

TC18钛合金加热及固溶过程组织动态演变研究

张 乔, 兰 铃, 曾泽鑫, 詹军平, 徐嘉梁*

四川航天技术研究院四川航天川南火工技术有限公司, 四川 泸州

收稿日期: 2025年11月24日; 录用日期: 2025年12月31日; 发布日期: 2026年1月9日

摘要

某大尺寸国产TC18钛合金锻件在典型两阶段退火后存在锻件各部位组织不均匀、综合性能不达标等问题, 给企业造成了巨大的经济和信誉损失。因此, 弄清合金在加热及固溶过程组织动态演变规律, 对制定合理工艺并改善合金组织和性能具有重要意义。本文采用高温共聚焦显微镜对TC18钛合金在加热及840℃高温固溶阶段显微组织的动态演变过程进行了原位分析。实验结果表明, TC18钛合金在连续加热过程中, 晶界 α 相在加热到650℃时开始出现破碎, 当加热到800℃时, 晶界 α 相溶解基本完成; 初生 α 相从650℃开始, 首先以短程扩散的形式发生小规模的 $\alpha \rightarrow \beta$ 相变; 在720℃~750℃之间, 初生 α 相的尺寸会有长大趋势; 当温度超过750℃后, 初生 α 相又开始逐渐转变成 β 相。在840℃保温时, 当保温时间在30 min~60 min范围内时, 显微组织基本不发生变化, 组织稳定性很好。因此可以通过优化加热工艺将锻件各部位的保温时间均控制在此范围内, 以消除因尺寸效应引起的锻件各部位在热处理后的组织及性能差异。

关键词

TC18钛合金, 高温共聚焦显微镜, 显微组织, 动态演变, 保温时间

Research on the Dynamic Microstructure Evolution of TC18 Titanium Alloy during Heating and Solid Solution Process

Qiao Zhang, Ling Lan, Zexin Zeng, Junpin Zhan, Jialiang Xu*

Sichuan Aerospace Technology Institute Sichuan Aerospace Chuannan Explosive Technology Co., Ltd., Luzhou Sichuan

Received: November 24, 2025; accepted: December 31, 2025; published: January 9, 2026

*通讯作者。

Abstract

A large-size domestic TC18 titanium alloy forging after typical two-stage annealing has problems such as uneven structure of each part of the forging and substandard comprehensive performance, which has caused huge economic and reputation losses to the enterprise. Therefore, understanding the alloy's dynamic evolution during heating and solid solution is of great significance for formulating a reasonable process and improving the structure and properties of the alloy. In this paper, a high-temperature confocal microscope was used to analyze the dynamic evolution process of the microstructure of TC18 titanium alloy during the heating and solid solution process. The experimental results show that during the continuous heating process, the grain boundary α phase begins to break when heated to 650°C. When heated to 800°C, the dissolution of the grain boundary α phase is basically completed. The primary α -phase begins to undergo a phase transition at 650°C, firstly, the $\alpha \rightarrow \beta$ phase transition occurs in the form of short-range diffusion, and then the size of the primary α -phase will have a significant growth trend between 720°C~750°C; but when the temperature exceeds 750°C, the primary α phase begins to transform into β phase gradually. The microstructure stability of the TC18 alloy is excellent when the temperature is kept at 840°C for 30 min to 60 min. Therefore, each part of the forging's heat preservation time can be controlled within this range by optimizing the heating process to eliminate the difference in the structure and performance of each part of the forging after heat treatment caused by the size effect.

Keywords

TC18 Titanium Alloy, Laser Confocal High-Temperature Scanning Microscope, Microstructure, Dynamic Evolution, Holding Time

Copyright © 2026 by author(s) and Hans Publishers Inc.

This work is licensed under the Creative Commons Attribution International License (CC BY 4.0).

<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>



Open Access

1. 引言

TC18 钛合金是原苏联航空材料研究院研制的一款高强高韧的近 β 型钛合金, 常作为大型飞机的锻件和模锻件使用[1]。为保障合金具有良好的强度和塑性匹配, 需要将锻造后的 TC18 钛合金锻件进行热处理。

目前, TC18 钛合金热处理的研究焦点主要在热处理对合金组织和性能的影响规律方面。如权浩[2]系统研究了 TC18 钛合金的双重退火工艺中各个阶段的温度、保温时间、以及保温方式等对组织的影响规律。Deng[3]系统分析了固溶时效过程中固溶温度、固溶时间、冷却速率以及时效温度等对 TC18 钛合金组织的影响规律。Wang[4]研究了双重退火过程温度对组织特征的影响, 结果表明: 随着高温阶段温度升高, 初生 α 相的含量降低, 但尺寸逐渐增大; 而随着低温阶段温度升高, 次生 α 相的含量下降, 尺寸逐渐增加。付士军[5]采用正交回归设计方法, 研究了 TC18 钛合金的组织特征在不同高温温度和低温温度下的区别, 结果表明高温温度越高, 初生 α 相的形态逐渐由等轴状过渡到短棒状; 低温温度越高, 组织中次生 α 相的弥散度增大。而刘继雄[6]研究了加热温度和保温时间对 TC18 合金初生 α 相的等轴化速度的影响, 认为提高两相区的保温温度和延长两相区的保温时间均有利于加快等轴化速度。李佳潼[7]分析了 TC18 钛合金分别在相变点温度上下进行保温时等轴 α 相的尺寸变化, 认为等轴 α 相的尺寸会随着温度的升高而增大。而王大宏[8]在研究固溶温度对 TC18 钛合金初生 α 相的影响时发现随着固溶温度升高,

