



مواد و فناوری‌های پیشرفته

مجله علمی پژوهشی

شاپا چاپی: ۲۷۸۳-۰۸۱۰
شاپا الکترونیکی: ۲۷۸۳-۰۸۲۹

دوره ۱۳، شماره ۳، پاییز ۱۴۰۳

ساخت الکتروود نانوکامپوزیتی WO_3 و بررسی اثر بهینه نانو صفحات MoS_2 بر کارایی شیشه هوشمند

۱۱-۱

پروانه سنگ‌پور؛ فریبا تاج‌آبادی؛ آرشد خوش‌بیان

اثر متغیرهای آزمایش فشار بر تحولات ساختاری سوپرالیاز پایه‌ی کبالت نیکل نسل جدید بر پایه‌ی Co-Ni-Al-W

۲۷-۱۲

مریم مرکباتی؛ محمد جواد کریمیان؛ سید مهدی عباسی

۳۹-۲۸

فناوری‌های بازیافت پره‌های کامپوزیتی توربین بادی و مدیریت پسماند آنها
ابوالفضل پوررجیبیان؛ مهسا قاسمی زاده؛ مازیار دهقان؛ سعید رهگذر

۶۲-۴۰

ساخت نانوژنراتورهای تریبوالکتریک منعطف پوشیدنی با جایگزینی پارچه‌ی شیشه‌ای به جای پوست در نانوژنراتورهای تماس پوستی
عرفان کریم میرزا؛ نگین معنوی زاده

۷۴-۶۳

مطالعه‌ای درباره‌ی اثر پیش‌ماده‌ی هیدروکربنی بر ساختار پوشش کربن شبه‌الماس ایجادشده توسط فناوری رسوب‌دهی پرتو یونی
سعید مرساق دزفولی؛ سیدحجت‌اله حسینی

۸۱-۷۵

چگالی حالات و ساختار الکترونی InSb با رویکرد محاسباتی کوانتوم اسپرسو
شاهین آتشبار تهرانی؛ نادر مرشدیان

به نام خدا

نشریه مواد و فناوری های پیشرفته

مدیر مسئول

حمید امیدوار

دانشگاه صنعتی امیرکبیر، تهران، ایران

سر دبیر

سعید حصارکی

پژوهشگاه مواد و انرژی، کرج، ایران

مدیر اجرایی

علیرضا کلاهی، پژوهشگاه مواد و انرژی، کرج، ایران

هیئت تحریریه

محمدرضا اکبرپور آرباطان، دانشگاه مراغه، مراغه، ایران	احسان طاهری نساچ، دانشگاه تربیت مدرس، تهران، ایران
علی اصغر بهنام قادر، پژوهشگاه مواد و انرژی، کرج، ایران	سید فرشید کاشانی بزرگ، دانشگاه تهران، تهران، ایران
محمد پازوکی، پژوهشگاه مواد و انرژی، کرج، ایران	محسن کاظمی نژاد، دانشگاه صنعتی شریف، تهران، ایران
عباس چرخچی، دانشگاه ملی هنرها و صنایع دستی، پاریس، فرانسه	مرتضی مرادی البرزی، پژوهشگاه مواد و انرژی، کرج، ایران
سعید حصارکی، پژوهشگاه مواد و انرژی، کرج، ایران	صاحبعلی منافی، واحد شاهرود، دانشگاه آزاد اسلامی، شاهرود، ایران
علی زمانیان، پژوهشگاه مواد و انرژی، کرج، ایران	نادر نظافتی، پژوهشگاه مواد و انرژی، کرج، ایران
منصور سلطانی، دانشگاه علم و صنعت ایران، تهران، ایران	محمدرضا نورانی، دانشگاه علوم پزشکی بقیه...، تهران، ایران
پویان مکوندی، دانشگاه ادینبرگ، انگلستان	عضو مشورتی هیئت تحریریه: فاطمه السادات ترک نیک، پژوهشگاه مواد و انرژی، کرج، ایران

کارشناس نشریه

مریم فولادیان

ویراستار ادبی

مژگان صفری، زهره خرمایی

ویراستار انگلیسی

مریم سبزواری

صفحه آرا

محسن باهوش

گروه اجرایی

مریم فولادیان، وحید حاج عبدالعلی بزاز، روح... چالویی

رد مسؤلیت

مسئولیت صحت و سقم داده‌ها و نتیجه‌گیری‌های مقالات منتشرشده در نشریه مواد و فناوری‌های پیشرفته بر عهده نویسندگان مقالات است. نقل از این نشریه با ذکر مأخذ بلامانع است. استفاده از جداول، نمودارها و تصاویر، مستلزم کسب مجوز از نویسندگان است.

نشریه مواد و فناوری‌های پیشرفته (شاپا چاپی: ۰۸۱۰-۲۷۸۳) (شاپای الکترونیکی: ۰۸۲۹-۲۷۸۳)

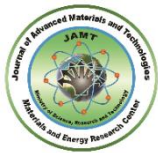
پایگاه وب: www.jamt.ir، پست الکترونیکی: office@jamt.ir

شماره تماس: ۰۹-۳۶۲۸۰۰۴۰ (۰۲۶) داخلی ۳۸۱، دورنگار: ۰۲۶۲۰۱۸۸۸ (۰۲۶)

پژوهشگاه مواد و انرژی

فهرست

- ۱۱-۱
ساخت الکتروود نانوکامپوزیتی WO_3 و بررسی اثر بهینه نانو صفحات MoS_2 بر کارایی شیشه هوشمند
پروانه سنگ‌پور؛ فریبا تاج‌آبادی؛ آرش خوش‌بیان
- ۲۷-۱۲
اثر متغیرهای آزمایش فشار بر تحولات ساختاری سوپرالیاژ پایه‌ی کبالت نیکل نسل جدید بر پایه‌ی $Co-Ni-Al-W$
مریم مرکباتی؛ محمد جواد کریمیان؛ سید مهدی عباسی
- ۳۹-۲۸
فناوری‌های بازیافت پره‌های کامپوزیتی توربین بادی و مدیریت پسماند آنها
ابوالفضل پوررجیان؛ مهسا قاسمی زاده؛ مازیار دهقان؛ سعید رهگذر
- ۶۲-۴۰
ساخت نانوژنراتورهای تریبوالکتریک منعطف پوشیدنی با جایگزینی پارچه‌ی شیشه‌ای به‌جای پوست در نانوژنراتورهای تماس پوستی
عرفان کریم میرزا؛ نگین معنوی زاده
- ۷۴-۶۳
مطالعه‌ای درباره‌ی اثر پیش‌ماده‌ی هیدروکربنی بر ساختار پوشش کربن شبه‌الماس ایجادشده توسط فناوری رسوب‌دهی پرتو یونی
سعید مرساق دزفولی؛ سیدحجت‌اله حسینی
- ۸۱-۷۵
چگالی حالات و ساختار الکترونی $InSb$ با رویکرد محاسباتی کوانتوم اسپرسو
شاهین آتشبار تهرانی؛ نادر مرشدیان



Fabrication of WO₃ Nanocomposite Electrode and Investigation of the Optimal Effect of MoS₂ Nanoplates on the Performance of Smart Glass

Parvaneh Sangpour^{1*}, Fariba Tajabadi¹, Arash Khoshbayan²

¹ Associate Professor, Department of Nanotechnology and Advanced Materials, Materials and Energy Research Center, Karaj, Iran.

² Master of Science, Department of Nanotechnology and Advanced Materials, Materials and Energy Research Center, Karaj, Iran.

*Corresponding Author's Email: sangpour@merc.ac.ir (Parvaneh Sangpour)

Paper History:

Received: 2024-06-18

Revised: 2024-07-13

Accepted: 2024-09-14

Keywords:

Smart Glass,
Thin Film,
Nanocomposite,
WO₃,
MoS₂

Abstract In the current research, the electrochromic layer of Tungsten oxide has been applied on the FTO (Fluoride Tin Oxide) conductive glass using an electrochemical method. Then, using in situ hydrothermal method, MoS₂-WO₃ nanocomposite is deposited on the substrate containing Tungsten oxide. By changing the percentage of MoS₂, the optimal effect of molybdenum disulfide concentration on the electrochromic properties of the coated layer was investigated. The nanocomposite thin film containing optimal percentages of Molybdenum disulfide was analyzed and characterized by Scanning Electron Microscopy (SEM), Optical Spectroscopy, X-ray diffraction (XRD), and Amperometry. According to results, the nanocomposite containing 0.025% molybdenum disulfide (WM0.025) was the best response in the electrochemical cell for using as smart glass. The optical results showed that the addition of molybdenum disulfide to tungsten oxide resulted in the colorization of the electrochromic layer, and due to the increase in the diffusion coefficient of lithium ions (from the electrolyte solution), the response time of the electrochromic layer was also improved.



<https://doi.org/10.30501/jamt.2024.461735.1301>

URL: https://www.jamt.ir/article_206334.htm

1. INTRODUCTION

Smart materials are materials that change their physical or chemical properties by applying energy and creating excitement in them. These materials act based on the change of the equilibrium state of electrons due to external excitation. If this excitation leads to a change in optical properties such as reflection, absorbance/scattering or transmission, this process is called colorization. This process is a reversible change in the optical properties of a substance that occurs because of oxidation and reduction reactions. This color change occurs between two transparent and colored states or between two colored states. The electrochromic device consists of two transparent electrodes, the electrochromic layer and the electrolyte. The oxidation-reduction reaction by the potential difference created in the two electrodes and the electrolyte between them can cause a change in the electron alignment of the color centers in the electrochromic layer, which results in absorbance. The visible light also changes and the color changing occurs and the system changes from a transparent state to a colored one (Veeramalai et al., 2016).

Various transition metal oxides such as Nickel Oxide, Tungsten Oxide, Copper Oxide can be used as inorganic electrochromic materials. However, tungsten trioxide can be a suitable candidate for electrochromic devices due to its high electrochromic response, good colorization efficiency, and suitable cycle stability. In addition, devices based on Tungsten Oxide show low energy consumption, good memory effect and high contrast ratio (Falola, et al., 2016). One of the ways to improve the

performance of the electrochromic layer is to add an impurity component corresponding to the electrochromic material. In 2012, Huang (Huang et al., 2012) and his colleagues investigated a suitable increase in performance improvement by adding silver nanoparticles to tungsten oxide. Yao (Yao et al., 2012) and his colleagues investigated the addition of carbon nanotubes to tungsten oxide and because of the advantages These nanomaterials had a great effect on the improvement of this layer. In 2014, Lin (Lin et al., 2014) and his colleagues investigated the nickel oxide composite containing lithium and zirconium, the result of which was the improvement of the electrochromic properties of nickel oxide.

In addition, in 2015, Chang (Chang et al., 2014) and his colleagues studied the effect of the growth of tungsten oxide nanowires on graphene oxide plates in an electrochromic device, and the presence of two-dimensional graphene oxide plates has improved the performance of the device during switching and coloring efficiency. Problems such as high cost and long process in making graphene and on the other hand, graphene not being stable at high temperatures have caused other two-dimensional materials to be proposed. For example, using other two-dimensional materials such as molybdenum disulfide helps improving the electrochromic efficiency of layer. Porous molybdenum disulfide has received much attention due to its high surface area ratio and active sites. This amazing material has proven its effectiveness in numerous researches on energy production in fuel cells, biosensors and

Please cite this article as: Sangpour, P., Tajabadi, F. & Khoshbayan, A. (2024) Fabrication of WO₃ Nanocomposite Electrode and Investigation of the Optimal Effect of MoS₂ Nanoplates on the Performance of Smart Glass, *Journal of Advanced Materials and Technologies*, Vol. 13, No. 3, 1-11. [in Persian]: <https://doi.org/10.30501/jamt.2024.461735.1301>.

2783-0829/© 2024 The Author(s). Published by MERC.

This is an open access article under the CC BY license (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/legalcode>)



supercapacitors (Falola et al., 2016). In 2020, Mallikarjun (Mallikarjun et al., 2020) used two-dimensional molybdenum disulfide plates to make flexible smart glass and to improve the electrochromic layer of tungsten oxide. The reason is its high electrical conductivity, good mobility, high surface ratio and mechanical properties of this two-dimensional material. Therefore, according to the characteristics of molybdenum disulfide and tungsten trioxide, the choice of nanocomposite of these two materials was considered in this study to increase and improve the performance of smart glass, with an easy and repeatable synthesis method. In the current research, the fabrication of molybdenum disulfide-tungsten trioxide nanocomposite by electrochemical deposition method is reported and its electrochemical properties are investigated. High specific surface area, two-dimensional permeable channels, acceptable conductivity and ability of molybdenum disulfide make the penetration of ions in the electrochromic layer more and charge transfer faster. Therefore, it is expected that the performance of the nanocomposite electrode will improve.

2. MATERIALS AND METHODS

In order to make a thin layer of tungsten oxide in the nanocomposite electrode, the electrochemical layering method was used. First, the tungsten wire precursor was ground to a maximum size of 1 mm, and a thin layer of tungsten oxide was deposited on the transparent conductive layer of FTO as a growth substrate from the powder obtained for 1 gram in hydrogen peroxide. The electrochemical marking layer was done by a potentiostat device with a voltage of -0.7 mV compared to the silver/silver chloride reference electrode for 300 seconds. In order to create a two-dimensional nanometer structure of molybdenum disulfide on the layered electrode, the hydrothermal method was used.

The hydrothermal solution of tungsten trioxide prepared with molybdenum disulfide powder obtained in the previous step was added to the solution with weight percentages of 0.01, 0.025 and 0.05 and it was stirred for 60 minutes at a speed of 700 rpm. The number of three pieces of FTO coated by electrochemical method were placed on the pre-designed Teflon holder and the holder was placed in a 100 ml Teflon container. Finally, the autoclave was subjected to heat treatment in the oven for 24 hours at a temperature of 160°C . The synthesized layer was used as the electrode containing the electrochromic layer in the electrochromic device. To test the performance of the synthesized electrode as a smart glass, first, 0.25 g of lithium perchlorate salt was placed in a vacuum oven for 12 hours at a temperature of 100°C . Then, the dried salt was mixed in 20 ml of propylene carbonate for 3 hours on a magnetic stirrer at 500 rpm and the clear electrolyte obtained was used for injection into the electrochromic cell.

PGSTAT30 model galvanostat potentiostat was used for electrochemical experiments. Cyclic voltammetry (CV) and chronoamperometry (CA) measurements were used to investigate the electrochromic properties. CV measurements were carried out in the potential range of -1 to 1 V and with a scan rate of 50 mv/s with an Eco Chemie PGSTAT30 potentiostat device manufactured by Metrohm. In order to investigate the crystal structure,

morphology and dimensions of nanoparticles and observe optical changes from X-ray diffraction analyzes (XRD), field emission scanning electron microscope (FESEM) and optical test (UV-Vis) from Lambda 25 spectrometer from PekinElmer Company were used. Raman spectroscopy was also performed by Takram P50C0R10 (laser wavelength of 532 nm).

3. RESULTS AND DISCUSSION

By comparing the Cyclic Voltammetry of two samples (Figure 1), it is clear that the density of cathodic and anodic currents is higher in the nanocomposite layer. This means more charge transfer and more Li^+ ion exchange in the tungsten oxide-molybdenum sulfide nanocomposite layer. As expected from the SEM images, the charge transfer at the layer/substrate interface and consequently the Li^+ ion exchange process at the electrolyte/layer interface has increased. Therefore, the level of the CV diagram, which indicates the amount of charge exchanged, is higher in the nanocomposite layer than in the tungsten oxide layer.

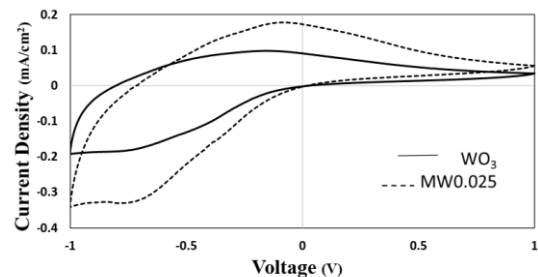


Figure1. Cyclic voltammetry of WO_3 thin film and nanocomposite thin film containing 0.025% MoS_2

Due the obtained results, it can be seen that the nanocomposite layer has a shorter switching time, higher optical modulation and more coloring efficiency, also the presence of tungsten oxide nanoparticles on the MoS_2 nanosheets has caused a high specific surface area for the nanocomposite. On the other hand, MoS_2 can act as an ideal electron acceptor material to receive WO_3 excited electrons and increase the electron transfer rate in the nanocomposite layer. The W_b and W_c graphs correspond to the passage of a thin layer of tungsten oxide in colorless and colored states, respectively. As a result, this layer has a faster electrochromic response. In the process of coloring the nanocomposite layer, the diffusion paths of Li ions to enter/exit from the tungsten oxide network are shorter, which is due to the structure of the network and more contact between the electrode and electrolyte surface.

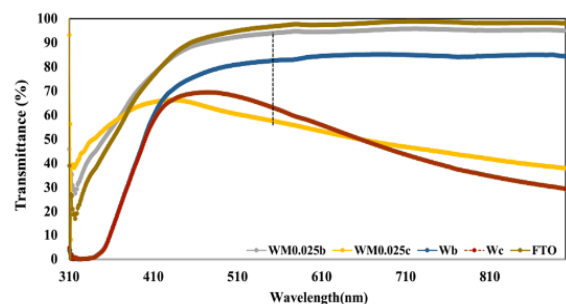


Figure 2. Transmittance for smart glass containing tungsten trioxide layer, nanocomposite containing 0.025% molybdenum disulfide plates and glass containing conductive layer.

4. CONCLUSION

The present research was conducted with the aim of investigating the effect of the presence of molybdenum disulfide on the electrochromic properties of tungsten oxide. For this purpose, WO_3 thin layer and $\text{WO}_3\text{-MoS}_2$ nanocomposite thin layer were prepared by electrochemical deposition method. The results of the research showed that the presence of MoS_2 layer in the interface between the electrochromic layer and the conductive electrode had a significant effect on the properties and performance of the WO_3 electrochromic layer. The comparison of SEM images of the samples showed that the presence of MoS_2 layer changed the morphology of WO_3 nanoparticles compared to the layer without MoS_2 . The WO_3 layer consists of an amorphous background in which nanorod particles are irregularly distributed in its parts. Examining the electrochemical results showed that the presence of the MoS_2 layer in the nanocomposite sample increased the electrochemical activity of the layer compared to the layer without MoS_2 . The diffusion coefficients obtained from the results of the cyclic voltammetry test showed that the presence of molybdenum disulfide plates in the samples increased the diffusion of Li ions in the dye active layer.

In general, the presence of molybdenum disulfide in the interface of the electrode has improved the electrochromic performance of the nanocomposite layer. The reason for this is mainly related to the greater electrochemical activity of this layer and the created porous microstructure, which has increased the diffusion coefficient of penetrating lithium ion and the large specific surface area for charge transfer reactions.

5. ACKNOWLEDGEMENT

The authors would like to express his gratitude to Materials and Energy Research Center for its support for conducting this research.

REFERENCES

1. Chang, X., Sun, S., Dong, L., Hu, X., & Yin, Y. (2014). Tungsten oxide nanowires grown on graphene oxide sheets as high-performance electrochromic material. *Electrochimica acta*, 129, 40-46. <https://doi.org/10.1016/j.electacta.2014.02.065>
2. Falola, B. D., Wiltowski, T., & Suni, I. (2016). Electrodeposition of MoS_2 for charge storage in electrochemical supercapacitors. *Journal of The Electrochemical Society*, 163(9), D568-D574. <http://dx.doi.org/10.1149/2.0011610jes>
3. Huang, L. M., Hu, C.W., Liu, H. C., Hsu, C. Y., Chen, C. H., & Ho, K. C. (2012). Photovoltaic electrochromic device for solar cell module and self-powered smart glass applications. *Solar Energy Materials and Solar Cells*, 99, 154-159. <https://doi.org/10.1016/j.solmat.2011.03.036>
4. Lin, F., Montano, M., Tian, C., Ji, Y., Nordlund, D., Weng, T. C., & Moore, R. G. (2014). Electrochromic performance of nanocomposite nickel oxide counter electrodes containing lithium and zirconium. *Solar energy materials and solar cells*, 126, 206-212. <https://doi.org/10.1016/j.solmat.2013.11.023>
5. Mallikarjuna, K., Mahesh A. Sh. & Kim H. (2020). Electrochromic smart windows using 2D- MoS_2 nanostructures protected silver nanowire based flexible transparent electrodes. *Materials Science in Semiconductor Processing* 117, 105176. <https://doi.org/10.1016/j.mssp.2020.105176>
6. Veeramalai, C. P., Li, F., Liu, Y., Xu, Z., Guo, T., & Kim, T. (2016). Enhanced field emission properties of molybdenum disulphide few layer nanosheets synthesized by hydrothermal method. *Applied Surface Science*, 389, 1017-1022. <http://dx.doi.org/10.1016/j.apsusc.2016.08.031>
7. Yao, Z., Di, J., Yong, Z., Zhao, Z., & Li, Q. (2012). Aligned coaxial tungsten oxide-carbon nanotube sheet: a flexible and gradient electrochromic film. *Chemical Communications*, 48(66), 8252-8254. <https://doi.org/10.1039/C2CC32925E>



مقاله کامل پژوهشی

ساخت الکتروکود نانوکامپوزیتی WO₃ و بررسی اثر بهینه‌ی نانوصفحات MoS₂ بر کارایی

شیشه‌ی هوشمند

پروانه سنگ‌پور^{۱*}، فریبا تاج‌آبادی^۱، آرش خوش‌بیان^۲^۱ دانشیار، پژوهشکده‌ی فناوری نانو و مواد پیشرفته، پژوهشگاه مواد و انرژی، کرج، ایران^۲ کارشناس ارشد نانو مواد، پژوهشکده فناوری نانو و مواد پیشرفته، پژوهشگاه مواد و انرژی، کرج، ایران

تاریخچه‌ی مقاله:

ثبت اولیه: ۱۴۰۲/۱۲/۲۰

بازنگری: ۱۴۰۳/۰۴/۲۸

پذیرش قطعی: ۱۴۰۳/۰۶/۲۱

کلیدواژه‌ها:

شیشه‌ی هوشمند،

لایه‌ی نازک،

نانوکامپوزیت،

WO₃.MoS₂

چکیده در پژوهش حاضر، لایه‌ی الکتروکرومیک تنگستن اکسید با استفاده از لایه‌نشانی به روش الکتروشیمیایی بر روی شیشه‌ی رسانای (Fluoride Tin Oxide) FTO به‌عنوان لایه‌ی جوانه‌زن لایه‌نشانی شده است. سپس، با استفاده از روش هیدوترمال درجا، نانوکامپوزیت MoS₂-WO₃ بر روی زیرلایه‌ی حاوی تنگستن اکسید قرار گرفته است. با تغییر درصد افزودن MoS₂، اثر بهینه‌ی غلظت دی‌سولفید مولیبدن بر خواص الکتروکرومیک ساختار لایه‌نشانی شده بررسی شد. لایه‌ی نازک نانوکامپوزیت حاوی درصد بهینه‌ی مولیبدن دی‌سولفید به‌کمک آنالیزهای میکروسکوپ الکترونی روبشی، اسپکتروسکوپی نوری، پراش پرتو ایکس، آمپرومتری بررسی و مشخصه‌یابی شدند. با بررسی‌های انجام‌شده، نانوکامپوزیت حاوی ۰/۲۵ وزنی مولیبدن سولفید بهترین پاسخ را در قطعه‌ی الکتروشیمی برای استفاده در شیشه‌ی هوشمند داشته است. نتایج اپتیکی نشان داد که اضافه کردن مولیبدن دی‌سولفید به تنگستن اکسید موجب بازده رنگی شدن لایه‌ی الکتروکرومیک می‌شود و همچنین به‌دلیل افزایش ضریب نفوذ یون لیتیم (از محلول الکترولیت) زمان پاسخ‌دهی لایه‌ی الکتروکرومیک به تغییر ولتاژ نیز بهبود یافته است.

<https://doi.org/10.30501/jamt.2024.461735.1301>URL: https://www.jamt.ir/article_206334.html

۱- مقدمه

اختلاف پتانسیل ایجادشده در دو الکتروکود و الکترولیت مابین آن دو می‌تواند در لایه‌ی الکتروکرومیک باعث ایجاد تغییر در تراز الکترون‌های مراکز رنگ شود که در نتیجه‌ی آن جذب نور مرئی هم تغییر می‌کند و حالت رنگی شدن اتفاق می‌افتد و سیستم از حالت شفاف به رنگی تغییر می‌کند (Veeramalai et al., 2016). اکسیدهای فلزات واسطه‌ی متعددی مانند نیکل اکسید، تنگستن اکسید و مس اکسید می‌توانند به‌عنوان مواد الکتروکرومیک معدنی استفاده شوند. با این حال، تنگستن تری‌اکسید به‌دلیل پاسخ الکتروکرومیک بالا، راندمان رنگی شدن خوب و چرخه‌ی تکرارپذیری مناسب می‌تواند کاندید مناسبی برای دستگاه‌های الکتروکرومیک باشد. علاوه‌براین، دستگاه‌های مبتنی بر تنگستن اکسید مصرف انرژی کم، اثر حافظه‌ی خوب و نسبت کتراست بالا را از خود نشان می‌دهند (Falola, et al.,

مواد هوشمند موادی هستند که با اعمال انرژی و ایجاد برانگیختگی در آن‌ها خواص فیزیکی یا شیمیایی آن‌ها تغییر می‌کند. این مواد بر اساس تغییر وضعیت تعادلی الکترون‌ها بر اثر محرک خارجی عمل می‌کنند. اگر این تحریک به تغییر خواص نوری مانند بازتابش، جذب/نشر و عبور منجر شود، این فرایند «رنگی شدن» نامیده می‌شود. این فرایند عبارت است از تغییر برگشت‌پذیر خواص نوری یک ماده که بر اثر واکنش‌های اکسیداسیون و احیا رخ می‌دهد. این تغییر رنگ بین دو حالت شفاف و رنگی یا بین دو حالت رنگی اتفاق می‌افتد. دستگاه الکتروکرومیک از دو الکتروکود شفاف، لایه‌ی الکتروکروم و الکترولیت تشکیل شده است. واکنش اکسیداسیون-احیا توسط

عهده‌دار مکاتبات: پروانه سنگ‌پور

نشانی: ایران، البرز، کرج، پژوهشگاه مواد و انرژی، پژوهشکده‌ی فناوری نانو مواد پیشرفته، تلفن: ۰۲۶۳۶۲۸۰۰۴۰

پیام‌نگار: sangpour@merc.ac.ir

استفاده از این ماده هدایت الکتریکی بالا، تحرک‌پذیری مناسب، نسبت سطح زیاد و خواص مکانیکی این ماده‌ی دوبعدی بود. نتیجه‌ی این بررسی بهبود عملکرد لایه‌ی الکتروکرومیک و جلوگیری از اکسیداسیون یا خوردگی لایه‌ی رسانا اعلام شد (Ma et al., 2023). بنابراین، با توجه به ویژگی‌های مولیبدن دی‌سولفید و تنگستن تری‌اکسید، انتخاب نانوکامپوزیت این دو ماده برای افزایش و بهبود عملکرد شیشه‌ی هوشمند با روش سنتز آسان و تکرارپذیر در این مطالعه مد نظر قرار گرفت. در پژوهش حاضر، ساخت نانوکامپوزیت مولیبدن دی‌سولفید-تنگستن تری‌اکسید به روش لایه‌نشانی الکتروشیمیایی گزارش و خواص الکتروکرومیک آن بررسی می‌شود. سطح ویژه‌ی بالا، کانال‌های نفوذپذیر دوبعدی، رسانش قابل قبول و قابلیت مولیبدن دی‌سولفید نفوذ یون در لایه‌ی الکتروکروم را بیشتر و انتقال بار را سریع‌تر می‌کند. بنابراین، انتظار می‌رود که عملکرد الکتروکروم نانوکامپوزیت بهبود یابد.

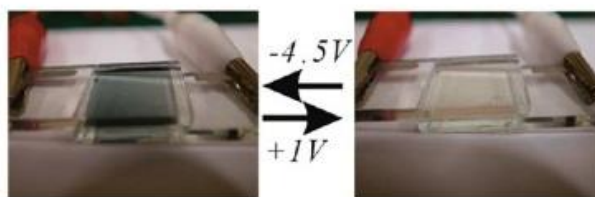
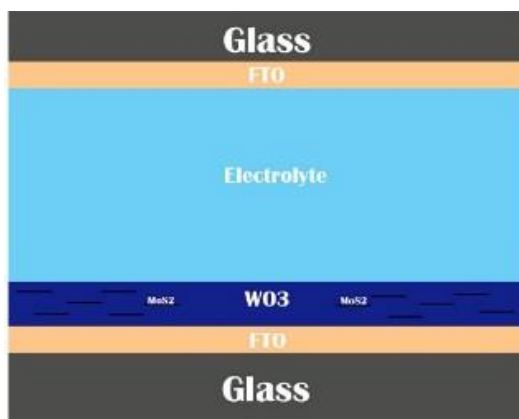
۲- مواد و روش تحقیق

۲-۱- مواد

به‌منظور ساخت لایه‌ی نازک تنگستن اکسید در الکتروکروم نانوکامپوزیتی از روش لایه‌نشانی الکتروشیمیایی استفاده شد. ابتدا پیش‌ماده‌ی سیم تنگستن تا اندازه‌ی حداکثر ۱ میلی‌متر آسیاب شد و از پودر به‌دست‌آمده به مقدار ۱ گرم در آب اکسیژنه روی هم‌زن با دمای ۶۰ درجه‌ی سلسیوس و با ۷۰۰ دور در دقیقه حل شد. از محلول طلائی‌رنگ به‌دست‌آمده، لایه‌ی نازکی به‌عنوان بستر رشد از تنگستن اکسید روی زیرلایه‌ی رسانای شفاف FTO به روش الکتروشیمیایی لایه‌نشانی شد. لایه‌نشانی الکتروشیمیایی توسط دستگاه پتانسیواستات و با ولتاژ ۰/۷- میلی‌ولت نسبت به الکتروکروم مرجع نقره/نقره‌ی کلرید به‌مدت ۳۰۰ ثانیه انجام شده است. پس از لایه‌نشانی، تنگستن اکسید روی الکتروکروم، به‌منظور تثبیت لایه و خروج مواد اضافی و، از طرفی، یکنواختی بیشتر روی سطح کار، به‌مدت ۳ ساعت در دمای ۱۵۰ درجه‌ی سلسیوس، داخل آون تحت حرارت قرار گرفتند. به‌منظور ایجاد ساختار نانومتری دوبعدی مولیبدن دی‌سولفید بر روی الکتروکروم لایه‌نشانی‌شده، از روش هیدروترمال استفاده شد. بنابراین، ابتدا ۶۰ میلی‌لیتر آب دی‌یونیزه همراه با ۰/۳ گرم از سدیم مولیبدات و به همراه ۰/۷۵ گرم از تیوره روی هم‌زن مغناطیسی

(2016). یکی از راه‌های بهبود عملکرد لایه‌ی الکتروکرومیک افزودن جزء ناخالصی متناسب با ماده‌ی الکتروکرومیک است. در این مسیر، هوانگ و همکاران (Huang et al., 2012)، با اضافه کردن نانوذرات نقره به تنگستن اکسید، افزایش مناسبی از بهبود عملکرد را بررسی کردند و در همان سال یائو و همکاران (Yao et al., 2012) به بررسی اضافه کردن نانوتیوب‌های کربنی به تنگستن اکسید پرداختند. بر اثر محاسن این نانومواد تأثیر زیادی در بهبود این لایه رخ داد. لین و همکاران (Lin et al., 2014) به بررسی کامپوزیت نیکل اکسید حاوی لیتیم و زیرکونیم پرداختند که نتیجه‌ی آن بهبود خواص الکتروکرومیک اکسید نیکل بود. پانزوئلا و همکاران، در ۲۰۱۵، تأثیر حضور لایه‌ی اکسید گرافن بر زیرلایه‌ی شفاف رسانا را بررسی کردند. نتایج امیدوارکننده‌ای از حضور این صفحات دوبعدی حاصل شد که برای مثال، در ولتاژهای اعمالی یکسان، کنتراست اپتیکی بالاتری در الکتروکرومیک حاوی این لایه در مقایسه با الکتروکروم بدون حضور این لایه مشاهده شد. همچنین، چانگ و همکاران (Chang et al., 2014) تأثیر رشد نانوسیم‌های تنگستن اکسید بر صفحات گرافن اکسید را در دستگاه الکتروکرومیک مطالعه کردند که حضور صفحات دوبعدی گرافن اکسید باعث بهبود عملکرد دستگاه در زمان سویچینگ و بازده رنگی شدن شده است. مشکلاتی نظیر هزینه‌ی بالا و فرایند طولانی در ساخت گرافن و از طرفی پایدار نبودن گرافن در دماهای بالا باعث شده مواد دوبعدی دیگری مطرح شوند. برای مثال، با بررسی مواد دوبعدی دیگری نظیر مولیبدن دی‌سولفید و استفاده‌ی آن به‌عنوان ناخالصی اضافه‌شده به لایه می‌توان به بهبود لایه‌ی الکتروکرومیک کمک کرد (Mallikarjun et al., 2020). مولیبدن دی‌سولفید متخلخل با توجه به نسبت سطح زیاد و مکان‌های فعال بسیار مورد توجه قرار گرفته است. این ماده‌ی شگفت‌انگیز کارآیی خود را در تحقیقات بی‌شمار درباره‌ی تولید انرژی در سلول‌های سوختی، حسگرهای زیستی و ابرخازن‌ها اثبات کرده است (Falola et al., 2016). راکیبودین و همکاران (Rakibuddin et al., 2017) برای ساخت شیشه‌ی هوشمند انعطاف‌پذیر و به‌منظور بهبود لایه‌ی الکتروکرومیک تنگستن اکسید و بهبود خواص الکتریکی لایه‌ی رسانای نانوسیم‌های نقره از صفحات دوبعدی دی‌سولفید مولیبدن استفاده کردند. دلیل

محلول اضافه شد و به مدت ۶۰ دقیقه با سرعت ۷۰۰ دور در دقیقه هم زده شد. تعداد سه قطعه از FTO های لایه نشانی شده به روش الکتروشیمیایی روی نگهدارنده ای از جنس تفلون، که از قبل طراحی شده، قرار گرفت و نگهدارنده درون یک تفلون ۱۰۰ میلی لیتر قرار گرفت. در نهایت، اتوکلاو به مدت ۲۴ ساعت و در دمای ۱۶۰ درجه ی سلسیوس درون آن تحت عملیات حرارتی قرار داده شد. الکترو د لایه نشانی شده شست و شو و به عنوان الکترو د حاوی لایه ی الکتروکرومیک در ساخت دستگاه الکتروکرومیک استفاده شد. برای تست کارایی عملکرد الکترو د سنتز شده به عنوان شیشه ی هوشمند، ابتدا مقدار ۰/۲۵ گرم از نمک لیتیم پرکلرات به مدت ۱۲ ساعت تحت خلأ و دمای ۱۰۰ درجه ی سلسیوس درون آن خلأ گذاشته شد تا خشک شود. سپس، نمک خشک شده در ۲۰ میلی لیتر پروپیلن کربنات به مدت ۳ ساعت روی هم زن مغناطیس با ۵۰۰ دور در دقیقه مخلوط شد و الکترو لیت شفاف به دست آمده برای تزریق به سل الکتروکرومیک استفاده شد. ابتدا الکترو د مقابل با الکل شست و شو شد و الکترو د لایه نشانی شده آماده سازی شد و واشر لاستیکی بین دو الکترو د قرار داده شد، الکترو لیت تزریق و دستگاه آب بندی شد. شکل ۱ مراحل ساخت لایه ها را نشان می دهد.



شکل ۱. چیدمان سل و قطعه ی ساخته شده برای تست عملکرد شیشه ی هوشمند

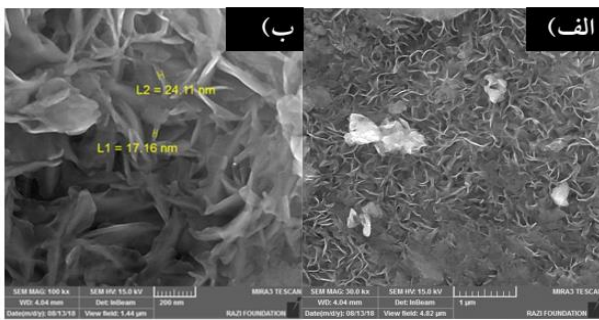
مقابل به کار برده شد. برای بررسی خواص الکتروکرومیک از اندازه گیری های ولتاژمتری چرخه ای (CV) و کروماتوگرافی (CA) استفاده شد. اندازه گیری های CV در محدوده ی پتانسیل ۱- تا ۱ ولت و با نرخ روبش ۵۰ mv/s با دستگاه پتانسیواستات Metrohm Eco Chemie PGSTAT30 ساخت شرکت Metrohm انجام شد. برای بررسی ساختار بلوری، ریخت شناسی و ابعاد نانوذرات و مشاهده ی تغییرات اپتیکی از آنالیزهای پراش پرتو ایکس

با ۶۰۰ دور در دقیقه قرار داده شد. پس از ۳۰ دقیقه، محلول به دست آمده به تفلون هفتاد میلی لیتر منتقل و درون اتوکلاو قرار داده شد. اتوکلاو به مدت ۲۶ ساعت در دمای ۲۱۰ درجه ی سلسیوس برای سنتز نانوصفحات مولیبدن دی سولفید درون آن قرار داده شد. پس از زمان مورد نظر، تفلون حاوی محلولی شفاف از پودر سیاه رنگ مولیبدن دی سولفید است. محلول سه مرتبه با آب و اتانول، هر بار به مدت ۳ دقیقه و با ۴۰۰۰ دور در دقیقه، شست و شو داده شد و به مدت ۳ ساعت و دمای ۹۰ درجه ی سلسیوس خشک شد. پودر به دست آمده صفحات دوبعدی مولیبدن دی سولفید است.

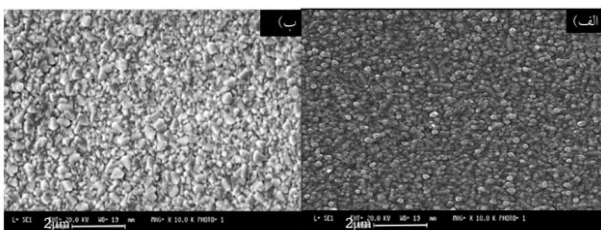
مقدار ۴ گرم از پودر سدیم تنگستات به ۲۵۰ میلی لیتر آب اضافه شد و، پس از ۴۵ دقیقه تا رسیدن به محلول شفاف، ۱۰ میلی لیتر از اسید نیتریک ۳ مولار قطره قطره به بشر اضافه شد تا رنگ محلول به طلایی روشن تغییر کند و، بعد از تغییر رنگ، هم زدن به مدت ۱۰ دقیقه ادامه یافت. سپس، ۵ گرم از پودر سدیم سولفات به بشر اضافه شد و در مرحله ی آخر به مقدار ۲۰ میلی لیتر از اگزالیک اسید ۰/۳ مولار به محلول اضافه شد و به مدت ۲۰ دقیقه دیگر هم زده شد. محلول هیدروترمال تنگستن تری اکسید آماده شده با پودر مولیبدن دی سولفید به دست آمده در مرحله ی قبل با درصد های وزنی ۰/۰۱ یا ۰/۲۵ یا ۰/۰۵ به

۲-۲- مشخصه یابی

به منظور بررسی آزمایش های الکتروشیمیایی از دستگاه پتانسیواستات گالوانواستات مدل PGSTAT30 استفاده شد. لایه های نازک در سلول الکتروشیمیایی سه الکترو د و در الکترو لیت های ۰/۱ مولار محلول پرکلرات لیتیم در پروپیلن کربنات (LiClO₄ - PC) بررسی شدند. الکترو د Ag/AgCl الکترو د مرجع و یک الکترو د FTO بدون پوشش به عنوان الکترو د



شکل ۳. تصویر SEM از نانوساختار مولیبدن دی‌سولفید با میانگین طول ۳ میکرومتر (الف) مقیاس ۱ میکرون و (ب) مقیاس ۲۰۰ نانومتر در شکل ۴ الف، ریخت‌شناسی لایه‌ی نازک تنگستن تری‌اکسید، که به روش لایه‌نشانی الکتروشیمیایی از الکترولیت پودر حاصل از سیم تنگستن به مدت ۳۰۰ ثانیه انجام شده است، قابل مشاهده است. قطر این ذرات به طور میانگین ۵۰ نانومتر است و در شکل ۴ ب ریخت‌شناسی الکترونی حاوی نانوکامپوزیت تنگستن تری‌اکسید با ۰/۰۱ درصد وزنی از صفحات مولیبدن دی‌سولفید قابل مشاهده است. با مقایسه‌ی این دو تصویر می‌توان دریافت که لایه‌ی نانوکامپوزیتی با ۰/۰۱ درصد وزنی از صفحات مولیبدن دی‌سولفید به روش هیدروترمال همانند لایه‌ی بستر به صورت کلوخه‌ای رشد کرده است و، به دلیل درصد کم افزودنی در این نانوکامپوزیت، صفحات مولیبدن دی‌سولفید در سطح قابل مشاهده نیستند، ولی اندازه‌ی ذرات در این سطح کمی بزرگ‌تر و در نتیجه سطح آن متخلخل است.



شکل ۴. الف) تصویر SEM لایه‌ی نازک تنگستن اکسید

لایه‌نشانی شده به روش الکتروشیمیایی به مدت ۳۰۰ ثانیه و (ب)

تصویر SEM از نانوکامپوزیت تنگستن تری‌اکسید ۰/۰۱ درصد

وزنی از مولیبدن دی‌سولفید

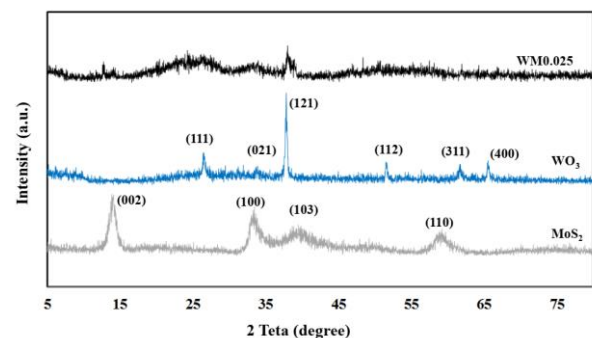
در شکل ۵ الف، تصویری از سطح الکترونی پوشیده شده با ساختار نانوکامپوزیت ۰/۰۵ درصد وزنی از مولیبدن دی‌سولفید قابل مشاهده است. این سطح از ذرات تنگستن تری‌اکسید و نانورادهای تازه تشکیل شده به وجود آمده است. بر اساس این تصویر، با افزایش درصد نانوصفحات به کامپوزیت، شرایط برای

(XRD)، میکروسکوپ الکترونی روبشی گسیل میدانی (FESEM) و آزمون نوری (UV-Vis) از طیف‌سنجی Lambda 25 از شرکت PekinElmer استفاده شد. طیف‌سنجی رامان نیز توسط Takram P50C0R10 با طول موج لیزر ۵۳۲ نانومتر انجام شد.

۳- نتایج و بحث

به منظور بررسی خلوص و فازهای تشکیل‌شده‌ی مواد سنتز شده از آزمون XRD استفاده شده است. در مطالعات گذشته اثبات شده است که نانوصفحات مولیبدن دی‌سولفید در $13/6 = 2\theta$ و $2\theta = 33/5$ و $2\theta = 37/9$ و $2\theta = 59$ دارای پیک هستند (Veeramalai et al., 2016). با توجه به پیک‌هایی که در نمودار شکل ۱ از آنالیز پودر سنتز شده‌ی مولیبدن دی‌سولفید به دست آمده، می‌توان حضور نانوصفحات دوبعدی مولیبدن دی‌سولفید را اثبات کرد.

همچنین، طیف لایه‌ی نازک نانوکامپوزیت با درصد وزنی ۰/۰۲۵ از مولیبدن دی‌سولفید در شکل ۲ نمایش داده شده است. بر اساس نتایج به دست آمده نانوکامپوزیت حاصل شده بدون ناخالصی است و پیک‌های حضور اکسید تنگستن و نانوصفحات مولیبدن دی‌سولفید تأیید می‌شود. کاهش شدت فازها در طیف نانوکامپوزیت به دلیل تهیه‌ی طیف از لایه‌ی نازک نانوکامپوزیتی است.



شکل ۲. طیف پراش ایکس از پودر سنتز شده صفحات مولیبدن

دی‌سولفید، تری‌اکسید تنگستن و لایه‌ی نازک نانوکامپوزیت

تری‌اکسید تنگستن حاوی ۰/۰۲۵ درصد وزنی از مولیبدن دی‌سولفید در شکل ۳، ریخت‌شناسی رشد نانوصفحات مولیبدن دی‌سولفید به روش هیدروترمال نشان داده شده است. قطر این صفحات تقریباً بین ۲۰ تا ۳۰ نانومتر و طول آن‌ها به صورت میانگین ۳ میکرومتر است. این صفحات با طول بلند به منظور بهبود خواص جذب یون و بهبود عملکرد لایه‌ی الکتروکروم مناسب است.

تقریباً یکسان است. فرایند رنگی شدن WO_3 فرایندی کاتدی است؛ یعنی با اعمال پتانسیل منفی به لایه و ورود الکترون‌ها به لایه‌ی یون‌های W^{6+} به W^{5+} احیا می‌شود و با ورود هم‌زمان یون‌های Li^+ به شبکه‌ی WO_3 رنگی شدن اتفاق می‌افتد. بی‌رنگ شدن لایه در حین پوشش مثبت پتانسیل و در فرایندی معکوس بر اثر اکسیداسیون یون W^{5+} و خروج یون Li^+ از شبکه رخ می‌دهد.

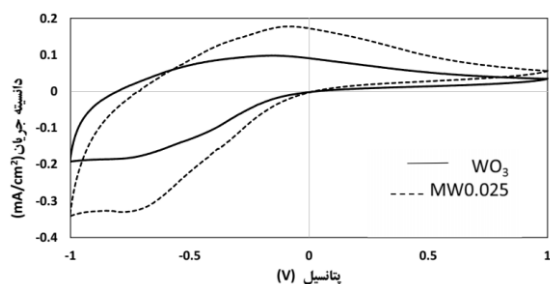
در یک ولتاموگرام چرخه‌ای، مقدار بار انتقال یافته بر واحد زمان، یعنی جریان الکتریکی، به‌عنوان تابعی از پتانسیل الکتروود کار، که لایه‌ی نازک تنگستن اکسید است، تحلیل می‌شود. با توجه به نمودارها مشاهده می‌شود که به‌طور کلی نتیجه‌ی افزوده شدن نانوصفحات مولیبدن دی‌سولفید به الکتروود لایه‌ی نازک تنگستن اکسید باعث افزایش سطح منحنی CV و افزایش جریان‌های پیک کاتدی و آندی و انتقال پیک اکسیداسیون به پتانسیل مثبت‌تر شده است.

جریان سل به دلیل نرخ ثابت بار Q به پتانسیل E یا نرخ پوشش $v = dE/dt [V \cdot s^{-1}]$ ثابت مستقیماً متناسب با ظرفیت افتراقی

در حین تست CV است:

$$I = dQ/dt = v \cdot dQ/dE \quad (1)$$

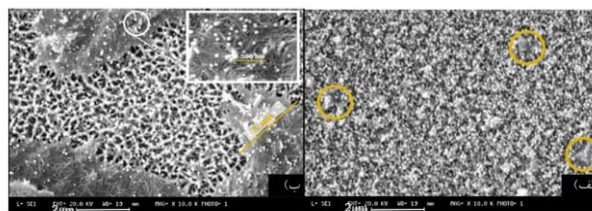
از این رو، سطح کلی نمودار CV معیاری از بار وارد شده به لایه است. سطح بزرگ‌تر CV نشان‌دهنده‌ی تبادل یونی و الکترونی بیشتر در لایه‌ی نانوکامپوزیت تنگستن اکسید-مولیبدن دی‌سولفید است و در نتیجه فعالیت الکتروشیمیایی بهتر آن است (Cai et al., 2012).



شکل ۶. ولتامتری چرخه‌ای

با مقایسه‌ی ولتامتری چرخه‌ای دو نمونه (شکل ۵) مشخص شد که دانسیته‌ی جریان‌های کاتدی و آندی در لایه‌ی نانوکامپوزیت بیشتر است که انتقال بار بیشتر و مبادله‌ی یون Li^+ بیشتر در لایه‌ی نانوکامپوزیت تنگستن اکسید-مولیبدن دی‌سولفید را نشان می‌دهد (Hasan et al., 2019). همان‌طور که از تصاویر SEM انتظار می‌رفت، انتقال بار در فصل مشترک لایه/زیرلایه و

تشکیل و رشد نانورداها به وجود آمده است. با این حال، در این درصد از کامپوزیت نیز، نانوصفحات در سطح لایه به‌وضوح قابل دیدن نیستند، ولی می‌توان اثر از حضور این صفحات را در قسمت‌های زیادی از تصویر مشاهده کرد که چند عدد از آن نشانه‌گذاری شده است. در شکل ۴ب، (نانوکامپوزیت حاوی مولیبدن دی‌سولفید ۰/۲۵) تشکیل شبکه‌ای از نانوپوسته‌های اکسید تنگستن روی بستر قبلی قابل مشاهده است که قطر میانگین آن‌ها ۱۰۰ نانومتر است. در قسمت‌هایی از این ساختار شبکه‌ای، نانومیله‌هایی از اکسید تنگستن به طول تقریبی ۵۰۰ نانومتر و در دسته‌هایی با عرض بیش از ۳ میکرومتر تشکیل شده است. با توجه به اینکه در این ساختار حضور نانوصفحات مولیبدن دی‌سولفید با طول میانگین ۳ میکرومتر قطعی است، احتمال آن می‌رود که این نانومیله‌ها روی بستر صفحات دوبعدی مولیبدن دی‌سولفید، تشکیل و رشد داده شده باشند. در این صورت، این ساختار برای حضور یون‌ها و تبادل الکترون آن‌ها بسیار مناسب خواهد بود و می‌توان انتظار بهبود ساختار الکتروکرومیک تنگستن اکسید را داشت.



شکل ۵. الف) تصویر SEM از لایه‌ی نازک نانوکامپوزیت حاوی مولیبدن دی‌سولفید ۰/۰۵ و ب) تصویر SEM از لایه‌ی نازک نانوکامپوزیت حاوی مولیبدن دی‌سولفید ۰/۲۵ (نانوصفحات مشاهده می‌شوند و نانویاها تنگستن رشد کرده‌اند)

تست‌های ولتامتری چرخه‌ای مربوط به لایه‌های WO_3 و لایه‌ی نانوکامپوزیت حاوی ۰/۲۵ وزنی مولیبدن دی‌سولفید در شکل ۶ نشان داده شده است. تست‌های ولتامتری چرخه‌ای در محدوده‌ی پتانسیل (+1V, -1V) با نرخ پوشش ۲۵ میلی‌ولت بر ثانیه بر روی سطح مشخص 1 cm^2 انجام شده است. در ولتاموگرام چرخه‌ای، دانسیته‌ی جریان منتج از پتانسیل اعمالی بر الکتروود کار نسبت به الکتروود مرجع Ag/AgCl رسم می‌شود. در حین تست CV، تغییرات رنگی متناسب با پتانسیل اعمال شده در لایه‌ی الکتروکروم مشاهده می‌شود. همان‌طور که از نمودارهای CV هر دو نمونه مشخص است، پیک احیایی کوچک و پهنی در پتانسیل -0.67 V دیده می‌شود که محل آن در هر دو نمونه

حالت تعادلی می‌رسند که این باعث می‌شود مقداری یون همچنان در شبکه‌ی یونی WO_3 باقی بماند ([Zheng et al.](#), 2015). این مسئله عامل برگشت‌پذیری ناکامل لایه‌های رنگی شونده است.

جدول ۱. نتایج تست کرومپرومتری

WO ₃	WM0.025	کمیت
5.71	7.63	بار کل ورودی به لایه (mC)
5.21	7.00	بار کل خروجی از لایه (mC)
91.2%	91.7%	برگشت‌پذیری

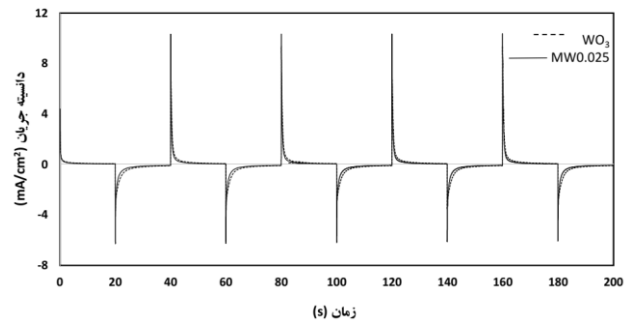
مدولاسیون اپتیکی بیشینه به صورت بیشینه‌ی اختلاف بین عبور لایه در دو حالت رنگی و بی‌رنگی در ناحیه‌ی مرئی طیف نور تعریف می‌شود. با توجه به نمودارهای شکل ۸ مشخص شد که مدولاسیون اپتیکی لایه‌های WO_3 و WM0.025 در طول موج ۵۵۰ نانومتر به ترتیب برابر ۱۵ و ۴۲ درصد است. نمودار Wb و Wc به ترتیب مربوط به عبور لایه‌ی نازک تنگستن اکسید در حالت بی‌رنگ و رنگی است. مدولاسیون اپتیکی بزرگ‌تر لایه‌ی کامپوزیت ناشی از بلورینگی کمتر لایه‌ی نانوکامپوزیت است که از طیف‌های XRD نتیجه‌گیری شد. همچنین، برای بررسی و مقایسه‌ی عملکرد سوئیچینگ نمونه‌ها، طیف عبور در جا در طول موج ۵۵۰ نانومتر بر حسب زمان اندازه‌گیری و ثبت شد. زمان لازم برای تغییر ۹۰ درصد عبور کلی در طول موج ۵۵۰ نانومتر، که به‌عنوان زمان پاسخ‌دهی رنگی شدن و بی‌رنگی تعریف می‌شود، در لایه‌ی WO_3 به ترتیب برابر ۲۵ و ۵۰ ثانیه و در لایه‌ی WM0.025 به ترتیب برابر ۱۲ و ۴۲ ثانیه است که یعنی نفوذ آسان‌تر و ورود/خروج سریع‌تر یون‌های Li از شبکه WM0.025. این اتفاق مؤید ضریب نفوذ بزرگ‌تر یون Li در لایه‌ی نانوکامپوزیتی است.

از آنجاکه عملکرد یک قطعه شیشه‌ی هوشمند با پایداری سیکلی آن نیز سنجیده می‌شود، این آزمون نیز برای ۲۰ سیکل پیاپی برای نمونه‌ی کامپوزیتی بهینه انجام شد. همان‌طور که در شکل ۹ مشاهده می‌شود، جریان قطعه‌ی شیشه‌ی الکتروکرومیک پایداری خوبی در زمان بالا دارد.

به تبع آن فرایند مبادله‌ی یون Li^+ در فصل مشترک الکترولیت/لایه‌ی بیشتر شده است. بنابراین، سطح نمودار CV، که نشان‌دهنده‌ی مقدار بار مبادله‌شده است، در لایه‌ی نانوکامپوزیت بیشتر از لایه‌ی تنگستن اکسید است.

شکل ۷ تست کرومپرومتری لایه‌های WO_3 و WO_3^- MoS₂ را نشان می‌دهد که در آن جریان ناشی از اعمال متناوب پتانسیل ثابت +1V و -1V در فواصل زمانی ۲۰ ثانیه‌ای ثبت شده است. بار ورودی یا خروجی در هر پیک از انتگرال بین دو زمان شروع و پایان آن فرایند به دست می‌آید:

$$Q = \int_{t_1}^{t_2} J(t) dt \quad (2)$$



شکل ۷. کرومپرومتری در فواصل زمانی ۲۰ ثانیه

با انتگرال‌گیری از داده‌های نمودار کرومپرومتری، بار ورودی به لایه و خروجی از آن محاسبه شده و در جدول ۱ آمده است.

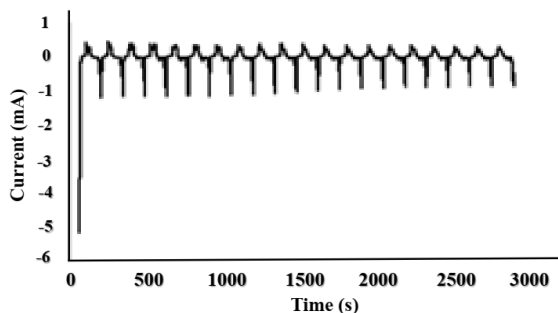
برگشت‌پذیری الکتروشیمیایی لایه‌ها به صورت نسبت بار خروجی به بار کل ورودی لایه تعریف می‌شود و از رابطه‌ی زیر محاسبه می‌شود:

$$Rev. = \frac{Q_{di}}{Q_i} \times 100 \quad (3)$$

در این رابطه، Q_i میزان باری است که وارد لایه و باعث رنگی شدن لایه می‌شود و Q_{di} بار خارج‌شده از لایه در حین واکنش اکسیداسیون (یا بی‌رنگ شدن) است.

با توجه به تعریف برگشت‌پذیری لایه‌ی تنگستن اکسید برابر ۹۱/۲ درصد و لایه‌ی WO_3^- MoS₂ برابر ۹۱/۷ درصد است. همان‌طور که پیش‌تر گفته شد، ورود یون‌های Li به شبکه‌ی WO_3 تحت تأثیر میدان الکتریکی اعمالی و گرادیان غلظتی است. اعمال پتانسیل منفی نیروی گرادیان غلظتی یون‌های Li و نیروی میدان الکتریکی هم‌زمان باعث ورود یون‌های Li به شبکه‌ی WO_3 می‌شود. وقتی ولتاژ مثبت به الکتروود رنگی‌شونده اعمال می‌شود، برای نیروی گرادیان غلظتی یون‌های Li معکوس نیروی میدان الکتریکی است و نیروهای معکوس موجود در سیستم به

الکترون‌های برانگیخته‌ی WO_3 را دریافت و نرخ انتقال الکترون را در لایه‌ی نانوکامپوزیت افزایش دهد. در نتیجه، این لایه پاسخ الکتروکرمیک سریع‌تری داشته است. در فرایند رنگی شدن لایه‌ی نانوکامپوزیت مسیرهای نفوذ یون Li برای ورود/خروج از شبکه‌ی تنگستن اکسید کوتاه‌تر است که ناشی از ساختار شبکه و تماس بیشتر سطح الکتروود و الکتروولیت است.



شکل 9. عبور بر حسب طول موج برای شیشه‌ی هوشمند حاوی لایه‌ی تنگستن تری‌اکسید حاوی لایه‌ی کامپوزیت 25/0 درصد از صفحات مولیبدن دی‌سولفید و یک شیشه‌ی حاوی لایه‌ی رسانا

به‌طورکلی، می‌توان گفت که حضور مولیبدن دی‌سولفید در فصل مشترک الکتروود باعث بهبود عملکرد الکتروکرمیک لایه‌ی نانوکامپوزیت شده است. دلیل این امر عمدتاً به فعالیت الکتروشیمیایی بیشتر این لایه و ریزساختار متخلخل ایجادشده مربوط است که باعث افزایش ضریب نفوذ یون نفوذکننده‌ی لیتیم و سطح ویژه‌ی بزرگ برای واکنش‌های انتقال بار شده است.

