

高氧 TC4 钛合金 β 相区变形行为研究

贾蔚菊¹, 索军刚², 侯红苗¹, 张永强¹, 赵恒章¹, 郭萍¹, 潘浩¹

(1. 西北有色金属研究院, 陕西 西安 710016)

(2. 宝鸡石油钢管有限责任公司西安石油专用管分公司, 陕西 西安 710200)

摘要: 采用 Gleeble-3800 热模拟压缩试验机研究了高氧 TC4 钛合金在温度为 990~1 030 °C、应变速率为 0.01~1.0 s⁻¹、变形量为 60% 时的变形行为及微观组织特征, 并构建了该合金的本构方程。结果表明, 高氧 TC4 钛合金在 β 单相区变形时随着应变速率的增加和变形温度的降低, 其流动应力显著增加, 该合金在 β 相区的变形激活能为 141 kJ/mol。在 990~1 030 °C 加热温度下, 原始 β 晶粒尺寸在 250~255 μm 范围内, 晶粒尺寸对温度不敏感。随着应变速率的增大, 原始 β 晶粒沿着垂直于压缩轴方向被拉长, 在被拉长的原始 β 晶界上可观察到 β 再结晶晶粒。

关键词: TC4 钛合金; 热变形; 本构方程; 微观组织

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1009-9964(2018)05-008-07

Hot Deformation Behavior of TC4 Titanium Alloy with High-oxygen in β Phase Region

Jia Weiju¹, Suo Jungang², Hou Hongmiao¹, Zhang Yongqiang¹, Zhao Hengzhang¹, Guo Ping¹, Pan Hao¹

(1. Northwestern Institute for Nonferrous Metal Research, Xi'an 710016, China)

(2. Xi'an OCTG Company of CNPC BSG Group, Xi'an 710200, China)

Abstract: Isothermal compression of TC4 titanium alloy with high-oxygen was carried out on a Gleeble-3800 simulator over the temperature range of 990~1 030 °C and strain rate of 0.01~1.0 s⁻¹, with the maximum height reduction of 60%. The hot deformation behavior was characterized based on an analysis of the stress-strain behavior and microstructures. Based on the experimental data, a hyperbolic-sine constitutive equation was also developed. It was found that the flow stress of the alloy increases with increasing strain rate and decreasing deformation temperature. The activation energy for deformation was 141 kJ/mol in β region. The grain size in the range of 250~255 μm and it is not sensitive to the heating temperature in the range of 990~1 030 °C. The prior- β grains become elongated in the plane perpendicular to the forging direction and dynamic recrystallization grains are observed along the grain boundaries with increasing strain rate.

Key words: TC4 titanium alloy; hot deformation; constitutive equation; microstructure

0 引言

钛合金因其比强度高、耐腐蚀性优异等特性, 成为航空航天飞行器的关键结构材料。随着飞机制造业的发展, 飞机性能不断提高, 机体结构的用钛量呈逐年增加趋势。目前最具代表性的四代战机 F-22 的用钛量达到结构重量的 41%, 波音 787 客机

的用钛量也达到了结构重量的 15%^[1]。以 TC4 钛合金为代表的结构钛合金以其良好的室温/高温强度、蠕变抗力、热稳定性、疲劳性能、断裂韧性和抗应力腐蚀性能, 成为目前国内外航空制造领域中应用最为成熟和使用量最大的钛合金^[2]。为了进一步挖掘 TC4 钛合金的应用潜力, 美、俄等国对其进行了成分改进, 设计出了 TC4ELI 钛合金。该合金是第一种获得大量应用的损伤容限型钛合金, F-22 战机用钛合金结构件中 73% 为 TC4ELI 钛合金^[3]。TC4ELI 钛合金具有优异的断裂韧性和高温性能, 但其强度

收稿日期: 2018-04-25

基金项目: 国家自然科学基金项目(51601149)

通信作者: 贾蔚菊(1981—), 女, 高级工程师。

明显低于传统 TC4 钛合金。为此,基于 TC4 这种应用最为成熟的钛合金,各国均在开展进一步的性能优化研究。研究主要集中在 2 个方面,一方面是通过合金成分调整来提高性能,另一方面是通过控制热机械变形过程来控制微观组织状态以达到调整力学性能的目的。研究表明,间隙式固溶元素 O 在钛基体中与“位错”产生弹性交互作用,形成“柯氏气团”和“snock”气团,对位错的运动起阻碍和钉扎作用,对钛基体产生强化效应。另外,置换式固溶元素 Al、Fe 等的添加,破坏了钛晶格结点上原子的引力平衡,使其偏离原平衡位置,造成晶格畸变,由此产生强化效应。但固溶元素含量过大时会有损合金塑性,因此需要严格控制其含量^[4-5]。

