

# 钨添加对含锰 $\beta$ 凝固 $\gamma$ -TiAl 合金热加工性的影响

舒磊, 李小兵, 陈波, 潜坤, 张孟殊, 薛鹏, 刘奎

(季华实验室 材料科学与技术研究部, 广东 佛山 528200)

**摘要:** 为揭示微量 W 添加对含锰  $\beta$  凝固  $\gamma$ -TiAl 合金热加工性的影响规律, 采用真空感应熔炼炉 (VIM) 制备了 Ti-42Al-5Mn-0.8W 合金(原子分数), 借助热模拟试验机研究了合金在变形温度 1100~1250 °C、应变速率 0.001~10 s<sup>-1</sup>, 变形程度为 70% 条件下的热变形行为。结果表明, 合金合适的热加工区间为 1150~1250 °C/0.001~10 s<sup>-1</sup> 和 1100~1145 °C/0.001~1 s<sup>-1</sup>。添加 0.8%W 可明显降低 Ti-42Al-5Mn 合金的峰值流变应力 ( $\sigma_p$ ) 和稳态流变应力 ( $\sigma_{0.7}$ ), 且稳态流变应力降低幅度更加显著。0.8%W 改善 Ti-42Al-5Mn 合金热加工性的主要原因一方面是由于 W 含量相对较少, 在具有极强电磁搅拌作用的真空感应熔炼方式下, W 元素的偏析程度并不明显; 另一方面得益于 W 比 Mn 更强的  $\beta$  稳定作用, 它的添加拓宽了合金高温  $\beta$  单相区, 从而使合金具有更宽的可热变形窗口。

**关键词:**  $\beta$  凝固  $\gamma$ -TiAl 合金; Mn; W; 加工图; 流变应力

**中图分类号:** TG146.23

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2023)06-2212-08

$\gamma$ -TiAl 基金属间化合物具有密度低、比强度高的独特优势, 在航空航天、舰船、汽车发动机等领域具有良好应用前景, 但其热加工困难、制造成本高昂导致无法规模应用<sup>[1]</sup>。突破  $\gamma$ -TiAl 高温难以热变形瓶颈的主要途径是降低合金中 Al 含量 (<44%, 原子分数) 和引入足量  $\beta$  相稳定元素, 使合金凝固过程经过  $\beta$  单相区,  $\beta$  相具有较多滑移系, 从而为合金高温热加工提供窗口, 该类合金常被定义为  $\beta$  凝固  $\gamma$ -TiAl<sup>[2-3]</sup>。金属 Mn 作为极强的  $\beta$  相稳定元素, 其稳定作用约为 Nb 的 8/3 倍<sup>[4]</sup>, 同时 Mn 还可改善  $\gamma$ -TiAl 合金的室温塑性, 而且金属 Mn 的成本显著低于 Mo、Nb 等元素<sup>[5]</sup>。因此, 除含铌  $\beta$  凝固  $\gamma$ -TiAl, 基于 Mn 合金化的  $\beta$  凝固  $\gamma$ -TiAl 合金也引起了国内外学者们的重点关注。

与含铌  $\beta$  凝固  $\gamma$ -TiAl 合金相比<sup>[6]</sup>, 尽管含锰  $\beta$  凝固  $\gamma$ -TiAl 具有更佳的热加工性和更低的材料成本, 但 Mn 元素容易在高温发生选择性氧化生成 Mn<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, 破坏氧化膜的致密性, 恶化合金的高温抗氧化性<sup>[7]</sup>。虽然含锰  $\beta$  凝固  $\gamma$ -TiAl 不会在高温下析出含 Nb 合金中的脆性  $\omega$  相<sup>[8]</sup>, 但会析出另外一种 Laves 相, 也会对合金塑性产生不利影响<sup>[9]</sup>。近期研究发现, W 添加可促进含锰  $\beta$  凝固  $\gamma$ -TiAl 合金高温氧化过程中  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 生长, 阻碍基体 Mn 向外扩散, 抑制 Mn<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 形成, 形成更具致密的保护作用氧化膜, 达到提高合金高温抗氧化能力的目的<sup>[7]</sup>。同时 W 添加还会降低该

类合金中  $\beta_0$  相形成能, 提高 Laves 相形成能, 从而增加  $\beta_0$  相转变的反应能垒, 在一定程度上减少 Laves 相的形成<sup>[10]</sup>。作为一种典型的可热加工变形的合金, 需要进一步揭示 W 添加对含锰  $\beta$  凝固  $\gamma$ -TiAl 热加工变形性能的影响。然而, 国内外报道的 W 在  $\gamma$ -TiAl 作用仍集中于对合金抗拉强度、持久寿命以及高温抗氧化性影响方面<sup>[11-13]</sup>, 有关 W 添加对  $\gamma$ -TiAl 合金热加工性的研究鲜有报道。早期一些研究甚至指出, W 属于一种重金属, 易于在枝晶间偏聚, 会降低合金的加工性能<sup>[14]</sup>。因此, 为了实现含锰  $\beta$  凝固  $\gamma$ -TiAl 合金的商业应用, 需要对微量 W 合金化的含锰  $\beta$  凝固  $\gamma$ -TiAl 合金热加工性展开研究。

为此, 本研究以 Ti-42Al-5Mn 合金为对象, 采用真空感应炉制备了一种含 W 的 Ti-42Al-5Mn 合金 (Ti-42Al-5Mn-0.8W), 采用热压缩模拟试验手段, 通过构建合金的热加工图和本构方程, 分析了 W 添加对 Ti-42Al-5Mn 合金热加工性的影响规律。本研究结果对于进一步掌握 W 对  $\gamma$ -TiAl 合金的作用具有重要科学意义, 对于低成本含锰  $\beta$  凝固  $\gamma$ -TiAl 合金的成分设计与优化具有重要的工程应用价值。

