

# 基于加工图的 2 种 TC4-xFe 合金的热变形行为

朱晓弦<sup>1</sup>, 常辉<sup>1</sup>, 谢英杰<sup>2</sup>, 丁陵<sup>1</sup>, 李辉<sup>2</sup>, 崔予文<sup>1</sup>, 李佳佳<sup>1</sup>,  
唐进<sup>2</sup>, 周廉<sup>1</sup>

(1. 南京工业大学, 江苏 南京 210009)

(2. 西部金属材料股份有限公司, 陕西 西安 710201)

**摘要:** 利用 Gleeble 3800 热模拟试验机对 2 种 TC4-xFe 合金在应变速率范围为 1~10 s<sup>-1</sup>, 变形温度介于 800~950 °C 之间, 工程应变量为 60% 条件下的热变形行为进行研究。通过对应力应变曲线的分析研究, 建立了以变形温度、应变速率和真应力为参数的本构方程。TC4-0.18Fe 和 TC4-0.55Fe 合金计算得到的变形激活能分别为 550.77 和 420.57 kJ/mol。基于动态材料学模型, 构造出合金在真应变为 0.92 下各自的加工图, 借此来评估合金的流变失稳区并优化相应的工艺参数。结果表明: 这 2 种合金的理想加工条件为 950 °C/5~10 s<sup>-1</sup>, 功率耗散效率分别为 0.52 和 0.47。

**关键词:** 钛合金; 热变形行为; 本构方程; 加工图

中图分类号: TG146.2\*3

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2017)S1-204-07

钛合金室温下加工变形困难, 一般在高温下进行锻造加工。但高温下塑性变形的流变抗力较大, 合金对变形温度和应变速率较为敏感, 因此有必要对钛合金的高温热变形行为及其组织演变规律进行系统的研究。

TC4 钛合金具有密度低、强度较高以及耐腐蚀性好等优势<sup>[1]</sup>, 已广泛用于飞机起落架、发动机叶片以及汽车连杆等零部件上, 其消耗量约占钛材的 50%。但 TC4 钛合金在室温条件下抗拉强度相对较低, 无法满足高强度的应用需求。樊亚军等人研究发现, TC4 钛合金中添加少量的 Fe 元素能有效地提高合金的抗拉强度, 同时确保合金的塑性未有明显下降<sup>[2]</sup>。目前对于 Fe 掺杂的 TC4 合金的热变形行为及加工图的研究尚未见报道。

本研究通过热模拟压缩试验来探讨不同变形温度和变形速率下 TC4-xFe 合金应力应变曲线的变化规律, 采用热加工图来研究该合金的高温软化行为及组织演变规律, 同时分析 Fe 元素的添加对 TC4 钛合金流变抗力的影响, 从而确定合金的高温变形机制, 为钛合金热加工工艺参数的制定提供理论支持。

## 1 实验

实验材料为 Ti-6Al-4V-0.18Fe (F1 试样) 和 Ti-6Al-4V-0.55Fe (F2 试样) 开坯锻材, 化学成分(质量成分) 如表 1 所示。F1 合金和 F2 合金的  $\beta$  转变温

度分别为 981 和 970 °C。合金变形前组织为细长状  $\alpha$  相整齐排列于原始  $\beta$  晶粒中, 原始  $\beta$  晶界清晰可见, 组织形貌呈现大面积的魏氏组织和少许网篮组织, 如图 1 所示。热模拟压缩试样尺寸为  $\phi 8 \text{ mm} \times 12 \text{ mm}$ , 热变形压缩实验在 Gleeble 3800 热模拟机上进行, 实验温度为 800、850、900、950 °C; 应变速率为 1、5、10 s<sup>-1</sup>, 最大变形程度为 60%。试样两端涂上二硫化钼润滑剂以减小摩擦的同时黏贴钽片增强导电性, 实验后立即水冷至室温以保留变形组织。然后沿与压缩轴平行的方向切割试样, 采用 ZEISS 金相显微镜对变形组织进行观察, 金相试样腐蚀液为 HF:HNO<sub>3</sub>:H<sub>2</sub>O=1:2:7。

## 2 结果与讨论

### 2.1 流变应力特征

F1 及 F2 合金在  $\alpha+\beta$  两相区的应力应变曲线如图 2 所示。从图 2 中可发现曲线的明显特征: 小应变

表 1 2 种钛合金化学成分

Table 1 Chemical compositions of two kinds of titanium alloys

(wt%)							
Samples	Ti	Al	V	Fe	O	C	N
F1	Bal.	6.37	4.23	0.20	0.12	0.008	0.015
F2	Bal.	6.38	4.17	0.51	0.12	0.013	0.014