针对 TC4 钛合金热变形行为的研究较多,王清等^[6]研究了 TC4 钛合金在 600 ~ 900 °C 的热变形行为,结果发现合金在不同温度区间变形的主导软化机制是不同的。曲银化等^[7]研究了 TC4 钛合金在 850 ~ 1 050 °C 的变形行为并获得了合金的流变应力方程。Seshacharyulu 等^[8]研究了具有两相组织的 TC4 钛合金的热变形行为。Shibaygan 等^[9]研究了 Ti-6Al-4V-0.1B 合金的热变形行为,发现 B 元素的加入对 Ti-6Al-4V 合金的热变形行为产生显著影响,主要原因归结为 B 元素加入引起的晶粒细化及 TiB 颗粒的形成。张伟福等^[10]研究了置氢 TC4 钛合金的热压缩变形行为,研究表明置氢可以显著降低 TC4 钛合金的流动应力。上述研究主要关注于 TC4 钛合金的热变形行为及组织演变规律,以及其他添加元素对其变形行为的影响。然而关于合金成分调整对 TC4 钛合金热变形行为影响的研究鲜有报道。本研究在传统 TC4 钛合金成分基础上,提高合金中 Al、Fe 元素含量至上线,增加合金中 O 元素含量,获得高氧 TC4 钛合金以达到从成分上来优化合金性能的目的,通过研究这种高氧 TC4 钛合金在 β 相区的热变形行为及变形机制,探索该合金在相变点以上成形的可行性及与传统 TC4 钛合金的异同,为挖掘传统 TC4 钛合金性能潜力提供理论基础及指导。

1 实验

采用真空自耗熔炼制备高 O 含量的 TC4 钛合金铸锭,其化学成分如表 1 所示。铸锭经单相区开坯锻造及两相区多火次锻造后获得 ϕ 230 mm 的棒材,其锻态组织均为 $\alpha + \beta$ 两相组织,其中 α 相含量约为

80% ~ 90%,有岛状的长条 α 相,也有等轴 α 相,如图 1 所示。金相法测得该合金的相变点为 986 °C。经过成分调整后,TC4 钛合金的拉伸性能大幅提高,远高于 GJB 2218A—2008 中的性能指标,获得强度和塑性的良好匹配。表 2 为高氧 TC4 钛合金棒材的室温拉伸性能。

表 1 高氧 TC4 钛合金铸锭的化学成分 (w/%)

Table 1 Chemical composition of high-oxygen TC4 titanium alloy ingot

Al	V	Fe	O	N	C	Ti
6.60	4.35	0.30	0.23	0.002	0.012	Bal.

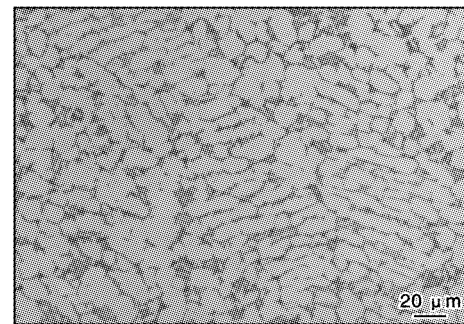


图 1 锻态 TC4 钛合金棒材的微观组织

Fig. 1 As-forged microstructure of high-oxygen TC4 titanium alloy bar

表 2 高氧 TC4 钛合金棒材的室温拉伸性能

Table 2 Room-temperature tensile properties of high-oxygen TC4 titanium alloy bar

Alloy	R_m /MPa	$R_{p0.2}$ /MPa	A /%	Z /%
TC4	990	895	13	43
GJB 2218A	≥ 895	≥ 825	≥ 8	≥ 15

从退火态 TC4 钛合金棒材上切取热模拟压缩试样,试样尺寸为 ϕ 10 mm \times 15 mm。在 Gleeble-3800 试验机上进行热模拟压缩试验,试验温度范围为 990 ~ 1 030 °C,每个温度间隔 20 °C,应变速率范围为 0.01 ~ 1 s⁻¹。压缩试验前将热电偶焊接在试样外表面的中间部位,用来测试试样的温度。试样以 5 °C/s 的加热速度加热到变形温度,保温 5 min 后开始压缩变形,变形量为 60%。为观察试样变形前的组织状态,每个测试温度下取 1 个试样加热到测试温度后直接空冷。为了减少变形过程中试样端面与砧头的摩擦,在试样端面涂上一层石墨粉,并在试样端面与砧头之间垫上钽片。变形后的试样沿与压缩轴平行的方向剖开用于显微组织观察。

