第 28 卷第 8 期 中国有色金属学报 2018 年 8 月
Volume 28 Number 8 The Chinese Journal of Nonferrous Metals August 2018
DOI：10.19476/j.ysxb.1004.0609.2018.08.15

开孔 Ni-Cr-Fe 泡沫合金制备及高温力学性能

庞 秋[1,2]，胡志力[2]，孙东立[3]

(1. 武汉东湖学院，机电工程学院，武汉 430212；
2. 武汉理工大学，现代汽车零部件技术湖北省重点实验室，武汉 430070；
3. 哈尔滨工业大学，材料科学与工程学院，哈尔滨 150001)

摘 要：为了满足航空航天领域对高熔点开孔泡沫金属的迫切需求，针对现有开孔泡沫金属熔点低、强度和抗氧化性能差，以及孔隙率低、孔径结构分布不均匀等难题，以三维网状开孔泡沫 Ni 为基体，采用固体粉末包埋结合高温固相扩散工艺，制备出一种孔隙率达到 95%三维网状开孔 Ni-Cr-Fe 泡沫合金。利用扫描电镜(SEM/EDS)对开孔 Ni-Cr-Fe 泡沫合金化前后的组织形貌和元素扩散进行分析，进一步了解扩散过程中 Ni-Cr-Fe 骨架形成与元素扩散之间的规律，并且对合金化后泡沫合金的微观形貌及结构进行表征。同时，研究了 800 ℃和 1000 ℃条件下开孔 Ni-Cr-Fe 泡沫合金的准静态压缩性能和能量吸收性能。结果表明：随着高温固相扩散时间的延长，网丝骨架中 Cr、Fe、Ni 元素浓度梯度明显平缓，(1200 ℃, 48 h)均匀化热处理后，网丝骨架中 Cr、Fe、Ni 3 种元素发生了充分的互扩散，达到合金成分均匀化。并且，开孔 Ni-Cr-Fe 泡沫合金保持着初始泡沫 Ni 基体的三维网状及骨架中空结构。同时，高温压缩时开孔 Ni-Cr-Fe 泡沫合金具有典型韧性金属泡沫的变形特性，其压缩强度随着泡沫合金中 Cr、Fe 含量的增加而明显增大，而能量吸收性能表现出先增加后降低的趋势。

关键词: 开孔泡沫金属；固体粉末包埋工艺；高温固相扩散工艺；合金化；力学性能
文章编号：1004-0609(2018)-08-1609-14 **中图分类号**：TB34 **文献标志码**：A

泡沫金属是当前材料科学中发展较为迅速的一种新型结构材料。由于泡沫金属材料是由金属基体骨架连续相和气孔分散相或连续相组成的两相复合材料，它的性质会受到金属基体、气孔率、气孔结构及制备工艺等的影响[1−3]。与传统的实体材料相比，泡沫金属拥有高的比强度、比刚度，以及较大的比表面积等优良性能；同时，泡沫金属具有较好的金属特性[4−6]。近几年，随着现代航空航天技术的飞速发展，赋予航空飞机和航天飞行器更强的飞行能力。高熔点泡沫金属在高超飞行器，航天飞机上的应用不断扩大，如金属热防护系统以及发动机、燃烧室等高温环境下的隔热和防护。三维网状开孔 Ni-Cr-Fe 泡沫合金作为高温镍基合金材料的一种，通常应用于 800~1000 ℃高温环境，如金属热防护系统以及发动机、燃烧室等高温环境下的隔热和防护[7−8]。

然而，通过传统粉末冶金工艺制备高熔点开孔泡沫金属，由于金属基体熔点较高，容易导致泡沫金属孔隙率低、孔结构分布不均匀。目前，三维网状的开孔泡沫金属制备主要采用渗流铸造法、电沉积法和气相沉积法。例如：FIEDLER 等[9]利用渗流铸造法制备泡沫时，泡沫金属的孔径大小分布不均匀，孔尺寸仅局限为 2~10 mm；陈劲松[10]采用电解液喷射沉积法制备了不同孔隙率的泡沫镍，研究表明：70%孔隙率泡沫镍的塑性平台的高度较低，其强度也较差；QUEHEILLALT 等[11]采用气相沉积法可使开孔 Inconel 合金蒸发沉积到开孔聚合物泡沫板上，但是，由于基底材料(聚氨酯泡沫)复杂的网状结构，容易产生较薄的沉积层且厚度不均匀、成本较高。因此，采用渗流铸造、电沉积方法和气相沉积法制备孔隙分布均匀的三维网状开孔泡沫合金存在较多困难。

目前，固体粉末包埋工艺已经成功应用于许多耐腐蚀的不锈钢、钛基合金和镍基合金工件的制造。例如：

基金项目：国家自然科学基金资助项目(51501133)；湖北省高等学校优秀中青年科技创新团队项目(T201629)；先进焊接与连接国家重点实验室(哈尔滨工业大学)开放研究课题基金项目(AWJ-M16-11)
收稿日期：2016-06-17；**修订日期**：2018-06-13
通信作者：胡志力，副教授，博士；电话：027-87856733；E-mail: zhilihuhit@163.com

KARIMI ZARCHI 等[12]在 950~1100 ℃下纯钛 NaF 活化包埋渗铝进行研究，对样品上的渗铝层进行了表征。结果表明：在 950 ℃的增重预测值与实验值吻合较好。然而，针对三维网状开孔泡沫金属材料而言，由于三维网状开孔泡沫金属基体内部具有大量的孔隙结构，比表面积大，泡沫网丝结构复杂。相对实体材料而言，采用固体粉末包埋工艺对泡沫金属材料进行表面改性存在较大的区别。例如：FARHAN 等[13]利用固体粉末包埋工艺在泡沫碳基体上制备纳米 SiC 涂层，结果表明：纳米 SiC 涂层容易沉积于泡沫孔洞周围，在氧化环境下，与未包覆的基材相比，泡沫碳的涂层提高了使用寿命。因此，利用固体粉末包埋法结合高温固相扩散工艺制备高熔点开孔泡沫金属具有较强的现实意义。

本文作者以三维网状开孔泡沫 Ni 为基体，采用固体粉末包埋法结合高温固相扩散工艺，制备出一种孔隙率达到 95%，组织分布均匀的三维网状开孔 Ni-Cr-Fe 泡沫合金。并且对高温固相扩散前后开孔 Ni-Cr-Fe 泡沫骨架形成与元素扩散之间的规律进行研究。利用扫描电镜(SEM/EDS)和 D/max2400X 射线衍射仪(XRD)对合金化后的开孔 Ni-Cr-Fe 泡沫合金进行微观组织及相结构分析。同时，研究了 800 ℃和 1000 ℃条件下开孔 Ni-Cr-Fe 泡沫合金的准静态压缩性能和能量吸收性能。

1 实验

采用开孔泡沫 Ni(孔隙率为 98%)为基体，宏观形貌如图 1 所示(其中 Ni 纯度高达 98.17%)。首先利用线切割机将开孔泡沫 Ni 加工成尺寸为 d 20 mm×10 mm 试样。然后，将开孔泡沫 Ni 包埋于 Cr、Fe 固体浸渗粉末中进行 Cr-Fe 共渗。在装料过程中，首先填充 5 mm 厚度渗剂于不锈钢合金渗罐底层，再将泡沫 Ni 试样分层交替包埋在渗剂粉中，密封渗盖。其中，Cr-Fe 固体浸渗所用渗剂原料成分(质量分数)包括：65% Al_2O_3、5% NH_4Cl、25% Cr、5% Fe。随后利用低温炉在 300 ℃时预热排气 30 min，用 pH 试纸放在排气孔口处，待试纸发生蓝色变化，用焊接方法封住排气孔，然后迅速转移至 1600 ℃快速升温炉内，进行铬、铁共渗试验，共渗温度选择为 900、1050 和 1100 ℃，保温时间阶段为 4~12 h。随炉冷却到 150 ℃以下出炉。

为了去除表面的粘附，随即放入酒精中进行超声波清洗 20 min 后吹干。为防止试样高温固相扩散过程中发生氧化，泡沫试样采用石英玻璃管密封处理。然后，用机械泵将石英玻璃管抽真空，保证管内真空度小于 1×10^{-3} Pa。随后开孔泡沫 Ni-Cr-Fe 进行高温固相扩散，温度选为 1200 ℃，分别保温 12、24 和 48 h，高温固相扩散工艺如表 1 所列。

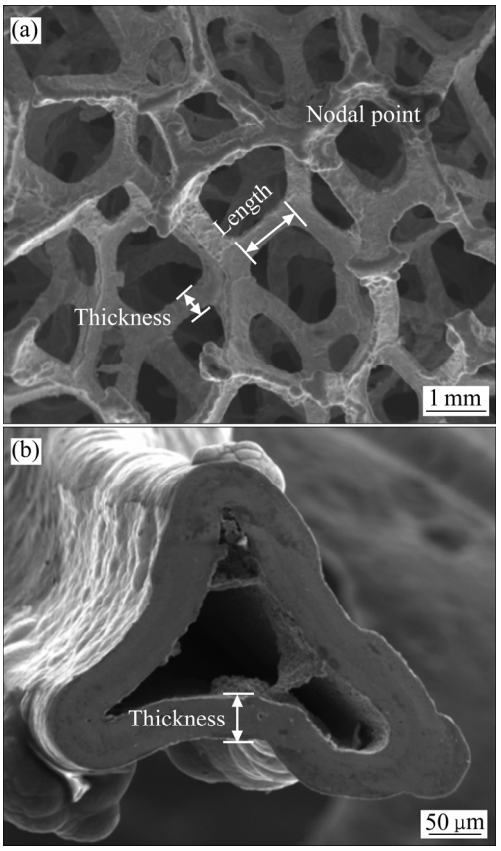

图 1 泡沫 Ni 基体的宏观形貌

Fig. 1 Morphologies of open-cell Ni foam: (a) Whole; (b) Strut

表 1 高温固相扩散工艺

Table 1 High-temperature solid-phase diffusion process

Heating temperature/℃	Heating rate/(℃·min^{-1})	Holding time/h	Type of cooling
1200	15	12	Air
		24	
		48	

