

单晶高温合金用 SiO₂ 基型芯力学性能及本构模型

许自霖, 钟江伟, 苏香林, 许庆彦, 柳百成

(清华大学 先进成形制造教育部重点实验室, 北京 100084)

摘要: 对定向凝固单晶高温合金空心叶片用 SiO₂ 基陶瓷型芯的力学行为进行了研究, 得到了烧结样品 S0 和热处理样品 S1、S2 和 S3 的强度、弹性模量、应力-应变关系等实验结果。基于 Weibull 分布统计使用 M-C (Mohr-Coulomb) 判据结合实验结果, 建立了符合定向凝固高温合金空心单晶叶片用 SiO₂ 基陶瓷型芯的连续损伤本构模型, 并给出了确定相关参数的方法。结果表明, 经过 1500 °C 高温热处理的 SiO₂ 基陶瓷型芯样品力学性能、烧结程度均有所提高。使用损伤量 D 结合连续损伤本构模型公式和微观裂纹形貌, 阐述了 SiO₂ 基陶瓷型芯裂纹扩展与宏观断裂的演变关系。

关键词: 单晶高温合金; SiO₂ 基型芯; 力学性能; 本构模型

中图分类号: TG132.3⁺3; TG145.1⁺1

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2019)03-0803-07

定向凝固高温合金空心单晶叶片 (SX) 作为航空发动机和燃气轮机的重要部件, 长期服役在高温高压的严苛环境下, 其材料开发和加工工艺一直是研究的重点领域^[1-5]。目前, 空心叶片冷却方式已从传统的对流冷却、气膜冷却和冲击冷却等发展到了高效发散冷却和层板冷却等形式, 由陶瓷型芯构成的叶片复杂内腔为空心叶片冷却技术的发展提供了可能, 陶瓷型芯性能直接影响到定向凝固高温合金空心单晶叶片的内腔尺寸精度、成品合格率和生产成本等^[6,7]。SiO₂ 基陶瓷型芯具有较好的耐高温性、耐热冲击性、对熔融合金的化学惰性及低热膨胀系数 (25~1000 °C 之间为 $0.55 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$) 等优点^[8], SiO₂ 基陶瓷型芯的基体材料为石英玻璃, 选用锆石和氧化铝等作为矿化剂, 通过热压注成型并经过高温烧结获得强度, 从而满足定向凝固高温合金空心单晶叶片的严酷生产环境。

对于 SiO₂ 基陶瓷型芯的研究, 欧美国家起步较早但由于保密等原因公开报道较少, 国内科研院所如北京航空材料研究院、中国科学院金属研究所等均有进行研究, 主要集中在成分和工艺等方面。Wang 等人^[9]通过定量 X 射线衍射 (QXRD) 测定沉积的方石英分数, 发现了锆石能够影响熔融石英转变为方石英的速度。在加热的初始阶段, 锆石的存在有助于熔融二氧化硅结晶, 随着时间的增加, 则会阻碍结晶。EDS 分析表明, 锆扩散到二氧化硅颗粒的表面层中以形成固溶体, 导致晶格畸变, 其可能在表面层上产生压应力。Chao 等人^[10]研究了基于熔融石英和锆石混合物的陶瓷芯的结晶相含量、残余孔隙率和烧结温度对强度的

影响。烧结温度从 899 °C 提高到 927 °C 时, 强度从约 10 MPa 降至约 6 MPa, 并认为强度的降低主要是由于熔融二氧化硅和二氧化硅基体之间的微裂纹引起的, 而微裂纹产生的原因与冷却过程 $\beta \rightarrow \alpha$ 相变和烧结不均匀致密化有关。在 Breneman 和 Halloran^[11]的研究中, 对 3 种方石英含量不同的样品进行抗拉强度测试, α 相方石英样品的强度只有 β 相方石英强度的 50%~75%。与转化为 α 相方石英相关的微裂纹会影响强度, 但又不能完全用 β - α 转化对强度的影响解释。Wilson 等人^[12]研究认为锆石在球磨阶段引入的污染物会对陶瓷型芯的室温强度、高温强度和高温蠕变性能产生影响, 在生产熔模铸造的 SiO₂ 基陶瓷型芯时应注意锆石污染物、夹杂物的引入问题。在 Kazemi 等人^[13]研究中, 熔融二氧化硅含量降低, 则型芯的强度和化学稳定性降低; 锆石含量增加, 则使得型芯的断裂模量增加, 浸出率降低。含有锆石的样品在模拟铸造热处理后, 其浸出率均降低, 这主要是因为熔融二氧化硅颗粒表面由于方石英的结晶而具有较高的化学稳定性。康海峰等人^[6,14]研究发现型芯的孔径很不规律, 陶瓷型芯经过 1200 °C 烧结制备, 主要晶相为 β -方石英与无定型石英玻璃共存, 经过 1500 °C 高温 2 h 处理后提高了型芯烧结程度、骨架致密度, 孔结构更加明显, 表面和内部裂纹数量、长度均有增加。徐子焯等人^[15]的研究表明, 随着烧结温度的升高, 样品的气孔率逐步降低, 室温和高温抗弯强度均相应提高。当烧结温度超过 1200 °C 时, 室温和高温抗弯强度均明显降低, 而气孔率和收缩率则无明显变化。不同烧

