

TC4 钛合金扩散连接区热变形特性行为研究

杨兴远, 姜沐池, 任德春, 蔡雨升, 吉海宾, 雷家峰, 杨 锐

(中国科学院金属研究所 轻质高强材料研究部, 辽宁 沈阳 110016)

摘 要: 以 TC4 钛合金扩散连接区为研究对象, 在变形温度 920、950、980、1010 °C 及应变速率 0.01、0.1、1、10 s⁻¹ 的条件下进行热变形试验, 研究了变形温度和应变速率对 TC4 钛合金扩散连接区流变应力和微观组织的影响规律。结果表明: TC4 钛合金扩散连接区在高温下具有明显的动态软化特征, 流变应力随变形温度的升高而降低, 随变形速率的提高而增大; 高温变形后扩散连接界面消失, 随变形温度的升高, 等轴 α 相的体积分数减少, 同时伴有短棒状和板条状的次生 α 相出现, 且次生 α 相的体积分数随应变速率增加逐渐降低; 当变形温度达到 1010 °C 时, 出现马氏体 α' 相; 以双曲正弦形式修正的 Arrhenius 方程为基础, 建立了 TC4 钛合金扩散连接区双曲正弦本构方程以及热加工图, 确定 TC4 钛合金扩散连接区的最佳变形温度为 920~950 °C, 变形速率为 0.01~0.1 s⁻¹。

关键词: TC4 钛合金; 扩散连接; 高温变形; 本构方程; 热加工图

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2023)12-4125-08

钛及钛合金具有密度小、比强度高、热稳定性好等优点, TC4 钛合金是 20 世纪 40 年代初期研制成功的一种典型钛合金, 其作为结构材料已被广泛应用于航空航天、海洋、汽车、电力等行业中^[1-6]。

扩散连接是一种在一定温度、压力和时间条件下, 使材料对接面之间的原子相互扩散, 从而实现连接的工艺^[7-8]。与传统的钎焊、熔焊等焊接方式相比, 扩散连接过程中不发生熔化, 只发生很小的塑性变形或零件之间的相对移动, 能够形成具有与母材性能和显微组织非常接近的接头, 且具有成形零件无宏观变形、连接部位缺陷少、无残余应力等优点^[9-10]。相关学者对 TC4 钛合金扩散连接区性能开展了部分研究工作, 例如, 何辰佳等^[11]研究发现 TC4 钛合金扩散连接区的剪切强度为 467.83 MPa, 达到了母材抗剪切强度 (480 MPa) 的 97.46%^[11]; 张蕾等研究发现置氢 TC4 钛合金扩散连接区的室温抗拉强度达到了 1017 MPa, 接近母材强度^[12-13]; 周克印等^[14]对 TC4 钛合金扩散连接后的疲劳断裂特性进行了研究, 研究表明, 在疲劳裂纹扩展过程中, 扩散连接区对延缓疲劳裂纹扩展起到一定作用。

目前, TC4 钛合金扩散连接区研究主要集中在连接后的力学性能和组织变化方面, 对扩散连接区高温变形特性行为的研究报道较少, 热变形对扩散连接钛合金微观组织的影响也尚未建立较为全面的分析^[11-16], 热变形

参数 (温度、应变速率等) 是影响金属材料组织与性能的关键因素。本工作以 TC4 钛合金扩散连接区为研究对象, 对热变形过程中合金扩散区合金流变应力与微观组织的变化规律进行了分析, 建立了 TC4 钛合金扩散连接区的热变形本构关系以及热加工图, 探究了合适的热加工参数范围, 为航空航天领域高性能钛合金扩散连接构件的研发提供了数据支持和理论支撑。

1 实 验

试验材料为在温度 950 °C、压力 140 MPa、保温时间 4 h, 随炉冷却的工艺参数下扩散连接的 TC4 钛合金棒材, 其直径为 100 mm。微观组织如图 1 所示, 从组织中可以观察到明显的扩散连接界面, 在热变形前扩散连接区的组织主要由等轴 α 相和少量 β 相组成 (图 1b), 晶粒未出现变形特征, 并且扩散界面平直未弯曲 (图 1a), 说明在此工艺条件下扩散连接过程中 TC4 钛合金扩散连接区受力均匀没有发生明显变形, 符合扩散连接工艺特点, 对后续热变形试验无影响。

采用 Gleeble-3800 热模拟试验机进行 TC4 钛合金扩散连接区热变形试验。如图 2 所示, 压缩试样为 $\Phi 8$ mm \times 12 mm 的圆柱体, 扩散连接界面位于试样中间, 与压缩方向垂直。选用金相法测得相变点温度为 (997 \pm 5) °C, 因此, 本试验采取的变形温度为 920、950、980 和

收稿日期: 2022-12-01

基金项目: 工信部民机专项 (MJZ 2-2N21-5)

作者简介: 杨兴远, 男, 1997 年生, 硕士生, 中国科学院金属研究所轻质高强材料研究部, 辽宁 沈阳 110016, 电话: 024-83970131, E-mail: 1272629717@qq.com

