DOI:10.16410/j.issn1000-8365.2022.02.008

TC4 钛合金两相区的热变形行为及微观组织

李东宽[1],郭　岩[2],杨立新[1],张玉芬[1],王德勇[1],王　涛[3]
(1. 沈阳飞机工业(集团)有限公司,辽宁 沈阳 110850;2.空装驻沈阳地区第一军事代表室,辽宁 沈阳 110850;3. 西部超导材料科技股份有限公司,陕西 西安 710018)

摘　要:以两相区的 TC4 钛合金为研究对象,与生产试验相结合,对两种不同组织状态的钛合金开展两相区的热模拟试验,建立了本构方程,研究了不同温度、应变速率、变形程度及锻造变形道次对微观组织的影响,建立了 TC4 钛合金微观组织演化模型。结果表明,两种不同组织钛合金的热变形行为均符合 Hansel-Spittel 本构方程,建立的本构方程可以有效描述材料的热变形行为。在 930~975 ℃和 0.1~1.0 s^{-1} 应变速率条件下,当真实应变相同时,真实应力随着温度的升高而减小,随着应变速率的增大而增大;初始组织中 α 相球化程度越高,其真应力应变曲线中所对应的峰值应力越大。在两相区不同热变形条件下,随着应变速率的升高,α 相晶粒越细小,α 相的含量变化不大;变形温度的升高,等轴 α 相明显减少;变形程度增加,α 相晶粒越细小;锻造道次增加,两相区 α 相由长条状转变为 10 μm 左右的等轴组织。

关键词:TC4 钛合金;热变形;微观组织
中图分类号:TG146.2; TG113　　**文献标识码**:A　　**文章编号**:1000-8365(2022)02-0114-06

Thermal Deformation Behavior and Microstructure of TC4 Titanium Alloy in Two-phase Region

LI Dongkuan[1], GUO Yan[2], YANG Lixin[1], ZHANG Yufen[1], WANG Deyong[1], WANG Tao[3]
(1. Shenyang Aircraft Industry (Group) Co., Ltd., Shenyang 110850, China; 2. First Military Representative Office of the Air Force Equipment Department in Shenyang Area, Shenyang 110850, China; 3. Western Superconducting Materials Technology Co., Ltd., Xi'an 710018, China)

Abstract: Taking TC4 titanium alloy in the two-phase region as the research object, combined with the production test, the thermal simulation test was carried out on two titanium alloys with different microstructure states, and the constitutive equation was established. The microstructure evolution model of TC4 titanium alloy was established by studying the effects of different temperature, strain rate, deformation degree and forging deformation pass on microstructure. The results show that the thermal deformation behavior of titanium alloys with two different microstructure accords with the Hansel-Spittel constitutive equation, and the established constitutive equation can describe the thermal deformation behavior of titanium alloys effectively. Under the condition of 930 ℃ to 975 ℃ and 0.1 s^{-1} to 1.0 s^{-1} strain rate, the true stress decreases with the increase of temperature and increases with the increase of strain rate when the true strain changes phase. The higher the spheroidization degree of α phase in the initial microstructure, the higher the peak stress corresponding to the true stress-strain curve. Under different thermal deformation conditions, with the increase of strain rate, the α phase grain becomes smaller, and the α phase content doesn't change. With the increase of deformation temperature, the equiaxed α phase decreases obviously. The α phase grain is smaller with the increase of deformation degree. As the forging passes increase, the α phase in the two-phase region changes from long strip to equiaxed structure of about 10 μm

Key words: TC4 titanium alloy; thermal deformation; microstructure

TC4 钛合金是一种 α+β 型两相钛合金[1],名义成分为 Ti-6Al-4V,该合金兼顾 α 相和 β 相的优点,具有良好的力学性能、工艺塑性、焊接性和抗腐蚀性能等优点,因此被广泛用于航空和航天工业[2-4]。同时,TC4 也是钛合金应用最为广泛的一种合金,占目前钛合金产量的 50%,不同的热加工参数对其组织和性能影响较大,微观组织对性能起到决定性作用,其常见的组织可以分为以下 4 种:等轴组织、双态组织、魏氏组织和网篮组织[5-8],且 TC4 合金的最终变形温度区间大部分选择在两相区,其在变形过程中的微观组织尚不能预测,因此研究 TC4 钛合金两相区即 α+β 相区的的热变形行为及微观组织非常重要,可以对钛合金在工程化生产中采用的工艺参数的制定提供理论依据,并对其他材料和加工工艺具有指导意义[9]。

