

ZnO

ranjbar@cc.iut.ac.ir :

(دریافت مقاله: ۱۳۹۰/۱۲/۱۷؛ دریافت نسخه نهایی: ۱۳۹۱/۷/۱۵)

°C	°C	ZnO	..
	(λ=	nm)	KrF					..
			(XRD)			mJ/cm	Hz	...
	~	nm	~	nm		FE-SEM	AFM	
					AFM XRD	ZnO	:	

نیمه رسانای نوع n است. الکترون‌های رسانش ZnO ناشی از تهی‌جا‌های اکسیژن و یا اتم‌های Zn بین‌نشین هستند. این نیمه‌رسانا با داشتن گاف انرژی پهن ۳٫۲ eV و انرژی پیوند اکسیژن بزرگ ۶۰ meV برای کاربرد گسترده در ابزارهای اپتوالکترونیک بسیار مورد توجه است [۳]. برای ساخت لایه نازک ZnO از روش‌های فیزیکی و شیمیایی متفاوتی استفاده می‌شود که عبارت‌اند از: اسپاترینگ [۴]، لایه‌نشانی باریکه ملکولی [۵]، اسپری [۶]، لایه‌نشانی لیزر پالسی [۷] و لایه‌نشانی به روش چرخشی بر پایه سل‌ژل [۸]. از بین این روش‌ها سل-ژل، به دلیل سادگی، ارزان بودن نسبی، عدم نیاز به تجهیزات خلأ و ساخت مواد با همگنی بالا به فراوانی مورد استفاده قرار می‌گیرد [۹]. شفافیت لایه نازک ZnO در دمای اتاق برای طول موج ناحیه مرئی، بالای ۸۰ درصد است، و به

در سال‌های اخیر لایه‌های اکسیدی رسانای شفاف^۱، به علت پتانسیل کاربردی فراوان آنها در سنسورهای گازی، صفحات نمایش، سلول‌های خورشیدی و دیگر وسایل اپتوالکترونیک توجه زیادی را به خود جلب کرده‌اند [۱]. این لایه‌ها به طور کلی نیمه‌رساناهای هم‌تراز نوع n با رسانندگی و شفافیت بالا در ناحیه طیف نور مرئی هستند. موادی که دارای مقاومت الکتریکی پایین و شفافیت بالا در ناحیه طول موج مرئی هستند، برای کاربرد به عنوان لایه TCO مورد علاقه می‌باشند. در کنار این، توجه به پارامترهای نوری، الکتریکی، پایداری مکانیکی، واکنش پذیری حرارتی و شیمیایی نیز مهم است. با این تفاسیر، ZnO کاندیدای مناسبی برای تولید TCO است [۲].

۱. Transparent Conductivity Oxide (TCO)

بلادرنگ^۲ بر حسب زمان بررسی خواهد شد. همچنین توسط آنالیزهای AFM و XRD تحول مورفولوژی و ساختار نمونه‌ها مورد بررسی قرار خواهد گرفت.

برای تهیه لایه‌های نازک ZnO ابتدا سل اولیه با استفاده از استات روی دو آبه (ZnAc)^۳، DEA^۴ و ایزوپروپانول به عنوان به ترتیب ماده اولیه، پایدارکننده و حلال ساخته شد. برای این منظور ابتدا DEA در ایزوپروپانول حل، و سپس استات روی، در حالی که محلول روی همزن مغناطیسی قرار داشت، به آن اضافه شد. محلول به دست آمده به مدت یک ساعت در دمای ۷۰°C روی همزن مغناطیسی قرار گرفت تا شفاف و همگن شود. آلایش سل با اضافه کردن محلول ۲/۰ مولار آلومینیوم نترات در اتانول به دست آمد. نسبت مولی ماده آلایش شده در محلول [Al/Zn] ۰ و ۱ درصد و غلظت سل ۰/۵ مولار استات روی تنظیم شد. همچنین نسبت مولی DEA به ZnAc در ۱/۰ ثابت نگه داشته شد. پس از یک روز ماندگاری سل در محیط آزمایشگاه لایه‌نشانی لایه نازک ZnO:Al (AZO) به روش لایه‌نشانی چرخشی با دستگاه اسپین کوتر (Modern Technology Development Institute, Model M.T.D.I.89) با سرعت ۳۵۰۰rpm به مدت ۳۰ s بر روی زیرلایه شیشه‌ای صورت پذیرفت. زیرلایه‌های شیشه‌ای قبل از لایه‌نشانی با اتانول و آب بدون یون با استفاده از دستگاه التراسونیک شسته و سپس خشک شدند. بعد از هر بار لایه نشانی، لایه‌ها روی همزن مغناطیسی در دمای حدود ۱۰۰°C به مدت ۱۵ دقیقه خشک شدند. بعد از ۳ بار تکرار لایه نشانی و به دست آمدن ضخامت مطلوب، نمونه‌ها به مدت ۱ دقیقه در دمای ۲۴۰°C قرار گرفتند. به علت اینکه نقطه جوش DEA در ۲۱۷°C و دمای تجزیه حرارتی ZnAc در ۲۴۰°C است، خشک کردن در دمای ۲۴۰°C باعث بخار حلال و حذف