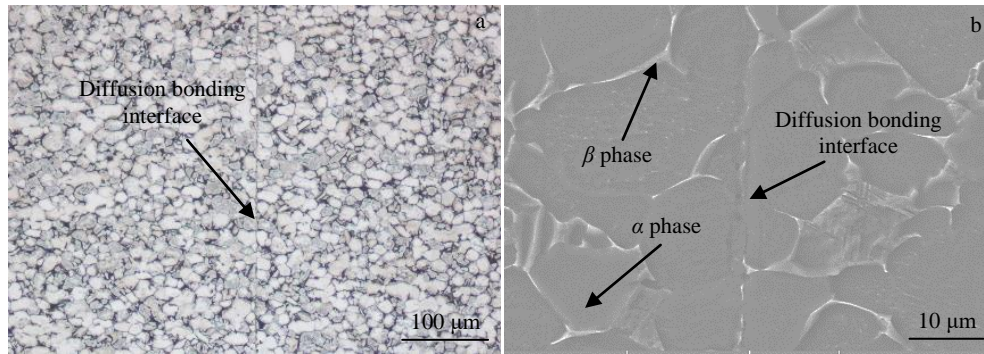


图 1 TC4 钛合金扩散连接区的微观组织

Fig.1 OM (a) and SEM (b) microstructures of diffusion bonding region for TC4 titanium alloy

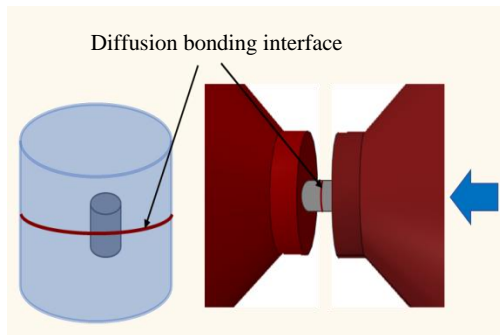


图 2 试样压缩示意图

Fig.2 Schematic diagram of compression sample

1010 °C，应变速率为 0.01、0.1、1 和 10 s⁻¹，变形量为 60%，变形完成后立即水冷。

将试样沿压缩轴纵向切开，将剖面打磨、抛光、腐蚀后得到金相试样，采用 V(HNO₃):V(HF):V(H₂O)=1:2:7 的腐蚀液对样品进行腐蚀。采用型号为 ZEISS AXIOVERT 200 MAT 的金相显微镜 (OM) 观察试样的金相组织，采用型号为 TESCAN MIRA 的扫描电子显微镜 (SEM) 进行试样显微组织观察分析。

2 结果与讨论

2.1 热变形应力-应变曲线

图 3 为 TC4 钛合金扩散连接区热变形试验的应力-应变曲线。由图 3a~3d 整体曲线可以看出，在变形初始阶段，随着应变的增加，合金的流变应力快速增大，这主要是由于加载后合金中会产生大量位错并且迅速增殖、纠缠，导致位错间交互作用增强，应力在极短的时间内迅速增大并且达到峰值，表现出明显的加工硬化特征^[17-18]。在应力达到峰值后，在低应变速率 (0.01 s⁻¹、0.1 s⁻¹) 下，随着应变的增加应力先下降，后趋于平稳；

高应变速率下，应力无明显变化呈稳态流动特征。从图 3 中还可以看出 TC4 钛合金扩散连接区的峰值应力随变形温度的升高而减小，随应变速率的增加而增大，表现出明显的负温度敏感性和正速率敏感性。

2.2 热变形本构方程

在金属材料的高温变形过程，通常采用变形激活能 Q 和变形温度 T 之间的关系来表征合金热力学参数对流变应力的影响，本工作在对热扩散连接 TC4 钛合金连接区热变形试验基础上，引入 Zener-Hollomon 参数构建 TC4 钛合金扩散连接区的本构关系模型，不同应力状态下的关系模型参照关系式 (1) ~ (3) ^[19]。

低应力:

$$\dot{\epsilon} = A_1 \sigma^n \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (1)$$

高应力:

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

整体应力-应变情况可以采用双曲正弦函数:

$$\dot{\epsilon} = A_3 [\sinh(\alpha\sigma)]^n \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (3)$$

式中, A_1 、 A_2 、 A_3 、 n 、 α 为材料常数, β 为曲线斜率倒数, A 为结构因子, n 为加工硬化指数, R 为气体常数, Q 为变形激活能, T 为变形温度, σ 为流动应力。而 T 和 $\dot{\epsilon}$ 之间的关系可以用一个参数来表示:

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad (4)$$

式中, Z 是 Zener-Hollomon 参数, 其物理意义是温度补偿的变形速率因子^[20]; Q 为变形激活能, 反映 TC4 钛合金扩散连接区热变形的难易程度, 是热变形过程中重要的力学性能参数, 其值和激活焓通常相等。 Z 与 σ 之间的关系式^[21]:

$$Z = A [\sinh(\alpha\sigma)]^n \quad (5)$$

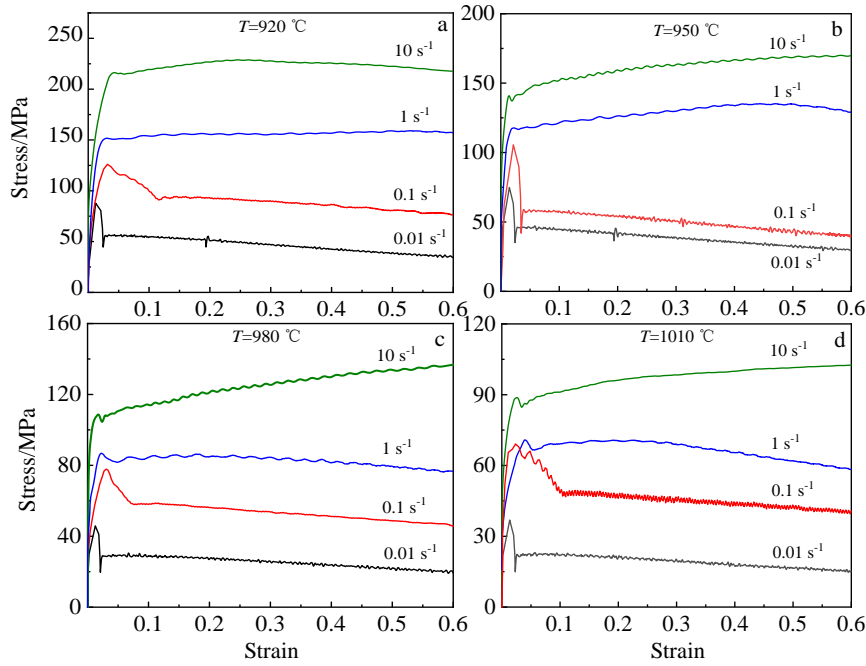


图 3 TC4 钛合金扩散连接区不同变形条件下应力-应变曲线

Fig.3 Stress-strain curves of diffusion bonding region for TC4 titanium alloy under different deformation conditions: (a) 920 °C, (b) 950 °C, (c) 980 °C, and (d) 1010 °C

将 TC4 钛合金扩散连接区高温压缩变形的峰值应力和应变速率代入上述关系式 (1~3)，然后对上述三式进行对数转变，可以得到：

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A_1 + \left(-\frac{Q}{RT} \right) + n_1 \ln \sigma \quad (6)$$

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A_2 + \left(-\frac{Q}{RT} \right) + \beta \sigma \quad (7)$$

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

根据图 3 的应力-应变关系曲线，建立 TC4 钛合金扩散连接区高温变形的 $\dot{\epsilon}$ 和 σ 2 个参数的双对数关系，对所获得峰值应力数值进行线性拟合，其结果如图 4 所示。由拟合结果可见，对数曲线符合线性规律，根据图 4a、4b 分别获得曲线斜率的倒数 β 、 n_1 ，按照 $\alpha = \beta/n_1$ 求出 α 值，将其值代入式 (8) 中建立 TC4 钛合金扩散连接区峰值应力与应变速率的关系 (图 4c)，从图中可以看出 $\ln[\sinh(\alpha \sigma)]$ 与 $\ln \dot{\epsilon}$ 之间成线性关系。

当应变速率一定时，假定一定温度范围内 Q 值保持不变^[19]，对式 (4)、(5) 取自然对数可以得到：

$$\ln [\sinh(\alpha \sigma)] = C + K \left(\frac{1000}{T} \right) \quad (9)$$

将 α 、 σ 和 T 代入上式 (9)，可以绘制出 TC4 钛合金扩散连接区峰值应力与变形温度的关系图 (图 5)。结果表明， $\ln[\sinh(\alpha \sigma)]$ 与 $1000/T$ 间满足线性关系，说明

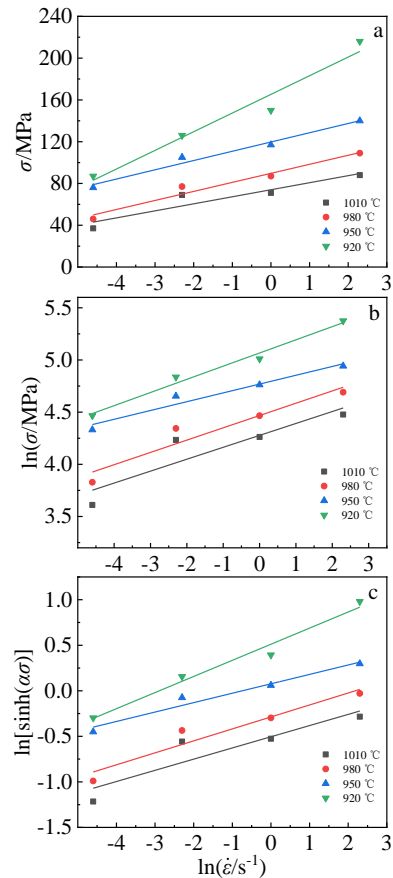


图 4 峰值应力和应变速率的本构关系

Fig.4 Constitutive relationships between stress and strain rate: (a) $\sigma - \ln \dot{\epsilon}$, (b) $\ln \sigma - \ln \dot{\epsilon}$ and (c) $\ln[\sinh(\alpha \sigma)] - \ln \dot{\epsilon}$

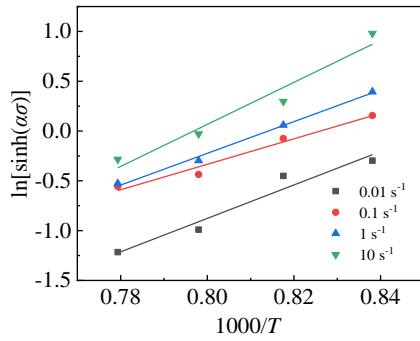


图 5 峰值应力与变形温度的本构关系

Fig.5 Constitutive relationships between peak stress and deformation temperature

可用包含 Arrhenius 项的 Z 参数描述建立 TC4 钛合金扩散连接区在高温变形时的行为^[20-21]。

金属在高温下发生塑性变形时，流变应力、应变速率和变形温度之间满足双曲正弦函数关系，因此本研究采用 Zener-Hollomon 参数法求解 TC4 钛合金扩散连接区高温变形激活能^[20]。