## 1 实验

### 1.1 材料制备与测试

采用真空感应炉 (VIM) 熔炼 10 kg Ti-42Al-

收稿日期: 2022-06-10

基金项目: 国家自然科学基金 (51971215); 季华实验室科研项目 (X210291TL210)

作者简介: 舒磊, 男, 1987 年生, 季华实验室材料科学与技术研究部, 广东 佛山 528200, E-mail: shulei@jihualab.ac.cn

5Mn-0.8W 合金铸锭。Ti 采用 0A 级原料, Al 采用工业纯原料, Mn 为提纯锰, W 为 Al-W 中间合金加入。TiAl 合金中的 O、N 含量采用 TCH600 氧氮氢分析仪分析获得, Al、Mn、W 含量采用电感耦合等离子体原子发射光谱法分析获得, 合金铸锭对应的化学成分分析结果如表 1 所示。

从合金铸锭上截取系列尺寸  $\Phi 8 \text{ mm} \times 12 \text{ mm}$  试样, 表面经打磨后用乙醇超声清洗。采用 Gleeble-3800 热模拟试验机测试合金高温压缩变形条件下的变形抗力, 试验温度选择 1100、1150、1200 和 1250  $^{\circ}\text{C}$ , 应变速率选择 0.001、0.01、0.1、1  $\text{s}^{-1}$  和 10  $\text{s}^{-1}$ , 真应变选择 0.7, 即 50% 的工程应变。压缩试样的升温速率为 5  $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ , 在目标温度保温 5 min 后根据不同应变速率进行变形, 压缩到真应变为 0.7。为了减少摩擦, 样品和砧子之间使用石墨润滑剂和钽片。所有压缩实验在真空环境下进行, 真空度小于  $1.33 \times 10^2 \text{ Pa}$ 。

## 1.2 热加工窗口建立方法

构建材料的热加工窗口对难变形合金的热加工变形发挥着关键作用。热加工图是基于功率耗散图和塑性失稳图建立起来的。材料的功率耗散主要包括变形、组织演变 2 个过程, 见式 (1) [15]。合金从外界吸收的能量大部分在变形过程以热量形式消散, 小部分在促进了材料组织的演变。

$$P = G + J = \int_0^{\dot{\epsilon}} \sigma d\dot{\epsilon} + \int_0^{\sigma} \dot{\epsilon} d\sigma \quad (1)$$

式中,  $P$  表示总功率,  $G$  和  $J$  分别表示变形热和组织演变消耗能量,  $\sigma$  表示流变应力,  $\dot{\epsilon}$  表示应变速率。

在构建合金热加工图时, 可引入应变速率敏感因子  $m$ , 将变形热( $G$ )和组织演变消耗能量( $J$ )关联起来, 二者满足如公式 (2) 关系 [15]:

$$m = \frac{dJ}{dG} = \frac{\dot{\epsilon} d\sigma}{\sigma d\dot{\epsilon}} = \frac{\dot{\epsilon} \sigma d \lg \sigma}{\sigma \dot{\epsilon} d \lg \dot{\epsilon}} \approx \frac{\lg \sigma}{\lg \dot{\epsilon}} \quad (2)$$

材料在变形过程中的能量耗散分为线性 ( $m=1$ ) 和非线性 ( $m<1$ ), 通常采用功率耗散因子  $\eta$  将材料组织演变过程中的线性耗散和非线性耗散关联起来, 如公式 (3) [16] 所示。通常来讲  $0<\eta<1$ ,  $\eta$  越大表明材料在热加工过程中能量利用率越高。

$$\eta = \frac{(\partial J / \partial P)_{\text{non-linear}}}{(\partial J / \partial P)_{\text{linear}}} = \frac{m / (m+1)}{1/2} = \frac{2m}{m+1} \quad (3)$$

表 1 TiAl 合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of the TiAl alloy (at%)

Al	Mn	W	O	Ti
41.5	4.88	0.77	0.056*	Bal.

\*: mass fraction

对于塑性失稳图, 需要引入塑性失稳参数  $\zeta$ , 它是材料发生流变失稳的判据, 即  $\zeta \leq 0$  表示塑性失稳, 如公式 (4) [15] 所示:

$$\zeta = \frac{\partial \lg \frac{m}{m+1}}{\partial \lg \dot{\epsilon}} + m \leq 0 \quad (4)$$

塑性失稳图就是根据塑性失稳参数  $\zeta$  绘制而成, 一般来说  $\zeta$  的大小有正有负, 其为负数的区域是重点关注的区域,  $\zeta$  越小表明材料在热加工过程中越容易发生流变失稳。

## 1.3 本构方程确定方法

本研究构建的本构方程选择 Arrhenius 方程中的双曲正弦函数, 见式 (5)。主要是因为 Sellars 和 Tegart 研究证实 [17], 正弦函数给出的流变应力、应变速率和温度的关系更接近真实情况, 适用范围也最广。与热加工图不同的是, 本构方程是以不同温度和应变速率下的峰值应力, 即  $\sigma_p$  为基础建立的。

$$\dot{\epsilon} = A [\sinh(\alpha \sigma)]^n \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (5)$$

式中,  $\dot{\epsilon}$  为应变速率,  $\sigma$  为流变应力,  $n$  为应力指数,  $Q$  为表观活化能,  $R$  为气体常数,  $T$  为绝对温度,  $A$ 、 $\alpha$  为常数。 $\alpha$  为  $\ln \sigma - \ln \dot{\epsilon}$  曲线的斜率与  $\sigma - \ln \dot{\epsilon}$  曲线斜率的比值,  $n$  为  $\ln[\sinh(\alpha \sigma)] - \ln \dot{\epsilon}$  曲线斜率的倒数。 $Q$  为  $\ln[\sinh(\alpha \sigma)] - 1000/T$  曲线的斜率, 见式 (6)。

$$\frac{Q}{1000Rn} = \frac{\partial \ln[\sinh(\alpha \sigma)]}{\partial \left(\frac{1000}{T}\right)} \quad (6)$$

