



TiAl 合金高温变形过程临界损伤模型

曹倬菡¹, 孙 宇¹, 万志鹏¹, 任丽丽², 胡连喜¹

(1. 哈尔滨工业大学 金属精密热加工国家级重点实验室, 哈尔滨 150001;

2. 中国核工业二三建设有限公司, 北京 101300)

摘 要: 运用 Gleeble-1500D 型动态热模拟试验机对 Ti-47Al-2Nb-2Cr(摩尔分数, %)合金在温度为 950~1150 °C、应变速率为 0.001~1 s⁻¹ 进行热模拟压缩试验, 通过对变形开裂后试样断口裂纹形貌的分析, 阐明 TiAl 合金高温变形过程的开裂损伤机理。结果表明: 在低温(<1000 °C)、高应变速率(>0.1 s⁻¹)条件下, TiAl 合金高温变形开裂方式为沿 45°剪切开裂, 随着变形温度的升高和应变速率的降低, 材料发生纵向自由表面开裂。采用二分法确定 TiAl 合金不同温度和应变速率下的临界变形量, 引入考虑温度和应变速度参量的 Zener-Hollomon 因子, 构建 TiAl 合金高温变形过程临界损伤模型。

关键词: TiAl 合金; 高温变形; 临界损伤

文章编号: 1004-0609(2018)-04-0670-07

中图分类号: TG146.2

文献标志码: A

γ 相 TiAl 合金与常规钛合金相比, 密度低约 15%, 但耐受的高温却是其 2 倍。在 600~850 °C 温度范围内, 与传统的镍基高温合金相比, 同体积的 γ 相 TiAl 合金质量还不及其一半。因此, TiAl 合金被认为是取代镍基高温合金的一种在航空航天领域具有广阔发展前景的新一代材料^[1-3]。

作为金属间化合物, TiAl 合金具有本征脆性, 导致其难以进行冷加工, 因此, 热加工是对其深加工的有效方法。但在常规热加工工艺下, 由于 TiAl 合金合金化程度较高, 导致其热加工性能较差, 在较低温度热加工时, 试样外表面易产生开裂, 并且由于变形区域的不同, 粗大片层组织不能完全细化。而在较高温度区间热加工时, 会极大程度增加锻造设备和模具材料的成本^[4-5]。因此, 确定材料在热加工过程避免开裂损伤的工艺参数, 构建适合 TiAl 合金的临界损伤模型对该材料规模化的工业生产具有重要意义。

在 TiAl 合金热模拟压缩实验中, 通常变形温度较低或者应变速率较大时, 试样易沿 45°方向产生断裂, 这是由于晶间强度高于晶内强度从而出现穿晶断裂; 在变形温度较高或者应变速率较小时, 试样断裂方向与周向拉应力垂直, 这是由于随着变形温度的升高, 晶间结合力变弱而出现晶间断裂^[6-7]。目前, 国内外学

者在材料塑性变形过程损伤开裂方面开展了一些有意义的研究工作, 陈玉勇等^[8-10]通过对铸态 TiAl 合金进行热压缩试验, 发现在高应变速率区, 合金易发生楔形开裂, 且开裂程度随应变速率的提高和温度的降低而加重。林有智等^[11]研究了 TiAl 合金在室温压缩条件下的损伤和断裂行为, 发现材料的损伤起始于塑性阶段, 发生沿 45°剪切开裂和沿压缩轴方向的准解理断裂的混合形式开裂。杨川等^[12]研究了 FGH96 合金在变形温度为 1050 °C、应变速率为 0.001~1 s⁻¹ 条件下热压缩的开裂临界应变值, 并建立了 FGH96 合金的热加工图。ALEXANDROV 等^[13]对 5XXX 铝合金在不同温度、应变速率下进行单轴拉伸试验, 确定了 5XXX 铝合金的临界应变。XIN 等^[14]对高铌 TiAl 合金进行等温压缩试验, 建立了关于真应力、应变、应变速率和温度之间非线性关系的本构方程。然而, 关于 Ti-47Al-2Nb-2Cr 合金在热压缩变形过程的临界损伤模型构建方面却鲜见报道。

本文作者通过对 Ti-47Al-2Nb-2Cr 合金在不同的温度及应变速率条件下进行热模拟压缩实验, 运用二分法确定其在热加工工艺参数条件下临界损伤的应变值, 分析温度和应变速率对热变形开裂的影响规律, 揭示其微观损伤机制, 建立包含温度、应变速率与临

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(51405110); 中国博士后科学基金资助项目(2014M551234); 高等学校博士学科点专项科研基金资助项目(20132302120002); 黑龙江省博士后基金资助项目(LBH-Z14096)