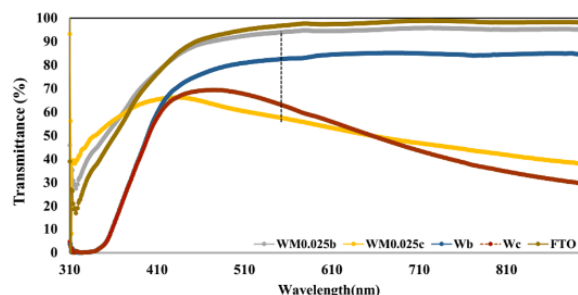
5- سپاسگزاری

نویسندگان مقاله از حمایت‌های پژوهشگاه مواد و انرژی از پیشبرد این پژوهش سپاسگزاری می‌کنند.

مراجع

- Cai, G., Tu, J., Zhang, J., Mai, Y., Lu, Y., Gu, C., & Wang, X. (2012). An efficient route to a porous NiO/reduced graphene oxide hybrid film with highly improved electrochromic properties. *Nanoscale*, 4(18), 5724-30. <https://doi.org/10.1039/C2NR31397A>
- Chang, X., Sun, S., Dong, L., Hu, X., & Yin, Y. (2014). Tungsten oxide nanowires grown on graphene oxide sheets as high-performance electrochromic material. *Electrochimica acta*, 129, 40-46. <https://doi.org/10.1016/j.electacta.2014.02.065>
- Falola, B. D., Wiltowski, T., & Suni, I. (2016). Electrodeposition of MoS_2 for charge storage in electrochemical supercapacitors. *Journal of The Electrochemical Society*, 163(9), D568-D574. <http://dx.doi.org/10.1149/2.0011610jes>
- Hasan, B. A., Hamza, L. F., & Uamran D. A. (2019). Enhanced sensing properties of WO_3 and its binary systems for thin films gas sensors. *Journal of Physics: Conference Series*, 1234(1), 12045-12061. <https://doi.org/10.1088/1742-6596/1234/1/012045>
- Huang, L. M., Hu, C.W., Liu, H. C., Hsu, C. Y., Chen, C. H., & Ho, K. C. (2012). Photovoltaic electrochromic device for solar cell module and self-powered smart glass applications. *Solar Energy Materials and Solar Cells*, 99, 154-159. <https://doi.org/10.1016/j.solmat.2011.03.036>

از نتایج به‌دست‌آمده مشاهده می‌شود که لایه‌ی نانوکامپوزیتی زمان سوئیچینگ کوتاه‌تر، مدولاسیون اپتیکی بالاتر و بازده رنگی شدن بیشتری داشته است. همچنین، حضور نانوذرات تنگستن اکسید روی نانوصفحات MoS_2 باعث شده که سطح ویژه‌ی بالایی برای نانوکامپوزیت وجود داشته باشد. از طرفی، MoS_2 می‌تواند به‌عنوان ماده‌ی پذیرنده‌ی الکترون ایدئال عمل کند تا



شکل 8. عبور بر حسب طول موج برای شیشه‌ی هوشمند حاوی لایه‌ی تنگستن تری‌اکسید، حاوی لایه‌ی کامپوزیت 25/0 درصد از صفحات مولیبدن دی‌سولفید و یک شیشه‌ی حاوی لایه‌ی رسانا

4- نتیجه‌گیری

تحقیق حاضر با هدف بررسی تأثیر حضور مولیبدن دی‌سولفید بر خواص الکتروکرمیک تنگستن اکسید انجام شده است. به این منظور، لایه‌ی نازک WO_3 و لایه‌ی نازک نانوکامپوزیت WO_3-MoS_2 به روش لایه‌نشانی الکتروشیمیایی تهیه شدند. نتایج تحقیق نشان داد که حضور لایه‌ی MoS_2 در فصل مشترک بین لایه‌ی الکتروکرم و الکتروود رسانا تأثیر قابل توجهی بر خواص و عملکرد لایه‌ی الکتروکرم WO_3 داشته است. مقایسه‌ی تصاویر SEM نمونه‌ها نشان داد که وجود لایه‌ی MoS_2 باعث تغییر ریخت‌شناسی نانوذرات WO_3 در مقایسه با لایه‌ی فاقد MoS_2 شده است. لایه‌ی WO_3 متشکل از زمینه‌ای بی‌شکل است که ذرات نانومیله‌ای به‌صورت نامنظم در بخش‌هایی از آن توزیع شده است. بررسی نتایج الکتروشیمیایی نشان داد که وجود لایه‌ی MoS_2 در نمونه‌ی نانوکامپوزیت باعث افزایش فعالیت الکتروشیمیایی لایه در مقایسه با لایه‌ی فاقد MoS_2 شده است. ضرایب نفوذ به‌دست‌آمده از نتایج تست ولتامتری چرخه‌ای نشان داد که وجود صفحات مولیبدن دی‌سولفید در نمونه‌ها باعث افزایش نفوذ یون Li در لایه‌ی فعال رنگی‌شونده شده است.

6. Lin, F., Montano, M., Tian, C., Ji, Y., Nordlund, D., Weng, T. C., & Moore, R. G. (2014). Electrochromic performance of nanocomposite nickel oxide counter electrodes containing lithium and zirconium. *Solar energy materials and solar cells*, 126, 206-212. <https://doi.org/10.1016/j.solmat.2013.11.023>
7. Ma, G., Pan, Z., Liu, Y., Lu, Y., & Tao, Y. (2023). Hydrothermal Synthesis of MoS₂/SnS₂ Photocatalysts with Heterogeneous Structures Enhances Photocatalytic Activity. *Materials*, 16(12), 4436. <https://doi.org/10.3390/ma16124436>
8. Mallikarjuna, K., Mahesh A. Sh. & Kim H. (2020). Electrochromic smart windows using 2D-MoS₂ nanostructures protected silver nanowire based flexible transparent electrodes. *Materials Science in Semiconductor Processing* 117, 105176. <https://doi.org/10.1016/j.mssp.2020.105176>
9. Rakibuddin, M. D., & Kim, H. (2017). Fabrication of MoS₂/WO₃ nanocomposite films for enhanced electro-chromic performance. *New Journal of Chemistry*, 41(24). <http://doi.org/10.1039/C7NJ03011H>
10. Veeramalai, C. P., Li, F., Liu, Y., Xu, Z., Guo, T., & Kim, T. (2016). Enhanced field emission properties of molybdenum disulphide few layer nanosheets synthesized by hydrothermal method. *Applied Surface Science*, 389, 1017-1022. <http://dx.doi.org/10.1016/j.apsusc.2016.08.031>
11. Yao, Z., Di, J., Yong, Z., Zhao, Z., & Li, Q. (2012). Aligned coaxial tungsten oxide-carbon nanotube sheet: a flexible and gradient electrochromic film. *Chemical Communications*, 48(66), 8252-8254. <https://doi.org/10.1039/C2CC32925E>
12. Zheng, F., Man, W., Guo, M., Zhang, M., & Zhen, Q., (2015). Effects of morphology, size and crystallinity on the electrochromic properties of nanostructured WO₃ films. *Crys Chem Comm*, 17(29), 5440-5450. <https://doi.org/10.1039/C5CE00832H>



Effect of Compression Test Variables on the Structural Evolutions of New Cobalt-Nickel Alloy Based on Co-Ni-Al-W

Maryam Markabati ^{1*}, Mohammad Javad Karimian ², Seyed Mahdi Abbasi ³

¹ Associate Professor, Faculty of Materials and Manufacturing Technologies, Malek Ashtar University of Technology, Tehran, Iran.

² Master of sciences Student, Faculty of Materials and Manufacturing Technologies, Malek Ashtar University of Technology, Tehran, Iran.

³ Professor, Faculty of Materials and Manufacturing Technologies, Malek Ashtar University of Technology, Tehran, Iran.

*Corresponding Author's Email: m.morakabati@mut.ac.ir (Maryam Morakabati)

Paper History:

Received: 2024-04-02

Revised: 2024-07-23

Accepted: 2024-09-30

Keywords:

New Cobalt Nickel Based Superalloy,
Hot Compression Test,
Dynamic Recrystallization

Abstract: The novel cobalt-nickel-based superalloys have been introduced and developed based on the strengthening effect of the γ' order compound in nickel-based superalloys. The aim of the present study is to investigate the effects of temperature and strain rate during compression testing on the microstructural evolution of a Co-22.8Ni-3.4Al-8Cr-17.1W-1.5Ti-2.8Ta-1.5Nb-1.5Mo-0.06C-0.02B (wt.%) superalloy. In this study, hot compression tests were performed within a temperature range of 1050–1200°C, with 50°C intervals, and at strain rates of 0.1 s⁻¹ and 0.001 s⁻¹, up to a strain of 0.7. Microstructural evolution was analyzed using Optical Microscopy, Scanning Electron Microscopy (SEM), Energy Dispersive X-ray Spectroscopy (EDS), and X-ray Diffraction (XRD) analysis. The results showed that as the temperature increased from 1050 to 1200°C and the strain rate decreased from 0.1 s⁻¹ to 0.001 s⁻¹, the flow stress decreased. Microstructural studies indicated that at a strain rate of 0.1 s⁻¹, increasing the temperature from 1050 to 1100°C did not lead to the onset of recrystallization; elongated grains were still present in the structure. At 1150°C, dynamically recrystallized grains began to nucleate and grow around the initial and pre-existing grain boundaries. Dynamically recrystallized grains were also observed on precipitates, indicating that the recrystallization mechanism was particle-stimulated nucleation. At 1200°C, the development of dynamic recrystallization was observed in certain regions of the structure. At a strain rate of 0.001 s⁻¹ from 1050°C, the development of dynamic recrystallization was observed throughout the structure. At 1150°C and a strain rate of 0.001 s⁻¹, the structure was fully recrystallized, displaying equiaxed grains with a uniform size distribution.



<https://doi.org/10.30501/jamt.2024.447689.1297>

URL: https://www.jamt.ir/article_208274.html

1. INTRODUCTION

The high strength in Ni-based superalloys is achieved through γ' precipitates. These precipitates have an L12 ordered structure, which leads to yield point phenomena. Following the discovery of γ' in Ni-based superalloys, research has been conducted on Co-based superalloys to produce precipitates with an A3B-L12 structure, capable of strengthening Co-based superalloys through precipitation hardening. In 2006, the ordered γ' -Co₃(Al,W) precipitates were introduced by Klein et al. (Klein et al., 2011), exhibiting the same strengthening effect observed in Ni-based alloys. These precipitates remain stable up to 1173°C, leading to the development of new cobalt-based superalloys centered around the Co-Al-W system.

Studies (Kartika et al., 2009) on the microstructural evolution and mechanical properties of Co-Cr and Ni-Co-W alloys show that dynamic recrystallization is the dominant restoration mechanism during hot deformation of these alloys. In research conducted on a Co-32Ni-20Cr-10Mo alloy (Yamanaka et al., 2011), discontinuous dynamic recrystallization was reported to occur at 1100–1220°C. However, twinning occurred as

a result of dynamic recrystallization within the temperature range of 950–1050°C.

In this study, Al, W, Ni, Ti, and Co were added to promote the formation of γ' . Ni and Ti increased the volume fraction of γ' , while C and B enhanced the strength of the grain boundaries. Nb improved the stability of γ' , and Mo increased the overall strength of the superalloy. Since limited research has been published on the hot deformation behavior of new Co-based superalloys at temperatures higher than 1050°C, the present work studies the effect of compression test parameters on the microstructural evolution of a Co-Ni-Al-Cr-W-Ti-Ta-Nb-Mo-C-B superalloy.

2. MATERIALS AND METHODS

This study was conducted on a new cobalt-based superalloy with the chemical composition provided in Table 1. The primary ingot was produced via vacuum induction melting (VIM), followed by electrode refinement using electro-slag remelting (ESR). To reduce inhomogeneities, the ingot was homogenized at 1300°C for 16 hours. Cylinders with a height of 12 mm and a diameter of 8 mm were then cut from the ingot to examine their structure.

Please cite this article as: Markabati, M., Karimian, M. J. & Abbasi, S. M. (2024) Effect of Compression Test Variables on the Structural Evolutions of New Cobalt-Nickel Alloy Based on Co-Ni-Al-W, *Journal of Advanced Materials and Technologies*, Vol. 13, No. 3, 12-27. [in Persian]. <https://doi.org/10.30501/jamt.2024.447689.1297>.

2783-0829/© 2024 The Author(s). Published by MERC.

This is an open access article under the CC BY license (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/legalcode>)



Hot compression tests were conducted at 1050°C, 1100°C, 1150°C, and 1200°C with strain rates of 0.1 and 0.001 s⁻¹ using an Instron 8502 machine. It should be noted that the specimens were preheated for 10 minutes, and the tests were completed up to a strain of 0.7, after which they were immediately quenched in water.

To study the microstructure, the samples were polished and etched in a solution of 50 ml HCl and 50 ml HNO₃. The microstructure was examined using an Olympus optical microscope and FESEM VEGA3 TESCAN microscopy equipped with EDS. X-ray diffraction (XRD) analysis was also used to detect the phases present.

The chemical composition of the alloy used in this work was Co-22.8Ni-3.4Al-8Cr-17.1W-1.5Ti-2.8Ta-1.5Nb-1.5Mo-0.06C-0.02B (wt%).

3. RESULTS AND DISCUSSION

Fig. 1 shows the flow curves of the alloy after compression test at temperatures of 1050, 1100, 1150, and 1200°C and strain rates of 0.1 and 0.001 s⁻¹ before and after correction for adiabatic heating effect. As seen, after correction, the flow stress decreases as the temperature increases. After the elastic region, the flow stress passes the yield strength and it increases until it reaches the peak stress. Then, the flow stress drops suddenly at low temperatures, confirming recrystallization.

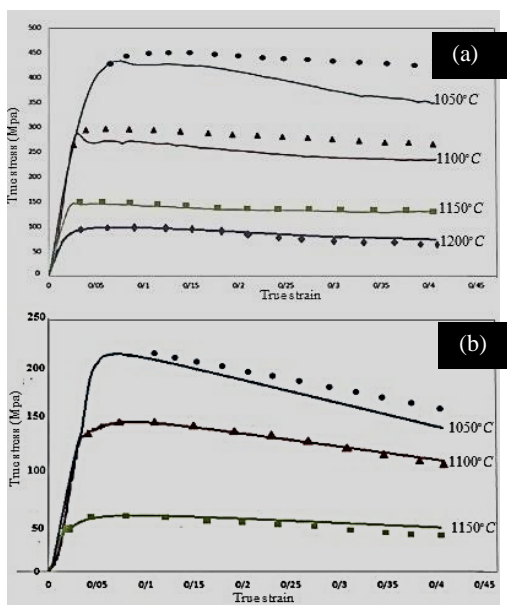


Figure 1. The true stress- true strain curves of the alloy before (solid line) and after adiabatic correction (dotted line) at various temperatures and strain rates of (a) 0.1 s⁻¹ and (b) 0.001 s⁻¹.

Fig. 2 shows the microstructure of the alloy after the hot compression test at temperatures of 1050, 1100, 1150, and 1200 °C and a strain rate of 0.1 s⁻¹. The microstructure of the alloy after the compression test at 1050 °C and 1100 °C shows recrystallization (Fig. 2(a) and Fig. 2(b)). This is attributed to the existence of high melting point elements, such as Mo and W, which raise the recrystallization temperature of the alloy. As seen in Fig. 2(c) and Fig. 2(d), some recrystallized grains are present at the initial grain boundaries and on some precipitates. The new grains formed via the SIBM (Strain-Induced Boundary Migration) mechanism,

which results from the bulging of grain boundaries (Gao et al. 2022). The necklace structure is also visible in the microstructure of the specimens hot compressed at 1150 °C and 1200 °C. Therefore, as the test temperature increased, the development of recrystallization was observed. Additionally, since some recrystallized grains nucleated on precipitates, the particle-stimulated nucleation (PSN) mechanism was identified as the second recrystallization mechanism activated in the alloy.

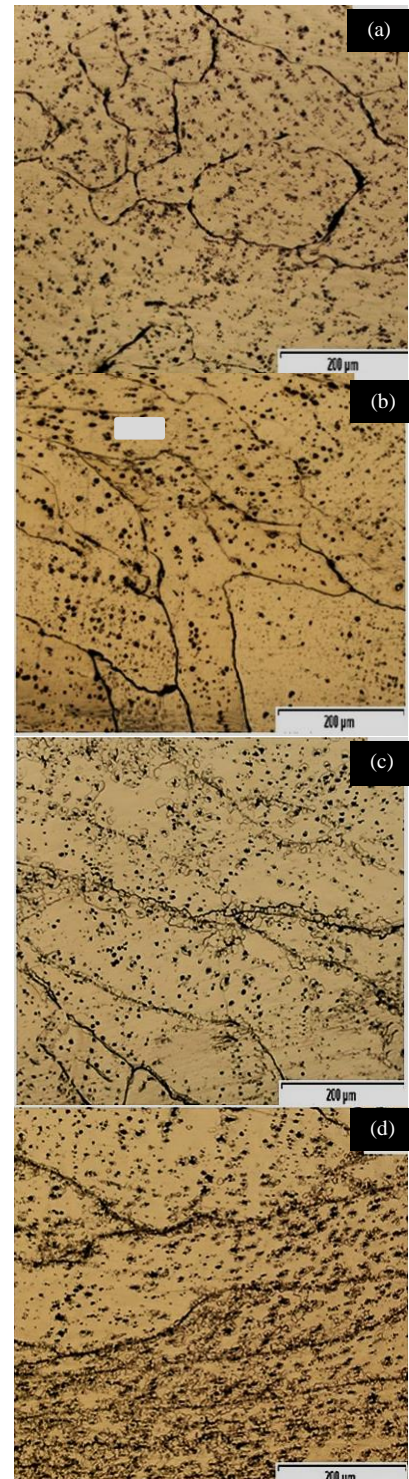


Figure 2. The microstructure of the alloy after hot compression test at temperatures of (a) 1050, (b) 1100, (c) 1150, and (d) 1200 °C and strain rate of 0.1 s⁻¹.

Fig. 3 shows the SEM microstructure of the specimens deformed at strain rate of 0.001 s^{-1} and temperatures of (a) 1050 and (b) 1150°C.

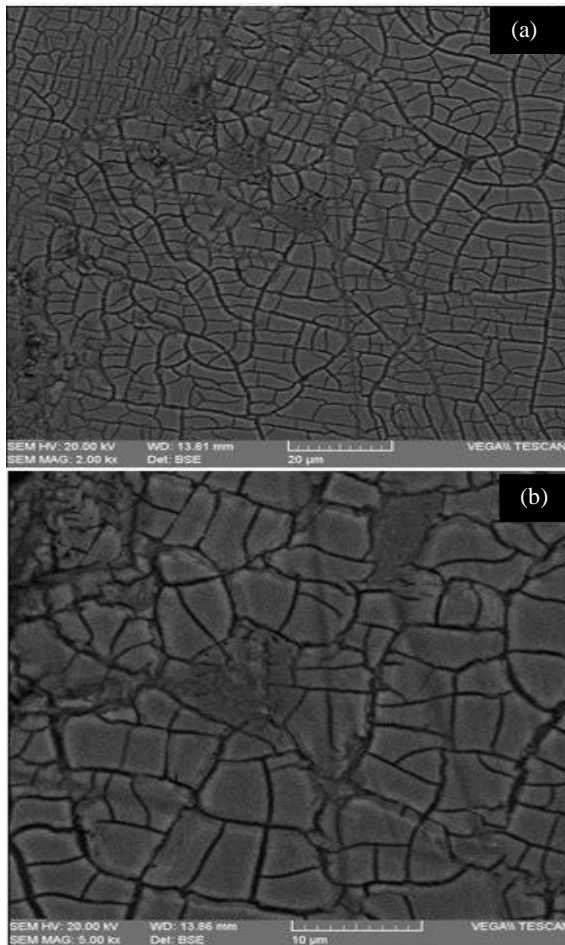


Figure 3. The SEM microstructure of the specimens deformed at strain rate of 0.001 s^{-1} and temperatures of (a) 1050 and (b) 1150°C.

In both microstructures, recrystallized grains can be observed. However, grain growth is evident in the microstructure of the specimen deformed at 1150°C and a strain rate of 0.001 s^{-1} . This is attributed to the decrease in the strain rate and the increase in deformation time, resulting in greater migration of grain boundaries. The increase in temperature from 1050°C to 1150°C raises the diffusion rate and increases the dissolution of γ' precipitates. Consequently, the migration rate of grain boundaries increases, leading to an increase in grain size at the deformation temperature of 1150°C.

4. CONCLUSION

The results show that, with an increase in temperature from 1050°C to 1200°C and a decrease in strain rate from 0.1 to 0.001 s^{-1} , recrystallization develops. The microstructural evolution indicates that the SIBM and PSN mechanisms are responsible for recrystallization in the studied Co-Ni-Al-W superalloy.

5. ACKNOWLEDGEMENT

I would like to express my gratitude to my supervisor and faculty of Malik Ashtar University of Technology who assisted me in carrying out this research.

REFERENCES

1. Klein, L., Shen, Y., Killian, M. S., & Virtanen, S. (2011). Effect of B and Cr on the high temperature oxidation behavior of novel γ/γ' -strengthened Co-base superalloys. *Corrosion Science*, 53, 2713–2720. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2011.04.020>
2. Kartika, I., Li, Y., Matsumoto, H., & Chiba, A. (2009). Constructing processing maps for hot working of Co-Ni-Cr-Mo superalloy. *Materials Transactions*, 50(9), 2277–2284. <http://dx.doi.org/10.2320/matertrans.M2009103>
3. Yamanaka, K., Mori, M., & Chiba, A. (2011). Mechanical properties of as-forged Ni-free Co–29Cr–6Mo alloys with ultrafine-grained microstructure. *Materials Science and Engineering A*, 528(18), 5961–596. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2011.04.027>
4. Gao, Q., Zhang, X., Ma, Q., Zhu, H., Zhang, H., & Sun, L. (2022). Accelerating design of novel Cobalt-based superalloys based on first-principles calculations. *Journal of Alloys and Compounds*, 927, 167012. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2022.167012>



مقاله کامل پژوهشی

اثر متغیرهای آزمایش فشار بر تحولات ساختاری سوپرآلیاژ پایه‌ی کبالت نیکل نسل جدید بر پایه‌ی Co-Ni-Al-W

مریم مرکباتی^{۱*}، محمد جواد کریمیان^۲، سید مهدی عباسی^۳^۱ دانشیار، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، مجتمع دانشگاهی مواد و فناوری‌های ساخت، تهران، ایران^۲ دانشجوی کارشناسی ارشد، مجتمع دانشگاهی مواد و فناوری‌های ساخت، تهران، ایران^۳ استاد، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، مجتمع دانشگاهی مواد و فناوری‌های ساخت، تهران، ایران

تاریخچه‌ی مقاله:

ثبت اولیه: ۱۴۰۳/۰۱/۱۴

بازنگری: ۱۴۰۳/۰۵/۰۲

پذیرش قطعی: ۱۴۰۳/۰۷/۰۹

کلیدواژه‌ها:

سوپرآلیاژ پایه‌ی کبالت نیکل نسل جدید،
آزمایش فشار داغ،
بازبلورش دینامیک

چکیده سوپرآلیاژهای پایه‌ی کبالت نیکل نسل جدید با ایده‌ی استحکام‌بخشی ناشی از ترکیب بین‌فلزی منظم γ' در سوپرآلیاژهای پایه‌ی نیکل معرفی و توسعه داده شده‌اند. هدف از پژوهش حاضر بررسی اثر متغیرهای آزمایش فشار شامل دما و نرخ کرنش بر تحولات ساختاری سوپرآلیاژ Co-22.8Ni-3.4Al-8Cr-17.1W-1.5Ti-2.8Ta-1.5Nb-1.5Mo است. در این خصوص، آزمایش فشار داغ در محدوده‌ی دمایی ۱۲۰۰-۱۰۵۰ درجه‌ی سلسیوس، با گام ۵۰ درجه‌ی سلسیوس و نرخ‌های کرنش 0.1 s^{-1} و 0.01 s^{-1} تا کرنش ۰/۷ انجام شد. برای ارزیابی تحولات ساختاری، میکروسکوپ نوری، میکروسکوپ الکترونی روبشی، آنالیز EDS و XRD به کار گرفته شد. نتایج نشان داد با افزایش دما از ۱۰۵۰ تا ۱۲۰۰ درجه‌ی سلسیوس و کاهش نرخ کرنش از 0.1 s^{-1} به 0.01 s^{-1} تنش سیلان کاهش می‌یابد. نتایج بررسی‌های ریزساختاری نشان داد که در نرخ کرنش 0.1 s^{-1} با افزایش دما از ۱۰۵۰ به ۱۱۰۰ درجه‌ی سلسیوس اثری از آغاز بازبلورش مشاهده نمی‌شود و همچنان دانه‌های کشیده‌شده در ساختار مشاهده می‌شوند. با افزایش دمای آزمایش تا ۱۱۵۰ درجه‌ی سلسیوس دانه‌های بازبلورش دینامیک در اطراف مرزدانه‌های اولیه و ازپیش موجود جوانه زده و رشد کرده‌اند. همچنین، دانه‌های بازبلورش دینامیک روی رسوبات موجود مشاهده شد که سازوکار بازبلورش، جوانه‌زنی ترغیب‌شده توسط ذرات است. با افزایش دما تا ۱۲۰۰ درجه‌ی سلسیوس، توسعه‌ی بازبلورش دینامیک در برخی مناطق مشاهده شد. در نرخ کرنش 0.01 s^{-1} از همان دمای ۱۰۵۰ درجه‌ی سلسیوس، توسعه‌ی بازبلورش دینامیک در کل ساختار مشاهده می‌شود، به‌گونه‌ای که در نرخ کرنش 0.01 s^{-1} دمای ۱۱۵۰ درجه‌ی سلسیوس ساختار به‌صورت کامل بازبلورش یافت و دانه‌های هم‌محور با توزیع اندازه‌ی یکنواخت مشاهده شدند.

<https://doi.org/10.30501/jamt.2024.447689.1297>URL: https://www.jamt.ir/article_208274.html

۱- مقدمه

با افزایش دما، استحکام آن‌ها افزایش می‌یابد (Klein et al., 2011). پس از کشف فاز γ' در سوپرآلیاژهای پایه‌ی نیکل، تحقیقات متعددی (Longquan et al., 1994) در خصوص سوپرآلیاژهای پایه‌ی کبالت انجام شد تا امکان‌سنجی رسوب‌سختی و ایجاد رسوبات مشابه با کمک فاز فشرده‌ی هندسی که ساختار $A_3B - L1_2$ دارند، بررسی شود. مطالعات متعددی (Jin et al., 2018) درباره‌ی سیستم‌های دوتایی کبالت

سوپرآلیاژهای پایه‌ی نیکل استحکام قابل‌ملاحظه‌ی خود را از طریق رسوبات γ' به دست می‌آورند. این رسوبات دارای ساختار بلوری منظم $L1_2$ هستند و به همین دلیل در دماهای بالا دارای رفتار غیرمتعارف نقطه‌ی تسلیم هستند. در دماهای بالا در ساختار این رسوبات، با حرکت نابجایی‌ها، عیوب ضدفازی ایجاد می‌شود که از حرکت نابجایی‌ها جلوگیری می‌کند. بنابراین،

عده‌دار مکاتبات: مریم مرکباتی

نشانی: ایران، تهران، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، مجتمع دانشگاهی مواد و فناوری‌های ساخت، تلفن: ۲۲۹۳۶۴۹۴

پیام‌نگار: m_morakabati@mut.ac.ir

عناصر آلیاژی آلومینیم، تنگستن نیکل، تیتانیم و کبالت برای تشکیل رسوبات γ' در سوپرآلیاژ پایه‌ی کبالت نیکل نسل جدید ضروری هستند. افزودن نیکل و تیتانیم می‌تواند کسر حجمی فاز γ' را افزایش دهد و خواص مکانیکی سوپرآلیاژ را بهبود بخشد. کربن و بور برای بهبود استحکام دانه از طریق تشکیل کاربیدهای MC و ترویج سازوکار جوانه‌زنی بازبلورش ترغیب‌شده توسط ذرات اضافه می‌شوند. نایوبیم باعث افزایش پایداری رسوبات γ' می‌شود و مولیبدن باعث بهبود خواص مکانیکی سوپرآلیاژ می‌شود (McDevitt ET, 2014; Semiatin et al., 2004; Abdolmaleki et al., 2023; Humphreys & Hatherly, 2004). با توجه به اینکه تحقیقات اندکی درباره‌ی ارزیابی رفتار تغییرشکل داغ آلیاژهای نسل جدید پایه‌ی کبالت نیکل در محدوده‌های دمایی بالاتر از ۱۰۵۰ درجه‌ی سلسیوس انجام شده است، در پژوهش حاضر، تأثیر متغیرهای آزمایش فشار داغ بر تحولات ساختاری سوپرآلیاژ پایه‌ی کبالت نیکل چندجزئی (Co-Ni-Al-Cr-W-Ti-Ta-Nb-Mo-C-B) بررسی شده است.

۲- مواد و روش‌ها

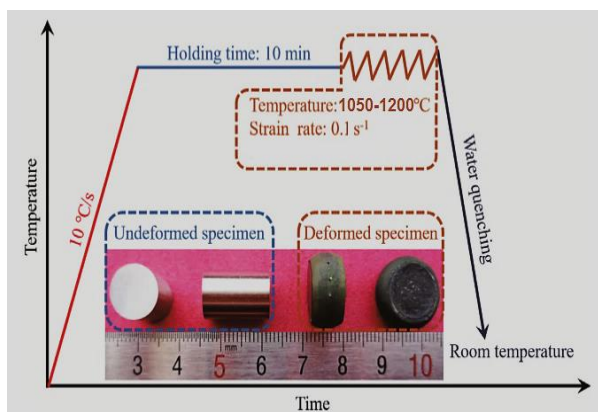
جدول ۱ ترکیب شیمیایی نمونه‌ی ریختگی سوپرآلیاژ Co-Ni-Al-Cr-W-Ti-Ta-Nb-Mo-C-B را نشان می‌دهد.

جدول ۱. ترکیب شیمیایی شمش ریخته‌گری شده (درصد وزنی)

عنصر	Co	Ni	W	Cr	Al	Ta
ترکیب شیمیایی	۴۱/۳	۲۲/۸	۱۷/۱	۸	۳/۴	۲/۸
	Ti	Nb	Mo	C	B	
	۱/۵	۱/۵	۱/۵	۰/۰۶	۰/۰۲	

ابتدا مواد اولیه با خلوص بالا ذوب شدند و با استفاده از کوره‌ی VIM در قالب سرامیکی ریخته شدند. این شمش دارای عیوبی همچون حفرات انقباضی و آخال بود. این عیوب سبب کاهش کارپذیری شمش ریختگی می‌شوند. به‌منظور کاهش عیوب، ذوب مجدد در کوره‌ی ESR انجام شد. به‌منظور کاهش جدایش عناصر آلیاژی، نمونه‌هایی با ابعاد $10 \times 10 \times 10$ میلی‌متر

با عناصر تنگستن، تانتالیم، تیتانیم، نیکل، مولیبدن، هافنیم و وانادیم برای دستیابی به ترکیب Co_3M با ساختار مشابه فاز γ' منظم با ترکیب (Ni_3Al) در سوپرآلیاژهای پایه‌ی کبالت انجام شد. ترکیب Co_3Al معرفی شد که دارای ساختار $A_3B - L1_2$ است، اما این فاز نیمه‌پایدار است که تمایل به استحاله به فاز $CoAl - B_2$ را دارد (Knop et al., 2014). در ۲۰۰۶، رسوبات پایدار و منظم $Co_3(Al, W)$ را ساتو^۱ و همکاران (Sato et al., 2006) کشف کردند که دارای اثر استحکام‌بخشی مشابه با فاز γ' با ساختار $A_3B - L1_2$ در سوپرآلیاژهای پایه‌ی نیکل است که تا دمای ۱۱۷۳ درجه‌ی سلسیوس پایدار است. بنابراین، نسل جدیدی از سوپرآلیاژهای پایه‌ی کبالت، که توانایی رسوب سختی را به‌کمک فاز $\gamma' - Co_3(Al, W)$ دارند، معرفی شدند. بسیاری از سوپرآلیاژهای پایه‌ی کبالت نسل جدید با ساختار دوفازی γ / γ' که تاکنون بررسی شده‌اند، عمدتاً بر پایه‌ی Co-Al-W هستند. از این رو، با توجه به مقادیر بالای عناصر دیرگداز در این آلیاژها، چگالی آن‌ها به بالاتر از 9 gr/cm^3 می‌رسد. بنابراین، امروزه تلاش می‌شود، با افزودن مقداری مؤثر از عنصر نیکل به این رده از آلیاژها، استوکومتری فاز γ' به‌سمت مقادیر بالای آلومینیم تغییر و در نتیجه چگالی این آلیاژها کاهش یابد. دستیابی به روش تولید نسل جدیدی از سوپرآلیاژهای پایه‌ی کبالت نیکل و آلیاژهای پیشرفته‌ای همانند آلیاژهای تیتانیم با قابلیت افزایش خواص مکانیکی آن‌ها اهمیت قابل‌ملاحظه‌ای دارد (Bauer et al., 2012; Golakiya & Chudasama, 2022). محققان (Kartika et al., 2009; Favre et al., 2013) به تحولات ساختاری آلیاژهای بر پایه‌ی Co-Cr و Ni-Co-W و خواص مکانیکی دما بالای آن‌ها (Yamanaka et al., 2011; Yoda et al., 2012) پرداخته و دریافته‌اند که بازبلورش دینامیکی اصلی‌ترین سازوکار ترمیم در حین تغییرشکل داغ این آلیاژها است. در پژوهشی (Kartika et al., 2009) که درباره‌ی آلیاژ $Co-32Ni-20Cr-10Mo$ انجام شد، گزارش شده است که بازبلورش ناپیوسته در محدوده‌ی دمایی ۱۱۰۰ تا ۱۲۰۰ درجه‌ی سلسیوس رخ می‌دهد. این درحالی است که دوقلویی ناشی از وقوع بازبلورش دینامیک در دماهای کمتر در محدوده‌ی دمایی ۹۵۰ تا ۱۰۵۰ درجه‌ی سلسیوس تشکیل می‌شود. در این پژوهش، انتخاب عناصر بر اساس این منطق انتخاب شدند که



شکل ۱. شماتیک انجام فرایند فشار داغ

۳- نتایج و بحث

۳-۱- ارزیابی ریزساختار اولیه آلیاژ پس از ریختگری و همگن‌سازی

در شکل ۲، تصویر ریزساختار میکروسکوپ نوری شمش آلیاژ Co-Ni-Al-Cr-W-Ti-Ta-Nb-Mo-C-B پس از فرایند ساختار VIM و ESR نمایش داده شده است. در این شکل، ساختار دندریتی قابل مشاهده است؛ فازهای روشن هسته‌های دندریت و فازهای تیره نواحی بین‌دندریتی را تشکیل می‌دهند. مقدار ۳۹ درصد کسر حجمی را مناطق بین‌دندریتی و مابقی را هسته‌های دندریت تشکیل می‌دهند. گزارش شده است (Bauer et al., 2012) که در حین انجماد عناصر سنگین همانند تنگستن و تانتالیم در هسته‌های دندریت و عناصر سبک مانند نیکل، تیتانیوم و آلومینیم در نواحی بین‌دندریتی جاگیری می‌کنند.

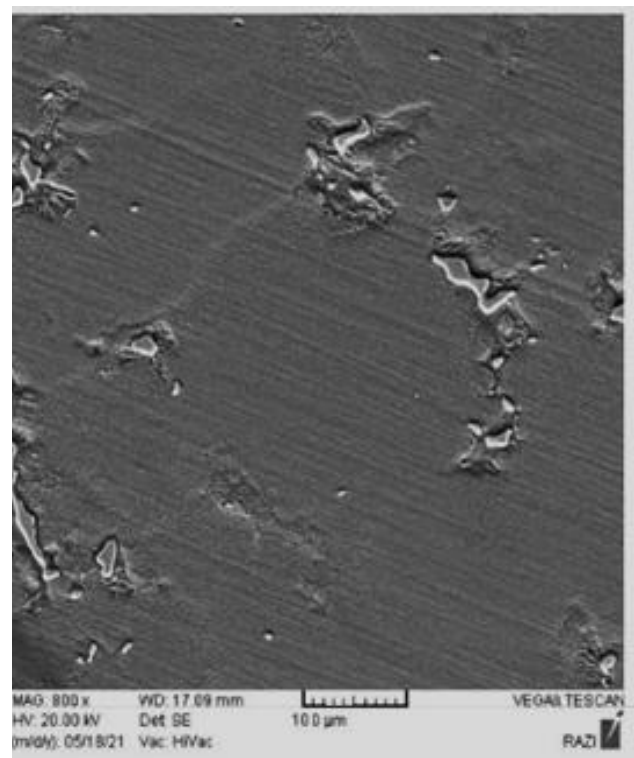
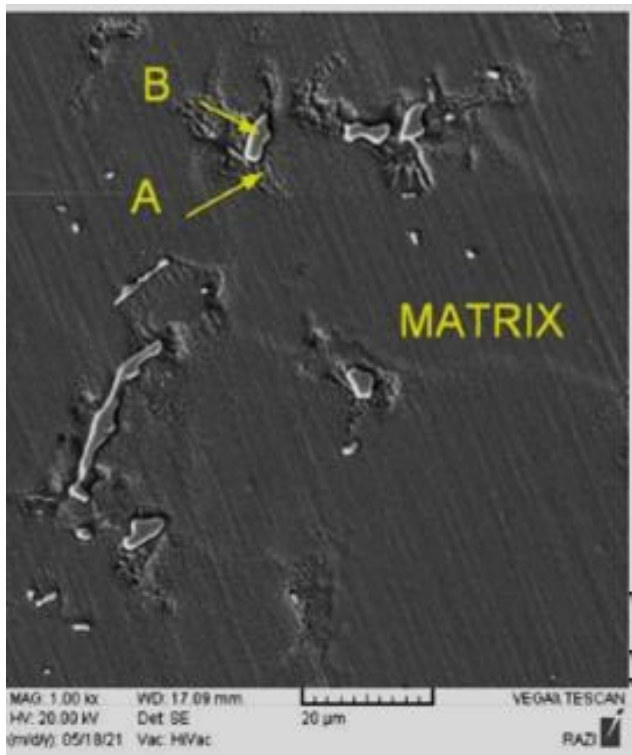


شکل ۲. تصویر ریزساختار میکروسکوپ نوری شمش آلیاژ

پس از تصفیه طی فرایند ESR

از شمش ESR شده بریده شدند و سپس نمونه‌ها به مدت ۸، ۱۲ و ۱۶ ساعت در دمای ۱۳۰۰ درجه‌ی سلسیوس داخل کوره‌ی تحت اتمسفر هوا قرار داده شدند. با بررسی‌های ریزساختاری انجام‌شده، مشخص شد زمان به حداقل رسیدن جدایش‌های بین‌دندریتی ۱۶ ساعت است. از این‌رو، شمش ریخته‌گری‌شده در دمای ۱۳۰۰ درجه‌ی سلسیوس به مدت ۱۶ ساعت تحت عملیات همگن‌سازی قرار گرفت. مطابق استاندارد ASTM E 209 (ASTM, 2003)، نمونه‌های استوانه‌هایی به ارتفاع ۱۲ میلی‌متر و قطر ۸ میلی‌متر از یک قسمت از شمش برش‌کاری شدند. به‌منظور بررسی ترکیب شیمیایی، از آنالیز EDS به‌وسیله‌ی میکروسکوپ الکترونی روبشی مدل Tescan VEGA3 استفاده شد. سپس، آزمایش فشار داغ در دماهای ۱۰۵۰، ۱۱۰۰، ۱۱۵۰ و ۱۲۰۰ درجه‌ی سلسیوس و نرخ‌های کرنش ثابت ۰/۱ s⁻¹ و ۰/۰۱ s⁻¹ به‌وسیله‌ی دستگاه Instron مدل ۸۵۰۲ مجهز به کوره‌ی مقاومتی انجام شد. شماتیک چرخه‌ی آزمایش فشار داغ انجام‌شده در این تحقیق در شکل ۱ نشان داده شده است. گفتنی است که نمونه‌ها به مدت ۱۰ دقیقه درون کوره پیش‌گرم شدند و سپس تا کرنش ۰/۷ تحت آزمایش فشار داغ قرار گرفتند و در ادامه به‌سرعت در آب سرد شدند. از پودر گرافیت برای روان‌کاری دو سطح تماس نمونه با فک‌ها استفاده شد. نمونه‌های فشرده‌شده از وسط در راستای محور فشار برای بررسی ریزساختار به‌وسیله‌ی وایرکات برش‌کاری شده است. عملیات حکاکی با پوساب از مش ۲۴۰ تا ۳۰۰۰ انجام شد. پس از آن، نمونه‌ها داخل محلول اچ با ترکیب 50 ml HNO₃ + 50 ml HCl به مدت ۲ تا ۱۵ دقیقه قرار گرفتند. سپس، ریزساختار آن‌ها به‌کمک میکروسکوپ نوری مدل OlymPusDP25 بررسی شد. در این پژوهش، برای تعیین فازها بعد از آزمایش فشار داغ، از آنالیز XRD استفاده شده است.

باشد. به علت خطای آنالیز EDS در اندازه‌گیری کمی عناصر سبک، میزان کربن در آنالیز در نظر گرفته نشد. گزارش شده است (Yan et al., 2014) که کاربیدهای MC، در زمینه سوپرآلیاژهای ریختگی پایه‌ی کبالت، کبالت نسل جدید تشکیل می‌شوند. با توجه به دمای انحلال کاربید و دمای آغاز ذوب شدن آلیاژ می‌توان بیان کرد که کاربیدهای MC در آخرین مراحل انجماد تشکیل شده‌اند. این یافته با ریخت‌شناسی کاربیدها و محل قرارگیری آن‌ها در بین بازوهای دندردیتی همخوانی دارد.



شکل ۳. ریزساختار سوپرآلیاژ مورد بررسی در پژوهش حاضر در شرایط ریختگری شده در بزرگ‌نمایی‌های گوناگون

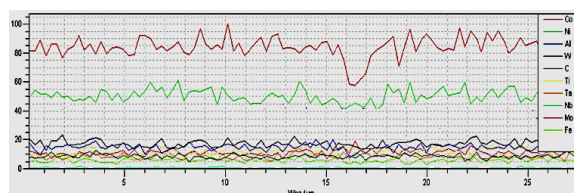
جدول ۲. نتایج آنالیز EDS از نمونه‌ی ESR شده از نقاط A و B مشخص شده در شکل ۳ (درصد اتمی)

Cr	Mo	Nb	Ta	Ti	W	Al	Ni	Co	درصد وزنی
۰/۶۷	۰/۷۴	۳/۰۹	۲/۸۳	۰/۸	۱۶/۳	۲/۸۱	۲۶/۸۲	۴۴/۷۹	دندردیت
۱/۱۵	۱/۲۵	۴/۵	۴/۴۶	۱/۷۸	۹/۹۲	۴/۰۳	۳۰/۴۴	۴۲/۴۵	ساختار A
۱/۸۸	۵/۰۳	۱۱/۷۵	۸/۶۱	۱/۶۱	۱۶/۵۹	۰/۷۲	۱۴/۶۸	۳۹/۱۲	ساختار B

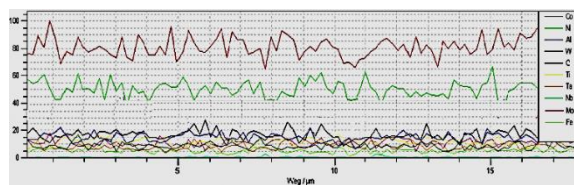
سلسیوس به‌وضوح به توزیع اتم‌های محلول در زمینه‌ی آلیاژ منجر می‌شود. با افزایش زمان از ۸ تا ۱۶ ساعت، از کسر حجمی فاز تیره کاسته می‌شود تا حدی که کسر حجمی فاز تیره‌ی بین‌دندردیتی به کمتر از ۱۰ درصد کاهش می‌یابد.

تصاویر ریزساختار میکروسکوپ الکترونی (SEM) از آلیاژ در شرایط ریختگی شده در بزرگ‌نمایی‌های گوناگون در شکل ۳ ارائه شده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود، دندردیت‌ها که محصول انجماد غیرتعدالی هستند، کل ساختار آلیاژ را پوشش داده‌اند. در شکل‌های ۳، تعدادی رسوب سفیدرنگ در بین بازوهای دندردیت مشاهده می‌شود. نتایج آنالیز EDS از نقاط A و B مشخص شده در تصویر شکل ۳، در جدول ۲ ارائه شده است. ترکیب رسوب B به ترکیب شیمیایی فازهای غنی از عنصر تنگستن نزدیک است که ممکن است کاربید غنی از این عنصر

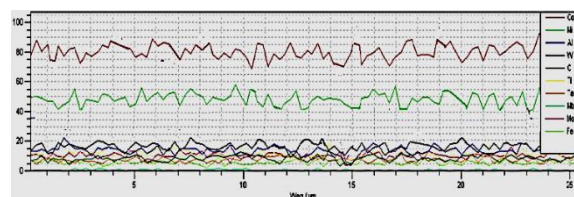
شکل ۴ تصاویر میکروسکوپ نوری نمونه‌های همگن‌سازی شده در دمای ۱۳۰۰ درجه‌ی سلسیوس به مدت زمان‌های ۸، ۱۲، و ۱۶ ساعت را نشان می‌دهد. روند تصاویر شکل ۴ نشان می‌دهد که همگن‌سازی در دمای ۱۳۰۰ درجه‌ی



الف



ب

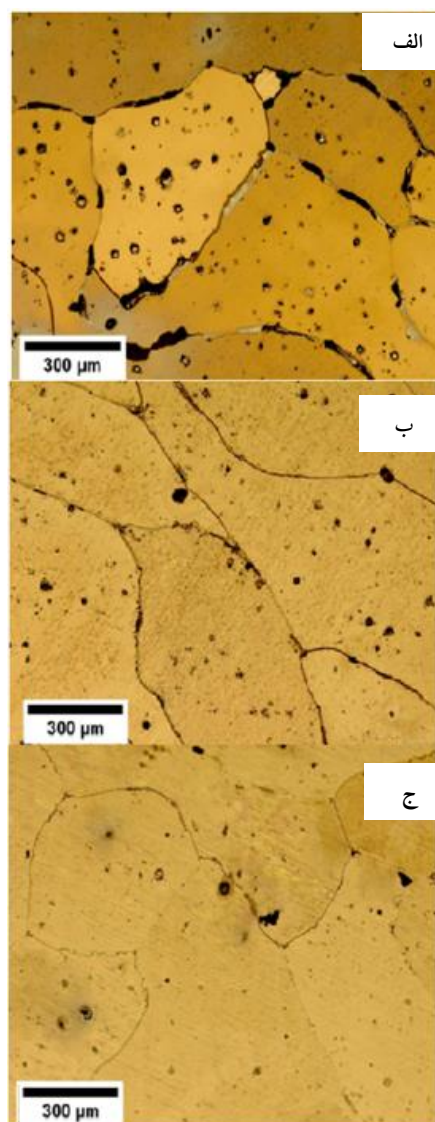


ج

شکل ۵. آنالیز خطی توزیع عناصر نمونه‌های همگن‌سازی شده در ۱۳۰۰ درجه‌ی سلسیوس به مدت: الف) ۸، ب) ۱۲ و ج) ۱۶ ساعت

۳-۲- ارزیابی منحنی سیلان آلیاژ پس از آزمایش فشار داغ

شکل ۶ منحنی‌های تنش- کرنش حقیقی را برای سوپرآلیاژ پس از آزمایش فشار داغ در محدوده‌ی دمایی ۱۲۰۰ تا ۱۰۵۰ درجه‌ی سلسیوس و نرخ کرنش‌های $0.1/s$ و $0.01/s$ نشان می‌دهد. چنان‌که مشاهده می‌شود، در ابتدای تغییر شکل پس از طی مراحل الاستیک، سطح تنش به سرعت افزایش می‌یابد. سپس، منحنی به نقطه‌ی تسلیم می‌رسد که به حرکت نابجایی‌ها و تکثیر سریع آن‌ها نسبت داده می‌شود و منحنی سیلان تا استحکام حداکثر ادامه می‌یابد. پس از اتمام مرحله‌ی کارسختی، نرم شدن در منحنی‌های سیلان مشاهده می‌شود. به عبارت دیگر، افزایش اثر فرایندهای فعال‌شونده با دما و افزایش انرژی جنبشی اتم‌ها سبب کاهش تنش برشی بحرانی برای لغزش می‌شود. بنابراین، فرایندهای ترمیم مانند فرایندهای بازیابی و بازبلورش دینامیکی فعال می‌شوند. افت منحنی سیلان، پس از کارسختی اولیه، با کاهش دانسیته‌ی نابجایی‌ها همراه است. همان‌طور که مشاهده می‌شود، کاهش دما در نرخ کرنش ثابت باعث افزایش سطح تنش سیلان می‌شود. همین اثر با افزایش نرخ کرنش در دماهای ثابت نیز از مقایسه‌ی شکل‌ها کاملاً مشهود است. با افزایش نرخ کرنش به دلیل افزایش تولید نابجایی‌ها و نرخ برخورد آن‌ها و در نتیجه افزایش کارسختی تنش سیلان افزایش می‌یابد. بدیهی است که تنش وابستگی شدیدی به دمای



شکل ۴. تصاویر میکروسکوپ نوری نمونه‌های همگن‌سازی شده در ۱۳۰۰ درجه‌ی سلسیوس به مدت: الف) ۸، ب) ۱۲ و ج) ۱۶ ساعت

در شکل ۵، نتایج حاصل از آنالیز خطی عناصر آلیاژی نمونه‌های همگن‌سازی شده در دمای ۱۳۰۰ درجه‌ی سلسیوس به مدت ۸، ۱۲ و ۱۶ ساعت به همراه تصاویر SEM از منطقه‌ای که آنالیز خطی آن گرفته شده نشان داده شده است. در شکل ۵الف مشاهده می‌شود که اختلاف غلظت کبالت و نیکل در طول خط آنالیز شده به ترتیب ۴۰ و ۲۰ واحد است. در شکل ۵ب، این اختلاف غلظت به ترتیب ۳۵ و ۲۰ است و، در شکل ۵ج، این اختلاف غلظت به حداقل و به ترتیب به ۲۰ و ۱۵ واحد می‌رسد. با توجه به اینکه هر چه میزان نوسانات عناصر آلیاژی کمتر باشد عملیات همگن‌سازی موفقیت‌آمیزتر بوده است، مشاهده می‌شود با افزایش زمان همگن‌سازی آلیاژ تا محدوده‌ی ۱۶ ساعت جدایش عناصر آلیاژی کاهش یافته است.

$$\Delta T = \frac{0.9 \int_0^{\epsilon} \sigma d\epsilon}{\rho c} \quad (1)$$

در این رابطه، $\int_0^{\epsilon} \sigma d\epsilon$ سطح زیرمنحنی تنش-کرنش، ρ دانسیته و c ظرفیت حرارتی آلیاژ مورد بررسی در پژوهش حاضر است. برای تصحیح اثر گرمای آدیاباتیک روی تنش سیلان، ابتدا در هر نرخ کرنش، ارتباط بین تنش و دما در کرنش $0/4$ مطابق رابطه‌ی ۲ به دست آمد:

$$\sigma = f(T)|_{\epsilon, \dot{\epsilon}} \quad (2)$$

سپس با مشتق‌گیری از روابط بالا، رابطه‌ی ۳ حاصل می‌شود:

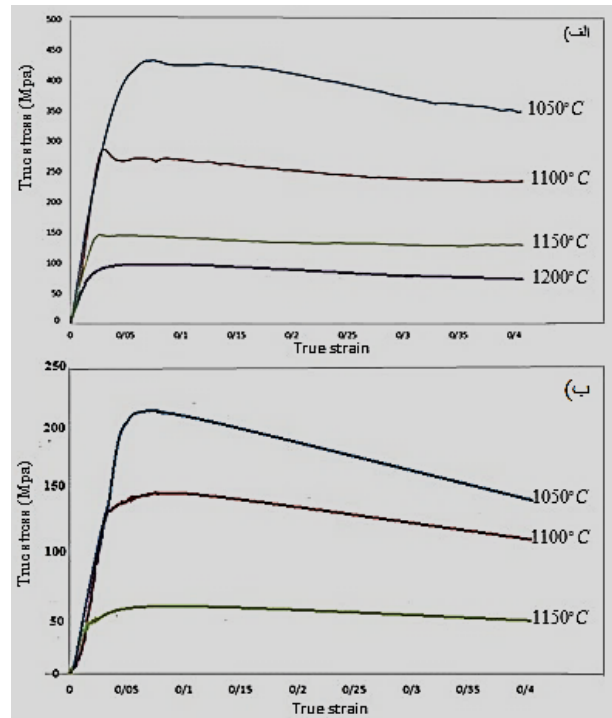
$$\left. \frac{d\sigma}{dT} \right|_{\epsilon, \dot{\epsilon}} = f'(T)|_{\epsilon, \dot{\epsilon}} \quad (3)$$

حال، با افزایش کرنش، ΔT با استفاده از رابطه‌ی ۱ به دست می‌آید. سپس، از رابطه‌ی ۴ مقادیر $\Delta \sigma$ برای افزایش ΔT در دمای تغییرشکل قابل محاسبه است:

$$\Delta \sigma = \Delta T \left. \frac{d\sigma}{dT} \right|_{\epsilon, \dot{\epsilon}} \quad (4)$$

در شکل ۷، منحنی‌های سیلان پس از حذف اثر گرمایی آدیاباتیک نشان داده شده است. پس از محاسبه‌ی تغییرات تنش، مقدار محاسبه‌شده به مقدار تنش به‌دست‌آمده از آزمایش فشارگرم اضافه شد و به‌این ترتیب اثر گرمای تغییرشکل از تنش سیلان حذف می‌شود. با تکرار این مراحل در کرنش‌ها و نرخ‌های کرنش گوناگون، منحنی تنش سیلان اصلاح می‌شود. همان‌طور که در شکل ۷ مشاهده می‌شود، مقدار تصحیح تنش در شرایط دمایی 1200°C درجه‌ی سلسیوس و نرخ کرنش $0/1 \text{ s}^{-1}$ و 1150°C درجه‌ی سلسیوس و نرخ کرنش $0/001 \text{ s}^{-1}$ اندک است، درحالی‌که این میزان با کاهش دما و افزایش نرخ کرنش افزایش یافته و در دمای 1050°C درجه‌ی سلسیوس و نرخ کرنش $0/1 \text{ s}^{-1}$ به حداکثر مقدار خود رسیده است. دلیل افزایش وابستگی گرمای ناشی از تغییرشکل در دماهای پایین و نرخ‌های کرنش بالا به ترتیب افزایش وابستگی تنش سیلان به دما و کاهش زمان برای خروج گرما از نمونه است. از سوی دیگر، با افزایش میزان کرنش مقدار تغییرات تنش سیلان نیز افزایش یافته است. این اتفاق به دلیل افزایش گرمای ناشی از تغییرشکل داغ با افزایش کرنش رخ می‌دهد. این پدیده نشان می‌دهد، در سوپرآلیاژ، افزایش دمای نمونه‌ی ناشی از گرمای تغییرشکل تأثیر بسزایی بر منحنی تنش-کرنش حقیقی دارد.

تغییرشکل دارد و، با افزایش دمای تغییرشکل، تنش کاهش می‌یابد که علت آن تشدید نرم شدن با افزایش دما بر اثر فعال شدن نفوذ است. مقادیر افت تنش در دماهای 1050°C – 1100°C درجه‌ی سلسیوس از دماهای دیگر بالاتر است. این تفاوت بین پارامترها نشان می‌دهد که وابستگی تنش به دما در دماهای پایین بیشتر از دماهای بالا است.



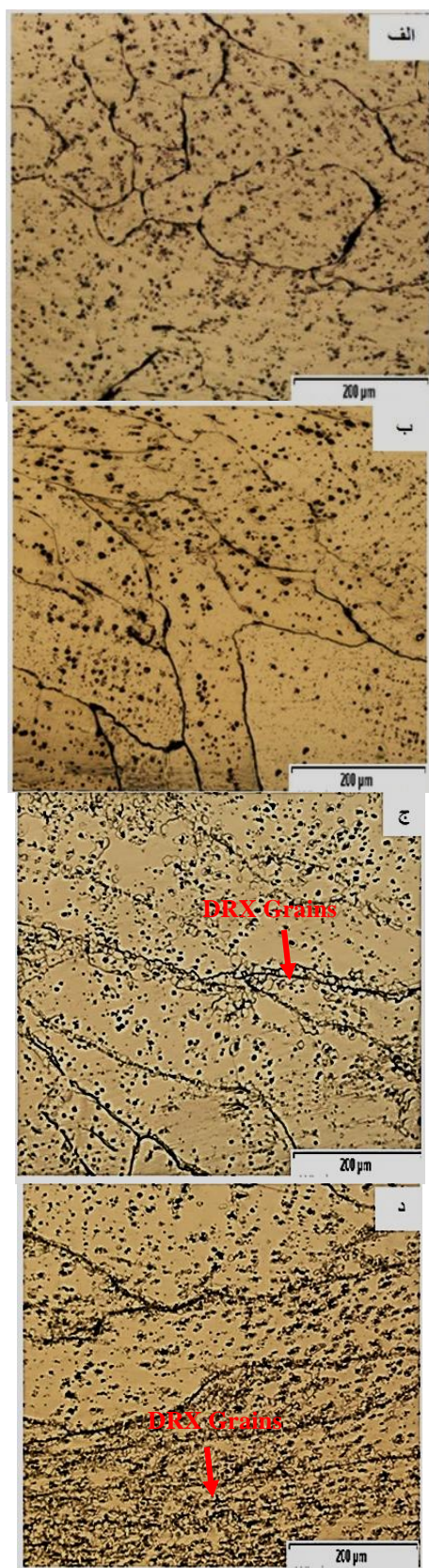
شکل ۶. منحنی‌های سیلان حاصل از آزمایش فشار داغ

سوپرآلیاژ پایه‌ی کبالت نیکل مورد بررسی در پژوهش حاضر در نرخ کرنش‌های الف) $0/1 \text{ s}^{-1}$ ، ب) $0/001 \text{ s}^{-1}$

۳-۳- ارزیابی رفتار منحنی‌های سیلان با حذف اثر گرمایی

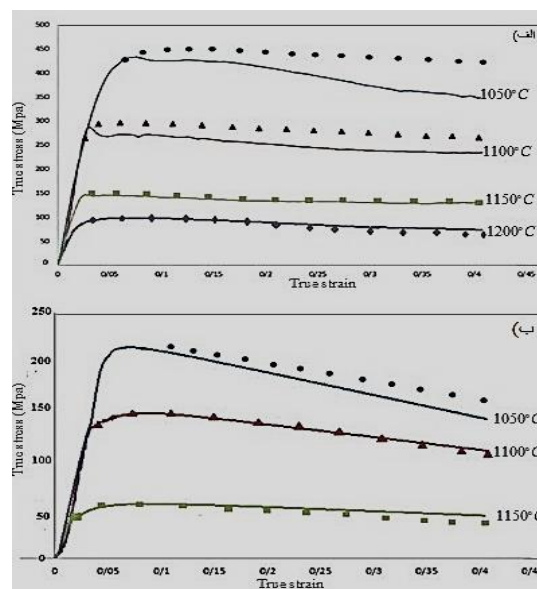
آدیاباتیک

به‌طورکلی، دلایل افت تنش را که در منحنی‌های سیلان سوپرآلیاژ مشاهده می‌شود می‌توان به دو دسته تقسیم کرد: (۱) گرمای ناشی از تغییرشکل و (۲) تحولات ساختاری که این عامل خود شامل تحولات فازی، تغییرات ریزساختاری و بافت است. یکی از علل اصلی اصلاح منحنی‌های سیلان، با حذف اثر گرمای ناشی از تغییرشکل، جداسازی تأثیر عامل گرمای تغییرشکل از تحولات ساختاری بر افت تنش است؛ زیرا به دستیابی اطلاعات غلط و دارای خطا از منحنی‌های سیلان یک آلیاژ منجر می‌شود. براساس منبعی (Humphrays & Hatherly, 2004) که روشی محاسباتی است، میزان افزایش دما را می‌توان طبق رابطه‌ی ۱ محاسبه کرد:



شکل ۸. ریزساختار نمونه‌های تغییرشکل یافته سوپراآلیاژ در دماهای (الف) ۱۰۵۰، (ب) ۱۱۰۰، (ج) ۱۱۵۰ و (د) ۱۲۰۰ درجه‌ی سلسیوس و نرخ کرنش ثابت 0.1 s^{-1}

حضور عناصر دیرگذاری همچون تنگستن و مولیبدن در ترکیب سوپراآلیاژ مورد بررسی، باعث افزایش دمای ذوب



شکل ۷. منحنی‌های تنش سیلان آلیاژ قبل (خط) و بعد از اصلاح اثر گرمای ناشی از تغییرشکل (نقطه‌ای) در دماهای گوناگون و نرخ‌های کرنش (الف) 0.1 s^{-1} ، (ب) 0.001 s^{-1}

۳-۴- ارزیابی تحولات ساختاری سوپراآلیاژ پس از آزمایش فشار داغ

در ادامه، نتایج تحولات ساختاری آلیاژ پس از آزمایش فشار داغ در دماهای ۱۰۵۰، ۱۱۰۰، ۱۱۵۰، و ۱۲۰۰ درجه‌ی سلسیوس در نرخ کرنش‌های 0.1 s^{-1} و 0.001 s^{-1} ارائه شده است.

