

Ti-3.0Al-3.7Cr-2.0Fe 低成本钛合金的热压缩变形行为

王 国, 惠松晓, 叶文君, 米绪军

(北京有色金属研究总院 有色金属材料制备与加工国家重点实验室, 北京 100088)

摘 要: 为研究钛合金的热压缩变形过程中流变应力、显微组织等随变形条件的变化, 对自行研制的 Ti-3.0Al-3.7Cr-2.0Fe 低成本钛合金在 Gleeble-1500D 热模拟实验机上进行高温压缩变形实验。对 $d\ 8\ \text{mm} \times 12\ \text{mm}$ 的试样进行等温压缩变形实验, 研究该合金在变形量为 30%、50% 和 70% (对应真应变为 1.2)、变形温度为 800~950 °C、应变速率为 $0.01 \sim 10\ \text{s}^{-1}$ 条件下的变形行为、流变应力的变化规律以及变形条件对显微组织的影响。结果表明: 该合金流变应力受变形温度和应变速率影响显著, 流变峰值应力随变形温度的升高和应变速率的降低而降低。采用 Arrhenius 双曲正弦模型确定该合金在本实验条件下的变形激活能 $Q=214.22\ \text{kJ/mol}$ 和应力指数 $n=3.81$, 并根据得到的参数建立相应的热变形本构关系为 $\dot{\epsilon} = 6.91 \times 10^8 [\sinh(0.011\sigma)]^{3.81} \exp[-214\ 220/(RT)]$ 。通过显微组织观察发现, 在 950 °C、变形速率 $\geq 0.1\ \text{s}^{-1}$ 时, 发生再结晶现象, 且随着变形速率的增加, 再结晶现象越明显。

关键词: 钛合金; Ti-3.0Al-3.7Cr-2.0Fe; 热压缩; 本构关系; 显微组织

中图分类号: TG 14

文献标志码: A

Hot compressive behavior of Ti-3.0Al-3.7Cr-2.0Fe low cost titanium alloy

WANG Guo, HUI Song-xiao, YE Wen-jun, MI Xu-jun

(State Key Laboratory of Nonferrous Metals and Processes,

General Research Institute for Nonferrous Metals, Beijing 100088, China)

Abstract: In order to study the change of flow stress and microstructures with deformation condition, the hot compressive deformation behavior of self-made Ti-3.0Al-3.7Cr-2.0Fe low cost titanium alloy was investigated by Gleeble-1500D thermal simulator. The test conditions were set as follow, the strain rate ranges from $0.01\ \text{s}^{-1}$ to $10\ \text{s}^{-1}$, the temperature ranges from 800 °C to 950 °C and the deformation is almost 70% which equal to the true strain of 1.2. The test results indicate that the peak flow stress decreases with the decreasing test temperature and increasing the strain rate. The constitutive relationship of Ti-3.0Al-3.7Cr-2.0Fe alloy is obtained on the base of Arrhenius equations. When the strain rates are higher than $0.1\ \text{s}^{-1}$, the dynamic recrystallization occurs in the alloy, and the higher the strain rates are, the more the evident recrystallization is.

Key words: titanium alloy; Ti-3.0Al-3.7Cr-2.0Fe; hot compressive; constitutive relationship; microstructure

钛及钛合金具有比强度高, 密度小, 弹性模量约为钢的一半, 热膨胀系数低, 无磁性, 热导率低, 耐腐蚀, 对环境无污染等一系列优点。不但大量应用在宇航工业及化学工业等领域, 而且作为汽车用材很早就引起人们的重视。汽车用钛合金可减轻车体质量,

降低燃料消耗, 提高工作效率, 改善环境和降低噪音等^[1-3]。然而, 钛合金的成本相对于钢铁、铝等大量使用的金属材料而言要高出许多, 较高的制备成本在一定程度上阻碍了其在对成本非常敏感的民用领域的应用, 汽车领域就是最典型的例子, 所以低成本钛合金

基金项目: 国际科技合作项目(2010DFA52280); 中国博士后科学基金资助项目(20100470260)

收稿日期: 2011-08-01; **修订日期:** 2011-12-10

通信作者: 惠松晓, 教授, 博士; 电话: 010-82241167; E-mail: huisx@grinm.com

成为近几年来研究的热点和重点^[4]。目前,比较成功的降低钛合金成本的方法主要有以下 3 种^[5-7]: 1) 合金设计过程中使用廉价的原材料(如 Mo-Fe 中间合金以及 Fe 元素等合金化元素); 2) 改善材料加工特性的合金设计; 3) 材料加工过程中提高材料利用率的加工设计。