初生 α 相尺寸逐渐变小, 且含量也会降低。同时, 大量的研究结果都表明[9]-[11]: 在 TC18 钛合金的固溶时效热处理过程中, 随着固溶温度的升高, 组织中初生 α 相的含量下降, 次生 α 相含量增加; 随着时效温度的升高, 组织中次生 α 相含量不断降低, 但尺寸有长大趋势。此外, L.M. Orlova[12]对 TC18 钛合金时效过程中的组织析出特点进行了研究, 发现当温度高于 500°C 时, TC18 钛合金可以不经由 ω 相而直接析出针状的时效 α 相, 同时还发现时效 α 相会优先在晶界上形核, 然后才会在晶内形核。与 L.M. Orlova 的研究结果类似, 赵炎[13]在探究不同时效温度对 TC18 钛合金组织的影响规律时也发现在 500°C 以下, 组织中会先析出 ω 相, 而在 500°C 到相变点的温度范围内, 则直接在 β 相基体上析出片层状的次生 α 相。除此之外, 还有一些针对异常组织特征的研究; 例如孙继峰等人[14]发现采用 900°C 保温 30 分钟, 然后水冷的热处理工艺可以有效消除 TC18 钛合金组织中因锻造变形区域再结晶不完全而引起的“黑斑”。侯志明和赵永庆等人[15]为了探究热处理是否能够消除 TC18 钛合金中的大块富 α 相, 专门制定了高温固溶+常规固溶时效的热处理工艺。

虽然针对 TC18 钛合金热处理方面进行了大量研究, 但是针对 TC18 钛合金在连续加热及高温固溶阶段的组织动态演变过程还缺少足够认识。而近年来, 超高温共聚焦显微镜在研究材料原位高温组织、相变动力学、熔融及凝固、夹杂物及析出物演变规律等方面展示了独特优势[16][17]。K.N. Campo 等[18]证实超高温共聚焦显微镜是一种强大的研究固态相变的方法, 并对 β 稳定 Ti-555 合金的相变过程进行了研究。Gu 等人[19]首次利用该设备观察了 M2, 100Cr6 和 C38LTT 钢在半固态加热过程微观结构的演化过程。对于具体的 TC18 钛合金锻件而言, 尺寸效应会导致锻件各个部位在高温固溶阶段的保温时间存在较大差异, 从而导致锻件综合性能不达标。因此为了系统掌握 TC18 钛合金在高温固溶阶段长时间保温过程中的动态组织转变规律, 找到弱化尺寸效应对锻件不利影响的方法。本文采用高温共聚焦显微镜对国产 TC18 钛合金加热及固溶过程中的动态组织转变过程进行原位观察, 系统分析该合金在高温固溶过程的相变规律。

2. 试验材料与方法

大尺寸 TC18 钛合金锻件在锻造过程中, 由于各部位受到的应力状态和冷却速率不同, 使得最终锻件从中部到表面的组织形貌存在较大差异, 因此本文首先对本实验所用的 TC18 钛合金锻件的表面和心部的锻后原始组织进行分析, 如图 1 所示。

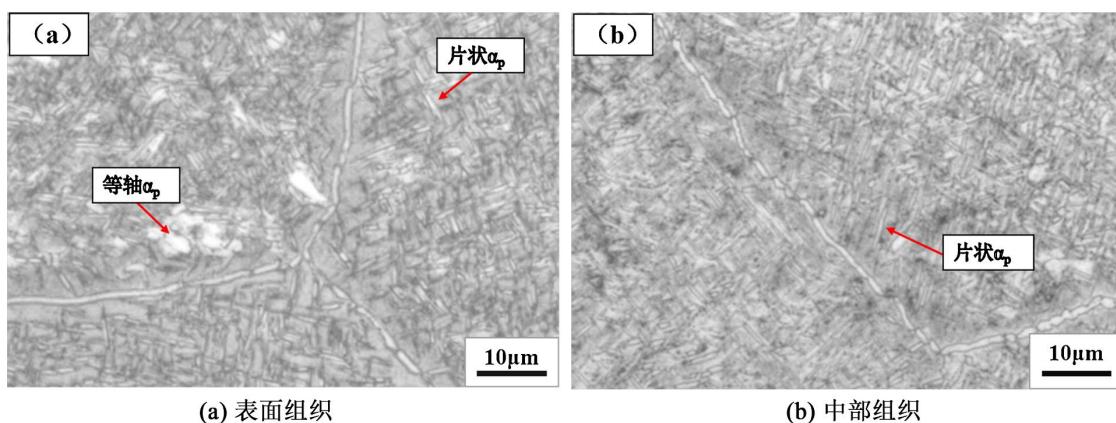


Figure 1. Original structure of TC18 Titanium Alloy in forged state
图 1. 锻态下 TC18 钛合金的原始组织

