

TC21 钛合金热变形组织演变及本构关系研究

周爱美¹ 余新平¹ 潘巧玉¹ 徐海林² 董洪波²

(1.浙江广厦建设职业技术大学智能制造学院; 2.南昌航空大学航空制造工程学院)

摘 要 采用 Gleeble-3500 热模拟压缩机对 TC21 钛合金进行等温恒变速率的热模拟压缩试验,研究其在变形温度为 870~990 ℃ 和应变速率为 0.001~10 s⁻¹ 条件下的热变形行为。结果表明,当应变速率为 0.1 s⁻¹ 时,变形温度升高促进了动态再结晶发生,组织内 α 相晶粒逐渐被拉长并破碎,晶粒尺寸得到细化。当变形温度为 870 ℃、应变速率为 0.01 s⁻¹ 时,组织中 α 相更细小均匀。通过分析热模拟试验数据,得到了 TC21 合金变形激活能 Q,并建立了高温条件下的流变应力本构方程和再结晶动力学模型。此外,对再结晶动力学模型进行了误差分析,验证了模型的准确性。

关键词 TC21 钛合金;动态再结晶;本构方程

中图分类号 TG146.23 **文献标志码** A

DOI:10.15980/j.tzzz.2022.02.020

开放科学(资源服务)标识码(OSID):



Microstructure Evolution and Constitutive Relationship of Hot Deformation TC21 Alloy

Zhou Aimei¹, Yu Xinping¹, Pang Qiaoyu¹, Xu Hailin², Dong Hongbo²

(1.School of Intelligent Manufacturing, Zhejiang Guangsha Vocational and Technical University of Construction; 2.School of Aeronautical Manufacturing Engineering, Nanchang Hongkong University)

Abstract: The Gleeble-3500 thermal simulation compressor was applied to conduct isothermal and constant strain rate thermal simulation compression tests, and the thermal deformation behavior of TC21 titanium alloy was investigated at deformation temperature of 870~990 ℃ and strain rate of 0.001~10 s⁻¹. The results indicate that at the strain rate of 0.1 s⁻¹, the increase of deformation temperature promotes the dynamic recrystallization, and the α phase grains in the microstructure are gradually elongated and broken, refining the grain size. When the deformation temperature is 870 ℃ and the strain rate is 0.01 s⁻¹, the α phase grains in the microstructure are finer with more uniformly. Through the analysis and calculation of the thermal simulation experimental data, the deformation activation energy Q of TC21 alloy was obtained, and the flow stress constitutive equation and recrystallization kinetic model under high temperature condition were established. Finally, the error analysis of the recrystallization kinetics model was performed, verifying the accuracy of the model.

Key Words: TC21 Titanium Alloy, Dynamic Recrystallization, Constitutive Equation

TC21 钛合金因其具有低密度、高强度和高的韧性,在航空航天领域得到了广泛应用^[1],其综合性能与美国的 Ti-62222S^[2] 钛合金相当,已广泛用于我国新一代飞机的重要零部件的制造。

钛合金在热锻过程中会由于变形条件的差异,使得显微组织发生动态再结晶、回复等,从而得到不同的组织,表现出不同的力学性能^[3]。热变形温度、应变速率和应力等的关系可用本构方程进行表达,本构方程可定量表征热变形过程动态再结晶等显微组织演变行为。针对 TC21 钛合金,牛勇等^[4]、谢鑫等^[5] 分析了 TC21

钛合金两相区变形动态再结晶等组织演变规律,并建立了应力-应变本构方程及热加工图。程新江等^[6] 分析了 TC21 钛合金 β 锻过程组织演变规律,并建立了动态再结晶位错理论模型。冯菲等^[7] 建立了铸态 TC21 钛合金在 β 单相区的应力应变本构模型。可见 TC21 钛合金动态再结晶的研究主要集中在单相区,两相区动态再结晶研究主要以组织演变为主。

基于此,本课题针对 TC21 钛合金,采用等温恒应变速率热压缩方法,主要对该合金两相区及近 β 相区的动态再结晶进行研究,建立动态再结晶动力学模型,为

收稿日期:2021-07-23;修改稿收到日期:2021-08-23

基金项目:浙江省教育厅科研基金资助项目(Y202044336)

第一作者简介:周爱美,女,1978 年出生,高级工程师,浙江东阳(322100),E-mail:51618719@qq.com

引用格式:周爱美,余新平,潘巧玉,等. TC21 钛合金热变形组织演变及本构关系研究[J]. 特种铸造及有色合金,2022,42(2):230-234.

