

激光与光电子学进展

激光热处理对硅锗芯石英包层光纤成分分布的影响

何建^{1,2}, 陈娜^{1,2*}, 陈振宜^{1,2}, 刘书朋^{1,2}, 商娅娜^{1,2}¹上海大学特种光纤与光接入网重点实验室, 上海 200444;²上海大学特种光纤与先进通信国际合作联合实验室, 上海 200444

摘要 硅锗合金在非平衡条件下凝固时容易出现成分偏析, 光纤制备过程带来的成分分布不均匀问题会导致很高的光纤损耗。利用 CO₂ 激光对半圆柱硅棒和锗棒拼接法制备的硅锗芯石英包层光纤进行热处理, 研究不同处理条件对纤芯成分分布的影响。实验结果表明, 在激光扫描方向上的边缘区域可形成连续的富硅硅锗合金, 并且越靠近该边缘区域, 纤芯的成分分布越均匀。本研究为制备和优化硅锗芯光纤, 实现纤芯均匀的成分分布提供了方法。

关键词 光纤光学; 硅锗芯光纤; 光纤材料; 激光热处理; 成分偏析; 富硅均匀区

中图分类号 TN253

文献标志码 A

doi: 10.3788/LOP202158.0306001

Effects of Laser Thermal Processing on Composition Distribution of SiGe Core Silica Cladding Fiber

He Jian^{1,2}, Chen Na^{1,2*}, Chen Zhenyi^{1,2}, Liu Shupeng^{1,2}, Shang Yana^{1,2}¹Key Laboratory of Specialty Fiber Optics and Optical Access Networks, Shanghai University, Shanghai 200444, China;²Joint International Research Laboratory of Specialty Fiber Optics and Advanced Communication, Shanghai University, Shanghai 200444, China

Abstract Composition segregation can easily occur during the non-equilibrium solidification of SiGe alloys. The non-uniform composition distribution caused by the fiber fabrication process leads to high fiber loss. In this paper, the thermal processing of the SiGe core silica cladding fiber prepared by the assembly of semi-cylindrical Si and Ge rods is conducted using a CO₂ laser, and the effects of different thermal processing conditions on the fiber core composition distribution are studied. The experimental results show that continuous Si-rich SiGe alloys can form at edge of laser scanning area along the laser scanning direction, and the closer to the edge, the more uniform the composition distribution of the fiber core is. This study provides a method to fabricate and optimize a SiGe core fiber to achieve uniform composition distribution of the fiber core.

Key words fiber optics; SiGe core fiber; optical fiber material; laser thermal processing; composition segregation; Si-rich uniform region

OCIS codes 060.2270; 060.2280; 060.2290; 140.3390

1 引言

硅、锗是应用最为广泛的半导体材料, 在光学

领域, 它们由于具有良好的光电特性、非线性特性及中红外透明传输等特点^[1-2], 被广泛应用于制备硅基光波导、非线性器件、光放大器等^[3-4]。两者混溶

收稿日期: 2020-06-12; 修回日期: 2020-06-16; 录用日期: 2020-06-28

基金项目: 国家自然科学基金(61575120, 61475095, 61675125, 61875118)

*E-mail: na.chen@shu.edu.cn

形成的固溶体,称为硅锗合金。硅锗合金属于单相二元合金,其许多物理性质随着硅和锗成分占比的变化而变化,介于硅和锗单质材料之间,并且其能隙可通过改变硅或锗含量实现精确调整,这使得硅锗合金可应用于不同的场景,具有诱人的应用潜力^[5]。将硅锗合金引入光纤结构后,将极大地扩展光纤的功能,促进光通信技术的发展。

