

固溶温度对 TC4 钛合金微观组织和动态拉伸力学性能的影响

刘 涛^{1,2,3}, 邵 博¹, 雷经发^{1,2}, 王 璐^{1,2}, 孙 虹^{1,2}

(1. 安徽建筑大学 机械与电气工程学院, 安徽 合肥 230601)

(2. 工程机械智能制造安徽省教育厅重点实验室, 安徽 合肥 230601)

(3. 灾害环境人员安全安徽省重点实验室, 安徽 合肥 230601)

摘 要: 为揭示固溶温度 (850、920、960 °C) 对 TC4 钛合金微观组织和动态拉伸力学性能的影响, 采用 XRD、SEM 和 EBSD 方法对材料晶体结构、微观组织和晶粒取向等特征进行分析, 选取分离式霍普金森拉杆 (SHTB) 实验装置进行了材料的动态拉伸力学性能测试, 构建了 Johnson-Cook (J-C) 本构模型, 开展了动态拉伸断口形貌分析。结果表明: 随固溶温度的升高, 材料中 α/α' 含量升高, 初生 α 相含量降低, 针状 α' 含量升高, 晶粒尺寸减小且择优取向强度增大; TC4 钛合金具有明显的应变率强化效应, 随固溶温度的升高, 材料屈服强度和维氏硬度逐渐增大, 断裂延伸率降低; 动态拉伸断口整体表现为韧性断裂, 随固溶温度升高, 材料塑性降低, 在固溶温度 960 °C 时, 试样韧性断裂特征不显著。本研究结果可为 TC4 钛合金力学性能调控及抗冲击设计提供方法和数据支撑。

关键词: TC4 钛合金; 固溶; 微观组织; 动态力学性能; 断口

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2023)12-4133-08

钛合金具有高比强度、良好的耐腐蚀性和生物相容性^[1-2]等特点, 常用于航空发动机压气机叶片、飞机梁结构连接件等承力构件。上述构件服役环境恶劣, 受冲击载荷作用时产生塑性变形风险较大。

为获取适用于不同服役环境的 TC4 钛合金材料, 工程中常采用固溶处理对 TC4 钛合金性能进行优化, 有研究表明, 经不同固溶温度处理后, TC4 钛合金微观组织^[3]、相含量^[4-5]及织构强度等发生改变^[6-8], 导致动态压缩力学性能随之变化^[9-12]。在 TC4 钛合金力学性能测试方面, 万能材料试验机和分离式霍普金森压杆 (SHPB) 装置常被用于开展准静态拉伸/压缩及动态压缩试验。试验表明, TC4 钛合金具有应变硬化效应和应变率敏感性^[13-14], J-C 本构模型可用于描述该类材料动态力学行为^[15-16], 同时有限元方法也常被用于动态拉伸/压缩过程分析, 并进行本构模型验证^[17-18]。然而限于应力波加载及传播的复杂性, 目前 TC4 钛合金在高应变率下的动态拉伸力学性能研究较少, 尚未建立微观组织与动态拉伸力学性能之间的有效联系。

本研究以 TC4 钛合金原始试样和固溶处理 (850、

920、960 °C) 后的试样为对象, 进行晶体结构、微观组织和晶粒择优取向强度分析。获取了原始试样在静/动态拉伸 (0.0005、500、1000、1500 s⁻¹) 载荷作用下的应力-应变数据, 并构建了本构模型, 在此基础上对原始试样及固溶处理后试样开展更高应变率 (2000 s⁻¹) 下的动态拉伸试验, 分析了屈服强度、断裂延伸率、硬度及断口宏/微形貌特征, 阐述了固溶处理后微观组织对 TC4 钛合金动态拉伸力学性能的影响。

1 实 验

实验材料为 TC4 (Ti6Al4V) 钛合金棒材, 状态为退火态。材料成分如表 1 所示。

表 1 TC4 钛合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of TC4 titanium alloy (wt%)

C	H	O	N	V	Si	Fe	Al	Ti
0.08	0.015	0.2	0.05	3.42	0.29	0.28	6.55	Bal.

收稿日期: 2022-12-05

基金项目: 国家自然科学基金(51805003); 安徽高校优秀拔尖人才培养项目(gxyqZD2019057); 灾害环境人员安全安徽省重点实验室开放课题 (DEPS-2021-02)

作者简介: 刘 涛, 男, 1984 年生, 博士, 副教授, 安徽建筑大学机械与电气工程学院, 安徽 合肥 230601, E-mail: liutao19841015@163.com

根据 GB/T228.1-2010《金属材料拉伸实验》设计了准静态拉伸试样,尺寸如图 1a 所示。为实现动态拉伸力学性能测试及动态拉伸全过程的有效观测,结合现有霍普金森拉杆实验装置,设计了动态拉伸试样,并经多次尝试,确定了试样标距长度和标距段有效直径,如图 1b 所示。

考虑固溶温度对 TC4 钛合金微观组织的影响,将动态拉伸试样分成 4 组,其中第 1 组不进行热处理,第 2、3、4 组的固溶温度分别为 850、920、960 ℃。为方便描述,4 组试样分别称为原始试样、850 ℃试样、920 ℃试样和 960 ℃试样,固溶处理工艺如表 2 所示。