收稿日期: 2018-03-05

基金项目: 国家自然科学基金 (51374137); 国家重点研发计划 (2017YFB0701503)

作者简介: 许自霖, 男, 1987 年生, 博士生, 清华大学材料学院, 北京 100084, 电话: 010-62795482, E-mail: xuzl09@gmail.com

结温度下样品致密度和方石英含量的不同是造成陶瓷型芯室温和高温抗弯强度变化的主要原因。

现有研究较多集中在型芯成分、制备工艺方面，对于定向凝固高温合金空心单晶叶片用 SiO₂ 基陶瓷型芯的力学行为研究报道较少，研究 SiO₂ 基陶瓷型芯的实际力学表征对于叶片尺寸控制、浇注合格率等具有重要作用，也有助于理解型芯破损、断裂等原因。因此，也有必要进一步探究定向凝固高温合金空心单晶叶片用 SiO₂ 基陶瓷型芯的本构力学特性。

1 实 验

目前，高温合金单晶叶片定向凝固过程常用的方法是 Bridgman 法，定向凝固炉中完成合金熔化、浇注和凝固全过程，主要包括加热区、辐射挡板、冷却区和抽拉装置等^[16]。高温合金浇注后，合金、型芯、型壳随水冷铜板一起自上而下运动，陶瓷型芯经历快速冷却过程。定向凝固的主要工艺步骤包括加热、熔炼、浇注、静置、抽拉和冷却，本研究工艺参数设定为恒定抽拉速率为 4 mm/min，加热器温度为 1500 °C，循环冷却水温度为 40 °C。

通过热压注成型制备 SX 用多孔 SiO₂ 基陶瓷芯，在加入热塑性粘合剂后缓慢加热烧结^[13]，使用箱式炉在 1000 °C 焙烧 60 min，标记为 S0 样品。对于恒定抽拉速率 4 mm/min 的 Bridgman 定向凝固炉来说，总高度 400 mm 铸件的陶瓷型芯在加热区停留时间将超过 90 min。因此，将 SiO₂ 基陶瓷型芯样品 S1、S2 和 S3 分别在 1500 °C 下进行热处理 30、60 和 90 min。SiO₂ 基陶瓷型芯样品 S1、S2 和 S3 在降温至 1000 °C 时，从炉中取出至 25 °C 环境中，用于模拟定向凝固实际生产过程中从加热区到冷却区的快速冷却经历。SiO₂ 基陶瓷型芯样品平均尺寸为 $\phi 14.77 \text{ mm} \times 15.25 \text{ mm}$ ，样品模拟定向凝固过程的热处理工艺如表 1 所示。

Gleeble 热力模拟试验机在材料研究中得到了广泛的应用，它主要包热系统、力系统和计算机控制系统 3 大部分。由单轴压缩实验来构建材料的力学本构方程，是目前常用的构建材料本构方程的方式^[17,18]。图 1 为陶芯型芯样品及其单轴压缩实验，由于压缩实验加载试样厚度与 SiO₂ 基陶瓷型芯实际使用厚度接近，单轴压缩模拟试验机作为测量型芯应力-应变等力学性能具有独特的优势。SiO₂ 基陶瓷型芯的单轴压缩力学实验主要使用了热力模拟试验机的力系统和计算机控制系统 2 大部分，选择 10⁻⁴ s⁻¹ 的应变速率。考虑到 SiO₂ 基陶瓷型芯样品的不均匀性差异，S0、S1、S2、S3 型芯试样每组实验重复实验 3~6 次。

2 结果与讨论

2.1 应力-应变曲线及力学性能

定向凝固高温合金空心单晶叶片的 SiO₂ 基陶瓷型芯 S0、S1、S2、S3 试样应力-应变曲线如图 2 所示。4 种试样均表现为弹脆性的性质，在小应变的情况下具有明显的弹性，随着应变的增大出现脆性断裂，S1、S2、S3 试样所能承受的最大应变变量（约为 0.023）要比 S0 试样的最大应变变量（约为 0.017）大一些。

