

基于高速摄影技术的 Ti60 钛合金热压缩 变形开裂准则研究

彭雯雯¹, 曾卫东¹, 王青江², 俞汉清¹

(1. 西北工业大学 凝固技术国家重点实验室, 陕西 西安 710072)

(2. 中国科学院金属研究所, 辽宁 沈阳 110016)

摘要: 以 Ti60 高温钛合金为研究对象, 提出一种采用高速摄影技术来确定钛合金热压缩过程中临界开裂应变的新方法, 该方法通过采用 2 个对称分布的高速摄影仪来准确捕获裂纹形核的位置以及裂纹扩展路径, 可成功地获得热变形过程中的临界开裂应变。最终基于 Oh 准则, 通过引入 Zener-Hollomon 因子, 建立了可以考虑温度和应变速率综合影响的 Ti60 钛合金热变形的韧性开裂准则。采用 FORTRAN 语言二次开发子程序将热变形开裂准则嵌入商用有限元软件 DEFORM-3D 中, 对大规格 Ti60 合金铸锭热锻开裂行为进行预测, 验证了模型的有效性。

关键词: Ti60 钛合金; 热变形开裂准则; 高速摄影技术

中图分类号: TG146.2*3

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2016)02-0399-05

韧性开裂已成为难变形合金塑性成形过程中主要限制因素之一, 是成形高质量产品应该极力避免发生的现象^[1]。近半个世纪以来, 众多韧性开裂准则被提出来对合金塑性变形过程进行开裂预测, 以便更好地防止开裂的产生^[2-8]。然而, 现有的开裂准则大多均是基于冷变形而提出的, 针对于热变形开裂准则相关研究鲜有报道。目前, 热变形工艺过程中对于开裂的预防主要依据人为经验, 灵活性很大, 一般工件的好与坏完全建立在大量试错尝试的基础上, 事倍功半, 造成了实际生产过程研究成本高, 周期长, 盲目性大等缺陷。因此, 系统地分析合金热变形过程中开裂行为及机制, 建立适合预测热变形开裂的韧性开裂准则, 具有重要的实际生产意义。

众所周知, 临界开裂应变的测定是建立这些开裂准则的重要基础。传统的合金热变过程中临界开裂应变的测量方法为二分法^[9], 即通过大量的试验来一步步缩小合金产生开裂的应变的区间, 以最终确立合金临界开裂应变。这种方法所测量的临界开裂应变不仅耗费材料和时间, 同时测量的结果也较为粗糙。另外, 随着新型技术的发展, 声发射^[10]、热红外成像^[11]以及高速摄影^[12]等技术逐渐有可能成为测量临界开裂应变的新技术。对于热变形开裂, 声发射技术存在噪声信号鉴别困难, 高温动态变形过程传感器无法固定, 红外热像仪高温测量精度受限制等技术难题。然

而, 高速摄影技术能够以每秒几万张甚至几十万张的速度拍摄实验过程, 再配以专业的影像分析软件, 可记录金属在高温变形过程中的裂纹动态发展规律, 该技术已经在裂纹发展的基本规律以及裂纹长度和扩展速度^[13, 14]、局部剪切行为的观察及剪切带的增殖^[15, 16]等方面得到了广泛的应用。朱艳春等人也采用类似的方法测量了 Ti40 合金热压缩过程中的临界开裂应变^[12]。然而, 此临界开裂应变的测量仅仅是通过高速摄影仪观测合金一个侧面的开裂情况而确立的。由于合金表面裂纹出现的随机性, 若只单一观测合金同一侧面的开裂情况而忽略另一侧面, 势必会造成临界开裂观测的误差。因此, 怎样有效地对金属整个表面进行开裂的观测尤为重要, 是准确测量合金热变形临界开裂应变的前提。然而, 对于怎样运用改进的方法来观测合金热变形过程的开裂初始及扩展在国内外仍未见报道。

