新型超高强韧钛合金热变形行为研究

王 哲，王新南，商国强，祝力伟，李 静，费 跃，田 帅，朱知寿

(北京航空材料研究院 先进钛合金航空科技重点实验室，北京 100095)

摘 要：采用 Gleeble3800 热压缩模拟试验机研究了新型超高强韧 TB17 钛合金 775~905 ℃温度范围内、应变速率 0.001~10 s^{-1} 条件下的热变形行为。分析了该合金在热变形过程中流变应力软化特点及显微组织演变规律，建立了该合金 Arrhenius 型本构方程。结果表明：采用不同变形温度，TB17 钛合金峰值应力对应变速率敏感程度不同，在相变温度以下变形时，峰值应力对低应变速率敏感；而在相变温度以上变形，峰值应力对高应变速率敏感。应变速率对 TB17 钛合金显微组织具有重要影响，合金应变速率大于 0.1 s^{-1} 时，以发生动态回复为主，而应变速率为 0.001~0.1 s^{-1} 时以发生动态再结晶为主；降低应变速率有利于动态再结晶发生，合金在应变速率 0.001 s^{-1} 时可获得粒度约 25 μm 的 β 晶粒。变形温度对动态再结晶具有重要影响，在相变温度以下变形仅发生初生 α 相再结晶，而在相变温度以上变形则发生 β 相动态再结晶。TB17 钛合金在相变点温度以下的热变形激活能为 538.4 kJ/mol，在相变点温度以上的热变形激活能为 397.4 kJ/mol，该合金在 775~905 ℃热变形软化机制为晶界滑移机制。

关键词：TB17 钛合金；热压缩模拟；Arrhenius 型本构方程；动态再结晶

中图法分类号：TG146.23 **文献标识码**：A **文章编号**：1002-185X(2018)03-0810-06

亚稳 β 钛合金由于具有较高的比强度、深淬透性、良好的抗腐蚀性能、优异的冷热成型性以及可通过热处理强化获得优异的强度-塑性-韧性匹配，是一种理想的结构用钛合金材料。近些年，亚稳 β 钛合金在国内外已广泛应用于军事、航空航天等重要领域[1-4]。

目前航空用结构钛合金主要采用以锻造为主的成形方式，锻造过程中工艺参数的控制对锻件组织、性能的优化起着至关重要的作用，主要包括锻造前加热温度、保温时间、变形量、变形速率等方面。TC21 钛合金在 β 相变点之上温度变形时，低应变速率促进动态再结晶行为发生，而在高应变速率一般只发生动态回复现象[5]。Ti-17 钛合金在（α+β）相区进行热变形，降低变形温度或提高应变速率，有利于该合金动态再结晶行为，而在高温、低应变速率时发生连续动态再结晶[6]。对钛合金动态热变形行为的研究有助于指导钛合金锻造工艺，钛合金准 β 锻造从根本上解决了网篮组织塑性偏低的问题[7]。对 TC6 的研究表明，变形速率对 TC6 变形过程有重要影响，变形速率过大，锻件内部组织恶化，而变形速率较小，动态再结晶过程不完全，锻件组织则呈现明显的方向性[8]。目前，国内外对钛合金热变形过程的研究主要集中在近 α 或 α+β 型合金，而对 β 型合金的研究相对较少[9-11]。

TB17 钛合金是我国自主研发，具有自主知识产权的一种新型亚稳 β 钛合金，该合金经固溶时效热处理后，强度可达 1400 MPa 以上，并具有良好的强度-塑性-韧性匹配，是一种发展前景良好的航空结构用超高强韧钛合金。为了获得符合要求的显微组织和力学性能，有必要对该合金热变形行为进行研究。本研究通过对 TB17 钛合金 775~905 ℃温度范围内热变形行为进行研究，建立了该合金的 Arrhenius 型热变形本构方程，研究了其高温变形过程中的动态再结晶机理及组织演变规律，为开展 TB17 钛合金锻造成形的工程化应用提供参考依据。

