第 48 卷第 6 期
2020 年 6 月

硅 酸 盐 学 报
JOURNAL OF THE CHINESE CERAMIC SOCIETY

Vol. 48，No. 6
June，2020

http://www.gxyb.cbpt.cnki.net

DOI：10.14062/j.issn.0454-5648.2020.06.20190598

氧化铝夹杂高温变形过程中的破碎机理

金 淼，杨 帅，陈 雷，郭宝峰，卢 昀，张胜利

(燕山大学机械工程学院，河北 秦皇岛 066004)

摘 要：以性质近似于钢锭中 Al_2O_3 夹杂的高温烧结 Al_2O_3 块体为研究对象，采用专门的热压缩装置，通过高温压缩实验研究了 Al_2O_3 在变形过程中的破碎行为，结合破碎样品断口特征分析，建立了基于双曲正弦形式 Arrhenius 方程的 Al_2O_3 高温破碎强度预测模型，构建了以 Z 参数作表征的 Al_2O_3 破碎模式区域图，揭示了不同变形参数下 Al_2O_3 的破碎机理。结果表明：Al_2O_3 热压缩过程呈现为典型的脆性断裂，其破碎强度与应变速率呈正相关，与变形温度呈负相关，且对变形温度更敏感。随着 Z 参数的减小，Al_2O_3 夹杂破碎模式逐渐由穿晶断裂转变为沿晶断裂。

关键词：氧化铝；夹杂物；高温变形；破碎强度；Z 参数；破碎机理
中图分类号：TQ174　　**文献标志码**：A　　**文章编号**：0454–5648(2020)06–0833–08
网络出版时间：2020–03–24



Crushing Mechanism of Alumina Inclusions in High-Temperature Deformation

JIN Miao, *YANG Shuai*, *CHEN Lei*, *GUO Baofeng*, *LU Yun*, *ZHANG Shengli*
(School of Mechnical Engineering, Yanshan University, Qinhuangdao 066004, Hebei, China)

Abstract: The sintered Al_2O_3 blocks with some properties similar to Al_2O_3 inclusions in ingot were investigated, and the fracture behavior of Al_2O_3 during deformation was analyzed by high-temperature compression experiments in a special hot compression device. Based on the analysis of fracture characteristics of crushed samples, a prediction model of high-temperature crushing strength of Al_2O_3 was proposed based on the hyperbolic sinusoidal Arrhenius equation, the region map of crushing mode of Al_2O_3 characterized by Z parameter was constructed, and the crushing mechanism of Al_2O_3 at different deformation parameters was revealed. The results show that the hot compression process of Al_2O_3 has a typical brittle fracture, *i.e.*, its crushing strength is positively correlated to the strain rate and it is negatively correlated to the deformation temperature, and it is more sensitive to the deformation temperature. The crushing mode of Al_2O_3 inclusions gradually changes from transgranular fracture to intergranular fracture when the Z parameter decreases.

Keywords: alumina; inclusions; high temperature deformation; crushing strength; Z parameter; crushing mechanism

大型锻件被广泛应用于国防军工、航空航天等重要领域，但钢锭中非金属夹杂物的存在通常会大幅度降低大锻件的力学性能甚至导致其报废，造成巨大的经济损失[1–2]。Al_2O_3 作为钢锭中最常见的硬性夹杂物之一，在锻造过程中主要呈团簇状分布，并常常因与基体材料的不协调变形而发生自身的破碎及其与基体材料的脱黏现象，是锻造裂纹的主要来源之一[3–5]。

现阶段对于 Al_2O_3 夹杂锻造过程变形行为的研究主要集中于有限元模拟方面，由于缺乏 Al_2O_3 夹杂在高温变形条件下的力学特征，学者们通常对其高温本构关系进行假设(假设其为刚体或与基体材料弹性模量存在一定的比例关系)[6–9]，得到的结果也不尽相同，不能真实反映其在锻造过程中的变形行为。Al_2O_3 夹杂是炼钢过程的产物，其形成过程与 Al_2O_3 陶瓷的高温烧结过程类似[10–12]，因此可通过高温烧结方法制备 Al_2O_3 陶瓷块体，研究其在热压缩过程中 Al_2O_3 的高温本构关系，进一步推动对钢

收稿日期：2019–08–30。　修订日期：2019–09–24。
基金项目：国家自然科学基金(51675465)。
第一作者：金 淼(1968—)，男，博士，教授。
通信作者：郭宝峰(1958—)，男，博士，教授。

Received date: 2019–08–30.　**Revised date:** 2019–09–24.
First author: JIN Miao (1968–), male, Ph.D., Professor.
E-mail: jmiao@ysu.edu.cn
Correspondent author: GUO Baofeng (1958–), male, Ph.D., Professor.
E-mail: guobf@ysu.edu.cn

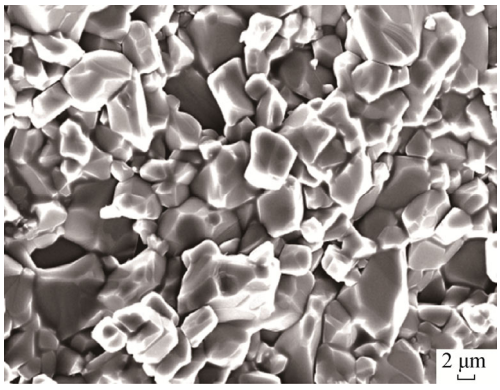
中脆性的 Al_2O_3 夹杂锻造过程变形特征及破碎行为的研究。

以高温烧结 Al_2O_3 陶瓷块体为研究对象，结合已经对 MnS 夹杂展开的相关研究[13]，采用 Gleeble-3800 热/力模拟试验机，利用专门设计的热压缩装置，获得了其完整的真应力–应变曲线，并借助扫描电子显微镜对试样断口进行了分析，讨论了其相关破碎机理。