为进行微观组织分析,采用线切割方法将原始 TC4 钛合金棒材制成 $\phi 8\text{ mm}\times 2\text{ mm}$ 的圆柱样块,将样块打磨至镜面后进行机械抛光,选取腐蚀溶液(HF:HNO₃:H₂O=3:6:91)进行腐蚀,制得金相试样。分别采用布鲁克 D8 Advance X 射线衍射仪、蔡司 GeminiSEM 360 扫描电镜和牛津 C-Nano EBSD 探测器对试样进行晶体结构、微观组织和晶粒取向分析。

采用 MTS 809 液压伺服材料试验机开展材料准静态力学性能测试。选取分离式霍普金森拉杆(split hopkinson tensile bar, SHTB)实验装置开展材料动态拉伸力学性能试验,图 2 为 SHTB 装置示意图,该装置由发射模块、杆组件、数据采集模块和阻尼吸收模块组成。其中发射模块由气瓶、储气室组成;杆组件包括管状子弹(300 mm)、入射杆(3000 mm)、透射杆(1500 mm)和吸能杆(500 mm),杆径均为 14.5 mm;数据采集模块由金属应变片、超动态应变仪和计算机组成。试验使用 Vision Research Inc V1212 高速相机进行测速,通过测量管状子弹撞击法兰盘前的瞬间位移和时间来计算子弹瞬时速度。

为获取有效数据,试验过程必须满足一维应力波假定和均匀性假定。本试验 SHTB 装置杆长度远大于杆径,可将其视为一维杆,符合一维应力波假定。试验时,管状子弹在高压气体驱动下高速撞击与入射杆相连的法兰盘,在入射杆中产生拉伸应力波即入射波,应力波传播至入射杆与试样的接触端面,由于杆与试

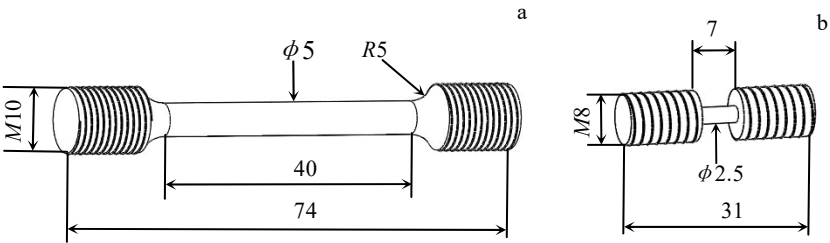


图 1 试样尺寸示意图

Fig.1 Schematic diagrams of quasi-static tensile (a) and dynamic tensile (b) specimens

表 2 TC4 钛合金的固溶处理工艺

Table 2 Solid solution treatment process of TC4 titanium alloy				
Process	Rate of warming/℃·min ⁻¹	Solution temperature/℃	Holding time/min	Cooling mode
1	-	-	-	-
2	10	850	60	Water cooling
3	10	920	60	Water cooling
4	10	960	60	Water cooling

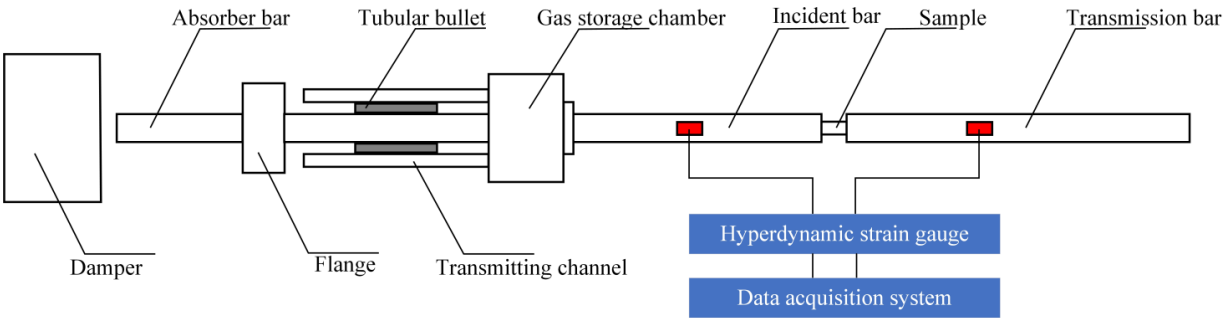


图 2 SHTB 装置示意图

Fig.2 Schematic diagram of SHTB device

样的波阻抗不同, 一部分反射回入射杆形成反射波, 一部分透过试样进入透射杆形成透射波, 应力波信号由粘贴在入射杆和透射杆上的应变片测量记录, 为降低弥散效应, 在法兰盘撞击端面处用聚氯乙烯橡胶对入射波进行整形。

图 3a 为原始试样在加载应变率为 1500 s^{-1} 时采集到的原始波形信号。图 3b 为应力平衡图。可见, 透射波所产生的应力与入射波和反射波所产生的应力之和基本吻合, 说明试验过程达到了应力平衡状态, 符合均匀性假定。

通过调整管状子弹的撞击速度, 可以得到不同的加载应变率, 试样的应变率、应变及应力, 如公式 (1) ~ (3) 所示:

$$\dot{\varepsilon}(t) = \frac{c_0}{l_0} (\varepsilon_i - \varepsilon_r - \varepsilon_t) \quad (1)$$

$$\varepsilon(t) = \frac{c_0}{l_0} \int_0^t (\varepsilon_i - \varepsilon_r - \varepsilon_t) dt \quad (2)$$

$$\sigma(t) = \frac{A}{2A_0} E (\varepsilon_i + \varepsilon_r + \varepsilon_t) \quad (3)$$