ZHOU A M, YU X P, PANG Q Y, et al. Microstructure evolution and constitutive relationship of hot deformation TC21 alloy[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2022, 42(2):230-234.

相关热加工工艺的制定提供参考。

1 试样制备与试验方法

试验原材料为 TC21 钛合金,其化学成分为 Ti-6Al-2Sn-3Mo-1Cr-2Zr-2Nb(质量分数),相变点温度为 958 ℃,其微观组织见图 1。可以看出,合金组织主要由等轴初生 α 相及 β 相组成, α 相体积分分数占 85% 以上。

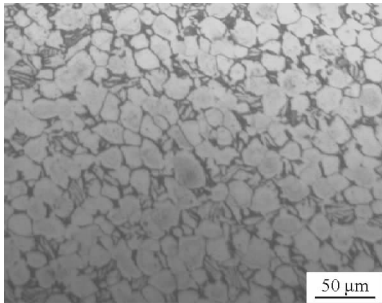
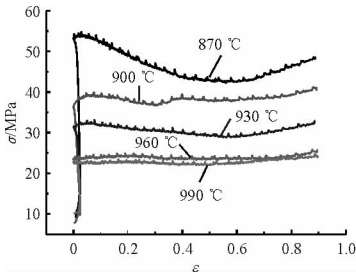


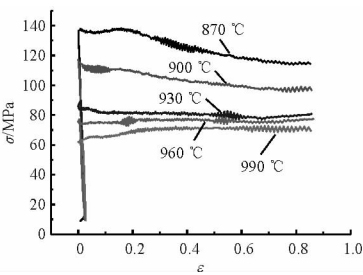
图 1 TC21 钛合金的微观组织

Fig.1 Microstructures of the TC21 alloy

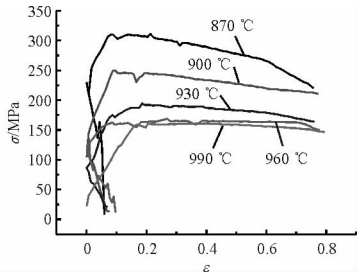
采用 Gleeble-3500 热模拟机进行热压缩试验,采用线切割方法将试样加工成 $\phi 8\text{ mm} \times 12\text{ mm}$,试样两端用砂纸打磨光洁,无裂纹缺陷。将试样以 10 ℃/s 的速



(a) $\dot{\epsilon} = 0.001\text{ s}^{-1}$



(b) $\dot{\epsilon} = 0.1\text{ s}^{-1}$



(c) $\dot{\epsilon} = 10\text{ s}^{-1}$

图 2 不同状态下 TC21 钛合金的应力-应变曲线

Fig.2 Stress-strain curves of TC21 titanium alloy under different conditions

对比不同变形条件下的数据可知,当变形温度一定时,应力随着应变速率升高而升高,这是由于应变速率的增大,导致合金内部组织位错增殖速度也加快,密度将更高,从而使应力变得更大;当应变速率不变时,应力随着变形温度升高而减小,这是由于变形温度升高,原子扩散加剧,使扩散能力增加,促进了位错攀移,宏观表

度分别加热到 870、900、930、960、990 ℃并保温 3 min,使试样内部温度均匀。然后进行压缩,变形量为 60%,变形速率分别为 0.001、0.1、1.10 s^{-1} 。试验结束后迅速将其水冷,以保留其组织状态。金相腐蚀剂采用体积配比为 1 : 3 : 7 的 HF、HNO₃、H₂O 的混合溶液,采用 37XC-DC 倒置光学显微镜观察合金的金相组织。

2 试验结果与讨论

2.1 真应力-真应变曲线

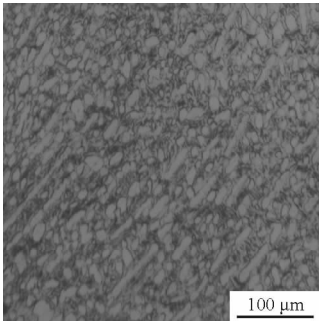
图 2 为不同状态下 TC21 钛合金的应力-应变曲线。可以看出,变形初期,应力迅速升高到峰值,表现为加工硬化过程,位错在短时间内快速增殖,晶格畸变不断增加,组织内晶粒运动阻力迅速增大。应力峰值后曲线形态不一,从图 2a 可知,应力在迅速达到峰值后,持续下降到最低点,后又逐渐上升,表现为动态再结晶和加工硬化交替占主导地位。由图 2b 可知,应力在峰值后一小段应变内,出现应力下降后又上升,但不显著,这是由于发生了动态回复软化,但是变形初期由于晶格畸变能较小,回复软化过程不明显^[8]。