但是,硅锗合金由于固相线和液相线存在很大分离,极易发生成分偏析。此外,硅和锗材料由于密度的差异,在制备硅锗合金的过程中,重力作用也可能导致硅锗合金的成分分布不均匀^[6],这给硅锗芯光纤制备带来了挑战。2016年,挪威科技大学采用熔融纤芯法成功制备了硅锗芯光纤,但由于是在非平衡条件下凝固的,纤芯侧剖面和横截面均呈现不均匀的成分分布,表明制备过程中发生了较严重的成分偏析。而硅锗合金的折射率受成分影响,纤芯折射率的变化将导致严重的光散射问题,所以光纤的传输损耗很高^[7]。对硅锗芯光纤进行激光重结晶处理,观测到富锗区最先熔化,并且锗元素向光束中心聚集,经处理后,光纤损耗有所降低^[8]。2017年,宾夕法尼亚大学采用高压化学气相沉积法制备出芯径为 $5.6\ \mu\text{m}$ 的硅锗芯光纤,并通过炉内退火方法提高硅锗合金的结晶度,其在波长为 $1550\ \text{nm}$ 处的损耗为 $7\ \text{dB/cm}$ ^[9]。2017年,本课题组采用半圆柱硅棒和锗棒拼接法制备出硅锗芯光纤,并通过拉曼光谱分析了光纤的成分分布和应变分布^[10]。在硅锗芯光纤的应用方面,本课题组使用光纤熔接与抛磨技术制备了硅锗芯Fabry-Perot(F-P)腔温度传感器,该传感器的温度灵敏度可达 $116.1\ \text{pm}/^\circ\text{C}$ ^[11]。基于硅锗合金材料在可见到近红外波段具有很强的吸收的特点,制备了硅锗芯F-P腔全光纤内功率探测器,其对 $980\ \text{nm}$ 激光的功率探测灵敏度可达 $1.7\ \text{nm}/\text{mW}$ ^[12]。

为生长成分分布均匀和具有单晶的硅锗合金体块材料,需要精确控制生长温度并维持热场的稳定^[13]。使用成分分布不均匀及具有非单晶的硅锗芯光纤制备相关器件时,将会直接影响器件的性能。然而,到目前为止,硅锗芯光纤的各种制备方法和后处理方法均未实现对硅锗芯光纤的成分偏析进行抑制,获得成分分布均匀的硅锗芯光纤仍是亟待解决的问题。因此,本文采用半圆柱硅棒和锗棒拼接法制备硅锗芯光纤,并进行激光热处理,研究激光热处理对硅锗芯光纤成分分布的影响。

2 硅锗芯光纤制备与表征

硅锗芯光纤采用半圆柱硅棒和锗棒拼接方法进行拉制^[10]。将单晶硅和锗半圆柱棒拼接成完整圆柱,并将其放入一端预先封闭的石英管内,制成光纤预制棒;再将预制棒置于石墨炉拉丝塔上端,通过光纤拉丝工艺制备得到硅锗芯石英包层光纤。由于硅棒和锗棒体积相同,经计算可知,纤芯材料整体的锗原子数分数约为47%。

对硅锗芯光纤的端面和侧面进行抛磨处理后,使用光学显微镜对硅锗芯光纤的横截面和侧剖面样品进行观测,结果如图1所示,光学图像上出现了明暗衬度变化。其中,明区为富锗区,暗区为富硅区。这是因为硅锗合金的反射率会随着成分的改变而发生变化,锗的反射率高于硅,所以在相同条件下,富锗区的反射光强度高于富硅区,最终光学显微镜图像呈现明暗衬度变化。硅锗芯光纤侧剖面的富硅区和富锗区呈条纹状分布、互相交错的枝晶结构。由硅锗芯光纤横截面和侧剖面的明暗衬度分布可以推断,拉丝制备得到的硅锗芯光纤的纤芯成分分布不均匀。在光纤拉制过程中,硅锗合金是在非平衡条件下凝固的,会发生成分过冷而导致严重的成分偏析现象。

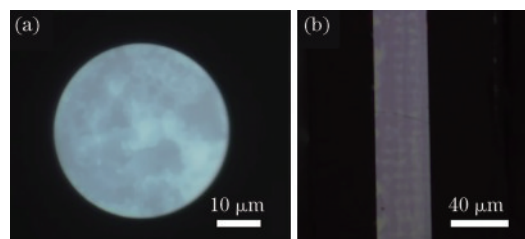


图1 未经激光处理的硅锗芯光纤纤芯形貌。

(a)横截面;(b)侧剖面

Fig. 1 Core morphology of untreated SiGe core fiber.

