

Ti₂AlNb 合金高应变率下流动应力特征与本构关系

韩国强¹, 谢兰生¹, 陈明和¹, 司松社², 吴荣华¹

(1. 南京航空航天大学, 江苏 南京 210016)

(2. 中国航发西安航空发动机有限公司, 陕西 西安 710021)

摘要: 利用电子万能试验机和分离式 Hopkinson 压杆得到 Ti₂AlNb 合金准静态拉伸曲线及高应变率下动态压缩应力-应变曲线, 观察分析变形后试样的微观组织, 研究其高应变率下的流动应力特征。结果表明: 在应变率 2500~7500 s⁻¹ 范围内, Ti₂AlNb 合金的流动应力对应变率有较强的敏感性, 且具有应变强化、应变率增强及增塑效应; 应变率为 5500、6500、7500 s⁻¹ 的 3 组试样中观察到了与加载方向约成 45° 的绝热剪切带。改进 Johnson-Cook 本构模型, 拟合实验数据得到 Ti₂AlNb 合金室温下的动态塑性本构关系, 与实验对比, 改进后的模型能够较好地描述 Ti₂AlNb 合金在高应变率下的流动应力。

关键词: Ti₂AlNb 合金; 高应变率; 流动应力; Johnson-Cook 本构模型

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2019)03-0847-06

Ti₂AlNb 合金是以有序正交结构 O 相为基础的 Ti-Al 系金属间化合物, 具有密度低、比强度高、比刚度高等特点, 其断裂韧性和抗高温蠕变性强、热膨胀系数低、抗氧化性能好, 是一种潜在的替代镍基高温合金的理想航空航天用轻质高温结构材料^[1-3]。目前, 随着 Ti₂AlNb 合金在航空发动机的逐步应用, 国内对其加工成形性能和高温变形行为进行了广泛研究。张建伟^[4]等介绍了钢铁总院通过系统的合金化和组织结构, 建立了综合性能先进的 Ti₂AlNb 合金体系; 曾卫东^[5]等基于动态材料模型 (DMM) 建立了高温、低应变率下 Ti₂AlNb 合金的加工图, 研究了 Ti₂AlNb 合金的高温变形特性, 发现该材料的流动失稳主要因为绝热剪切变形和 45° 角剪切开裂, 而塑性加工安全区主要发生再结晶。黄赞^[6]等利用 Gleeble-3500 热模拟机进行了 Ti₂AlNb 合金等温恒应变率压缩试验, 分析了热变形参数对 Ti₂AlNb 合金在高温、低应变率下流动应力的影响, 采用多元线性回归方法建立了其本构方程。马雄^[7]等研究了等温锻造温度、固溶时效处理对 Ti₂AlNb 合金微观组织和力学性能的影响。发现其强度和塑性随等温锻造温度的升高先增大后降低, B2 相的含量、形态、尺寸对合金力学性能影响较大。

航空发动机及其它飞机结构件在服役过程中会承受诸如鸟类撞击等动态载荷作用, 而材料在动态载荷下的力学性能不同于其在准静态载荷下的力学性能。故基于准静态或低应变率的材料性能参数不能满足航

空航天结构件的设计需求, 材料的抗冲击设计理论成为新的研究任务^[8]。但在 Ti₂AlNb 合金动态力学性能方面, 仍缺乏系统全面的研究报道。为了进一步完善 Ti₂AlNb 合金的力学性能研究, 了解其高应变率下的变形行为, 对 Ti₂AlNb 合金高应变率下流动应力特征及本构关系进行研究。在 10³~10⁴ s⁻¹ 应变率范围内, 采用分离式 Hopkinson 压杆 (SHPB) 装置进行冲击试验, 分析其流动应力特性, 通过观察微观组织分析流动应力变化原因, 同时基于 Johnson-Cook 本构模型, 引入绝热温升软化项, 拟合其本构关系。

1 实验

实验材料为国内某航空单位提供的 Ti₂AlNb 合金板材, 厚度为 3 mm。热处理状态为 970 °C/2 h, 充氩, 随炉空冷, 显微组织见图 1, 化学成分见表 1。