因此, 本实验以铸态 Ti60 合金为研究对象, 通过采用双镜头高速摄影技术, 对 Ti60 合金热压缩过程进行观测, 以确立其临界开裂应变。基于所测定的临界开裂应变, 通过引入 Zener-Hollomon 因子最终建立 Ti60 合金韧性开裂模型, 并验证模型的有效性。

1 实验

Ti60 钛合金原材料为 $\Phi 155$ mm 的铸锭, 通过金相法测得其相变点约为 1045 °C, 其化学成分(质量

收稿日期: 2015-01-28

基金项目: 国家自然科学基金(51075333); 国家“973”计划(2007CB613807)

作者简介: 彭雯雯, 男, 1988 年生, 博士, 西北工业大学材料学院, 陕西 西安 710072, E-mail: jxpengwenwen@163.com

分数, %) 为: 5.8Al, 4.0Sn, 3.5Zr, 0.4Mo, 0.4Nb, 1.0Ta, 0.4Si, 0.06C, 余量为 Ti。在距离铸锭外径 5 mm 处沿轴向用线切割切取 $\Phi 12 \text{ mm} \times 17 \text{ mm}$ 的小圆柱, 再机械加工成 $\Phi 10 \text{ mm} \times 15 \text{ mm}$ 的试样, 在 Gleeble3500 热模拟试验机上进行热模拟压缩试验, 热模拟压缩试验条件: 变形温度为 970, 1000, 1030, 1060, 1090 和 1120 $^{\circ}\text{C}$, 应变速率为 0.01, 0.1, 1 和 10 s^{-1} 以及应变为 0.916, 变形后采用空冷。升温速度 $10 \text{ }^{\circ}\text{C/s}$, 保温时间为 5 min。

为消除单一镜头观测所带来的误差, 采用双镜头的高速摄影技术, 即采用两台 Phantom V711 高速摄影仪分别放置于压缩仓可视窗口的两侧, 并采用 Manfrotto 055PROB/MK28 型专业摄影架进行摄影仪拍摄位置和角度的固定, 从而可以观测到整个合金表面的开裂情况, 如图 1 所示, 以便准确获取合金热变形开裂的临界开裂变形量。为实现 2 台高速摄影仪同步记录热压缩过程中试样表面裂纹的起始与扩展, 采用同一触发器来达到这一目的。通过手动启动和关闭触发器来实现 2 台高速摄影仪拍摄同时开始与结束, 以保证所记录画面的同步性。摄影频率取为 1000~2000 幅/s, 曝光时间为 1000 s。拍摄图像存入便携式电脑, 通过图像处理软件对变形过程进行观测, 利用专业的测量工具对临界开裂应变进行测量。

2 结果分析与讨论

2.1 临界开裂应变的测定

图 2 展示了的压缩应变为 0.916 时不同温度与应变速率下的高速摄影仪拍摄到热变形过程影像。从图

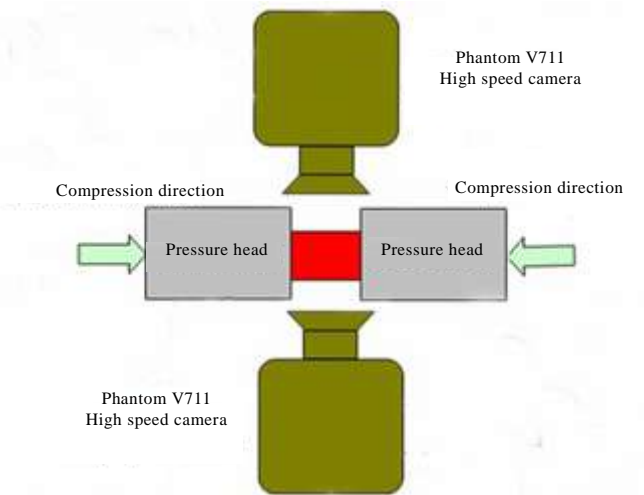


图 1 运用高速摄影仪观测 Ti60 合金开裂起始与扩展过程

Fig.1 Visual observation on the fracture initiation and propagation in hot compression of Ti60 titanium alloy using high-speed cameras