式中: $\dot{\varepsilon}(t)$ 为应变率; t 为加载时间, μs ; c_0 为拉杆弹性波速, m/s ; l_0 为试样原始长度, mm ; A 为拉杆横截面积, mm^2 ; A_0 为试样横截面积, mm^2 ; E 为拉杆弹性模量, GPa 。

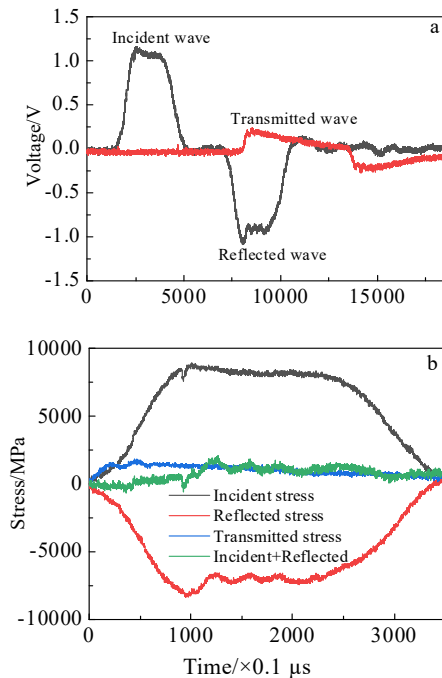


图3 动态拉伸试样原始波形图及应力平衡图

Fig.3 Original waveform (a) and stress balance diagram (b) of dynamic tensile specimen

2 结果与分析

2.1 XRD 分析

图 4 为 4 组试样的 XRD 图谱。从图 4 中可见, 原始试样及不同固溶温度处理后试样均存在多角度 α 相衍射峰。随固溶温度的升高, β 相衍射峰逐渐消失。固溶温度 960°C 时, α 相的比例达到最高, 此时材料物相主要由 α 相组成。

2.2 SEM 微观形貌分析

图 5 为 4 组试样的微观组织。可见, 随固溶温度的升高, 材料显微组织经历了一个由等轴组织逐步向双态组织转变的过程。图 5a 为原始试样的微观组织。可以看出 TC4 钛合金是由球状、长条状的初生 α 相和少量 β 相组成的两相钛合金, 其中 α 相为基底, β 相呈现出明亮颗粒状镶嵌于 α 相上。 850°C 试样的微观组织如图 5b 所示, 此时材料主要由等轴初生 α 相和亚稳态 β 相组成, β 相体积明显增大, 其颗粒状分布清晰可见。固溶温度升高至 920°C 后, 材料的金相组织转为双态组织, 如图 5c 所示, 材料组织主要为等轴初生 α 相和由针状 α' 相组成的 β 转变组织, 这与水冷时高温 β 相以非扩散型相变形式形成针状 α' 相有关, 针状 α' 相长度约为 $1.7 \mu\text{m}$ 。图 5d 为 960°C 试样微观组织。可见初生 α 相比例降低, 针状 α' 相比例显著提高。这是由于随固溶温度的升高, α 相向高温 β 相转变的速度加快, 水冷时高温 β 相转变成针状 α' 相, 针状 α' 相尺寸随固溶温度的升高进一步增大, 其最大长度达到 $15 \mu\text{m}$ 。

2.3 EBSD 晶体学分析

图 6 为不同固溶温度处理后材料的晶粒取向图。从图 6 中可见, 固溶处理后试样主要由等轴状晶粒组成, 随固溶温度的升高, 材料中晶粒尺寸逐渐减小。

图 7 为晶粒尺寸统计图。可见, 随固溶温度的升高, 平均晶粒尺寸由 850°C 时的 $2.8 \mu\text{m}$ 逐渐降至 960°C 时的 $1.9 \mu\text{m}$, 尺寸在 $5 \mu\text{m}$ 以内的晶粒占比从 90% 提升至 97%, 尺寸在 $20 \mu\text{m}$ 以上晶粒逐渐消失。