本文作者以 TC4 钛合金为研究对象,组织是由

收稿日期:2022-01-14
作者简介:李东宽(1985—),工程师.研究方向:航空材料.
通讯作者:王　涛(1984—),高级工程师.研究方向:航空材料.
电话:15129021612,Email:wang_tao@c-wst.com

(C)1994-2022 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

初生 α 相、片层状次生 α 相和残留 β 相组成。研究分析两相区范围内不同温度、不同应变速率、不同变形程度及不同锻造变形火次对钛合金微观组织的影响，建立了两相区不同锻造组织状态的 TC4 钛合金坯料的本构方程，并通过对相应的不同热变形工艺参数下的微观组织进行观察和分析，建立了 TC4 钛合金微观组织演变模型，可以有效的对实际生产中的微观组织进行预测，为实际工程化生产提供理论指导。

1　实验材料与方法

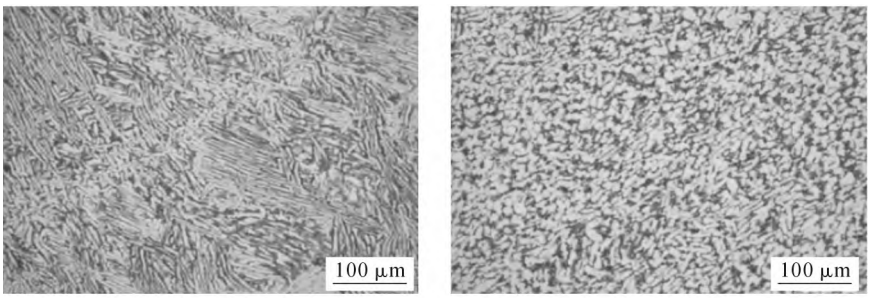
实验材料为 TC4 钛合金两相区坯料 1 和两相区坯料 2，两相区坯料 1 取材于钛合金 α+β 区锻造第 1 火次后的坯料，前面已依次完成 β 单相区镦拔 3 火次、相变点温度以下镦拔 1 火次、单相区镦拔 1 火次。两相区坯料 2 取材于钛合金 α+β 区锻造第 5 火次后的坯料，前面已依次完成 β 单相区镦拔 3 火次、相变点温度以下镦拔 1 火次、单相区镦拔 1 火次、两相区镦拔 4 火次。由金相法测得其相变点为（990±10）℃，即由两相区变为单相 β 相的转变点。原材料显微组织如图 1 所示，两相区坯料 1 的 α 相长条状数量较多且晶粒粗大，两相区坯料 2 的 α 相球化程度明显且晶粒细化明显。将两种不同状态的试样车削加工试样成 ϕ10 mm×15 mm 的圆柱体，为保证实验准确，端面粗糙度加工至 Ra 为 6.3，周面粗糙度 Ra 为 12.5，试验在 GLEEBLE3800 热模拟机上进行，利用自身电阻加热试样，加热速度为 10 ℃/s，加热到规定温度后保温 2 min。以恒定速率进行压缩，试样的变形程度分为 50%、70%，温度分别取 930、945、960、975 ℃，均在两相区温度范围，即低于相变点 990±10℃，应变速率分别取 0.01、0.10、1.00 s^{-1}。热压缩后将变形后的试样进行线切割，打磨抛光腐蚀后观察金相显微组织，金相照片在 NikonLV150 显微镜上拍摄。

