

# Ảnh hưởng của thời gian phun xạ đến các đặc trưng của màng loại p-SnO<sub>x</sub>:Na được chế tạo bởi phương pháp phun xạ phản ứng magnetron DC

Phạm Hoài Phương<sup>1,2,3,\*</sup>, Phạm Ngọc Yến Nhi<sup>3,4</sup>, Bùi Trung Hiếu<sup>3</sup>, Nguyễn Ngọc Phương<sup>2</sup>, Trần Quang Trung<sup>4</sup>, Nguyễn Mạnh Tuấn<sup>2</sup>



Use your smartphone to scan this QR code and download this article

## TÓM TẮT

Trong lĩnh vực chế tạo linh kiện điện tử và quang điện tử trong suốt trên nền chuyển tiếp p-n việc chế tạo được màng bán dẫn ôxít trong suốt loại n và p có vai trò mang tính quyết định, đặc biệt là loại p do cực đại của vùng hóa trị được hình thành bởi các obitan 2p của oxy và sự phân tán cục bộ (hẹp) của chúng đã hình thành các mức sâu dẫn đến việc pha tạp các tạp chất nhận (acceptor) trong bán dẫn ôxít loại p gặp rất nhiều khó khăn. Trong số các màng bán dẫn ôxít trong suốt loại p đã và đang được nghiên cứu hiện nay, màng SnO<sub>x</sub> loại p với độ dẫn điện và độ truyền quang cao là ứng viên sáng giá đáp ứng được các yêu cầu để hình thành chuyển tiếp p-n với một loại bán dẫn loại n khác ở dạng đồng thể hoặc dị thể. Trong báo cáo này, màng SnO<sub>x</sub> pha tạp Na được chế tạo từ bia hợp kim Sn + 3 at% Na bằng phương pháp phun xạ phản ứng tại nhiệt độ để 200°C. Ảnh hưởng của thời gian phun xạ đến các đặc trưng cấu trúc, tính chất điện quang của màng SnO<sub>x</sub>:Na đã được khảo sát bằng phương pháp XRD, XPS, AFM, Hall và UV-Vis. Kết quả khảo sát cho thấy khi thời gian phun xạ tăng từ 7 phút lên 14 phút, 21 phút và 35 phút thì độ dày màng tăng dần đến tăng kích thước tinh thể, giảm biên hạt, tăng độ linh động hạt tải, kết quả là điện trở suất của màng giảm. Tuy nhiên độ dày màng tăng làm giảm độ truyền qua và độ rộng vùng cấm quang của màng.

**Từ khoá:** chuyển tiếp p-n, màng mỏng loại p-SnO<sub>x</sub>, phun xạ phản ứng magnetron một chiều (DC)

<sup>1</sup>Học viện Khoa học và Công nghệ, Viện Hàn lâm Khoa học và Công nghệ Việt Nam, Việt Nam

<sup>2</sup>Viện Khoa học Vật liệu Ứng dụng, Viện Hàn lâm Khoa học và Công nghệ Việt Nam, Việt Nam

<sup>3</sup>Trung tâm Nghiên cứu và Chuyển giao Công nghệ Việt-Hàn (VKT), Viện Kỹ thuật Công nghệ cao, Trường Đại học Nguyễn Tất Thành, Việt Nam

<sup>4</sup>Bộ môn Vật lý Chất rắn, Trường Đại học Khoa học Tự nhiên, Đại học Quốc gia, Thành phố Hồ Chí Minh (VNU-HCM), Việt Nam

## Liên hệ

**Phạm Hoài Phương**, Học viện Khoa học và Công nghệ, Viện Hàn lâm Khoa học và Công nghệ Việt Nam, Việt Nam

Viện Khoa học Vật liệu Ứng dụng, Viện Hàn lâm Khoa học và Công nghệ Việt Nam, Việt Nam

Trung tâm Nghiên cứu và Chuyển giao Công nghệ Việt-Hàn (VKT), Viện Kỹ thuật Công nghệ cao, Trường Đại học Nguyễn Tất Thành, Việt Nam

Email: phphuong@ntt.edu.vn

## MỞ ĐẦU

Ôxít bán dẫn trong suốt (TSO) được biết đến như là một loại vật liệu quan trọng bởi tính chất thú vị, trong suốt nhưng lại dẫn điện và đã được sử dụng rộng rãi trong nhiều lĩnh vực mang tính đột phá như: thiết bị quang, linh kiện quang điện tử...<sup>1,2</sup>. Kể từ báo cáo đầu tiên về CdO, vật liệu ôxít dẫn trong suốt vào năm 1907 cho đến nay các vật liệu SnO<sub>2</sub>, In<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, ZnO<sup>3-6</sup> và các phiên bản pha tạp của chúng là TSO loại n nổi tiếng được nghiên cứu và triển khai làm lớp thụ động (điện cực quang) hoặc lớp hoạt động trong các thiết bị điện tử và quang điện tử trên cơ sở chuyển tiếp p-n. Tuy nhiên, phần lớn TSO đã biết đến là bán dẫn loại n, trong khi đó ôxít bán dẫn loại p vẫn còn hạn chế về chủng loại và ứng dụng do một số nguyên nhân sau đây. (1) Trong hầu hết các ôxít kim loại, đáy của vùng dẫn được hình thành bởi các obitan s kim loại, được mở rộng về mặt không gian; do đó, các điện tử trong ôxít kim loại có khối lượng hiệu dụng nhỏ và độ dẫn điện tử cao có thể đạt được bằng cách pha tạp các tạp chất cho (donor) dễ dàng. (2) Mặt khác, cực đại của vùng hóa trị được hình thành bởi các obitan 2p của oxy, chúng khá cục bộ làm cho khối lượng hiệu dụng

của các lỗ trống lớn dẫn đến độ linh động của chúng rất thấp<sup>7</sup>. Hơn nữa, sự phân tán cục bộ (hẹp) của vùng hóa trị đã hình thành các mức sâu trong vùng hóa trị nên việc pha tạp các tạp chất nhận (acceptor) trong bán dẫn ôxít loại p gặp rất nhiều khó khăn<sup>8</sup>. Tuy nhiên, có sự lai hóa các giữa các obitan trong cấu tạo nguyên tử đã mở rộng đỉnh vùng hóa trị, giảm khối lượng hiệu dụng lỗ trống, và việc pha tạp các tạp chất nhận (acceptor) trở nên dễ dàng hơn, giúp tăng độ linh động và nồng độ hạt tải (lỗ trống). Ví dụ như vật liệu Cu<sub>2</sub>O, obitan 3d<sup>10</sup> của ion Cu<sup>+</sup> rất gần với obitan 2p<sup>6</sup> của O và có xảy ra sự lai hóa giữa hai obitan này<sup>9</sup>. Điều này cũng tương tự với vật liệu SnO, obitan 5s của Sn<sup>2+</sup> lai hóa với obitan 2p<sup>6</sup> của O. Vì các obitan s có khả năng mở rộng hơn so với các obitan d, sự lai hóa obitan 2p của O với các obitan s có thể dẫn đến sự phân bố vùng hóa trị lớn hơn và do đó khối lượng hiệu dụng của các lỗ trống thấp và dễ dàng pha tạp các tạp chất cho (acceptor) dẫn đến tăng độ linh động và nồng độ lỗ trống<sup>10,11</sup>, cho thấy SnO là một ứng cử viên sáng giá cho vật liệu ôxít loại p đã và đang thu hút được sự quan tâm nghiên cứu trong thời gian gần đây.