中可以看出, 所拍摄到的图像清晰地展现了试样热压缩变形过程中裂纹的形成、扩展及增殖情况。当变形条件为 $970 \text{ }^{\circ}\text{C}$, 0.01 s^{-1} 时 (图 2a), 由于变形温度相对较低, 合金表面呈现的基本为金属本体颜色, 因而裂纹萌生与扩展清晰可见。从图 2a 可知, 当应变达到 0.426 时, 试样表面出现了细小的 45° 剪切裂纹, 然而另一侧面却未观测到裂纹的产生, 因而可以确定应变 0.426 为试样在 $970 \text{ }^{\circ}\text{C}$, 0.01 s^{-1} 变形条件下的临界开裂应变。随着变形程度的增加, 裂纹沿着与压缩轴呈 45° 方向扩展, 且开裂的程度加剧。当应变达到 0.916 时, 合金表面呈现出明显的 45° 剪切开裂。因为锻造时虽然仅在轴向受应力, 但与轴线呈 45° 方向切应力最大, 当所受应力超过了材料的剪切强度, 则易产生 45° 方向的斜裂^[17]。并且, 高速摄影仪图像所展现的开裂位置及裂纹的形式与试样的实验结果也完全吻合。当条件为 $1090 \text{ }^{\circ}\text{C}$, 1 s^{-1} 时 (图 2b), 由于变形温度较高, 整个试样不再保持本体颜色而呈现出亮红色, 随着应变的增加, 试样表面出现了少许纵向的紫红色条纹且条纹分布面积不断增加, 通过比较相同应变下热压缩后试样表面纵向裂纹分布与高速摄影图像中紫红色条纹分布可发现, 紫红色条纹即为试样开裂的地方。因此, 此紫红色条纹可作为试样是否开裂的一个标志。从图中可以看出, 当应变达到 0.654 时,

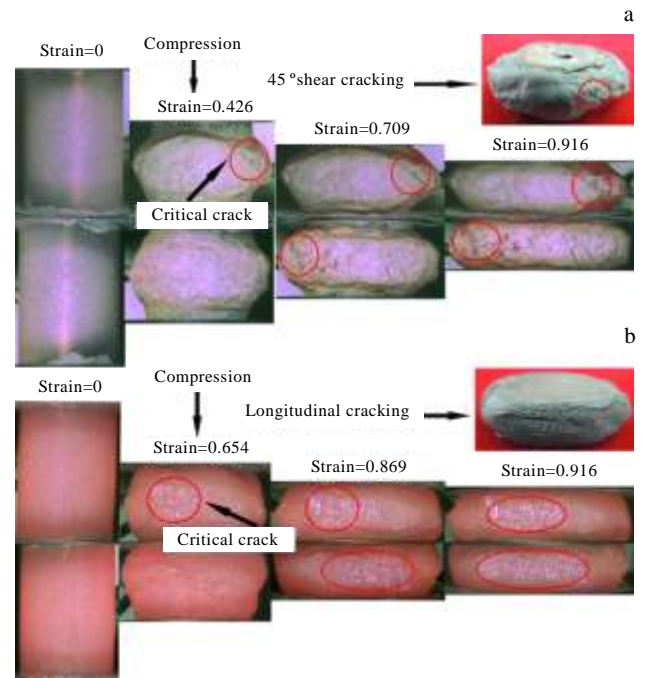


图 2 高速摄影仪观测到的不同变形条件下裂纹的萌生和扩展过程(颜色效果见数字版)

Fig.2 Crack initiation and propagation under different deformation conditions observed by high-speed cameras: (a) $970 \text{ }^{\circ}\text{C}$, 0.01 s^{-1} and (b) $1090 \text{ }^{\circ}\text{C}$, 1 s^{-1}

试样表面出现了些许紫红色的亮条纹, 合金表面已经开始产生纵向裂纹。然而, 在试样的另一侧面并未观测到亮条纹出现, 因而可以确定应变量为 0.654 为试样在 1090 °C, 1 s⁻¹ 变形条件下的临界开裂变形量。纵向裂纹的产生与作用在试样表面氧化层中的环向拉应力有关。环向拉应力的作用使得裂纹在脆性的氧化层中形核并扩展^[18]。