2 结果与分析

2.1 应力-应变曲线特征

流动应力-应变曲线反映了流动应力与变形条件之间的内在联系,同时也是材料内部组织变化的宏观表现。图2为高氧TC4钛合金在 β 单相区990~1030℃范围内的应力-应变曲线。由图2可见,在不同试验温度下,应力-应变曲线表现出相似的变化规律。流动应力随着应变速率的增大和温度的降低而升高。在应变速率为 0.01 s^{-1} 时,流动应力很快达到峰值,然后出现一个应力平台直到应变达到0.2时曲线开始出现软化现象,应变达到0.6时基本达到稳态,说明 β 单相区的组织基本达到稳定状

态。当应变速率为 0.1 s^{-1} 时,变形开始阶段随着应变的增加,流动应力增加,说明在开始阶段材料发生了硬化,应变达到0.2附近时流动应力达到峰值,随着应变的增加材料发生软化。这种软化现象通常是绝热温升、动态再结晶或动态回复综合作用的结果。在应变速率为 1.0 s^{-1} 时,材料一开始表现出硬化现象,然后随着应变的增加,流动应力基本保持在一个水平上,但曲线表现出明显的震荡。这种震荡现象在两相TC4钛合金、Ti6242合金及IMI834合金中均有报道^[11-13]。这些报道中指出,动态再结晶、应变时效或局部流变是导致流动应力震荡的原因。具体原因需结合显微组织特征来进一步确定。

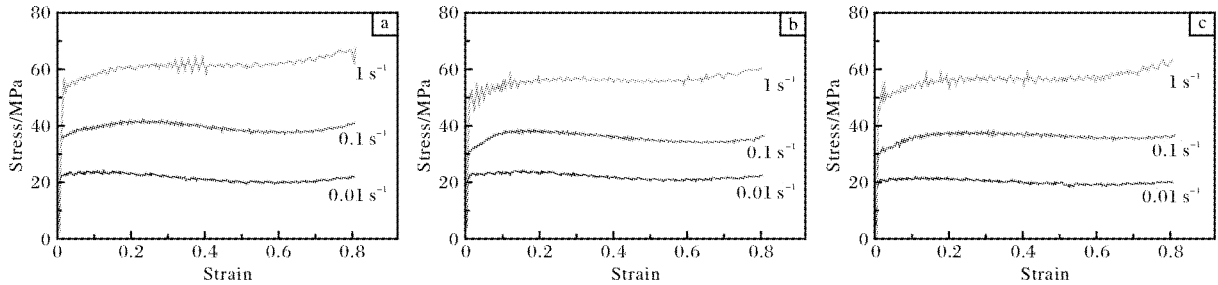


图2 高氧TC4钛合金在不同温度下的热压缩流动应力-应变曲线

Fig. 2 Flow stress-strain curves of the isothermal compression of high-oxygen TC4 titanium alloy at different temperatures; (a)990 °C; (b) 1010 °C; (c) 1030 °C

2.2 高氧TC4钛合金本构方程

材料的热变形是一个热激活过程,在任何应变或稳态下的流动应力 σ 强烈地依赖于变形温度 T 和应变速率 $\dot{\epsilon}$ 。它们之间的关系可用Arrhenius方程描述^[14]:

$$\dot{\epsilon} = AF(\sigma) \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right) \quad (1)$$

式中, $F(\sigma)$ 是应力的函数; R 为气体常数($8.314\text{ J/mol}\cdot\text{K}^{-1}$); T 为变形温度(K); Q 为变形激活能(kJ/mol)。该方程是一种热成形通用本构方程。但由于不同材料对热力参数的动态响应特性差别很大,导致了不同材料之间本构方程形式或参量的差异。一般将 σ 和 $\dot{\epsilon}$ 之间的数学关系表达式分为以下3种情况。

低应力区($\alpha\sigma < 0.8$ 时):

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

高应力区($\alpha\sigma > 1.2$ 时):

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

整个应力范围(双曲正弦方程):

$$\dot{\epsilon} = A[\sinh(\alpha\sigma)]^n \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right) \quad (4)$$

