



ارائه شده توسط :

سایت ترجمه فا

مرجع جدیدترین مقالات ترجمه شده

از نشریات معتربر

عدم برگشت پذیری حرارتی در قابلیت هدایت ورقه های ژرمانیوم نیترید و اکسی نیترید

چکیده :

ما گزارش شواهدی از تغییرات غیرقابل برگشت را روی هدایت پذیری، $\sigma(T)$ ، ورقه های نازک $T \gtrsim 630\text{ K}$ که در $a\text{-Ge}_2\text{O}_y\text{N}_x$ و شبیه استیوکیومتریک $a\text{-Ge}_3\text{N}_x$ ($3.7 < x < 4.6$) تحت شرایط خلا بالا رخ داده است، گزارش کرده ایم. ما دریافته ایم که منحنی های $\sigma(T)$ نه تنها به خصوصیت ماده بلکه به سابقه حرارتی انجام شده توسط ورقه ها هم بستگی دارند. قابلیت برگشت ناپذیری در $\sigma(T)$ ، طی حرارت دهی در خلا، با تغییرشکل GeO_2 اصلی به GeO فرآر همبستگی دارد. تبرید حرارتی در اتمسفر N_2 ، برعکس، منجر به بست ثبات ورقه تا 973 K شده است. در T بالاتر، خلل و فرجی روی سطح ورقه تشکیل می شود، که به دلیل برونق تراوی قوی گونه های فرآر غنی از N می باشد. پیوند بی ثبات N-Ge می تواند هم عدم ثبات ترمودینامیکی نیتروژن و هم فرایند نانوکریستالی Ge را که در ورقه های $a\text{-Ge}_3\text{N}_x$ رخ داده است به محض حرارت دهی تا دمای 1023 K توضیح بدهد. در مقایسه با $a\text{-Ge}_2\text{O}_y\text{N}_x$ ، $a\text{-Ge}_3\text{N}_x$ شبیه استیوکیومتریک هم عایق پذیری بیشتری درد و هم ثبات بیشتری به محض گرماسازی تا 1023 K دارد که باعث می شود یک ماده لایه ای روکش مناسبی برای ساخت وسایل الکترونیک بشود.

کلیدواژه ها: نیترید ژرمانیوم، اکسی نیترید ژرمانیوم، تبرید حرارتی، هدایت پذیری الکتریکی

۱- مقدمه

نیتریدها و اکسی نیتریدهای ژرمانیوم، چه در فاز بلوری و چه بی شکل، مواد دی الکتریکی جالب برای چندین کاربردهای فناوری می باشند. از لحاظ اکسید اصلی GeOx ، که ترکیبی از GeO بی ثبات و GeO_2 قابل حل در آب می باشد، آلیاژهای GeN و نیز GeON می توانند با ثبات بالایی، با سهولت تشکیل و کنترل ضخامت برای وسایل مبتنی بر Si رقابت کنند. نیترید ژرمانیوم و/یا اکسی نیترید تست شده اند تا کاندیداهای خوبی به عنوان لایه های دی الکتریکی برای حافظه تغییر فاز و یک بین لایه دروازه ای برای ساخت خازن ها و ترانزیستورها باشند. Ge_3N_4 با یک فاصله باند $\approx 4.5\text{ eV}$ یک کاندیدای خوبی به عنوان یک لایه روکش گذاری

برای خازن های شبه هادی اکسیدفلزی و برای ساخت اتصالات Ge p-n جریان ترشح پایین و عملکرد بالا نیز بوده اند. این نوع اخر کاربرد به سوی فعالیت تحقیقاتی برای ساخت شناساگرهای اشعه گاما با عملکرد عالی براساس کریستالهای Ge با خلوص بالا (HPGe) می باشد.