由图 1 可知, 锻态下锻件表面和心部的组织差异较大, 主要表现在初生 α 相的形态和尺寸。其中锻

件表面初生 α 相形态为等轴状加长条状, 而锻件心部初生 α 相主要呈长条状。这是因为锻件表面的形变量更大, 应变状态复杂, 且冷却速度更快, α 相有偏离理想 Burgers 取向关系的现象, 因此很容易在 β 晶粒内部由长条 α 相球化为等轴状。此外锻造过程中锻件中部到表面的 β 相都处于热变形状态, 晶粒发生不均匀长大, 导致中部的 β 晶粒尺寸更大, 相关研究[20]表明这可能是由粗大<100>取向晶粒的形成造成的。

组织原位观察所用设备为超高温激光共聚焦显微镜, 型号为 VL2000DX-SVF18SP。考虑到锻件表面及近表面位置在高温固溶阶段停留时间最长, 因此本文从锻件近表面位置取样, 研究该锻态试样在整个高温固溶阶段组织的动态演变过程。前期研究表明, 实际生产中锻件表面位置在 840°C 的保温时间最长约为 100 min。因此为研究整个保温过程中组织演变情况, 本文高温共聚焦试验设定为加热到 840°C, 保温时间为 100 min。具体试验方法为: 先将试样以 50°C/min 的速度加热到 200°C 以稳定组织, 然后再以 200°C/min 的速度加热到 840°C (β T-30°C), 保温 100 min, 最后以 50°C/min 的速度冷却到室温, 为防止试样表面氧化, 整个试验过程中通入高纯氩气进行保护。

3. 试验结果及讨论

3.1. 连续加热过程晶界 α 相转变

图 2 为 TC18 钛合金晶界 α 相在连续加热过程中的转变规律, 如图所示, 当温度升高到 650°C 时, 原本连续的晶界 α 相开始破碎, 呈断续的细颗粒状。随着温度进一步升高到 700°C~750°C, 晶界 α 相发生

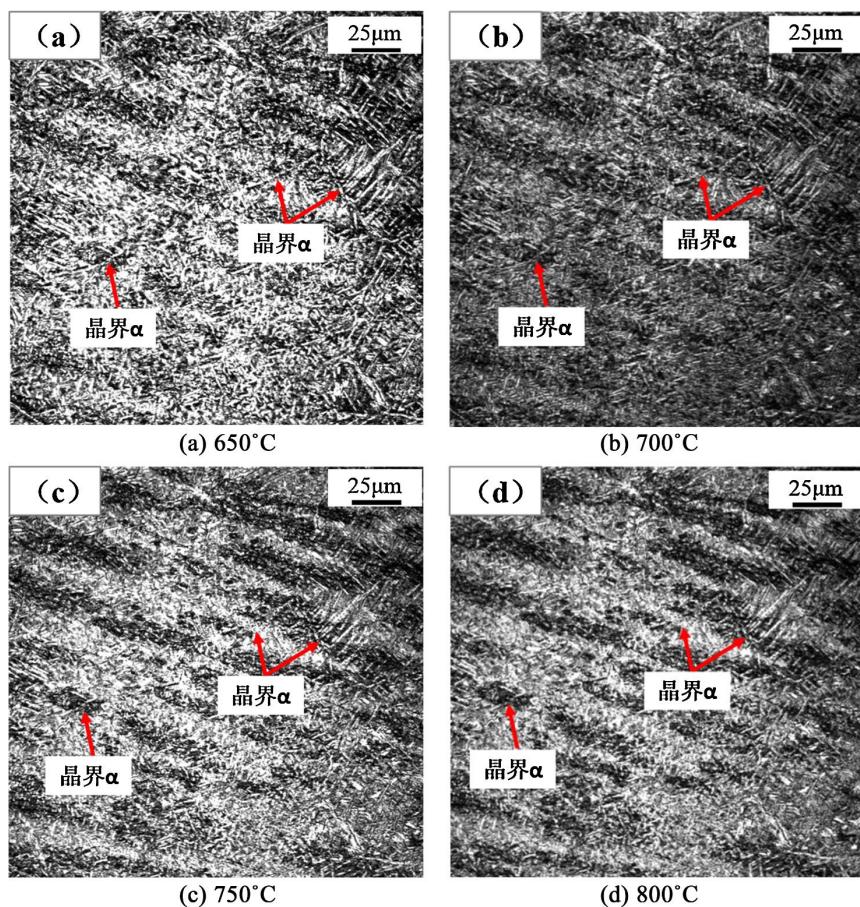


Figure 2. Grain boundaries heated to different temperatures α Phase state
图 2. 加热到不同温度的晶界 α 相状态

快速的溶解，破碎后的细颗粒状晶界 α 相因热蚀作用，在原来的位置上形成同等形状和尺寸的热蚀坑，颜色逐渐由白色变为黑色。当温度升高到 800℃左右时，晶界 α 相大部分已经溶解，众多颗粒状的热蚀坑相互排列，在 β 晶界处连接成一条黑色线状的热蚀沟。

