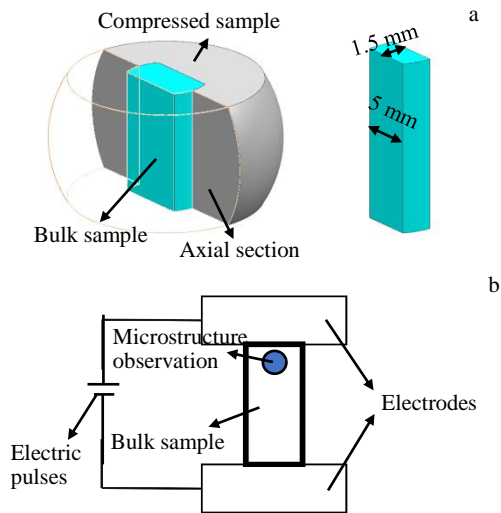


图 2 预变形 TA15 合金电脉冲处理取样位置, 实验装置示意图及微观组织测试区

Fig.2 Electric pulse treatment schemes of pre-deformed TA15 alloy: (a) sampling zones, (b) schematic of the experimental setup and the sites for microstructure examination

面结构特征进行表征。硬度测试在 HVS-1000ZA 数显维氏硬度计上进行, 硬度测试时载荷取 200 g, 保压时间为 15 s。

## 2 结果与分析

### 2.1 电流密度对静态球化的影响

不同脉冲电流密度下通电 25 s 后预变形片层 TA15 合金组织演化规律如图 3 所示。可以看出, 电脉冲处理后 TA15 合金片层  $\alpha$  相出现了热蚀沟, 新增边界和片层分离的现象, 表明发生了片层组织球化现象; 对比分析可见, 随着电流密度的增大, 球化率逐渐增加, 平均晶粒尺寸先增大后减小。

电流密度为 20 A/mm<sup>2</sup> 时, 片层  $\alpha$  相组织基本保持原貌, 没有发生球化; 当电流密度增大至 25~30 A/mm<sup>2</sup> 时, 随着焦耳热效应的不断增强, 片层  $\alpha$  相发生了部分球化, 主要体现为出现大量沿原始片层  $\alpha$  形状分布的细小等轴  $\alpha$  颗粒; 并且, 部分尚未发生分离的  $\alpha$  片层内部出现清晰的亚晶界,  $\alpha$  片层与  $\beta$  基体间的平直界面出现明显起伏, 呈现典型的热蚀沟形貌, 其演化进而导致  $\alpha$  片层的晶界分离。这是由于电流存在尖端/缺陷处聚集效应(或称不均匀焦耳热效应)<sup>[10,13]</sup>, 使得预变形片层组织内部发生位错重排形成亚晶界, 并促进高缺陷密度的  $\alpha$ - $\beta$  相界发生 Rayleigh 失稳;  $\alpha$ - $\alpha$  亚晶界与  $\alpha$ - $\beta$  相界相交处为达到表面张力的相互平衡, 以趋向于热力学稳定状态, 将会通过表面原子的扩散过程形成热蚀沟。而热蚀沟形成后,  $\alpha$  相与  $\beta$  相倾向于沿热蚀沟互相楔入, 从而降低体系表面能<sup>[15]</sup>。随着电流密度进一步增大到 35~40 A/mm<sup>2</sup>, 视野中热蚀沟与分离的  $\alpha$  相显著增多, 球化率进一步提高。但平均晶粒尺寸先增大后减小, 基本处于 1.7~2.6  $\mu$ m 之间。这主要是由于在电流密度较小时, 球化过程中分离机制不占主导地位, 主要发生电激励下的晶界迁移与晶粒长大, 主要体现为部分已经发生分离的片层  $\alpha$  部分从曲率差异较大的短棒状转变为界面更为平直的球状, 使得平均晶粒尺寸在 25 A/mm<sup>2</sup> 条件下有所增大。当电流密度大于 30 A/mm<sup>2</sup> 后, 大量分离的  $\alpha$  碎片沿原始片层  $\alpha$  变形流线分布, 表明以晶界分离为代表的分离机制作用趋于明显; 且通电时间较短, 分离的  $\alpha$  相来不及长大, 从而使得平均晶粒尺寸显著减小。

### 2.2 通电时间对静态球化的影响

图 4 所示为电流密度为 30 A/mm<sup>2</sup> 时不同通电时间下预变形 TA15 合金电脉冲处理试样组织形貌、 $\alpha$  相球化率与平均晶粒尺寸的变化规律。随着通电时间的增加, 脉冲电流引起的非均匀焦耳热效应逐渐累积, 使得温升越发显著, 热扩散控制的物理过程加快, 这时原本连续和弯折的预变形片层  $\alpha$  相上出现了热蚀沟与组织粗化特