(a) Cross section; (b) profile section

为了对比纤芯横截面光学图像明暗区域中硅含量和锗含量,使用共焦显微拉曼光谱仪(LabRAM HR Evolution, Horiba公司)对纤芯的明区和暗区分别进行检测,结果如图2所示。其中,拉曼光谱检测的激发光波长为 $633\ \text{nm}$,激光功率为 $2.96\ \text{mW}$ 。选用了 $600\ \text{gr}/\text{mm}$ ($1\ \text{mm}$ 内有600条透光狭缝)的光栅,50倍物镜收集,积分时间为 $3\ \text{s}$,累加次数为2。无应变硅锗合金的拉曼光谱主要有三个峰位:Si-Si键的振动峰位在 $500\ \text{cm}^{-1}$,Si-Ge键的振动峰位在 $400\ \text{cm}^{-1}$,Ge-Ge键的振动峰位在 $300\ \text{cm}^{-1}$ ^[14]。由

图 2 可见:在明区,Ge-Ge 键的振动峰位在 293 cm^{-1} , Si-Ge 键的振动峰位在 401 cm^{-1} , Si-Si 键的振动峰位则由于强度过低,无法确定;在暗区,Ge-Ge 键的振动峰位在 288 cm^{-1} , Si-Ge 键的振动峰位在 403 cm^{-1} , Si-Si 键振动峰位在 504 cm^{-1} ,相对于标准峰位,每个振动模式的峰位都有偏移。此外,在明区,Ge-Ge 振动模式的强度远高于另两种振动模式,表明硅锗合金中的锗含量远高于硅;在暗区, Si-Si 振动模式的强度远高于另两种振动模式,表明硅锗合金中的硅含量远高于锗。这说明光学图像上明暗衬度分布的一致性与纤芯的硅锗合金成分分布的均匀性是相关的,因此,光学图像可用于直观地判断硅锗合金成分分布的均匀性。此外,纤芯明暗区域的拉曼光谱都检测到了 Si-Ge 振动模式,也说明硅锗芯石英包层光纤中确实形成了硅锗合金。

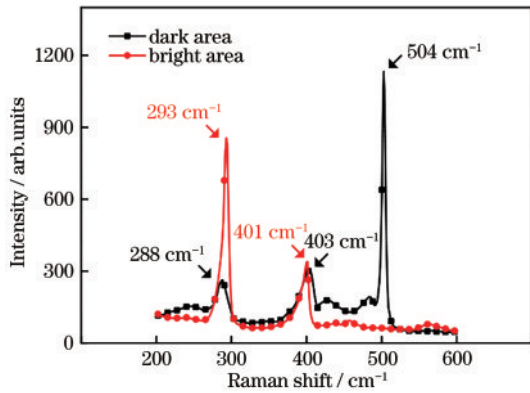


图 2 光纤横截面明区和暗区对应的 Raman 光谱
Fig. 2 Raman spectra corresponding to dark area and bright area of the fiber cross section

3 激光热处理实验

实验采用连续 CO₂ 激光器,最大功率为 20 W,光斑直径为 3.5 mm,可在设置的扫描长度范围内进行重复扫描。由于石英包层 Si-O 键的振动波段为 9~11 μm, 10.6 μm 波长 CO₂ 激光辐射将在 15 μm 深度内被包层完全吸收,因此,芯层的硅锗合金是通过包层传热进行热处理的。实验中所用的 CO₂ 激光器来自于 Sutter 公司的 P2000 激光微电极拉制仪,其激光加热包层光路示意图如图 3 所示,通过 2 片反射镜,激光能够对光纤进行环绕辐照,使光纤底部也能够受热,避免光纤上半部与下半部有温度差异。