表 1 SiO₂ 基陶瓷型芯模拟定向凝固过程的热处理工艺

Table 1 Heat treatment process of ceramic core samples to simulate the directional solidification process

Ceramic core samples	Sintering	Heat treatment
S0	60 min/1000 °C	-
S1	60 min/1000 °C	30 min/1500 °C
S2	60 min/1000 °C	60 min/1500 °C
S3	60 min/1000 °C	90 min/1500 °C

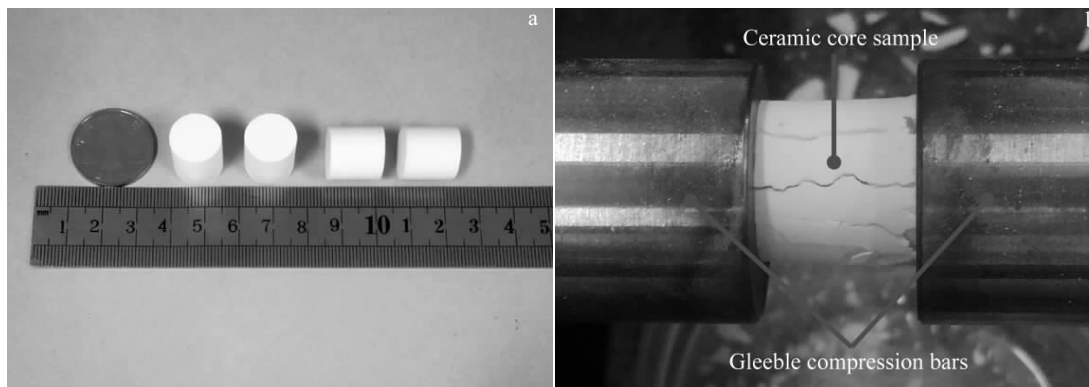


图 1 陶芯型芯样品及 Gleeble-1500D 单轴压缩实验

Fig.1 Ceramic core samples (a) and Gleeble uniaxial compression experiment (b)

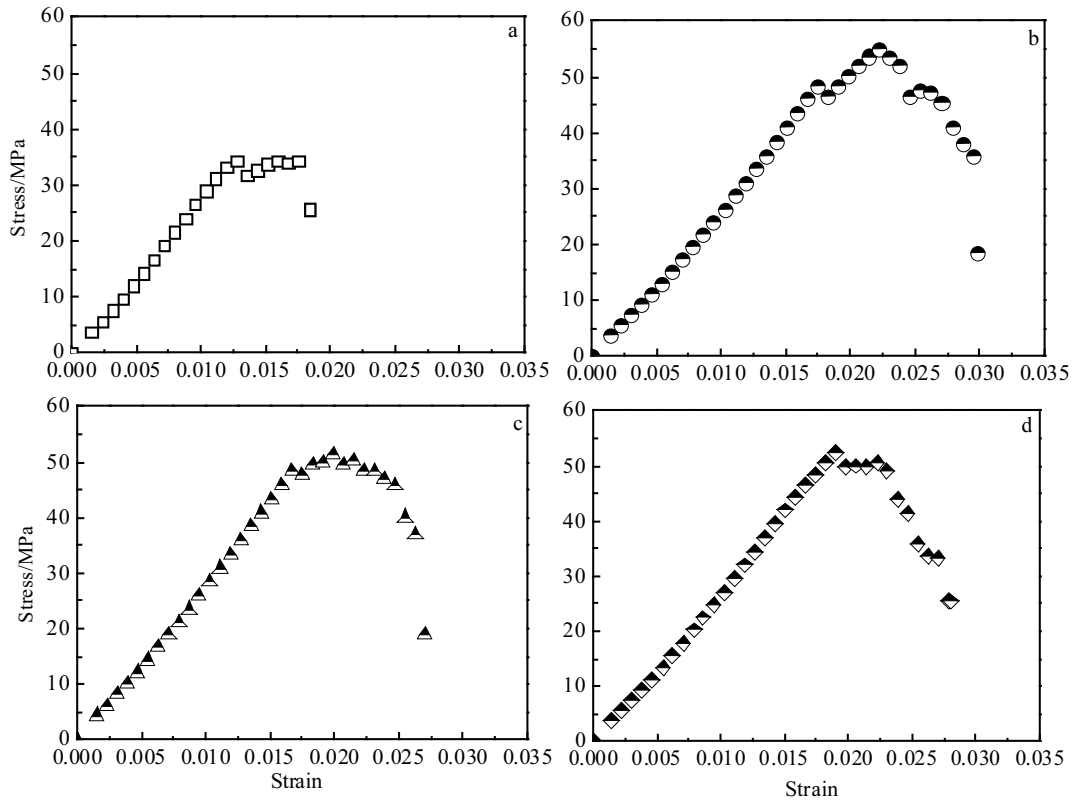


图 2 Gleeble-1500D 单轴压缩应力-应变曲线 (间隔 80 个点)