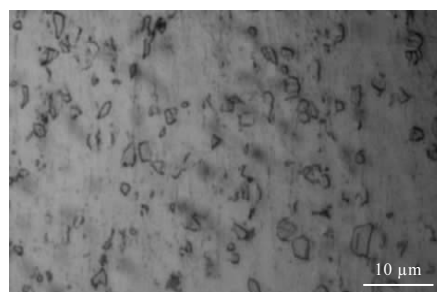


图 1 Ti₂AlNb 合金原始显微组织

Fig.1 Original microstructure of Ti₂AlNb alloy

收稿日期: 2018-03-15

作者简介: 韩国强, 男, 1991 年生, 硕士, 南京航空航天大学机电学院, 江苏 南京 210016, 电话: 025-84892508, E-mail: 878938860@qq.com

表 1 Ti₂AlNb 合金化学成分

Table 1 Chemical composition of Ti₂AlNb alloy (wt%)

| Nb | Al | O | N | H | Ti |
|-------|------|------|------|------|------|
| 42.21 | 9.36 | 0.10 | 0.02 | 0.01 | Bal. |

从图 1 可看出, Ti₂AlNb 合金的显微组织由等轴 α_2 相、围绕 α_2 相的 O 相和基体 B2 相组成, 等轴 α_2 颗粒不均匀地分布在 B2 基体中, 大多数颗粒沿轧制方向呈椭圆形分布在 B2 晶界处。

圆柱形试样的尺寸为 $\Phi 2\text{ mm} \times 2\text{ mm}$ 和 $\Phi 5\text{ mm} \times 3\text{ mm}$ 2 种规格, 采用慢走丝电火花线切割和精密磨床以减小加工硬化、保证试样质量。

高应变率动态压缩试验在分离式 Hopkinson 压杆 (SHPB) 装置上进行, 应变率控制在 2500、3500、

4500、5500、6500、7500 s^{-1} 附近。其中, 应变率为 2500 和 3500 s^{-1} 的试验采用尺寸为 $\Phi 5\text{ mm} \times 3\text{ mm}$ 的试样, 其余应变率较高的试验采用尺寸为 $\Phi 2\text{ mm} \times 2\text{ mm}$ 的试样。每种应变率试验 5 次, 确保数据的可靠性。图 2 是试样变形前后的照片。变形后的试样沿轴向切开, 经镶嵌、抛光、腐蚀后进行显微组织观察和分析。

为了与高应变率下的流动应力对比分析并进一步拟合 Ti₂AlNb 合金动态本构关系, 在 UTM-5504X 系列电子万能试验机上进行 Ti₂AlNb 合金的室温准静态拉伸试验, 应变率为 10^{-3} 和 10^{-2} s^{-1} 。

