

大尺寸 TiAl 合金 VAR 铸锭热变形特性研究

Hot Deformation Characteristics of Large Scale TiAl Alloy VAR Ingot

中航工业北京航空材料研究院 高帆 李臻熙

[摘要] 采用 Gleeble-1500 热模拟试验机研究了变形速率为 $10^{-3} \sim 10^0 \text{ s}^{-1}$, 变形温度为 $1000 \sim 1200 \text{ }^\circ\text{C}$ 时, 大尺寸 TiAl 合金 VAR 铸锭的热变形特性。结果表明, 与实验室中制备的小尺寸铸锭相比, 大尺寸 TiAl 合金 VAR 锭的具有更高的加工硬化率和应变速率敏感系数, 其发生动态再结晶所需的激活能更大, 为 493 kJ/mol 。构建出了合金的本构关系, 经验证本构关系计算得出的数据与试验数据偏离较小。

关键词: TiAl 合金 热变形 VAR 铸锭

[ABSTRACT] The hot deformation of industrial scale TiAl ingot is studied by Gleeble-1500. The deformation temperature is $1000 \sim 1200 \text{ }^\circ\text{C}$, and deformation strain rates is $10^{-3} \sim 10^0 \text{ s}^{-1}$. The results show that TiAl alloy VAR ingot exhibits higher hardening index and sensitive coefficient of strain rate. The calculated active energy is 493 kJ/mol . The constitutive equation is established by analyzing the true stress-strain curves. The results show that the values of prediction and experiment is quite similar.

Keywords: TiAl alloy Hot deformability VAR ingot

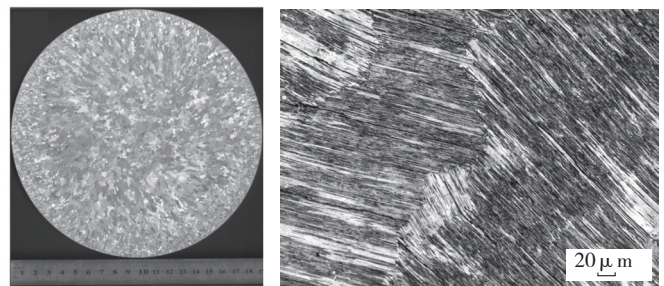
TiAl 合金具有高的比强度、比模量, 优良的抗蠕变和抗氧化性能, 是当前颇具发展前途的轻质高温结构材料^[1], 然而其固有的室温脆性和苛刻的加工窗口在很大程度上限制了其工程化应用进程^[2]。热加工^[3](锻造、挤压等)是有效改善 TiAl 合金组织, 提高合金室温塑性和高温变形性能行之有效的方法, 为此近些年来 TiAl 合金的变形特性得到了大量研究, 如微量 Ni 可以减小合金的峰值应力, 降低合金流变软化程度, 改善合金的流变行为。Hee Y.kim 等人发现在近 γ 、双态、全层片 3 种典型 TiAl 合金组织中, 近 γ 组织具有最小的峰值应力及软化程度。V.seetharaman 等人研究了不同尺寸层片团组织的热变形行为, 发现层片团尺寸越小, 峰值应力越小, 软化程度越小^[4-7]。并且已经在实验室中成功对 TiAl 合金进行了锻造、挤压, 获得了优异的变形组织及较好的力学性能。然而, 目前大多数 TiAl 合金热变形特性的研究多是针对实验室中真空感应熔炼制备的小

尺寸铸锭, 其直径一般小于 90 mm ^[4-8]。随着冶炼技术的发展, 采用真空自耗电弧方法制备直径在 200 mm 以上的 TiAl 合金铸锭已成为可能, 但由于冶炼方法的改变、铸锭直径的扩大, 铸锭组织与小尺寸铸锭将会有明显差异。而目前对真空自耗方法制备大尺寸 TiAl 合金铸锭热变形行为的研究仍较少。

本文研究了温度在 $1000 \sim 1200 \text{ }^\circ\text{C}$ 范围内, 应变速率为 $10^{-3} \sim 10^0 \text{ s}^{-1}$, 变形量为 50% 条件下 3 次真空自耗冶炼 200 mm 直径 TiAl 合金铸锭的热变形特性, 构建了合金的高温流变应力模型, 以期为大尺寸 TiAl 合金铸锭的热加工研究奠定理论基础。