收稿日期: 2016-12-06

基金项目: 江苏省材料科学与工程优势学科 (PAPD); 国家国际科技合作专项 (2015DFA51430); 国家材料环境腐蚀平台

作者简介: 朱晓弦, 男, 1992 年生, 硕士生, 南京工业大学材料科学与工程学院, 江苏 南京 210009, E-mail: zxx747771169@163.com

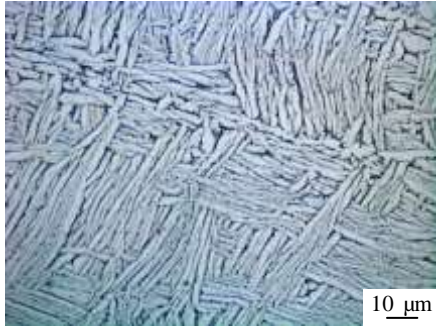


图 1 F2 合金变形前组织

Fig.1 Microstructure of F2 alloy before deforming

下由于加工硬化效应，导致合金流变应力随变形程度的增大迅速到达流变应力峰值，随后由于流变软化效应（动态回复或动态再结晶）的增强致使流变应力随应变量的增加逐渐减小，最终达到平衡状态<sup>[3,4]</sup>。

对比不同变形温度、变形速率下的流变曲线，发

现流变应力峰值随着应变速率的增加以及变形温度的降低而增加。应变速率的增加导致变形时间的缩短，单位时间内的塑性变形量增加，致使合金中生成大量新位错，使得合金内部的畸变程度加剧，而合金往往来不及进行动态回复和动态再结晶或者进行的不充分，位错得不到有效释放，导致流变应力增加，故在 10 s<sup>-1</sup> 的应变速率下可见流变应力值以近乎直线的形式增加至应力峰值处。

变形温度的升高，峰值应力会降低同时流变应力的下降速度会减缓，这是因为随着变形温度的升高，材料的热激活作用会增强，原子的平均动能增大，晶体内产生滑移的临界分切应力减小，从而减小了对材料位错运动和晶面间滑移的阻碍。并且变形温度的升高会造成动态回复和动态再结晶等软化机制更容易进行，使得位错密度降低，削弱了使流变应力增大的加工硬化效应<sup>[5]</sup>。

另外，较多 Fe 元素的添加会降低合金高温变形下的流变抗力，能有效地改善合金的热加工性能。

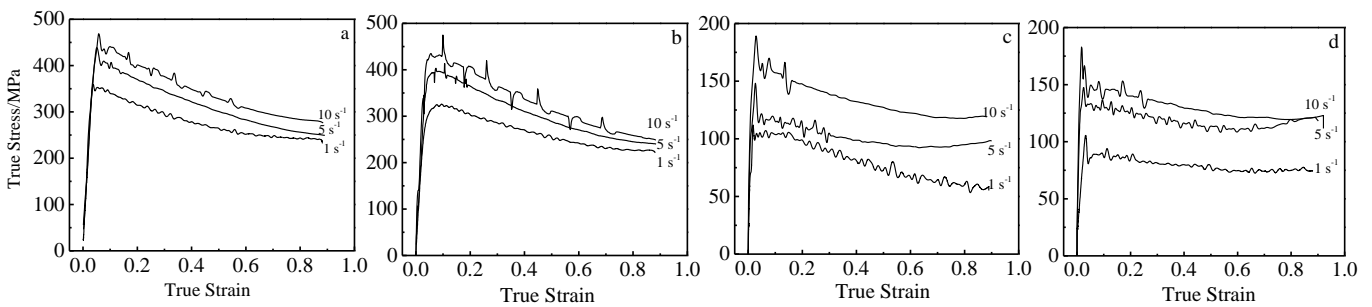


图 2 F1 和 F2 合金在不同温度和应变速率下的真应力-真应变曲线

Fig.2 Flow true stress-true strain curves for F1 (a, c) and F2 (b, d) alloys at different temperatures and strain rates: (a, b) 800 °C and (c, d) 950 °C

## 2.2 本构方程的建立

根据钛合金应力应变曲线的特点，采用包含形变激活能  $Q$  (J/mol) 和温度  $T$  (K) 的 Arrhenius 关系来描述这种热激活稳态变形行为，有 3 种表达形式<sup>[6]</sup>：