引入温度补偿应变速率因子 Zener-Hollomon 参数 ( $Z$ ) 求取  $A$  的数值。通常  $Z$  参数是用来评估温度和应变速率对变形过程的综合作用, 如式 (7) 所示:

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

对式 (7) 两端取自然对数, 得到式 (8):

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

式中,  $\ln A$  为  $\ln Z - \ln[\sinh(\alpha \sigma)]$  曲线的截距, 将  $Z$ 、 $n$ 、 $\alpha$  和  $\sigma$  代入, 可线性拟合求出  $A$  数值。最终可得合金的本构方程。

## 2 结果与分析

### 2.1 宏观形貌

图 1 是 Ti-42Al-5Mn-0.8W 合金不同温度和应变速率下压缩试样的宏观形貌。可以发现, 该合金具有良好的热变形性能, 即使同时在较低的温度 (1100  $^{\circ}\text{C}$ ) 与较高的应变速率 (10  $\text{s}^{-1}$ ) 的条件下,

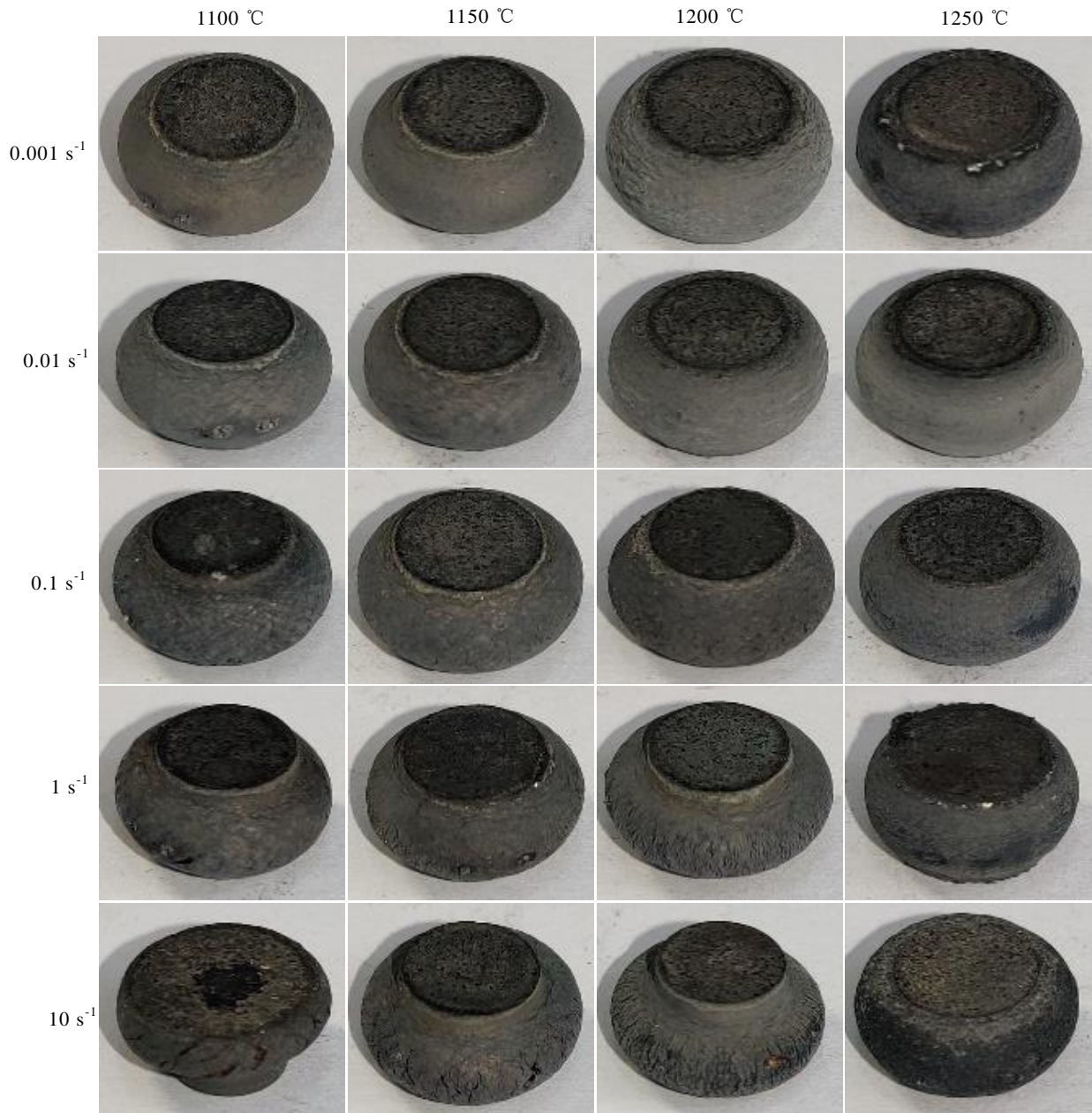


图 1 Ti-42Al-5Mn-0.8W 合金在不同温度和应变速率下压缩的宏观形貌

Fig.1 Macromorphologies of Ti-42Al-5Mn-0.8W alloy compressed at different temperatures and strain rates

试样也没有发生严重的开裂现象，在表面只会出现一些轻微的裂纹，而在其他条件下，试样均呈现完整的宏观形貌。

### 2.2 应力-应变曲线

图 2 是应变速率和加热温度对 Ti-42Al-5Mn-0.8W 合金应力-应变曲线的影响。由图 2 可以看出，合金流变应力随真应变的增加迅速升高到达峰值流变应力 ( $\sigma_p$ )，这主要归咎于合金加工硬化所致。在这一阶段，压缩应力作用下合金的位错密度急剧升高并

可塞积在晶界及片层边界处，导致应力升高<sup>[18]</sup>。对比发现，热压缩的应变速率和加热温度均会明显影响合金的峰值流变应力，即随着应变速率降低和加热温度的升高，合金的峰值流变应力显著降低。