3.2. 连续加热过程初生 α 相转变

图 3(a)、图 3(b)为加热到 600℃和 650℃时的初生 α 相形态，由图可知，初生 α 相在 650℃以下基本不发生明显的变化。当温度超过 650℃并继续升高时，初生 α 相尺寸缓慢减小，开始发生 $\alpha \rightarrow \beta$ 相变，但该过程是由短程扩散控制的，所以其转变速度和程度均比较小。当温度升高到 720℃~750℃范围内时，初生 α 相含量和尺寸不但没有继续减少，反而有长大的趋势；造成这种现象的实质是已有 α 相的粗化过程；从热力学角度分析，这种现象遵循“Ostwald 熟化”机制，细小的 α 相颗粒具有更高表面能，因此从降低系统总界面能的角度， α 相通过粗化长大以使总表面能降低以趋于稳定。从动力学角度分析，在 720℃~750℃具有足够的原子活动能力，取向相近的相邻 α 相能够通过晶界迁移或直线合并方式进行粗化，同时，锻件前期经过塑性变形，储存的畸变能作为额外驱动力，诱发再结晶，也能进一步促进 α 晶界的快速迁移长大。

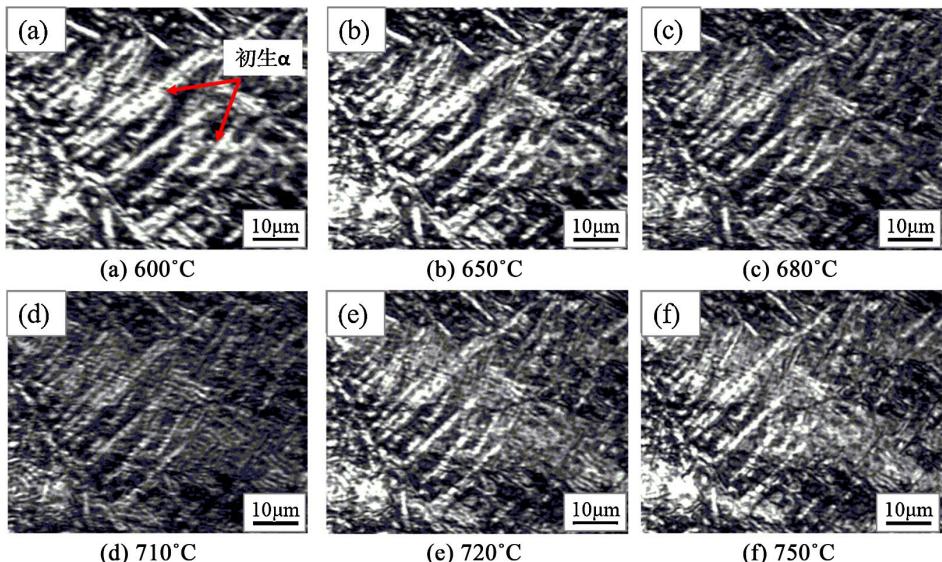


Figure 3. Primary growth when heated to different temperatures α mutually
图 3. 加热到不同温度时的初生 α 相

TC18 钛合金初生 α 相在 750℃~800℃范围内稳定性较好。随着温度升高，初生 $\alpha \rightarrow \beta$ 相的速度加快。初生 α 相的溶解行为示意图如图 4 所示：在满足相变条件后，初生 α 相会先从其边缘(初生 α 相晶界)产生热蚀沟，这是因为晶界处的原子排列和结构比晶内复杂得多，所以会优先选择在晶界处发生热蚀。随着温度的升高和保温时间的延长，相变驱动力更充分，初生 α 相从晶界向晶内逐渐消耗、溶解；热蚀沟也从初生 α 相边缘向晶内扩展，宽度不断增加。伴随着初生 $\alpha \rightarrow \beta$ 转变的结束，热蚀沟的宽度也达到最大，并在组织中留下与原始初生 α 相形状与尺寸相当的黑色热蚀沟。这些热蚀沟会在后续的保温过程中因发生平复而逐渐淡化或消失。

3.3. 不同保温时间过程组织转变

图 5(a)为 TC18 钛合金刚被加热到 840℃时的高温共聚焦形貌，由于试样没有经过化学腐蚀，所以此

时还观察不到组织形貌；但却可以观察到试样表面有较多短棒状和长条状的变形浮凸。变形浮凸是在 $\alpha \rightarrow \beta$ 时，因为晶格类型发生改变以及晶粒具有不同的热膨胀效应和体积，而产生于试样表面。在钛合金的原位观察中变形浮凸是判断组织中是否发生 $\alpha \rightarrow \beta$ 相变的条件，可以通过变形浮凸是否继续增加来判断 $\alpha \rightarrow \beta$ 相变是否完成。因此图 5(a)中大量的变形浮凸表明此时组织中已经开始发生 $\alpha \rightarrow \beta$ 相变。如图 5(b)所示，在 840°C 保温 6 min 后，组织中可以观察到大量的短棒状、颗粒状或长条状黑色热蚀沟，表明保温时间从 0 增加到 6 min 的过程中，组织中短棒状或颗粒状的次生 α 相，以及长条状的初生 α 相在不停地发生 $\alpha \rightarrow \beta$ 相变。如图 5(c)所示，当保温时间延长到 10 min 时，组织中短棒状、颗粒状或长条状黑色热蚀沟