利用扫描电镜(SEM/EDS)和 X 射线衍射仪(XRD)对合金化后的开孔泡沫 Ni-Cr-Fe 进行微观形貌、相组成及成分分析。同时，根据 Fick-Onsager 扩散定律对 Cr 和 Fe 在泡沫 Ni-Cr-Fe 三元系中平均互扩散系数进行计算，将数值分析结果与实验值进行了对比分析。利用 Instron5569 万能电子拉伸试验机对开孔 Ni-Cr-Fe 泡沫合金进行高温压缩性能试验。横梁移动速度为 0.5

mm/min，数据采集 8 点/min，最大载荷砝码质量为 500 kg，压缩位移为 8 mm。

2　结果与分析

2.1　不同温度对 Cr-Fe 共渗层形貌影响

图 2 所示分别为泡沫 Ni 基体在不同温度下保温 10 h 后 Cr-Fe 共渗层表面形貌。由图 2(a)可以看出，泡沫 Ni 在 900 ℃保温 10 h 后 Cr-Fe 共渗层表面粗糙、疏松，存在着许多孔洞。这可能是由于铬原子[Cr]和铁原子[Fe]是独立扩散的，在渗层与基体之间产生聚集区，由于共渗温度低导致两种原子扩散过程缓慢，共渗层颗粒发生明显团聚。图 2(b)给出了 1050 ℃保温 10 h 后 Cr-Fe 共渗层表面形貌，当共渗温度为 1050 ℃时，Cr-Fe 共渗层均匀分布在泡沫 Ni 网丝的表面，渗层表面致密，颗粒呈片状结构。然而，当共渗温度增加到 1100 ℃时，如图 2(c)所示，Cr-Fe 共渗层表面形貌呈连续起伏状，渗层表面变得凹凸不平，出现一些较大的凹陷和孔洞。根据文献[14]所述采用粉末包埋法制备 Cr 涂层，不同加热温度对涂层的表面形貌产生较大的影响。因此，研究表明：Cr-Fe 共渗温度选择 1050 ℃是比较合适的。

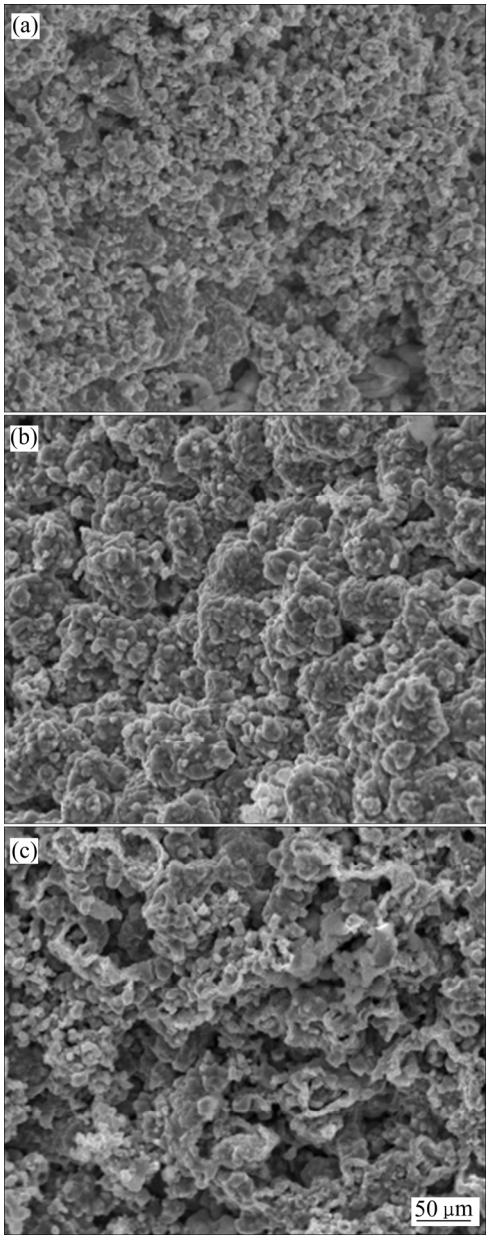

图 2　泡沫 Ni 基体在不同温度下保温 10 h 后 Cr-Fe 共渗层表面形貌

Fig. 2　Surface morphologies of Cr-Fe permeation layer on open-cell Ni foams at different temperatures for 10 h: (a) 900 ℃; (b) 1050 ℃; (c) 1100 ℃

图 3 所示为开孔泡沫 Ni 基体在不同温度下保温 10 h 后 Cr-Fe 共渗层横截面形貌。从图 3(a)中可以看出，泡沫 Ni 在 900 ℃保温 10 h 后 Cr-Fe 共渗层与泡沫 Ni 基体的界面结合处存在许多圆形孔洞。同时，Cr-Fe 共渗层厚度不均匀，渗层厚度约为 15~25 μm，这是由于泡沫 Ni 网丝形状复杂，在共渗过程中，Cr 和 Fe 原子较容易沉积在泡沫网丝截面凸起处 *A* 点，而泡沫 Ni 网丝凹起处 *B* 点原子不容易沉积。从图 3(b)中发现，泡沫 Ni 在 1050 ℃保温 10 h 后 Cr-Fe 共渗层均匀地分布于泡沫 Ni 网丝周围，渗层厚度约为 30 μm。尤其，Cr-Fe 共渗层表面比较平整，未出现如图 3(a)所示锯齿形状渗层。这有利于热处理合金化后，泡沫 Ni-Cr-Fe 合金成分的均匀性。然而，随着共渗温度的进一步增加至 1100 ℃，如图 3(c)所示，Cr-Fe 共渗层的厚度增加缓慢，Cr-Fe 渗层厚度约为 30 μm，共渗层外围出现锯齿形状。同时，Cr-Fe 共渗层及界面结合处均出现微小孔洞，大大降低了渗层与基体的结合强度。

图 4 所示为泡沫 Ni 在 1050 ℃保温 10 h 后 Cr-Fe 共渗层横截面元素线扫描分析形貌。从图 4(a)中线扫描分析可以看出，Cr-Fe 共渗层由外层和中间扩散层两部分组成。从扩散层前端的形貌来看，Cr、Fe 和 Ni 元素的含量在扩散层前端附近的分布略有起伏(如图 4(a)方框所示)，这说明在高温固相 Cr-Fe 共渗过程中，Cr、Fe 和 Ni 层之间的晶界扩散速度大于晶粒内部的扩散速度。这可能由于晶界处原子扩散所需的活化能较低，扩散速度比晶内扩散快[15]。图 4(b)所示为横截面上元素能谱分析，可以发现 Cr 和 Fe 元素线扫描分布呈中间低、两端高的形貌，大部分 Cr、Fe 原子

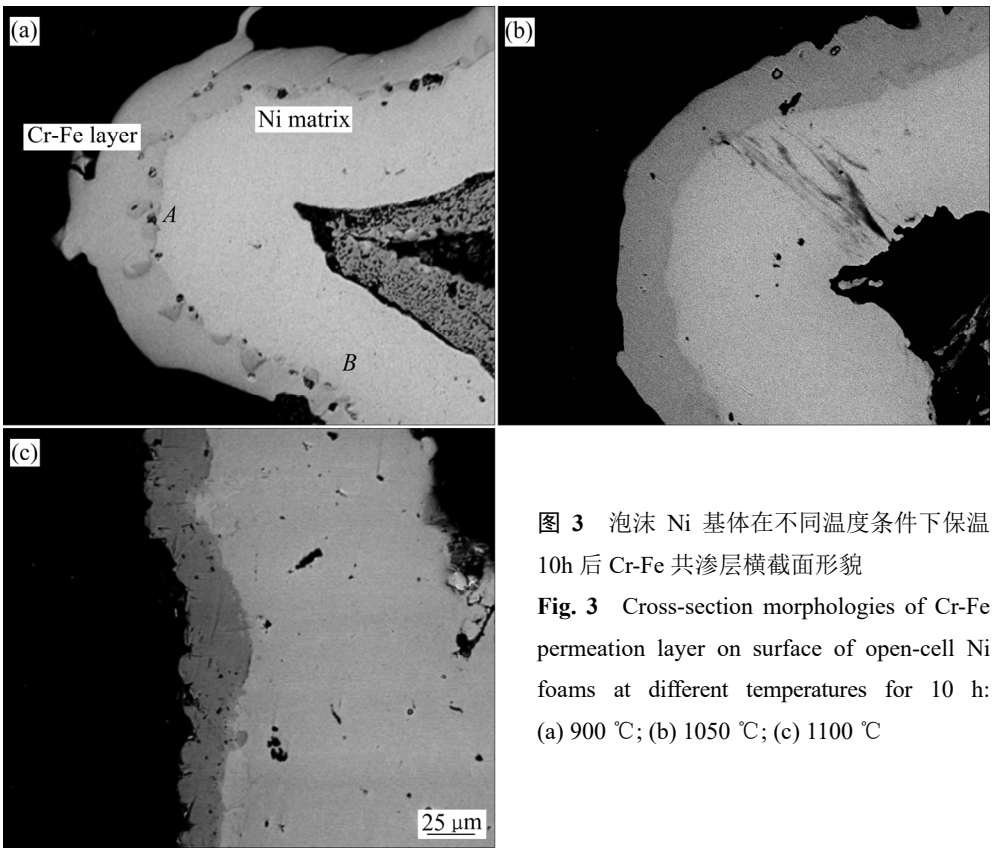

图 3 泡沫 Ni 基体在不同温度条件下保温 10h 后 Cr-Fe 共渗层横截面形貌

Fig. 3 Cross-section morphologies of Cr-Fe permeation layer on surface of open-cell Ni foams at different temperatures for 10 h: (a) 900 ℃; (b) 1050 ℃; (c) 1100 ℃