现为应力不断降低。并且可以观察到,温度越高,应力变化程度越小,这是由于晶内位错的滑移和攀移交替平衡进行,使得应力值保持在了恒定范围内^[8]。

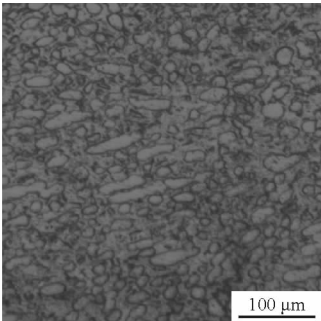
2.2 变形条件对显微组织的影响

2.2.1 变形温度对显微组织的影响

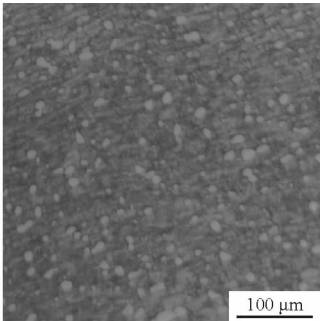
图 3 是 TC21 钛合金在应变速率为 0.1 s^{-1} 下不同



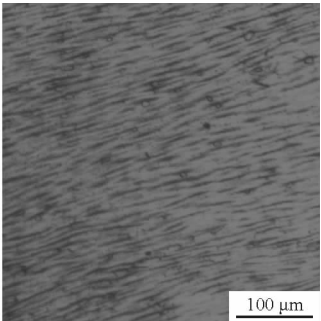
(a) 870 ℃



(b) 900 ℃



(c) 930 ℃



(d) 960 ℃

图 3 TC21 钛合金在 0.1 s^{-1} 下不同变形温度时的金相组织

Fig.3 Microstructures of TC21 titanium alloy at 0.1 s^{-1} and different temperatures

变形温度时的显微组织。可以看出,当变形温度为 870 ℃时,部分 α 相晶粒被拉长并破碎,这是由于晶粒之间发生了位错滑移运动,同时位错储存能增加,为动态再结晶创造了条件,在变形和再结晶的双重作用下,使晶粒得到细化。随着变形温度升高,促进了动态再结晶的发生,组织内的晶粒变得更为细小,少部分晶粒处于拉长的状态,此时主要的软化机制为动态再结晶。当变形温度为 930 ℃时,由于变形温度接近相变点, α 相晶粒转变为 β 相晶粒,变形温度升高到 960 ℃时, β 相晶粒呈现明显的纤维流线状,晶粒再一次发生破碎和动态再结晶,尺寸得到细化。

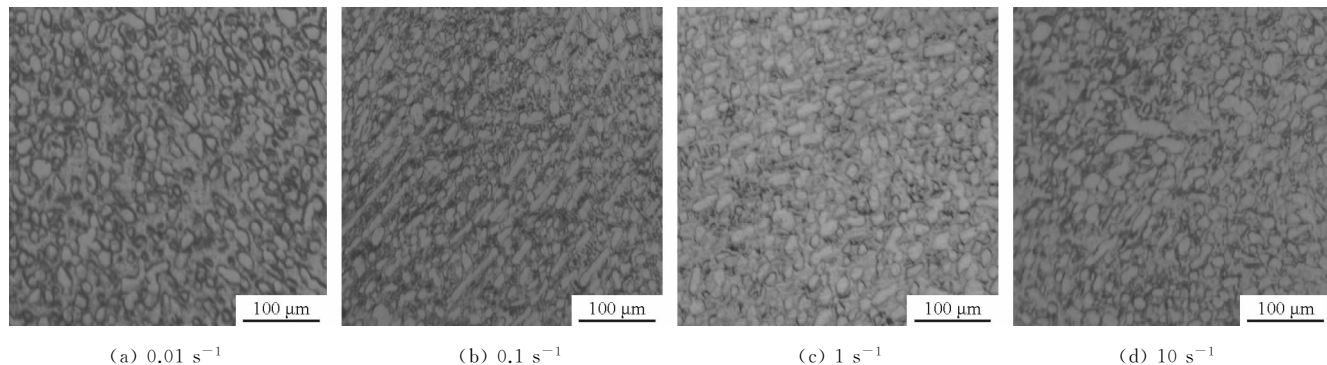


图 4 TC21 钛合金在 870 ℃、不同应变速率下的金相组织

Fig.4 Metallographic structure of TC21 titanium alloy at 870 °C and different strain rates