**Trích dẫn bài báo này:** Phương P H, Nhi P N Y, Hiếu B T, Phương N N, Trung T Q, Tuấn N M. Ảnh hưởng của thời gian phun xạ đến các đặc trưng của màng loại p-SnO<sub>x</sub>:Na được chế tạo bởi phương pháp phun xạ phản ứng magnetron DC. *Sci. Tech. Dev. J. - Nat. Sci.*; 2022, 6(3):2297-2305.

Lịch sử

- Ngày nhận: 18-4-2022
- Ngày chấp nhận: 05-8-2022
- Ngày đăng: 30-9-2022

DOI: 10.32508/stdjns.v6i3.1182



Bản quyền

© ĐHQG Tp.HCM. Đây là bài báo công bố mở được phát hành theo các điều khoản của the Creative Commons Attribution 4.0 International license.



Màng mỏng SnO là chất bán dẫn loại p tự nhiên, lỗ trống hình thành do nút khuyết thiếc ( $V_{Sn}$ ) và nguyên tử oxy ngoài mạng ( $O_i$ )<sup>12,13</sup>, có độ rộng vùng cấm quang ứng với chuyển mức xiên là 0.7 eV hoặc chuyển mức thẳng nằm trong khoảng 2,5 – 3,4 eV<sup>14–16</sup>. Nhờ các tính chất điện quang thú vị nên màng mỏng SnO đã được ứng dụng trong nhiều lĩnh vực chế tạo linh kiện điện tử như: transistor hiệu ứng trường (TFT)<sup>17</sup>, photodiode<sup>18</sup>, pin mặt trời<sup>18</sup>. Đối với pin mặt trời cấu trúc n-i-p, màng SnO được sử dụng như lớp đệm hoặc lớp thu lỗ trống nên lớp SnO phải đảm bảo yêu cầu có nồng độ lỗ trống và độ dẫn điện cao. Để tăng nồng độ lỗ trống thì các tạp chất kim loại nhóm hóa trị I hoặc phi kim hóa trị V được chèn vào trong mạng tinh thể thay thế cho Sn hoặc O trong mạng tinh thể màng SnO<sup>19</sup>. Thời gian gần đây, một số nhóm nghiên cứu đã có khảo sát về sự pha tạp cho màng SnO tuy nhiên kết quả công bố giữa các nhóm vẫn tồn tại các kết luận trái ngược hoặc các tính chất điện quang thu được không như mong đợi. Nhóm tác giả Y. Kim và cộng sự<sup>20</sup> sử dụng phương pháp phun xạ phản ứng dùng nguồn khí N để chế tạo màng SnO pha tạp N thì cho tính chất dẫn loại n trong khi đó nhóm M. Becker và cộng sự<sup>14</sup> dùng phương pháp phun xạ chùm điện tử với khí pha tạp N lại cho màng có tính dẫn loại p. Ngoài ra nhóm tác giả này cũng chỉ ra pha tạp hydro cũng làm tăng nồng độ lỗ trống song H có xu hướng khuếch tán ra khỏi màng sau một thời gian lưu mẫu. Mặc dù có tăng nồng độ lỗ trống nhưng độ truyền qua của màng giảm mạnh và sự giảm độ truyền qua cũng xảy ra tương tự khi pha tạp Ag<sup>19</sup> sự giảm độ truyền qua có thể liên quan đến tính đặc thù của kim loại quý và kim loại chuyển tiếp. Qua tìm hiểu của chúng tôi mới có duy nhất một báo cáo việc pha tạp Na vào màng SnO của Nhóm T. Yang và cộng sự<sup>21</sup>. Tuy nhiên, trong quá trình làm thực nghiệm nhóm này gặp khó khăn khi sử dụng phương pháp phun RF với bia gốm. Với rất nhiều nỗ lực họ đã pha tạp thành công Na vào màng SnO bằng phương pháp cấy ion và dừng lại ở khảo sát sơ bộ cấu trúc và tính chất điện của vật liệu.

Trong quá trình nghiên cứu và phát triển màng SnO<sub>x</sub> loại p nhiều phương pháp chế tạo màng đã được sử dụng như bốc bay bằng chùm electron trong chân không cao (electron beam)<sup>22</sup>, bốc bay nhiệt trong chân không cao<sup>23</sup>, lắng đọng lớp nguyên tử<sup>24</sup>, phun xạ magnetron rf<sup>25</sup>, và phun xạ phản ứng magnetron DC<sup>26,27</sup>. Trong đó phương pháp phun xạ phản ứng magnetron DC có nhiều ưu điểm vượt hơn so với các phương pháp khác như: Bia kim loại Sn thuận và pha tạp dễ chế tạo, chủ động nguồn khí phản ứng oxy để điều khiển sự chuyển pha cấu trúc vật liệu... Đối với phun xạ phản ứng, các thông số chế tạo bao gồm công

suất phun xạ ( $P = UI$ ), nhiệt độ đế, tỉ lệ phần trăm oxy, thời gian phun xạ ảnh hưởng mạnh đến cấu trúc và các tính chất đặc trưng của màng SnO<sub>x</sub> loại p. Trong số đó thông số thời gian phun xạ ảnh hưởng mạnh đến độ dày màng, sự gia tăng độ dày có thể góp phần cải thiện chất lượng tinh thể và độ linh động của hạt tải điện nên giảm điện trở suất. Tuy nhiên, độ dày cao hơn ảnh hưởng xấu đến tính chất quang học của màng SnO<sub>x</sub>. Do đó, việc khảo sát chi tiết các đặc tính quang điện tử phụ thuộc vào độ dày màng SnO<sub>x</sub> thông qua điều khiển thời gian phun xạ là cần thiết để tăng cường các đặc trưng quang điện của màng cho các hoạt động của linh kiện quang điện.

Trong báo cáo này chúng tôi chế tạo target hợp kim Sn+ 3% at Na và sử dụng phương pháp phun xạ phản ứng magnetron DC để chế tạo màng SnO<sub>x</sub> pha tạp Na ở nhiệt độ thấp. Khảo sát ảnh hưởng của thời gian phun xạ đến các đặc trưng cấu trúc, tính chất điện, tính chất quang của màng.

## VẬT LIỆU VÀ PHƯƠNG PHÁP

### Vật liệu

Thiếc hạt có độ tinh khiết 99,95% (Sigma), natri khối có độ tinh khiết 99,99% (Sigma) là hai nguồn vật liệu chính chế tạo bia phun xạ hợp kim Sn +Na. Ngoài ra còn có các vật liệu khác như để thủy tinh, dung dịch tẩy rửa để như NaOH, aceton, khí phản ứng O<sub>2</sub>, khí Ar phục vụ cho quá trình phun xạ chế tạo màng bằng phương pháp phun xạ phản ứng magnetron DC.