1 实 验

试验采用经 3 次真空自耗电弧熔炼的超高强韧钛合金铸锭，名义成分 Ti-4.5Al-6.5Mo-2V-2Cr-2.6Nb-2Zr-1Sn，经 β 相区开坯和两相区锻造成 Φ220 mm 棒材。淬火金相法测得相变温度为 845 ℃，采用线切割方法切取 Φ8 mm×15 mm 试样，等温热压缩实验在 Gleeble 3800 热模拟试验机上进行。应变速率选择为 0.001~10 s^{-1}；变形温度为 775~905 ℃，变形量均为 70%。试样以 10 ℃/s 的加热速率加热到变形温度，变形完成后采用水冷方式进行冷却。变形过程中系统自动采集真应力、真应变以

收稿日期：2017-03-18

基金项目：装备预先研究项目（51312JQ01）

作者简介：王 哲，男，1987 年生，博士生，北京航空材料研究院，北京 100095，电话：010-62496635，E-mail: tianchenzhe@163.com

及变形温度等数据。压缩后的试样沿着轴向纵向切开，进行金相显微组织观察。图 1 为试验用棒材的显微组织，主要由 β 相基体和弥散分布于 β 基体上的 α 相组成。

2　结果与讨论

2.1　流变应力曲线

图 2 为 TB17 钛合金在不同变形温度和应变速率条件下的真应力-应变曲线。可以看出 TB17 钛合金在不同应变速率下具有相似的真应力-真应变曲线变化规律，即在变形初始阶段，由于发生加工硬化效应，流变应力随应变增加而急剧增大，在较小的应变下流变应力达到峰值；之后软化效应占主要地位，流变应力随应变增加而逐渐下降，即发生流变应力软化现象。相同变形温度下，流变应力随应变速率增大而增大，即变形速率越大，变形抗力增加。

在较低温度进行热变形时，应变速率越高，软化现象越明显。高应变速率（＞0.1 s^{-1}）条件下，应力-应变曲线基本为应变软化型，即流变应力在较小应变条件下达到峰值后随应变增加而下降，最后趋于一个定值；而在低应变速率下，应力-应变曲线呈稳态流动型，即达到峰值应力后，应力变化较小，相变温度以上进行热变形，应变速率 0.01 s^{-1}，应力随应变呈上升趋势，表明该阶段加工硬化占主导地位。

图 3 为变形温度对峰值应力影响曲线。可以看出，TB17 钛合金的变形抗力随温度升高而降低，当变形温度一定时，应变速率越高，峰值应力越大。流变峰值应力对应变速率敏感，但在不同温度，流变应力对不同应变速率段的敏感性不同。当变形温度在 775~820 ℃之间，流变峰值应力在低应变速率对应变速率的敏感性高于在高应变速率。而变形温度在 875~905 ℃之间，流变峰值应力在低应变速率对应变速率的敏感性低于在高应变速率。当应变速率一定时，温度越高，流变峰值应力越低，并且变形温度越低，流变峰值应力对温度敏感性越高。