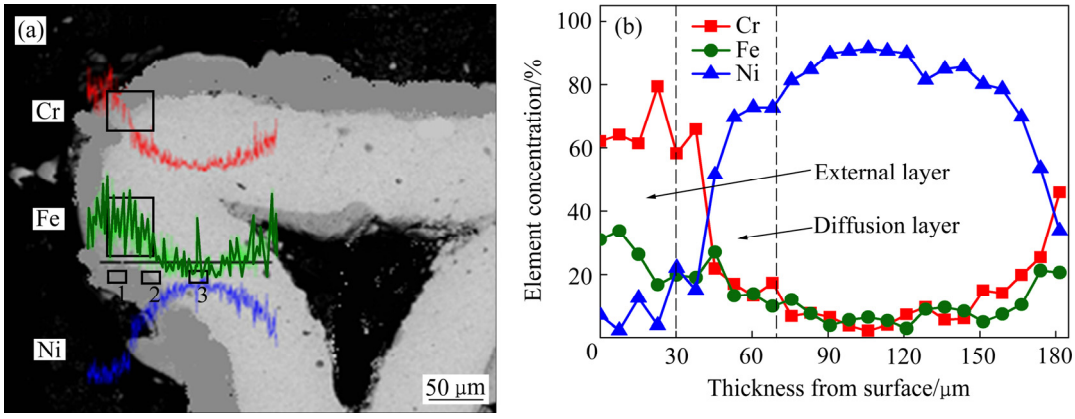

图 4 泡沫 Ni 在 1050 ℃保温 10 h 后 Cr-Fe 渗层横截面上线扫描及能谱分析

Fig. 4 Line scanning and energy spectrum analysis of the Ce-Fe coated open-cell Ni foam at 1050 ℃ for 10 h: (a) Cross-section morphology; (b) EDS point analysis

聚集在基体表面，也存在一部分 Cr、Fe 原子向基体内部扩散。同时，在泡沫 Ni 网丝的中空三角形内侧有一定量 Cr 和 Fe 元素的沉积。表 2 给出了图 4 中各个相区的元素定量分析，可以发现泡沫网丝表面 Cr 和 Fe 元素含量分别为 71.36%和 22.27%(摩尔分数)，其网丝表面中端(标注 3 处)为 11.86%和 5.63%(摩尔分数)，两处存在较大的浓度差，这种元素分布特征为随后元素热处理合金化提供了可行性。

表 2 1050 ℃/10 h 后泡沫 Ni-Cr-Fe 网丝骨架上不同区域 EDS 成分分析

Table 2 EDS composition analysis of different regions of open-cell Ni-Cr-Fe foam at 1050 ℃ for 10 h

Location	Mole fraction/%		
	Cr	Fe	Ni
1	71.36	22.27	6.37
2	39.87	16.24	43.89
3	11.86	5.63	82.51

2.2　高温固相扩散时间对泡沫 Ni-Cr-Fe 骨架元素分布的影响

图 5 所示为(1050 ℃, 10 h)的泡沫样品经 1200 ℃保温 12 h 后网丝骨架元素线扫描形貌。从图 5(a)线扫描形貌中可以看出，经 1200 ℃保温 12 h 均匀化热处理后，泡沫 Ni 基体与 Cr-Fe 渗层之间的界限消失，结果表明：在 1200 ℃均匀化处理过程中，Cr-Fe 渗层与泡沫 Ni 基体之间发生互扩散现象。图 5(b)给出了合金化 12 h 后横截面上元素能谱分析，可以发现 Cr、Fe 两种元素的曲线梯度趋于平缓，Ni 元素线分布曲线呈现出中间高、两端略低的弓背型趋势，表明网丝中央聚集大量 Ni 原子。表 3 所示为(1050 ℃, 10 h)+(1200 ℃, 12 h)样品各个相区的元素定量分析得知，在泡沫网丝边缘区域(如图 5(a)中标记 3 处)，Cr、Fe 含量分别高达 37.25%和 23.53%(质量分数)，比网丝中央(如图 5(a)中标记 2 处)高出 36%和 92%，研究表明：经(1200 ℃, 12 h)均匀化热处理后，泡沫 Ni-Cr-Fe 试样中 3 种元素含量仍然存在一定浓度梯度，网丝两端仍然存留着大量的 Cr、Fe 原子，网丝中央聚集大量 Ni 原子。

图 6 所示为(1050 ℃, 10 h)的泡沫样品经 1200 ℃保温 24 h 后泡沫 Ni-Cr-Fe 骨架元素线扫描及能谱分析。从图 6(a) 线扫描形貌中可以发现，随着热处理保温时间的进一步延长，Ni 元素弓背型分布曲线趋于平缓，Cr、Fe 和 Ni 元素之间的互扩散会更加充分。这是由于 Cr、Fe 的原子半径与基体 Ni 相近(Cr、Fe 和 Ni 原子半径分别为 0.128、0.124 和 0.162 nm)，三者易形成置换型固溶体 γ-(Ni, Cr, Fe)相[16]。置换型固溶体的原子是由空位跳跃进行扩散，原子的跳跃频率和空位浓度可以用 Arrhenius 公式($K=A\exp(-E/RT)$)来描述。所以，随着保温时间的延长，网丝骨架内的 Cr、

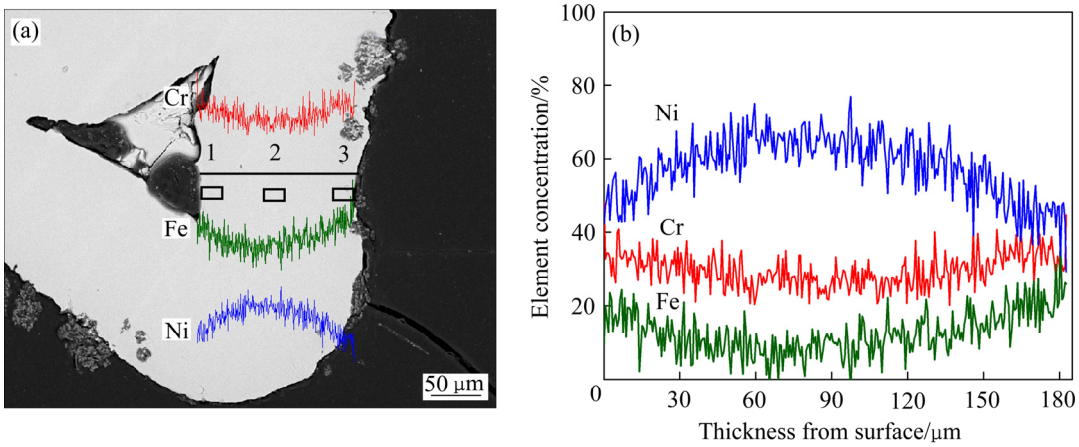

图 5　(1050 ℃, 10 h)+(1200 ℃, 12 h)后泡沫 Ni-Cr-Fe 线扫描及能谱分析

Fig. 5　Line scanning and energy spectrum analysis of open-cell Ni-Cr-Fe foams at (1050 ℃, 10 h)+(1200 ℃, 12 h): (a) Cross-section morphology; (b) EDS analysis

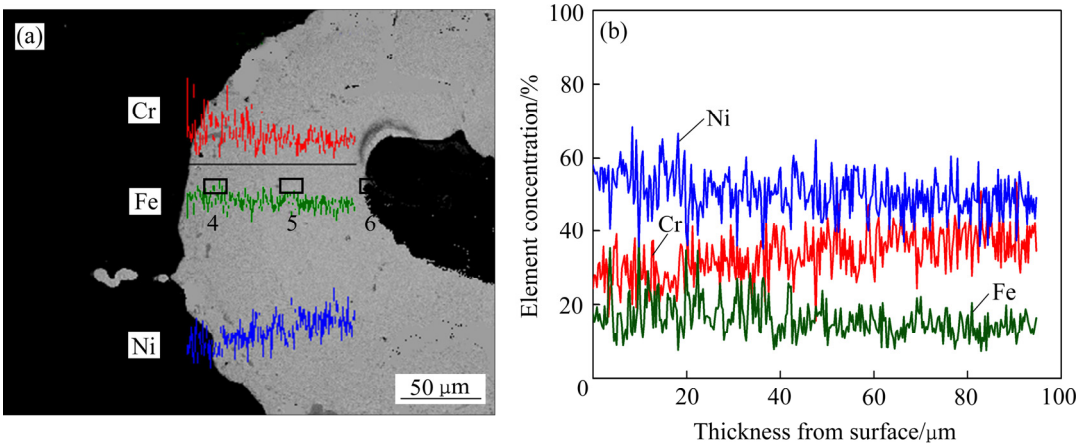

图 6　(1050 ℃, 10 h)+(1200 ℃, 24 h)后泡沫 Ni-Cr-Fe 线扫描及能谱分析

Fig. 6　Line scanning and energy spectrum analysis of open-cell Ni-Cr-Fe foams at (1050 ℃, 10 h)+(1200 ℃, 24 h): (a) Cross-section morphology; (b) EDS analysis

Fe 和 Ni 元素分布更加均匀。图 6(b)给出了 1200 ℃保温 24 h 后泡沫 Ni-Cr-Fe 骨架横截面能谱分析。与(1200 ℃, 12 h)均匀化热处理相对比(图 5)，随着扩散均匀化热处理时间的延长，网丝骨架中 Cr、Fe、Ni 元素曲线梯度明显降低，特别是 Cr、Fe 元素曲线更加趋于平缓。表 3 给出了图 5 和 6 中各个相区的元素定量分析，利用 EDS 能谱分析得知，泡沫 Ni-Cr-Fe 网丝中 3 种元素含量仍然存在浓度梯度，网丝两端仍然存留着大量的 Cr、Fe 原子，网丝中央聚集大量 Ni 原子(区域 1~6)。

图 7 所示为(1050 ℃, 10 h)的泡沫样品经 1200 ℃保温 48 h 后泡沫 Ni-Cr-Fe 骨架元素线扫描及能谱分析。从图 7 中可以看出，当保温时间达到 48 h 时，泡沫网丝骨架内的 Cr、Fe 和 Ni 元素线扫描梯度分布呈现水平状。表 3 所示为 1050 ℃共渗 10 h 的样品，经过(1200 ℃, 48 h)均匀化热处理后泡沫 Ni-Cr-Fe 网丝骨架上不同区域 EDS 成分分析(区域 7~9)。从表 3 中成分分析可知，1050 ℃共渗 10 h 的泡沫样品经(1200 ℃, 48 h)均匀化热处理后，网丝骨架内 Ni、Cr 和 Fe 发生了充分的互扩散，Cr、Fe 和 Ni 各元素分布逐渐趋于均匀化。由于开孔泡沫 Ni-Cr-Fe 均匀化热处理温度选为 1200 ℃，从 Ni-Cr-Fe 三元系的等温截面相图可知，Cr、Fe 元素能完全固溶到 Ni 基体中生成单相奥氏体(γ 相)组织[17]。