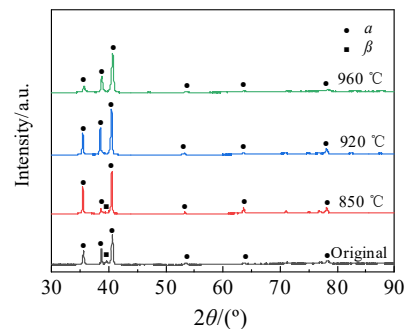


图4 4组试样的XRD图谱

Fig.4 XRD patterns of four groups of specimens

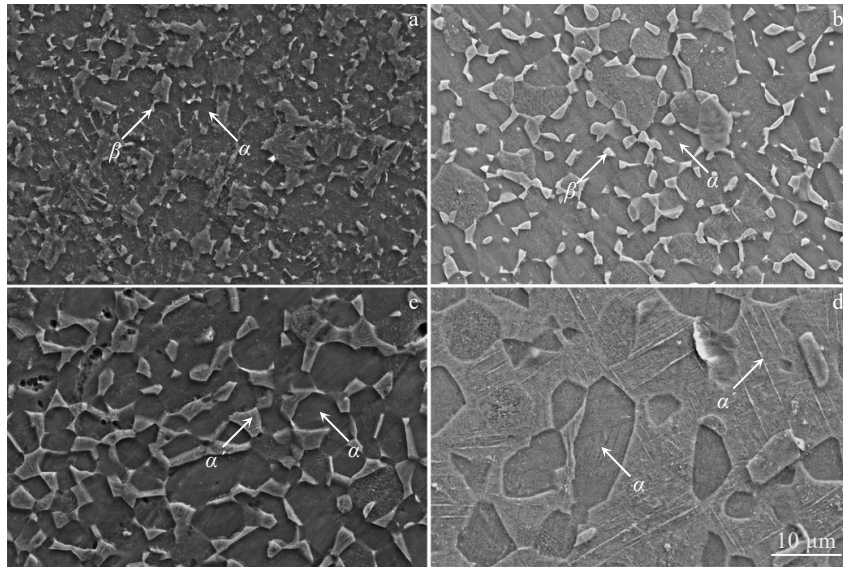


图 5 4 组试样的微观组织

Fig.5 Microstructures of four groups of specimens: (a) original specimen, (b) 850 °C specimen, (c) 920 °C specimen, and (d) 960 °C specimen

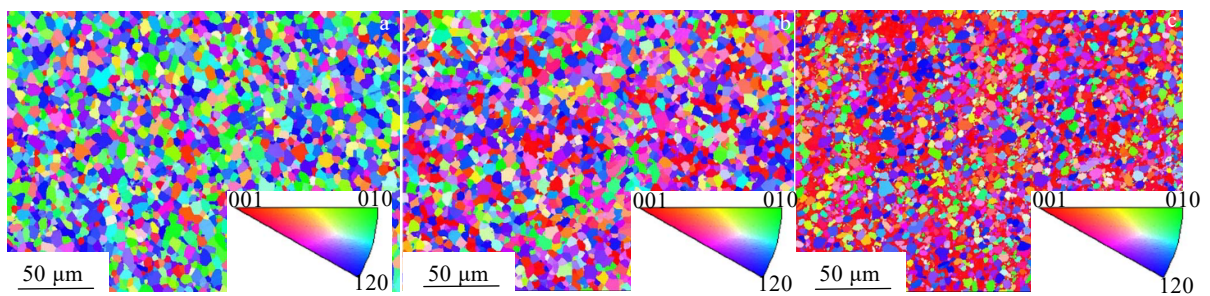


图 6 不同固溶温度处理后试样的晶粒取向

Fig.6 Grain orientation images of specimens after solid solution treatment at different temperatures: (a) 850 °C, (b) 920 °C, and (c) 960 °C

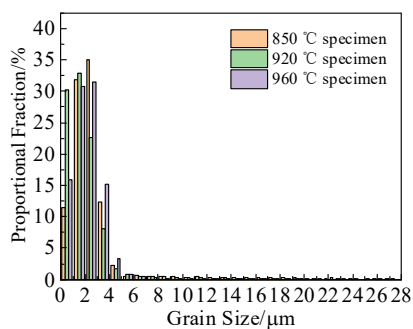


图 7 4 种试样的晶粒尺寸统计

Fig.7 Grain size statistics of four groups of specimens

图 8 为不同固溶温度处理后试样的 α 相极图, 对比图 8a~8c 可见, 850 °C 试样最大择优取向强度为 4.6, 920 °C 试样最大择优取向强度增至 11.0, 960 °C 试样择优取向强度最高为 31.24。

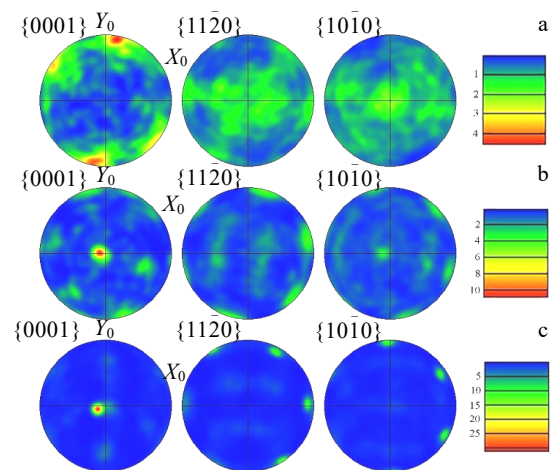
图 8 不同固溶温度处理后试样的 α 相极图

Fig.8 α -phase polar diagrams of specimens after solid solution treatment at different temperatures: (a) 850 °C, (b) 920 °C, and (c) 960 °C

图 9 为不同固溶温度处理后 α 相反极图, 850 °C 试样晶粒沿 Y_0 方向有平行于 $\{0001\}$ 的较强择优取向, 择优取向强度为 2.77, 920 °C 试样沿 Z_0 方向有平行于 $\{0001\}$ 的较强择优取向, 择优取向强度为 6.7, 960 °C 试样在沿 Y_0 方向有平行于 $\{11\bar{2}0\}$ 、沿 Z_0 方向有平行于 $\{0001\}$ 的较强择优取向, 且沿 Z_0 方向平行于 $\{0001\}$ 的择优取向强度最高, 为 7.79。可见, 随固溶温度的升高, 材料中晶粒取向变化显著。