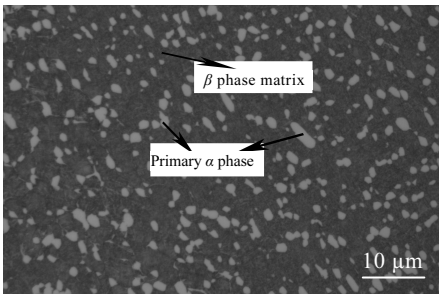


图 1　TB17 钛合金热压缩模拟前显微组织

Fig.1　Initial microstructure of TB17 titanium alloy

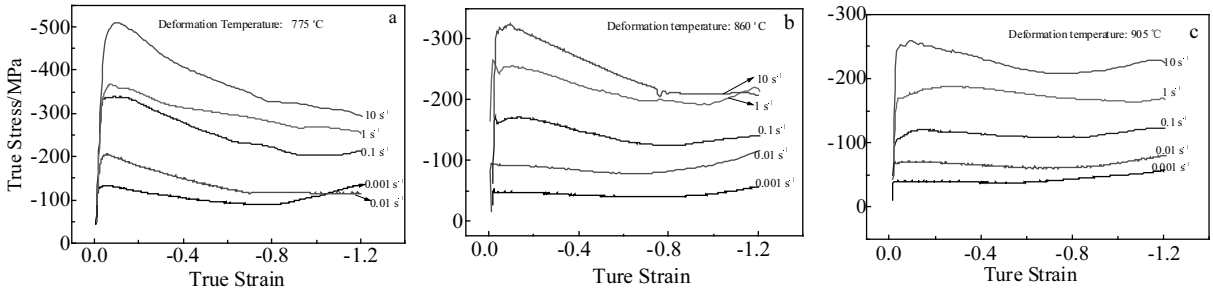


图 2　TB17 钛合金在不同温度变形的真应力-应变曲线

Fig.2　True stress-true strain curves of TB17 titanium alloy deformed at different temperatures: (a) 775 ℃, (b) 860 ℃, and (c) 905 ℃

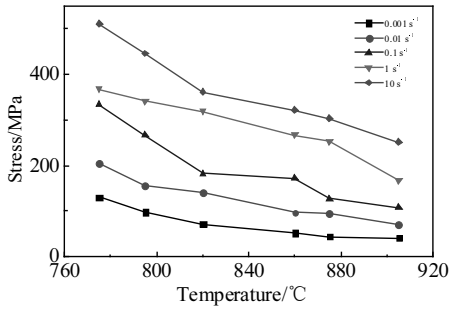


图 3　温度对 TB17 钛合金峰值应力的影响曲线

Fig.3　Effect of deformation temperature on peak stress of TB17 alloy with different strain rates

2.2　应变速率对显微组织影响

图 4 为 TB17 钛合金在 860 ℃不同应变速率条件下热变形显微组织。当应变速率为 0.001 s^{-1} 时，显微组织中形成大量细小锯齿状再结晶 β 晶粒，晶粒大小约为 25 μm；当应变速率增加到 0.1 s^{-1} 时，显微组织为压缩变形的平直化 β 晶粒，以及在多晶粒交叉区域的部分细小的 β 再结晶晶粒；而当应变速率增加到 10 s^{-1} 时，显微组织为不均匀的变形 β 晶粒以及在多晶粒交叉区域极少量的再结晶 β 晶核。

TB17 钛合金在热变形过程中，由于三角晶界处变形不均匀，位错在该处进行积塞，作为再结晶晶核优先

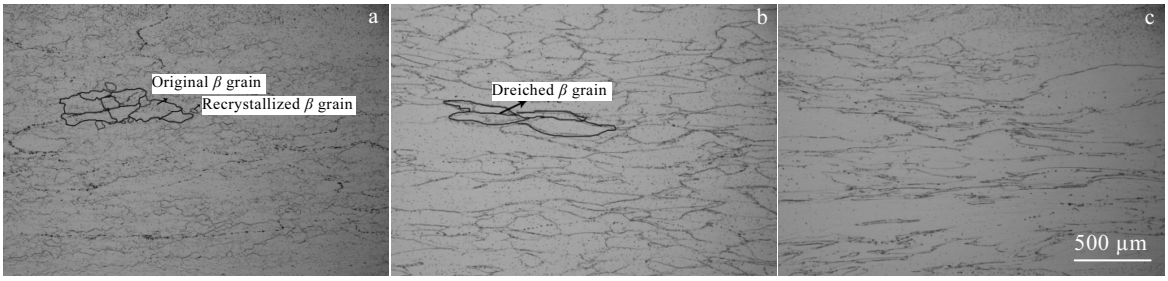


图 4　TB17 钛合金在 860 ℃及不同应变速率热变形后显微组织

Fig.4　Microstructures of TB17 titanium alloy deformed at 860 ℃ with different strain rates: (a) 0.001 s^{-1}, (b) 0.1 s^{-1}, and (c)10 s^{-1}