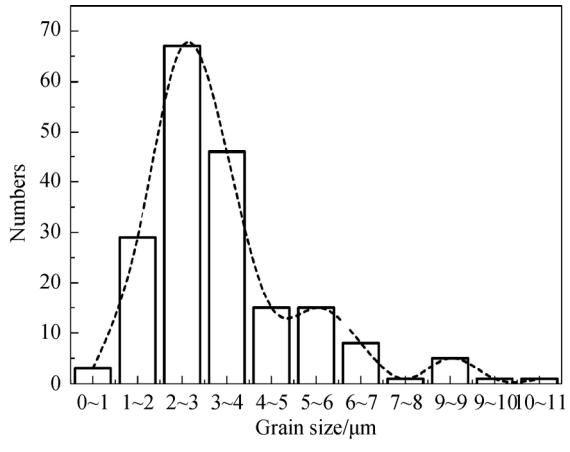
1 实验

1.1 原材料

热压缩实验用 Al_2O_3 陶瓷采用纯度为 99.9%的 α-Al_2O_3 粉末经 500 MPa 冷等静压成型结合 1 600 ℃大气氛围下无压烧结 2 h 成形工艺制备而成，相对密度约为 95.8%。图 1a 为其扫描电子显微镜(SEM)照片。通过 Image-Pro 图像处理软件对其晶粒尺寸进行了测量统计(晶粒尺寸分布见图 1b)，统计结果表明其最小晶粒尺寸为 0.36 μm，最大晶粒尺寸为 10.12 μm，平均晶粒尺寸约 3.37 μm。



(a) Microstructure



(b) Grain size distirbution

图 1 Al_2O_3 陶瓷显微结构及晶粒尺寸分布图

Fig. 1 Microstructure and grain size distribution of Al_2O_3 ceramics

1.2 样品制备

热压缩实验在 Gleeble-3800 热/力模拟试验机上进行，为解决 Al_2O_3 不导电、无法直接加热的问题，设计了图 2 所示专用的加热压缩装置。

该装置由外围的石墨管及相互配合的一对高强钢压头和一对 Al_2O_3 陶瓷垫片组成，试样对中置于石墨管与两端压头及垫片构成的空间内并夹紧，石墨管中段打有通孔，热电偶埋入通孔后用高温胶固定。石墨管具有导电、自润滑及热辐射作用，Al_2O_3 陶瓷垫片可隔热并提高压头强度，该加热压缩装置通过热辐射及热传导相互配合对 Al_2O_3 陶瓷试样进行加热。为测定加热压缩装置温度控制的准确性，进行了 Al_2O_3 试样温度跟随实验(加热速率 2 ℃/s,装置分别加热至 1 000~1 250 ℃，温度间隔 50 ℃，每个温度段内保温 5 min)。

由图 2 可知，采用的加热压缩装置由于采用石墨管中段控温方案，在简化装置的同时优化了控温的精准度(试样与装置温差约±3 ℃)，提高了实验的准确性。

热压缩实验用试样为尺寸 ϕ6 mm×8 mm 的 Al_2O_3 陶瓷柱，实验开始前，高强钢压头与 Gleeble 热/力模拟试验机砧头两端涂有高温润滑剂并粘有石墨纸和钽片，以起到润滑与隔热作用。实验温度范围 1 000~1 250 ℃(间隔 50 ℃)，应变速率分别为 0.001、0.01、0.1 s^{-1}，升温速率 2 ℃/s，加热至指定温度保温 5 min 后进行热压缩，整个实验过程提供氩气保护氛围，实验完成后收集试样碎片用于断口分析。断口分析前将断口试样浸入无水乙醇溶液中进行 10 min 超声震荡清洗后再进行 80 s 真空喷金处理；破碎试样断口分析在 Sigma 500/VP 扫描电子显微镜上进行，设定扫描电压 5 kV，工作距离 16.7 mm。

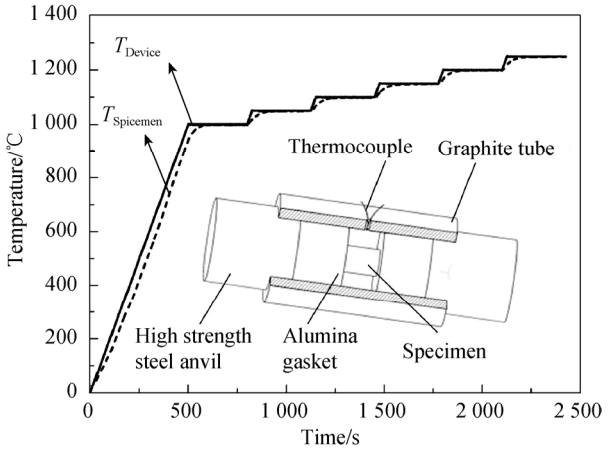


图 2 Al_2O_3 加热压缩装置及温度跟随曲线

Fig. 2 Heating and pressuring device of Al_2O_3 and curve of temperature following

2　结果与讨论

2.1　热压缩后试样破碎形貌

Al_2O_3 试样破裂后，立即停止压缩实验，观察并分析各变形条件下破裂的 Al_2O_3 试样发现，试样多呈现出劈裂的破坏形式，即裂纹方向平行于加载方向，并且上下贯通导致试样发生破碎，图 3 为部分变形条件下试样破碎后形貌及其主要裂纹的分布和形态(图 3 中由黑色曲线标出)。

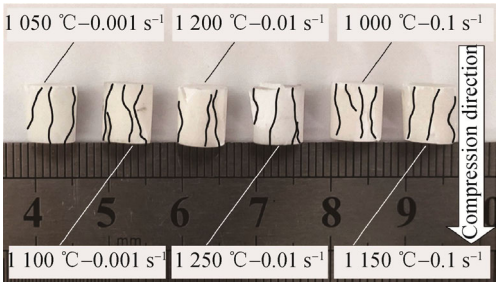


图 3　Al_2O_3 试样压缩破碎后的形貌

Fig. 3　Morphology diagram of Al_2O_3 specimen after compression and crushing

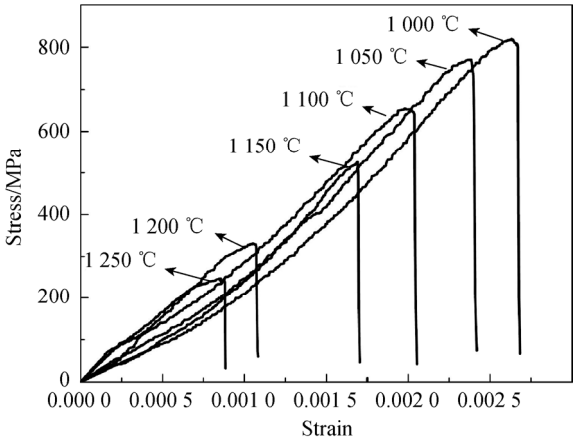
2.2　真应力–应变曲线

图 4 为 Al_2O_3 试样在不同变形参数下的真应力–应变曲线。由图 4 可知，在所有变形条件下，压缩开始阶段 Al_2O_3 试样应力均随着应变的增大呈线性上升趋势，随着热压缩过程的持续，应力增大到一定值后突然跌落，此时 Al_2O_3 试样发生破碎，其应力应变曲线特征与材料发生脆性断裂行为一致。