2 结果与分析

2.1 真应力-应变曲线

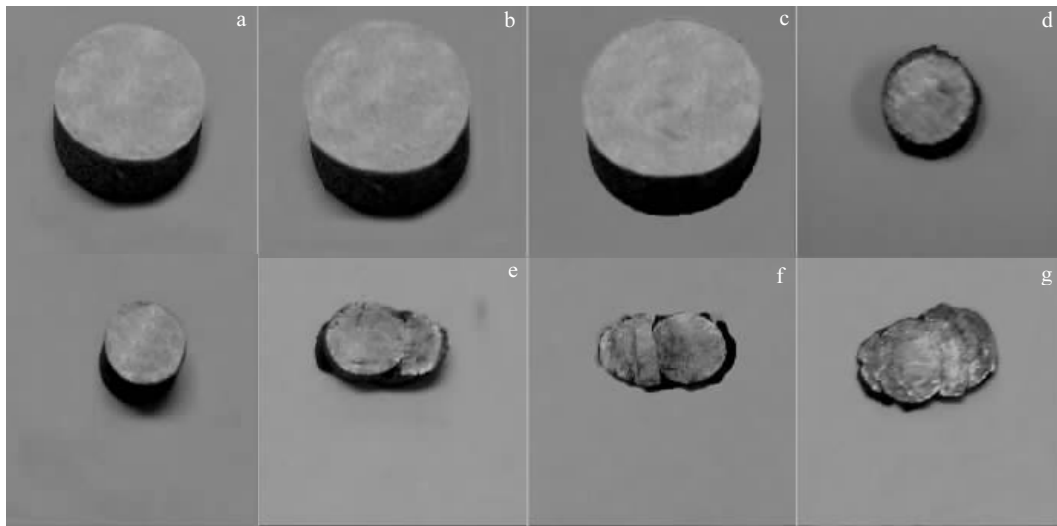


图 2 试样变形前后照片

Fig.2 Photos of the specimens before (a) and after (b~g) deformation: (b) 2500 s^{-1} , (c) 3500 s^{-1} , (d) 4500 s^{-1} , (e) 5500 s^{-1} , (f) 6500 s^{-1} , and (g) 7500 s^{-1}

图 3 和图 4 分别是室温下 Ti₂AlNb 合金在准静态和高应变率条件下的真实应力-应变曲线。从图 3 和图 4 可以看出, 高应变率下流动应力明显增大, 初始阶段 2 种条件下 Ti₂AlNb 合金的应变硬化率 ($\partial\sigma/\partial\varepsilon$) 均随应变的增加而增大, 但幅度逐渐减小。在高应变率条件下, 随着应变率的增大, 应变硬化率降低, 应变值较大时出现应变软化现象。

图 5 为高应变率下 Ti₂AlNb 合金的屈服强度变化趋势。由图可知, Ti₂AlNb 合金动态屈服强度随着应变率的增加而增大。图 6 为高应变率下真应变分别为 0.1、0.15、0.2 和 0.25 时 Ti₂AlNb 合金的流动应力和应变率关系曲线。由图可知, 应变率的增加导致 Ti₂AlNb 合金流动应力的增大。

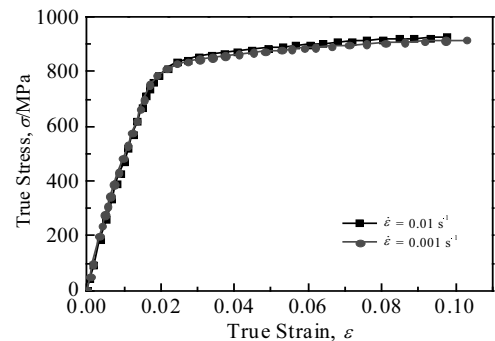


图 3 Ti₂AlNb 合金准静态下应力-应变曲线

Fig.3 Stress-strain curve of Ti₂AlNb alloy under the quasi static conditions

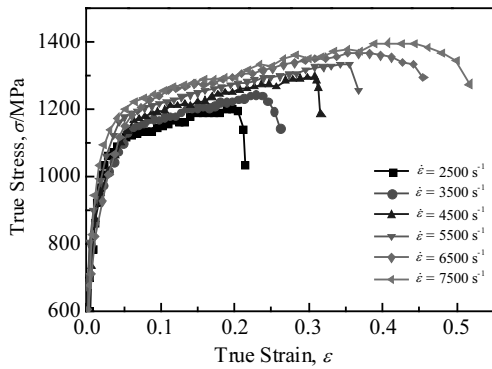


图 4 Ti₂AlNb 合金高应变率下应力-应变曲线

Fig.4 Stress-strain curves of Ti₂AlNb alloy under high strain rate conditions

根据实验结果, 可以总结出 Ti₂AlNb 合金在应变率 2500~7500 s⁻¹ 范围内的流动应力具有如下特征:

(1) Ti₂AlNb 合金具有显著的应变率增强效应。动态曲线明显高于准静态曲线, 且随着应变率的增加, 动态屈服强度和流动应力均增大, 表现出较强的应变率增强效应。同时, Ti₂AlNb 合金的应变率增强效应随应变率的增加而相对减弱, 具体表现为随着应变率的增加, 动态屈服强度和流动应力的增幅减小。