对式 (3) 两边分别取自然对数，可以得到：

$$\ln[\sinh(\alpha\sigma)] = C + K\left(\frac{1000}{T}\right) \quad (10)$$

$$Q = R \frac{\partial \ln[\sinh(\alpha\sigma)]}{\partial \left(\frac{1}{T}\right)} \frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \ln[\sinh(\alpha\sigma)]} \quad (11)$$

将 R 值和 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]-1000/T$ 函数关系的斜率（见图 5）及 $\ln \dot{\epsilon} - \ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 函数关系的斜率（见图 4c）代入式 (11) 可求出 Q 值。将 Q 值代入式 (5)，然后两边取对数得：

$$\ln Z = \ln A + n \ln[\sinh(\alpha\sigma)] \quad (12)$$

根据上式 $\ln Z$ 、 σ 之间的函数关系求出 n ，进一步可以确定 TC4 钛合金扩散连接区的热变形本构方程。对于 TC4 钛合金扩散连接区： α 取平均值为 0.0079，由图 5 得到 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 和 $1000/T$ 函数关系的斜率为 16.9521，以及图 4c 得到 $\ln \dot{\epsilon}$ 和 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 函数关系的斜率为 0.1581，可求出激活能 Q 为 891.459 kJ/mol，将上述 Q 值代入式 (12) 计算得到 Z 值及 $\ln Z$ 值，绘制出 $\ln Z - \ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 的函数关系图（图 6）。

从图 6 中可以看出，在应变速率为 0.01~10 s⁻¹ 和变形温度 920~1010 °C 范围内 $\ln Z$ 与 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 符合线性关系，同时由图 6 可以得到精确的应力指数 n 值（见表 1），表 1 给出的线性相关系数大于 0.95，说明本研究采用的线性回归结果与试验结果相符合。

将求得的 Q 、 n 和 A 等材料参数值代入式 (3)，得

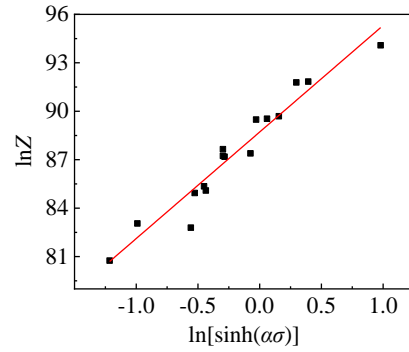


图 6 $\ln Z$ 与 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 的关系

Fig.6 Relationship between $\ln Z$ and $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$

表 1 精确的应力指数 n 值及相关参数

Table 1 Accurate stress index n and related parameters

n	$Q/\text{kJ mol}^{-1}$	$\ln A$	Linear correlation coefficient
6.5978	891.4595	88.7164	0.9685

到 TC4 钛合金扩散连接区的本构方程：

$$\dot{\epsilon} = e^{88.7164} [\sinh(0.0079\sigma)]^{6.5978} \exp\left(-\frac{891459}{RT}\right) \quad (13)$$

利用式 (13) 可以求得不同高温热变形工艺条件下 TC4 钛合金扩散连接区的峰值应力，将求得的峰值应力与试验得到的峰值应力分别放在 Y 轴与 X 轴可以得到图 7，图 7 中直线方程为：

$$Y=X \quad (14)$$

图 7 中求得峰值应力与试验得到峰值应力拟合度较高，证明式 (13) 可以很好地预测 TC4 钛合金扩散连接区在不同工艺条件下的峰值应力，为 TC4 钛合金扩散连接区热加工提供了指导。

2.3 热变形过程的热加工图

热加工图是基于动态材料模型 (DMM) 理论而构建的^[22]，大量研究结果也验证了热加工图能够比较准确地反映合金在热加工变形过程中变形温度、应变速率和材

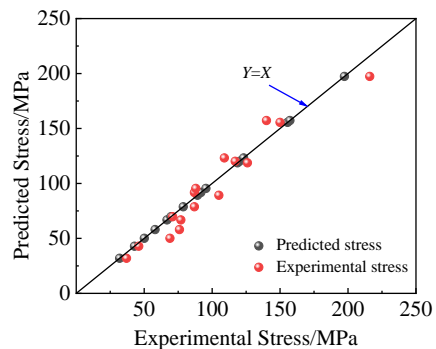


图 7 峰值应力的理论值与实测值对比

Fig.7 Comparison of predicted and experimental stress values

料成形性能之间的关系,对金属材料加工工艺制定、加工缺陷避免以及变形性能提高等都有重要的指导意义。在热变形过程中,本工作研究的 TC4 钛合金扩散连接区吸收功率 P 主要通过以下两个方面进行耗散^[23]:

$$P = \sigma \dot{\epsilon} = G + J = \int_0^{\dot{\epsilon}} \sigma d\dot{\epsilon} + \int_0^{\sigma} \dot{\epsilon} d\sigma \quad (15)$$

式中, σ 为流变应力, $\dot{\epsilon}$ 为应变速率, G 为 TC4 钛合金扩散连接区发生塑性变形所消耗的能量,其中大部分转化成了热能,小部分以晶体缺陷能的形式存储。 J 为 TC4 钛合金扩散连接区塑性变形过程中组织演化所消耗的能量。