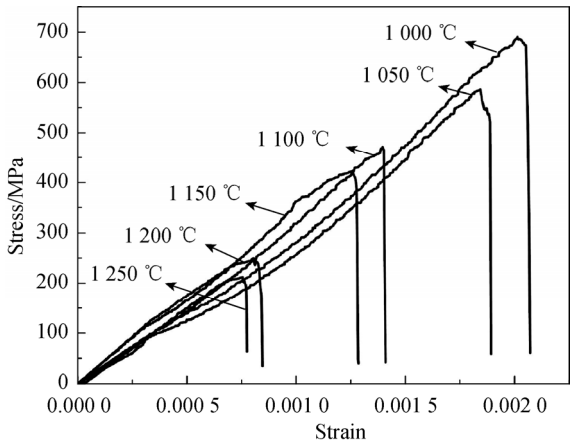
进一步分析图 4 中数据可以发现，Al_2O_3 破碎强度(σ_c)随着应变速率的提高和变形温度的下降而上升，该趋势与 Lankford[14–15]、Radford 等[16]进行的 Al_2O_3 及 UO_2 等陶瓷材料热压缩实验结果一致。压缩实验中 σ_c 最大值(1 000 ℃–0.1 s^{-1})为 840 MPa，其 σ_c 最小值(1 250 ℃–0.001 s^{-1})也达到了 171 MPa，要高于相同变形条件下大部分金属基体的屈服极限，说明 Al_2O_3 夹杂作为硬性夹杂物，在锻造过程中与基体材料存在明显的变形不协调现象，这也是引发锻造裂纹的重要根源之一。

2.3　破碎强度预测模型

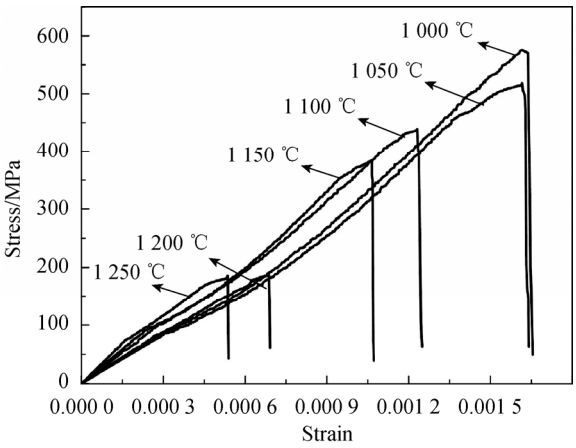
Al_2O_3 夹杂破碎强度对变形温度及应变速率等变形条件敏感，锻件中 Al_2O_3 夹杂的破碎对锻造裂纹的形成具有重要影响，通过预测不同热变形条件下其破碎强度，有助于从避免夹杂物致裂的角度进一步优化锻造工艺，提高锻造成形质量。根据上述实验数据，基于经典的 Arrhenius 方程建立了 Al_2O_3 夹杂高温破碎强度预测模型，Arrhenius 方程通常用以下 3 种方式描述[17]：



(a) 0.1 s^{-1}



(b) 0.01 s^{-1}



(c) 0.001 s^{-1}

图 4　不同应变速率下 Al_2O_3 真应力–应变曲线

Fig. 4　True stress–strain curves of Al_2O_3 at different strain rate

$$Z = \dot{\varepsilon}\exp[Q/RT] = A_1\sigma^{n_1} \quad \alpha\sigma<0.8 \tag{1}$$

$$Z = \dot{\varepsilon}\exp[Q/RT] = A_2\exp(\beta\sigma) \quad \alpha\sigma>1.2 \tag{2}$$

$$Z = \dot{\varepsilon}\exp[Q/RT] = A[\sinh(\alpha\sigma)]^n \quad \text{for all } \sigma \tag{3}$$

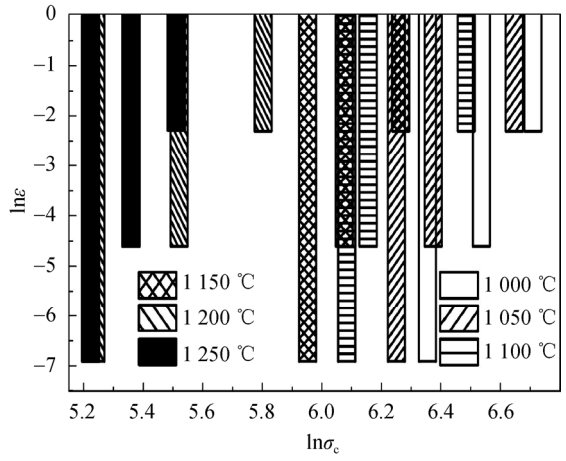
式中：n 为应力指数；R=8.314 J/mol·K 为气体常数；Q 为材料激活能(kJ/mol)；$\dot{\varepsilon}$ 为应变速率(s^{-1})；T 为变形温度(K)；A_1、A_2、A、α 和 β 均为材料常数且 $\alpha=\beta/n_1$，σ 为流变应力(MPa)；Z 为可综合描述温度和应变速率影响的参数。