形核位置。钛合金动态再结晶分为形核与长大 2 个方面，在较低应变速率条件下，β 相再结晶晶核有较长时间形核并长大，因此在多晶交叉位置形成大量再结晶晶核及较大的再结晶晶粒（如图 4a）。而在较高应变速率条件下，变形时间缩短，大量位错在晶界位置积塞，无法完成动态回复现象，并且高密度积塞位错又促进了动态再结晶形核过程。因此，在较高应变条件下形成数量较少并且细小的再结晶晶核（如图 4b）。

图 5 为 TB17 钛合金在 860 ℃不同应变速率条件下热变形 TEM 显微组织。应变速率 0.001 s^{-1} 条件下，显微组织中存在形成大量位错，大量位错在滑移和攀移过程中相互聚集、缠结以及发生相互抵消及重新排布，形成胞状亚结构，胞内位错密度较低，胞状亚结构又合并长大呈细小亚晶界，并且在亚晶界附近吸附大量位错，组织发生动态再结晶现象，亚晶长大，部分亚晶长大成等轴状再结晶晶粒。应变速率 10 s^{-1} 条件下进行热变形，变形时间缩短，单位时间内塑性变形量增加，位错滑移和攀移时间不充分，在 β 相基体上杂乱分布，部分位错之间相互缠结形成小角度晶界，导致合金热变形过程中流变应力增加[13]。此外，应变速率较高，变形过程中产生的热效应难以散出，变形区域温度升高，易形成绝热剪切带[12]。因此，在低应变速率条件下流变应力-应变曲线较为平缓，而高应变条件下发生流变应力软化现象。

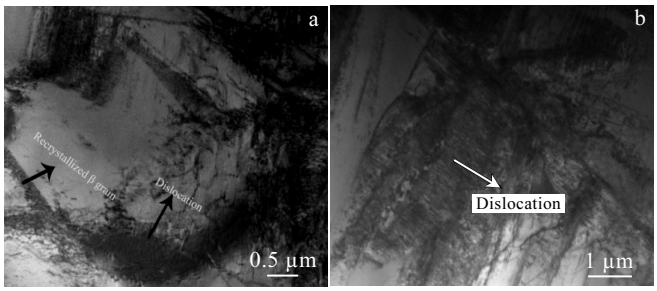


图 5　TB17 钛合金在 860 ℃变形后 TEM 显微组织

Fig.5　TEM images of TB17 titanium alloy deformed at 860 ℃ with different strain rates: (a) 0.001 s^{-1} and (b)10 s^{-1}

2.3　变形温度对显微组织影响

图 6 为应变速率 0.1 s^{-1} 条件下不同变形温度 TB17 钛合金显微组织。在相变点以下进行热变形时，大量初生 α 相弥散分布于 β 相基体，显微组织主要由拉长 β 晶粒及弥散分布于 β 相基体的大量初生 α 相组成。而在相变温度之上进行热变形，初生 α 相完全消失，显微组织由变形 β 相晶粒以及分布于三叉角处细小 β 再结晶晶粒组成。

图 7 为不同变形温度 TB17 钛合金 TEM 组织。可以看出，在低于相变温度进行热变形时，大量位错在初生 α/β 相基体界面上积塞，部分初生 α 相被 β 相切断。而在 β 相区热变形，大量位错在晶界处塞积，在晶内分布较少。其主要原因在于，相比于 β 相基体，初生 α 相较硬，如同硬质颗粒分散在较软基体上，且在变形过程中，初生 α 相只有平均应变的 30%左右。随着变形量增加，大量热变形过程中位错在 α/β 相界面上聚集，并且由于位错交互作用，位错会沿着垂直于滑移面的方向排列成位错墙。在较高应变条件下，α 相内部出现亚晶界，并沿着 α/α 相亚晶界形成交叉和 β 相渗入，导致初生 α 相破碎。而在 β 相区热变形，容易发生位错滑移与攀移，易于发生动态回复，随应变量增加，位错在晶界出现塞积，晶界产生应力集中，晶界呈锯齿状。为了降低应力集中，晶界处塞积的位错将重新排列，形成亚晶界，晶界持续吸收位错，亚晶界角度不断增加，最终由锯齿状晶界转化为细小等轴化的平直晶界。因此，TB17 钛合金 β 相区热变形动态再结晶过程是一种连续动态再结晶行为。