式中, A_1 、 A_2 、 A 、 n_1 、 n 、 α 、 β 均为与温度无关的常数, A 为结构因子(s^{-1}), n 为加工硬化指数, α 、 β 和 n 之间满足 $\alpha = \beta/n_1$;流动应力 σ 可以是峰值应力,也可以是稳态流动应力或是指定应变量所对应的流动应力。

Zener和Hollomon在1944年提出并验证了应变速率和温度的关系可用一项参数 Z 来表示^[15]:

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad (5)$$

式中, Z 为Zener-Hollomon参数,是温度补偿的变形速率因子。变形激活能 Q 反映了材料热变形的难易程度,也是材料在热变形过程中重要的力学性能参数,其值通常与激活焓 ΔH 相等。 Z 和 σ 之间符合以下关系式:

$$Z = A[\sinh(\alpha\sigma)]^n \quad (6)$$

如果 A 、 Q 、 n 和 α 等材料常数的值已知,就可以求出该材料在任意变形条件下的流动应力值。

对式(2)和式(3)两边分别取对数得到：

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A_1 + n_1 \ln \sigma \quad (7)$$

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A_2 + \beta \sigma \quad (8)$$

从式(7)和(8)可以看出，如果分别以 $\ln \dot{\epsilon}$ 和 $\ln \sigma$ 、 $\ln \dot{\epsilon}$ 和 σ 为坐标作图，则这两个图的斜率可分别表示 n_1 和 β ，从而可根据 $\alpha = \beta/n_1$ 求出 α 值。TC4 钛合金在单相区的 $\ln \dot{\epsilon}$ - $\ln \sigma$ 和 $\ln \dot{\epsilon}$ - σ 曲线图如图 3a、3b 所示。由此求得 α 值为 0.027 MPa^{-1} 。

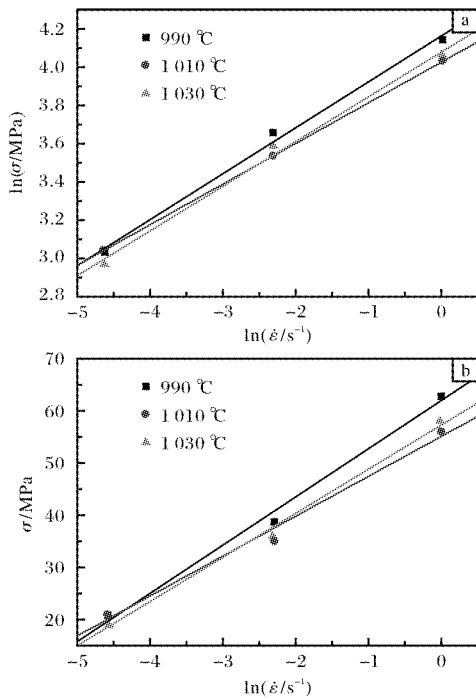


图 3 不同变形温度下 $\ln \dot{\epsilon}$ - $\ln \sigma$ 和 $\ln \dot{\epsilon}$ - σ 关系曲线

Fig. 3 Relation curves of $\ln \dot{\epsilon}$ - $\ln \sigma$ (a) and $\ln \dot{\epsilon}$ - σ (b) at different deformation temperatures

将式(5)代入式(6)中，再对其两边求自然对数可以得到：

$$\ln[\sinh(\alpha\sigma)] = \frac{1}{n} \ln \dot{\epsilon} - \frac{1}{n} \ln A + \frac{Q}{nRT} = C + \frac{D}{T} \quad (9)$$

将不同变形条件下的应力值代入(9)式，以 $1/T$ 和 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 为坐标作图，进行线性回归，结果如图 4 所示。由图 4 可知， σ 与 T 较好地符合式(9)的线性关系，说明 TC4 钛合金高温变形时流动应力与变形温度之间符合 Arrhenius 关系。这种关系说明 TC4 钛合金热压缩变形是受热激活控制的。

在一定的应变和应变速率下对式(4)求导得：

$$Q = Rn_2 \frac{d \ln[\sinh(\alpha\sigma)]}{d(1/T)} = Rn_2 n_3 \quad (10)$$

由式(10)可知，当 Q 与温度无关时， $\ln[\sinh$

$(\alpha\sigma)]$ 与 $1/T$ 成线性关系。式中的 n_2 和 n_3 值可分别求得，然后代入式(10)中求得 TC4 钛合金在 β 单相区的变形激活能 Q 为 141 kJ/mol 。