1 试验材料及方法

采用 3 次 VAR (真空自耗电弧熔炼) 工艺制备出 $\phi 200 \text{ mm}$ TiAl 合金铸锭, 铸锭组织为全层片组织, 如图 1 所示。沿铸锭轴向切取 $\phi 7 \text{ mm} \times 10 \text{ mm}$ 圆柱试样用以研究铸锭的热变形行为(取样位置如图 2 所示), 圆柱试样两端面带有深 0.2 mm 的凹槽, 用于填充玻璃润滑剂以减少由端面摩擦引起的不均匀变形, 实现单轴压缩变形。热压缩试验采用 Gleeble-1500 热模拟试验机, 试验温度范围为 $1000 \sim 1200 \text{ }^\circ\text{C}$, 试压缩应变速率范围为 $10^{-3} \sim 10^0 \text{ s}^{-1}$ 。所有压缩试样均以 $20 \text{ }^\circ\text{C/s}$ 的加热速度加热, 温度升高至试验温度后保温 5 min 以保证温度分布均匀, 然后开始压缩变形, 压下量为 50%, 通过设备传感器记录变形过程中的载荷-位移关系曲线, 压缩过程中, 由焊接在试样侧面中部的热电偶实时测量温度, 并通过闭



(a) 低倍组织

(b) 高倍组织

图1 TiAl合金VAR铸锭
Fig.1 TiAl alloy VAR ingot

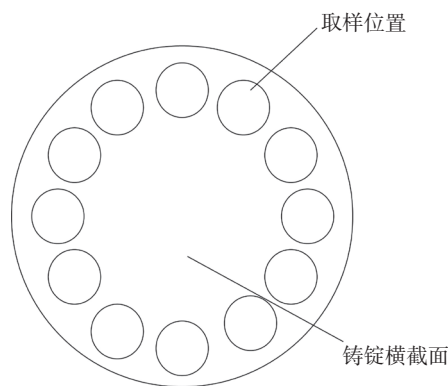


图2 Gleeble试样切取位置示意图

Fig.2 Schematic drawing of hot compressive specimens

环温控系统实现等温变形。将压后试样水淬冷却以保留材料的高温组织。

2 试验结果与讨论

2.1 真应力-真应变曲线

真应力-真应变曲线可反映材料流变应力与变形条件之间的关系,是材料组织性能变化的宏观表现^[9]。图3给出了TiAl合金VAR铸锭的真应力-真应变曲线。由图可知,在变形初始阶段,合金呈现明显的加工硬化特征,随着应变量的不断增加,流变软化作用不断增强,当真应力-真应变曲线出现峰值后,流变软化作用开始大于加工硬化作用。当流变软化作用与加工硬

化作用达到均衡时,真应力-真应变曲线上呈现出稳态流变。当应变速率 $\dot{\epsilon}$ 一定时,变形温度越高,流变应力越低,即流动应力对变形温度敏感。当变形温度较低时,真应力-真应变曲线基本上为应变软化型,即流变应力在较小的应变下达到峰值后随应变的继续增加而下降,下降趋势逐渐平缓,最后在某个应变附近趋于定值。该应变值的大小随应变速率的变化而变化,应变速率大时该应变也大。应变速率较高($>10^{-2}\text{s}^{-1}$)时,应力-应变曲线为应变软化型,当应变速率较低($\leq 10^{-2}\text{s}^{-1}$)、变形温度大于 1150°C 时,应力-应变曲线为稳态流动型,即随着应变量的增大,流变应力软化程度较小或保持恒定。变形温度对TiAl合金的软化程度也有较大影响,当变形温度升高或应变速率降低时,合金的流变应力软化程度均有所降低。当变形温度一定时,变形速率越高,流变应力越大,即流变应力对变形速率敏感,在试验变形温度范围内,流变应力在低应变速率段对应变速率的敏感性要低于高应变速率段对应变速率的敏感性。

2.2 TiAl合金VAR铸锭变形特征

目前,针对TiAl合金的热变形行为方面的研究多是针对真空感应悬浮(ISM)浇注小尺寸铸锭数据而构建的本构关系,制定的热加工工艺尚不能用于较大尺寸的锭型,为此,本文分析并计算了 $\phi 200\text{mm}$ TiAl合金VAR铸锭的加工硬化率、峰值应力对应的应变和应变速率敏感系数,与小尺寸铸锭的相关数据^[10-11]进行对比分析。