对式(1)、式(2)两边分别取对数有：

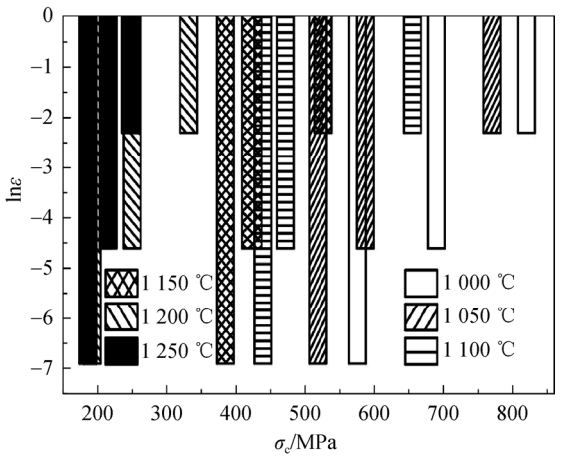
$$\ln\dot{\varepsilon} = n_1\ln\sigma + \ln A_1 - Q/RT \tag{4}$$

$$\ln\dot{\varepsilon} = \beta\sigma + \ln A_2 - Q/RT \tag{5}$$

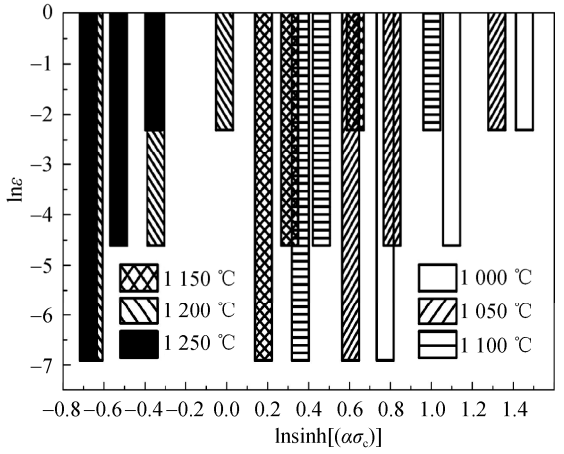
由式(4)和式(5)，根据 Al_2O_3 试样热压缩数据，分别对 $\ln\sigma_c$~$\ln\dot{\varepsilon}$ 及 σ_c~$\ln\dot{\varepsilon}$ 进行数学变换得到如图 5a、图 5b 所示关系图，获得参数 n_1=12.067 和 β=0.032，因此有 $\alpha=2.64\times10^{-3}$。



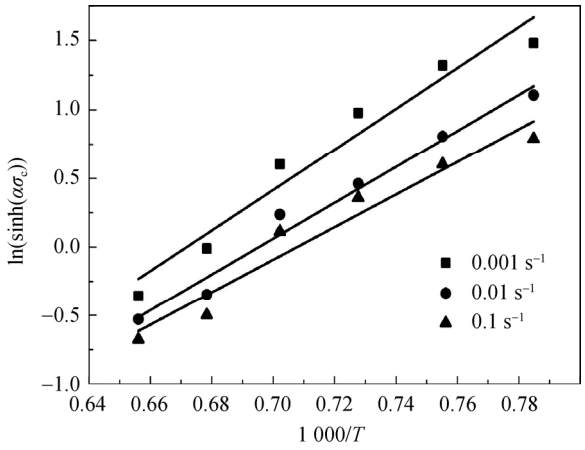
(a) $\ln\sigma_c$– $\ln\dot{\varepsilon}$



(b) σ_c– $\ln\dot{\varepsilon}$



(c) $\ln[\sinh(\alpha\sigma_c)]$ –$\ln\dot{\varepsilon}$



(d) 1 000/T–$\ln(\sinh(\alpha\sigma_c))$

图 5 破碎强度与应变速率及变形温度关系曲线

Fig. 5 Relationship between crushing strength, strain rate and deformation temperature

对式(3)两边分别取对数可得：

$$\ln\sinh(\alpha\sigma) = -\frac{1}{n}\ln A + \frac{1}{n}\ln\dot{\varepsilon} + \frac{1}{n}\frac{Q}{RT} \tag{6}$$

确定 Q 值和 n 值的表达式可由式(4)和式(6)表达为如下形式：

$$\frac{1}{n} = \left[\frac{\partial\ln\sinh(\alpha\sigma)}{\partial\ln\dot{\varepsilon}}\right]_T \tag{7}$$

$$Q = nR\left[\frac{\partial\ln\sinh(\alpha\sigma)}{\partial(1/T)}\right]_{\dot{\varepsilon}} \tag{8}$$

由式(7)及式(8)，分别对 $\ln(\sinh(\alpha\sigma_c))$~$\ln\dot{\varepsilon}$ 和 1 000/T~$\ln(\sinh(\alpha\sigma_c))$进行数学变换得到如图 5c、图 5d 所示关系图，即可确定 n=8.384，Q=931.34 kJ/mol。之后，通过对式(6)做进一步的线性回归，即可得 $A=4.89\times10^{31}$。

最后由式(3)经过相关数学变换即可得到如下形式的 Al_2O_3 试样破碎强度预测模型：

$$\begin{cases}\sigma_c = \dfrac{1}{\alpha}\ln\left\{\left(\dfrac{Z}{A}\right)^{1/n} + \left[\left(\dfrac{Z}{A}\right)^{2/n} + 1\right]\right\}^{1/2} \\ Z = \dot{\varepsilon}\exp[Q/RT]\end{cases} \tag{9}$$

将上述各参数值及变形条件带入预测模型所得即为 Al_2O_3 试样破碎强度预测值。图 6 为在变形温

度为 1 000~1 250 ℃、应变速率为 0.001~0.100 s^{-1} 的实验条件下，对实测破碎强度与预测破碎强度进行的对比，并利用相关系数(R)以及平均相对误差(ARRE)进行了对比结果的验证，其中：

$$R=\frac{\sum_{i=1}^{N}(E_i-\bar{E})(P_i-\bar{P})}{\sqrt{\sum_{i=1}^{N}(E_i-\bar{E})^2\sum_{i=1}^{N}(P_i-\bar{P})^2}} \tag{10}$$

$$\mathrm{AARE}=\frac{1}{N}\sum_{i=1}^{N}\left|\frac{E_i-P_i}{E_i}\right|\times 100 \tag{11}$$