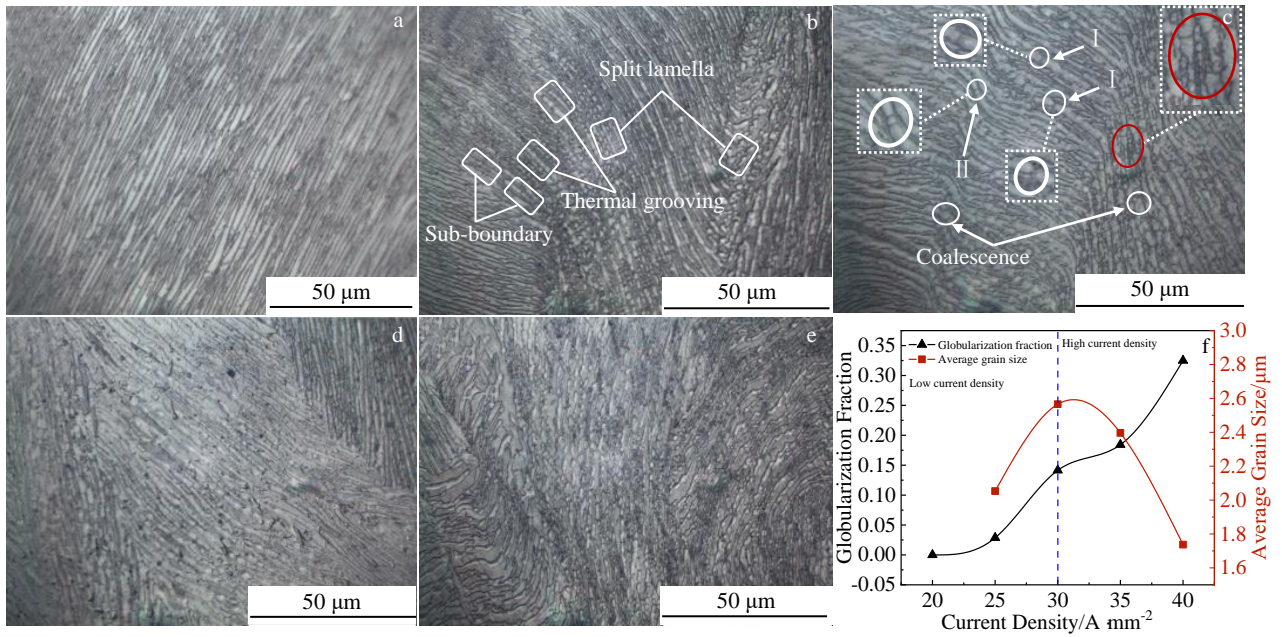


图 3 不同电流密度下通电 25 s 预变形 TA15 合金相组织及 α 球化率、球化晶粒平均尺寸

Fig.3 Metallographic microstructures and globularization rules of pre-deformed TA15 alloy subjected to electric pulses for 25 s under different current densities: (a) 20 A/mm<sup>2</sup>, (b) 25 A/mm<sup>2</sup>, (c) 30 A/mm<sup>2</sup>, (d) 35 A/mm<sup>2</sup>, (e) 40 A/mm<sup>2</sup>; (f) globularization fraction and average grain size of α phase