G 和 J 在 P 中的占比由应变速率敏感指数 m 决定, m 的计算方法如下式^[23]:

$$m = \frac{\partial J}{\partial G} = \frac{\partial \ln \sigma}{\partial \ln \dot{\epsilon}} \quad (16)$$

TC4 钛合金扩散连接区变形过程中显微组织演变所消耗能量与线性耗散能量的关系可以用功率耗散因子 η 表达, η 为一个无量纲的参数,表示与显微组织演变相关的相对熵产率^[24]。式 (17) 为 η 的数学表达式:

$$\eta = \frac{J}{J_{\max}} = \frac{2m}{1+m} \quad (17)$$

参数 $\zeta(\dot{\epsilon})$ 作为变形温度和应变速率的函数,根据 Prasad 材料流变失稳准则^[24]:

$$\zeta(\dot{\epsilon}) = \frac{\partial(\ln \left[\frac{m}{m+1} \right])}{\partial \ln \dot{\epsilon}} + m < 0 \quad (18)$$

根据公式 (17) 计算出不同温度、不同应变速率下的功率耗散因子 η 值,在 $T - \ln \dot{\epsilon}$ 平面内绘制 η 等高线图,即为功率耗散图。将不同温度、不同应变速率所对应的 ζ 值在 $T - \ln \dot{\epsilon}$ 平面内绘制出流变失稳图。

将流变失稳图与功率耗散图相叠加,构建出基于 DMM 理论的 TC4 钛合金扩散连接区热加工图 (图 8)。

从图 8 所示的热加工图中,可以明显识别出 TC4 钛合金扩散连接区的加工安全区 I、流变失稳区 II。通常,高 η 值区域对应着较好的热加工性能区^[25],考虑实际生产加工效率的问题,TC4 钛合金扩散连接区的最佳变形工艺参数为: $T=920\sim 950\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\dot{\epsilon}=0.01\sim 0.1\text{ s}^{-1}$ 。

2.4 热加工显微组织

2.4.1 扩散连接界面演变

圆柱形试样经高温热变形转变成圆饼状,由于变形的不均匀性会导致不同区域的组织存在显著差异。根据变形程度的不同,可划分为 3 个区:难变形区 I (又称“死区”)、大变形区 II、小变形区 III (又称“自由变形区”),图 9 所示^[26]。在本试验中,重点分析了 TC4 钛合金扩散连接区变形后 II 区的显微组织, $920\text{ }^{\circ}\text{C}/0.01\text{ s}^{-1}$

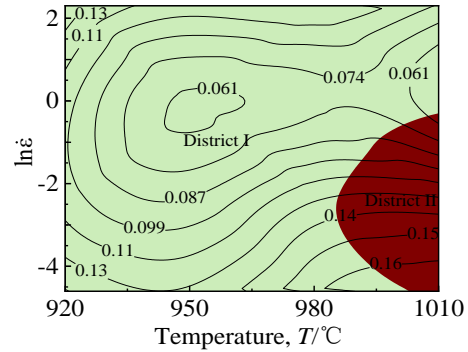


图 8 TC4 钛合金扩散连接区热加工图

Fig.8 Thermal processing diagram of diffusion bonding region for TC4 titanium alloy

变形条件下 TC4 钛合金扩散连接区界面区域的显微组织如图 9 所示,与图 1 进行对比可以看出变形后扩散连接界面消失。这是因为 TC4 钛合金棒材端面在扩散连接加热过程中不可避免发生一定程度的氧化,形成一层致密稳定的氧化膜,导致扩散连接界面清晰可见,在热变形过程中,由于变形量为 60%,界面区域合金发生较大塑性变形,氧化膜的延展性与基体 TC4 钛合金相比较差,在变形过程中发生破裂,界面附近的合金元素发生充分扩散形成新的化学键,因此扩散连接界面完全消失。

TC4 钛合金扩散连接区热变形过程中,内能增加,处于不稳定状态,有自发恢复到原始低能状态的趋势,同时发生动态回复、动态再结晶为主的 2 种动态软化机制,当原子在热变形过程中获得足够的扩散能力时,TC4 钛合金扩散连接区发生显微组织以及力学性能的变化如图 9 和图 3 所示。

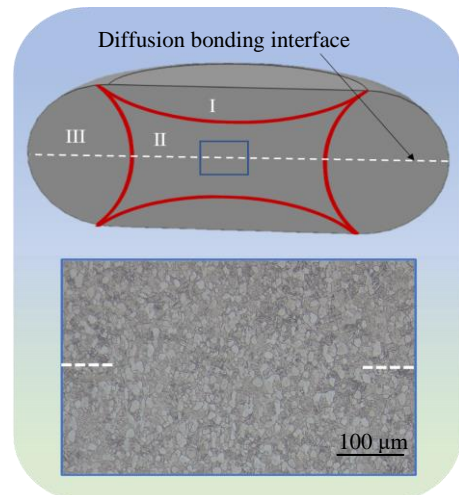


图 9 TC4 钛合金扩散连接区大变形区显微组织

Fig.9 Microstructure of large deformation region of diffusion bonding region for TC4 titanium alloy