众所周知,金属材料在加工过程中受到温度、变形量和形变速率等的影响,而对于钛合金不同条件下的等温压缩变形行为的研究也较多,如 HUANG 等^[8]对 Ti-6.5Al-3.5Mo-1.5Zr-0.3Si 等轴组织状态下的热压缩行为进行研究,赵映辉等^[9]对 Ti-1300 合金的热变形行为进行研究,罗皎等^[10]对 TC4 钛合金高温变性行为及其流动应力模型进行了研究,这些研究结果表明,钛合金在等温压缩过程中受到变形温度和变形速率的影响较大,但不同类型的合金所得结果不全相同,因此,本文作者采用自行研制的 Ti-3.0Al-3.7Cr-2.0Fe 低成本钛合金进行 Gleeble 热模拟压缩实验,研究其在高温热变形过程中流变应力随应变变化情况以及变形条件对显微组织的影响,并根据材料在不同条件下获得的真应力—真应变曲线建立了热变形方程,对于 Ti-3.0Al-3.7Cr-2.0Fe 低成本钛合金在今后的制造与应用过程中可提供一定数据支持和指导,具有一定的学术价值和实际意义。

1 实验

实验材料为自行研制的二次真空自耗熔炼 Ti-3.0Al-3.7Cr-2.0Fe 低成本钛合金,该合金铸锭经开坯、热锻、轧制加工成 d 12 mm 的棒材,棒材的显微组织由 β 基体和初生 α 相组成(如图 1 所示),采用淬火法测得该合金的相变点为 $(885 \pm 5)^\circ\text{C}$ 。把 d 12 mm 的棒材沿轴向机加工成 d 8 mm $\times$ 12 mm 的热模拟压缩试样。恒温压缩实验在清华大学的 Gleeble-1500D 热模拟实验机上进行,实验时试样两端垫加石墨片以减小实验过程中产生的摩擦,从而减小变形不均匀性。具体实验方案如下:最大变形量为 70%(真应变为 1.2);变形速率为 0.01、0.1、1 和 10 s^{-1} ;温度为 800、850、900 和 950°C ;以 5°C/s 的速率加热到变形温度后保温,保温时间为 5 min,试样变形后立即水淬,以保持高温变形时的组织状态,而整个热变形过程如图 2 所示。实验后对沿试样轴向切开制备金相,以便观察试样在实验过程中的组织变化。把制备好的金相试样经体积配比为 $V(\text{HF}):V(\text{HNO}_3):V(\text{H}_2\text{O})=1:3:7$ 的金相

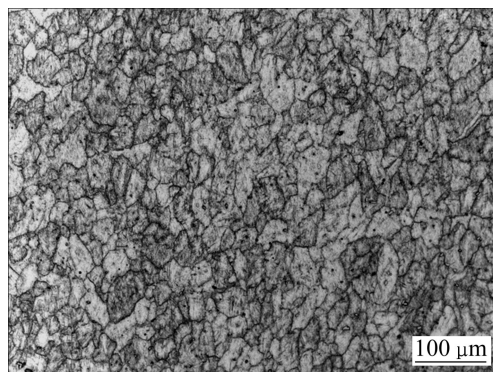


图 1 Ti-3.0Al-3.7Cr-2.0Fe 合金的原始显微组织

Fig. 1 Primitive microstructure of Ti-3.0Al-3.7Cr-2.0Fe alloy

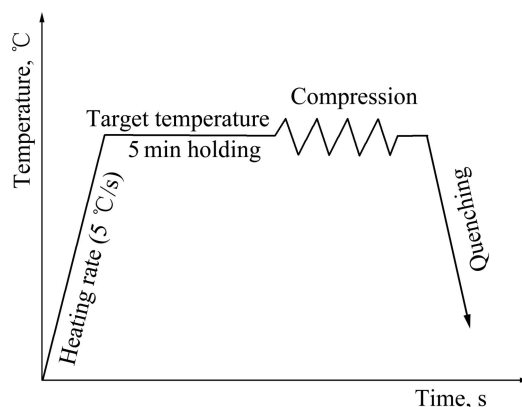


图 2 Ti-3.0Al-3.7Cr-2.0Fe 合金的热变形示意图

Fig. 2 Schematic diagram for hot deformation of Ti-3.0Al-3.7Cr-2.0Fe alloy

腐蚀剂腐蚀后,在 Axiovert 200 MAT 型 Zeiss 光学显微镜上进行显微组织观察。

2 结果与分析

2.1 真应力—真应变曲线

不同应变速率下钛合金的真应力—真应变曲线如图 3 所示。图 4 所示为不同温度下真应力—真应变曲线。从图 3 中可看出,在 850°C 和 900°C 时,在变形的初始阶段应力随应变增加迅速增大,达到一个应力峰值后,又随形变的增大而下降,最后应力逐渐近似于一个稳定的值。这说明在形变初始阶段,形变硬化大于动态回复或者动态再结晶软化,且两者之间的差值随应变的增大而加大,此时材料的位错密度不断增加,应力迅速增加,因此,在形变初始阶段,应力随应变增加而迅速增大,但是当形变硬化过程与软化过