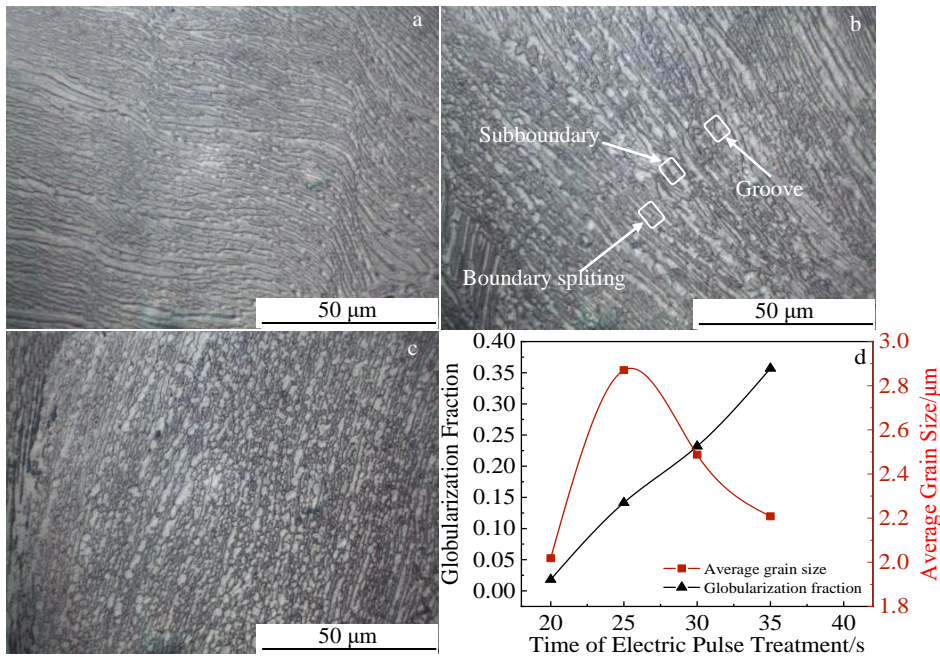


图 4 电流密度 30 A/mm<sup>2</sup> 及不同通电时间下预变形 TA15 合金相组织，α 相球化率及球化晶粒尺寸

Fig.4 Metallographic microstructures and globularization rules of pre-deformed TA15 alloy subjected to electric pulses under 30 A/mm<sup>2</sup> with different durations: (a) 20 s, (b) 30 s, (c) 35 s; (d) globularization fraction and average grain size of α phase

征，在通电时间仅 25 s 时球化率就达到了 14.6%。

随着通电时间的继续增长，试样温度进一步升高，通电时间达到 35 s 时已几乎无法辨认球化前的片层组织，球化率达到 37.1%。根据文献[16]报道，片层组织

TA15 合金在 940 °C 预变形 70% 并保温 1.5 h 以上才可以达到相同的静态球化率，说明电脉冲处理起到了降低片层组织 TA15 合金球化热力学能垒，并提高其球化动力学速率的效果。这是由于电脉冲作用下变形缺陷处原子



扩散通量显著增加, 加速位错的可动化与热激活运动能力, 促进  $\alpha$  相与  $\beta$  相互扩散楔入及亚晶界等位错亚结构的形成, 降低再结晶等物理过程的形核势垒, 可以实现低温快速球化。此外, 脉冲电流通过加速位错在晶界上的攀移及消失、减小形核界面两边的能量差从而降低形核界面的迁移速率及新生晶粒的长大速率, 进而减小片层  $\alpha$  球化组织的晶粒尺寸。因此, 在当前  $30 \text{ A/mm}^2$  电流密度下通电  $20\sim 35 \text{ s}$  时, 平均晶粒尺寸先增加后减小, 但均在  $2.2\sim 2.9 \mu\text{m}$  内, 远小于其它变形和热处理工艺的球化晶粒尺寸 ( $>4 \mu\text{m}$ )<sup>[16-17]</sup>。

### 2.3 电脉冲处理变形 TA15 合金片层组织球化机理

#### 2.3.1 $\alpha$ 相球化

根据以上分析, 预变形片层组织 TA15 合金电脉冲处理过程的球化机制主要包括晶界分离、末端迁移与 Ostwald 熟化。其中, 晶界分离机制主要包括剪切、扩散楔入和亚晶形核机制; 末端迁移发生在同一个或相邻的片层组织, 是从大曲率的末端到相邻平面的定向溶质扩散; Ostwald 熟化是界面控制的非均质第二相晶粒粗化现象<sup>[16]</sup>。晶界分离有利于组织细化, 末端迁移与 Ostwald 熟化则会导致片层  $\alpha$  发生形貌球状化与粗化<sup>[18-19]</sup>, 2 种

机制在电脉冲激励的球化过程中互相竞争、同时存在, 在不同的球化阶段发挥各自的主要作用。

图 5 所示为电流密度  $30 \text{ A/mm}^2$  通电  $25 \text{ s}$  的变形 TA15 合金电脉冲处理试样显微组织的 TEM 照片。从图中可以看出, 经过电脉冲处理后, 局域化变形较为剧烈的片层  $\alpha$  相中可以观察到预变形过程遗留下来的微观剪切带, 而相对变形程度较小的片层  $\alpha$  相中出现亚晶界等结构, 表明预变形过程中 TA15 合金丛域结构的变形不均匀性显著影响电脉冲处理过程中材料的球化机制; 此外, 可见片层  $\alpha$  相尖端的溶解和相邻片层的连接, 片层  $\alpha$  相呈现增厚趋势, 表明发生了明显的末端迁移<sup>[15,20]</sup>。

变形 TA15 合金在电脉冲处理过程片层  $\alpha$  相的分离、球状化都是由其内部储存的缺陷在外界电激励下被激活运动、产生缺陷反应或缺陷组态变化 (位错反应、亚晶界形成等) 所导致, 故研究电脉冲处理过程的位错组态演化具有重要意义。如图 6a、6b 所示, 在预变形状态下, 位错主要在  $\alpha\text{-}\beta$  相界面处塞积, 且  $\alpha$  相中存在高密度位错缠结; 而电处理  $25 \text{ s}$  后 (如图 6c、6d 所示), 位错结构发生重组, 晶内位错密度显著降低, 形成清晰的位错墙结构。这可以归因为脉冲电流作用下高密度位错