表 3 (1050 ℃, 10 h)+(1200 ℃, 12 h, 24 h, 48 h)均匀化热处理后泡沫 Ni-Cr-Fe 网丝骨架上不同区域 EDS 成分分析

Table 3 EDS composition analysis of different regions of open-cell Ni-Cr-Fe foam at (1050 ℃, 10 h)+(1200 ℃, 12 h, 24 h, 48 h)

Location No.	Mole fraction/%		
	Cr	Fe	Ni
1	35.94	21.46	42.6
2	27.43	12.26	60.31
3	37.25	23.53	39.22
4	38.68	22.41	38.91
5	33.09	18.23	48.68
6	37.86	21.57	40.57
7	37.21	21.68	41.11
8	35.63	20.13	44.24
9	36.47	21.39	42.14

2.3 1200 ℃时 Ni-Cr-Fe 三元系中扩散系数的计算

利用 Fick-Onsager 扩散定律多组元系统中的原子扩散通量方程[18]：

$$\tilde{J}_i = -\sum_{j=1}^{2} \tilde{D}_{ij}^{3} \frac{\partial C_j}{\partial x} \quad (i=1,\ 2) \tag{1}$$

在 Ni-Cr-Fe 三元系中，通过利用 Fick-Onsager 扩散定律 Cr、Fe 的扩散通量可以描述为

$$\frac{\partial C_{\mathrm{Cr}}}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x}\left(\tilde{D}_{\mathrm{CrCr}}^{\mathrm{Ni}} \frac{\partial C_{\mathrm{Cr}}}{\partial x}\right) + \frac{\partial}{\partial x}\left(\tilde{D}_{\mathrm{CrFe}}^{\mathrm{Ni}} \frac{\partial C_{\mathrm{Fe}}}{\partial x}\right) \tag{2}$$

$$\frac{\partial C_{\mathrm{Fe}}}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x}\left(\tilde{D}_{\mathrm{FeCr}}^{\mathrm{Ni}} \frac{\partial C_{\mathrm{Cr}}}{\partial x}\right) + \frac{\partial}{\partial x}\left(\tilde{D}_{\mathrm{FeFe}}^{\mathrm{Ni}} \frac{\partial C_{\mathrm{Fe}}}{\partial x}\right) \tag{3}$$

式中：$\tilde{D}_{\mathrm{CrCr}}^{\mathrm{Ni}}$、$\tilde{D}_{\mathrm{CrFe}}^{\mathrm{Ni}}$、$\tilde{D}_{\mathrm{FeCr}}^{\mathrm{Ni}}$ 和 $\tilde{D}_{\mathrm{FeFe}}^{\mathrm{Ni}}$ 分别为三元系中相互扩散系数。

为了确定方程式(2)和(3)中 4 个相互扩散系数，根据 den Broeder analysis 的有限差分法预测 $\tilde{D}_{\mathrm{CrFe}}^{\mathrm{Ni}}$ 和 $\tilde{D}_{\mathrm{FeCr}}^{\mathrm{Ni}}$，即：

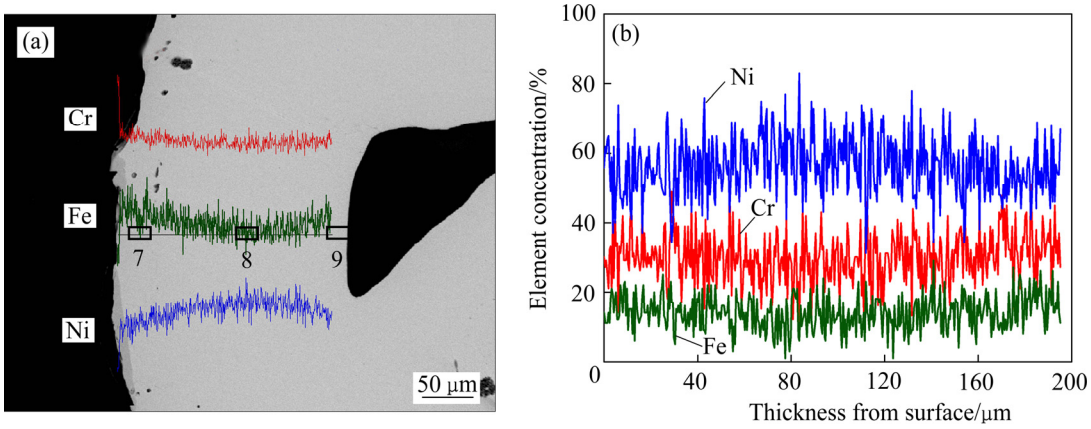

图 7 (1050 ℃, 10 h)+(1200 ℃, 48 h)后泡沫 Ni-Cr-Fe 骨架线扫描及能谱分析

Fig. 7 Line scanning and energy spectrum analysis of cross-sections of open-cell Ni-Cr-Fe foams at (1050 ℃, 10 h)+(1200 ℃, 48 h): (a) Cross-section morphology; (b) EDS analysis

$$\frac{C_{\mathrm{Cr},n}^{i+1}-C_{\mathrm{Cr},n}^{i}}{\Delta t}=\tilde{D}_{\mathrm{CrCr}}^{\mathrm{Ni}}\frac{C_{\mathrm{Cr},n-1}^{i}-2C_{\mathrm{Cr},n}^{i}+C_{\mathrm{Cr},n+1}^{i}}{(\Delta x)^2}+\tilde{D}_{\mathrm{CrFe}}^{\mathrm{Ni}}\frac{C_{\mathrm{Fe},n-1}^{i}-2C_{\mathrm{Fe},n}^{i}+C_{\mathrm{Fe},n+1}^{i}}{(\Delta x)^2} \tag{4}$$

$$\frac{C_{\mathrm{Fe},n}^{i+1}-C_{\mathrm{Fe},n}^{i}}{\Delta t}=\tilde{D}_{\mathrm{FeCr}}^{\mathrm{Ni}}\frac{C_{\mathrm{Cr},n-1}^{i}-2C_{\mathrm{Cr},n}^{i}+C_{\mathrm{Cr},n+1}^{i}}{(\Delta x)^2}+\tilde{D}_{\mathrm{FeFe}}^{\mathrm{Ni}}\frac{C_{\mathrm{Fe},n-1}^{i}-2C_{\mathrm{Fe},n}^{i}+C_{\mathrm{Fe},n+1}^{i}}{(\Delta x)^2} \tag{5}$$

式中：$C_{j,n}^{i}$ 为 j 元素在时间 i 和结点 n 处的浓度；Δt 为扩散时间，s；Δx 为扩散的距离，μm。

图 8 所示为 1050 ℃共渗 10 h 后开孔 Ni-Cr-Fe 泡沫网丝，再经 1200 ℃均匀化热处理前后 Cr、Fe 元素在泡沫 Ni 基体中线扫描分布。从图 8 中可以明显看出，在 1200 ℃热处理前网丝骨架内的 Ni、Cr、Fe 元素分布呈现弓背型曲线形状，经过 1200 ℃热处理 48 h 后，网丝骨架内的 Cr、Fe 和 Ni 元素线扫描梯度分布呈现水平状。结合公式(2)~(5)，表 4 给出了 1200 ℃热处理 48 h 后 Cr、Fe 原子在泡沫 Ni 中平均互扩散系数。从表 4 中可以发现，在泡沫 Ni 基体中，Cr 原子的扩散系数是 Fe 原子扩散系数的 1.5 倍。因此，在热处理合金化过程中，与 Fe 和 Ni 原子相比，Cr 原子优先在泡沫 Ni 网丝中达到均匀化分布，随后 Fe 元素线扫描梯度分布趋于水平。

图 9 所示为 1200 ℃均匀化热处理 12 h 后 Cr 和 Fe 在泡沫 Ni 中扩散截面的数值模拟与实验对比。从图 9(a)中可以看出，用相互扩散参数预测出来的 Cr 元素浓度曲线比较平滑，通过把数值模拟值和实验值

表 4　1200 ℃均匀化热处理后 Ni-Cr-Fe 三元系的平均互扩散系数

Table 4　Average interdiffusion coefficients (D_{ave}) of Cr and Fe in Ni at 1200 ℃ for 48 h

Temperature/℃	Anneal time/h	$D_{\mathrm{ave}}/(\mathrm{m^2\cdot s^{-1}})$			
		$\tilde{D}_{\mathrm{CrCr}}^{\mathrm{Ni}}$	$\tilde{D}_{\mathrm{CrFe}}^{\mathrm{Ni}}$	$\tilde{D}_{\mathrm{FeCr}}^{\mathrm{Ni}}$	$\tilde{D}_{\mathrm{FeFe}}^{\mathrm{Ni}}$
1200	48	4.79×10^{-14}	2.1×10^{-14}	1.52×10^{-14}	3.23×10^{-14}