式中：E 为实验所得数据；P 为本构方程的预测数据；$\bar{E}$ 和 $\bar{P}$ 分别为 E 和 P 的平均值；N 为所选取的数据的个数。经计算有 R=0.968，AARE=9.8%，表示该预测模型准确性较高，可以预测 Al_2O_3 夹杂的高温破碎强度。

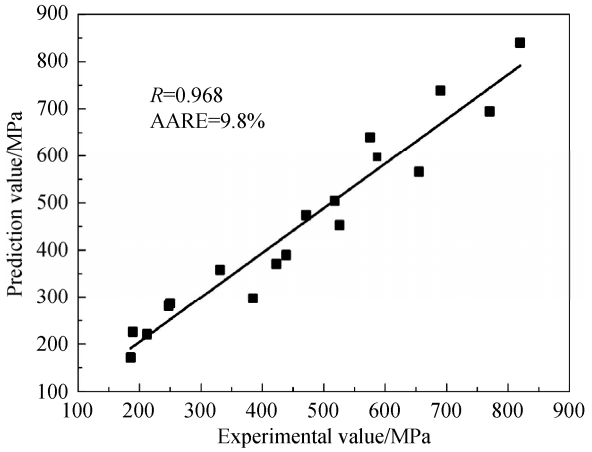


图 6　实验值与预测值对比

Fig. 6　Comparison of experimental value and prediction value

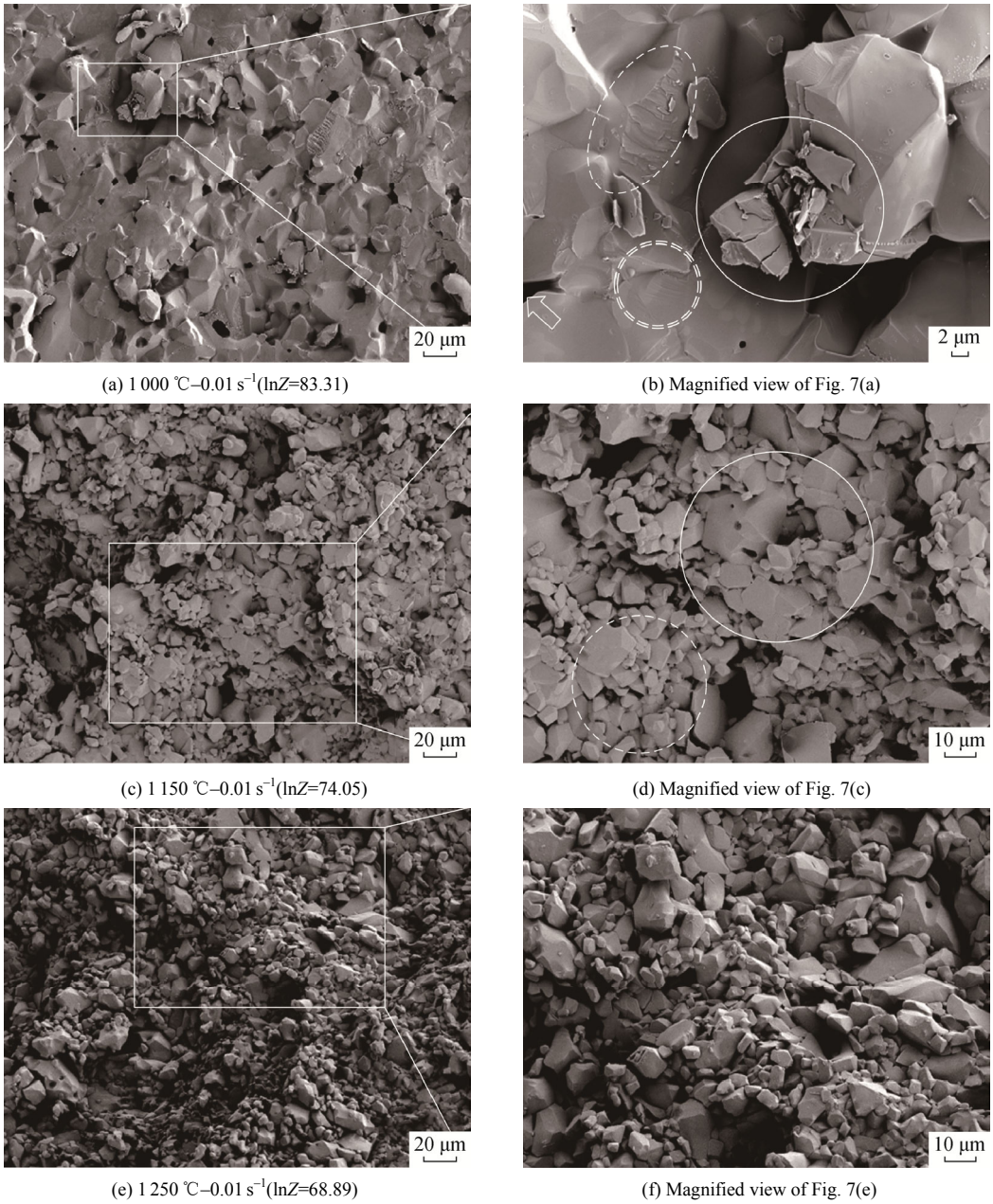
2.4　断口分析

图 7 为应变速率一定时，Al_2O_3 试样在不同变形温度下破碎后的断口形貌。由图 7a、图 7c、图 7e 可知，在各变形条件下 Al_2O_3 断口形貌均呈现为典型的脆性断裂状态，但其形貌具有较大差异，表明其具体的破碎机理因温度而异。1 000 ℃变形时(图 7a)，Al_2O_3 断口表面表现出光亮的解理面，晶界模糊不清，可见其破碎机理主要以穿晶断裂为主，即其断裂行为主要是由于 Al_2O_3 晶粒自身破碎导致的，表明当变形温度较低(1 000 ℃)时，Al_2O_3 晶间强度高于其晶粒强度。由图 7b 可知，Al_2O_3 穿晶断裂机理主要呈现为晶粒破碎导致的微裂纹(图 7b 中白色线圈所示)、微解理导致的河流花样及解理台阶(图 7b 中白色虚线圈所示)、微剪切变形导致的滑移剪切带(图 7 中由白色双虚线圈标出)等几种特征，同时其自身微孔洞缺陷(图 7b 中白色箭头所示)也是 Al_2O_3 破碎的原因之一。变形温度为 1 150 ℃时(图 7c)，Al_2O_3 断口表面不再是单一的光亮解理面，同时还有部分表面呈现为由完整晶粒组成的凹凸面以及部分可能是由于晶粒整体脱落生成的空洞(见图 7c 中的黑色区域部分)，其晶界清晰度也有所提高，说明此时 Al_2O_3 不仅发生了晶粒破碎，同时还发生了晶界间的断裂，其破碎机理同时包含了穿晶断裂与沿晶断裂 2 种形式，见图 7d 中白色线圈与白色虚线圈所标示的，即分别为穿晶断裂与沿晶断裂特征。当变形温度进一步升至 1 250 ℃时，由图 7e 及图 7f 发现 Al_2O_3 断口表面基本由具有完整晶粒的凹凸面组成，空洞部分占比进一步提高，晶界也更加清晰可见，同时鲜有光亮解理面的出现，其破碎机理基本转变为完全的沿晶断裂机制，此时晶粒强度明显高于其晶界强度。上述实验结果表明随着变形温度的升高，Al_2O_3 破碎机理逐渐由穿晶断裂转化为沿晶断裂。Lankford 等[14]在对 Al_2O_3 陶瓷材料进行的热压缩实验中也发现了上述破碎试样晶界清晰度及断口形貌随温度变化的现象，并同样认为该现象主要是由于 Al_2O_3 穿晶断裂模式与沿晶断裂模式的相互转化造成的。

