

Ti-7Mo-3Nb-3Cr-3Al 合金的热变形行为

花 珂, 薛祥义, 寇宏超, 樊江昆, 唐 斌, 李金山

(西北工业大学 凝固技术国家重点实验室, 西安 710072)

摘 要: 以 Gleeble-3500 热模拟试验机为实验平台, 研究 Ti-7333 钛合金在应变速率 $0.001\sim 0.1\text{ s}^{-1}$, 变形温度 $750\sim 900\text{ }^{\circ}\text{C}$ 条件下的热变形行为。结果表明: 应变速率和变形温度的变化对合金流变应力影响显著, 流变应力随着变形温度的升高而降低, 随应变速率的提高而增大, 当流变应力达到峰值后趋于平稳, 热变形过程的流变应力可采用双曲正弦本构关系来描述, 平均变形激活能为 335.89 kJ/mol 。

关键词: Ti-7333; 近 β 钛合金; 热变形; 流变曲线; 激活能

中图分类号: TG146.2

文献标志码: A

Hot deformation behavior of Ti-7Mo-3Nb-3Cr-3Al alloy

HUA Ke, XUE Xiang-yi, KOU Hong-chao, FAN Jiang-kun, TANG Bin, LI Jin-shan

(State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

Abstract: The hot deformation behavior of Ti-7333 titanium alloy during hot compression deformation was studied by thermal simulation test at the deformation temperature of $750\sim 900\text{ }^{\circ}\text{C}$ and the strain rate of $0.001\sim 0.1\text{ s}^{-1}$ on the Gleeble-3500 thermal and mechanical simulator. The results show that the flow stress is controlled by both strain rate and deforming temperature. The flow stress decreases with the increases of deforming temperature, and increase with the increase of strain rate until the flow stress reaches the peak value, then the flow stress remains constant. The flow behaviors are described by hyperbolic sine constitutive equation, and the average action energy is 335.89 kJ/mol .

Key words: Ti-7333 titanium alloy; near β titanium alloy; hot deformation; flow curves; activation energy

近年来, 以 Ti-5553(Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr-0.5Fe)为代表的近 β 钛合金由于具有高强度、高断裂韧性、良好淬透性、抗裂纹扩展性能和比两相钛合金更优异的热加工能力而倍受重视, 并在飞机主起落架等重要承力构件上具有广泛的应用前景^[1-3]。Ti-7333 合金(名义成分 Ti-7Mo-3Nb-3Cr-3Al)是由我国自主开发的一种新型近 β 钛合金, 其 Mo 当量与 Ti-5553 相当, 通过同时添加 Nb 和 Cr 作为合金元素, 使其固溶时效处理后的强度达到 $1\ 400\text{ MPa}$, 伸长率大于 8%, 具有优良的强度、塑性匹配^[4]。本文作者研究了 Ti-7333 合金 β 单相区固溶缓冷后的热变形行为, 期望对理解该类合金的热变形特征, 制订热变形工艺提供依据。

1 实验

试验所用 Ti-7333 合金经三次真空自耗熔炼后, 在 β 相区和 $\alpha+\beta$ 相区开坯锻造获得直径 150 mm 的棒材, 其显微组织为初生 α 相呈球状或短棒状均匀分布与 β 基体中, 体积分数约为 40%。通过金相法测定 Ti-7333 合金的相变点温度为 $850\text{ }^{\circ}\text{C}$ 。采用线切割的方法从棒材上切取尺寸(直径 $\times$ 长度)为 $8\text{ mm}\times 12\text{ mm}$ 的圆柱体试样, 试样两端及侧面进行打磨, 以降低试样表面的粗糙度, 并保持端面与试样轴线的垂直。在

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(51371143)

收稿日期: 2013-07-28; **修订日期:** 2013-10-10

通信作者: 寇宏超, 副教授, 博士; 电话: 029-88460568; 传真: 029-88460294; E-mail: hchkou@nwpu.edu.cn