علی رغم کاربردهای احتمالی جالب، خصوصیات الکتریکی آلیاژهای دی الکتریکی مبتنی بر GeON و GeN تنها تا اندازه ای شناخته شده است چون خصوصیات عایق کاری عظیم این رده از مواد نمایانگر یک مانع برای انجام اندازه گیری های قابل اتکا شده است.

داده هایی که در متون علمی گزارش گردیده است اشاره به آلیاژهای a-GeN تحت استیوکیومتری دارد که هر دو عاری از H و هیدروژنیزه و نیز c-Ge و a-Ge دوپ شده با نیتروژن بودند. برای این سیستم ها، ازمایشات نشان داده است که خصوصیات عایق کاری هر دو Si_3N_x و Ge_3N_x به طور قابل توجهی تخریب شده است، حین اینکه غلظت نیتروژن تا زیر $x \simeq 4$ کاهش یافته است.

در مطالعات قبلی که روی این رده از مواد انجام گرفته است، نویسندها درباره خصوصیات ورقه های ته نشست شده و خصوصیات حمل الکترونیک آنها تحقیقاتی انجام داده اند، و هدف آنها یافتن پارامترهای ته نشست بهینه برای ساخت لایه های نازک که دارای بهترین خصوصیات عایق کاری بوده است. اثرات پارامترهای ته نشست روی خصوصیات الکتریکی نیز در دامنه درجه حرارت از R.T. تا ۶۰۰ K مطالعه گردیده است.

ما تحقیق روی قابلیت ثبات حرارتی ورقه های $\text{a-Ge}_2\text{O}_y\text{N}_x$ و $\text{a-Ge}_3\text{N}_x$ را طبق تبرید درجه حرارت بالا تحت یک جریان گازی

بسط داده ایم. ترکیب، ساختار، مورفولوژی و هدایت پذیری به طور گسترده ای در نمونه های تبرید شده مورد مطالعه قرار گرفته است. در مقایسه با سایر تکنیک های استفاده شده در این مطالعه، ما دریافته ایم که هدایت پذیری الکتریکی خیلی به شناسایی تغییرات غیرقابل برگشت با القای حرارتی که طی اندازه گیری ها رخ داده است، خیلی حساس می باشند. نتایج بدست آمده توسط تعیین مشخصات الکتریکی ورقه های ته نشست شده (بخش ۳.۱) مطالعات قبلی را بسط داده است و خواننده را به رفرانس ۱۱ و ۱۲ این مقاله ارجاع می دهیم.

جدول ۱- خواص ورقه های $a\text{-Ge}_2\text{O}_y\text{N}_x$ و $a\text{-Ge}_3\text{N}_x$ ته نشست شده تحت شرایط مختلف. از چپ به راست: نام نمونه، استیوکیومتری ورقه ته نشست شده تحت تکنیک RBS اندازه گیری گردید (بخش ۲)، سوگیری (متوسط ولتاژ کسب شده توسط سوگیری ۲.f)، مخلوط گاز و جریان نسبی، ضخامت ورقه، تراکم سطح، میزان ته نشست کل ورقه، T_{max} ماکریم درجه حرارت تبرید تحت جریان N_2 ، استیوکیومتری ورقه بعد از تبرید در ۹۷۳ کلوین. فاصله هدف به سوبسترا در میزان ۵ سانتی متر برای همه نمونه ها ثابت شده است بجز شماره ۱ و L که به میزان ۱۴ سانتی متر می باشد. خطای روی مقادیر N و O برابر با حدود ۵ درصد می باشد.

