

低成本 Ti-Al-V-Fe-O 合金热变形行为及热加工图

骆良顺¹, 王富鑫¹, 吴晓明³, 王 亮¹, 苏彦庆¹, 史亚鸣², 郭景杰¹, 傅恒志¹

(1. 哈尔滨工业大学 金属精密热加工国家级重点实验室, 黑龙江 哈尔滨 150001)

(2. 云南省钛材应用产品工程技术研究中心, 云南 楚雄 651209)

(3. 西安航天发动机厂, 陕西 西安 710100)

摘 要: 采用真空非自耗熔炼炉制备了低成本 Ti-6Al-2.5V-1.5Fe-0.15O 合金。利用 Gleeble-1500D 热模拟机, 研究了其热加工参数为: 变形温度 875~1100 °C、应变速率 0.001~1 s⁻¹, 变形量为 70% 时的热变形行为。建立了 Ti-6Al-2.5V-1.5Fe-0.15O 合金考虑应变量的 Arrhenius 本构方程, 基于动态材料模型建立热加工图。结果表明: 变形温度升高, 应变速率降低, 流变应力降低。通过本构方程计算可得两相区平均热激活能为 398.824 kJ/mol, 远大于纯钛自激活能, 表明热变形软化机制与动态再结晶有关。单相区热激活能为 210.93 kJ/mol, 略大于纯钛自激活能, 以动态回复为主。通过热加工图确定 2 个失稳区, 中等变形温度(950~1070 °C)、高应变速率(0.31~0.1 s⁻¹)易发生绝热剪切。结合热加工图确定适合的加工区间: 应变速率为 0.001~0.01 s⁻¹, 变形温度为 875~925 °C。

关键词: 低成本; 热变形; 本构方程; 热加工图

中图法分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2018)07-2049-07

钛及钛合金具有强度高、密度小、弹性模量低、热膨胀系数低、无磁性、热导率低、低温性能良好、耐腐蚀和对环境无污染等一系列优点, 广泛应用于航空航天、舰艇船舶、石油化工, 因此对钛合金的需求越来越大^[1-3]。在化工冶金、能源、汽车制造、建筑、文体等民用行业中, 钛呈现广阔的应用前景, 钛工业正经历着以航空(民用和军用)航天为主要市场的单一模式, 向化工、能源、汽车等民用领域为重点发展的多元模式过渡。但是与钢铁、铝及其合金等相比, 钛及钛合金的高成本限制了它更广泛的应用, 尤其是民用领域。因此, 低成本钛合金成为研究的重点。如美国 Timet 公司以 Fe 作为合金元素开发的 Timetal LCB、汽车用 Timetal 62s 以及 ATI425^[4]; 日本也研制出用于文体市场的 TIX(Ti-Fe-O-N)^[5]合金; 中国结合自己的国情及钛合金发展的要求, 研制出 Ti8LC 和 Ti12LC^[6]低成本钛合金。

钛合金的热变形行为对变形参数非常敏感。为保证材料质量的稳定性, 各国学者对钛合金的高温变形行为及锻造加工性能展开了大量研究工作。材料的流变应力模型是联系材料的流变应力与变形参数之间最基本的函数关系, 是进行金属塑性变形工艺设计和控制的基础^[7]。本研究针对低成本 Ti-6Al-2.5V-1.5Fe-

0.15O 合金热变形行为, 系统研究了变形参数对合金变形行为的影响。

1 实 验

选用合金原料为: 海绵钛、纯铝、纯钒、铁丝、二氧化钛。经 3 次真空非自耗熔炼, 以达到成分均匀。按照设计成分配比合金, 其主要化学成分(质量分数)为: 5.651%Al, 2.474%V, 1.617%Fe, 0.21%O, 余量为 Ti, 如表 1 所示。采用 SDT Q600 热重分析仪测得相变点为 991 °C。铸态组织十分粗大, 由片层相间的 α 相和 β 相构成, 呈现典型的魏氏体组织, 如图 1 所示。

压缩试样沿铸锭纵向, 经线切割成 $\phi 6$ mm \times 9 mm。高温压缩试验前, 在试样两端垫上石墨片, 减小试样与压头间的摩擦, 及保证变形的均匀性, 防止变形末端翘曲。其次试样表面焊接热电偶, 用以测量热变形的温度, 并辅以闭环温控系统控制温度按照预设程序

表 1 Ti-6Al-2.5V-1.5Fe-0.15O 的化学成分

Table 1 Chemical composition of Ti-6Al-2.5V-1.5Fe-0.15O (wt%)

Composition	Al	V	Fe	O	Ti
Nominal	6	2.5	1.5	0.15	89.85
Actual	5.651	2.474	1.617	0.21	90.048

收稿日期: 2017-07-15

基金项目: 云南省省院省校科技合作专项项目 (2013IB006); 国家自然科学基金 (51425402, 51331005)

作者简介: 骆良顺, 男, 1980 年生, 博士, 副教授, 哈尔滨工业大学, 黑龙江 哈尔滨 150001, E-mail: luols@hit.edu.cn

