

多孔材料性能模型研究 2: 实验验证

Study on property model for porous materials

2: experimental verification

刘培生, 夏凤金, 程 伟

(北京师范大学 核科学与技术学院射线束技术教育部

重点实验室, 北京 100875)

LIU Pei-sheng, XIA Feng-jin, CHENG Wei

(Key Laboratory of Beam Technology of Ministry of Education,

College of Nuclear Science and Technology, Beijing

Normal University, Beijing 100875, China)

摘要: 在三维网状多孔材料“八面体结构模型”及其系列基本物理、力学性能相关数理模型和表征方式基础上, 本文对传导和拉伸等若干性能指标的数理关系验证进行了综述。重点讨论了数理关系的实践性、修正系数的合理性、对计算结果的影响、对应致密体的许用应力取值和塑性指数取值等问题。按照这种数理关系, 通过多孔产品孔率等基本参量即可计算其电阻率等性能指标, 实验结果证明了其可行性。本方法可以优越于有限元等复杂计算。

关键词: 多孔材料; 性能模型; 实验验证

doi: 10.11868/j.issn.1001-4381.2018.001411

中图分类号: TB383 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4381(2019)07-0035-15

Abstract: The “octahedral structure model” is introduced for three-dimensional reticulated porous materials, as well as the mathematical relations of their basic physical and mechanical properties. On this basis, the verification works about some performance relations, including the conductivity and tension, *etc.*, are reviewed in this paper. A number of issues were discussed with the emphases on the practicality of these mathematical and physical relations, the rationality of the correction coefficients, the significant influence on the calculation results, and the allowable stress and the plastic index value of the corresponding dense body were also analyzed in details. According to this mathematical and physical relationship, the performance indexes such as the electrical resistivity of porous products can be calculated by the easily measurable basic parameters like the porosity. The experimental results prove this way feasible. Therefore, this method can be superior to the finite element and other complex computational methods.

Key words: porous material; property model; experimental verification

多孔材料具有许多优良特性, 如表观体密度小、相对质量轻、比表面积大、能量吸收性好、比强度高、换热散热能力强(金属通孔体)、阻燃阻焰性能佳(金属或陶瓷通孔体)等^[1-6]。在多数应用场合, 该类工程材料都是在保证基本强度使用要求的基础上追求高孔率和高比表面积, 以使产品的使用性能达到最佳状态^[4]。三维网状结构的高孔率泡沫金属是最接近这一目标的多孔材料, 可广泛应用于航空航天、电子与通讯、交通运输、原子能、医学、环保、冶金、机械、建筑、电化学、石油化工和生物工程等领域, 涉及流体分离过滤、流体分布、消音降噪、吸能减震、电磁屏蔽、隔热阻火、热交换、

催化反应、电化学过程和医学整形修复等应用。力学性能与声、热、电等物理性能的结合, 为这种泡沫金属的工程应用开创了广阔的前景。该类材料主要由金属沉积法、熔模铸造法以及一些改进的粉末冶金工艺等技术制得。采用电沉积工艺制造的泡沫镍(呈典型的三维网状结构)是目前生产规模最大的代表性高孔率泡沫金属, 此外还有泡沫铝和泡沫铜。在前文工作的基础上^[7], 本文综合介绍了其理论模型对于多孔材料的实践应用验证工作: 采用企业生产线制备的样品, 对其系列性能表征数理关系进行了实验验证。

1 多孔材料的电阻率

1.1 电阻率的数理表征

由本八面体模型理论获得的高孔率网状多孔材料表观电阻率 ρ 为^[7-8]:

$$\rho = K[1 - 0.121(1 - \theta)^{0.5}] \cdot \frac{3}{1 - \theta} \cdot \rho_0 \quad (1)$$

式中: ρ_0 为多孔体对应致密材质的电阻率; θ 为多孔体的孔率; K 为材料常数,其取决于多孔体材质种类和制备工艺条件,更确切地说是取决于多孔体的具体结构状态。当多孔材料呈各向异性时,其值还与取向有关。

1.2 模型理论验证及分析

1.2.1 实验样品

网状泡沫镍大量用来制作多孔电极,也可用于其他一些多孔构件。本工作通过电沉积工艺制备泡沫镍样品^[9],整个制备过程在企业生产线上随批量产品进行,所得为三维网状多孔泡沫体。

1.2.2 测试结果与验证分析

采用双电桥法测试样品的电阻率^[5-6]。测试过程在恒温室(20℃)下进行,样品尺寸和具体测试参考文献^[10]。试样呈条状(见图 1),总长为 240mm,厚度为 2~3mm,宽度为 10mm,检测长度为 160mm(电阻值均在 0.01Ω 以上),相同孔隙指标的样品测 4 件,取其平均值,结果列于表 1^[8],其中, ρ_1 为电阻率实验值, ρ_2 为计算值, $\Delta\rho$ 为计算偏差($\Delta\rho=\rho_2-\rho_1$)。

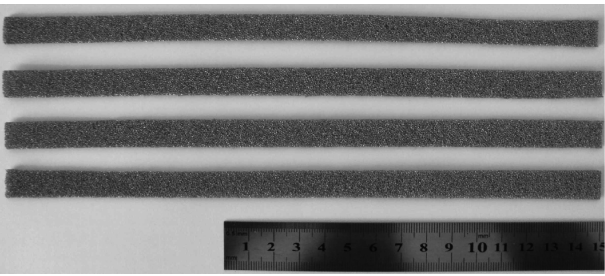


图 1 测试片状泡沫金属制品电阻的试样

Fig. 1 Samples for testing the electrical resistivity of metal foam plate

在制备过程中保持其他工艺条件不变,仅改变电镀时间,即可得出不同孔率的泡沫镍板,厚度为 2~3mm。通过称重量体积算法,得出泡沫镍样品的总孔率在 88%~99%之间。从实验数据可以看到,泡沫镍制品电阻率随孔率的变化规律要比线性关系复杂。孔率越高,电阻率变化越明显,而其变化敏感区间处于 95%以上的高孔率范围。超过此值后,电阻率随孔率的升高而急剧增大。

表 1 泡沫镍样品电阻率指标测试结果与模型公式计算值^[8]

Table 1 Tested results and calculated values by model formula on the electrical resistivity for nickel foam samples^[8]

No	$\theta/\%$	$\rho_1/$ (nΩ·m)	$\rho_2/$ (nΩ·m)	$\Delta\rho/$ (nΩ·m)	$ \Delta\rho/\rho_1 /\%$
1	88.60	1523.0	1648.0	125.0	8.2
2	89.66	1590.8	1820.6	230.0	14.4
3	90.19	2017.5	1921.0	-96.5	4.8
4	92.55	2235.1	2542.4	307.3	13.7
5	93.52	3033.1	2929.7	-103.4	3.4
6	95.79	4040.4	4537.1	496.7	12.3
7	95.83	4782.0	4581.2	-200.8	4.2
8	97.15	7174.9	6732.4	-442.5	6.2
9	98.38	12621.8	11904.9	-717.0	5.7
10	98.84	19579.3	16665.7	-2913.6	14.9
Average					8.8

由于在高孔率范围(如现有规模生产的泡沫镍产品孔率范围)内多孔材料电阻率对孔率的变化非常敏感,很小的孔率变化即会导致电阻率的大幅度变化,加之本多孔样品的孔率递变本身就很小,因此将表 1 中的孔率数据保留到小数点后两位。

为验证本八面体模型理论的实际应用效果,先采用式(1)计算样品的电阻率,其中致密金属镍的 $\rho_0=68.44\text{n}\Omega\cdot\text{m}$ ^[11],将 10 组 ρ_1 实验数据依次代入式(1),得到 10 个方程,各自解出得到 10 个系数 K 值,然后将其算术平均值 0.954 代回式(1)即可对不同孔率样品的电阻率进行计算。将计算值 ρ_2 一并列于表 1 中,可见计算值与实验值较吻合:平均相对偏差为 8.8%;相对偏差波动范围不大,从 -14.9% 到 14.4%。图 2 为样品电阻率与孔率的关系。可知,本公式计算值与实验值基本一致,电阻率关系的理论曲线基本处于实验值的波动范围之内^[12]。说明对应理论分析模型及其推导过程可行,简化处理方式合理,能适用于高孔率网状多孔材料,理论应用效果良好。

经过计算对比分析,可知式(1)的计算性能明显优于 Langlois 和 Coeuret 就高孔率多孔体电阻率提出的经验公式以及 Ondracek 等关于各向同性多孔材料电阻率的计算公式^[12]。公式的计算精度越高,意味着其修正系数越确定。此时求解修正系数需要的实验数据越少,使用该公式越方便。在这种情况下,尽管只用少数几组甚至仅仅就一组实验数据来求得修正系数,也不会产生很大的计算偏差。而对于计算精度较低的公式,如果其修正系数不是用大量的实验数据求解取平均值,就可能计算出错误的结果。

通过上述分析和讨论,从一般网状多孔材料出发推导出来的式(1),表现了较高的计算精度,应用可靠、

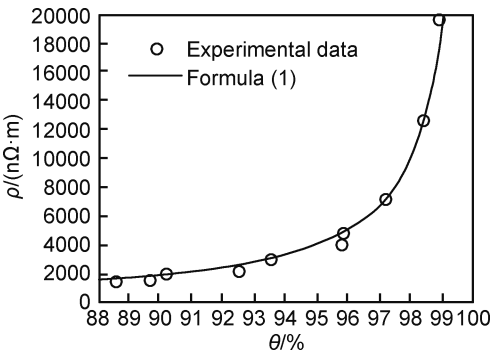


图 2 泡沫镍样品电阻率与孔率的关系

Fig. 2 Relationship between electrical resistivity and porosity of the nickel foam samples

方便。验证结果表明,本模型理论关系可以很好地描述高孔率网状泡沫金属的电阻率与其孔率的量值关系。此外,运用本关系公式,还可方便地考察和分析生产工艺条件对多孔产品电阻率的影响^[13]。