2.4 原始试样动态拉伸性能及本构

通过开展准静态和动态拉伸力学性能试验, 获取了材料在不同应变率下的应力-应变数据, 依据体积不变假设, 按公式 (4) 将工程应力-应变数据转化成真实应力-应变数据。

$$\begin{cases} \sigma = \sigma_e (1 + \varepsilon_e) \\ \varepsilon = \ln(1 + \varepsilon_e) \end{cases} \quad (4)$$

式中, σ_e 为工程应力、 ε_e 为工程应变、 σ 为真实应力、 ε 为真实应变。

图 10a 为原始试样在不同应变率下的真应力-应变曲线。准静态加载时, 材料真应力-应变曲线可划分为典型的线弹性阶段和塑性阶段, 无明显屈服阶段。动态拉伸真应力-应变曲线分为线弹性、屈服和塑性阶段。随应变率的升高, 材料的屈服应力和峰值应力均增大, 见图 10b。

为了精确描述 TC4 钛合金在高应变率下的力学行为, 选取 J-C 本构模型对应力-应变曲线进行拟合。该模型一般描述式为:

$$\sigma = (a + b\varepsilon^n)(1 + c \ln \dot{\varepsilon}^*)(1 - T^{*m}) \quad (5)$$

式中, σ 为等效应力, ε 为等效应变, 无量纲应变率 $\dot{\varepsilon}^* = \dot{\varepsilon}/\dot{\varepsilon}_0$, $\dot{\varepsilon}$ 为应变率, $\dot{\varepsilon}_0$ 为参考应变率; 无量纲

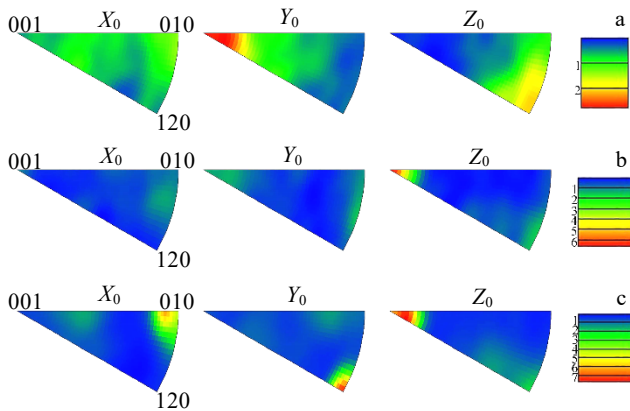


图 9 不同固溶温度处理后试样的 α 相反极图

Fig.9 α opposite polar diagrams of specimen treated at different solid solution temperatures: (a) 850 °C, (b) 920 °C, and (c) 960 °C

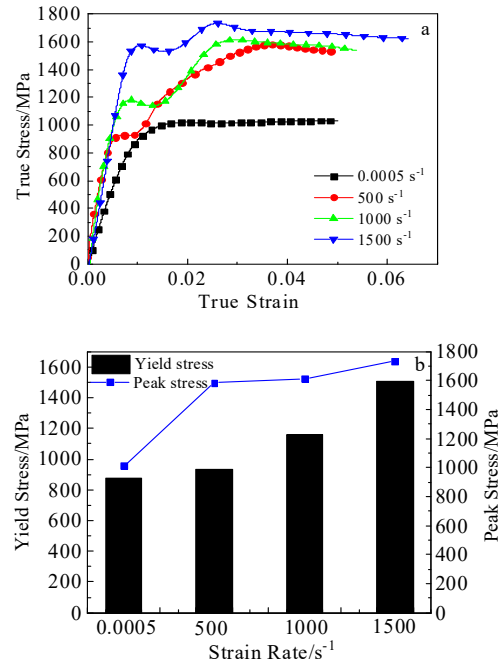


图 10 真应力-应变曲线与应力值变化

Fig.10 True stress-strain curves (a); yield stress and peak stress vs strain rate (b)

温度 $T^* = (T - T_r)/(T_m - T_r)$, T 、 T_r 、 T_m 为材料当前温度、参考温度、熔点温度; a 、 b 、 n 分别为材料屈服强度、硬化系数、硬化指数; c 为应变率敏感系数。

$T^* = 0$ 条件下进行试验时, 公式(5)可简化为:

$$\sigma = (a + b\varepsilon^n)(1 + c \ln \dot{\varepsilon}^*) \quad (6)$$

在参考应变率下公式(6)可简化为:

$$\sigma = (a + b\varepsilon^n) \quad (7)$$

利用公式(7)对所得到的准静态应力-应变曲线进行拟合, 其结果如图 11 所示, 得到拟合参数 $a=875$, $b=363$, $n=0.256$ 。用公式(6)对动态拉伸应力-应变曲线进行拟合, 确定各应变率下的参数 c , 即 $c(500 \text{ s}^{-1})$ 为 0.038435、 $c(1000 \text{ s}^{-1})$ 为 0.042323, $c(1500 \text{ s}^{-1})$ 为 0.042936。取平均值得到 c 为 0.041231。根据上述参数可确定 J-C 模型:

$$\sigma = (875 + 363\varepsilon^{0.256})(1 + 0.041231 \ln \dot{\varepsilon}^*) \quad (8)$$

对比 J-C 模型拟合值与试验值, 可见在低应变率下 J-C 模型的拟合曲线与实验值吻合度较好, 在高应变率下, J-C 拟合值略高于试验值。

2.5 考虑固溶的动态力学性能及动态拉伸断裂特性

图 12 为采用高速相机采集到的试样动态拉伸断裂过程。由图 12 可见, 0.079 ms 时试样已被拉长, 0.158 ms 时, 试样已进入颈缩阶段, 颈缩阶段持续时间较长, 到 1.339 ms 时试样发生断裂。