低应力水平下：

$$\dot{\epsilon} = A_1 \sigma^{n_1} \exp(-Q/RT) \quad (1)$$

高应力水平下：

$$\dot{\epsilon} = A_2 \exp(\beta\sigma) \exp(-Q/RT) \quad (2)$$

所有应力水平下：

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

式中， $\dot{\epsilon}$  为应变速率 (s<sup>-1</sup>)， $\sigma$  为流变峰值应力 (MPa)， $A_1$ 、 $A_2$ 、 $A$ 、 $n_1$ 、 $n$  和  $\beta$  为与变形温度无关的常数， $R$  为气体常数 (8.314 J/mol K)。

对式 (1)、式 (2) 和式 (3) 分别取自然对数后：

$$\frac{1}{n_1} = \frac{\partial \ln \sigma}{\partial \ln \dot{\epsilon}} \quad (4)$$

$$\frac{1}{\beta} = \frac{\partial \sigma}{\partial \ln \dot{\epsilon}} \quad (5)$$

$$\frac{1}{n} = \frac{\partial \ln [\sinh(\alpha\sigma)]}{\partial \ln \dot{\epsilon}} \quad (6)$$

分别绘制  $\ln \sigma - \ln \dot{\epsilon}$  和  $\sigma - \ln \dot{\epsilon}$  的关系图，如图 3 所示。采用最小二乘线性拟合的方法求得  $n_1$  和  $\beta$  的平均值。由  $\alpha = \beta/n_1$  求出  $\alpha$  值，并代入 (6) 式绘制出

$\ln [\sinh(\alpha\sigma)] - \ln \dot{\epsilon}$  关系图，如图 4 所示，从而求出  $n$  的平均值。

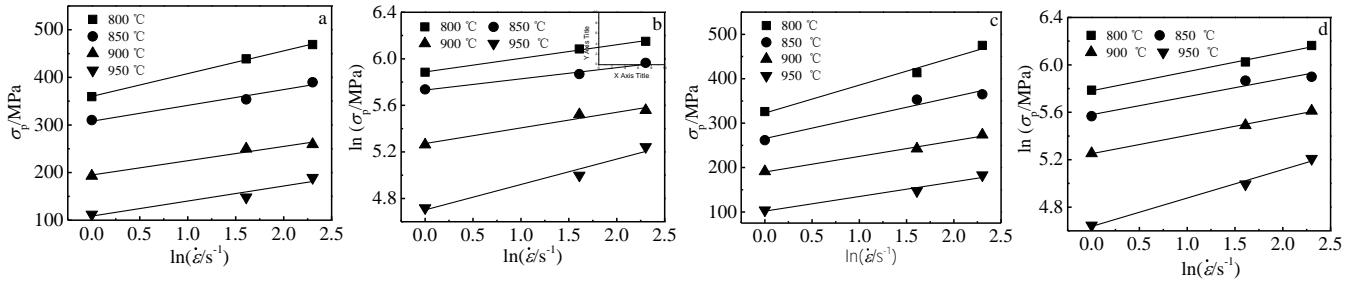


图 3 F1 和 F2 合金应变速率与峰值应力的关系

Fig.3 Relationship between strain rates and peak stress for F1 (a, b) and F2 (c, d) alloy: (a, c)  $\sigma_p - \ln \dot{\epsilon}$  and (b, d)  $\ln \sigma_p - \ln \dot{\epsilon}$

F1 合金： $n_1=7.0728$ ， $\beta=2.8039 \times 10^{-2}$ ， $\alpha=3.9644 \times 10^{-3}$ ， $n=5.2265$ ；对于 F2 合金： $n_1=5.6612$ ， $\beta=2.2480 \times 10^{-2}$ ， $\alpha=3.9709 \times 10^{-3}$ ， $n=4.1944$ 。

Zener-Hollomon 研究发现变形温度和应变速率可用温度补偿的变形速率因子  $Z$  来表示：

$$Z = \dot{\epsilon} \exp(Q/RT) = A[\sinh(\alpha\sigma)]^n \quad (7)$$

当应变速率为常数时，假定一定温度范围内形变激活能  $Q$  值保持不变，对 (7) 式取自然对数后，整理得：

$$Q = Rn \cdot \frac{\partial \ln[\sinh(\alpha\sigma)]}{\partial(1000/T)} \quad (8)$$

绘制出  $\ln[\sinh(\alpha\sigma)] - (1000/T)$  关系图，如图 5 所示。分别求得 F1 合金中直线的平均斜率为 12.6743，F2 合金为 12.0596。从而求得 F1 合金和 F2 合金的形变激活能  $Q$ ： $Q(F1)=550.77 \text{ kJ/mol}$ ， $Q(F2)=420.57 \text{ kJ/mol}$ 。