Fig.2 Stress-strain curves of isothermal uniaxial compression tests on a Gleeble-1500D mechanical simulator: (a) S0, (b) S1, (c) S2, and (d) S3

图 3 为 SiO₂ 基陶瓷型芯 S0、S1、S2、S3 试样的抗压强度和弹性模量。抗压强度和弹性模量变化趋势基本一致，型芯 S0 的平均抗压强度为 40.43 MPa，经过 1500 °C 保温热处理的 S1、S2、S3 试样的平均抗压强度分别为 54.34、53.60 和 53.81 MPa，明显高于 S0 的平均抗压强度，这与部分学者的研究相吻合^[6,12-14]。而经过 1500 °C 保温热处理的样品强度基本相同，并且热处理时间越长，平均抗压强度的误差越小。对于型芯 S0、S1、S2、S3 试样的弹性模量，经过 1500 °C 保温热处理的 S1、S2、S3 试样平均弹性模量分别为 2726.39、2855.91 和 2797.14 MPa，明显高于 S0 的平均弹性模量 2401.91 MPa。

2.2 微观组织

选取型芯样品 S0 和 S3 进行 SEM 分析，如图 4 所示。可以看到 S3 的孔隙比 S0 相对来得大，但分布更加均匀，S3 的孔隙平均直径约为 6.1 μm，而 S0 的孔隙平均直径约为 2.9 μm。S0 样品中各个颗粒之间的粘结基本上都是点与点接触粘结。对于 S3，则可以明显观察到试样重新烧结的情况，细小颗粒基本不存在，小颗粒与大颗粒重新烧结成一体。由于细小颗粒的重

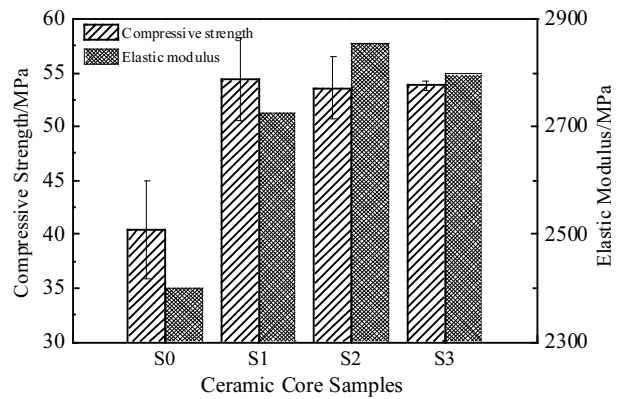


图 3 SiO₂ 基陶瓷型芯试样的抗压强度和弹性模量

Fig.3 Compressive strength and elastic modulus of samples

新烧结而得 S3 的孔隙更加集中，从而使得孔隙变大。由此可知，S0 样品损伤度进一步提高的主要原因是颗粒之间点接触的细微裂纹扩展并断裂，S3 样品损伤度提高的主要方式是颗粒体内细微裂纹的扩展至断裂。

2.3 基于 Weibull 分布统计连续损伤本构模型

胡克弹性连续本构模型可以表述为下式：

$$\sigma_1 = E\varepsilon_1 + \nu(\sigma_2 + \sigma_3) \quad (1)$$

式中, σ_1 、 σ_2 和 σ_3 为 3 个主应力, E 是杨氏模量, ε 是应变, ν 是泊松比。

根据线性损伤力学, 材料是由许多介观单元, 介观单元足够大能够容纳微裂纹, 并且在分析材料的连续性时, 其相对较小。当介观单元达到强度准则时, 介观单元破坏失效, 同时杨氏模量也相应减小, 认为杨氏模量的减小与介观单元裂纹累计相关。对于部分损伤的材料, 应力应变同样遵循胡克定律, 但上式应该变为^[19,20]:

$$\sigma_1 = E_d\varepsilon_1 + \nu(\sigma_2 + \sigma_3) = E\varepsilon_1(1-D) + \nu(\sigma_2 + \sigma_3) \quad (2)$$

$$E_d = E(1-D) \quad (3)$$

式中, D 是损伤量, 取值在 0~1 之间, 分别对应未损坏初始状态及完全损坏状态。 E_d 是损伤材料的杨氏模量。

为了简化分析定向凝固单晶高温合金空心叶片用 SiO₂ 基陶瓷型芯模型, 进行如下几个假设: (a) 型芯是各向同性、均匀、连续的材料, 在介观尺度上存在细微裂纹 (与上述图 4 的 SEM 结构相符); (b) 弹性损伤本构定律适用于每个介观单元; (c) 型芯的破坏是介观单元不断失效累积的结果, 介观单元的损伤是各向同性的; (d) 介观单元的强度满足 Weibull 分布函数^[21-23]:

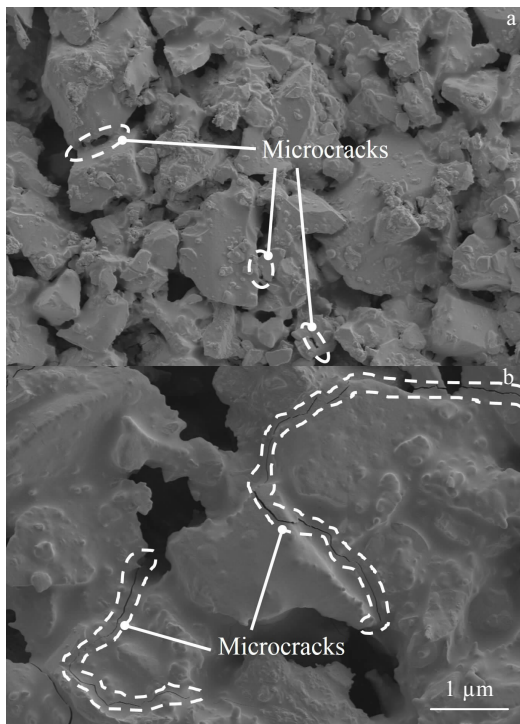


图 4 S0 和 S3 陶瓷型芯样品的微观结构

Fig.4 Microstructures of S0 (a) and S3 (b) ceramic core samples

$$P(S) = \begin{cases} \frac{m}{S_0} \left(\frac{S}{S_0}\right)^{m-1} \exp\left[-\left(\frac{S}{S_0}\right)^m\right] & S > 0 \\ 0 & S \leq 0 \end{cases} \quad (4)$$

式中, S 是介观单元的应力水平, S_0 是分布的比例参数, m 是材料的形状参数或均匀指数, 其代表 S 的集中程度^[23]。

令 N 表示所有介观单元的总数, N_f 表示所有失效的介观单元数量, 那么损伤量 D 可直接得到:

$$D = \frac{N_f}{N} \quad (5)$$

当应力水平 S 增加到 $S+dS$ 时, 失效介观单元的数量增加 $NP(S)dS$ 。如果应力水平从零增加到 S , 失效介观单元的总数为:

$$N_f(S) = \int_0^S NP(y)dy = N\{1 - \exp[-\left(\frac{S}{S_0}\right)^m]\} \quad (6)$$

方程 (6) 代入 (5) 得到:

$$D = 1 - \exp[-\left(\frac{S}{S_0}\right)^m] \quad (7)$$

这是型芯统计本构模型中介观单元连续损伤演化方程。

假设在三轴实验中, 标称应力 σ_1 、 σ_2 和 σ_3 可以直接从实验中测量。令 σ_1^* 、 σ_2^* 和 σ_3^* 表示相应的有效应力分量。标称应力和有效应力有以下关系^[20]:

$$\sigma_i^* = \sigma_i / (1-D) (i=1, 2, 3) \quad (8)$$

轴向应变 ε_1 表示为:

$$\varepsilon_1 = \frac{1}{E} [\sigma_1^* - \nu(\sigma_2^* + \sigma_3^*)] = \frac{1}{E_d} [\sigma_1 - \nu(\sigma_2 + \sigma_3)] \quad (9)$$

方程 (8) 代入到 (9) 得到:

$$1-D = \frac{\sigma_1 - \nu(\sigma_2 + \sigma_3)}{E\varepsilon_1} \quad (10)$$

因此, 得到基于 Weibull 分布统计连续损伤本构模型为:

$$\sigma_1 = E\varepsilon_1 \exp[-\left(\frac{S}{S_0}\right)^m] + \nu(\sigma_1 + \sigma_3) \quad (11)$$

根据 M-C (Mohr-Coulomb) 判据可知, 有效应力和力学参数的函数^[24,25]:

$$\sigma_1^* - \sigma_3^* - (\sigma_1^* + \sigma_3^*) \sin\phi - 2c \cos\phi = 0 \quad (12)$$

式中, ϕ 是内摩擦角, c 是凝聚力。

介观单元的应力水平可以用下式表示:

$$S = f(\sigma^*) = \sigma_1^* - \sigma_3^* - (\sigma_1^* + \sigma_3^*) \sin\phi \quad (13)$$