长条压扁状 α 相在变形压力的作用下形成,但未发生动态再结晶,周边细小的晶粒是动态再结晶晶粒,但尚未长大。究其原因,是由于相对较高的应变速率下,合金的加工硬化率变大,位错增殖加快,动态再结晶的形核率变大,但又由于变形速度加快,刚形核的晶粒来不及长大,最终导致这种混晶的现象^[9,10]。因此,TC21 钛合金变形温度一定时,需适当控制应变速率才能更好地获得细小均匀的组织。

2.3 本构关系的建立

金属高温塑性变形过程中应变速率和温度对合金的流动应力影响显著。所以通常采用以下 3 个关系式来建立本构方程^[11,12]:

低应力水平($\alpha\sigma < 0.8$)下:

$$\dot{\epsilon} = A_1 \sigma^{n_1} \quad (1)$$

高应力水平($\alpha\sigma > 1.2$)下:

$$\dot{\epsilon} = A_2 \exp(\beta\sigma) \quad (2)$$

适用于所有应力下:

$$\dot{\epsilon} = A_3 [\sinh(\alpha\sigma)]^n \exp[-Q/(RT)] \quad (3)$$

式中, $\dot{\epsilon}$ 为应变速率; α 为应力水平常数; σ 为高温流变峰值真应力; A_1 、 A_2 、 A_3 为与材料有关的常数; Q 为变形激活能; R 为气体常数; T 为热力学温度。

分别对式(1)~式(3)两边取自然对数,可得:

2.2.2 应变速率对显微组织的影响

图 4 为在 870 ℃、不同应变速率下 TC21 合金的显微组织。可以看出,合金组织主要由 α 相组成,但是晶粒形态有差异。当应变速率为 10 s^{-1} 时,和原始组织进行对比,可知由于发生动态再结晶,组织中 α 相晶粒尺寸得到细化;当应变速率为 1 s^{-1} 时, α 相晶粒尺寸继续变小;当应变速率为 0.1 s^{-1} 时, α 相呈现长条压扁状,并且在其周边发现更为细小的等轴状 α 相,但整体晶粒形态并不均匀,表明动态再结晶未发生完全,这也说明了应力-应变曲线的变化过程(见图 2b);随着应变速率变为 0.01 s^{-1} 时,组织中的 α 相变得更为细小均匀。

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A_1 + n_1 \ln \sigma \quad (4)$$

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A_2 + \beta \sigma \quad (5)$$

$$\ln \dot{\epsilon} = n \ln [\sinh(\alpha\sigma)] + \ln A_3 - \frac{Q}{RT} \quad (6)$$

将不同温度条件下的 TC21 合金的峰值应力与应变速率的数据代入到式(4)~式(6)中,分别绘制 $\ln \dot{\epsilon}$ - $\ln \sigma$ 、 $\ln \dot{\epsilon}$ - σ 的关系图(见图 5),并进行线性回归处理。

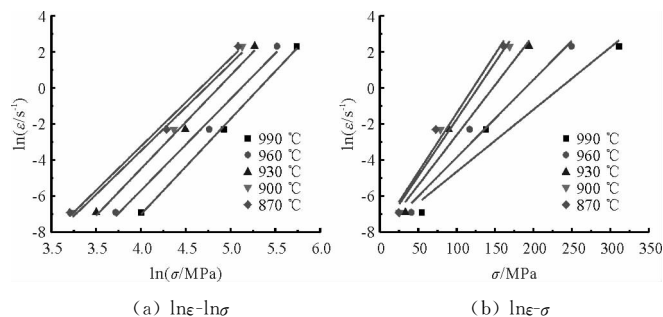


图 5 应变速率与峰值应力之间的关系

Fig.5 Relationship between strain rate and peak stress

根据图 5 拟合可得知, $n_1 = 5.049$, $\beta = 0.052$,而对应的 $\alpha = \beta/n_1 = 0.0104$ 。

把数据代入式(4)~(6)联立并求微分可得:

$$Q = R \left\{ \frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \ln [\sinh(\alpha\sigma)]} \right\}_T \left\{ \frac{\partial \ln [\sinh(\alpha\sigma)]}{\partial (1/T)} \right\}_{\dot{\epsilon}} \quad (7)$$