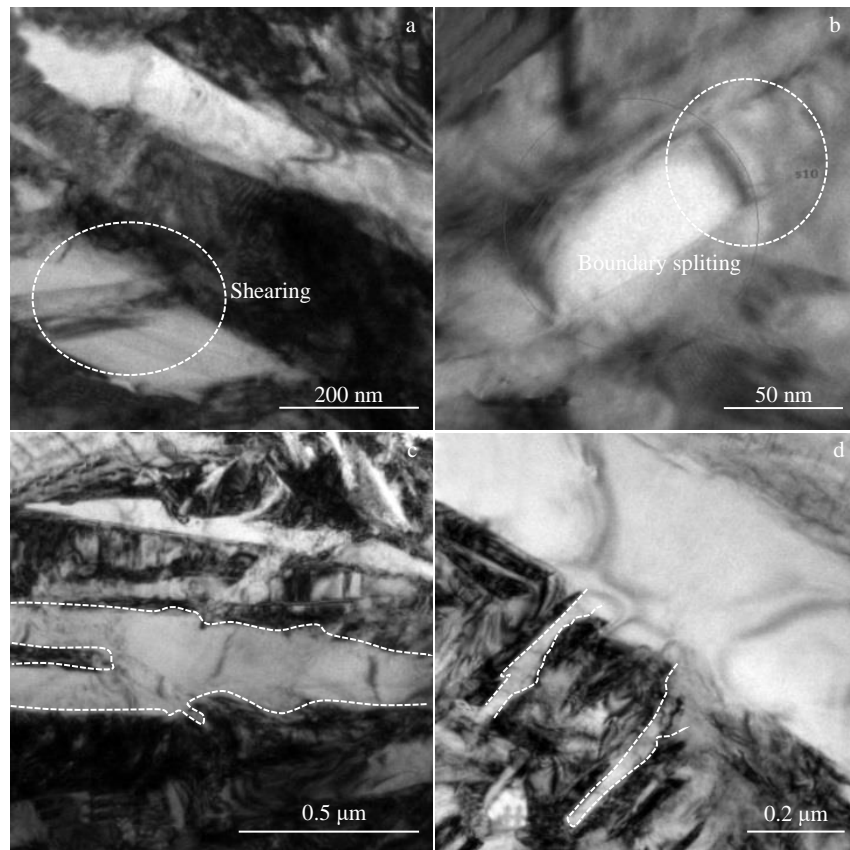


图 5 电流密度  $30 \text{ A/mm}^2$  电脉冲处理  $25 \text{ s}$  后 TA15 合金  $\alpha\text{-}\beta$  界面形貌: 剪切断裂, 晶界分离, 末端迁移, 晶界迁移

Fig.5  $\alpha\text{-}\beta$  interface morphology of TA15 alloy subjected to electric pulse treatment under a current density of  $30 \text{ A/mm}^2$  for  $25 \text{ s}$ : (a) shearing fracture, (b) grain boundary splitting, (c) termination migration, and (d) grain boundary migration

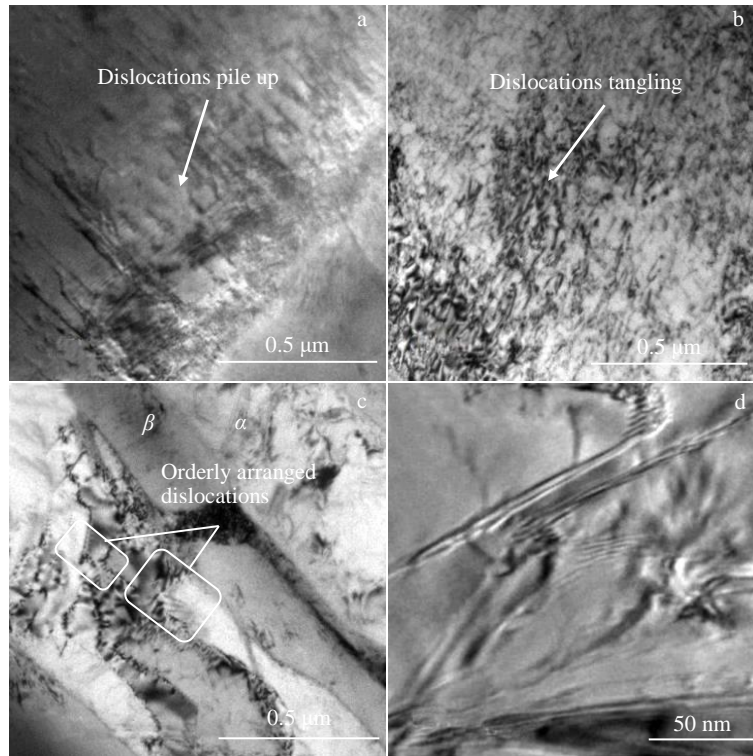


图 6 片层组织 TA15 合金及电脉冲处理位错形态 TEM 照片

Fig.6 TEM images of dislocation patterns of TA15 alloy with lamellar structure subjected to electric pulse treatment: (a, b) the initial sample and (c, d) the sample treated under a current density of  $30 \text{ A/mm}^2$  for 25 s