工作。应变速率选择 0.001 、 0.01 、 0.1 、 1 s^{-1} ，温度范围确定为 $875\sim 1100 \text{ }^{\circ}\text{C}$ ，变形量为 60% ，升温速度为 $10 \text{ }^{\circ}\text{C/s}$ ，保温 3 min 。试验结束后，水淬保留高温组织。

2 结果与讨论

2.1 真实应力应变分析

真实应力应变曲线既体现流动应力与变形参数之间的内在关系，也是材料内部组织宏观变化的表现。高温变形存在 2 个过程：硬化与软化。这 2 个过程相互竞争存在于合金变形的每个阶段^[8]。图 2 为不同变形条件下 Ti-6Al-2.5V-1.5Fe-0.15O 合金的真实应力应变曲线。

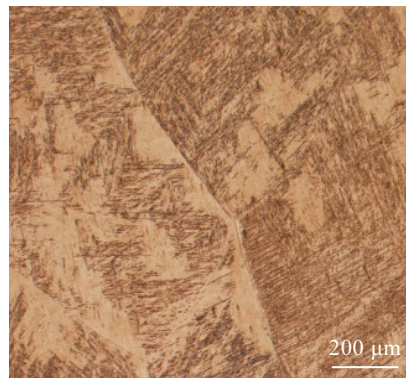


图 1 Ti-6Al-2.5V-1.5Fe-0.15O 合金铸态微观组织

Fig.1 As cast microstructure of Ti-6Al-2.5V-1.5Fe-0.15O alloy

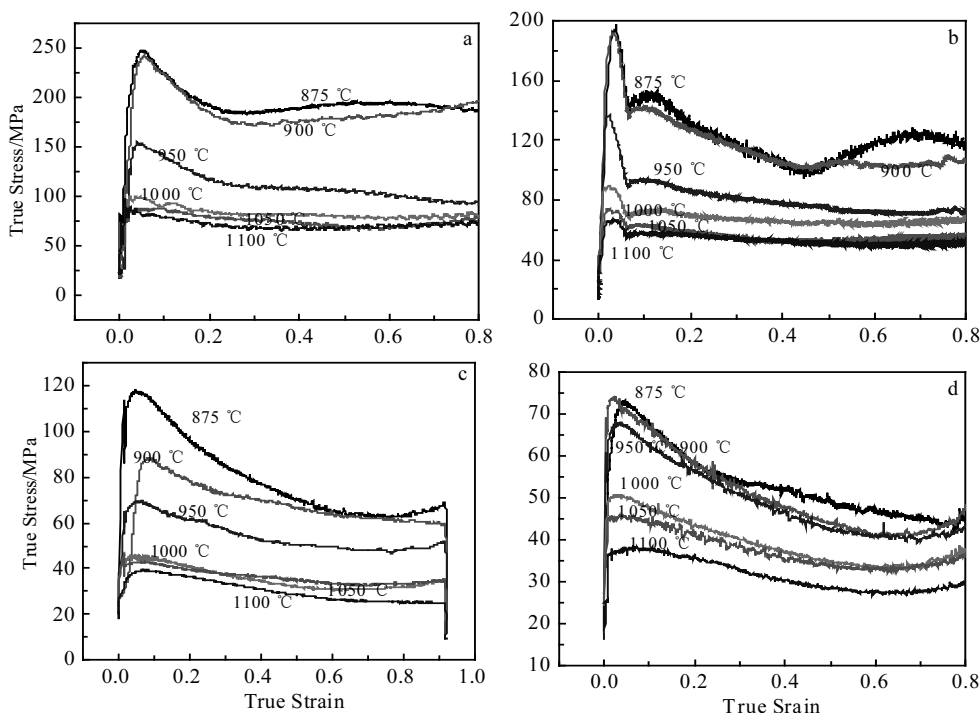


图 2 不同变形条件下 Ti-6Al-2.5V-1.5Fe-0.15O 合金的真实应力应变曲线

Fig.2 True stress-strain curves for Ti-6Al-2.5V-1.5Fe-0.15O under different conditions: (a) 1 s^{-1} , (b) 0.1 s^{-1} , (c) 0.01 s^{-1} , and (d) 0.001 s^{-1}

Ti-6Al-2.5V-1.5Fe-0.21O 合金变形时出现 2 个显著的阶段：稳态变形区以及非稳态变形区。非稳态变形时，位错开动，位错增殖现象明显，主要靠位错交滑移软化，加工硬化占据主导地位。随后，位错增殖提高畸变能，为动态再结晶以及动态回复提供了能量，软化机制占据主导地位，流变应力下降。稳态变形即加工硬化与软化相平衡阶段，即位错增殖与动态再结晶以及动态回复达到动态平衡。