### Chế tạo bia phun xạ

Bia phun xạ sử dụng trong phun xạ phản ứng magnetron DC là kim loại Sn hoặc hợp kim giữa Sn và các kim loại cần pha tạp như Ag, Cu, Mg, Na.... Trong bài báo này bia phun xạ được sử dụng là bia hợp kim Sn và Na được chế tạo bởi phương pháp đúc (nấu chảy kim loại và đổ khuôn) gồm các bước sau: (i) Chuẩn bị vật liệu gồm thiếc hạt và natri khối được bảo quản trong dầu hỏa; (ii) Cân khối lượng thiếc Sn và Na sao cho lượng Na trong hợp kim Na+Sn là 3 at%; (iii) Bỏ hỗn hợp Sn+Na vào cốc graphite và nấu chảy chúng trong chân không, khuấy đều hỗn hợp kim loại lỏng, loại bỏ xỉ và đổ chúng vào khuôn; (iv) Các bia phun xạ vừa đúc xong được gia công cơ khí (tiện, phay) để tạo bề mặt phẳng và loại bỏ lớp ôxít bề mặt. Sản phẩm cuối cùng là các target tròn với đường kính 7,5 cm và dày 0,5 cm.

### Chế tạo màng Na pha tạp SnO<sub>x</sub>

Các thông số chế tạo được giữ cố định gồm: công suất phun xạ ( $P = UI$ ) 30 W, nhiệt độ đế ( $T_s$ ) 200°C, áp suất phun xạ  $5.10^{-3}$  torr, tỉ lệ phần trăm oxy 12 % (là

các thông số đã được tối ưu hóa trong quá trình thực nghiệm), chỉ có thông số thời gian phun xạ thay đổi từ 7 phút, 14 phút, 21 phút và 35 phút tương ứng với kí hiệu mẫu là T7, T14, T21 và T35 để tiện theo dõi trong bài viết. Để thủy tinh được rửa sạch bằng NaOH, kết hợp với siêu âm trong khoảng 10 phút, sau đó được rửa trôi bằng nước khử ion, sau cùng là đánh siêu âm trong dung dịch acetone và ethanol tỉ lệ 1:1. Để được sấy khô trong môi trường chân không. Trong quá trình phun xạ chế tạo màng buồng phun xạ được giải hấp bởi việc nâng nhiệt thành buồng và hút chân không đến áp suất  $10^{-6}$  torr. Phép đo Talorstep profilometer (Rank- Taylor-Hobson, UK) được sử dụng xác định bề dày màng. Tính chất điện và tính chất quang của màng  $\text{SnO}_x$  được đánh giá thông qua phép đo Hall (BIO-RAD HL5500IU) và phổ truyền qua UV-Vis (DS5 Edinburgh Instruments). Vi cấu trúc tinh thể, hình thái bề mặt và trạng thái điện tử của các nguyên tố trong màng  $\text{SnO}_x$  được đánh giá bởi phép đo nhiễu xạ tia X (D8-ADVANCE), Kính hiển vi lực nguyên tử (AFM, Nanocute, SII Nano Technology), và phổ điện tử tia X (Thermo Scientific), tương ứng.

## KẾT QUẢ THẢO LUẬN

### Phân tích phổ quang điện tử tia X (XPS)

Hình 1a trình bày phổ XPS tổng quát của màng  $\text{SnO}_x$  pha tạp Na phun xạ trong 21 phút cho thấy sự hiện diện của các đỉnh phổ đặc trưng cho các nguyên tố Sn (39,84 at%), O (48,53 at%), và Na (2,56 at%). Kết quả này cho biết thành phần nguyên tố hóa học có trong mẫu gồm Sn, O và Na. Bên cạnh đó có sự dịch đỉnh phổ (0,9 eV) về vùng năng lượng liên kết thấp của lõi Sn3d và lõi O1s của màng  $\text{SnO}_x$  pha tạp Na so với màng  $\text{SnO}_x$  không pha tạp (được trình bày trong một công bố khác của chúng tôi)<sup>28</sup>. Sự dịch đỉnh phổ này cho thấy Na đã chèn vào trong mạng tinh thể màng  $\text{SnO}_x$ . Vì năng lượng liên kết của Na-O là -377.1 KJ/mol nhỏ hơn năng lượng liên kết của Sn-O (-229.5 KJ/mol)<sup>29,30</sup>. Hơn nữa, phổ XPS giải chấp của lõi Sn 3d<sub>5/2</sub> trình bày trong Hình 1b cho thấy trạng thái ion của Sn trong màng  $\text{SnO}_x$  gồm:  $\text{Sn}^0$ ,  $\text{Sn}^{2+}$ ,  $\text{Sn}^{4+}$  tương ứng Sn nằm xen kẽ ngoài mạng, Sn liên kết với O trong thù hình SnO và thù hình SnO<sub>2</sub>. Kết quả giải chấp đỉnh O1s (Hình 1c) cũng cho thấy trong màng tồn tại hai trạng thái ion  $\text{O}^{2-}$  và  $\text{O}^{4-}$  của Oxi tương ứng với trạng thái liên kết SnO và SnO<sub>2</sub> của màng  $\text{SnO}_x$ :Na. Hình 1d là phổ XPS đặc trưng cho nguyên tố Na, và khi giải chấp chỉ ra đỉnh phổ có năng lượng liên kết 1071 eV đặc trưng cho  $\text{Na}^0$  và đỉnh phổ có năng lượng 1070 eV đặc trưng cho  $\text{Na}^+$ <sup>31,32</sup>, về định tính cho thấy điện tích đỉnh phổ  $\text{Na}^+$  lớn hơn so với điện tích đỉnh

của  $\text{Na}^0$ . Điều này cho thấy, khi pha tạp Na vào trong màng  $\text{SnO}_x$  thì Na có xu hướng chèn vào nút mạng tinh thể nên tăng hiệu suất pha tạp và độ dẫn lỗ trống của màng loại p  $\text{SnO}_x$ . Kết quả XPS là bằng chứng đáng tin cậy minh chứng cho sự hiện diện của Na, nói cách khác đã pha tạp được Na vào màng  $\text{SnO}_x$  từ bia hợp kim Sn +3% at Na thông qua phương pháp phun xạ phản ứng magnetron một chiều (DC).