Sample	Stoichiometry (as-deposited)	Bias (V)	Gas & Flow (sccm)	Thickness (nm)	n_{Ge} (at./cm ²)	V_{step} (GeV/ μm^2)	T_{max} (K)	Stoichiometry (after TT)
#A	$\text{GeGe}_2\text{N}_{4.6}$	0	N_2 , 40	124	4.3×10^{13}	1.0×10^{15}	923	$\text{Ge}_3\text{N}_{2.0}\text{O}_{1.2}$
#B	$\text{GeGe}_2\text{N}_{4.8}$	-20	N_2 , 40	181	6.3×10^{13}	1.0×10^{15}	-	-
#C	$\text{Ge}_2\text{N}_{4.2}$	-40	N_2 , 40	141	4.9×10^{13}	1.0×10^{15}	873	$\text{Ge}_2\text{N}_{2.0}\text{O}_{1.8}$
#D	$\text{Ge}_2\text{N}_{4.1}$	-60	N_2 , 40	181	6.3×10^{13}	1.0×10^{15}	873	$\text{Ge}_2\text{N}_{2.0}\text{O}_{1.88}$
#E	$\text{Ge}_2\text{N}_{4.1}$	-80	N_2 , 40	159	5.5×10^{13}	9.3×10^{14}	873	$\text{Ge}_2\text{N}_{2.0}\text{O}_{1.8}$
#F	$\text{Ge}_2\text{N}_{2.7}$	-100	N_2 , 40	160	5.5×10^{13}	8.8×10^{14}	873	$\text{Ge}_2\text{N}_{2.0}\text{O}_{2.7}$
#G	$\text{Ge}_2\text{N}_{4.1}$	0	$\text{N}_2 + \text{Ar}$, 20+20	217	7.5×10^{13}	1.7×10^{15}	973	$\text{Ge}_2\text{N}_{4.0}\text{O}_{1.10}$
#H	$\text{Ge}_2\text{N}_{4.1}$	0	$\text{N}_2 + \text{Ar}$, 15+25	261	9.1×10^{13}	2.0×10^{15}	973	$\text{Ge}_2\text{N}_{4.2}$
#I	$\text{Ge}_2\text{O}_{1.3}\text{N}_{2.9}$	0	$\text{N}_2 + \text{Ar}$, 20+20	127	4.4×10^{13}	1.6×10^{14}	973	$\text{Ge}_2\text{O}_{1.3}\text{N}_{1.8}$
#L	$\text{Ge}_2\text{O}_{1.3}\text{N}_{3.0}$	0	$\text{N}_2 + \text{Ar}$, 20+20	43	1.5×10^{13}	1.6×10^{14}	973	-

۲-روش آزمایش

ورقه های نازک $a\text{-Ge}_2\text{O}_y\text{N}_x$ و $a\text{-Ge}_3\text{N}_x$ در درجه حرارت اتاق (R.T) با پراکنش مگنترون ۲.f. واکنشی ته نشست می شود که در ۶۰ W انجام می گیرد و جریان گاز کل هم ۴۰ sccm با استفاده از گاز N_2 خالص یا مخلوط گازی $\text{Ar}+\text{N}_2$ (خواه در ۲۰+۲۰ sccm ۲۵+۱۵ sccm جریانات گازی به ترتیب باشد) در کنار یک هدف Ge (۹۹.۹۹٪ خلوص) می باشد. سوبستراهای متفاوت (سیلیکون، کربن و یاقوت کبود) روی نمونه نگهدار در فواصل ۵ و ۱۴ سانتی متری از هدف قرار داده شدند. یک مجموعه نمونه (به اصطلاح نمونه های سوگیرانه) با منبع RF دوم سوگیری گردید که منجر به میانگین ولتاژ dc کسب شده توسط لایه ها از ۰ الی ۷ V ۱۰۰ گردید. به این شیوه، یک ته نشست به کمک بمباران یونی کنترل شده، در یک انرژی یونی متوسط ثابتی حاصل آمد.

یک طیف سنج جرمی یعنی Prisma Plus QMG ۲۲۰ (Pfeiffer Vacuum)، بخار آب را به شکل مولفه باقیمانده اصلی در اتفاقک ته نشست آشکار نمود. پارامترهای انتخابی برای ته نشست و نیز ته نشست ورقه نتیجه

شده در جدول ۱ گزارش شده است. یک تحقیقات مفصل روی خصوصیات ورقه های اولیه در جای دیگری گزارش شده است.