图 6 和图 7 中的斜率即为式(7)中

$\left\{ \frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \ln [\sinh(\alpha \sigma)]} \right\}_T$ 和 $\left\{ \frac{\partial \ln [\sinh(\alpha \sigma)]}{\partial (1/T)} \right\}_{\dot{\epsilon}}$ 的值。将所得数值代入式(7)中,求得热激活能 $Q = 414.54 \text{ kJ/mol}$ 。

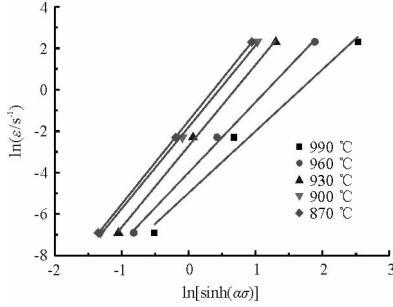


图6 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 与 $\ln\dot{\epsilon}$ 之间的关系

Fig.6 Relationship between $\ln\dot{\epsilon}$ and $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$

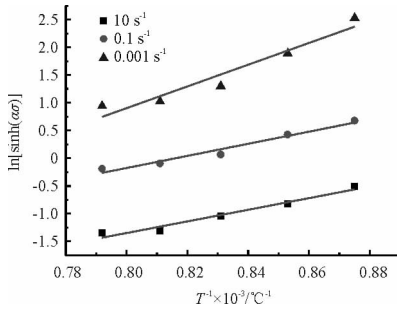


图7 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 与 $1/T$ 之间的关系

Fig.7 Relationship between $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ and $1/T$

根据 Zener-Hollomon 参数 Z 的表达式^[13,14]:

$$\sigma = \sigma(Z, \epsilon) \quad (8)$$

$$Z = \dot{\epsilon} \exp[Q/(RT)] \quad (9)$$

整理得:

$$Z = A [\sinh(\alpha\sigma)]^n \quad (10)$$

两边取对数可得:

$$\ln Z = \ln A + n \ln [\sinh(\alpha\sigma)] \quad (11)$$

将不同的温度及应变速率一起代入式(11)中,通过绘制 $\ln Z - \ln [\sinh(\alpha\sigma)]$ 曲线,可得曲线斜率即为参数 n 的值,为 3.541;曲线的截距即为 $\ln A$ 的值,算得 $A = 4.518 \times 10^{16}$ 。

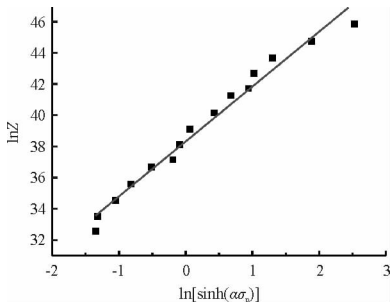


图8 $\ln Z$ 与 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 之间的关系

Fig.8 Relationship between $\ln Z$ and $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$

将求得的 Q 、 n 、 A 、 α 等材料参数代入式(3)中,得

到 TC21 钛合金高温变形时的本构方程为:

$$\dot{\epsilon} = 4.518 \times 10^{16} [\sinh(0.010 4\sigma)]^{3.541} \times \exp[-414.54 \times 10^3/(RT)] \quad (12)$$

2.4 动态再结晶的动力学模型

根据 JMAK 动力学理论,动态再结晶的体积分数 X_d 与应变 ϵ 之间的关系如下^[15,16]:

$$X_d = 1 - \exp\left[-\beta_d \left(\frac{\epsilon - \epsilon_c}{\epsilon_p}\right)^{k_d}\right] \quad (13)$$

式中, β_d 、 k_d 均为与材料有关的系数; ϵ_c 为发生再结晶的临界应变,但其值在应力-应变曲线上很难确定,而峰值应变 ϵ_p 比较容易确定,并且 ϵ_c 与 ϵ_p 之间的关系可用 Sellars 模型来表示, k 取值范围一般在 0.60~0.85 之间, ϵ_c 与 ϵ_p 关系如下^[17,18]:

$$\epsilon_c = k\epsilon_p \quad (14)$$

根据应力-应变曲线来确定 X_d ^[19,20]:

$$X_d = \frac{\sigma^{de} - \sigma^{dx}}{\sigma_s^{de} - \sigma_s^{dx}} \quad (15)$$