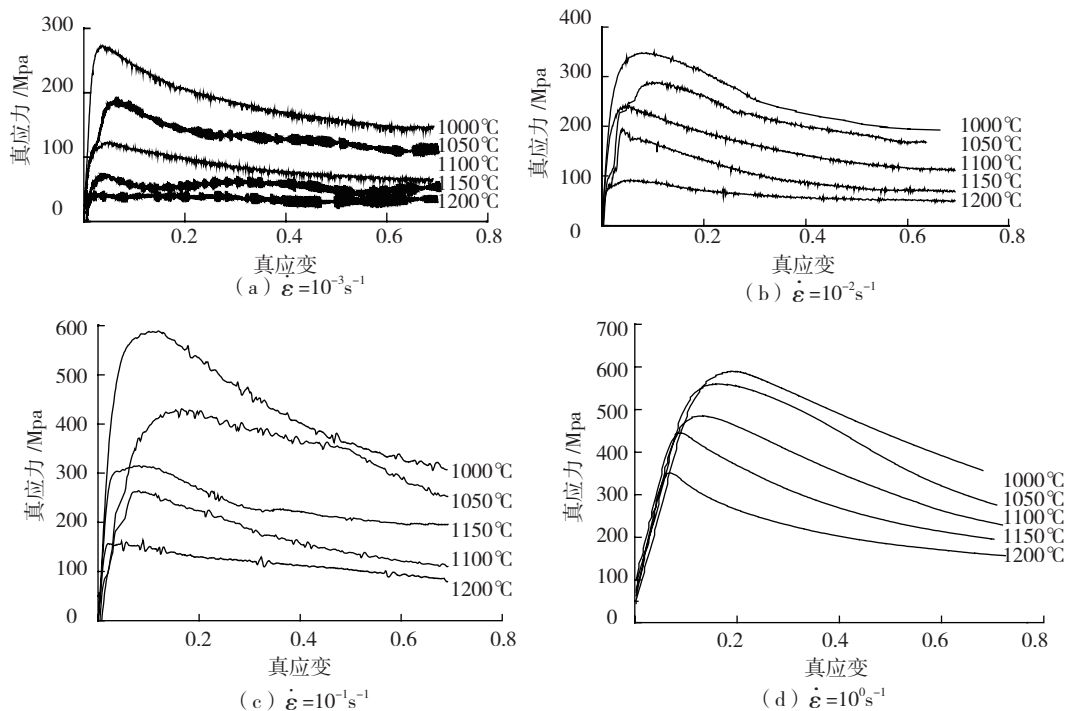


图3 TiAl合金在不同变形条件下压缩的真应力-真应变曲线

Fig.3 True stress-strain curves of TiAl alloy while compressing under different deformation conditions

2.2.1 加工硬化率

加工硬化率(n)描述了金属材料在变形过程中变形抗力随变形量增大而变化的趋势。在一定的应变速率($\dot{\epsilon}$)和变形温度(T)条件下,合金的加工硬化率为:

$$n = \left[\frac{\partial \sigma}{\partial \epsilon} \right]_{\epsilon, T} \quad (1)$$

将 $1100\text{ }^{\circ}\text{C} / 10^{-2}\text{ s}^{-1}$ 变形条件下, $\phi 60\text{mm}$ 感应悬浮浇注铸锭 (ISM) 及 $\phi 200\text{mm}$ 真空自耗锭 (VAR) 的加工硬化率值绘制成图 4。可知, ISM 铸锭的加工硬化率先很快降低,然后有所减缓。真空自耗 TiAl 合金铸锭加工硬化率的变化趋势与 ISM 铸锭相近。在相同的变形量下,0.021 真应变前,ISM 铸锭的加工硬化率低于真空自耗锭,而 0.021 真应变后,二者的加工硬化率相近,这是由于 ISM 铸锭中层片板条间距细,单位体积内作为位错源的层片板条界面较多,使得动态回复 / 再结晶发生得早并且较完全所致。

2.2.2 峰值应力及应变

针对流变曲线中随着应变量的增大,真应力开始增大而后又降低的事实,把真应力开始降低时所对应的变形量(ϵ_p)作为衡量应变硬化进行程度的一个相对量。由于 ϵ_p 所对应的变形量一般比较小,当变形量小于 ϵ_p

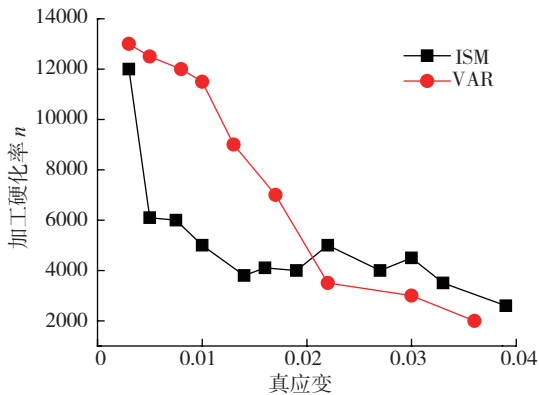
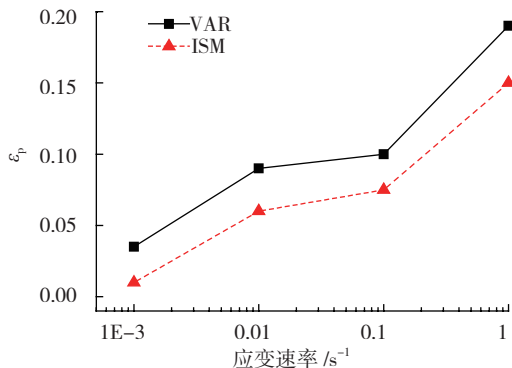


图4 1100°C/10⁻²s⁻¹时ISM锭与VAR锭加工硬化率

Fig.4 Work hardening rates of SIM and VAR ingot at 1100°C/10⁻²s⁻¹



(a) ϵ_p 值与应变速率的关系 (1100°C)