2　实验结果与讨论

2.1　真应力–真应变曲线

图 2 为 TC4 钛合金在热压缩变形过程中不同热变形工艺参数条件下的真应力–真应变曲线。可以观察到，在各种应变速率和变形温度条件下，两相区坯料 1 钛合金的真应力 - 应变曲线变化趋势基本一致。由于变形开始时材料发生弹性变形，随着应变的增加应力迅速上升；而后应力增幅有所下降，此时材料发生回复，呈现不同程度的应变软化现象；接下来随着应变的增加达到峰值后应力逐渐减小，当加工硬化作用与软化作用平衡的时候曲线趋于平缓。在高应变速率(1 s^{-1})时，合金流动应力达到峰值后下降较为显著，低应变速率(0.01 s^{-1})的流动应力没有显著下降，变化较为平缓。在同一应变速率下，变形温度越高，合金的流动应力越低，这主要是因为随着温度的升高，原子运动加剧，原子间力降低，使流动应力下降，此外高温下合金更容易发生回复和再结晶，减弱了加工硬化效果。随着应变速率增加，流动应力增加，这是因为应变速率增加时，材料中产生大量位错并相互缠结，此时应变速率带来的加工硬化效果更强，变形抗力增大。

在不同应变速率和变形温度条件下，两相区坯料 2 钛合金的真应力–应变曲线变化趋势与两相区坯料 1 相似，两者不同的是在各个热变形条件下两相区坯料 2 其相对应的峰值应力更高，比两相区坯料 1 高约 10~15 MPa。可以得出两相区不同组织状态的 TC4 钛合金，在所取的温度和应变速率范围内，当真应变相同时，真应力均随着温度的升高而减小，随着应变速率的增大而增大，但又由于初始组织的不同，导致加工硬化和动态再结晶的能力不同，呈现出不同的加工硬化和动态回复再结晶软化行为。初始组织中 α 相球化程度越大，其真应力应变曲线中所对应的峰值应力越大。