收稿日期: 2017-02-15; **修订日期:** 2017-05-28

通信作者: 孙 宇, 副教授, 博士; 电话: 13613603223; E-mail: yusun@hit.edu.cn

界应变值的 TiAl 合金高温变形临界损伤模型, 从而确定安全可行的工艺参数范围。

1 实验

本研究中热模拟压缩实验采用的试样名义成分为 Ti-47Al-2Nb-2Cr(摩尔分数, %)。采用线切割工艺从距离坯料边缘 2 mm 处切取尺寸为 $d\ 6\text{ mm}\times 9\text{ mm}$ 的标准圆柱试样。上下两端面需保证平行, 表面光滑无氧化皮。利用 Gleeble-1500D 型热模拟试验机实验时, 设备压头与试样端面之间添加石墨片以减小摩擦力, 热压缩实验的工艺流程如图 1 所示, 试样以 $10\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 的速度加热到预定变形温度($950\sim 1150\text{ }^{\circ}\text{C}$), 保温 3min 以使试样受热均匀, 随后以恒定应变速率($0.001\sim 1\text{ s}^{-1}$)对材料进行等温压缩, 变形程度为 30%~60%, 变形完成后立即水冷以保持材料变形后的组织状态, 具体工艺参数如表 1 所列。

表 1 热压缩模拟实验工艺参数

Table 1 Processing parameters of isothermal compressing tests

Processing parameter	Value
Temperature/ $^{\circ}\text{C}$	950, 1000, 1050, 1100, 1150
Strain rate/ s^{-1}	0.001, 0.01, 0.1, 1
Deformation degree	30%~60%

2 结果与讨论

2.1 TiAl 合金真应力-真应变曲线与开裂行为

通过对 TiAl 合金热压缩实验得到的在变形温度为 $950\sim 1150\text{ }^{\circ}\text{C}$, 应变速率为 $0.001\sim 1.0\text{ s}^{-1}$ 的真应力真应变曲线如图 2 所示, 结果发现, 流动应力随着应变的增加而迅速增大到峰值点, 峰值点随着变形温度的升高和应变速率的降低而降低, 然后产生明显的流动软化现象。在温度补偿应变速率因子(Zener-Hollomon 因子)值较高时, 位错攀移和孪生伴随着动态再结晶(DRX)作为主要的变形机制, Zener-Hollomon 因子值较小时, DRX 为占据主导地位的软化机制^[15-16]。图 3 所示为 TiAl 合金在不同温度、应变速率下的开裂情况, 从图 3 中可以发现, 随着变形温度的下降和应变速率的提高以及试样变形量的提高, 试样更容易发生开裂。根据试样的开裂程度和开裂方式, 将开裂区域分为 3 个区域: 图的 I 区域为开裂程度较小区域, II 区域为中等开裂程度区域, III 区域为重度开裂区域。在轻微开裂区, 试样主要以单条裂纹开裂方式为主, 其中在温度较低($<1000\text{ }^{\circ}\text{C}$), 应变速率较高($>0.1\text{ s}^{-1}$)的情况下, 试样容易发生 45° 剪切开裂。例如在温度 $950\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、应变速率 1 s^{-1} 时, 试样产生 45° 剪切开裂, 如图 4(a)所示, 这是因为镦粗时虽然在轴向方向上受力, 但是与轴向成 45° 方向上试样受到的剪应力最大,