由图 4 可知， $\ln[\sinh(\alpha\sigma)] - \ln \dot{\epsilon}$  关系图中拟合直线的截距为  $(1/n) \cdot (Q/RT - \ln A)$ ，由已知的  $Q$  值和  $n$  值可计算出相应的  $A$  值。F1 合金： $A=e^{57.6324}$ ；F2 合金： $A=e^{44.4868}$ 。将  $Q$  值带入式 (7) 中，求出不同变形速率和变形温度下的  $Z$  值。图 6 为  $\ln Z - \ln[\sinh(\alpha\sigma)]$  关系图，

经过线性拟合后，F1 及 F2 合金各自的校正决定系数分别为 0.968 79 和 0.971 76，表明均具有良好的线性关系。

基于以上参数，最终得到这 2 种合金的本构方程：

F1 合金：

$$\dot{\epsilon} = 1.0701 \times 10^{25} [\sinh(3.9644 \times 10^{-3} \sigma)]^{5.2265} \exp(-550.77 \times 10^3 / RT)；$$

F2 合金：

$$\dot{\epsilon} = 2.0911 \times 10^{19} [\sinh(3.9709 \times 10^{-3} \sigma)]^{4.1944} \exp(-420.57 \times 10^3 / RT)。$$

### 2.3 热加工图

2 种合金的热加工图通过动态材料模型<sup>[7]</sup>来予以建立，该模型认为塑性变形过程中外界输入的总能量

( $P$ ) 消耗在两方面：转变为热能所消耗的能量 ( $G$ ) 以及组织变化所消耗的能量 ( $J$ )。2 种能量所占的比例由应变敏感指数  $m$  所决定<sup>[8]</sup>：

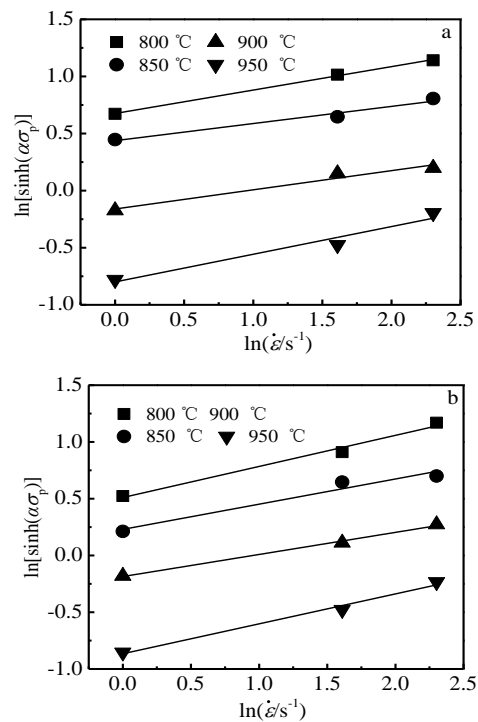


图 4 F1 和 F2 合金不同变形温度下  $\ln[\sinh(\alpha\sigma_p)] - \ln \dot{\epsilon}$  关系

Fig.4 Relationship between  $\ln[\sinh(\alpha\sigma_p)] - \ln \dot{\epsilon}$  at different temperatures for F1(a) and F2(b) alloys

$$m = \frac{\partial J}{\partial G} = \frac{\partial(\ln \sigma)}{\partial(\ln \dot{\epsilon})} \quad (9)$$

$m=1$  表示材料处于理想线性耗散状态。采用  $\eta$  值来反映材料的功率耗散效率： $\eta = 2m/(m+1)$ ， $\eta$  值随应变速率和变形温度的变化形成不同区域的功率耗散图。同时依据流变失稳判据<sup>[9]</sup>：

$$\xi(\dot{\epsilon}) = \frac{\partial \ln[m/(m+1)]}{\partial \ln \dot{\epsilon}} + m < 0 \quad (10)$$

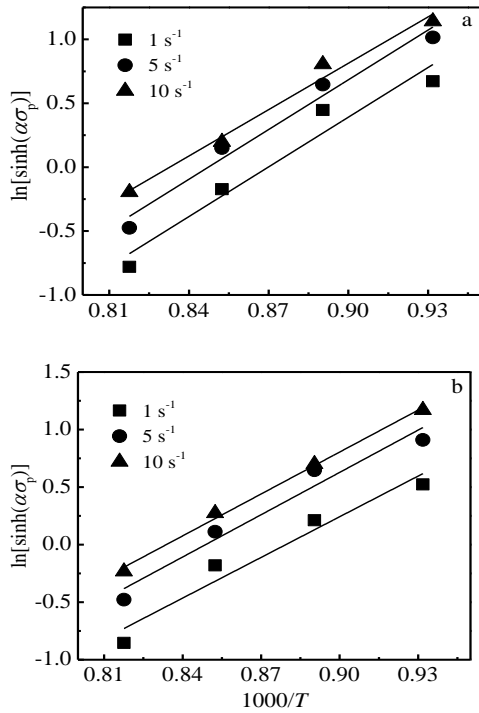


图 5 F1 和 F2 合金不同应变速率  $\ln[\sinh(\alpha\sigma_p)]-(1000/T)$  关系  
 Fig.5 Relationship between  $\ln[\sinh(\alpha\sigma_p)]$  and  $(1000/T)$  at different strain rates for F1 (a) and F2 (b) alloys