图 8 为变形温度一定时，Al_2O_3 破碎后试样在不同应变速率下的断口形貌，综合比较图 8a、图 7c 及图 8b 可知，Al_2O_3 在上述变形条件下的断口形貌均呈现为典型的脆性断裂状态，但其形貌同样差异巨大，表明其各自的破碎机理也不尽相同。由图 8a 可知，当应变速率较低时，其断口形貌主要为凹凸不平的完整晶粒组成，空洞部分占比也相对较高，晶界清晰可见；随着应变速率的升高，发现断口形貌同时包含了光亮解理面与完整晶粒组成的凹凸面，空洞部分占比有所下降，晶界较为清晰(图 7c 发现)；当应变速率进一步升高至 0.1 s^{-1} 时，其断口中光亮解理面的占比进一步提高，空洞部分占比却降至最低，晶界也变得模糊不清(见图 8c)，也就是说应变速率的上升促进了 Al_2O_3 逐步由沿晶断裂转化为穿晶断裂。

2.5　破碎模式区域图

上述分析表明，Al_2O_3 破碎模式也对变形温度与应变速率敏感。为实现对 Al_2O_3 夹杂在锻造过程中破碎强度的预测及分析破碎机理，以 Z 参数作为变量，以综合表征变形温度及应变速率对破碎强度的影响，并绘制了变形温度在 1 000~1 250 ℃，应变速率在 0.001~0.1 s^{-1} 范围内 Al_2O_3 破碎模式区域图，如图 9 所示。



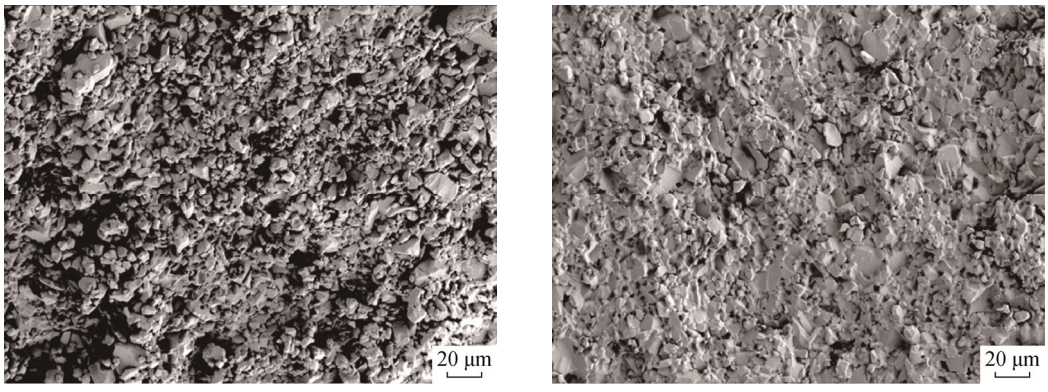
(a) 1 000 ℃–0.01 s^{-1}(ln$Z$=83.31) (b) Magnified view of Fig. 7(a)

(c) 1 150 ℃–0.01 s^{-1}(ln$Z$=74.05) (d) Magnified view of Fig. 7(c)

(e) 1 250 ℃–0.01 s^{-1}(ln$Z$=68.89) (f) Magnified view of Fig. 7(e)

图 7 不同变形温度下 Al_2O_3 断口 SEM 照片

Fig. 7 SEM images of Al_2O_3 at different deformation temperature



(a) 1 150 ℃–0.001 s^{-1}(ln$Z$=71.75) (b) 1 150 ℃–0.1 s^{-1}(ln$Z$=76.36)