合金属于负变形温度以及正应变敏感材料，即随着温度升高，应变速率降低，流变应力显著降低。低

温高应变速率时，应力应变曲线表现为典型动态再结晶曲线；而高温低应变速率时则以动态回复为主。

高应变速率下，流变应力对于温度更为敏感；低应变速率下，温度影响不明显。高应变速率时，位错增殖明显，加工硬化显著增强。此时提高温度可以大幅加强回复和再结晶软化过程，流动应力软化明显，流变应力对应变速率更为敏感。低应变速率时，合金动态回复和再结晶软化有充分时间完成，变形温度的影响作用降低明显。

2.2 本构方程建立

材料的本构方程(流动方程)表明热加工条件下的变形参数之间的数量关系。热变形参数包含应力、应变、应变速率以及变形温度。

当前应用最广泛的是带表观变形激活能的 Arrhenius 方程^[9]。其通过分析高温塑形变形过程中软化及硬化行为,利用流动应力、应变速率和变形温度加工参数,构建数学模型描述热变形行为。其表达式为:

$$\dot{\varepsilon} = A\sigma^n \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (1)$$

通常根据 $f(\sigma)$ 的大小有如下几种表达式^[9]:

$$\dot{\varepsilon} = A\sigma^{n_1} \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad \sigma < 0.8/\alpha \quad (2)$$

$$\dot{\varepsilon} = A \exp\left(\beta\sigma - \frac{Q}{RT}\right) \quad \sigma > 1.2/\alpha \quad (3)$$

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

式中, n, n_1 为应力指数; A 为材料结构因子; R 为气体常数; T 为热力学温度, $T(K) = 273.15 + t(^{\circ}C)$; Q 为热变形激活能; σ 为峰值应力或稳态应力,也可以代表一定应变下的流变应力; ε 为应变速率。

J. H. Hollomon^[10]发现了变形温度 T 和应变速率 ε 之间的关系。经温度校正过的补偿因子 Z , 广泛的用于评价热变形方程的可靠性。该关系式定义为^[10]:

$$Z = \dot{\varepsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) = A \sinh(\alpha\sigma)^n \quad (5)$$

将式(5)与双曲本构关系模型相结合,可以将应力应变关系表达为:

$$\sigma = \frac{1}{\alpha} \ln\left\{\left(\exp\left(\frac{Z}{A}\right)\right)^{\frac{1}{n}} + \left[\left(\exp\left(\frac{Z}{A}\right)\right)^{\frac{2}{n}} + 1\right]^{\frac{1}{2}}\right\} \quad (6)$$