区原子扩散通量显著升高, 导致晶内异号位错湮灭、位错多边化等位错演化过程显著加快, 从而提高晶界取向差<sup>[5,12]</sup>。这为球化过程中新生  $\alpha$  相形核创造了组织条件, 加速晶界分离球化进程。这种演化现象也被认为是球化的再结晶机制<sup>[20-22]</sup>。另外, 电脉冲处理产生的瞬间焦耳热效应导致材料的热膨胀滞后于温升, 从而在材料内部产生瞬时热压应力, 也将加速片层  $\alpha$  相的球化。

从电脉冲处理后的 TA15 合金金相显微组织 (如图 7 所示) 可以看出, 部分  $\alpha$  相晶粒尺寸较相邻球化  $\alpha$  相晶粒尺寸粗大, 周围存在许多细小的  $\alpha$  相晶粒, 这种现象表明已经发生球化的晶粒开始发生 Ostwald 熟化<sup>[23-24]</sup>。而且可以看出, 晶粒尺寸的变化趋势为先增大后减小, 表明在球化初期阶段, 电激励下的晶界迁移与晶粒长大占主导作用; 变形后期, 由于变形过程中积累的形变能与缺陷转化为新生晶界/相界, 球化主要机制转变为晶界分离和 Ostwald 熟化。

### 2.3.2 $\beta$ 相球化

目前, 钛合金球化行为研究大多仅针对  $\alpha$  相, 而实际上在  $\alpha$ - $\beta$  两相边界的薄层状  $\beta$  相更容易发生球化<sup>[3]</sup>。此时,  $\alpha$  相与  $\beta$  相的球化行为是相互协调的。与密排六方结构的  $\alpha$  相相比, 体心立方结构的  $\beta$  相具有更多的滑移系和较低的流动应力。 $\alpha$  相硬颗粒分布在  $\beta$  相软基体

上, 有助于分离  $\beta$  相, 进而促进  $\beta$  相球化。图 7 所示为 TA15 合金在压缩变形及电脉冲处理后的 SEM 组织形貌。从图中可以看出, 经过电脉冲处理后, 在被片层  $\alpha$  相分割开的条状  $\beta$  相基体中也出现了晶界分离和 Ostwald 熟化的现象。图 8 所示为电流密度  $30 \text{ A/mm}^2$  下通电 25 s 后预变形 TA15 合金  $\beta$  相球化组织的 TEM 像。从图中可以看出, 预变形复合电脉冲处理后  $\beta$  相晶内位错密度较低, 但晶内产生显著的晶界分离, 同时沿  $\alpha$ - $\beta$  界面向  $\beta$  一侧也有热蚀沟产生, 表明  $\beta$  相球化机制主要是晶界分离; 根据文献<sup>[22]</sup>报道, 动态再结晶也可能是  $\beta$  相球化的重要机制。

### 2.3.3 力学性能演化

图 9 所示为电脉冲处理后 TA15 合金硬度随电流密度与电脉冲加载时间的变化规律。结果显示电脉冲处理后材料硬度总体高于未处理状态, 且随电流密度和电脉冲处理时间增大总体呈先上升后下降趋势, 在  $30 \text{ A/mm}^2$  电流密度下处理 25 s 达到峰值硬度  $4200.3 \text{ MPa}$ , 比变形态试样提高 26.41%。

根据文献<sup>[25]</sup>所示, 片层组织 TA15 合金的硬度可以表示为以下形式。

$$H_{\text{ex}} = C \left[ \alpha G \bar{b} \sqrt{\rho} + k_{\text{HPO}} (\dot{\epsilon}, T) f_{\alpha}^{\phi} l^{-\frac{1}{2}} + \sigma^* (\dot{\epsilon}, T) \right] \quad (1)$$