### Phân tích kết quả giản đồ nhiễu xạ tia X (XRD)

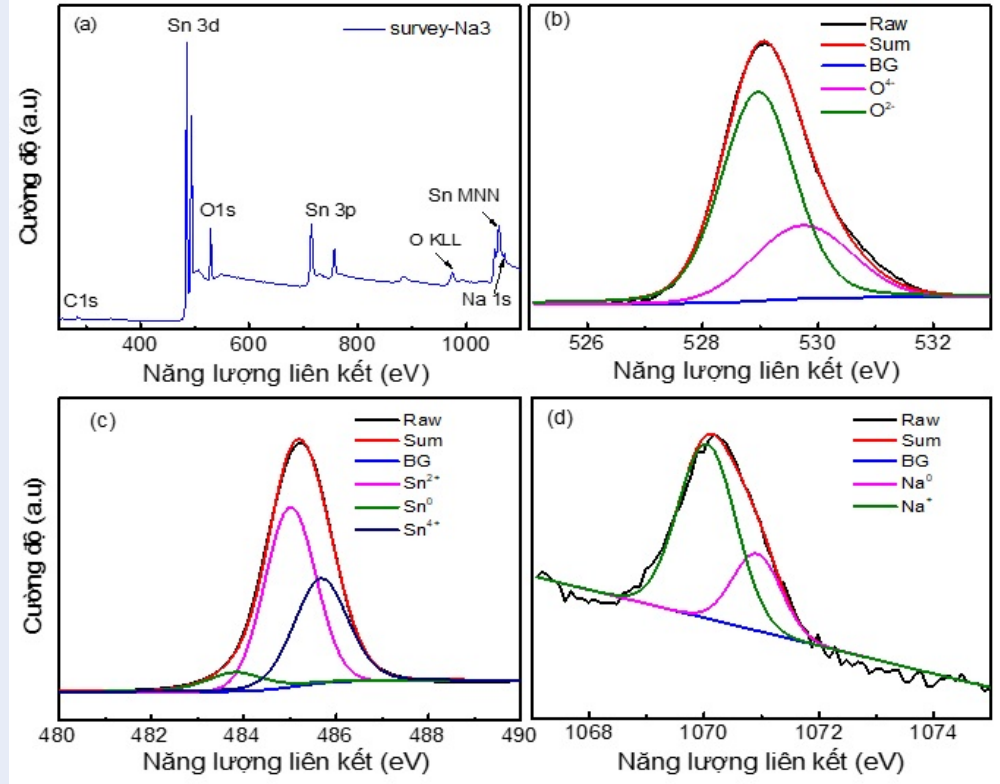
Hình 2 trình bày giản đồ nhiễu xạ tia X (XRD) của các màng T7, T14, T21, T35 tương ứng với thời gian phun xạ tạo màng  $\text{SnO}_x$ :Na trong 7 phút, 14 phút, 21 phút, và 35 phút. Kết quả ở Hình 2 cho thấy tất cả các màng  $\text{SnO}_x$ :Na đều xuất hiện các đỉnh nhiễu xạ tại góc  $2\theta$  là  $29,9^\circ$ ,  $33,4^\circ$ ,  $47,8^\circ$  và  $57,4^\circ$  tương ứng với mặt mạng (101), (110), (200), và (211) của cấu trúc tinh thể bốn phương (4/nmm group). Điều này cho thấy màng có cấu trúc đa tinh thể và mặt (110) là mặt ưu tiên phát triển trong quá trình hình thành màng khi thời gian phun xạ màng tăng. Ngoài ra, đỉnh nhiễu xạ của mẫu T7 có cường độ yếu và độ rộng đỉnh phổ lớn ngược với đỉnh nhiễu xạ của mẫu T35 có cường độ tăng mạnh và độ rộng đỉnh phổ hẹp. Điều này cho thấy khi tăng thời gian phun xạ thì màng có tính tinh thể cao và kích thước hạt lớn (Bảng 1). Hơn nữa, phổ nhiễu xạ của mẫu T7 còn xuất hiện đỉnh phổ ở góc  $2\theta = 30,5^\circ$  đặc trưng cho pha  $\beta$ -Sn, cho thấy với thời gian lắng đọng ngắn thì một số nguyên tử Sn được bứt ra từ bia kim loại Sn chưa ôxi hóa hoàn toàn.

Từ giản đồ XRD xác định được kích thước tinh thể của màng  $\text{SnO}_x$ :Na, theo công thức Debye-Scherrer  $D = \frac{0,89\lambda}{\beta \cos \theta}$  (1) là kích thước của tinh thể (Å),  $\beta$  là độ bán rộng của đỉnh phổ (FWHM) (rad),  $\theta$  là góc nhiễu xạ (rad) tại vị trí đỉnh phổ, và  $\lambda$  là bước sóng của tia X (Å). Bên cạnh đó, từ kết quả XRD các giá trị mật độ sai hỏng ( $\delta$ ), sai hỏng trên đơn vị diện tích tinh thể, và biến dạng đàn ( $\epsilon$ ) sẽ được xác định bởi công thức (2) và (3) tương ứng:

$$\delta = \frac{1}{D^2} \quad (2)$$

$$\epsilon = \frac{\beta \cos \theta}{4} \quad (3)$$

Các giá trị của D,  $\delta$  và  $\epsilon$  tính được đã được trình bày trong Bảng 1. Kết quả thu được cho thấy kích thước tinh thể tăng từ 36,9 nm tới 51,1 nm ứng với mặt (101) và từ 69,6 nm, tới 75,4 nm ứng với mặt (110) khi thời gian phun xạ tăng tương ứng từ 7 phút, lên 35 phút tương ứng với bề dày màng 100 nm, 200 nm, 300 nm và 600 nm. Kết quả này phù hợp với sự tăng cường độ và giảm độ bán rộng của đỉnh nhiễu xạ được chỉ



Hình 1: Phổ XPS tổng quát màng SnO<sub>x</sub> pha tạp Na (a), phổ giải chập lõi Sn(3d<sub>5/2</sub>) (b), lõi O(1s) (c) và lõi Na(1s) (d)

Bảng 1: Các thông số cấu trúc màng SnO<sub>x</sub>:Na theo thời gian phun xạ

Thời gian (phút)	Đỉnh 2θ (độ)		Kích thước tinh thể (D) nm		FWHM ( ) 10 <sup>-3</sup> rad		Mật độ sai hỏng (δ) 10 <sup>14</sup> m <sup>-2</sup>		Ứng suất dẫn (ε) 10 <sup>-4</sup>		Độ gồ ghề (nm)
	(101)	(110)	(101)	(110)	(101)	(110)	(101)	(110)	(101)	(110)	
7	29,88		36,9		3,74		7,34		9,29		8,5
14	29,94	33,41	42,4	69,6	3,26	1,96	5,56	2,06	8,08	4,92	9,6
21	29,92	33,40	49,9	72,4	2,77	1,89	4,02	1,91	6,87	4,73	13,4
35	29,88	33,38	51,1	75,4	2,70	1,81	3,83	1,76	6,71	4,54	13,5

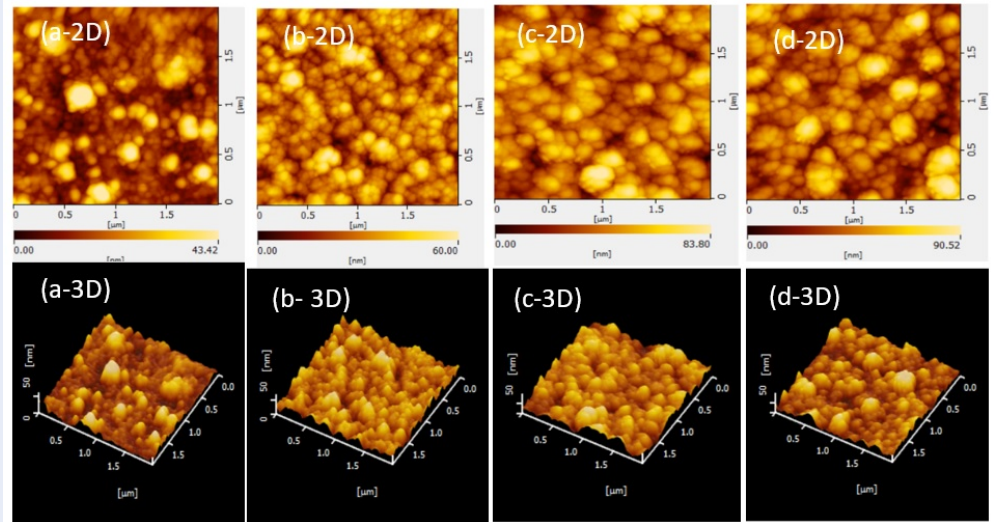
ra trong kết quả nhiễu tia X (Hình 2). Nói khác đi, khi tăng thời gian phun xạ thì bề dày màng tăng đồng thời với thời gian phun xạ kéo dài hơn thì số lượng nguyên tử, phân tử sẽ bay tới bề mặt để nhiều hơn làm tăng hoạt tính bề mặt màng, xảy ra quá trình tái cấu trúc, tăng liên kết giữa các hạt tinh thể nhỏ hình thành các hạt tinh thể lớn hơn, làm giảm biên hạt và các sai hỏng trong màng<sup>33</sup>. Nhận xét này phù hợp với kết quả tính mật độ sai hỏng δ và ứng suất dẫn ε giảm. Cụ thể mật độ sai hỏng giảm từ  $7,34 \cdot 10^{14} \text{ m}^{-2}$  xuống  $3,83 \cdot 10^{14} \text{ m}^{-2}$  và ứng suất dẫn giảm  $9,29 \cdot 10^{-4}$  xuống