2 多孔材料的抗拉强度

2.1 抗拉强度的数理表征

由本八面体模型理论获得的高孔率网状多孔材料抗拉强度 σ 为^[7,14]:

$$\sigma \approx K \cdot (1 - \theta)^m \cdot [\sigma] \tag{2}$$

式中:[σ]为相应致密体的许用应力;指数项 m 是对应致密材质的塑性指标,其值介于 1 和 1.5 之间。当对应材质脆性大、刚性高时, m 偏向 1.5;当对应材质韧性大、塑性高时,则 m 偏向 1;当对应材质塑性适中,可近似取 $m=1.25$,比如金属镍。

对于脆性材质的多孔体,式(2)中的 [σ] 可以直接用对应密实材质的抗拉强度 σ_0 来代替,而 m 也可直接取值为 1.5,此时 σ 即为:

$$\sigma \approx K \cdot (1 - \theta)^{1.5} \cdot \sigma_0 \tag{3}$$

当多孔体的材质为塑性适中时,可近似为:

$$\sigma \approx K \cdot (1 - \theta)^{1.25} \cdot [\sigma] \tag{4}$$

2.2 模型理论验证及分析

2.2.1 实验样品

选用多孔电极的网状泡沫镍作为实验材料,这里也考虑了泡沫镍产品本身拉伸性能的重要性^[15]。测试样品的形状和尺寸参考文献[10]中采用的泡沫镍抗拉强度试样,如图 3 所示。

2.2.2 测试结果与验证分析

测试设备采用 XLL-50 型拉力试验机,加载误差 $\leq 1\%$ 。样品起始夹持位置距离为 8cm,夹头衬橡胶垫,拉伸速率为 8.2mm/min^[14],与文献[10]中的 0.13mm/s 接近。测试工作在 25℃ 左右的室温下进

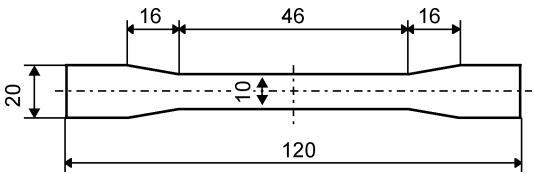


图 3 泡沫镍抗拉强度试样的形状及尺寸

Fig. 3 Shape and size of the nickel foam samples for tensile strength test

行。实验过程中根据实际拉力的变化不断调整量程范围,使样品拉断力既在量程之内又尽可能接近量程上限,以减小测量误差。样品在狭小平行部分之外断裂无效,每种孔率的样品各测 4 件,取其平均值。同孔率的 4 个单样的测试值 σ' 分散性不大,其平均值列于表 2^[14],其中 σ 值采用式(4)计算。数据取值规则: θ 和 σ' 均保留小数点后两位;系数 K 值保留小数点后三位,但为提高计算精度,计算 σ 时保留到小数点后五位; σ 保留小数点后两位,但计算 $|\Delta\sigma/\sigma'|$ 中的 $\Delta\sigma$ 时保留到小数点后四位; $|\Delta\sigma/\sigma'|$ 和 $|\Delta K/K|$ 均保留到小数点后一位,但计算平均值时保留到小数点后三位,得出的平均值最后也保留小数点后一位。

表 2 泡沫镍样品抗拉强度测试结果与模型公式计算值

Table 2 Tested results and calculated values of model formula on tensile strength for nickel foam samples

No	$\theta/\%$	σ'/MPa	σ/MPa	$ \Delta\sigma/\sigma' /\%$
1	88.60	6.75	6.91	2.3
2	89.66	6.45	6.12	5.2
3	90.19	5.40	5.73	6.0
4	92.55	4.16	4.06	2.4
5	93.52	3.23	3.41	5.6
6	95.79	2.48	1.98	16.6
7	95.83	2.00	1.97	1.7
8	97.15	1.28	1.22	4.6
9	98.38	0.63	0.60	4.0
10	98.84	0.38	0.40	4.5
Average				4.0

将金属镍抗拉强度 $\sigma_0=317\text{MPa}$ ^[11] 作为对应孔棱材质的许用应力 [σ] (注:本工作测出的是样品的表观抗拉强度),不同孔率样品对应的抗拉强度测试值依次代入式(4),解出 10 个一元方程求对应的系数,计算其平均值。求算系数平均值时发现,6# 样品的系数值与平均值的相对偏差幅度均明显超过其他样品。故用误差分析和数据处理的有关理论,按格拉布斯统计法则,对该样品的 $\Delta\sigma/\sigma'$ 指标进行可疑性检验。结果发现,即使取置信度 $\alpha=1.0\%$,该样品被检项的可疑数据判定计算值(T 值)也都明显超过其他所有样品对应被检项的可疑数据判定基准值 $T(N, \alpha)$ 值,故可判定为异

常数据予以舍弃。重新计算其余 9 个样品的系数平均值,结果为 4.0%。将求得平均值代回原公式,结果一同列于表 2。

将式(4)和式(3)的理论曲线与实测数据一同示于图 4。可以看到,式(4)的理论计算值与实测结果较相符,而式(3)则相差稍大。这与孔棱在拉伸过程中有一定偏转的情形相一致,并为实际观察所证实,同时也说明金属镍是一种具有中度塑性的材料。

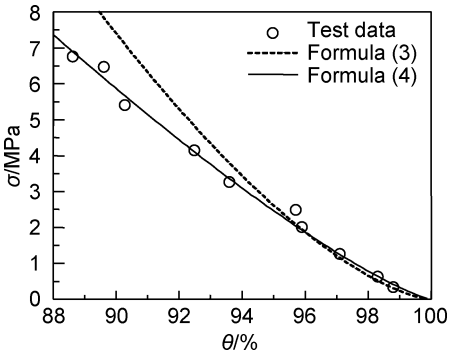


图 4 泡沫镍样品的抗拉强度实测数据与本模型理论公式曲线
Fig. 4 Measured data and the theoretical formula curves
for tensile strength of the nickel foam samples

式(4)中修正系数取值 0.329,该值偏离理想值 1 较多。究其原因,主要是孔棱形状的圆柱状假设与实际的类三棱柱状偏离较大,以致由此得到的抗弯截面模量有较大偏差。当然,还有为简便推导而未加考虑的诸多因素,如拉伸过程中孔棱的形变和均匀性,多孔材料整体结构的规则性,以及多孔材料的细微构造和缺陷等。此外,修正系数也与许用应力取值有关。

借用 $\sigma_0=317\text{MPa}^{[1]}$ 作为本实验材料孔棱材质对应的许用应力,原因:第一,本实验检测结果即是多孔样品的表观抗拉强度,这与金属镍抗拉强度指标相对应,而与屈服强度指标或其他强度指标对应性较弱;第二,根据对应的数理关系形式,该强度数据指标的使用不会影响公式的计算结果以及计算结果表现出来的数据规律,只会影响关系式中的材料常数数值。

2.2.3 模型理论讨论

2.2.3.1 本理论模型的适用性

从表 2 可以看到,本模型推导出来的式(4)的计算值,在所选孔率区间内,对实测结果的相对偏差,除 6# 样品异常外,其余变化范围都不大。相对偏差平均不到 5%,说明理论值与实测值相符较好,该理论模型较好地体现了高孔率网状多孔材料的结构特征,其推导结果能较准确地反映抗拉强度与孔率关系规律。另外,式(4)的常数项波动幅也很小(除 6# 样品外都在百

分之几以内),表明该常数对同种工艺制备的同种材料是一个确定的量,进而证明了该理论公式的可靠性。

2.2.3.2 本关系表达的可行性

上述数理关系中的孔隙因素只出现孔率一项。对于多孔材料的力学性能,除其材质本身外,孔率是最重要的影响因素。但是,其他因素如孔隙形貌和孔隙分布等也都会影响多孔材料的力学性能,只是影响程度远小于孔率。由于孔隙形貌和孔隙分布等因素在公式中不易直接加以详细和具体的表述,且考虑到它们取决于制备工艺条件,因此本理论公式将其影响一并通过表征材料种类和制备工艺条件的材料常数来体现,已有实验结果证明这种方式是可行的和实用的。

本数理关系基于弹性区推导,但可以沿用到塑性区的失效力计算。这主要是因为:①脆性多孔体的脆性破坏失效力关系和韧性多孔体的塑性破坏失效力关系,都是通过弹性区的推导而直接或间接得到的;②在本数理关系式中,对应于孔棱材质的具体许用应力数据指标对计算结果以及计算结果表现出来的数据规律都不会造成影响,因为这可通过式中的材料常数数值来调节;③将塑性指标 m 引入关系式中,为关系公式应用于塑性区起到了必要的和有效的铺垫作用;④ m 和 K 的共同作用,使得关系公式能够有效地描述不同材质多孔体的失效力与孔率的关系规律,而不必要求多孔体与对应致密体的拉伸应力-应变曲线始终保持完全平行。总之,对于韧性材质多孔体,在其数理关系中将处于塑性区的对应致密材质抗拉强度指标作为其孔棱许用应力,由此估算多孔体在塑性区的抗拉强度,这不但在本模型理论体系中可行,而且也被上述实验结果证明可行。当然,对于脆性材质多孔体则根本不存在这一问题。综上,尽管抗拉强度对于韧性材料(如多数金属材料)是一个远离弹性区的物理量,但也可以适用于本模型理论的数理关系,实验结果是最好的验证。而对于脆性材料,如多数陶瓷材料(泡沫陶瓷)、金属钛和高钛合金(泡沫钛和高钛泡沫材料)、金属钨和高钨合金(泡沫钨和高钨泡沫材料),以及多数铸铁品种的材料,直到拉断都几乎没有塑性变形和屈服现象发生,其抗拉强度指标属于弹性区的物理量,或者是弹性极限状态时的物理量。因此,这时不涉及塑性区终端的物理量问题,本模型理论的数理关系更加适用。

2.2.3.3 本理论关系的计算精度

计算结果表明式(4)的系数较为稳定,相对波动幅度在百分之几以内,这为公式的应用带来很大方便。即如果用于求知具体系数值的取样测试比较精密的话,则得出的任一系数数值代回原式计算抗拉强度时,由

系数的不确定性带来的计算误差也应该在百分之几以内。式(4)的抗拉强度计算值与实测值的相对偏差也在百分之几以内,这种近似估算结果是比较好的。该公式只有一个待定系数,求解简单,对本实验材料表现出良好的总体应用效果。尽管 m 对金属镍材质取值 1.25 不是十分严密,但处理的逻辑方向是合理的,实验结果也验证了这一点。