علت داشتن گاف انرژی پهن (بیش از ۳/۲ eV) قابلیت جذب امواج UV را دارد. اما رسانندگی آن برای استفاده به عنوان لایه TCO مناسب نمی‌باشد و باید به روشی رسانندگی این لایه‌ها را افزایش داد. مطالعات انجام شده نشان می‌دهد که آلایش ZnO با یکی از عناصر گروه III جدول تناوبی (Ga, B, In, Al,) باعث بهبود رسانندگی آن می‌شود. آلایش ZnO با این عناصر باعث می‌شود که یون‌های سه ظرفیتی در جایگاه یون‌های دو ظرفیتی Zn قرار گیرند، و الکترون باقی‌مانده باعث بهبود رسانندگی لایه می‌شود [۹-۱۱]. علاوه بر آلایش، بهبود خواص بلوری لایه و همچنین افزایش تهی‌جایهای اکسیژن سهم قابل توجهی در افزایش رسانندگی این لایه‌ها دارند. استفاده از تابش لیزر برای ایجاد تهی‌جای اکسیژن و بهبود خواص بلوری، در لایه‌های اکسیدی از روش‌هایی است که اخیراً مورد استفاده قرار می‌گیرد [۱۲، ۱۳]. در اکثر تحقیقات صورت گرفته، از بهبود خواص بلوری و حذف ناخالصی‌های سطح لایه نازک در اثر برهمکنش سطح با لیزر، به عنوان عاملی برای کاهش مقاومت لایه نازک بیان شده است. به همین علت لایه‌هایی را که در دماهای پایینی خشک شده‌اند و فاز بلوری آنها شکل نگرفته است در معرض تابش لیزر قرار داده‌اند [۱۴-۱۶]. تسای^۱ و همکارانش [۱۵] لایه نازک ZnO را به روش سل ژل بر زیرلایه شیشه ساخته و در دمای ۳۰۰°C پخت کرده‌اند، و سپس آن را در معرض تابش لیزر اگزایمر قرار داده‌اند. آنها نشان داده‌اند که با تابش لیزر به سطح لایه، خواص بلوری لایه بهبود پیدا کرده است. در حالی که از عوامل دیگری که برای کاهش مقاومت در اثر تابش لیزر می‌توان نام برد افزایش دادن دهنده‌های بار (تهی‌جایهای اکسیژن) است [۱۲]. بر همین اساس در این مطالعه تأثیر تابش پالس‌های لیزر اگزایمر بر خواص لایه‌های نازک ZnO پخت شده در دمای ۵۰۰°C که دارای فاز بلوری ورتسایت هگزاگونال است مورد بررسی و افزایش رسانندگی در آنها مطالعه خواهد شد. پس از تهیه لایه نازک ZnO نمونه‌ها در معرض تابش تعداد مشخصی از پالس لیزر اگزایمر ($\lambda=248\text{ nm}$) قرار گرفته و مقاومت الکتریکی

۲. Real Time

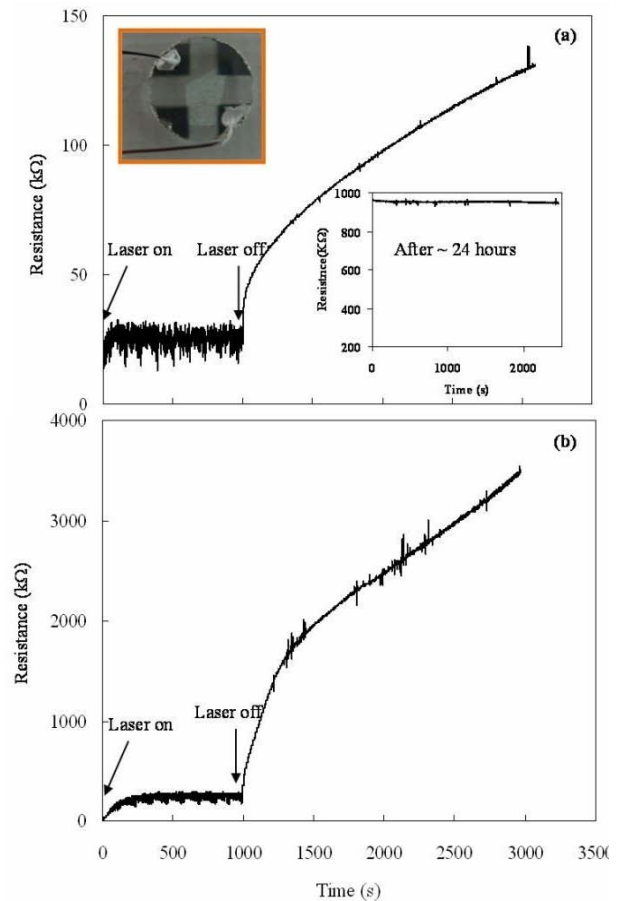
۳. $(\text{Zn}(\text{CH}_3\text{COO})_2 \cdot \text{H}_2\text{O})$

۴. $(\text{H}_2\text{NC}_2\text{H}_4\text{OH})$

۱ Chien-Yie Tsay

همچنین میکروسکوپ نیروی اتمی^۳ مدل Bruker Nanos 1.1 به دست آمد. به منظور مطالعه خواص نوری لایه‌ها از دستگاه طیف‌سنج مدل PerkinElmer lambda 25 در محدوده UV-Vis استفاده شد.