本小节以应变为 0.45 为例,求解各材料常数,建立本构方程。

图 3 为合金变形应力与应变速率及温度之间拟合

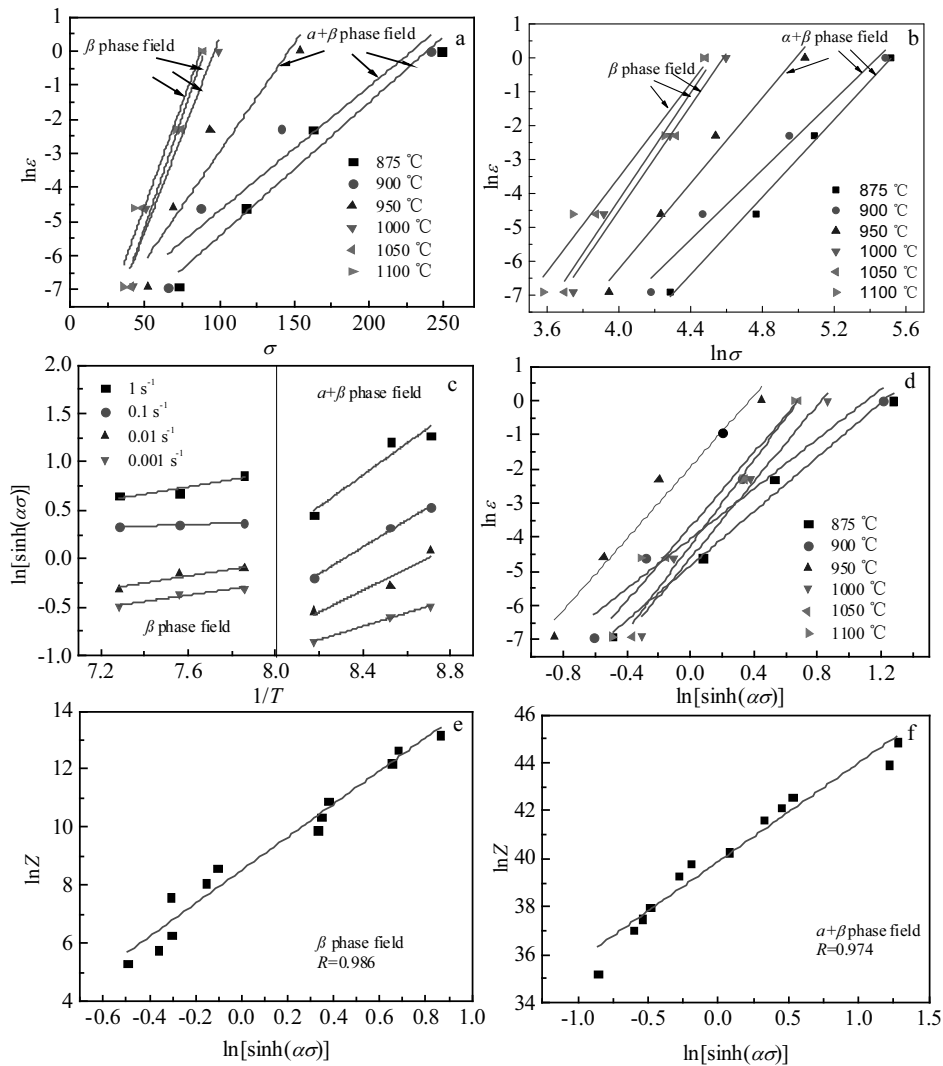


图 3 应力与应变速率、温度之间拟合关系

Fig.3 Relations between stress, strain rate, and temperature: (a) $\ln \varepsilon - \sigma$; (b) $\ln \varepsilon - \ln \sigma$; (c) $\ln[\sinh(\alpha\sigma)] - 1/T$; (d) $\ln \varepsilon - \ln[\sinh(\alpha\sigma)]$; (e, f) $\ln Z - \ln[\sinh(\alpha\sigma)]$

关系。从图 3a 可看出,流变应力在相变点处出现明显转折,因而本次在两相区以及单相区分别计算材料常数 $\alpha = \partial \sigma / \partial \ln \dot{\varepsilon} / (\partial \ln \sigma / \partial \ln \dot{\varepsilon})$ 。通过对 $\sigma - \ln \dot{\varepsilon}$ 、 $\ln \sigma - \ln \dot{\varepsilon}$ 线性拟合,计算可得两相区: $n=5.43561$ 、 $\beta=0.062783$, $\alpha=0.011284$; β 相区: $n=7.55078$ 、 $\beta=0.15509$, $\alpha=0.020511$ 。拟合曲线如图 3a、3b 所示。

对式(5)两边取 log 函数并取偏微分,可得

$$Q = R \frac{\partial \ln \dot{\varepsilon}}{\partial \ln [\sinh(\alpha \sigma)] T} \cdot \frac{\partial \ln [\sinh(\alpha \sigma)]}{\partial (1/T)} = R n_1 n_2 \quad (7)$$

将 α 代入 $\sinh(\alpha \sigma)$, 绘制 $\ln \dot{\varepsilon} - \ln [\sinh(\alpha \sigma)]$ 以及 $\ln [\sinh(\alpha \sigma)] - T^{-1}$ 散点图。采用一元线性拟合,结果如图 3c、3d 所示。两相区 $n_1=4.040$, $n_2=1.105$, $Q=371187.4$ kJ/mol。单相区 $n_1=5.976$, $n_2=0.419$, $Q=202110.3$ kJ/mol。

对式(5)两边取对数后,可得

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

将热激活能 Q 、 ε 以及 σ 代入式(5)计算 Z 值,绘制 $\ln Z$ 与 $\ln [\sinh(\alpha \sigma)]$ 曲线,计算材料常数 $\ln A$ 以及 n 值。其中,两相区拟合 $R=0.974$, 单相区 $R=0.986$, 其拟合结果如图 3e、3f 所示。两相区 $n=3.791$, $\ln A=33.972$, 单相区 $n=5.711$ 。

双曲本构方程中并未包含应变参数,无法描述整个变形范围内的流变行为。本研究将应变 ε 耦合材料常数,构建修正的双曲正弦本构方程,以 R 值评价效

果。 R 值越接近 1, 拟合效果越好。F. Piehca^[11]和 J. Porntadawi^[12]等应用在 Ti-6Al-7Nb 合金以及 TC4 合金流变行为研究,取得良好效果。一般采用四次多项式拟合及参数拟合。R. Char^[13]通过对材料常数 α 、 n 、 Q 、 A 与应变的函数关系采用了四次多项式,成功拟合了 XC45 的真实应力-应变关系。

图 4 为材料常数与应变拟合关系图。由图可知,除了 α 值外,其他 3 个参数均随着应变的增加而降低。热变形过程是一个加工硬化与动态软化机制相互影响的过程,应变 $\varepsilon < 0.15$ 时,应力指数小幅增加,加工硬化占变形的主体位置。当应变 $\varepsilon > 0.15$ 后,应力指数 n 的降低表明动态软化过程随着应变的增加呈现增强的趋势。

通过计算可得两相区平均热激活能为 398.824 kJ/mol, 远大于纯钛自激活能,表明热变形软化机制与动态再结晶有关。单相区热激活能为 210.93 kJ/mol, 略大于纯钛自激活能,以动态回复为主,与应力应变曲线的结果类似。