钛合金再结晶晶核的形成和长大都需要原子扩散。当变形温度升高到足以激活原子，而且能够进行原子迁移时，再结晶过程才能进行。再结晶过程受热力学和动力学两方面同时控制：热力学方面，由于变

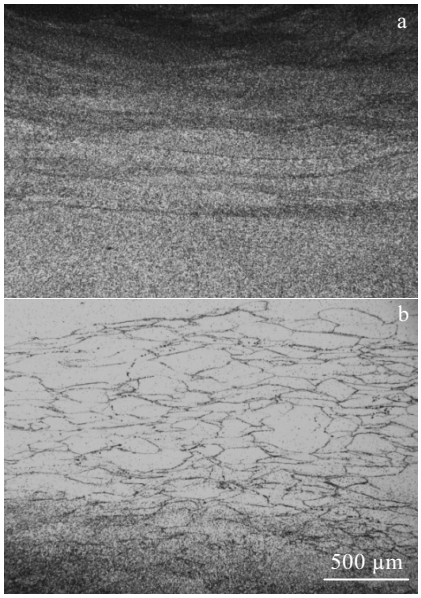


图 6　TB17 钛合金在应变速率 0.1 s^{-1} 变形显微组织

Fig.6　Microstructures of TB17 titanium alloy at different temperatures with strain rate of 0.1 s^{-1}: (a) 820 ℃ and (b) 875 ℃

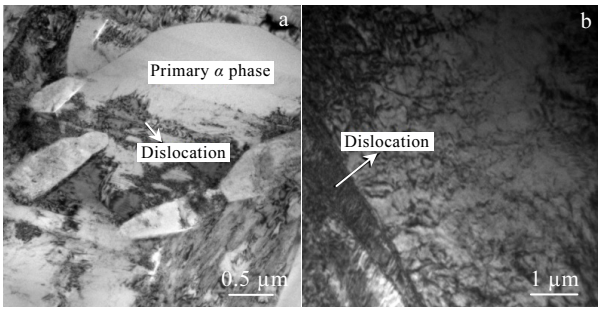


图 7　在应变速率 0.1 s^{-1} 和不同变形温度下 TB17 钛合金 TEM 组织

Fig.7　TEM images of TB17 titanium alloy deformed at different temperatures with strain rate of 0.1 s^{-1}: (a) 820 ℃ and (b) 875 ℃

形温度较低，原子迁移与扩散速率较慢，位错滑移与攀移速率也较慢，易于造成位错积塞。而在动力学方面，由于初生 α 相弥散分布于 β 相基体上，相同应变条件下产生的位错主要在初生 α 与 β 相基体上形成积塞，而在 β 相基体与晶界处分布较少。并且由于 α 相再结晶激活能低于 β 相，因此在相变温度以下进行热变形，初生 α 相率先发生动态再结晶过程，形成细小的等轴状初生 α 相。而 β 相晶界处位错密度较低，且再结晶激活能较高。因此，β 相晶粒无法进行再结晶现象，在显微组织中仅观察到拉长 β 相晶粒。

在高于相变温度进行热变形，尽管优先发生的动态回复使形变储存能降低，但热激活作用增加，原子扩散、位移、交滑移和晶界迁移能力增强，随着应变增加，应变能增大，位错增值，并在 β 相晶界处积塞。当应变能达到临界值，便出现动态再结晶晶粒，TB17 钛合金发生动态再结晶现象[14]。