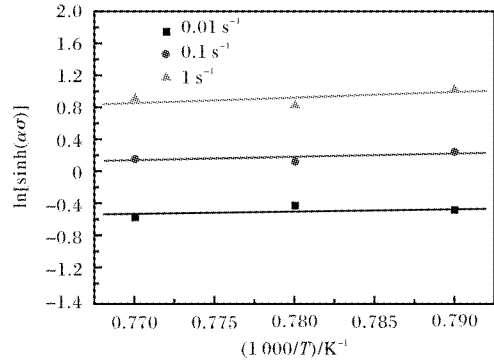


图 4 不同应变速率下的 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)] - 1/T$ 关系曲线
Fig. 4 Relation curves of $\ln[\sinh(\alpha\sigma)] - 1/T$ for various strain rate

对式(6)两边求对数得：

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

将 Q 值和变形条件代入式(6)后求出 Z 值，以 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 和 $\ln Z$ 为坐标作图，并进行线性回归，结果如图 5 所示。由图 5 可求得应力指数 n 为 3.07， $\ln A$ 为 10.47。将求得的各材料参数值代入式(4)，得到 TC4 钛合金高温本构方程：

$$\dot{\epsilon} \exp\left(\frac{141\,000}{RT}\right) = 3.52 \times 10^4 [\sinh(0.027\sigma)]^{3.07}$$

由图 5 可见， $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 和 $\ln Z$ 经线性回归后，其线性相关系数为 0.99，表明选用双曲正弦模型来描述 TC4 钛合金的高温变形行为是适用的。

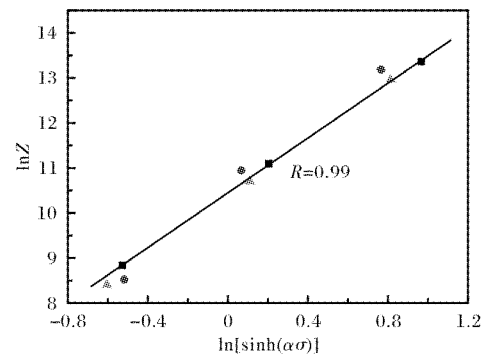


图 5 流动应力与 Z 参数的双对数关系曲线
Fig. 5 Relation curve of $\ln Z - \ln[\sinh(\alpha\sigma)]$

2.3 微观组织特征

钛合金最终的微观组织结构不仅与其初始组织状态有关，还与其热加工过程有关。为了有效的分析热变形工艺参数对合金组织的影响，在每个测试

温度下加热一个试样，保温一定时间后直接空冷，获得变形前试样的微观组织结构，如图 6 所示。由图 6 可见，所有变形前组织均为包含条状 α 相的 β 转变组织结构。由此可推断，在高温加热后变形前，

组织由 β 单相构成，试样在高温冷却过程中组织内析出了条状 α 相。在 990 ~ 1 030 $^{\circ}\text{C}$ 温度下，原始 β 晶粒大小约为 250 ~ 255 μm ，见表 3。可见，在相变点以上温度加热， β 晶粒尺寸对加热温度不敏感。



图 6 高氧 TC4 钛合金经不同温度加热后的微观组织

Fig. 6 Microstructures of high-oxygen TC4 titanium alloy after heated at different temperatures: (a) 990 $^{\circ}\text{C}$; (b) 1 010 $^{\circ}\text{C}$; (c) 1 030 $^{\circ}\text{C}$

表 3 高氧 TC4 钛合金经不同温度加热后的原始 β 晶粒尺寸
Table 3 Prior- β grain size of high-oxygen TC4 titanium alloy after heated at different temperatures

	990 $^{\circ}\text{C}$	1 010 $^{\circ}\text{C}$	1 030 $^{\circ}\text{C}$
Grain size/ μm	250	255	254

图 7 为高氧 TC4 钛合金在 1 030 $^{\circ}\text{C}$ 以不同应变速率压缩后的微观组织。由图 7 可以看出，应变速率对原始 β 晶粒的形貌有很大的影响。应变速率为 0.01 s^{-1} ，原始 β 晶界发生弯折，在原始 β 晶界上观察到了动态再结晶晶粒。随着应变速率的提高，原始 β 晶粒沿着与压缩方向垂直的方向被拉长拉扁，这是典型的回复结构。特别在应变速率为 1 s^{-1} 时，