(2) Ti₂AlNb 合金的塑性流动趋势随应变率的增加而增强, 塑性流动阶段显著增长, 表现出较强的应变率增塑效应。这是因为在高应变率下的塑性变形绝热温升过程中, Ti₂AlNb 合金出现微孪晶和 < c > 型及 < c + a > 型位错^[1], 滑移易于进行。

(3) 在高应变率下的塑性变形过程中, 应变强化和热软化效应同时进行。材料的流动应力受应变强化

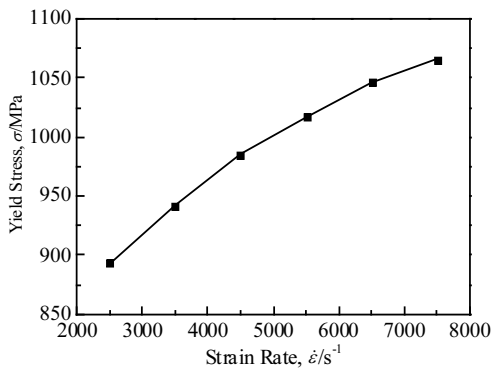


图 5 Ti₂AlNb 合金屈服强度与应变率的关系曲线

Fig.5 Relationship of yield stress and strain rate of Ti₂AlNb alloy

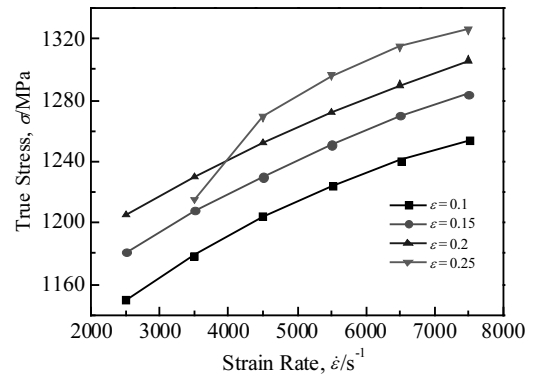


图 6 不同应变下流动应力随应变率的变化

Fig.6 Variation of flow stress with strain rate under different strains

和塑性变形绝热温升或高温环境引起的热软化效应共同影响, 二者表现效果相反。当应变强化起主导作用时, 流动应力增大; 反之, 流动应力减小。如图 4 和图 6 所示, 应变较低时流动应力随应变的增加而增大, 随着应变进一步增加, 应变硬化率降低, 流动应力增速变缓, 甚至出现下降现象。说明在变形起始阶段应变强化起主导作用, 后续阶段由于高应变率下的塑性变形近似绝热过程, 塑性变形绝热温升引起的热软化效应弱化了应变强化作用, 甚至强过应变强化而起主导作用。

2.2 Ti₂AlNb 合金的应变率敏感性

材料对应变率的敏感性常以给定应变下其动态流动应力 σ_D 与其准静态应力 σ_s 的差值 ($\Delta\sigma = \sigma_D - \sigma_s$), 或其相对增加率 $\Delta\sigma/\sigma_s$ 来表征, 根据实验数据得到 Ti₂AlNb 合金的应变率敏感性参数如表 2 所示。或当给定应变下 σ 和 $\lg \dot{\epsilon}$ 之间有线形关系时, 则常引入“对数应变率敏感系数” $\lambda = \partial\sigma/\partial \lg \dot{\epsilon}$ 。图 7 为高应变率下 Ti₂AlNb 合金在不同给定应变值的 σ 和 $\lg \dot{\epsilon}$ 关系。可以看出二者大致成线性关系, 拟合得到斜率即为 λ (见表 2)。

如表 2 数据所示, 高应变率下的流动应力与准静态下的流动应力差值大于 200 MPa, 流动应力相对增加率 $\Delta\sigma/\sigma_s$ 大于 25%, 且二者均随着应变率的增加而增大。对数应变率敏感性系数 λ 约 200 MPa, 在塑性变形的起始阶段随应变的增加而增大, 之后无明显变化。综上, Ti₂AlNb 合金具有一定的应变率敏感性。