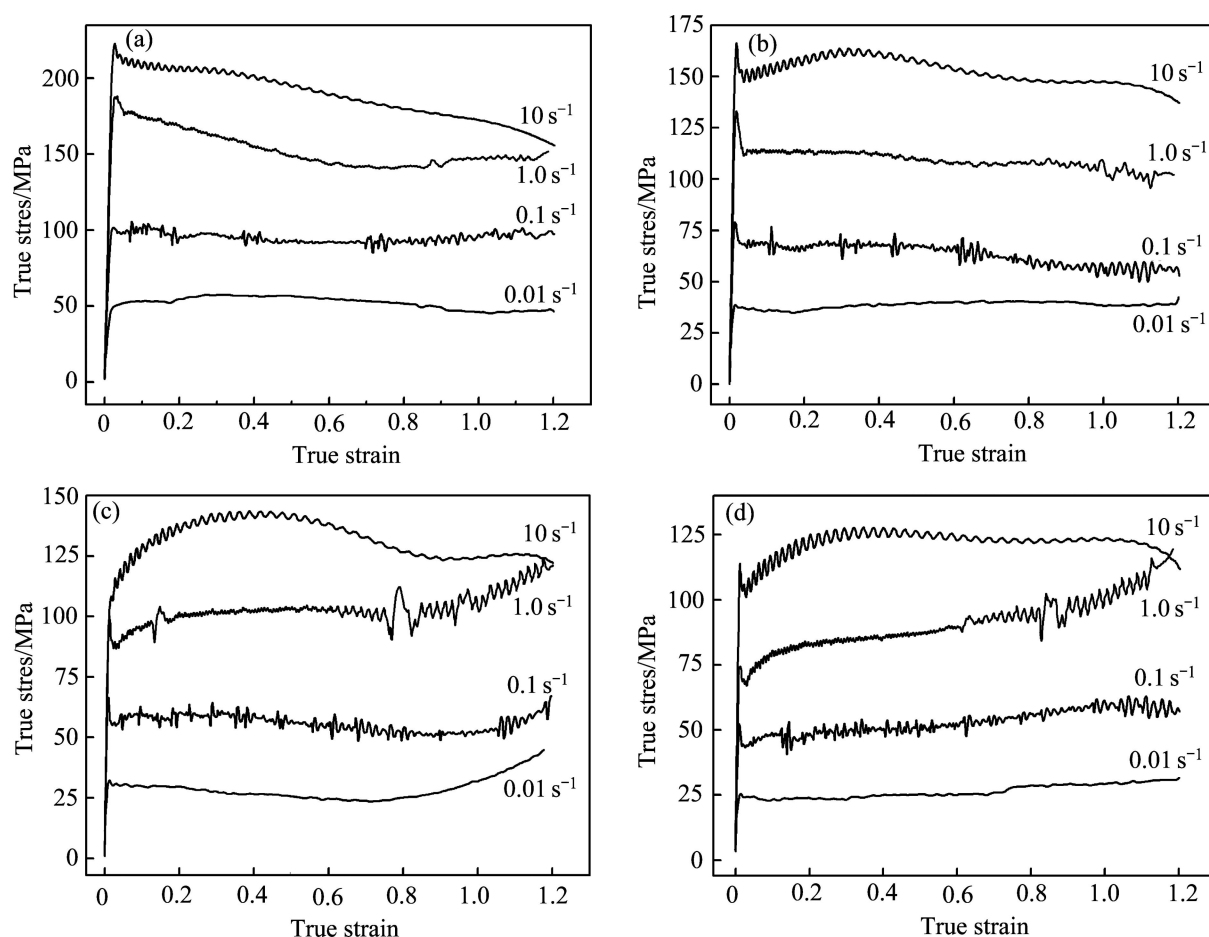


图3 应变速率对 Ti-3.0Al-3.7Cr-2.0Fe 合金真应力—真应变曲线的影响

Fig. 3 Effect of strain rates on true stress—true strain curves of Ti-3.0Al-3.7Cr-2.0Fe alloy: (a) 800 °C; (b) 850 °C; (c) 900 °C; (d) 950 °C