时,动态硬化行为占主导地位,而动态软化行为所占的比例非常小,显然,如果 ϵ_p 值越小则表明应变硬化占主导地位的变形量越小,流变软化发生得越早,从而使变形抗力降低,这说明合金在更低的应变速率和更高变形温度下加工软化更加显著。应变软化是由于在高温形变过程中 TiAl 合金发生了动态回复和再结晶所致,其程度随着温度的升高和应变速率的降低而减小,在一定的应变速率下形变温度越低、峰值应力越高应力软化程度越大。

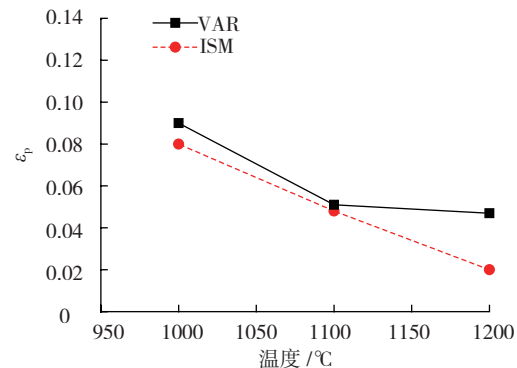
发生峰值应力时的应变(ϵ_p)代表合金变形时由以加工硬化为主的阶段转变到以流变软化为主的阶段。TiAl 合金 VAR 锭与 ISM 锭的 ϵ_p 值与应变速率和变形温度的关系如图 5 所示。在 1100°C 的变形温度条件下,VAR 锭与 ISM 锭的 ϵ_p 值都随应变速率的加快而升高,随变形温度增加而降低,相同变形条件下,VAR 锭的 ϵ_p 值更高,这是由于 VAR 锭组织较为粗大,层片板条间距较大,因而相同变形条件下,其动态再结晶更难以发生。

2.2.3 应变速率敏感性

金属材料的应变速率敏感性(Strain-Rate Sensitivity)可以通过应变速率敏感性指数(m)来反映。 m 值可以由峰值流变应力通过式(2)计算得出:

$$m = \left[\frac{\partial \lg \sigma}{\partial \lg \dot{\epsilon}} \right]_{\epsilon, T} \quad (2)$$

绘制 $\lg(\dot{\epsilon})$ 与 $\lg(\sigma)$ 的关系图,如图 6 所示,经线性拟合后求斜率即可得出 1000°C、1100°C 和 1200°C 时真空自耗铸锭与真空感应悬浮铸锭的应变速率敏感系数(图 7),可见 2 种铸锭 m 值均随变形温度的升高而显著增大,其中,自耗铸锭的两种铸锭 m 值明显高于感应悬浮浇注铸锭的 m 值,显示出 TiAl 合金 VAR 铸锭的应变速率敏感性较高。与 VAR 铸锭相比 ISM 铸锭具有更为细小的晶粒尺寸及层片间距,即具有更多的界面,因而 ISM 铸锭在热变形过程中更容易发生动态再结晶(图



(b) ϵ_p 值与变形温度的关系 (10⁻²s⁻¹)

图5 峰值应力对应的应变 (ϵ_p)

Fig.5 Strain corresponding to peak stress (ϵ_p)

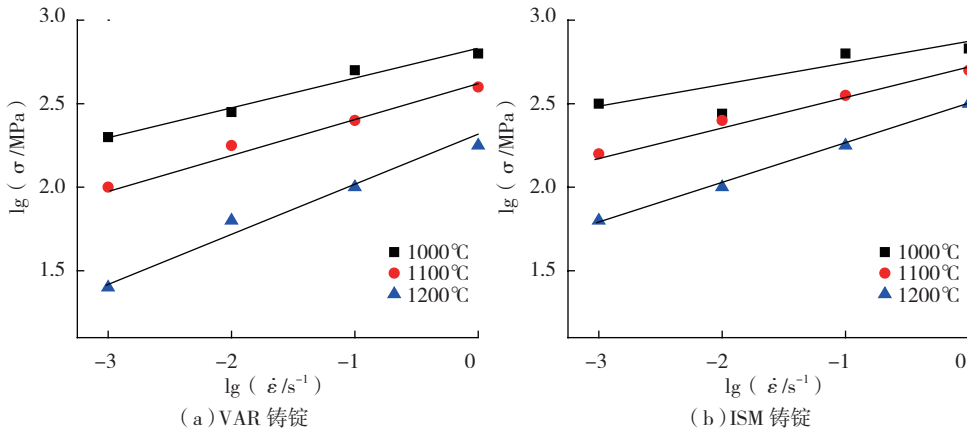


图6 $\lg \dot{\epsilon}$ 与 $\lg \sigma$ 的关系
Fig.6 Relations between $\lg \dot{\epsilon}$ and $\lg \sigma$