本理论公式把孔隙形状、孔隙尺寸分布、材料内部缺陷特点及多孔体的具体结构方式等因素的作用累积在表征材料种类和制备工艺条件的常数项上,由于具体工艺参数多种多样,简单的常数相乘校正难以很好地表达它们。另外,本理论把单元八面体棱长近似计算为结点中心间距,而未考虑结点过渡的复杂方式,还有公式推导中的很多简化近似,特别是孔棱形状的假设给其抗弯截面模量带来的严重偏差等,这些都会带来相应的计算偏差。

其实,造成实验数据不够准确的原因也有很多。比如试样的形状和尺寸是否合适,制样和裁切方式是否得当,实验设备加载误差是否足够小,实验数据精确度是否足够高,实验条件(如拉伸速率)是否合适,还有样品缺陷情况,等等。因为泡沫材料的强度很低,所以实验数据容易分散。在这种情况下,理论曲线与实测值有较大偏差就易于理解。因此,对于泡沫材料的强度测试,更要控制好每个相关环节。

计算结果对比还表明,GA 公式计算的对应平均偏差较大,达到 20% 上下^[16]。从形式上看,本模型公式与 GA 公式之间除指数项有所差异外,其他表达是一致的。可见,两式的应用效果有差别,主要是由指数项的取值不同造成的。GA 公式对陶瓷等脆性材质的多孔体研究取得了很大成功。然而,泡沫镍材料的有关实验结果均证明指数项取 1.25 比 1.5 更合适。可认为,对于泡沫镍等塑性材质的金属多孔体,公式中的指数项取 1.5 可能并不是最合理的^[16]。或者说,该指数项取 1.5 对于压缩的情况可能更符合,但对于拉伸的情况则要区分多孔体的材质塑性高低,韧性材质的这个取值要小于 1.5。

众所周知,在拉伸断裂过程中,致密的塑性材料会表现出屈服现象,而致密的脆性材料则没有这种现象。这就是说,两者在拉断过程中表现出的规律是不同的。因此,有理由认为,上述指数项对塑性材质多孔体和脆性材质多孔体,采用不同的取值方式是切合实际的。

此外,运用本模型理论的多孔材料拉伸强度关系公式,还可方便地考察和分析生产工艺条件对多孔产品抗拉强度的影响^[17]。

3 多孔材料的伸长率

3.1 伸长率的数理表征

由本八面体模型理论获得的高孔率网状多孔材料伸长率 δ 为^[7,18]:

$$\delta \approx K[1 - 0.53(1 - \theta)^{0.5}] \tag{5}$$

3.2 模型理论验证及分析

3.2.1 实验样品和测试方法

实验材料为泡沫镍板^[9],其拉伸样品形状同图 3。采用 XLL-50 型拉力试验机,环境温度为 25℃ 左右,拉伸速率为 5~10mm/min。伸长率的计算参照 GB228—1987《金属拉伸试验方法》进行,断裂发生在哑铃状样品的颈部范围内方视为有效^[18]。对于每个孔率值的样品,均是各测 4 件,取其平均值。

3.2.2 数理关系验证及分析

将孔率自 88%~99% 之间的各样品测试结果列于表 3,可见随孔率的增加伸长率有所增大(其中 9# 样品的伸长率显著偏低,属于奇异数据)^[18]。这种数据关系规律示于图 5。利用表 3 数据计算出公式(5)对本实验材料的平均常数值,代回原式进行计算,结果同示于图 5 中。从拉伸断裂前后断口附近的形貌可以看出,拉断后泡沫体的孔隙形状在拉伸方向上有一定程度的拉长。这种孔隙形状的拉长即主要由孔棱向拉伸方向的塑性偏转造成的,外加载荷上的塑性拉伸(包括孔棱本身的轴向延伸以及孔棱结点的受拉延伸)对整个多孔体的伸长率作用并不大。

表 3 泡沫镍样品伸长率的实测结果

Table 3 Experimental results of elongation of the nickel foam sample

No	$\theta/\%$	$\delta/\%$
1	88.60	9.14
2	89.66	9.99
3	90.19	11.10
4	92.55	13.14
5	93.52	12.47
6	95.79	13.96
7	95.83	14.91
8	97.15	16.35
9	98.38	10.22
10	98.84	15.04

在孔率为 88% 以上的范围内,泡沫金属样品的伸长率随孔率的提高而略有增大。这一变化趋势与孔棱结点尺寸在多孔体孔隙单元中的占比相吻合:孔率越高,结点尺寸占比越小,孔棱在同样偏转角度极限下对单元八面体的拉长效应会越明显。图 5 中的实验数据比较分散,是由于测量误差的影响,但除 9# 样品(其伸

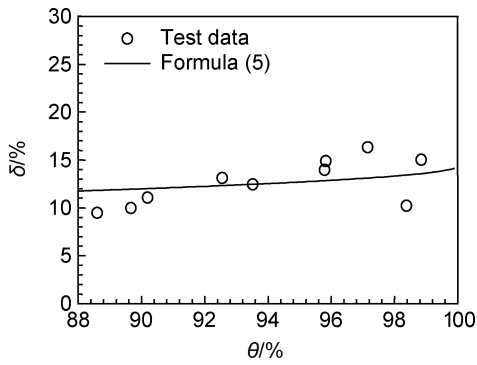


图5 电沉积型泡沫镍伸长率与孔率的关系

Fig. 5 Relationship between elongation and porosity of electrodeposited nickel foam

长率属于奇异数据)外,其他样品表现出的数据关系规律还是比较明显的。公式(5)的理论曲线与这种趋势大致相符,以往有关研究结果则与此规律相悖^[19-21]。

这种相反的变化规律,是由于其适应的泡沫体孔率范围不同:本模型理论公式适于高孔率,以往关系公式适于较低孔率。可见,多孔金属材料的伸长率随孔率的变化可以分为两种情况:当孔率较低时,材料所含孔隙主要是孤立的闭孔,其断裂行为主要受孔隙产生的应力集中效应,以及材料整体有效承载面积随孔率增大而减小等因素限制,其延伸主要靠金属体沿拉伸方向的塑性延展。因此,泡沫材料的孔率越高,孔隙造成的应力集中效应就会越明显;而其金属体所占体积分数的减小,又会使金属体整体塑性延伸随之降低。这样,伸长率就会随孔率提高而减小,材料表现塑性降低。当孔率大于某一值后,孔隙逐步变为相互连通,并逐渐占据多孔体的主体空间,金属体则变为孔棱连接的三维网络结构。对于在较高孔率范围内的网状多孔体,其断裂行为主要受外加载荷施于孔棱所致弯矩等因素制约,其延伸则主要由孔棱沿拉伸方向产生的塑性偏转造成。此外,还有多孔体内结点沿拉伸方向的塑性延展以及孔棱在轴向的塑性延展等作用。多孔体内部孔棱沿外部拉伸方向的塑性偏转造成了孔隙的拉长。由于多孔材料结构特征及其断裂延伸机制发生转化,使得伸长率随孔率增大出现相反的变化趋势。泡沫材料的孔率越高,结点和孔棱的延展作用越微小,孔棱的偏转作用则越占优势,从而导致整个多孔体的伸长率有一定程度的增加^[18]。随着孔率的逐渐降低,多孔材料内部的孔棱相对于孔隙来说会不断地变粗、变短,孔棱偏转对整个多孔体的伸长率作用不断减小,金属体(含原来的结点和孔棱)的塑性延展作用则不断增加,最终成为整体伸长率的主要贡献。此时对应的孔率即为上述伸长率两种变化规律的分界点,亦即多孔

材料伸长率的最小点。

应该指出,本理论式未考虑结点在拉伸方向上的塑性形变,由此可能造成理论计算偏差。由于孔棱的承载面积较小,而结点的承载面积较大,故在多孔体拉伸的瞬间,孔棱均处于塑性变形状态,而结点则尚停留于弹性形变。所以,此刻的伸长率包含了部分弹性变形伸长量,该值应大于断后所测只包含纯塑变的伸长率。孔率越小,结点对孔棱的相对尺寸就越大,而孔棱相对有效偏转长度就越小。文献[22]指出,若应变量达到百分之几时,可以认为弹性应变远小于塑性应变。

3.2.3 泡沫金属拉伸断裂行为

拉伸载荷-位移曲线显示,泡沫镍试样的断裂表现出弹性区域、塑性变形区域和断裂区域等阶段^[23-24]。泡沫金属样品在拉伸断裂后,断口的侧面整体形貌呈现出较为复杂的不规则走向,其不规则的断口曲线与拉伸载荷方向可以具有任何大小的夹角^[23]。在拉伸断裂过程中没有出现宏观整体性缩颈现象,但又不是整体遵循适应于脆性断裂模式的最大拉应力准则(第一强度理论),即断口大体上正交于拉伸载荷方向。然而,作为塑性材料的金属镍多孔体,其拉伸断口也不符合适用于塑性流动破坏模式的最大剪应力准则(第三强度理论),即断口与最大剪应力方向一致,大致呈45°斜交于拉伸载荷方向。因此,在对整块泡沫金属的拉伸断裂进行宏观处理时,既不能将其视为脆性断裂,又不能将其视为塑性断裂。

按照八面体结构模型理论,泡沫体中呈网络结构的孔棱采取立方体对角线方式连接,从而形成体心立方方式的八面体孔隙单元集合,将孔棱作悬臂梁处理^[14,18,25],并认为泡沫体在拉伸载荷作用下的断裂方式是其内部的孔棱在具有一定的塑性偏转后发生的“撕裂”^[18],即可解释其在实验中所表现出来的断裂行为。本理论认为,拉伸力作用于泡沫体上,即相当于将载荷施加于其内部孔棱的端点(即孔棱结点位置),这种作用使孔棱产生一个弯矩。该弯矩由于多孔体内孔棱交汇结点的塑性铰接作用导致孔棱在一定程度上的塑性偏转,同时在外侧产生最大应力。当某一薄弱位置的最大应力超过对应金属体的破坏强度时,孔棱就会从该位置的一侧开始产生破坏,整条断裂过程即为撕裂形式。而这样产生的逐根断裂,在泡沫体的整体行为上亦表现出宏观的撕裂现象。每条孔棱的结构状态等价,每条孔棱的受力状态相近。因此,这种撕裂的走向,具有较大程度的随机性,因而宏观的整体断口形貌是弯曲的。