使用 CO₂ 激光器对光纤进行热处理,涉及温度场的参数主要有两个:HEAT 值和 FILAMENT 值。其中,HEAT 值决定激光功率的大小,FILAMENT

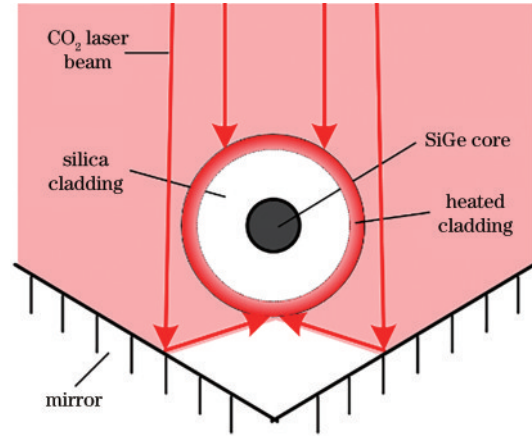


图 3 激光热处理示意图

Fig. 3 Schematic of laser thermal processing

值决定激光扫描长度。FILAMENT 值越小,激光扫描长度越短,光纤单位长度的激光功率密度越高,同时扫描速率也越慢。

为实现成分分布均匀的硅锗芯光纤,这里引入成分过冷理论对实验进行指导。成分过冷理论是针对单相二元合金凝固过程中界面成分变化提出的,由于凝固过程的溶质再分配,部分溶质在固-液界前沿的液相中富集,并形成一定的浓度梯度,这会引入理论凝固温度的改变。与该浓度梯度相对应的凝固温度和真实温度分布之间有不同的值,如果真实温度低于凝固温度,意味部分熔体将处于过冷状态,固-液界面前沿熔体有形成固相的可能,进而影响生长界面的稳定性。这种固-液界面前沿溶质再分配引起的过冷,称为成分过冷。成分过冷判据^[15]:

$$\frac{G}{V} \geq \frac{m \cdot x \cdot (k - 1)}{D \cdot k}, \quad (1)$$

式中:G 为温度梯度;V 为界面生长速度;m 为液相线斜率;x 为在液相中的锗含量;k 为偏析系数;D 为液相条件下的扩散系数。(1)式中,G/V 由热处理工艺控制,G/V 逐渐减小时,平面界面将逐渐向枝晶生长发展,形成枝晶偏析。为了避免成分过冷和抑制成分偏析,提升温度梯度,并降低界面生长速度,这在理论上是可行的。在激光热处理实验中,温度梯度和界面生长速度主要由激光功率和激光扫描速度控制。

为此,进行关于 HEAT 值和 FILAMENT 值的对比实验。首先将激光扫描长度设置为最长的 8 mm,此时扫描速率最高。此外,激光功率决定单位面积的功率密度,对温度梯度具有一定的影响,因此将 HEAT 值依次设置为 400, 500, 600, 700, 共

进行 4 组实验,并使用光学显微镜观察 4 组激光热处理后的光纤纤芯硅锗合金的成分分布变化情况。

在 HEAT 值为 400 时,光纤纤芯的侧剖面的成分分布与未处理光纤的侧剖面基本一致,说明纤芯的成分分布没有发生变化。在 HEAT 值为 700 时,理论上温度梯度将会提高,纤芯成分分布的不均匀现象会减弱,但是,其侧剖面的成分分布仍为非均匀,如图 4 所示。相比未处理的光纤,明暗衬度分布不再为条纹状,说明纤芯成分分布发生了改变,但是纤芯成分分布的均匀性并未提高。



图 4 扫描长度为 8 mm, HEAT 为 700 时的纤芯侧剖面
Fig. 4 Profile section of the treated fiber at scanning length of 8 mm and HEAT of 700

将激光扫描长度设置为 1.5 mm,并保持 HEAT 值为 700,进一步提高单位长度的激光功率密度,并降低扫描速度。经过激光热处理后,发现了一个明显的明暗区域分隔界面,如图 5(a)所示,其中,界面左侧为暗区,并且明暗衬度分布较为一致。为了确定纤芯内部成分分布的均匀性,对界面左侧的暗区进行端面抛磨,如图 5(b)所示,与未处理的光纤相比,其纤芯横截面光学图像没有出现明暗衬度变化,说明纤芯成分分布的均匀性得到了很大改善。

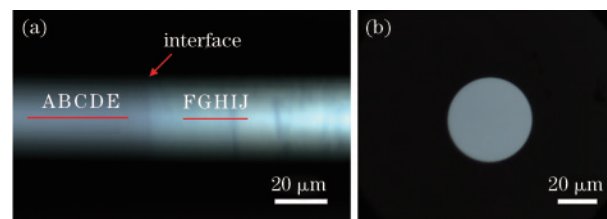
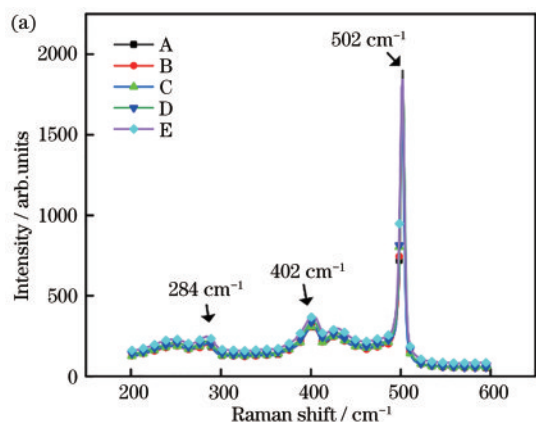