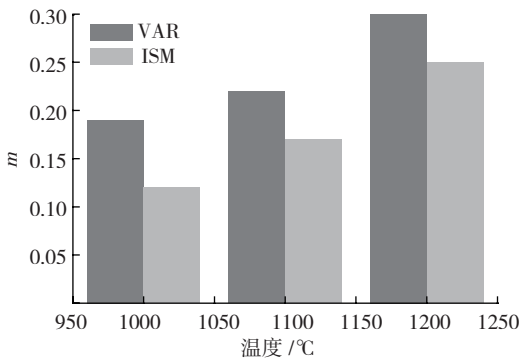


图7 VAR铸锭与ISM铸锭的应变率敏感系数
Fig.7 Strain rate sensitivity of VAR ingot and ISM ingot

8),如图8(a)为VAR铸锭以较高速率变形后的组织,其层片仅发生的扭折、弯曲,未发生明显的再结晶现象,

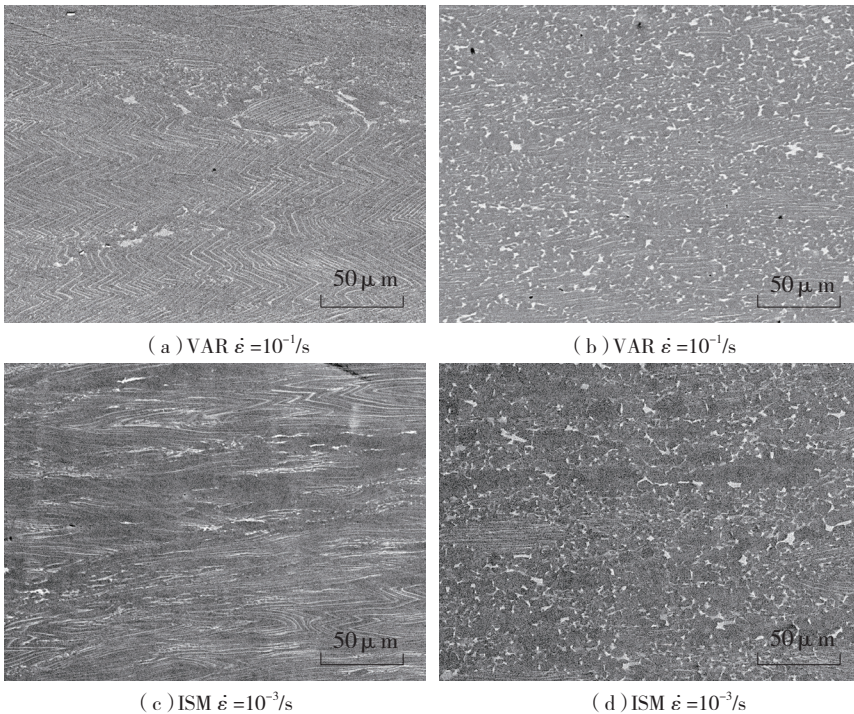


图8 不同变形速率时的金相及背散射组织照片 ($T=1100^{\circ}\text{C}$, $\epsilon=50\%$)
Fig.8 Microstructure in different compress rate

而ISM铸锭则发生了明显的再结晶。在较低的变形速率条件下,VAR铸锭与ISM铸锭变形组织相近,再结晶程度均超过90%,可见应变速率对VAR铸锭变形影响更大。

通过上述分析可知:(1)变形速率较高或变形温度较低时,TiAl合金的流变软化程度较大,不同的应变率下,TiAl合金呈现不同的流变应力;(2)合金的流变应力随温度的升高而减小,TiAl合金的

变形行为对变形温度敏感;(3)合金的流变应力随着变形速率的降低而减小,TiAl合金的变形行为对变形速率均敏感;(4)变形速率较高或变形温度较低时,变形过程中易造成绝热温升而导致剪切带的出现,合金变形不均匀。一般认为材料在高应变率载荷作用下的局部塑性流动是材料的热粘塑性本构失稳。当材料的应变硬化超过绝热温升软化时材料处于稳定塑性变形阶段;当绝热温升软化超过应变硬化时进入非稳定塑性变形阶段,进一步的塑性变形将导致产生失稳,更严重的剪切变形带的产生,在一定条件下会发生绝热剪切破坏。局部塑性流动对材料的影响是不利的,故应避免在该变形条件下进行热加工,热加工工艺宜采用较低的应变率,较高的温度,当温度从低向高变化时,应变率可以适当地提高,即适宜的应变率范围变宽。

由此可见,TiAl合金在热加工过程中,其流变行为、组织演变对变形量、温度、应变率均敏感,因而热加工过程中,锭坯内各位置的变形量、温度场、速度场的均匀分布对于获得均匀的塑性变形、均匀的组织及稳定的力学性能而言则十分重要。

2.3 TiAl合金VAR铸锭流变应力模型

2.3.1 Arrhenius型方程的适用性分析

流变应力 σ 和应变率 $\dot{\epsilon}$ 之间存在特殊的函数关系。研究认为,可以用3种Arrhenius方程式分别描述TiAl合金铸态和开坯后的高温压缩变形流变应力 σ 和应变率 $\dot{\epsilon}$ 之间的关系。Arrhenius型方程的应用有一个基本前提,就是流变应力 σ 的各种函数形式与 $\ln \dot{\epsilon}$ 和 $1/T$ 之间必须满足双线性关系^[12]。