图 8 不同应变速率下 Al_2O_3 断口 SEM 照片

Fig. 8 SEM images of Al_2O_3 at different strain rate

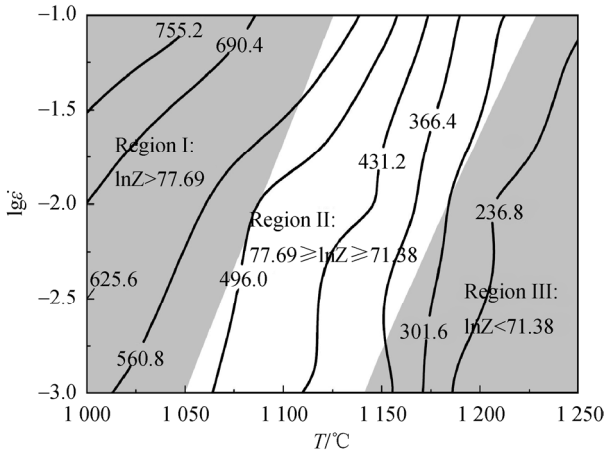


图 9　Al_2O_3 破碎应力等值线及破碎模式区域图

Fig. 9　Crushing stress contour and fracture mode region map of Al_2O_3

在图 9 中：区域 I 为穿晶断裂区($\ln Z>77.69$)；区域 II 为穿晶沿晶混合断裂区($71.38\leqslant \ln Z\leqslant 77.69$)；区域 III 为沿晶断裂区($\ln Z<71.38$)。由图 9 可知，随着 $\ln Z$ 值的降低(即温度的升高或应变速率的降低)，Al_2O_3 夹杂破碎强度逐渐降低，其破碎模式逐步由穿晶断裂转化为沿晶断裂。图 9 不仅可预测 Al_2O_3 夹杂锻造过程的破碎强度，还可进一步明确破碎机制。

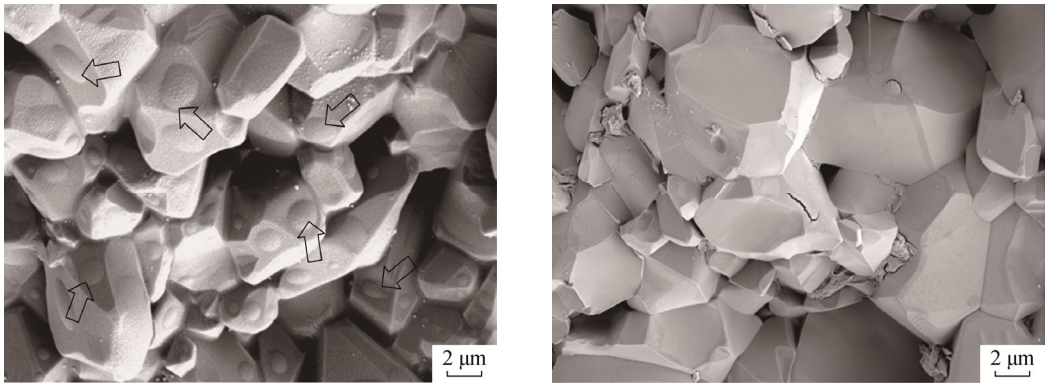
2.6　讨论

当变形温度相同时，随着应变速率由 0.001 s^{-1} 提高至 0.1 s^{-1}，Al_2O_3 试样破碎强度平均增幅为 47.65%，而保持应变速率一致，发现 Al_2O_3 试样破碎强度随着温度由 1 250 ℃降低至 1 000 ℃时，其平均增幅为 222.08%，远大于 47.65%，上述数据表明：在本研究的变形参数范围内，Al_2O_3 破碎强度对变形温度更敏感。

研究认为[18–19]，10^{-5}~10^{-1} s^{-1} 的应变速率区间属于 Al_2O_3 陶瓷破碎强度的弱敏感区间，在该应变速率范围内，由于微量位错缺陷的存在[20–22]，Al_2O_3 试样在压缩过程中会发生微塑性变形，其内部位错缺陷密度会随着应变速率的提高而上升，位错密度的上升进一步提高了变形过程中的加工硬化率并最终提高了破碎强度。但由于微塑性变形引起的应变较小，位错增值程度有限，导致 Al_2O_3 的破碎强度增幅较小，因此表现出较弱的应变速率敏感性。

如前所述，Al_2O_3 破碎强度表现出较高的温度敏感性，由其断口显微组织可知，高温下 Al_2O_3 的断裂机制主要为沿晶断裂。Krivanek 等[23]在热压烧结的 Si_3N_4 陶瓷材料晶界及其相间边界处发现了极薄(1~2 nm)的晶间玻璃相薄膜，通过估算玻璃相软化温度证实了玻璃相是降低材料高温强度的主要原因；Lankford 等[14]与 Evans 等[24]在高温断裂的 Al_2O_3 断口中分别发现了水滴状与骨骼状的附着于 Al_2O_3 晶粒表面的玻璃相粒子，并认为正是由于高温下玻璃相的软化流动使 Al_2O_3 晶界断裂，发生沿晶断裂现象。烧结制备的 Al_2O_3 在较高温度(1 250 ℃)变形后断口表面发现了呈水滴状且随机分布于晶粒表面的玻璃相组织(图 10a 中由黑色箭头标出)，经能谱分析发现该玻璃相主要成分为 Al、O、Si 等元素，其中，Si 元素可能来源于 Al_2O_3 烧结成型过程中少量添加的烧结助剂。而在较低变形温度下(1 000 ℃)，Al_2O_3 断口表面未发现明显的水滴状玻璃相组织(见图 10b)，这表明本实验条件下，高温下 Al_2O_3 晶界附近玻璃相的形成及流动导致晶界处裂纹形核并聚集扩展是影响 Al_2O_3 破碎的关键因素，由于晶界玻璃相的形成主要受温度控制，一旦晶界玻璃相形成，则使得 Al_2O_3 的破碎强度大幅降低，进而表现出更高的变形温度敏感性。

综上可知，增加变形温度，降低应变速率有助于钢中 Al_2O_3 的破碎，锻造过程中需严格控制锻造



(a) 1 250 ℃–0.001 s^{-1}　　(b) 1 000 ℃–0.001 s^{-1}

图 10　不同变形条件下 Al_2O_3 断口 SEM 照片

Fig. 10　SEM images of Al_2O_3 at different deformation conditions

温度和速度，以实现钢中 Al_2O_3 的有效破碎。此外，压缩过程中的微塑性变形以及晶界处玻璃相随温度的升高而发生的软化现象都有可能造成不同变形条件下破碎试样断口形貌有所差异，同时 Al_2O_3 晶粒尺寸、团簇状 Al_2O_3 夹杂物内孔隙率等因素也会显著影响 Al_2O_3 的破碎强度，这些方面的研究仍需进一步展开。

3 结论

1) 获得了 Al_2O_3 夹杂热压缩过程中完整的应力应变曲线，并建立了可较准确预测 Al_2O_3 夹杂破碎强度的预测模型。Al_2O_3 破碎强度与应变速率呈正相关，与变形温度呈负相关。