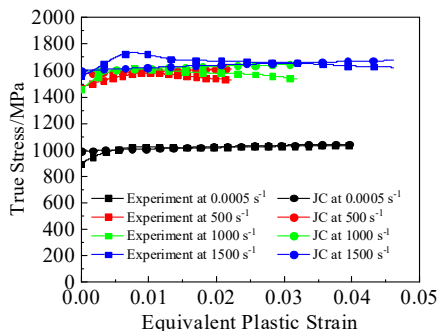


图 11 J-C 本构模型与实验值对比

Fig.11 Comparisons of J-C constitutive model and experimental values

固溶处理后材料动态拉伸力学性能发生改变, 为分析试样的断裂形式及断口特征, 需以更高应变率对试样进行加载, 将固溶处理后试样的加载应变率设置为 2000 s^{-1} 。图 13 为不同固溶温度处理后材料的真应力-应变曲线。由图 13 可见, 850°C 试样屈服强度稍低于原始试样, 920°C 试样和 960°C 试样屈服强度相对于原始试样略微增大。随固溶温度的升高, 材料屈服强度逐渐增大。

图 14 为 4 组试样的断裂延伸率及维氏硬度。原始试样断裂延伸率为 15.14%。 850°C 试样断裂延伸率为 19.43%, 相对于原始试样略微增大。 920°C 试样的断裂延伸率为 8.19%, 相对于原始试样大幅度降低。当固溶温度升高至 960°C 时, 材料的断裂延伸率为

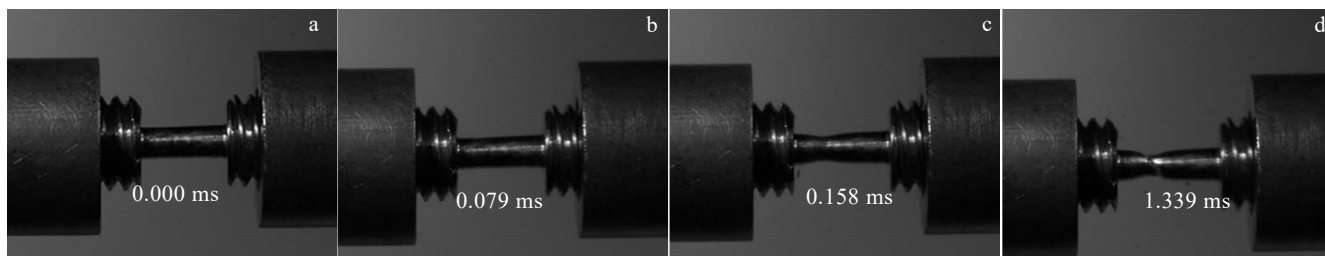


图 12 试样动态拉伸断裂过程

Fig.12 Dynamic tensile fracture processes of the specimen: (a) 0.000 ms, (b) 0.079 ms, (c) 0.158 ms, and (d) 1.339 ms

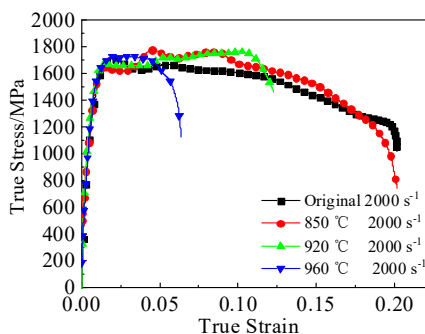


图 13 4 组试样的真应力-应变曲线

Fig.13 True stress-strain curves of four groups of specimens

6.38%。原始试样硬度(HV)为 3106.6 MPa, 850°C 试样硬度为 3077.2 MPa, 稍低于原始退火态材料。 920°C 试样硬度提升至 3214.4 MPa, 与原始材料相比小幅增加。当固溶温度达到 960°C 时, 材料硬度显著增加, 为 3606.4 MPa。材料硬度增加与固溶温度升高后初生 α 相含量降低, 且水冷后硬度较高的间隙固溶体 (针状 α' 相) 增加并交错分布有关, 此外塑性相关的 β 相逐渐消失, 导致材料塑性逐渐降低。

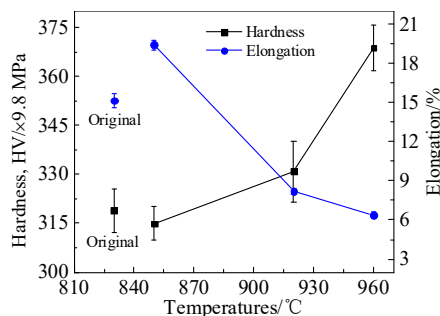


图 14 4 组试样的维氏硬度和断裂延伸率

Fig.14 Vickers hardness and fracture elongation of four groups of specimens

图 15 为 4 组试样的动态拉伸断口宏观三维形貌。由图 15a 可见, 原始试样断口边缘处为剪切唇区域, 中心为纤维区域, 符合韧性断裂宏观断口特征。图 15b 与图 15c 分别为 850°C 试样和 920°C 试样断口宏观形貌, 断口平面与拉伸轴约呈 45° 角, 为纯剪切断口, 断裂区域可见宏观塑性变形的痕迹。 960°C 试样断口呈现出典型台阶状形貌, 无典型韧性断裂特征, 如图