(a) 两相区坯料1　　(b) 两相区坯料2

图 1　实验 TC4 钛合金原始试样组织

Fig.1　Original microstructure of TC4 titanium alloys

(C)1994-2022 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

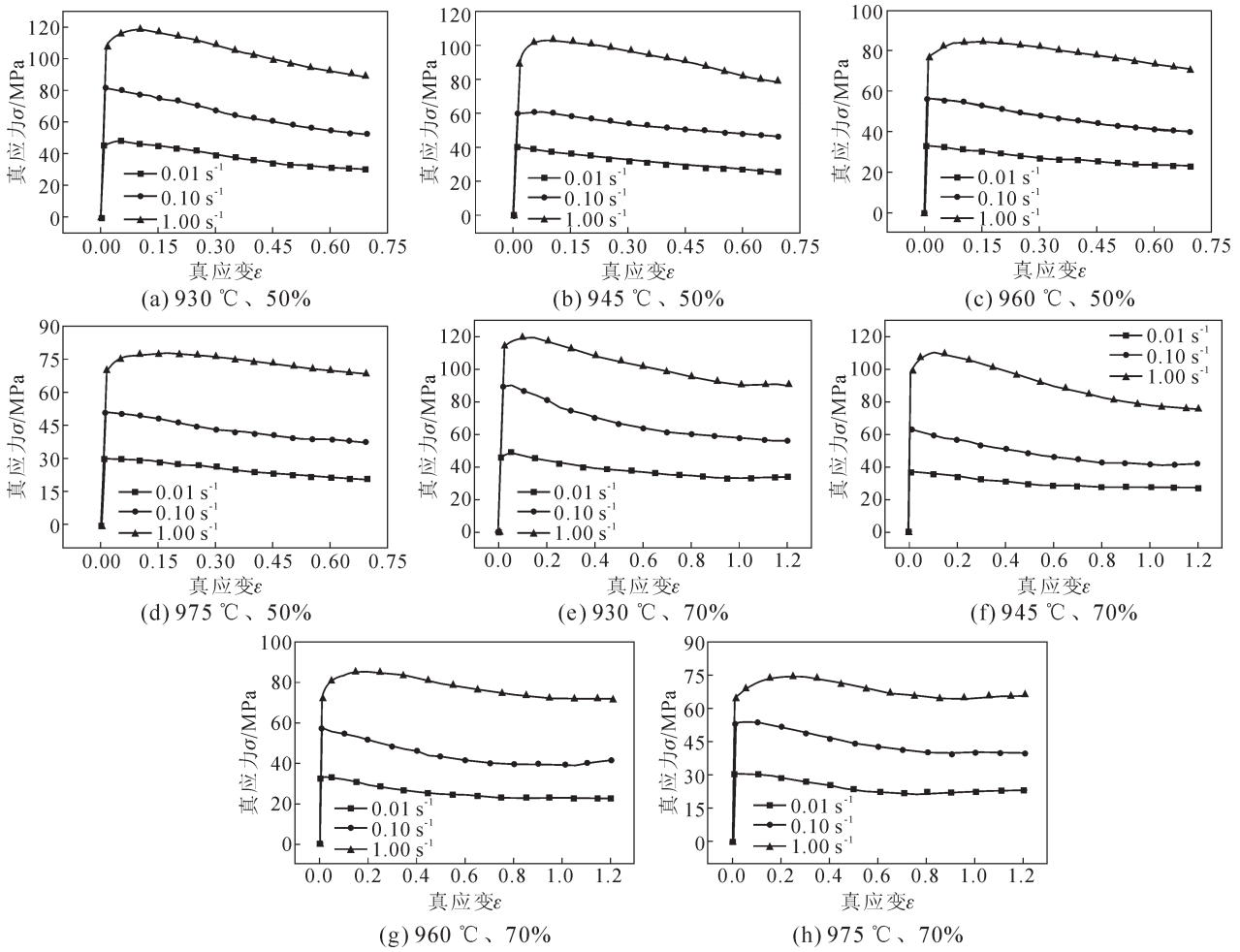


图 2 TC4 钛合金在不同热变形工艺条件下的真应力–真应变曲线(两相区坯料 1)
Fig.2 Flow stress curves of TC4 titanium alloy at different temperature, strain and strain rate

2.2 本构方程

为准确反映热变形过程中流变应力与变形温度、应变速率和变形程度的关系,本研究利用两相区不同组织 状态的 TC4 钛合金的真应力–真应变曲线建立了其本构方程。采用 Forge 锻造成形软件所使用的 Hansel-Spittel 本构模型(1)来描述材料在不同温度、不同应变速率、不同变形量条件下的流变行为。

$$\sigma_f = A e^{m_1 T} T^{m_9} \varepsilon^{m_2} e^{\frac{m_4}{\varepsilon}} (1+\varepsilon)^{m_5 T} e^{m_7 \varepsilon} \dot{\varepsilon}^{m_3} \dot{\varepsilon}^{m_8 T} \tag{1}$$

式中,σ 流变应力;A 材料常数发生动态再结晶时的应变即临界应变;T 温度;ε 应变;m_1 温度相关系数;m_2 应变强化指数;m_3 应变速率强化指数;m_4 应变软化系数;m_5 温度相关应变强化系数;m_7 应变相关系数;m_8 温度相关系数;m_9 温度指数。

目前为了简化公式,忽略 m_5,m_7,m_8,m_9 的影响,得到式(2):

$$\sigma_f = A e^{m_1 T} \varepsilon^{m_2} e^{\frac{m_4}{\varepsilon}} \dot{\varepsilon}^{m_3} \tag{2}$$

对公式进行两边取对数可以得到(1-3)公式:

$$\ln\sigma_f = \ln A + m_1 T + m_2 \ln\varepsilon + \frac{m_4}{\varepsilon} + m_3 \ln\dot{\varepsilon} \tag{3}$$

在 Origin 中将两相区坯料 1 热压缩模拟实验所得应力、应变及应变速率数据进行拟合,结果如表1。

表1 拟合数据结果(两相区坯料1)
Tab.1 Fitting data results (two–phase area billet 1)

参数	拟合值	标准差
ln$A$	12.639 01	0.193 7
m_1	-0.008 73	0.000 203 077
m_2	-0.135 51	0.005 58
m_3	-0.003 21	0.000 279 029
m_4	0.227 7	0.001 81

因此可以得到本实验所采用的两相区坯料 1 钛合金在 930～975 ℃温度范围塑性本构方程为式(4):

$$\sigma_f = 300\,502.093\,6 e^{-0.087\,3T} - \varepsilon^{-0.135\,51} e^{\frac{-0.003\,21}{\varepsilon}} \dot{\varepsilon}^{0.227\,7} \tag{4}$$

在 Origin 中将两相区坯料 2 热压缩模拟实验所得应力、应变及应变速率数据进行拟合,结果如

(C)1994-2022 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

表2。

表2 拟合数据结果（两相区坯料2）
Tab.2 Fitting data results (two-phase area billet 2)