图 5 扫描长度为 1.5 mm, HEAT 为 700 时的光纤。(a)含界面的光纤侧视图;(b)界面左侧区域的光纤横截面
Fig. 5 Treated fiber at scanning length of 1.5 mm and HEAT of 700. (a) Later view of fiber with interface; (b) cross section of fiber in the left area of interface

为了对暗区在光纤纵向上的成分分布进行分析,在图 5(a)直线中随机取出 5 个点,使用共焦拉曼光谱仪对该区域进行样品无破坏检测,结果如图 6(a)所示。可见,不同位置处的拉曼光谱基本保持一致,说明纤芯内部成分分布可能已均匀化,并且该区域硅锗合金的 Si 含量远高于 Ge 含量。其中 Ge-Ge 模式和 Si-Ge 模式的拉曼峰依旧存在,说明界面左侧的暗区为富硅成分的硅锗合金,但是界面左侧暗区的锗含量与原子数分数为 47% 的原始锗含量存在较大差距。同时,也对界面右侧区域的 5 点(点 F~J)进行拉曼光谱检测,结果如图 6(b)所示,可见该区域硅锗合金的 Ge 含量远高于 Si 含量,但是其拉曼光谱一致性不如界面左侧暗区。通过对比界面右侧区域和左侧区域图像明暗衬度分布的一致性发现,界面右侧存在明暗衬度变化,可以推断,较右侧区域的成分分布均匀性,界面左侧区域的成分分布均匀性更好。

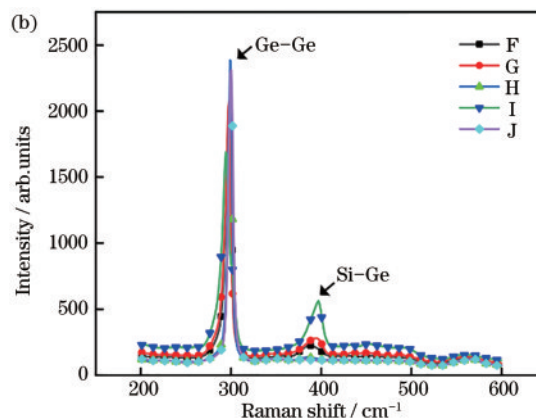


图 6 点 A~J 对应的 Raman 光谱。(a)点 A~E;(b)点 F~J
Fig. 6 Raman spectra of dot A~J. (a) Dot A~E; (b) dot F~J

4 分析和讨论

为了分析图 5(a)界面左侧均匀富硅区形成的

原因,及激光热处理后图 5(b)纤芯横截面成分分布均匀的原因,需要进一步确定该界面在激光扫描方向上所处的位置。但经过 HEAT 值为 700、激光扫

描长度为 1.5 mm 条件处理后,从 P2000 激光微电极拉制仪取出的光纤已断成两段,无法确定完整的激光扫描长度。为此,通过降低 HEAT 值进行了多次实验,最终确定,当 HEAT 为 500 时,光纤不发生断裂,并且界面依然存在,如图 7 所示。两界面的距离约为 1.25 mm,与设定的扫描长度 1.5 mm 接近,这说明图 7 中光纤两端的暗区(富 Si 区)大约形成在激光扫描方向上的边缘区域,并且在光纤轴上的温度场为对称分布。



图 7 扫描长度为 1.5 mm, HEAT 为 500 时的光纤侧视图
Fig. 7 Later view of the treated fiber at scanning length of 1.5 mm and HEAT of 500

对图 7 光纤中心位置进行端面抛磨处理,得到纤芯横截面的光学显微镜图像,如图 8 所示。纤芯横截面图像出现了明暗衬度变化,说明纤芯成分分布不均匀。由于硅锗合金的熔点要低于石英包层,在 HEAT 为 700 的条件下,包层被破坏,说明纤芯温度可以达到硅锗合金的熔点,扫描区域内的纤芯为液相。当激光停止时,液相的硅锗合金将自然冷却,熔体冷却过程得不到控制,这导致在激光扫描长度中心位置的纤芯最终会由于非平衡凝固而出现成分偏析。