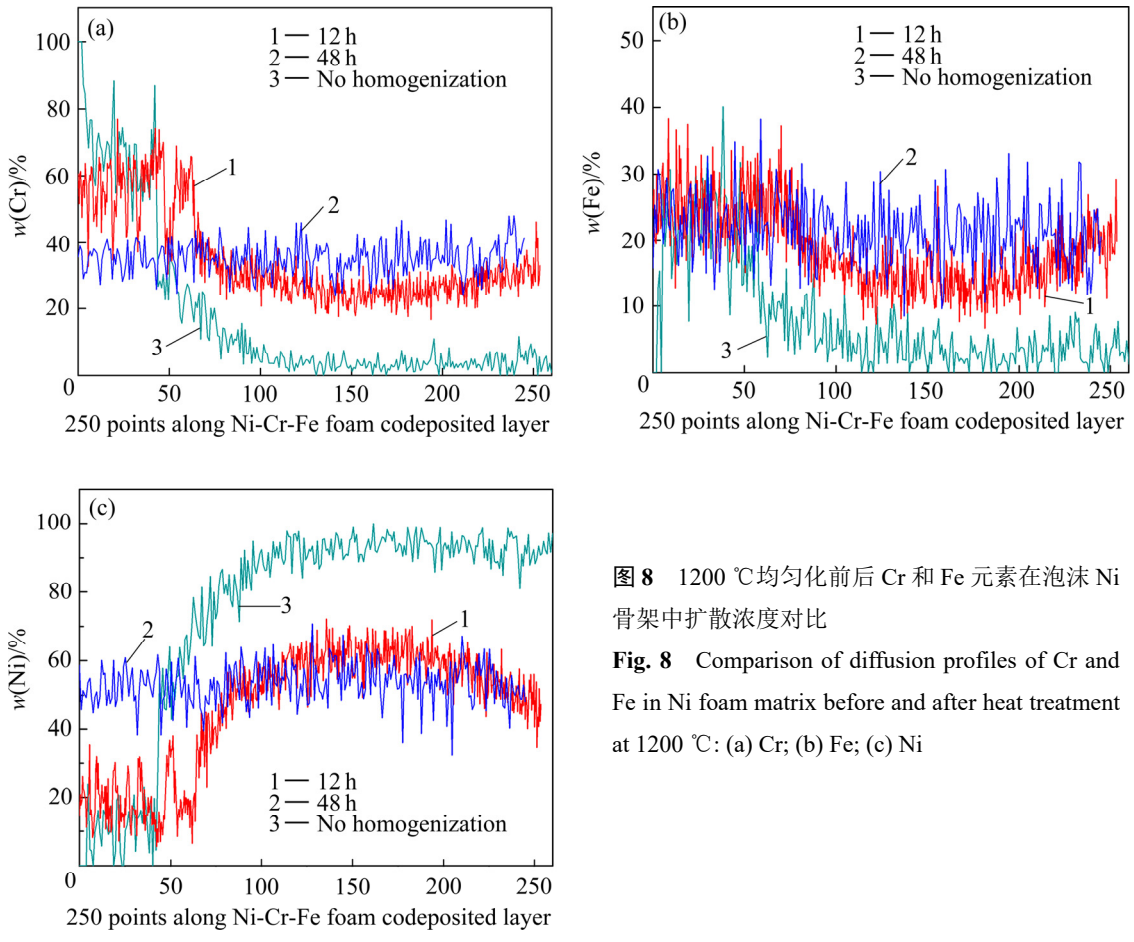

图 8　1200 ℃均匀化前后 Cr 和 Fe 元素在泡沫 Ni 骨架中扩散浓度对比

Fig. 8　Comparison of diffusion profiles of Cr and Fe in Ni foam matrix before and after heat treatment at 1200 ℃: (a) Cr; (b) Fe; (c) Ni

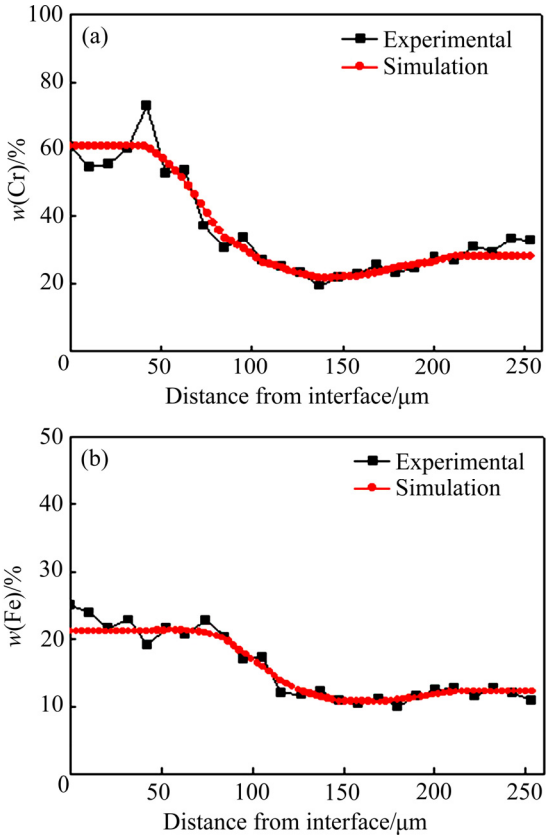

图 9 1200 ℃均匀化热处理 12 h 后 Cr 和 Fe 在泡沫 Ni 中扩散剖面的数值模拟与实验对比

Fig. 9 Comparison of simulation fit to experiment Cr(a) and Fe(b) diffusion profiles in Ni foam strut annealed at 1200 ℃ for 12 h

进行对比可以看出 Cr 扩散浓度梯度与实验值相吻合。图 9(b)中给出了在泡沫 Ni 中 Fe 元素数值模拟与实验浓度曲线，通过对数值模拟值与实验值相比较，证明了求解出的互扩散参数能够很好的预测出 1200 ℃均匀化热处理过程中 Fe 元素的扩散分布。

2.4 开孔 Ni-Cr-Fe 泡沫合金中各元素含量的变化

开孔 Ni-Cr-Fe 泡沫合金具有中空三角形骨架横截面结构，为减少误差，本实验选择横贯泡沫网丝横截面的区域进行 Ni-Cr-Fe 泡沫合金成分的测定。表 5 给出了 1050 ℃保温不同时间+(1200 ℃, 48 h)后开孔 Ni-Cr-Fe 泡沫合金中各元素组成。根据 EDS 能谱分析(见图 4)可以看出，随着 Cr、Fe 共渗时间延长，开孔 Ni-Cr-Fe 泡沫合金中 3 种元素的含量呈现一定的变化规律，泡沫合金中 Cr 和 Fe 元素质量分数不断增加，相反，Ni 元素质量分数不断降低，且 Ni-Cr-Fe 泡沫合金网丝截面成分均匀致密。

表 5 1050 ℃保温不同时间合金化后开孔 Ni-Cr-Fe 泡沫合金各元素组成

Table 5 Element compositions of open-cell Ni-Cr-Fe alloy foams at 1050 ℃ for different time

Time/h	Mass fraction/%		
	Cr	Fe	Ni
4	28.45	16.23	55.32
6	32.36	18.47	49.17
8	34.34	20.38	45.28
10	35.29	22.16	42.55
12	36.47	24.36	39.17

2.5 开孔 Ni-Cr-Fe 泡沫合金物相分析

图 10 给出了 1050 ℃保温不同时间+(1200 ℃, 48 h)后开孔 Ni-Cr-Fe 泡沫合金样品的 XRD 谱。通过对比 3 种不同成分 Ni-Cr-Fe 泡沫合金的 XRD 谱((a) Ni-32Cr-18Fe、(b) Ni-34Cr-20Fe、(c) Ni-36Cr-24Fe)可以发现开孔 Ni-Cr-Fe 泡沫合金表面层主要由(Fe, Ni)和(Ni, Cr, Fe)固溶体组成。这两种相的形成主要是由于在(1200 ℃, 48 h)扩散均匀化过程中，表面沉积的 Cr、Fe 原子向基体内部扩散，根据 Fe-Ni 二元相图，在高于 913 ℃时 Fe 和 Ni 能形成无限固溶体，所以，Ni 原子会大量的固溶到 Fe 中，形成(Fe, Ni)固溶体，并且部分 Cr 原子进一步固溶到(Fe, Ni)固溶体中，形成(Ni, Cr, Fe)固溶体。并且，通过对比 3 种不同成分 Ni-Cr-Fe 泡沫合金的 XRD 谱，可以看出随着泡沫合金中 Cr、Fe 元素质量分数的不断提高，开孔 Ni-Cr-Fe 泡沫合金表面层中(Ni, Cr, Fe)固溶体的衍射峰强度明显增加，而(Fe, Ni)固溶体的衍射峰强度逐渐减弱，这表明随着 1050 ℃保温时间延长，Ni 原子从基体内部向外层扩散，Cr、Fe 原子容易固溶到基体 Ni 中形成(Ni, Cr, Fe)固溶体。

2.6 开孔 Ni-Cr-Fe 泡沫合金高温压缩性能

图 11 所示为 800 ℃时不同组成成分开孔 Ni-Cr-Fe 泡沫合金的压缩应力−应变曲线。可以看出，开孔 Ni-Cr-Fe 泡沫合金的应力−应变曲线呈现出典型泡沫金属的 3 个变形阶段，即线弹性段、塑性屈服平台段及致密化[19]。并且，开孔 Ni-Cr-Fe 泡沫的高温压缩应力−应变曲线平滑，应力峰跟随着应变的增加先增加后平缓下降。相对密度对开孔 Ni-Cr-Fe 泡沫合金的屈服强度影响较大，开孔 Ni-Cr-Fe 泡沫合金的屈服强度随着相对密度的增加而增大。表 6 所列为 800 ℃时不同组成成分 Ni-Cr-Fe 泡沫合金的屈服应力和平台应力值。从表 6 中可以看到，800 ℃时相对密度为 8.9%的

Ni-36Cr-24Fe 泡沫合金的屈服应力值和平台应力值较高，分别为 1.511 MPa 和 1.485 MPa，比 Ni-28Cr-16Fe 泡沫合金的屈服应力增加了 36%，其平台应力值增加了 36%。