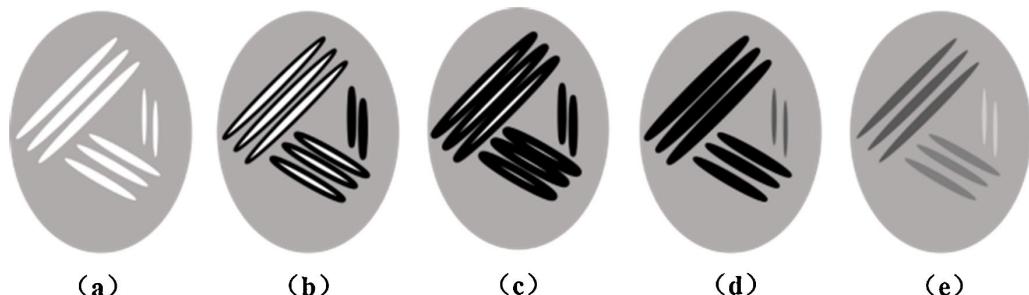


Figure 4. Primary α schematic diagram of phase transition behavior
图 4. 初生 α 相转变行为示意图

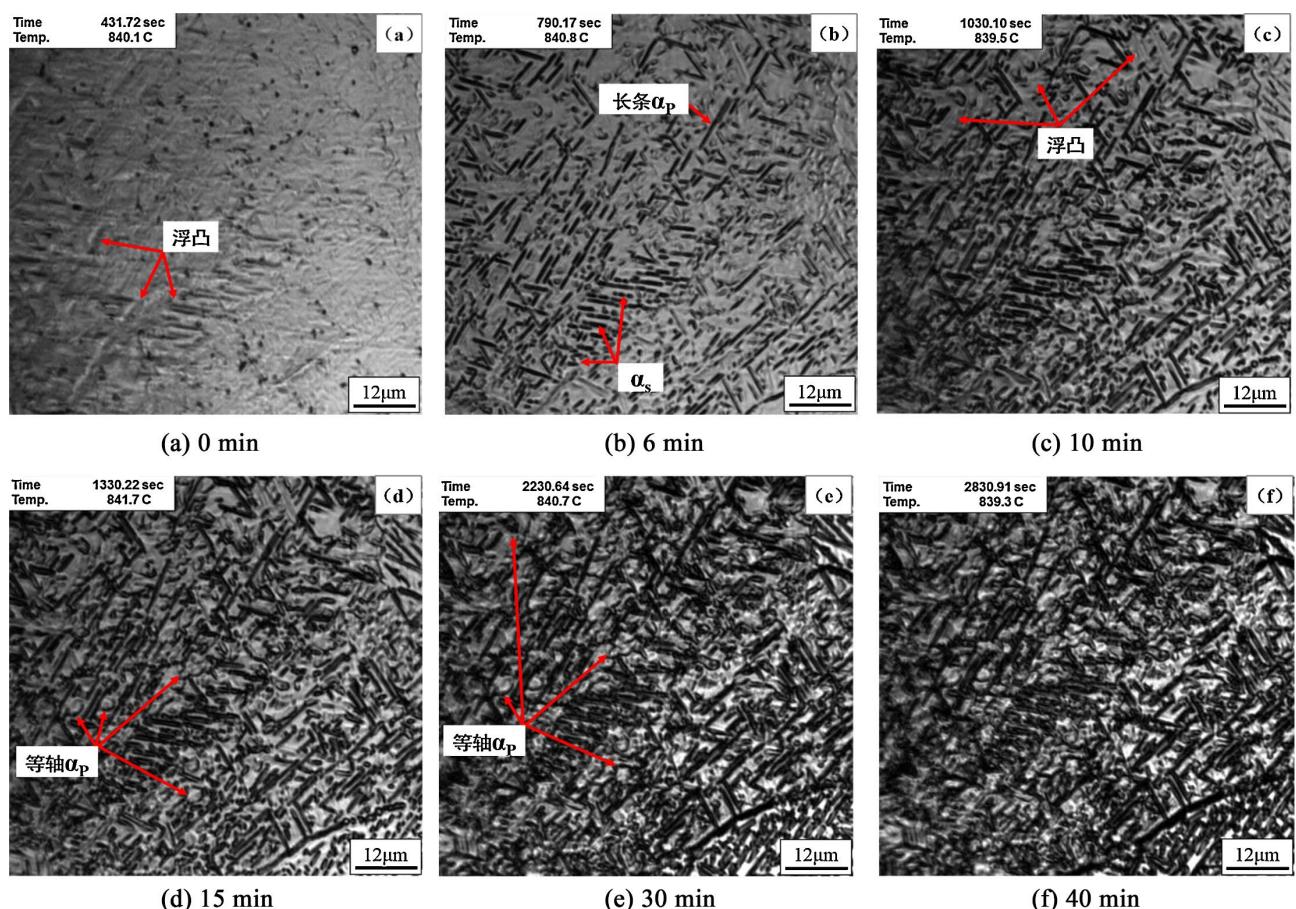


Figure 5. Morphology of high temperature confocal of TC18 titanium alloy at 840°C for different holding times
图 5. TC18 钛合金在 840°C 保温不同时间的高温共聚焦形貌