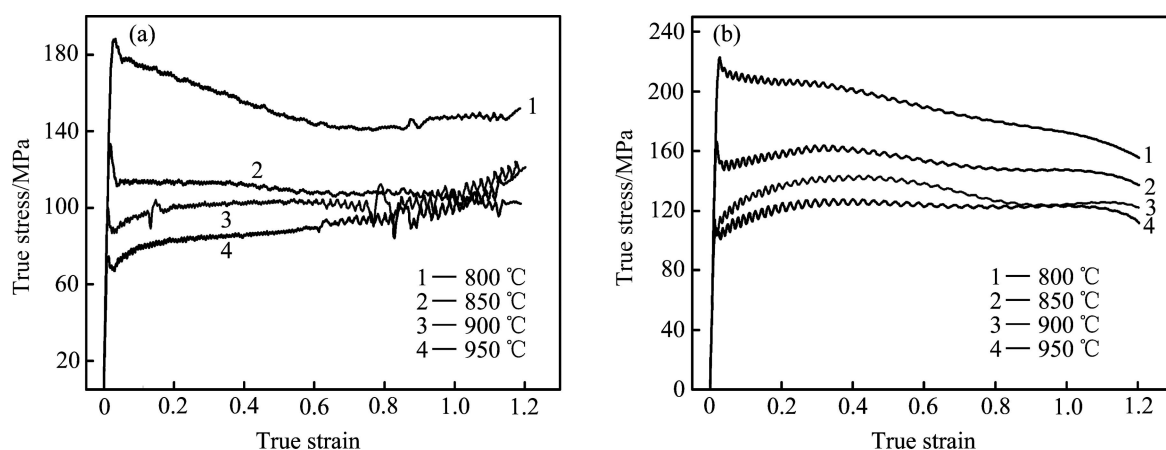


图4 温度对 Ti-3.0Al-3.7Cr-2.0Fe 合金真应力—真应变曲线的影响

Fig. 4 Effect of temperature on true stress—true strain curves of Ti-3.0Al-3.7Cr-2.0Fe alloy: (a) 1.0 s⁻¹; (b) 10 s⁻¹

程相等时, 应力就会达到相当于曲线中的峰值, 而当超过应力峰值后, 动态回复或者动态再结晶软化的过程超过了形变硬化的过程, 就会导致应力就随形变的

增加而逐渐降低, 直到硬化效果消除后, 继续进行形变, 应力几乎恒定保持不变^[8-13]。在 800 和 950 °C 时, 应变速率为 0.01~1.0 s⁻¹ 时, 流变应力在最后阶段呈现

上升趋势,且应变速率越高,上升越明显,应变速率为 10 s^{-1} 时,流变应力的整体呈现先上升然后稍微降低并稳定的趋势。从图4可看出,随温度升高,流变应力在开始阶段的峰值应力逐渐降低,主要因为随温度升高材料的变形抗力降低所致,体现在变形温度升高使热激活作用增强,位错产生滑移的临界分切应力减小,且随着温度的升高,动态回复和动态再结晶也更容易进行,使位错密度下降,导致流变应力随温度升高而降低^[14]。

从图3还可看出,在本实验温度范围内,当变形温度为 $800\text{ }^{\circ}\text{C}$,应变速率为 10 和 0.01 s^{-1} 时的流变应力峰值分别为 222.79 和 57.47 MPa ,两者差值为 165.32 MPa ;当变形温度为 $950\text{ }^{\circ}\text{C}$,应变速率为 10 和 0.01 s^{-1} 时的流变应力峰值分别为 127.78 和 31.73 MPa ,两者相差 96.05 MPa 。从中也可看出,温度越高,不同应变速率下的流变应力峰值差值越小。当形变温度恒定时,形变速率 $\dot{\epsilon}$ 越大,流变应力的峰值越大且达到稳定状态的应变也就越大,这主要是因为一方面随着应变速率的增大,塑性变形量也随之增加,合金中会形成大量的新位错,并驱使大量位错同时运动,促使合金内部畸变程度加剧;另一方面位错运动速度随应变速率增加而加快,必然会导致所需要的切应力更大,从而使金属内部的临界切应力随之升高;此外由于应变速率增加,动态回复或者动态再结晶得不到及时和充分补充,从而导致应力随形变速率的增加而增大^[15-17]。

2.2 流变应力模型

许多研究表明,金属材料在热变形时的流变应力的大小与形变量、形变速率以及形变温度等有很大关系,从前面所描述的合金的真应力—真应变曲线中也可看出。金属高温变形是一个热激活过程,其变形温度、应变速率等对流变应力的影响可用 Arrhenius 双曲正弦形式本构方程表示^[17],如式(1)所示。

$$\dot{\epsilon} = A [\sinh(\alpha\sigma)]^n \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (1)$$

又可表达成

$$Z = A [\sinh(\alpha\sigma)]^n = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad (2)$$

式中: σ 为流变应力; $\dot{\epsilon}$ 为应变速率, s^{-1} ; R 为摩尔气体常数, $R=8.314\text{ J/(mol}\cdot\text{K)}$; A 、 α 和 n 均为与材料状态相关的常数; Q 为热变形激活能,反应材料热变