2.3 高应变率下的绝热温升软化作用

高应变率下 Ti₂AlNb 合金的塑性变形是一个绝热升温过程。绝热温升 (ΔT) 可以表示为:

$$\Delta T = \frac{\beta}{\rho C_p} \int_0^{\epsilon_p} \sigma d\epsilon_p \quad (1)$$

表 2 Ti₂AlNb 合金应变率敏感性参数

Table 2 Strain rate sensitive parameters of Ti₂AlNb alloy

| ε | σ_s / MPa | $\dot{\varepsilon} / \text{s}^{-1}$ | σ_D / MPa | $\Delta\sigma / \text{MPa}$ | $\Delta\sigma / \sigma_s$ | λ / MPa |
|---------------|-------------------------|-------------------------------------|-------------------------|-----------------------------|---------------------------|------------------------|
| 0.06 | 891 | 2500 | 1126 | 235 | 0.26 | 175 |
| | | 3500 | 1144 | 253 | 0.28 | |
| | | 4500 | 1156 | 265 | 0.3 | |
| | | 5500 | 1176 | 285 | 0.32 | |
| | | 6500 | 1188 | 297 | 0.33 | |
| 0.08 | 905 | 7500 | 1215 | 324 | 0.36 | 202 |
| | | 2500 | 1133 | 228 | 0.25 | |
| | | 3500 | 1165 | 260 | 0.29 | |
| | | 4500 | 1176 | 271 | 0.30 | |
| | | 5500 | 1203 | 298 | 0.33 | |
| 0.10 | 916 | 6500 | 1216 | 311 | 0.34 | 224 |
| | | 7500 | 1231 | 326 | 0.36 | |
| | | 2500 | 1150 | 234 | 0.26 | |
| | | 3500 | 1172 | 256 | 0.28 | |
| | | 4500 | 1193 | 277 | 0.3 | |
| 0.15 | - | 5500 | 1217 | 301 | 0.33 | 217 |
| | | 6500 | 1239 | 323 | 0.35 | |
| | | 7500 | 1254 | 338 | 0.37 | |
| 0.2 | - | - | - | - | - | 212 |

式中, ρ 是材料密度; C_p 是材料的定压比热容; β 是塑性变形功转化为热能的比例系数, 多数金属 $\beta = 0.9$ 。图 8 是根据图 4 实验数据计算所得的不同应变率下的绝热温升 ΔT 。

材料的流动应力一般是应变、应变率和温度的函数 $\sigma = f(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T)$ (2)

绝热温升引起的相应的应力变化, 即绝热流动应力 σ_d 与等温流动应力 σ_T 之差为

$$\Delta\sigma = (\partial\sigma / \partial T)_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}} \cdot \frac{\beta}{\rho C_p} \int_0^{\varepsilon_p} \sigma d\varepsilon_p \quad (3)$$

引入参数 φ 为:

$$\varphi = (\partial\sigma / \partial T)_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}} \cdot (\beta / \rho C_p) \quad (4)$$

则式 (3) 改写为:

$$\Delta\sigma = \varphi \int_0^{\varepsilon_p} \sigma d\varepsilon_p \quad (5)$$

可见, 高应变率条件下, 塑性变形功转化成绝热温升, 引起热软化效应, 对应变强化效应有一定的弱化作用。

2.4 微观组织

图 9 为室温下 Ti₂AlNb 合金试样高应变率加载变形后的金相组织。应变率较低时, 试样的晶粒大小和方向基本没有变化, 所以选择应变率较高的 4 组试样进行观察研究。与图 2 原始组织比较, 4 组试样的晶粒均发生扭曲变形而细化, 变形程度随应变率的增加而增大。其中, 应变率为 5500、6500、7500 s⁻¹ 的 3 组试样中都观察到了与加载方向约成 45° 的绝热剪切