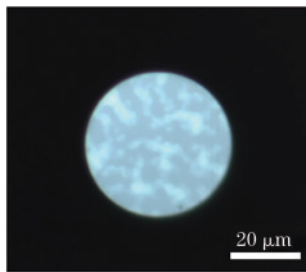


图 8 位于图 7 中心位置处,经端面抛磨处理后的纤芯横截面
Fig. 8 Cross section of fiber core after end-face polishing at center of Fig. 7

而对于激光扫描方向上的边缘区域,由于激光功率密度分布符合三维高斯分布,所以该边缘区域的温度低于靠近中心区域的温度,边缘区域的 Ge 元素将向高温区域扩散^[16-17],该现象可通过图 6 的拉曼光谱表征解释。图 6(a)拉曼光谱表明界面左侧暗区的 Si 含量远高于 Ge,而图 6(b)拉曼光谱显示界面右侧亮区的 Ge 含量偏多,暗区的 Ge 元素向亮

区进行了转移。由于激光扫描方向上的边缘区域的 Ge 元素减少,该边缘区域的凝固点得到提高。当激光停止加热时,富硅熔区的温度可快速下降至固相线以下,所以当激光扫描方向上的边缘区域熔体凝固时,硅锗合金的成分将不随温度的继续下降而变化,这样就不会发生偏析^[18],该凝固过程如图 9 中的箭头实线所示,其中圆点为冷却凝固时首先达到的温度。

当激光扫描长度为 8 mm 时,其单位长度的激光功率密度会比激光扫描长度为 1.5 mm 时的单位长度的激光功率密度低。此时,Ge 元素扩散受温度驱动的作用较低,在激光扫描方向上的边缘区域熔体中的 Si 含量也就相对要低。当激光停止加热时,边缘区域熔体的温度如果没有降至固相线以下,则处于固液相共存区,熔体有向固相转变的可能,就可能发生成分过冷。随着温度进一步降低,不同温度条件下凝固得到的硅锗合金成分也将发生变化,所以没有观测到富硅均匀区的形成。该凝固过程如图 9 中箭头虚线所示,激光停止加热,液相转变为固相的初始 Si 含量将会低于扫描长度为 1.5 mm 时的 Si 含量,因此图 9 中的虚线处于实线的左侧。温度下降至圆点处,部分熔体将处于固液共存区,随着温度的继续降低,不同温度条件下凝固得到的硅锗合金成分也会不一致,此时,纤芯横截面的成分分布将是不均匀的。

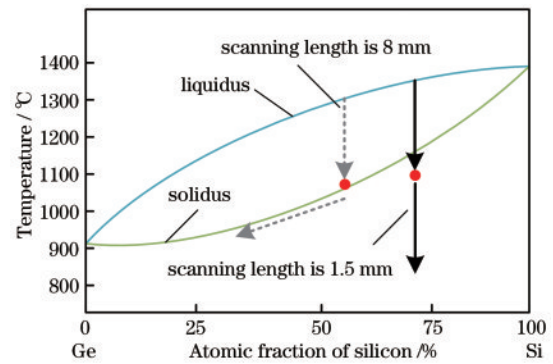


图 9 在不同激光扫描长度下,边缘熔体所对应的凝固过程示意图

Fig. 9 Schematic of solidification process corresponding to edge melt with different laser scanning lengths

此外,要实现一定长度的富硅均匀区,温度场需要为 Ge 元素的扩散提供稳定的驱动力,而由于扫描长度固定,激光扫描边缘区域的温度场将不能移动,所以提供的扩散驱动力将随着明暗区分隔界面距离的增加而不断衰减。在形成的富硅区域内

进行不定间隔端面抛光,其抛光方向示意图如图 10 所示,从远离界面位置向界面位置方向进行抛磨,最终得到 8 个光纤横截面。随着抛光不断向界面位置推进,硅锗芯光纤横截面的成分分布均匀性在逐步提高,说明由于激光扫描边缘区域的温度场不能定向移动,Ge 元素扩散的距离是受到限制的,如图 11 所示。如果该固定的温度场可以移动,以其中一个界面为纤芯成分分布均匀的初始位置,令温度场定向移动,那么扩散驱动力将能得到保障,成分分布