形的难易程度,其大小取决于材料的组织状态,其值通常与激活焓 ΔH 相等; Z 为 Zener-Hollomon 参数,其物理意义为温度补偿应变速率因子。

对式(1)进行泰勒级数展开可发现在低应力条件下流变应力与应变速率之间满足式(3)的关系,在高应力条件下满足式(4)的关系。

$$\dot{\epsilon} = A_1 \sigma^{n_1} \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (3)$$

$$\dot{\epsilon} = A_2 \exp(\beta\sigma) \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (4)$$

式中: A_1 、 A_2 、 n_1 和 β 均为常数,且常数 α 、 β 、 n_1 之间满足以下的关系

$$\alpha = \beta / n_1 \quad (5)$$

利用式(3)~(5)之间的关系,可确定式(1)中各个参数。将式(3)和式(4)取对数并整理得

$$\ln \sigma = \frac{\ln \dot{\epsilon}}{n_1} - \frac{\ln A_1}{n_1} \quad (6)$$

$$\sigma = \frac{\ln \dot{\epsilon}}{\beta} - \frac{\ln A_2}{\beta} \quad (7)$$

根据真应力—真应变曲线分别作低应力水平和高应力水平时的 $\ln \sigma - \ln \dot{\epsilon}$ 、 $\sigma - \ln \dot{\epsilon}$ 的关系曲线(如图5所示),采用最小二乘法进行线性回归,从图中曲线可分别求出 $n_1=5.173\text{ }3$, $\beta=0.057\text{ }2$,再把 n_1 、 β 值代入式(5)得到 $\alpha=0.011$ 。

假定变形激活能 Q 和变形温度 T 无关时,对式(1)两边分别取对数有

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A + n \ln [\sinh(\alpha\sigma)] - \frac{Q}{RT} \quad (8)$$

对温度 T 求偏积分并变形后有

$$Q = R \left(\frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \ln [\sinh(\alpha\sigma)]} \right)_T \left(\frac{\partial \ln [\sinh(\alpha\sigma)]}{\partial (1/T)} \right)_\epsilon \quad (9)$$

再由所算出的 α 值和真应力—真应变曲线绘制 $\ln [\sinh(\alpha\sigma)] - \ln \dot{\epsilon}$, 以及 $\ln [\sinh(\alpha\sigma)] - 1000/T$ 的关系图(如图6所示),从图6中可求出, n 值($n=3.81$),再把 n 值分别代入式(8)和式(9)得到 $Q=214.22\text{ kJ/mol}$, $A=6.91 \times 10^8$ 。把计算得到的激活能 Q 值代入式(2)得 $Z = \dot{\epsilon} \exp(214\text{ }220/RT)$ 。不同变形温度下合金热变形的变形速率代入式(2)计算,就可以得到对应的 Z 值,与对应的峰值应力得到 $\ln Z - \ln [\sinh(\alpha\sigma)]$ 关系曲线如图7所示。采用一元线性回归分析得出两者线性关系为

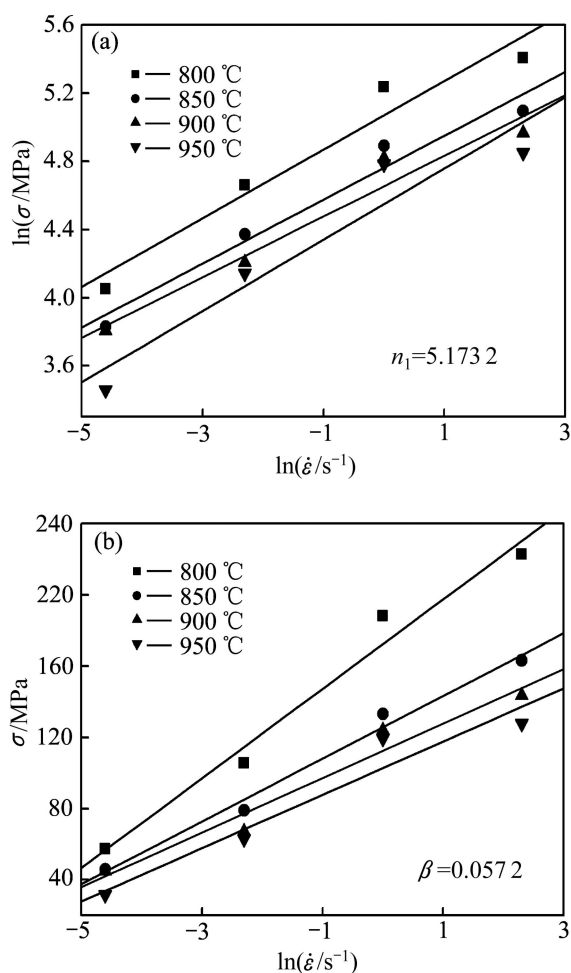


图5 Ti-3.0Al-3.7Cr-2.0Fe 合金应变速率与峰值应力的关系
Fig. 5 Relationships between strain rate and peak stress of Ti-3.0Al-3.7Cr-2.0Fe alloy: (a) $\ln\sigma - \ln\dot{\epsilon}$; (b) $\sigma - \ln\dot{\epsilon}$