لایه‌های ساخته شده AZO، حتی با وجود آرایش آلومینیوم، رسانندگی الکتریکی قابل قبولی نشان ندادند. دلیل این موضوع می‌تواند عدم جایگزینی تمام یون‌های Al با Zn و به هم پیوستن ذرات Al با یکدیگر و تشکیل نانوذرات آلومینیوم باشد. به منظور بررسی تأثیر لیزر بر رسانندگی، نمونه‌های مختلفی در معرض تابش پالس‌های لیزر KrF قرار گرفتند. در شکل ۱ (a و b) مقاومت الکتریکی نمونه‌های پخت شده در دماهای ۳۰۰ °C و ۵۰۰ °C بر حسب زمان نشان داده شده است. همچنین تصویر نمونه و اتصالات الکتریکی آن در داخل شکل ۱(a) دیده می‌شود. مشاهده می‌شود که بلافاصله پس از تابش اولین پالس لیزر، مقاومت هر دو نمونه ابتدا به کمتر از ۲۰ kΩ کاهش می‌یابد ولی پس از چند ثانیه به صورت نمایی افزایش می‌یابد و به ترتیب برای نمونه پخت شده در ۳۰۰ °C و ۵۰۰ °C در مقادیر ۲۱ و ۲۷۰ ثابت می‌ماند. این موضوع نشان می‌دهد پالس‌های اولیه تأثیر بیشتری بر افت مقاومت گذاشته‌اند و پس از آن عامل دیگری مانند بازترکیب الکترون-حفره (با مقیاس زمانی کمتر از میکروثانیه) باعث افزایش مقاومت شده است. فاصله زمانی ۱ ثانیه بین پالس‌های لیزر فرصت این بازترکیب را فراهم می‌سازد. همچنین کاهش احتمالی ضریب جذب لایه پس از چند پالس اولیه می‌تواند دلیل دیگری بر این موضوع باشد. افت و خیزهایی که در نمودارها مشاهده می‌شوند به علت پالسی بودن پرتو فرودی است که وجود آنها نشان می‌دهد که بین کاهش مقاومت در اثر ادامه تابش و افزایش آن با قطع لحظه‌ای تابش رقابت وجود دارد، و به همین دلیل پس از خاموش شدن لیزر مقاومت به صورت نمایی و به تدریج شروع به افزایش می‌کند. علاوه بر تولید الکترون-حفره کاهش مقاومت در فرایند برهم‌کنش لیزر با



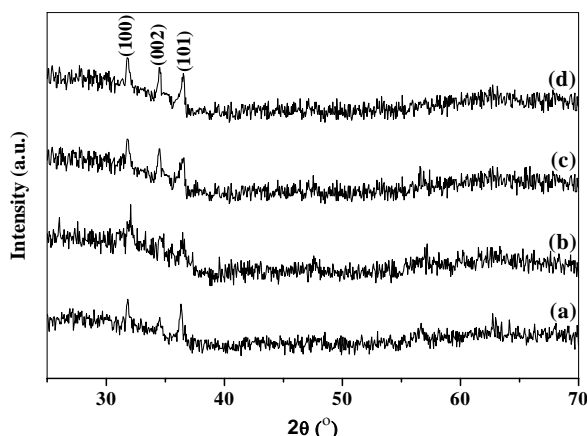
شکل ۱. تغییرات زمانی مقاومت الکتریکی لایه نازک بعد از شروع اصابت لیزر با تعداد پالس ۱۰۰۰ و فرکانس ۱Hz، پخت شده در (a) ۳۰۰ °C (b) ۵۰۰ °C. نمودار داخل شکل (a) مقاومت الکتریکی آن را بعد از ۲۴ ساعت نشان می‌دهد.

ترکیبات آلی باقی‌مانده می‌شود. لایه‌های AZO^۱ به دست آمده در کوره در دماهای ۳۰۰، ۴۰۰ و ۵۰۰ °C پخت شدند. مقاومت الکتریکی لایه‌ها به روش دو و با استفاده از لایه‌های نقره به عنوان اتصال الکتریکی انجام شد. تابش لیزر بر سطح نمونه‌ها با استفاده از لیزر اگزایمر KrF با طول موج ۲۴۸ nm و انرژی حدود ۹۰ mJ/cm^۲ صورت گرفت. برای بررسی خواص ساختاری نمونه‌ها از الگوی پراش پرتو X (تابش Cu Kα_۱) از دستگاه Philips Xpert استفاده شد. مورفولوژی سطح لایه‌ها با میکروسکوپ الکترونی روبشی^۲ مدل Philips XL30 و