因此,在应用 Arrhenius 型方程来构建各种材料的本构关系时,要对其适用性进行分析。金属和合金的热变形是一个热激活过程,流变应力 σ 和变形热力参数,如应变速率 $\dot{\epsilon}$ 、变形温度 T 等之间的关系可用双曲正弦型方程^[13-14]来描述:

$$\dot{\epsilon} = A_1(\sinh(\alpha\sigma))^c \exp(-\frac{Q}{RT}) \quad (3)$$

式中, Q 为变形激活能, kJ/mol; R 为气体常数, kJ/(mol · K); A_1 、 α 和 c 为与温度无关的常数。当流变应力较低时 ($\alpha\sigma < 0.8$), 式(3)可化简为:

$$\dot{\epsilon} = A_2\sigma^c \exp(-\frac{Q}{RT}) \quad (4)$$

当流变应力较高 ($\alpha\sigma > 1.2$) 时, 式(3)可化简为:

$$\dot{\epsilon} = A_3 \exp(\beta\sigma) \exp(-\frac{Q}{RT}) \quad (5)$$

式中 A_2 、 A_3 和 β 均是温度无关的常数, 且 $\alpha = \beta/c$ 。

这3种形式的本构方程均被称为 Arrhenius 型方程。根据 σ 在 Arrhenius 型方程中出现的形式, 式(3)~(5)分别称为双曲正弦方程、幂函数方程和指数方程, 流变应力既可以是峰值应力, 也可以是稳态应力或任何应变水平下对应的应力, 只是 A_1 、 A_2 、 A_3 、 β 、 α 和 c 等材料常数随应变值的变化有所不同^[15-16]。

绘制 $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma$, $\ln \dot{\epsilon} - \sigma$ 关系曲线图(如图9所示),

然后进行线性回归处理, 求出 $\alpha = 4.5 \times 10^{-3} \text{MPa}^{-1}$ 。如果 σ 、 $\dot{\epsilon}$ 和 $1/T$ 之间的关系满足 Arrhenius 型方程, 那么对于给定的应变, $f(\sigma)$ 为 $\ln \dot{\epsilon}$ 和 $1/T$ 的双线性函数。图9为由试验数据绘制的应变为 0.2 时 $f(\sigma)$ 与 $\ln \dot{\epsilon}$ 的关系曲线和 $f(\sigma)$ 与 $1/T$ 的关系曲线。根据 $\ln(\sinh(\alpha\sigma))$ 、 $\ln \sigma$ 、 σ 与 $\ln \dot{\epsilon}$ 、 $1/T$ 之间的关系可以选取适宜的本构关系类型。结果表明, $\ln \sigma$ 与 $\ln \dot{\epsilon}$ 和 $1/T$ 之间的关系更接近线性, 而 $\ln(\sinh(\alpha\sigma))\sigma$ 与 $\ln \dot{\epsilon}$ 、 $1/T$ 的关系与线性偏离略大。因此, TiAl 合金 VAR 铸锭宜采用 Arrhenius 型方程中的幂函数方程构造其流变应力模型。

2.3.2 流变应力模型的建立

Arrhenius 型方程中的幂函数方程可用式(6)表达:

$$\ln \sigma = A + B \ln Z \quad (6)$$

高温条件下等效应变 ϵ 在塑性变形过程中是不可忽略的变量。许多研究证实, 累积塑性应变是决定材料显微组织演变的主要参数, 在流变应力模型中代入塑性应变 ϵ 可更好地反映实际变形情况, 考虑变形程度对流变应力的影响, 提出采用如下公式来表达:

$$A = a_0 + a_1 \epsilon + a_2 \epsilon^2 + a_3 \epsilon^3 + a_4 \epsilon^4 \quad (7)$$

$$B = b_0 + b_1 \epsilon + b_2 \epsilon^2 + b_3 \epsilon^3 + b_4 \epsilon^4 \quad (8)$$

式中, $Z = \dot{\epsilon} \exp(Q/RT)$, σ 为流变应力; $\dot{\epsilon}$ 为应变速率; Q 为变形激活能; R 为气体常数; T 为热力学温度; ϵ 为应变。