2.4.2 不同温度热变形后显微组织

图 10 为 TC4 钛合金扩散连接区在不同温度热变形后的微观组织。与图 1 中变形前的原始组织相比，在 920 °C 热压缩变形后，等轴 α 相的体积分数未出现明显变化，但在压应力作用下部分呈现椭圆状(图 10a、10b)；变形温度为 950 °C 时，等轴 α 相的体积分数有所降低，且有细小短棒状的次生 α 相出现(图 10c、10d)；变形温度为 980 °C 时，出现大量的板条状次生 α 相，该变形温度较为接近 α 与 β 相转变温度，高温下大部分等轴 α 相转变为 β 相，在热变形试验后的冷却过程中， β 相会转变为相互平行呈集束排列的板条状次生 α 相(图 10e、10f)^[27]；当变形温度达到 1010 °C 时，微观组织中出現相互交叉的针状马氏体(图 10g、10h)，该变形温度超过 α 与 β 相转变温度， α 相完全转变成 β 相，由于冷却速度较快、过冷度较大、合金元素扩散受阻， β 相

转变为一种过饱和固溶体，即马氏体 α' 相^[28-29]。

在应变速率相同的情况下，随变形温度的升高，TC4 钛合金扩散连接区的峰值应力逐渐下降(图 3)。应变速率为 0.1 s⁻¹ 时，变形温度从 920 °C 升高至 1010 °C，峰值应力从约 130 MPa 下降至约 70 MPa。当变形温度升高，次生 α 相的尺寸增大(图 10d、10f)，导致峰值应力降低^[27,30]； β 相的体积分数逐渐升高， β -Ti 的体心立方结构与 α -Ti 的密排六方结构相比滑移系增多，滑移发生更容易^[31]；温度升高材料的热激活作用增强，TC4 钛合金扩散连接区原子运动能力和扩散驱动力增加，晶体内产生滑移的临界分切应力减小，位错运动更容易进行^[32]，使得 TC4 钛合金扩散连接区的峰值应力下降。

2.4.3 不同速率热变形后显微组织

图 11 为 TC4 钛合金扩散连接区在不同应变速率下变形后的显微组织，在应变速率 0.01~0.1 s⁻¹ 变形时，TC4

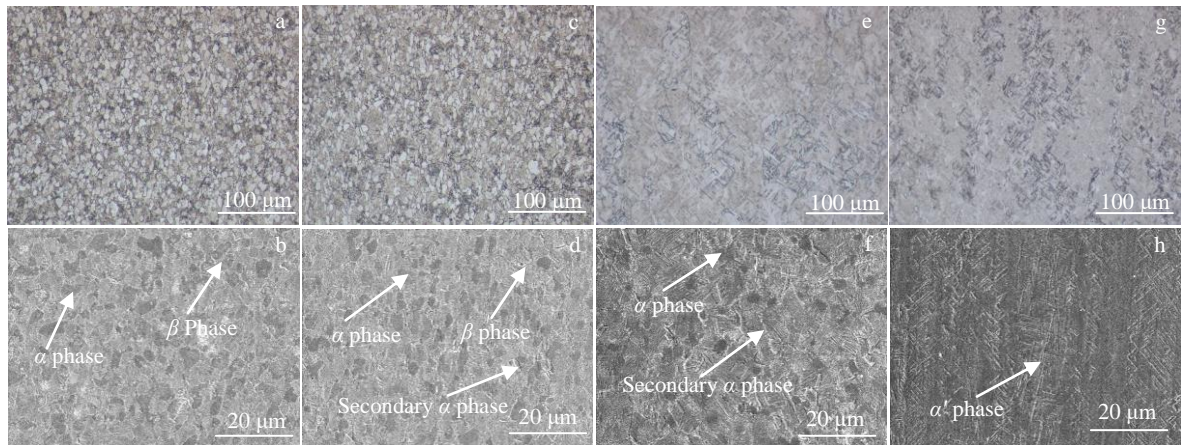


图 10 TC4 钛合金扩散连接区在应变速率 0.1 s⁻¹ 不同变形温度下的微观组织

Fig.10 Microstructures of diffusion bonding region for TC4 titanium alloy under strain rate of 0.1 s⁻¹ and different deformation temperatures: (a-b) 920 °C, (c-d) 950 °C, (e-f) 980 °C, and (g-h) 1010 °C

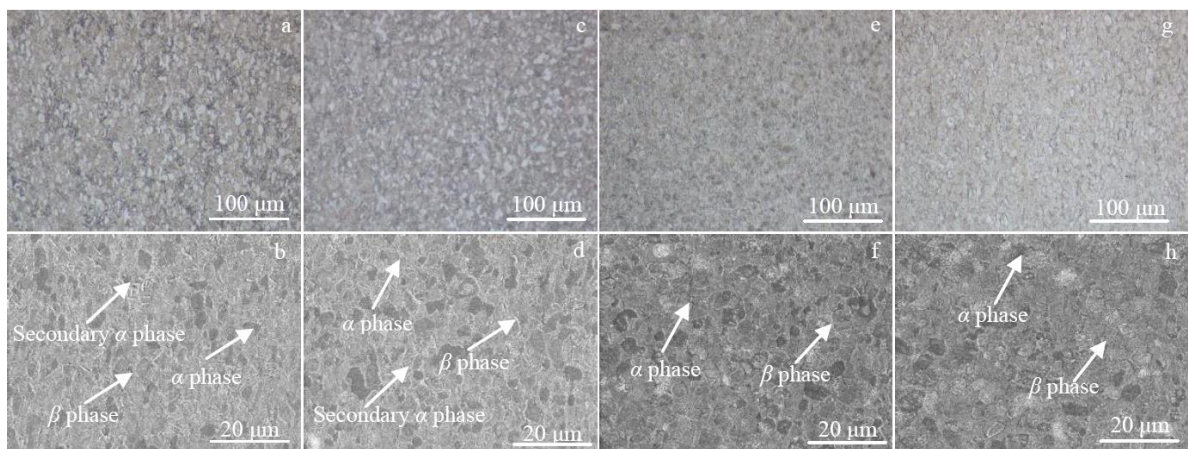


图 11 TC4 钛合金扩散连接区在温度 920 °C 不同变形速率下的微观组织

Fig.11 Microstructures of diffusion bonding region for TC4 titanium alloy under temperature of 920 °C and different deformation rates: (a-b) 0.01 s⁻¹, (c-d) 0.1 s⁻¹, (e-f) 1 s⁻¹, and (g-h) 10 s⁻¹