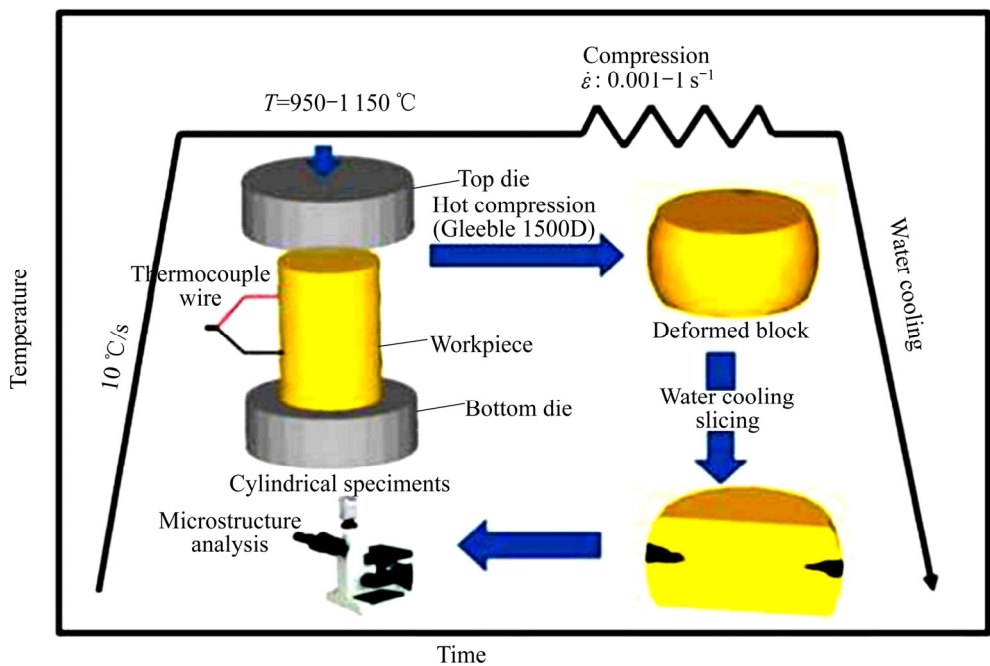


图 1 热压缩实验流程示意图
Fig. 1 Schematic diagram of hot compressing test

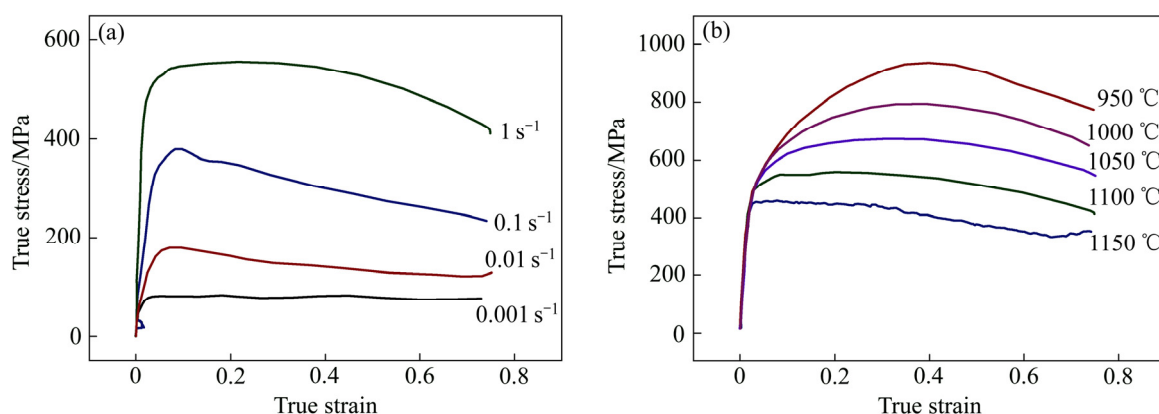


图2 TiAl合金真应力-真应变曲线

Fig. 2 True stress-true strain curves of TiAl alloy at different strain rates and temperatures: (a) 1100 °C; (b) 1 s^{-1}

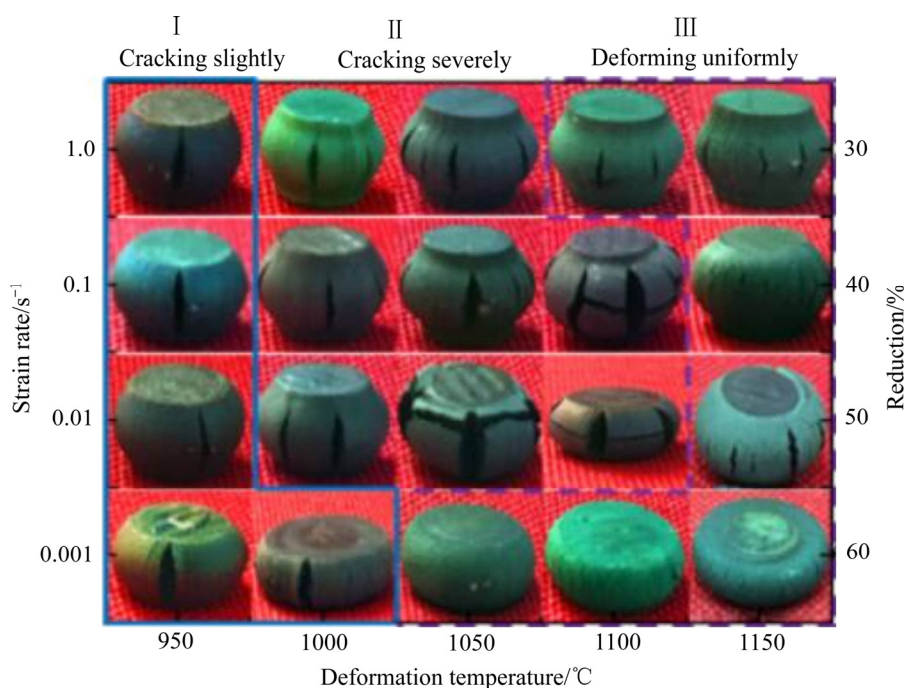


图3 TiAl合金热压缩变形后宏观形貌

Fig. 3 Macrophotologies of hot deformed specimens of TiAl alloy

当试样所受的剪应力达到临界剪应力时优先发生塑性变形从而开裂。从微观角度来说是由于晶间强度高于晶内强度从而出现穿晶断裂。林有智等^[11]认为,在TiAl合金压缩试验中裂纹起始于材料的塑性变形阶段,最终断裂是由于两个端面产生的剪切裂纹扩展到试样中部互相连接而诱发。