另一方面，对于图中应力-应变曲线，在达到峰值流变应力后，随着应变的进一步增加，合金流变应力开始逐渐下降并趋于稳定，对应为稳态流变应力 ( $\sigma_{0.7}$ )。对比发现，实验设置的应变速率变化对稳态流变应力的影响程度较加热温度的变化更为明显。此

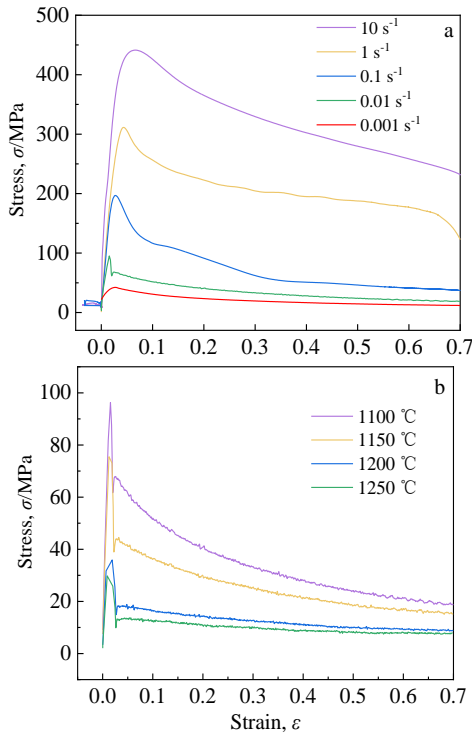


图 2 Ti-42Al-5Mn-0.8W 合金的应力-应变曲线  
Fig.2 Stress-strain curves of Ti-42Al-5Mn-0.8W alloy:  
(a)  $T=1100\text{ }^{\circ}\text{C}$  and (b)  $\dot{\epsilon}=0.001\text{ s}^{-1}$

外, 由图 2a 可知, 在较低应变速率时 ( $0.001\sim 0.1\text{ s}^{-1}$ ), 流变应力在真应变大于 0.5 之后趋于稳定, 而在较高应变速率 ( $1$  和  $10\text{ s}^{-1}$ ) 时, 即使在真应变 0.7 条件下流变应力也未能完全达到稳定数值。而由图 2b 可知, 对于不同温度下的流变应力变化情况而言, 在真应变为 0.7 的条件下流变应力基本已达到稳定数值。上述现象主要是由于在达到峰值应力后, 片层组织出现破碎分解, 晶粒内出现动态回复及动态再结晶, 材料动态软化效应超过加工硬化, 应力持续下降。在变形后期 (如应变大于 0.5), 加工硬化效应和动态软化效应达到近似平衡, 流变应力基本保持在一个稳定状态。而由于应变速率对流变应力影响较加热温度更加明显, 因此可以认为, 在较高应变速率条件下 (如应变速率大于  $1\text{ s}^{-1}$ ), 片层组织的破碎分解倾向将更大, 合金的动态软化效应也就更加明显, 使合金即使在应变为 0.7 的条件下也难以确保加工硬化效应和动态软化效应达到完全的平衡, 从而表现出合金流变应力达到稳态对应的应变数值增加。

图 3 是不同应变速率下 Ti-42Al-5Mn-0.8W 合金的应力与温度的变化曲线, 其中图 3a 和 3b 分别代表  $\sigma_{0.7}$  和  $\sigma_p$  随温度和应变速率的变化。可以看出, 随着变形温度的升高, 合金的流变应力下降。这是由于合

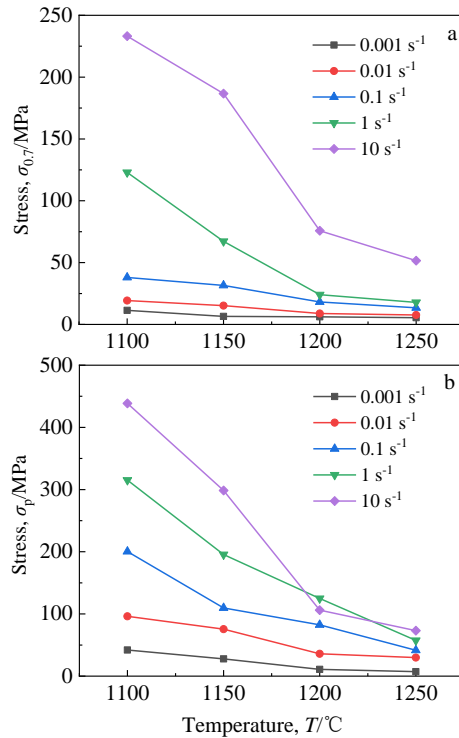


图 3 不同应变速率下 Ti-42Al-5Mn-0.8W 合金的应力与温度的变化曲线  
Fig.3 Stress vs temperature curves of Ti-42Al-5Mn-0.8W alloy at different strain rates: (a)  $\sigma_{0.7}$  and (b)  $\sigma_p$

金在更高温度变形过程, 原子运动加剧, 动态回复和动态再结晶会随之增强, 从而消耗大量的位错使得位错密度大幅下降, 导致流变应力降低。对于  $\beta$  凝固  $\gamma$ -TiAl 合金, 变形温度的升高还会诱使  $\beta+\alpha+\gamma\rightarrow\beta+\alpha$  相变的发生<sup>[19]</sup>, 使得合金中具有较多滑移系的  $\beta$  相含量增多, 从而降低合金的变形抗力。另一方面, 随着应变速率的增加, 合金的流变应力增大, 该现象在大于  $1\text{ s}^{-1}$  的应变速率表现得更加明显。这是因为应变速率增大后, 合金变形时间缩短, 位错运动降低, 致使位错塞积明显, 变形应力增加。此外, 变形时间的缩短也会导致合金中片层组织破碎分解、晶粒内动态回复及动态再结晶无法充分完成, 从而使得合金的流变应力升高。对比  $\sigma_{0.7}$  和  $\sigma_p$  的大小演变规律可进一步发现, 整体上二者的数值均随着温度的降低和应变速率的升高而增大。