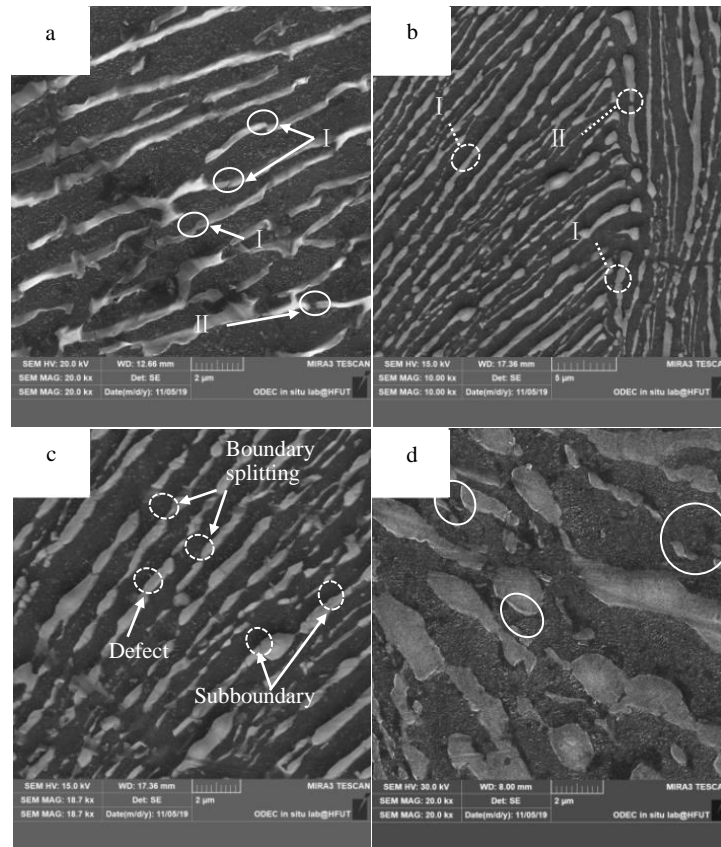


图7 片层组织TA15合金 35 A/mm<sup>2</sup> 电流密度下电脉冲处理 25 s 后组织形貌SEM照片：单向压缩，电处理后α相演化行为，β相的Ostwald 熟化  
 Fig.7 SEM images of microstructure of lamellar TA15 alloy subjected to electric pulse treatment under a current density of 35 A/mm<sup>2</sup> for 25 s: (a) uniaxial compressed sample, (b, c) microstructure evolution behavior of α phase after electric pulse treatment, and (d) details depicting Ostwald ripening of β phase

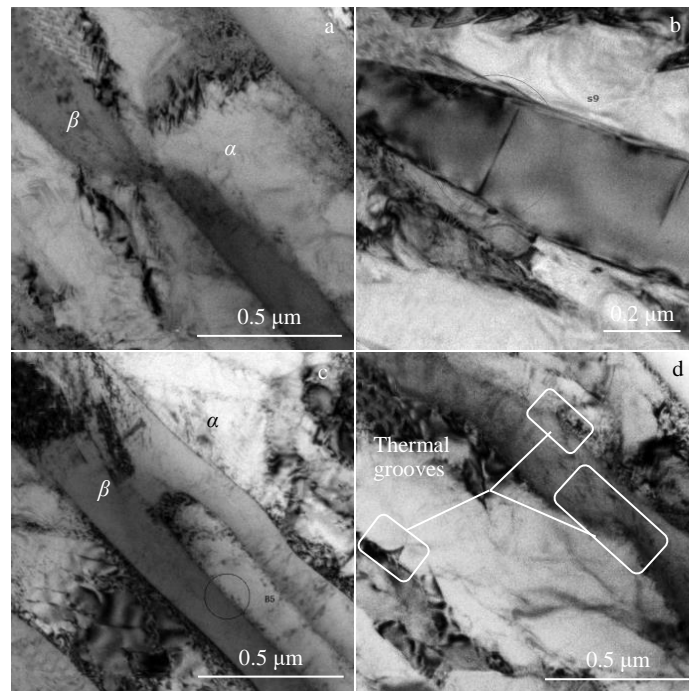


图8 电流密度 30 A/mm<sup>2</sup> 电脉冲处理 25 s 后 TA15 合金晶粒形貌 TEM 照片

Fig.8 TEM images of TA15 alloy subjected to electric pulse treatment under a current density of 30 A/mm<sup>2</sup> for 25 s: (a) low dislocation density in β grain, (b) grain boundary splitting, and (c, d) thermal grooves