的尺寸继续增大，表明次生 α 相以及长条状的初生 α 相仍在不停地向 β 相转变。此外除上述热蚀沟之外的区域可以观察到少量的变形浮凸出现，表明在 840°C 保温 10 min 后，组织中的等轴初生 α 相也将开始发生 $\alpha \rightarrow \beta$ 相变。当保温时间延长到 15 min 时，组织中变形浮凸的含量与保温 10 min 时相比明显增多，大量的等轴初生 α 相边缘开始产生热蚀沟，表明此时组织中等轴初生 α 相正不断地向 β 相发生转变，如图 5(d) 所示。而在这个过程中，早期的短棒状、颗粒状以及长条状热蚀沟的尺寸基本没有变化，表明在 840°C 保温 10 min 后，组织中次生 α 相和长条状初生 α 相已经先于等轴初生 α 相完成了 $\alpha \rightarrow \beta$ 相变过程。

图 5(e)、图 5(f) 分别为在 840°C 保温 30 min 和 40 min 时的高温共聚焦形貌。由图可知，两者的组织基本没有差异，表明在 840°C 保温 30 min 后，组织中等轴初生 α 相向 β 相转变的过程已经饱和。但由于保温温度低于相变点温度，所以此时组织中仍然保留有一定量的 α 相。

图 6 为 TC18 钛合金在 840°C 继续保温时的高温共聚焦形貌。由图 6(a) 可知，保温时间从 40 min 延长到 60 min 的过程中，合金组织基本没有改变，表明在该时间范围内，合金的组织稳定性较好，不会随保温时间的变化而改变。由于在低于相变点温度的两相区保温时， β 相是处于不稳定的过饱和状态，因此随着保温时间的延长必然会倾向于转变成更加稳定的 α 相。从热力学角度分析， β 相中固溶的 α 稳定元素(如 AL)浓度升高，趋于饱和，此时少量未溶的 α 相得以保留和长大粗化；从动力学角度分析，长时间保温为合金元素提供了充足的扩散时间，使得保留下来的 α 相发生长大粗化。如图 6(b) 所示，当在 840°C 保温 70 min 后，组织中 α 相的含量和尺寸有所增大。并且这种变化趋势将持续到保温 95 min 后达到