### 2.3 热加工图

图 4 是 Ti-42Al-5Mn-0.8W 合金真应变为 0.7 时的热加工图, 其横坐标为温度, 纵坐标为应变速率的对数, 图中数字代表功率耗散因子  $\eta$ , 灰色区域代表塑性失稳参数  $\zeta$ 。经过计算得知,  $\eta$  介于  $0.07\sim 0.7$  之间,  $\zeta$  介于  $-0.2\sim 0.7$  之间。图中灰色表示  $\zeta$  介于

-0.2~0 的区域, 这就是 Ti-42Al-5Mn-0.8W 合金的热变形坏区 (失稳区)。可以看出, 该合金合适的热加工区间为 1150~1250 °C/0.001~10 s<sup>-1</sup> 和 1100~1145 °C/0.001~1 s<sup>-1</sup>, 对比前期的研究<sup>[20]</sup>, Ti-42Al-5Mn 合金合适的热加工区间为 1100~1150 °C/0.001~0.1 s<sup>-1</sup>, 1200 °C/0.001~1 s<sup>-1</sup> 和 1250~1300 °C/0.001~10 s<sup>-1</sup>。实际上, 对于 β 凝固 γ-TiAl, 随着温度的升高, 合金的变形抗力将持续降低, 因此, 尽管本工作未给出 1300 °C 的压缩试验数据, 但可推知在该温度 0.001~10 s<sup>-1</sup> 应变速率仍可实现良好变形。同时还发现, W 的添加使得 Ti-42Al-5Mn 合金具有更宽的热加工窗口, 可在更低温度 (如 1150 °C) 实现 10 s<sup>-1</sup> 应变速率的无裂纹压缩变形, 只有在最低的温度 (1100 °C) 与最快的变形速率条件 (10 s<sup>-1</sup>) 下, 才会发生塑性失稳。

2.4 高温变形本构模型

Ti-42Al-5Mn-0.8W 合金的本构方程中涉及的 n 和 Q 数值分别由图 5 数据拟合得出, 应力指数 n=2.80、表观活化能 Q=837 kJ/mol, 常数 α=0.0107。利用式 (7) 将不同温度和应变速率下的 lnZ 计算出来, 绘成 lnZ-ln[sinh(ασ)]散点图, 然后线性拟合出一条直线, 结果示于图 6。通过截距求出 A=1.11×10<sup>29</sup>, Pearson 相关系数 r=0.95766, 该系数表明 lnZ 和 ln[sinh(ασ)]之间有非常优异的线性关系, 也说明等温压缩试验结果和本构方程理论推导吻合性很好。

经拟合推导, 得到 Ti-42Al-5Mn-0.8W 合金的本构方程如式 (9) 所示, 该本构模型可用来评估一定温度、应变速率下的流变应力数值, 从而预测合金的热变形行为。

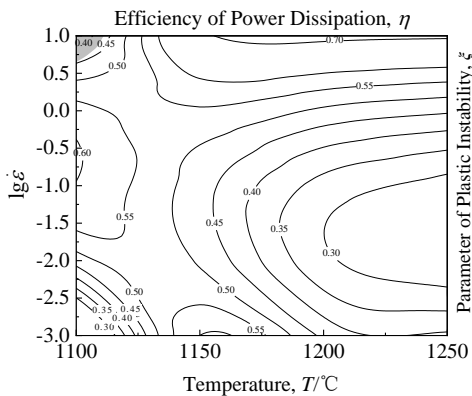


图 4 Ti-42Al-5Mn-0.8W 合金真应变为 0.7 时的热加工图  
Fig.4 Processing map of Ti-42Al-5Mn-0.8W alloy at strain of 0.7