تحقیقات روی خصوصیات فیزیکی متفاوت طبق تبرید درجه حرارت بالا به ته نشست لایه ای روی سه سوبسترانی مختلف یعنی کربن، سیلیکون و یاقوت کبود طی هر اجرا نیاز داشت. ورقه های ته نشست شده تحت جریان N_2 (۴۰۰ sccm) در درجه حرارت های K ۸۷۳، ۹۲۳، ۹۷۳ و ۱۰۲۳ برای مدت یک ساعت با استفاده از کوره لوله ای (Lindberg) تبرید حرارتی گردیدند. قبل از تبرید نمونه، چندین چرخه خلا خشکشویی با گاز N_2 (۹۹,۹۹۹٪) انجام گرفت که برای خارج سازی آلاینده هایی مانند بخار آب و CO_2 صورت گرفت. سرعت گرماسازی و خنک سازی در K/h ۹۰ ثابت گردید.

استیوکیومتری ورقه در R.T با طیف سنجی پسپراکنش Rutherford یا RBS در زاویه پراکنش ۱۶۰ درجه ای روی ورقه های ته نشست شده روی سوبستراهای کربن با استفاده از یک پرتوی $2.0 \text{ MeV}^4\text{He}^+$ (شتاگر Van de Graaf) در آزمایشگاه Laboratori Nazionali di Legnaro را بررسی گردید. نمونه های ته نشست شده روی سوبستراهای سیلیکونی بوسیله تابش پراکنش اشعه ایکس (XRD) با استفاده از یک افتراق سنج Philips مجهز به نور اپتیک اشعه ایکس با تابش برخوردی تعیین مشخصات گردیدند. تحلیلها در 0° ، 5° ، 10° ، 15° ، 20° ، 25° ، 30° ، 35° ، 40° ، 45° ، 50° ، 55° ، 60° ، 65° ، 70° ، 75° ، 80° ، 85° ، 90° ، 95° و 100° برخورد با استفاده از تابش فیلتره شده CuK_α Ni در 40 kV و 40 mA اجرا گردید.

اصول پویایی ارتعاشی نمونه های ژرمانیوم نیترید و اکسی نیترید که روی سوبستراهای سیلیکونی ته نشست شده بود با اندازه گیری های طیف سنجی (FT-IR) مادو قرمز انتقال یافته فوریه پروب سازی گردید. طیفهای انتقال نمونه ها در دامنه $4000-400 \text{ cm}^{-1}$ ثبت گردید که با استفاده از طیف سنج Jasco Plus (مدل ۶۶۰) با یک رزولاسیون 4 cm^{-1} می باشد. مورفولوژی سطحی نمونه ها توسط یک SEM (Tescan Vega³ XM) مجهز به یک شناساگر طیف سنجی پراکنش انرژی (EDS) مورد بررسی قرار گرفت.

برای تعیین مشخصات هدایت پذیری الکتریکی، یعنی (T) ، ورقه ها روی سوبستراهای یاقوت کبود ته نشست شده و اندازه گیری ها در تاریکی در یک کوره کوچکی که در خلا کار می کند ($10^{-5} \text{ mbar} < P$) انجام گرفت. به دلیل هدایت پذیری خیلی پایین، S که توسط همه ورقه ها نشان داده شده است، یک هندسه از دو تماس هم