۱. ZnO:Al

۲. SEM

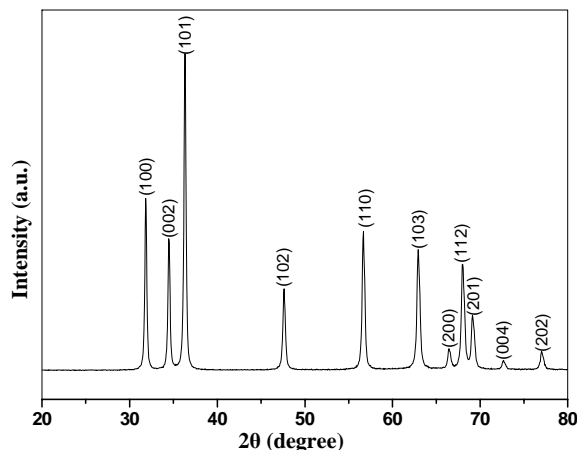
۳. AFM



شکل ۳. طیف پراش پرتو X لایه نازک ZnO (a) غیر آلاینده (b) با آلیاژ ۱ درصد قبل (c) بعد از برخورد لیزر (d) بعد از پخت در 500°C .

می‌دهد. تحلیل این طیف مطابق با نرم‌افزار Xpert و کارت شماره ۰۱-۰۷۵-۰۵۷۶ ساختار ورتسایت هگزگونال را برای آن تأیید می‌نماید.

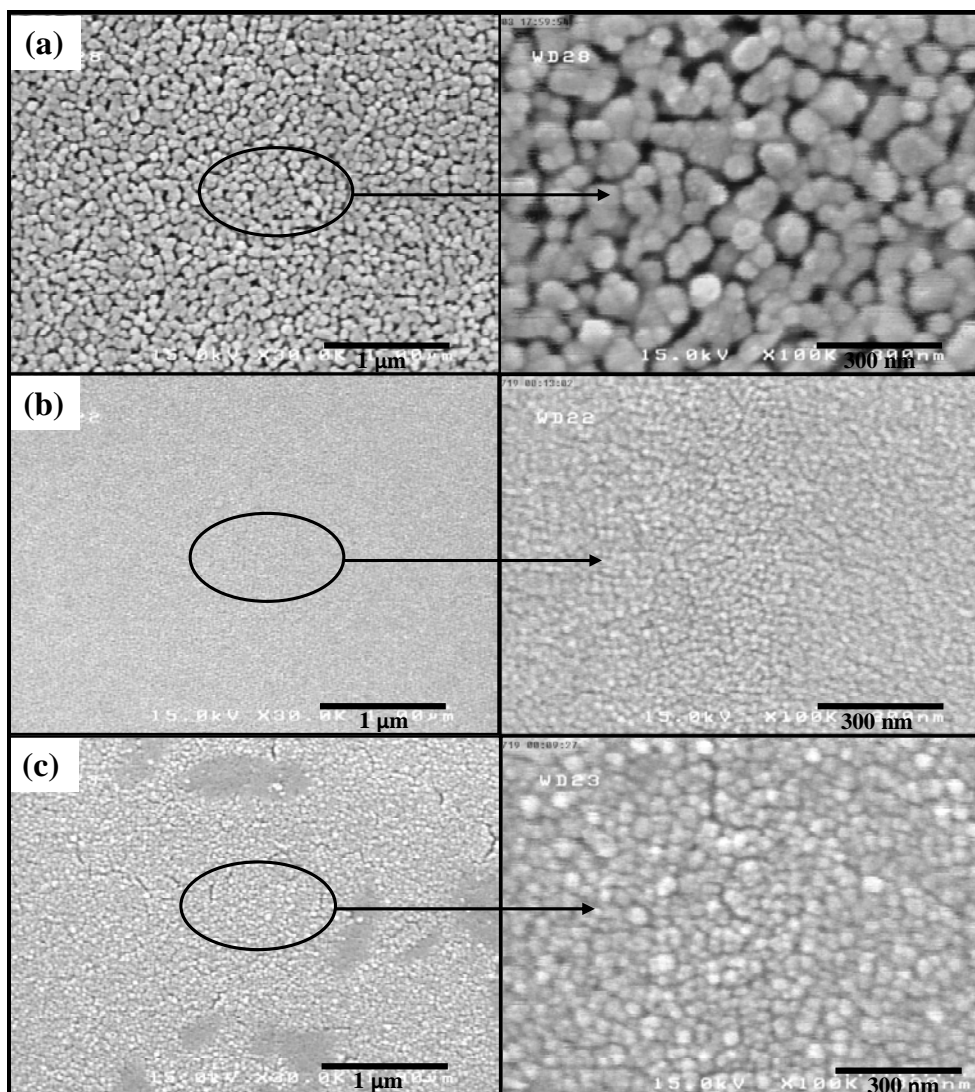
برای تعیین تغییرات ساختار بلوری لایه نازک ZnO بعد از آلیاژ Al و همچنین پس از برهم‌کنش با پالس لیزر، الگوی پراش پرتو ایکس آنها با هم مقایسه شد. نسبت کم سیگنال به نویز در طیف پراش پرتو ایکس به دلیل مقدار کم ماده‌ی موجود در لایه نازک و همچنین پایین بودن حساسیت دستگاه مورد استفاده است. شکل ۳ (a) و (b) الگوی‌های پراش پرتو ایکس یک نمونه ZnO خالص و AZO با آلیاژ ۱ درصد Al پخت شده در دمای 500°C را نشان می‌دهد. همان‌طور که از شکل ۳ (a) دیده می‌شود، لایه نازک ZnO پخت شده در دمای 500°C دارای ساختار بلوری ورتسایت هگزگونال است (آن را با شکل ۲ مقایسه کنید). پس از آلیاژ لایه نازک ZnO با Al، تعدادی از یون‌های سه ظرفیتی Al جایگزین یون‌های دو ظرفیتی Zn می‌شوند. یون‌های Al^{3+} که موفق به قرار گرفتن در جایگاه یون‌های Zn^{2+} نشده‌اند، تشکیل فاز آمورف Al_2O_3 را می‌دهند [۱۷]، و باعث کاهش فاز بلوری نمونه می‌شوند (شکل ۳ (b)). سپس لایه نازک AZO پخت شده در دمای 500°C در معرض تابش پرتو لیزر قرار گرفت. این دما به این دلیل انتخاب شده است که از بلوری بودن اولیه نمونه اطمینان حاصل شده و تغییرات