延性固体(包括金属在内)的断裂规则一般都是基于应变。然而,三维网状高孔率金属的孔棱可视为并

作“细梁”来处理^[26-27], 因此其破坏将遵守最大正应力规则^[28-29], 且这种处理方式已被实验结果证明是合理和实用的^[25, 30-32]。

此外, 采用本模型理论的多孔材料伸长率关系公式, 还可方便地考察和分析生产工艺条件对多孔产品伸长率的影响^[33]。

4 多孔材料的双向拉伸

4.1 双向拉伸的数理关系

由本八面体模型理论获得的高孔率网状多孔材料双向拉伸数理表征, 即该类材料在双向拉伸失效破坏时有如下关系^[7, 34-35]:

$$\sigma_d + \frac{\sqrt{2}\sqrt{3}\pi}{4\pi} \cdot (1-\theta)^{0.5} \cdot \sigma_m \approx K \cdot (1-\theta)^m \cdot [\sigma]$$

(6)

式中: σ_d 和 σ_m 分别为多孔体发生破坏时所处的偏应力和平均主应力。

$$\sigma_d = \sqrt{\sigma_1^2 + \sigma_2^2 - \sigma_1 \sigma_2}, \quad \sigma_m = \frac{1}{3}(\sigma_1 + \sigma_2) \quad (7)$$

式中 σ_1 和 σ_2 为多孔体发生破坏时外加载荷所致两个主方向上的名义应力。

4.2 模型理论验证及分析

4.2.1 实验样品和测试方法

电沉积泡沫镍板双向拉伸试样为正十字形, 可夹

持宽度为 60mm, 其形状和尺寸见图 6, 其中根部为圆角以减小应力集中。拉伸测试设备采用配置计算机数据记录系统的 PLS-S100 型双轴拉伸试验机, 加载误差 $\leq 1\%$, 拉伸速率 v 为 6.5~9.0mm/min, 以测出双轴等速拉伸和双轴异速拉伸等不同组合态拉伸破坏断裂时的双向拉力, 进而换算出此时多孔样品在两个主方向上的各义应力^[32]。整个测试在 25℃ 左右的室温下进行。实验表明, 样品断裂瞬间双向拉力几乎同时达到最大值, 然后随裂口的增大而减小。

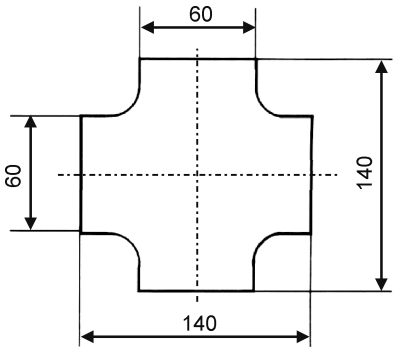


图 6 泡沫镍双向拉伸试样的形状和尺寸
Fig. 6 Shape and size of the nickel foam samples for biaxial tensile test

4.2.2 数理关系验证及分析

测试结果列于表 4^[32], 其中 $\sigma_x(\sigma_1)$ 和 $\sigma_y(\sigma_2)$ 分别

表 4 双向拉伸实验结果和模型公式计算结果^[32]
Table 4 Experimental results and calculated values of model formula for biaxial tension^[32]

No	$\theta/\%$	$v_x/$ (mm · min ⁻¹)	$v_y/$ (mm · min ⁻¹)	$\sigma_x/$ MPa	$\sigma_y/$ MPa	$\sigma_d/$ MPa	$\sigma_d'/$ MPa	$[(\sigma_d' - \sigma_d)/\sigma_d] /$ %	K	$[(K - \bar{K})/\bar{K}] /$ %
1	89.3	8.0	8.0	5.31	5.54	5.43	6.07	11.8	0.296	10.1
2	90.0	8.0	8.0	5.50	5.62	5.56	5.56	0.1	0.329	0.0
3	90.4	6.5	9.0	4.32	5.31	4.89	5.31	8.6	0.304	7.6
4	90.7	6.5	9.0	4.08	5.01	4.62	5.11	10.8	0.300	9.2
5	91.3	8.5	7.5	4.86	3.66	4.38	4.71	7.4	0.308	6.5
6	92.0	6.5	9.0	3.56	4.13	3.88	4.25	9.6	0.312	8.2
7	92.2	8.0	8.0	4.23	4.10	4.17	4.10	1.7	0.335	1.7
8	93.1	8.5	7.5	3.77	3.10	3.48	3.53	1.3	0.325	1.2
9	94.4	8.0	8.0	2.99	3.13	3.06	2.71	11.4	0.369	12.3
10	94.7	8.5	7.5	3.06	2.28	2.75	2.54	7.6	0.355	7.8
11	95.2	6.5	9.0	1.77	2.41	2.16	2.26	4.7	0.315	4.3
12	97.0	8.0	8.0	1.27	1.33	1.30	1.26	2.9	0.339	3.2
13	97.2	9.0	6.5	1.57	0.85	1.36	1.16	14.8	0.386	17.3
14	98.3	8.0	8.0	1.67	0.67	1.46	(0.61)	(57.9)	(0.763)	(132.0)
15	98.5	8.0	8.0	0.61	0.47	0.55	0.54	3.2	0.339	3.0
Average								6.8	0.329	6.6

是双向拉伸试验机在 x 轴和 y 轴两个主方向测到的最大拉力换算出来的名义应力值。

将 $[\sigma] = 317\text{MPa}$ ^[11] 以及表 4 中的有关实验数据

代入式(6), 换算出其相应的常数值列于表 4 末行。表 4 中用括号标出的是按格拉布斯统计法则检出的异常可疑数据, 不参加对应的平均值计算, 后面的数据处理

均按照此规则。为便于比较分析,表4中还给出了不同样品常数项对其平均值0.329的相对波动幅。可知,式(6)的常数项相对波动幅平均为6.6%,是一个较小的量。可见常数项的稳定性较高,可较好地表达泡沫金属在双向拉伸过程中的载荷水平量值关联。另外,这种较高的待定常数稳定性,不但为获取所求多孔材料表征的该常数值带来方便,同时提高了所得常数值值的可靠性。若将上述常数项的平均值代入式(6),当多孔体某一方向(如 x 方向)的载荷状态一定(即 σ_x 一定),则要获得一定的综合作用效果,另一方向(y 方向)的承载水平极限(σ_y)即可由公式根据偏应力的指标要求计算出来。其计算偏差与常数项的波动幅相对应,因此可望获得较为满意的结果。

将 $K=0.329$ 、 $[\sigma]=317\text{MPa}^{[11]}$ 、金属镍塑性指标 $m\approx 1.25$ 代入式(6),计算得出偏应力值 σ_d' ,一同列于表4中。将 σ_d' 与直接通过实验数据获得的偏应力值 σ_d 进行对照,可见总体上两者还是比较接近的。计算值 σ_d' 对实验值 σ_d 的相对波动幅平均为6.8%,也是一个较小的量。由此可见,该式的计算精度较高,可较好地表达泡沫金属在双向拉伸过程中对应不同孔率指标的总承载水平。

当然,实际泡沫产品的结构形式和内在特点远比理想模型复杂。因此,理论公式与实验结果如此相符,应该说获得了较大成功。不过,表4数据也显示,式(6)的修正系数0.329偏离理想值1。究其原因,一方面是孔棱形状理论假设所带来的模量计算偏差,另一方面是由于直接将317MPa作为泡沫镍中实际孔棱材质的抗拉强度。317MPa这个数据对应的是相对完整的纯镍晶体,而泡沫镍材料的实际孔棱则含有各种缺陷,其真实的抗拉强度会远小于此值。但是,这些并不影响数理关系的表达形式,因为这种偏差可统一“消化”于 K 和 $[\sigma]$ 的乘积中。

此外,从获得的结果还可以看到,本泡沫镍产品双向拉伸失效破坏载荷水平的数理表征关系修正系数近似等于0.329,而其单向拉伸失效破坏载荷水平的相应修正系数也约为0.329。考虑到数据的修约和其他近似处理,仍然可以认为这两个修正系数值是基本相同或大致相等的。这也从一个侧面反映出本八面体模型理论关系的合理性和实用性,适用于对网状多孔材料的表征。

另外,在双向拉伸实验中,十字形的泡沫金属试样破裂往往首先发生在试样根部的内四角,即图6的圆角处。试样根部的这一应力集中现象是难于避免的,将其制作圆角也只能减缓应力集中造成的影响,拉伸破裂仍然优先发生在根部附近。因此,多孔样品根部

应力与测算得到的多孔体载荷名义应力可能相差较大。但因不同孔率的试样形状、尺寸均一致,拉伸时受力中心区的应力分布规律大体相同,故两种应力之间的数值关系应该是一个对每件试样均为相同系数的倍乘关系。此外,多孔体的整体性应力集中效应一般会小于对应的致密体,即多孔试样中心区的应力梯度较小。所以,实验结果基本不会影响数理关系规律^[36]。

4.2.3 模型理论的讨论

4.2.3.1 塑性指标 m 的取值

m 取值1.25获得了良好的计算效果,只能说明对电沉积法所制泡沫镍适用,而对其他工艺方法所制多孔镍或泡沫铝的适用程度尚不确定。根据数理关系的相关推演分析,推测其值也在1~1.5之间,且于1.25附近。

4.2.3.2 模型理论结果的应用

应该指出的是,公式中的常数项波动主要来源于实际泡沫金属具体结构状态的复杂性和变化性,以及不可避免的实验误差等方面。当然,这种波动也许暗示着理论模型对某些实际特性的忽视,这是所有领域中绝大多数理论模型都存在的共同问题,即总是在一定程度上存在着一些不足甚至是严重缺陷,故有待于不断完善和改进。

此外,延性固体(如金属)的破坏规则一般与应变有关,但网状泡沫金属的孔棱可视为细梁^[26-27],故其破坏符合最大正应力规律^[28-29],且该处理方式已被相关工作证明可行。