15d 所示。对比 4 组试样断口尺寸可知, 原始试样宏观断口较为平整, 高差约为 $310\ \mu\text{m}$, $850\ ^\circ\text{C}$ 试样和 $920\ ^\circ\text{C}$ 试样断口高差增大至 $1710\ \mu\text{m}$ 以上, $960\ ^\circ\text{C}$ 试样高差约 $1580\ \mu\text{m}$ 。

图 16 为 4 组试样的动态拉伸断口微观形貌, 原始试样断口存在大量韧窝, 材料动态拉伸过程变形均匀

且变形量较大。与原始试样断口形貌相比, $850\ ^\circ\text{C}$ 试样的断口处韧窝尺寸更均匀、韧窝深度增加, 表明材料塑性得到提升。 $920\ ^\circ\text{C}$ 试样断口处韧窝尺寸不均、深度较浅。固溶温度升高至 $960\ ^\circ\text{C}$ 时, 试样断口处韧窝减少, 深度大幅度降低, 说明随固溶温度的升高, 材料塑性逐渐变差。

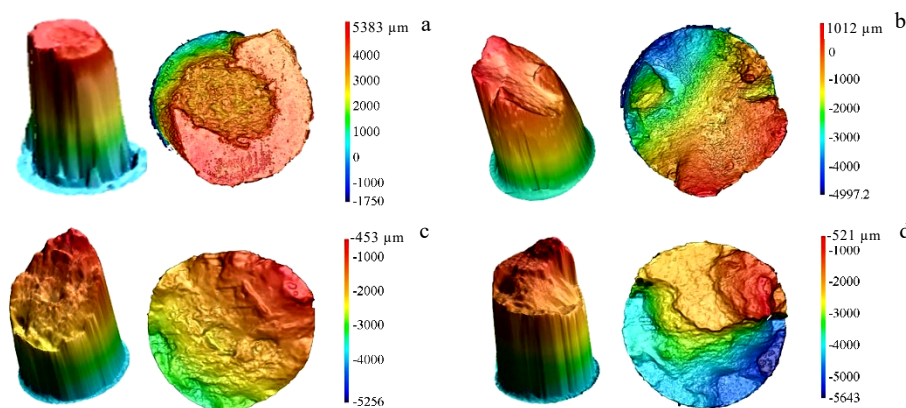


图 15 4 组试样的断口宏观形貌

Fig.15 Macroscopic morphologies of fracture of four groups of dynamic tensile specimens: (a) original specimen, (b) $850\ ^\circ\text{C}$ specimen, (c) $920\ ^\circ\text{C}$ specimen, and (d) $960\ ^\circ\text{C}$ specimen

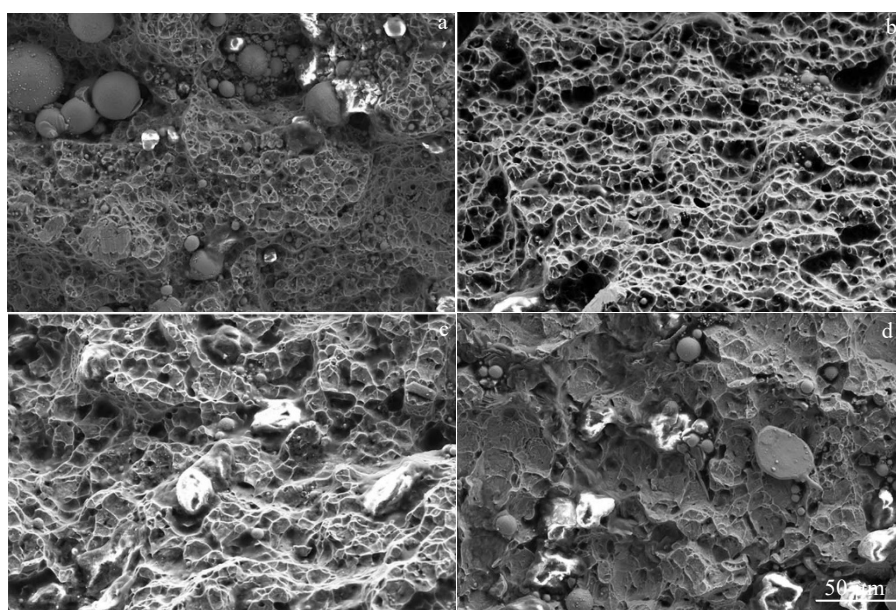


图 16 4 组试样的断口微观形貌

Fig.16 Fracture morphologies of four groups of dynamic tensile specimens: (a) original specimen, (b) $850\ ^\circ\text{C}$ specimen, (c) $920\ ^\circ\text{C}$ specimen, and (d) $960\ ^\circ\text{C}$ specimen

3 结 论

1) 在高应变率拉伸载荷作用下, TC4 钛合金真应力-应变曲线存在典型的弹性、屈服和塑性阶段, 屈服应力和峰值应力随着应变率增加而增大, 表现出应变

率强化效应。

2) 随固溶温度的升高, 材料晶粒尺寸逐渐降低, 晶粒取向发生改变。微观组织随固溶温度升高逐渐由等轴组织转变为双态组织, 初生 α 相含量降低, β 相逐渐消失且 β 转变组织 (针状 α' 相) 含量升高。上述