شکل ۴. طیف پراش پرتو X پودر ZnO بازپخت شده در دمای 500°C .

سطح را به تشکیل تهی‌جا‌های اکسیژن نیز می‌توان نسبت داد [۱۲]. پرشدن مجدد تهی‌جا‌های اکسیژن که مقیاس زمانی بزرگتری نسبت به فرایند تولید آنها دارند دلیل افزایش مقاومت الکتریکی پس از قطع لیزر است. همان‌طور که در نمودار داخل شکل ۱ (a) مشاهده می‌شود، پس از گذشت ۲۴ ساعت مقاومت الکتریکی این نمونه به حدود $950\text{ k}\Omega$ افزایش یافته است، که اندازه‌گیری مقاومت پس از یک هفته نیز تغییر زیادی در آن نشان نمی‌دهد. ایجاد تهی‌جا‌های اکسیژن عامل مهمی در ایجاد رسانندگی است زیرا مشاهده می‌شود که پس از پخت نمونه‌های تحت تابش قرار گرفته در دمای 500°C به مدت ۱ ساعت، مجدداً نمونه‌ها رسانندگی خود را از دست دادند. علت تفاوت در مقاومت نمونه دمای 300°C و 500°C دقیقاً مشخص نیست ولی از آنجا که اندازه دانه‌ها در دمای پایین معمولاً کوچکتر است، پس از برهم‌کنش با لیزر به طور مؤثرتری به هم چسبیده و اتصال الکتریکی بهتری ایجاد می‌کنند. جذب اپتیکی لایه‌ها در $\lambda = 248\text{ nm}$ زیاد است و برای هر دو نمونه یکسان فرض می‌شود.

قبل از بررسی ساختار بلوری لایه‌ها، ابتدا محلول ZnO به دست آمده خشک و در دمای 500°C پخت شد، تا اطمینان حاصل شود که ساختار مورد نظر در لایه‌ها نیز ایجاد خواهد شد. شکل ۲ طیف پراش پرتو ایکس از پودر ZnO حاصل از خشک شدن محلول پخت شده در دمای 500°C را نشان

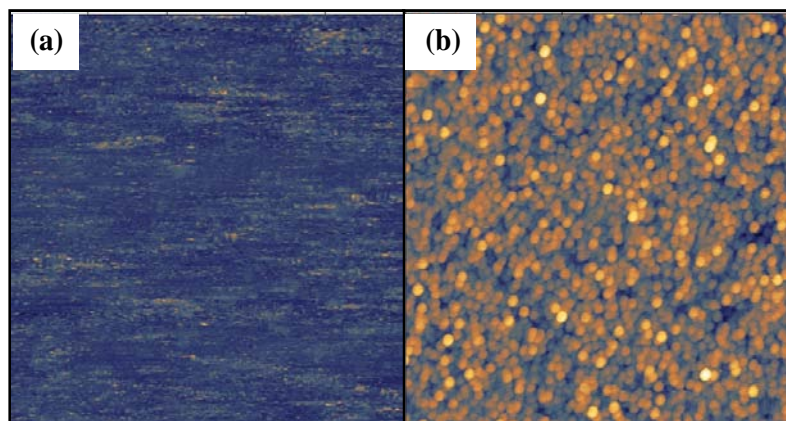


شکل ۴. تصاویر FE-SEM لایه نازک ZnO (a) خالص پخت شده در دمای 500°C (b) AZO پخت شده در دمای 500°C و قبل (c) بعد از اصابت لیزر.