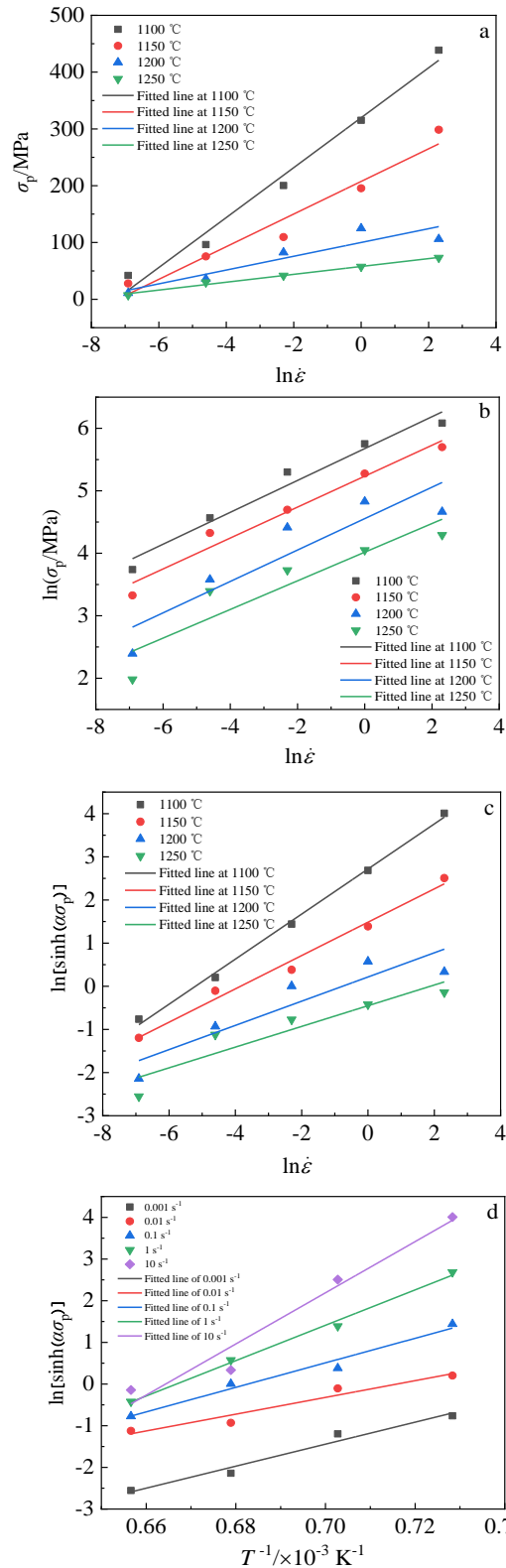


图 5 不同温度和应变速率下 Ti-42Al-5Mn-0.8W 合金的线性拟合

Fig.5 Linear fit curves of Ti-42Al-5Mn-0.8W alloy at different temperatures and different strain rates: (a)  $\sigma_p$ - $\ln \dot{\epsilon}$ ; (b)  $\ln \sigma_p$ - $\ln \dot{\epsilon}$ ; (c)  $\ln[\sinh(\alpha\sigma_p)]$ - $\ln \dot{\epsilon}$ ; (d)  $\ln[\sinh(\alpha\sigma_p)]$ - $1000/T$

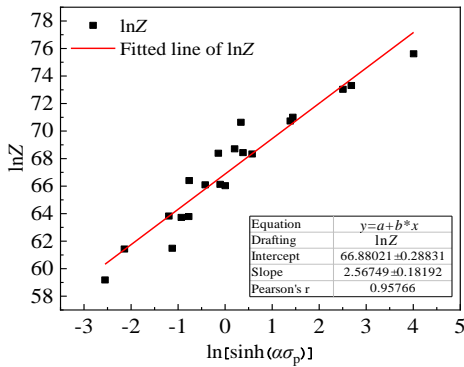


图 6 不同温度和应变速率下  $\ln Z-\ln[\sinh(\alpha\sigma_p)]$  的线性拟合  
Fig.6 Linear fit curve of  $\ln Z-\ln[\sinh(\alpha\sigma_p)]$  at different temperatures and strain rates

$$\dot{\epsilon}=1.11\times 10^{29}[\sinh(0.0107\sigma)]^{2.80}\exp\left(-\frac{8.37\times 10^5}{RT}\right) \quad (9)$$

2.5 W 添加对 Ti-42Al-5Mn 合金高温压缩流变应力的影响

为进一步分析 W 合金化对 Ti-42Al-5Mn 合金热变形行为的影响，对不同温度、应变速率下 Ti-42Al-5Mn-0.8W 和 Ti-42Al-5Mn 合金峰值流变应力 ( $\sigma_p$ ) 和稳态流变应力 ( $\sigma_{0.7}$ ) 进行对比，Ti-42Al-5Mn 合金试验数据引自前期发表的文献结果<sup>[20]</sup>，具体见表 2。为了直观地体现 W 添加对合金变形抗力的影响程度，引入 Ti-42Al-5Mn 和 Ti-42Al-5Mn-0.8W 两合金  $\sigma_p$  和  $\sigma_{0.7}$  对应的应力降低系数  $\delta_p$  和  $\delta_{0.7}$  来定量分析 W 对合金热加工性的改善程度，二者计算式见式 (10)，计算结果列于表 3。可以发现，二者的峰值流变应力和稳态流变应力均随着温度的升高而降低，并且 Ti-42Al-5Mn-0.8W 合金的峰值流变应力和稳态流变应力均低于 Ti-42Al-5Mn 合金。由流变应力降低系数计算结果可知 (表 3)，稳态流变应力降低程度普遍高于峰值流变应力降低程度。在热压缩过程，应力-应变曲线中流变应力出现峰值主要是由于加工硬化达

到极值所致，而流变应力降低主要是合金中片层组织破碎分解、新的相变等因素的发生致使晶粒内出现动态回复及动态再结晶，最终材料发生动态软化所致。据此认为，随着应变的增加，Ti-42Al-5Mn-0.8W 软化效应较 Ti-42Al-5Mn 更加明显。上述结果表明，W 元素的加入使得 Ti-42Al-5Mn 合金的峰值应力与稳态应力均出现了较大幅度的下降，可见，W 元素对合金热加工性能的改善程度十分明显。

$$\delta_{p \text{ or } 0.7}=\frac{\sigma_{p \text{ or } 0.7(425)}-\sigma_{p \text{ or } 0.7(425W)}}{\sigma_{p \text{ or } 0.7(425)}}\times 100\% \quad (10)$$

式中， $\sigma_{p \text{ or } 0.7(425)}$  为 Ti-42Al-5Mn 合金应力-应变曲线对应的峰值流变应力或稳态流变应力，MPa； $\sigma_{p \text{ or } 0.7(425W)}$  为 Ti-42Al-5Mn-0.8W 合金应力-应变曲线对应的峰值流变应力或稳态流变应力，MPa。

2.6 W 对 Ti-42Al-5Mn 合金热加工性影响分析

通常而言，W 添加会对传统  $\gamma$ -TiAl 合金具有很强的固溶强化以及钉扎  $1/6\langle 112 \rangle$  孪生位错、提高合金强度作用<sup>[11]</sup>，同时 W 溶质扩散能力极低，它能降低一切以扩散控制的形变动力学，提高合金蠕变性能<sup>[12]</sup>，此外 W 的添加还可大幅改善 TiAl 合金高温抗氧化性<sup>[13]</sup>。值得指出的是，为了获得更佳的作用效果上述研究时往往添加了较高的 W 含量，(如 2%，原子分数)。然而，作为一种重金属元素，它在 TiAl 基体扩散速率慢，极易偏聚在  $\gamma/\gamma$  和  $\alpha_2/\gamma$  界面，影响其有益作用，且会恶化合金的热加工性<sup>[14]</sup>，特别是随着其含量的增加这种有害作用将会更加显著。可见，有相当长一段时间国内外学者认为在 TiAl 合金中加入较高含量的 W 元素将不利于 TiAl 合金热加工性的改善。