在两相区以及 β 单相区分别建立了基于含有应变参数拟合的 Arrhenius 双曲正弦本构模型的应力应变关系,其具体表达式为:

$$\sigma = \frac{1}{a} \ln \left\{ \left(\frac{\varepsilon}{A} \exp \left(\frac{Q}{RT} \right) \right)^n + \left[\left(\frac{\varepsilon}{A} \exp \left(\frac{Q}{RT} \right) \right)^{\frac{2}{n}} + 1 \right]^{\frac{1}{2}} \right\} \quad (9)$$

其中材料常数采用四次多项式线性拟合,拟合误差系数在 0.97~0.99 范围波动。具体系数为:

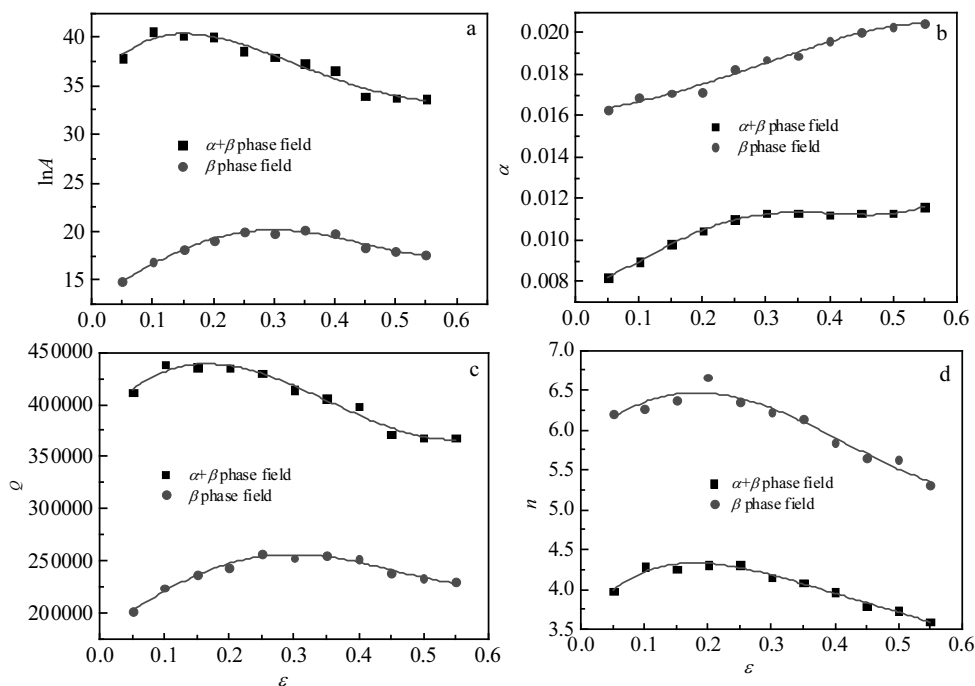


图 4 材料常数与应变关系

Fig.4 Relationships between material constants and true strain: (a) $\ln A - \varepsilon$, (b) $\alpha - \varepsilon$, (c) $Q - \varepsilon$, and (d) $n - \varepsilon$

$\alpha+\beta$ 两相区:

$$\alpha=0.01609+0.00488\varepsilon+0.00899\varepsilon^2+0.02175\varepsilon^3-0.0509\varepsilon^4$$

$$n=5.85+7.17\varepsilon-22.51\varepsilon^2+7.21+12.811\varepsilon^4$$

$$Q=182162+417126\varepsilon-34372\varepsilon^2-2.6692\times 10^6\varepsilon^3+2.96531\times 10^6\varepsilon^4$$

$$\ln A=13.19+33.85\varepsilon+40.28\varepsilon^2-364.25\varepsilon^3+374.0\varepsilon^4$$

β 单相区:

$$\alpha=0.01593+0.01066\varepsilon-0.097\varepsilon^2+0.04042-0.0545\varepsilon^4$$

$$n=5.99+9.94\varepsilon-43.165\varepsilon^2+51.65\varepsilon^3-15.72\varepsilon^4$$

$$Q=2810768.6-593896.2\varepsilon-2.59\times 10^6\varepsilon^2-5.50\times 10^6\varepsilon^3+3.07\times 10^6\varepsilon^4$$

$$\ln A=21.24-48.63\varepsilon+194.63\varepsilon^2-353.88+192.05$$

2.3 热加工图

目前热加工的模型主要有 3 种, 原子模型、动态材料模型以及动力学模型。动力学模型与原子模型都基于材料内部组织演变, 描述热变形中流变应力与温度以及速率之间的关系。原子模型划分了不同加工区域, 包含安全以及不安全加工区域 2 种。不安全区域由塑性断裂、楔形断裂以及绝热剪切组成。然而这 2 种模型适用面窄, 往往只能用于简单合金的稳态变形, 且建立过程复杂, 需要大量材料常数的支撑^[14]。动态材料模型^[15]是为了解决上述 2 种模型使用范围差而建立的, 以大塑性变形连续介质力学、物理模拟以及不可逆热力学理论为基础, 成为联系热变形与组织结构的纽带。解决了材料本构模型与微观组织演变之间的关系, 同时阐述了室温与热加工性之间的关系。