$6,71 \cdot 10^{-4}$  tương ứng với thời gian phun xạ tăng từ 7 phút đến 35 phút. Như vậy với thời gian phun xạ tăng sẽ làm tăng bề dày màng, dẫn đến tăng kích thước tinh thể, giảm biên hạt và các sai hỏng trong mạng tinh thể của màng SnO<sub>x</sub>:Na.

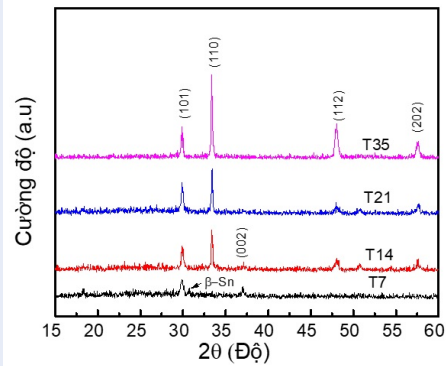
### Phân tích ảnh AFM

Hình 3 trình bày ảnh AFM của màng SnO<sub>x</sub>:Na với thời gian phun xạ khác nhau, với kết quả AFM 2D cho thấy kích thước hạt tăng tương ứng với thời gian phun xạ tăng còn AFM 3D cho thấy độ gồ ghề bề mặt tăng





**Hình 3:** Ảnh 2 chiều (2D) và 3 chiều (3D) của màng SnO<sub>x</sub>:Na với thời gian phun xạ khác nhau (a) 7 phút (b) 14 phút, (c) 21 phút, và (d) 35 phút, tương ứng

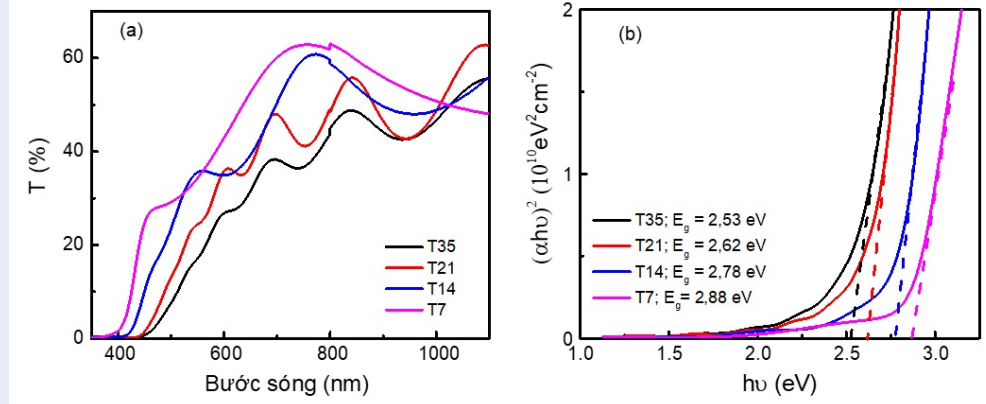


**Hình 2:** Phổ XRD của màng SnO<sub>x</sub> pha tạp Na với thời gian phun xạ khác nhau

tương ứng từ 8,5 nm lên 9,6 nm và 13,4 nm khi thời gian phun xạ tăng từ 7 phút lên 14 phút và 21 phút. Điều thú vị là khi tiếp tục tăng thời gian phun xạ lên 35 phút kích thước hạt tăng nhưng độ gồ ghề không tăng nữa hay lúc này biên hạt giảm và bề mặt màng trở nên đồng đều (Bảng 1). Kết quả AFM hoàn toàn phù hợp với kết quả khảo sát phổ nhiễu xạ tia X khi thời gian phun xạ tăng làm tăng cường độ đỉnh nhiễu xạ đặc trưng cho mặt (101) và (110), giảm độ bán rộng, tương ứng với việc tăng bề dày màng, tăng kích thước hạt, giảm biên hạt. Các thay đổi về cấu trúc tinh thể sẽ ảnh hưởng đến tính chất điện và tính chất quang của màng.

### Phân tích phổ truyền qua UV-Vis

Hình 4a là phổ truyền qua UV-Vis của các mẫu T7, T14, T21, và T35 các màng có độ truyền qua trung bình khoảng 55% trong dải bước sóng từ 600 nm đến 1100 nm và giảm dần khi thời gian phun xạ tăng. Bên cạnh đó số vân giao thoa tăng khi thời gian phun xạ tăng vì: (i) Khi thời gian phun xạ tăng làm bề dày màng tăng và bề mặt màng đồng nhất; (ii) Sự khác nhau về chiết suất giữa lớp màng mỏng và đế nền (thủy tinh)<sup>3</sup>. Năng lượng vùng cấm quang của các màng SnO<sub>x</sub>:Na được xác định thông qua phương pháp ngoại suy Tauc về đường biểu diễn  $(\alpha h\nu)^2$  theo năng lượng photon ( $h\nu$ ) từ bờ hấp thụ của phổ truyền qua UV-Vis. Kết quả chỉ ra trong Hình 4b cho thấy khi thời gian phun xạ tăng từ 7 phút, lên 14 phút, 21 phút và 35 phút thì năng lượng vùng cấm quang giảm từ 2,88 eV, 2,78 eV, 2,62 eV đến 2,53 eV tương ứng. Độ lớn năng lượng vùng cấm của màng SnO<sub>x</sub>:Na nằm trong khoảng giá trị năng lượng vùng cấm quang của SnO với cấu trúc bốn phương (2.5-3.4 eV)<sup>14-16</sup>. Kết quả này cho thấy độ rộng vùng cấm của màng SnO<sub>x</sub>:Na giảm khi độ dày màng tăng lên. Độ rộng vùng cấm giảm với độ dày màng tăng có thể do nhiều yếu tố khác nhau như: hiệu ứng giam giữ lượng tử, tăng cường độ kết tinh, giảm tạp chất và khuyết tật, sự thay đổi kích thước tinh thể và ứng suất đàn. Trong bài báo này, tất cả các màng mỏng chế tạo được đều là đa tinh thể với kích thước tinh thể lớn hơn 10 nm. Do đó, hiệu ứng giam giữ lượng tử không phải là lý do thích hợp trong trường hợp này. Do đó, chúng tôi cho rằng độ rộng vùng cấm phụ thuộc vào độ dày của



**Hình 4:** Phổ truyền qua (a) và đường ngoại suy Tauc (b) xác định năng lượng vùng cấm quang của màng SnO<sub>x</sub>:Na với thời gian phun xạ khác nhau

màng có liên quan đến độ kết tinh và kích thước hạt của màng. Cụ thể theo kết quả thu được từ Bảng 1 thì khi chiều dày màng tăng, kích thước tinh thể và kích thước hạt của màng cũng tăng. Kết quả làm giảm biên hạt và các khuyết tật dẫn đến giảm chiều cao rào thế ở biên hạt<sup>34</sup>. Suy luận này phù hợp với kết quả XRD và AFM của chúng tôi.