Gleeble-3500 试验机上进行热模拟压缩实验,在试样与压头之间放置石墨或钼片用来进行隔离和润滑。试样中部焊接热电偶用来检测和控制试验温度,误差为 $\pm 1^{\circ}\text{C}$ 。整个压缩过程均在真空环境下进行以防止试样被氧化。

Ti-7333 的热变形工艺方案为:试样以 30°C/s 的速率升温到 900°C 固溶 30 min 后以 2°C/min 的速率降温到变形温度,保温 20 min 后开始等温压缩,变形完成后立即水淬以冻结高温变形组织,变形温度分别为 720°C 、 770°C 、 820°C ,应变速率分别为 0.001 、 0.01 和 0.1 s^{-1} ,最大压缩变形量为 70%。等温热压缩后用线切割机将试样沿轴向剖开,采用金相显微设备观察合金的显微组织。

2 结果与分析

2.1 Ti-7333 合金高温热变形应力-应变曲线及其特征

不同温度和应变速率下,Ti-7333 钛合金在高温压缩变形时的真应力-真应变曲线如图 1 所示。从图 1 可以看出,Ti-7333 合金热压缩变形时的流变应力对应变速率具有较大的敏感性,随着应变速率的增加,流

变应力增加明显,并且在高应变速率时($1 \times 10^{-1}\text{ s}^{-1}$)合金流变软化比低应变速率时($1 \times 10^{-2}\text{ s}^{-1}$, $1 \times 10^{-3}\text{ s}^{-1}$)的流变软化更为显著(图 1),合金的变形抗力随温度的升高而降低。当在较低的温度(如 720°C)时,应力软化现象非常明显,应力峰值过后流变应力随应变的增加而急剧下降,流变应力的下降在应变达到一定程度时趋向缓和,此种现象称之为热变形的不连续屈服现象。在高的应变下,尤其是较高变形温度和较低的应变速率时,流变曲线软化后进入稳态阶段。相反,在较低的应变速率下(1×10^{-3} 和 $1 \times 10^{-2}\text{ s}^{-1}$),流变曲线并没有表现出明显的不连续屈服现象,而是几乎保持平稳。Ti-7333 合金的这种流变曲线特征与相同初始状态下的类似合金 Ti-5553 极为相似,都体现出相近的软化效果和在较低应变速率下的稳态特征。当在较高温度,较大应变速率时,流变应力呈现锯齿状波动(见图 1(a))。当温度为 770°C 、应变速率为 $1 \times 10^{-1}\text{ s}^{-1}$ 时,应力曲线随应变的增大有较大波动,可能是由于合金热变形失稳所致,比如局部塑性流变或者微裂纹等(见图 1(b))。