DMM 模型将合金热变形过程看作一个能量耗散过程。工件作为能量载体, 外力作用(即输入能用 P)分为两方面: 首先大部分能量促使塑性变形进行, 最终转化为热量, 用 G 表示; 其次被微观组织演变所消耗, 用 J 表示。

$$P = \sigma \dot{\varepsilon} = G + J = \int_0^{\dot{\varepsilon}} \sigma d\dot{\varepsilon} + \int_0^{\dot{\varepsilon}} \varepsilon d\sigma \quad (10)$$

式中 G 与 J 这 2 种能量的比值可以用应变速率敏感指数 m 表示:

$$m = \frac{\partial J}{\partial G} = \frac{\varepsilon \partial \sigma}{\sigma \partial \varepsilon} = \frac{\partial \ln \sigma}{\partial \ln \varepsilon} \quad (11)$$

如果材料符合本构关系, 则:

$$\sigma = K \dot{\varepsilon}^m \quad (12)$$

代入式(11)中可得:

$$J = \frac{m \sigma \dot{\varepsilon}}{1+m} \quad (13)$$

引入一个无量纲参数-耗散系数 η , 确定塑性变形组织演化与线性耗散能量的比值, 其表达式为:

$$\eta = \frac{J}{J_{\max}} \quad (14)$$

当 $m=1$, 为理想状态。此时的 J_{\max} 接近最大值 $P/2$, 并结合公式(10)可知:

$$\eta = \frac{2m}{1+m} \quad (15)$$

最后绘制 η 在 $\log \dot{\varepsilon}$ 以及温度二维平面上的等高线图即可得到功率耗散图。等高线图中 η 值表征了微观结构的变化。

根据最大熵产生原理, 耗散函数 $D(\varepsilon)$ 与应变速率 $\dot{\varepsilon}$ 满足 $dD/d\dot{\varepsilon} < D/\dot{\varepsilon}$ 时, 失稳发生。耗散函数 D 与耗散量 J 等价, 结合大应变塑性变形极大值理论, 得到失稳判据为:

$$\xi(\varepsilon) = \frac{\partial \log(\frac{m}{1+m})}{\partial \log \dot{\varepsilon}} + m \ll 0 \quad (16)$$

最后以流变失稳为函数, 绘制其在 $\log \dot{\varepsilon}$ 以及温度二维平面上的等高线图即可得到失稳图。材料的热加工图就是将耗散图与失稳图在三维空间叠加在一起所得到的。图 5 为 Ti-6Al-2.5V-1.5Fe-0.21O 在真应变为 0.5 时的加工图。耗散效率 η 表明变形过程中, 用于显微组织演变耗散的能量与线性耗散能量的关系式。塑性变形过程中, 能量的耗散包含动态软化过程中所消耗的能量, 还有各种损伤缺陷的产生。耗散图的作用就是根据耗散的大小, 判别变形机理。利用热加工图确定了 Ti-6Al-2.5V-1.5Fe-0.15O 合金变形时存在 2 个明显的失稳区。如图 5 中红色区域所示。

图 6 为 Ti-6Al-2.5V-1.5Fe-0.15O 合金失稳变形区组织。在应变速率为 $0.31 \sim 1 \text{ s}^{-1}$ 、变形温度为 $950 \sim 1070 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 区域内, 合金易发生剪切, 形成绝热剪切带。而应变速率为 $0.001 \sim 0.003 \text{ s}^{-1}$ 、变形温度为 $990 \sim 1030 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 失稳区变形, 晶粒被明显拉长, 晶界弯曲明显。