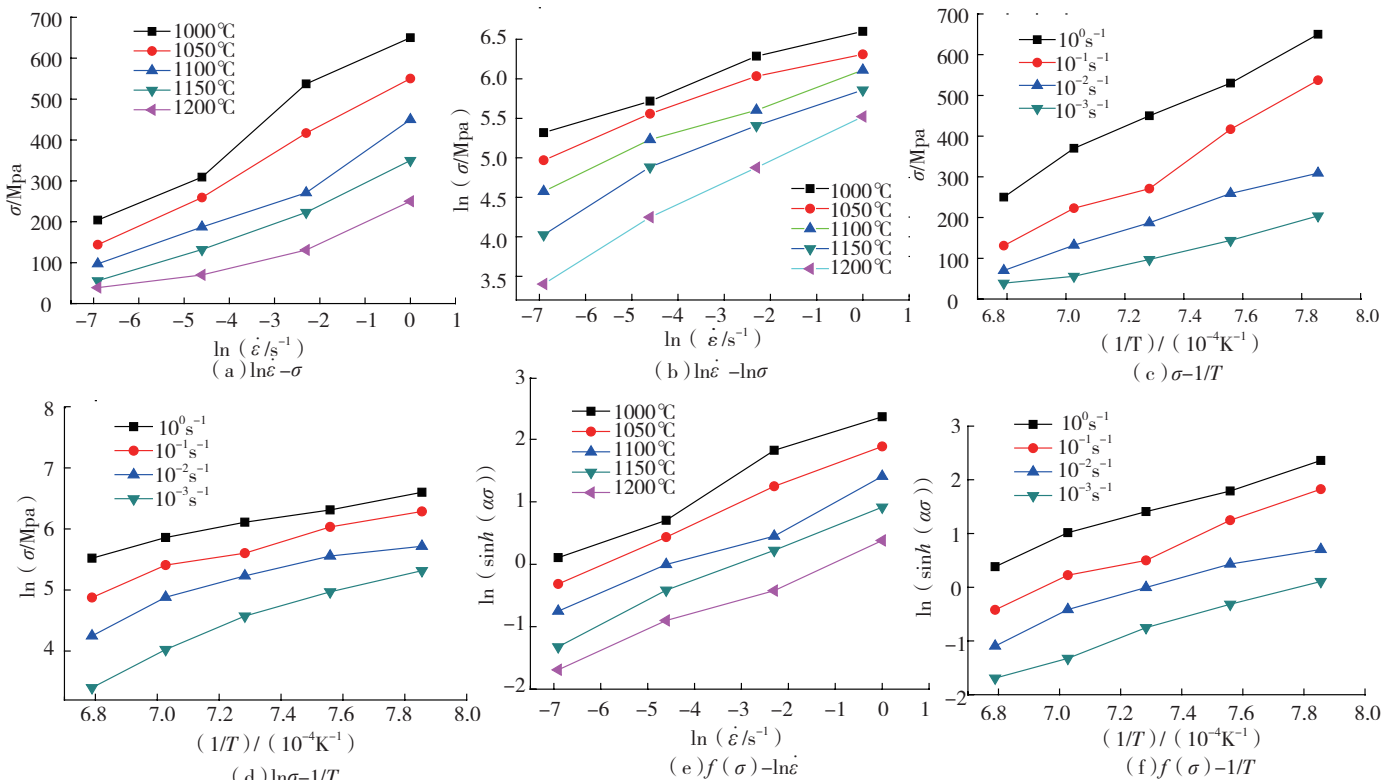


图9 真应变为0.2时 $f(\sigma)$ 与 $\ln \dot{\epsilon}$ 和 $1/T$ 的关系

Fig.9 Relations among $f(\sigma)$ and $\ln \dot{\epsilon}$, $1/T$, σ , $\ln \sigma$ when true strain=0.2

表1 TiAl合金的材料常数

ε	0.05	0.1	0.2	0.3	0.4	0.5	0.6	0.7
A	-0.664	-3.7	-3.38	-3.47	-3.45	-3.468	-3.274	-3.366
B	0.154	0.23	0.22	0.222	0.217	0.213	0.206	0.207

由此求出试验 TiAl 合金自耗铸锭的变形激活能 $Q=493\text{kJ/mol}$, 较小尺寸铸锭的激活能略大 (466kJ/mol)。

表2 TiAl合金 $a_0\sim a_4$ 及 $b_0\sim b_4$ 结果

参数	0	1	2	3	4
a	1.86	-73.92	322.2	-552.9	326.5
b	0.091	1.839	-7.993	13.495	-7.856

对不同应变率下的 A 、 B 值分别进行线性回归, 拟合结果见表 1。

依据表 1 采用多项式拟合方法求出本构方程中的 $a_0\sim a_4$ 及 $b_0\sim b_4$, 结果见表 2。

利用 TiAl 合金在应变速率分别为 10^{-3}s^{-1} 和 10^{-2}s^{-1} 条件下的流变应力数据对流变应力模型进行验证。图 10 所示为本文构建流变应力模型的计算结果与试验结果图 10, 可知构建的流变应力本构模型误差较小。