2.2 Ti-7333 合金热变形激活能及本构方程

金属高温塑性变形过程与蠕变过程相似,受热激活过程控制,变形激活能表示原子跃迁所需克服的能

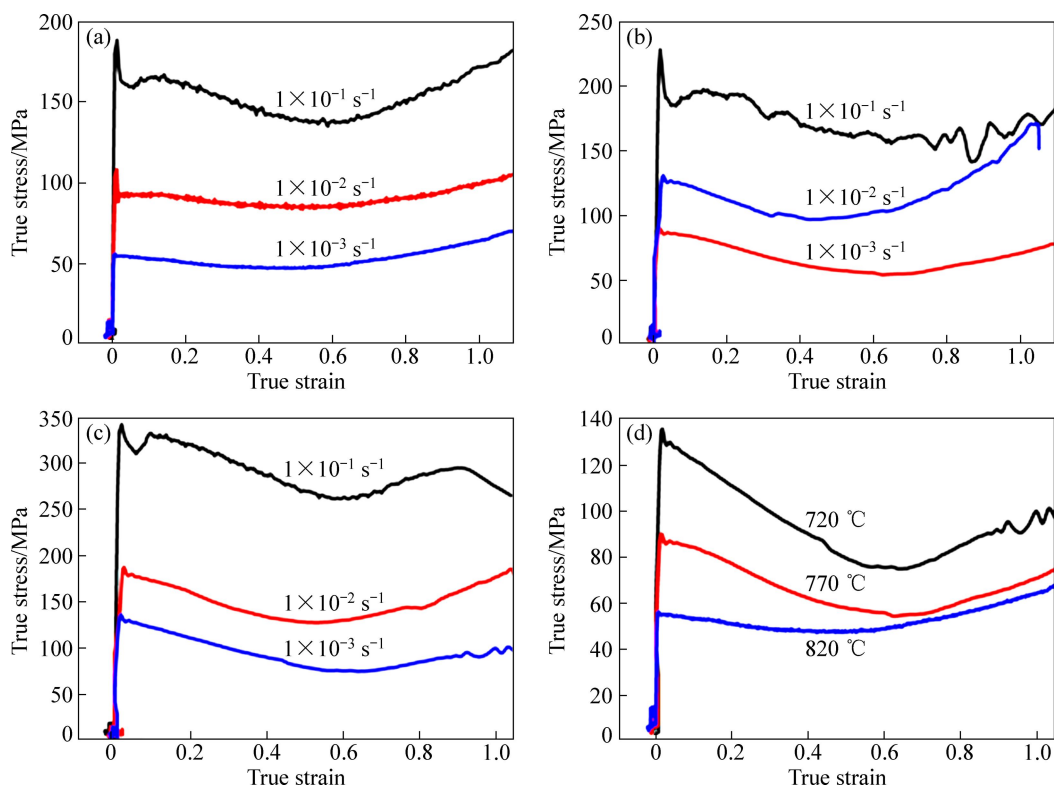


图 1 Ti-7333 钛合金在不同温度 and 不同应变速率下的真应力—真应变曲线

Fig. 1 True strain—stress curve of Ti-7333 titanium alloy during different strain rate and different temperature: (a) 820°C ; (b) 770°C ; (c) 720°C ; (d) $1 \times 10^{-3}\text{ s}^{-1}$

垒,是反映材料变形难易程度的重要物理参量。流变应力 σ 、应变速率 $\dot{\varepsilon}$ 、变形温度 T 之间的关系可以采用 Arrhenius 方程来描述:

$$\dot{\varepsilon} = A[\sinh(\alpha\sigma)]^n \exp[-Q/(RT)] \quad (1)$$

式中: σ 为高温流变应力; $\dot{\varepsilon}$ 为应变速率; T 为热力学温度; n 为应力指数($n=1/m$, m 为应变速率敏感因子); A 为材料常数; R 为摩尔气体常数; Q 为热变形激活能; α 为应力水平参数($\text{mm}^2 \cdot \text{N}^{-1}$)。

材料的指数关系模型和幂指数关系模型如下:

$$\dot{\varepsilon} = A_1 \sigma^{n_1} \quad (2)$$

$$\dot{\varepsilon} = A_2 \exp(\beta\sigma) \quad (3)$$

式中: A_1 和 A_2 为常数; n_1 和 β 为材料常数。

对式(2)和式(3)两边取对数得:

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

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

考虑到峰值应力均出现在应变较小的时刻,为方便计算,取相应 $\dot{\varepsilon}$ 、 T 条件下的真实峰值应力,分别以 $\ln \sigma$ 和 $\ln \dot{\varepsilon}$ 、 σ 和 $\ln \dot{\varepsilon}$ 为坐标作图,如图2所示。