结合本研究结果发现，对于热加工性良好的 Ti-42Al-5Mn，添加 0.8%W 后合金的热加工性不仅未出现降低，相反得到了进一步改善，这将对研制要求具有更高热加工性  $\gamma$ -TiAl 合金的成分设计提供强有力的数据支撑。对于产生这种改善作用的原因分析如下：其一，本研究中添加的 W 含量相对较少(0.8%)，

表 2 Ti-42Al-5Mn-0.8W 和 Ti-42Al-5Mn 合金不同温度和应变速率峰值流变应力( $\sigma_p$ )和稳态流变应力( $\sigma_{0.7}$ )对比

Table 2 Comparison of  $\sigma_p$  and  $\sigma_{0.7}$  for the Ti-42Al-5Mn-0.8W and Ti-42Al-5Mn alloy under different temperatures and strain rates

Alloy	T/°C	$\sigma_p$ /MPa					$\sigma_{0.7}$ /MPa				
		0.001 s <sup>-1</sup>	0.01 s <sup>-1</sup>	0.1 s <sup>-1</sup>	1 s <sup>-1</sup>	10 s <sup>-1</sup>	0.001 s <sup>-1</sup>	0.01 s <sup>-1</sup>	0.1 s <sup>-1</sup>	1 s <sup>-1</sup>	10 s <sup>-1</sup>
Ti-42Al-5Mn-0.8W	1100	41.8	95.6	200	314	438	11.3	19.6	38.6	123	233
	1150	27.6	74.9	109	195	299	6.29	15.7	31.8	66.9	186
	1200	11.1	35.4	82.3	125	106	6.08	9.67	18.2	23.3	76.3
	1250	7.06	29.4	40.6	57.2	72.6	5.24	8.30	13.6	17.1	48.7
Ti-42Al-5Mn <sup>[20]</sup>	1100	66.3	169	249	343	465	66.0	170	247	341	466
	1150	33.2	124	186	233	359	33.3	124	185	232	360
	1200	19.6	67.5	103	147	247	19.1	67.8	102	146	246
	1250	12.9	46.8	65.6	111	183	13.0	47.4	65.9	110	182

表 3 Ti-42Al-5Mn 和 Ti-42Al-5Mn-0.8W 两合金  $\sigma_p$  和  $\sigma_{0.7}$  对应的应力降低系数  $\delta_p$  和  $\delta_{0.7}$   
 Table 3 Flow stress misfit ( $\delta_p$  and  $\delta_{0.7}$ ) for the Ti-42Al-5Mn and Ti-42Al-5Mn-0.8W alloy

T/°C	$\delta_p/\%$					$\delta_{0.7}/\%$				
	0.001 s <sup>-1</sup>	0.01 s <sup>-1</sup>	0.1 s <sup>-1</sup>	1 s <sup>-1</sup>	10 s <sup>-1</sup>	0.001 s <sup>-1</sup>	0.01 s <sup>-1</sup>	0.1 s <sup>-1</sup>	1 s <sup>-1</sup>	10 s <sup>-1</sup>
1100	36.95	43.43	19.68	8.450	5.810	82.88	88.47	84.37	63.93	50.00
1150	16.87	39.60	41.40	16.31	16.71	81.11	87.34	82.81	71.16	48.33
1200	43.37	47.56	20.10	14.97	57.09	68.17	85.74	82.16	84.04	68.98
1250	45.27	37.18	38.11	48.47	60.33	59.69	82.49	79.36	84.45	73.24

在具有极强电磁搅拌作用的真空感应熔炼方式下，W 元素的偏析程度并不明显。前期对 Ti-42Al-5Mn-0.8W 合金铸锭不同位置 W 元素含量分析也证实<sup>[21]</sup>，采用真空感应熔炼方式制备的合金铸锭设计名义成分和实际成分吻合度高，W 含量为 0.8% 时，径向不同位置（铸锭边缘 R、1/2R、中心处）的 W 含量几乎无偏差。其二，Kainuma 等<sup>[22]</sup>通过对比 W 在 TiAl 合金中相分配行为发现，W 元素在不同相中的分配顺序为  $\beta > \alpha > \gamma$ ，即在  $\beta$  凝固  $\gamma$ -TiAl 合金常见的三相中，W 应是  $\beta$  相稳定元素。这种稳定作用 Sun 等<sup>[4]</sup>基于 Cr 当量（式（11））进一步对其进行了定量发现，W 的  $\beta$  相稳定作用约为 Mn 的 1.5 倍。Kim 等<sup>[3]</sup>基于不同元素对 Ti-44Al 合金  $\beta$  相形成影响总结出 Nb 当量（式（12）），W 的  $\beta$  稳定作用约为 Mn 的 4 倍。最近在 Ti-42Al-5Mn 合金中发现<sup>[21]</sup>，W 的  $\beta$  相稳定作用甚至约为 Mn 的 5.6 倍。由此可见，虽然不同  $\gamma$ -TiAl 合金体系中，W 与 Mn 元素的  $\beta$  稳定作用对比存在一定差异，但是目前报道的结果证明 W 较 Mn 将具有更强的  $\beta$  稳定作用，而且在 Ti-42Al-5Mn 合金中这种对比差异表现得更加明显。综上，对于含锰  $\beta$  凝固  $\gamma$ -TiAl 合金，由于 W 具有比 Mn 更强的  $\beta$  相稳定作用，因此 W 的添加会进一步拓宽合金高温的  $\beta$  相区， $\beta$  相具有诸多可开动的滑移系，进而确保合金具有更宽的可加工窗口。

$$[\text{Cr}] = \text{Cr} + \text{Mn} + 3/5\text{V} + 3/8\text{Nb} + 3/2(\text{W} + \text{Mo}) + 3\text{Fe} \quad (11)$$

$$[\text{Nb}] = \text{Cr}/3 + \text{Mn}/2 + \text{V}/2 + \text{Mo}/6 + \text{W}/8 \quad (12)$$