在重度开裂程度区域,试样主要发生裂纹粗大的纵向自由表面开裂和纵向自由表面开裂和横向自由表面开裂混合的混合开裂,如图4(b)和(c)所示。产生纵向自由表面开裂原因是在圆柱体试样热压缩过程中由于上下端面与压头之间存在摩擦力,同时由于压头与

试样的材料不同而导致热导率不同,因此,压缩过程中压头与试样的温度不同而形成温度梯度。摩擦力和温度梯度受到热加工参数影响较大。热压缩过程中,单元体受力情况如图4(d)所示,当变形温度较高或者应变速率较小时,摩擦力和温度梯度使周向拉应力变大,同时温度的升高与应变速率的降低使鼓肚处的抗拉强度 σ_b 变小,使试样鼓肚处与周向拉应力垂直的方向更容易出现裂纹,横向裂纹的产生可能与试样热压缩过程中变形量过大而出现失稳有关。从微观角度来看,随着变形温度的升高,晶间结合力变弱而出现晶间断裂。

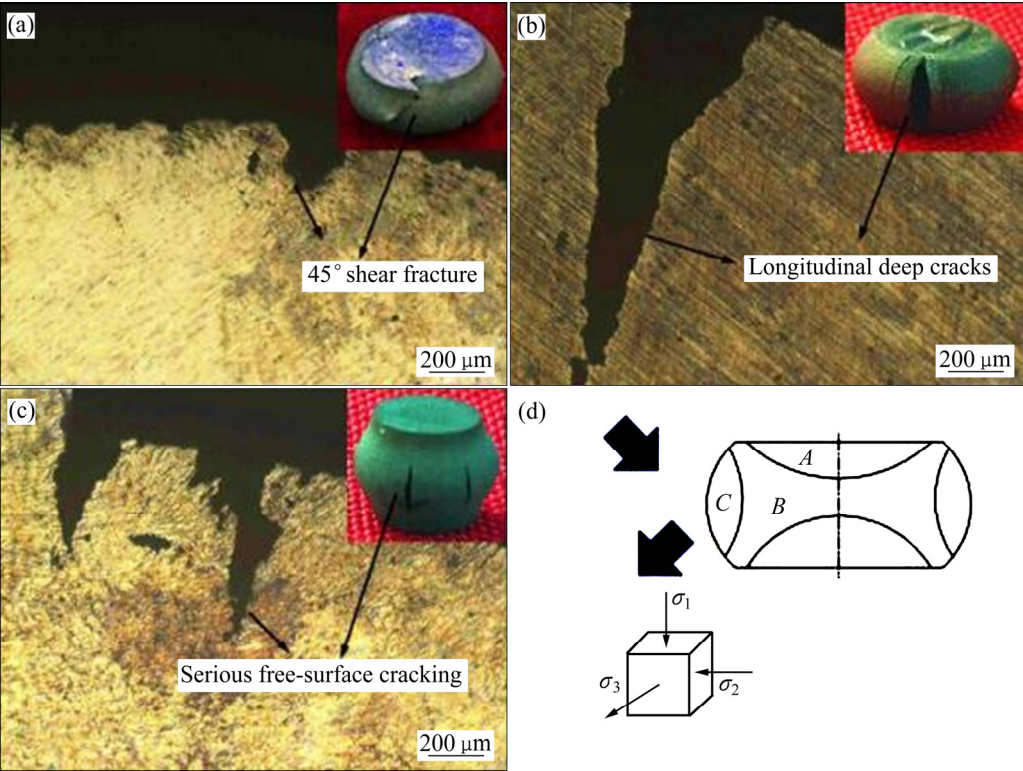


图 4 TiAl 合金不同类型开裂裂纹的显微组织

Fig. 4 Microstructures in different type of cracking of TiAl alloy: (a)45° shear fracture; (b) Longitudinal deep cracking; (c) Serious free-surface cracking

2.2 TiAl 合金高温变形损伤临界应变值确定

通过二分法确定 TiAl 合金损伤开裂时的临界变形量, 如表 2 所列。为了更直观地揭示变形温度与应变速率对材料发生开裂时临界变形量的影响规律, 本研究建立了临界变形量与变形温度及应变速率之间的内在关系, 如图 5 所示。由图 5 可知, 应变速率小于 0.1 s^{-1} 时, 试样的临界应变值均大于 0.5。应变速率相同的条件下, 材料开裂的临界应变值随着温度的增加而缓慢增大。温度相同的条件下, 材料开裂的临界应变值随着应变速率的成倍数减小而大幅度增大。

表 2 TiAl 合金不同温度及应变速率下的临界应变值

Table 2 Critical strain of TiAl alloy at different strain rates and temperatures

Strain rate/ s^{-1}	Critical strain				
	950 °C	1000 °C	1050 °C	1100 °C	1150 °C
1	0.35	0.375	0.393	0.412	0.421
0.1	0.431	0.471	0.49	0.509	0.55
0.01	0.621	0.633	0.644	0.668	0.69
0.001	0.719	0.744	0.81	0.856	0.886