۳-۴-۱- ارزیابی تحولات ساختاری سوپراآلیاژ پس از تغییرشکل در دماهای متفاوت و نرخ کرنش 0.1 s^{-1}

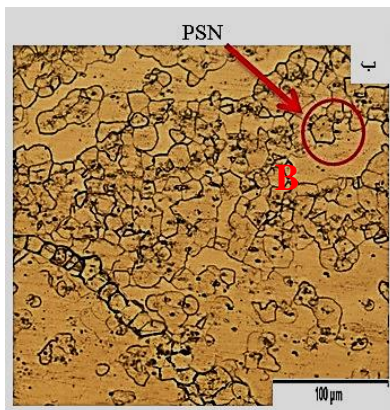
ریزساختار نمونه‌های تغییرشکل یافته در دماهای متفاوت (۱۰۵۰، ۱۱۰۰، ۱۱۵۰، و ۱۲۰۰ درجه‌ی سلسیوس) و نرخ کرنش ثابت 0.1 s^{-1} در شکل ۸ نشان داده شده است. ریزساختار نمونه‌های تغییرشکل یافته در دماهای ۱۰۵۰ و ۱۱۰۰ درجه‌ی سلسیوس در شکل ۸ الف و ۸ ب نشان می‌دهد که دانه‌های درشت اولیه در ساختار باقی مانده‌اند. با توجه به تحقیقات قبلی

([Taheri-Mandarjani et al., 2015](#); [Li et al., 2022](#); [Mandal](#))

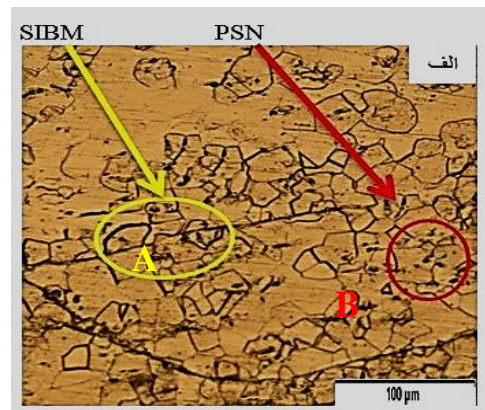
درباره‌ی سوپراآلیاژ بر

پایه‌ی Co-Al-W نشان داده شده است که رسوبات بین‌فلزی γ' به دلیل مقاومت بالا در برابر لغزش نابجایی‌ها می‌توانند تنش سیلان را افزایش دهند. همچنین، می‌توانند از فعال شدن سازوکارهای ترمیم دینامیک شامل بازیابی و بازبلور دینامیکی جلوگیری کنند. به عبارت دیگر، کم بودن دما و عدم فعال شدن شرایط نفوذ باعث می‌شود که بازبلورش آغاز نشود.

تغییر شکل یافته در دماهای ۱۱۵۰ و ۱۲۰۰ درجه‌ی سلسیوس است، به ترتیب در شکل‌های ۹الف و ۹ب نشان داده شده است. همان‌طور که در شکل ۹الف مشاهده می‌شود، ریزساختار نمونه‌ی تغییر شکل یافته در دمای ۱۱۵۰ درجه‌ی سلسیوس برخی از دانه‌های کوچک بازبلورش کاملاً روی مرز دانه‌های اولیه‌ی از پیش موجود جوانه‌زنی کرده‌اند که منطقه‌ی مشخص شده با A گویای این مطلب است. به عبارت دیگر، بخشی از مرز بزرگ زاویه از پیش موجود به داخل دانه‌ی دیگر تاول می‌زند و ناحیه‌ی عاری از کرنش پس از مهاجرت باقی می‌گذارد. نیروی محرکه‌ی لازم برای مهاجرت مرز دانه بر اثر کرنش اختلاف دانسیته‌ی نابجایی‌ها در دو دانه‌ی مجاور است که این امر مستقیماً از فرایند تغییر شکل نشئت می‌گیرد؛ زیرا دانسیته‌ی نابجایی‌ها وابسته به جهات دانه‌ها است.



سوپرآلیاژ می‌شوند و در نتیجه دمای آغاز بازبلورش افزایش می‌یابد. در شکل ۸-ج، شروع بازبلورش مشاهده می‌شود که عمدتاً مکان‌های جوانه‌زنی، مرز دانه‌های از پیش موجود و همچنین فصل مشترک رسوبات با زمینه است. با افزایش دما تا ۱۲۰۰ درجه‌ی سلسیوس در شکل ۸د مشاهده می‌شود که کسر حجمی دانه‌های بازبلورش افزایش و بازبلورش دینامیکی توسعه می‌یابد. همچنین، در شکل ۸ج مشاهده می‌شود که با تغییر شکل در دمای ۱۱۵۰ درجه‌ی سلسیوس ساختاری موسوم به «ساختار گردن‌بندی»^۱ ایجاد می‌شود که حاکی از اختلاف قابل ملاحظه‌ی اندازه‌ی دانه‌های بازبلورش با اندازه‌ی دانه‌های اولیه است. به علاوه، در شکل ۸د، توسعه‌ی ساختار گردن‌بندی مشاهده می‌شود. برای بررسی سازوکار وقوع بازبلورش، تصاویر با بزرگ‌نمایی بالاتر در شکل‌های ۸ج و ۸د، که مربوط به نمونه‌های



شکل ۹. ریزساختار نمونه‌های تغییر شکل یافته در دماهای (الف) ۱۱۵۰ درجه‌ی سلسیوس و (ب) ۱۲۰۰ درجه‌ی سلسیوس در نرخ کرنش s^{-1}

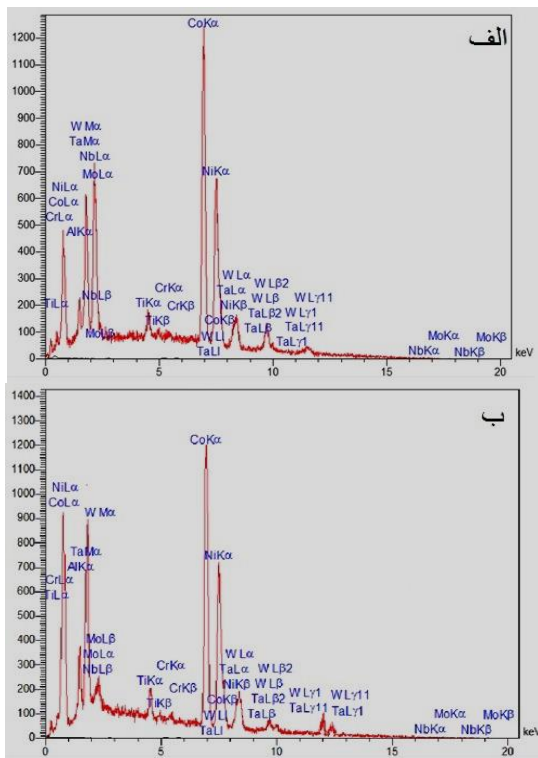
۰/۱ در مقیاس بزرگ‌تر ۰/۱

بسیار بزرگ تشکیل شوند. همچنین، چنان‌که در شکل‌های ۹الف و ۹ب با علامت B نشان داده شده است، برخی از دانه‌ها روی رسوبات تشکیل می‌شوند که به این سازوکار «جوانه‌زنی بازبلورش ترغیب شده توسط ذرات»^۲ اطلاق می‌شود. گزارش شده است که (Lass et al., 2014) اگر ذره استحکام بالایی داشته باشد، نابجایی‌ها، پس از عبور، حلقه‌هایی حول آن به جا می‌گذارند. با ادامه‌ی تغییر شکل دانسیته‌ی نابجایی‌ها حول رسوب افزایش می‌یابد و در نتیجه میدان تنش نیز حول رسوبات افزایش می‌یابد و منطقه‌ی تغییر شکل حول ذرات تشکیل می‌شود. این مناطق دارای شیب دانسیته‌ی نابجایی‌ها و شیب جهت‌گیری هستند. در حضور شیب جهت‌گیری، پس از رشد

تاول زدن ناشی از «مهاجرت مرز دانه متأثر از کرنش»^۲ نامیده می‌شود. به عبارتی، جوانه‌زنی این دانه‌ها شامل رشد دانه‌های فرعی واقع بر مرز دانه‌ی بزرگ زاویه‌ی قبلی تا اندازه‌ی بحرانی و سپس تاول زدن آن به سمت زمینه‌ی تغییر شکل یافته است که به آن «سازوکار بازبلورش ناپیوسته»^۳ نیز گفته می‌شود (Humphreys & Hatherly, 2004). از طرفی، حضور رسوب‌های فراوان با ابعاد کمتر از یک میکرومتر می‌تواند سبب کاهش تحرک مرز دانه برای وقوع کامل بازبلورش دینامیک غیرپیوسته شود. معمولاً جوانه‌ی بازبلورش بیشتر روی ذراتی با قطر بیشتر از یک میکرون تشکیل می‌شود، اما شواهدی در دست است که نشان می‌دهد چندین جوانه می‌توانند روی ذراتی با ابعاد

1. necklace
2. Strain Induced Boundry Migration (SIBM)
3. Discontinuous Dynamic Recrystallization (DDRX)
4. Particle Stimulated Nucleation (PSN)

می‌رسد به آنالیز کاربید $(Ti,W)C$ نزدیک باشد. در تصاویر ارائه‌شده در شکل ۱۰، تفاوت رنگ در رسوبات مشاهده می‌شود. با توجه به اینکه تمام تصاویر با روش الکترون برگشتی گرفته شده است، می‌توان بیان کرد که تفاوت رنگ مذکور ناشی از تفاوت در غلظت شیمیایی عناصر در این دو منطقه است (Meher et al., 2012; Tavakoli et al., 2018; Bocchini, 2015). با توجه به اندازه‌ی رسوبات ۱ و ۲ نشان‌داده‌شده در شکل ۱۰ می‌توان بیان کرد که آن‌ها می‌توانند وقوع بازپلورس را طبق مباحث بیان‌شده ترغیب کند. نتایج بررسی میانگین اندازه‌ی دانه‌ی ساختارها نشان می‌دهد که با افزایش دمای آزمایش فشار در نرخ کرنش ثابت 0.1 s^{-1} اندازه‌ی دانه‌ی کاهش و کسر حجمی ناحیه‌ی بازپلورس دینامیکی افزایش می‌یابد. به‌گونه‌ای که متوسط اندازه‌ی دانه‌های بازپلورس در دماهای ۱۱۵۰ و ۱۲۰۰ درجه‌ی سلسیوس به ترتیب ۵۴ و ۸۹ میکرون به دست آمد.



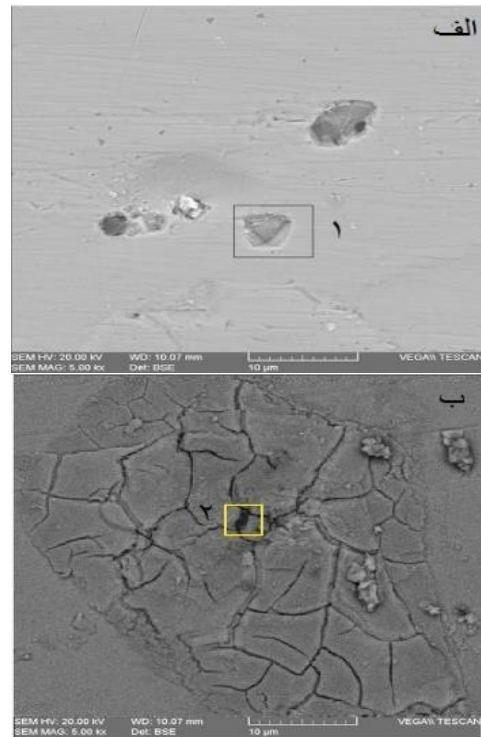
شکل ۱۱. آنالیز نقطه‌ای EDS از نقاط مشخص‌شده در شکل ۱۰

(الف) نقطه‌ی ۱ و (ب) نقطه‌ی ۲

جدول ۳. آنالیز EDS نقاط مشخص‌شده در شکل ۱۰ (درصد اتمی)

نقطه	Co	Ni	Al	W	Ti	Ta	Nb	Mo	Cr
۱	۵۵/۷۱	۲۷/۵۹	۲/۰۸	۸/۴۹	۲/۱۵	۱/۱۷	۰/۷۲	۰/۷۴	۱/۳۵
۲	۵۷/۹۴	۲۸/۵۲	۱/۷۲	۶/۷۲	۱/۶۷	۰/۹۸	۰/۶۸	۰/۷۱	۱/۰۶

دانه‌های فرعی ازپیش‌موجود، مرزهای کم‌زاویه به مرزهای بزرگ زاویه تبدیل می‌شوند. بنابراین، دانه‌های بازپلورس در فصل مشترک رسوب با زمینه جوانه‌زنی می‌کنند. تشکیل جوانه‌ی ترغیب‌شده توسط ذرات در سطح ذره‌ای که بیشترین شیب جهت‌گیری را دارد با سهولت بیشتری اتفاق می‌افتد (Gao et al., 2022; AliakbariSani et al., 2019).

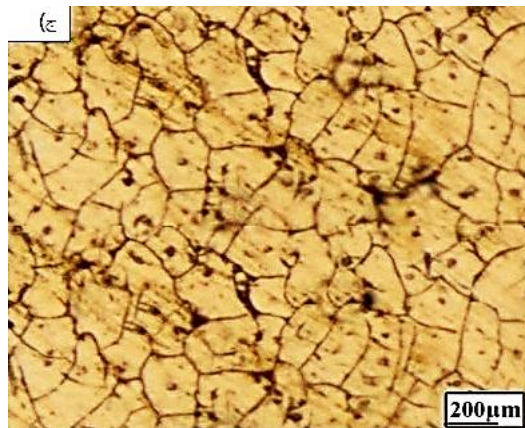
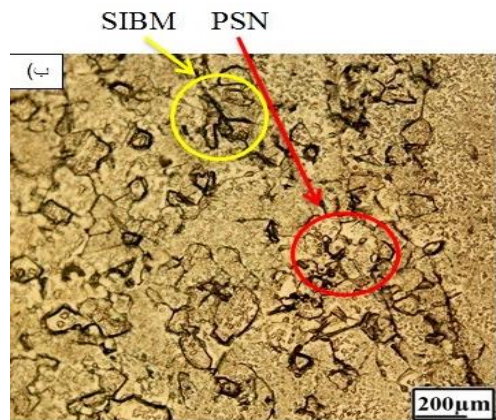
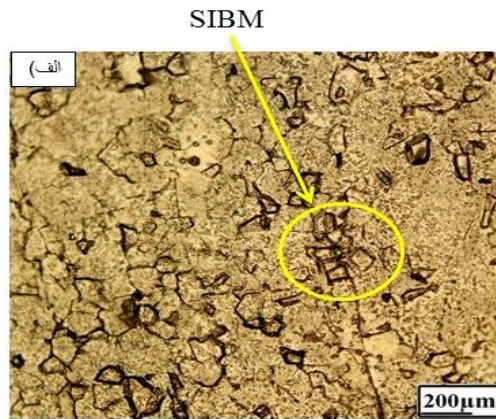


شکل ۱۰. تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی نمونه‌های تغییرشکل‌یافته در الف) ۱۱۵۰ و ب) ۱۲۰۰ درجه‌ی سلسیوس و نرخ کرنش s^{-1}

شکل ۱۰ تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی نمونه‌ها را پس از آزمایش فشار داغ در نرخ کرنش 0.1 s^{-1} و در دماهای ۱۱۵۰ و ۱۲۰۰ درجه‌ی سلسیوس نشان می‌دهد.

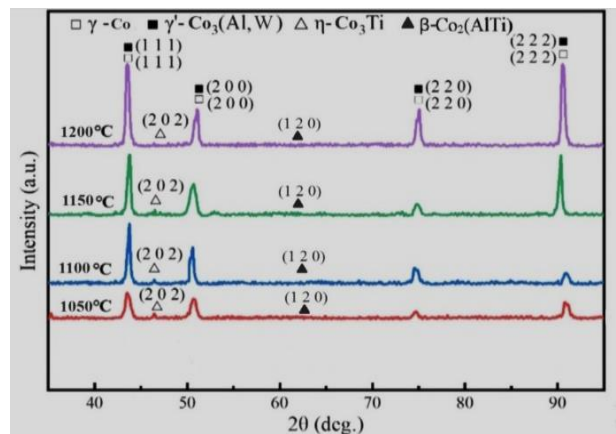
در شکل ۱۰، تعدادی رسوب سفیدرنگ مشاهده می‌شود. بر روی دو مورد از این رسوبات (نقاط ۱ و ۲) آنالیز نقطه‌ای EDS گرفته شد که نتیجه‌ی آن در شکل ۱۱ ارائه شده است. با توجه به عناصر حاضر در این آنالیز (جدول ۳)، نقاط ۱ و ۲ غنی از عناصر تیتانیوم و تنگستن تشخیص داده شده است که به نظر

بیشتر تازه شروع بازبلورش رخ داده است که می‌توان دلیل آن را به افزایش فرصت برای وقوع بازبلورش با کاهش نرخ کرنش نسبت داد. همچنین، در شکل ۱۳ ج مشاهده می‌شود که کسر حجمی دانه‌های بازبلورش افزایش یافته و کل ساختار بازبلورش پیدا کرده است. در شکل ۱۴، تصاویر الکترون روبشی برای دو دمای ۱۰۵۰ و ۱۱۵۰ درجه‌ی سلسیوس در نرخ کرنش s^{-1} با ۰/۰۰۱ با دو نوع بزرگ‌نمایی نمایش داده شده است.



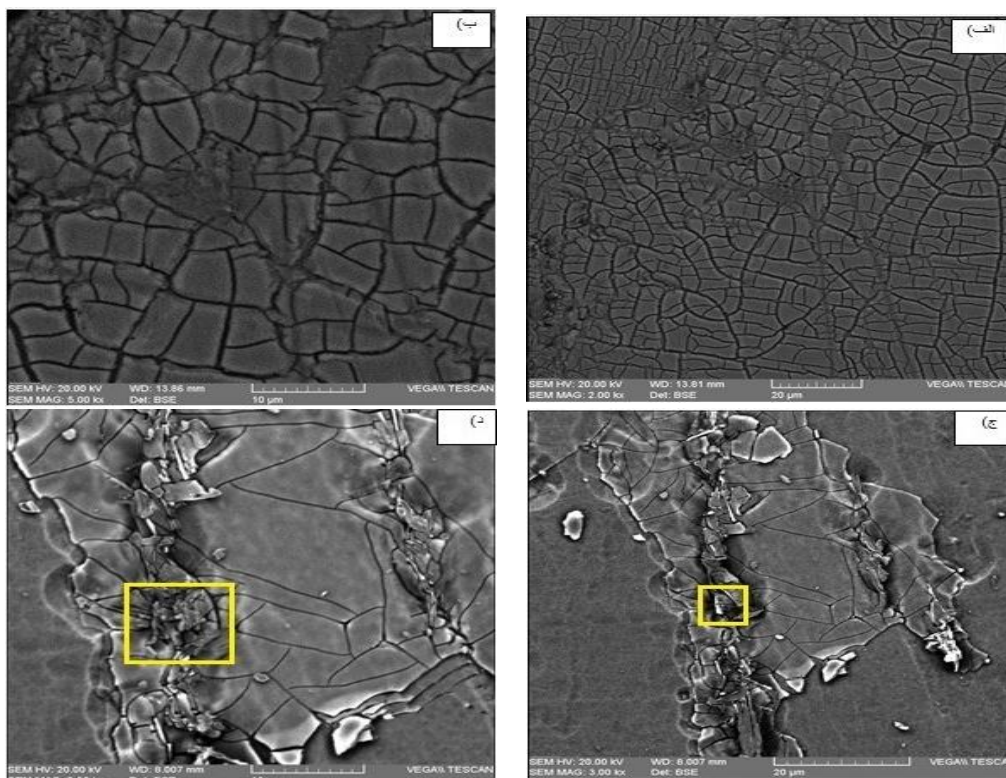
شکل ۱۳. ریزساختار نمونه‌های تغییرشکل یافته در دماهای الف) ۱۰۵۰، ب) ۱۱۰۰ و ج) ۱۱۵۰ درجه‌ی سلسیوس در نرخ کرنش s^{-1} ۰/۰۰۱

به‌منظور بررسی دقیق‌تر مات فازها، آنالیز پراش پرتو ایکس نمونه‌ها در شرایط بعد از آزمایش فشار داغ در نرخ کرنش s^{-1} ۰/۱ در شکل ۱۲ نمایش داده شده است. مطابق با شکل ۱۲ مشاهده می‌شود که با آزمایش فشار داغ در نرخ کرنش s^{-1} ۰/۱، شرایط برای جوانه‌زنی و رسوب‌گذاری فازهای γ' - $Co_3(Al, W)$ و $\beta - Co_2(AlTi)$ فراهم شده است. بنابراین، پس از آزمایش فشار داغ، از کسر حجمی فازهای $\gamma - Co$ و β و $\eta - Co_3Ti$ کاسته شده و به کسر حجمی فازهای γ' و γ افزوده شده است. شدت پیک مربوط به ساختار دوفازی γ/γ' نمونه‌ها برابر با ۱۱۱، ۲۰۰، ۲۲۰ و ۲۲۲ بوده است. با آزمایش فشار داغ در نرخ کرنش s^{-1} ۰/۱ در این دماها، رسوبات γ' با کسر حجمی مناسبی جوانه‌زنی و رشد کرده و پایدار شده‌اند.



شکل ۱۲. الگوی پراش پرتوی ایکس (XRD) از آلیاژ پس از آزمایش فشار داغ در دماهای متفاوت و نرخ کرنش s^{-1} ۰/۱

۳-۴-۲- ارزیابی تحولات ساختاری سوپرآلیاژ پس از تغییرشکل در دماهای متفاوت و نرخ کرنش s^{-1} ۰/۰۰۱
 شکل ۱۳ ریزساختار آلیاژ پس از آزمایش فشار داغ در دماهای متفاوت و نرخ کرنش s^{-1} ۰/۰۰۱ را نشان می‌دهد. مقایسه‌ی ریزساختار نمونه‌های تغییرشکل یافته در دمای ۱۰۵۰ درجه‌ی سلسیوس با نرخ کرنش s^{-1} ۰/۰۰۱ در شکل ۱۳ الف با ریزساختار نمونه‌ها با دمای مشابه در شکل ۱۳ الف نشان می‌دهد که کاهش نرخ کرنش سبب توسعه‌ی بازبلورش دینامیکی شده است. در شکل ۱۳ ب، برخی از دانه‌ها روی رسوبات تشکیل شده‌اند و بخشی از مرزهای بزرگ زاویه ازپیش موجود داخل دانه‌ی دیگر تاول زده‌اند، درحالی‌که در دمای مشابه با نرخ کرنش

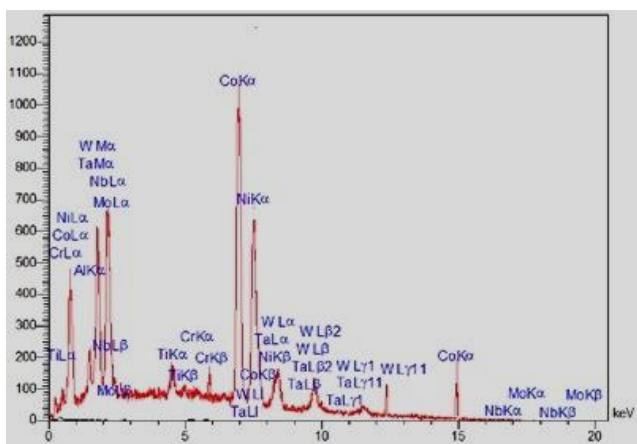


شکل ۱۴. تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی نمونه‌های تغییرشکل‌یافته‌ی سوپرآلیاژ در نرخ کرنش $1 \times 10^{-4} s^{-1}$ و دماهای الف) ۱۰۵۰ درجه‌ی سلسیوس با بزرگنمایی کمتر، ب) ۱۰۵۰ درجه‌ی سلسیوس با بزرگنمایی بیشتر، ج) ۱۱۵۰ درجه‌ی سلسیوس با بزرگنمایی کمتر و د) ۱۱۵۰ درجه‌ی سلسیوس بیشتر

جدول ۴. نتایج آنالیز EDS در نرخ کرنش $1 \times 10^{-4} s^{-1}$ نقاط مشخص شده در شکل ۱۴ (درصد اتمی)

Cr	Mo	Nb	Ta	Ti	W	Al	Ni	Co	عناصر
۰/۸۱	۰/۵۳	۰/۴۷	۰/۷۵	۱/۰۰	۳/۹۰	۱/۲۰	۳۱/۰۰	۶۰/۳۴	۱۱۵۰°C

زمینه‌ی % شده و این دلیلی بر افزایش اندازه‌ی دانه‌های بازبلورش است و نتایج حاصل از ریزساختار SEM را اثبات می‌کند.



شکل ۱۵. آنالیز EDS نقطه‌ای از مربع در شکل ۱۴ برای نمونه آزمایش‌شده در دمای ۱۱۵۰ درجه‌ی سلسیوس با نرخ کرنش $1 \times 10^{-4} s^{-1}$

با مقایسه‌ی دو تصویر ۱۴ب و ۱۴د به‌وضوح می‌توان درشت شدن دانه‌های بازبلورش دینامیکی را مشاهده کرد. افزایش اندازه‌ی دانه‌های بازبلورش دینامیکی را می‌توان به افزایش دما و کم شدن نرخ کرنش نسبت داد. از این‌رو، کاهش نرخ کرنش و افزایش زمان قرارگیری نمونه‌ی تحت بار شرایط را برای کاهش انرژی سیستم فراهم می‌کند، به‌گونه‌ای که با وجود اینکه حین بازبلورش مساحت مرزها افزایش می‌یابد، اما انرژی سیستم با کاهش مساحت مرزها کاهش می‌یابد که این مسئله رشد دانه را به همراه دارد (Meher et al., 2012). آنالیز EDS برای نمونه‌ای که تحت آزمایش فشار داغ در دمای ۱۱۵۰ درجه‌ی سلسیوس با نرخ کرنش $1 \times 10^{-4} s^{-1}$ قرار گرفته در شکل ۱۵ و نتایج آن در جدول ۴ ارائه شده است. زیاد شدن درصد عنصر کبالت در نتایج EDS نشان‌دهنده‌ی انحلال فاز γ' در دمای ۱۱۵۰ درجه‌ی سلسیوس در نرخ کرنش $1 \times 10^{-4} s^{-1}$ است که باعث افزایش فاز

۴- نتیجه‌گیری

مراجع

- Abdolmaleki, F., Seifollahi, M., & Qazi mirsaeid S. M. (2023). The Effect of Withdrawal Rate on the Microstructural Defects of a New Cobalt-nickel Based Directionally Solidified Superalloy. *Journal of Advanced Materials and Technologies*, 12(4), 15-23. [in Persian]. <https://doi.org/10.30501/jamt.2023.396693.1278>
 - AliakbariSani, S., Arabi, H., Kheirandish, S., & Ebrahimi, G. R. (2019). An investigation on the homogenization treatment and elements segregation on the microstructure of γ/γ' cobalt based superalloy. *International Journal of Minerals Metallurgy and Materials*, 26(2), 222-233. <https://doi.org/10.1007/s12613-019-1727-7>
 - ASTM, E. (2003). 8M. Standard Test Methods of Tension Testing of Metallic Materials (Metric), Annual Book of ASTM Standards. In *Am Soc Testing Mater* (Vol. 3, p. 01): https://www.astm.org/e0008_e0008m-22.html
 - Bauer, A., Neumeier, S., Pyczak, F., Singer, R. F., & Göken, M. (2012). Creep properties of different γ' -strengthened Co-base superalloys. *Materials Science and Engineering A*, 550, 333-341. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2012.04.083>
 - Bocchini, P. J. (2015). Microstructure and Mechanical Properties in Gamma (face-centered cubic)+ Gamma Prime Precipitation-Strengthened Cobalt-based Superalloys (Doctoral thesis, dissertation). Northwestern University: <https://ui.adsabs.harvard.edu/abs/2015PhDT.....143B>
 - Favre, J., Koizumi, Y., Chiba, A., Fabregue, D., & Maire, E. (2013). Deformation behavior and dynamic recrystallization of biomedical Co-Cr-W-Ni (L-605) alloy. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 44(6), 2819-2830. <https://doi.org/10.1007/s11661-012-1602-x>
 - Gao, Q., Zhang, X., Ma, Q., Zhu, H., Zhang, H., & Sun, L. (2022). Accelerating design of novel Cobalt-based superalloys based on first-principles calculations. *Journal of Alloys and Compounds*, 927, 167012. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2022.167012>
 - Golakiya, V. D., & Chudasama, M. K. (2022). Experimental Formability Study of Ti6Al4V Sheet Metal using Friction Stir Heat Assisted Single Point Incremental Forming Process. *IJE TRANSACTIONS C: Aspects*, 35(03), 560-566. <https://doi.org/10.5829/ije.2022.35.03c.08>
 - Humphreys, F., & Hatherly, M. (2004). *Recrystallization and Related Annealing Phenomena*. Elsevier, Oxford. <https://doi.org/10.1016/C2009-0-07986-0>
 - Jin, M., Miao, N., Zhao, W., Zhou, J., Du, Q., & Sun, Z. (2018). Structural stability and mechanical properties of Co₃ (Al, M) (M= Ti, V, Cr, Zr, Nb, Mo, Hf, Ta, W) compounds. *Computational Materials Science*, 148, 27-37. <https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2018.02.015>
 - Klein, L., Shen, Y., Killian, M. S., & Virtanen, S. (2011). Effect of B and Cr on the high temperature oxidation behavior of novel γ/γ' -strengthened Co-base superalloys. *Corrosion Science*, 53, 2713-2720. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2011.04.020>
 - Kartika, I., Li, Y., Matsumoto, H., & Chiba, A. (2009). Constructing processing maps for hot working of Co-Ni-Cr-Mo superalloy. *Materials Transactions*, 50(9), 2277-2284. <https://doi.org/10.2320/matertrans.M2009103>
 - Knop, M., Vorontsov, V. A., Hardy, M. C., & Dye, D. (2014). High-temperature γ (FCC)/ γ' (L12) Co-Al-W based superalloys. *MATEC Web of Conferences* (Vol. 14, p. 18003). EDP Sciences. <https://doi.org/10.1051/mateconf/20141418003>
 - Lass, E. A., Williams, M. E., Campbell, C. E., Moon, K. W., & Kattner, U. R. (2014). γ' Phase Stability and Phase Equilibrium in Ternary Co-Al-W at 900 °C. *Journal of Phase Equilibria and Diffusion*, 35, 711-723. <https://doi.org/10.1007/s11669-014-0346-2>
 - Li, H., Zhuang, X., Lu, S., Li, L., & Feng, Q. (2022). Hot deformation behavior and flow stress modeling of a novel CoNi-based wrought superalloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 894, 162489. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.162489>
 - Longquan, S., Northwood, D. O., & Cao, Z. (1994). The properties of a wrought biomedical cobalt-chromium alloy. *Journal of Materials Science*, 5, 1233-1238. <https://doi.org/10.1007/BF00975070>
- رفتار منحنی‌های سیلان سوپرآلیاژ در نرخ کرنش‌های 0.1 s^{-1} و 0.01 s^{-1} پس از آزمایش فشار حاکی از افزایش تنش تا تنش حداکثر و سپس افت آن تا رسیدن به مرحله‌ی پایا است که حاکی از وقوع بازبلورش دینامیکی است.
- بررسی منحنی‌های سیلان نشان می‌دهد که با افزایش دما از 1050 تا 1200 درجه‌ی سلسیوس و کاهش نرخ کرنش از 0.1 s^{-1} به 0.01 s^{-1} مقدار تنش سیلان کاهش می‌یابد.
- نتایج بررسی‌ها نشان داد که در ریزساختار نمونه‌ها پس از آزمایش فشار در نرخ کرنش 0.1 s^{-1} و در دماهای 1050 و 1100 درجه‌ی سلسیوس و همچنین در نرخ کرنش 0.01 s^{-1} در دمای 1050 درجه‌ی سلسیوس اثری از وقوع بازبلورش مشاهده نمی‌شود.
- افزایش دمای آزمایش از 1150 تا 1200 درجه‌ی سلسیوس و کاهش نرخ کرنش از 0.1 s^{-1} تا 0.01 s^{-1} نشان‌دهنده‌ی توسعه‌ی بازبلورش دینامیکی در ساختار به‌واسطه‌ی افزایش کسر دانه‌های بازبلورش است.
- نتایج بررسی ریزساختار نمونه‌ها در دماهای 1150 و 1200 درجه‌ی سلسیوس در نرخ کرنش 0.1 s^{-1} و در دماهای 1100 ، 1150 و 1200 درجه‌ی سلسیوس در نرخ کرنش 0.01 s^{-1} و همچنین در نرخ کرنش 0.01 s^{-1} در تمامی دماها حاکی از تشکیل دانه‌های بازبلورش روی مرزهای بزرگ زاویه‌ی از طریق سازوکار بازبلورش دینامیک ناپیوسته است.
- نتایج بررسی تحولات ریزساختاری نمونه‌های تغییرشکل‌یافته در نرخ کرنش 0.1 s^{-1} در همه‌ی دماها و همچنین نرخ کرنش 0.01 s^{-1} در دماهای 1050 و 1100 درجه‌ی سلسیوس سازوکار بازبلورش دینامیک، علاوه بر بازبلورش ناپیوسته، جوانه‌زنی بازبلورش ترغیب‌شده توسط ذرات است. با افزایش دما در همین نرخ کرنش، انحلال رسوبات به رشد دانه منجر شد.

۵- سپاسگزاری

نویسندگان این مقاله لازم می‌دانند از حمایت‌های مالی پژوهشکده‌ی مهندسی مواد دانشگاه صنعتی مالک اشتر از این پژوهش قدردانی کنند.

17. Mandal, S., Jayalakshmi, M., Bhaduri, A. K., & Subramanya, S. V. (2014). Effect of Strain Rate on the Dynamic Recrystallization Behavior in A Nitrogen-Enhanced 316L (N). *Metallurgical and Materials Transactions A*, 45(12), 5645-5656. <https://doi.org/10.1007/s11661-014-2480-1>
18. McDevitt ET (2014). Vacuum induction melting and vacuum arc remelting of Co-Al-WX gamma-prime superalloys. *MATEC Web of Conferences* (Vol. 14, p. 02001). EDP Sciences. <https://doi.org/10.1051/mateconf/20141402001>
19. Meher, S., Yan, H. Y., Nag, S., Dye, D., & Banerjee, R. (2012). Solute partitioning and site preference in γ/γ' cobalt-base alloys. *Scripta Materialia*, 67, 850-853. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2012.08.006>
20. Sato, J., Omori, T., Oikawa, K., Ohnuma, I., Kainuma, R., & Ishida, K. (2006) Cobalt-Base High-Temperature Alloys. *American Association for the Advancement of Science*, 312, 90-91. <https://doi.org/10.1126/science.1121738>
21. Semiatin, S. L., Weaver, D. S., Kramb, R. C., Fagin, P. N., Glavicic, M. G., & Goetz, R. L. (2004). Deformation and recrystallization behavior during hot working of a coarse-grain, nickel-base superalloy ingot material. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 35(2), 679-693. <https://doi.org/10.1007/s11661-004-0379-y>
22. Suzuki, A., & Pollock, T. M. (2008). High-temperature strength and deformation of γ/γ' two-phase Co-Al-W-base alloys. *Acta Materialia*, 56(6), 1288-1297. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2007.11.014>
23. Taheri-Mandarjani, M., Zarei-Hanzaki, A., & Abedi, H. R. (2015). Hot Ductility Behavior of An Extruded 7075 Aluminum Alloy. *Materials Science and Engineering A*, 637, 107-122. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.03.038>
24. Tavakoli, M., Seifollahi, M., & Abbasi, S. M. (2018). The Effects of Homogenizing on the casting microstructure and hardness of GTD111 superalloy. *Journal of Advanced Materials and Technologies*, 6(4), 25-32. [in Persian]. <https://doi.org/10.30501/jamt.2018.70378>
25. Yamanaka, K., Mori, M., & Chiba, A. (2011). Mechanical properties of as-forged Ni-free Co-29Cr-6Mo alloys with ultrafine-grained microstructure. *Materials Science and Engineering A*, 528(18), 5961-596. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2011.04.027>
26. Yan, H. Y., Vorontsov, V., & Dye, D. (2014). Alloying effects in polycrystalline γ' strengthened Co-Al-W base alloy. *Intermetallics*, 48, 44-53. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2013.10.022>
27. Yoda, K., Takaichi, A., Nomura, N., Tsutsumi, Y., Doi, H., Kurosu, S., ... & Hanawa, T. (2012). Effects of chromium and nitrogen content on the microstructures and mechanical properties of as-cast Co-Cr-Mo alloys for dental applications. *Acta Biomaterial*, 8(7), 2856-2862. <https://doi.org/10.1016/j.actbio.2012.03.024>



Original Research Article - Extended Abstract

Recycling Technologies and Waste Management of Wind Turbine Composite Blades

Abolfazl Pourrajabian ^{1*}, Mahsa Ghasemzadeh ², Maziar Dehghan ³, Saeed Rahgozar ¹

¹ Assistant Professor, Department of Energy, Materials and Energy Research Center, Karaj, Iran.

² MSc, Department of Energy, Materials and Energy Research Center, Karaj, Iran.

³ Associate Professor, Department of Energy, Materials and Energy Research Center, Karaj, Iran.

*Corresponding Author's Email: a.pourrajabian@merc.ac.ir (Abolfazl Pourrajabian)

Paper History:

Received: 2024-08-16

Revised: 2024-10-28

Accepted: 2024-11-06

Keywords:

Wind Energy,
Wind Turbine,
Composite Blade,
Recycling,
Waste Management

Abstract: To address climate change issue and transition from fossil fuels to renewable energy, wind energy plays a pivotal role. Several countries have installed wind turbines in the past years and have long-term plans to harness wind energy in the coming decades. Given the large number of these turbines and their limited lifespan, typically ranging from 20 to 30 years, managing the waste from their components has become a significant challenge. In particular, the recycling of wind turbine blades, mostly made of fiberglass composites, is a difficult task. It is predicted that by the end of 2050, approximately 43 million tons of blades will reach the end of their operational life. The present study introduces the waste management and recycling technologies for these blades. Following the waste management hierarchy, which consists of the prevention, reuse, repurpose, recycling, recovery, and disposal, the three key recycling methods_ mechanical, thermal, and chemical_ are thoroughly examined. The chemical method can be applied not only to new blades but also to older ones, bringing them back to the recycling process and contributing to the production of new-generation blades, thereby supporting the development of a circular economy.



<https://doi.org/10.30501/jamt.2024.473762.1305>

URL: https://www.jamt.ir/article_209448.html

1. INTRODUCTION

When it comes to the current main issue of the world, the climate change, the main priority of governments and decision makers is to harness renewable energy as much as possible. Through the deployment of energy harvester devices, countries try to mitigate the destructive effects of fossil fuels. Among the clean and sustainable sources of energy, the wind plays an impactful role. Today, the installed capacity of wind turbines around the world is approaching 1000 GW, thanks to technological advancement as well as the continuous decline in the total cost over the past years. The installed capacity of wind energy by the end of 2022 in the European Union, the United States, China and other different regions of the world is shown in Figure 1. Blades, as the most important parts of the turbine, convert the kinetic energy of the airflow into the mechanical energy. To increase the capacity of the turbines, larger blades are required. Considering the lifespan of wind turbines, which is typically between 20 and 30 years, their first generation is about to be out of service, and the waste management of such large composite blades becomes a serious

challenge. Based on a 20-year useful life for turbines and considering a weight of 10 tons per MW, it is expected that by the end of 2042, the wind energy industry will face 8.6 million tons of blades that have reached the end of their life (Delaney et al., 2023). Additionally, studies indicate that by 2050, about 43 million tons of waste blade will be produced, among which the share of China will be 40%, Europe 25%, the rest of the regions 19%, and the United States 16% (Liu and Barlow, 2017). Figure 2 shows the blade material with respect to the decommissioning interval for different regions of the world.

2. METHOD

Figure 3 depicts the waste hierarchy for sustainable blade waste management, consisting of the prevention, reuse, repurpose, recycling, recovery, and disposal. Among these six options, the recycling approach has garnered more attention by researchers. This has been explored through experimental studies using three important techniques: mechanical, thermal, and chemical methods, all of which are examined in detail.

Please cite this article as: Pourrajabian, A., Ghasemzadeh, M., Dehghan, M. & Rahgozar, S. (2024) Recycling Technologies and Waste Management of Wind Turbine Composite Blades. *Journal of Advanced Materials and Technologies*, Vol. 13, No. 3, 28-39. <https://doi.org/10.30501/jamt.2024.473762.1305>.

2783-0829/© 2024 The Author(s). Published by MERC.

This is an open access article under the CC BY license (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/legalcode>)



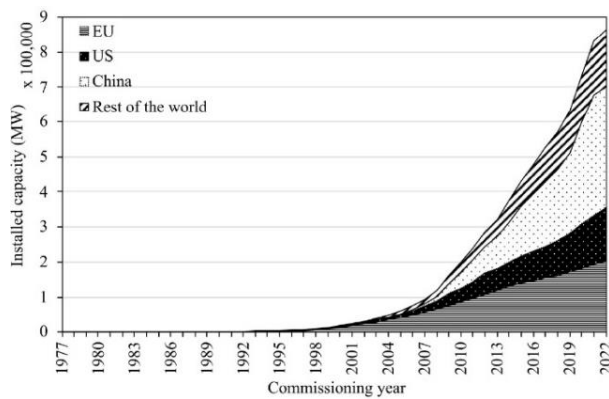


Figure 1. Total installed wind capacity in the world by 2022 (Delaney et al., 2023)

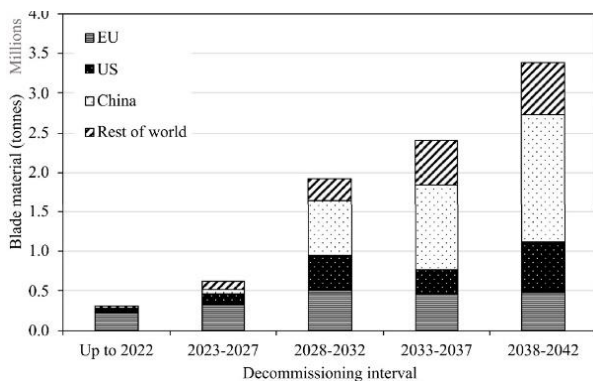


Figure 2. The amount of blades that are out of service after the end of their working lifetime (Delaney et al., 2023)



Source: ETIPWind

Figure 3. The waste hierarchy for sustainable blade waste management.

3. RESULTS AND DISCUSSION

Different solutions for the sustainable blade waste management procedure are proposed as follows:

Prevention: This solution is primarily achieved by extending the blades' lifetime through technological advancement and timely maintenance operations.

Reuse: After reaching the end of their lifespan, the blades could be overhauled and reused. The second-hand market also offers opportunities for selling and reusing them in other turbines.

Repurpose: In this case, the blades could be repurposed as bike shelters, bridge support, house structure, and more (Jensen and Skelton, 2018);

Recycling: This approach, widely used by researchers, consists of three techniques including the mechanical, thermal, and chemical.

Recovery: The process of converting waste materials into the energy or usable materials is often done through incineration to recover energy. This solution is of particular interest to heat-demanding industries such as cement factories (Jacoby M. 2022).

Disposal: This solution, which is not suggested, involves wither landfilling the blades or incinerating them without energy recovery.

4. CONCLUSION

Although chemical recycling techniques require more energy compared to the mechanical and thermal ones, they can be applied not only to new blades but also to old ones, returning them to the recycling process and manufacturing new generation of blades, thereby promoting a circular economy. This technique holds promise as it proposes a sustainable approach for managing composite-based materials used across different industries.

5. ACKNOWLEDGEMENT

The authors would like to thank the Materials and Energy Research Center (MERC) for providing the resources involved in the study.

REFERENCES

1. Delaney, E. L., Leahy, P. G., McKinley, J. M., Gentry, T. R., Nagle, A. J., Elberling, J., & Bank, L. C. (2023). Sustainability Implications of Current Approaches to End-of-Life of Wind Turbine Blades—A Review. *Sustainability*, 15(16), 12557. <https://doi.org/10.3390/su151612557>
2. Jacoby M. 2022, Recycling wind turbine blades. *C&EN ACS Publications* 100 (27), pp 26–30. <https://pubs.acs.org/doi/10.1021/cen-10027-cover>
3. Jensen, J. P., & Skelton, K. (2018). Wind turbine blade recycling: Experiences, challenges and possibilities in a circular economy. *Renewable and Sustainable Energy Reviews*, 97, 165-176. <https://doi.org/10.1016/j.rser.2018.08.041>
4. Liu, P., & Barlow, C. Y. (2017). Wind turbine blade waste in 2050. *Waste Management*, 62, 229-240. <https://doi.org/10.1016/j.wasman.2017.02.007>



مقاله‌ی کامل پژوهشی

فناوری‌های بازیافت پره‌های کامپوزیتی توربین بادی و مدیریت پسماند آن‌ها

ابوالفضل پوررجیبان^{۱*}، مهسا قاسمی‌زاده^۲، مازیار دهقان^۳، سعید رهگذر^۱

^۱ استادیار، پژوهشکده‌ی انرژی، پژوهشگاه مواد و انرژی، کرج، ایران

^۲ کارشناس ارشد، پژوهشکده‌ی انرژی، پژوهشگاه مواد و انرژی، کرج، ایران

^۳ دانشیار، پژوهشکده‌ی انرژی، پژوهشگاه مواد و انرژی، کرج، ایران

تاریخچه‌ی مقاله:

ثبت اولیه: ۱۴۰۳/۰۵/۲۶

بازنگری: ۱۴۰۳/۰۸/۰۷

پذیرش قطعی: ۱۴۰۳/۰۸/۱۶

کلیدواژه‌ها:

انرژی بادی،

توربین بادی،

پره‌ی کامپوزیتی،

بازیافت،

مدیریت پسماند

چکیده انرژی بادی در مقابله با تغییر اقلیم و اهمیت گذار انرژی و جایگزینی سوخت‌های فسیلی با انرژی‌های تجدیدپذیر سهم بسزایی ایفا می‌کند. کشورهای متعددی در جهان از سالیان گذشته اقدام به نصب توربین‌های بادی کردند و برنامه‌هایی بلندمدت برای بهره‌گیری از انرژی بادی در دهه‌های آتی دارند. نظر به تعداد زیاد این توربین‌ها و عمر کاری آن‌ها (۲۰ تا ۳۰ سال)، موضوع مدیریت پسماند اجزای آن‌ها به چالشی جدی تبدیل شده است، به‌ویژه آنکه اولین نسل توربین‌های بادی در شرف ازکارافتادگی و پایان طول عمر خود قرار دارد. از میان اجزای توربین‌های بادی، بازیافت و مدیریت پسماند پره‌های آن، که اکثراً از جنس کامپوزیت‌های برپایه‌ی الیاف فایبرگلاس هستند، دشوارتر است. پیش‌بینی می‌شود که تا پایان ۲۰۵۰ در حدود ۴۳ میلیون تن پره به پایان عمر کاری خود می‌رسند. پژوهش حاضر به معرفی و بررسی فناوری‌های بازیافت پره‌های توربین بادی و مدیریت پسماند آن‌ها می‌پردازد. در این خصوص، سلسله‌مراتب مدیریت پسماند پره‌ها شامل شش گروه اجتناب، استفاده‌ی مجدد، تغییر کاربری، بازیافت، بازیابی و دفع معرفی شده که در این میان و به‌طور خاص فناوری‌های بازیافت مکانیکی، حرارتی و شیمیایی بررسی و با هم مقایسه شده‌اند. روش بازیافت شیمیایی نه‌تنها قابلیت اعمال بر روی پره‌هایی را که جدید ساخته می‌شوند داشته، بلکه قادر بوده بر روی پره‌هایی که در حال کار هستند نیز اعمال شود و آن‌ها را پس از اتمام عمر کاری به چرخه‌ی ساخت پره‌های جدید بازگرداند که نوید اقتصاد چرخشی را می‌دهد.



<https://doi.org/10.30501/jamt.2024.473762.1305>

URL: https://www.jamt.ir/article_209448.html

۱- مقدمه

امریکا و اتحادیه‌ی اروپا پیشی بگیرد (Cooperman et al., 2021). گفتنی است که برای افزایش ظرفیت توربین‌ها نیاز به پره‌های بزرگ‌تر است تا بتوانند بخش بیشتری از انرژی جنبشی موجود در جریان هوا را به انرژی مکانیکی تبدیل کنند. پره‌ها، به‌عنوان یکی از مهم‌ترین بخش‌های توربین، انرژی جنبشی موجود در جریان هوا را به انرژی مکانیکی تبدیل می‌کنند.

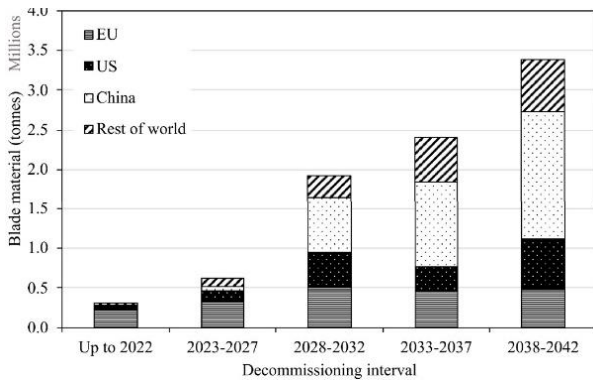
در حدود ۸۰-۸۵ درصد مواد تشکیل‌دهنده‌ی توربین‌های بادی از فلزات ساخته می‌شوند (Cooperman et al., 2021). مواد مذکور در برج توربین (از جنس فولاد) و اجزای درون

به‌منظور جلوگیری از تغییرات زیست‌محیطی و تغییر اقلیم، جایگزینی سوخت‌های فسیلی با انرژی‌های تجدیدپذیر اولویت اصلی کشورهای جهان شده است. توربین‌های بادی نقش مؤثری در افزایش سهم منابع تجدیدپذیر دارند، به‌گونه‌ای که ظرفیت نصب توربین‌های بادی در حال نزدیک شدن به عدد ۱۰۰۰ گیگاوات است. ظرفیت نصب‌شده‌ی انرژی بادی تا پایان ۲۰۲۲ در اتحادیه‌ی اروپا، امریکا، چین و سایر مناطق دیگر جهان در شکل ۱ نشان داده شده است. اتحادیه‌ی اروپا و امریکا از دهه‌ی ۱۹۹۰ به نصب توربین‌های بادی پرداختند. چین با تأخیر این فرایند را آغاز کرد و توانست در ۲۰۱۰ و ۲۰۱۶ به‌ترتیب از

*عهده‌دار مکاتبات: ابوالفضل پوررجیبان

نشانی: کرج، پژوهشگاه مواد و انرژی، پژوهشکده‌ی انرژی، تلفن: ۰۲۶۳۳۲۸۰۰۴۰، دورنگار: ۰۲۶۳۳۲۰۱۸۸۸

پیام‌نگار: a.pourrajabian@merc.ac.ir



شکل ۲. مقدار (میلیون تن) پره‌های از کارافتاده پس از پایان عمر

کاری در بازه‌های زمانی مختلف (Delaney et al., 2023)

مدیریت پسماندهای کامپوزیتی، به دلیل ساختار مواد کامپوزیتی، دشوارتر و پیچیده‌تر از مدیریت پسماندهای فلزی است. امروزه، چالش ذکر شده درباره‌ی پره‌های کامپوزیتی با طول ۱۵-۲۰ متر است، درحالی‌که در آینده‌ی نزدیک طول پره‌های از کارافتاده به ۷۵-۸۰ متر می‌رسد (Jensen & Skelton, 2018). در این خصوص، توسعه‌ی روش‌های بازیافت پره‌ها به همراه مدیریت پسماند و جلوگیری از دفن و سوزاندن آن‌ها (متداول‌ترین راهکار امروزی برای چالش ذکر شده) ضروری است، به‌گونه‌ای که شرکت‌های سازنده‌ی پره به اقتصاد چرخشی^۲ متعهد هستند و تلاش می‌کنند پره‌ها پس از پایان عمر مجدداً قابل استفاده باشند.

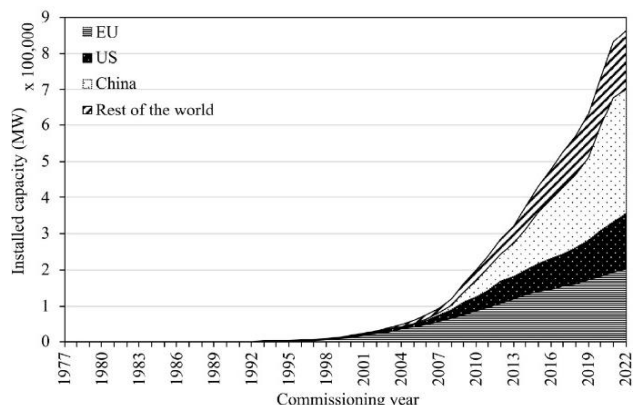
نظر به اهمیت و چالش مطرح شده، پژوهش حاضر به بررسی فناوری‌های بازیافت پره‌های کامپوزیتی توربین بادی و نحوه‌ی مدیریت پسماند آن‌ها می‌پردازد. به این منظور، در ابتدا سازه‌ی پره‌های کامپوزیتی و مواد تشکیل‌دهنده‌ی آن‌ها معرفی می‌شود. سپس، مدیریت پسماند پره‌ها به همراه روش‌های بازیافت آن‌ها معرفی و مقایسه خواهد شد. در پایان، به جمع‌بندی پژوهش و یافته‌های حاصل از آن پرداخته می‌شود.

۲- معرفی ساختار پره‌ی کامپوزیتی توربین بادی

از صنعت هوانوردی، که نزدیک به نیم قرن جلوتر از صنعت انرژی باد بود، برای انتخاب جنس پره‌ی توربین بادی ایده گرفته شد. در طراحی و ساخت هواپیما از فولاد، آلومینیم، تیتانیم، مواد کامپوزیتی و همچنین چوب استفاده می‌شود. هزینه‌ی بسیار بالای تیتانیم و روش‌های تولید آلومینیم سبب شد که این مواد برای توربین بادی استفاده نشوند. آلومینیم و فولاد مواد دیگری بودند

ماشین‌خانه‌ای توربین (مانند ژنراتور، جبه دنده و ادوات کنترلی) استفاده می‌شود که اغلب از جنس فولاد، مس و آلومینیم هستند. در واقع، در حدود ۸۵-۹۵ درصد یک توربین بادی قابل بازیافت است، اما بازیافت پره‌های کامپوزیتی کاری دشوار است. عموماً پره‌های توربین‌های بزرگ از جنس مواد کامپوزیتی سبک، مستحکم و باثبات هستند (Cooperman et al., 2021). کامپوزیت‌های به‌کاررفته بین ۸۰-۹۰ درصد از وزن پره را تشکیل می‌دهند که ۶۰ تا ۷۰ درصد آن را الیاف پلیمری تقویت‌شده و ۳۰ تا ۴۰ درصد را رزین تشکیل می‌دهند (Jensen & Skelton, 2018).

با در نظر گرفتن عمر ۲۰-۳۰ سال (Ortegon et al., 2013) برای توربین‌های بادی، اولین نسل آن‌ها در شرف از کارافتادگی و در پایان طول عمر خود قرار دارند و مدیریت پسماند پره‌های کامپوزیتی کار دشواری شده است. براساس عمر مفید کاری ۲۰ ساله برای توربین‌ها و در نظر گرفتن وزن ۱۰ تن به‌ازای هر مگاوات، انتظار می‌رود تا پایان ۲۰۴۲، صنعت انرژی بادی با ۸/۶ میلیون تن پره، که به پایان عمر خود رسیده‌اند، مواجه باشد (Delaney et al., 2023). همچنین، بررسی‌ها حاکی از آن است که تا ۲۰۵۰، میزان ۴۳ میلیون تن پسماند پره تولید می‌شود که سهم چین ۴۰ درصد، اروپا ۲۵ درصد، آمریکا ۱۶ درصد و مابقی مناطق ۱۹ درصد خواهد بود (Liu & Barlow, 2017). شکل ۲ مقدار جرم (میلیون تن) پره‌های از کارافتاده پس از پایان عمر کاری را برای مناطق جهان در بازه‌های زمانی مختلف نشان می‌دهد.