原始 β 晶粒沿与压缩方向垂直的方向被拉长为扁平状，晶界呈锯齿状，且在晶界上分布了一些细小的再结晶晶粒。对比图 7a、7c 可见，随着应变速率的增加，再结晶晶粒的数量减少，晶粒尺寸减小。这是由于动态再结晶过程是一个形核和长大的过程。当应变速率较低时，动态再结晶晶粒有足够的时间形核，长大。而应变速率越高，晶粒内部发生动态再结晶的驱动力越大，单位时间内动态再结晶形核速率越快，并且在较大应变速率下变形至相同应变量所需要的时间较短，从而使得新形成的动态再结晶晶粒难以长大而更为细小。Ding^[16] 和 Wanjara^[17] 分别在 Ti-6Al-4V 和 IMI834 钛合金中也观察到了同样的现象。

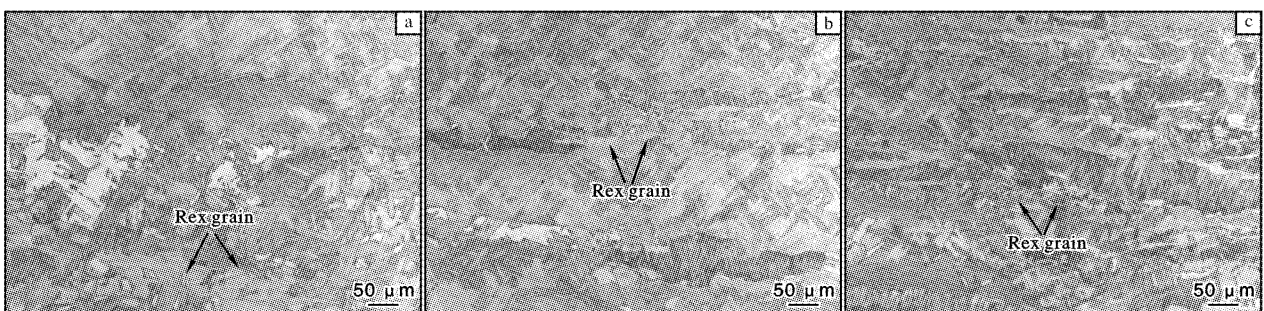


图 7 高氧 TC4 钛合金在 1 030 $^{\circ}\text{C}$ 以不同应变速率压缩后的微观组织

Fig. 7 Microstructures of high-oxygen TC4 alloy compressed by different strain rates at 1 030 $^{\circ}\text{C}$: (a) 0.01 s^{-1} ; (b) 0.1 s^{-1} ; (c) 1 s^{-1}

高氧 TC4 钛合金中的再结晶程度非常有限，这主要是因为是在单相区变形， β 相的自扩散能力很强，位错易于运动，通过动态回复降低了晶粒内部存储的畸变能，而使得晶粒内部没有足够的位错密度促使动态再结晶的发生，只是在晶界等局部畸变能较

高的地方发生动态再结晶。因此，高氧 TC4 钛合金在 β 单相区变形时的主要机制为动态回复伴随局部动态再结晶。正如图 2 中曲线所示，随着应变增加，流动应力达到一恒定值，这是典型的动态回复特征。

2.4 热变形行为分析

应力-应变曲线形状特征是材料热变形机制的反映。图8是高氧 TC4 钛合金应力-应变曲线与文献报道中常规 TC4 钛合金的应力-应变曲线对比图。从图8可见,本研究获得的曲线的变化趋势与 Seshacharyulu等^[18]所获得的曲线特征相似,但与 Momeni等^[19]所获得的曲线变化趋势是不同的。通常来讲,随着变形温度的升高,材料的流动应力降低。

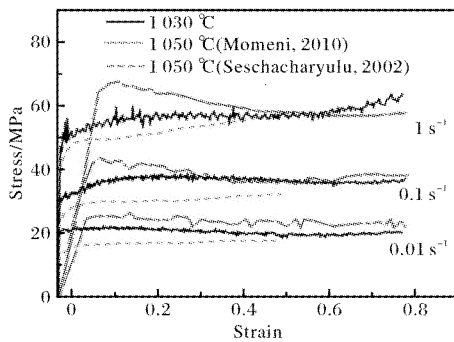


图8 TC4 钛合金应力-应变曲线对比图

Fig. 8 Comparison of the stress-strain curves of TC4 titanium alloy

从图8可见,参考文献[19]中所用的 TC4 材料在 1050 °C 时的应力要高于本研究中 TC4 钛合金在 1030 °C 的应力水平。这个结果说明,文献[19]中的材料具有较高的变形抗力,作者认为这主要归因于合金中较高的 V 元素含量(高出标准 1% 含量)。文献[18]中合金的应力变化趋势与本研究结果类似。对比文献[18]中的合金元素含量可见,本研究所用合金中 Fe 元素含量较高,高出参考文献 2.8%,另外,本研究中晶粒大小与文献[18]中的晶粒大小基本相同,均在 200 ~ 250 μm 。由此可推测,Fe 元素含量对 TC4 钛合金变形行为的影响较小。