$\ln Z = 3.553 \ln[\sinh(\alpha\sigma_p)] + 20.2847$, 其相关系数高达 0.972 以上。因此将得到的各个参数代入式(1)即可得到所进行的本实验条件下的本构方程如下所示。

$$\dot{\epsilon} = 6.91 \times 10^8 [\sinh(0.011\sigma)]^{3.81} \exp[-214220/(RT)] \quad (10)$$

2.3 变形对显微组织的影响

图 8 所示为变形量 70%(对应真应变 1.2)、温度 950 °C 时不同应变速率下的金相显微组织。从图 8 中可看出, 在压缩作用力下, 合金内的晶粒沿着与压缩垂直的方向伸长, β 晶粒沿着变形方向拉长。在应变速率为 0.01 s^{-1} 时(如图 8(a)所示), 合金内的 β 晶粒被拉长, 说明此变形条件下合金变形主要以动态回复为主; 当应变速率大于等于 0.1 s^{-1} 时, 沿拉长的 β 晶界生成细小的再结晶晶粒, 且随着变形速率增加, 再结晶晶核速率增大, 促使 β 相晶粒发生再结晶, β 晶粒

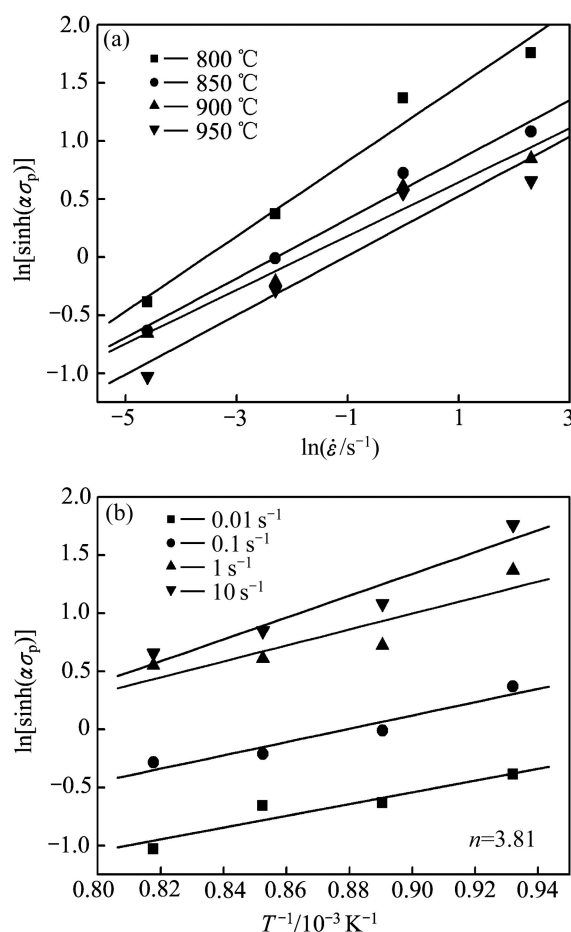


图6 Ti-3.0Al-3.7Cr-2.0Fe 合金的峰值应力与变形温度的关系
Fig. 6 Relationship between peak stress and deformation temperature of Ti-3.0Al-3.7Cr-2.0Fe alloy: (a) $\ln[\sinh(\alpha\sigma)] - \ln\dot{\epsilon}$; (b) $\ln[\sinh(\alpha\sigma)] - T^{-1}$

Fig. 6 Relationship between peak stress and deformation temperature of Ti-3.0Al-3.7Cr-2.0Fe alloy: (a) $\ln[\sinh(\alpha\sigma)] - \ln\dot{\epsilon}$; (b) $\ln[\sinh(\alpha\sigma)] - T^{-1}$

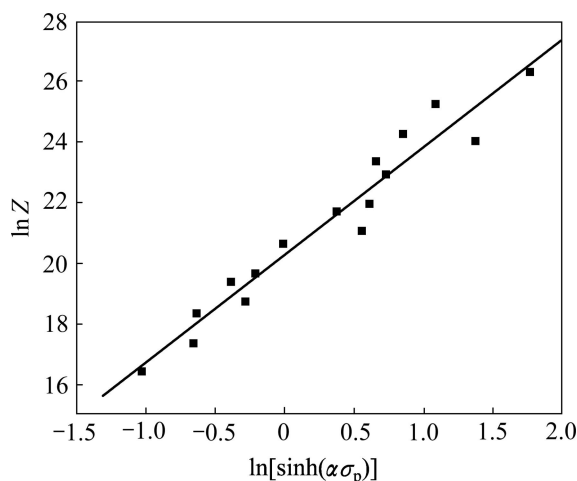


图7 Ti-3.0Al-3.7Cr-2.0Fe 合金的流变应力与 Z 参数的关系
Fig. 7 Relationship between flow stress and Zener-Hollomon parameter of Ti-3.0Al-3.7Cr-2.0Fe alloy