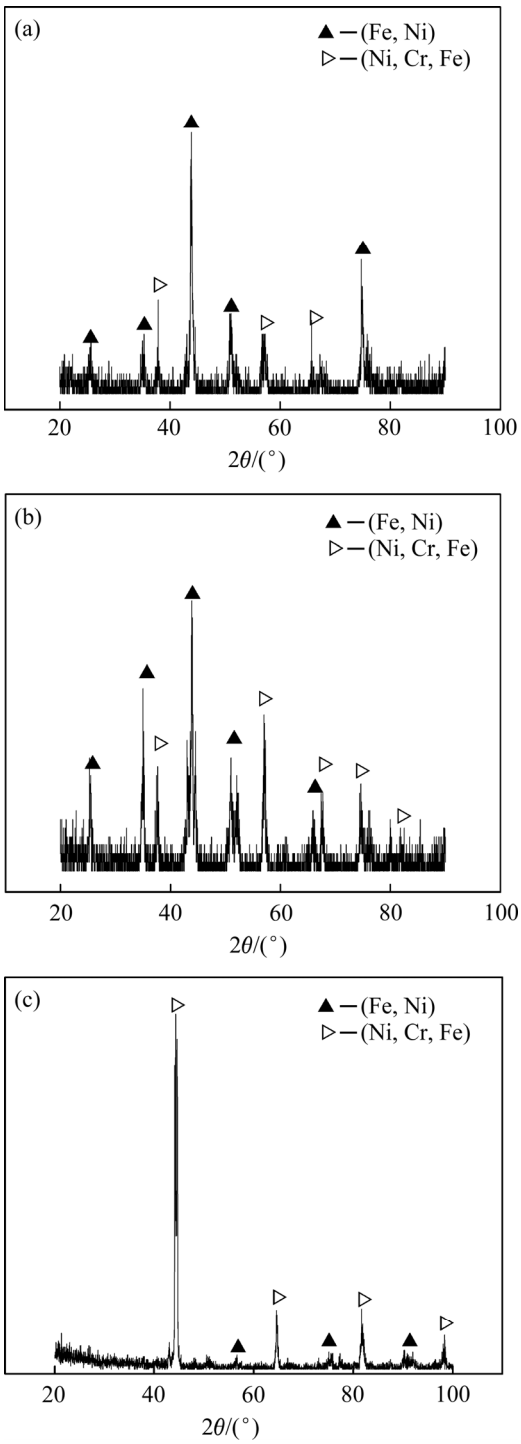

图 10　开孔 Ni-Cr-Fe 泡沫合金的 XRD 谱

Fig. 10　XRD patterns of Ni-Cr-Fe alloy foams: (a) Ni-32Cr-18Fe alloy foam (1050 ℃, 6 h)+(1200 ℃, 48 h); (b) Ni-34Cr-20Fe alloy foam (1050 ℃, 8 h)+(1200 ℃, 48 h); (c) Ni-36Cr-24Fe alloy foam (1050 ℃, 12 h)+(1200 ℃, 48 h)

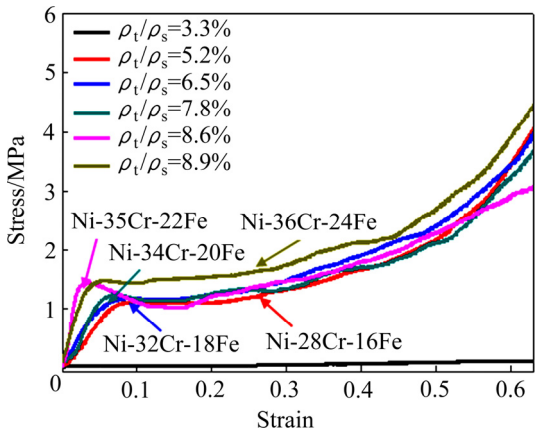

图 11　800 ℃时不同组成成分 Ni-Cr-Fe 泡沫合金的压缩应力−应变曲线

Fig. 11　Compression stress−strain curve of different components of Ni-Cr-Fe alloy foam at 800 ℃

表 6　800 ℃时不同组成成分 Ni-Cr-Fe 泡沫合金的力学性能

Table 6　Mechanical properties of bare Ni-Cr-Fe alloy foam with different compositions at 800 ℃

Foams	Relative density/%	Yield stress/MPa	Plateau stress/MPa
Ni-28Cr-16Fe	5.2	1.108	1.089
Ni-32Cr-18Fe	6.5	1.175	1.187
Ni-34Cr-20Fe	7.8	1.225	1.136
Ni-35Cr-22Fe	8.6	1.448	1.143
Ni-36Cr-24Fe	8.9	1.511	1.485

图 12 所示为 800 ℃时不同压缩应变后 Ni-36Cr-22Fe 泡沫合金的变形形貌。SEM 像表明，当应变量达到 20%后，试样的中间薄弱处部分首先发生网丝骨架的弯曲变形，如图 12(a)所示。随着应变量不断增加(ε=30%)，试样的中间处泡沫网丝骨架产生较大程度的扭曲和开裂，如图 12(b)所示。当应变量达到 50%后，泡沫合金在压缩过程中其孔棱和孔壁发生弯曲并最终屈服，试样的变形沿着垂直于受力方向向整个平面内扩展，并没有发生泡沫骨架网丝脆性断裂现象，如图 12(c)所示。结果表明：高温压缩时，开孔 Ni-Cr-Fe 泡沫合金表现出典型韧性金属的变形特征。

图 13 所示为 1000 ℃时不同组成成分开孔 Ni-Cr-Fe 泡沫合金的压缩应力−应变曲线。从图 13 中可以看出，随着压缩温度升高，开孔 Ni-Cr-Fe 泡沫合金的屈服应力和平台应力值均有明显降低。其中，整体上屈服应力值比 800 ℃时的降低了近 67%，平台应力值降低了 67%~73%。这是因为随着压缩温度的增加，

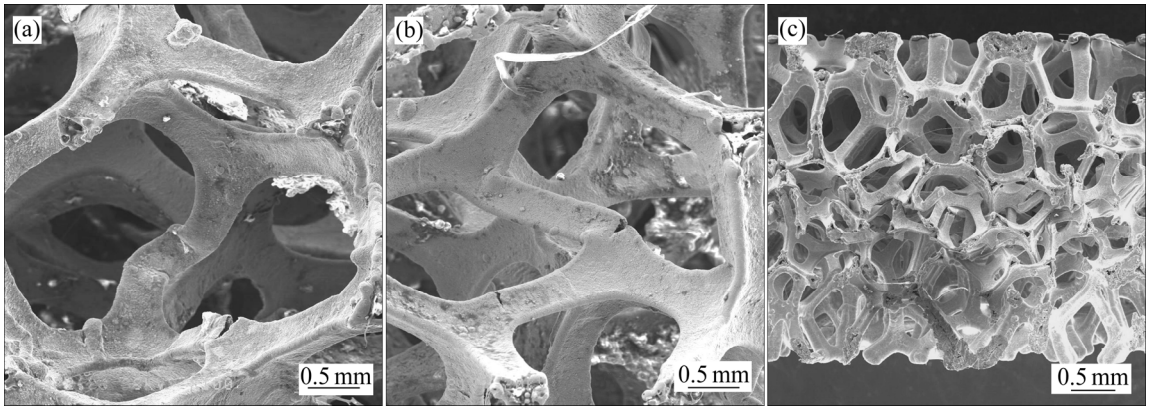

图 12 不同压缩应变后 Ni-Cr-Fe 泡沫合金的压缩变形形貌

Fig. 12 Compression deformation morphologies of Ni-Cr-Fe alloy foams after different compression strains: (a) ε=0.2; (b) ε=0.3; (c) ε=0.5

基体合金材料强度降低，孔结构溃变所需的应力减小。表 7 给出了 1000 ℃时不同组成成分 Ni-Cr-Fe 泡沫合金的屈服应力和平台应力值。从表 6 和 7 对比可以看出，随着 Cr、Fe 元素含量的增加，不同成分 Ni-Cr-Fe 泡沫合金的屈服应力增加，而平台应力呈现出先增加后降低的趋势。其中，Ni-36Cr-24Fe 泡沫合金的屈服应力最大，比 Ni-28Cr-16Fe 泡沫合金的增加了 51%；Ni-35Cr-22Fe 泡沫合金的平台应力最大，比 Ni-28Cr-16Fe 泡沫合金的增加了 28%。这可能由于 1000 ℃高温压缩时，Ni-Cr-Fe 泡沫合金的力学性能主要取决于泡沫合金的相对密度和组成成分。在线弹性阶段内，由于压缩时间较短，不同成分 Ni-Cr-Fe 泡沫合金的屈服应力值均随着相对密度增加而增大；在塑性屈服平台段内，由于 Ni-36Cr-24Fe 泡沫合金中 Fe 元素含量相比其他泡沫合金的高，Fe 元素容易氧化成 Fe_2O_3，导致平台应力值降低。

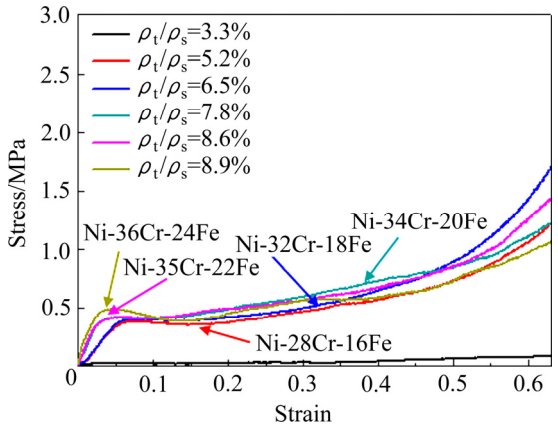

图 13 1000 ℃时不同组成成分 Ni-Cr-Fe 泡沫合金的压缩应力−应变曲线

Fig. 13 Compression stress−strain curves of Ni-Cr-Fe alloy foams with different components at 1000 ℃

表 7 1000 ℃时不同组成成分 Ni-Cr-Fe 泡沫合金的力学性能

Table 7 Mechanical properties of bare Ni-Cr-Fe alloy foam with different components at 1000 ℃

Foam	Relative density/%	Yield stress/MPa	Plateau stress/MPa
Ni-28Cr-16Fe	5.2	0.334	0.325
Ni-32Cr-18Fe	6.5	0.383	0.375
Ni-34Cr-20Fe	7.8	0.413	0.405
Ni-35Cr-22Fe	8.6	0.415	0.415
Ni-36Cr-24Fe	8.9	0.505	0.386

2.7 开孔 Ni-Cr-Fe 泡沫合金高温吸能性能

由于 Ni-Cr-Fe 泡沫合金具有三维网状的结构特征，在压缩过程中，通常其应力−应变曲线具有高而宽的应力平台，这种特性使得泡沫金属具有较高的能量吸收特性。利用吸能曲线来预测泡沫材料的吸能特性，相当于泡沫材料被压缩至致密化应变量(ε_D)时，应力−应变曲线以下所包围的面积，即单位体积吸能[20]，如式(6)所示。

$$W_V = \int_0^{\varepsilon_D} \sigma(\varepsilon)\mathrm{d}\varepsilon \tag{6}$$