式中, σ^{de} 和 σ_s^{de} 是动态回复过程中的瞬态应力和稳态应力; σ^{dx} 和 σ_s^{dx} 是动态再结晶过程中的瞬态应力和稳态应力。采用峰值应力 σ_m 近似的代替 σ^{de} 和 σ_s^{de} ,则式(15)表示为:

$$X_d = \frac{\sigma_m - \sigma^{dx}}{\sigma_m - \sigma_s^{dx}} \quad (16)$$

由式(13)可推导得:

$$\ln[-\ln(1 - X_d)] = k_d \ln\left(\frac{\epsilon - \epsilon_c}{\epsilon_p}\right) + \ln\beta_d \quad (17)$$

绘制 870 °C、0.001 s⁻¹ 变形条件下的 $\ln[-\ln(1 - X_d)]$ 与 $\ln[(\epsilon - \epsilon_c)/\epsilon_p]$ 关系曲线,见图 9,可得到曲线的斜率,即为 k_d 的值,曲线的截距则为 $\ln\beta_d$ 的值。

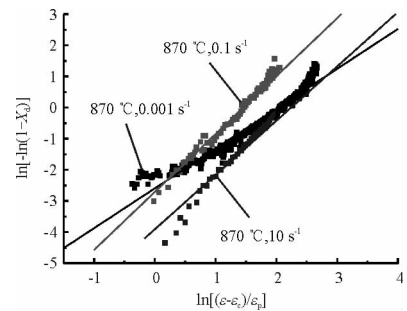


图9 $\ln[-\ln(1 - X_d)]$ 与 $\ln[(\epsilon - \epsilon_c)/\epsilon_p]$ 之间的关系

Fig.9 Relationship between $\ln[-\ln(1 - X_d)]$ and $\ln[(\epsilon - \epsilon_c)/\epsilon_p]$

将 k_d 和 β_d 值代入式(13),可得该条件下 TC21 钛合金在不同变形条件下的动态再结晶体积分数动力学模型:

$$X = 1 - \exp\left[-0.053 6 \left(\frac{\epsilon - \epsilon_c}{\epsilon_p}\right)^{1.629}\right] \quad (18)$$

2.5 模型验证

图10为动态再结晶体积分数计算值与试验值对比。

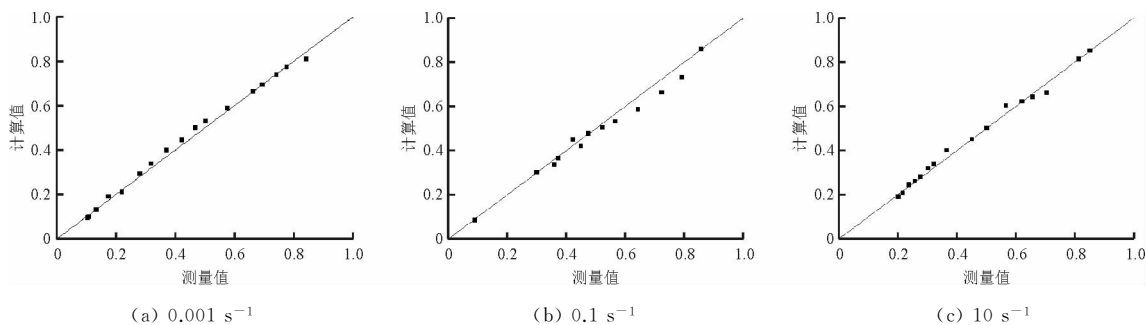


图10 动态再结晶体积分数计算值与试验值的比较

Fig.10 Comparison between the calculated and experimental values of dynamic recrystallization volume fraction

3 结 论

(1)在应变速率为 $0.001 \sim 10 \text{ s}^{-1}$ 、变形温度为 $870 \sim 990 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 下对 TC21 钛合金进行热模拟压缩试验,发现当变形温度一定时,应力随着应变速率升高而增大;当应变速率不变时,应力随着变形温度升高而减小。