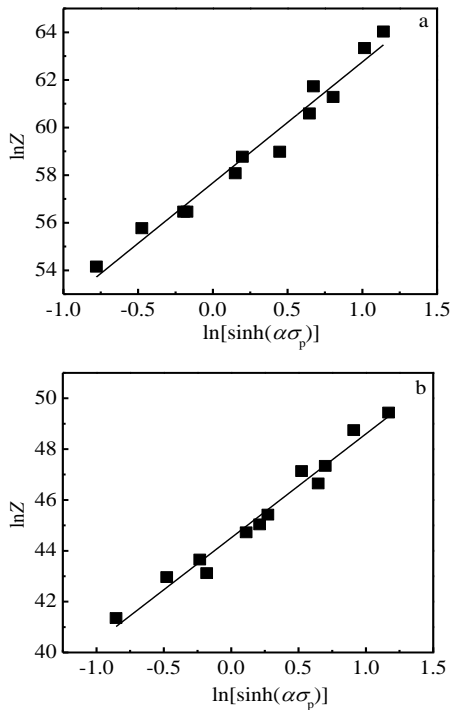


图 6 F1 和 F2 合金中  $\ln Z - \ln[\sinh(\alpha\sigma_p)]$  的关系  
 Fig.6 Relationship between  $\ln Z$  and  $\ln[\sinh(\alpha\sigma_p)]$  for F1 (a) and F2 (b) alloys

在功率耗散图中标出  $\xi(\dot{\epsilon})$  值为负的区域，得到最终的热加工图。真应变量为 0.92 下，F1 和 F2 合金的热加工图如图 7 所示，图中等值线表示能量耗散效率相同的区域，相应的数值代表  $\eta$  值，灰色阴影区为流变失稳区。

从图中可以看出，F1 试样的流变失稳区在温度范围为 800~810 °C、应变速率为 2.2~9.0 s<sup>-1</sup> 以及温度范围为 860~930 °C、应变速率为 1.6~10 s<sup>-1</sup> 的 2 个区域；而功率耗散效率值最高为 0.52，出现在温度为 950 °C、应变速率为 10 s<sup>-1</sup> 处。F2 试样的流变失稳区在温度范围为 810~890 °C、应变速率为 1.6~10 s<sup>-1</sup>；功率耗散效率值最高为 0.47，同样出现在温度为 950 °C、应变速率为 10 s<sup>-1</sup> 处。

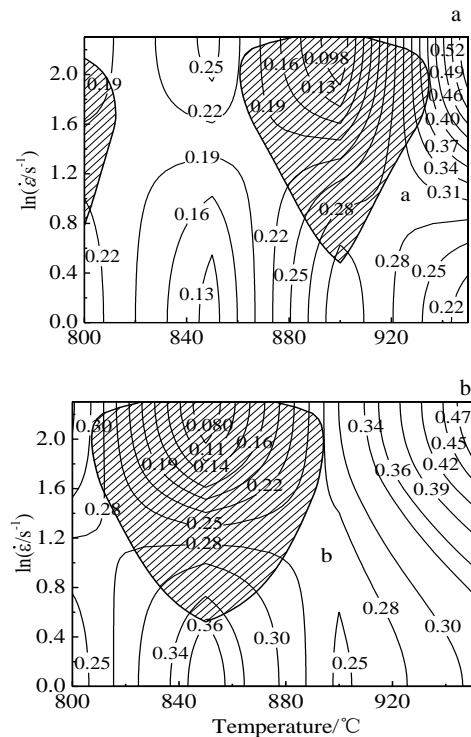


图 7 F1 和 F2 合金的热加工图  
 Fig.7 Hot processing maps of F1 (a) and F2 (b) alloys

高温塑性变形时需要尽量避免这些加工失稳区和相应的加工参数。当然，为了证实可靠加工参数的准确性，可以通过对变形试样的显微组织进行观察来予以确认。

### 2.4 显微组织分析

从热加工图中可得知加工安全区中温度为 950 °C、应变速率为 10 s<sup>-1</sup> 处对应着 F1 和 F2 合金功率耗散效率最大值。图 8 为 F1 合金在 950 °C 时不同应变速率下的显微组织。图 8a 中 10 s<sup>-1</sup> 应变速率下原始  $\beta$  晶界变模糊，片层  $\alpha$  相出现不同程度的球化，原本细长状  $\alpha$  相变短变粗（长宽比变小），有等轴化的倾向。板条剪切球化模