### Phân tích kết quả đo Hall

Hình 5 biểu diễn nồng độ hạt tải ( $N_H$ ), độ linh động ( $\mu$ ) và điện trở suất ( $\rho$ ) của màng SnO<sub>x</sub>:Na theo thời gian phun xạ khác nhau. Khi thời gian phun xạ tăng từ 7 phút lên 14 phút thì nồng độ hạt tải tăng từ  $1,95 \cdot 10^{19} \text{ cm}^{-3}$  lên  $2,98 \cdot 10^{19} \text{ cm}^{-3}$  (tăng 52,8%) và độ linh động hạt tải tăng từ  $1,46 \text{ cm}^2/\text{VS}$  lên  $2,11 \text{ cm}^2/\text{VS}$  dẫn đến điện trở suất của màng giảm mạnh từ  $2,15 \cdot 10^{-1} \text{ } \Omega\text{cm}$  xuống  $1,01 \cdot 10^{-1} \text{ } \Omega\text{cm}$ . Kết quả tăng nồng độ hạt tải có thể được giải thích là khi tăng thời gian phun xạ sẽ cung cấp đủ thời gian để ôxít hóa Sn, giảm pha  $\beta$ -Sn, giảm sự mất mát hạt tải lỗ trống, hơn nữa khi thời gian phun xạ tăng sẽ tăng kích thước hạt, giảm biên hạt nên tăng độ linh động hạt tải tăng làm cho điện trở suất màng giảm. Tuy nhiên khi tiếp tục tăng thời gian phun xạ lên 21 phút và 35 phút thì nồng độ hạt tải có xu hướng giảm nhẹ về  $2,75 \cdot 10^{19} \text{ cm}^{-3}$  và  $2,35 \cdot 10^{19} \text{ cm}^{-3}$  và độ linh động hạt tải cũng tăng nhẹ từ  $2,41 \text{ cm}^2/\text{VS}$  lên  $2,81 \text{ cm}^2/\text{VS}$  dẫn đến điện trở suất thay đổi rất nhỏ  $9,39 \cdot 10^{-2} \text{ } \Omega\text{cm}$  và  $9,46 \cdot 10^{-2} \text{ } \Omega\text{cm}$ . Kết quả này có thể giải thích khi kéo dài thời gian phun xạ thì có sự tái phun xạ, có sự sắp xếp lại các nguyên tử, phân tử trong cấu trúc tinh thể màng nên giảm lượng Na pha tạp trong màng dẫn đến nồng độ hạt giảm, tuy nhiên điều này làm tăng độ linh động, dẫn đến điện trở suất không đổi. Do đó để cân đối giữa tính

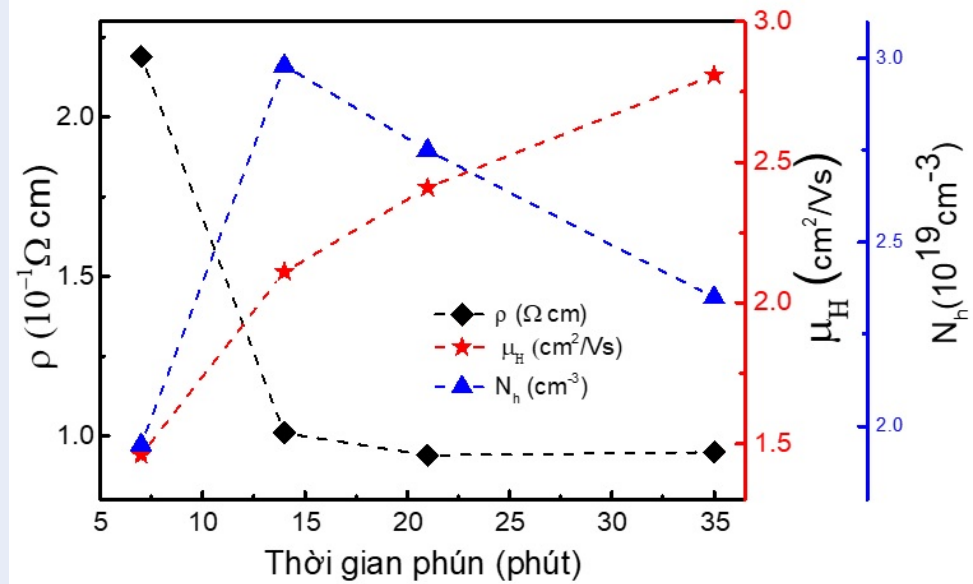
chất điện và tính chất quang của màng thì trong quá trình phun xạ cần chọn thời gian phun xạ thích hợp.

### KẾT LUẬN

Từ bia hợp kim Sn + 3% at Na thông qua phương pháp phun xạ phản ứng magnetron DC đã chế tạo được màng mỏng SnO<sub>x</sub> pha tạp Na trên đế thủy tinh ở nhiệt độ thấp là bán dẫn loại p. Trạng thái ion Sn<sup>2+</sup>, Sn<sup>4+</sup>, O<sup>2-</sup>, O<sup>4+</sup>, và Na<sup>0</sup>, Na<sup>+</sup> phân tích từ phổ XPS cho thấy Na đã chèn vào trong mạng tinh thể màng SnO<sub>x</sub>. Màng SnO<sub>x</sub>:Na có cấu trúc bốn phương và phát triển theo các định hướng ưu tiên dọc theo mặt mạng (101) và (110) có xu hướng tăng kích thước tinh thể khi thời gian phun xạ tăng. Màng SnO<sub>x</sub>:Na là bán dẫn chuyển mức thẳng, có năng lượng vùng cấm quang và độ truyền qua giảm khi thời gian phun xạ tăng. Thời gian phun xạ tăng, tương ứng bề dày màng tăng, làm cho nồng độ hạt tải, độ linh động tăng mạnh, dẫn đến điện trở suất của màng giảm mạnh. Tuy nhiên, nếu tiếp tục kéo dài thời gian phun xạ thì điện trở suất của màng SnO<sub>x</sub>:Na giảm không đáng kể trong khi đó độ truyền qua và năng lượng vùng cấm quang giảm cho nên việc kéo dài thời gian phun xạ là không cần thiết. Do đó để cân đối giữa tính chất điện và tính chất quang thì thời gian phun xạ trong quá trình tạo màng SnO<sub>x</sub>:Na bằng phương pháp phun xạ phản ứng được chọn trong khoảng 14 phút đến 21 phút.

### LỜI CẢM ƠN

Nghiên cứu này được tài trợ kinh phí từ Học viện Khoa học Công nghệ, Viện Hàn lâm Khoa học và Công nghệ Việt Nam với mã số GUST.STS.ĐT2020-KHVL07. Nhóm tác giả xin chân thành cảm ơn.