شکل ۱. ظرفیت نصب‌شده‌ی انرژی بادی تا پایان ۲۰۲۲ (Delaney

et al., 2023)

اپوکسی و فنول از جمله موادی هستند که در ساختمان ماده‌ی کامپوزیتی به‌عنوان ماتریس استفاده می‌شود. شایان ذکر است که رزین و ژله‌ای کلی است که به مواد مختلف ارگانیکی که معمولاً ویسکوز، شفاف و یا نیمه‌شفاف^۴ هستند اطلاق می‌شود. رزین می‌تواند طبیعی یا سنتز شده باشد. رزین‌های طبیعی از درختان ترشح می‌شوند، در حالی که رزین‌های سنتز شده به‌صورت مصنوعی و به کمک فرایندهای شیمیایی ساخته و در کاربردهایی مانند چسب و جلاهای سطوح استفاده می‌شوند. یکی از پرکاربردترین این رزین‌های سنتزی اپوکسی است.

اگرچه خواص مکانیکی کامپوزیت‌ها به نوع الیاف و رزین و همچنین مقدار و جهت الیاف وابسته است، خواص مکانیکی آن همواره بین خواص مکانیکی مواد تشکیل‌دهنده‌ی آن است. نوع و مقدار الیاف، اتصال مناسب الیاف و رزین، جهت‌گیری مناسب الیاف، توزیع یکنواخت الیاف در میان ماتریس، پخت مناسب رزین و ضریب انتقال حرارت عواملی هستند که بر ویژگی‌های مکانیکی (مانند مقاومت کششی، برشی و خمشی) تأثیر می‌گذارند. ویژگی‌های ماده‌ای کامپوزیتی مانند اشتعال‌پذیری، مقاومت الکتریکی و مقاومت در برابر خوردگی رابطه‌ی مستقیم با نوع ماده‌ی زمینه‌ی به‌کاررفته دارد. ویژگی‌های فیزیکی رزین‌ها مانند نقطه‌ی ذوب، دمای پخت و گرانروی نقش مهمی در فرایندپذیری یک کامپوزیت دارند.

شیشه، کربن، بازالت و آرامید از مهم‌ترین الیاف^۱ کامپوزیتی هستند که به‌عنوان تقویت‌کننده استفاده می‌شوند.

ماتریس متصل‌کننده‌ی تقویت‌کننده‌ها به یکدیگر است و آن‌ها را کنار یکدیگر در موقعیت ثابت نگه می‌دارد و مانع از حرکت و اعوجاج بین الیاف می‌شود. به عبارت دیگر، ماتریس الیاف را کنار هم نگه می‌دارد و در نتیجه تقویت‌کننده‌ها در برابر آسیب‌های فیزیکی و محیطی مقاوم می‌شوند. در واقع، با توجه به نوع سازه، الیاف یا سایر تقویت‌کننده‌ها در موقعیتی خاص قرار می‌گیرند و سپس به‌وسیله‌ی ماتریس در جایگاه خود تثبیت می‌شوند. ماتریس می‌تواند انرژی ایجاد شده بر اثر فشار را با تغییر شکل جذب کند. ماتریس استحکام فشاری کامپوزیت را افزایش

که در صنعت انرژی باد استفاده شدند. با وجود این، مقاومت خستگی پایین در چرخه‌ی کاری سبب شد که استفاده از این دو جنس (آلومینیم و فولاد) به تدریج منسوخ شود (Hau, 2006).

برای رفع مشکلات مذکور، مواد کامپوزیت کاربرد گسترده‌ای در پره‌های توربین پیدا کردند، زیرا کاهش قابل توجه وزن پره، بارهای گریز از مرکز و بارهای خستگی را به همراه دارند. این کاهش از آنجا ناشی می‌شود که می‌توان آن‌ها را در جهت مورد نظر تقویت کرد و بدین ترتیب از تقویت آن‌ها در جهاتی که نیاز به مقاوم‌سازی ندارند جلوگیری کرد.

وزن پره‌ی کامپوزیتی از نمونه‌ی هم‌تای فلزی خود ۲۹ درصد کمتر است و این در حالی است که سازه‌ی کامپوزیتی در برابر بارهای خمشی و پیچشی سفتی و مقاومت بیشتری از نمونه‌ی فلزی دارد و جابه‌جایی نوک آن نیز کمتر است. شایان ذکر است که سازه‌ی کامپوزیتی عمر خستگی طولانی‌تری از فلزات دارد و بسامد طبیعی ارتعاشات آزاد پره‌ی کامپوزیتی کمتر از پره‌ی فلزی است، یعنی برای رساندن پره‌ی کامپوزیتی به حالت تشدید^۱ بیشتر از نمونه‌ی فلزی انرژی نیاز است.

اگرچه هزینه‌ی اولیه‌ی تولید مواد کامپوزیتی بیشتر از مواد کنونی است، هزینه‌های سرویس و نگهداری آن کم است. همچنین، دوام بسیار زیاد در مقابل عوامل مخرب محیطی، مقاومت کششی بسیار زیاد، مقاومت مناسب آن در برابر خوردگی و سادگی فرایند ساخت پره‌هایی با هندسه‌ی پیچیده سبب شده است که کامپوزیت‌ها جایگاه ویژه‌ای در صنعت انرژی بادی داشته باشند. استفاده از مواد کامپوزیتی به‌منظور تقویت سازه‌ها، به سبب ضخامت بسیار کم، هیچ تغییری در ابعاد و شکل ظاهری سازه ایجاد نمی‌کند و در هر اندازه، شکل و ابعاد قابل اجرا است.

به‌طور کلی، یک ماده‌ی کامپوزیت از یک جزء تقویت‌کننده^۲ (به‌عنوان فاز ناپیوسته یا پراکنده) و یک جزء زمینه یا ماتریس^۳ (به‌عنوان فاز پیوسته) تشکیل شده است.

در کامپوزیت‌های پایه‌ی پلیمری، ماتریس یا همان زمینه‌ی یک ماده پلیمری است که به آن رزین نیز می‌گویند. رزین شامل دو دسته‌ی کلی ترموست‌ها و ترموپلاست‌ها می‌شود. پلی‌استر،

1. Resonance
2. Reinforcement
3. Matrix
4. Translucent
5. Varnish
6. Fiber

اپوکسی، پلی‌استر و پلی‌یورتان) ساخته شده‌اند، استفاده می‌شود. در این حالت می‌توان گفت که این بخش از پره‌ها، که از چوب بالسا ساخته شده‌اند، در میان دو قسمت فیبر شیشه قرار گرفته‌اند. پره‌های کامپوزیتی توربین بادی عموماً به کمک رزین‌های ترموستی ساخته می‌شوند. فرایند ساخت به انرژی و زمان زیادی نیاز دارد و، پس از اتمام عمر کاری، پره‌ها عموماً دفن می‌شوند. بازیافت رزین‌های ترموست به راحتی ممکن نیست و پژوهشگران بر رزین‌های ترموپلاستیکی متمرکز شده‌اند، زیرا قابلیت بازیابی و برگرداندن به چرخه را دارند. در واقع، ترموست‌ها برگشت‌پذیر نیستند، اما رزین‌های ترموپلاستیک با افزایش دما ذوب می‌شوند و قابلیت استفاده‌ی مجدد را دارند و می‌توان آن‌ها را دوباره به چرخه‌ی ساخت پره‌های کامپوزیتی آورد که به‌طور ضمنی بیانگر اقتصاد چرخشی است. همچنین، رزین‌های ترموپلاستیک به سازندگان این امکان را می‌دهد که پره‌ها را در محل نصب تولید کنند و چالش مهم امروزی انتقال پره‌های بزرگ را حل کنند.

مقایسه‌ی پره‌های کامپوزیتی ترموپلاستیک با نمونه‌های ترموستی حاکی از مناسب بودن پره‌های ترموپلاستیکی است (Murray et al., 2015; Cousins et al., 2021). مقایسه‌ی تجربی نشان می‌دهد که پره‌های ساخته‌شده با ترموپلاست‌ها بین ۵ تا ۷ برابر از نمونه‌های ترموست در جذب نیروهای وارده مؤثرتر هستند (Murray et al., 2021). در واقع، پره‌های کامپوزیتی ترموپلاستیکی انرژی بیشتری را که از بارگذاری باد بر روی پره ایجاد می‌شود جذب می‌کنند. این انرژی موجب استهلاک و فرسودگی بخش‌های دیگر توربین می‌شود.

پره‌های توربین‌های فعلی از مواد کامپوزیتی فایبرگلاس و رزین ترموست ساخته شده‌اند. فرایند ساخت این پره‌ها به حرارت زیادی برای پخت رزین نیاز دارد که به هزینه و زمان ساخت می‌افزاید. این در حالی است که رزین‌های ترموپلاست در دمای اتاق پخت می‌شوند و نیروی کاری زیادی نمی‌خواهد که در حال حاضر در حدود ۴۰ درصد از هزینه‌ی پره را شامل می‌شود. ضمن اینکه امکان ساخت پره‌های بلندتر با وزن و

و به آن چقرمگی^۱ می‌دهد، درحالی‌که الیاف استحکام کششی خوبی دارند معمولاً استحکام فشاری مناسبی ندارند. نسبت بالای طول به قطر الیاف سبب ایجاد تنش برشی مؤثری بین این ماده و ماتریس می‌شود و امکان تولید قطعات کامپوزیتی به شکل‌های مختلف را افزایش می‌دهد.

نگهداری الیاف در کنار هم و حفاظت در شرایط محیطی سخت، حفاظت از سایش مکانیکی الیاف، انتقال تنش بین الیاف و جلوگیری از کماتش آن تحت بار فشاری از جمله مهم‌ترین نقش‌های ماتریس در سازه‌ی کامپوزیتی هستند. در واقع، به کمک ماتریس، خواص فشاری و استحکام برشی کامپوزیت ارتقا می‌یابد. این در حالی است که ماتریس اثر کمی بر خواص کششی کامپوزیت دارد.

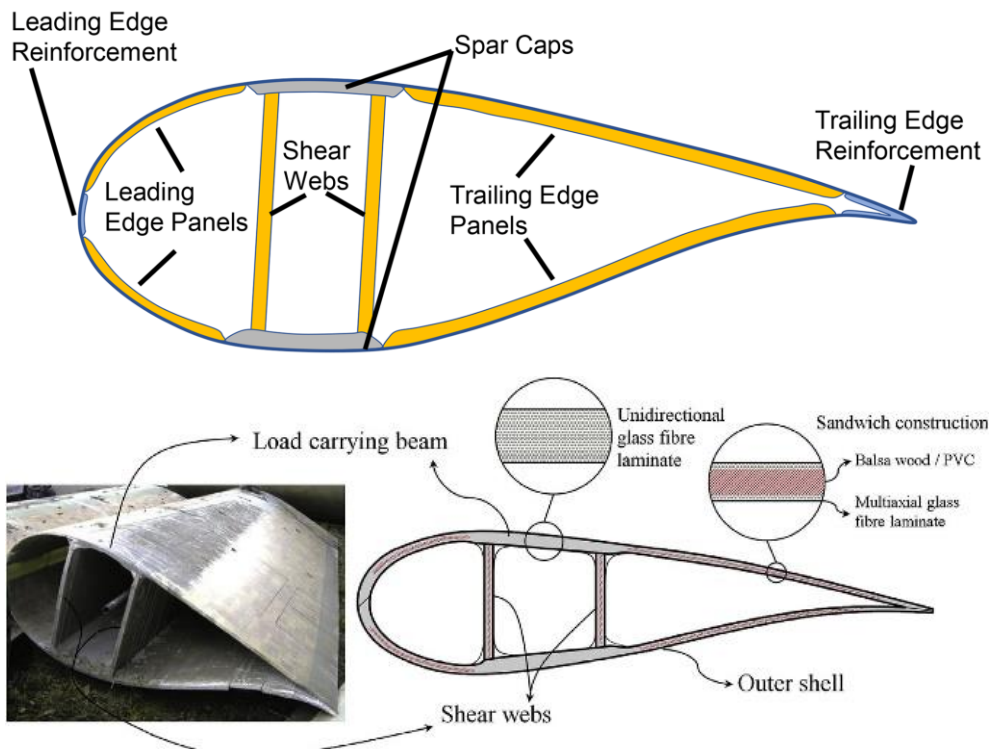
کامپوزیت^۲ (FRP) (پلاستیک تقویت‌شده با الیاف) با وزن کم و ضخامت ناچیز به صورت خارجی بر اجزای سازه مانند تیر و ستون می‌چسبد. یکی از پرکاربردترین کامپوزیت‌ها با زمینه‌ی پلیمری فایبرگلاس^۳ نام دارد که ماده‌ی تقویت‌کننده در آن شیشه است. هزینه‌ی کم فایبرگلاس به همراه مقاومت کششی بالای آن سبب شده است که کاربرد گسترده‌ای داشته باشد. در مقایسه با فایبرگلاس، مقدار بالای مدول الاستیسیته، چگالی پایین و مقاومت کششی بالای فیبرهای کربن^۴ آن را به‌عنوان یکی از مواد پرکاربرد در صنعت انرژی باد معرفی کرده است. نتایج پژوهشی نشان می‌دهد که بیش از ۸۹ درصد توربین‌های ساخته‌شده در دهه‌ی ۱۹۸۰ از ماده‌ی مرکب الیاف شیشه استفاده کرده‌اند.

شکل ۳ سطح مقطع پره‌ی توربین بادی (ایرفویل) و بخش‌های کامپوزیتی آن را نشان می‌دهد. در یک تقسیم‌بندی کلی، دو نوع کامپوزیت در پوسته‌ی پره^۵ / جان‌های برشی^۶ و همچنین اسپار تقویت‌کننده‌ی طولی^۷ استفاده می‌شود (شکل ۳). در بخش اسپار تقویت‌کننده‌ی طولی از فیبر کربن / شیشه تک‌جهته با ماتریس‌هایی مانند اپوکسی و پلی‌استر بهره گرفته می‌شود، درحالی‌که در بخش پوسته‌ی پره / جان‌های برشی از ساندویچ شیشه‌ی چندجهته، که از چوب درخت بالسا یا فوم^۸ (PVC) (به‌عنوان هسته‌ی اصلی در کنار ماتریس‌هایی مانند

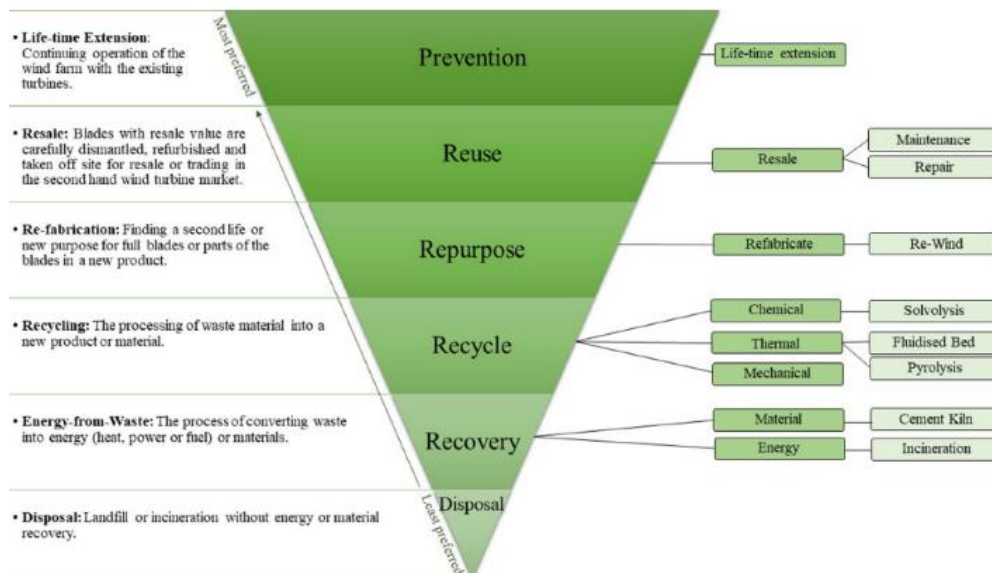
1. Toughness
2. Fiber Reinforced Polymer
3. Glass Fiber-Reinforced Polymer (Gfrp)
4. Carbon Fiber-Reinforced Polymers (Cfrp)
5. Shell Panel
6. Shear Web
7. Spar Cap
8. Polyvinyl Chloride (Pvc)

کاهشی در حدود ۴/۷ درصد همراه است (Murray et al., 2015).

همچنین هزینه‌ی کمتر وجود دارد. برای نمونه، مقایسه‌ی فنی اقتصادی یک توربین بادی کامپوزیتی مگاواتی نشان می‌دهد که ساخت پره به کمک ترموپلاستیک‌ها در مقایسه با ترموست‌ها با



شکل ۳. هندسه‌ی مقطع پره‌ی توربین بادی (ایرفویل) و مواد به‌کاررفته در آن (Beauson et al., 2016)



شکل ۴. سلسله‌مراتب گزینه‌های مدیریت پسماند پره‌ی کامپوزیتی توربین بادی (Delaney et al., 2021)

مصرف انرژی و همچنین هزینه‌ی تمام‌شده متعهد است. براساس سلسله‌مراتب مدیریت پسماند تعریف‌شده توسط اتحادیه‌ی اروپا، مدیریت پسماندهای کامپوزیتی تقویت‌شده با الیاف به شش گروه اجتناب، استفاده‌ی مجدد، تغییر کاربری، بازیافت، بازیابی و دفع به‌ترتیب اولویت طبقه‌بندی می‌شوند (شکل ۴). برای انتخاب گزینه‌ی مناسب، آگاهی از ساختار پره

۳- مدیریت پسماند پره‌ی توربین بادی

دفع پایدار مواد کامپوزیتی (مانند پره‌های توربین) برای صنایع مرتبط مانند صنعت انرژی بادی کاری دشوار است. این صنعت به یافتن روشی پایدار برای دفع پره‌های از رده خارج با توجه به الزامات محیط زیست، سلامت و ایمنی کارگران،



شکل ۵. استفاده از پره‌های از کارافتاده در پارک، پارکینگ دوچرخه و همچنین پل (Joustra et al., 2021)

۳-۱- بازیافت مکانیکی

بازیافت به روش مکانیکی با هدف کاهش اندازه‌ی پسماند کامپوزیتی برای ترکیب مجدد با مواد دیگر انجام می‌شود. بازیافت مکانیکی مبتنی بر روش‌های خرد کردن و آسیاب کردن است که به تولید ترکیبی از مواد غنی از الیاف و ماتریس پلیمری منجر می‌شود. این ترکیب می‌تواند به‌عنوان تقویت‌کننده و پُرکننده استفاده شود (Fonte & Xydis, 2021). شایان ذکر است که، با توجه به کاربرد نهایی، اندازه‌ی ذرات متفاوت است. همچنین، اگر پره‌ها در حین باز شدن از روی توربین آسیب ببینند (پرتاب شوند یا بر روی زمین کشیده شوند)، بلااستفاده خواهند شد، زیرا قطعات خردشده از پره دارای ناخالصی هستند و برای بازیافت مستقیم مناسب نخواهند بود (Beauson et al., 2022).

و مواد به‌کاررفته در آن ضروری است، زیرا مواد مورد استفاده (مانند رزین‌های ترموست) از سازنده‌ای به سازنده‌ی دیگر متفاوت است (Beauson et al., 2022). همان‌طور که اشاره شد، بیشتر تولیدکنندگان از ماتریس‌های پلیمری ترموست (که عمدتاً با الیاف شیشه ترکیب شده‌اند) استفاده می‌کنند. اگرچه ترموست‌ها به‌راحتی قابل بازیافت نیستند، روش‌هایی (مانند دفع و سوزاندن و روش‌های بازیافتی) با رویکرد احیای مواد پس از پایان عمر پره‌ها پیشنهاد شده‌اند که در ادامه معرفی می‌شوند.

استفاده‌ی مجدد:^۱ پره‌های توربین را می‌توان به‌عنوان قطعات جایگزین در توربین‌های دیگر استفاده کرد. پس از بازسازی، پره‌های از کارافتاده قابل استفاده هستند و در بازارهای دست دوم به فروش می‌رسند (Leahy, 2019).

تغییر کاربری:^۲ استفاده از بخش‌های مختلف پره در کاربردهای گوناگون با ارزش کمتر در مقایسه با نمونه‌ی اولیه را تغییر کاربری پره می‌گویند. بر این اساس، ایده‌های متنوعی ارائه شده است. یکی از پتانسیل‌های کاربردی استفاده از پره‌های بلند به‌عنوان بخشی از سازه‌ی پل است (Jensen & Skelton, 2018). از دیگر تغییر کاربری‌های نوآورانه‌ی پره‌های از کارافتاده می‌توان به خانه‌سازی مقرون‌به‌صرفه (Bank et al., 2018)، خطوط انتقال توان (Alshannaq et al., 2021) کاربرد در زمین بازی، مبلمان شهری، ایستگاه اتوبوس و پارکینگ دوچرخه اشاره کرد (شکل ۵). استفاده به‌عنوان آب‌شکن^۳ و همچنین قرارگیری در پلتفرم‌های سازه‌های دریایی (برای نمونه، نگهدارنده‌ی نیروگاه خورشیدی شناور روی آب) از دیگر کاربردهای پره‌ی توربین بادی است. گفتنی است که توخالی بودن پره‌های توربین بادی در شناور بودن آن‌ها بر روی آب مؤثر است.

بازیافت:^۴ با وجود اینکه گزینه‌ی بازیافت در رده‌ی چهارم (شکل ۴) سلسله‌مراتب گزینه‌های مدیریت پسماند پره‌ی کامپوزیتی توربین بادی قرار دارد، بیشتر پژوهش‌ها و فعالیت‌های انجام شده در مقایسه با گزینه‌های دیگر بر بازیافت متمرکز شده است. روش‌های بازیافت کامپوزیت‌ها به سه دسته‌ی فیزیکی، حرارتی و شیمیایی تقسیم‌بندی شده‌اند که در ادامه معرفی می‌شوند.

1. Reuse
2. Repurpose
3. Groyne
4. Recycle

اصلی بازیافت حرارتی هستند. پیرولیز روشی برای جدا کردن مواد کامپوزیتی تحت دما و فشارهای بالا است. این فرایند شامل حرارت دادن در دمای ۴۵۰-۷۰۰ درجه‌ی سلسیوس و در غیاب اکسیژن به منظور تبدیل ماتریس پلیمری به گاز قابل احتراق (هیدروکربن‌های گازی)، روغن/ موم، قیر و زغال و استخراج الیاف است (Fonte & Xydis, 2021). شکل ۶ تصویر مقطعی پره‌ی توربین بادی را پیش و پس از این فرایند نشان می‌دهد. استحکام الیاف بازیافت‌شده به این روش نزدیک به ۵۰ درصد کاهش می‌یابد. اگرچه الیاف پیرولیز شده خواص اولیه‌ی خود را تا حدودی حفظ می‌کنند، به سبب آلودگی سطحی، پتانسیل آن‌ها برای اتصال به یک ماتریس پلیمری جدید کاهش می‌یابد (Pickering, 2006; Oliveu et al., 2015). شایان ذکر است که ماتریس اپوکسی، بر اثر سوختن، گازی تولید می‌کند که در دمای ۵۰۰ درجه‌ی سلسیوس ارزش حرارتی آن به دلیل مقدار متان معادل 42 MJ/m^3 است (Cunliffe et al., 2003).

تابش مادون قرمز اغلب سبب کاهش زمان واکنش می‌شود. مطالعات نشان می‌دهد که واکنش پیرولیز مواد کامپوزیتی به کمک تابش مادون قرمز تحت شرایط حرارتی مؤثرتری انجام می‌شود و، به همین دلیل، به انرژی و واکنش کمتری نیاز دارد (Liu et al., 2019; Akesson et al., 2012).

فرایند حرارتی بستر شناور برای بازیابی فیبر شیشه و کربن از پسماند کامپوزیت‌های پلیمری تقویت‌شده با الیاف به کار می‌رود و بازده آن در بازیابی الیاف از دیگر فرایندهای مشابه بالاتر است. در این فرایند، ماتریس پلیمری ترموست در دمای ۴۵۰-۵۵۰ درجه‌ی سلسیوس از الیاف تقویت‌شده استخراج می‌شود (Arena et al., 2011; Mastellone et al., 2002).

شکل ۷ نحوه‌ی عملکرد فرایند بستر شناور را نشان می‌دهد. در ابتدا، بستر شنی سیلیکا، توسط هوای داغ، گرم و سیال می‌شود. سپس، کامپوزیت‌های خردشده وارد بستر می‌شوند و بخش آلی کامپوزیت توسط هوای داغ تبخیر و توسط جریان هوا و ذرات سیلیکا حمل می‌شود. در این نوع بازیافت حرارتی، ذوب شیشه (بخش رزینی) منبع حرارت و انرژی فرایند (در محدوده دمای ۱۴۰۰-۱۶۰۰ درجه‌ی سلسیوس) و پُرکننده‌ها و

اگرچه کاهش طول فیبر استحکام کامپوزیت‌های بازیافتی برای کاربرد مجدد در ساخت پره را کاهش می‌دهد، محصول این بازیافت در تولیداتی با الزامات طراحی آسان‌تر مانند الوار پلاستیکی یا پنل‌های عایق صدا (Broniewicz et al., 2024) به کار می‌روند (Mamanpush et al., 2018).

از مهم‌ترین کاربردهای این نوع بازیافت کاربرد آن‌ها به عنوان سوخت برای فرایند تولید سیمان است. در این روش، مواد خام سیمان با فایبرگلاس و فیلهای پره‌ی کامپوزیتی جایگزین می‌شود. همچنین، بخش ارگانیک پره (مانند چوب درخت بالسا) جایگزین زغال سنگ به عنوان سوخت می‌شود. از نظر کمی، در حدود ۹۰ درصد مواد تشکیل‌دهنده‌ی پره به طور میانگین در فرایند مذکور قابل استفاده است و جایگزین زغال سنگ، شن^۱ و کلی^۲ می‌شود. در حال حاضر، این راهکار در سراسر جهان کاربرد گسترده‌ای ندارد، زیرا مستلزم ایجاد تغییرات و اصلاح در فرایند تولید سیمان و سرمایه‌گذاری قابل توجه است. از طرف دیگر، ترکیب مواد پرها باید از قبل شناسایی و براساس نوع رزین دسته‌بندی شود.

در مقایسه با روش‌های سنتی تولید سیمان، بازیافت پرها امکان کاهش ۲۷ درصد در دی‌اکسید کربن و همچنین ۱۳ درصد مصرف آب را دارد (Jacoby, 2022). بدیهی است که، به دلیل جلوگیری از مصرف زغال سنگ، این روش بازیافت از منظر سلامت، کیفیت اکوسیستم و مصرف منابع اثر مثبتی دارد.

از دیگر روش‌های بازیافت پره‌های توربین بادی استفاده از مواد خردشده‌ی آن به عنوان مواد اولیه‌ی چاپگرهای سه‌بعدی بزرگ است که این روش در حال حاضر در دانشگاه مین^۳ استفاده می‌شود. از این فناوری می‌توان در صنعت سیمان و تهیه‌ی بتن‌های پیش‌ساخته^۴ استفاده کرد. انتظار می‌رود که با استفاده از مواد بازیافت حاصل از پرها و اتوماتیک کردن فرایند ساخت، به کمک چاپگرهای سه‌بعدی، تهیه‌ی این بتن‌ها، که گاهی دارای پیچیدگی‌های هندسی هستند، با کاهش هزینه‌ی محسوسی همراه باشد.

۳-۲- بازیافت حرارتی

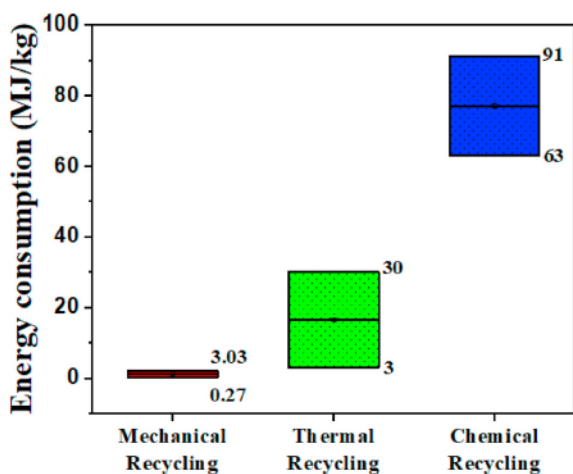
پیرولیز^۵ و فرایند حرارتی بستر شناور^۶ از جمله روش‌های

1. Sand
2. Clay
3. <https://Composites.Umaine.Edu/>
4. Precast Concrete
5. Pyrolysis
6. Fluidized Bed Process

مراحل پردازش پسماندها به روش مکانیکی گردوغبار زیادی تولید می‌شود که سلامت کارکنان را به خطر می‌اندازد. همچنین، مواد خردشده ارزش چندانی برای کاربرد در تولید کامپوزیت‌های جدید ندارند.

از مزایای بازیافت حرارتی می‌توان به امکان بازیافت الیاف شیشه و تولید روغن اشاره کرد که به کیفیت مواد اولیه به‌شدت وابسته است. در سوی مقابل، در فرایند بازیافت حرارتی پره‌های توربین بادی به مرحله‌ی آماده‌سازی پسماند (شامل برش و خرد کردن) نیاز است که این امر مراحل پردازش را در مقایسه با روش بازیافت مکانیکی افزایش می‌دهد. همچنین، این روش از روش مکانیکی انرژی‌برتر است؛ چراکه تأمین حرارت به انرژی زیادی نیاز دارد. در شکل ۸، میزان «مصرف» انرژی فرایندهای بازیافت مکانیکی، حرارتی و شیمیایی نشان داده شده است. شایان ذکر است که برای «تولید» ۱ کیلوگرم الیاف کربن در حدود ۴۰۰ MJ/kg انرژی نیاز است، درحالی‌که در طی فرایند بازیافت کامپوزیت پلیمری تقویت‌شده با الیاف کربن در حدود ۲۰۰ MJ/kg انرژی نیاز است (Rajak et al., 2019).

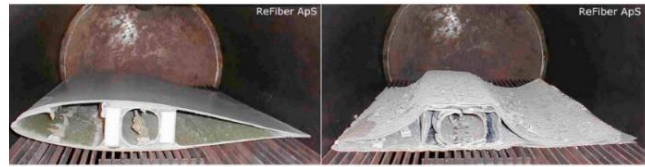
خاطر نشان می‌شود که الیاف بازیافتی به کمک روش حرارتی به پردازش اضافی (برای آماده‌سازی مواد به‌منظور ساخت بازیابی استحکام الیاف) نیاز دارند. در نتیجه، الیاف بازیافت‌شده به‌طور قابل‌توجهی گران‌تر از الیاف تازه هستند و یافتن کاربرد مناسب برای آن‌ها دشوار است.



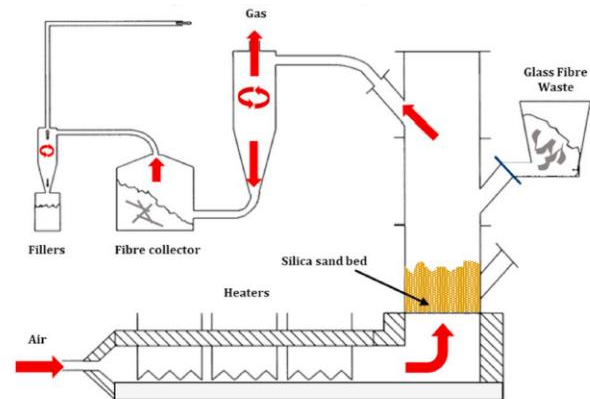
شکل ۸ انرژی موردنیاز برای روش‌های مختلف بازیافت الیاف از پسماندهای کامپوزیتی تقویت‌شده با الیاف (Ateeq, 2023)

به کمک روش بازیافت شیمیایی، امکان بازیابی الیاف تمیز شیشه و مواد ماتریس به شکل مایع وجود دارد. در روشی مشابه با بازیافت حرارتی، الیاف بازیافت‌شده از الیاف بکر شکننده‌تر

الیاف مواد بازیافتی به شمار می‌روند. مواد بازیافت‌شده برای تولید کامپوزیت‌های باکیفیت استفاده خواهند شد (Fonte & Xydis, 2021; Rani et al., 2021).



شکل ۶. تصویر مقطعی از پره‌ی کامپوزیتی توربین بادی پیش (چپ) و پس (راست) از پیرولیز



شکل ۷. نحوه‌ی عملکرد فرایند بستر شناور (Kennerley et al., 1998)

۳-۳- بازیافت شیمیایی

بازیافت شیمیایی به کمک حلال‌ها (تحت دما و فشار معین) برای تجزیه‌ی ماتریس پلیمری و در نتیجه استخراج الیاف و رزین و مواد شیمیایی در فاز مایع انجام می‌شود. از تتراکلین، سیالات فوق‌بحرانی / زیربحرانی، نیتریک اسید و آب فوق‌بحرانی / زیربحرانی به‌عنوان حلال برای تجزیه‌ی ماتریس رزین اپوکسی بهره گرفته می‌شود (Rani et al., 2021). روش بازیافت شیمیایی بیشتر در مقیاس آزمایشگاهی به کار می‌رود و، چنانچه امکان استفاده از این روش در مقیاس صنعتی فراهم شود، برآورد می‌شود آثار منفی زیست‌محیطی ناشی از دفن شدن پسماندهای پره به مقدار ۱۴-۴۴ درصد کاهش خواهد یافت (Liu et al., 2019).

۳-۴- مقایسه‌ی روش‌های بازیافت

در فرایند بازیافت مکانیکی، مواد کامپوزیتی به‌صورت مخلوط همگنی از مواد گرانوله‌شده تولید می‌شوند که این امر استفاده از آن‌ها در کاربردهای جدید را تسهیل می‌کند. همچنین، بازیافت مکانیکی امکان ترکیب پسماندهای پره با دیگر پسماندهای کامپوزیتی را فراهم می‌کند. در سوی مقابل، در طی



شکل ۹. دفن پره‌ها پس از پایان عمر کاری (Jacoby, 2022)

۵- نتیجه‌گیری

انرژی بادی نقش مهمی در گذار انرژی از منابع فسیلی به انرژی‌های تجدیدپذیر دارد. کشورهای مختلفی در دهه‌های ۱۹۸۰ و ۱۹۹۰ به نصب توربین‌های بادی پرداختند و برنامه‌هایی بلندمدت برای بهره‌گیری از انرژی بادی دارند. با توجه به عمر کاری توربین‌ها (۲۰ تا ۳۰ سال) و تعداد رو به افزایش آن‌ها، موضوع مدیریت پسماند اجزای این توربین‌ها به‌ویژه پره‌ها، که اکثراً از جنس کامپوزیت‌های برپایه‌ی الیاف فایبرگلاس هستند، به مسئله‌ای مهم و دشوار بدل شده است. پژوهش حاضر ضمن معرفی سلسله‌مراتب مدیریت پسماند شامل شش گروه اجتناب، استفاده‌ی مجدد، تغییر کاربری، بازیافت، بازیابی و دفع به بررسی فناوری‌های بازیافت مکانیکی، حرارتی و شیمیایی و مقایسه‌ی آن‌ها پرداخت. به‌منظور یافتن راه‌حل موفق، پایدار و اقتصادی (برای بازیافت پره‌های کامپوزیتی) ضروری است مواد کامپوزیتی پره در چرخه‌ی تولید پره‌های جدید قرار گیرند که بیانگر اقتصاد چرخشی است. به این منظور، پژوهشگران بر روش بازیافت شیمیایی متمرکز شده‌اند. با وجود گزینه‌های مطرح‌شده، مدیریت پسماند پره‌های کامپوزیتی به موارد اشاره‌شده محدود نیست و امروزه دائماً ایده‌های جدیدی برای بهره‌گیری از این پره‌ها مطرح می‌شوند.

۶- سپاسگزاری

نویسندگان مقاله از پژوهشگاه مواد و انرژی بابت در اختیار قرار دادن منابع علمی مورد استفاده در این پژوهش کمال قدردانی و سپاس را دارند.

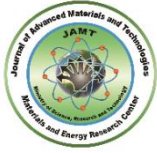
هستند و خواص مکانیکی کمتری دارند که این ویژگی‌ها کاربرد آن‌ها را محدود می‌کند. همچنین، برای بازیافت شیمیایی به مرحله‌ی بازیافت مکانیکی (خرد کردن پره) نیاز است. از سوی دیگر، استفاده از حلال‌های شیمیایی هزینه‌بر است، امکان سمیت و انتشار حلال در محیط وجود دارد و بازیافت حلال خود از چالش‌هایی است که به تحقیق و بررسی بیشتر نیاز دارد. به‌طورکلی، به‌دلیل دما و فشار موردنیاز برای واکنش، استفاده از حلال و کیفیت پایین الیاف شیشه‌ی بازیافت‌شده، روش بازیافت شیمیایی برای ترموست‌های تقویت‌شده با الیاف شیشه مقرون‌به‌صرفه نیست (Beauson et al., 2022).

۴- دفع و سوزاندن

دفن کردن و سوزاندن، که در سلسله‌مراتب مدیریت پسماند کمترین اولویت را دارد (شکل ۴)، از لحاظ زیست‌محیطی نامطلوب هستند و درحال‌حاضر رایج‌ترین روش برای دفع پره‌های ازکارافتاده به شمار می‌روند (Delaney et al., 2021). شکل ۹ تصویری از دفن پره‌ها را نشان می‌دهد. پره‌ها به‌گونه‌ای طراحی شده‌اند که در برابر بادهای شدید و شرایط آب‌وهوایی سخت مقاومت کنند. در نتیجه، در مقابل فرایندهای مکانیکی فشرده‌سازی زباله یا فرایندهای تجزیه‌ی طبیعی سرسخت هستند (Ramirez-Tejeda et al., 2017). این امر به ممنوعیت دفن پسماندهای پره در چندین کشور اروپایی مانند آلمان، اتریش و فنلاند و افزایش هزینه‌های دفن زباله در کشورهای دیگر منجر شده است، ضمن اینکه با افزایش اندازه‌ی پره‌ها امکان دفن آن‌ها در سایت‌های فعلی با چالش همراه است. سوزاندن پره‌ها حجم زباله را کاهش می‌دهد و امکان بازیابی انرژی از احتراق رزین و چوب را فراهم می‌کند. باوجوداین، الیاف شیشه غیرقابل احتراق هستند و ارزش حرارتی پسماندهای کامپوزیتی را کاهش می‌دهند (Pickering, 2006). انتشارهای حاصل از احتراق رزین‌های اپوکسی ممکن است حاوی ترکیبات جانبی مضر (مانند فرمالدهید^۱ و مونوکسید کربن) باشند (Ramirez-Tejeda et al., 2017). شایان ذکر است که، در پایان فرایند، ۶۰ درصد مواد به‌صورت خاکستر باقی می‌مانند که یا دفن می‌شوند و یا می‌توانند در مصالح ساختمانی استفاده شوند (Jensen & Skelton, 2018).

مراجع

16. Jensen, J. P., & Skelton, K. (2018). Wind turbine blade recycling: Experiences, challenges and possibilities in a circular economy. *Renewable and Sustainable Energy Reviews*, 97, 165-176. <https://doi.org/10.1016/j.rser.2018.08.041>
17. Joustra, J., Flipsen, B., & Balkenende, R. (2021). Structural reuse of high-end composite products: A design case study on wind turbine blades. *Resources, Conservation and Recycling*, 167, 105393. <https://doi.org/10.1016/j.resconrec.2020.105393>
18. Hau, E., & Renouard, H. (2006). *Wind turbines: fundamentals, technologies, application, economics* (Vol. 2). Berlin: Springer. <https://link.springer.com/book/10.1007/978-3-642-27151-9>
19. Kennerley, J. R., Kelly, R. M., Fenwick, N. J., Pickering, S. J., & Rudd, C. D. (1998). The characterisation and reuse of glass fibres recycled from scrap composites by the action of a fluidized bed process. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 29(7), 839-845. [https://doi.org/10.1016/S1359-835X\(98\)00008-6](https://doi.org/10.1016/S1359-835X(98)00008-6)
20. Leahy, P. G. (2019). End-of-life options for composite material wind turbine blades: recover, repurpose or reuse. In Proceedings of the 14th SWEDES Conference, Dubrovnik, Croatia (pp. 1-6). https://www.re-wind.info/s/Leahy_ReWind_Paper2019_v4.pdf
21. Liu, P., & Barlow, C. Y. (2017). Wind turbine blade waste in 2050. *Waste Management*, 62, 229-240. <https://doi.org/10.1016/j.wasman.2017.02.007>
22. Liu, P., Meng, F., & Barlow, C. Y. (2019). Wind turbine blade end-of-life options: An eco-audit comparison. *Journal of Cleaner Production*, 212, 1268-1281. <https://doi.org/10.1016/j.jclepro.2018.12.043>
23. Mastellone, M. L., Perugini, F., Ponte, M., & Arena, U. (2002). Fluidized bed pyrolysis of a recycled polyethylene. *Polymer Degradation and Stability*, 76(3), 479-487. [https://doi.org/10.1016/S0141-3910\(02\)00052-6](https://doi.org/10.1016/S0141-3910(02)00052-6)
24. Mamanpush, S. H., Li, H., Englund, K., & Tabatabaei, A. T. (2018). Recycled wind turbine blades as a feedstock for second generation composites. *Waste Management*, 76, 708-714. <https://doi.org/10.1016/j.wasman.2018.02.050>
25. Murray, R. E., Jenne, S., Snowberg, D., Berry, D., & Cousins, D. (2019). Techno-economic analysis of a megawatt-scale thermoplastic resin wind turbine blade. *Renewable Energy*, 131, 111-119. <https://doi.org/10.1016/j.renene.2018.07.032>
26. Murray, R. E., Beach, R., Barnes, D., Snowberg, D., Berry, D., Rooney, S., ... & Hughes, S. (2021). Structural validation of a thermoplastic composite wind turbine blade with comparison to a thermoset composite blade. *Renewable Energy*, 164, 1100-1107. <https://doi.org/10.1016/j.renene.2020.10.040>
27. Oliveux, G., Dandy, L. O., & Leeke, G. A. (2015). Current status of recycling of fibre reinforced polymers: Review of technologies, reuse and resulting properties. *Progress in materials science*, 72, 61-99. <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2015.01.004>
28. Ortegon, K., Nies, L. F., & Sutherland, J. W. (2013). Preparing for end of service life of wind turbines. *Journal of Cleaner Production*, 39, 191-199. <https://doi.org/10.1016/j.jclepro.2012.08.022>
29. Pickering, S. J. (2006). Recycling technologies for thermoset composite materials—current status. *Composites Part A: applied science and manufacturing*, 37(8), 1206-1215. <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2005.05.030>
30. Rajak, D. K., Pagar, D. D., Menezes, P. L., & Linul, E. (2019). Fiber-reinforced polymer composites: Manufacturing, properties, and applications. *Polymers*, 11(10), 1667. <https://doi.org/10.3390/polym11101667>
31. Ramirez-Tejeda, K., Turcotte, D. A., & Pike, S. (2017). Unsustainable wind turbine blade disposal practices in the United States: A case for policy intervention and technological innovation. *NEW SOLUTIONS: A Journal of Environmental and Occupational Health Policy*, 26(4), 581-598. <https://doi.org/10.1177/1048291116676098>
32. Rani, M., Choudhary, P., Krishnan, V., & Zafar, S. (2021). A review on recycling and reuse methods for carbon fiber/glass fiber composites waste from wind turbine blades. *Composites part B: engineering*, 215, 108768. <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2021.108768>
1. Akesson, D., Foltynowicz, Z., Christeen, J., & Skrifvars, M. (2012). Microwave pyrolysis as a method of recycling glass fibre from used blades of wind turbines. *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, 31(17), 1136-1142. <https://doi.org/10.1177/0731684412453512>
2. Alshannaq, A. A., Bank, L. C., Scott, D. W., & Gentry, R. (2021). A decommissioned wind blade as a second-life construction material for a transmission pole. *Construction Materials*, 1(2), 95-104. <https://doi.org/10.3390/constrmater1020007>
3. Arena, U., Di Gregorio, F., Amorese, C., & Mastellone, M. L. (2011). A techno-economic comparison of fluidized bed gasification of two mixed plastic wastes. *Waste Management*, 31(7), 1494-1504. <https://doi.org/10.1016/j.wasman.2011.02.004>
4. Ateeq, M. (2023). A review on recycling technique and remanufacturing of the carbon fiber from the carbon fiber polymer composite: Processing, challenges, and state-of-arts. *Composites Part C: Open Access*, 100412. <https://doi.org/10.1016/j.jcomc.2023.100412>
5. Bank, L. C., Arias, F. R., Yazdanbakhsh, A., Gentry, T. R., Al-Haddad, T., Chen, J. F., & Morrow, R. (2018). Concepts for reusing composite materials from decommissioned wind turbine blades in affordable housing. *Recycling*, 3(1), 3. <https://doi.org/10.3390/recycling3010003>
6. Beauson, J., Madsen, B., Toncelli, C., Brøndsted, P., Ilsted Bech, J. (2016). Recycling of shredded composites from wind turbine blades in new thermoset polymer composites. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 90, 390-399. <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2016.07.009>
7. Beauson, J., Laurent, A., Rudolph, D. P., & Jensen, J. P. (2022). The complex end-of-life of wind turbine blades: A review of the European context. *Renewable and Sustainable Energy Reviews*, 155, 111847. <https://doi.org/10.1016/j.rser.2021.111847>
8. Broniewicz, M., Halicka, A., Buda-Ożóg, L., Broniewicz, F., Nykiel, D., & Jabłoński, L. (2024). The Use of Wind Turbine Blades to Build Road Noise Barriers as an Example of a Circular Economy Model. *Materials*, 17(9), 2048. <https://doi.org/10.3390/ma17092048>
9. Cooperman, A., Eberle, A., & Lantz, E. (2021). Wind turbine blade material in the United States: Quantities, costs, and end-of-life options. *Resources, Conservation and Recycling*, 168, 105439. <https://doi.org/10.1016/j.resconrec.2021.105439>
10. Cousins, D. S., Suzuki, Y., Murray, R. E., Samaniuk, J. R., & Stebner, A. P. (2019). Recycling glass fiber thermoplastic composites from wind turbine blades. *Journal of cleaner production*, 209, 1252-1263. <https://doi.org/10.1016/j.jclepro.2018.10.286>
11. Cunliffe, A. M., Jones, N., & Williams, P. T. (2003). Pyrolysis of composite plastic waste. *Environmental technology*, 24(5), 653-663. <https://doi.org/10.1080/09593330309385599>
12. Delaney, E. L., McKinley, J. M., Megarry, W., Graham, C., Leahy, P. G., Bank, L. C., & Gentry, R. (2021). An integrated geospatial approach for repurposing wind turbine blades. *Resources, Conservation and Recycling*, 170, 105601. <https://doi.org/10.1016/j.resconrec.2021.105601>
13. Delaney, E. L., Leahy, P. G., McKinley, J. M., Gentry, T. R., Nagle, A. J., Elberling, J., & Bank, L. C. (2023). Sustainability Implications of Current Approaches to End-of-Life of Wind Turbine Blades—A Review. *Sustainability*, 15(16), 12557. <https://doi.org/10.3390/su151612557>
14. Fonte, R., & Xydis, G. (2021). Wind turbine blade recycling: An evaluation of the European market potential for recycled composite materials. *Journal of environmental management*, 287, 112269. <https://doi.org/10.1016/j.jenvman.2021.112269>
15. Jacoby, M. (2022). Recycling wind turbine blades. *Chem. Eng. News*, 100(27), 26-30. <https://pubs.acs.org/doi/10.1021/cen-10027-cover>



Fabrication of Wearable Flexible Triboelectric Nanogenerators Using E-Glass as a Skin Substitute in Skin-Contact Devices

Erfan Karimmirza¹, Negin Manavizadeh^{2*}

¹ Ph.D. Candidate, Department of Electronics, Faculty of Electrical Engineering, K.N. Toosi University of Technology, Tehran, Iran.

² Associate Professor, Department of Electronics, Faculty of Electrical Engineering K.N. Toosi University of Technology, Tehran, Iran.

*Corresponding Author's Email: manavizadeh@kntu.ac.ir (Negin Manavizadeh)

Paper History:

Received: 2024-08-15

Revised: 2024-10-02

Accepted: 2024-12-08

Keywords:

Flexible Triboelectric Nanogenerator,
Single Electrode Mode,
Sanitary Silicone Rubber,
E-Glass

Abstract: Harvesting biomechanical energy and converting it into electrical energy in wearable electronic devices, particularly through skin-contact triboelectric nanogenerators, has garnered significant attention due to their flexibility and broad applications. However, several challenges such as material biocompatibility, minimal friction to prevent skin inflammation, and sensitivity to humidity and temperature hinder the technology's effectiveness. This study investigates the design, simulation, and fabrication of flexible single-electrode triboelectric nanogenerators using sanitary silicone rubber as the triboelectric negative material and E-glass as the triboelectric positive material, replacing skin. Simulation results indicate that the open-circuit voltage varies depending on the positive material, ranging from 96V for skin to 211V for E-glass, while the short-circuit charge ranges from 18pC for skin to 54pC for E-glass. Fabrication results validate these findings, achieving an open-circuit voltage of 200V, short-circuit current of 13.5 μ A, and maximum output power of 1.85mW at a load resistance of 30M Ω with E-glass. In contrast, skin-based nanogenerators produced an open-circuit voltage of 92V, a short-circuit current of 11.6 μ A, and maximum output power of 0.69mW at the load resistance of 20M Ω . The E-glass-based nanogenerators exhibit superior performance, stability, and user comfort, making them a promising alternative for energy harvesting in wearable electronics.



<https://doi.org/10.30501/jamt.2024.468941.1303>

URL: https://www.jamt.ir/article_210928.html

1. INTRODUCTION

In recent years, advancements in wearable electronics for health monitoring, non-invasive disease diagnosis, and chronic disease management have increased the demand for devices that are lightweight, flexible, waterproof, and durable. These attributes are essential for wearable applications such as portable electronic devices, biosensors, and health monitoring systems (Ahmadi et al., 2024; He et al., 2017; Li et al., 2018; Paydari et al., 2024; Pu et al., 2018; Su et al., 2018; Wu et al., 2019; Zhao et al., 2020; Zhu et al., 2023; Zou et al., 2018). Despite significant progress in developing flexible and durable power sources, such as wearable lithium batteries and supercapacitors, conventional energy sources remain limited by their need for frequent recharging or replacement, hindering practical applications (Byun et al., 2019; Rodrigues et al., 2019). Additionally, the toxic chemicals in many batteries pose environmental risks. To address these challenges, there is a pressing need for sustainable energy harvesting technologies capable of powering wearable electronics more efficiently. Triboelectric Nanogenerators (TENGs)

have emerged as a promising solution (da Silva et al., 2015).

Invented in 2012 by Wang and colleagues, TENGs generate electricity through the triboelectric effect and electrostatic induction by harnessing mechanical movement between two different frictional layers (Fan et al., 2012). These nanogenerators can be fabricated using various materials including natural, synthetic, metallic, and semiconductive substances, many of which are biocompatible, biodegradable, or even bio-absorbable (Khandelwal et al., 2020). By converting passive biomechanical movements into electrical energy, TENGs revolutionized self-powered medical devices and wearable healthcare technologies (Chen et al., 2018; Kwak et al., 2017; Qian et al., 2020; Weng et al., 2016; Ghafouri & Manavizadeh, 2023).

TENGs operate by facilitating electron transfer through the physical contact between two materials with different electron affinities. This generates an electric current when the materials are connected to an external circuit (da Silva et al., 2015; Niu & Wang, 2015; Rodrigues-Marinho et al., 2020). The technology supports four working modes—vertical contact, lateral

Please cite this article as: Karimmirza, E. & Manavizadeh, N. (2024) Fabrication of Wearable Flexible Triboelectric Nanogenerators Using E-Glass as a Skin Substitute in Skin-Contact Devices. *Journal of Advanced Materials and Technologies*, Vol. 13, No. 3, 40-62. [in Persian]. <https://doi.org/10.30501/jamt.2024.468941.1303>.



sliding, single electrode, and independent electrodes—each designed to optimize energy output depending on the type of mechanical movement. Among these, the single-electrode mode is particularly suited for wearable devices due to its simplicity and compatibility with human skin, which often serves as the positive triboelectric material ([Akram et al., 2022](#); [Hakimi Raad et al., 2023](#); [Mathew & Vivekanandan, 2022](#)).

Wearable TENGs can be integrated into clothing or accessories to harvest energy from movements such as walking, running, and even breathing. These devices require materials that are soft, lightweight, and biocompatible ([Gogurla et al., 2019](#)). The design must also account for specific biomechanical movements of different body parts to maximize energy capture. Among the various configurations, single-electrode TENGs have gained prominence for their efficient integration with human skin, offering a power density of 2 mW/cm², open-circuit voltage of 115 volts, and short-circuit current of 3 microamps on a 9 cm² surface ([Zou et al., 2020](#)).

Despite their potential, wearable TENGs face significant challenges, including skin irritation, sensitivity, and variable performance due to variations in humidity and temperature. To address these issues, this study explores the development of a flexible, single-electrode TENG using glass fibers as a skin substitute, sanitary silicone as the negative triboelectric material, and other biocompatible components. The investigation includes structural and morphological analysis of these materials, along with the effects of dielectric plate distance, load resistance, and environmental conditions on the TENG's output. The ultimate goal is to develop a sustainable, biocompatible energy source for wearable sensors and other electronic devices used in health monitoring and treatment.

2. STRUCTURES, MATERIALS, AND METHODS

This research explores the development and evaluation of a single-electrode Triboelectric Nanogenerator (TENG) for wearable applications. Skin is employed as the triboelectric positive material, eliminating the need for a second electrode beneath the skin and simplifying the device usability. Recognizing the importance of biocompatibility for skin-contact devices, sanitary silicone is selected as the triboelectric negative material due to its biocompatibility, flexibility, and FDA approval for use in medical applications.

To mitigate potential damage caused by skin contact, E-glass is investigated as a substitute for the skin as the positive triboelectric material. This replacement not only prevents skin irritation but also enhances the device durability and output performance. The study begins with a simulation of the TENG using COMSOL Multiphysics software, focusing on a two-dimensional model to reduce computational complexity. The simulation models two dielectric plates and a metal electrode, with parameters such as charge density and capacitance analyzed to predict the device performance.

The results reveal a linear relationship between dielectric distance, contact electrode, and output voltage and charge. Key equations governing the TENG's output characteristics, including open circuit voltage (V_{oc}) and short circuit charges (Q_{sc}), are derived. These

relationships are further explored using Ohm's law to predict the device's output current and voltage.

In the material selection phase, sanitary silicone is confirmed as a suitable negative triboelectric material due to its smooth surface, biocompatibility, and mechanical properties. Aluminum is proposed in this study for the electrode due to its flexibility and cost-effectiveness. The proposed TENG design comprises a three-layer structure: body skin (positive material), sanitary silicone (negative material), and aluminum foil (electrode).

Given limitations of skin contact, particularly in hot weather, E-glass is proposed as an alternative positive triboelectric material. E-glass, woven from glass fibers, retains the electron affinity of glass while providing the necessary flexibility for wearable devices. This substitution improves user comfort by eliminating direct skin contact, thereby reducing the risk of irritation.

The paper concludes with a detailed examination of the TENG's output performance using both skin and E-glass as positive materials, highlighting their potential for practical wearable energy-harvesting applications.

3. RESULTS AND DISCUSSION

The study compares the performance of two triboelectric nanogenerators (TENGs) using different positive triboelectric materials: human skin and E-glass. The simulation results reveal that the electric potential at the contact electrode is higher than that at the reference electrode, driving electron flow through the external load. As the distance between the two dielectric materials increases, the electric potential also rises. E-glass, being more electronegative than human skin, generates a higher electric potential and open-circuit voltage. Specifically, the TENG with E-glass reaches 211 V at a 2 cm distance, compared to 96 V for the TENG with human skin, indicating E-glass as a superior choice for flexible, wearable nanogenerators.

Under short-circuit condition, the TENG with E-glass demonstrates a higher charge accumulation, resulting in better performance than the skin-based TENG. The study highlights that substituting the positive triboelectric material with one higher in the triboelectric series, like E-glass, increases both the open-circuit voltage and the short-circuit charge, enhancing overall power output. The experimental results confirm the simulations, showing that the TENG with E-glass produces a maximum power of 1.85 mW at 30 M Ω , significantly higher than the 0.69 mW at 20 M Ω for the skin-based TENG. This performance difference is attributed to the higher resistance and superior charge transfer properties of E-glass, along with the absence of charge leakage issues, which are more pronounced in skin-based TENGs due to the conductive nature of sweat and the human body.

The study concludes that the E-glass-based TENG offers superior power generation, stability, and user comfort for wearable applications. Its flexibility and lack of dependence on the user's metabolic conditions make it a promising candidate for integration into clothing, enabling self-powered operation and battery recharging for wearable devices. The E-glass TENG, with its higher resistance and stable power output, is better suited for applications requiring consistent energy harvesting from biomechanical movements without direct skin contact.

4. CONCLUSION

This study explores the potential of flexible Triboelectric Nanogenerators (TENGs) for efficient biomechanical energy harvesting in wearable electronics. The research primarily investigates the impact of replacing human skin with E-glass as the positive triboelectric material in single-electrode TENGs. This substitution aims to enhance output power, reduce negative effects associated with skin contact, and improve the device suitability for powering wearable electronics.

The study involved the design, simulation, and fabrication of TENGs using sanitary silicone as the negative material, comparing the performance of devices incorporating either skin or E-glass as the positive material. Simulation results indicated a significant increase in open circuit-voltage—from 96 V with skin to 211 V with E-glass—when the dielectric separation reached 2 cm. The short-circuit load also increased markedly, from 18 picocoulombs with skin to 54 picocoulombs with E-glass, highlighting the superior efficiency of E-glass.

Fabricated TENGs confirmed these findings, with the E-glass-based device achieving an open-circuit voltage of 200 V, short-circuit current of 13.5 μ A, and maximum output power of 1.85 mW at the load resistance of 30 M Ω . In contrast, the skin-based TENG produced an open-circuit voltage of 92 V, short-circuit current of 11.6 μ A, and maximum output power of 0.69 mW at 20 M Ω .

The application of E-glass offers several advantages, including higher energy output, absence of leakage current, and reduced sensitivity to environmental and metabolic factors such as perspiration, making the TENG's performance more stable and reliable. Additionally, E-glass eliminates the need for direct skin contact, addressing potential issues related to skin irritation and long-term effects of use.

A comparative analysis revealed that using E-glass instead of skin increased the open-circuit voltage up to 119.79% and the short-circuit load up to 200% in simulations. The fabricated devices showed an increase of 117.39% in open-circuit voltage, 16.38% in short-circuit current, and 116.12% in maximum power, despite a 50% increase in the device resistance.

These results underscore the potential of material innovation in optimizing the energy-harvesting capabilities of TENGs. The strong correlation between the simulated and experimental data validates this approach, offering a pathway to more efficient and user-friendly TENGs for powering wearable electronics, particularly in health monitoring and disease treatment applications.