微观组织变化导致材料屈服强度和硬度逐渐增加, 断裂延伸率逐渐降低。

3) TC4 钛合金试样拉伸断口均表现为韧性断裂特征, 其中 850 °C 试样塑性最好, 随固溶温度的升高, 材料塑性逐渐降低。

参考文献 References

- [1] Feng P, Wang B, Yang C *et al. Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2022, 31(11): 8989
- [2] Hui Xulong(惠旭龙), Mou Rangke(牟让科), Bai Chunyu(白春玉) *et al. Journal of Vibration and Shock*(振动与冲击)[J], 2016, 35(22): 161
- [3] Qin Lanyun(钦兰云), He Xiaodi(何晓娣), Li Mingdong(李明东) *et al. Materials Engineering*(材料工程)[J], 2020, 48(2): 148
- [4] Han Haoyuan(韩颢源), Yang Tao(杨涛), Qiu Juan(邱娟) *et al. Heat Treatment of Metals*(金属热处理)[J], 2022, 47(6): 93
- [5] Wang Puqiang(王普强), Wang Yuyue(王豫跃), Wu Mengjie(吴梦杰) *et al. Chinese Journal of Lasers*(中国激光)[J], 2021, 48(10): 160
- [6] Li G R, Qin T, Fei A G *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 802: 50
- [7] Xia J Y, Chai L J, Wu H *et al. Acta Metallurgica Sinica*[J], 2018, 31: 1215
- [8] Feng Y, Zhang W, Cui G *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2017, 721: 383
- [9] Guo P, Zhao Y, Zeng W *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2013, 563: 106
- [10] Qi C Q, Du Y, Yang P *et al. Metals and Materials International*[J], 2022, 28(12): 3068
- [11] Liu X, Cui W, Wang Y *et al. Metals*[J], 2022, 12(5): 702
- [12] Liu Rui(刘睿), Hui Songxiao(惠松骁), Ye Wenjun(叶文君) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2011, 40(10): 1799
- [13] Liu Haijun(刘海军), Zhang Zhimin(张治民), Xu Jian(徐健) *et al. Journal of Plasticity Engineering*(塑性工程学报)[J], 2019, 26(6): 263
- [14] Deng Yunfei(邓云飞), Zhang Yong(张永), An Jingdan(安静丹) *et al. Journal of Vibration and Shock*(振动与冲击)[J], 2020, 39(18): 70
- [15] Cheng W, Outeiro J, Costes J P *et al. Mechanics of Materials*[J], 2019, 137: 103 103
- [16] Fang Xinwen(方新文), Guan Jiajia(管佳佳). *Journal of Mechanical Strength*(机械强度)[J], 2022, 44(4): 831
- [17] Xi Yu(西禹), Zhang Qiang(张强), Zhang Xinyue(张欣钥) *et al. Chinese Journal of Theoretical and Applied Mechanics*(力学学报)[J], 2022, 54(2): 425
- [18] Zhu Lei(朱磊), Liu Yang(刘洋), Meng Jinhui(孟锦晖) *et al. Explosion and Shock Waves*(爆炸与冲击)[J], 2022, 42(9): 90

Effect of Solid Solution Temperature on Microstructure and Dynamic Tensile Mechanical Properties of TC4 Titanium Alloy

Liu Tao^{1,2,3}, Shao Bo¹, Lei Jingfa^{1,2}, Wang Lu^{1,2}, Sun Hong^{1,2}

(1. School of Mechanical and Electrical Engineering, Anhui Jianzhu University, Hefei 230601, China)

(2. Key Laboratory of Intelligent Manufacturing of Construction Machinery, Anhui Provincial Department of Education, Hefei 230601, China)

(3. Anhui Key Laboratory of Disaster and Environmental Personnel Safety, Hefei 230601, China)

Abstract: The effects of solid solution temperatures (850, 920, 960 °C) on the microstructure and dynamic tensile mechanical properties of TC4 titanium alloy were revealed. First, the characteristics of crystal structure, microstructure, and grain orientation of the material were analyzed by XRD, SEM and EBSD. Then dynamic tensile mechanical property testing of the material was tested by the separated Hopkinson tension bar (SHTB), and the Johnson-Cook (J-C) constitutive model was established. Finally, dynamic tensile fracture morphology was analyzed. The results show that with the increase in solid solution temperature, the content of α/α' phase increases, the content of primary α phase decreases and the content of needle-like α' phase increases, while the grain size decreases and the strength of selective orientation increases. TC4 titanium alloy exhibits a significant strain rate strengthening effect. With the increase in solid solution temperature, the yield strength and Vickers hardness of the alloy gradually increase, and the fracture elongation decreases. The dynamic tensile fracture exhibits ductile fracture characteristics, and with the increase in solution temperature, the plasticity of the alloy decreases. When the solid solution temperature is 960 °C, the ductile fracture characteristics of the specimen are not significant. The conclusions of this paper can provide methods and data to support the mechanical property control and impact resistance design of TC4 titanium alloy.

Key words: TC4 titanium alloy; solid solution; microstructure; dynamic mechanical properties; fracture

Corresponding author: Liu Tao, Ph. D., Professor, School of Mechanical and Electrical Engineering, Anhui Jianzhu University, Hefei 230601, P. R. China, E-mail: liutao19841015@163.com