型能形象地描述片状组织球化过程<sup>[10]</sup>: 较大应变下, 与施加应力呈有利取向的少量  $\alpha$  片簇会加入到剪切变形中, 同时使相邻不利取向的  $\alpha$  相发生转动, 为进一步剪切提供条件; 沿着剪切线产生位错; 交滑移产生的回复使交滑移面上的异号位错相互抵消, 而同号位错群则沿着剪切线成核形成界面; 为使界面表面能降至最小, 界面因扩散产生迁移最终形成球状组织。

球化现象往往会出现动态再结晶。从图 8b 中可观察到明显的动态再结晶现象。动态再结晶的出现与界面形核以及界面迁移长大有关, 由于晶界处具有较大的重结晶驱动力, 因此重结晶形核最初易发生在晶界处<sup>[11]</sup>。同时高温 (950 °C)、较低应变速率 ( $1 \text{ s}^{-1}$ ) 下更有利于动态再结晶, 这是由于 950 °C 靠近合金的相变点, 热变形过程中大量  $\alpha$  相转变为  $\beta$  相, bcc 结构的  $\beta$  相相对于 hcp 结构的  $\alpha$  相具有较多的滑移系以及良好的塑性, 合金高温塑性变形的流变抗力相对较低, 同时在较低应变速率下, 合金具有充足时间来进行动态再结晶。

图 9 为 F1 合金在变形温度为 800 °C、应变速率为  $10 \text{ s}^{-1}$  下的变形微观组织, 对比图 8a 可明显发现随着变形温度的降低, 片层球化会逐渐减少。同时由于变形温度较低, 合金变形所受的流变抗力较大, 原始片状  $\alpha$  相出现了扭结现象。S. Mironov 等<sup>[12]</sup>认为当  $\alpha$  片层方向与压缩轴方向近乎平行时, 片状  $\alpha$  相便会发生扭结现象。否则  $\alpha$  片层将随着应变量的增加发生旋转, 直到  $\alpha$  相平面与载荷加载方向垂直, 同时  $\alpha$  片层的厚度也会相应减小。

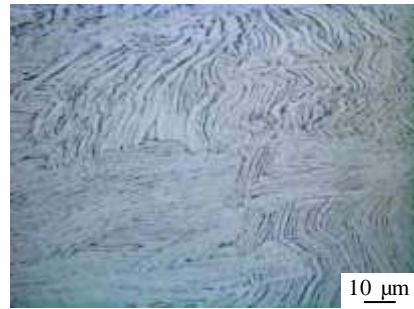


图 9 F1 合金的变形微观组织  
Fig.9 Microstructure of F1 alloy deformed at 800 °C and  $10 \text{ s}^{-1}$

扭结的层状  $\alpha$  相在热变形过程中尤其限制球化现象出现, 往往利于流变剪切带的形成, 具有热加工不稳定性。

图 10 为 F2 合金在 950 °C 时不同应变速率下的微观组织,  $5 \text{ s}^{-1}$  下出现了动态再结晶现象, 相较于 F1 合金能在更高应变速率下发生动态再结晶。这是因为 Fe 作为强  $\beta$  稳定化元素, Fe 元素的添加会导致合金  $\beta$  转变温度下降, 950 °C 下 F2 合金具有较多易变形的  $\beta$  相, 造成合金流变抗力下降 (如图 2 所示)。另外, 由于间隙元素溶于  $\beta$  相中形成成对空位同时具有较高的空位浓度, 提高了  $\beta$  相中的扩散效率, 致使控制动态再结晶行为的晶界迁移率得以增大, 从而共同促使产生该现象的应变速率得到相应的增大<sup>[13]</sup>。这也表明 F2 合金由于具有较高的 Fe 含量, 因而具备更好的热加工性。而在应变速率