2.4　本构方程建立

热变形过程中流变应力与变形、应变速率之间的关系，采用 Arrhenius 型本构方程进行描述[15]。而在不同应力水平下，其具有不同的表达形式。

（1）在低应力水平下（$\alpha\sigma$＜0.8)，方程可简化为指数形式：

$$\dot{\varepsilon} = A_1(\sigma)^{n_1}\exp(-\frac{Q}{RT}) \tag{1}$$

（2）在高应力水平下（$\alpha\sigma$＞1.2)，方程可简化为幂指数形式：

$$\dot{\varepsilon} = A_2\exp(n_2\sigma)\exp(-\frac{Q}{RT}) \tag{2}$$

（3）在高、低应力水平下，方程可简化为双曲正弦形式：

$$\dot{\varepsilon} = A_3\sinh(\alpha\sigma)^{n_3}\exp(-\frac{Q}{RT}) \tag{3}$$

式（1)、(2）和（3）中，$\dot{\varepsilon}$ 为应变速率（s^{-1})，Q 为热变形激活能（kJ·mol^{-1})，σ 可表示峰值应力或稳态流变应力，n_1、n_2、n_3 为应力指数（加工硬化指数)，T 为绝对温度（K)，R 为气体常数（R=8.314 J·mol^{-1}·K^{-1})，α、A_1、A_2、A_3 为与材料有关的常数，根据相关文献[16]，α、n_1 和 n_2 之间满足 α=n_2/n_1。

假定变形激活能与温度无关，将式（3）两边同时取自然对数可得：

$$\ln\dot{\varepsilon} = \ln A + n\ln[\sinh(\alpha\sigma)] - \frac{Q}{RT} \tag{4}$$

当应变速率 $\dot{\varepsilon}$ 为常数时，式（4）两边同时对 $1/T$ 求偏导，得到：

$$Q = nR\left.\frac{\partial\ln[\sinh(\alpha\sigma)]}{\partial(1/T)}\right|_{\dot{\varepsilon}} \tag{5}$$

当变形温度 T 为常数时，式(4)两边同时对 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 求偏导，得到：

$$n = \left.\frac{\partial\ln\dot{\varepsilon}}{\partial\ln[\sinh(\alpha\sigma)]}\right|_{T} \tag{6}$$

图 8 为 TB17 钛合金 $\ln[\sinh(\alpha\sigma_p)]$- $\ln\dot{\varepsilon}$ 关系曲线。由图 8 可以得出：775~820 ℃，n=3.41, Q=538.4 kJ/mol, A=60.52；865~905 ℃，n=2.33, Q=397.4 kJ/mol，A=39.63。

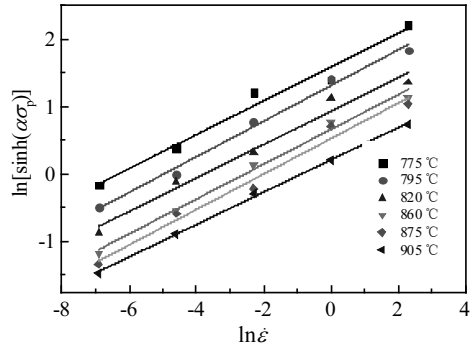


图 8　TB17 钛合金 $\ln[\sinh(\alpha\sigma_p)]$-$\ln\dot{\varepsilon}$ 关系曲线

Fig.8　$\ln[\sinh(\alpha\sigma_p)]$-$\ln\dot{\varepsilon}$ curves of TB17 titanium alloy