4.2.4 经典理论公式应用对比分析

4.2.4.1 代表性理论关系应用分析

关于多孔材料多向承载方面的数理关系,最具代表性的研究成果是Gibson-Ashby模型理论(简称GA理论)。以各向同性泡沫材料为研究对象,Gibson和Ashby等^[20,26,37-39]在其立方结构模型的基础上,研究了该类材料的多向承载性能,得出了有关数理关系公式^[26,38-39]。从计算结果可知,按照GA理论,无论本实验的泡沫镍采用脆性断裂还是塑性断裂方式,其关系式的常数项稳定性较本八面体模型理论式(6)差^[32],而其关系式的偏应力计算值与实验值的偏差也较本八面体模型理论式(6)的大^[40]。说明式(6)具有更高的合理性和更强的实用性,从而也说明八面体模型不但能较好地解决网状多孔材料的单向拉伸问题,而且也能解决双向拉伸问题。结果表明,相对本八面体模型理论关系式,GA模型理论关系式难以很好地描述泡沫金属在双向拉伸过程中所表现出来的有关量值关系。实际上,本工作中的泡沫镍应该按照GA模型的屈服失效。因为金属镍是一种塑性金属材料,所以,用

塑性断裂关系来表征比较合适。但计算结果显示^[32,40],这个公式所表达的关系甚至还不如脆性破坏关系式的效果,由此说明 GA 模型在表征泡沫金属双向拉伸方面存在一定的问题。

对于 88%~99% 的孔率范围,GA 理论两个对应公式的常数项在本实验中的相对波动幅平均为 34.6%(塑性断裂关系公式)和 16.5%(脆性断裂关系公式),对本实验样品偏应力指标的计算偏差相对波动幅平均为 39.2%(塑性断裂关系公式)和 16.5%(脆性断裂关系公式)^[32,40]。作为近似方法,这些数值都不算太大。因此,可以认为,对应关系式的常数项较稳定。对于实际的泡沫体,其结构形式和内在特点远比理想模型复杂。

4.2.4.2 总结性评述

运用双向承载关系,还可以进行多孔材料的双向拉伸断裂破坏行为分析和脆性体拉压承载能力比较分析^[35]。结果发现,双向拉伸破坏样品的裂纹总体形态展示出共同的规律,其应力场的最大应力线为靠近样品中央载荷区边缘的四次对称曲边四边形。这种共同的特点可由本八面体模型理论中对三维结构多孔材料的受力分析得到很好的理解^[36]:因为多孔体的孔隙单元中所有孔棱在结构上都是相互等同或等价的,所以这些孔棱内部的应力状态也都是大致相同的。如果考虑到多孔材料样品的具体形状结构,则由于载荷传递作用而使多孔样品不同位置的应力状态各异。但是,在这些多孔样品中应力分布的整体格局都是一致的,而且最大应力线将出现在相似的位置上。因为在所有测试样品中应力场分布的规则形态是类似的,故而尽管在样品圆角处的应力集中可能会产生一定的影响,本节中的相对数学关系也不会有实质上的改变。运用本八面体模型理论获得的多孔材料单向拉压数理关系和双向拉压数理关系,通过代入具体载荷情形分析可知^[35]:在外加载荷所致应力大小相等时,多孔材料的承载能力按“一向拉伸一向压缩、双向拉伸、单向拉伸、单向压缩、双向压缩”这一载荷形式次序而依次提高。

5 多孔材料的疲劳性能

5.1 疲劳性能指标的数理表征

5.1.1 类应力疲劳

在受应力幅控制的循环载荷作用下,高孔率网状泡沫金属的疲劳性能可由其类应力疲劳因子 F_e 来表征^[7,41]。

$$F_e = K_e (1 - \theta)^{-m} \quad (8)$$

式中: K_e 和 m 是取决于多孔体制作工艺条件和材质

的常数($m=1\sim 1.5$)。疲劳因子越大,多孔制品越易产生类应力疲劳。该式表明,在相同的外部环境和循环名义应力下,对于同工艺同材质制备的泡沫金属,孔率越大,则 F_e 值也越大,即疲劳性能越差。

5.1.2 类应变疲劳

在受应变幅控制的循环载荷作用下,高孔率网状泡沫金属的疲劳性能可由其类应变疲劳因子 F_ϵ 来表征^[7,41]。

$$F_\epsilon = K_\epsilon d \cdot [3.72(1 - \theta)^{-0.5} - 2.26]^{-1} \quad (9)$$

式中: K_ϵ 是取决于多孔体制作工艺条件和材质的常数; d 是多孔体的平均孔径或有效孔径。疲劳因子越大,多孔制品越易产生类应变疲劳。该式表明,在相同的外部环境和循环应变下,对于同工艺同材质制备的泡沫金属,其孔率越大,孔径越小,则 F_ϵ 值也就越小,即疲劳性能越好。

5.2 模型理论应用及检验

5.2.1 疲劳实验方法

测定一般金属材料的疲劳寿命,需要采用规定的试样,通过弯曲、回转弯曲以及拉、压等操作,在正弦变化应力作用下,求出试样至断裂时的应力往复次数与应力幅的关系曲线,有时也在一定的应变幅下进行疲劳实验^[42]。对于电沉积等方法制备的泡沫金属产品,要获得符合规范尺寸要求的试样^[43]很困难,要进行通常意义上的高、低周疲劳实验也难以实现。因此,为了便于比较材料的疲劳性能,参考文献^[44]中关于多孔镍电极力学测试的做法,本工作采用同种电沉积工艺制备的泡沫镍板(厚度为 2~3mm)制成 10mm 宽的条状试样,进行循环加压的类应力疲劳实验和双点循环弯曲的类应变疲劳实验^[41]。测出这两种实验中试样各自在同一确定次数循环后的电阻率相对变化,即可由此反映出样品损伤的相对程度,因为样品的累积损伤越大则其电阻率增大越明显。因此,该电阻率相对变化可以当作各自疲劳性能的比较指标。所有实验(含测试)的环境温度均为 20℃。

5.2.1.1 类应力疲劳

类应力疲劳实验具体操作^[41]:平放试样,如图 7 所示,在工作台上用硬橡胶夹持固定 AB 部分,其中 AB 长度为 20mm。对 AB 部分施加压力为 $2\Rightarrow 0$ kg 的循环载荷,循环周期为 2.4s,对应频率为 25 次/min。于是试样在 AB 部分得到周期性的等应力循环加压。测量原样品和循环负载 1000 次后的电阻率 ρ 和 ρ' (包含 AB 段),换算出各样品循环负载后电阻率对循环前的相对变化百分比 $\Delta\rho/\rho$ (其中 $\Delta\rho=\rho'-\rho$)。每个孔率水平的相同样品各做 3 件,取该百分比的平均值。电阻率相对升高值 $\Delta\rho/\rho$ 越大的试样,表明其疲劳损伤越

严重,即其类应力疲劳性能越差。于是,可以将该样品 $\Delta\rho/\rho$ 值作为其疲劳性能相对优劣的实验考核指标。

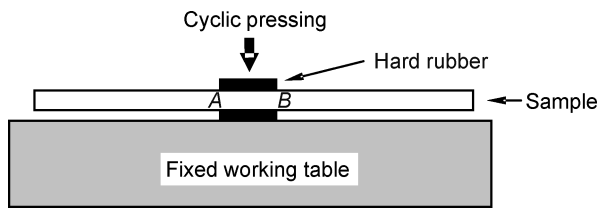


图 7 循环加压实验装置图

Fig. 7 Experimental installation diagram for cyclically pressing the sample

5.2.1.2 类应变疲劳

类应变疲劳实验具体操作^[41]:平放试样,如图 8 所示,用夹具(硬橡胶衬垫)夹牢两端 A 和 B,其中 A、B 两点之间的距离为 100mm。接触面用软质的橡皮保护,以免接触性的机械损伤。夹紧力保持一致,以利于平行对比。A 端固定,B 端做上下往复运动,振幅为 5mm,循环周期为 2.4s(对应频率为 25 次/min),其中 MA 和 BN 两段总保持水平。于是试样在 A、B 两点得到周期性循环弯曲,AB 段内各处则受到不同幅值的等应变循环拉压。测量原样品和循环 1000 次后的电阻率 ρ 和 ρ' (包含 AB 段),换算各样品循环后电阻率对循环前的相对变化百分比 $\Delta\rho/\rho$ (其中 $\Delta\rho=\rho'-\rho$)。每个孔率水平的相同样品各做 4 件,取该百分比的平均值。电阻率相对升高值 $\Delta\rho/\rho$ 越大的试样,表明其疲劳损伤越严重,即其类应变疲劳性能越差。于是,可以将该样品 $\Delta\rho/\rho$ 值作为其疲劳性能相对优劣的实验考核指标。

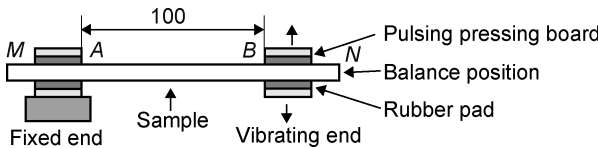


图 8 循环弯曲实验装置图

Fig. 8 Experimental installation diagram for cyclically bending the sample

5.2.2 实验结果与分析

5.2.2.1 类应力疲劳

将类应力疲劳实验中各样品的有关测试和换算数据列于表 5^[41],其中 w 为样品厚度。这些样品是由同工艺同材质制备,故式(9)中的材料常数 K_e 值是相同的。因此,表 5 中的 F_e/K_e 值即反映了类应力疲劳性能的相对优劣。 F_e/K_e 值越大,多孔体的类应力疲劳性能越差。

表 5 不同孔率的泡沫镍类应力疲劳性能比较

Table 5 Comparison of similar stress fatigue properties for the nickel foam with different porosities

No	$\theta/\%$	w/mm	$\rho/(\text{n}\Omega\cdot\text{m})$	$\rho'/(\text{n}\Omega\cdot\text{m})$	$(\Delta\rho/\rho)/\%$	F_e/K_e
1	88.1	2.94	1267.69	1266.22	-0.12	0.144
2	89.0	2.74	1316.57	1334.38	1.35	0.159
3	90.6	2.64	1912.68	2064.48	7.94	0.191
4	93.8	2.79	2646.66	2934.03	10.86	0.326
5	95.5	2.52	3459.17	3398.69	-1.75	0.480
6	99.1	2.44	19353.78	23725.04	22.59	3.658