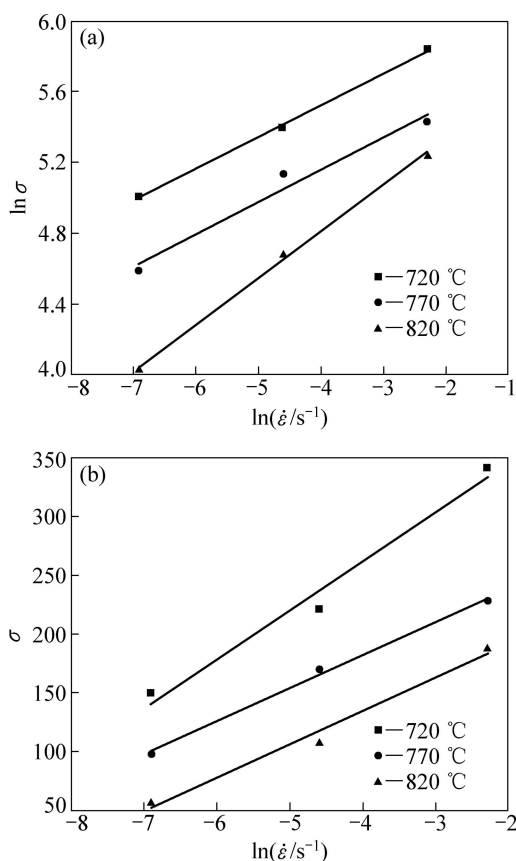


图2 不同变形温度下对数应变速率与对数应力和应力的关系

Fig. 2 Relationship between logarithmic of strain rate and stress under different temperature: (a) $\ln \dot{\varepsilon} - \ln \sigma$; (b) $\ln \dot{\varepsilon} - \sigma$

由式(2)和式(5)可知, n_1 和 β 分别为 $\ln \sigma - \ln \dot{\varepsilon}$ 和 $\sigma - \ln \dot{\varepsilon}$ 曲线的斜率的倒数。采用最小二乘法线性回归计算 n_1 和 β ;利用 $\alpha = \beta/n_1$,求得 α 。计算结果得 $n_1=4.95$, $\beta=0.0315$, $\alpha=\beta/n_1=0.006354$ 。

对式(1)两边取偏导得

$$Q = R \left\{ \frac{\partial \ln \dot{\varepsilon}}{\partial \ln[\sinh(\alpha\sigma)]} \right\}_T \left\{ \frac{\partial \ln[\sinh(\alpha\sigma)]}{\partial (1/T)} \right\}_{\dot{\varepsilon}} \quad (6)$$

同样采用线性回归处理,绘制出不同变形温度下相应的 $\ln \dot{\varepsilon} - \ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 关系曲线,如图3(a)所示。由曲线斜率的倒数求得应力指数 n 。并同样绘制出 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)] - 1/T$ 关系曲线,其结果如图3(b)所示。曲线斜率称为温度敏感因子。

将图3(a)斜率的倒数及图3(b)的斜率代入式(6)中,可求得不同温度下和不同应变速率下的变形激活能 Q ,取其平均值为335.89 kJ/mol。

据文献报道,对于 β 钛合金中纯Ti的自扩散激活能DYMONT等^[5]认为是135 kJ/mol;而

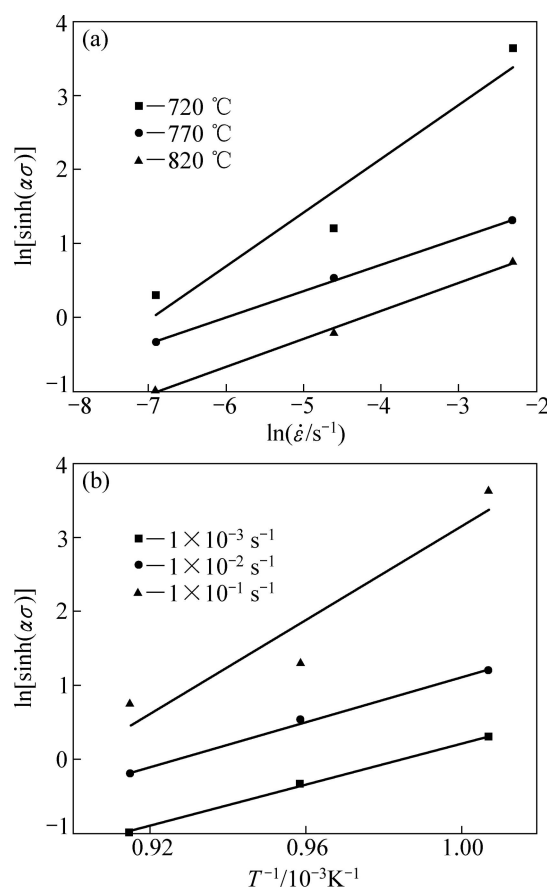


图3 (a)不同变形温度下 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 与对数应变速率的关系; (b)不同应变速率下 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 与温度倒数的关系