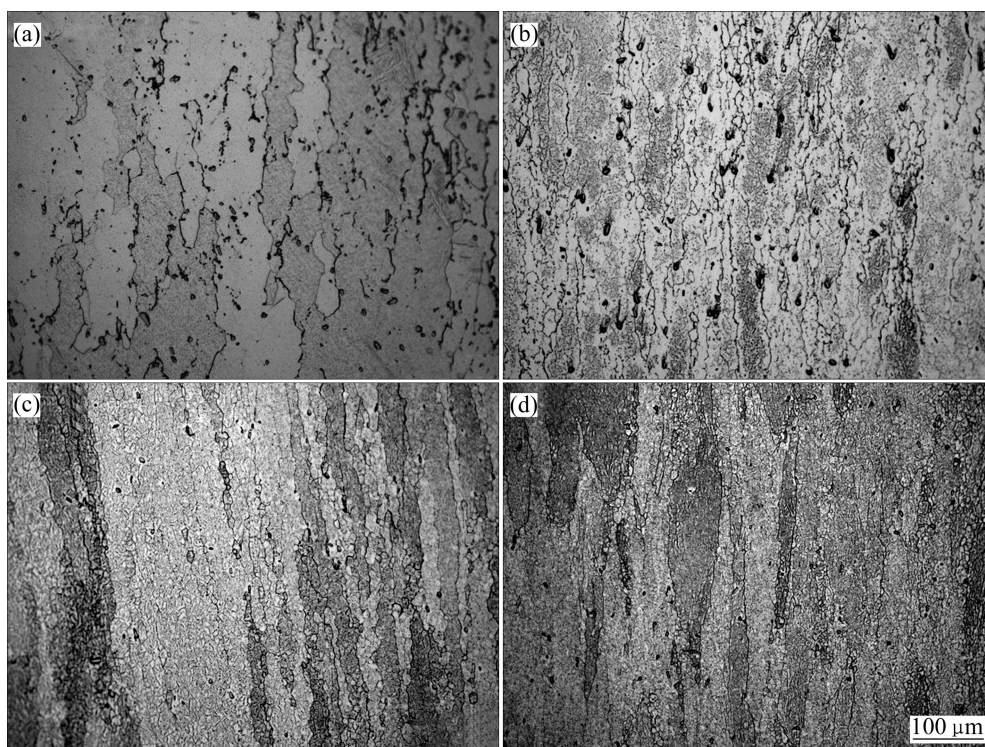


图 8 Ti-3.0Al-3.7Cr-2.0Fe 合金不同应变速率下的显微组织

Fig. 8 Microstructures of Ti-3.0Al-3.7Cr-2.0Fe alloy under different strain rates: (a) 0.01 s^{-1} ; (b) 0.1 s^{-1} ; (c) 1.0 s^{-1} ; (d) 10 s^{-1}

细化, 即变形速率越大, 动态再结晶现象越明显, 合金在变形的整个过程中发生不完全再结晶, 说明在此变形条件下, 合金变形过程主要由动态回复和动态再结晶控制。

3 结论

1) Ti-3.0Al-3.7Cr-2.0Fe 合金属于正应变速率敏感材料, 应变速率和变形温度对合金流变应力有显著影响, 热变形流变应力随温度升高而降低, 随变形速率增加而增大。

2) 根据 Arrhenius 双曲正弦关系建立了本实验条件下 Ti-3.0Al-3.7Cr-2.0Fe 合金的高温变形本构方程为 $\dot{\epsilon} = 6.91 \times 10^8 [\sinh(0.011\sigma)]^{3.81} \exp(-214\,220/RT)$ 。