钛合金扩散连接区的微观组织主要由等轴 α 相, 次生 α 相和 β 相组成 (图 11a~11f), 此时软化机制以动态再结晶为主^[33], 在应力-应变曲线上表现为曲线达到峰值后先下降后逐渐平稳 (图 3a); 在应变速率 $1\sim 10\text{ s}^{-1}$ 变形时, TC4 钛合金扩散连接区微观组织主要由等轴 α 相和少量 β 相组成 (图 11e~11h), 软化机制中动态回复占主导作用^[34], 应力在达到峰值后无明显变化呈稳态流动特征 (图 3a)。

TC4 钛合金扩散连接区在变形温度 $920\text{ }^\circ\text{C}$, 应变速率为 $0.01, 0.1, 1$ 和 10 s^{-1} 时对应的峰值应力分别约为 $90, 130, 150$ 和 200 MPa , 可以看出, 峰值应力与应变速率呈正相关。在低应变速率下, TC4 钛合金扩散连接区有一定的时间进行动态再结晶, 生成次生 α 相 (图 11a~11h), 使得峰值应力较低^[35-36], 而在高应变速率下, 变形时间变短, 产生的大量位错没有时间完全消解, 位错密度不断增加且不容易消解^[37], 从而使得 TC4 钛合金扩散连接区峰值应力较高如图 3a 所示。

3 结 论

1) TC4 钛合金扩散连接区在高温变形中峰值应力随变形温度的升高及应变速率的降低而减小, 随温度的降低及应变速率的升高而增大, 达到峰值应力后变形过程存在动态回复与动态再结晶 2 种软化机制。

2) TC4 钛合金扩散连接区的本构方程为 $\dot{\epsilon} = e^{88.7164} [\sinh(0.0079\sigma)]^{6.5978} \exp\left(-\frac{891459}{RT}\right)$, 峰值应力的试验值和理论值拟合度较高, 通过热加工图确立了最佳变形工艺参数为: $T=920\sim 950\text{ }^\circ\text{C}$, $\dot{\epsilon}=0.01\sim 0.1\text{ s}^{-1}$ 。

3) 高温变形后扩散连接界面消失, 随着变形温度的升高, 等轴 α 相的体积分数逐渐减少, 次生 α 相由短棒状转变成板条状, 变形温度超过相变点后, 组织中出现一定数量的马氏体 α' 相, 随应变速率的增加, 软化机制从动态再结晶主导转变成动态回复主导, 次生 α 相的含量逐渐减少。

参考文献 References

[1] Liu Rongge(刘荣娥), Wang Baoyu(王宝雨), Feng Pengni(冯鹏妮) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2021, 50(7): 2447

[2] Murr L E, Quinones S A, Gaytan S M et al. *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*[J], 2009, 2(1): 20

[3] Ren Dechun(任德春), Su Huhu(苏虎虎), Zhang Huibo(张慧博) et al. *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2019, 55(4): 480

[4] Liu Xiaogang(刘小刚), Zhang Shun(张 顺), Li Baiyang(李百洋) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料

与工程)[J], 2018, 47(10): 3045

[5] Ren Dechun(任德春), Liu Yujing(刘玉敬), Zhang Huibo(张慧博) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2020, 49(3): 1083

[6] Pan Rui(潘 睿), Deng Yunhua(邓云华), Zhang Hua(张 华). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2021, 50(2): 373

[7] Yu P, Li J L, Li Z X. *Journal of Manufacturing Processes*[J], 2022, 81: 837

[8] Wang Qing(王 清), Li Qihai(李其海), Sun Dongli(孙东立) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2016, 45(7): 1749

[9] Wang Jie(王 杰), Xiong Qinglian(熊清莲), Xiong Yanlin(熊宴邻) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(4): 1275

[10] Sharma G, Dwivedi D K. *Materials Today: Proceedings*[J], 2022, 64(3): 1384

[11] He Chenjia(何辰佳), Cheng Minghe(陈明和), Xie Lansheng(谢兰生). *Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2017, 46(17): 64

[12] Zhang Lei(张 蕾), Hou Jinbao(侯金保), Li Jinglong(李京龙) et al. *Aeronautical Manufacturing Technology*(航空制造技术)[J], 2013, 56(16): 81

[13] Zhang Lei(张 蕾), Hou Jinbao(侯金保), Li Jinglong(李京龙) et al. *Aeronautical Manufacturing Technology*(航空制造技术)[J], 2011, 54(16): 66

[14] Zhou Keyin(周克印), Xu Lai(徐 来), Lin Zhaorong(林兆荣) et al. *Journal of Mechanical Strength*(机械强度)[J], 1998(2): 34