رسانندگی در آن حاصل شد. با کمی دقت می‌توان دید در اثر پخت مجدد پهنای قله‌ها کاهش یافته است، که بر مبنای تحلیل شرر به دلیل افزایش اندازه دانه‌ها است. شاید بتوان گفت جذب مجدد اکسیژن در فرایند پخت در افزایش اندازه دانه‌ها موثر بوده است (شکل ۳ (d)). پس می‌توان افزایش مقاومت الکتریکی لایه با پخت مجدد آن را به جذب اکسیژن توسط لایه در کوره و پر شدن تهی‌جاهاى اکسیژن نسبت داد.

برای بررسی تغییرات مورفولوژی سطح لایه در اثر آلايش و تابش لیزر از سطح لایه ZnO پخت شده در دمای 500°C قبل از برخورد لیزر تصویر FE-SEM (شکل ۴ (a))، و از لایه AZO پخت شده در دمای 500°C قبل و بعد از برخورد لیزر

قله‌های پراش در اثر تابش لیزر قابل تشخیص باشد. بعد از برخورد پرتو لیزر با سطح لایه، نسبت سیگنال به نویز افزایش محسوسى نشان می‌دهد. این همان مرحله‌ای است که مقاومت نمونه کاهش یافته و تهی‌جاهاى اکسیژن به طور جزئی در لایه ایجاد شده است. این مطلب نشان دهنده بهبود خواص بلوری لایه در اثر برخورد پرتو لیزر است. بر اساس تحلیل ساختاری می‌توان گفت یکی از دلایل کاهش مقاومت الکتریکی لایه نازک، بهبود ساختار بلوری لایه پس از برخورد پرتو لیزر به سطح آن باشد که توسط محققان دیگر نیز نشان داده شده است [۱۶]. به منظور بررسی این موضوع، لایه نازک بعد از برخورد لیزر با سطح آن، مجدداً پخت شد و متعاقباً کاهش شدید



شکل ۵. تصاویر AFM لایه نازک AZO (a) پخت شده در دمای 500°C قبل (a) و (b) بعد از اصابت لیزر.

AFM لایه نازک قبل از تابش لیزر به سطح آن را نشان می‌دهد، که سطحی تخت بدون هیچ‌گونه ویژگی خاصی است. اما پس از تابش لیزر دانه‌بندی کروی روی سطح مشاهده می‌شود (شکل ۵ (b)). زبری سطح (Rms) قبل و بعد از برهمکنش لیزر با سطح لایه، به ترتیب از $1/11\text{ nm}$ به $3/63\text{ nm}$ افزایش یافته است. علاوه بر این تصاویر FE-SEM و AFM نتایج حاصل از XRD مبنی بر بهبود خواص بلوری لایه بعد از برخورد پرتو لیزر را تأیید می‌کند.

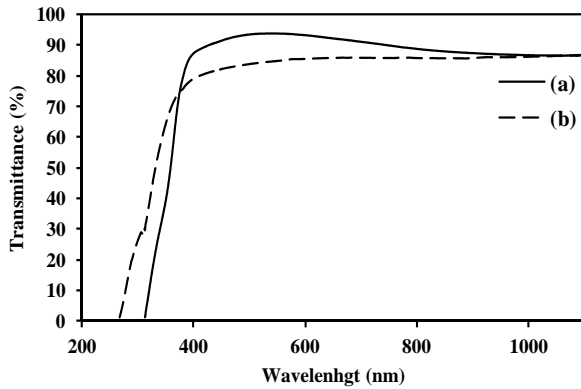
به منظور بررسی خواص اپتیکی در طول فرایند ساخت، بازپخت و آلیش Al، عبور اپتیکی محلول و لایه‌های ZnO پخت شده در دماهای 300°C ، 400°C و 500°C (شکل ۵ (a))، و همچنین لایه نازک ZnO و AZO پخت شده در دمای 500°C با یکدیگر مقایسه شدند (شکل ۶ (b)).

تحول اساسی در طیف‌ها شکل ۶ (a) از مرحله سل تا ایجاد لایه نشان می‌دهد ساختار شیمیایی لایه در مرحله خشک‌سازی و پخت به طور کامل تغییر کرده است. همان‌طور که از شکل ۶ (a) مشخص است بین 820 تا 1020 نانومتر در طیف عبور سل ZnO قله‌های جذب وجود دارد، که به پیوندهای آب مربوط می‌شود. همچنین، عبور اپتیکی لایه‌ها در ناحیه NIR بیشتر از 80% بوده و در ناحیه UV برای همه آنها لبه جذب ناشی از گاف انرژی وجود دارد. بازپخت لایه‌ها در دماهای بالاتر باعث افزایش عبور اپتیکی در طول موج‌های بلند می‌شود. لایه نازک ZnO در مقایسه با سل آن، در طول موج‌های بلندتری

تصاویر FE-SEM (شکل ۴ (b و c)) و AFM (شکل ۵ (a و b)) گرفته شد.