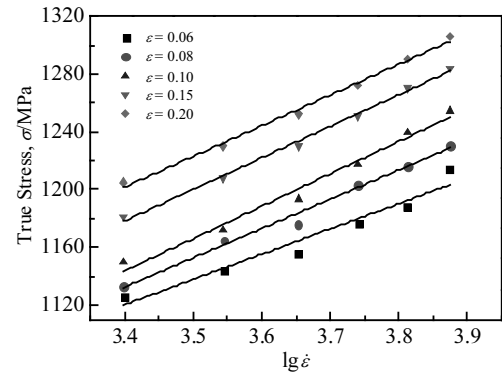


图 7 Ti₂AlNb 合金应变率敏感系数拟合

Fig.7 Data fitting of strain rate sensitive parameters for Ti₂AlNb alloy

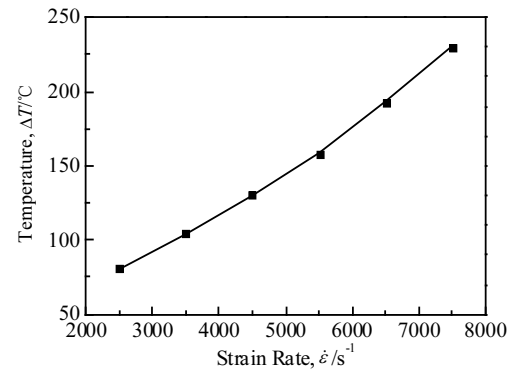


图 8 Ti₂AlNb 合金高应变率下的绝热温升

Fig.8 Adiabatic temperature rise of Ti₂AlNb alloy under high strain rate conditions

带, 且绝热剪切带两侧材料均发生不同程度的塑性流动, 形成局部剪切化。随着应变率的提高, 变形增加, 绝热剪切带的宽度依次增大, 并出现微小孔洞, 最终产生剪切断裂。

高应变率加载过程中, 试样内部在短时间内累积大量无法发散的由塑性变形功转化的热量, 引起热软化效应发生动态塑性失稳, 在试样内部形成绝热剪切带, 导致材料失效, 所以流动应力在达到峰值后立即出现急剧下降现象。

2.5 Ti₂AlNb 合金的动态本构模型

常用的本构模型中, Zerrilli-Armstrong 模型^[9]和 Johnson-Cook 模型^[10]都引入了材料的应变强化、应变率强化和热软化参数。其中, Zerrilli-Armstrong 模型常用于体心立方 (bcc) 和面心立方 (fcc) 金属, Johnson-Cook 模型是经验型热黏塑性本构方程, 可用于多种晶体结构金属材料。Ti₂AlNb 合金的主要构成相为 α_2 (密排六方, hcp)、B2 (有序 bcc) 和 O (有序正

交)相, 故选用 Johnson-Cook 模型构建 Ti₂AlNb 合金的动态本构关系。Johnson-Cook 模型的传统形式为:

$$\sigma = (A + B\varepsilon^n)[1 + C \ln(\dot{\varepsilon} / \dot{\varepsilon}_0)][1 - T^{*m}] \quad (6)$$

式中, $T^* = (T - T_r) / (T_m - T_r)$, A 、 B 、 C 、 n 为材料强度相关系数, 由实验确定, $\dot{\varepsilon}_0$ 为参考应变率, m 为温度敏感系数, T 为变形温度, T_r 为参考温度(一般取室温), T_m 为材料熔点。

可以看出, 根据传统的 Johnson-Cook 模型拟合出的动态曲线与准静态曲线呈比例关系, 即大致是准静态曲线在竖直方向的平移, 很难实现较好的拟合效果。本研究引入绝热温升项以更好地反映塑性变形过程中绝热温升的热软化效应。

联立式 (1) 和式 (6), 解得:

$$\int_{T_0}^{T^*} \frac{dT^*}{1 - T^{*m}} = \frac{\beta[1 + C \ln(\dot{\varepsilon} / \dot{\varepsilon}_0)]}{\rho C_p} \int_0^{\varepsilon_p} (A + B\varepsilon^n) d\varepsilon \quad (7)$$

拟合时, 应变率 $\dot{\varepsilon}$ 为一系列定值, 可视作常数, T^* 为相应的温度值。令 $m=1$, 就能得到简解:

$$T^* = 1 - \exp \left[- \frac{\beta[1 + C \ln(\dot{\varepsilon} / \dot{\varepsilon}_0)]}{\rho C_p (T_m - T_r)} \left(A\varepsilon + \frac{B\varepsilon^{n+1}}{n+1} \right) \right] \quad (8)$$