将式 (7)、(10) 代入式 (13), 得到基于 M-C 判据的介观单元应力水平与标称应力的函数关系:

$$S = \frac{E\varepsilon_1[\sigma_1 - \sigma_3 - (\sigma_1 + \sigma_3)\sin\phi]}{\sigma_1 - \nu(\sigma_2 + \sigma_3)} \quad (14)$$

2.4 本构模型参数确定

如图 2 所示， σ_1 具有一个最大值 σ_{1max} ，其接近屈服点，可以用来计算 S_0 和 m ，用 σ_1 对 ε_1 求偏导数^[26]，可以得到微分方程：

$$\frac{\partial \sigma_1}{\partial \varepsilon_1} = \left\{ \begin{array}{l} E \exp[-(\frac{S}{S_0})^m] \\ + E \varepsilon_1 \exp[-(\frac{S}{S_0})^m] (-m) \cdot (\frac{S}{S_0})^{m-1} \frac{1}{S_0} \left\{ \frac{\partial S}{\partial \varepsilon_1} \right\} \end{array} \right\} = 0 \quad (15)$$

重新排列方程式 (15) 给出：

$$1 + (-m)\varepsilon_1 (\frac{S}{S_0})^{m-1} \frac{1}{S_0} \left\{ \frac{\partial S}{\partial \varepsilon_1} \right\} = 0 \quad (16)$$

对于 M-C 判据，可以推导出以下等式：

$$\varepsilon_1 \left\{ \frac{\partial S}{\partial \varepsilon_1} \right\} = S \quad (17)$$

因此，(16) 可以重写为：

$$S_0 = \sqrt[m]{m} S \quad (18)$$

将式子 (7) 和 (18) 代入 (10) 得到：

$$m = \frac{1}{-\ln \left[(\sigma_1 - \nu(\sigma_2 + \sigma_3)) / E\varepsilon_1 \right]} \quad (19)$$

对于 Gleeble 单轴压缩结果来说，式 (14) 可以简化为：

$$S = E\varepsilon_1(1 - \sin\phi) \quad (20)$$

令常数 ε_0 为：

$$\varepsilon_0 = \frac{S_0}{E(1 - \sin\phi)} \quad (21)$$

则得到基于 Weibull 分布统计连续损伤本构模型为：

$$\sigma_1 = E\varepsilon_1 \exp[-(\frac{\varepsilon_1}{\varepsilon_0})^m] \quad (22)$$

2.5 实验结果与本构模型结果对比

图 5 为 S0、S1、S2、S3 4 种样品的典型单轴压缩应力-应变实验结果及基于 Weibull 分布统计连续损伤本构模型的模拟结果。可以看到基于 Weibull 分布统计连续损伤本构模型能够有效反映定向凝固高温合金空心单晶叶片用 SiO₂ 基陶瓷型芯的单轴压缩应力-应变力学特性，包括强度、弹性模量、峰前弹性阶段和峰后脆性破坏等。从本构模型计算曲线，能够更明显直接区分峰前弹性阶段和峰后脆性阶段，在峰前弹性阶段定向凝固高温合金单晶叶片用 SiO₂ 基陶瓷型芯能够符合胡克线弹性规律，到峰值应力后，应力开始急剧下降，宏观上表现为断裂并失去使用功能。从本构模型计算曲线可以清楚的看到，相对于 S0 样品，经过 1500 °C 热处理的陶芯型芯 S1、S2 和 S3 样品的峰值应力、峰值应变均有提升，而 S1、S2 和 S3 样品之间的峰值应力、峰值应变差别较小。