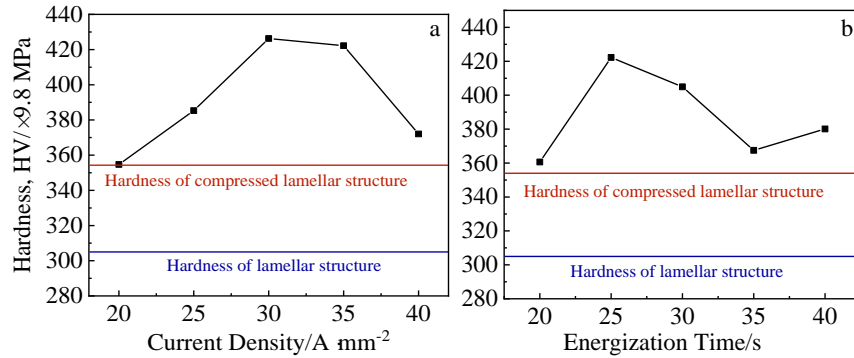


图9 不同条件电脉冲处理后 TA15 合金硬随电流密度和通电时间的变化

Fig.9 Micro-hardness variation of TA15 alloy after electric pulse treatment under different conditions: (a) the effect of electric current density with constant energization time of 25 s and (b) the effect of energization time at constant electric current density of 35 A/mm<sup>2</sup>

其中,  $H_{ex}$  是实验测得的硬度值,  $C$  为联系材料强度与硬度的常系数,  $\alpha$  为材料常数,  $G$  为材料的剪切模量,  $|\vec{b}|$  为伯氏矢量的模,  $\rho$  是材料总位错密度, 球化过程的发展导致位错密度的降低<sup>[25]</sup>;  $K_{HPO}$  是基准 Hall-Petch 系数, 是应变速率  $\dot{\epsilon}$  与瞬时温度  $T$  的函数,  $f_{\alpha}$  为  $\alpha$  相体积分数,  $\phi$  为材料常数,  $l$  为  $\alpha$  片层平均厚度,  $\sigma^*(\dot{\epsilon}, T)$  为材料的热激活应力, 其值随温度上升而降低, 如式 (2) 所示。

$$\sigma^*(\dot{\epsilon}, T) = \sigma_0 \left[ 1 - \left( \frac{RT}{\Delta G} \ln \frac{\dot{\epsilon}_r}{\dot{\epsilon}_p} \right)^{1/q} \right]^{1/p} \quad (2)$$

其中,  $\sigma_0$  为力学阈值应力, 即 0 K 时材料的热相关应力,  $R$  为 Boltzmann 常数,  $\Delta G$  为变形激活能,  $\dot{\epsilon}_r$  与  $\dot{\epsilon}_p$  分别为参考应变速率与塑性应变速率,  $p$  与  $q$  是描述短程障碍势垒形状的材料常数。

结合式 (1) ~ (2)、图 3f 及图 4d 可以看出, 电脉冲处理后材料的硬度主要取决于晶内位错强化与  $\alpha$  片层晶界/相界强化作用的综合效应。电流密度的上升带来球化率上升与平均  $\alpha$  片层尺寸的下降, 导致 Hall-Petch 强化效应增强; 与此同时, 这也导致更显著的焦耳热效应与电致位错湮灭, 从而削弱位错强化效应, 这就解释了图 9a 中电流密度 30 A/mm<sup>2</sup> 时出现硬度峰值的原因。同理, 随电处理时间增长, 球化率升高与晶粒细化带来的强化效应一开始强于位错密度下降带来的软化效应, 随着电处理过程的进行, 充分球化的晶粒开始发生粗化, 削弱了 Hall-Petch 效应, 加之晶内位错密度继续降低, 其共同导致了图 9b 中材料硬度的下降。此外, 电处理时间达到 40 s 时出现的硬度回升, 可能与电处理后高温状态下快速空冷产生的  $\alpha'$  相析出强化有关。

### 3 结论

1) 电脉冲处理过程中预变形 TA15 合金发生了片层

$\alpha$  相低温高速球化, 随电流密度增大和通电时间延长, 球化率显著增大, 球化后晶粒尺寸先增大后减小。

2) 20~40 A/mm<sup>2</sup> 电流密度和 20~35 s 通电时间范围内  $\alpha$  相球化后晶粒尺寸为 1.7~2.9  $\mu\text{m}$ , 远小于其它热机械处理工艺获得的球化晶粒尺寸。

3) 电脉冲处理促使晶内缠结的高密度位错发生位错反应与位错多边化, 降低了晶内位错密度, 形成了排列规则的位错墙与亚晶组织, 为球化创造了组织基础。

4) 脉冲电流作用下, 变形 TA15 合金中的  $\alpha$  相与  $\beta$  相均发生球化。 $\alpha$  相球化前期由末端迁移机制控制, 后期受晶界分离和 Ostwald 熟化控制, 而  $\beta$  相球化的主要机制是晶界分离, 球化的末端迁移机制与晶界分离机制存在动态竞争。