همان‌طور که در شکل ۴ (a) دیده می‌شود، لایه نازک ZnO خالص پخت شده در دمای 500°C دارای ذرات نسبتاً کروی شکل با ابعاد تقریباً 50 nm هستند، که به صورت یکنواختی به هم دیگر چسبیده‌اند. پس از آلیش لایه نازک با Al شکل کروی دانه‌ها مجدداً مشاهده می‌شود، با این تفاوت که ابعاد به حدود 10 nm کاهش یافته است (شکل ۴ (b)). در حالی که همچنان یکنواختی خود را حفظ کرده‌اند. دلیل کاهش اندازه ذرات در لایه‌های آلیش یافته نسبت به لایه‌های بدون آلیش، تشکیل فاز آمورف Al_2O_3 در نمونه‌ها است. Al_2O_3 با قرار گرفتن بین ذرات سطح مانع به هم و بزرگ‌تر شدن آنها می‌شود [۱۷]. پس از تابش لیزر به سطح AZO اندازه دانه‌های کروی شکل به حدود 30 nm افزایش می‌یابد، و شکاف‌هایی روی سطح یکنواخت لایه دیده می‌شود (شکل ۴ (c)). می‌توان تصور کرد، ذرات با کسب انرژی از فوتون‌های فرودی به طور سطحی ذوب شده و با نفوذ اتم‌ها در یکدیگر دانه‌ها بزرگ‌تر شده و به عبارتی سینتر شده‌اند. همچنین می‌توان گفت برخورد پرتو لیزر با سطح لایه، منجر به ذوب مرزدانه‌ها و پیوستن دانه‌های ریز سطح به هم، و در نهایت دانه‌بندی بزرگ‌تر و کروی روی سطح لایه می‌شود [۱۴، ۱۶].

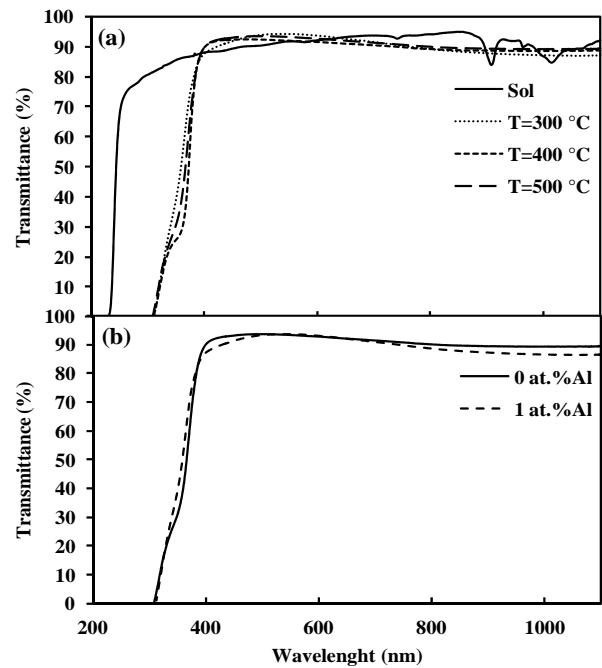
همچنین تصاویر AFM لایه نازک AZO قبل و بعد از آلیش در شکل ۵ نشان داده شده است. شکل ۵ (a)، تصویر



شکل ۷. طیف عبور اپتیکی لایه نازک ZnO (a) قبل و (b) بعد از برخورد لیزر.

تهی جاهای اکسیژن مانند نواقص ساختاری شبکه عمل می‌کنند، که باعث پراکندگی پرتو فرودی و کاهش عبور اپتیکی می‌شوند.

در این مقاله لایه نازک ZnO و AZO با ۱ درصد آلیس Al به روش لایه‌نشانی چرخشی بر پایه سل‌ژل روی زیرلایه شیشه ساخته شد. لایه‌ها در دمای ۱۰۰ و ۲۴۰ °C خشک و در دماهای ۳۰۰، ۴۰۰ و ۵۰۰ °C پخت شدند. لایه‌ها شفافیت زیادی در ناحیه NIR داشتند (بیش از ۸۰٪)، اما رسانندگی قابل اندازه‌گیری ندارند. لایه‌ها تحت تابش پرتو لیزر آگزایمر قرار گرفتند. اندازه‌گیری مقاومت به روش دو نقطه‌ای کاهش قابل توجهی در مقاومت الکتریکی، بعد از تابش لیزر را نشان داد. ساختار بلوری لایه‌ها هگزاگونال ورتسایت بوده است که پس از فرایند تابش لیزر به سطح لایه بهبود نیز پیدا می‌کند. بهبود خواص بلوری لایه، می‌تواند یکی از دلایل کاهش مقاومت الکتریکی بعد از تابش پرتو لیزر به آن باشد. یکی دیگر از دلایل کاهش مقاومت الکتریکی بعد از برخورد لیزر به سطح، افزایش تهی‌جاهای اکسیژن است، که به عنوان دهنده‌های الکترون عمل می‌کنند و باعث افزایش غلظت حامل‌های بار می‌شوند؛ می‌توان گفت، این موضوع با مشاهده‌ی افزایش مقاومت الکتریکی لایه با قرار گرفتن مجدد لایه در کوره بعد از تابش لیزر به سطح آن تأیید می‌شود. مورفولوژی سطح لایه‌ها با AFM و FE-SEM نشان می‌دهد، سطح از دانه‌های کروی شکل تشکیل شده است



شکل ۸. طیف عبور اپتیکی (a) لایه نازک و سل ZnO در دماهای مختلف و (b) لایه نازک ZnO پخت شده در دمای ۵۰۰ °C با غلظت ۰ و ۱ درصد آلیس Al.