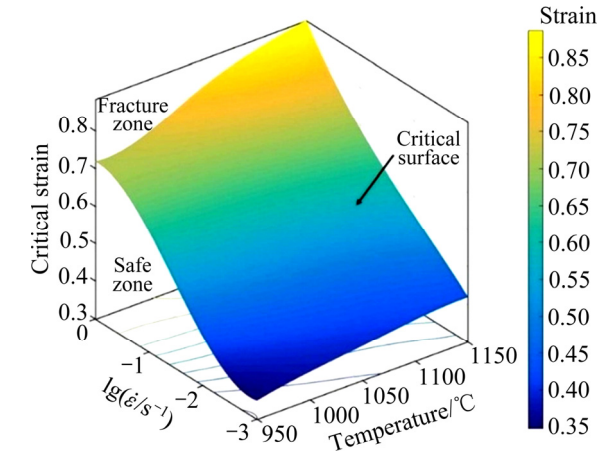


图 5 TiAl 合金临界变形量与温度及应变速率关系

Fig. 5 Relationship between critical strain and strain rates and temperature of TiAl alloy

2.3 TiAl 合金热变形激活能 Q

为计算 TiAl 合金热变形激活能, 选择适用于 TiAl 合金的不同温度及应变速率的热变形本构 Arrhenius 方程^[17]:

$$\dot{\epsilon} = A[\sinh(\alpha\sigma)]^n \exp(-\frac{Q}{RT}) \tag{1}$$

式中: σ 是流动应力, MPa; $\dot{\varepsilon}$ 是应变速率, s^{-1} ; T 是绝对温度, K; R 是气体常数, $J/(mol \cdot K)$; A , α 是材料常数; n 是加工硬化常数; Q 为变形激活能, kJ/mol。

由式(1)可得

$$n = \frac{\partial \ln[\sinh(\alpha\sigma)]}{\partial \ln \dot{\varepsilon}} \quad (2)$$

$$Q = Rn \frac{\partial \ln[\sinh(\alpha\sigma)]}{\partial (1/T)} \quad (3)$$

$$\text{令 } b = \frac{\partial \ln[\sinh(\alpha\sigma)]}{\partial (1/T)}, \text{ 则有}$$

$$Q = Rnb \quad (4)$$

将 TiAl 合金在应变为 0.1 时的实验值分别作图 $\ln \dot{\varepsilon} - \ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 和 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)] - 1000/T$, 则两图的斜率分别表示 n 和 b , 如图 6 所示。从图 6 中可看出, $\ln \dot{\varepsilon} - \ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 和 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)] - 1000/T$ 均呈现良好的线性关系, 说明双曲正弦 Arrhenius 本构模型

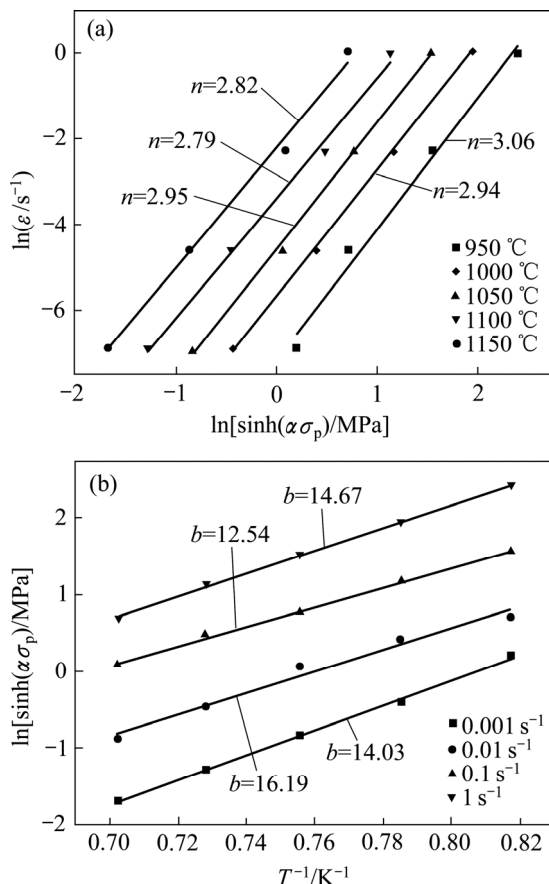


图 6 TiAl 合金应力与应变速率和温度的关系

Fig. 6 Relationship between stress and strain rates(a) and temperature(b) of TiAl alloy

适于描述 TiAl 合金热变形的真实应力-应变关系。同样分别取图中拟合直线斜率的平均值, 得到 $n=2.91$ 、 $b=14.36$, 于是 TiAl 合金热变形激活能 Q 为 347.74 kJ/mol。