对于上述临界变形量的计算是利用 Image-Pro Plus 5.0 图像分析软件完成, 具体测量过程如下。临界变形量的确定主要分为 3 步: 首先, 选定测量单位 mm; 其次, 设定标尺, 由于初始压缩试样长度未 15 mm, 故而将初始观察到图像中的试样长度设定为 15 mm; 最后, 标定临界开裂的图像 (对于两相区的以直接观测到初始裂纹为准, 而对于单相区以首次出现紫红色亮条纹为准), 测得变形后的高度, 从而计算得到临界开裂应变。并对处理后的图像进行保存。从而可以获得不同热变形条件下的临界开裂应变。

根据上述临界开裂应变的测定方法, 获得了不同温度和应变速率下的临界开裂应变, 如图 3 所示。由图可见, 临界开裂应变随着变形温度的升高以及应变速率的降低而升高。这是由于高温低应变速率时合金中易产生动态再结晶等软化机制^[19], 提高了合金的塑性, 从而需要更大的应变才能使合金发生开裂。另外, 当温度达到 1060 °C 后, 随着温度的升高, 临界开裂应变增加较为缓慢, 这与合金高温变形时的氧化有关。

2.2 热变形开裂准则

要建立一个具有更宽适用范围的韧性断裂准则, 就必须在明确金属成形过程中的断裂形式、开裂机理及原因的基础上充分考虑影响韧性断裂的主要因素。

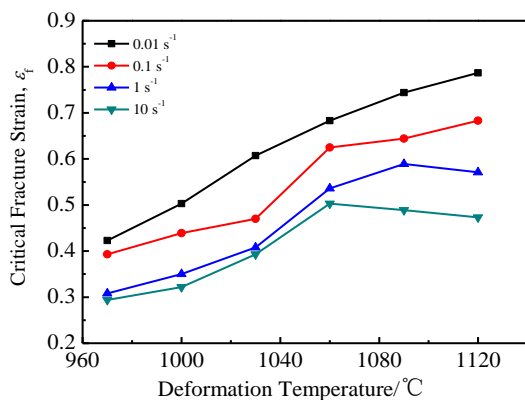


图3 不同变形条件下 Ti60 合金的临界开裂应变

Fig.3 Critical fracture strain of Ti60 alloy under different deformation conditions

由合金开裂行为及机制可知, 材料的损伤不仅与应力状态有关, 还与应变、应变速率和变形温度等参量密切相关。因此, 新的热变形开裂准则中除了应该充分考虑应力和应变因素对韧性断裂的影响外, 还需要考虑变形温度和应变速率的影响。一般而言, 传统变形开裂准则中其临界开裂值为常数。然而, 对于本合金热压缩变形而言, 其临界开裂值随着变形温度和应变速率变化显著。S. Alexandrov 等人在研究铝合金热变形开裂准则时, 发现该合金的临界开裂值也可表示为温度与应变速率的函数^[20]。一样的研究结果在镁合金中也有报道^[21]。因此, 在充分考虑应力和变形参数对韧性断裂的影响后, 新准则的函数形式如公式 (1) 所示。

$$\int_0^{\bar{\epsilon}_f} f_1(\sigma) d\bar{\epsilon} = f_2(T, \dot{\epsilon}) \quad (1)$$