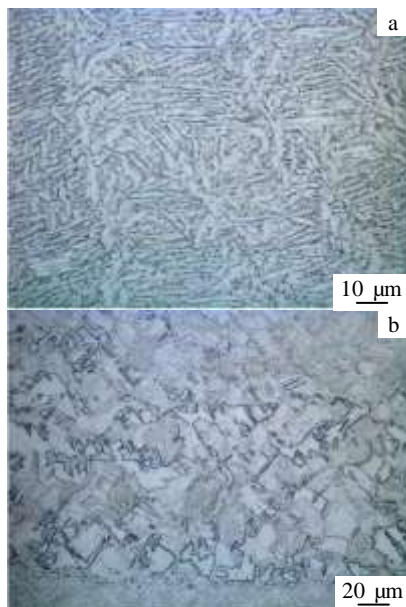


图 8 950 °C 时不同应变速率下的 F1 合金组织  
Fig.8 Microstructures of F1 alloy deformed at 950 °C: (a)  $10 \text{ s}^{-1}$  and (b)  $1 \text{ s}^{-1}$

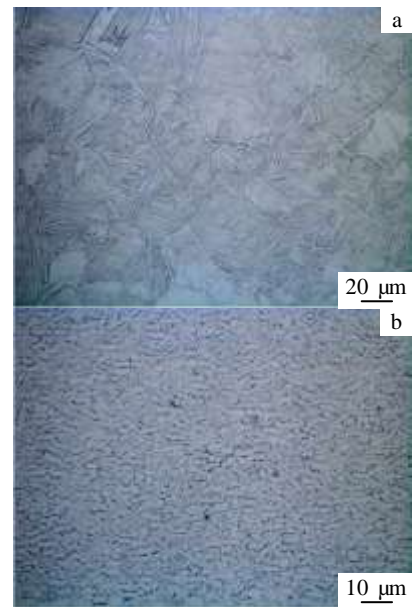


图 10 950 °C 时不同应变速率下的 F2 合金组织  
Fig.10 Microstructures of F2 alloy deformed at 950 °C: (a)  $5 \text{ s}^{-1}$  and (b)  $10 \text{ s}^{-1}$



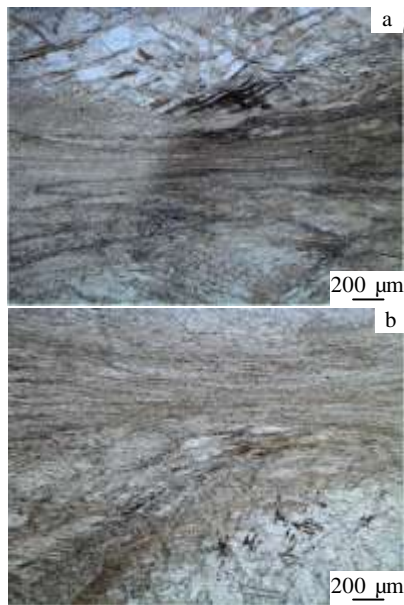


图 11 F1 和 F2 合金热变形中的流变失稳现象

Fig.11 Flow instability phenomena of F1 and F2 alloys during hot deformation: (a) F1 alloy at 900 °C and 10 s<sup>-1</sup>; (b) F2 alloy at 850 °C and 10 s<sup>-1</sup>

为 10 s<sup>-1</sup> 下变形时, 原始片状 α 相的球化则非常明显, 产生了大面积的等轴状 α 相, 晶粒整体较为细小。

然而, 根据对合金加工图的分析得知, F1 合金存在 2 处流变失稳区, F2 合金中存在一处流变失稳区。图 11 是 F1 和 F2 合金分别在 900 °C/10 s<sup>-1</sup> 和 850 °C/10 s<sup>-1</sup> 下变形试样的微观组织。从图中可明显观察到形成了与变形压缩轴相垂直的局部流变带, 出现了流变失稳现象。由于流变带的形成会使大部分输入能量转变为热能, 因而该区域的功率耗散效率值往往相对较低<sup>[14]</sup>。局部流变带与高应变速率下材料局部的温度升高有关。热加工过程中由于变形时间的不足以及合金较低的热导率, 会造成沿着合金流动方向产生局部流变失稳现象<sup>[11,15]</sup>。这些流变失稳区域往往不利于材料热变形加工, 因而在合金加工方案的设计中需要考虑这些流变失稳区, 尽量予以避免。

### 3 结 论

1) F1(Ti-6Al-4V-0.18Fe) 合金和 F2(Ti-6Al-4V-0.55Fe) 合金的热变形行为对变形温度和应变速率的变化较为敏感, 流变应力峰值随着应变速率的增加以及变形温度的降低而增加。同时 Fe 含量的增加会促使合金流变应力峰值下降, 能改善合金的热加工性能。