将式 (8) 代入式 (6), 则 Johnson-Cook 模型变形为

$$\sigma = (A + B\varepsilon^n)[1 + C \ln(\dot{\varepsilon} / \dot{\varepsilon}_0)] \cdot \exp \left[- \frac{\beta[1 + C \ln(\dot{\varepsilon} / \dot{\varepsilon}_0)]}{\rho C_p (T_m - T_r)} \left(A\varepsilon + \frac{B\varepsilon^{n+1}}{n+1} \right) \right] \quad (9)$$

对于本实验的 Ti₂AlNb 合金, 拟合得到

$$\sigma = (753 + 445\varepsilon^{0.56})(1 + 0.0266 \ln(\dot{\varepsilon} / \dot{\varepsilon}_0)) \cdot \exp \left[- \frac{\beta[1 + 0.0266 \ln(\dot{\varepsilon} / \dot{\varepsilon}_0)]}{\rho C_p (T_m - T_r)} (753\varepsilon + 258.2\varepsilon^{1.56}) \right] \quad (10)$$

图 10 给出了 Ti₂AlNb 合金高应变率下实验数据与拟合结果的对比。可以看出, 本构模型的计算结果与实验曲线符合较好, 说明改进的 Johnson-Cook 模型能有效地描述 Ti₂AlNb 合金高应变率下的流动行为。

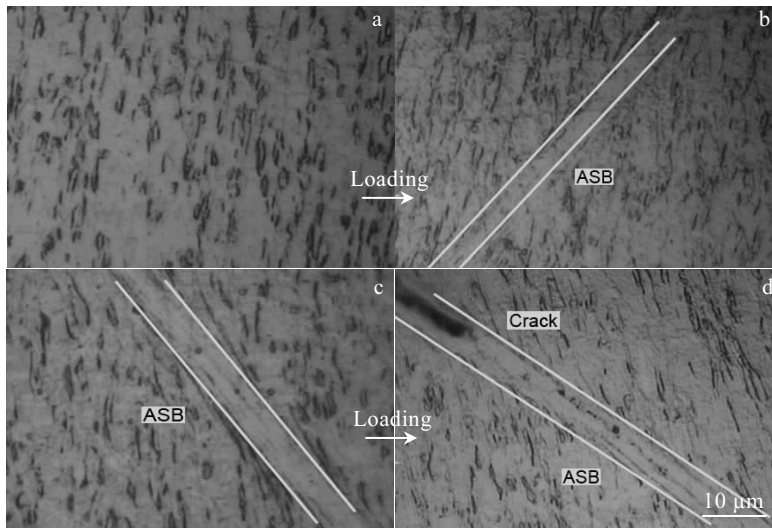


图 9 高应变率下 Ti₂AlNb 合金的微观组织

Fig.9 Microstructures of Ti₂AlNb alloy under high strain rate conditions: (a) 4500 s⁻¹, (b) 5500 s⁻¹, (c) 6500 s⁻¹, and (d) 7500 s⁻¹

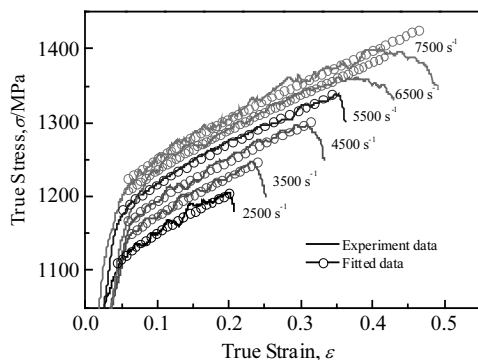


图 10 Johnson-Cook 模型拟合结果与实验数据的比较

Fig.10 Comparison of fitted results of Johnson-Cook model and experimental data

3 结论

1) Ti₂AlNb 合金具有应变率增强效应和显著地增塑效应。在应变率 2500~7500 s⁻¹ 范围内, Ti₂AlNb 合金具有较强的应变率敏感性。流动应力相对增加率 $\Delta\sigma/\sigma_s$ 大于 25%, 对数应变率敏感性系数 λ 约 200 MPa。