参数	拟合值	标准差
ln$A$	14.914 81	0.209 84
m_1	-0.011 04	0.000 219 962
m_2	-0.082 53	0.006 25
m_3	-0.001 95	0.000 305 787
m_4	0.232 46	0.002

因此可以得到本实验所采用的两相区坯料2钛合金在930～975 ℃塑性本构方程为式（5）：

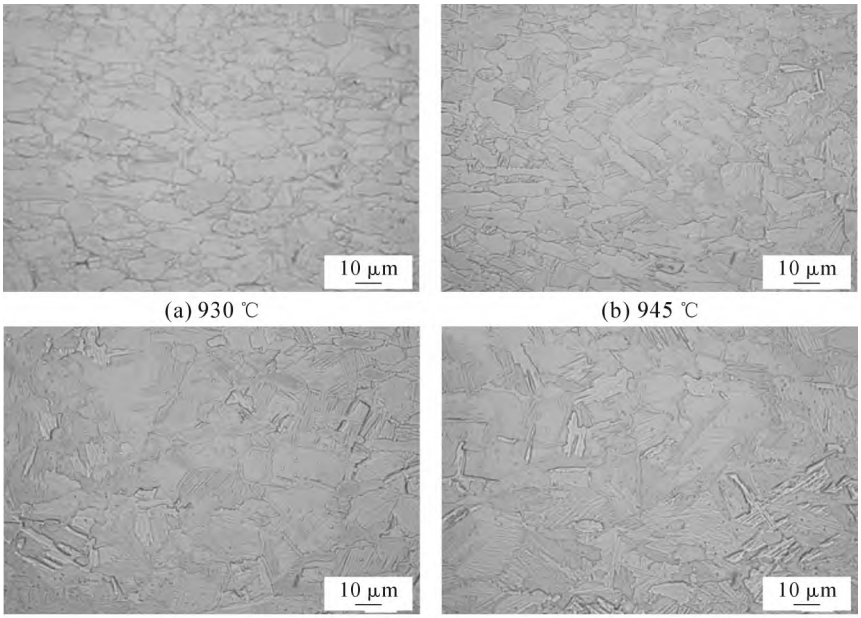
$$\sigma_f=300\,206\,2.169\,6e^{-0.011\,04T}-\varepsilon^{-0.082\,53}e^{\frac{-0.001\,95}{\varepsilon}}\dot{\varepsilon}^{0.232\,46} \quad (5)$$

2.3 热变形工艺参数对微观组织的影响

图3所示为TC4钛合金两相区坯料1在应变速率0.01 s^{-1}、变形量50%、不同温度条件下的金相显微组织，从图中可以看出在应变速率0.01 s^{-1}、压缩量50%、不同温度条件下的金相组织主要是双态组织，温度较低时，等轴α相组织含量较多并且随着温度的升高而减少，相对应的片状α相组织含量较少并且随着温度的升高而增多。这种双态组织可以结合两种组织的优点，既有等轴组织塑性好，热稳定性好的优点，又有片状组织断裂韧性好的优点，所以在工程化实践中可以根据具体要求来调控热变形工艺参数中的温度参数，进而适配不同性能要求。

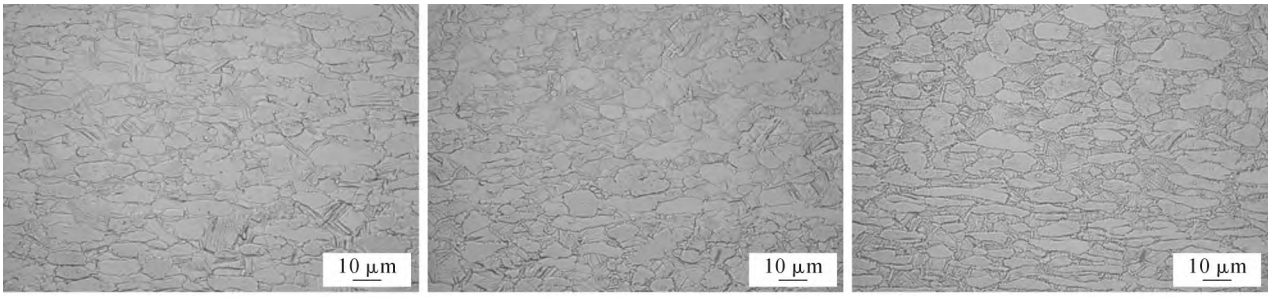
如图4所示，当变形温度为930 ℃，即处于两相区变形时，在0.01~1.00 s^{-1}应变速率条件下，α相含量变化不大，随着应变速率的提升，α相晶粒尺寸有所减小，当应变速率为1 s^{-1}时，对比图5(c)和5(a)可知，有部分被压扁的晶粒来不及回复，仍然保持着长条状，但是由于变形速度快，变形部分积攒的变形热不能及时释放而使晶界处的能量增高，从而有部分的再结晶现象，但动态再结晶尚未充分进行，晶粒尺寸较小。