2) 由 Arrhenius 关系式得到了 F1 和 F2 合金的本构方程, F1 合金的本构方程为:

$$\dot{\epsilon} = 1.0701 \times 10^{25} \left[ \sinh(3.9644 \times 10^{-3} \sigma) \right]^{5.2265} \exp(-550.77 \times 10^3 / RT)$$

F2 合金的本构方程为:

$$\dot{\epsilon} = 2.0911 \times 10^{19} \left[ \sinh(3.9709 \times 10^{-3} \sigma) \right]^{4.1944} \exp(-420.57 \times 10^3 / RT)$$

3) F1 合金和 F2 合金理想的热加工参数在变形温度为 950 °C, 应变速率范围为 5~10 s<sup>-1</sup> 的区域。该区域内合金中原始片状组织发生较大程度的球化, 形成大面积等轴状 α 相。在较低应变速率下, 会出现明显的动态再结晶现象。该加工条件下, 试样高温塑性时变形抗力相对较低, 应变速率较大, 能满足高应变速率锻造的需求。

### 参考文献 References

- [1] Ge Changjian(葛长健), Li Miaoquan(李淼泉). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2014, 43(9): 2069
- [2] Fan Yajun(樊亚军), Cao Jimin(曹继敏), Yang Huabin(杨华斌) et al. *Heat Treatment of Metals*(金属热处理)[J], 2013, 38(3): 21
- [3] Momeni A, Abbasi S M. *Materials & Design*[J], 2010, 31(8): 3599
- [4] Liu Jinhao(刘金豪), Liu Jiansheng(刘建生), Xiong Yunsen(熊运森) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2013, 42(8): 1674
- [5] Peng Xiaona, Guo Hongzhen, Shi Zhifeng et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2014, 605: 80
- [6] Zhao Jingwei, Ding Hua, Zhao Wenjuan et al. *Computational Materials Science*[J], 2014, 92: 47
- [7] Prasad Y V R K, Gegel H L, Doraivelu S M et al. *Metallurgical Transactions A*[J], 1984, 15(10): 1883
- [8] Prasad Y V R K. *Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2003, 12(6): 638
- [9] Prasad Y V R K. *Indian J Technol*[J], 1990, 28: 435
- [10] Seshacharyulu T, Medeiros S C, Morgan J T et al. *Scripta Materialia*[J], 1999, 41(3): 283
- [11] Peng Wenwen, Zeng Weidong, Wang Qingjiang et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2013, 571: 116
- [12] Mironov S, Murzinova M, Zherebtsov S et al. *Acta Materialia*[J], 2009, 57(8): 2470
- [13] Prasad Y V R K, Seshacharyulu T, Medeiros S C et al. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2001, 108: 320
- [14] Shan Debin(单德彬), Shi Ke(史科), Xu Wenchen(徐文臣) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2009, 38(4): 632
- [15] Seshacharyulu T, Medeiros S C, Frazier W G et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2002, 325(1-2): 112

## Hot Deformation Behavior of Two Kinds of TC4-xFe Alloys Based on Processing Map

Zhu Xiaoxian<sup>1</sup>, Chang Hui<sup>1</sup>, Xie Yingjie<sup>2</sup>, Ding Ling<sup>1</sup>, Li Hui<sup>2</sup>, Cui Yuwen<sup>1</sup>, Li Jijia<sup>1</sup>, Tang Jin<sup>2</sup>, Zhou Lian<sup>1</sup>

(1. Nanjing Technology University, Nanjing 210009, China)

(2. Western Metal Materials Co., Ltd, Xi'an 710201, China)

**Abstract:** Hot deformation behavior of two kinds of TC4-xFe alloys have been investigated by a Gleeble 3800 thermal simulator in the strain rate range of 1~10 s<sup>-1</sup> and deformation temperature range of 800~950 °C with height reduction of 60%. Based on the analysis of the stress-strain curves, two constitutive equations have been obtained, using deformation temperature, strain rate and flow stress as parameters. The calculated apparent activation energies are 550.77 kJ/mol for TC4-0.18Fe alloy and 420.57 kJ/mol for TC4-0.55Fe alloy. In order to evaluate the flow instability areas and optimize relevant processing parameters, two processing maps were constructed at the true strain of 0.92 based on dynamic material model. The results show that the optimal processing condition with peaks in power dissipation of 0.52 and 0.47 is temperature of 950 °C and the strain rate of 5~10 s<sup>-1</sup>.

**Key words:** titanium alloys; hot deformation behavior; constitutive equation; processing map

---

Corresponding author: Chang Hui, Ph. D., Professor, School of Materials Science and Engineering, Nanjing Technology University, Nanjing 210009, P. R. China, E-mail: ch2006@njtech.edu.cn