均匀区域的长度将得到提高。

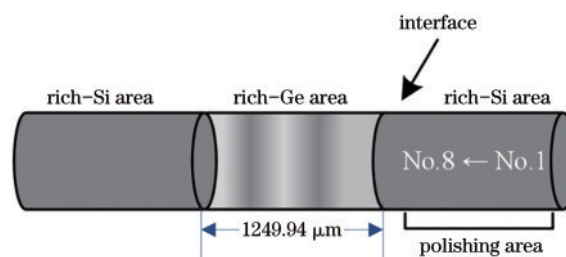


图 10 不定间隔抛磨示意图

Fig. 10 Schematic of indefinite interval polishing

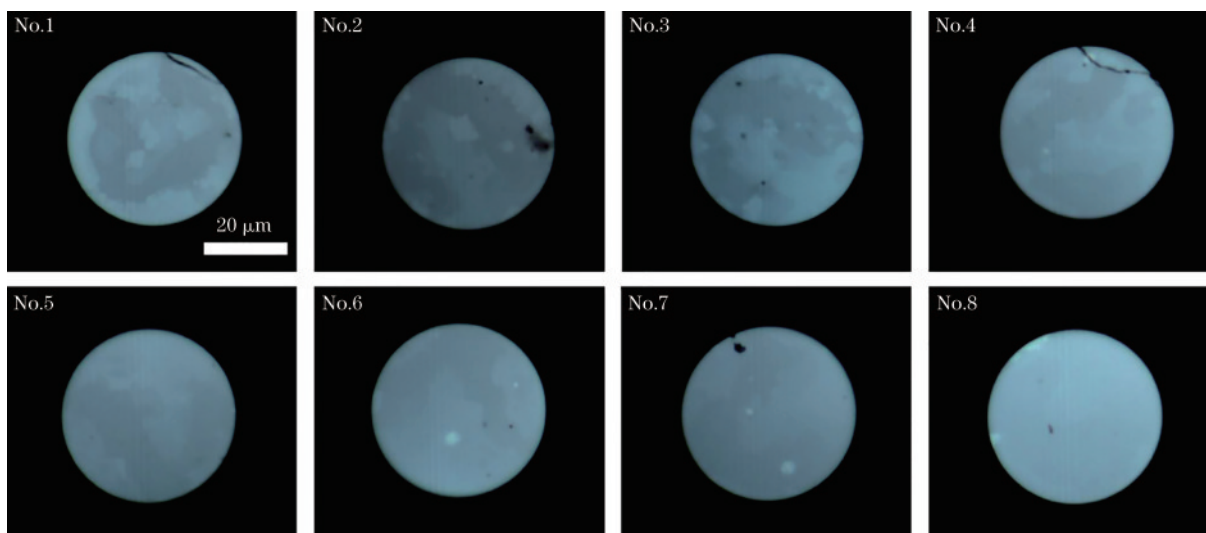


图 11 定向抛磨后的光纤横截面

Fig. 11 Cross section of the fiber after directional polishing

5 结 论

使用连续 CO₂激光对成分偏析的硅锗芯光纤进行激光热处理,根据成分过冷理论,对激光参数进行调整,高的温度梯度和低的界面生长速度理论上可以抑制成分偏析。将扫描长度设置为 1.5 mm 进行实验,发现了富硅均匀区的形成。通过实验确定了富硅均匀区在激光扫描方向上所处的位置,及根据不定间隔抛磨得到的光纤横截面的成分分布均匀性,分析了不同扫描长度对应的边缘区域熔体的凝固过程和富硅均匀区形成原因。在激光扫描方向上的边缘区域,锗元素向高温处扩散,所以在激光扫描方向上的边缘区域处硅含量增加,该边缘区域熔体的凝固点也相应得到提高;当激光停止加热时,该区域的温度则更容易下降至固相线以下,凝固后的成分将不再发生变化,从而形成成分分布均匀的纤芯。本工作将有助于研究如何制备成分分布均匀的硅锗芯光纤,降低硅锗芯光纤损耗。