多孔体在循环压缩中所受损害越大,其累积损伤越严重,AB 段的电阻率相对增幅就会越大,即 $\Delta\rho/\rho$ 值越大。由式(8)计算所得的 F_e/K_e 值(除 5[#] 样品出现奇异数据外),与测量换算所得的 $\Delta\rho/\rho$ 值,两者在随样品的孔率变化方面具有一致的走向规律或趋势。这就证明,式(8)表达的类应力疲劳因子能够正确反映出高孔率网状泡沫金属的类应力疲劳抗力,它可以作为多孔体类应力疲劳性能的比较性指标。至于不同工艺、不同材质之间的多孔体比较,可通过有关实验结果,换算出 F_e 表达式中不同 K_e 值的相当量,代入式(8)计算所得 F_e 即可用于比较。因此可以说, F_e 的表达式较成功地将多孔材料的类应力疲劳性能与其孔率联系起来了。

5.2.2.2 类应变疲劳

将类应变疲劳实验中各样品的有关测试和换算数据列于表 6^[41]。这些样品是由同工艺、同材质制备,故式(9)中的材料常数 K_e 值是相同的。因此,表 6 中的 F_e/K_e 值反映了它们类应变疲劳性能的相对优劣。 F_e/K_e 值越大,多孔体的类应变疲劳性能越差。

表 6 不同孔率和孔径的泡沫镍类应变疲劳性能比较^[41]

Table 6 Comparison of similar strain fatigue properties for the nickel foam with different porosities and pore diameters^[41]

No	$\theta/\%$	d/mm	w/mm	$\rho/(\text{n}\Omega\cdot\text{m})$	$\rho'/(\text{n}\Omega\cdot\text{m})$	$(\Delta\rho/\rho)/\%$	F_e/K_e
1	89.7	0.57	2.62	1590.79	1641.07	3.16	0.062
2	92.6	0.60	2.71	2235.07	2291.11	2.51	0.053
3	93.5	0.64	2.60	3033.09	3100.02	2.21	0.052
4	95.8	0.68	2.91	4040.42	4122.39	2.03	0.043
5	97.2	0.72	2.46	7174.91	7247.70	1.01	0.037
6	98.4	0.76	2.71	12621.83	12739.84	0.93	0.028

多孔体在循环弯曲中所受损害越大,其累积损伤越严重,AB 段的电阻率相对增幅就会越大,即 $\Delta\rho/\rho$ 值越大。由式(9)计算所得的 F_e/K_e 值,与测量换算所得的 $\Delta\rho/\rho$ 值,两者在随样品的孔率、孔径变化方面

具有一致的走向规律或趋势。这就证明,式(9)表达的类型应变疲劳因子能正确反映出高孔率开口泡沫金属的类型应变疲劳抗力,它可以作为多孔体类型应变疲劳性能的比较性指标。至于不同工艺、不同材质之间的多孔体比较,可通过有关实验结果,换算出 F_e 表达式中不同 K_e 值的相当量,代入式(9)计算所得 F_e 即可用于比较。因此,式(9)较成功地将多孔材料的类型应变疲劳性能与其孔率联系起来。

5.3 模型理论总体性讨论

5.3.1 孔隙因素的影响问题

当材料承受高于疲劳极限的应力时,每一循环都使材料产生一定量的损伤,这种损伤是能够累积的^[43]。损伤累积达到临界值时,材料即发生破坏。因此,只要同条件循环载荷作用某一次数后的损伤可测,即可进行材料在该条件下的疲劳性能比较。在本工作中,以样品电阻率的相对提高来表征或反映疲劳损伤,这一来是考虑到其电阻增大是样品疲劳损伤程度的直接体现,二来是因为该样品电阻率的测量相对其他指标来说比较方便、准确和快捷。

根据本八面体模型理论,对于无负载过程而未发生负载损伤的初始样品而言,关联其电阻率的孔隙因素主要是孔率,而孔隙形貌等因素并没有多大作用^[8]。但实际上,孔隙形貌、孔隙分布、孔棱状态等因素对多孔体承载的应力状态都有影响,有时甚至是明显的影响。这些影响在对应数理关系中均体现到执行修正功能的材料常数项上,而影响到的应力状态则直接作用于多孔体的疲劳损伤。该损伤累积可以直接由样品电阻的相对增大来反映。因此,孔隙形貌等类似因素对多孔体疲劳性能的影响,不但能够直接通过对应材料常数的变化而纳入本疲劳因子的关系式(见式(8)和式(9))中,而且同样可以折射出样品电阻率的相对升高。可见,样品电阻率的变化情况,不但反映了多孔体的疲劳性能,而且纳入了孔隙形貌等因素对多孔体疲劳性能的影响。也就是说,孔隙形貌等因素对多孔体疲劳性能的影响,也必然会体现到样品在循环载荷作用后的电阻率相对升高上。

上述 F_e 和 F_c 是两个衡量多孔材料不同类型疲劳性能的指标(或说参量),可用来估测疲劳性能随孔率的变化趋势,比较疲劳性能的优劣。对于高孔率网状泡沫金属材料,其在应力幅控制的循环载荷作用下的类应力疲劳性能总体上随孔率增大而降低,而在受应变幅控制的循环载荷作用下的类应变疲劳性能则总体上随孔率增大和孔径减小而提高。这已被相关实验结果所证明:泡沫镍作为高孔率网状泡沫金属的典型代表,其在受应力幅控制的压-压循环载荷作用下表现出

来的疲劳性能即是随孔率增大而降低,而在受应变幅控制的弯曲循环载荷作用下表现出来的疲劳性能则是随孔率增大和孔径减小而提高。这些实验结果印证了本工作提出的类应力疲劳因子和类应变疲劳因子两者的可行性。

5.3.2 材料制备和边缘效应

根据多孔体在实际应用中需要承受的载荷类型,对于应力幅控制的循环加压载荷和应变幅控制的循环弯曲载荷这两种不同的负载情况,按照两种对应疲劳因子的数理关系,通过多孔体的孔率和孔径等因素即可实现对其疲劳性能的调节。就电沉积工艺制备的泡沫金属而言,若要控制其孔率和孔径,可以通过对多孔基体孔率和孔径指标的选择以及金属层厚度的控制等方式来解决。而金属层的厚度控制,则可通过电沉积工艺参数的调节来实现。比如在保持其他工艺参量不变的前提下,延长电沉积工艺时间即可增加金属层的厚度。若多孔基体的孔隙指标一定,则金属层厚度越大,所得泡沫金属的孔棱越粗,而孔率也就越小。

根据泡沫样品厚度和孔隙尺寸的相对大小,上述疲劳实验将会存在边缘效应,但其为实验带来的系统误差只是影响到实验结果的真值,而不会改变实验结果的相对大小和实验结果数据的走向规律。因此,本工作获知了一种表征泡沫金属疲劳性能相对变化趋势的方法,对泡沫金属用材设计起到参考作用。

5.4 相关工作对比分析

已经开展的一些关于多孔金属材料的疲劳研究^[45-47],一般都是沿用比较传统或成熟的研究方法,且工作多集中于泡沫铝。对各向同性开孔泡沫材料的疲劳性能进行实验研究发现,当多孔体孔棱表层的最大应力小于多孔体对应致密材质的屈服强度时,可以发生高周疲劳(应力疲劳),且可用 Basquin 经验关系公式来描写孔棱的高周疲劳^[46];多孔体孔棱表层的最大应力幅越大,则发生应力疲劳的周次越小,即越易于发生应力疲劳。由式(8)可知,应力疲劳因子 F_e 与孔棱表层能够产生的最大应力幅值呈正向关系。即多孔体的孔率越大,孔棱表层的最大应力幅越大,多孔体的类应力疲劳性能也就越差,于是其应力疲劳因子 F_e 就会越大。可见式(8)的应力疲劳因子 F_e 反映出的多孔体类应力疲劳性能随孔率增大而变差的走向,与 Basquin 定律反映出的多孔体应力疲劳性能随孔棱表层最大应力幅增大而变差的走向,两者实质上是一致的。研究还发现,当多孔体孔棱表层的最大应力大于多孔体对应致密材质的屈服强度时,更可能发生低周疲劳(应变疲劳),且可用 Coffin-Manson 经验关系公

式来描写孔棱的低周疲劳^[46]:多孔体孔棱的应变幅越大,则发生应变疲劳的周次越小,即越容易发生应变疲劳。而通过文献[41]可知,式(9)的推演其实是以 F_e 与孔棱的应变幅呈正向关系为前提的。多孔体的孔率越小,孔径越大,则孔棱越粗,在多孔体形变一定的条件下其孔棱的应变幅即越大,因此多孔体越易产生类应变疲劳,而此时 F_e 值也越大。由此看来,式(9)的 F_e 反映出的多孔体类应变疲劳性能随孔率和孔径的变化而发生的变化趋势,与 Coffin-Manson 定律反映出的多孔体应变疲劳性能随孔棱的应变幅变化而发生的变化趋势,两者实质上是一致的。

Schultz 等^[48]对于直升机的泡沫铝的疲劳行为进行了研究。试样包括熔体发泡法所得产品和粉末烧结法所得产品。结果显示,如果应力幅一定,则试样的密度越大(即孔率越小),载荷周次就会越大,即泡沫铝试样的疲劳性能越好。这一结果与类应力疲劳模型关系一致^[41]。

6 多孔材料的比表面积

6.1 比表面积的数量关系

在本八面体模型理论体系中,利用多孔材料的孔率和孔径这两个基本参量,可采用式(10)近似计算其比表面积^[7,49]。

$$S_V \approx \frac{K_S}{d} [(1-\theta)^{0.5} - (1-\theta)] \cdot (1-\theta)^n \quad (10)$$

式中: S_V 为体积比表面积, cm^2/cm^3 ; n 为表征多孔体孔隙结构形态的几何因子。

6.2 计算公式验证

本比表面积公式在前期推演结果的基础上经历了两次经验性修订^[49],所以最终得到的关系表达属于半理论关系或者说半经验关系。根据这一情况,该关系公式是否具有普适性,就不能仅仅利用一种结构的多孔材料来验证,而应该通过不同工艺方法制造的不同结构多孔产品来验证。