其中, $f_1(\sigma)$ 是关于应力量量的权函数, $\bar{\epsilon}_f$ 为临界开裂等效应变, $f_2(T, \dot{\epsilon})$ 为考虑了温度和应变速率影响的临界损伤函数。由于 Ti60 合金表面开裂主要是环向拉应力的作用而产生^[22], 而 Oh 准则也是拉应力为主导的开裂准则^[5], 因而应力量量的权函数 $f_1(\sigma)$ 可以采用 Oh 准则中的应力表达方式, 即 $f_1(\sigma) = \sigma^* / \bar{\sigma}$ 。另外, 鉴于 Zener-Hollomon (Z) 因子 ($Z = \dot{\epsilon} \exp(Q/RT)$, 其中 $\dot{\epsilon}$ 为应变速率, Q 是激活能, R 是摩尔气体常数, T 是绝对温度) 很好地反应了应变速率和温度两者的影响。因而, 本研究通过引入 Z 因子, 将其与不同温度与应变速率下的临界开裂应变进行拟合, 因而其临界损伤模型可以表示为 Z 因子的函数, 即 $f_2(T, \dot{\epsilon}) = f(Z)$ 。

图 4 为临界损伤值与 $\ln Z$ 之间的 5 次多项式关系。从图中可以看出, 由于合金不同相区具有不同的变形激活能 (两相区为 578.4 kJ/mol 和单相区为 194 kJ/mol)^[19], 从而将不同温度和应变速率下对应的 $\ln Z$ 值分为两部分, 分别如图 4a 和 4b 所示。根据 Z 因子公式可知, 应变速率与 Z 因子成正比关系, 应变速率越高, Z 因子越大; 而温度与 Z 因子成反比关系, 温度越高, Z 因子越小。由该合金热变形开裂行为可知, 温度越低应变速率越高, 开裂越严重, 临界开裂值越小。由此可得, Z 因子与临界开裂值成反比关系。图 4 中 Z 因子与临界损伤值也很好地反应了这一规律。另外, 从拟合的相关系数 (两相区为 0.964 和单相区为 0.986) 也可以看出, 采用 5 次多项式拟合能较好地反应 $\ln Z$ 与临界损伤值之间的关系, 拟合度较高, 更接近实际情况, 且公式简单, 更有利于工程化应用。因此, 新的热变形开裂准则可以表示为:

$\alpha + \beta$ 两相区:

$$\int_0^{\bar{\epsilon}_f} \frac{\sigma^*}{\bar{\sigma}} d\bar{\epsilon} = -25582.3 + 2406.978\ln Z - 90.4575(\ln Z)^2 + 1.69742(\ln Z)^3 - 0.0159(\ln Z)^4 + 0.0000595(\ln Z)^5 \quad (2)$$

β 单相区:

$$\int_0^{\bar{\epsilon}_f} \frac{\sigma^*}{\bar{\sigma}} d\bar{\epsilon} = -2.64524 + 0.88122\ln Z - 0.06881(\ln Z)^2 - 0.000352(\ln Z)^3 - 0.000202(\ln Z)^4 + 0.0000526(\ln Z)^5 \quad (3)$$

当公式 (2) 和 (3) 的左端大于右端时, 即两边的差值大于零时, 则认为开裂发生。新的热变形开裂准则不但反映出引起开裂的力能函数形式, 还考虑了温度和应变速率对开裂的影响, 便于实际应用。

另外, 采用 FORTRAN 语言汇编工具, 基于 Deform-3D 有限元软件的二次开发平台, 二次开发了所建立的 Ti60 合金热压缩变形临界开裂模型的子程序, 并将其嵌入 Deform-3D 有限元软件中, 实现有限元变形-传热-损伤耦合分析。通过对大规格的 Ti60 合金铸锭 ($\Phi 300 \text{ mm} \times 450 \text{ mm}$) 的热锻过程进行有限元分析, 以期验证临界开裂模型的有效性。

图 5 为在 $1120 \text{ }^\circ\text{C}$, 1 s^{-1} 变形条件下运用开裂准则所预测的合金表面开裂损伤及试验结果。由预测结果