**Hình 5:** Đường biểu diễn điện trở suất ( $\rho$ ), nồng độ hạt tải ( $N_h$ ), và độ linh động Hall ( $\mu_H$ ) theo thời gian phun xạ khác nhau trong màng  $\text{SnO}_x:\text{Na}$

## DANH MỤC CÁC TỪ VIẾT TẮT

AFM: Kính hiển vi lực nguyên tử  
 UV-Vis: Phổ tử ngoại khả kiến  
 XRD: Nhiễu xạ tia X  
 XPS: Phổ Quang điện tử tia X  
 DC: Dòng một chiều

## XUNG ĐỘT LỢI ÍCH

Nhóm tác giả cam kết không có xung đột lợi ích.

## ĐÓNG GÓP CỦA TÁC GIẢ

Phạm Hoài Phương, Trần Quang Trung, Nguyễn Mạnh Tuấn : Chế tạo bia phun xạ, tổng hợp, đánh giá kết quả, viết báo.

Phạm Ngọc Yến Nhi, Bùi Trung Hiếu, Nguyễn Ngọc Phương : Chế tạo màng, tiến hành các phép đo phân tích màng, viết báo cáo.

## TÀI LIỆU THAM KHẢO

1. Ellmer K. Past achievements and future challenges in the development of optically transparent electrodes. *Nat Photonics*. 2012;6(12):809-17; Available from: <https://doi.org/10.1038/nphoton.2012.282>.
2. Kim JH, Kim UK, Chung YJ, Hwang CS. Correlation of the change in transfer characteristics with the interfacial trap densities of amorphous In-Ga-Zn-O thin film transistors under light illumination. *Appl Phys Lett*. 2011;98(23); Available from: <https://doi.org/10.1063/1.3597299>.
3. Sakthivel P, Asaithambi S, Karuppaiah M, Yuvakkumar R, Hayakawa Y, Ravi G. Improved optoelectronic properties of Gd doped cadmium oxide thin films through optimized film thickness for alternative TCO applications. *Journal of Alloys*

and Compounds. 2020;820; Available from: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.153188>.

4. Abbas S, Kumar M, Ban DK, Yun JH, Kim J. Transparent and flexible  $\text{In}_2\text{O}_3$  thin film for multilevel nonvolatile photomemory programmed by light. *ACS Appl Electron Mater*. 2019;1(3):437-43; Available from: <https://doi.org/10.1021/acsaem.8b00139>.
5. Zhu BL, Zhao XZ, Su FH, Li GH, Wu XG, Wu J et al. Structural and optical properties of ZnO thin films on glass substrate grown by laser-ablating Zn target in oxygen atmosphere. *Phys B*. 2007;396(1-2):95-101; Available from: <https://doi.org/10.1016/j.physb.2007.03.018>.
6. Doyan A, Susilawati, Imawanti YD. Synthesis and characterization of  $\text{SnO}_2$  thin layer with a doping aluminum is deposited on quartz substrates. *AIP Conf Proc*. 2017;1801(January); Available from: <https://doi.org/10.1063/1.4973083>.
7. Kawazoe H, Yasukawa M, Hyodo H, Kurita M, Yanagi H, Hosono H. P-type electrical conduction in transparent thin films of  $\text{CuAlO}_2$ . *Nature*. 1997;389(6654):939-42; Available from: <https://doi.org/10.1038/40087>.
8. Hautier G, Miglio A, Ceder G, Rignanese GM, Gonze X. Identification and design principles of low hole effective mass p-type transparent conducting oxides. *Nat Commun*. 2013;4:2292; PMID: 23939205. Available from: <https://doi.org/10.1038/ncomms3292>.
9. Yanagi H, Inoue SI, Ueda K, Kawazoe H, Hosono H, Hamada N. Electronic structure and optoelectronic properties of transparent p-type conducting  $\text{CuAlO}_2$ . *J Appl Phys*. 2000;88(7):4159-63; Available from: <https://doi.org/10.1063/1.1308103>.
10. Jia J, Sugane T, Nakamura S, Shigesato Y. "p -type conduction mechanism in continuously varied non-stoichiometric  $\text{SnO}_x$  thin films deposited by reactive sputtering with the impedance control p-type conduction mechanism in continuously varied non-stoichiometric  $\text{SnO}_x$  thin films deposited by reactive", vol. 185703, no. *Journal of Applied Physics*. April 2020;127(18); Available from: <https://doi.org/10.1063/5.0005953>.