5) 电脉冲处理后材料硬度总体高于未处理状态, 且随电流密度和电脉冲处理时间增大总体呈先上升后下降趋势, 体现了球化过程中 Hall-Petch 强化与位错强化的竞争关系, 30 A/mm<sup>2</sup> 加载 25 s 条件下发生显著球化且晶内缺陷未充分回复, 材料硬度达到峰值, 比变形态试样提高 26.41%。

### 参考文献 References

- [1] Banerjee D, Williams J C. *Acta Materialia*[J], 2013, 61(3): 844
- [2] Gao P F, Qin G, Wang X X *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2019, 739: 203
- [3] Gao P F, Fu M W, Zhan M *et al. Journal of Materials Science & Technology*[J], 2020, 39: 56
- [4] Huang L T, Han X T, Chen Q *et al. IEEE Transactions on Applied Superconductivity*[J], 2014, 24(3): 1
- [5] Sánchez Egea A J, González Rojas H A, Celentano D J *et al. Materials and Design*[J], 2016, 90: 1159
- [6] Cao F R, Xia F, Hou H L *et al. Materials Science and Engineering*

- A[J], 2015, 637: 89
- [7] Li D L, Yu E L, Liu Z T. *Materials Science and Engineering A*[J], 2013, 580: 410
- [8] Liu X, Lan S H, Ni J. *Materials Science and Engineering A*[J], 2013, 582: 211
- [9] Fan R, Magargee J, Hu P *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2013, 574: 218
- [10] Conrad H. *Materials Science and Engineering A*[J], 2000, 287: 227
- [11] Xie H, Wang Q, Liu K *et al.* *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2015, 219: 321
- [12] Zhao Z Y, Wang G F, Zhang Y L *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 786: 733
- [13] Song H, Wang Z J. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2011, 21(21): 353
- [14] Siopis M S, Kinsey B L. *Journal of Manufacturing Science and Engineering-Transactions of the ASME*[J], 2010, 132(2): 1
- [15] Stefansson N, Semiatin S L. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2003, 34: 691
- [16] Fan X G, Yang H, Yan S L *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2012, 533: 1
- [17] Wang Ruining(王蕊宁), Wang Xing(王兴), Fu Wenjie(付文杰) *et al.* *Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2014(24): 64
- [18] Xu Jianwei, Zeng Weidong, Ma Haoyuan *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2018, 736: 99
- [19] Roy S, Suwas S. *Acta Materialia*[J], 2017, 134: 283
- [20] Zherebtsov S, Murzinova M, Salishchev G *et al.* *Acta Materialia*[J], 2011, 59(10): 4138
- [21] 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
- [22] Jia Zhiqiang(贾志强), Zeng Weidong(曾卫东), Wang Kaixuan(王凯旋). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(10): 2895
- [23] Qi Min(齐敏), Ma Yingjie(马英杰), Huang Sensen(黄森森) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2020, 49(3): 997
- [24] Kim K, Voorhees P W. *Acta Materialia*[J], 2018, 152: 327
- [25] Gao P F, Yang H, Fan X G *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2014, 600: 78

## Globularization Behavior of Pre-deformed TA15 Alloy Subjected to Electric Pulse Treatment

Yan Siliang<sup>1,2</sup>, Shi Yingbin<sup>1</sup>, Zhang Xiaoli<sup>1</sup>, Li Ping<sup>1</sup>, Xue Kemin<sup>1</sup>

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

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

**Abstract:** Electric pulse treatment experiments were carried out on lamellar structure TA15 alloy subsequent to pre-deformation. Then, the morphologies of lamellar structure, dislocation structure and interfacial structure were characterized, and the microstructure evolution mechanisms of pre-deformed TA15 alloy with lamellar structure under the action of electric pulses were analyzed. Results show that electric pulse promotes the atom diffusion and defect reactions in TA15 alloy, and introduces the electricity-induced static globularization. With the increase in current density and energization time, the globularization rate of lamellar structure increases and the average grain size of  $\alpha$  lamella first increases and then decreases. Termination migration is regarded as the main mechanism for the earlier stage of  $\alpha$  lamella globularization, while boundary splitting and Ostwald ripening dominate in the later stage. Moreover, the main globularization mechanism for  $\beta$  matrix is determined as boundary splitting. The additional interfacial strengthening brought by the globularized  $\alpha$  phase leads to a maximum micro-hardness increment of 26.41%.

**Key words:** electric pulse treatment; TA15 alloy; pre-deformation; lamellar globularization

Corresponding author: Xue Kemin, Ph. D., Professor, School of Materials Science and Engineering, Engineering Research Center of High Performance Copper Alloy Materials and Processing, Ministry of Education, Hefei University of Technology, Hefei 230009, P. R. China, Tel: 0086-551-62905110, E-mail: xuekm@hfut.edu.cn