图 7 为稳定变形区的组织, 对应于耗散系数 η 值

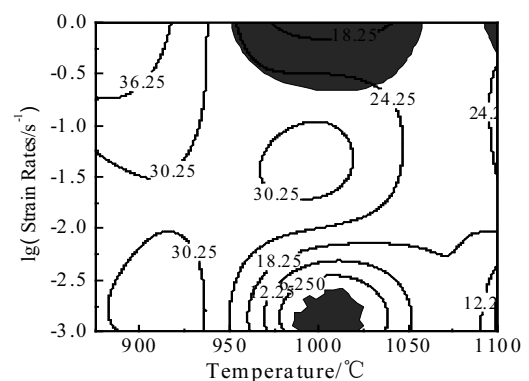


图 5 Ti-6Al-2.5V-1.5Fe-0.15O 热加工图

Fig.5 Hot processing map of Ti-6Al-2.5V-1.5Fe-0.21O

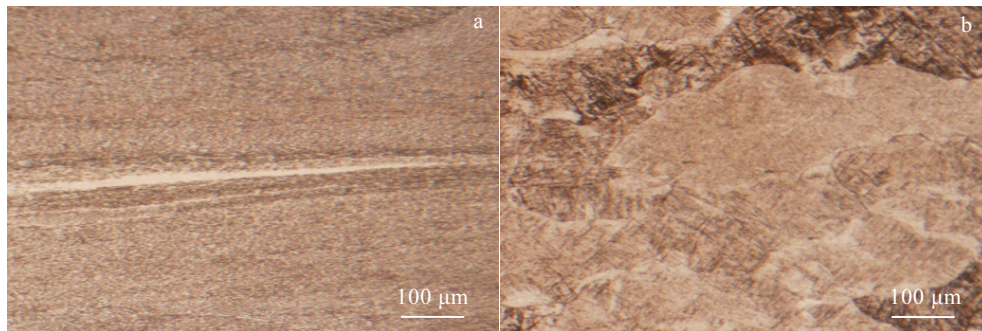


图 6 Ti-6Al-2.5V-1.5Fe-0.15O 合金失稳变形区组织

Fig.6 Microstructures of instability deformation zone in Ti-6Al-2.5V-1.5Fe-0.15O alloy: (a) $0.1 \text{ s}^{-1}/950 \text{ }^{\circ}\text{C}$ and (b) $0.001 \text{ s}^{-1}/1000 \text{ }^{\circ}\text{C}$

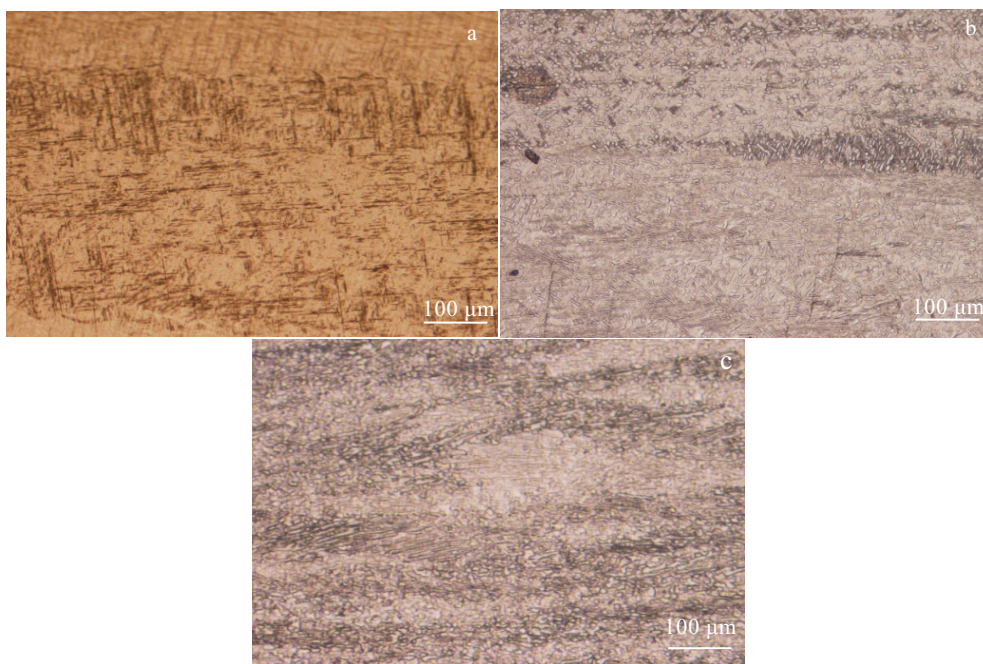


图 7 Ti-6Al-2.5V-1.5Fe-0.15O 合金稳定变形区的组织

Fig.7 Microstructures of Ti-6Al-2.5V-1.5Fe-0.15O alloy in stability deformation zone: (a) $0.1 \text{ s}^{-1}/1000 \text{ }^{\circ}\text{C}$; (b) $0.1 \text{ s}^{-1}/900 \text{ }^{\circ}\text{C}$; (c) $0.001 \text{ s}^{-1}/950 \text{ }^{\circ}\text{C}$

较高。图 7a 为应变速率 0.1 s^{-1} 、变形温度为 $1000 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 时变形组织。可以看到其变形组织主要由粗大的 β 晶粒组成，晶粒内部分布着细小的针状马氏体，变形机制以动态回复为主，再结晶晶粒较少。而图 7b、7c 为两相区变形，可以看出晶粒内部出现细小的球化 α 相，随着应变速率的降低球化率降低，动态再结晶增强。

结合稳态区以及失稳区变形组织，可知热加工图可以准确预测失稳区。低温高应变速率时，合金的流变应力值高，软化机制包括动态球化以及动态再结晶，而低应变速率时， α 球化率高， α 相分布更加均匀。而且流

变应力低，适宜锻造过程，具体加工参数为应变速率为 $0.001 \sim 0.01 \text{ s}^{-1}$ ，变形温度为 $875 \sim 925 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 。

3 结 论

1) 变形温度升高，应变速率降低，流变应力降低，Ti-6Al-2.5V-1.5Fe-0.15O 合金属于负温度及正应变敏感材料。

2) 建立了基于考虑应变影响的 Arrhenius 本构模型的 $\alpha+\beta$ 两相区以及 β 单相区本构方程。两相区平均热激活能为 398.824 kJ/mol ，远大于纯钛自激活能，表