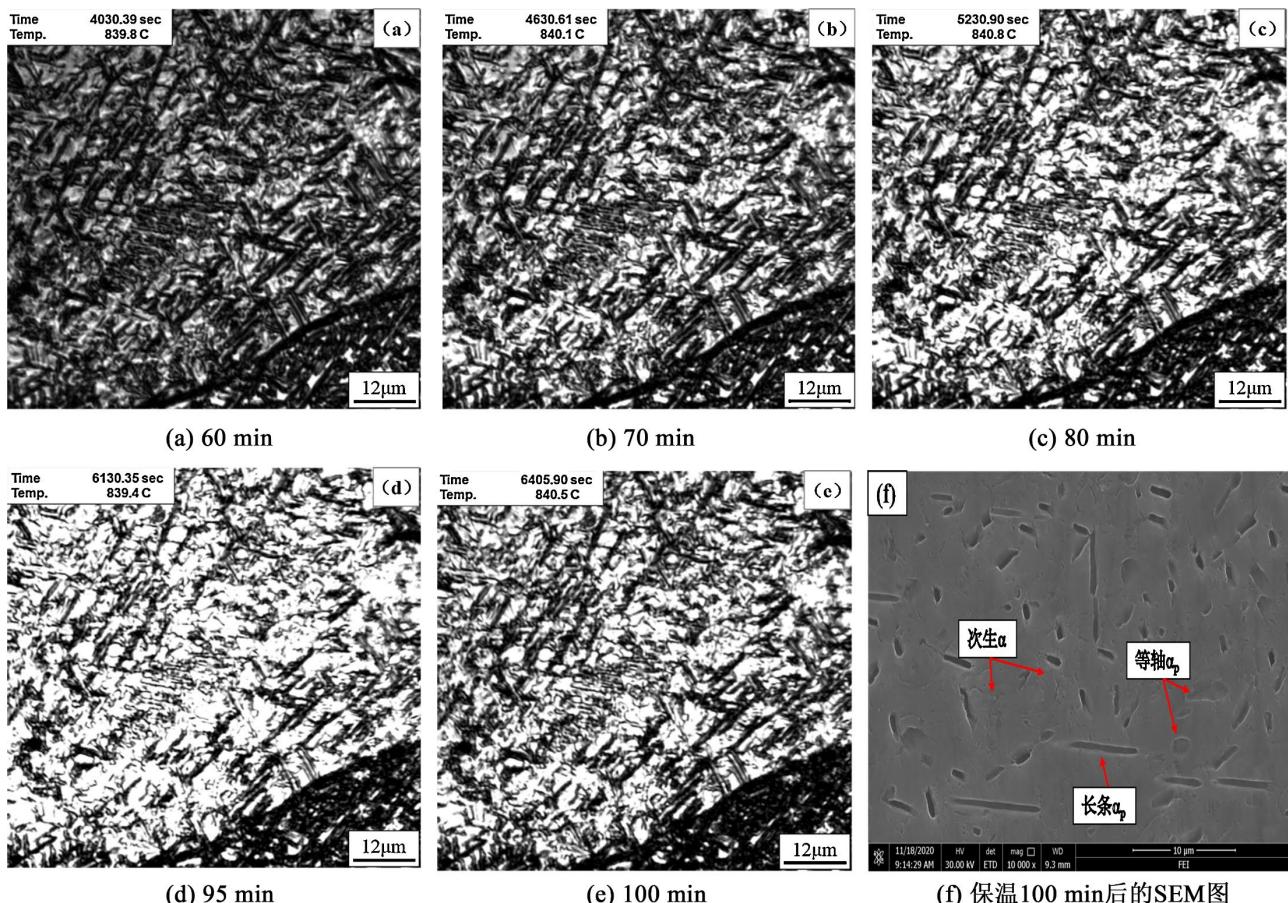


Figure 6. Morphology of high temperature confocal of TC18 titanium alloy at 840°C for different holding times

图 6. TC18 钛合金在 840°C 保温不同时间的高温共聚焦形貌

峰值，此时组织中 α 相的含量最多且尺寸最大，如图 6(c)、图 6(d)所示。随后，随着保温时间的继续延长，组织中 α 相的含量和尺寸又有减小的趋势，如图 6(e)所示。图 6(f)与图 6(e)对应，是试样保温 100 min 后的 SEM 图，此时组织中有较多等轴和长条状初生 α 相，以及少量次生 α 相。从图中可知，小尺寸次生 α 相的晶粒痕迹在逐渐淡化和消失，这是因为在该保温时间下组织中小尺寸次生 α 相正逐渐向 β 相转变。

3.4. 组织动态演变过程讨论

综上所述，TC18 钛合金在 840°C 高温固溶保温过程中的动态组织转变规律如图 7 所示：在保温初期，组织中的次生 α 相和长条状的初生 α 相会先于等轴初生 α 相发生 $\alpha \rightarrow \beta$ 相变，大约在保温 10 min 后基本完成 $\alpha \rightarrow \beta$ 相变过程。随后组织中的等轴初生 α 相也开始发生 $\alpha \rightarrow \beta$ 相变，并大约在保温 30 min 后达到饱和。在保温时间从 30 min 延长到 60 min 的过程中，合金组织基本不发生变化，组织稳定性较好。而当保温时间超过 60 min 后，由于组织中不稳定的 β 相会倾向于转变为更加稳定的 α 相，因此组织中 α 相的含量逐渐增加且尺寸逐渐增大，并在保温 95 min 时达到峰值。但当保温时间超过 95 min 后，组织中 α 相的含量和尺寸又会有减小的趋势。

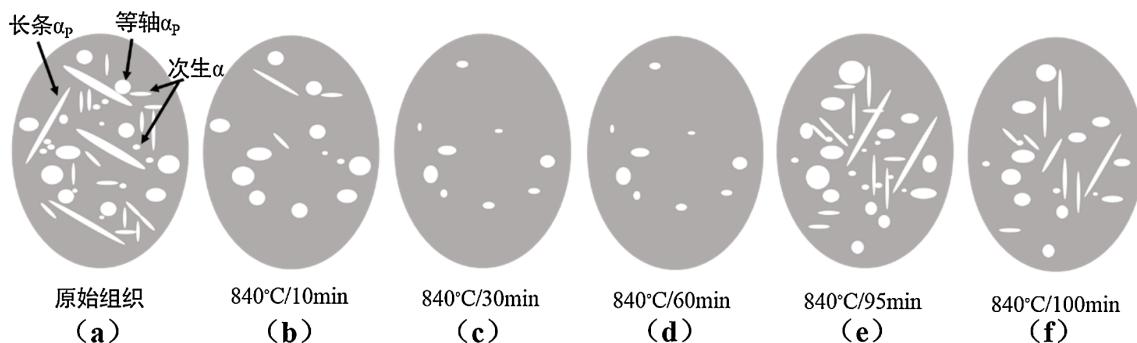


Figure 7. Microstructure transformation law of TC18 Titanium Alloy during heat preservation at 840°C

图 7. TC18 钛合金在 840°C 保温过程中的组织转变规律

因此，由上述结果可知，对于大型 TC18 钛合金锻件而言，在实际生产中可以通过优化加热工艺(如采用分段加热方式)将锻件各个部位在 840°C 的保温时间均控制在 30 min~60 min 范围内，以消除因尺寸效应引起的锻件各部位在热处理后的组织及性能差异。

4. 结论

1) TC18 钛合金在 840°C 保温时，在保温初期，组织中的次生 α 相和长条状的初生 α 相会先于等轴初生 α 相发生 $\alpha \rightarrow \beta$ 相变，大约在保温 10 min 后基本完成 $\alpha \rightarrow \beta$ 相变过程。随后组织中的等轴初生 α 相也开始发生 $\alpha \rightarrow \beta$ 相变，并大约在保温 30 min 后达到饱和。