3) 通过组织观察发现, 在 900°C 、变形量达到 70%、应变速率大于等于 0.1 s^{-1} 时, 合金变形过程中发生动态再结晶现象。

REFERENCES

- [1] HARTMAN A D, GERDEMANN S J, HANSEN J S. Producing lower-cost titanium for automotive applications[J]. Journal of the Minerals, Metals and Materials Society, 1998, 50(9): 16–19.
- [2] FUJII H, TAKAHASHI K, YAMASHITA Y. Application of titanium and its alloys for automobile parts[J]. Shinnittetsu Giho, 2003, 378: 62–67. (in Japan)
- [3] 张大军, 张凤杰. 钛合金在汽车轻量化中的应用[J]. 钛工业进展, 2007, 24(1): 32–36.
ZHANG Da-jun, ZHANG Feng-jie. Application of titanium alloy in lightweight automobiles[J]. Titanium Industry Progress, 2007, 24(1): 32–36.
- [4] FALLER K, FROES F H. The use of titanium in family automobiles: Current trends[J]. Journal of the Minerals, Metals and Materials Society, 2001, 53(4): 27–28.
- [5] 李 珍, 孙建科. 低成本钛合金的开发与应用[J]. 稀有金属材料与工程, 2008, 37(z3): 973–976.
LI Zhen, SUN Jian-ke. Development and application of low cost titanium alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2008, 37(z3): 973–976.
- [6] KAWABE Y. Research activities on cost effective metallurgy of titanium alloys in Japan[C]//Proceeding of 9th World Conference on Titanium. Russia: Central Research Institute of Structural Materials PPOMETEY, 1999: 1275–1282.
- [7] ESTEBAN P G, RUIZ-NAVAS E M, BOLZON L, GORDO E. Low-cost titanium alloys? Iron may hold the answers[J]. Metal Powder Report, 2008, 63(4): 24–27.
- [8] HUANG L J, GENG L, LI A B, CUI X P, LI H Z, WANG G S. Characteristics of hot compression behavior of Ti-6.5Al-3.5Mo-

- 1.5Zr-0.3Si alloy with an equiaxed microstructure[J]. Materials Science and Engineering A, 2009, 505: 136–143.
- [9] 赵映辉, 葛 鹏, 赵永庆, 杨冠军, 汶建宏. Ti-1300 合金的热变形行为研究[J]. 稀有金属材料与工程, 2009, 38(1): 46–49.
- ZHAO Ying-hui, GE Peng, ZHAO Yong-qing, YANG Guan-jun, WEN Jian-hong. Hot deformation behavior of Ti-1300 alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2009, 38(1): 46–49.
- [10] 罗 皎, 李森泉, 李 宏, 于卫新. TC4 钛合金高温变性行为及其流动应力模型[J]. 中国有色金属学报, 2008, 18(8): 1395–14.
- LUO Jiao, LI Miao-quan, LI Hong, YU Wei-xin. High temperature deformation behavior of TC4 titanium alloy and its flows stress model[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2008, 18(8): 1395–14.
- [11] 刘智恩. 材料科学基础[M]. 西安: 西北工业大学出版社, 2003: 273.
- LIU Zhi-en. Material science[M]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University Press, 2003: 273.
- [12] ZENG Zhi-peng, ZHANG Yan-shu, JONSSON S. Deformation behaviour of commercially pure titanium during simple hot compression[J]. Materials and Design, 2009, 30: 3105–3111.
- [13] 宋维锡. 金属学[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2008: 215.
- SONG Wei-xi. Metallography[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2008: 215.
- [14] 郭爱红, 余 魏, 张永强, 朱雨生. 医用 β -Ti30Nb13Zr0.5Fe 合金的热变形行为[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(S1): s357–s364.
- GUO Ai-hong, YU Wei, ZHANG Yong-qiang, ZHU Yu-sheng. Hot deformation behaviors of biomedical β -Ti30Nb13Zr0.5Fe alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(S1): s357–s364.
- [15] 王克鲁, 鲁世强, 李 鑫, 董显娟. 应变速率对 TC11 钛合金 $\alpha+\beta$ 相区变形行为的影响[J]. 材料热处理技术, 2009, 38(8): 13–16.
- WANG Ke-lu, LU Shi-qiang, LI Xin, DONG Xian-juan. Effect of strain rate on deformation behavior in $\alpha+\beta$ phase field of titanium alloy TC11[J]. Hot Working Technology, 2009, 38(8): 13–16.
- [16] 舒 滢, 曾卫东, 周 军, 周义刚, 周 廉. BT20 合金高温变形行为的研究[J]. 材料科学与工艺, 2005, 13(1): 66–69.
- SHU Ying, ZENG Wei-dong, ZHOU Jun, ZHOU Yi-gang, ZHOU Lian. A study of hot deformation behavior for BT20 alloy[J]. Materials Science and Technology, 2005, 13(1): 66–69.
- [17] 尤振平, 王 博, 惠松骁, 叶文君, 于 洋, 刘 睿. Ti5Mo5V2Cr3Al 合金热变形行为[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(S1): s822–s825.
- YOU Zhen-ping, WANG Bo, HUI Song-xiao, YE Wen-jun, YU Yang, LIU Rui. Hot deformation behavior of Ti5Mo5V2Cr3Al alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(S1): s822–s825.

(编辑 李艳红)