另外,从图2可以看出,在应变速率为 1 s^{-1} 时曲线表现出较大的震荡,且在应变大于 0.6 以后出现翘曲现象,这种现象说明材料发生了局部不稳定塑性流变。图9为在温度 1030 °C、应变速率 1 s^{-1} 变形条件下的试样横截面宏观照片。从图9可以看到明显的变形带,同时在试样的上下表面可以观察到变形死区,这是典型的塑性变形不均匀特征。在较大应变下出现的翘曲现象是试样压缩后上下表面摩擦力增大而导致的应力增大。

材料的变形激活能也是其塑性变形机制的反映。表4列出了几种钛合金的变形激活能。由表4可见,钛合金在 $\alpha + \beta$ 两相区的变形激活能均高于 β 单相区

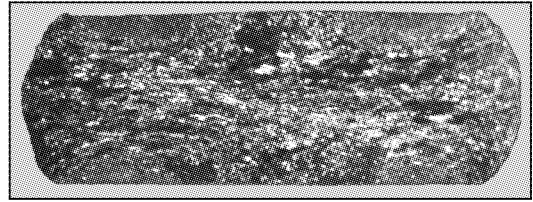


图9 TC4 钛合金在 1030 °C、 1 s^{-1} 条件下压缩后的横截面宏观照片

Fig. 9 Transverse macrostructure of TC4 titanium alloy compressed at 1030 °C and 1 s^{-1}

表4 几种钛合金的变形激活能

Table 4 Activation energy of deformation for several titanium alloys

Alloy	Deformation zone	Activation energy / $\text{kJ} \cdot \text{mol}^{-1}$	References
Ti-6Al-4V	$\alpha + \beta$	330	[8]
	β	210	
Ti-6Al-4V	$\alpha + \beta$	501	[20]
Ti60	$\alpha + \beta$	653	[21]
	β	183	
IMI834	$\alpha + \beta$	703	[13]
	β	153	
IMI685	$\alpha + \beta$	243	[22]
	β	193	

的激活能,这说明合金在不同变形范围内其变形机制是不同的。有研究指出,钛合金在 β 单相区的变形激活能一般处于 180 ~ 220 kJ/mol 的范围内,与 β 相的自扩散激活能(153 kJ/mol) 接近^[23]。本研究获得的高氧 TC4 钛合金的变形激活能为 141 kJ/mol ,与 β 相自扩散激活能相近,说明 TC4 钛合金在单相区的变形主要由动态回复所控制,这与微观组织结构特征吻合。另外,结合高氧 TC4 钛合金的拉伸性能分析结果(表4),Al、O 元素含量的调整提高了合金的强度,同时不损失合金的塑性。这主要是由于 Al 和 O 均为 α 相稳定元素,起到了固溶强化和间隙强化的作用,同时 Al、O 元素含量没有超过其在钛中的极限溶解度,故对合金塑性影响不大。从高氧 TC4 钛合金的应力-应变曲线特征及应变激活能结果来看,合金元素的调整对其 β 相区热变形行为影响不大,这主要与合金组织在单相区由全 β 相组成有关。

3 结论

(1)高氧 TC4 钛合金在 990 ~ 1030 °C 范围内变

形, 流动应力随着应变速率的增高和温度的降低而升高, 应变速率为 1 s^{-1} 时, 流变曲线的震荡是由材料的不稳定变形引起的。

(2) 高氧 TC4 钛合金在 β 单相区的变形激活能为 141 kJ/mol 。本构方程为

$$\dot{\varepsilon} \exp\left(\frac{141000}{RT}\right) = 3.52 \times 10^4 [\sinh(0.027\sigma)]^{3.07}$$

(3) 在 $990 \sim 1030 \text{ }^\circ\text{C}$ 加热温度下, 原始 β 晶粒尺寸在 $250 \sim 255 \mu\text{m}$ 范围内, β 相区以上温度加热, 晶粒尺寸对温度不敏感。

(4) 随着应变速率的增加, 原始 β 晶粒沿与压缩轴垂直方向被拉长, 在原始 β 晶界上可观察到细小的再结晶晶粒。高氧 TC4 钛合金在 β 单相区的变形机制主要为动态回复。