也可通过单位质量吸收的能量来评价，如式(7)所示：

$$W_M = W_V / \rho = \int_0^{\varepsilon_D} \sigma(\varepsilon)\mathrm{d}\varepsilon / \rho \tag{7}$$

式中：W_V 为泡沫金属单位体积吸能，MJ/m^3；W_M 为泡沫金属单位质量吸能，kJ/kg；ρ 为泡沫金属密度，g/cm^3；ε_D 为致密化应变，mm/mm；σ 为对应的应力，MPa。

图 14(a)和(b)所示分别为 800 ℃时不同组成成分 Ni-Cr-Fe 泡沫合金的单位体积和单位质量吸能性能。

从图 14 可以看出，800 ℃时 Ni-Cr-Fe 泡沫合金的吸收性能随压缩应变的增大而增加。在线弹性阶段($0\leqslant\varepsilon<0.05$)，泡沫合金的单位体积和单位质量的吸收性能平缓增加；在屈服平台段($0.05\leqslant\varepsilon<0.6$)，随着应变的增加，单位体积和单位质量的吸能性能迅速增大。同时，当应变量相同时，随着泡沫合金中 Cr、Fe 元素质量分数的增加，开孔 Ni-Cr-Fe 泡沫合金能量吸收性能增加。其中，Ni-36Cr-24Fe 泡沫合金的单位体积和单位质量能量吸收性能最强，如图 14(a)和(b)所示。这主要是 Ni-36Cr-24Fe 泡沫合金中的 Cr、Fe 元素含量高起到较好的固溶强化作用，使得其屈服应力和平台应力值较高。同时，与泡沫 Ni 相比，高温时不同组成成分 Ni-Cr-Fe 泡沫合金单位体积吸能性能增加了 15~18 倍，单位质量吸能性能增加了 17 倍。

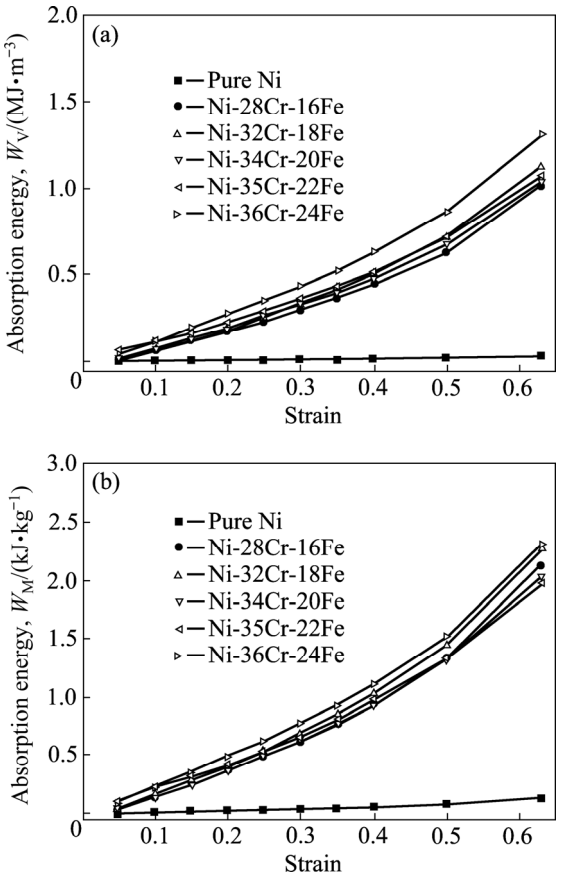

图 14　800 ℃时不同组成成分 Ni-Cr-Fe 泡沫合金的能量吸收性能

Fig. 14　Energy absorbing performance of Ni-Cr-Fe alloy foams with different components at 800 ℃: (a) Per unit volume, (b) Per unit mass

图 15 所示为 1000 ℃时不同组成成分 Ni-Cr-Fe 泡沫合金的单位体积和单位质量吸能性能。同时，表 8 所示为 800℃和 1000 ℃时，当应变量达到致密化应变 ε_D=63%后，不同组成成分 Ni-Cr-Fe 泡沫合金的能量吸能性能。从图 15 和表 8 对比可以看出，开孔 Ni-Cr-Fe 泡沫合金单位体积和单位质量吸能性能随着压缩温度升高而降低。与 800 ℃时能量吸能性能相比，1000 ℃

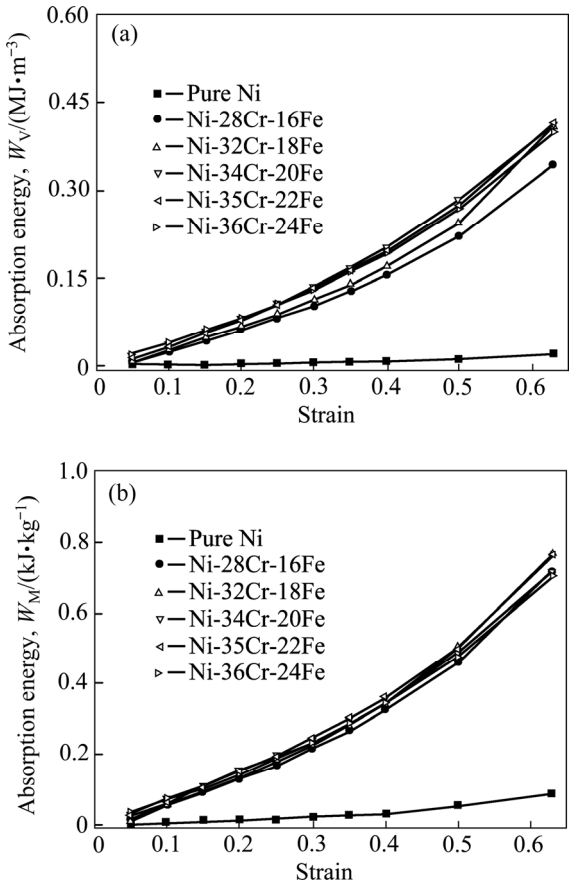

图 15　1000 ℃时不同组成成分 Ni-Cr-Fe 泡沫合金的能量吸收性能

Fig. 15　Energy absorbing performance of Ni-Cr-Fe alloy foams with different components at 1000 ℃: (a) Per unit volume; (b) Per unit mass

表 8　800 ℃和 1000 ℃时不同组成成分 Ni-Cr-Fe 泡沫合金的能量吸收性能

Table 8　Energy absorbing performance of bare Ni-Cr-Fe alloy foam with different components at 800 ℃ and 1000 ℃

Foam	800 ℃		1000 ℃	
	W_V/(MJ·m^{-3})	W_M/(kJ·kg^{-1})	W_V/(MJ·m^{-3})	W_M/(kJ·kg^{-1})
Ni-28Cr-16Fe	1.018	2.122	0.342	0.713
Ni-32Cr-18Fe	1.118	2.282	0.403	0.763
Ni-34Cr-20Fe	1.304	2.028	0.408	0.712
Ni-35Cr-22Fe	1.067	1.975	0.411	0.763
Ni-36Cr-24Fe	1.309	2.291	0.407	0.704

时不同成分 Ni-Cr-Fe 泡沫合金的平均单位体积和单位质量吸能性能分别降低了 65.9%和 65.6%，这是由于温度增加，基体合金材料本身强度降低，导致 Ni-Cr-Fe 泡沫合金的应力−应变曲线所包围的面积降低，单位体积和单位质量吸能性能下降。从表 8 中还可以发现，当应变量达到致密化应变 ε_D=63%时，Ni-34Cr-20Fe、Ni-35Cr-22Fe 和 Ni-36Cr-24Fe 泡沫合金单位体积吸能性能分别为 0.408、0.411 和 0.407 MJ/m^3，其值大体上近似相同，如图 15(a)所示。这由于 1000 ℃高温压缩时，温度条件对 Ni-Cr-Fe 泡沫合金的单位体积吸能性能影响较大。多孔 Ni-Cr-Fe 泡沫合金的屈服应力和平台应力值较小，导致该应变量范围内应力−应变曲线所包围的面积较相近，单位体积吸收的能量值大体相同。同时，从图 15(b)中可以看出，在塑性屈服平台段范围内(0.05＜ε≤0.5)，不同组成成分 Ni-Cr-Fe 泡沫合金单位质量吸能性能近似相同，这是由于 1000 ℃高温压缩时，塑性屈服平台段内，不同组成成分对 Ni-Cr-Fe 泡沫合金的性能影响较小。温度条件对 Ni-Cr-Fe 泡沫合金的单位质量吸能性能起到重要作用。然而，在致密化段内(0.5＜ε≤0.63)，不同组成成分 Ni-Cr-Fe 泡沫合金的单位质量吸能性能值存在略微差异，如图 15(b)所示，其中 Ni-34Cr-20Fe、Ni-36Cr-24Fe 泡沫合金的单位质量吸能性能分别比 Ni-35Cr-22Fe 泡沫合金的降低了 6.7%和 7.7%，这是由于 1000℃时 Ni-35Cr-22Fe 泡沫合金在塑性屈服平台段和致密化段时对应的应力值比其他 Ni-Cr-Fe 泡沫合金大，导致单位质量吸能性能较高。但是，与泡沫 Ni 基体相比，1000 ℃时不同组成成分 Ni-Cr-Fe 泡沫合金的单位体积吸能性能增加了 15~18 倍。

3 结论

1) Cr-Fe 共渗时，Cr-Fe 渗层的致密化程度以及涂层与基体的结合强度受到不同共渗温度的影响。Cr-Fe 共渗温度选择 1050 ℃保温 10 h 是比较适合的，Cr-Fe 渗层表面致密，颗粒呈片状结构且渗层与基体结合紧密，未出现明显的孔洞，这一结果有利于热处理合金化后开孔 Ni-Cr-Fe 泡沫合金成分的均匀性。

2) 在高温固相扩散过程中，Cr-Fe 渗层与泡沫 Ni 基体之间发生互扩散现象，随着扩散均匀化时间的延长，网丝骨架中 Cr、Fe、Ni 元素曲线梯度明显降低。经过(1200 ℃, 48 h)均匀化热处理后，网丝骨架中 Cr、Fe、Ni 等 3 种元素发生了充分的互扩散，达到合金成分均匀化。

3) 利用 Fick-Onsager 扩散方程，计算出 1200 ℃时 Ni-Cr-Fe 三元系中平均互扩散系数，并与实验值进行对比，得出数值分析结果与实验值吻合较好。

4) 800 ℃高温压缩时，随着 Cr、Fe 元素含量的增加，开孔 Ni-Cr-Fe 泡沫合金的力学性能和吸能性能增大。但是，随着压缩温度升高到 1000 ℃，由于温度条件对泡沫合金影响较大，不同组成成分 Ni-Cr-Fe 泡沫合金单位体积吸能性能值近似相同，单位质量吸能性能值仅存在略微差异。

REFERENCES

[1] ASHBY M F, EVANS A G, FLECK N A, GIBSON L J, HUTCHINSON J W, WADLEY H N G. Metal foams: A design guide [M]. New York: Butterworth-Heinemann Press, 2000.