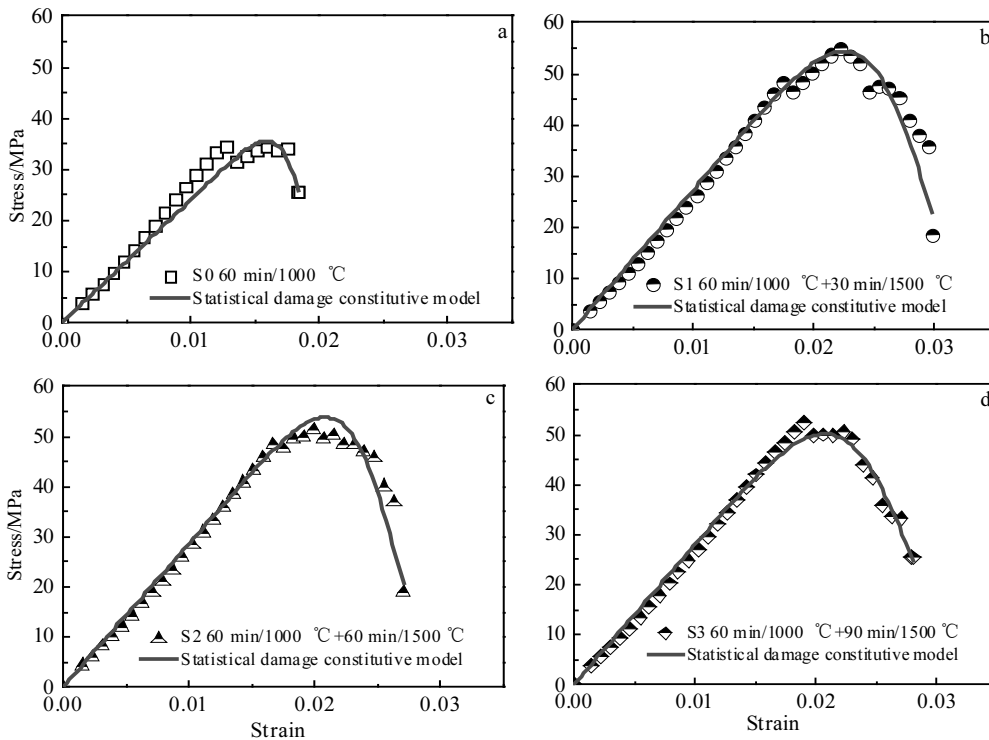


图 5 4 种样品的典型单轴压缩应力-应变实验结果及基于 Weibull 分布统计连续损伤本构模型模拟结果

Fig.5 Experiment results of typical compression stress-strain and simulation results based on Weibull distribution statistical damage constitutive model: (a) S0, (b) S1, (c) S2, and (d) S3

损伤量 D 可度量材料的损伤程度, 而损伤程度是与各个介观单元所包含的裂纹等缺陷有关, 介观单元的这些缺陷直接影响着损伤量 D 的演化形式。通过式 (7) 和式 (10) 可知, D 在材料中介观单元的应力水平 S 分布有关, 在宏观上与应变 ε_1 相关, 可以使用 D 进一步分析 SiO_2 基陶瓷型芯基于 Weibull 分布统计连续损伤本构模型的演变过程。在单轴压缩过程中可以把所增加的轴向位移 (即对应应变 ε_1) 近似看做细小裂纹扩展的总厚度, 随着轴向形变、应力连续增加, 如图 4 所示, 型壳中已有的裂纹开始扩展并有新的裂纹生成, 当裂纹的数量和尺度进一步增大, 大量裂纹连接贯通, 如图 1b 所示, 强度达到极限, 陶瓷型芯出现宏观崩裂, 损伤度急剧增大, 强度急剧减小, 型芯发生突发性破坏而失去承载能力。

表 2 列出了 4 种样品平均弹性模量 \bar{E} 、平均均匀指数 \bar{m} 和平均参数 $\bar{\varepsilon}_0$ 。 \bar{m} 反应了陶瓷型芯的脆性度, \bar{m} 越大表示在较高载荷下起裂的裂隙越多, 应力应变曲线下降段约陡, 当下降段为垂直线时, 则材料为完全脆性。从实验结果看, S0 样品的脆性要略大于热处理样品 S1、S2 和 S3。

表 2 4 种样品平均弹性模量 \bar{E} 、平均均匀指数 \bar{m} 和平均参数 $\bar{\varepsilon}_0$

Table 2 Average elastic modulus \bar{E} , average homogeneous index \bar{m} and average parameter $\bar{\varepsilon}_0$ of four samples

Ceramic core samples	\bar{E} /MPa	\bar{m}	$\bar{\varepsilon}_0$
S0	2401.91	14.80	0.022
S1	2726.39	14.54	0.026
S2	2855.91	12.94	0.026
S3	2797.14	13.85	0.026

3 结 论

1) 使用 Gleeble-1500D 对定向凝固高温合金空心单晶叶片用 SiO_2 基陶瓷型芯。经过 1500 °C 高温热处理的样品力学性能、烧结程度、骨架致密度均有提高。

2) 以 Weibull 统计分布为基础, 使用 M-C (Mohr-Coulomb) 判据并结合实验结果, 建立了满足定向凝固高温合金空心单晶叶片用 SiO_2 基陶瓷型芯的连续损伤本构模型及相关参数确定方法。所建立的基于 Weibull 分布统计连续损伤本构模型能够描述不同热处理条件下的单轴压缩样品力学行为, 模型计算结果与实验的应力-应变结果相符。

3) 通过分析定向凝固高温合金空心单晶叶片用

SiO_2 基陶瓷型芯的微观组织形貌, 以及不同热处理条件下不同颗粒的粘结情况, 预测了颗粒间裂纹的扩展特点。使用损伤量 D 与本构模型公式结合的方法, 分析了 SiO_2 基陶瓷型芯裂纹扩展与宏观断裂的演变过程。