5. ACKNOWLEDGEMENT

The authors express their sincere gratitude to the authorities at K.N. Toosi University of Technology for their invaluable support in granting access to laboratory facilities and equipment, which were essential to the successful completion of this research.

REFERENCES

- Ahmadi, H., Yousefzad, M., & Manavizadeh, N. (2024). Smartifying Martial Arts: Lightweight Triboelectric Nanogenerator as a Self-Powered Sensor for Accurate Judging and AI-Driven Performance Analysis. *IEEE Sensors Journal*. <https://doi.org/10.1109/JSEN.2024.3443229>
- Akram, W., Chen, Q., Xia, G., & Fang, J. (2022). A review of single electrode triboelectric nanogenerators. *Nano Energy*, 108043. <https://doi.org/10.1016/j.nanoen.2022.108043>
- Byun, S.-H., Sim, J. Y., Zhou, Z., Lee, J., Qazi, R., Walicki, M. C., Parker, K. E., Haney, M. P., Choi, S. H., & Shon, A. (2019). Mechanically transformative electronics, sensors, and implantable devices. *Science advances*, 5(11), eaay0418. <https://doi.org/10.1126/sciadv.aay0418>
- da Silva, E. T., Santhiago, M., de Souza, F. R., Coltro, W. K., & Kubota, L. T. (2015). Triboelectric effect as a new strategy for sealing and controlling the flow in paper-based devices. *Lab on a Chip*, 15(7), 1651-1655. <https://doi.org/10.1039/C5LC00022J>
- Fan, F.-R., Tian, Z.-Q., & Wang, Z. L. (2012). Flexible triboelectric generator. *Nano Energy*, 1(2), 328-334. <https://doi.org/10.1016/j.nanoen.2012.01.004>
- Gogurla, N., Roy, B., Park, J.-Y., & Kim, S. (2019). Skin-contact actuated single-electrode protein triboelectric nanogenerator and strain sensor for biomechanical energy harvesting and motion sensing. *Nano Energy*, 62, 674-681. <https://doi.org/10.1016/j.nanoen.2019.05.082>
- Ghafouri, T., & Manavizadeh, N. (2023). A 3D-printed millifluidic device for triboelectricity-driven pH sensing based on ZnO nanosheets with super-Nernstian response. *Analytica Chimica Acta*, 1267, 341342. <https://doi.org/10.1016/j.aca.2023.341342>
- Hakimi Raad, N., Karimmirza, E., Yousefzad, M., Nouri, N., Sharifpour, H., Nadimi, E., Ahmadi Zeidabadi, M., & Manavizadeh, N. (2023). Improving the electronic and optical properties of chalcogenide Cu₂ZnSnS₄ compound with transition metal dopants: A first-principles investigation. *Thin Solid Films*, 766, 139653. <https://doi.org/10.1016/j.tsf.2022.139653>
- He, W., Van Ngoc, H., Qian, Y. T., Hwang, J. S., Yan, Y. P., Choi, H., & Kang, D. J. (2017). Synthesis of ultra-thin tellurium nanoflakes on textiles for high-performance flexible and wearable nanogenerators. *Applied Surface Science*, 392, 1055-1061. <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2016.09.157>
- Khandelwal, G., Raj, N. P. M. J., & Kim, S.-J. (2020). Triboelectric nanogenerator for healthcare and biomedical applications. *Nano Today*, 33, 100882. <https://doi.org/10.1016/j.nantod.2020.100882>
- Kwak, S. S., Kim, H., Seung, W., Kim, J., Hinchet, R., & Kim, S.-W. (2017). Fully stretchable textile triboelectric nanogenerator with knitted fabric structures. *ACS nano*, 11(11), 10733-10741. <https://doi.org/10.1021/acsnano.7b05203>
- Li, H., Zhao, S., Du, X., Wang, J., Cao, R., Xing, Y., & Li, C. (2018). A Compound Yarn Based Wearable Triboelectric Nanogenerator for Self-Powered Wearable Electronics. *Advanced Materials Technologies*, 3(6), 1800065. <https://doi.org/10.1002/admt.201800065>
- Mathew, A. A., & Vivekanandan, S. (2022). Design and Simulation of Single-Electrode Mode Triboelectric Nanogenerator-Based Pulse Sensor for Healthcare Applications Using COMSOL Multiphysics. *Energy Technology*, 10(5), 2101130. <https://doi.org/10.1002/ente.202101130>
- Niu, S., & Wang, Z. L. (2015). Theoretical systems of triboelectric nanogenerators. *Nano Energy*, 14, 161-192. <https://doi.org/10.1016/j.nanoen.2014.11.034>
- Paydari, P., Manavizadeh, N., Hadi, A., & Karamdel, J. (2024). Performance Evaluation of Piezo/Triboelectric Hybrid Nanogenerator based on Zinc Oxide Composite: The Effect of Copper and Aluminum Electrodes. *Journal of Advanced Materials and Technologies*, 12(3), 15-30. [in Persian]. <https://doi.org/10.30501/jamt.2023.392805.1273>
- Pu, X., Guo, H., Tang, Q., Chen, J., Feng, L., Liu, G., Wang, X., Xi, Y., Hu, C., & Wang, Z. L. (2018). Rotation sensing and gesture control of a robot joint via triboelectric quantization sensor. *Nano Energy*, 54, 453-460. <https://doi.org/10.1016/j.nanoen.2018.10.044>
- Qian, Y., Sohn, M., He, W., Park, H., Subramanian, K., & Kang, D. J. (2020). A high-output flexible triboelectric nanogenerator based on polydimethylsiloxane/three-dimensional bilayer graphene/carbon cloth composites. *Journal of Materials Chemistry A*, 8(33), 17150-17155. <https://doi.org/10.1039/D0TA04341A>
- Rodrigues-Marinho, T., Castro, N., Correia, V., Costa, P., & Lanceros-Méndez, S. (2020). Triboelectric energy harvesting response of different polymer-based materials. *Materials*, 13(21), 4980. <https://doi.org/10.3390/ma13214980>

19. Rodrigues, C., Gomes, A., Ghosh, A., Pereira, A., & Ventura, J. (2019). Power-generating footwear based on a triboelectric-electromagnetic-piezoelectric hybrid nanogenerator. *Nano Energy*, 62, 660-666. <https://doi.org/10.1016/j.nanoen.2019.05.063>
20. Su, Y., Xie, G., Tai, H., Li, S., Yang, B., Wang, S., Zhang, Q., Du, H., Zhang, H., & Du, X. (2018). Self-powered room temperature NO₂ detection driven by triboelectric nanogenerator under UV illumination. *Nano Energy*, 47, 316-324. <https://doi.org/10.1016/j.nanoen.2018.02.031>
21. Weng, W., Chen, P., He, S., Sun, X., & Peng, H. (2016). Smart electronic textiles. *Angewandte Chemie International Edition*, 55(21), 6140-6169. <https://doi.org/10.1002/anie.201507333>
22. Wu, F., Li, C., Yin, Y., Cao, R., Li, H., Zhang, X., Zhao, S., Wang, J., Wang, B., & Xing, Y. (2019). A Flexible, Lightweight, and Wearable Triboelectric Nanogenerator for Energy Harvesting and Self-Powered Sensing. *Advanced Materials Technologies*, 4(1), 1800216. <https://doi.org/10.1002/admt.201800216>
23. Zhao, X., Zhang, D., Xu, S., Qian, W., Han, W., Wang, Z. L., & Yang, Y. (2020). Stretching-enhanced triboelectric nanogenerator for efficient wind energy scavenging and ultrasensitive strain sensing. *Nano Energy*, 75, 104920. <https://doi.org/10.1016/j.nanoen.2020.104920>
24. Zhu, C., Wu, J., Yan, J., & Liu, X. (2023). Advanced fiber materials for wearable electronics. *Advanced Fiber Materials*, 5(1), 12-35. <https://doi.org/10.1007/s42765-022-00212-0>
25. Zou, J., Zhang, M., Huang, J., Bian, J., Jie, Y., Willander, M., Cao, X., Wang, N., & Wang, Z. L. (2018). Coupled supercapacitor and triboelectric nanogenerator boost biomimetic pressure sensor. *Advanced Energy Materials*, 8(10), 1702671. <https://doi.org/10.1002/aenm.201702671>
26. Zou, Y., Raveendran, V., & Chen, J. (2020). Wearable triboelectric nanogenerators for biomechanical energy harvesting. *Nano Energy*, 77, 105303. <https://doi.org/10.1016/j.nanoen.2020.105303>



مقاله‌ی کامل پژوهشی

ساخت نانوژنراتورهای تریبولکتریک منعطف پوشیدنی با جایگزینی پارچه‌ی شیشه‌ای به جای پوست در نانوژنراتورهای تماس پوستی

عرفان کریم میرزا^۱، نگین معنوی‌زاده^{۲*}

^۱ دانشجوی دکتری تخصصی، گروه الکترونیک، دانشکده‌ی مهندسی برق، دانشگاه صنعتی خواجه نصیرالدین طوسی، تهران، ایران

^۲ دانشیار، گروه الکترونیک، دانشکده‌ی مهندسی برق، دانشگاه صنعتی خواجه نصیرالدین طوسی، تهران، ایران

تاریخچه‌ی مقاله:

ثبت اولیه: ۱۴۰۳/۰۵/۲۵

بازنگری: ۱۴۰۳/۰۷/۱۱

پذیرش قطعی: ۱۴۰۳/۰۹/۱۸

کلیدواژه‌ها:

نانوژنراتور تریبولکتریک منعطف،

حالت تک‌الکترودی،

سیلیکون بهداشتی،

پارچه‌ی شیشه‌ای

چکیده امروزه به برداشت انرژی بیومکانیکی و تبدیل آن به انرژی الکتریکی در ادوات الکترونیک پوشیدنی، به‌ویژه نانوژنراتورهای تریبولکتریک تماس پوستی، به‌دلیل انعطاف‌پذیری و کاربردهای گسترده بسیار توجه شده است. با این حال، محدودیت‌هایی نظیر زیست‌سازگاری مواد، حداقل اصطکاک برای جلوگیری از التهاب پوستی و تأثیرپذیری از رطوبت و دما استفاده از این فناوری را پیچیده می‌کند. در این مقاله، با طراحی، شبیه‌سازی و ساخت نانوژنراتورهای تریبولکتریک منعطف تک‌الکترودی با ماده‌ی منفی سیلیکون بهداشتی، تأثیر پارچه‌ی شیشه‌ای به‌جای پوست به‌عنوان ماده‌ی مثبت تریبولکتریک بر عملکرد نانوژنراتور بررسی شده است. نتایج شبیه‌سازی‌ها نشان می‌دهند که ولتاژ مدار باز به ماده‌ی مثبت انتخابی وابسته است و از ۹۶ ولت برای پوست به ۲۱۱ ولت برای پارچه‌ی شیشه‌ای و بار اتصال کوتاه از ۱۸pC برای پوست به ۵۴pC برای پارچه‌ی شیشه‌ای می‌رسند. نتایج حاصل از ساخت نشان می‌دهند که خروجی نانوژنراتور پیشنهادی با پارچه‌ی شیشه‌ای با دستیابی نتیجه‌ی مشابه شبیه‌سازی، ولتاژ مدار باز ۲۰۰ ولت، جریان اتصال کوتاه ۱۳/۵ میکروآمپر و توان خروجی حداکثر ۱/۸۵ مگاوات در مقاومت بار ۳۰ مگااهم و با پوست ولتاژ مدار باز ۹۲ ولت، جریان اتصال کوتاه ۱۱/۶ میکروآمپر و توان خروجی حداکثر ۰/۶۹ مگاوات در مقاومت بار ۲۰ مگااهم است. نانوژنراتورهای تریبولکتریک ساخته‌شده در این مقاله با ماده‌ی مثبت پارچه‌ی شیشه‌ای، علاوه بر توان تولیدی بالاتر، به‌دلیل نبود جریان نشتی و تأثیرپذیری از شرایط محیطی و متابولیسمی، پایداری بیشتری به‌واسطه‌ی ثبات در عوامل تأثیرگذار دارد و، به‌دلیل عدم‌الزام به ارتباط مستقیم با پوست، راحتی بیشتری در محل قرارگیری و استفاده از نانوژنراتورهای تریبولکتریک تماس پوستی برای کاربر در کاربردهای تأمین انرژی ادوات الکترونیک پوشیدنی دارد.



<https://doi.org/10.30501/jamt.2024.468941.1303>

URL: https://www.jamt.ir/article_210928.html

۱- مقدمه

کاربردها از جمله ادوات الکترونیکی همراه و قابل حمل، حسگرهای زیستی و نظارت بر سلامت توجه شده است (Ahmadi et al., 2024; He et al., 2017; Li et al., 2018; Pu et al., 2018; Su et al., 2018; Wu et al., 2019; Zhao et al., 2020; Zhu et al., 2023; Zou et al., 2018). تلاش بسیاری نیز برای توسعه‌ی منابع تغذیه‌ی مربوطه (مانند باتری‌های لیتیومی پوشیدنی و ایرخان‌ها) با انعطاف‌پذیری و دوام بالا انجام شده است (Feng et al., 2024; He et al., 2020; Leijonmarck et al., 2013; Li et al., 2017; Ma et al., 2015; Qian & Kang,

با پیشرفت علم و فناوری به‌ویژه در زمینه‌ی الکترونیک پوشیدنی برای پایش سلامت بدن انسان، تشخیص غیرتهاجمی بیماری‌ها، کنترل پیوسته‌ی بیماری‌های مزمن و تسریع در روند درمان بسیاری از مشکلات و امراض، در طول چند دهه‌ی گذشته، الزامات و نیازهای این ادوات افزایش و گسترش یافته است. در حال حاضر، به وزن سبک، انعطاف‌پذیری، ضدآب بودن و بادوام بودن برای دستگاه‌های پوشیدنی در انواع وسیعی از

عهده‌دار مکاتبات: نگین معنوی‌زاده

نشانی: ایران، تهران، خیابان شریعتی، ضلع جنوب شرقی پل سیدخندان، دانشکده‌ی مهندسی برق دانشگاه صنعتی خواجه نصیرالدین طوسی

پیام‌نگار: manavizadeh@kntu.ac.ir

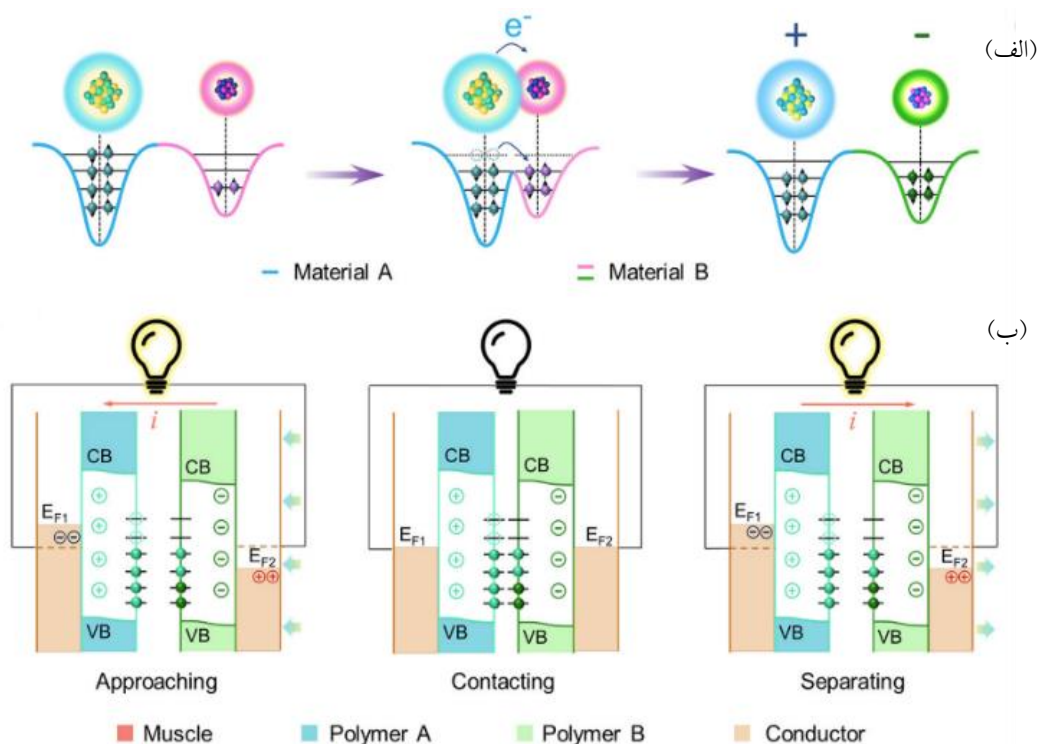
حرکت قفسه‌ی سینه، چسباندن دست‌ها و قدم زدن بررسی می‌شوند. در این شرایط، ابر الکترونی دو اتم از سطوح مختلف مواد تریبوالکترونیک، که با هم در تماس هستند، به‌طور قابل توجهی همپوشانی می‌یابد (شکل ۱ الف)). این همپوشانی به کاهش سد پتانسیل و تسهیل انتقال الکترون منجر می‌شود. اتصال این دو ماده‌ی تریبوالکترونیک به مدارهای خارجی جریان خروجی را از طریق اختلاف پتانسیل ناشی از انتقال الکترون ایجاد می‌کند. هنگامی که یک نانوژنراتور تریبوالکترونیک در حالت اولیه خود قرار دارد (شکل ۱ ب))، بارهای مخالف دو ماده‌ی الکترونیک تریبوالکترونیک روی سطح خنثی می‌شوند و جریانی تولید نمی‌شود. هنگامی که این دو ماده‌ی تریبوالکترونیک از هم جدا می‌شوند، بار منفی یا مثبت به خود می‌گیرند و پتانسیل الکترونیک الکتروادهای فلزی مربوطه را تغییر می‌دهند که این امر به ایجاد اختلاف پتانسیل منجر می‌شود. با متصل شدن الکترودها به مدارهای خارجی، جریانی تولید می‌شود که به‌عنوان جریان الکترون‌ها عمل می‌کند تا اختلاف پتانسیل ایجادشده را متعادل کند. درنهایت، هنگامی که دو ماده‌ی تریبوالکترونیک مجدداً با هم تماس پیدا کردند، انتقال الکترون در سطح اختلاف پتانسیل الکترونی الکترودها را کاهش می‌دهد و جریان معکوس القا می‌شود. این فرایند، با برگرداندن سیستم به حالت خنثای الکترونیک، چرخه‌ی عملکرد نانوژنراتور تریبوالکترونیک را کامل می‌کند (Xiao et al., 2024; Paydari et al., 2023; Paydari et al., 2021).

یکی از ویژگی‌های جذاب در بین نانوژنراتورهای پوشیدنی انعطاف‌پذیری آنها است. نانوژنراتورهای تریبوالکترونیک انعطاف‌پذیر به دلیل سبک بودن، قابلیت پوشیدن و تغییر شکل، به کاندیدای بسیار امیدوارکننده‌ای برای برآورده کردن الزامات الکترونیک قابل حمل تبدیل شده‌اند (Chen et al., 2018; Kwak et al., 2017; Qian et al., 2020; Seung et al., 2015; Weng et al., 2016; Wu et al., 2024).

از زمان ظهور فناوری نانوژنراتور تریبوالکترونیک، تمرکز تحقیقات بر افزایش انرژی خروجی این فناوری قرار گرفته است. به همین دلیل، ترکیب‌های مختلفی از الکترودها و لایه‌های دی‌الکترونیک در نانوژنراتور تریبوالکترونیک برای به دست آوردن بیشترین توان خروجی آزمایش شده است (da Silva et al., 2015; Ghafouri & Manavizadeh, 2023; Niu & Wang, 2015; Rodrigues-Marinho et al., 2020).

با این حال، منابع انرژی الکترونیک فعلی معمولاً به شارژ مکرر نیاز دارند یا باید پس از استفاده جایگزین شوند که این مسائل کاربردهای عملی بالقوه‌ی آنها را بسیار محدود می‌کند. این مشکل، به‌ویژه درباره‌ی وسایل پوشیدنی پرمصرف به نارضایتی و هزینه‌ی زیاد برای تعمیر و نگهداری این تجهیزات منجر می‌شود. علاوه‌برآن، بسیاری از انواع باتری‌های به‌کاررفته در این ادوات از مواد شیمیایی سمی ساخته شده‌اند که می‌توانند به محیط زیست آسیب برسانند (Byun et al., 2019; Liu et al., 2024; Rodrigues et al., 2019). بنابراین، توسعه‌ی یک فناوری جدید برداشت انرژی، که بتواند این مشکل را حل کند تا منبع انرژی پایدار برای وسایل الکترونیک پوشیدنی فراهم کند، ضروری است (Babu et al., 2022; Wang et al., 2016a; Wu et al., 2024). یکی از ادواتی که می‌تواند کاندیدای مناسبی برای این حل این چالش باشد نانوژنراتورهای تریبوالکترونیک است (da Silva et al., 2015; Dassanayaka et al., 2022).

در ۲۰۱۲، وانگ و همکاران نانوژنراتوری جدید را اختراع کردند که می‌توانست از طریق اثر تریبوالکترونیک و القای الکترواستاتیکی از حرکت مکانیکی محیط بین دو لایه‌ی اصطکاکی مختلف الکترونیسته تولید کند (Fan et al., 2012). خاصیت تریبوالکترونیک از تماس فیزیکی بین دو ماده‌ی غیرمشابه با میل ترکیبی الکترونی متفاوت حاصل می‌شود (Khandelwal et al., 2020). نانوژنراتورهای تریبوالکترونیک از انواع گسترده‌ای از مواد، از مواد طبیعی گرفته تا مواد مصنوعی و از فلزات رایج تا نیمه‌هادی‌ها و عایق‌ها، ساخته می‌شوند (Liu et al., 2021; Rani et al., 2024). بسیاری از آنها زیست‌سازگار، زیست‌تخریب‌پذیر و حتی قابل جذب زیستی هستند (Feng et al., 2019; Paosangthong et al., 2024; al., 2024). نانوژنراتورهای تریبوالکترونیک فناوری نسبتاً جدیدی هستند که می‌توانند به‌طور مؤثری حرکت‌های بیومکانیکی غیرفعال را از طریق ترکیب الکترونیسته تماسی و القای الکترواستاتیکی در سراسر لایه‌های نازک تریبوالکترونیک به الکترونیسته تبدیل کنند. این فرایندها توانسته‌اند تحولی عظیم در ابزار و وسایل درمانی خودتوان در زمینه‌ی مراقبت‌های بهداشتی پوشیدنی پدید آورند (Pan & Zhang, 2019). برای استفاده از نانوژنراتور تریبوالکترونیک در شرایطی که این دستگاه پوشیدنی تحت فشارهای بیومکانیکی قرار می‌گیرد، حرکاتی مانند حرکات گردن، لغزش اندام‌ها،



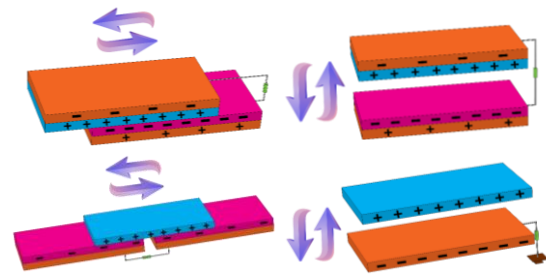
شکل ۱. اساس کار نانوزنراتور تریبوالکتریک پوشیدنی. تصویر چرخه‌ی تولید میدان الکتریکی از طریق تبدیل حرکات بیومکانیکی به انرژی الکتریکی. (الف) مدل چاه پتانسیل ابر الکترون در مقیاس اتمی و (ب) نمودار بانندی فرایند القای الکترواستاتیکی (Xiao et al., 2021)

که به زمین متصل است. پس از تماس با ماده‌ی بالایی، دو سطح به دلیل اثر تریبوالکتریک شارژ می‌شوند. در طول فرایند نزدیک و دور شدن مواد دی‌الکتریک، توزیع میدان الکتریکی محلی ناشی از سطوح باردار تغییر خواهد کرد. سپس، تفاوت پتانسیل بین الکتروود و زمین تغییر می‌کند و الکترون‌ها بین آن‌ها مبادله می‌شوند تا تغییر پتانسیل را حفظ کنند (Akram et al., 2022; Hakimi Raad et al., 2023; Mathew & Vivekanandan, 2022; Shen et al., 2024). این حالت به‌عنوان منبع تأمین انرژی برای حرکات انسانی استفاده می‌شود، زیرا انسان نمی‌تواند به‌طور مداوم در مدار باشد (Prutvi et al., 2022; Yu et al., 2023). حالت الکتروودهای مستقل هم برای تأمین انرژی از حرکاتی که نمی‌توانند به مدار خارجی وصل شوند طراحی شده‌اند (Azodi et al., 2023; Wang et al., 2023). اما در این حالت دو الکتروود مجزا زیر دی‌الکتریک قرار دارند و حرکت نزدیک و دور شدن دی‌الکتریک به تولید انرژی منجر می‌شود (شکل ۲(ت)) (Li et al., 2023; Tang et al., 2022).

مزیت استفاده از حالت الکتروود مستقل نانوزنراتور تریبوالکتریک در این است که می‌توان انرژی را از اشیای به‌طور مداوم در حال حرکت، بدون نیاز به وصل کردن به زمین، تأمین کرد (Liu et al., 2021; Xuan et al., 2024).

این تحقیقات به شکل‌گیری چهار حالت کاری برای نانوزنراتور تریبوالکتریک منجر می‌شود: حالت تماس عمودی (شکل ۲(الف))، حالت لغزش جانبی (شکل ۲(ب))، حالت تک‌الکتروود (شکل ۲(پ)) و حالت الکتروودهای مستقل (شکل ۲(ت)) (Wajahat et al., 2023; Zou et al., 2020). اولین حالت کاری نانوزنراتور تریبوالکتریک حالت تماس عمودی و جداسازی است (شکل ۲(الف)). در این حالت، دو ماده‌ی دی‌الکتریک با میل ترکیبی الکترونی متفاوت بین دو الکتروود قرار می‌گیرند. در این حالت کاری، لایه‌های دی‌الکتریک بر اثر حرکت عمودی با هم تماس پیدا می‌کنند و الکتروسیته‌ی تماسی با بارهای استاتیکی مخالف و با چگالی مساوی روی دو لایه قرار می‌گیرد (Shahriyari et al., 2024; Wang, 2013; Wang et al., 2016). حالت کاری دوم، حالت لغزش جانبی است (شکل ۲(ب)) که دارای ترتیب الکتروودها و دی‌الکتریک‌های مشابه با حالت تماس عمودی و جداسازی است و تفاوت در جهت حرکت است. همان‌طور که نام آن نشان می‌دهد، بارها به دلیل حرکت اصطکاکی دو لایه‌ی دی‌الکتریک با قطبیت مخالف تولید می‌شوند (An et al., 2023; Chen et al., 2022). همان‌طور که در شکل ۲(پ) مشاهده می‌شود، در حالت تک‌الکتروودی نانوزنراتور تریبوالکتریک فقط یک الکتروود در پایین وجود دارد

انسان قرار داده شوند یا در لباس‌ها و لوازم جانبی برای برداشت انرژی از حرکاتی مانند راه رفتن، دویدن، پریدن، خم شدن، تنفس، چشمک زدن و حتی امواج نبض به کار روند. حرکات بیومکانیکی قسمت‌های مختلف بدن دارای ویژگی‌های خاص خود هستند و حاوی انرژی قابل دسترسی تا ده‌ها وات هستند. برای ایجاد یک نانوژنراتور تریبوالکتریک پوشیدنی، مواد نرم، سبک و زیست‌سازگار ترجیح داده می‌شوند. یکی دیگر از موارد مهم که باید در نظر گرفته شود طراحی افزاره است. طراحی نانوژنراتورهای تریبوالکتریک باید با ویژگی‌ها و حالت حرکت قسمت خاصی از بدن انسان مطابقت داشته باشد. در جدول ۱، با توجه به ساختار بدن انسان از سر تا پا برای برداشت انرژی بیومکانیکی پوشیدنی، نمونه‌هایی بیان شده است (Saqib et al., 2024; Xiao et al., 2021; Zou et al., 2020).



ماده‌ی مثبت تریبوالکتریک
ماده‌ی منفی تریبوالکتریک
الکتروود

شکل ۲. حالت‌های کاری نانوژنراتور تریبوالکتریک: (الف) حالت جدایی عمودی، (ب) حالت لغزش جانبی، (پ) حالت تک‌الکتروود و (ت) حالت الکتروود مستقل

اخیراً تلاش‌های بسیاری برای توسعه‌ی نانوژنراتورهای تریبوالکتریک پوشیدنی انجام شده است که می‌توانند روی بدن

جدول ۱. ویژگی‌های انرژی بیومکانیکی در هر قسمت از بدن و استفاده از آن از طریق نانوژنراتورهای تریبوالکتریک (Zou et al., 2020)

عضو بدن به‌عنوان برداشت‌کننده انرژی	پارامترهای حرکت	ویژگی‌های حرکتی	طراحی نانوژنراتور تریبوالکتریک	توان (mW)
چشم	پلک زدن	فرکانس پایین، دامنه‌ی کم	سبک، نازک، نرم و سازگار با پوست	-
گردن	ضربان نبض، حرکات گردن	فرکانس پایین، دامنه‌ی کم	نرم، قابل تنفس، انعطاف‌پذیر و سازگار با پوست	-
سینه	تنفس و ضربان قلب	فرکانس بالا، دامنه‌ی کم	راحت، انعطاف‌پذیر و قابل تنفس	-
آرنج	خم شدن	فرکانس بالا، گشتاور خمشی زیاد	نرم، کشش‌پذیر، انعطاف‌پذیر و قابل تنفس	۲/۱
مچ دست	خم شدن	فرکانس بالا، گشتاور خمشی کم	انعطاف‌پذیر، قابل کشش، خم شدن و ضدآب	-
انگشت دست	خم شدن	فرکانس بالا، گشتاور خمشی کم	نرم، انعطاف‌پذیر، کشش‌پذیر و قابل تنفس	۴۰۶-۲۲۶
کمر	خم شدن و تنفس	فرکانس بالا، گشتاور خمشی کم	استحکام مکانیکی راحت، انعطاف‌پذیر و قوی	۳۸
زانو	خم شدن	فرکانس بالا، گشتاور خمشی کم	نرم، کشش‌پذیر، انعطاف‌پذیر و قابل تنفس	۳۶/۴
مچ پا	خم شدن	فرکانس بالا، گشتاور خمشی کم	نرم، کشش‌پذیر، انعطاف‌پذیر و قابل تنفس	۶۶/۸
پا	راه رفتن	فرکانس بالا، دامنه‌ی کم	ضدعرق، ضدسایش و استحکام مکانیکی زیاد	۲۰-۲

انرژی بیومکانیکی را از طریق تماس با پوست انسان جمع‌آوری می‌کند و از اثر تریبوالکتریک برای خروجی الکتریکی برتر استفاده می‌کند. این دستگاه نوآورانه، که به دلیل زیست‌سازگاری، انعطاف‌پذیری و شفافیت آن مورد توجه قرار گرفته است، نویدبخش یکپارچه شدن با وسایل الکترونیکی پوشیدنی و دستگاه‌های قابل حمل برای برداشت و سنجش انرژی با چگالی توان 2 mW/cm^2 است (Gogurla et al., 2019). نانوذراتورهای تریبوالکتریک الاستیک نیز با پوست عمل می‌کنند و قادر به برداشت انرژی از حرکت انسان هستند. این نانوذراتور تریبوالکتریک بسیار نازک و بسیار کششی روی پوست قرار می‌گیرد و از حرکات مکانیکی برای تولید انرژی الکتریکی استفاده می‌کند و به ولتاژ مدار باز ۱۱۵ ولت و جریان اتصال کوتاه ۳ میکروآمپر در سطح تماس ۹ سانتی‌متر مربع دست می‌یابد که پتانسیل قابل‌توجهی را برای ادوات الکترونیک پوشیدنی نشان می‌دهد (Chen et al., 2017).

نانوذراتورهای تریبوالکتریک مطرح‌شده و هزاران نانوذراتور تریبوالکتریک تماس پوستی دیگر با وجود تمام مزایای خود از جمله وزن کم و کاهش تعداد لایه‌های به‌کاررفته به‌واسطه‌ی استفاده از پوست اما معایب و مشکلات مهمی دارند که می‌تواند نارضایتی و حتی حساسیت پوستی برای کاربر را ایجاد کند. استفاده از مواد زیست‌سازگار، با توجه به تماس مستقیم این نانوذراتورهای تریبوالکتریک به پوست، بسیار اهمیت دارد. حتی در صورت استفاده از مواد زیست‌سازگار نیز اطمینان قطعی از نبودن مشکل به‌واسطه امکان بروز حساسیت‌های پوستی حاصل نمی‌شود. علاوه‌برآن، حرکت و اصطکاک نانوذراتور تریبوالکتریک بر روی پوست مشکل مهم دیگری است که می‌تواند باعث ایجاد التهاب و حتی زخم بر روی پوست شود. علاوه‌برآن، با توجه به تعریق بدن و متغیر بودن میزان آن در شرایط مختلف، میزان رطوبت محیط نیز ثابت نبوده که می‌تواند بر عملکرد نانوذراتور تریبوالکتریک تأثیر بگذارد. درنهایت، این ارتباط مستقیم با پوست باعث تغییر دمای نانوذراتور تریبوالکتریک می‌شود که مجدداً به دلیل عدم ثبات دما بر خروجی حاصل از نانوذراتور تریبوالکتریک تأثیر مستقیم می‌گذارد. بنابراین، یافتن جایگزین‌های مناسب، که بتوانند این محدودیت‌ها را برطرف کنند، ضروری به نظر می‌رسد. در این پژوهش، از الیاف شیشه‌ای به‌عنوان جایگزینی برای پوست انسان

کاربرد زیستی و پوشیدنی نانوذراتور تریبوالکتریک و اهمیت سادگی در ساخت و استفاده از آن و همچنین نیاز به الکتروود کمتر در اجرای آن نانوذراتور تریبوالکتریک در حالت تک‌الکتروود را به یکی از بهترین انتخاب‌ها برای لوازم الکترونیکی پوشیدنی تبدیل می‌کند. با توجه به جایگاه مناسب پوست انسان در فهرست مواد تریبوالکتریک به‌عنوان ماده‌ی مثبت نانوذراتور، طراحی نانوذراتورهای پوشیدنی با لایه‌ی مثبت بدن انسان رایج شده است که دسته‌ی نانوذراتورهای تریبوالکتریک تماس پوستی را به خود اختصاص داده‌اند. البته، این نکته اهمیت دارد که قرارگیری این نانوذراتورهای تریبوالکتریک روی بدن به‌گونه‌ای باشد که بیشترین حرکت بیومکانیکی را دریافت و به انرژی الکتریکی تبدیل کند که نمونه‌هایی از این نواحی در شکل ۳ قابل مشاهده است.



شکل ۳. محل جمع‌آوری انرژی‌های بیومکانیکی مختلف به‌عنوان منابع انرژی پایدار توسط نانوذراتورهای تریبوالکتریک پوشیدنی تماس پوستی

با توجه به انتخاب پوست بدن به‌عنوان ماده‌ی مثبت تریبوالکتریک، الکتروودها تنها می‌توانند در یک جهت قرار بگیرند و در نتیجه تنها امکان ساخت نانوذراتور تریبوالکتریک از نوع تک‌الکتروودی و الکتروود مستقل وجود دارد. با توجه به اهمیت بیشترین سازگاری با بدن، از آنجایی که نانوذراتور تریبوالکتریک از نوع الکتروود مستقل بیشتر از نوع اصطکاک‌ی است، این اصطکاک باعث تحریک پوست و حتی ایجاد خراش و زخم می‌شود. به همین دلیل، اغلب نانوذراتور تریبوالکتریک از نوع تک‌الکتروودی برای ساخت انتخاب می‌شود. استفاده از یک نانوذراتور تریبوالکتریک مبتنی بر الیاف ابریشم و نانوسیم نقره‌ی همراه PDMS این امکان را به وجود می‌آورد که به‌طور مؤثر

ابتدا به شبیه‌سازی نانوژنراتورهای تریبوالکتريک می‌پردازد و، با بررسی نتایج آن، نانوژنراتورهای تریبوالکتريک ساخته می‌شوند. در این مقاله، نانوژنراتور تریبوالکتريک در ابتدا با استفاده از نرم‌افزار COMSOL Multiphysics شبیه‌سازی شده است. این نرم‌افزار امکان استفاده از یک رابط کاربری مبتنی بر علم فیزیک همراه با یک سیستم معادلات دیفرانسیل جزئی را امکان‌پذیر می‌سازد (Salim et al., 2016). به دلیل عدم تغییرات در هندسه، مواد، نیروهای اعمالی، جابه‌جایی و بارهای انتقال‌یافته در عرض اجسام، شبیه‌سازی‌ها در محیطی دو بُعدی انجام شده است تا، به دلیل ساده‌سازی محاسباتی عددی و پیچیدگی کمتر در مش‌بندی در محیط دو بُعدی، محاسبات در زمان کمتری انجام شود و تأثیر بُعد سوم از طریق تعیین عرض کار و گسترش آن حاصل شود. در این شبیه‌سازی، فیزیک الکترواستاتیک، به دلیل توانایی ذاتی آن در شبیه‌سازی، تعامل پویایی بین تغییرات ضریب تراوایی و چگالی بار سطحی مواد تریبوالکتريک به‌عنوان فیزیک نانوژنراتور تریبوالکتريک انتخاب شده است (Mathew & Vivekanandan, 2022; Roopa et al., 2022).

مطابق شکل ۴ (الف) که نمای سه‌رخ و شکل ۴ (ب) که نمای جانبی را نشان می‌دهند، فرایند شبیه‌سازی شامل دو صفحه‌ی دی‌الکتريک و یک الکتروود فلزی (الکتروود تماسی) است که روبه‌روی هم قرار می‌گیرند تا لایه‌های نانوژنراتور تریبوالکتريک را با طول l و عرض w تشکیل دهند. ضخامت برای دی‌الکتريک d_0 و برای الکتروود تماسی d_m است. به‌عنوان یک پیکربندی رایج، الکتروود مرجع با همان اندازه‌ی هندسی در زیر الکتروود تماسی با فاصله‌ی g قرار می‌گیرد. دو الکتروود ثابت هستند و دی‌الکتريک می‌تواند در جهت عمودی تحت نیروی مکانیکی خارجی حرکت کند که فاصله‌ی بین دو لایه‌ی تریبوالکتريک به‌صورت x تعریف می‌شود.

در نتیجه، الکتريسیته‌ی تماسی با الکتروود دی‌الکتريک بارهای منفی خالص را با چگالی $-\sigma$ روی سطح زیرین خود حمل می‌کند. با توجه به خاصیت مناسب در عایق بودن سیلیکون و ماهیت الکتريسیته‌ی تماسی می‌توان فرض کرد که بارها به‌طور یکنواخت روی سطح با هدردرفت ناچیز توزیع می‌شوند (Niu et al., 2014). هم‌زمان مقدار مساوی بارهای مثبت (σ_w) از طریق الکتريسیته‌ی تماسی به الکتروود تماسی تزریق می‌شود. Q به‌عنوان بارهای منتقل‌شده از الکتروود تماسی به الکتروود مرجع

استفاده شده است که، علاوه بر پایداری بیشتر، خواص الکتريکی مطلوبی نیز ارائه می‌دهد. به همین منظور، در مقاله‌ی حاضر، به ساخت نانوژنراتور تریبوالکتريک تک‌الکتروودی انعطاف‌پذیر پرداخته شده و به‌منظور بررسی دقیق روند تغییرات افزاری مورد نظر شبیه‌سازی شده است. در این فرایند، به بررسی تعاملات الکترواستاتیکی بین مواد تریبوالکتريک مثبت با تمرکز بر پوست و الیاف شیشه‌ای به‌عنوان جایگزین پوست با ویژگی‌های بالقوه‌ی مناسب‌تر و سیلیکون بهداشتی به‌عنوان ماده‌ی تریبوالکتريک منفی پرداخته می‌شود. این بررسی شامل تحلیل ویژگی‌های ساختاری و ریخت‌شناختی مواد استفاده‌شده و همچنین اهمیت فاصله‌ی بین صفحات دی‌الکتريک در خروجی نانوژنراتورهای تریبوالکتريک، ولتاژ مدار باز، جریان و بار اتصال کوتاه است. همچنین، توان نانوژنراتورهای تریبوالکتريک در مقاومت‌های بار مختلف و تأثیر آن‌ها بر مشخصات خروجی به‌منظور دستیابی به یک منبع تأمین انرژی الکتريکی پایدار و زیست‌سازگار برای حسگرها و دیگر ادوات الکترونیکی پوشیدنی به‌منظور پایش سلامت و درمان افراد بررسی می‌شود.

۲- ساختار، مواد و روش‌ها

در این مقاله، با توجه به کاربرد پوشیدنی نانوژنراتور تریبوالکتريک و استفاده از پوست به‌عنوان ماده‌ی مثبت تریبوالکتريک، همان‌طور که پیش‌تر نیز بیان شد، مناسب‌ترین انتخاب نوع تک‌الکتروودی نانوژنراتور تریبوالکتريک است که نیاز به الکتروود دوم در زیر پوست را کاملاً برطرف کند و سهولت در استفاده از این نوع نانوژنراتور تریبوالکتريک را برای کاربر فراهم آورد. از آنجا که این نانوژنراتور تریبوالکتريک در دسته‌ی تماس پوستی قرار می‌گیرد، استفاده از مواد زیست‌سازگار در آن اهمیت ویژه‌ای دارد که بدین منظور از سیلیکون بهداشتی به‌عنوان ماده‌ی منفی تریبوالکتريک استفاده می‌شود. با توجه به بروز آسیب‌های احتمالی در نانوژنراتورهای تریبوالکتريک تماس پوستی، استفاده از پارچه‌ی شیشه‌ای به‌عنوان جایگزین پوست در ماده‌ی مثبت تریبوالکتريک در این مقاله بررسی می‌شود که، علاوه بر جلوگیری از بروز آسیب به پوست، محدودیت محل قرارگیری نانوژنراتور تریبوالکتريک را ندارد و امکان افزایش خروجی آن را نیز فراهم می‌کند. به‌منظور بررسی موارد بیان‌شده، این مقاله

جدول ۲. پارامترهای استفاده‌شده در محاسبه‌ی ویژگی‌های خروجی نانوژنراتور تریبولکتریک تک‌الکترودی

$\epsilon_r = 3/2$ $d_0 = 5\text{mm}$	دی‌الکتریک پوست
$\epsilon_r = 6$ $d_0 = 5\text{mm}$	دی‌الکتریک سیلیکون بهداشتی
$\epsilon_r = 4$ $d_0 = 5\text{mm}$	دی‌الکتریک پارچه‌ی شیشه‌ای
0.5mm	ضخامت الکتروود (dm)
5cm	عرض سازه (w)
5cm	طول دی‌الکتریک (l)
1cm	فاصله‌ی بین الکتروودها (g)
$6\ \mu\text{C m}^{-2}$ $2\ \mu\text{C m}^{-2}$	چگالی سطحی بار تریبولکتریک (σ)
2cm	حداکثر فاصله‌ی جدایی (X_{max})

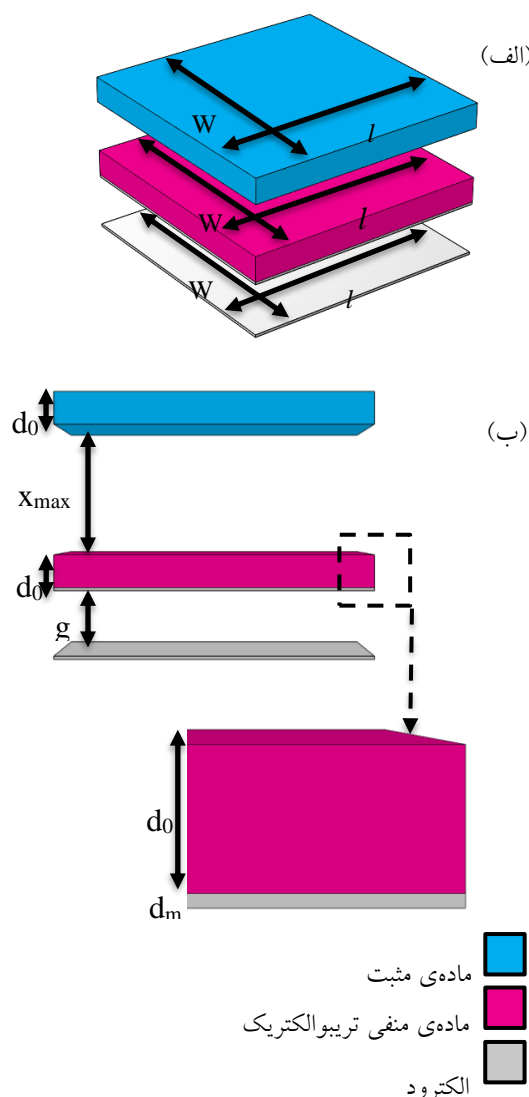
برای درک بیشتر ویژگی‌های خروجی نانوژنراتور تریبولکتریک تک‌الکترودی، رابطه‌ی فاصله‌ی دی‌الکتریک و الکتروود تماسی در ولتاژ و بار خروجی بررسی می‌شود (Liu et al., 2013). مشابه سایر انواع نانوژنراتورهای تریبولکتریک، در فاصله‌ی دی‌الکتریک و الکتروود تماسی ثابت، ولتاژ و بار خروجی رابطه‌ی خطی دقیقی را نشان می‌دهد که به دلیل خازن ایجادشده بین الکتروودها است (Liu et al., 2013a; Niu et al., 2013b). شیب منحنی ولتاژ و بار خروجی ($V-Q$) مقدار متقابل ظرفیت خازنی (C) بین دو الکتروود و محل برخورد با محور ولتاژ، ولتاژ مدار باز (V_{oc}) است (Niu et al., 2014; Niu et al., 2013b). بنابراین، رابطه‌ی فاصله‌ی دی‌الکتریک و الکتروود تماسی در ولتاژ و بار خروجی آن را می‌توان به صورت رابطه‌ی (۱) ارائه کرد.

$$V = -\frac{1}{C} \times Q + V_{oc} \quad (1)$$

در شرایط اتصال کوتاه، ولتاژ خروجی برابر با صفر و بار خروجی برابر با بارهای انتقال‌یافته‌ی اتصال کوتاه (Q_{sc}) است. اگر این شرط در رابطه‌ی (۱) اعمال شود، رابطه‌ی بین بارهای انتقال‌یافته‌ی اتصال کوتاه (Q_{sc})، ظرفیت خازنی (C) بین دو الکتروود و ولتاژ مدار باز (V_{oc}) را می‌توان به صورت رابطه‌ی (۲) به دست آورد.

$$Q_{sc} = V_{oc}C \quad (2)$$

تعریف شده است و مقدار کل بارها در الکتروود تماسی و الکتروود مرجع به ترتیب Q و $\sigma Wl-Q$ هستند.



شکل ۴. (الف) نمای سه‌رخ و (ب) نمای جانبی و بخش بزرگ‌شده‌ی نانوژنراتور تریبولکتریک شبیه‌سازی‌شده در نرم‌افزار COMSOL Multiphysics به همراه ابعاد به کاررفته

مطابق معمول در آزمایش‌ها، کل ساختار با هوا احاطه شده است و پتانسیل در بی‌نهایت به عنوان نقطه‌ی مرجع انتخاب شده و پارامترهای مورد استفاده در این شبیه‌سازی در جدول ۲ آمده است. به دلیل القای الکترواستاتیک، پتانسیل الکتریکی در الکتروود تماسی بیشتر از الکتروود مرجع است که نیروی محرکه‌ی الکترون‌ها را برای جریان از الکتروود مرجع به الکتروود تماسی از طریق بار خارجی فراهم می‌کند.

در روابط (۱) و (۲)، C ظرفیت خازنی بین دو الکتروده به کاررفته است و مطابق رابطه‌ی محاسبه‌ی ظرفیت خازن کاملاً مشخص است که، با افزایش فاصله‌ی بین الکترودها (g)، ظرفیت خازنی آن کاهش می‌یابد و این مقدار به صورت مستقیم بر خروجی اثرگذار است. علاوه بر ویژگی خروجی حالت‌های مدار باز و اتصال کوتاه، ویژگی بار نانوژنراتور تریبوالکتریک تک‌الکترودی را می‌توان با ترکیب رابطه‌ی (۱) با قانون اهم محاسبه کرد. بر این اساس، رابطه‌ی (۳) حاصل می‌شود.

با توجه به اهمیت تأمین انرژی مورد نیاز ادوات پوشیدنی الکترونیکی به ساخت نانوژنراتور تریبوالکتریک منعطف زیست‌سازگار با بدن پرداخته می‌شود. در انتخاب مواد برای ساخت نانوژنراتور تریبوالکتریک نیز استفاده از پوست بدن با توجه به جایگاه مناسب در جدول مواد تریبوالکتریک به عنوان ماده‌ی مثبت انتخاب مناسبی است. برای ماده‌ی منفی نیز، با توجه به اهمیت زیست‌سازگاری و انعطاف‌پذیری، دامنه‌ی انتخاب‌ها اندکی محدود شده که یکی از انتخاب‌های مناسب برای آن استفاده از سیلیکون بهداشتی است. این ماده که به صورت تخصصی برای ساخت اندام مصنوعی استفاده می‌شود ماده‌ای کاملاً منعطف، بی‌بو، زیست‌سازگار و دارای تأییدهای خوراکی از سازمان غذا و داروی ایالات متحده‌ی امریکا است و استفاده و تماس آن در ادوات پوشیدنی خطری برای انسان به وجود نمی‌آورد. سیلیکون بهداشتی مقاومت خوبی در برابر حرارت دارد و تحمل دمایی آن بین ۲۲۰ درجه‌ی سلسیوس تا ۲۵۰ درجه‌ی سلسیوس است و می‌تواند حتی در دماهای بالا استفاده شود و از خود مواد سمی آزاد نمی‌کند، نرم و انعطاف‌پذیر است که امکان تطبیق بهتر با شکل بدن فرد و راحتی بیشتر را به وجود می‌آورد. این ماده مقاومت مناسبی در برابر آب دارد، بنابراین محصولاتی که از آن تهیه می‌شوند می‌توانند به مدت طولانی در تماس با آب باقی بمانند و حتی قابل شست‌وشو باشند. بسیاری از افراد حساسیت بسیاری به مواد پلیمری و لاستیکی دارند، درحالی‌که سیلیکون بهداشتی حساسیت کمتری به همراه دارد و از این نظر مناسب‌تر است و برای افراد حساس نیز قابل استفاده است. مشخصات فنی سیلیکون بهداشتی به کاررفته در جدول ۳ قابل مشاهده است. به منظور استفاده از این ماده ابتدا باید نسبت جرمی برابر از دو قسمت A و B با هم ترکیب شوند و، با مخلوط کردن این دو ماده، ترکیب حاصل یکنواخت شود.

$$R \frac{dQ}{dt} = -\frac{1}{C} \times Q + V_{oc} \quad (3)$$

برای حل رابطه‌ی (۳)، شرط مرزی باید مشخص شود. فرض اینکه $t = 0s$ دی‌الکتریک در موقعیت $x = 0$ برای مدت طولانی متوقف شده است و شروع به جدا شدن از الکتروده تماسی می‌کند. در این صورت، شرایط مرزی مربوطه را می‌توان به صورت $Q(t=0) = 0$ ارائه کرد. سپس، رابطه‌ی (۳) را می‌توان به صورت تحلیلی حل کرد.

$$Q(t) = \frac{1}{R} e^{-\frac{t}{RC}} \int_0^t V_{oc}(x(t)) e^{\frac{t}{RC}} dt \quad (4)$$

سپس، خروجی جریان و ولتاژ خروجی را می‌توان به صورت روابط (۵) و (۶) به دست آورد.

$$I(t) = \frac{dQ}{dt} = \frac{V_{oc}(x(t))}{R} - \frac{1}{R^2C} e^{-\frac{t}{RC}} \int_0^t V_{oc}(x(t)) e^{\frac{t}{RC}} dt \quad (5)$$

$$V(t) = V_{oc}(x(t)) - \frac{1}{RC} e^{-\frac{t}{RC}} \int_0^t V_{oc}(x(t)) e^{\frac{t}{RC}} dt \quad (6)$$

با بررسی نحوه‌ی محاسبه‌ی خروجی نانوژنراتور تریبوالکتریک نوبت انتخاب و بررسی مواد برای شبیه‌سازی می‌رسد. در این شبیه‌سازی از ماده‌ی سیلیکون لاستیکی بهداشتی به عنوان ماده‌ی منفی و از پارچه‌ی شیشه‌ای و پوست انسان به عنوان ماده‌ی مثبت در دو شبیه‌سازی جداگانه استفاده شده است. شایان ذکر است که شکافی بسیار کوچک بین دو ماده‌ی مورد نظر با هدف تخمین دقیق چگالی بار سطحی هر ماده‌ی ایجاد شده است و ضروری است از هرگونه تماس فیزیکی بین مواد در طول فرایند شبیه‌سازی جلوگیری شود، زیرا چنین تماسی باعث خطاهای محاسباتی ناشی از عدم جدایی این مواد می‌شد. علاوه بر این، برای اطمینان از صحت نتایج شبیه‌سازی، ضروری است که مقادیر چگالی بار سطحی دو ماده از لحاظ

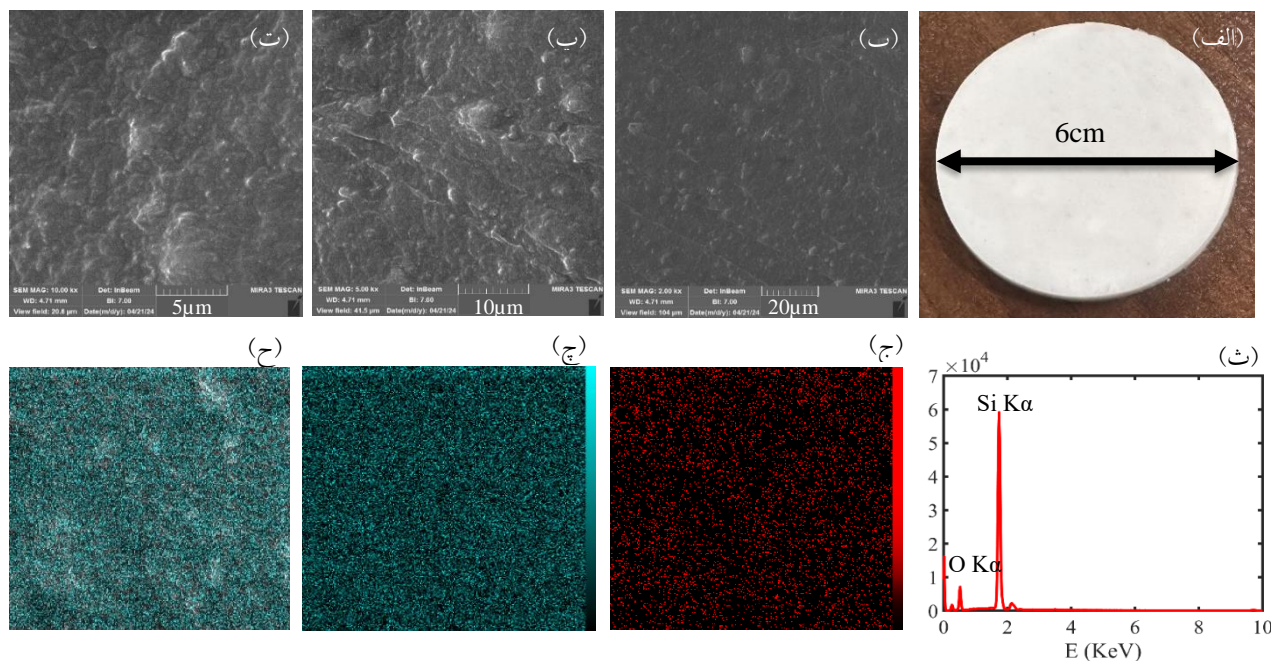
مقداری مساوی باشند، اما قطبیت‌های مخالف داشته باشند (He et al., 2023; manavizadeh et al., 2024; Rodrigues-

جدول ۳. مشخصات فنی سیلیکون بهداشتی به‌کاررفته

۲۰-۱۸	سختی (ماده‌ی A)
۱:۱	نسبت اختلاط A و B (برحسب وزن)
۳۰۰۰-۲۰۰۰	ویسکوزیته‌ی قسمت A (mPa.s)
۳۰۰۰-۲۰۰۰	ویسکوزیته‌ی قسمت B (mPa.s)
۳۰۰۰-۲۰۰۰	ویسکوزیته‌ی مخلوط (mPa.s)
۶۰-۳۰ دقیقه	زمان کار (۲۵°C)
۲۴-۱۸ ساعت	زمان پخت (۲۵°C)
۲۵-۱۸	قدرت پارگی خشک‌شده (KN/m)
۷-۵	استحکام کششی خشک‌شده (MPa)
۷۸۰-۵۸۰ درصد	ازدیاد طول
≤ ۰/۱ %	انقباض

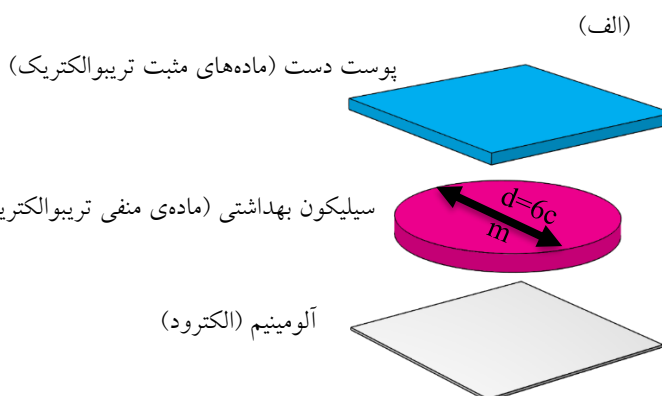
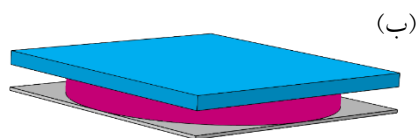
آماده‌ی استفاده شود. در این مقاله، از قالب دایره‌ای به قطر ۶ سانتی‌متر استفاده شده است که نتیجه‌ی نهایی این سیلیکون بهداشتی در شکل ۵ (الف) قابل مشاهده است. تصاویر SEM سیلیکون بهداشتی در شکل ۵ (ب)، (پ) و (ت) با بزرگ‌نمایی‌های مختلف قابل مشاهده است که دارای سطحی نسبتاً صاف و یکنواخت است. سطح صاف و یکنواخت سیلیکون از این جنبه حائز اهمیت است که الگوهای بخش‌های مختلف سطح آن اثری در خروجی نانوژنراتور تریوالکتریک ندارد. شکل ۵ (ث) آنالیز EDS به‌منظور تعیین عناصر سازنده‌ی آن را نشان می‌دهد. مطابق آنالیز EDS، این ماده تنها از عناصر اکسیژن و سیلیسیوم به‌ترتیب با درصد وزنی ۲۵/۵۷ و ۷۴/۴۳ تشکیل شده است و، در تصاویر نقشه‌ی شکل ۵ (ج)، (چ) و (ح)، پراکندگی این عناصر به‌صورت جداگانه و تجمعی در بخشی از این ماده به تصویر درآمده است. همان‌طور که در تصاویر نقشه‌ی شکل ۵ (ج)، (چ) و (ح) مشخص است، پراکندگی اکسیژن و سیلیسیوم یکنواخت است. این یکنواختی نشان‌دهنده‌ی قابلیت بازتولید نتایج نانوژنراتور تریوالکتریک ساخته‌شده با سیلیکون بهداشتی در نمونه‌های متعدد است.