参考文献

- [1] Leyens C, Peters M. Titanium and Titanium Alloys [M]. Weinheim; Wiley-VCH, 2003.
- [2] Boyer R R. Titanium for aerospace; rationale and applications [J]. Advanced Performance Materials, 1995, 2(4): 349-368.
- [3] Boyer R, Welsch G, Collings E W. Materials Properties Handbook; Titanium Alloys [M]. Materials Park, OH: ASM International, 1994: 483-491.
- [4] Lütjering G, Williams J. Titanium [M]. Berlin: Springer-Verlag, 2007: 89-93
- [5] 韩明臣, 王成长, 倪沛彤. 钛合金的强韧化技术研究进展 [J]. 钛工业进展, 2011, 28(6): 9-13.
- [6] 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): 56-60.
- [7] 曲银化, 孙建科, 孟祥军. TC4 钛合金高温压缩变形行为的研究 [J]. 材料开发与应用, 2006, 21(2): 24-29.
- [8] Seshacharyulu T, Medeiros S C, Frazier W G, et al. Hot working of commercial Ti-6Al-4V with an equiaxed α - β microstructure; materials modeling considerations [J]. Materials Science and Engineering A, 2000, 284(1/2): 184-194.
- [9] Shibayan R, Suwas S. The influence of temperature and strain rate on the deformation response and microstructural evolution during hot compression of a titanium alloy Ti-6Al-4V-0.1B [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2013, 548(4): 110-125.
- [10] 张伟福, 李森泉, 林莺莺. 置氢 Ti-6Al-4V 钛合金的热压缩变形行为研究 [J]. 塑性工程学报, 2008, 15(6): 107-112.
- [11] Li L X, Rao K P, Lou Y, et al. Hot deformation characteristics of Ti-6Al-4V [J]. Zeitschrift für Metallkunde, 2003, 94(9): 1006-1011.
- [12] Dadras P, Thomas J F, Moosbrugger J C. Strain aging of Ti-6242 at hot working temperatures [J]. Metallurgical Transactions A, 1983, 14(7): 1512-1516.
- [13] Wanjara P, Jahazi M, Monajati H, et al. Hot working behavior of near-alpha alloy IMI834 [J]. Materials Science and Engineering A, 2005, 396(1/2): 50-60.
- [14] Gronostajski Z J. Development of constitutive equation of copper-silicon alloys [J]. Journal of Materials Processing Technology, 1996, 60(5): 621-627.
- [15] Kresge C T, Leonowicz M E, Roth W J, et al. Ordered mesoporous molecular sieves synthesized by a liquid-crystal template mechanism [J]. Nature, 1992, 359: 710-712.
- [16] Ding R, Guo Z X. Microstructural evolution of a Ti-6Al-4V alloy during β -phase processing: experimental and simulative investigations [J]. Materials Science and Engineering A, 2004, 365(1/2): 172-179.
- [17] Wanjara P, Jahazi M, Monajati H, et al. Influence of thermo-mechanical processing on microstructural evolution in near- α alloy IMI834 [J]. Materials Science and Engineering A, 2006, 416(1/2): 300-311.
- [18] Seshacharyulu T, Medeiros S C, Frazier W G, et al. Microstructural mechanisms during hot working of commercial grade Ti-6Al-4V with lamellar starting structure [J]. Materials Science and Engineering A, 2002, 325(1/2): 112-125.
- [19] Momeni A, Abbasi S M. Effect of hot working on flow behavior of Ti-6Al-4V alloy in single phase and two phase regions [J]. Materials and Design, 2010, 31(8): 3599-3604.
- [20] Bruschi S, Poggio S, Quadri F, et al. Workability of Ti-6Al-4V alloy at high temperatures and strain rates [J]. Materials Letters, 2004, 58(27/28): 3622-3629.
- [21] Jia W J, Zeng W D, Zhou Y G, et al. High-temperature deformation behavior of Ti60 titanium alloy [J]. Materials Science and Engineering A, 2011, 528(12): 4068-4074.
- [22] Liu Y, Baker T N. Deformation characteristics of IMI685 titanium alloy under β isothermal forging solutions [J]. Materials Science and Engineering A, 1995, 197(2): 125-131.
- [23] De Reca N W, Reca D, Libanati C. Auto diffusion de titanio beta y hafnio beta [J]. Acta Metallurgica, 1968, 16(10): 1297-1305.