2) TC18 钛合金在 840°C 保温，当保温时间超过 60 min 后，组织中 α 相的含量和尺寸逐渐增加，并在保温 95 min 时达到峰值。但当保温时间超过 95 min 后，组织中 α 相的含量和尺寸又会有减小的趋势。

3) TC18 钛合金在 840°C 保温时，当保温时间在 30 min~60 min 范围内时，合金组织基本不发生变化，组织稳定性很好。可以通过优化加热工艺将锻件各部位的保温时间均控制在此范围内，以消除因尺寸效应引起的锻件各部位在热处理后的组织及性能差异。

参考文献

[1] Nyakana, S.L., Fanning, J.C. and Boyer, R.R. (2005) Quick Reference Guide for B Titanium Alloys in the 00s. *Journal of Materials Engineering and Performance*, **14**, 799-811. <https://doi.org/10.1361/105994905x75646>

[2] 权浩. TC18 钛合金热处理过程组织演变行为研究[D]: [硕士学位论文]. 成都: 成都理工大学, 2014.

[3] Deng, Z., Zhang, X.Y., Li, Z.Y., et al. (2014) Effect of Solution and Aging Treatment on Microstructure and Mechanical Properties of TC18 Titanium Alloy. *Transactions of Materials and Heat Treatment*, **35**, 23-30.

[4] Wang, C., Xu, D. and Chen, L. (2018) Effect of Heat Treatment on Microstructure and Mechanical Properties of TC18 Titanium Alloy. *Heat Treatment of Metals*, **43**, 186-190.

[5] 付士军. 热处理温度对 TC18 钛合金组织和性能的影响[J]. 热加工工艺, 2015, 44(24): 219-221.

[6] Liu, J.X., Ma, H.G., Li, W., et al. (2016) Effect of Heat Treatment in Two-Phase Region on Equiaxed Variation Law of TC18 Alloy. John Wiley & Sons, Inc.

[7] 李佳潼, 刘冉, 朱远志, 等. TC18 钛合金热处理过程中 α 相的等轴化行为[J]. 金属热处理, 2018, 43(8): 60-64.

[8] 王大宏, 孙先成, 王铮, 等. 固溶温度对 TC18 钛合金组织与力学性能的影响[J]. 热处理技术与装备, 2018, 39(3): 25-30.

[9] 王琛, 徐栋, 陈力. 热处理对 TC18 钛合金组织和力学性能的影响[J]. 金属热处理, 2018, 43(9): 186-190.

[10] 邱保安, 王晓晖, 蒋晓虎. 固溶及时效温度对 TC18 组织性能的影响[J]. 电子机械工程, 2018, 34(1): 61-64.

[11] Wang, X.Y., Guo, H.Z., Yao, Z.K., et al. (2009) Effect of Duplex Annealing on Microstructure and Properties of TC18 Titanium Alloy Isothermally Forged. *Transactions of Materials and Heat Treatment*, **30**, 100-103.

[12] Orlova, L.M., Lemesh, A.D., Belozub, G.P. and Filatova, T.V. (1986) Metallographic Study of β -Solid Solution Decomposition for Titanium Alloy VT22. *Metal Science and Heat Treatment*, **28**, 73-77. <https://doi.org/10.1007/bf00735554>

[13] 赵炎. TC18 钛合金在等温和连续冷却过程中的相变[D]: [硕士学位论文]. 沈阳: 中国科学院金属研究所, 2009.

[14] 孙继锋, 黄爱军, 杨义, 等. TC18 钛合金锻棒“黑斑”的形成原因和预防[J]. 热处理, 2015, 30(5): 49-54.

[15] 侯智敏, 赵永庆, 张鹏省, 等. 热处理对 TC18 钛合金大块富 α 相区的影响[J]. 钛工业进展, 2014, 31(3): 18-21.

[16] 王昌, 王辉, 张超, 等. 高温激光共聚焦显微镜在钢铁材料中研究进展[J]. 物理测试, 2019, 37(6): 15-26.

[17] Andilab, B., Ravindran, C., Dogan, N., Lombardi, A. and Byczynski, G. (2020) In-Situ Analysis of Incipient Melting of Al2Cu in a Novel High Strength Al-Cu Casting Alloy Using Laser Scanning Confocal Microscopy. *Materials Characterization*, **159**, Article 110064. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2019.110064>

[18] Campo, K.N., Fanton, L., de Mello, M.G., Moon, S., Dippenaar, R. and Caram, R. (2020) Exploring the Ti-555s Phase Transformations Utilizing In-Situ High-Temperature Laser-Scanning Confocal Microscopy. *Materials Characterization*, **159**, Article 110013. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2019.110013>

[19] Gu, G.C., Pesci, R., Langlois, L., Becker, E., Bigot, R. and Guo, M.X. (2014) Microstructure Observation and Quantification of the Liquid Fraction of M2 Steel Grade in the Semi-Solid State, Combining Confocal Laser Scanning Microscopy and X-Ray Microtomography. *Acta Materialia*, **66**, 118-131. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2013.11.075>

[20] 李凯. 钛合金热变形过程中形变与相变的交互作用及织构控制[D]: [博士学位论文]. 北京: 北京科技大学, 2018.