پس از آن، باید ترکیب حاصل به‌صورت آبشاری با فاصله‌ی حدود ۱۵ سانتی‌متر به داخل قالب ریخته شود تا حبابی شکل نگیرد. درنهایت، برای از بین رفتن حباب‌های احتمالی باقی‌مانده نیاز است تا قالب به همراه سیلیکون بهداشتی به مدت ۱۵ دقیقه در خلأ قرار گیرد و پس از آن طی مدت ۲۴ ساعت در دمای محیط و به دور از نور مستقیم آفتاب قرار گیرد تا ترکیب حاصل



شکل ۵. (الف) سیلیکون بهداشتی خشک‌شده پس از ۲۴ ساعت. تصویر SEM سطح سیلیکون بهداشتی با بزرگ‌نمایی، (ب) ۲ هزار برابر، (پ) ۵ هزار برابر، (ت) ۱۰ هزار برابر و عدم وجود الگوی ریز و درشت محسوس و اثرگذار در خروجی نانوژنراتور تریوالکتریک، (ث) آنالیز EDS سیلیکون بهداشتی به‌منظور تعیین عناصر سازنده‌ی آن، (ج) نقشه‌ی محل قرارگیری عناصر سیلیسیوم موجود در بخشی از سیلیکون بهداشتی، (چ) نقشه‌ی محل قرارگیری عناصر اکسیژن موجود در بخشی از سیلیکون بهداشتی و (ح) نقشه‌ی تجمعی محل قرارگیری عناصر سازنده در بخشی از سیلیکون بهداشتی به‌منظور تشخیص یکنواختی ماده و نتایج خروجی مشابه در ساخت نمونه‌های متعدد

سیلیکون بهداشتی به‌عنوان ماده‌ی منفی تریبوالکتریک و فویل آلومینیمی به‌عنوان الکتروود است که در شکل ۶ (الف) اجزای آن و در شکل ۶ (ب) و ۶ (پ) تصاویر مونتاژشده‌ی نانوذراتور به‌ترتیب به‌صورت شماتیک و واقعی قابل‌ملاحظه است.



شکل ۶. (الف) تصویر شماتیک اجزای نانوذراتور تریبوالکتریک شامل پوست دست، سیلیکون بهداشتی و الکتروود آلومینیم و تصویر، (ب) شماتیک و (پ) واقعی نانوذراتور تریبوالکتریک مونتاژشده در حالت کاری تک‌الکتروودی

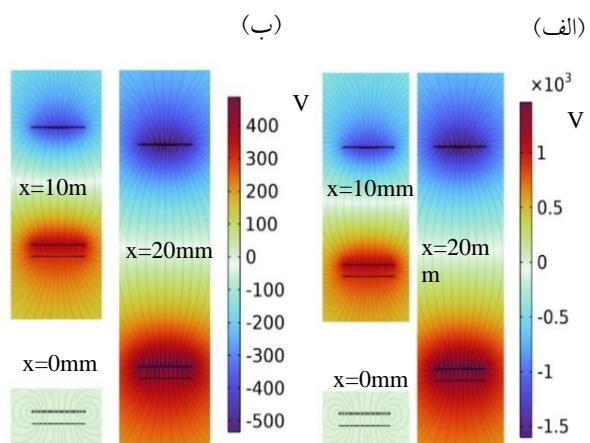
ساختاری منعطف با توجه به بافت تاروپودی خود، الگویی منظم و برجسته را تشکیل می‌دهند که در بهبود عملکرد نانوذراتور تریبوالکتریک نیز اثرگذار است. علاوه بر آن، دیگر برای تماس مستقیم نانوذراتور تریبوالکتریک با پوست نیاز نیست که آزادی عمل در محل استفاده افزایش یابد و امکان بروز حساسیت و التهاب‌های پوستی را به حداقل می‌رساند. برای الکتروود نیز مطابق آزمایش قبل، از آلومینیم استفاده شده است که در نهایت تصویر شماتیک نانوذراتور تریبوالکتریک ساخته شده و بخش‌های آن در شکل ۷ (پ) قابل مشاهده است.

انتخاب ابعاد، اندازه‌ها و میزان جرم مواد به دلایل متعددی اهمیت بسیاری دارد. افزایش این مقادیر می‌تواند به طولانی شدن زمان شبیه‌سازی‌ها منجر شود و نیاز به توان محاسباتی و پردازشی فراتر از ظرفیت سیستم‌های موجود را ایجاد کند. در آزمایش‌های عملی نیز، افزایش ابعاد موجب کاهش سطح تماس مؤثر می‌شود و در نتیجه توان بر واحد سطح به میزان قابل توجهی کاهش می‌یابد؛ افزون‌براین، هزینه‌ها نیز به‌شکل چشمگیری افزایش می‌یابد. از سوی دیگر، کاهش بیش از حد ابعاد و جرم می‌تواند مشکلات بسیاری در انجام آزمایش‌های عملی ایجاد کند و نتایج را تحت تأثیر قرار دهد.

برای الکتروود استفاده از صفحات و فویل‌های آلومینیمی با توجه به انعطاف‌پذیری و قیمت مناسب پیشنهاد می‌شود. با توجه به تعیین مواد به‌کاررفته و انتخاب نوع نانوذراتور تریبوالکتریک، ساختاری سه‌لایه برای ساخت پیشنهاد می‌شود. این ساختار سه‌لایه شامل پوست بدن به‌عنوان ماده‌ی مثبت تریبوالکتریک،

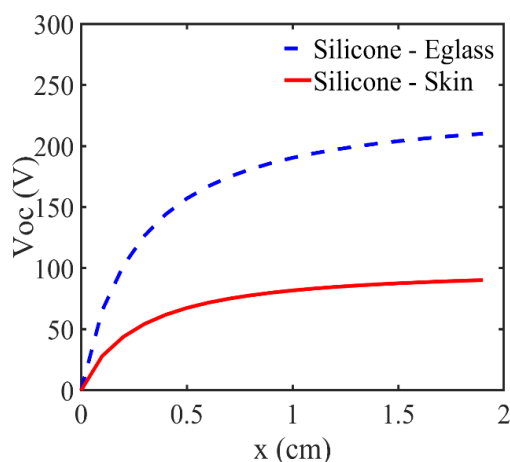
با وجود تمام مزایای مطرح‌شده درباره‌ی نانوذراتور تریبوالکتریک ساخته‌شده از جمله جایگاه مناسب مواد به‌کاررفته در جدول خاصیت تریبوالکتریک، انعطاف‌پذیری مناسب و کاهش یک ماده با توجه به استفاده از پوست به‌عنوان ماده‌ی مثبت تریبوالکتریک، این تماس با پوست برای همه‌ی کاربران مناسب نیست و می‌تواند موجب نارضایتی افراد به‌ویژه در فصول گرم سال شود. به همین منظور، در آزمایش دوم از پارچه‌ی شیشه‌ای به‌عنوان ماده‌ی مثبت تریبوالکتریک جایگزین پوست استفاده می‌شود. درباره‌ی شیشه این نکته حائز اهمیت است که، با توجه به نیاز به یک نانوذراتور تریبوالکتریک منعطف، استفاده از شیشه با وجود جایگاه مناسب در فهرست مواد تریبوالکتریک، اما به‌لحاظ انعطاف‌پذیری محدودیت‌های فراوانی دارد که استفاده از آن ممکن نیست.

برای حل این مشکل، استفاده از پارچه‌ی شیشه‌ای که منسوجی از الیاف شیشه است پیشنهاد می‌شود که، علاوه بر داشتن خواص میل ترکیبی الکترونی شیشه، مانند یک پارچه معمولی کاملاً منعطف است و امکان استفاده در ادوات الکترونیکی پوشیدنی را دارد که در تصویر شکل ۷ (الف) قابل مشاهده است. مطابق تصویر شکل ۷ (ب)، الیاف از جنس شیشه به‌صورت تاروپود در هم تنیده شده‌اند و، علاوه بر ایجاد



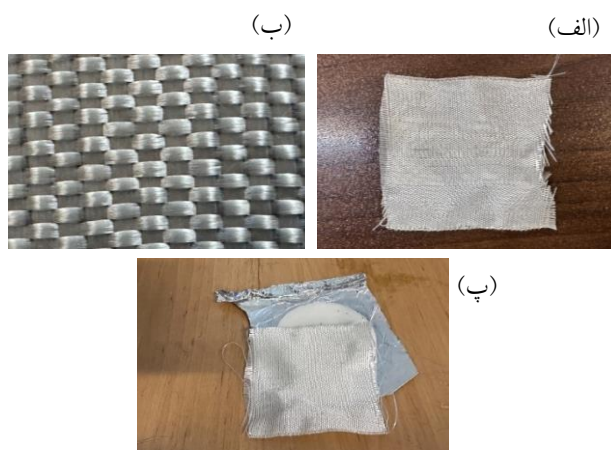
شکل ۸. محاسبه‌ی توزیع پتانسیل الکتریکی در فواصل متحرک مختلف X (الف) با ماده‌ی مثبت پارچه‌ی شیشه‌ای و (ب) با ماده‌ی مثبت پوست انسان

توجه به اینکه توانایی پارچه‌ی شیشه‌ای از پوست در انتقال بار الکتریکی بیشتر است و در فهرست مواد تریبوالکتریک نیز بالاتر قرار می‌گیرد، انتظار می‌رود که ولتاژ مدار بار بیشتری نیز داشته باشد که در نمودار شکل ۹ این نتایج قابل مشاهده است.



شکل ۹. نمودار ولتاژ مدار باز نانوذراتورهای تریبوالکتریک شبیه‌سازی شده با دو ماده‌ی مثبت تریبوالکتریک پوست و پارچه‌ی شیشه‌ای

همان‌طور که در نمودار شکل ۹ نیز مشخص است، ولتاژ مدار باز برای نانوذراتور شبیه‌سازی شده با ماده‌ی مثبت پوست انسان و ماده‌ی منفی سیلیکون بهداشتی با افزایش فاصله‌ی دو لایه‌ی تریبوالکتریک افزایش می‌یابد و در حداکثر فاصله‌ی ۲ سانتی‌متر که برای این شبیه‌سازی تعیین شده، این ولتاژ به ۹۶ ولت می‌رسد، درحالی‌که ولتاژ مدار باز برای نانوذراتور



شکل ۷. (الف) پارچه‌ی شیشه‌ای به‌کاررفته، (ب) بافت تاروپود پارچه‌ی شیشه‌ای به‌کاررفته و (پ) نانوذراتور تریبوالکتریک تک‌الکترودی ساخته‌شده با پارچه‌ی شیشه‌ای، سیلیکون بهداشتی و فویل آلومینیم

پس از آماده‌سازی نمونه‌ها، نوبت بررسی نتایج خروجی این نانوذراتورهای تریبوالکتریک می‌رسد که در ادامه نتایج خروجی حاصل از شبیه‌سازی و با نمونه‌های ساخته‌شده بررسی و تحلیل می‌شود.

۳- بحث و نتایج

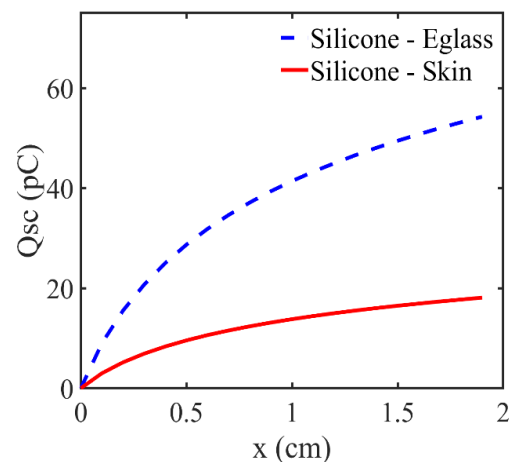
پس از آماده‌سازی نمونه‌ها نوبت به بررسی نتایج شبیه‌سازی و نمونه‌های ساخته‌شده می‌رسد. همان‌طور که در شکل ۸ (الف) و (ب) نشان داده شده است، برای هر دو نوع ماده‌ی مثبت تریبوالکتریک در نانوذراتورهای شبیه‌سازی شده، به دلیل القای الکترواستاتیک، پتانسیل الکتریکی در الکتروود تماسی بیشتر از الکتروود مرجع است که نیروی محرکه‌ی الکترون‌ها را برای جریان از الکتروود مرجع به الکتروود تماسی از طریق بار خارجی فراهم می‌کند. علاوه‌برآن، با افزایش فاصله‌ی بین دو دی‌الکتریک، پتانسیل الکتریکی روی صفحات افزایش می‌یابد و توزیع پتانسیل الکتریکی در فواصل مختلف دی‌الکتریک متحرک به‌خوبی دیده می‌شود. با توجه به اینکه تنها تغییر حاصل در این دو آزمایش، تغییر ماده‌ی مثبت تریبوالکتریک است، افزایش پتانسیل الکتریکی در فواصل مساوی در دو آزمایش را می‌توان به تغییر ماده‌ی مثبت تریبوالکتریک و خاصیت بیشتر الکترونگاتیوی پارچه‌ی شیشه‌ای در مقابل پوست بدن نسبت داد. پس از آن، نوبت به بررسی حالت مدار باز مدار و به‌طور دقیق‌تر ولتاژ مدار باز نانوذراتورهای تریبوالکتریک می‌رسد. با

با نتایج حاصل شده از شبیه‌سازی نانوژنراتورهای تریبوالکتريک، با توجه به اینکه در هر دو آزمایش در حالت‌های مدار باز و اتصال کوتاه میزان حداکثر فاصله‌س جابه‌جایی دی‌الکتريک‌ها از هم مشابه است، با فرض یکسان بودن نوع و سرعت حرکت آن‌ها می‌توان انتظار داشت که جریان اتصال کوتاه نانوژنراتور شبیه‌سازی شده با ماده‌ی مثبت پارچه‌ی شیشه‌ای بیشتر از نانوژنراتور شبیه‌سازی شده با ماده‌ی مثبت پوست باشد. با توجه به نمودارهای ولتاژ مدار باز و بار اتصال کوتاه شکل ۹ و شکل ۱۰ و بالاتر قرار گرفتن شیشه از پوست در فهرست مواد تریبوالکتريک، تغییر ماده‌ی مثبت تریبوالکتريک به ماده‌ای با تمایل بیشتر به از دست دادن الکترون باعث افزایش تمایل به انتقال بار می‌شود. این افزایش انتقال بار به تولید ولتاژ بالاتر در حالت مدار باز و بار بالاتر در حالت اتصال کوتاه منجر می‌شود. علاوه بر آن، با تغییر ماده‌ی مثبت تریبوالکتريک به ماده‌ای با پتانسیل الکتريکی بالاتر در سری تریبوالکتريک، تفاوت پتانسیل الکتريکی بین دو ماده افزایش می‌یابد. این تفاوت پتانسیل بیشتر ولتاژ بیشتری را در حالت مدار باز ایجاد می‌کند. در نهایت، مواد مختلف دارای خواص سطحی و میزان چسبندگی مختلفی هستند. تغییر ماده‌ی مثبت تریبوالکتريک به ماده‌ای با سطح تماس بیشتر یا خواص سطحی بهتر برای انتقال بار می‌تواند به افزایش ولتاژ و بار تولیدی منجر شود. با توجه به دلایل بیان شده، میزان جریان و ولتاژ نانوژنراتور شبیه‌سازی شده با ماده‌ی مثبت پارچه‌ی شیشه‌ای در مقاومت‌های مختلف و مقاومت برابر با نانوژنراتور بیشتر از نانوژنراتور شبیه‌سازی شده با ماده‌ی مثبت پوست است و در نتیجه توان بالاتری نیز دارد. به منظور حصول اطمینان از این نتیجه‌گیری، نتایج حاصل از این نانوژنراتورهای ساخته شده بررسی و با شبیه‌سازی مقایسه می‌شوند.

در بخش بررسی نتایج حاصل از نانوژنراتورهای ساخته شده، به منظور ثبت خروجی نانوژنراتورها نیز در همه‌ی آزمایش‌ها، از اسیلوسکوپ دیجیتال برند MEGATECH و مدل DSO2100 با قابلیت ذخیره‌سازی داده‌ها استفاده شده است. در این بخش، ابتدا نانوژنراتور تریبوالکتريک با ماده‌ی مثبت پوست دست بررسی می‌شود. در این نانوژنراتور تریبوالکتريک، به دلیل وجود تفاوت در میل ترکیبی الکترون بین پوست و سیلیکون بهداشتی، براساس قانون القای الکترواستاتیک باری سطحی بر روی دو ماده‌ی تریبوالکتريک قرار می‌گیرد که به وسیله‌ی الکتروود آلومینیم

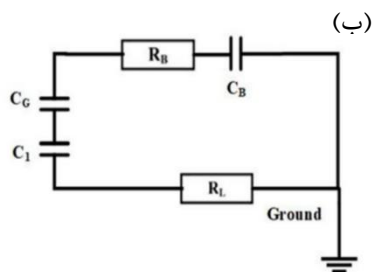
شبیه‌سازی شده با ماده‌ی مثبت پارچه‌ی شیشه‌ای و ماده‌ی منفی سیلیکون بهداشتی در همین فاصله به ۲۱۱ ولت می‌رسد که انتخاب مناسب پارچه‌ی شیشه‌ای به جای پوست را در نانوژنراتورهای منعطف پوشیدنی نوید می‌دهد. همان‌طور که از نمودار شکل ۹ نیز مشخص است، افزایش فاصله‌ی بین دو صفحه‌ی دی‌الکتريک به مقدار بیش از ۲ سانتی‌متر تغییر زیادی در مقدار ولتاژ مدار باز محاسبه شده ایجاد نمی‌کند و به همین دلیل فاصله‌ی جابه‌جایی محاسبه شده از مقدار صفر تا ۲ سانتی‌متر محاسبه شده است.

آزمون مهم دیگر در ارزیابی عملکرد نانوژنراتورهای تریبوالکتريک بررسی مدار در حالت اتصال کوتاه است. با توجه به اینکه شبیه‌سازی در حالت ایستا انجام شده و تغییرات زمان در پارامترهای آن در نظر گرفته نشده است، محاسبه‌ی جریان اتصال کوتاه امکان‌پذیر نیست و تنها به بررسی بار اتصال کوتاه پرداخته می‌شود. نتایج حاصل از بررسی بار اتصال کوتاه این دو نانوژنراتور در نمودار شکل ۱۰ قابل مشاهده است و همان‌طور که انتظار می‌رود، با توجه به اختلاف بیشتر دو ماده‌ی سیلیکون بهداشتی و پارچه‌ی شیشه‌ای در فهرست مواد تریبوالکتريک و همچنین توانایی بالاتر پارچه‌ی شیشه‌ای در انتقال و انباشت بار الکتريکی، بار الکتريکی اتصال کوتاه آن بیشتر است و بار اتصال کوتاه برای این نانوژنراتورهای تریبوالکتريک شبیه‌سازی شده به بیش از 5 pC می‌رسد، درحالی‌که این مقدار برای نانوژنراتورهای تریبوالکتريک شبیه‌سازی با پوست انسان حدود 18 pC است.

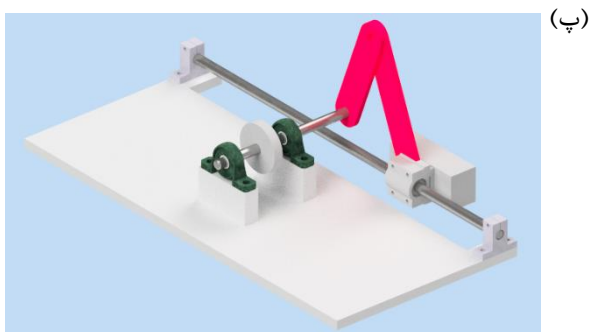
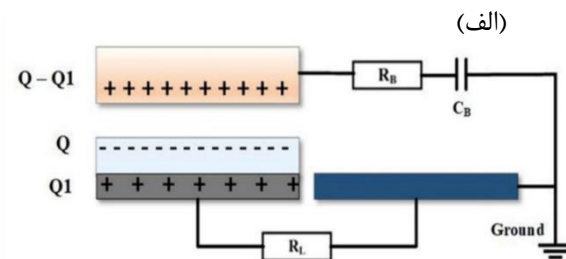


شکل ۱۰. نمودار بار اتصال کوتاه نانوژنراتورهای تریبوالکتريک شبیه‌سازی شده با دو ماده‌ی مثبت تریبوالکتريک پوست و پارچه‌ی شیشه‌ای

هنگام تماس دی‌الکتریک با پوست، بدن انسان در حال هدایت الکتریکی است (Masugi, 2003). مدار معادل RC این حالت نیز در شکل ۱۱ (ب) نشان داده شده است



می‌توان خروجی تولیدشده به واسطه‌ی تماس و جدا شدن سیلیکون بهداشتی و پوست را به کمک اسیلوسکوپ اندازه‌گیری کرد. البته، باید این واقعیت باید در نظر گرفته شود که مطابق شماتیک شکل ۱۱ (الف) که مدل بدن انسان را نشان می‌دهد، به



شکل ۱۱. (الف) نمودار شماتیک مدل بدن انسان ساده‌شده‌ی طرح پیشنهادی، (ب) مدار معادل نانوذراتور تریوالکتریک تک الکترودی و (پ) تصویر شماتیک ستاپ تست نانوذراتور تریوالکتریک

مثبت پارچه‌ی شیشه‌ای داشته باشد. البته، باید به این نکته نیز توجه کرد که، در هنگام استفاده از پوست به‌عنوان ماده‌ی مثبت تریوالکتریک، امکان تعریق نیز وجود دارد که، با توجه به ماهیت رسانای آن، بار جمع‌شده روی پوست نیز کاهش می‌یابد که بررسی دقیق آن در شبیه‌سازی امکان‌پذیر نیست. علاوه‌برآن، میزان تعرق نیز در شرایط مختلف آب‌وهوایی و در ساعات مختلف شبانه‌روز، بسته به میزان فعالیت و شرایط متابولیکی افراد، متفاوت است و نتایج پایداری را نیز از این نظر به همراه دارد. برای بررسی عملکرد و ثابت بودن روند ارزیابی خروجی‌های نانوذراتور تریوالکتریک از ستاپ تستی استفاده شده است که تصویر شماتیک آن در شکل ۱۱ (پ) قابل مشاهده است.

همان‌طور که در نمودار شکل ۱۲ (الف) قابل مشاهده است، خروجی حاصل از نانوذراتور تریوالکتریک با پوست بدن به‌عنوان ماده‌ی مثبت تریوالکتریک به‌صورت نامتقارن است، به‌صورتی که در هنگام تماس دو ماده به ولتاژ حدود ۱۰۰ ولت و در هنگام جدا شدن به ولتاژ حدود ۳۰- ولت می‌رسد. تفاوت

مقاومت و ظرفیت خازنی بدن انسان به ترتیب به صورت R_B و C_B در مدار و C_G نشان‌دهنده‌ی ظرفیت خازنی بین پوست و سیلیکون است. C_1 ظرفیت بین سیلیکون و الکتروود تماسی و R_L مقاومت بار است. معادله‌ی حالت پایدار برای این مدار با توجه به رسانا بودن بدن انسان به صورت رابطه‌ی (۷) به دست می‌آید:

$$\frac{Q-Q_1}{C_G} = \frac{Q_1-\Delta Q}{C_B} + \frac{Q_1}{C_1} \quad (7)$$

که در آن Q بار الکتریکی در سیلیکون، Q_1 بار الکتریکی الکتروود و ΔQ بار نشت‌شده است. تا زمانی که حرکتی بین پوست و سیلیکون وجود داشته باشد، حرکت جریان بار بین دی‌الکتریک و الکتروود از طریق بار خارجی انجام می‌شود و در نتیجه انرژی مکانیکی اعمال‌شده به انرژی الکتریکی تبدیل می‌شود. افت جزئی در عملکرد خروجی به دلیل نشت بار از بدنه است (Maharjan et al., 2020; Mathew & Vivekanandan, 2022). بنابراین، انتظار می‌رود خروجی این نانوذراتور، علاوه بر ویژگی‌های ذاتی مواد سازنده آن، به دلیل این نشت بار وضعیت نامطلوب‌تری از نانوذراتور تریوالکتریک ساخته‌شده با ماده‌ی

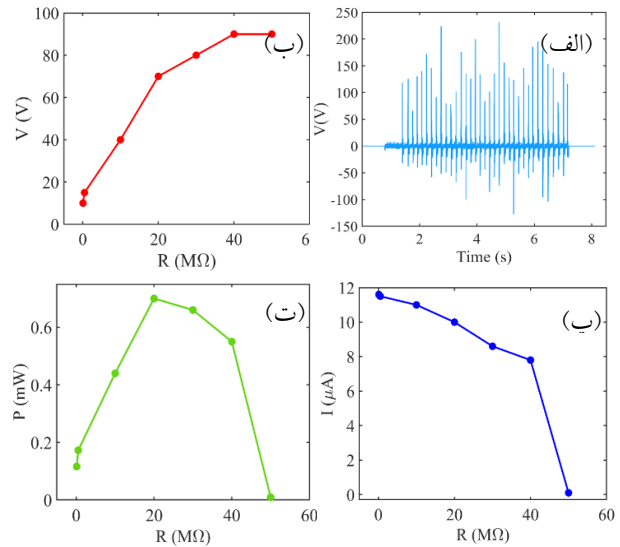
بررسی ولتاژ خروجی برای دستیابی به ولتاژ مدار باز نانوذراتور تریبوالکترونیک از مقاومت بار ۱۰۰ کیلو اهم تا میزان ۵۰ میکرو آمپر انجام شد که نتایج حاصل پس از مقاومت بار ۴۰ میکرو آمپر به دلیل مقاومت بسیار بالا تقریباً ثابت می ماند و حدود ۹۰ ولت است.

مشابه همین آزمایش نیز با مقاومت‌های بار مختلف برای جریان اتصال کوتاه تکرار شد که نتایج جریان برای مقاومت‌های بار کمتر از ۸۰ کیلو اهم تقریباً ثابت و مقدار ۱۱/۶ میکرو آمپر حاصل شده است (شکل ۱۲ پ). در نهایت، نیاز است تا، با توجه به نتایج حاصل از دو آزمایش قبل، مقدار بیشینه توان و مقاومتی که در این بیشینه توان در آن روی می دهد مشخص شود. بدین منظور، حاصل ضرب جریان و ولتاژ در مقاومت‌های مختلف بررسی می شود. همان طور که در نمودار شکل ۱۲ (ت) مشاهده می شود، بیشینه توان ۰/۶۹ مگاوات در مقاومت بار ۲۰ میکرو آمپر است.

در آزمایش دوم، همان طور که پیش تر نیز بیان شد، از پارچه‌ی شیشه‌ای به عنوان ماده‌ی مثبت تریبوالکترونیک استفاده شد. همان طور که در نمودارهای شکل ۱۳ مشخص است، این تغییر باعث افزایش بارهای انتقال یافته و ولتاژ حاصل از اتصال دو ماده و جدا شدن آن‌ها می شود (شکل ۱۳ الف)) و در هنگام اتصال دو ماده‌ی خروجی به حدود ۲۰۰ ولت می رسد، درحالی که مجدداً در حالت جدا شدن خروجی کماکان همان حدود ۳۰- ولت است. ولتاژ مدار باز نیز حدود ۲۰۰ ولت است که شروع ثبات ولتاژ خروجی به ازای افزایش مقاومت بار از مقدار ۷۰ مگا اهم است (شکل ۱۳ ب)). جریان اتصال کوتاه نیز به میزان ۱۳/۵ میکرو آمپر است که شروع این جریان در مقایسه با حالت قبل در مقاومت‌های بار بزرگ تری روی داد (شکل ۱۳ پ)). در نهایت، بیشینه توان نیز مقدار ۱/۸۵ مگاوات در مقاومت بار ۳۰ مگا اهم است (شکل ۱۳ ت)).

همان طور که از نتایج حاصل از خروجی‌های دو نانوذراتور تریبوالکترونیک ساخته شده مشخص است، بیشینه توان نانوذراتور تریبوالکترونیک با ماده‌ی مثبت پارچه‌ی شیشه‌ای در مقاومت بار بالاتری روی می دهد. با توجه به ثبات همه‌ی پارامترها، این نتیجه استنباط می شود که مقاومت بالاتر پارچه‌ی شیشه‌ای و وجود امکان هدایت الکتریکی در پوست در شرایط مختلف باعث شده مقاومت الکتریکی کلی نانوذراتور

در تمایل بار و انتقال الکترون بین این دو ماده می تواند باعث عدم تقارن در پیک‌های ولتاژ و جریان تولیدی شود (Cheng et al., 2020).



شکل ۱۲. نمودار خروجی حاصل از نانوذراتور تریبوالکترونیک با پوست بدن به عنوان ماده‌ی مثبت تریبوالکترونیک (الف) بارهای انتقال یافته و ولتاژ حاصل از اتصال دو ماده و جدا شدن آن‌ها، (ب) نمودار ولتاژ خروجی در مقاومت‌های بار مختلف و دستیابی به ولتاژ مدار باز و (پ) نمودار جریان خروجی در مقاومت‌های بار مختلف و دستیابی جریان اتصال کوتاه

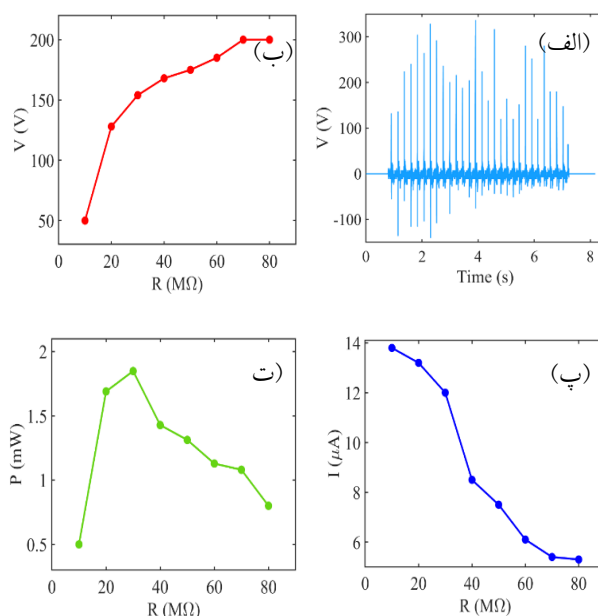
علاوه بر آن، بارها می توانند در مواد دی الکتریک نانوذراتورهای تریبوالکترونیک به دام بیفتند و، از آنجا که دینامیک به دام افتادن بار و تله اغلب نامتقارن است، به تفاوت در بزرگی و قله‌های خروجی مثبت و منفی منجر می شود. خواص دی الکتریک مواد مورد استفاده در نانوذراتورهای تریبوالکترونیک نیز می تواند بر نحوه‌ی ذخیره و آزاد شدن بارها تأثیر بگذارد (Gao et al., 2023). علاوه بر آن، تفاوت در ثابت دی الکتریک و تلفات دی الکتریک می تواند بر راندمان جداسازی و باز ترکیب بار تأثیر بگذارد و به عدم تقارن خروجی منجر شود (Yang et al., 2021). در نهایت، تغییرات در خواص مکانیکی و عوامل ساختاری نیز می توانند بر تقارن خروجی تأثیر بگذارند (Dharmasena, 2020). هرگونه عدم تعادل در این ویژگی‌ها می تواند به تولید بار نابرابر در طول چرخه‌های مثبت و منفی منجر شود (Cheng et al., 2023). از ویژگی‌های مهم نانوذراتورهای تریبوالکترونیک، خروجی آن در دو حالت اتصال کوتاه و مدار باز است که به ترتیب در این دو حالت جریان و ولتاژ خروجی ارزیابی می شود. مطابق نمودار شکل ۱۲ (ب)،

خود توان آن‌ها و کمک به تأمین انرژی و شارژ مجدد باتری‌ها فراهم می‌کند که می‌تواند گام مهمی در این زمینه باشد. علاوه بر آن، استفاده از نانوذرات تریبو الکتریک با ماده‌ی مثبت پارچه‌ی شیشه‌ای، علاوه بر آنکه از خاصیت انعطاف‌پذیری آن به واسطه‌ی بافت تاروپودی حاصل از الیاف شیشه، با توجه به جایگاه مناسب‌تر در فهرست مواد تریبو الکتریک امکان تولید توان بیشتری را فراهم می‌کند. همچنین، این نانوذرات تریبو الکتریک، به دلیل عدم ارتباط مستقیم با پوست، راحتی و آسایش بیشتری را برای کاربر به همراه دارد و امکان تعبیه‌ی آن در لباس بدون نیاز به تماس مستقیم بدن و تنها بهره بردن از حرکات بیومکانیکی بدن برای تولید انرژی را فراهم می‌سازد. در پایان، این نانوذرات تریبو الکتریک، به دلیل عدم وابستگی به شرایط متابولیکی افراد، شرایط پایدارتری برای تولید توان دارد.

۴- نتیجه‌گیری

این مقاله پتانسیل نانوذرات تریبو الکتریک انعطاف‌پذیر برای برداشت انرژی بیومکانیکی به‌ویژه در ادوات الکترونیک پوشیدنی را نشان می‌دهد. با انتخاب موادی که زیست‌سازگاری را تضمین می‌کنند و تحریک پوستی را به حداقل می‌رسانند و بهینه‌سازی طراحی برای در نظر گرفتن عوامل محیطی مانند رطوبت و دما، نانوذرات تریبو الکتریک می‌توانند به‌طور کارآمد حرکات روزمره‌ی بدن را به انرژی الکتریکی قابل استفاده تبدیل کنند. در این مقاله، هدف اصلی بررسی تأثیر استفاده از پارچه‌ی شیشه‌ای به‌جای پوست به‌عنوان ماده‌ی مثبت تریبو الکتریک بر عملکرد نانوذرات تریبو الکتریک منعطف تک‌الکترودی و کاهش آثار منفی نانوذرات تریبو الکتریک تماس پوستی و افزایش توان خروجی آن به‌منظور کاربرد در تأمین انرژی الکتریکی ادوات الکترونیک پوشیدنی است. در این فرایند به طراحی، شبیه‌سازی و ساخت نانوذرات تریبو الکتریک با استفاده از سیلیکون بهداشتی به‌عنوان ماده‌ی منفی و مقایسه‌ی نتایج عملکردی این دستگاه‌ها با استفاده از پوست و پارچه‌ی شیشه‌ای به‌عنوان ماده‌ی مثبت تریبو الکتریک پرداخته شده است. شبیه‌سازی‌های انجام‌شده نشان دادند که ولتاژ مدار باز نانوذرات تریبو الکتریک به ماده‌ی مثبت انتخابی وابسته است. مشخصاً، در فاصله‌ی حداکثر ۲ سانتی‌متری الکتریک‌ها از هم، ولتاژ مدار باز از ۹۶ ولت برای پوست به ۲۱۱ ولت برای پارچه‌ی شیشه‌ای افزایش یافته است. همچنین، بار اتصال کوتاه نیز از

تریبو الکتریک با ماده‌ی مثبت پارچه‌ی شیشه‌ای بیشتر شود و، مطابق قانون بیشینه‌ی توان، این حالت در مقاومت الکتریکی بزرگ‌تری رخ دهد.



شکل ۱۳. نمودار خروجی حاصل از نانوذرات تریبو الکتریک با پارچه‌ی شیشه‌ای به‌عنوان ماده‌ی مثبت تریبو الکتریک (الف) بارهای انتقال‌یافته و ولتاژ حاصل از اتصال دو ماده و جدا شدن آن‌ها، (ب) نمودار ولتاژ خروجی در مقاومت‌های بار مختلف و دستیابی به ولتاژ مدار باز و (پ) نمودار جریان خروجی در مقاومت‌های بار مختلف و دستیابی جریان اتصال کوتاه

البته، باید توجه داشت که، به علت توانایی بیشتر پارچه‌ی شیشه‌ای از پوست برای انتقال و انباشت الکترون‌ها و نبود جریان نشستی، این توان بالاتر رفته است. مطابق قانون اهم، هرچه مقاومت بیشتر باشد، جریان عبوری از آن کمتر می‌شود. حال، اگر به این نانوذرات توجه شود، در صورتی که مقاومت الکتریکی نانوذرات تریبو الکتریک با ماده‌ی مثبت پارچه‌ی شیشه‌ای کاهش می‌یافت و به مقدار مقاومت الکتریکی برابر با نانوذرات تریبو الکتریک دیگر می‌رسید، با توجه به ولتاژ مدار باز، جریان الکتریکی آن بیشتر از مقدار کنونی می‌شد و تفاوت بیشینه‌ی توان بسیار بیشتر از شرایط کنونی می‌شد و این تفاوت بیشتر قابل ارزیابی بود.

در نهایت، مطابق بررسی نتایج حاصل از شبیه‌سازی و ساخت نانوذرات تریبو الکتریک مطرح‌شده، با توجه به انعطاف‌پذیری و استفاده از حالت کاری تک‌الکترودی، امکان بالقوه‌ای هنگام استفاده در تجهیزات پوشیدنی به‌منظور عملکرد

درصد ولتاژ مدار باز، ۱۶/۳۸ درصد جریان اتصال کوتاه و ۱۱۶/۱۲ درصد توان بیشینه با وجود افزایش ۵۰ درصد مقاومت نانوژنراتور اشاره می‌کند و عملکرد آن در مقایسه با دیگر نانوژنراتورهای تریبولکتریک منعطف در جدول ۴ قابل مشاهده است.

جدول ۴. مقایسه‌ی نانوژنراتورهای تریبولکتریک مختلف با کار

حاضر

منبع	توان تولیدی	جنس لایه‌ها
(Maamoun et al., 2024)	۲۵۰ mW/m ²	فوم پلی‌اورتان انعطاف‌پذیر
(Zhang et al., 2023a)	۲۵۰ mW/m ²	Cellulose - Ti ₃ C ₂ T _x + FEP
(Rehman et al., 2023)	۳۰ mW/m ²	Cellulose- enriched edible rice paper + PET
(Behera et al., 2024)	۳۶۰ mW/m ²	EVA: BFO composite
(Zhang et al., 2023b)	۳۶۰ mW/m ²	m- BN/PVT + PTFE
کار حاضر	۶۵۴/۳ mW/m ²	سیلیکون بهداشتی - پارچه‌ی شیشه‌ای

این یافته‌ها بر پتانسیل نوآوری ساختاری در استفاده از مواد نوین برای بهینه‌سازی قابلیت‌های برداشت انرژی تأکید دارند. تطابق نتایج شبیه‌سازی شده و تجربی اعتبار رویکرد حاضر را تقویت می‌کند. در نهایت، بهبود عملکرد خروجی و کاربرپسند نانوژنراتور تریبولکتریک طراحی شده در این مقاله با جایگزینی پارچه‌ی شیشه‌ای با پوست در نانوژنراتور تریبولکتریک تماس پوستی، امکان استفاده‌ی گسترده‌ی این ادوات را به‌عنوان منبع تأمین انرژی الکتریکی پایدار ادوات الکترونیک پوشیدنی با هدف پایش سلامت و درمان بیماری‌ها برای افراد فراهم می‌آورد.

۵- سپاسگزاری

نویسندگان از مقامات دانشگاه صنعتی خواجه نصیرالدین طوسی به دلیل حمایت‌های ارزنده‌شان در اعطای دسترسی به امکانات و تجهیزات آزمایشگاهی برای پیشبرد موفقیت‌آمیز این پژوهش صمیمانه سپاسگزاری می‌کنند.

۱۸pC برای پوست به ۵۴pC برای پارچه‌ی شیشه‌ای رسیده است. این نتایج نشان‌دهنده‌ی کارایی بالاتر پارچه‌ی شیشه‌ای به‌عنوان ماده‌ی مثبت در نانوژنراتورهای تریبولکتریک است. نانوژنراتورهای ساخته‌شده با پارچه‌ی شیشه‌ای نتایجی مشابه با شبیه‌سازی‌ها ارائه دادند، به‌طوری که ولتاژ مدار باز ۲۰۰ ولت، جریان اتصال کوتاه ۱۳/۵ میکروآمپر و توان خروجی حداکثر ۱/۸۵ مگاوات در مقاومت بار ۳۰ مگا اهم برای این نانوژنراتور ثبت شد. در مقابل، نانوژنراتورهایی که از پوست به‌عنوان ماده‌ی مثبت استفاده کردند ولتاژ مدار باز ۹۲ ولت جریان اتصال کوتاه ۱۱/۶ میکروآمپر و توان خروجی حداکثر ۰/۶۹ مگاوات در مقاومت بار ۲۰ مگا اهم داشتند. استفاده از الیاف کاملاً منعطف شیشه و سپس منسوج آن و تبدیل شدن به پارچه‌ی شیشه‌ای باعث شده، علاوه بر آنکه امکان استفاده از خواص عالی شیشه به‌عنوان ماده‌ی مثبت تریبولکتریک فراهم باشد، انعطاف‌پذیری کاملاً مناسبی برای کاربرد در ادوات پوشیدنی داشته باشد و انعطاف‌پذیری آن باعث سهولت در استفاده شود. مزایای استفاده از پارچه‌ی شیشه‌ای به‌جای پوست به‌عنوان ماده‌ی مثبت تریبولکتریک شامل توان تولیدی بالاتر، نبود جریان نشتی و تأثیرپذیری کمتر از شرایط محیطی و متابولیسمی به‌واسطه‌ی میزان تعرق پوست است. این عوامل باعث پایداری بیشتر عملکرد نانوژنراتور و راحتی بیشتر برای کاربر می‌شوند. عدم‌الزام به تماس مستقیم با پوست نیز یکی دیگر از مزایای مهم استفاده از پارچه‌ی شیشه‌ای است که می‌تواند مشکلات احتمالی مربوط به حساسیت‌های پوستی یا تأثیرات منفی طولانی‌مدت بر پوست را برطرف کند. با تغییر ماده‌ی مثبت تریبولکتریک از پوست به پارچه‌ی شیشه‌ای، علاوه بر حذف کامل جراحات و التهابات احتمالی به‌واسطه‌ی تماس مستقیم لایه‌های نانوژنراتور تریبولکتریک با پوست، امکان اجرای آن در محل‌های مختلف بر روی بدن امکان‌پذیر می‌شود و آثار نامطلوب حاصل از تعرق و دمای بدن، که باعث تغییر در رطوبت و دمای نانوژنراتورهای تریبولکتریک و در نتیجه ناپایداری در خروجی آن می‌شود، از بین می‌رود. در مقام مقایسه‌ی خروجی‌های حاصل نیز، در شبیه‌سازی‌های انجام‌شده، استفاده از پارچه‌ی شیشه‌ای به‌جای پوست باعث افزایش ۱۱۹/۷۹ درصد ولتاژ مدار باز و ۲۰۰ درصد بار اتصال کوتاه شده است. نتایج خروجی حاصل از نانوژنراتورهای تریبولکتریک ساخته‌شده نیز به افزایش ۱۱۷/۳۹

17. Feng, Q., Wen, Y., Sun, F., Xie, Z., Zhang, M., Wang, Y., Liu, D., Cheng, Z., Mao, Y., & Zhao, C. (2024). Recent Advances in Self-Powered Electronic Skin Based on Triboelectric Nanogenerators. *Energies*, 17(3), 638. <https://doi.org/10.3390/en17030638>
18. Gao, Y., Xu, B., Tan, D., Li, M., Wang, Y., & Yang, Y. (2023). Asymmetric-elastic-structure fabric-based triboelectric nanogenerators for wearable energy harvesting and human motion sensing. *Chemical Engineering Journal*, 466, 143079. <https://doi.org/10.1016/j.cej.2023.143079>
19. Ghafouri, T., & Manavizadeh, N. (2023). A 3D-printed millifluidic device for triboelectricity-driven pH sensing based on ZnO nanosheets with super-Nernstian response. *Analytica Chimica Acta*, 1267, 341342. <https://doi.org/10.1016/j.aca.2023.341342>
20. Gogurla, N., Roy, B., Park, J. Y., & Kim, S. (2019). Skin-contact actuated single-electrode protein triboelectric nanogenerator and strain sensor for biomechanical energy harvesting and motion sensing. *Nano Energy*, 62, 674-681. <https://doi.org/10.1016/j.nanoen.2019.05.082>
21. Hakimi Raad, N., Karimmirza, E., Yousefzad, M., Nouri, N., Sharifpour, H., Nadimi, E., Ahmadi Zeidabadi, M., & Manavizadeh, N. (2023). Improving the electronic and optical properties of chalcogenide Cu₂ZnSnS₄ compound with transition metal dopants: A first-principles investigation. *Thin Solid Films*, 766, 139653. <https://doi.org/10.1016/j.tsf.2022.139653>
22. He, J., Huang, S., Chen, H., Zhu, L., Guo, C., He, X., & Yang, B. (2023). Recent advances in the intensification of triboelectric separation and its application in resource recovery: A review. *Chemical Engineering and Processing-Process Intensification*, 185, 109308. <https://doi.org/10.1016/j.cep.2023.109308>
23. He, W., Ma, R., & Kang, D. J. (2020). High-performance, flexible planar microsupercapacitors based on crosslinked polyaniline using laser printing lithography. *Carbon*, 161, 117-122. <https://doi.org/10.1016/j.carbon.2020.01.047>
24. He, W., Van Ngoc, H., Qian, Y. T., Hwang, J. S., Yan, Y. P., Choi, H., & Kang, D. J. (2017). Synthesis of ultra-thin tellurium nanoflakes on textiles for high-performance flexible and wearable nanogenerators. *Applied Surface Science*, 392, 1055-1061. <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2016.09.157>
25. Khandelwal, G., Raj, N. P. M. J., & Kim, S. J. (2020). Triboelectric nanogenerator for healthcare and biomedical applications. *Nano Today*, 33, 100882. <https://doi.org/10.1016/j.nantod.2020.100882>
26. Kwak, S. S., Kim, H., Seung, W., Kim, J., Hinchet, R., & Kim, S. W. (2017). Fully stretchable textile triboelectric nanogenerator with knitted fabric structures. *ACS nano*, 11(11), 10733-10741. <https://doi.org/10.1021/acsnano.7b05203>
27. Leijonmarck, S., Cornell, A., Lindbergh, G., & Wågberg, L. (2013). Single-paper flexible Li-ion battery cells through a paper-making process based on nano-fibrillated cellulose. *Journal of Materials Chemistry A*, 1(15), 4671-4677. <https://doi.org/10.1039/C3TA01532G>
28. Li, H., Zhao, S., Du, X., Wang, J., Cao, R., Xing, Y., & Li, C. (2018). A Compound Yarn Based Wearable Triboelectric Nanogenerator for Self-Powered Wearable Electronics. *Advanced Materials Technologies*, 3(6), 1800065. <https://doi.org/10.1002/admt.201800065>
29. Li, J., Lu, W., Yan, Y., & Chou, T. W. (2017). High performance solid-state flexible supercapacitor based on Fe₃O₄/carbon nanotube/polyaniline ternary films. *Journal of Materials Chemistry A*, 5(22), 11271-11277. <https://doi.org/10.1039/C7TA02008B>
30. Li, Z., Zhang, S., Guo, H., Wang, B., Gong, Y., Zhong, S., Peng, Y., Zheng, J., & Xiao, X. (2023). On the performance of freestanding rolling mode triboelectric nanogenerators from rotational excitations for smart tires. *Nano Energy*, 113, 108595. <https://doi.org/10.1016/j.nanoen.2023.108595>
31. Liu, D., Zhou, L., Wang, Z. L., & Wang, J. (2021). Triboelectric nanogenerator: from alternating current to direct current. *Iscience*, 24(1), 102018. <https://doi.org/10.1016/j.isci.2020.102018>
1. Ahmadi, H., Yousefzad, M., & Manavizadeh, N. (2024). Smartifying Martial Arts: Lightweight Triboelectric Nanogenerator as a Self-Powered Sensor for Accurate Judging and AI-Driven Performance Analysis. *IEEE Sensors Journal*. <https://doi.org/10.1109/JSEN.2024.3443229>
2. Akram, W., Chen, Q., Xia, G., & Fang, J. (2022). A review of single electrode triboelectric nanogenerators. *Nano Energy*, 106, 108043. <https://doi.org/10.1016/j.nanoen.2022.108043>
3. An, S., Fu, S., He, W., Li, G., Xing, P., Du, Y., Wang, J., Zhou, S., Pu, X., & Hu, C. (2023). Boosting Output Performance of Sliding Mode Triboelectric Nanogenerator by Shielding Layer and Shrouded-Tribo-Area Optimized Ternary Electrification Layered Architecture. *Small*, 19(45), 2303277. <https://doi.org/10.1002/sml.202303277>
4. Azodi, A., Manavizadeh, N., & Karimmirza, E. (2023). *Solar cells The 9th International Conference on Knowledge and Technology of Mechanical, Electrical and Computer Engineering of Iran*. <https://www.en.symposia.ir/UTCONF09>
5. Babu, M., Lautman, Z., Lin, X., Sobota, M. H., & Snyder, M. P. (2024). Wearable devices: implications for precision medicine and the future of health care. *Annual Review of Medicine*, 75(1), 401-415. <https://doi.org/10.1146/annurev-med-052422-020437>
6. Behera, S. A., Hajra, S., Panda, S., Sahu, A. K., Alagarsamy, P., Mishra, Y. K., Kim, H. J., & Achary, P. G. R. (2024). Synergistic energy harvesting and humidity sensing with single electrode triboelectric nanogenerator. *Ceramics International*, 50(19, Part B), 37193-37200. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2024.07.110>
7. Byun, S.-H., Sim, J. Y., Zhou, Z., Lee, J., Qazi, R., Walicki, M. C., Parker, K. E., Haney, M. P., Choi, S. H., & Shon, A. (2019). Mechanically transformative electronics, sensors, and implantable devices. *Science advances*, 5(11), eaay0418. <https://doi.org/10.1126/sciadv.aay0418>
8. Chen, J., Guo, H., Pu, X., Wang, X., Xi, Y., & Hu, C. (2018). Traditional weaving craft for one-piece self-charging power textile for wearable electronics. *Nano Energy*, 50, 536-543. <https://doi.org/10.1016/j.nanoen.2018.06.009>
9. Chen, P., Luo, Y., Cheng, R., Shu, S., An, J., Berbillé, A., Jiang, T., & Wang, Z. L. (2022). Achieving high power density and durability of sliding mode triboelectric nanogenerator by double charge supplement strategy. *Advanced Energy Materials*, 12(33), 2201813. <https://doi.org/10.1002/aenm.202201813>
10. Chen, X., Wu, Y., Shao, J., Jiang, T., Yu, A., Xu, L., & Wang, Z. L. (2017). On-skin triboelectric nanogenerator and self-powered sensor with ultrathin thickness and high stretchability. *Small*, 13(47), 1702929. <https://doi.org/10.1002/sml.201702929>
11. Cheng, B., Ma, J., Li, G., Bai, S., Xu, Q., Cui, X., Cheng, L., Qin, Y., & Wang, Z. L. (2020). Mechanically asymmetrical triboelectric nanogenerator for self-powered monitoring of in vivo microscale weak movement. *Advanced Energy Materials*, 10(27), 2000827. <https://doi.org/10.1002/aenm.202000827>
12. Cheng, T., Shao, J., & Wang, Z. L. (2023). Triboelectric nanogenerators. *Nature Reviews Methods Primers*, 3(1), 39. <https://doi.org/10.1038/s43586-023-00220-3>
13. da Silva, E. T., Santhiago, M., de Souza, F. R., Coltro, W. K., & Kubota, L. T. (2015). Triboelectric effect as a new strategy for sealing and controlling the flow in paper-based devices. *Lab on a Chip*, 15(7), 1651-1655. <https://doi.org/10.1039/C5LC00022J>
14. Dassanayaka, D. G., Alves, T. M., Wanasekara, N. D., Dharmasena, I. G., & Ventura, J. (2022). Recent progresses in wearable triboelectric nanogenerators. *Advanced Functional Materials*, 32(44), 2205438. <https://doi.org/10.1002/adfm.202205438>
15. Dharmasena, R. (2020). Inherent asymmetry of the current output in a triboelectric nanogenerator. *Nano Energy*, 76, 105045. <https://doi.org/10.1016/j.nanoen.2020.105045>
16. Fan, F.-R., Tian, Z.-Q., & Wang, Z. L. (2012). Flexible triboelectric generator. *Nano Energy*, 1(2), 328-334. <https://doi.org/10.1016/j.nanoen.2012.01.004>

32. Liu, J., Xu, J., Wang, Y., Li, Z., Li, M., Cui, N., Zhao, F., Meng, L., & Gu, L. (2024). A human-skin inspired self-healing, anti-bacterial and high performance triboelectric nanogenerator for self-powered multifunctional electronic skin. *Chemical Engineering Journal*, 495, 153601. <https://doi.org/10.1016/j.cej.2024.153601>
33. Ma, Y., Wang, M., Kim, N., Suhr, J., & Chae, H. (2015). A flexible supercapacitor based on vertically oriented 'Graphene Forest' electrodes. *Journal of Materials Chemistry A*, 3(43), 21875-21881. <https://doi.org/10.1039/C5TA05687J>
34. Maamoun, A. A., Mahmoud, A. A., Naeim, D. M., Arafa, M., & Esawi, A. M. (2024). Effect of density and thickness of flexible polyurethane foam on the performance of triboelectric nanogenerators. *Materials Advances*, 5(15), 6132-6144. <https://doi.org/10.1039/d4ma00304g>
35. Maharjan, P., Bhatta, T., Salaudin, M., Rasel, M., Rahman, M., Rana, S., & Park, J. Y. (2020). A human skin-inspired self-powered flex sensor with thermally embossed microstructured triboelectric layers for sign language interpretation. *Nano Energy*, 76, 105071. <https://doi.org/10.1016/j.nanoen.2020.105071>
36. Manavizadeh, N., Atashbari, S., Karimmirza, E., Khodayari, A., & Bidgoli, A. M. (2024). Designing and implementing an infrared control-sensing system to detect air bubbles in the tubes of the peritoneal dialysis machine. *Iranian Journal of Mechanical Engineering Transactions of ISME*, 26(1), 88-96. [in Persian]. <https://doi.org/10.30506/ijmep.2023.2000277.1932>
37. Masugi, M. (2003). Multiresolution analysis of electrostatic discharge current from electromagnetic interference aspects. *IEEE transactions on electromagnetic compatibility*, 45(2), 393-403. <https://doi.org/10.1109/TEMC.2003.811299>
38. Mathew, A. A., & Vivekanandan, S. (2022). Design and Simulation of Single-Electrode Mode Triboelectric Nanogenerator-Based Pulse Sensor for Healthcare Applications Using COMSOL Multiphysics. *Energy Technology*, 10(5), 2101130. <https://doi.org/10.1002/ente.202101130>
39. Niu, S., Liu, Y., Wang, S., Lin, L., Zhou, Y. S., Hu, Y., & Wang, Z. L. (2013a). Theory of sliding-mode triboelectric nanogenerators. *Advanced materials*, 25(43), 6184-6193. <https://doi.org/10.1002/adma.201302808>
40. Niu, S., Liu, Y., Wang, S., Lin, L., Zhou, Y. S., Hu, Y., & Wang, Z. L. (2014). Theoretical investigation and structural optimization of single-electrode triboelectric nanogenerators. *Advanced Functional Materials*, 24(22), 3332-3340. <https://doi.org/10.1002/adfm.201303799>
41. Niu, S., Wang, S., Lin, L., Liu, Y., Zhou, Y. S., Hu, Y., & Wang, Z. L. (2013b). Theoretical study of contact-mode triboelectric nanogenerators as an effective power source. *Energy & Environmental Science*, 6(12), 3576-3583. <https://doi.org/10.1039/C3EE42571A>
42. Niu, S., & Wang, Z. L. (2015). Theoretical systems of triboelectric nanogenerators. *Nano Energy*, 14, 161-192. <https://doi.org/10.1016/j.nanoen.2014.11.034>
43. Pan, S., & Zhang, Z. (2019). Fundamental theories and basic principles of triboelectric effect: A review. *Friction*, 7(1), 7. <https://doi.org/10.1007/s40544-018-0217-7>
44. Paosangthong, W., Torah, R., & Beeby, S. (2019). Recent progress on textile-based triboelectric nanogenerators. *Nano Energy*, 55, 401-423. <https://doi.org/10.1016/j.nanoen.2018.10.036>
45. Paydari, P., Manavizadeh, N., Hadi, A., & Karamdel, J. (2023). The morphology effect of embedded ZnO particles-based composite on flexible hybrid piezoelectric triboelectric nanogenerators for harvesting biomechanical energy. *Journal of Sol-Gel Science and Technology*, 105(2), 337-347. <https://doi.org/10.1007/s10971-022-06019-0>
46. Paydari, P., Manavizadeh, N., Hadi, A., & Karamdel, J. (2024). Performance Evaluation of Piezo/Triboelectric Hybrid Nanogenerator based on Zinc Oxide Composite: The Effect of Copper and Aluminum Electrodes. *Journal of Advanced Materials and Technologies*, 12(3), 15-30. [in Persian]. <https://doi.org/10.30501/jamt.2023.392805.1273>
47. Prutvi, S. H., Korrapati, M., & Gupta, D. (2022). Self-powering vibration sensor based on a cantilever system with a single-electrode mode triboelectric nanogenerator. *Measurement Science and Technology*, 33(7), 075115. <https://doi.org/10.1088/1361-6501/ac5b2b>
48. Pu, X., Guo, H., Tang, Q., Chen, J., Feng, L., Liu, G., Wang, X., Xi, Y., Hu, C., & Wang, Z. L. (2018). Rotation sensing and gesture control of a robot joint via triboelectric quantization sensor. *Nano Energy*, 54, 453-460. <https://doi.org/10.1016/j.nanoen.2018.10.044>
49. Qian, Y., & Kang, D. J. (2018). Poly (dimethylsiloxane)/ZnO nanoflakes/three-dimensional graphene heterostructures for high-performance flexible energy harvesters with simultaneous piezoelectric and triboelectric generation. *ACS applied materials & interfaces*, 10(38), 32281-32288. <https://doi.org/10.1021/acsami.8b05636>
50. Qian, Y., Sohn, M., He, W., Park, H., Subramanian, K., & Kang, D. J. (2020). A high-output flexible triboelectric nanogenerator based on polydimethylsiloxane/three-dimensional bilayer graphene/carbon cloth composites. *Journal of Materials Chemistry A*, 8(33), 17150-17155. <https://doi.org/10.1039/D0TA04341A>
51. Rani, G. M., Ghoreishian, S. M., Umaphathi, R., Vivekananthan, V., & Huh, Y. S. (2024). A biocompatible triboelectric nanogenerator-based edible electronic skin for morse code transmitters and smart healthcare applications. *Nano Energy*, 128, 109899. <https://doi.org/10.1016/j.nanoen.2024.109899>
52. Rehman, H. M. M. U., Prasanna, A. P. S., Rehman, M. M., Khan, M., Kim, S. J., & Kim, W. Y. (2023). Edible rice paper-based multifunctional humidity sensor powered by triboelectricity. *Sustainable Materials and Technologies*, 36, e00596. <https://doi.org/10.1016/j.susmat.2023.e00596>
53. Rodrigues-Marinho, T., Castro, N., Correia, V., Costa, P., & Lanceros-Méndez, S. (2020). Triboelectric energy harvesting response of different polymer-based materials. *Materials*, 13(21), 4980. <https://doi.org/10.3390/ma13214980>
54. Rodrigues-Marinho, T., Perinka, N., Costa, P., & Lanceros-Mendez, S. (2023). Printable lightweight polymer-based energy harvesting systems: materials, processes, and applications. *Materials Today Sustainability*, 21, 100292. <https://doi.org/10.1016/j.mtsust.2022.100292>
55. Rodrigues, C., Gomes, A., Ghosh, A., Pereira, A., & Ventura, J. (2019). Power-generating footwear based on a triboelectric-electromagnetic-piezoelectric hybrid nanogenerator. *Nano Energy*, 62, 660-666. <https://doi.org/10.1016/j.nanoen.2019.05.063>
56. Roopa, J., Swathi, H., Geetha, K., & Satyanaryana, B. (2022). Modeling and simulation of triboelectric nanogenerator for energy harvesting using COMSOL Multiphysics® and optimization on thickness of flexible polymer. *Materials Today: Proceedings*, 48, 702-705. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2021.10.128>
57. Salim, Z. T., Hashim, U., Arshad, M. M., & Fakhri, M. A. (2016). Simulation, fabrication and validation of surface acoustic wave layered sensor based on ZnO/IDT/128 YX LiNbO3. *Int. J. Appl. Eng. Res.*, 11(15), 8785-8790. https://www.researchgate.net/publication/306324202_Simulation_Fabrication_and_Validation_of_Surface_Acoustic_Wave_Layered_Sensor_Based_on_ZnO/IDT/128_YX_LiNbO3
58. Saqib, M., Khan, S. A., Khan, M., Iqbal, S., Rehman, M. M., & Kim, W. Y. (2024). Self-powered humidity sensor driven by triboelectric nanogenerator composed of bio-wasted peanut skin powder. *Polymers*, 16(6), 790. <https://doi.org/10.3390/polym16060790>
59. Seung, W., Gupta, M. K., Lee, K. Y., Shin, K. S., Lee, J. H., Kim, T. Y., Kim, S., Lin, J., Kim, J. H., & Kim, S. W. (2015). Nanopatterned textile-based wearable triboelectric nanogenerator. *ACS nano*, 9(4), 3501-3509. <https://doi.org/10.1021/nn507221f>
60. Shahriyari, A., GolshanBafghi, Z., Yousefzad, M., Manavizadeh, N., Pourfarzad, H., Ahaninpajoo, F., & Samoodi, S. (2024). Enhancing energy harvesting for low-power electronics: A study on the impact of electrode number and freestanding layer in rotary triboelectric nanogenerator. *Current Applied Physics*, 66, 49-59. <https://doi.org/10.1016/j.cap.2024.06.015>
61. Shen, J., Yang, Y., Zhang, J., Lin, W., & Gu, H. (2024). Carbon Quantum Dot-Functionalized Dermis-Derived Transparent Electronic Skin for Multimodal Human Motion Signal Monitoring and Construction of Self-Powered Triboelectric Nanogenerator. *ACS applied materials & interfaces*, 16(35), 46771-46788. <https://doi.org/10.1021/acsami.4c09618>