[2] 刘培生, 侯红亮,顷淮斌,王耀奇, 张艳苓. 网状结构高孔率泡沫钛的特性[J]. 中国有色金属学报, 2015, 25(4): 1025−1031.
LIU Pei-sheng, HOU Hong-liang, QING Huai-bin, WANG Yao-qi, ZHANG Yan-ling. Characteristic of highly porous foamed titanium with netlike structure[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2014, 25(4): 1025−1031.

[3] 刘 超, 杨海林, 李婧, 阮建明. 生物医用多孔 Nb-Ti 合金的孔隙率和力学性能[J]. 中国有色金属学报, 2014, 24(3): 752−757.
LIU Chao, YANG Hai-lin, LI Jing, RUAN Jian-ming. Porosity and mechanical properties of biomedical porous Nb-Ti alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2014, 24(3): 752−757.

[4] ILVEN M. Synthesis and characterization of Ti-Co alloy foam for biomedical applications[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2016, 26(1): 126−137.

[5] 范雪柳; 陈祥; 刘兴男; 李言祥. 吹气法制备泡沫铝的性能[J]. 中国有色金属学报, 2011, 21(6): 1320−1327.
FAN Xue-liu, CHEN Xiang, LIU Xing-nan, LI Yan-xiang. Properties of aluminum foam prepared by gas injection method[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2011, 21(6): 1320−1327.

[6] YUAN Jian-yu, LI Yan-xiang. Effects of cell wall property on compressive performance of aluminum foams[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2015, 25(5): 1619−1625.

[7] PANG Qiu, WU Gao-hui, SUN Dong-li, XIU Zi-yang, ZHANG Qiang, HU Zhi-li. Compressive property and energy absorption characteristic of 3D open-cell Ni-Cr-Fe alloy foams under quasi-static conditions[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2012, 22(S2): s566−s572.

[8] PANG Q, WU G H, XIU Z Y, JIANG L T, SUN D L.

Microstructure, oxidation resistance and high-temperature strength of a new class of 3D open-cell nickel-based foams[J]. Materials Characterization, 2012, 70: 125−136.

[9] FIEDLER T, SULONG M A, MATHIER V, BELOVA I V, YOUNGER C, MURCH G E. Mechanical properties of aluminium foam derived from infiltration casting of salt dough[J]. Computational Materials Science, 2014, 81: 246−248.

[10] 陈劲松. 电解液喷射沉积法制备泡沫镍的力学性能[J]. 有色金属工程, 2013, 3(4): 25−27.
CHEN Jin-song. Mechanical properties of nickel foam prepared by electrolytic injection deposition[J]. Nonferrous Metals Engineering, 2013, 3(4): 25−27.

[11] QUEHEILLALT D T, HASS D D, SYPECK D J, WADLEY H N G. Synthesis of open-cell metal foams by templated directed vapor deposition[J]. Journal of Materials Research, 2001, 16(4): 1028−1036.

[12] KARIMI ZARCHI H R, SOLTANIEH M, ABOUTALEBI M R, GUO X. Kinetic study on NaF-activated pack-aluminizing of pure titanium at 950−1100 ℃[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2014, 24(6): 1959−1968.

[13] FARHAN S, WANG R M, LI K Z. Characterization of latticed SiC nanowires containing coating for carbon foam using carbonization activated pack cementation process[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2016, 682: 695−705.

[14] 吴多利, 姜肃猛, 范其香, 宫　骏, 孙　超. 镍基高温合金 Al-Cr 涂层的恒温氧化行为[J]. 金属学报, 2014, 50(10): 1170−1178.
WU Duo-li, JIANG Su-meng, FAN Qi-xiang, GONG Jun, SUN Chao. Isothermal oxidation behavior of Al-Cr coating on Ni-based superalloy[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2014, 50(10): 1170−1178.

[15] 吴铭方, 匡泓锦, 王　斐, 胥国祥. 液−固扩散焊复合连接 Ti(C, N)与 40Cr 的界面行为与接头强度[J]. 焊接学报, 2014, 35(5): 5−8.
WU Ming-fang, KUANG Hong-jin, WANG Fei, XU Guo-xiang. Interfacial behavior and joint strength of Ti (C, N) and 40Cr joints obtained by liquid-solid diffusion hybrid bonding method[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2014, 35(5): 5−8.

[16] 王明军, 李春福, 文　平, 张凤春, 王　垚, 刘恩佐. Cr, Mo, Ni在γ-Fe(C)中的键合性质及对相结构稳定性的影响[J]. 物理学报, 2016(3): 246−255.
WANG Ming-Jun, LI Chun-fu, WEN Ping, ZHANG Feng-chun, WANG Yao, LIU En-zuo. The bond characters and phase stability effects of Cr, Mo and Ni in bulk γ-Fe(C)[J]. Acta Physica Sinica, 2016(3): 246−255.

[17] 吉国强, 叶小机, 梁　慧, 庞　秋. Ni-Cr-Fe 高温泡沫合金的制备及抗氧化性能研究[J]. 热加工工艺, 2017, 46(22): 56−60.
JI Guo-qiang, YE Xiao-ji, LIANG Hui, PANG Qiu. Research on preparation and oxidation resistance of Ni-Cr-Fe superalloy foams alloy[J]. Hot Working Technology, 2017, 46(22): 56−60.

[18] MATUSZAK D, DONOHUE M D. Inversion of multicomponent diffusion equations[J]. Chemical Engineering Science, 2005, 60: 4359−4367.

[19] 张晓伟, 王彦莉, 陈　利, 张庆明. 多孔金属介质的力学性能及其参数依赖性研究[J]. 材料工程, 2014, 2: 55−59.
ZHANG Xiao-wei, WANG Yan-li, CHEN Li, ZHANG Qing-ming. Mechanical properties of porous metal materials and their dependence on geometric parameters[J]. Journal of Materials Engineering, 2014, 2: 55−59.

[20] 黄　粒, 杨东辉, 王　辉, 叶　丰, 吕昭平. 钪锆元素增强泡沫铝合金的压缩和吸能性能[J]. 中国有色金属学报, 2014, 24(3): 718−724.
HUANG Li, YANG Dong-hui, WANG Hui, YE Feng, LÜ Zhao-ping. Improving compressive strength and energy absorption properties of cellular Al foams alloyed with Sc and Zr[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2014, 24(3): 718−724.

Preparation and high temperature mechanical properties of open-cell Ni-Cr-Fe alloy foams

PANG Qiu[1, 2], HU Zhi-li[2], SUN Dong-li[3]

(1. School of Mechanical and Electrical Engineering, Wuhan Donghu University, Wuhan 430212, China;
2. Hubei Key Laboratory of Advanced Technology of Automobile Parts, Wuhan University of Technology, Wuhan 430070, China;
3. School of Materials Science and Engineering, Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, China)

Abstract: In order to meet the requirements of the high melting point open-cell foams in aerospace applications and in view of the problems existed in open-cell foams with the low-melting point, poor strength and oxidation resistance, low porosity and uneven distribution of pore, the 3D reticulated Ni-Cr-Fe alloy foams with 95% porosity were synthesized by co-deposition of chromium and iron onto open−cell nickel foams. Then the open-cell Ni-Cr-Fe foams were homogenized by the high-temperature solid-phase diffusion. To understand the rule between Ni-Cr-Fe skeleton formation and element diffusion behavior, the microstructure and elemental analysis of the open-cell Ni-Cr-Fe alloy foams were conducted by scanning electron microscopy (SEM) and energy spectrum diffraction (EDS) before and after homogenized. At the same time, the quasi-static compression and energy absorption performance of the open-cell Ni-Cr-Fe alloy foams were studied at 800 ℃ and 1000 ℃, respectively. The results show that the Cr, Fe and Ni concentration gradients are smooth along the strut thickness, when the diffusion time of high temperature solid phase is extended. The struts of open-cell Ni-Cr-Fe alloy foams are homogenized after heat treatment at 1200 ℃ for 48 h. As compared with the open-cell Ni foam, the Ni-Cr-Fe alloy foams keep the original reticulated structure. At the same time, the Ni-Cr-Fe alloy foams show the deformation characteristics of typical ductile metal foams in the high temperature compression test. With the increase of Cr and Fe contents in the alloy foams, the compression strengths of the open-cell Ni-Cr-Fe alloy foams increase and the energy absorption performances first increase and then decrease.

Key words: open-cell metal foam; pack cementation process; high-temperature solid-phase diffusion; alloying; mechanical properties

---

Foundation item: Project(51501133) supported by the National Natural Science Foundation of China; Project(T201629) supported by the Universities of Hubei Province Outstanding Young Scientific and Technological Innovation Team Plans, China; Project(AWJ-M16-11) supported by the State Key Laboratory of Advanced Welding and Joining, Harbin Institute of Technology, China

Received date: 2016-06-17; **Accepted date:** 2018-06-13

Corresponding author: HU Zhi-li; Tel: +86-27-87856733; E-mail: zhilihuhit@163.com

(编辑　何学锋)