图5所示为TC4钛合金两相区坯料1相变点以下945 ℃、应变速率0.1 s^{-1}条件下不同变形量下的金相组织，可以看出随着变形量的增加，组织内α



(a) 930 ℃　(b) 945 ℃　(c) 960 ℃　(d) 975 ℃

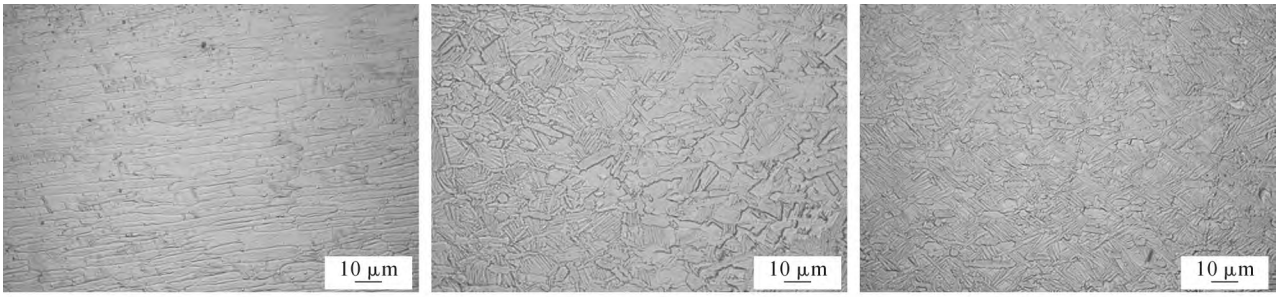
图3 TC4钛合金在不同温度条件下的显微组织（应变速率0.01 s^{-1}、变形量50%）
Fig.3 Microstructure of TC4 titanium alloy at different temperatures



(a) 0.01 s^{-1}　(b) 0.10 s^{-1}　(c) 1.00 s^{-1}

图4 TC4钛合金在不同应变速率条件下的显微组织（变形温度930 ℃、变形量50%）
Fig.4 Microstructure of TC4 titanium alloy at different strain rate(temperature=930 ℃, ε=50%)

(C)1994-2022 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net



(a) 30% (b) 50% (c) 70%

图 5 TC4 钛合金在不同变形量条件下的显微组织(变形温度 945 ℃、应变速率 0.1 s^{-1})

Fig.5 Microstructure of TC4 titanium alloy at different strain

的尺寸在不断减小。这是因为随着变形程度的增大,位错密度增大,畸变能增大,有利于金属的动态再结晶,晶粒就越细小。当变形程度不足时(变形30%),晶内储存的变形能低,某些部位未达到新晶粒成核所需的激活能,再结晶不容易发生,因此 α 相球化程度小,呈现长条片状;提高变形量(70%),α 相球化程度明显提高,组织均匀,比变形量 30%和50%的组织更细小。这是由于变形充分能使更多的滑移系的位错源启动,产生相应的滑移,也有利于片状 α 球化;另外变形程度越大,因受流动应力被切断的片状 α 数量越多,为再结晶提供更多的形核机会。

TC4 钛合金在单相区和两相区温度范围变形,经过不同锻造火次后表现出不同的微观组织。图 6(a),图 6(b)分别为经过单相区 3 火次、单相区 5 火次后的微观组织,随着锻造火次由 3 火次增加至 5 火次,变形量增加,β 晶粒从初始 500 um 左右下降到 100 um 左右,晶粒细化程度明显。