Fig. 3 (a) Relationship between $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ and logarithmic of strain rate; (b) relationship between $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ and reciprocal of temperature

SESHACHARYULUT 等^[6]认为是 153 kJ/mol; STOLOFF 等^[7]认为是 161 kJ/mol。从本文变形激活能计算结果可以看出, Ti-7333 合金在两相区的变形激活能均远大于 β 钛合金 Ti 的自扩散激活能, 这说明在两相区热变形时, 流变应力软化并非扩散回复型变形机制所致。低温下能开动的滑移系较少, 位错在 α/β 相界产生的塞积不能及时通过回复加以释放而造成位错密度升高, 达到某一临界值便导致动态再结晶晶粒从 α/β 相界或 β 晶界处析出。因此, $(\alpha+\beta)$ 区流变应力随应变速率的增大而减小的原因除热效应外, 还与动态再结晶有关。所以 Ti-7333 合金的变形机制可能以动态再结晶为主, 体现在流变曲线上则为流变曲线波动且整体呈下降趋势。一般认为, 当热变形激活能接近于纯 Ti 的自扩散激活能时, 变形机制以动态回复为主, 当热变形激活能远大于纯 Ti 的自扩散激活能时, 变形机制以动态再结晶为主。对于同类合金, 鲍如强等^[8]研究了 Ti-1023 合金的热变形行为, 计算出在两相区的激活能为 322 kJ/mol, 且通过金相显微组织观察分析, 得出 Ti-1023 合金变形机制为动态再结晶。周伟等^[9]研究了 Ti-5553 合金的热变形行为, 认为变形机制是扩散以外的其他机制起主导作用。樊江昆等^[10]研究经过了单相区固溶处理后的 Ti-7333 合金的热变形行为, 计算出在两相区的激活能为 333.74 kJ/mol, 通过金相显微组织观察分析, 发现 Ti-7333 合金在热变形中发生了明显的动态再结晶。

在热变形过程中, 高温峰值应力取决于 T 和 $\dot{\epsilon}$, 其对流变行为的综合影响可用 Zener-Hollomon 参数 (温度补偿的应变速率因子) 来衡量:

$$Z = \dot{\epsilon} \exp[Q/(RT)] \quad (7)$$

将式(7)代入式(1)得

$$Z = A[\sinh(\alpha\sigma)]^n \quad (8)$$

对式(8)两边取对数得

$$\ln Z = \ln A + n \ln[\sinh(\alpha\sigma)] \quad (9)$$

式中: $\ln A$ 为直线 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)] - \ln Z$ 的截距, 并且由式(9)求斜率可以得到更为精确的应力指数 n 。取一定的 $\dot{\epsilon}$ 、 Q 与 T , 求得对应的 $\ln Z$ 。取 $\ln Z$ 和对应的 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$, 采用最小二乘法线性回归绘制相应的 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)] - \ln Z$ 曲线, 如图 4 所示。

计算得, n 为 1.829 4, $\ln A$ 为 32.927 8。将所求得的参数代入式(1)中, 可得 Ti-7333 合金热变形本构关系方程为:

$$\dot{\epsilon} = e^{32.9278} [\sinh(0.006354\sigma)]^{1.8294} \cdot \exp[-335.89 \times 10^3 / (RT)]$$