11. Guillén C, Herrero J. Comparing metal oxide thin films as transparent p-type conductive electrodes. *Mater Res Express*. 2020;7(1);Available from: <https://doi.org/10.1088/2053-1591/ab600e>.
12. Togo A, Oba F, Tanaka I, Tatsumi K. First-principles calculations of native defects in tin monoxide. *Phys Rev B*. 2006;74(19):195128;Available from: <https://doi.org/10.1103/PhysRevB.74.195128>.
13. Granato DB, Caraveo-Frescas JA, Alshareef HN, Schwingenschlögl U. Enhancement of p-type mobility in tin monoxide by native defects. *Appl Phys Lett*. 2013;102(21):212105;Available from: <https://doi.org/10.1063/1.4808382>.
14. Phys JA et al. "Controlling the p-type conductivity of SnO by doping with nitrogen and hydrogen", vol. 085703. 2018, 2019(August);Available from: <https://doi.org/10.1063/1.5052606>.
15. Priyanka L, Hymavathi B, Kumar BR. Effect of rotational speed on structural and optical properties of spin coated SnO thin films. *IOP Conf Ser Mater Sci Eng*. 2020;998(1);Available from: <https://doi.org/10.1088/1757-899X/998/1/012012>.
16. Becker M, Michel F, Polity A, Klar PJ. Assessing the growth window of stannous oxide by ion beam sputter deposition (IBSD). *J Cryst Growth*. 2018;498:17-24;Available from: <https://doi.org/10.1016/j.jcrysgro.2018.05.009>.
17. Lee AW, Le D, Matsuzaki K, Nomura K. Hydrogen-defect termination in SnO for p-channel TFTs. *ACS Appl Electron Mater*. 2020;2(4):1162-8;Available from: <https://doi.org/10.1021/acsaelm.0c00149>.
18. Esteves B, Pimenta S, Vieira EMF, Freitas JR, Rodrigues JA, Correia JH. SnOx and a-Si thin-films based photodiode in a flexible substrate for visible spectral region. *Mater Lett*. 2021;286:129251;Available from: <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2020.129251>.
19. Pham HP, Nguyen THY, Nguyen AH, Vo NT, Thuy TGL, Nguyen HH et al. Effects of substrate temperature on characteristics of the p-type Ag-doped SnOx thin films prepared by reactive DC magnetron sputtering. *J Photochem Photobiol A*. 2020;388:112157;Available from: <https://doi.org/10.1016/j.jphotochem.2019.112157>.
20. Kim Y, Jang JH, Kim JS, Kim SD, Kim SE. Nitrogen doped p-type SnO thin films deposited via sputtering. *Mater Sci Eng B*. 2012;177(16):1470-5;Available from: <https://doi.org/10.1016/j.mseb.2012.01.011>.
21. Yang TY, Zhao J, Li XL, Gao XY, Xue CF, Wu YQ et al. Improve the P-type conductivity of SnO films by Na ion implantation. *Mater Sci Forum*. 2016;848(100):477-81;Available from: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.848.477>.
22. Pan L, Li W, Yang S, Zang J, Guo H, Xia T et al. Effects of annealing conditions on the properties of SnO films deposited by e-beam evaporation process. *Mater Lett*. 2019;257:126737;Available from: <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2019.126737>.
23. Wasly HS, Abd El-Sadek MS, Elnobi S, Abuelwafa AA. Morphological, structural, and optical properties of flexible tin oxide(II) thin film via thermal evaporation technique. *Eur Phys J Plus*. 2022;137(1);Available from: <https://doi.org/10.1140/epjp/s13360-022-02349-8>.
24. Kim HY, Nam JH, George SM, Park J, Park BK, Kim GH et al. Phase-controlled SnO2 and SnO growth by atomic layer deposition using Bis(N-ethoxy-2,2-dimethyl propanamido)tin precursor. *Ceram Int*. 2019;45(4):5124-32;Available from: <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2018.09.263>.
25. Hien VX, Lee JH, Kim JJ, Heo YW. Structure and NH3 sensing properties of SnO thin film deposited by RF magnetron sputtering. *Sens Actuators B*. 2014;194:134-41;Available from: <https://doi.org/10.1016/j.snb.2013.12.086>.
26. Guillén C, Herrero J. P-type SnO thin films prepared by reactive sputtering at high deposition rates. *J Mater Sci Technol*. 2019;35(8):1706-11;Available from: <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2019.03.034>.
27. Pham HP, Thuy TGL, Tran QT, Nguyen HH, My Hoa HT, Thi Thu H et al. Characterization of Ag-doped p-type SnO thin films prepared by DC magnetron sputtering. *J Nanomater*. 2017;2017-1-6;Available from: <https://doi.org/10.1155/2017/8360823>.
28. Hoai Phuong P, Ngo HD, Bui HT, Phuong NN, Thuy Nguyen AH, Nguyen THY et al. Effect of sodium doping on characteristics of p-SnOx films prepared by reactive direct current magnetron sputtering. *Ceram Int*. 2022;48(9):13047-54;Available from: <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2022.01.179>.
29. Ke NH, Khoa NLD, Loan PTK, Tuan DA, Le PH, Tran CV et al. Characteristics of Cu 2 O:Na thin films prepared by DC magnetron sputtering method at low temperature. *J Nanosci Nanotechnol*. 2018;18(10):7170-6;PMID: 29954554. Available from: <https://doi.org/10.1166/jnn.2018.15526>.
30. Yin T, Lee J, Moosavi-Khoonsari E, Jung IH. Critical evaluation and the thermodynamic optimization of the Sn-O system. *Ceram Int*. 2021;47(20):29267-76;Available from: <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2021.07.091>.
31. Lu Y, Cai Y, Zhang Q, Liu L, Niu Z, Chen J. A compatible anode/succinonitrile-based electrolyte interface in all-solid-state Na-CO2 batteries. *Chem Sci*. 2019;10(15):4306-12;PMID: 31057757. Available from: <https://doi.org/10.1039/C8SC05178J>.
32. Seh ZW, Sun J, Sun Y, Cui Y. A highly reversible room-temperature sodium metal anode. *ACS Cent Sci*. 2015;1(8):449-55;PMID: 27163006. Available from: <https://doi.org/10.1021/acscentsci.5b00328>.
33. Dhivya P, Prasad AK, Sridharan M. Magnetron sputtered nanostructured cadmium oxide films for ammonia sensing. *J Solid State Chem*. 2014;214:24-9;Available from: <https://doi.org/10.1016/j.jssc.2013.11.030>.
34. Yadav AA. Influence of film thickness on structural, optical, and electrical properties of spray deposited antimony doped SnO2 thin films. *Thin Solid Films*. 2015;591:18-24;Available from: <https://doi.org/10.1016/j.tsf.2015.08.013>.



# Effect of the sputtering time on the characteristics of p-SnO<sub>x</sub>:Na films prepared by the reactive direct current magnetron sputtering method

Pham Hoai Phuong<sup>1,2,3,\*</sup>, Pham Ngoc Yen Nhi<sup>3,4</sup>, Hieu Trung Bui<sup>3</sup>, Nguyen Ngoc Phuong<sup>2</sup>, Tran Quang Trung<sup>4</sup>, Nguyen Manh Tuan<sup>2</sup>



Use your smartphone to scan this QR code and download this article

<sup>1</sup>Graduate University of Science and Technology, Vietnam Academy of Science and Technology, 18, Hoang Quoc Viet Street, Cau Giay, Ha Noi 100000, Vietnam.

<sup>2</sup>Institute of Applied Materials Science, Vietnam Academy of Science and Technology (VAST) 29TL Street, Ward Thanh Loc, District 12, Ho Chi Minh City 700000, Vietnam.

<sup>3</sup>VKTECH Research Center, Nguyen Tat Thanh University, 298-300A Nguyen Tat Thanh Street, District 4, Ho Chi Minh City, 700000, Vietnam.

<sup>4</sup>Department of Solid State Physics, University of Science, Vietnam National University, Ho Chi Minh City (VNU-HCM) 227 Nguyen Van Cu Street, District 5, Ho Chi Minh City, Vietnam.

## Correspondence

**Pham Hoai Phuong**, Graduate University of Science and Technology, Vietnam Academy of Science and Technology, 18, Hoang Quoc Viet Street, Cau Giay, Ha Noi 100000, Vietnam.

Institute of Applied Materials Science, Vietnam Academy of Science and Technology (VAST) 29TL Street, Ward Thanh Loc, District 12, Ho Chi Minh City 700000, Vietnam.

VKTECH Research Center, Nguyen Tat Thanh University, 298-300A Nguyen Tat Thanh Street, District 4, Ho Chi Minh City, 700000, Vietnam.

Email: phphuong@ntt.edu.vn



## ABSTRACT

The fabrication of n- and p-type transparent oxide semiconductor films is critical in the production of transparent electrical and optoelectronic components on the p–n junction, particularly the p-type, because the maximum of the valence band formed by the 2p orbitals of oxygen and their local (narrow) dispersions have formed deep levels, making difficult in doping of acceptor impurities in p-type oxide semiconductors. Among the p-type transparent oxide semiconductor films that have been studied so far, the p-type SnO<sub>x</sub> film which had outstanding electrical conductivity and optical transparency, is a good candidate for constructing a p–n junction with another n-type semiconductor in homogeneous or heterogeneous form. In this paper, a Na-doped SnO<sub>x</sub> film was produced from Sn + 3 at% Na alloy target using the reactive sputtering process at a temperature of 200 °C. XRD, XPS, AFM, Hall, and UV-Visible techniques were used to evaluate the effect of sputtering duration on the structural and electro-optical properties of SnO<sub>x</sub>:Na films. The results of the survey showed that when the sputtering time increased from 7 minutes to 14 minutes, 21 minutes, and 35 minutes, the film thickness increased, resulting in an increase in the crystal size, a decrease in the grain boundary, and an increase in carrier mobility, all of which lead to a reduction in the film's resistivity. However, as the film thickness increased, the transmittance dropped and the optical bandgap shrunk.

**Key words:** p-n junction, p-type SnO<sub>x</sub> thin film, reactive direct current magnetron sputtering

**Cite this article:** Phuong P H, Nhi P N Y, Bui H T, Phuong N N, Trung T Q, Tuan N M. **Effect of the sputtering time on the characteristics of p-SnO<sub>x</sub>:Na films prepared by the reactive direct current magnetron sputtering method.** *Sci. Tech. Dev. J. - Nat. Sci.*; 2022, 6(3):2297-2305.