صفحه ای بکار بسته شده است و بالشتکهای Au روی سطح ورقه نزدیک به مرزهایش پراکنش دارند. هدایت پذیری ورقه با الکترومترها اندازه گیری گردید (Keithley 617B یا 6517B) که در حالت ۱V کار می کردنده یعنی با بکار گیری یک سوگیری ثابتی (معمولًا ۵۰V) و اندازه گیری جریان کار می کردد. توجه خاصی به بررسی مکرر مقاومت عایق کل دستگاه اندازه گیری مبدول گردید. در این خصوص، یک بهبود مقاومت عایق کاری کابلهای داخل کوره، که طی مطالعه کنونی رخ داده است، باعث بسط حساسیت اندازه گیری بیش از یک رده بزرگی می شود. بعد از این ارتقا، محدوده پایین این سیستم به میزان $\Omega^{-1} \approx 10^{15}$ از R.T. به حدود K^{600} تنظیم می شود و در K^{700} به $\Omega^{-1} \approx 10^{12}$ دست می یابد. این مقادیر باید به شکل پایین ترین S قابل شناسایی در ورقه های ما درنظر گرفته شود. در نتیجه این محدودیت در حساسیت دستگاه ما، $\sigma(T)$ واقعی چندین ورقه حول R.T. (و در ورقه های معدهودی تا K^{450} در $\Omega cm^{-1} \approx 10^{11}$) اشباع می شود؛ در برای لایه های اندازه گیری شده قبل از ارتقای دستگاه می باشد.

انرژی حرارتی در ورقه خیلی آهسته با میزان سرعت $0.5 \text{ K/min} \div 1 \text{ K/min}$ در چرخه های R.T. تا $T \approx 600 \div 700 \text{ K}$ تغییر کرده و بعد به R.T. بدون هیچ گونه وقفه ای بازگشته است. هر منحنی (T) بعد از تثبیت T به بهتر از K^{10} (معمولًا $K^{0.5}$) جمع آوری گردید. برای هر T، مقادیر $S(T) \div 30 \text{ s}$ میانگین گیری گردید تا مقدار مربوطه $\sigma(T)$ محاسبه بشود.

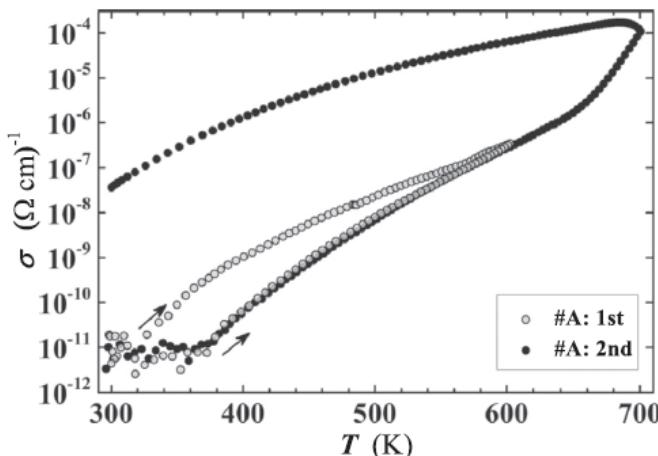
لازم به ذکر است که همه ورقه های مورد بررسی متحمل یک فرایندی معادل یک تبرید حرارتی در خلا می شوند.

۳-نتایج

۱- ثبات درجه حرارت ورقه های ته نشست شده

ما به طور سیستماتیک روی ثبات بالای T ورقه های $a\text{-Ge}_3\text{N}_x$ و $\text{Ge}_2\text{O}_y\text{N}_x$ مطالعه کرده ایم که در خلا رفتار الکتریکی آنها را به شکل تابعی از درجه حرارت اندازه گیری کرده ایم. هدایت پذیری لایه های ته نشست شده اندازه گیری شده است، که طی چرخه های حرارتی پیوسته هم در اجرای حرارت دهنده $\sigma_{H(T)}$ و هم در اجرای خنک سازی $\sigma_{C(T)}$ چنین است. به دلیل حد حساسیت تنظیمات اندازه گیری ما، هدایت پذیری یک