6.2.1 电沉积工艺制备的泡沫镍

本实验材料采用企业生产线批量生产制备电沉积泡沫镍板,厚度为 2~3mm,孔率为 88%~99%。采用气体(N_2)透过法测试其比表面积和有效平均孔径^[5,50],测试结果见表 7^[49]。样品为圆片状,透过部分尺寸为 $\phi 22$ 。非透过部分的密封方法是,上下平面用软质橡胶圈压合,周边用密封胶黏合。

应用表 7 的数据拟合发现, $n=-1.41$ (试值法,通过式(10)以 n 作连续变动,试出 n 为两位小数时最稳定的 K_S 值)时,公式计算值与实验结果高度吻合,此

表 7 泡沫镍的比表面积(S_V)和有效平均孔径^[49]

Table 7 Specific surface area (S_V) and pore diameter available for the nickel foam^[49]

No	$\theta/\%$	d/mm	$S_V/(\text{cm}^2 \cdot \text{cm}^{-3})$ (from test result)	$S_V/(\text{cm}^2 \cdot \text{cm}^{-3})$ (from eq. (10))
1	88.60	0.5602	1098.68	1093.55
2	89.66	0.5735	1197.38	1195.75
3	90.19	0.5707	1275.72	1276.02
4	92.55	0.6008	1637.48	1648.33
5	93.52	0.6413	1782.20	1797.60
6	95.79	0.6802	2649.22	2675.69
7	95.83	0.6458	2818.19	2846.21
8	97.15	0.7242	3727.77	3748.20
9	98.38	0.7553	6367.34	6309.11
10	98.84	0.7378	9146.05	8949.45

时对应的系数平均值为 $K_S \approx 128.2$ 。即对本实验材料,在式(10)中取 $n=-1.41$ 和 $K_S=128.2$,计算该多孔体的比表面积,列于表 7 中。

n 取值 -1.41 不但使计算值与实测值的平均偏差仅为 0.8%,偏差范围也仅在 $-2.2\% \sim 1.0\%$ 之间,而且常数项 K_S 值只在 126.9~131.0 区间,对其平均值的波动幅度在 $-1.0\% \sim 2.2\%$ 之间,平均波动幅度值只有 0.8%。

6.2.2 渗流工艺制备的泡沫铝

式(10)应用的成功只是对于某一种工艺制备的某一种多孔材料,为了考察计算公式的普适性,参考马立群等^[51]关于渗流工艺制备泡沫铝的样品数据(孔率为 73.0%~85.8%,孔径为 2.66~2.85mm),本多孔体的比表面积和孔径计算值见表 8。

表 8 泡沫铝的比表面积和孔径

Table 8 Specific surface area and pore diameter for the aluminum foam

No	$\theta/\%$ ^[51]	d/mm ^[51]	$S_V/(\text{cm}^2 \cdot \text{cm}^{-3})$ ($\text{cm}^2 \cdot \text{cm}^{-3}$) ^[51]	$S_V/(\text{cm}^2 \cdot \text{cm}^{-3})$ (from eq. (10))
1	73.0	2.66	15.7	15.66
2	76.6	2.68	14.7	14.69
3	78.6	2.73	13.8	13.85
4	82.0	2.76	12.5	12.56
5	85.8	2.85	10.7	10.64

将式(10)应用于该泡沫铝制品。结果表明, $n=0.4$ 时, K_S 值非常稳定,对平均值的相对波动只在 $-0.5\% \sim 0.6\%$ 之间,对应的平均值为 $K_S=281.8$ 。将 $n=0.4$ 和 $K_S=281.8$ 代入式(10),所得计算值列于表 8 中,可见计算值与测量值非常接近。

不同于电沉积工艺,渗流铸造多孔产品具有其本身特有的孔隙结构和形态特点。对比该工艺制得的泡沫铝实验数据,结果显示本模型关系式的计算值与实

测值取得了良好的一致,进而表明本模型关系对比表面积计算的可靠和可信,对该泡沫铝亦有很好的适应性。

6.2.3 表 7 和表 8 中的数据修约问题

在高孔率范围内,孔率和孔径的变化对多孔材料比表面积的影响比较显著,很小的孔率和孔径变化都可能造成其比表面积的大幅度变化。加之本泡沫镍样品的孔率和孔径递变都很小,因此将表 7 中通过测试计算得到的孔率数据保留到了百分数的小数点后两位,比表 8 中孔率稍低的泡沫铝样品多保留了一位;孔径数据则一致保留了四位有效数字。

另外,在表 7 和表 8 中,把本模型数理关系的计算值修约到小数点后两位是为了更好对比测量值和计算值。若修约到小数点后一位,即会很大程度上遮掩本计算值与原文献提供值的相对偏差情况,从而影响对该数理关系规律的实用性判断。

6.3 模型分析

6.3.1 验证分析

有机泡沫电沉积金属工艺和高压渗流铸造工艺,都是高孔率泡沫金属制备中成熟而成功的方法,制取的产品均为孔隙连通性良好的金属体三维网状结构,但其中孔隙的具体形态存在很大差异。两者从机制上属于两种不同的工艺。前者金属以单一的原子态逐渐聚集覆盖于有机体表层,有机泡沫原有的连通孔隙成为多孔产品的孔隙主体,而有机体本身的一部分最后构成为量很少的金属孔棱中空部分。后者金属则以熔体的形式迅速填充预制块易燃载体颗粒堆积的空隙,载体颗粒原来堆积的占用空间构成多孔制品的孔隙,原来堆积留出的间隙形成网状金属体,并在最后均获得了通孔的泡沫金属。

从式(10)的应用情况可以看到,本计算式不但很好地适合了电沉积型多孔金属材料,也很好符合渗流铸造型多孔金属材料。两种工艺制得的产品,其孔棱的形状特征、表面特点、连接方式以及内部缺陷状态等都可能大不一样。但是,本式将这些取决于材质种类和工艺条件的具体细观结构因素,成功地纳入取决于材质和工艺的修正系数即材料常数 K 上,使得公式的适用范围面向不同材料和不同工艺,事实证明是可行的。

此外,运用本模型理论公式,也可成功地用于分析生产工艺因素对多孔材料产品比表面积的影响^[52]。

6.3.2 公式常数问题

n 和 K_s 的具体取值虽然是通过实验数据拟合而来的,但拟合值用于公式后获得了十分令人满意的结果,无论是计算结果与实验结果的平均偏差还是偏差

范围的幅度都非常小,充分说明这种数据处理方式是合理的。

运用数理模型,以孔率和孔径的函数形式来计算多孔材料的比表面积,源于泡沫镍和泡沫铝的实验数据很好地符合了该数理模型。对这两种材料,拟合参数 n 和 K_s 大不一样,这应该是材料结构不同所致。本工作给出了多孔材料比表面积能够通过一个简单函数而直接从孔率和孔径导出的证据,该方法在可以从结构估算出 n 和 K_s 的情况下具有良好的实用性。

基于八面体模型的半理论公式(10),其对不同工艺的适应主要体现在对比表面积的调速增减修正项 $(1-\theta)^n$,而具体在于其指数 n 。对于不同的工艺方法制得的多孔材料, n 值也随之不同,可正可负,理论态为 $n=0$ 。从公式的实际应用情况可见这个修正项的成功性,但其深入的理论根据尚不明晰,使得最后的计算公式还处于半理论、半经验的状态。

孔率和孔径是多孔体两个最基本的参数,同时也是较易测知的两个量。对于任何多孔材料,这两个指标是可测的,而其他指标则不然。但运用本关系公式,通过测得某工艺、某材料在可测(或易测)情况下的几个比表面积值,从而得到该工艺、该材料的 n 值和 K_s 值,于是就可建立一个针对性的具体关系式,用孔率和孔径间接计算出该工艺、该材料在不可测(或难测)情况下的比表面积值。之所以能够实现这一目标,就是因为确定材质和某类孔隙结构的情况下, n 值和 K_s 值是基本保持不变的常量,故而根据数个孔径、孔率条件下测得的比表面积值,就可获得对应的 n 值和 K_s 值,然后建立方程连续得到不同孔径、孔率条件下的比表面积。

总之,本计算公式对电沉积法(泡沫镍)和高压渗流铸造法(泡沫铝)两种工艺所获多孔产品均具有很好的适应性,因此有望成为计算多孔材料比表面积的普适性数理模型。

7 结束语

本八面体模型理论可以较好地反映高孔率网状多孔材料的结构特征,适应该类材料的性能分析并进行相关的数理推演,因此得出了实践应用效果良好的性能指标数理关系。通过企业生产线制备的泡沫金属产品相关实验,验证了本性能分析模型的可行性及其数理关系的实用性,实验数据涵盖导电性能、拉伸性能、双向拉伸性能、疲劳性能、比表面积等。

关系公式基于高孔率特征(如孔率在 70% 以上),适用于大规模生产和广泛应用的泡沫金属多孔电极材

料等类多孔材料。多孔产品实际应用验证表明,对电沉积法所制泡沫镍材料,上述关系公式取得了很好的应用效果。按照这种数理关系,通过多孔产品孔率这样的易测基本参量即可计算出其电阻率等性能指标。因此,在电沉积法中,对应已知工艺条件的电镀时间,经产品面密度获知其对应孔率值,从而预计产品的电阻率等性能指标,并由此制备出规定性能指标范围的批量产品,只要通过控制电沉积时间就可实现,因而可为工艺设计和产品性能指标调控提供便利。

有限元计算功能比较强,但计算多孔材料时需要较多的参量,其中有些参量的获取也是比较麻烦和困难的。比如孔棱的尺寸因素,一是其检测需要有大量的数据;二是要对其进行较精确的测量需要专门的设备。所以,利用有限元方法往往过程复杂,相关工作量大,有时还难于实现,而且其计算结果的准确度也不一定令人满意。因此,从几何结构出发的模型理论,不但逻辑顺畅,导出的数理关系具有应用方便、操作简单的优势,同时其计算结果也屡经实验验证。