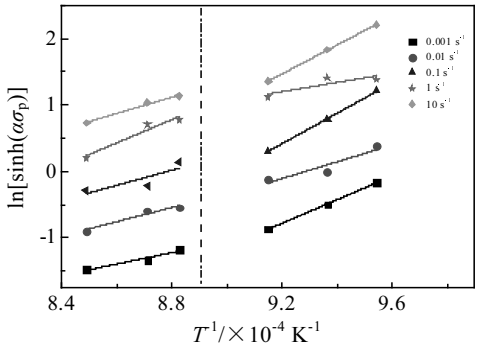


图 9　TB17 钛合金 $\ln[\sinh(\alpha\sigma_p)]$-$10^{-4}/T$ 曲线

Fig.9　$\ln[\sinh(\alpha\sigma_p)]$-$10^{-4}/T$ curves of TB17 titanium alloy

图 9 为 TB17 钛合金 $\ln[\sinh(\alpha\sigma_p)]$-$10^{-4}/T$ 曲线。由图 9 可得出 TB17 钛合金在 775~820 ℃温度范围热变形本构方程：

$$\dot{\varepsilon} = e^{60.52}[\sinh(0.0043)^{3.41}]\exp(-\frac{538400}{RT}) \quad (7)$$

因此，可以得出 TB17 钛合金在 860~905 ℃温度范围热变形本构方程：

$$\dot{\varepsilon} = e^{39.63}[\sinh(0.0074)^{2.33}]\exp(-\frac{397400}{RT}) \quad (8)$$

对 TB17 钛合金高温塑性变形行为进行研究表明，主要存在加工硬化和流变软化 2 个特点。采用热变形激活能可判断合金的软化机制，纯 α 钛合金和纯 β 钛合金的自扩散激活能分别为 242 和 153 kJ/mol[17]，TB17 钛合金相变温度下热激活能为 538.4 kJ/mol，而在相变温度之上热激活能为 397.4 kJ/mol，均高于纯 α 钛和 β 钛合金自扩散激活能。说明在 775~905 ℃时 TB17 钛合金热变形过程均由高温扩散以外的过程控制，可以得出 TB17 钛合金热变形软化机制为晶界滑移机制[18]。

3　结　论

1) 在相变温度以下进行热变形时，TB17 钛合金流变峰值应力对低应变速率较为敏感。而在相变温度以上进行热变形，流变峰值应力对高应变速率较为敏感。

2) 在相变温度以下进行热变形时，TB17 钛合金仅发生初生 α 动态再结晶，而在相变温度以上进行热变形，发生 β 相晶粒连续动态再结晶。

3) 较低应变速率条件下，TB17 钛合金以动态再结晶现象为主，较高应变速率条件下，以动态回复现象为主；TB17 钛合金在应变速率 0.001 s^{-1} 时可形成大量约 25 μm 等轴再结晶晶粒；而在较高应变速率条件下仅形成少量细小再结晶晶核。

4) TB17 钛合金在 775~820 ℃温度范围内热变形本构方程：$\dot{\varepsilon} = e^{60.52}[\sinh(0.0043)^{3.41}\exp(-\frac{538400}{RT})$；860~905 ℃温度范围内热变形本构方程：$\dot{\varepsilon} = e^{39.63}[\sinh(0.0074)^{2.33}\exp(-\frac{397400}{RT})$；TB17 钛合金在 775~905 ℃热变形软化机制主要为晶界滑移机制。

参考文献　References

[1] Boyer R R. *JOM* [J], 2010, 62: 22

[2] Zhu Zhishou(朱知寿), Wang Xinnan(王新南), Shang Guoqiang(商国强) *et al. Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2016, 36(3): 7

[3] Shang Guoqiang(商国强), Zhu Zhishou(朱知寿), Chang Hui(常 辉) *et al. Chinese Journal of Rare Metals*(稀有金属)[J], 2011, 35(2): 288

[4] Cao Chunxiao(曹春晓). *Materials China*(中国材料进展)[J], 2006, 25(1): 17

[5] Zhu Zhishou(朱知寿), Wang Xinnan(王新南), Gu Wei(顾 伟) *et al. Materials China*(中国材料进展)[J], 2009, 28(2): 52