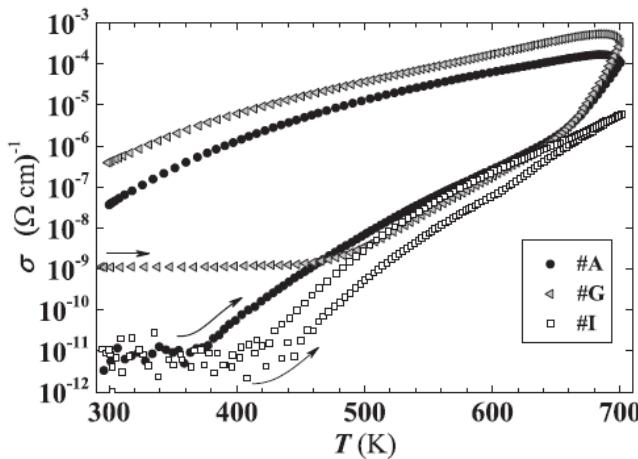
اشباعیت را (جز F #) در $\approx 10^{-11}(\Omega \text{ cm})^{-1}$ مستندسازی کرده است که زیر مقدار T از K ۳۸۰ تا ۴۶۰ می باشد که به مقاومت عایق کاری دستگاه نسبت داده شده است (بخش ۲). برای اولین چرخه، که از R.T. به K ۶۰۰ انجام گرفته است، ما همینشه دریافته ایم که $\sigma_{H1}(T) \geq \sigma_{C1}(T)^1$ می باشد (شکل ۱) که با حضور یک لایه هدایت پذیر روی سطح ورقه توضیح داده شده است. برای برخی نمونه ها، باز بررسی کرده ایم که با تکرار تعیین مشخصات تا دمای K ۶۰۰، هدایت پذیری اندازه گیری شده طی حرارت دهی با مال اولین اجرای خنک سازی همپوشانی دارد.^۲ طی چرخه دوم، با حفظ نمونه در خلا و افزایش T نهایی به K ۷۰۰، ما مشاهده کرده ایم که $\sigma_{C1}(T)$ و $\sigma_{H2}(T)$ تا K ۶۰۰ با هم همپوشانی دارند (شکل ۱). بالاتر از K ۶۳۰ در برخی ورقه ها، شاخه $\sigma_{H2}(T)$ شیب خود را افزایش می دهد که تا بالای K ۷۰۰ ثابت نگه داشته می شود.



شکل ۱- هدایت پذیری وابسته به درجه حرارت در یک ورقه ته نشست بدون سوگیری a-Ge₃N_x ای (#A) روی دو چرخه حرارتی پی در پی در K ۶۰۰ (دایره خاکستری) و در K ۷۰۰ (دایره های سیاه). $\sigma(T)$ شاخه های دومین حرارت دهی و اولین خنک سازی تا دمای K ۶۰۰ کاملا همپوشانی دارد. زیر دمای $\approx 380 \text{ K}$ ، اشباعیت $\sigma(T)$ در اثر حد حساسیت دستگاه اندازه گیری (به قسمت آزمایش رجوع شود) بوجود می آید. علامت های فلش نشان دهنده شاخه های حرارت دهی است. رفتار مشابه توسط کلیه ورقه های بررسی شده دیگر نشان داده می شود.

^۱ تعداد pedix به تعداد چرخه اشاره دارد.

^۲ $\sigma_{Hn}(T) \simeq \sigma_{C1}(T)$ با n که نشانگر چرخه حرارتی nام می باشد.



شکل ۲- هدایت پذیری دو ورقه $a\text{-Ge}_3\text{N}_x$ ته نشست شده بدون سوگیری ($\#A: x=4.6; \#G: x=4.1$) و یک لایه $a\text{-Ge}_{2.0}\text{O}_{1.2}\text{N}_{1.9}$ ته نشست شده ($\#I$). که طی دومین چرخه حرارتی اندازه گیری می شود (تا دمای ۷۰۰ K). ورقه G $\#G$ قبل از ارتقای شرایط آزمایشی اندازه گیری شده است و مقدار اشباعیت بالاتر $\sigma(T)$ را توجیه می کند. در لایه A افزایش شبیه $\sigma_{H_2}(T)$ بالاتر از ≈ 620 ظاهرها در مقایسه با دو ورقه دیگر برجستگی کمتری دارد. فلشها شاخه های $\sigma_{H_2}(T)$ را نشان می دهند.