2.4 TiAl 合金临界损伤模型建立

CHAN 等^[18]提出 TiAl 合金的塑性变形和断裂机制为加载速率、温度 and 环境的函数。考虑到 TiAl 合金热变形应变值是变形温度和应变速率的函数, 本研究引入温度补偿应变速率因子(Zener-Hollomon 因子):

$$Z = \dot{\varepsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad (5)$$

式中: $\dot{\varepsilon}$ 为应变速率, s^{-1} ; R 为气体常数, $J/(mol \cdot K)$; T 为绝对温度, K; Q 为变形激活能, kJ/mol。

利用式(5)构建临界应变值与 $\ln Z$ 的关系:

$$\bar{\varepsilon}_f = -0.04 \ln Z + 1.968 \quad (6)$$

从拟合结果可以发现, TiAl 合金损伤开裂的临界应变与 $\ln Z$ 之间的相关性系数 R 为 0.859, 说明 TiAl 合金开裂时的临界应变值与 Zener-Hollomon 因子呈良好的线性关系。此外, 由式(6)可知, 当确定某变形温度和应变速率后, 即可获得 TiAl 合金在此条件下发生损伤开裂的临界应变值, 从而建立 TiAl 合金高温变形过程临界损伤模型, 如图 7 所示, 从图 7 中可以看出, I 区域为安全区, II 为破坏区。

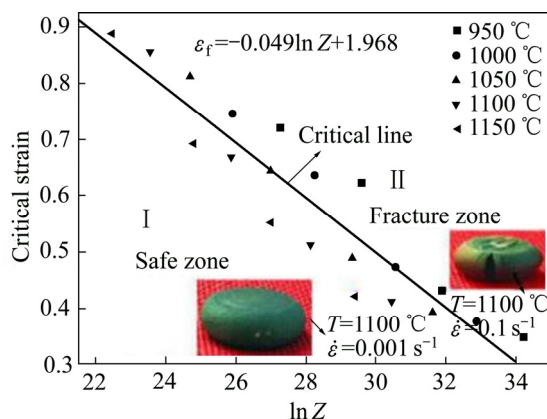


图 7 TiAl 合金临界应变值与 $\ln Z$ 之间关系

Fig. 7 Relationship between critical strain and $\ln Z$ of TiAl alloy

为验证 TiAl 合金临界损伤模型的准确性, 选取在 $(1100\text{ }^{\circ}\text{C}, 0.001\text{ }s^{-1}, 0.6)$ 和 $(1100\text{ }^{\circ}\text{C}, 0.1\text{ }s^{-1}, 0.6)$ 的条件通过式(6)进行计算, 结果发现试样在 $0.001\text{ }s^{-1}$ 条件下处于安全区, 在 $0.1\text{ }s^{-1}$ 条件下处于破坏区, 该预测结果与热模拟压缩实验结果相吻合(见图 7)。此外, 分别在 $(1020\text{ }^{\circ}\text{C}, 0.5\text{ }s^{-1})$, $(1020\text{ }^{\circ}\text{C}, 0.1\text{ }s^{-1})$, $(970\text{ }^{\circ}\text{C}, 0.5$

s^{-1}), ($970\text{ }^{\circ}\text{C}$, 0.1 s^{-1})条件下(即实验条件以为)对试样进行热模拟压缩实验,根据所建立的临界损伤模型获得的临界应变预测值与试验获得的临界应变真实值进行对比,结果如图8所示。由图8中可以发现,在($1020\text{ }^{\circ}\text{C}$, 0.5 s^{-1})和($1020\text{ }^{\circ}\text{C}$, 0.1 s^{-1})时,预测的临界应变值($\bar{\epsilon}_f$)分别为0.43和0.455,试验测得的临界应变值为0.375和0.475,误差分别为12%和4.2%。在($970\text{ }^{\circ}\text{C}$, 0.5 s^{-1})和($970\text{ }^{\circ}\text{C}$, 0.1 s^{-1})时,预测的临界应变值分别为0.28和0.48,试验测得的临界应变值为0.3和0.475,误差分别为6.67%和1.0%,总相对误差小于10%。因此,本研究所建立的TiAl合金高温变形过程损伤开裂临界模型的预测结果与真实试验结果吻合良好,具有较理想的预测能力及实际的工程应用价值。

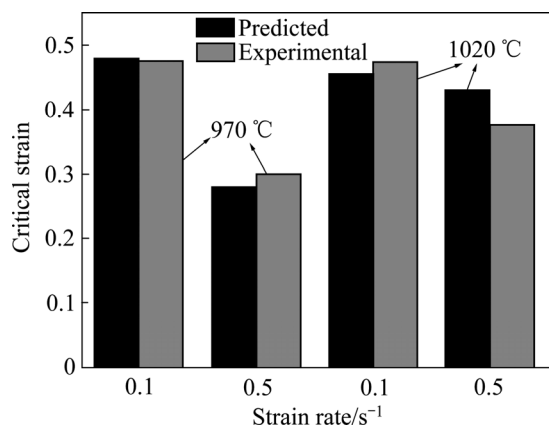


图8 临界应变值的预测值与试验值对比

Fig. 8 Comparison between experimental value and predicted value based on Eq. (6)