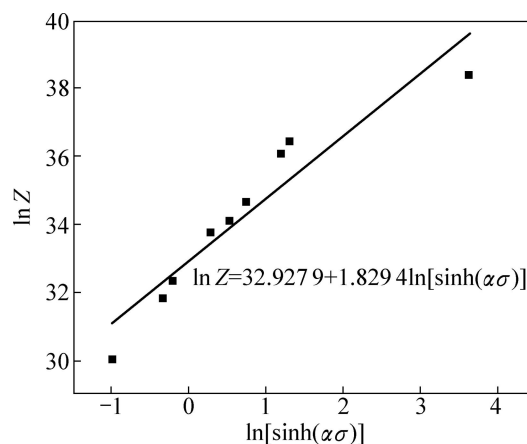


图 4 流变应力与参数 Z 的关系

Fig. 4 Relationship between flow stress and parameter Z

3 结论

1) Ti-7333 合金热变形初始阶段流变应力随应变的增加而迅速增加, 当应变超过一定值后, 流变应力开始下降并逐渐趋于稳定, 出现稳态流动特征; 应力峰值过后, 流变应力随应变的增加而急剧下降, 流变应力的下降在应变达到一定程度时趋向缓和的不连续屈服现象; 在低温、高应变速率下, 合金热变形出现失稳现象。

2) Ti-7333 合金的平均变形激活能为 335.89 kJ/mol, 大于 β 相 Ti 的自扩散激活能, 说明该过程发生了动态再结晶。Ti-7333 合金热变形本构关系方程为: $\dot{\epsilon} = e^{32.9278} [\sinh(0.006354\sigma)]^{1.8294} \cdot \exp[-335.89 \times 10^3 / (RT)]$ 。

REFERENCES

- [1] 朱知寿, 王新男, 童路. 中国航空结构用新型钛合金研究[J]. 钛工业进展, 2007(6): 28-32.
ZHU Zhi-shou, WANG Xin-nan, TONG Lu. Studies of new-type titanium alloys for aviation industry application in China[J]. Titanium Industry Progress, 2007(6): 28-32.
- [2] 赵永庆, 曲恒磊, 陈军. 损伤容限钛合金研究[J]. 稀有金属材料与工程, 2008, 37(S3): 26-29.
ZHAO Yong-qing, QU Heng-lei, CHEN Jun. Study of damage tolerant titanium alloys[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2008, 37(S3): 26-29.
- [3] 王临茹, 赵永庆, 周廉. 热轧 TC21 板材中 α 相形貌的演变[J]. 中国有色金属学报, 2011, 21(2): 350-355.
WANG Lin-ru, ZHAO Yong-qing, ZHOU Lian. Evolution of α

- phase morphology in hot rolling TC21 titanium alloy plate[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2011, 21(2): 350–355.
- [4] KOU Hong-chao, LAI Min-jie, TANG Bin. Aging response and properties of Ti-7333 titanium alloy[C]//Titanium 2011, Beijing, 2011, II: 1706–1708.
- [5] DYMONT E, LIBNATI C M. Self-diffusion of Ti, Zr, and Hf in their hcp phases, and diffusion of Nb 95 in hcp Zr[J]. J Mater Sci, 1968(3): 349–359.
- [6] SESHACH ARYU LU T, ME DEIROS S C, MORGAN J T. Hot deformation mechanism in ELI grade Ti-6Al-4V[J]. Script Materialia, 1999, 41(3): 283–288.
- [7] STOLOFF N S. Environment sensitive fracture of engineering materials[J]. Metals Society of AIME Chicago, 1977: 486–518.
- [8] BAO R Q, HUANG X, HUANG L J. Deformation behavior and mechanisms of Ti-1023 alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2006, 16(2): 274–280.
- [9] ZHOU W, GE P, ZHAO Y Q. Hot deformation behavior of Ti-5553 alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(1): 852–856.
- [10] FAN J K, KOU H C, LAI M J, TANG B, CHANG H, LI J S. Characterization of hot deformation behavior of a new near beta titanium alloy: Ti-7333[J]. Mater Des, 2013, 49: 945–958.
- (编辑 赵 俊)