(2)在应变速率为 0.1 s^{-1} 下,变形温度升高,促进了 TC21 钛合金动态再结晶发生,组织内 α 相晶粒逐渐被拉长并破碎,晶粒尺寸得到细化。在变形温度为 $870 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 下,应变速率为 0.01 s^{-1} 时,组织中的 α 相晶粒更为细小均匀。

(3)通过热模拟压缩试验数据,拟合计算得到了 TC21 钛合金动态再结晶热激活能为 414.54 kJ/mol ,建立了流变应力本构方程和动态再结晶动力学模型,最后将动态再结晶体积分数计算值和试验值进行对比,其相对误差在 10% 以内,证明了模型的准确性。

参 考 文 献

- [1] 田晨超,高阳,张娟,等.TC4-DT及TC21钛合金疲劳裂纹扩展速率的对比分析[J].焊管,2019,42(11):31-34.
- [2] 魏幸,毛小南,侯智敏.Ti-6222s合金热处理工艺的研究[J].热加工工艺,2014,43(4):205-208.
- [3] 赵忠.金属材料及热处理(第三版)[M].北京:机械工业出版社,2006.
- [4] 牛勇,王耀奇,牛嘉伟,等.等轴组织 TC21 合金高温变形本构模型和热加工图[J].材料热处理学报,2021,42(4):183-190.
- [5] 谢鑫,孙前江,彭嘉豪,等.TC21 钛合金热变形行为[J].中国有色金属学报,2020,30(9):2048-2058.
- [6] 程新江,代洪庆.TC21 合金准 β 锻热变形过程数值模拟及试验研究[J].特种铸造及有色合金,2017,37(2):136-139.
- [7] 冯菲,曾卫东,朱艳春,等.铸态 TC21 钛合金高温热变形行为及加工图[J].稀有金属材料与工程,2012,41(2):251-255.
- [8] 那顺桑.金属材料力学性能[M].北京:冶金工业出版社,2011.
- [9] 张毅,刘平,田保红,等.Cu-Ni-Si-P 合金动态再结晶行为[J].材料热处理学报,2010,31(7):45-50.

比。可以看出,计算值与试验值符合较好,相对误差在 $\pm 10\%$ 以内,表明模型具有较高的准确度。

- [10] 马越,刘建生.30Cr2Ni4MoV 钢动态再结晶及微观组织演变研究[J].锻压技术,2016,41(3):129-133.
- [11] 倪红明,董显娟,徐勇,等.Ti-48Al-2Nb-2Cr 合金热变形行为及本构关系研究[J].特种铸造及有色合金,2020,40(2):228-232.
- [12] 刘桐,骆良顺,吴晓明,等.Ti-6Al-2.5V-1.5Fe-0.15O 合金热变形行为及组织演变[J].特种铸造及有色合金,2017,37(3):238-241.
- [13] ZENER C, HOLLomon H. Effect of strain-rate upon the plastic flow of steel[J]. J. Appl. Phys.,1994,15(1):22-27.
- [14] 马少伟,张艳,杨明,等. Zener-Hollomon 参数对 Cr4Mo4Ni4V 高合金钢热变形行为的影响[J].中南大学学报(自然科学版),2021,52(2):376-388.
- [15] HODGSON P D, GIBBS R K. A mathematical model to predict the mechanical properties of hot rolled C-Mn and microalloyed steels[J]. ISIJ International, 1992, 32(12):1329-1338.
- [16] MANOHAR P A, KYUHWAN L I M, ROLLETT A D, et al. Computational exploration of microstructural evolution in a medium C-Mn steel and applications to rod mill[J]. ISIJ International, 2003, 43(9):1421-1430.
- [17] SELLARS C M. On the mechanism of hot deformation[J]. Acta Arithmetica, 1966, 14(9):1136-1142.
- [18] 董洪波,余新平,章威.基于位错密度理论的 Q550D 钢动态软化及加工硬化行为[J].塑性工程学报,2015,22(3):98-102.
- [19] YUE C X, ZHANG L W, LIAO S L, et al. Research on the dynamic recrystallization behavior of GCr15 steel[J]. Materials Science and Engineering, 2009, A499(1/2):177-181.
- [20] 余新平,潘光永,齐永杰,等.17Cr2Ni2Mo 齿轮用钢热变形动态再结晶行为[J].钢铁,2019,54(11):94-100.

(编辑:刘晨辉)

欢迎使用在线稿件处理系统

投稿、查稿、审稿

敬请登录 www.special-cast.com