[15] Li Xifeng(李细锋), Li Tianle(李天乐), An Dayong(安大勇) et al. *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2022, 58(4): 473

[16] Peng Haijian(彭海健), Hu Jie(胡 捷). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2021, 50(12): 4218

[17] Fu Xuedan(付学丹), Wang Zhongjun(王忠军), Jia Weiping(贾维平). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(10): 2936

[18] Bai Jiaojiao(白娇娇), Li Wei(李 伟), Liang Yilong(梁益龙) et al. *Heat Treatment of Metals*(金属热处理)[J], 2011, 40(10): 42

[19] Wang Wenquan(王文权), Wang Suyu(王苏煜), Chen Fei(陈 飞). *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2021, 57(8): 1017

[20] Tian Lu(田 录), Ji Haibin(吉海宾), Lei Jiafeng(雷家峰) et al. *Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2013, 42(20): 97

[21] Semiatin S L, Seetharaman V, Weiss I. *Materials Science & Engineering A*[J], 1999, 263(2): 257

[22] Prasad Y V R K, Gegel H L, Doraivelu S M et al. *Metallurgical Transactions A*[J], 1984, 15(10): 1883

[23] Xu Meng(徐 猛), Jia Weiju(贾蔚菊), Zhang Zhihao(张志豪)

- et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(9): 2708
- [24] Bobbili R, Madhu V. *Rare Metals*[J], 2022, 41(7): 2316
- [25] Lv B J, Peng J, Wang Y J *et al. Materials & Design*[J], 2014, 53: 357
- [26] Liu Cong(刘 聪), Ma Lifeng(马立峰), Jia Weitao(贾伟涛) *et al. Journal of Mechanical Engineering*(机械工程学报)[J], 2022, 58(12): 93
- [27] Wang Tao(王 涛), Guo Hongzhen(郭鸿镇), Zhao Yan(赵 严) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2010, 39(9): 1540
- [28] Ouyang Delai(欧阳德来), Lu Shiqing(鲁世强), Cui Xia(崔 霞) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2010, 20(12): 2307
- [29] Cai Yusheng(蔡雨升), Ji Haibin(吉海宾), Lei Jiafeng(雷家峰) *et al. Titanium Industry Progress*(钛工业进展)[J], 2020, 37(1): 9
- [30] Wang Xiaofang(王小芳), Chen Minghe(陈明和), Chen Wei(陈伟) *et al. Journal of Aeronautical Materials* (航空材料学报)[J], 2012, 32(1): 30
- [31] Li Hui(李 辉), Zhao Yongqing(赵永庆), Qu Henglei(曲恒磊) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2007, 36(6): 963
- [32] Zhang Siyuan(张思远), Mao Xiaonan(毛小南), Qi Yunlian(戚运莲) *et al. Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2016, 45(13): 41
- [33] Luo Jiao(罗 皎), Li Miaoquan(李淼泉), Li Hong(李 宏) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2008, 18(8): 1395
- [34] Zhang Xiaolin(张晓琳), Jiang Chaoping(姜超平), Zhao Dong(赵东) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(1): 174
- [35] Xie Xin(谢 鑫), Sun Qianjiang(孙前江), Peng Jiahao(彭嘉豪) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2020, 30(9): 2048
- [36] Huang Jiageng(黄嘉庚), Zhang Chi(张 驰), Zhang Liwen(张立文) *et al. Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2022, 51(02): 25
- [37] Zhang Zhimin(张治民), Ren Luying(任璐英), Xue Yong(薛 勇) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(3): 820

Thermal Deformation Behavior of Diffusion Bonding Region of TC4 Titanium Alloy

Yang Xingyuan, Jiang Muchi, Ren Dechun, Cai Yusheng, Ji Haibin, Lei Jiafeng, Yang Rui

(Research Department of Light and High Strength Materials, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China)

Abstract: The thermal deformation tests on the diffusion bonding region of TC4 titanium alloy were conducted at deformation temperature of 920, 950, 980, 1010 °C and the strain rate of 0.01, 0.1, 1, 10 s⁻¹. The effects of deformation temperatures and strain rates on the flow stress and microstructure of diffusion-bonded region of TC4 titanium alloy were investigated. Results show that the diffusion bonding region of TC4 titanium alloy has obvious dynamic softening characteristics at high temperature, and the flow stress is decreased with increasing the deformation temperature and it is increased with increasing the deformation strain rate. The diffusion bonding interface disappears after high temperature deformation, and the volume fraction of isoaxial α phase is decreased with increasing the deformation temperature. Short rod-like and plate-like secondary α phase also appears. Besides, the volume fraction of secondary α phase is decreased with increasing the strain rate. When the deformation temperature reaches 1010 °C, the martensite α' phase appears. Based on the hyperbolic sinusoidal modified Arrhenius equation, the hyperbolic sinusoidal constitutive equation and the thermal processing diagram of diffusion bonding region of TC4 titanium alloy were established. The optimal deformation parameters of diffusion bonding region of TC4 titanium alloy are determined as $T=920-950$ °C and $\dot{\epsilon}=0.01-0.1$ s⁻¹.

Key words: TC4 titanium alloy; diffusion bonding; hot deformation behavior; constitutive equation; thermal processing diagram

Corresponding author: Ren Dechun, Ph. D., Research Department of Light and High Strength Materials, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, P. R. China, Tel: 0086-24-83970131, E-mail: dcren14s@imr.ac.cn