2) 在变形温度 1 000~1 250 ℃、应变速率 0.001~0.1 s^{-1} 的实验条件范围内，Al_2O_3 高温压缩后表现为脆性破碎。随着 Z 值的降低，其破碎模式逐渐由穿晶断裂向沿晶断裂转化。破碎模式区域图表明，当 $\ln Z>77.69$ 时，破碎以穿晶断裂为主，当 $71.38\leqslant \ln Z\leqslant 77.69$ 时，破碎表现为穿晶+沿晶混合断裂，当 $\ln Z<71.38$ 时，破碎以沿晶断裂为主。

3) Al_2O_3 的破碎强度对变形温度更为敏感，这主要是与高温下晶界间软化玻璃相的形成有关。

参考文献:

[1] 马庆贤, 曹起骧, 谢冰, 等. 大型饼类锻件变形规律及夹杂性裂纹产生过程研究[J]. 塑性工程学报, 1994, 1(3): 42–46.
MA Qingxian, CAO Qixiang, XIE Bing, et al. J Plast Eng (in Chinese), 1994, 1(3): 42–46.

[2] COSTA S V. Non-metallic inclusions in steels-origin and control[J]. J Mater Res Techol, 2018, 7(3): 283–299.

[3] COSTA S V. The effects of non-metallic inclusions on properties relevant to the performance of steel in structural and mechanical applications[J]. J Mater Res Techol, 2019, 8(2): 2408–2422.

[4] 赵凤林, 李仁超, 许诚信, 等. 氧化铝夹杂的形态[J]. 钢铁, 1990, 25(2): 18–22.
ZHAO Fenglin, LI Renchao, XU Chengxin, et al. Iron Steel (in Chinese), 1990, 25(2): 18–22.

[5] FOROOZMEHR F, VERREMAN Y, CHEN J, et al. Effect of inclusions on fracture behavior of cast and wrought 13% Cr–4% Ni martensitic stainless steels[J]. Eng Fract Mech, 2017, 175: 262–278.

[6] 安红萍, 刘建生, 武建国. 微夹杂在热压缩过程中的变形及损伤行为[J]. 塑性工程学报, 2014, 21(3): 132–136.
AN Hongping, LIU Jiansheng, WU Jianguo. J Plast Eng (in Chinese), 2014, 21(3): 132–136.

[7] YU H L, LIU X H, BI H Y, et al. Deformation behavior of inclusions in stainless steel strips during multi-pass cold rolling[J]. J Mater Process Tech, 2009, 209(1): 455–461.

[8] 黄华贵, 杜凤山, 张芳. 大型支承辊锻件内部夹杂性缺陷形成机理的 FEM 分析[J]. 中国机械工程, 2009, 20(4): 477–481.
HUANG Huagui, DU Fengshan, ZHANG Fang. China Mech Eng (in Chinese), 2009, 20(4): 477–481.

[9] 冯磊, 轩福贞. 非金属夹杂物对材料内局部应力集中的影响[J]. 机械工程学报, 2013, 49(8): 41–48.
FENG Lei, XUAN Fuzhen. J Mech Eng (in Chinese), 2013, 49(8): 41–48.

[10] 姜锡山. 钢中非金属夹杂物[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2011: 29–38.

[11] TENG Y C, SUN ZH P, TANG J Y, et al. High-pressure sintering of microcrystalline and highly purified alumina ceramic[J]. J Chin Ceram Soc, 2007, 35(8): 968–972.

[12] LI J, PAN Y B, LIU J, et al. Hot-pressed sintering of fine-grained alumina ceramics[J]. J Chin Ceram Soc, 2009, 37(2): 270–274.

[13] 祁荣胜, 金淼, 郭宝峰, 等. MnS 热压缩陶瓷的制备及其高温应力应变曲线的测定[J]. 硅酸盐学报, 2015, 43(9): 1271–1276.
QI Rongsheng, JIN Miao, GUO Baofeng, et al. J Chin Ceram Soc, 2015, 43(9): 1271–1276.

[14] LANKFORD J. Temperature–strain rate dependance of compressive strength and damage mechanisms in aluminium oxide[J]. J Mater Sci, 1981, 16(6): 1567–1578.

[15] LANKFORD J. Comparative study of the temperature dependence of hardness and compressive strength in ceramics[J]. J Mater Sci, 1983, 18(6): 1666–1674.

[16] RADFORD K C, TERWILLIGER G R. Compressive deformation of polycrystalline UO_2[J]. J Am Ceram Soc, 1975, 58(7–8): 274–278.

[17] LIU X G, HAN S, CHEN L, et al. Flow behavior and microstructural evolution of 7A85 high-strength aluminum alloy during hot deformation[J]. Metall Mater Trans A, 2017, 48(5): 2336–2348.

[18] LANKFORD J. Mechanisms responsible for strain-rate-dependent compressive strength in ceramic materials[J]. J Am Ceram Soc, 1981, 64(2): c-33–c-34.

[19] RAVICHANDRAN G , SUBHASH G . A micromechanical model for high strain rate behavior of ceramics[J]. Int J Solids Struct, 1995, 32(17–18): 2627–2646.

[20] LANKFORD J. The role of dynamic material properties in the performance of ceramic armor[J]. Int J Appl Ceram Technol, 2004, 1(3): 205–210.

[21] ACHARYA S, BYSAKH S, PARAMESWARAN V, et al. Deformation and failure of alumina under High strain rate compressive loading[J]. Ceram Int, 2015, 41(5): 6793–6801.

[22] BHATTACHARYA M, DALUI S, DEY N, et al. Low strain rate compressive failure mechanism of coarse grain alumina[J]. Ceram Int, 2016, 42(8): 9875–9886.

[23] KRIVANEK O L, SHAW T M, THOMAS G. The microstructure and distribution of impurities in hot-pressed and sintered silicon nitrides[J]. J Am Ceram Soc, 1979, 62(11–12): 585–590.

[24] EVANS A G, RANA A. High temperature failure mechanisms in ceramics[J]. Acta Met, 1980, 28(2): 129–141.