明热变形软化机制与动态再结晶有关。单相区热激活能为 210.93 kJ/mol, 略大于纯钛自激活能, 以动态回复为主。

3) 基于动态材料模型以及 Prasad 失稳准则, 建立了 Ti-6Al-2.5V-1.5Fe-0.15O 合金的热加工图, 预测了失稳区域, 该区域易发生绝热剪切现象。合金适宜热变形区为应变速率为 $0.001\sim 0.01\text{ s}^{-1}$, 变形温度为 $875\sim 925\text{ }^{\circ}\text{C}$ 。

参考文献 References

- [1] Wang Jinyou(王金友), Ge Zhiming(葛志明), Zhou Bangyan(周彦邦). *Titanium Alloys for Aviation*(航空用钛合金)[M]. Shanghai: Shanghai Science and Technology Press, 1985: 11
- [2] Lu Jinwen(卢金文), Ge Peng(葛鹏), Zhao Yongqing(赵永庆) *et al. Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程)[J], 2014, 43(6): 1441
- [3] Turner P. *Advanced Materials and Processes*[J], 1993, 143(1): 42
- [4] Zhu Zhishou(朱知寿), Shang Guoqiang(商国强), Wang Xinnan(王新南) *et al. Titanium Industry Progress*(钛工业进展)[J], 2013, 29(6): 1
- [5] Fujii H, Fujisawa K, Ishii M *et al. Nippon Steel Technical Report*[J], 2002, 85: 107
- [6] Zhao Yongqing(赵永庆), Li Yuelu(李月璐), Wu Huan(吴欢) *et al. Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程)[J], 2004, 33(1): 66
- [7] Sun Zhichao(孙志超), Yang He(杨合), Shen Changwu(沈昌武). *Forging and Stamping Technology*(锻压技术)[J], 2008, 33(2): 110
- [8] Feng Liang, Qu Henglei, Zhao Yongqing *et al. Journal of Aeronautical Materials*[J], 2004, 24(4): 11
- [9] Sellars C M, McTegart W J. *Acta Metallurgica*[J], 1966, 14(9): 1136
- [10] Zener C, Hollomon J H. *Journal of Applied Physics*[J], 1944, 15: 22
- [11] Pilehva F, Zarei-Hanzaki A, Ghambari M *et al. Materials & Design*[J], 2013, 51: 457
- [12] Porntadawit J, Uthaisangsuk V, Choungthong P. *Materials Science and Engineering A*[J], 2014, 599: 212
- [13] Chai R, Guo C, Yu L. *Materials Science and Engineering A*[J], 2012, 534: 101
- [14] Zeng Weidong(曾卫东), Zhou Yigang(周义刚), Zhou Jun(周军) *et al. Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程) [J], 2006, 35(5): 673
- [15] Prasad Y, Gegel H L, Doraivelu S M *et al. Metallurgical Transactions A*[J], 1984, 15(10): 1883

Hot Deformation and Processing Maps of Low Cost Ti-Al-V-Fe-O Alloy

Luo Liangshun¹, Wang Fuxin¹, Wu Xiaoming³, Wang Liang¹, Su Yanqing¹, Shi Yaming², Guo Jingjie¹, Fu Hengzhi¹

(1. National Key Laboratory for Precision Hot Processing of Metals, Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, China)

(2. Engineering Technology Research Center of Titanium Products and Application of Yunnan Province, Chuxiong 651209, China)

(3. Xi'an Space Engine Factory, Xi'an 710100, China)

Abstract: Low cost Ti-6Al-2.5V-1.5Fe-0.15O titanium alloys were prepared by a consumable vacuum arc furnace. Thermal simulation experiments were carried out by Gleeble-1500D thermal simulator at different deformation temperatures ($875\sim 1100\text{ }^{\circ}\text{C}$) and strain rates ($0.001\sim 1\text{ s}^{-1}$) under 70% deformation. Then phase equations of two phase and single phase were established based on Arrhenius model, considering the influence of strain. The processing map was built by DMM and Prasad instability criterion. The results show that the alloy belongs to negative temperature and normal strain sensitivity material. The average thermal activation energy of two phase is 398.824 kJ/mol, which is bigger than that of the pure titanium, indicating the softening mechanism is related to the dynamic recrystallization. The average thermal activation energy of single phase is 210.93 kJ/mol, which is slightly higher than that of the pure titanium, and the softening is related to the dynamic recovery. Two flow instability zones appear on the processing map; the adiabatic shear easily occurs at moderate temperature ($950\sim 1070\text{ }^{\circ}\text{C}$) and high strain rate ($0.31\sim 1\text{ s}^{-1}$). The suitable zone for processing is the strain rate range of $0.001\sim 0.01\text{ s}^{-1}$ and temperature range of $875\sim 925\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Key words: low cost; hot deformation; constitutive equations; processing map

Corresponding author: Luo Liangshun, Ph. D., Associate Professor, National Key Laboratory for Precision Hot Processing of Metals, Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, P. R. China, Tel: 0086-451-86413910, E-mail: luols@hit.edu.cn