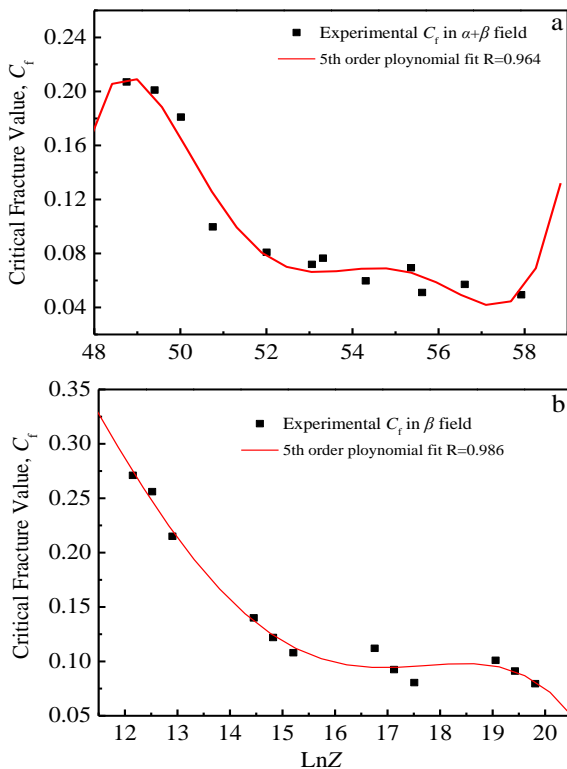


图 4 不同相区变形时临界开裂损伤值与 $\ln Z$ 之间的多项式关系

Fig.4 Critical damage values as a function of $\ln Z$ in the $\alpha+\beta$ two-phase (a) and β single-phase region (b)

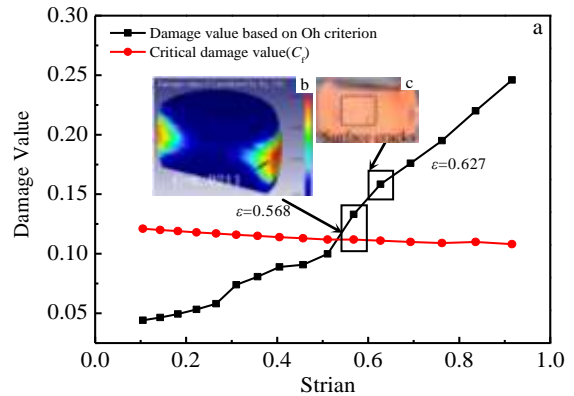


图 5 采用新准则预测的大尺寸 Ti60 钛合金热锻过程表面损伤有限元预测以及试验结果

Fig.5 Comparison of critical fracture strain between the predicted (a, b) and experimental values (c) for large-size upsetting of Ti60 titanium alloy

可知(图 5a), 合金表面损伤随着应变的增加而增加, 当应变为 0.568 时表面赤道处损伤达到 0.1331, 已超过其开裂阈值 0.112, 表明此时合金已产生开裂。由最终所预测的表面损伤值 0.0211 也可知(图 5b), 模型预测值大于零, 同样表明裂纹已在合金表面形成。因此, 合金在热锻过程中首次的锻粗最大应变不宜超过 0.568。这一结论也可从实际 Ti60 合金铸锭热锻试验得到证实, 当在变形条件为 $1120 \text{ }^\circ\text{C}$, 1 s^{-1} 且应变达到 0.627 时, 合金表面裂纹早已形核和扩展(图 5c)。因此, 所建立的热变形开裂准则在实际钛合金生产过程中具有优良的预测功效。这为后续运用此热变形开裂准则优化 Ti60 合金铸锭开坯过程奠定了坚实的基础。

3 结 论

1) 基于双镜头的高速摄影技术, 准确地捕获了热压缩过程中 Ti60 合金表面裂纹萌生及扩展过程, 确定了合金各变形条件下的临界开裂应变。其临界应变随着变形温度升高和应变速率降低而增加。

2) 基于 Oh 准则力能函数形式以及能综合考虑变形温度和应变速率影响的 Zener-Hollomon 因子所确立的临界损伤模型, 最终建立了用于铸态 Ti60 钛合金热变形开裂准则。并通过大规格 Ti60 钛合金铸锭热锻过程的有限元分析和工艺试验验证了模型的有效性。