图 6(c),图 6(d)分别为经过两相区 6 火次、两相区 10 火次后的微观组织,锻造 6 火次后 β 晶粒已经破碎完全,没有晶界 α 相,随着锻造火次由 6 火次增加至 10 火次,变形量增加,α 相的形态由方向性强的长条状转换为 α 晶粒尺寸 10 um 左右的等轴组织。

2.4 TC4 钛合金微观组织模型的建立

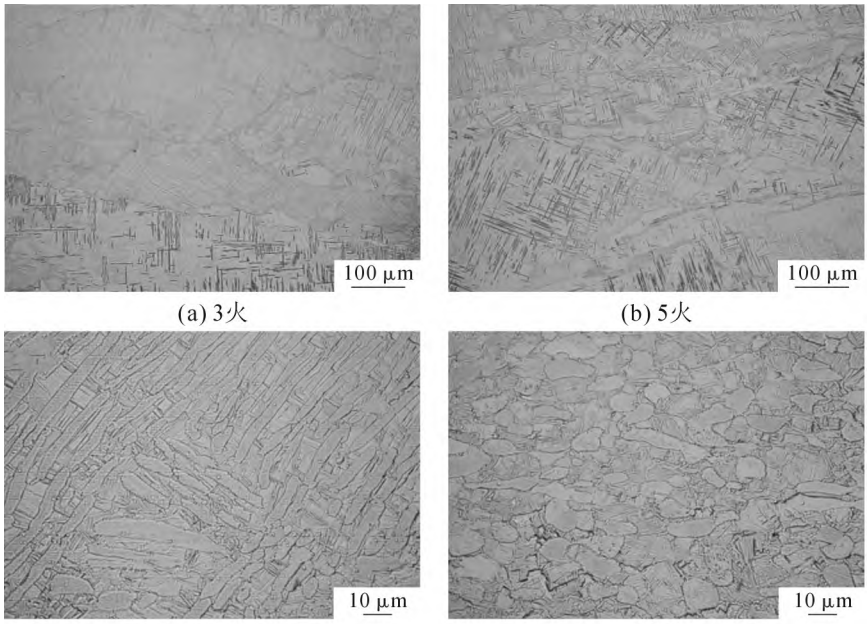
本文微观组织模型的建立是采用 R.Kopp 所建立的动态再结晶及晶粒度演化模型,由两相区坯料 1 的应力应变曲线可知,TC4 钛合金在 930~975 ℃,0.01~1.00 s^{-1} 条件下主要以动态再结晶为主,下面将以此模型为基础进行相关参数的标定。

$$\varepsilon_p=k_1Z^{n_1} \tag{6}$$

$$\varepsilon_c=k_2\varepsilon_p \tag{7}$$

$$\varepsilon_s=k_3Z^{n_2} \tag{8}$$

$$X_{DRX}=1-\exp\left[-k_4\left(\frac{\varepsilon-\varepsilon_c}{\varepsilon_s-\varepsilon_c}\right)^{n_3}\right] \tag{9}$$



(a) 3火 (b) 5火

(c) 6火 (d) 10火

图 6 TC4 钛合金在不同锻造道火次下的微观组织

Fig.6 Microstructure of TC4 titanium alloy at different heating numbers

(C)1994-2022 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

$$d_{DRX}=K_5 Z^{n_4} \tag{10}$$

$$Z=\dot{\bar{\varepsilon}}\exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \tag{11}$$

$$d=(1-X_{DRX})d_0+X_{DRX}d_{DRX} \tag{12}$$

式中，ε_p 最大应力对应的应变即峰值应变；ε_c 发生动态再结晶时的应变即临界应变；ε_s 发生完全动态再结晶时对应的应变；X_{DRX} 动态再结晶体积分数；d_{DRX} 动态再结晶晶粒尺寸，um；k_1~k_5、n_1~n_5 材料常数；Q 自由扩散激活能，KJ/mol；R 气体常数，8.314 J/mol·K^{-1}；T 温度，K；Z 曾尼-霍格曼常数 zener-Hollomom（温度补偿应变率）；$\bar{d}$ 平均晶粒尺寸，um；d_0 原始晶粒尺寸，um。