62. Su, Y., Xie, G., Tai, H., Li, S., Yang, B., Wang, S., Zhang, Q., Du, H., Zhang, H., & Du, X. (2018). Self-powered room temperature NO₂ detection driven by triboelectric nanogenerator under UV illumination. *Nano Energy*, 47, 316-324. <https://doi.org/10.1016/j.nanoen.2018.02.031>
63. Tang, Q., Wang, Z., Chang, W., Sun, J., He, W., Zeng, Q., Guo, H., & Hu, C. (2022). Interface Static Friction Enabled Ultra-Durable and High Output Sliding Mode Triboelectric Nanogenerator. *Advanced Functional Materials*, 32(26), 2202055. <https://doi.org/10.1002/adfm.202202055>
64. Venugopal, K., & Shanmugasundaram, V. (2022). Effective Modeling and Numerical Simulation of Triboelectric Nanogenerator for Blood Pressure Measurement Based on Wrist Pulse Signal Using Comsol Multiphysics Software. *ACS omega*, 7(30), 26863-26870. <https://doi.org/10.1021/acsomega.2c03281>
65. Vezvaei, P., Karimmirza, E., Salehikhah, M., Paydari, P., & Izadi, M. (2024). Fabrication and Evaluation of Nanobiomechanical Ozone Sensor Using Zinc Oxide Nanorods: Effect of Temperature on Sensor Performance and Improved Selectivity to Other Gases. *Iranian Journal of Mechanical Engineering Transactions of ISME*. [in Persian]. <https://doi.org/10.30506/ijmep.2024.2022256.1968>
66. Wajahat, M., Kouzani, A. Z., Khoo, S. Y., & Mahmud, M. P. (2023). Comparative Study and Multi-Parameter Analysis to Optimize Device Structure of Triboelectric Nanogenerators. *Nanotechnology*. <https://doi.org/10.1088/1361-6528/acd789>
67. Wang, X., Gong, L., Li, Z., Yin, Y., & Zhang, D. (2023). A room temperature ammonia gas sensor based on cerium oxide/MXene and self-powered by a freestanding-mode triboelectric nanogenerator and its multifunctional monitoring application. *Journal of Materials Chemistry A*, 11(14), 7690-7701. <https://doi.org/10.1039/D2TA07917H>
68. Wang, Z. L. (2013). Triboelectric nanogenerators as new energy technology for self-powered systems and as active mechanical and chemical sensors. *ACS nano*, 7(11), 9533-9557. <https://doi.org/10.1021/nn404614z>
69. Wang, Z. L., Lin, L., Chen, J., Niu, S., Zi, Y., Wang, Z. L., Lin, L., Chen, J., Niu, S., & Zi, Y. (2016a). Harvesting body motion energy. *Triboelectric Nanogenerators*, 207-236. https://doi.org/10.1007/978-3-319-40039-6_8
70. Wang, Z. L., Lin, L., Chen, J., Niu, S., Zi, Y., Wang, Z. L., Lin, L., Chen, J., Niu, S., & Zi, Y. (2016b). Triboelectric nanogenerator: Vertical contact-separation mode. *Triboelectric Nanogenerators*, 23-47. https://doi.org/10.1007/978-3-319-40039-6_2
71. Weng, W., Chen, P., He, S., Sun, X., & Peng, H. (2016). Smart electronic textiles. *Angewandte Chemie International Edition*, 55(21), 6140-6169. <https://doi.org/10.1002/anie.201507333>
72. Wu, F., Li, C., Yin, Y., Cao, R., Li, H., Zhang, X., Zhao, S., Wang, J., Wang, B., & Xing, Y. (2019). A Flexible, Lightweight, and Wearable Triboelectric Nanogenerator for Energy Harvesting and Self-Powered Sensing. *Advanced Materials Technologies*, 4(1), 1800216. <https://doi.org/10.1002/admt.201800216>
73. Wu, X., Yang, Z., Dong, Y., Teng, L., Li, D., Han, H., Zhu, S., Sun, X., Zeng, Z., & Zeng, X. (2024). A Self-Powered, Skin Adhesive, and Flexible Human-Machine Interface Based on Triboelectric Nanogenerator. *Nanomaterials*, 14(16), 1365. <https://doi.org/10.3390/nano14161365>
74. Wu, Y., Luo, Y., Cuthbert, T. J., Shokurov, A. V., Chu, P. K., Feng, S. P., & Menon, C. (2022). Hydrogels as soft ionic conductors in flexible and wearable triboelectric nanogenerators. *Advanced Science*, 9(11), 2106008. <https://doi.org/10.1002/advs.202106008>
75. Xiao, X., Chen, G., Libanori, A., & Chen, J. (2021). Wearable triboelectric nanogenerators for therapeutics. *Trends in Chemistry*, 3(4), 279-290. <https://doi.org/10.1016/j.trechm.2021.01.001>
76. Xuan, N., Song, C., Cheng, G., & Du, Z. (2024). Advanced triboelectric nanogenerator based self-powered electrochemical system. *Chemical Engineering Journal*, 481, 148640. <https://doi.org/10.1016/j.cej.2024.148640>
77. Yang, D., Feng, Y., Wang, B., Liu, Y., Zheng, Y., Sun, X., Peng, J., Feng, M., & Wang, D. (2021). An asymmetric AC electric field of triboelectric nanogenerator for efficient water/oil emulsion separation. *Nano Energy*, 90, 106641. <https://doi.org/10.1016/j.nanoen.2021.106641>
78. Yu, Z., Zhu, Z., Wang, Y., Wang, J., Zhao, Y., Zhang, J., Qin, Y., Jiang, Q., & He, H. (2023). Wearable cotton fabric-based single-electrode-mode triboelectric nanogenerator for self-powered human motion monitoring. *Cellulose*, 30(8), 5355-5371. <https://doi.org/10.1007/s10570-023-05194-9>
79. Zhang, W., Chen, X., Zhao, J., Wang, X., Li, X., Liu, T., Luo, B., Qin, Y., Zhang, S., & Chi, M. (2023a). Cellulose template-based triboelectric nanogenerators for self-powered sensing at high humidity. *Nano Energy*, 108, 108196. <https://doi.org/10.1016/j.nanoen.2023.108196>
80. Zhang, Z., Zhang, Q., Xia, Z., Wang, J., Yao, H., Shen, Q., & Yang, H. (2023b). A humidity- and environment-resisted high-performance triboelectric nanogenerator with superhydrophobic interface for energy harvesting and sensing. *Nano Energy*, 109, 108300. <https://doi.org/10.1016/j.nanoen.2023.108300>
81. Zhao, X., Zhang, D., Xu, S., Qian, W., Han, W., Wang, Z. L., & Yang, Y. (2020). Stretching-enhanced triboelectric nanogenerator for efficient wind energy scavenging and ultrasensitive strain sensing. *Nano Energy*, 75, 104920. <https://doi.org/10.1016/j.nanoen.2020.104920>
82. Zhu, C., Wu, J., Yan, J., & Liu, X. (2023). Advanced fiber materials for wearable electronics. *Advanced Fiber Materials*, 5(1), 12-35. <https://doi.org/10.1007/s42765-022-00212-0>
83. Zou, J., Zhang, M., Huang, J., Bian, J., Jie, Y., Willander, M., Cao, X., Wang, N., & Wang, Z. L. (2018). Coupled supercapacitor and triboelectric nanogenerator boost biomimetic pressure sensor. *Advanced Energy Materials*, 8(10), 1702671. <https://doi.org/10.1002/aenm.201702671>
84. Zou, Y., Raveendran, V., & Chen, J. (2020). Wearable triboelectric nanogenerators for biomechanical energy harvesting. *Nano Energy*, 77, 105303. <https://doi.org/10.1016/j.nanoen.2020.105303>



A Study on the Role of Hydrocarbon Precursor on Structure of Diamond-Like Carbon Coating Applied by Ion Beam Deposition Technology

Saeid Mersagh Dezfuli ¹, Seyed Hojatollah Hosseini ^{2*}

¹ PhD. Student, Faculty of Materials and Manufacturing Technologies, Malek Ashtar University of Technology, Tehran, Iran.

² Assistant Professor, Faculty of Materials and Manufacturing Technologies, Malek Ashtar University of Technology, Tehran, Iran.

*Corresponding Author's Email: nshosseini@mut.ac.ir (S. H. Hosseini)

Paper History:

Received: 2024-08-15

Revised: 2024-09-25

Accepted: 2024-12-17

Keywords:

Diamond-like Carbon,
PVD-IBD Process,
Raman,
Hydrocarbon Precursor

Abstract: In the present study, Diamond-Like Carbon (DLC) coating was applied using two hydrocarbon precursors, methane (CH₄) and acetylene (C₂H₂) through the PVD-IBD process. Raman spectroscopy and nano-indentation analyses were conducted to study the effect of hydrocarbon precursor on the structural and mechanical properties of the DLC coatings. Additionally, Field Emission Scanning Electron Microscopy (FESEM) and Atomic Force Microscopy (AFM) were employed to investigate the surface morphology and topography of the created coatings. The results from Raman analysis revealed a smaller I_D/I_G ratio and a larger FWHM for the DLC coating synthesized with acetylene hydrocarbon precursor. Cross-sectional FESEM images of the resulting coatings demonstrated a higher deposition rate of carbonaceous species when using the acetylene precursor. Further, AFM analysis showed that the surface roughness of the DLC coating produced with acetylene hydrocarbon precursor was lower than that obtained with methane. Finally, nano-indentation testing indicated that the DLC coating created using acetylene gas source (C₂H₂) exhibited higher hardness (H) and elastic modulus (E).



<https://doi.org/10.30501/jamt.2024.473494.1304>

URL: https://www.jamt.ir/article_211650.htm

1. INTRODUCTION

Diamond-Like Carbon (DLC) is another name for amorphous carbon that contains a significant percentage of sp³ diamond bonds (Robertson, 2002). DLC exhibits outstanding properties, including high hardness, low friction coefficient and wear rate, chemical neutrality, high corrosion resistance, high electrical resistance, and biocompatibility. These coatings consist of a combination of graphite (sp²) and diamond (sp³) bonds. The sp²/sp³ ratio varies depending on the deposition process, conditions, and carbon source (Chowdhury et al., 2004). Consequently, the structure, mechanical properties, and tribological performance of these coatings differ across the reports. Ion beam-based processes offer unique advantages. In these methods, ion bombardment is used to improve surface properties and create coatings. One key benefit of the ion beam deposition process is the low coating temperature along with enhanced adhesion to the substrate due to the stitching process (Lichun et al., 2011). This technique allows for the creation of thin diamond-like carbon layers by ionizing hydrocarbon gases and accelerating carbon ions toward the substrate using electric fields. Hydrocarbon gases such as methane, acetylene, ethane, and benzene are commonly utilized as carbon sources in

this process. When molecular ions strike the surface of the substrate and coating, they break apart, and their kinetic energy is distributed among the carbon atoms. The resulting effective energy is calculated per carbon (Robertson, 1994; Haiping et al., 2024). This means that the properties of DLC coatings depend on the gaseous precursor molecule. Therefore, changes in the gas source impact the structure and properties of the DLC coatings mainly due to the difference in H/C ratio in the composition of hydrocarbon gases (Robertson, 2002; Robertson, 1994). Therefore, this research investigates the effect of hydrocarbon precursor on the structural changes in carbon coatings created through the ion beam process.

2. MATERIALS AND METHODS

In this research, AISI 4140 steel was used as the substrate. The samples were polished using different grades of grinding papers (from #80 to #3000) followed by washing in an ultrasonic bath for 20 min at 40 °C and 40 kHz in acetone. To deposit DLC thin layers, ion beam deposition process was employed, using a radio frequency source and two hydrocarbon gas sources_ acetylene (C₂H₂) and methane (CH₄)_ with 99.99% purity.

Please cite this article as: Mersagh Dezfuli, S. & Hosseini, S. H. (2024). A Study on the Role of Hydrocarbon Precursor on Structure of Diamond-Like Carbon Coating Applied by Ion Beam Deposition Technology. *Journal of Advanced Materials and Technologies*, Vol. 13, No. 3, 63-74. [in Persian]. <https://doi.org/10.30501/jamt.2024.473494.1304>.

2783-0829/© 2024 The Author(s). Published by MERC.

This is an open access article under the CC BY license (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/legalcode>)



3. RESULTS AND DISCUSSION

Figure 1 presents the graph obtained from Raman analysis for the DLC coatings created using acetylene (C_2H_2) and methane (CH_4) gas sources. The Raman analysis results for carbon coatings created by acetylene and methane hydrocarbon precursors indicate the presence of G and D peaks, confirming the formation of the DLC phase in the structure of the coatings. The I_D/I_G ratio for the DLC coatings with different gas sources was extracted from Raman spectroscopy chart. To calculate this, the height of peak D was divided by the height of

peak G, yielding numerical value that represents the intensity ratio of peaks D to G. The I_D/I_G ratios for the DLC coatings with acetylene gas source (C_2H_2) and methane gas source (CH_4) were obtained as 0.49 and 1.02, respectively. These values indicate that the DLC coating deposited with acetylene gas source has more diamond-like characteristics. In contrast, the higher I_D/I_G ratio for the DLC coating created with methane gas source suggests a more regular structure with a lower amount of irregular sp^3 phase, compared to the coating created with acetylene gas source.

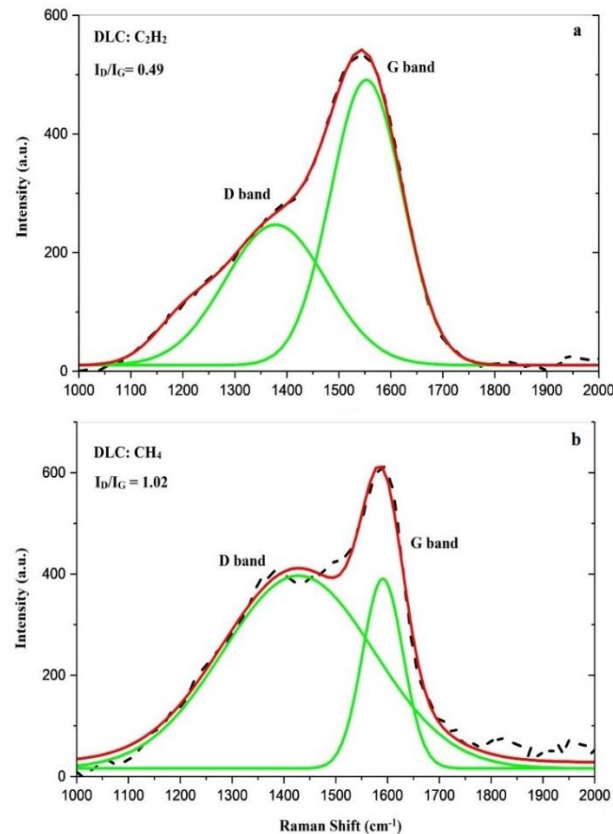


Figure 1. Raman spectrum of DLC films a) DLC (C_2H_2), b) DLC (CH_4)

4. CONCLUSION

According to the results of Raman analysis, the lowest I_D/I_G value was observed in the Diamond-Like Carbon (DLC) coating created using an acetylene (C_2H_2) source. The graphite clusters size for this coating was the smallest, measuring 9 angstroms. Additionally, the FWHM (G) value for DLC (C_2H_2) coating was 162 cm^{-1} which was higher than that of DLC (CH_4) coating.

5. ACKNOWLEDGEMENT

The authors would like to express their gratitude and appreciation to the officials to the Vacuum lab in Malek Ashtar University of Technology, Tehran, Iran.

REFERENCES

- Chowdhury, S., Laugier, M. T., & Rahman, I. Z. (2004). Effects of substrate temperature on bonding structure and mechanical properties of amorphous carbon films. *Thin Solid Films*, 447-448, 174-180. [https://doi.org/10.1016/S0040-6090\(03\)01076-9](https://doi.org/10.1016/S0040-6090(03)01076-9)
- Lichun, B., Guangan, Z., Zhiguo, W., Jun, W., & Pengxun, Y. (2011). Effect of different ion beam energy on properties of amorphous carbon film fabricated by ion beam sputtering deposition (IBSD). *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research B*, 269(17), 1871-1877. <https://doi.org/10.1016/j.nimb.2011.05.017>
- Robertson, J. (1994). The deposition mechanism of diamond-like a-C and a-C: H. *Diamond and Related Materials*, 3(4-6), 361-368. [https://doi.org/10.1016/0925-9635\(94\)90186-4](https://doi.org/10.1016/0925-9635(94)90186-4)
- Robertson, J. (2002). Diamond-like amorphous carbon. *Materials Science and Engineering, R: Reports*, 37(4-6), 129-281. [https://doi.org/10.1016/S0927-796X\(02\)00005-0](https://doi.org/10.1016/S0927-796X(02)00005-0)



مقاله‌ی کامل پژوهشی

مطالعه‌ای درباره‌ی اثر پیش‌ماده‌ی هیدروکربنی بر ساختار پوشش کربن شبه‌الماس ایجادشده توسط فناوری رسوب‌دهی پرتو یونی

سعید مرساق دزفولی^۱، سیدحجت‌اله حسینی^{۲*}

^۱ دانشجوی دکتری، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، مجتمع دانشگاهی مواد و فناوری‌های ساخت، تهران، ایران

^۲ استادیار، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، مجتمع دانشگاهی مواد و فناوری‌های ساخت، تهران، ایران

چکیده در پژوهش حاضر، پوشش کربن شبه‌الماس با دو پیش‌ماده‌ی هیدروکربنی متان (CH₄) و استیلن (C₂H₂) توسط فرایند PVD-IBD اعمال شد. سپس، برای مطالعه‌ی اثر پیش‌ماده‌ی هیدروکربنی بر تحولات ساختاری و مکانیکی پوشش کربن شبه‌الماس از آنالیزهای طیف‌سنجی رامان و نانودندانه‌گذاری استفاده شد. از میکروسکوپ الکترونی روبشی گسیل میدانی (FESEM) و نیروی اتمی (AFM) برای بررسی ریخت‌شناسی و توپوگرافی سطح پوشش‌های ایجادشده استفاده شد. نتایج حاصل از آنالیز رامان نسبت I_D/I_G کوچک‌تر و FWHM (پهنای در نصف بیشینه‌ی قله‌ی G) بزرگ‌تری را برای پوشش کربن شبه‌الماس با پیش‌ماده‌ی هیدروکربنی استیلن نشان داد. تصاویر FESEM از مقطع پوشش‌های ایجادشده حاکی از بالاتر بودن نرخ رسوب گونه‌های کربنی توسط پیش‌ماده‌ی استیلن بود. نتایج حاصل از آنالیز AFM گویای کمتر بودن زبری سطح پوشش کربن شبه‌الماس حاصل از پیش‌ماده‌ی هیدروکربنی استیلن در مقایسه با متان بود. نتایج حاصل از آزمون نانودندانه‌گذاری نشان داد که پوشش کربن شبه‌الماس ایجادشده با منبع گازی استیلن (C₂H₂) دارای سختی (H) و مدول الاستیک (E) بالاتری هستند.

تاریخچه‌ی مقاله:

ثبت اولیه: ۱۴۰۳/۰۵/۲۵

بازنگری: ۱۴۰۳/۰۷/۰۴

پذیرش قطعی: ۱۴۰۳/۰۹/۲۷

کلیدواژه‌ها:

کربن شبه‌الماس،

فرایند PVD-IBD،

رامان،

پیش‌ماده‌ی هیدروکربنی



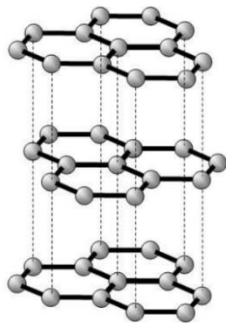
<https://doi.org/10.30501/jamt.2024.473494.1304>

https://www.jamt.ir/article_211650.htm

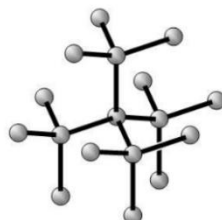
۱- مقدمه

پوشش‌ها حاوی پیوندهای گرافیت (sp²) و الماس (sp³) هستند که، با توجه به فرایند و شرایط رسوب‌دهی و منبع کربنی، نسبت sp²/sp³ می‌تواند متفاوت باشد (Bewilogua & Hofmann, 2014; Yu et al., 2020). شکل ۱ ساختار کربن در دو شکل الماس و گرافیت را نشان می‌دهد.

کربن شبه‌الماس (DLC) نام دیگر کربن آمورف است که حاوی درصد قابل‌توجهی پیوندهای الماس sp³ است (Bewilogua & Hofmann, 2014). پوشش‌های کربن شبه‌الماس، به دلیل داشتن خواص برجسته، در تحقیقات علمی و صنعتی مورد توجه محققان و مهندسان هستند. این خواص شامل سختی بالا، ضریب اصطکاک و نرخ سایش پایین، خنثایی شیمیایی و مقاومت به خوردگی بالا، مقاومت الکتریکی بالا، زیست‌سازگاری و غیره است (Marks, 2005). پوشش‌های DLC کاربردهای گسترده‌ای به‌عنوان پوشش‌های محافظ از قبیل پنجره‌های نوری، دیسک‌های ضبط مغناطیسی، بخش‌های خودرو، پوشش‌های زیست‌پزشکی و موتورهای مکانیکی الکتریکی میکرونی دارند (Wänstrand et al., 1999). این



(ب) گرافیت



(الف) الماس

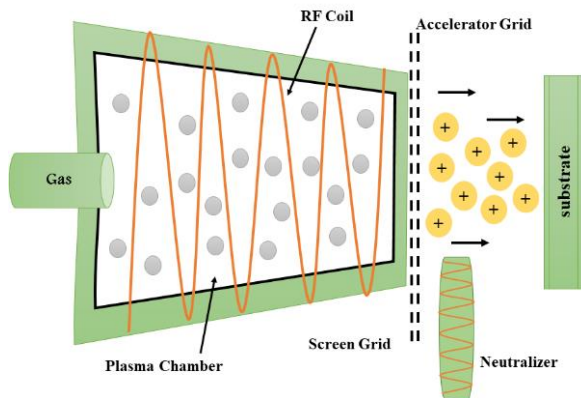
شکل ۱. ساختار کربن: (الف) الماس و (ب) گرافیت

عهده‌دار مکاتبات: سیدحجت‌اله حسینی

نشانی: ایران، تهران، مجتمع دانشگاهی مواد و فناوری‌های ساخت، دانشگاه صنعتی مالک اشتر

پیام نگار: nns hosseini@mut.ac.ir

کربن به سمت زیرلایه توسط میدان‌های الکتریکی است. در شکل ۳، طرحواره‌ای از فناوری رسوب‌دهی پرتو یونی آورده شده است. در این فرایند، از گازهای هیدروکربنی همانند متان، استیلن، اتان و بنزن به عنوان منبع کربن برای ایجاد پوشش کربن شبه‌الماس استفاده می‌شود. اغلب گونه‌های رسوبی یون مولکولی $C_mH_n^+$ هستند. هنگامی که یون مولکولی به سطح زیرلایه و پوشش برخورد می‌کند، شکسته می‌شود و انرژی جنبشی آن بین اتم‌های کربن تقسیم می‌شود و انرژی مؤثر به‌ازای اتم کربن خواهد بود (Robertson, 2002; Ferrari & Robertson, 2000)، به این معنا که خصوصیات کربن شبه‌الماس وابسته به مولکول پیش‌ماده‌ی گازی است.

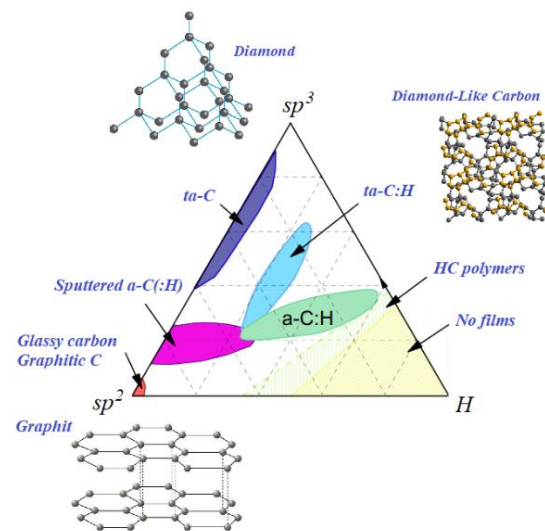


شکل ۳. طرح‌واره‌ای از فناوری رسوب‌دهی پرتو یونی (IBD)

بنابراین، ساختار و خواص پوشش‌های کربن شبه‌الماس با تغییر در منبع گازی (پیش‌ماده‌ی هیدروکربنی) تحت‌تأثیر قرار می‌گیرد که این امر به دلیل تفاوت در نسبت H/C در ترکیب گازهای هیدروکربنی است (Ting et al., 2017; Donnet & Erdemir, 2007). در گزارشی، رابرسون و همکاران (2002) پوشش کربن شبه‌الماس را توسط فرایند PECVD با منابع گازی مختلف ایجاد و بیان کردند که نرخ رسوب لایه با تغییر در منبع گازی دچار تغییر می‌شود (Robertson, 2002). در گزارشی دیگر، پوشش کربن شبه‌الماس توسط منابع گازی CO و C_2H_2 در فرایند CVD ایجاد و بیان شد که نرخ رشد پوشش کربنی با منبع گازی استیلن بیشتر بود (Mamun et al., 2018). ما نیز کنجکاو بودیم، با تغییر در منبع گازی در فرایند رسوب‌دهی پرتو یونی، تحولات ساختاری پوشش کربن شبه‌الماس را بررسی کنیم. بنابراین، با توجه به اندک بودن گزارش‌های منتشرشده از

بنابراین، ساختار، عملکرد مکانیکی و تریبولژیکی این پوشش‌ها در گزارش‌ها نیز می‌تواند متفاوت باشد. کربن شبه‌الماس انواع گوناگونی دارد. در شکل ۲، ساختارهای گوناگون کربن آمورف به‌صورت دیاگرامی سه‌تایی نمایش داده شده‌اند که براساس سه پارامتر پیوند sp^3 ، پیوند sp^2 و هیدروژن تعریف می‌شوند (Robertson, 2002).

روش‌های پوشش‌دهی کربن شبه‌الماس به دو دسته‌ی رسوب‌دهی شیمیایی بخار^۱ (CVD) و رسوب‌دهی فیزیکی بخار^۲ (PVD) تقسیم می‌شوند. این روش‌ها شامل رسوب‌دهی شیمیایی فاز بخار با پلاسمای بهبودیافته (PECVD)، کندوپاش، قوس الکتریکی فیلترشده (FCVA)، لایه‌نشانی لیزر پالسی (PLD) و رسوب‌دهی پرتو یونی (IBD) هستند. هریک از این فرایندها مزایا و معایبی به‌لحاظ نرخ رسوب‌دهی، کیفیت لایه و یکنواختی دارند (Kazuya et al., 2021).



شکل ۲. طرحواره‌ای از نمودار سه‌تایی ساختارهای گوناگون کربن آمورف (Robertson, 2002)

در این میان، فرایندهای مبتنی بر پرتو یونی مزایای منحصربه‌فردی دارند. در این فرایندها، از بمباران یونی برای بهبود خواص سطحی و ایجاد پوشش بهره می‌گیرند. از مهم‌ترین مزایای فرایند رسوب‌دهی پرتو یونی می‌توان به دمای پوشش‌دهی پایین و افزایش چسبندگی به زیرلایه به دلیل ایجاد فرایند بخیه‌زنی اشاره کرد (Lichun et al., 2011). یکی از قابلیت‌های این روش ایجاد لایه‌های نازک کربن شبه‌الماس توسط یونیزاسیون گازهای هیدروکربنی و شتاب‌گیری یون‌های

جدول ۱. درصد وزنی عناصر مهم موجود در فولاد AISI 4140

عناصر آلیاژی	Mo	Si	C	Mn	Cr
درصد وزنی	۰/۱۶	۰/۲۴	۰/۴	۰/۸۴	۰/۱

به منظور رسوب‌دهی لایه‌های نازک کربن شبه‌الماس، از فرایند رسوب‌دهی پرتو یونی با منبع رادیوفرکانس و از دو منبع گازی هیدروکربنی استیلن (C_2H_2) و متان (CH_4) با خلوص ۹۹/۹۹ درصد استفاده شد. در جدول ۲، مقادیر پارامترهای فرایندی آورده شده است. پس از اعمال پوشش‌های کربن شبه‌الماس، برای بررسی‌های ساختاری و مکانیکی پوشش‌ها از آنالیزهای رامان و نانودندانه‌گذاری و برای ارزیابی ضخامت و زبری سطح پوشش‌ها از میکروسکوپ الکترونی روبشی گسیل میدانی^۱ (FESEM) و نیروی اتمی^۲ (AFM) استفاده شد.

جدول ۲. مقادیر پارامترهای لایه‌نشانی در فرایند رسوب‌دهی پرتو یونی

انرژی یون (الکترون ولت)	دمای زیرلایه (درجه‌ی سلسیوس)	زمان رسوب‌دهی (دقیقه)	نرخ شار گاز منبع (sccm)	نمونه
۱۲۵	۲۵	۹۰	۱۲	DLC- C_2H_2
۱۲۵	۲۵	۹۰	۱۲	DLC- CH_4

۳- نتایج و بحث

۳-۱- نتایج حاصل از آنالیز رامان

پهنا در نصف بیشینه‌ی قله‌ی G (FWHM) است که مربوط به بی‌نظمی ساختاری ناشی از زوایا و اعوجاج در طول پیوندها است. کاهش FWHM قله‌ی G نشانه‌ی کاهش درجه‌ی آمورف شدن و افزایش نظم لایه‌ها است. حضور خوشه‌های sp^2 بدون نقص و عاری از تنش موجب کاهش در FWHM قله‌ی G در طیف رامان لایه‌های DLC می‌شود ([Bewilogua & Hofmann, 2014](#); [Ferrari & Robertson, 2000](#); [Donnet & Erdemir, 2007](#)). می‌توان این‌طور بیان کرد که، اگر خوشه‌ها عاری از بی‌نظمی باشند، پهنا در نصف بیشینه کوچک خواهد بود.

در شکل ۴، نمودار حاصل از آنالیز رامان برای پوشش‌های کربن شبه‌الماس ایجادشده با منابع گازی استیلن (C_2H_2) و متان (CH_4) نشان داده شده است. همچنین، منحنی طیف‌های رامان با استفاده از تابع گوسین توسط نرم‌افزار اوريجین فیت شده است و دو قله‌ی G و D از یکدیگر تفکیک شده‌اند و در شکل ۵ نیز آورده شده‌اند. داده‌های حاصل از آنالیز رامان در جدول ۳ ذکر شده است.

تأثیر ترکیب و شیمی پیش‌ماده‌ی هیدروکربنی (منبع گازی) بر ساختار و ریخت‌شناسی پوشش‌های کربن شبه‌الماس، در تحقیق حاضر به بررسی اثر پیش‌ماده‌ی هیدروکربنی بر تحولات ساختاری پوشش کربنی ایجادشده در فرایند پرتو یونی پرداخته شده است.

۲- روش تحقیق

در این پژوهش از فولاد AISI 4140 به‌عنوان زیرلایه استفاده شد. نمونه‌ها توسط سنباده‌های شماره‌ی ۸۰ تا ۳۰۰۰ صیقل یافتند و سپس در حمام التراسونیک به مدت ۲۰ دقیقه با دمای ۴۰ درجه‌ی سلسیوس و بسامد ۴۰ کیلوهرتز در محلول استون شست‌وشو داده شدند. ترکیب شیمیایی فولاد AISI 4140 مورد استفاده در این پژوهش توسط آنالیز کوانتومتری بررسی و نتایج آن در جدول ۱ ارائه شده است.

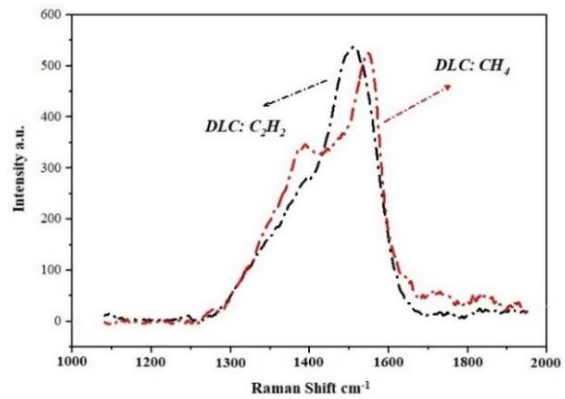
در این بخش به بررسی تأثیر منابع گازی استیلن (C_2H_2) و متان (CH_4) بر تحولات ساختاری پوشش کربن شبه‌الماس پرداخته شده است. طیف‌سنجی رامان به‌طور گسترده برای توصیف ساختار مواد کربنی آمورف به‌دلیل غیرمخرب بودن استفاده می‌شود. پارامترهای طیف‌سنجی رامان مانند موقعیت، عرض و شدت قله‌ی G و قله‌ی D ارتباط نزدیکی با چگالی، اندازه و ساختار خوشه‌های sp^2 دارند که همچنین با محتوای پیوندهای sp^3 در پوشش DLC نیز مرتبط هستند. نسبت I_D/I_G و موقعیت قله‌ی G مشخصات جالبی از پوشش‌های کربن آمورف را در طیف‌های رامان ارائه می‌دهد. در کربن آمورف، نسبت شدت باند D به باند G (I_D/I_G) با کاهش نسبت sp^2/sp^3 مطابقت دارد ([Bewilogua & Hofmann, 2014](#); [Marks, 2005](#); [Robertson, 2002](#)). پارامتر دیگر در طیف‌سنجی رامان

به دست آمده نسبت شدت قله‌های D به G را نشان می‌دهد. همان‌طور که مشخص است، نسبت I_D/I_G برای پوشش کربن شبه‌الماس با منبع گازی استیلن (C_2H_2) و منبع گازی متان (CH_4) به ترتیب برابر با ۰/۴۹ و ۱/۰۲ است. این امر نشان می‌دهد که پوشش کربن شبه‌الماس اعمال شده با منبع گازی استیلن دارای مشخصه‌های شبه‌الماس بیشتری است. نسبت I_D/I_G میزان نشان‌دهنده‌ی حلقه‌های sp^2 است و افزایش آن نشان می‌دهد که پوشش به سمت گرافیت شدن پیش می‌رود و دارای خوشه‌های sp^2 بیشتری است (Ferrari & Robertson, 2000; Donnet & Erdemir, 2007). بالا بودن نسبت I_D/I_G برای پوشش کربن شبه‌الماس با منبع گازی متان به این معنی است که این پوشش ساختار منظم‌تری دارد و، در مقایسه با پوشش ایجاد شده با منبع گازی استیلن، مقدار کمتری فاز نامنظم sp^3 دارد. با دستیابی به مقدار I_D/I_G از آنالیز رامان می‌توان برای محاسبه‌ی اندازه‌ی خوشه‌های گرافیتی‌ی sp^2 در لایه‌های DLC از رابطه‌ی (۱) استفاده کرد (Ferrari & Robertson, 2000; Donnet & Erdemir, 2007; Robertson, 2002):

$$I_D/I_G = C(\lambda)L^2 \quad (1)$$

در این رابطه، L اندازه‌ی خوشه‌های گرافیتی و $C(\lambda)$ یک عدد ثابت است که به طول موج لیزر وابسته است و مقدار آن برابر ۰/۰۰۵۵ در نظر گرفته می‌شود (۱۱ و ۷). اندازه‌ی خوشه‌های گرافیتی در پوشش‌های DLC (C_2H_2) و DLC (CH_4) محاسبه شده است که اندازه‌ی آن به ترتیب برابر ۹ و ۱۳ آنگستروم است. بنابراین، اندازه‌ی خوشه‌های گرافیتی در پوشش DLC (C_2H_2) دارای اندازه‌ی کمتری است و این پوشش مشخصه‌های شبه‌الماس بالاتری دارد.

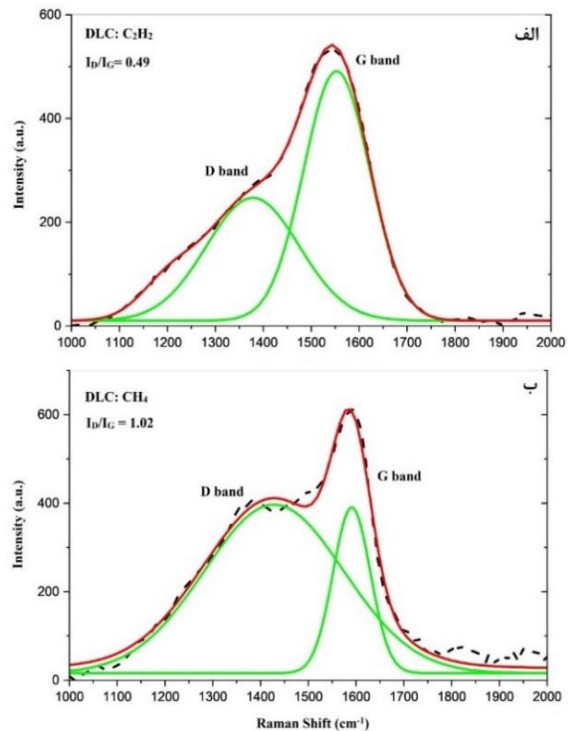
پارامتر مهم دیگر در طیف‌سنجی رامان پهنا در نصف بیشینه‌ی قله‌ی G (FWHM) است که به نظم ساختاری ناشی از زاویه و طول پیوند وابسته است. کاهش FWHM قله‌ی G نشانه‌ی کاهش درجه‌ی آمورف شدن و افزایش نظم لایه‌ها است (Robertson, 2002). حضور خوشه‌های sp^2 بدون نقص و عاری از تنش موجب کاهش در FWHM(G) طیف رامان لایه‌های DLC می‌شود (Ferrari & Robertson, 2000; Robertson, 2002). در جدول ۳، داده‌های FWHM مربوط به پوشش‌های DLC (CH_4) و DLC (C_2H_2) آورده شده است که مقدار آن به ترتیب برابر با 162 cm^{-1} و 92 cm^{-1} است. مشاهده



شکل ۴. نمودارهای حاصل از آنالیز رامان برای پوشش‌های کربن شبه‌الماس

جدول ۳. داده‌های حاصل از آنالیز رامان

نمونه	I_D/I_G	L Å	FWHM G	G position cm^{-1}
DLC C_2H_2	۰/۴۹	۹	۱۶۲	۱۵۵۲
DLC CH_4	۱/۰۲	۱۳	۹۲	۱۵۹۰



شکل ۵. نمودار فیت‌شده‌ی حاصل از آنالیز رامان برای پوشش کربن شبه‌الماس با منابع گازی الف) استیلن (C_2H_2) و ب) متان (CH_4) نتایج به دست آمده از آنالیز رامان برای پوشش‌های کربنی ایجاد شده توسط پیش‌ماده‌های هیدروکربنی استیلن و متان حاکی از این است که وجود قله‌های G و D در هر دو پوشش کربنی نشان از تشکیل فاز DLC در ساختار پوشش‌ها دارد. نسبت I_D/I_G برای پوشش‌های کربن شبه‌الماس با منابع گازی متفاوت با نمودار طیف‌سنجی رامان استخراج شده است. برای این کار، ارتفاع قله‌ی D به ارتفاع قله‌ی G تقسیم می‌شود و عدد

این امر به ایجاد و افزایش شدت قله‌ی D منجر می‌شود که نشان‌دهنده‌ی میزان بی‌نظمی در ساختار است. بنابراین، در این مرحله، نسبت I_D/I_G افزایش می‌یابد. در این مرحله، براساس رابطه‌ی زیر که توسط رابرتسون و دوننت گزارش شده است، بین اندازه‌ی خوشه‌های گرافیتی (La) و نسبت I_D/I_G رابطه‌ی (۲) عکس وجود دارد (Donnet & Erdemir, 2007; Robertson, 2002):

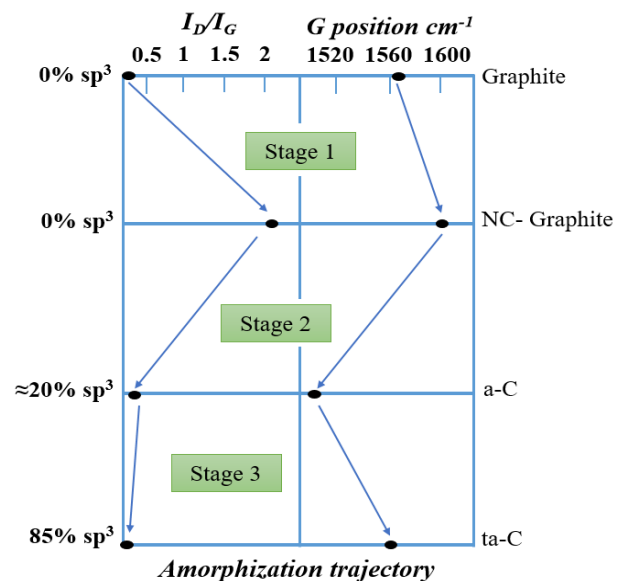
$$\frac{I_D}{I_G} = \frac{c(\lambda)}{La} \quad (2)$$

در مرحله‌ی دوم، نقص‌ها به‌صورت فزاینده‌ای در لایه‌ی گرافیتی به وجود می‌آیند و درنهایت ساختاری کاملاً بی‌نظم ایجاد می‌شود که حاوی درصد بالایی از پیوندهای sp^2 و اندکی پیوندهای sp^3 است و ساختار کربن آمورف نام دارد. در این مرحله، با توجه به کاهش اندازه‌ی خوشه‌های گرافیت به کمتر از ۲ نانومتر و در نتیجه کاهش تعداد حلقه‌های شش ضلعی در خوشه‌ها که متناسب با شدت قله‌ی D در این محدوده است، کاهش نسبت I_D/I_G مشاهده می‌شود و براساس معادله‌ی گزارش‌شده توسط فراری و رابرسون (2000) رابطه‌ی نسبت I_D/I_G و اندازه‌ی خوشه‌های گرافیتی در این مرحله براساس رابطه‌ی (۳) به دست می‌آید (Donnet & Erdemir, 2007; Robertson, 2002):

$$\frac{I_D}{I_G} = cLa^2 \quad (3)$$

در مرحله‌ی سوم، به تدریج تمام حلقه‌های موجود در ساختار آمورف از بین می‌رود و به رشته تبدیل می‌شود. بنابراین، شدت I_D/I_G از مرحله‌ی قبل کمتر می‌شود و به صفر میل می‌کند. در واقع، کوچک بودن مقدار I_D/I_G به‌عنوان معیاری برای قرار داشتن ساختار در مرحله‌ی سوم محسوب می‌شود. در شکل ۷، عوامل موثر بر محل و ارتفاع قله‌های D و G کربن‌های آمورف به‌طور طرح‌واره‌ای نمایش داده شده است. بنابراین، همان‌طور که ملاحظه می‌شود، به‌طور کلی مکان و شدت قله‌های D و G در طیف رامان به خوشه‌ای شدن فاز sp^2 ، بی‌نظمی پیوندها، حضور پیوندها به‌صورت حلقه و رشته در فاز sp^2 و نسبت sp^3/sp^2 بستگی دارد (Donnet & Erdemir, 2007; Ferrari & Robertson, 2000):

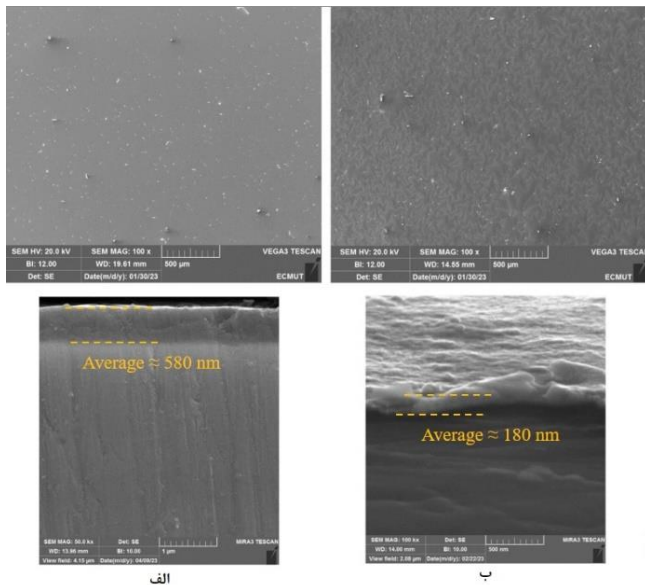
می‌شود که مقدار پارامتر FWHM برای پوشش کربن شبه‌الماس ایجادشده با پیش‌ماده‌ی استیلن کمتر است. این مقدار از پهنا در نصف بیشینه‌ی قله‌ی G نشان‌دهنده‌ی بالا بودن پیوندهای sp^3 و بی‌نظمی ساختاری در پوشش $DLC (C_2H_2)$ است. تغییرات ساختاری در پوشش‌های کربنی را می‌توان براساس مدل سه‌مرحله‌ای که در شکل ۶ آورده شده است تشریح کرد. مدل سه‌مرحله‌ای از روند تغییرات ساختاری گرافیت به کربن شبه‌الماس به‌صورت طرح‌واره نشان داده شده است. براساس نظر محققانی مانند فراری، رابرسون (2000) و رابرسون (2002) و با توجه به تعریف قله‌های D و G در طیف رامان، با کاهش نسبت I_D/I_G ، تعداد حلقه‌ها در هر خوشه کاهش می‌یابد (Ferrari & Robertson, 2000; Robertson, 2002). افزایش بی‌نظمی در ساختار کربن از ساختار گرافیت خالص به کربن آمورف تتراهدرال قابل تقسیم به سه مرحله است (علامت فلش جهت تغییرات ساختاری با تغییر درصد پیوندهای sp^2 را نشان می‌دهد):



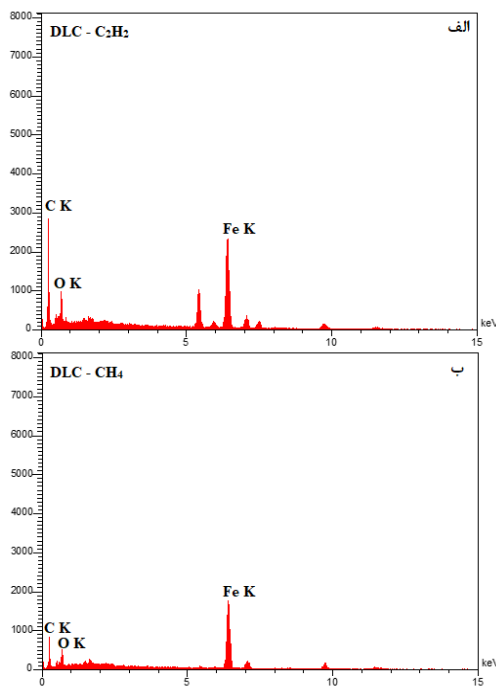
شکل ۶. طرح‌واره‌ی روند تغییرات ساختاری گرافیت به کربن

شبه‌الماس (Donnet & Erdemir, 2007; Robertson, 2002)

مرحله‌ی اول: ساختار کاملاً گرافیتی به سمت گرافیت نانو ساختار. مرحله‌ی دوم: گرافیت نانو ساختار به سمت کربن آمورف (a-C) با درصد بالای sp^2 . مرحله‌ی سوم: کربن آمورف با درصد بالای sp^2 به کربن آمورف حاوی درصد بالای sp^3 . در مرحله‌ی اول ساختار منظم و بلوری گرافیت به تدریج منظم خود را با کاهش اندازه‌ی صفحات گرافیتی منظم از دست می‌دهد که

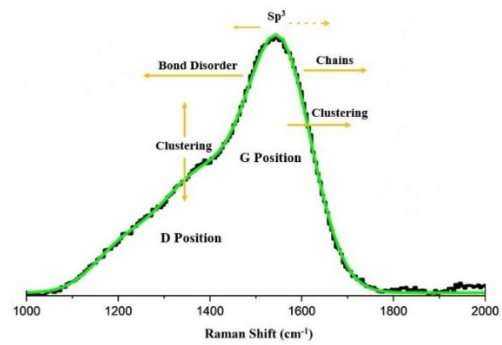


شکل ۸. تصاویر FESEM از ریخت‌شناسی و سطح مقطع پوشش کربن شبه‌الماس ایجادشده با منابع گازی الف) استیلن (C_2H_2) و ب) متان (CH_4)



شکل ۹. نتایج EDS از پوشش کربن شبه‌الماس ایجادشده با منابع گازی الف) استیلن (C_2H_2) و ب) متان (CH_4)

گفتنی است که، درباره‌ی رشد و تشکیل پوشش کربن شبه‌الماس، گونه‌های پلاسمای برخوردکننده با سطح فیلم در حال رشد از یونها و گونه‌های خنثی تشکیل شده‌اند. گونه‌های خنثی و یونها به ترتیب مولکول‌هایی با مدارهای پر مانند گازهای تجزیه‌نشده، رادیکال‌هایی مانند CH_3 و دیگر گونه‌های غیراشباع مانند C_2H_4 یا C_2H_2 هستند. همچنین، پلاسمای مقادیر قابل توجهی از هیدروژن و کربن اتمی را نیز شامل می‌شود

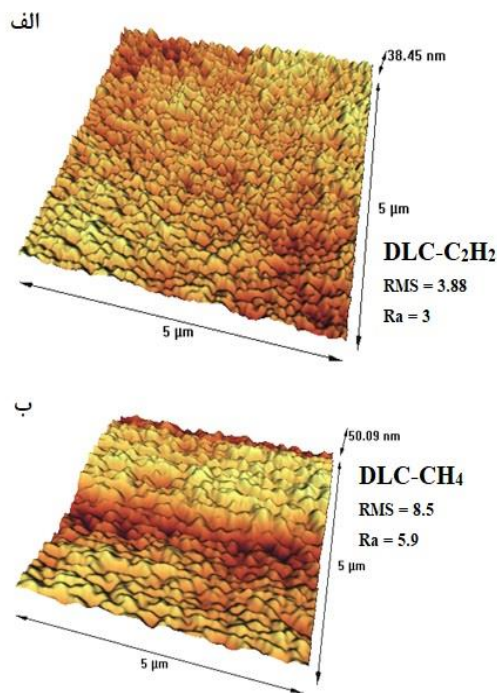


شکل ۷. نمایش عوامل مؤثر بر محل و ارتفاع قله‌های G و D کربن‌های غیربلوری (Robertson, 2002)

۲-۳- نتایج آنالیز میکروسکوپ الکترونی روبشی گسیل میدانی (FESEM)

در این پژوهش، پوشش کربن شبه‌الماس توسط فرایند لایه‌نشانی پرتو یونی با استفاده از دو منبع گازی استیلن (C_2H_2) و متان (CH_4) ایجاد شد. به منظور بررسی ریخت‌شناسی، ضخامت و نرخ رسوب پوشش‌های ایجادشده از آنالیز FESEM استفاده شد که نتایج آن در شکل ۸ نشان داده شده است. همچنین، نتایج حاصل از آنالیز EDS در شکل ۹ آورده شده است. مطابق با تصاویر ریخت‌شناختی، سطح پوشش کربن شبه‌الماس ایجادشده توسط منبع گازی استیلن (C_2H_2) یکنواختی و تراکم بالایی دارد، در صورتی که سطح پوشش کربن شبه‌الماس ایجادشده با منبع گازی متان (CH_4) پستی و بلندی و سطحی غیریکنواخت دارد. همچنین، مطابق با تصاویر مقطع عرضی، ضخامت پوشش‌های کربن شبه‌الماس ایجادشده توسط منابع گازی استیلن (C_2H_2) و متان (CH_4) تفاوت چشمگیری با هم دارد. ضخامت پوشش کربنی حاصل از منبع گازی استیلن (C_2H_2) در حدود ۵۸۰ نانومتر و ضخامت پوشش کربنی حاصل از منبع گازی متان (CH_4) در حدود ۱۸۰ نانومتر تعیین شده است. این رخداد نشان از تفاوت در نرخ رسوب پوشش کربنی حاصل از منابع گازی مختلف دارد. تصاویر حاصل از آنالیز FESEM حکایت از این دارند که نرخ رسوب پوشش کربنی توسط منبع گازی استیلن بسیار بالاتر از نرخ رسوب پوشش کربنی توسط منبع گازی متان است. این امر نشان می‌دهد که ترکیب (شیمی) پیش‌ماده‌ی گازی هیدروکربنی بر نرخ و میزان رسوب‌گذاری تأثیر زیادی دارد. در واقع، دلیل این رفتار تفاوت در پتانسیل یونیزاسیون استیلن (C_2H_2) و متان (CH_4) است که این امر ناشی از وجود مولکول‌های غیراشباع در استیلن است (Donnet & Erdemir, 2007; Ting et al., 2017).

لایه، ریخت‌شناسی سطح پوشش را تحت تأثیر قرار می‌دهد.



شکل ۱۰. تصاویر AFM لایه‌های کربن شبه‌الماس با منابع گازی (الف) استیلن (C₂H₂) و (ب) متان (CH₄)

درواقع، درخصوص ساختار، دو پارامتر پیوندهای sp³ و خوشه‌های sp² از عوامل مهم در تعیین ویژگی‌های سطح پوشش‌های کربن شبه‌الماس هستند. بر این اساس، هرچه مقدار پیوندهای sp³ در ساختار پوشش افزایش یابد، زبری سطح نیز کاهش می‌یابد. لیفشیتز و همکاران (1994) گزارش کردند (Lifshitz et al., 1994) که هم‌بستگی واضحی بین زبری سطح و میزان ویژگی شبه‌الماس (پیوند sp³) وجود دارد و بیان کردند که زبری سطح با کاهش مقدار فاز گرافیت (sp²) کاهش می‌یابد. در پوشش کربنی ایجادشده توسط منبع گازی متان (CH₄)، به دلیل میزان یونیزاسیون پایین‌تر پلاسما در مقایسه با منبع گازی استیلن (C₂H₂)، گونه‌های رسیده به سطح فرصت کافی برای تشکیل لایه‌ای فشرده نخواهند داشت و نمی‌توانند از قله‌ها به سمت نقاط زیرسطحی پوشش نفوذ کنند. بنابراین، به صورت غیرفشرده روی سطح باقی می‌مانند و خوشه‌های بزرگ‌تری ایجاد می‌کنند که این امر بر افزایش زبری سطح پوشش مؤثر است (Donnet & Erdemir, 2007; Marks, 2005).

مدل کاشت زیرسطحی رشد پوشش کربنی به صورت طرح‌واره در شکل ۱۱ ارائه شده است.

(Donnet & Erdemir, 2007). گونه‌های هیدروکربنی خنثی فقط در سطح واکنش می‌دهند و قادر نیستند در داخل فیلم نفوذ کنند (Donnet & Erdemir, 2007). بنابراین، به دلیل بالا بودن میزان یونیزاسیون پلاسما حاصل از پیش‌ماده‌ی گازی استیلن (C₂H₂) و بالاتر بودن میزان گونه‌های کربنی و هیدروکربنی غیراشباع در پلاسما حاصل از گاز استیلن (C₂H₂)، تغذیه‌ی گونه‌های مؤثر در رشد پوشش کربنی افزایش می‌یابد و این امر در نرخ رسوب و ضخامت پوشش حاصله مؤثر است.