参考文献 References

[1] Pan D, Xu Q Y, Liu B C *et al.* *JOM*[J], 2010, 62(5): 30

[2] Ai C, Liu G, Liu L *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2012, 41(8): 1336

[3] Yang L, Li J R. *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2015, 44(6): 1363

[4] Wu D, Tian L X, Ma C L. *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2015, 44(6): 1345

[5] Zhang S M, Yu J G, Huang Z Y *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2016, 45(5): 1147

[6] Kang Haifeng(康海峰), Li Fei(李 飞), Zhao Yanjie(赵彦杰) *et al.* *Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 2013(8): 85

[7] Berkache A, Dizene R. *Heat and Mass Transfer*[J], 2017, 53(12): 3443

[8] Kim E H, Cho G H, Yoo Y *et al.* *Ceramics International*[J], 2013, 39(8): 9041

[9] Wang L Y, Hon M H. *Journal of the Ceramic Society of Japan*[J], 1994, 102(6): 517

[10] Chao C H, Lu H Y. *Journal of the American Ceramic Society*[J], 2002, 85(4): 773

[11] Breneman R C, Halloran J W. *Journal of the American Ceramic Society*[J], 2015, 98(5): 1611

[12] Wilson P J, Blackburn S, Greenwood R W *et al.* *Journal of the European Ceramic Society*[J], 2011, 31(9): 1849

[13] Kazemi A, Faghihi-Sani M A, Nayyeri M J *et al.* *Ceramics International*[J], 2014, 40(1): 1093

[14] Kang Haifeng(康海峰), Li Fei(李 飞), Zhao Yanjie(赵彦杰) *et al.* *Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2013, 33(4): 1

[15] Xu Ziye(徐子烨), Xuan Weidong(玄伟东), Zhang Jinyao(张金焱) *et al.* *Journal of Shanghai University, Natural Science Edition*(上海大学学报, 自然科学版)[J], 2015, 21(1): 28

[16] Zhang H, Xu Q Y, Liu B C. *Materials*[J], 2014, 7(3): 1625

[17] Wu M X, Yang Y, Yang G *et al.* *Ceramics International*[J], 2017, 43(11): 8075

[18] Guo W, Wang L, Zhu Y *et al.* *Ceramics International*[J], 2015, 41(5): 7021

[19] Grady D, Kipp M. *Fracture Mechanics of Rock*[J], 1987, 10:

- 429
- [20] Leckie F A. *European Journal of Mechanics-A/Solids*[J], 1998, 17(6): 1046
- [21] Weibull W. *Journal of Applied Mechanics-Transactions of the Asme*[J], 1951, 18(3): 293
- [22] Keats J B, Lawrence F P, Wang F K. *Journal of Quality Technology*[J], 1997, 29(1): 105
- [23] Tang C A. *International Journal of Rock Mechanics and Mining Sciences*[J], 1997, 34(2): 249
- [24] Zhao J. *International Journal of Rock Mechanics and Mining Sciences*[J], 2000, 37(7): 1115
- [25] Bai Y L, Wierzbicki T. *International Journal of Fracture*[J], 2010, 161: 1
- [26] Friedman B. *American Journal of Physics*[J], 1957, 25(3): 77

Mechanical Properties and Constitutive Model of Silica-based Ceramic Core for Directional Solidification of Single Crystal Superalloy

Xu Zilin, Zhong Jiangwei, Su Xianglin, Xu Qingyan, Liu Baicheng

(Key Laboratory for Advanced Materials Processing Technology (MOE), Tsinghua University, Beijing 100084, China)

Abstract: The mechanical behaviors of silica-based cores for the directional solidification of single crystal superalloy hollow blades were investigated. The experimental results of strength, elastic modulus and stress-strain relationship of sintered samples S0 and heat treatment samples S1, S2 and S3 were obtained. Based on the Weibull distribution statistics, the continuous damage constitutive model of silica-based cores for the directional solidification of single crystal superalloy hollow blades was established by M-C (Mohr-Coulomb) criterion. The method of determining the relevant parameters of the continuous damage constitutive model was given. The results show that the mechanical properties and the degrees-of-sinter of silica-based core samples with heat treatment at 1500 °C are improved. The relationship between the crack propagation and the macroscopic fracture of silica-based cores is described by the damage variable D in the constitutive model and microstructure.

Key words: single crystal superalloy; silica-based core; mechanical property; constitutive model

Corresponding author: Xu Qingyan, Ph. D., Professor, Key Laboratory for Advanced Materials Processing Technology (MOE), Tsinghua University, Beijing 100084, P. R. China, Tel: 0086-10-62795482, E-mail: scjxqy@tsinghua.edu.cn