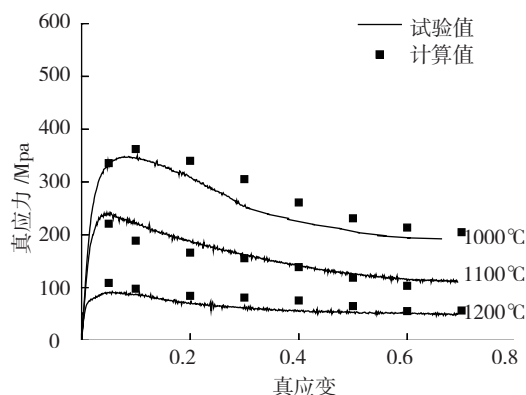


图10 $\dot{\varepsilon}=10^{-2}\text{s}^{-1}$ 时TiAl合金流变应力模型的计算结果与试验结果
Fig.10 Experimental and calculated results of TiAl alloy flow stress model, $\dot{\varepsilon}=10^{-2}\text{s}^{-1}$

3 结论

本文研究了大尺寸 TiAl 合金 VAR 锭在 $1000\sim 1200\text{ }^\circ\text{C}/10^{-3}\sim 100\text{s}^{-1}$ 条件下的热变形特性, 依据流变行为数据建立了适用于 TiAl 合金 VAR 锭的流变应力本构方程, 得到如下结论:

(1) 大尺寸 TiAl 合金 VAR 锭的热变形特性与 ISM 锭呈现出不同特征, 前者的加工硬化率、应变速率敏感系数均较高, 峰值应力所对应的应变较大, 表明热加工过程中 TiAl 合金 VAR 锭更难以发生动态再结晶且变形性能对变形条件更为敏感。

(2) Arrhenius 方程适用性分析表明, $\ln\sigma$ 与 \ln 和 $1/T$

T 之间的关系更接近线性, 因而 Arrhenius 型幂函数方程可作为 TiAl 合金在整个变形温度区间的本构关系模型。计算得出合金的变形激活能为 493kJ/mol , 通过数理统计方法构建了合金高温流变应力本构方程为:

$$\ln\sigma=A+B\ln Z,$$

$$A=1.86-73.92\varepsilon+322.2\varepsilon^2-552.9\varepsilon^3+326.5\varepsilon^4,$$

$$B=0.091+1.839\varepsilon-7.993\varepsilon^2+13.495\varepsilon^3-7.856\varepsilon^4.$$

热压缩曲线及挤压载荷-时间曲线验证结果表明, 该本构方程的计算值与实测值吻合较好。

参考文献

- [1] Yamaguchi M. High-temperatures structural intermetallics. Acta Mater, 2000(48):307-322.
- [2] Dimiduk D M. Gamma.titanium aluminide alloys—an assessment within the competition of aerospace structural materials. Materials Science and Engineering A, 1999, 263(2):281-288.
- [3] Semiatin S L, Seetharaman V, Jain V K. Microstructure development during conventional and isothermal hot forging of a near-gamma titanium aluminide. Metallurgical and Materials Transactions A, 1994, 25A(12):2753-2762.
- [4] Kim Y W. Microstructural evolution and mechanical properties of a forged gamma titanium aluminide alloy. Acta Mater, 1991(40):1121-1134.
- [5] Zhang J, Su X, Strom E. Effects of minor addition of Ni on hot-deformation behavior of gamma TiAl alloy. Materials Science and Engineering, 2002, A329-331:499-503.
- [6] Kim H Y, Hong S H. Effect of microstructure on the high-temperature deformation behavior of Ti-48Al-2W intermetallic compounds. Materials Science and Engineering, 1999, A271: 382-389.
- [7] Seetharaman V, Semiatin S L. Effect of the lamellar grain size on plastic flow behavior and microstructure evolution during hot working of a gamma titanium aluminide alloy. Metallurgical and materials Transactions, 2002.
- [8] Prasad Y V R K, Sheshacharulu T. Modelling of hot deformation for microstructural control. International Materials Reviews, 1998, 44: 243-258.
- [9] 沈健. 2091 铝合金高温塑性变形行为研究 [D]. 长沙: 中南大学, 1996.
- [10] 苏曦. 改善钛铝合金热加工性能的研究 [D]. 北京: 钢铁研究总院, 2001.
- [11] 司家勇. 钛铝合金开坯过程的数值模拟研究 [D]. 北京: 钢铁研究总院, 2009.
- [12] Fujitsuna H, Ohya N, Miyamoto H. Isothermal forging of TiAl-based intermetallic compounds. ISIJ Int, 1991, 31(6): 1147.
- [13] Li M Q, Pan H S, Lin Y Y. High temperature deformation behavior of near alpha Ti-5.6Al-4.8Sn-2.0Zr alloy. Journal of Materials Processing Technology, 2007, 183(7): 71-76.
- [14] Sellars C M, Metegart W J. On the mechanism of hot deformation. Acta Metallurgica, 1966, 14(3): 1136-1138.
- [15] Rao K P, Hawbolt E B. Development of constitutive Relationships using compression testing of a medium carbon steel. Transactions of the ASME Journal of Engineering Materials and Technology, 1992, 114: 116-123.
- [16] Pu Z J, Wu K H, Shi J. Development of constitutive relationships for the hot deformation of boron microalloying TiAl-Cr-V alloys. Materials Science and Engineering, 1995, A192-193: 780-787.

(责编 亿霖)