۳-۳- نتایج آنالیز AFM

به منظور بررسی توپوگرافی سطح پوشش‌های کربن شبه‌الماس ایجادشده توسط فرایند پرتو یونی با دو منبع گازی استیلن (C₂H₂) و متان (CH₄) از آنالیز AFM استفاده شد. شایان ذکر است که میزان زبری سطح لایه‌ها واکنش سطح با محیط اطراف خود را پیش‌بینی می‌کند، به طوری که هرچه میزان زبری سطح بیشتر باشد، میزان اصطکاک، آسیب‌دیدگی و تخریب‌پذیری بیشتر می‌شود (Mersagh Dezfuli & Sabzi, 2019). در شکل ۱۰، تصاویر حاصل از آنالیز AFM برای پوشش‌های DLC (C₂H₂) و DLC (CH₄) نشان داده شده و مقادیر زبری سطح نیز (RMS, Ra) محاسبه و ذکر شده است. مقادیر زبری سطح کلی نمونه‌ها (تخمین‌زده شده با میانگین بر روی منطقه ۵ میکرومتر * ۵ میکرومتر) کمتر از ۹ نانومتر است. مطابق با تصاویر AFM، زبری سطح پوشش DLC (C₂H₂) نسبت به پوشش DLC (CH₄) عدد کمتری را نشان می‌دهد.

میانگین زبری سطح پوشش DLC (C₂H₂) برابر با ۳/۸ نانومتر و زبری سطح پوشش DLC (CH₄) برابر با ۸/۵ نانومتر تخمین زده شده است. بهبود ریخت‌شناسی و کاهش زبری سطح پوشش کربنی را می‌توان به کاهش اندازه و مقدار خوشه‌های sp² و افزایش درجه‌ی فاز شبه‌الماس، که توسط نتایج رامان تأیید شده است، نسبت داد.

میانگین زبری سطح پوشش DLC (C₂H₂) برابر با ۳/۸ نانومتر و زبری سطح پوشش DLC (CH₄) برابر با ۸/۵ نانومتر تخمین زده شده است. بهبود ریخت‌شناسی و کاهش زبری سطح پوشش کربنی را می‌توان به کاهش اندازه و مقدار خوشه‌های sp² و افزایش درجه‌ی فاز شبه‌الماس، که توسط نتایج رامان تأیید شده است، نسبت داد. در پوشش‌های کربن شبه‌الماس، علاوه بر ریخت‌شناسی سطح زیرلایه، عواملی همچون ضخامت و ساختار

می‌شود. زمانی که انرژی یون برخوردی (E_i) از مقدار بحرانی (E_c) بیشتر شود، آسیب ناشی از تصادم شبکه‌ی کربنی در تمام توده‌ی پوشش رخ می‌دهد و روند افزایش چگالی را مختل می‌کند. در نتیجه، باعث گرافیت شدن و افزایش زبری پوشش می‌شود.

۳-۴- آنالیز نانو سختی (نانودندانه‌گذاری)

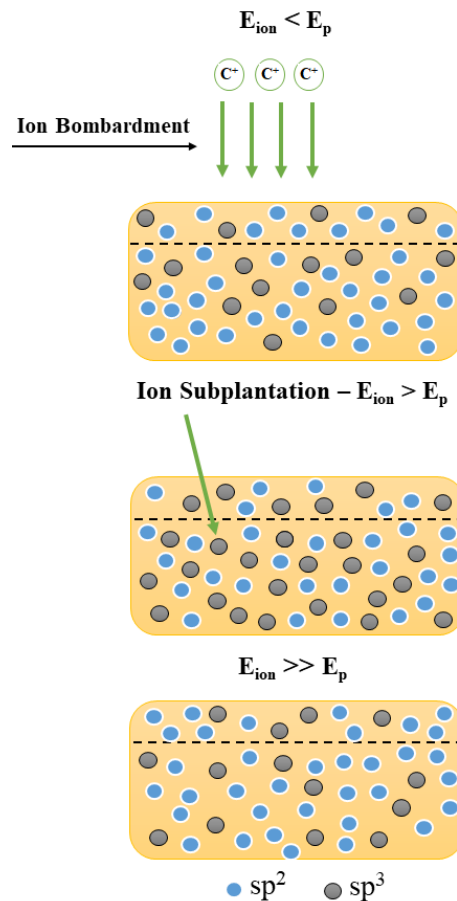
در این پژوهش، به منظور بررسی تأثیر منابع گازی متان (CH_4) و استیلن (C_2H_2) بر خواص مکانیکی (سختی و مدول الاستیک)، پوشش‌های کربن شبه‌الماس ایجاد شده توسط فرایند پرتو یونی از آنالیز نانو سختی‌سنجی استفاده شد. نتایج حاصل از آزمون نانو سختی‌سنجی در شکل ۱۲ و جدول ۴ آورده شده است. از منحنی‌های بار-جابجایی حاصل از آنالیز نانو سختی‌سنجی نیز برای تعیین خواص مکانیکی از جمله سختی (H)، مدول الاستیک (E) و پارامتر ضریب پلاستیک (H/E) استفاده می‌شود (Wänstrand et al., 1999). با توجه به نمودارها و نتایج حاصل از آنالیز نانو سختی‌سنجی، پوشش کربن شبه‌الماس ایجاد شده با منبع گازی استیلن (C_2H_2) دارای سختی و مدول الاستیک بالاتری است.

جدول ۴. مقادیر H ، E و H/E حاصل از آنالیز نانو سختی‌سنجی

sample	H / GPa	E / GPa	H/E
DLC- C_2H_2	۲۰/۱۸	۱۸۷/۷	۰/۱۰۷
DLC- CH_4	۱۲/۴۸	۱۲۷/۸	۰/۰۹۷

مقادیر سختی به دست آمده برای پوشش‌های کربن شبه‌الماس حاصل از منابع گازی استیلن و متان به ترتیب برابر با ۲۰/۱۸ و ۱۲/۴۸ گیگاپاسکال است. مقادیر کمتر H و E برای پوشش کربن شبه‌الماس ایجاد شده با منبع گازی متان (CH_4) مربوط به بالاتر بودن مقدار I_D/I_G است که به افزایش غلظت پیوند کربن هیبرید شده sp^2 و کاهش نسبت sp^3/sp^2 داده می‌شود.

کمیت سختی یکی از مهم‌ترین مشخصه‌های مکانیکی یک سطح است که مقاومت ماده در برابر تغییر شکل پلاستیک را نشان می‌دهد (Donnet & Erdemir, 2007). سختی (H) و مدول الاستیک (E) در پوشش‌های کربن شبه‌الماس به شدت به ریزساختار و پیوندهای sp^3 وابسته است. در واقع، افزایش پیوندهای sp^3 در پوشش کربنی سختی و مدول الاستیک پوشش را افزایش می‌دهد (Donnet & Erdemir, 2007; Wänstrand et al., 1999).



شکل ۱۱. طرح‌واره‌ای از اثر انرژی یون بر رشد پوشش کربن شبه‌الماس: الف) $E_{ion} < E_p$ ، نفوذ سطحی غالب است (افزایش زبری)، ب) $E_{ion} > E_p$ ، نفوذ به عمق و افزایش مقدار sp^3 (کاهش زبری) و ج) $E_{ion} \gg E_p$ ، آسیب ناشی از تصادم شبکه‌ی کربنی و افزایش sp^2 (افزایش زبری) (Lifshitz et al., 1994)

با توجه به انرژی یون‌های برخوردی به سطح (E_i)، سه حالت رشد برای پوشش قابل تصور است. زمانی که انرژی یون برخوردی (E_{ion}) از مقدار بحرانی انرژی (E_c) کمتر باشد، به دلیل غلبه‌ی پدیده‌های سطحی، افزایش زبری سطح رخ می‌دهد. علت این پدیده انرژی پایین یون برخوردی است که باعث می‌شود نفوذ در سطح بیش از نفوذ به بالک پوشش رخ بدهد. این مسئله باعث می‌شود روی سطح خوشه‌هایی از جنس sp^2 ایجاد شود و زبری سطح افزایش یابد. زمانی که انرژی یون برخوردی با انرژی بحرانی (E_c) برابر است، گونه‌های کربنی شروع به نفوذ به زیرسطح می‌کنند (Donnet & Erdemir, 2007; Robertson, 2002).

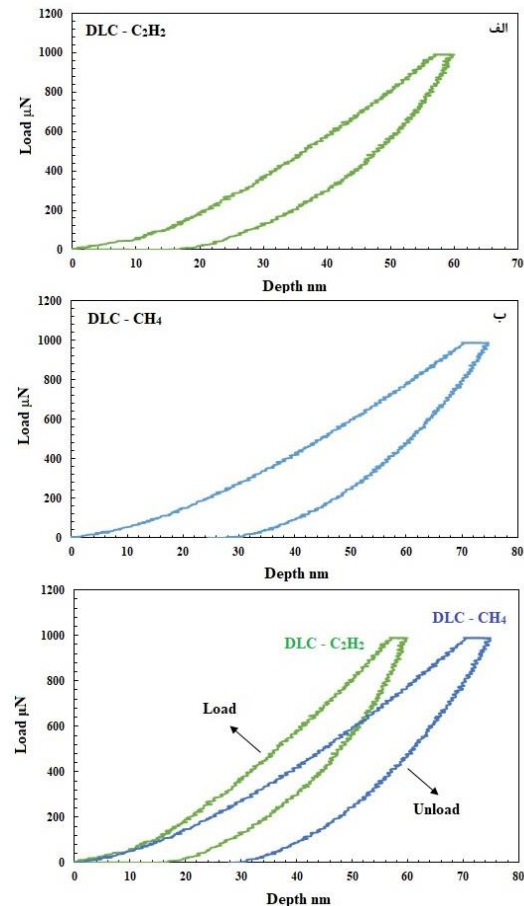
در این حالت، یون‌های برخوردی به مکان‌های بین‌نشینی می‌روند و حالت کاشت زیرسطحی به پدیده‌ی نفوذ سطحی غلبه می‌کند. در این حالت، مقدار پیوندهای sp^3 از مقدار sp^2 بیشتر

سایش نیز پارامتر بسیار مهمی برای تعیین کیفیت فیلم‌ها است. یکی دیگر از داده‌های قابل استخراج از آنالیز نانوسختی سنجی کمیت ضریب پلاستیک است. پارامتر مقاومت پلاستیک (H/E) نه تنها خواص الاستیک - پلاستیک را توضیح می‌دهد، بلکه اطلاعاتی درباره‌ی مقاومت به سایش ماده نیز ارائه می‌کند. نسبت H/E پاسخ فیزیکی شبکه‌ی اتمی را به نیروی خارجی نشان می‌دهد و به استحکام شکست بالک مربوط می‌شود. دامنه‌ی اعتبار H/E برای پوشش‌های DLC در محدوده‌ی صفر تا ۰/۱ متغیر است. حد بالایی و پایینی به ترتیب رفتار الاستیک و الاستیک - پلاستیک فیلم‌ها را نشان می‌دهند. همچنین، برای پوشش‌های با مقاومت به سایش بالا، H/E باید عدد بالایی باشد (Donnet & Erdemir, 2007; Wänstrand et al., 1999). بنابراین، فیلم‌های DLC، که H/E بالا را نشان می‌دهند، مقاومت در برابر سایش بالایی نیز دارند.

با توجه به داده‌های به دست آمده در جدول ۴، مقادیر H/E برای پوشش‌های کربن شبه‌الماس DLC-CH₄ و DLC-C₂H₂ به ترتیب برابر با ۰/۱۰۷ و ۰/۰۹۷ است. H/E کمتر در پوشش DLC-CH₄ نشان می‌دهد که کسر بیشتری از کار در تغییر شکل پلاستیک (کرنش پلاستیک) هنگام تماس با یک ماده اعمال می‌شود. حداکثر مقدار H/E ~ 0.1 در پوشش DLC-C₂H₂ مربوط به تغییر شکل پلاستیک کمتر، مقاومت به سایش بیشتر و در نتیجه بالا بودن خواص شبه‌الماس آن است. شایان ذکر است که الماس با H ~ 100 GPa و E ~ 1000 GPa مقدار H/E ~ 0.1 را نشان می‌دهد (Donnet & Erdemir, 2007). بنابراین، در بین پوشش‌های DLC-CH₄ و DLC-C₂H₂، پوشش کربنی DLC-C₂H₂ نه تنها برای کاربردهای مستلزم سختی زیاد، بلکه برای کاربردهای پوشش با مقاومت سایشی بالا مناسب است.

۴- نتیجه‌گیری

در این تحقیق، تغییرات ساختاری پوشش کربن شبه‌الماس بر اساس تغییرات در پیش‌ماده‌ی هیدروکربنی در فرایند لایه‌نشانی پرتو یونی بررسی و مطالعه شد. پوشش کربن شبه‌الماس با دو پیش‌ماده‌ی هیدروکربنی متان (CH₄) و استیلن (C₂H₂) در فرایند PVD-IBD اعمال شد. نتایج کلی حاصل از این پژوهش به شرح زیر است:



شکل ۱۲. نمودار نیرو بر حسب جابه‌جایی برای پوشش‌های کربن شبه‌الماس ایجادشده با منابع گازی الف) استیلن (C₂H₂) و ب) متان (CH₄)

با توجه به نتایج حاصل از آنالیز رامان، پوشش کربن شبه‌الماس ایجادشده با منبع گازی استیلن (C₂H₂) دارای مشخصه‌های شبه‌الماس بالاتر و پیوندهای sp³ بیشتری از پوشش کربن شبه‌الماس ایجادشده با منبع گازی متان (CH₄) در ساختار خود است. این امر توسط آنالیز نانوسختی سنجی نیز تأیید شده است. لذا، مطابق با نمودارهای به دست آمده از آنالیز نانوسختی سنجی، عمق نفوذ فرورونده به پوشش DLC-C₂H₂ از پوشش DLC-CH₄ کمتر است که این امر بالاتر بودن سختی پوشش DLC-C₂H₂ را نشان می‌دهد. مقادیر مدول الاستیک (E) حاصل نیز از روند مشابهی همانند سختی پیروی می‌کنند. شایان ذکر است که ترکیب منبع گازی (پیش‌ماده‌ی هیدروکربنی) نه تنها بر ترکیب و کیفیت پلاسمای، بلکه بر ساختار و خواص پوشش نیز تأثیر می‌گذارد. مشخصه‌هایی مانند سختی، تنش پسماند، چگالی و کسر اتم‌های کربن با پیوند sp³ با تغییر منبع گازی دچار تغییر می‌شوند (Bewilogua & Hofmann, 2014). علاوه بر H و E، در آنالیز نانوسختی سنجی، مقاومت پوشش در برابر

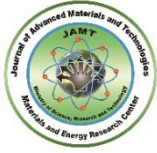
4. Kazuya, K., Yasuharu, O., Masanori, H., Hideki, N., Akihiko, H., & Kenji, H. (2021). Classification of DLC films for cell proliferation based on optical constants. *Diamond and Related Materials*, 113, 108266. <https://doi.org/10.1016/j.diamond.2021.108266>
 5. Lichun, B., Guangan, Z., Zhiguo, W., Jun, W., & Pengxun, Y. (2011). Effect of different ion beam energy on properties of amorphous carbon film fabricated by ion beam sputtering deposition (IBSD). *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research B*, 269(17), 1871-1877. <https://doi.org/10.1016/j.nimb.2011.05.017>
 6. Lifshitz, Y., Lempert, G. D., & Grossman, E. (1994). Substantiation of subplantation model for diamondlike film growth by atomic force microscopy. *Physical Review Letters*, 72(17), 2753-2756. <https://doi.org/10.1103/PhysRevLett.72.2753>
 7. Mamun, A., Furuta, H., & Hatta, A. (2018). Pulsed DC plasma CVD system for the deposition of DLC films. *Materials Today Communications*, 14, 40-46. <https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2017.12.008>
 8. Marks, N. A. (2005). Thin film deposition of tetrahedral amorphous carbon: a molecular dynamics study. *Diamond and Related Materials*, 8, 1223-1231. <https://doi.org/10.1016/j.diamond.2004.10.047>
 9. Mersagh Dezfuli, S., & Sabzi, M. (2019). Review of the Effect of Presence of Yttria and Benzotriazole Inhibitor Factor on Electrochemical Properties and Activation of Self-Healing Mechanism in Alumina-Based Coatings. *Journal of Advanced Materials and Technologies*, 7(4), 75-92. [in Persian]. <https://doi.org/10.30501/JAMT.2019.84402>
 10. Robertson, J. (2002). Diamond-like amorphous carbon. *Materials Science and Engineering, R: Reports*, 37(4-6), 129-281. [https://doi.org/10.1016/S0927-796X\(02\)00005-0](https://doi.org/10.1016/S0927-796X(02)00005-0)
 11. Ting, G., Cuicui, K., Xiaowei, L., Peng, G., Zhenyu, W., & Aiyang, W. (2017). Microstructure and mechanical properties of Ti/Al co-doped DLC films: dependence on sputtering current, source gas, and substrate bias. *Applied Surface Science*, 410, 1-59. <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2017.02.254>
 12. Wänstrand, O., Larsson, M., & Hedenqvist, P. (1999). Mechanical and tribological evaluation of PVD WC/C coatings. *Surface and Coatings Technology*, 111(2-3), 247-254. [https://doi.org/10.1016/S0257-8972\(98\)00821-4](https://doi.org/10.1016/S0257-8972(98)00821-4)
 13. Yu, W., Wang, J., Huang, W., Cui, L., & Wang, L. (2020). Improving high temperature tribological performances of Si doped diamond-like carbon by using W interlayer. *Tribology International*, 146, 106241. <https://doi.org/10.1016/j.triboint.2020.106241>
- ۱- مطابق با نتایج آنالیز رامان، کمترین مقدار I_D/I_G در پوشش کربن شبه‌الماس در پوشش (C_2H_2) DLC مشاهده شد. اندازه‌ی خوشه‌های گرافیتی برای پوشش کربنی ایجادشده با منبع گازی استیلن دارای کمترین اندازه و برابر با ۹ آنگستروم بود. همچنین، مقدار $FWHM (G)$ برای پوشش (C_2H_2) DLC برابر با cm^{-1} ۱۶۲ بود که مقدار آن نسبت به پوشش (CH_4) DLC بیشتر بود.
- ۲- با توجه به تصاویر FESEM، سطح پوشش کربن شبه‌الماس ایجادشده توسط منبع گازی استیلن (C_2H_2) یکنواختی و تراکم بالایی داشت، در صورتی که سطح پوشش کربن شبه‌الماس ایجادشده با منبع گازی متان (CH_4) پستی و بلندی و سطحی غیریکنواخت داشت. ضخامت پوشش کربنی حاصل از منبع گازی استیلن (C_2H_2) در حدود ۵۸۰ نانومتر و ضخامت پوشش کربنی حاصل از منبع گازی متان (CH_4) در حدود ۱۸۰ نانومتر بود.
- ۳- مطابق با نتایج AFM، زبری سطح پوشش (C_2H_2) DLC از پوشش (CH_4) DLC عدد کمتری را نشان داد. میانگین زبری سطح پوشش (C_2H_2) DLC برابر با $3/88$ نانومتر و زبری سطح پوشش (CH_4) DLC برابر با $8/5$ نانومتر تخمین زده شد.
- ۴- با توجه به نتایج حاصل از آنالیز نانوسختی سنجی، پوشش کربن شبه‌الماس ایجادشده با منبع گازی استیلن (C_2H_2) سختی و مدول الاستیک بالاتری داشت. مقادیر سختی به‌دست‌آمده برای پوشش‌های کربن شبه‌الماس حاصل از منابع گازی استیلن و متان به ترتیب برابر با $20/18$ و $12/48$ گیگاپاسکال بود.

۵- سپاسگزاری

از مسئول محترم آزمایشگاه لایه‌نشانی در خلاء دانشگاه صنعتی مالک اشتر تهران برای همکاری در این پژوهش بسیار سپاسگزاریم.

مراجع

1. Bewilogua, K., & Hofmann, D. (2014). History of diamond-like carbon films-From first experiments to worldwide applications. *Surface and Coatings Technology*, 242, 214-225. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2014.01.031>
2. Donnet, C., & Erdemir, A. (2007). Tribology of diamond-like carbon films: fundamentals and applications. *Advanced Materials Research*. <https://doi.org/10.1007/978-0-387-49891-1>
3. Ferrari, A. C., & Robertson, J. (2000). Interpretation of Raman spectra of disordered and amorphous carbon. *Physical Review, B*, 61(20), 14095-14107. <https://doi.org/10.1103/PhysRevB.61.14095>



Density of States and Electronic Structure of InSb with QUANTUM ESPRESSO Computational Approach

Shahin Atashbar Tehrani ^{1,2*}, Nader Morshedian ³

¹ Assistant Professor, School of Particles and Accelerators, Institute for Research in Fundamental Sciences (IPM), P.O.Box 19395-5531, Tehran, Iran.

² Assistant Professor, Department of Physics, Faculty of Nano and Bio Science and Technology, Persian Gulf University, P.O. Box: 75169, Bushehr, Iran.

³ Assistant Professor, Plasma and Nuclear Fusion Research School, Nuclear Science and Technology Research Institute, Tehran, Iran.

*Corresponding Author's Email: atashbar@ipm.ir (Shahin Atashbar Tehrani)

Paper History:

Received: 2024-11-06

Revised: 2024-12-28

Accepted: 2025-01-11

Keywords:

Total State Density,
Partial Density of States,
Band Structure,
Fermi Level

Abstract: In this study, the electronic properties of indium antimony have been comprehensively investigated using density functional theory for InSb semiconductors. The total Density of States (DOS) and Partial Density of States (PDOS) were analyzed to evaluate the contribution of individual atomic orbitals in the atomic structure. In addition, the band structure and electron scattering properties of InSb were determined. The Fermi levels in this crystal were also identified, and the calculations revealed significant features of its electronic structure, thereby providing a theoretical basis for further experimental research and wider technological applications. The current research investigated the band structure and Fermi levels of InSb crystal. The band structure examination shows that the energy of the band gap is approximately 0.17 electron volts, which aligns closely with the measurements obtained from the Hall effect. These calculations were performed using Quantum Espresso software, the results of which exhibited good agreement with the experimental results.



<https://doi.org/10.30501/jamt.2025.485779.1309>

URL: https://www.jamt.ir/article_214533.html

1. INTRODUCTION

Indium antimony is a compound semiconductor belonging to the group III-V of the periodic table, characterized by a long zinc-blende crystal structure. Examining the performance and electronic characteristics of this material is of particular importance. Due to its narrow band gap and high electron mobility, InSb is particularly considered for applications ([Morisaki, 1970](#); [Sugiyama & Kataoka, 1985](#); [Alberga et al., 1982](#); [Tukioka, 1991](#); [Tanenbaum & Maita, 1953](#)). It is widely used in infrared sensors, optoelectronic components, and devices with its electronic specifications as an important materl ([Hilal et al., 2016](#)). In these calculations, total Density of State (DOS) and Partial Density of State (PDOS) were determined using Density Functional Theory (DFT).

By assessing the charge carrier behavior near the Fermi level, innovative applications can be developed, and semiconductor devices can be improved. The analysis of the band structure of InSb provides the possibility to accurately determine the positions of the conduction and capacitance bands. Furthermore, calculation of the Fermi

level is essential to predict the conduction behavior at different temperatures.

These calculations were conducted using Quantum Espresso software package ([Giannozzi et al., 2009](#)), a widely-used tool for quantum calculations in various fields of material science. The algorithm of the software is designed to simulate the electronic structure of materials, plane waves, and DFT. Performing based on DFT, this algorithm employ quasi-potential approach for simulation. Using Quantum Espresso facilitates faster calculations owing to its implementation of the full-potential approach, unlike codes that rely on pseudo-potentials such as WIEN2K.

It is particularly useful for simulations involving nanomaterials and crystals at the atomic scale. This software also supports parallel calculations, significantly enhancing its speed and efficiency in complex calculations. Quantum Espresso is widely used in scientific research fields such as solid-state physics, material science, and nanotechnology. Figure 1 illustrates the InSb crystal structure in the zinc-blende crystal structure.

Please cite this article as: Atashbar Tehrani, Sh. & Morshedian, N. (2024). Density of States and Electronic Structure of InSb with QUANTUM ESPRESSO Computational Approach. *Journal of Advanced Materials and Technologies*, Vol. 13, No. 3, 75-81. [in Persian]: <https://doi.org/10.30501/jamt.2025.485779.1309>.

2783-0829/© 2024 The Author(s). Published by MERC.

This is an open access article under the CC BY license (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/legalcode>)



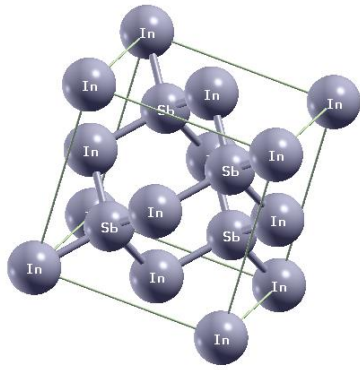


Figure 1. Crystal structure of InSb

2. CONCLUSION

The Fermi level is a key concept in solid state physics, which represents the highest energy level occupied by electrons in the ground state. The study of the Fermi level provides a better understanding of the behavior of charge carriers in regions close to the Fermi energy of InSb, particularly at low temperatures and under specific conditions such as strong magnetic field. The band structure and energy related to Density Functional Theory (DFT) were calculated by using Quantum Espresso software and complex quantum calculations. Upon using DFT, the value of electron density within the crystal was approximated to determine the Fermi level position of a narrow band semiconductor. The Fermi level is located in the band gap, meaning the valence band is filled while the conduction band remains empty. This energy distribution causes the material to exhibit semiconductor behavior at room temperature.

Under certain conditions, such as the applied electric field or low temperature, it can produce free charge carriers. Due to the narrow gap width or energy gap in InSb, even small changes in the Fermi energy level can have significant effects on the number of electrons in the conduction band. This characteristic makes InSb a valuable material in advanced electronic and optoelectronic applications in the infrared detectors.

Based on the results from the Fermi level calculation and orbital structure analysis through the Quantum Espresso software, the material's potential for high-performance electronic devices and other properties can be investigated.

3. ACKNOWLEDGEMENT

This research was conducted with the support of IPM, and the authors express their gratitude to this institution, as well as to all the respected library staff of the Energy Materials Research Institute for their assistance in updating this manuscript.

REFERENCES

1. Morisaki, H. "Measurement of Hall effect in InSb by self-magnetic field." *Solid-State Electronics* 13,7 (1970): 911-918. [https://doi.org/10.1016/0038-1101\(70\)90087-0](https://doi.org/10.1016/0038-1101(70)90087-0)
2. Sugiyama, Y., and S. Kataoka. "S/N study of micro-Hall sensors made of single crystal InSb and GaAs." *Sensors and Actuators* 8.1 (1985): 29-38. [https://doi.org/10.1016/0250-6874\(85\)80022-6](https://doi.org/10.1016/0250-6874(85)80022-6)
3. Alberga, G. E., R. G. Van Welzenis, and W. C. De Zeeuw. "High electric-field hall effect measurements on n-type InSb at 77 K." *Applied Physics A* 27 (1982): 107-120. <https://doi.org/10.1007/BF00615813>
4. Tukioka, Kunio Tukioka Kunio. "The determination of the deformation potential constant of the conduction band in InSb by

the electron mobility in the intrinsic range." *Japanese journal of applied physics* 30,2R (1991): 212.

<https://iopscience.iop.org/issue/1347-4065/30/2R>

5. Tanenbaum, M., and J. P. Maita. "Hall effect and conductivity of InSb single crystals." *Physical Review* 91,4 (1953): 1009. <https://doi.org/10.1103/PhysRev.91.1009>
6. Muhammad Hilal, Bahroz Rashid, Shah Haider Khan, Afzal Khan, Investigation of electro-optical properties of InSb under the influence of spin-orbit interaction at room temperature, *Materials Chemistry and Physics*, 184, 41-48(2016) <https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2016.09.009>
7. Giannozzi, P., Baroni, S., Bonini, N., Calandra, M., Car, R., Cavazzoni, C., ... & Wentzcovitch, R. M. (2009) QUANTUM ESPRESSO: A Modular and Open Source Software Project for Quantum Simulations of Materials. *Journal of Physics: Condensed Matter*, 21(39), 395502. <http://dx.doi.org/10.1088/0953-8984/21/39/395502>



مقاله‌ی کامل پژوهشی

چگالی حالات و ساختار الکترونی InSb با رویکرد محاسباتی کوانتوم اسپرسو

شاهین آتشبار تهرانی^{۱*}، نادر مرشدیان^۲

^۱ استادیار، پژوهشگاه دانش‌های بنیادی، پژوهشکده‌ی ذرات و شتابگرها، تهران، ایران

^۲ استادیار، گروه فیزیک، دانشکده‌ی علوم و فناوری نانو و زیست، دانشگاه خلیج فارس، بوشهر، ایران

^۳ استادیار، پژوهشکده‌ی پلاسما و گداخت هسته‌ای، پژوهشگاه علوم و فنون هسته‌ای، سازمان انرژی اتمی ایران، تهران، ایران

چکیده در این مطالعه با استفاده از نظریه‌ی تابعی چگالی برای نیمه‌رسانای InSb به مطالعه و بررسی جامع ویژگی الکترونیکی ایندیم آنتیموان پرداخته شده است. چگالی حالات کل DOS و چگالی حالات جزئی PDOS بررسی شده است. همچنین، سهم اوربیتال‌های اتمی فردی در ساختار اتمی بررسی شد و، علاوه بر این، ساختار نواری و پخش الکترونی آن مشخص شده است. به علاوه، با محاسبات و شبیه‌سازی، سطوح فرمی در این بلور مشخص شده است و ویژگی‌های مهمی از ساختار الکترونیکی را پدیدار می‌کند. این نکات بستری را برای مبنای نظری به‌منظور تحقیقات تجربی بیشتر و کاربردهای فناورانه‌ی دقیق‌تر فراهم می‌کند. در این بررسی، ساختار نواری و سطوح فرمی بلور InSb بررسی شده است. بررسی ساختار نواری نشان می‌دهد که انرژی نوار ممنوعه در حدود ۰/۱۷ الکترون ولت است که با اندازه‌گیری‌هایی که از اثر هال به دست آمده هماهنگی خوبی دارد. در این محاسبات از نرم‌افزار کوانتوم اسپرسو استفاده شده است و نتایج به‌دست‌آمده با نتایج آزمایشگاهی مطابقت خوبی دارد.

تاریخچه‌ی مقاله:

ثبت اولیه: ۱۴۰۳/۰۸/۱۶

بازنگری: ۱۴۰۳/۱۰/۰۸

پذیرش قطعی: ۱۴۰۳/۱۰/۲۲

کلیدواژه‌ها:

چگالی حالت کل،

چگالی حالت جزئی،

ساختار نواری،

سطح فرمی



<https://doi.org/10.30501/jamt.2025.485779.1309>

https://www.jamt.ir/article_214533.html

۱- مقدمه

تجهیزات دارای این‌گونه از نیمه‌هادی کمک می‌کند. تحلیل ساختار نواری این ماده امکان تعیین دقیق موقعیت باندهای رسانش و ظرفیت را فراهم می‌کند. همچنین، محاسبه سطح فرمی برای پیش‌بینی رفتار رسانایی در دماهای متفاوت ضروری است. در این محاسبات از بسته‌ی نرم‌افزاری کوانتوم اسپرسو (Giannozzi et al., 2009) استفاده شده که برای انجام محاسبات کوانتومی در انواع حوزه‌های علم مواد به کار می‌رود. این نرم‌افزار به‌صورت گسترده برای شبیه‌سازی ساختار الکترونی مواد و بررسی امواج مسطح و DFT به کار می‌رود. این الگوریتم بر پایه‌ی نظریه‌ی تابعی چگالی برای شبیه‌سازی از رویکرد شبه‌پتانسیل بهره می‌گیرد. کوانتوم اسپرسو به‌دلیل استفاده از WIEN2K، برخلاف کدهایی مانند شبه‌پتانسیل‌ها، محاسبات را سریع‌تر انجام می‌دهد. به‌ویژه برای شبیه‌سازی‌های مربوط به نانومواد و بلورها در مقیاس اتمی مناسب است. این نرم‌افزار همچنین قابلیت استفاده از محاسبات موازی را دارد که سبب

ایندیم آنتیموان نیمه‌رسانایی ترکیبی از گروه III-V جدول تناوبی است و با ساختار بلوری زینک‌بلند Zinc Blend شکل ۱ نمایش داده شده است. به‌دلیل شکاف نواری باریک و تحرک بالای الکترونی، به این ماده توجه ویژه‌ای در کاربرد شده است (Morisaki, 1970; Sugiyama & Kataoka, 1985; Alberga et al., 1982; Tukioka, 1991; Tanenbaum & Maita, 1953). این ماده به‌عنوان حسگر مادون قرمز در قطعات اپتوالکترونیکی و دستگاه‌های نیمه‌رسانای پرسرعت استفاده می‌شود و ویژگی‌های الکترونیکی این ماده اهمیت خاصی دارد (Hilal et al., 2016). در این محاسبات، چگالی حالات کل (DOS) و همچنین چگالی حالات جزئی (PDOS) با استفاده از نظریه‌ی تابعی چگالی محاسبه شده است. با ارزیابی رفتار حامل‌های بار در نزدیکی سطح فرمی در این ماده، می‌توان کاربردی نوآورانه برای آن ایجاد کرد. این امر خود به توسعه و بهبود دستگاه‌ها و

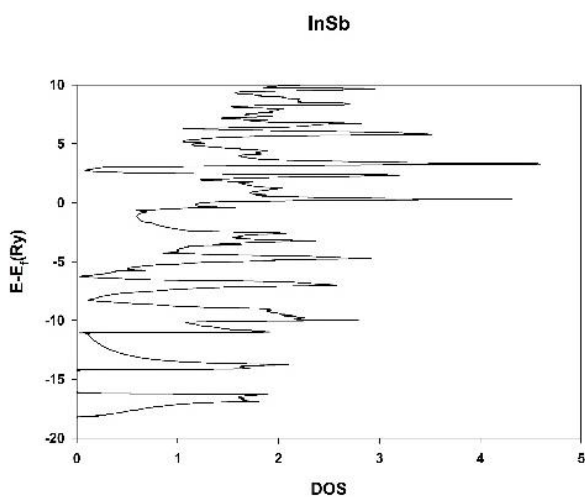
عهده‌دار مکاتبات: شاهین آتشبار تهرانی

نشانی: ایران، تهران پژوهشگاه دانش‌های بنیادی IPM پژوهشکده‌ی ذرات و شتابگرها، صندوق پستی: 19395-5746، تلفن: 98 (21) 22 80 950 +

پیام‌نگار: atashbar@ipm.ir

همان‌گونه که در شکل ۲ ساختار اوربیتالی بلور InSb مشخص شده است، به دلیل شکافت نوار باریک در حدود ۰/۱۷ الکترون ولت، چگالی حالات الکترون‌ها نزدیک به سطح فرمی به سرعت افزایش می‌یابد. این امر نشان‌دهنده‌ی حضور قابل توجه حامل‌های بار در ناحیه‌ی انرژی‌های نزدیک به سطح فرمی است و سبب تحرک الکترونی بالا و رسانش قوی در دماهای پایین می‌شود. به دلیل چگالی بالای الکترون‌ها در اوربیتال‌های مربوط به اتم‌های ایندیم و آنتیموان، چگالی حالات نیز در ناحیه‌ای که باند ظرفیت بیشتر از باند هدایت است بیشتر می‌شود.

علاوه بر این، بررسی دقیق چگالی حالات‌ها در نزدیکی باند هدایت می‌تواند اطلاعاتی در خصوص خواص نیمه‌رسانایی و نحوه‌ی انتقال الکترون‌ها در این ماده ارائه دهد ([Tehrani & Morshedian, 2024](#)). همچنین، چگالی حالت کل می‌تواند به پیش‌بینی رفتار الکترونی این ماده در شرایط دمای بالا یا در حضور میدان مغناطیسی یا الکتریکی کمک کند.

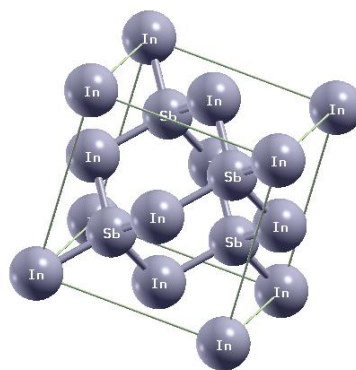


شکل ۲. ساختار اوربیتالی بلور InSb

۴- چگالی حالات جزئی (PDOS)

توزیع الکترونی را برای هر یک از اوربیتال‌های ایندیم و آنتیموان برای چگالی حالات جزئی (PDOS) می‌توان در شکل‌های ۳ و ۴ بررسی کرد. در ایندیم آنتیموان در ساختار نواری، ویژگی‌های (s, p, d) جداگانه محاسبه می‌شود تا نقش اوربیتال‌های مختلف Sb این ماده، که نقش مهمی در تشکیل باند ظرفیت دارد، از نظر الکترونیکی بهتر درک شود. در اتم آنتیموان اوربیتال‌های p و در اتم ایندیم اوربیتال‌های s و p، الکترون‌های خارجی در بخش نوار ظرفیت قرار می‌گیرند و در نتیجه

افزایش سرعت و کارایی آن در پردازش پیچیده می‌شود. کوانتوم اسپرسو در تحقیقات علمی مانند فیزیک حالت جامد، علم مواد و نانو فناوری به طور گسترده استفاده می‌شود.



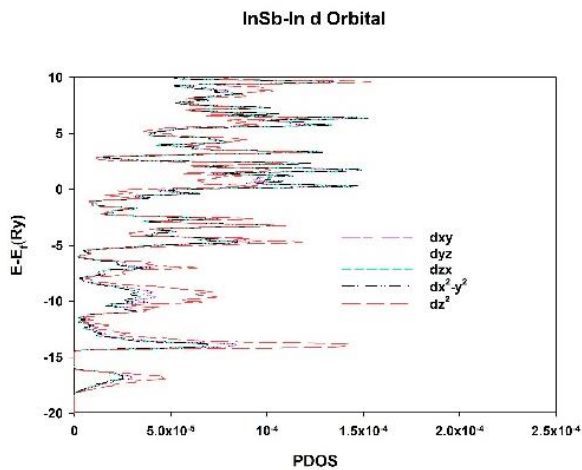
شکل ۱. ساختار بلور InSb

۲- جزئیات محاسباتی

محاسبات با استفاده از روش انرژی کل شبه‌پتانسیل موج صفحه خودسازگار بر پایه‌ی روش تابعی چگالی در کد اسپرسو کوانتومی اجرا شده است. از این روش برای مطالعه‌ی خواص الکترونیکی گرافن با وارد کردن ناخالصی و بدون آن استفاده شده است ([Mukherjee & Kaloni, 2012](#)). پتانسیل هم‌بستگی تبادل با تقریب گرادیان تعمیم می‌یابد و با استفاده از عملکرد Perdew-Wang91 (GGAPW91) ([Perdew et al., 1992](#)) تقریب زده می‌شود. موقعیت‌های اتمی و پارامترهای سلول در حالت پایدار با هم‌گرایی انرژی 10^{-9} الکترون ولت قابل دسترسی است. از برش تابع موج و چگالی به ترتیب ۲۵ و ۳۰ ریدبرگ استفاده شده است. ابتدا ثابت شبکه‌ی a در فرایند کمینه‌سازی انرژی کل به دست می‌آید. برای انجام محاسبات ساختار بهینه‌شده، مختصات با استفاده از Monkhorst-Pack ([Monkhorst & Pack, 1976](#)) با kash $8 \times 8 \times 8$ در توالی خود ناسازگار برای سازه‌های نواری انجام می‌شود.

۳- چگالی حالات کل (DOS)

یکی از ابزار مهم در بررسی خواص مهم و ویژگی‌های الکتریکی بلور ایندیم آنتیموان، مطابق شکل ۱، بررسی چگالی حالات کل است. در خصوص ایندیم آنتیموان چگالی حالات کل نشان‌دهنده‌ی تعداد حالات الکترونی موجود در هر واحد انرژی برای (DOS) و پخش الکترون‌ها در سراسر ساختار نواری است. این اطلاعات توزیع الکترون‌ها در باند ظرفیت و رسانش را مشخص می‌کند.



شکل ۵. شکل اوربیتالی ایندیم برای اوربیتال d

۵- ساختار نواری بلور InSb توسط کوانتوم اسپرسو

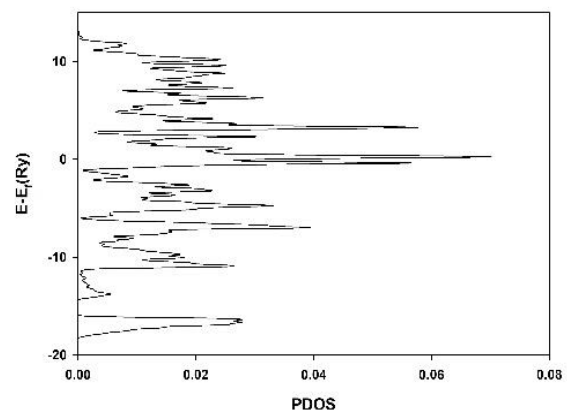
ساختار نواری یکی از مهم‌ترین ویژگی‌های الکترونیکی در مواد نیمه‌رسانا به شمار می‌رود و نشان‌دهنده‌ی توزیع دقیق انرژی ساختار نواری در باند رسانش و ظرفیت است. نرم‌افزار اسپرسو بر اساس نظریه‌ی تابع چگالی (DFT) عمل می‌کند و محاسبات کوانتومی را برای تعیین موقعیت باندهای انرژی دارای شکاف نواری مستقیم انجام می‌دهد. معمولاً در نقطه‌ی Γ باند ظرفیت در پایین‌ترین نقطه‌ی باند رسانش است و، در نقطه‌ی مشخص از فضای k ، این شکاف نواری در محدوده‌ی انرژی 0.17 الکترون‌ولت است. این امر نشان‌دهنده‌ی یک نیمه‌رسانای باریک برای کاربردهایی همانند آشکارساز مادون قرمز بسیار مناسب است.

شکل ۶ شکاف نواری کوچک قابلیت رسانش از باند ظرفیت و باند رسانش را نشان می‌دهد. این ساختار نواری به‌وسیله‌ی کوانتوم اسپرسو در اوربیتال p محاسبه شده است. باند ظرفیت بیشتر تحت تأثیر اوربیتال‌های s و p مختلف منطقه‌ی بریلوئن^۱ اتم‌های ایندیم In است، درحالی‌که باند رسانش آنتیموان (sb) سهم بزرگی از رسانش InSb را دربر دارد. توزیع این باندها خواص نیمه‌رسانایی ماده را به‌خوبی توجیه و به درک رفتار الکترونی در شرایط مختلف کمک می‌کند.

در محاسبه‌ی ساختار نواری، دقت بالایی در مدل‌سازی و پیش‌بینی و ویژگی‌های کوانتوم اسپرسو به کار رفته و خواص الکترونیکی این ماده بررسی شده است. این نرم‌افزار از

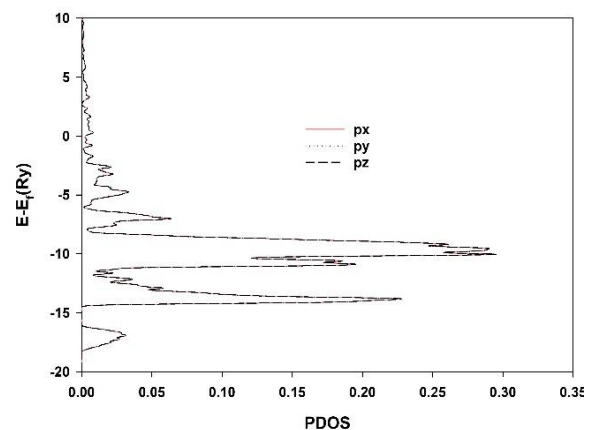
اوربیتال‌های بیشتری نیز در باند رسانش قرار خواهند داشت. این توزیع ترکیب اوربیتال‌های ایندیم آنتیموان را نشان می‌دهد و نقش هر اوربیتال در باندهای انرژی مختلف به‌تفکیک قابل مشاهده است. می‌توان نشان داد که کدام اوربیتال، در نواحی خاصی از ساختار نواری، بیشترین حالت‌های PDOS آنتیموان را دارد. باندهای پایین‌تر از سطح فرمی عمدتاً اوربیتال‌هایی هستند که نقش مهمی در تشکیل باند ظرفیت دارند. شایان ذکر است که این نتایج درک عمیقی از رفتار اوربیتال‌های s و p در باند رسانش را القا می‌کند. ترکیبی از اوربیتال‌ها و نقش اوربیتال‌های خاص در حمل و نقل الکترون‌ها برای چگونگی شناخت تعامل اتم‌های مختلف در تشکیل ساختار الکترونی و همچنین بهبود در PDOS نیز مورد نظر است. این مطالعات برای طراحی دستگاه‌های نیمه‌هادی و اپتوالکترونیک بسیار مهم به شمار می‌رود.

InSb- Sb s Orbital

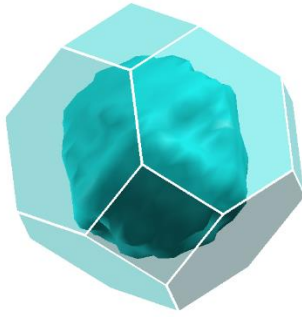


شکل ۳. شکل اوربیتالی آنتیموان برای اوربیتال S

InSb-In p orbital



شکل ۴. شکل اوربیتالی ایندیم برای اوربیتال p



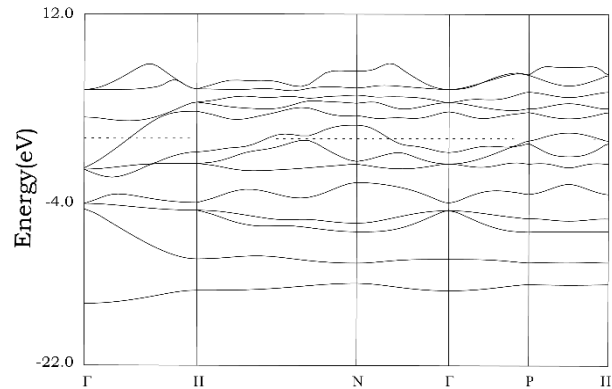
شکل ۷. شکل سطح فرمی بلور InSb

۷- نتیجه گیری

سطح فرمی یکی از مفاهیم کلیدی در فیزیک حالت جامد است و بالاترین سطح انرژی اشغال شده به وسیله الکترون‌ها در حالت پایه را نشان می‌دهد. مطالعه‌ی سطح فرمی به ما کمک می‌کند تا رفتار حامل‌های بار در نواحی نزدیک به انرژی فرمی InSb را در دمای پایین و شرایط خاص مانند میدان مغناطیسی قوی درک کنیم. با استفاده از نرم‌افزار کوانتوم اسپرسو و محاسبات کوانتومی پیچیده، ساختار نواری و انرژی مربوط با DFT محاسبه شده است. با استفاده از نظریه‌ی تابعی چگالی، مقدار چگالی الکترون‌های درون بلور برآورد و از آن برای تعیین موقعیت سطح فرمی یک نیمه‌رسانای باریک باند استفاده شده است. سطح فرمی در شکاف نواری قرار دارد، یعنی انرژی موجود در بلور InSb برای باند ظرفیت پر شده است و باند رسانش خالی است. این توزیع انرژی سبب می‌شود ماده در دمای اتاق به صورت نیمه‌رسانا عمل کند و در شرایط خاص (مانند اعمال میدان الکتریکی یا دمای پایین) بتواند حامل‌های بار آزاد تولید کند. به دلیل باریک بودن پهنای شکاف یا گاف انرژی در InSb، تغییرات کوچک سطح انرژی فرمی می‌تواند تأثیرات چشمگیری بر تعداد الکترون‌های موجود در باند رسانش بگذارد. این امر آن را به یک ماده ارزشمند در کاربردهای الکترونیکی و اپتوالکترونیکی پیشرفته در آشکارسازهای مادون قرمز تبدیل می‌کند. با استفاده از روش کوانتوم اسپرسو در این پژوهش، می‌توان قابلیت عملکرد دستگاه‌های الکترونیکی و دیگر شاخص‌های مورد نظر را بررسی و حسگرهای دقیق بر پایه‌ی این ماده را تولید کرد. یکی از کارهای جدیدی را که توسط کوانتوم اسپرسو انجام شده است می‌توان در منبع (Gholami et al., 2024) پیدا کرد.

الگوریتم‌های پیشرفته برای حل معادلات کوانتومی استفاده می‌کند و نتایج آن به طور گسترده برای طراحی و بهینه‌سازی مواد در حوزه‌ی مختلف الکترونیک و اپتوالکترونیک استفاده می‌شود.

InSb



شکل ۶. ساختار نواری بلور InSb

۶- سطح فرمی بلور InSb با استفاده از کوانتوم

اسپرسو

تحلیل ساختار الکترونی InSb از طریق محاسبات چگالی حالت کل DOS و چگالی حالت جزئی PDOS به همراه ساختار نواری و سطح فرمی مطابق شکل ۷ بررسی شده است. چگالی حالت کل DOS، در نزدیکی سطح فرمی، تراکم قابل توجهی از حالت‌های الکترونی وجود دارد و، همان‌گونه که در بالا اشاره شد، به دلیل شکاف باریک گاف ۰/۱۷ الکترون ولت است. این ویژگی باعث تحرک بالای الکترون‌ها خواهد شد و رفتار مناسب الکتریکی ایندیم آنتیموان را خواهیم داشت. اندازه‌گیری شکاف انرژی به وسیله‌ی اندازه‌گیری اثر هال انجام می‌شود (Tehrani & Morshed, 2024). همچنین، مقدار تحرک بالای این بلور در در اندازه‌گیری اثر هال آزمایش و وابستگی آن به دما به دست آمده است (Tehrani & Morshed, 2024). ساختار نواری ایندیم آنتیموان نشان می‌دهد که در نقطه‌ی Γ یک شکاف نواری مستقیم داریم که این ماده را برای کاربردهایی مانند حسگرهای مادون قرمز مناسب می‌سازد. همچنین، سطح فرمی ایندیم آنتیموان، به دلیل موقعیت شکاف در نوار انرژی و تأثیر آن بر رفتار رسانایی، برای مطالعه در شرایط خاص مانند دمای پایین و میدان‌های قوی بسیار حائز اهمیت است.

۸- سپاسگزاری

این پژوهش با پشتیبانی مرکز فیزیک نظری انجام شده است و نویسندگان مقاله کمال تشکر را از این مرکز ابراز می‌دارند. همچنین، از کلیه کارکنان محترم کتابخانه پژوهشگاه مواد انرژی در امر به‌روزرسانی این مقاله نهایت سپاسگزاری را داریم.

مراجع

- Alberga, G. E., Van Welzenis, R. G., & De Zeeuw, W. C. (1982). High electric-field hall effect measurements on n-type InSb at 77 K. *Applied Physics A*, 27, 107-120. <https://doi.org/10.1007/BF00615813>
- Giannozzi, P., Baroni, S., Bonini, N., Calandra, M., Car, R., Cavazzoni, C., ... & Wentzcovitch, R. M. (2009) QUANTUM ESPRESSO: A Modular and Open Source Software Project for Quantum Simulations of Materials. *Journal of Physics: Condensed Matter*, 21(39), 395502. <http://dx.doi.org/10.1088/0953-8984/21/39/395502>
- Gholami, M., Hajiahmadi, Z., & Naghavi, S. S. (2024). Unlocking the potential of coinage-based quaternary chalcogenides for thermoelectricity. *Journal of Materials Chemistry A*, 12(10), 5846-5857. <https://doi.org/10.1039/D3TA07747K>
- Hilal, M., Rashid, B., Khan, S. H., & Khan, A. (2016). Investigation of electro-optical properties of InSb under the influence of spin-orbit interaction at room temperature. *Materials Chemistry and Physics*, 184, 41-48. <https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2016.09.009>
- Monkhorst, H. J., & Pack, J. D. (1976). Special Points for Brillouin Zone Integrations. *Physical Review B: Solid State*, 13, 5188-5192. <http://dx.doi.org/10.1103/PhysRevB.13.5188>
- Morisaki, H. (1970). Measurement of Hall effect in InSb by self-magnetic field. *Solid-State Electronics*, 13(7), 911-918. [https://doi.org/10.1016/0038-1101\(70\)90087-0](https://doi.org/10.1016/0038-1101(70)90087-0)
- Mukherjee, S., & Kaloni, T. P. (2012). Electronic Properties of Boron- and Nitrogen-Doped Graphene: A First-Principles Study. *Journal of Nanoparticle Research*, 14, 1059. <http://dx.doi.org/10.1007/s11051-012-1059-2>
- Perdew, J., Chevary, J., Vosko, S., Jackson, K., Pederson, M., Singh, D., & Fiolhais, C. (1992). Solids and Surfaces: Applications of the Generalized Gradient Approximation for Exchange and Correlation. *Physical Review B*, 46, 6671-6687. <http://dx.doi.org/10.1103/PhysRevB.46.6671>
- Sugiyama, Y., & Kataoka, S. (1985). S/N study of micro-Hall sensors made of single crystal InSb and GaAs. *Sensors and Actuators*, 8(1), 29-38. [https://doi.org/10.1016/0250-6874\(85\)80022-6](https://doi.org/10.1016/0250-6874(85)80022-6)
- Tanenbaum, M., & Maita, J. P. (1953). Hall effect and conductivity of InSb single crystals. *Physical Review*, 91(4), 1009. <https://doi.org/10.1103/PhysRev.91.1009>
- Tehrani, S. A., & Morshedani, N. (2024). Study of Electrical Property of Single Crystal InSb. *JAMT*, 13(2), 53-62. [In Persian]. <https://doi.org/10.30501/jamt.2024.447841.1298>
- Tukioka, K. T. K. (1991). The determination of the deformation potential constant of the conduction band in InSb by the electron mobility in the intrinsic range. *Japanese journal of applied physics*, 30(2R), 212. <https://iopscience.iop.org/issue/1347-4065/30/2R>

CONTENTS

Fabrication of WO₃ Nanocomposite Electrode and Investigation of the Optimal Effect of MoS₂ Nanoplates on the Performance of Smart Glass	1-11
<i>Parvaneh Sangpour; Fariba Tajabadi; Arash Khoshbayan</i>	
Effect of Compression Test Variables on the Structural Evolutions of New Cobalt-Nickel Alloy Based on Co-Ni-Al-W	12-27
<i>Maryam Markabati; Mohammad Javad Karimian; Seyed Mahdi Abbasi</i>	
Recycling Technologies and Waste Management of Wind Turbine Composite Blades	28-39
<i>Abolfazl Pourrajabian; Mahsa Ghasemizadeh; Maziar Dehghan; Saeed Rahgozar</i>	
Fabrication of Wearable Flexible Triboelectric Nanogenerators Using E-Glass as a Skin Substitute in Skin-Contact Devices	40-62
<i>Erfan Karimmirza; Negin Manavizadeh</i>	
A Study on the Role of Hydrocarbon Precursor on Structure of Diamond-Like Carbon Coating Applied by Ion Beam Deposition Technology	63-74
<i>Saeid Mersagh Dezfuli; Seyed Hojatollah Hosseini</i>	
Density of States and Electronic Structure of InSb with QUANTUM ESPRESSO Computational Approach	75-81
<i>Shahin Atashbar Tehrani; Nader Morshedean</i>	

Journal of Advanced Materials and Technologies

DIRECTOR-IN-CHARGE

H. Omidvar

Amirkabir University of Technology (Tehran Polytechnic), Tehran, Iran

EDITOR-IN-CHIEF

S. Hesaraki

Materials and Energy Research Center, Karaj, Iran

EXECUTIVE MANAGER

A.R. Kolahi

Materials and Energy Research Center, Karaj, Iran

EDITORIAL BOARD

M. R. Akbarpour Arbatan, University of Maragheh, Maragheh, Iran

N. Nezafati, Materials and Energy Research Center, Karaj, Iran

A. A. Behnamghader, Materials and Energy Research Center, Karaj, Iran,

M. R. Nourani, Baqiyatallah Medical Sciences University, Tehran, Iran

S. Hesaraki, Materials and Energy Research Center, Karaj, Iran

M. Pazouki, Materials and Energy Research Center, Karaj, Iran

S. F. Kashani Bozorg, University of Tehran, Tehran, Iran

M. Soltanieh, Iran University of Science and Technology, Tehran, Iran

M. Kazeminezhad, Sharif University of Technology, Tehran, Iran

E. Taheri Nassaj, Tarbiat Modares University, Tehran, Iran

S. Manafi, Shahrood Branch, Islamic Azad University, Shahrood, Iran

A. Tcharkhtchi, ENSAM, Paris, France

M. Moradi Alborzi, Materials and Energy Research Center, Karaj, Iran

A. Zamanian, Materials and Energy Research Center, Karaj, Iran

P. Makvandi, The University of Edinburgh, Edinburgh, UK

Advisory board : F. S. Torknik Materials and Energy Research Center, Karaj, Iran

JOURNAL STAFF

M. Fouladian

LANGUAGE EDITOR

M. Safari, Z. Khormaei, M. Sabzevari

PAGE MAKER

M. Bahoosh

EXECUTIVE TEAM

M. Fouladian, V. H. Bazzaz, R. Chaloui

DISCLAIMER

The publication of articles in *Journal of Advanced Materials and Technologies* does not imply that the editorial board, reviewers, or the publisher accept, approve, or endorse the data and conclusions of authors.

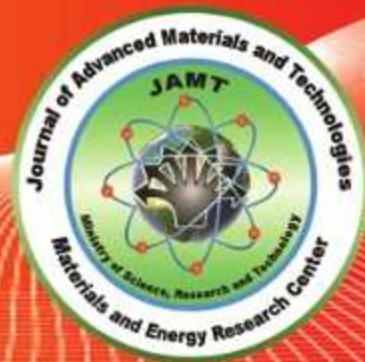
Journal of Advanced Materials and Technologies (ISSN 2783-0810) (e-ISSN 2783-0829)

Website: www.jamt.ir, E-mails: office@jamt.ir

Tel: (+9826)36280040-49 (Ext. 381), Fax: (+9826)36201888

Materials and Energy Research Center (MERC)

Journal of Advanced Materials and Technologies



Vol. 13, No. 3, Autumn 2024

ISSN : 2783-0810
e-ISSN : 2783-0829

- Fabrication of WO_3 Nanocomposite Electrode and Investigation of the Optimal Effect of MoS_2 Nanoplates on the Performance of Smart Glass** 1-11
Parvaneh Sangpour; Fariba Tajabadi; Arash Khoshbayan
- Effect of Compression Test Variables on the Structural Evolutions of New Cobalt-Nickel Alloy Based on Co-Ni-Al-W** 12-27
Maryam Markabati; Mohammad Javad Karimian; Seyed Mahdi Abbasi
- Recycling Technologies and Waste Management of Wind Turbine Composite Blades** 28-39
Abolfazl Pourrajabian; Mahsa Ghasemizadeh; Maziar Dehghan; Saeed Rahgozar
- Fabrication of Wearable Flexible Triboelectric Nanogenerators Using E-Glass as a Skin Substitute in Skin-Contact Devices** 40-62
Erfan Karimmirza; Negin Manavizadeh
- A Study on the Role of Hydrocarbon Precursor on Structure of Diamond-Like Carbon Coating Applied by Ion Beam Deposition Technology** 63-74
Saeid Mersagh Dezfuli; Seyed Hojatollah Hosseini
- Density of States and Electronic Structure of InSb with QUANTUM ESPRESSO Computational Approach** 75-81
Shahin Atashbar Tehrani; Nader Morshedian