参 考 文 献

- [1] Ji X Y, Lei S M, Yu S Y, et al. Single-crystal silicon optical fiber by direct laser crystallization [J]. ACS Photonics, 2017, 4(1): 85-92.
- [2] Ji X Y, Page R L, Chaudhuri S, et al. Single-crystal germanium core optoelectronic fibers [J]. Advanced Optical Materials, 2017, 5(1): 1600592.
- [3] Erich K. Prospects and challenges of Si/Ge on chip optoelectronic cells [J]. Optics & Optoelectronic Technology, 2010, 8(2): 1-6.
Erich K. 基于锗硅芯片的光电子学前景与挑战 [J]. 光学与光电技术, 2010, 8(2): 1-6.
- [4] Claps R, Raghunathan V, Boyraz O, et al. Raman amplification and lasing in SiGe waveguides [J]. Optics Express, 2005, 13(7): 2459-2466.
- [5] Liu F, Mao L H, Han H P, et al. Study on SiGe single crystal growth [J]. Semiconductor Technology, 2009, 34(4): 328-332.
刘锋, 毛陆虹, 韩焕鹏, 等. SiGe 合金单晶生长研

- 究[J]. 半导体技术, 2009, 34(4): 328-332.
- [6] Takagi Y, Okano Y, Dost S. A numerical simulation study on the effects of crucible rotation and magnetic fields in growth of SiGe by the traveling heater method [J]. *Journal of Heat Transfer*, 2012, 134(1): 012301.
- [7] Coucheron D A, Fokine M, Patil N, et al. Laser recrystallization and inscription of compositional microstructures in crystalline SiGe-core fibres [J]. *Nature Communications*, 2016, 7(1): 13265.
- [8] Sorgard T, Mühlberger K, Wu W, et al. Reduced loss in SiGe-core optical fibers [C]//2018 Conference on Lasers and Electro-Optics (CLEO), May 13-18, 2018, San Jose, CA, USA. New York: IEEE Press, 2018.
- [9] Chaudhuri S, Ji X Y, Huang H T, et al. Small core SiGe alloy optical fibers by templated deposition[C]// Conference on Lasers and Electro-Optics, May 14-19, 2017, San Jose, California. Washington, D. C.: OSA, 2017: JW2A.69.
- [10] Wang D Y, Chen N, Chen Z Y, et al. Composition and strain analysis of $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ core fiber with Raman spectroscopy[J]. *AIP Advances*, 2018, 8(6): 065006.
- [11] Li C C, Chen N, Chen Z Y, et al. SiGe core fiber F-P cavity temperature sensor based on fiber fusion and polishing technology [J]. *Optical Communication Technology*, 2020, 44(1): 6-9.
李聪聪, 陈娜, 陈振宜, 等. 基于光纤熔接与抛磨技术的硅锗芯光纤 F-P 腔温度传感器[J]. *光通信技术*, 2020, 44(1): 6-9.
- [12] Wang T J, Chen N, Zhao Z W, et al. All-fiber power sensor based on silicon-germanium core fiber FP cavity [C]//2017 Journal of Physics: Conference Series, April 23-26, 2017, Nanjing, China. London: IOP Publishing, 2017, 844: 012036.
- [13] Azuma Y, Usami N, Ujihara T, et al. Growth of SiGe bulk crystals with uniform composition by utilizing feedback control system of the crystal-melt interface position for precise control of the growth temperature [J]. *Journal of Crystal Growth*, 2003, 250(3/4): 298-304.
- [14] Balkanski M. Light scattering in solids [M]// Devreese J T, Kunz A B, Collins T C. *Elementary excitations in solids, molecules, and atom*. NATO advanced study institutes series. Boston: Springer, 1974, 2: 245-267.
- [15] Tiller W A, Jackson K A, Rutter J W, et al. The redistribution of solute atoms during the solidification of metals [J]. *Acta Metallurgica*, 1953, 1(4): 428-437.
- [16] Feng S J, Li Q J, Taoka N, et al. A study on composition and annealing of SiGe thin films [J]. *Microelectronics*, 2008, 38(5): 660-662, 683.
冯世娟, 李秋俊, 田岗纪之, 等. SiGe 材料的组分表征研究与退火分析[J]. *微电子学*, 2008, 38(5): 660-662, 683.
- [17] Littlejohns C G, Nedeljkovic M, Mashanovich G Z, et al. Silicon-germanium composition engineering for next generation multilayer devices and systems [C]//11th International Conference on Group IV Photonics (GFP), August 27-29, 2014, Paris, France. New York: IEEE Press, 2014.
- [18] Matsumura R, Kato R, Sadoh T, et al. Large-grain SiGe-on-insulator with uniform Si concentration by segregation-free rapid-melting growth [J]. *Applied Physics Letters*, 2014, 105(10): 102106.