جذب دارد. این موضوع می‌تواند به علت وجود برخی ترکیبات آلی و گروه‌های استاتی در سل باشد، در حالی که پخت لایه‌ها باعث حذف این ترکیبات از لایه می‌شود [۱۳]. به طور کلی لایه‌های به دست آمده از شفافیت خوبی برخوردار بوده و با عملیات حرارتی می‌توان آنها را بهبود داد. همان‌طور که در شکل ۶ (b) مشخص است، آلیس لایه‌نازک ZnO با Al سبب کاهش عبور اپتیکی آن شده است. علت این موضوع را می‌توان به تشکیل فاز آمورف Al_2O_3 در اثر آلیس آن با Al و کاهش فاز بلوری لایه‌نازک، و در نتیجه افزایش پراکندگی نور نسبت داد [۱۷].

تغییرات خواص نوری لایه نازک ZnO در اثر تابش پرتو لیزر به سطح آن، قبل و بعد از برخورد لیزر به سطح در شکل ۷ نشان داده شده است. همان‌طور که در این شکل مشاهده می‌شود، بعد از تابش لیزر به لایه نازک ZnO عبور لایه کاهش می‌یابد. این موضوع در تحقیق ساین نیز مشاهده شده است [۱۸]. دلیل این موضوع را می‌توان به ایجاد تهی‌جاهای اکسیژن بعد از برهم‌کنش لیزر با سطح نسبت داد. در حقیقت

لایه‌ها همچنان دارای شفافیت مطلوب (۸۰٪) می‌باشند. به این ترتیب تابش لیزر می‌تواند در ایجاد لایه‌های رسانا مفید واقع شود.

که پس از آرایش با AI اندازه آنها کاهش می‌یابد، اما تابش لیزر به سطح لایه باعث افزایش اندازه دانه‌ها می‌شود. همچنین با این که عبور اپتیکی لایه‌ها در اثر تابش لیزر کاهش می‌یابد، اما

- Polonica A* **121** (2012) 165.
9. J Li, J Xu, Q Xu, and G Fang, *Journal of Alloys and Compounds* **542** (2012) 151.
 10. D H Lee, K Kim, Y S Chun, S Kim, and S Y Lee, *Current Applied Physics* **12** (2012) 1586.
 11. C Li, J H Hsieh, S J Liu, and W S Lin, *Surface and Coatings Technology* (2012) in press.
 12. Y Zhao and Y Jiang, *Journal of Applied Physics* **103** (2008) 14903.
 13. H -m Zhou, D -q Yi, Z -m Yu, L -r Xiao, and J Li, *Thin Solid Films* **515** (2007) 6909.
 14. W M Tsang, F L Wong, M K Fung, J C Chang, C S Lee, and S T Lee, *Thin Solid Films* **517** (2008) 891.
 15. C Y Tsay and M C Wang, *Ceramics International* **34**(2012) 1677.
 16. K Kim, S Kim, and S Y Lee, *Current Applied Physics*, **12** (2012) 585.
 17. Q Fu, S Hao, B Shen, X Duan, and H Na, *Research on Chemical Intermediates* **39** (2012) 527536.
 18. R J Winfield, L H K Koh, S O'Brien, and G M Crean, *Applied Surface Science* **254** (2007) 855.
 1. H Liu, V Avrutin, N Izyumskaya, Ü Özgür, and H Morkoç, *Superlattices and Microstructures* **48** (2010) 458.
 2. B Szyszka, W Dewald, S K Gurram, A Pflug, C Schulz, M Siemers, V Sittinger, and S Ulrich, *Current Applied Physics* **12** (2012)4.
 3. P A Rodnyi and I V Khodyuk, *Optics and Spectroscopy* (English translation of *Optika i Spektroskopiya*) **111** (2011) 776.
 4. X Wang, X Zeng, D Huang, X Zhang, and Q Li, *Journal of Materials Science: Materials in Electronics* **23** (2012) 1580.
 5. M S Kim, J Y Leem, D Y Kim, and S O Kim, *Journal of the Korean Physical Society* **60** (2012) 1949.
 6. A Goyal and S Kachhwaha, *Materials Letters* **68** (2012) 354.
 7. P Gondoni, M Ghidelli, F Di Fonzo, V Russo, P Bruno, J Martí-Rujas, C E Bottani, A Li Bassi, and C S Casari, *Thin Solid Films* **520** (2012) 4707.
 8. L Znaidi, T Touam, D Vrel, N Souded, S Ben Yahia, O Brinza, A Fischer, and A Boudrioua, *Acta Physica*