3 结论

1) TiAl合金在低温($<1000\text{ }^{\circ}\text{C}$)、高应变速率($>0.1\text{ s}^{-1}$)的热压缩条件下,变形过程中产生大量剪切带,呈现出沿 45° 剪切开裂,开裂方式以沿晶断裂为主。在温度较高($>1000\text{ }^{\circ}\text{C}$)、应变速率较低($<0.1\text{ s}^{-1}$)时,合金塑性增加,发生纵向自由表面开裂,当变形量增大时,不仅产生纵向自由表面开裂,而且产生横向开裂,开裂形式为穿晶断裂与晶间断裂的混合断裂。

2) 随着变形温度的升高及应变速率的降低,TiAl合金热变形开裂的临界应变值增大。引入考虑应变速率和温度影响的Zener-Hollomon因子,建立了TiAl合金高温塑性变形过程临界损伤模型,即 $\bar{\epsilon}_f = -0.04 \ln Z + 1.968$ 。结果表明,材料的开裂临界应变值与 $\ln Z$ 呈现良好的线性关系,此模型的建立对金属间化合物难变形材料损伤失稳的预测及控制具有积极的指导作用。

REFERENCES

- [1] 林均品,陈国良. TiAl基金属间化合物的发展[J]. 中国材料进展, 2009, 28(1): 31-37.
LIN Jun-pin, CHEN Guo-liang. Development of TiAl intermetallic based compound[J]. Materials China, 2009, 28(1): 31-37.
- [2] 张俊红,黄伯云,贺跃辉,周科朝,唐建成. TiAl基合金板材制备技术的发展现状[J]. 材料导报, 2002, 16(2): 16-18.
ZHANG Jun-hong, HUANG Bai-yun, HE Yue-hui, ZHOU Ke-chao, TANG Jian-cheng. Development of technologies for manufacturing TiAl based alloy sheets[J]. Materials Review, 2002, 16(2): 16-18.
- [3] 蔡建明,弭光宝,高帆,黄浩,曹京霞,黄旭,曹春晓. 航空发动机用先进高温钛合金材料技术研究与进展[J]. 材料工程, 2016, 44(8): 1-10.
CAI Jian-ming, MI Guang-bao, GAO Fan, HUANG Hao, CAO Jing-xia, HUANG Xu, CAO Chun-xiao. Research and development of some advanced high temperature titanium alloys for aero-engine[J]. Journal of Materials Engineering, 2016, 44(8): 1-10.
- [4] 寇宏超,程亮,唐斌,宋霖,李金山. 高温TiAl合金热成型技术研究进展[J]. 航空制造技术, 2016, 21(24): 24-31.
KOU Hong-chao, CHENG Liang, TANG Bin, SONG Lin, LI Jin-shan. Progress on hot-forming techniques of high temperature TiAl alloys[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2016, 21(24): 24-31.
- [5] 张伟,刘咏,黄劲松,刘彬,贺跃辉. 高铌高温合金的研究现状与展望[J]. 中国材料进展, 2007, 26(8): 1-6.
ZHANG Wei, LIU Yong, HUANG Jin-song, LIU Bin, HE Yue-hui. Research progress and prospects for refractory TiAl alloy with high Nb content[J]. Materials China, 2007, 26(8): 1-6.
- [6] 于龙,宋西平,张敏,焦泽辉,于惠臣. 高铌合金的高温断裂韧性[J]. 工程科学学报, 2016, 28(3): 379-384.
YU Long, SONG Xi-ping, ZHANG Min, JIAO Ze-hui, YU Hui-chen. High-temperature fracture toughness of high Nb-containing TiAl alloys[J]. Chinese Journal of Engineering, 2016, 28(3): 379-384.
- [7] 彭大暑. 金属塑性加工原理[M]. 长沙: 中南大学出版社, 2014: 143-150.
PENG Da-shu. Principle of plastic deformation in metals processing[M]. Changsha: Central South University Press, 2014: 143-150.
- [8] 孔凡涛,崔宁,陈玉勇,熊宁宁. Ti-43Al-9V-Y合金高温变形行为研究[J]. 金属学报, 2013, 11(49): 1363-1368.
KONG Fan-tao, CUI Ning, CHEN Yu-yong, XIONG Ning-ning. The hot deformation behavior of Ti-43Al-9V-Y alloy[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2013, 11(49): 1363-1368.
- [9] 陈玉勇,张树志,孔凡涛,刘祖岩,林均品. 新型 β -TiAl合金研究进展[J]. 稀有金属, 2012, 36(1): 154-160.