2) Ti₂AlNb 合金高应变率下的塑性变形过程发生明显的绝热升温现象, 绝热温升及其热软化效应随应变率的增加而增强。应变率为 5500、6500、7500 s⁻¹ 的 3 组试样中都观察到了与加载方向约成 45° 的绝热剪切带。

3) 通过引入绝热温升软化项而改进的 Johnson-Cook 本构模型能够较好地描述室温下 Ti_2AlNb 合金在高应变率下的塑性流动应力。

参考文献 References

- [1] Feng Aihan(冯艾寒), Li Bobo(李渤渤), Shen Jun(沈 军) *et al.* *Journal of Materials and Metallurgy*(材料与冶金学报)[J], 2011, 10(1): 30
- [2] Tang Yangjie(唐杨杰), Zhao Xiaohao(赵霄昊), Liu Yantao(刘彦涛) *et al.* *Heat Treatment of Metals*(金属热处理)[J], 2016, 41(4): 1
- [3] Si Yufeng(司玉锋), Meng Lihua(孟丽华), Chen Yuyong(陈玉勇). *Aerospace Materials and Technology*(宇航材料工艺)[J], 2006, 36(3): 10
- [4] Zhang Jianwei(张建伟), Li Shiqiong(李世琼), Liang Xiaobo(梁晓波) *et al.* *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2010, 20(S1): 336
- [5] Zeng Weidong(曾卫东), Xu Bin(徐 斌), He Dehua(何德华) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程) [J], 2007, 36(4): 592
- [6] Huang Yun(黄 贇), Wang Kelu(王克鲁), Lu Shiqiang(鲁世强) *et al.* *Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2016, 45(21): 39
- [7] Ma Xiong(马 雄), Zhang Jianwei(张建伟), Liang Xiaobo(梁晓波) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程) [J], 2017, 46(5): 1375
- [8] Zan Xiang(咎 祥). *Thesis for Doctorate*(博士论文)[D]. Hefei: University of Science and Technology of China, 2008
- [9] Zerrili F J, Armstrong R W. *Journal of Applied Physics*[J], 1987, 61(4): 1816
- [10] Johnson G R, Cook W H. *Engineering Fracture Mechanics*[J], 1985, 21(1): 31

Flow Stress Characteristics and Constitutive Relation of Ti_2AlNb Alloy Under High Strain Rate

Han Guoqiang¹, Xie Lansheng¹, Chen Minghe¹, Si Songshe², Wu Ronghua¹

(1. Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, Nanjing 210016, China)

(2. AECC Xi'an Aero-engine LTD, Xi'an 710021, China)

Abstract: The impact tests were carried out using the split Hopkinson pressure bar (SHPB) under a strain rate of $10^3 \sim 10^4 \text{ s}^{-1}$, and the quasi-static tensile tests were performed on an electronic universal testing machine to investigate the dynamic compression behavior of Ti_2AlNb alloy. Microstructures of the specimens after compression were observed and analyzed. The results indicate that the Ti_2AlNb alloy has enhanced strain rate, plasticizing effect and softening action of adiabatic temperature rise. The flow stress is sensitive to the strain rate within a strain rate range of $2500 \sim 7500 \text{ s}^{-1}$. Adiabatic shear bands with a loading direction of 45° were observed in specimens with strain rates of 5500, 6500, 7500 s^{-1} . The Johnson-Cook equation was used to evaluate the related material constants in order to predict the stress-strain curves. Compared with the experimental results, the predicted stress-strain behavior matches well with that measured experimentally in the current SHPB experiments.

Key words: Ti_2AlNb alloy; high strain rate; flow stress; Johnson-Cook constitutive model

Corresponding author: Xie Lansheng, Ph. D., Professor, College of Mechanical and Electrical Engineering, Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, Nanjing 210016, P. R. China, Tel: 0086-25-84892508, E-mail: meelsxie@nuaa.edu.cn