### 3 结 论

1) Ti-42Al-5Mn-0.8W 合金合适的热加工区间为 1150~1250 °C/0.001~10 s<sup>-1</sup> 和 1100~1145 °C/0.001~1 s<sup>-1</sup>，合金的本构方程为：

$$\dot{\epsilon} = 1.11 \times 10^{29} [\sinh(0.0107\sigma)]^{2.80} \exp\left(-\frac{8.37 \times 10^5}{RT}\right)$$

2) 0.8%（原子分数）W 添加可明显降低 Ti-42Al-5Mn 合金 1000~1250 °C，0.001~10 s<sup>-1</sup> 热压缩条件下的峰值流变应力（ $\sigma_p$ ）和稳态流变应力（ $\sigma_{0.7}$ ），且稳态流变应力降低幅度更加显著。

3) 0.8% W（原子分数）改善 Ti-42Al-5Mn 合金热加工性的主要原因一方面是由于 W 含量相对较少，在具有极强电磁搅拌作用的真空感应熔炼方式下，W 元素的偏析程度并不明显；另一方面得益于 W 比 Mn 更强的  $\beta$  稳定作用，扩大了合金高温  $\beta$  单相区，从而具有更宽的可热变形的加工窗口。

### 参考文献 References

[1] Srinivasan R, Singh J P, Tuval E *et al.* *Scripta Materialia*[J], 1995, 34(8): 1295  
 [2] Mayer S, Erdely P, Fischer F D *et al.* *Advanced Engineering Materials*[J], 2017, 19(4): 1 600 735  
 [3] Kim Y W, Kim S L. *JOM*[J], 2018, 70(4): 553  
 [4] Sun F S, Cao C X, Yan M G *et al.* *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2001, 32(7): 1573  
 [5] Chen L Y, Li C H, Qiu A T *et al.* *Intermetallics*[J], 2010, 18: 2229.  
 [6] Tian Jin(田进), Zhang Conghui(张聪惠), Tian Wei(田伟) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2020, 49(10): 3597  
 [7] Zhao P X, Li X B, Tang H J *et al.* *Oxidation of Metals*[J], 2020, 93: 433  
 [8] Huang Z W, Cong T. *Intermetallics*[J], 2010, 18: 161  
 [9] Li X B, Tang H J, Xing W W *et al.* *Intermetallics*[J], 2021, 136: 107 230  
 [10] Tang H J, Xing W W, Li X B *et al.* *Intermetallics*[J], 2021, 128: 107 022  
 [11] Beddoes J, Zhao L, Au P *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 1995, 192-193: 324  
 [12] Kim H Y, Sohn W H, Hong S H. *Materials Science and Engineering A*[J], 1998, 251: 216  
 [13] Izumi T, Takayuki Y, Shigenari H *et al.* *Intermetallics*[J], 2001, 9(7): 547  
 [14] Martin P L, Rhodes C G, McQuary P A. *Proceedings of First International Symposium on Structural Intermetallics* [C]. Warrendale, PA: TMS, 1993: 177  
 [15] Prasad Y, Seshacharyulu T. *International Materials*

- Reviews[J], 1998, 43(6): 243
- [16] Prasad Y. *Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2003, 12(6): 638
- [17] Sellars C M, McEgart W J. *Acta Metallurgica*[J], 1966, 14(9): 1136
- [18] Wan Z, Sun Y, Hu L, et al. *Materials Characterization*[J], 2017, 130: 25
- [19] Xu H, Li X B, Xing W W et al. *Journal of Materials Science and Technology*[J], 2019, 35(11): 2652
- [20] Xu H, Li X B, Xing W W et al. *Advanced Engineering Materials*[J], 2018, 20(6): 1 701 059
- [21] Li Xiaobing(李小兵), Zhao Pengxiang(赵鹏翔), Chen Bo(陈波) et al. *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2022, 51(10): 3850
- [22] Kainuma R, Fujita Y, Mitsui H et al. *Intermetallics*[J], 2000, 8: 855

## Effect of Tungsten Addition on the Hot Workability of Mn-containing $\beta$ -solidifying $\gamma$ -TiAl Alloy

Shu Lei, Li Xiaobing, Chen Bo, Qian Kun, Zhang Mengshu, Xue Peng, Liu Kui

(Materials Science and Technology Research Department, Ji Hua Laboratory, Foshan 528200, China)

**Abstract:** Mn-containing  $\beta$ -solidifying  $\gamma$ -TiAl alloy, Ti-42Al-5Mn-0.8W (at%, similarly hereinafter) was prepared by a vacuum induction furnace. Then the effect of trace W addition on the hot workability of the alloy was investigated. Hot deformation behavior of the alloy was studied under the temperature of 1100~1250 °C, strain rate of 0.001~10 s<sup>-1</sup> and maximum deformation degree of 70% with thermal simulator. The results show that the range of appropriate thermal processing parameters are 1150-1250 °C/0.001-10 s<sup>-1</sup> and 1100-1145 °C/0.001-1 s<sup>-1</sup>. 0.8at% W addition can obviously reduce the peak flow stress ( $\sigma_p$ ) of Ti-42Al-5Mn alloy and steady-state flow stress ( $\sigma_{0.7}$ ), and the steady-state flow stress decreases more significantly. The main reason why 0.8at% W improves the hot workability of Ti-42Al-5Mn alloy is that on the one hand, the W content is relatively low, and the segregation degree of W element is not obvious under the vacuum induction melting mode with strong electromagnetic stirring; on the other hand, the  $\beta$ -stabilizing effect of W is stronger than that of Mn, which extends the region of  $\beta$  single phase zone, and thus the alloy possesses a wider processing window that can be thermally deformed.

**Key words:**  $\beta$ -solidifying  $\gamma$ -TiAl; manganese; tungsten; processing map; flow stress

---

Corresponding author: Li Xiaobing, Ph. D., Associate Professor, Materials Science and Technology Research Department, Ji Hua Laboratory, Foshan 528200, P. R. China, E-mail: lixb@jihualab.ac.cn