[6] Zeng Weidong(曾卫东), Sun Yunli(孙郡立). *Materials Science and Technology*(材料科学与工艺)[J], 1996(2): 20

[7]Zhu Zhishou (朱知寿), Wang Xinnan(王新南), Tong Lu(童 路) *et al. Chinese Patent*, ZL011312378(中国专利)[P]. 2004

[8] Xiong Aiming(熊爱明), Huang Weichao(黄维超). *Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2003, 23(1): 13

[9] Li Xuefei(李雪飞), Huang Xu(黄 旭), Huang Lijun(黄利军) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2016, 45(3): 25

[10]Yu Yongning(余永宁). *Principle of Metallograph*(金相原理)[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2013: 668

[11] Shan Debin(单德彬), Shi Ke(史 科), Xu Wenchen(徐文臣) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2009, 38(4): 634

[12] Sun Kun(孙 坤), Wang Fuchi(王富耻), Cheng Xingwang(程兴旺) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2009, 38(2): 224

[13] Wang Yihong(王义红), Kou Hongchao(寇宏超), Zhu Zhi shou(朱知寿) *et al. Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2010, 20(1): 6

[14] Shi Xinlin(侍新琳) , Liu Yi(刘 轶). *Journal of Shenyang Institute of Aeronautical Engineering*(沈阳航空工业学院学报)[J], 2001, 18(4): 11

[15] Zener C，Hollomon J. *Applied Physics*[J], 1994, 15(1): 28

[16] Rao K P, Hawbolt E B. *Materials Engineering and Technology*[J], 1992, 114(3): 118

[17] Sargent P M, Ashby M F. *Scripta Materialia*[J], 1982, 16(12): 1418

[18] Chen C C, Coyne J E. *Materials and Transaction*[J], 1975, 7(12): 1937

Hot Deformation Behavior of New High Strength and Toughness Titanium Alloy

Wang Zhe, Wang Xinnan, Shang Guoqiang, Zhu Liwei, Li Jing, Fei Yue, Tian Shuai, Zhu Zhishou

(Aviation Key Laboratory of Sciece and Technology on Advance Titanium Alloys, Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China)

Abstract: The hot deformation behaviors of a new type high strength and toughness TB17 titanium alloy were investigated on the thermo-mechanical simulator (Gleeble3800). The experiment was conducted in the temperatures range from 775 °C to 905 °C and strain rate range from 0.001 s^{-1} to 10 s^{-1}. The softening mechanism of flow stress and microstructure evolution were investigated during hot deformation process and the Arrhenius type constitutive equation was established as well. The results show that the stress of TB17 titanium alloy varies with sensitivity of the strain rate at different deformation temperatures. During deforming at $\alpha+\beta$ field, the peak stress is sensitive to low strain rates, while when deforming at β field, the peak stress is sensitive to high strain rates. The strain rate has a major impact on the microstructure of TB17 titanium alloy. The dynamic recovery mechanisms plays an dominant role as the strain rate exceeds 0.1 s^{-1}. Dynamic recrystallization plays a significant role while the strain rate is in the range of 0.001~0.1 s^{-1}. Recrystallization processing can be promoted with the decreasing of strain rate. The microstructure of equiaxed grains with a size of 25 μm is obtained with a strain rate of 0.001 s^{-1}. The temperature also has great influence on the dynamic recrystallization. Deformation at $\alpha+\beta$ field leads to primary α phase recrystallization, while at β field leads to the β grain recrystallization. The activation energy for hot deformation below and above the temperature of phase transformation point is 538.4 and 397.4 kJ/mol, respectively. The softening mechanism of hot deformation between 775 and 905 °C transformation point is grain boundary glide.

Key words: TB17 titanium alloy; thermomechanical simulator; Arrhenius type constitutive equation; dynamic recrystallization

---

Corresponding author: Zhu Zhishou, Ph. D., Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, P. R. China, Tel: 0086-10-62496635, E-mail: zhuzzs@126.com