参考文献

- [1] LIU P S, LIANG K M. Functional materials of porous metals made by P/M, electroplating and some other techniques [J]. *Journal of Materials Science*, 2001, 36(21): 5059-5072.
- [2] 陈祥, 李言祥. 金属泡沫材料研究进展 [J]. *材料导报*, 2003, 17(5): 5-8.
CHEN X, LI Y X. Porous metals: research advances and applications [J]. *Materials Review*, 2003, 17(5): 5-8.
- [3] ROSA M E. An introduction to solid foams [J]. *Philosophical Magazine Letters*, 2008, 88(9/10): 637-645.
- [4] 刘培生. 多孔材料引论 [M]. 2 版. 北京: 清华大学出版社, 2013.
LIU P S. Introduction to porous materials [M]. 2nd ed. Beijing: Tsinghua University Press, 2013.
- [5] LIU P S, CHEN G F. Porous materials: processing and applications [M]. Boston: Elsevier Science, 2014.
- [6] 刘培生, 马晓明. 多孔材料检测方法 [M]. 北京: 冶金工业出版社, 2006.
LIU P S, MA X M. Methods to measure porous materials [M]. Beijing: Metallurgical Industrial Press, 2005.
- [7] 刘培生, 崔光, 程伟. 多孔材料性能模型研究 1: 数理关系 [J]. *材料工程*, 2019, 47(6): 42-62.
LIU P S, CUI G, CHENG W. Study on the property model for porous materials 1: mathematical relations [J]. *Journal of Materials Engineering*, 2019, 47(6): 42-62.
- [8] LIU P S, LI T F, FU C. Relationship between electrical resistivity and porosity for porous materials [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 1999, 268: 208-215.
- [9] LIU P S, LIANG K M. Preparation and corresponding structure of nickel foam [J]. *Materials Science and Technology*, 2000, 16(5): 575-578.
- [10] BABJAK J, ETTLE V A, PASERIN V. Nickel foam: EP 0402738A2 [P]. 1990-12-19.
- [11] 美国金属学会. 金属手册: 第二卷 [M]. 北京: 机械工业出版社, 1994: 987.
ASM (american society for metals). *Metals handbook*, Vol. 2 [M]. Beijing: Machinery Industry Press, 1994: 987.
- [12] LIU P S, LIANG K M. Evaluating electrical resistivity for high porosity metals [J]. *Materials Science and Technology*, 2000, 16(3): 341-343.
- [13] LIU P S, CHEN H, LIANG K M, et al. Relationship between apparent electrical-conductivity and preparation conditions for nickel foam [J]. *Journal of Applied Electrochemistry*, 2000(10): 1183-1186.
- [14] LIU P S. The tensile strength of porous metals with high porosity [J]. *Journal of Advanced Materials*, 2000, 32(2): 9-16.
- [15] ALY M S. Tensile properties of open-cell nickel foams [J]. *Materials & Design*, 2010, 31: 2237-2240.
- [16] 刘培生, 梁开明, 顾守仁, 等. 多孔金属抗拉强度公式中的指数项取值 [J]. *力学学报*, 2001, 33(6): 853-855.
LIU P S, LIANG K M, GU S R, et al. The exponential item in formulas for calculating tensile strength of porous metal [J]. *Acta Mechanica Sinica*, 2001, 33(6): 853-855.
- [17] LIU P S, LIANG K M, TU S W, et al. Relationship between tensile strength and preparation conditions for nickel foam [J]. *Materials Science and Technology*, 2001, 17(9): 1069-1072.
- [18] LIU P S, FU C, LI T F. Relationship between elongation and porosity for high porosity metals [J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 1999, 9(3): 546-552.
- [19] 黄培云. 粉末冶金原理 [M]. 2 版. 北京: 冶金工业出版社, 1997.
HUANG P Y. Principles of powder metallurgy [M]. 2nd ed. Beijing: Metallurgical Industry Press, 1997.
- [20] HAMIUDDIN M. Correction between mechanical properties and porosity of sintered iron and steels—a review [J]. *Powder Metallurgy International*, 1986, 18(2): 73-76.
- [21] LIU P S, FU C, LI T F. Theoretical calculation of elongation after fracture for high porosity metals [J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 1999, 35(4): 357-361.
- [22] 刘文斌, 张宏. 塑性力学基础 [M]. 北京: 高等教育出版社, 1986.
LIU W B, ZHANG H. The basis of elastic-plastic mechanics [M]. Beijing: Higher Education Press, 1986.
- [23] LIU P S. Tensile fracture behavior of foamed metallic materials properties [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2004, 384(1/2): 352-354.
- [24] YANG Q C, ZHANG M J, LIU P S. Macroscopic fracture behavior of nickel foam under tension [J]. *Multidiscipline Modeling in Materials and Structures*, 2016, 12(1): 110-118.
- [25] LIU P S, FU C, LI T F, et al. Relationship between tensile strength and porosity for high porosity materials [J]. *Science in China*, 1999, 42(1): 100-107.
- [26] GIBSON L J, ASHBY M F. Cellular solids: structure and properties [M]. 2nd ed. Cambridge: Cambridge University Press, 1999.
- [27] ANDREWS E, SANDERS W, GIBSON L J. Compressive and

- tensile behavior of aluminum foams[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 1999, 270: 113-124.
- [28] GONG Z Y, LI Z Z. *Materials mechanics*[M]. Beijing: Science Press, 1999: 112.
- [29] DESHPANDE V S, FLECK N A. Isotropic constitutive models for metallic foams[J]. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 2000, 48(6/7): 1253-1283.
- [30] LIU P S, FU C, LI T F. Approximate means for evaluating tensile strength of high porosity materials[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 1999, 9(1): 70-78.
- [31] LIU P S, WANG X S, LUO H Y. Relationship between tensile strength and porosity for foamed metals under equal speed biaxial tension[J]. *Materials Science and Technology*, 2003, 19(6): 985-987.
- [32] LIU P S. Relationship between fracturing nominal stress and porosity for metal foams under biaxial tension[J]. *Science in China E*, 2003, 46(5): 546-550.
- [33] LIU P S. Effect of preparation conditions on relative elongation of nickel foam[J]. *Materials Science and Technology*, 2004, 20(5): 669-672.
- [34] 刘培生. 泡沫金属双向承载的力学模型[J]. *中国有色金属学报*, 2006, 16(4): 567-574.
- LIU P S. Mechanical model for metallic foams under biaxial loads[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2006, 16(4): 567-574.
- [35] LIU P S, CHEN G F. Mechanical relation of foamed metals under uniaxial and biaxial loads of collective tension and compression[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2009, 507(1/2): 190-193.
- [36] LIU P S. Mechanical behaviors of porous metals under biaxial tensile loads[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2006, 422(1/2): 176-183.
- [37] MAITI S K, ASHBY M F, GIBSON L J. Fracture toughness of brittle cellular solids[J]. *Scripta Metallurgica*, 1984, 18(3): 213-217.
- [38] GIBSON L J, ASHBY M F, ZHANG J, et al. Failure surfaces for cellular materials under multiaxial loads: I. modelling [J]. *International Journal of Mechanical Sciences*, 1989, 31(9): 635-663.
- [39] TRIANTAFILLOU T C, ZHANG J, SHERCLIFF T L, et al. Failure surfaces for cellular materials under multiaxial loads; II. comparison of models with experiment[J]. *International Journal of Mechanical Sciences*, 1989, 31(9): 665-678.
- [40] LIU P S. Different theories application to foamed metals under biaxial equal-stress tension [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2004, 364: 370-373.
- [41] 刘培生, 马晓明. 高孔率泡沫金属材料疲劳表征模型及其实验研究[J]. *材料工程*, 2012(5): 47-54.
- LIU P S, MA X M. Fatigue model for foamed metals with high porosity and corresponding experimental study[J]. *Journal of Materials Engineering*, 2012(5): 47-54.
- [42] 吴培英. *金属材料学*[M]. 北京: 国防工业出版社, 1987: 81-83.
- WU P Y. *Study on metal materials* [M]. Beijing: National Defence Industry Press, 1987: 81-83.
- [43] 徐灏. *疲劳强度*[M]. 北京: 高等教育出版社, 1988: 9-14, 46-52, 90, 111-146.
- XU H. *Fatigue strength*[M]. Beijing: Higher Education Press, 1988: 9-14, 46-52, 90, 111-146.
- [44] FRITTS D H. A discussion of the causes of blistering of sintered nickel hydroxide electrodes[J]. *Journal of Power Sources*, 1981, 6(2): 327-336.
- [45] INGRAHAM M D, DEMARIA C J, ISSEN K A, et al. Low cycle fatigue of aluminum foam [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2009, 504(1/2): 150-156.
- [46] HUANG J S, LIU S Y. Fatigue of isotropic open-cell foams under multiaxial loads [J]. *International Journal of Fatigue*, 2001, 23(3): 233-240.
- [47] ZETTL B, MAYER H, STANZL-TSCHEGG S E, et al. Fatigue properties of aluminium foams at high numbers of cycles[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2000, 292(1): 1-7.
- [48] SCHULTZ O, DES LIGNERIS A, HAIDER O, et al. Fatigue behavior, strength, and failure of aluminum foam[J]. *Advanced Engineering Materials*, 2000, 2(4): 215-218.
- [49] 刘培生. 多孔金属比表面积的计算方法[J]. *材料研究学报*, 2009, 23(4): 415-420.
- LIU P S. Calculation method for the specific surface area of porous metals[J]. *Chinese Journal of Materials Research*, 2009, 23(4): 415-420.
- [50] 刘培生. 多孔材料比表面积和孔隙形貌的测定方法[J]. *稀有金属材料与工程*, 2006, 35(增刊 2): 25-29.
- LIU P S. Determining methods for specific surface area and pore morphology of porous materials[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2006, 35(Suppl 2): 25-29.
- [51] 马立群, 何德坪. 新型泡沫铝的制备及其孔结构的控制[J]. *材料研究学报*, 1994, 8(1): 11-17.
- MA L Q, HE D P. Fabrication and pore structure control of new type aluminium foams[J]. *Chinese Journal of Materials Research*, 1994, 8(1): 11-17.
- [52] CHEN B, LIU P S, CHEN J H. Influence of processing on surface morphology and specific surface area for the nickel foam made by electrodeposition[J]. *Multidiscipline Modeling in Materials and Structures*, 2018, 14(4): 735-743.

基金项目: 北京师范大学测试基金(C18)

收稿日期: 2018-12-04; 修订日期: 2019-04-10

通讯作者: 程伟(1973—), 男, 副研究员, 博士, 现从事材料计算等方面的研究工作, 联系地址: 北京师范大学核科学与技术学院(100875), E-mail: liu996@263.net; chengwei@bnu.edu.cn

(本文责编: 王 晶)