- CHEN Yu-yong, ZHANG Shu-zhi, KONG Fan-tao, LIU Zu-yan, LIN Jun-pin. Progress in β -solidifying γ -TiAl based alloys[J]. Chinese Journal of Rare Metals, 2012, 36(1): 154–160.
- [10] 陈玉勇, 杨非, 孔凡涛, 肖树龙. TiAl 合金的热加工组织和性能[J]. 中国材料进展, 2010, 29(3): 12–18.
- CHEN Yu-yong, YANG Fei, KONG Fan-tao, XIAO Shu-long. Processing microstructure and properties of Ti-43Al-9V-0.3Y alloy[J]. Materials China, 2010, 29(3): 12–18.
- [11] 林有智, 傅高升, 曹睿, 陈剑虹, 胡大为. γ -TiAl 基合金压缩损伤与断裂行为的研究[J]. 稀有金属, 2014, 38(2): 334–340.
- LIN You-zhi, FU Gao-sheng, CAO Rui, CHEN Jian-hong, HU Da-wei. Compression damage and fracture behaviors of γ -TiAl based alloys[J]. Chinese Journal of Rare Metals, 2014, 38(2): 334–340.
- [12] 杨川, 刘小涛, 司家勇. 粉末冶金高温合金 FGH96 的热加工图及热压缩变形过程的开裂行为[J]. 中国有色金属学报, 2015, 25(10): 2707–2719.
- YANG Chuan, LIU Xiao-tao, SI Jia-yong. Processing map and cracking behavior of powder metallurgy superalloy FGH96 during hot compression[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2015, 25(10): 2707–2719.
- [13] ALEXANDROV S, WANG P T, ROADMAN R E. A fracture criterion of aluminum alloys in hot metal forming[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2005, 160: 257–265.
- [14] XIN Jing-jing, ZHANG Lai-qi, GE Geng-wu, LIN Jun-pin. Characterization of microstructure evolution in β - γ TiAl alloy containing high content of Niobium using constitutive equation and power dissipation map[J]. Materials & Design, 2016, 107: 406–415.
- [15] JIANG Hai-tao, ZENG Shang-wu, ZHAO Ai-min, DING Xiao-nan, DONG Peng. Hot deformation behavior of β phase containing γ -TiAl alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2016, 661: 160–167.
- [16] LI Jiang-bo, LIU Yong, LIU Bin, WANG Yang, CAO Peng, ZHOU Can-xu, XIANG Chun-jie, HE Yue-hui. High temperature deformation behavior of near γ -phase high Nb-containing TiAl alloy[J]. Intermetallics, 2014, 52: 49–56.
- [17] ZENER C, HOLLOMON J H. Effect of strain rate upon plastic flow of steel[J]. Journal of Applied Physiology, 1914, 15(1): 22–32.
- [18] CHAN K S, KIM Y M Influence of microstructure on crack-trip micromechanics and fracture behaviors of a two-phase TiAl alloy[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 1992, 23(6): 1663–1669.

Development of critical damage model of TiAl alloy during hot deformation

CAO Zhuo-han¹, SUN Yu¹, WAN Zhi-peng¹, REN Li-li², HU Lian-xi¹

(1. National Key Laboratory for Precision Processing of Metals, Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, China;

2. China Nuclear Industry 23 Construction Co., Ltd, Beijing 101300, China)

Abstract: The hot deformation behaviors of Ti-47Al-2Nb-2Cr (mole fraction, %) alloys were studied by Gleeble-1500D at the temperature range of 950–1150 °C and strain rate of 0.001–1 s⁻¹. By true stress-strain curve analysis, fracture thermomechanical simulator appearance analysis, the results indicate that shear cracking along the direction of 45° with respect to the compression axis occurs at lower temperature (<1000 °C) and higher strain rate (>0.1 s⁻¹), then it is attributed free surface cracking along longitude with increasing deformation temperature and decreasing strain rate. The critical strain is obtained by bisection method at various temperature and strain rates. The Zener-Hollomon parameter, which considers the effect of temperatures and strain rate, is employed to establish the correlation among critical strain and hot processing parameters in the present investigation. Finally, a fracture criterion of Ti-47Al-2Nb-2Cr alloy during hot deformation is successfully developed and verified by experiment.

Key words: TiAl alloy; hot deformation behavior; critical damage

Foundation item: Project(51405110) supported by the National Natural Science Foundation of China; Project (2014M551234) supported by China Postdoctoral Science Foundation, China; Project (20132302120002) supported by the National Research Foundation for the Doctoral Program of Higher Education of China; Project(LBH-Z14096) supported by Heilongjiang Province Postdoctoral Science Foundation, China

Received date: 2017-02-15; **Accepted date:** 2017-05-28

Corresponding author: SUN Yu; Tel: +86-13613603223; E-mail: yusun@hit.edu.cn

(编辑 王超)