参考文献 References

[1] Rosenfield A R. *International Materials Review*[J], 1968, 13: 29
 [2] Freundenthal A M. *The Inelastic Behavior of Solids*[M]. New

- York: Wiley, 1950
- [3] Cockroft M G, Latham D J. *J Inst Met*[J], 1968, 96: 33
- [4] Brozzo P, Deluca B, Rendina R. *Proceedings of the Seventh Biennial Congress of International Deep Drawing Research Group*[C]. Amsterdam: Associazione Italiana di Metallurgia, 1972
- [5] Oh S I, Chen C C, Kobayashi S. *J Eng Ind Trans*[J], 1979, 101: 36
- [6] McClintock F A. *J Appl Mech*[J], 1968, 6: 363
- [7] Rice J R, Tracey D M. *J Mech Phys Solids*[J], 1969, 17: 201
- [8] Oyane M, Sato T, Okimoto K *et al.* *J Mech Work Technol*[J], 1980, 4: 65
- [9] Zeng W D, Shu Y, Zhang X M *et al.* *Mater Sci Technol*[J], 2008, 24(10): 1222
- [10] Qi H M, Zhang J F, Adriana C Felix *et al.* *Journal of Southeast University*[J], 2006, 22(1): 125
- [11] Dong Yufen (董玉芬), Lin Yiming(林毅明), Wang Laigui(王来贵) *et al.* *Journal of Liaoning Technical University*(辽宁工程技术大学学报)[J], 2006, 25(6): 848
- [12] Zhu Y C, Zeng W D, Zhang F S *et al.* *Materi Sci Eng A*[J], 2012, 553: 112
- [13] Rousseau C E, Tippur H V. *Mech Materi*[J], 2001, 33: 403
- [14] Fellows N A, Harding J. *Materi Sci Eng*[J], 2001, A298: 90
- [15] Yao X F, Xu W, Arakawa K *et al.* *Optics and Lasers in Engineering*[J], 2005, 43: 195
- [16] Song S X, Wang X L, Nieh T G. *Scripta Materialia*[J], 2010, 62: 847
- [17] Gross D, Seelig T. *Fracture Mechanics With an Introduction to Micromechanics*[M]. Berlin Heidelberg, Netherlands: Springer-Verlag, 2006
- [18] Peng W W, Zeng W D, Zhang Y W *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2013, 577: 633
- [19] Peng W W, Zeng W D, Wang Q J *et al.* *Mater Sci Eng A*[J], 2013, 571: 116
- [20] Alexandrov S, Wang P T. *J Mater Process Technol*[J], 2005, 160: 257
- [21] Kima W J, Kim H K, Kim W Y *et al.* *Mater Sci Eng A*[J], 2008, 488: 468
- [22] Peng Wenwen, Zeng Weidong, Wang Qingjiang *et al.* *The 3th International Conference on Advanced Engineering Materials and Technology*[C]. Switzerland: Trans Tech Publications, 2013

Fracture Criterion in Hot Compression of Ti60 Titanium Alloy by High-Speed Photography

Peng Wenwen¹, Zeng Weidong¹, Wang Qingjiang², Yu Hanqing¹

(1. State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

(2. Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China)

Abstract: A novel high-speed photography was introduced to determine the critical fracture strain of Ti60 high-temperature titanium alloy during hot compression deformation. This method can precisely capture the nucleation site and propagation process of cracking by two high-speed cameras fixed on opposite sides of the specimens, and thus it is efficient to determine the critical fracture strain in hot deformation processes. Based on Oh criterion, a new hot deformation fracture criterion considering strain rate and temperature effects was built and can be modeled as the function of Zener-Holloman parameter. By combining the DEFORM-3D simulation software and FORTRAN language, fracture initiation in the upsetting of large size Ti60 ingot can be precisely predicted, which shows that the proposed prediction model is effective and practicable.

Key words: Ti60 titanium alloy; hot deformation fracture criterion; high-speed photography

Corresponding author: Peng Wenwen, Ph. D., School of Materials Science and Engineering, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, P. R. China, E-mail: jxpengwenwen@163.com