通过线性回归分析，得出发生动态再结晶的临界应变，从应力应变曲线上读出材料曲线趋于平缓的应力 对应的应变即稳态应变，根据应力应变曲线与应力参数之间的关系可以确定动态再结晶体积分数，最终确定 TC4 钛合金在 930～975 ℃的两相区范围内动态再结晶微观组织演变参数如表 3 所示。

表3 模型参数

Tab.3 Model parameters

参数	拟合值	参数	拟合值
k_1	0.020 0	n_1	0.002 77
k_2	0.654 6	n_2	0.226 75
k_3	1.771 9	n_3	1.055 50
k_4	2.704 1	n_4	-0.069 07
k_5	8.092 0		

把上面求得的模型参数带回到 R.Kopp 模型，得到 TC4 钛合金在热力耦合变形过程中的组织模型（临界应变模型、动态再结晶体积分数模型、动态再结晶晶粒尺寸模型）如下。

$$\varepsilon_p=0.02005Z^{0.00277}$$

$$\varepsilon_c=0.654\ 6\varepsilon_p$$

$$\varepsilon_s=1.771\ 9Z^{0.226\ 75}$$

$$X_{DRX}=1-\exp\left[-2.704\ 1\left(\frac{\varepsilon-\varepsilon_c}{\varepsilon_s-\varepsilon_c}\right)^{1.055\ 5}\right]$$

$$d_{DRX}=8.092Z^{-0.069\ 07}$$

$$Z=\dot{\bar{\varepsilon}}\exp\left(\frac{Q}{RT}\right)$$

$$d=15.456(1-X_{DRX})+X_{DRX}\,d_{DRX}$$

3 结论

（1）通过与生产试验与热模拟试验相结合，可以得出，两种不同组织状态的钛合金材料的热变形行为均符合 Hansel-Spittel 本构方程，并建立了再结晶临界应变模型、动态再结晶体积分数模型、动态再结晶晶粒尺寸模型。

（2）在所取的 930~975 ℃温度和 0.1~1.0 s^{-1} 应变速率范围内，当真应变相同时，真应力均随着温度的升高而减小，随着应变速率的增大而增大，初始组织中 α 相的球化程度越高，其真应力应变曲线中所对应的峰值应力越大。

（3）两相区不同热变形条件下，随着应变速率的升高，α 相晶粒尺寸减小，α 相的含量变化较小；随着温度的升高，等轴 α 相明显减少；随着变形程度的增加，α 相晶粒尺寸变小；随着锻造火次的增加，两相区的组织中 α 相的形态由方向性强的长条状转换为 α 晶粒尺寸 10 um 左右的等轴组织。

参考文献：

[1] 赵永庆，葛鹏，辛社伟. 近五年钛合金材料研发进展[J]. 中国材料进展, 2020, 39(Z1):527-534, 557-558.

[2] SESHACHARYULU T, MEDEIROS S C, FRAZIER W G, et al. Hot working of commercial Ti-6A14V with an equiaxed amicrostructure; materials modeling considerations [J]. Materials Science and Engineering A, 2000, 284 (1/2). 184-194.

[3] 王向东，郝斌，逯福生，等. 钛的基本性质、应用及我国钛工业概况[J]. 钛工业进展, 2004(1): 6-10.

[4] 程明，赵建国，宋鸿武，等. α 相尺寸对等轴 TC4 合金两相区热变形行为的影响[J]. 航空材料学报, 2009, 29(1): 22-26.

[5] 刘金豪，刘建生，熊运森，等. TC4-DT 钛合金的热变形行为研究及加工图[J]. 稀有金属材料与工程，2013, 42(8):1674-1678.

[6] 张晓露，李付国，彭富华，等. 基于热加工图的 TC4 合金热成形性能研究[J]. 航空材料学报，2007, 27(5):40-44.

[7] 王清，李中华，孙东立，等. TC4 钛合金的热变形行为及其影响因素[J]. 材料热处理学报, 2005, 26(4): 56-59.

[8] MOMENI A, ABBASI S M. Effect of hot working on flow behavior of Ti-6A1-4V alloy in single phase and two phase regions [J]. Materials and Design, 2010, 31(8): 3599 -3604.

[9] 郭文营，程知松，江海涛，等. 一种新型的 TC4 钛合金的热变形抗力模型[J]. 热加工工艺，2011, 40(16):30-33.

(C)1994-2022 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net