هدایت پذیری اندازه گیری شده طی خنک سازی تقریباً برابر با ۲ تقسیم بر ۳ رده بزرگی بالاتر از $\sigma_{H_2}(T)$ شده است (شکل ۱). ما همیشه $\sigma_{C_2}(T) \gg \sigma_{H_2}(T)$ را در همه نمونه های بررسی شده شناسایی کرده ایم. برای نمونه، برای لایه A در $T=400$ K، تفاوت میان $\sigma_{H_2}(T)$ و $\sigma_{C_2}(T)$ حدود ۴ رده بزرگی است (شکل ۱). بعلاوه، شاخه های $\sigma_{H_2}(T)$ و $\sigma_{C_2}(T)$ همه ورقه ها (بجز $\#I$) یکدیگر را تا $2 \approx 5$ درجه بزرگی به ترتیب تغییر داده اند.

شکل ۲ به مقایسه هدایت پذیری دو ورقه $a\text{-Ge}_3\text{N}_x$ بدون سوگیری ($\#A$ و $\#G$) جدول ۱) می پردازد. بجز رفتار متفاوت در T پایینتر^۳، هر دو شاخه های $\sigma_{H_2}(T)$ رفتار مشابهی دارند، تفاوتها مرتبط به استیوکیومتری گوناگون

^۳ هدایت پذیری ورقه $\#G$ قبل از بهبود مقاومت عایق تنظیم آزمایشی اندازه گیری شده است که مقدار اشباع بالاتر آن را در T پایین توضیح می دهد.

بوده که بستگی به ترکیب مخلوط گازی استفاده شده طی نشست ورقه دارد. منحنی های هدایت پذیری ورقه های سوگیری یک روند مشابهی را نشان می دهند.

یک رفتار متفاوت از روی لایه های شبه استیوکیومتریک $a\text{-Ge}_2\text{O}_y\text{N}_x$ نشان داده شده است. در واقع، در ورقه

#، شبیه $\sigma_{H2}(T)$ به نرمی تا بالای دمای K ۶۲۰ افزایش می یابد، ضمن اینکه $\sigma_{C2}(T)$ و $\sigma_{H2}(T)$ برای دمای

T بین K ۶۷۰ و K ۷۰۰ همپوشانی دارند. زیر دمای $\approx 600\text{ K}$ ، $\sigma_{H2}(T) \approx 600\text{ K}$ و $\sigma_{C2}(T)$ تقریباً به موازات پیش می

رونده، و در $T \lesssim 420\text{ K}$ به اشباعیت می رسند.

خصوصیات هدایت پذیری که بالای دمای $\approx 620\text{ K}$ شناسایی می شود (طی چرخه تا K ۷۰۰) به افزایش تنها

مریبوط می شود چون تا دمای K ۶۰۰، $\sigma_{H2}(T)$ و $\sigma_{C1}(T)$ برای کلیه ورقه های بررسی شده همپوشانی دارند.

بويژه، مقدار $650\text{ K} < T < 630\text{ K}$ نمایانگر شروع یک تغییر غیرقابل برگشت در هدایت پذیری می باشد.

۳-۲- تبرید حرارتی در اتمسفر N2

ثبات ورقه باز هم مورد مطالعه قرار گرفته و درباره خصوصیات لایه طبق تبرید درجه حرارت بالا تحت جریان N2 بررسی انجام گرفته است. ترکیب، ساختار و تغییرات مورفولوژی به صورت تابع دمای تبرید T مطالعه شده است و به رفتار الکتریکی همبستگی داشته است.

عملیات حرارتی (TT) تحت یک جریان N2، روی مجموعه ای از ورقه های مواد اولیه انجام شده است.^۴ در تست

های اولیه، ما دریافتیم که خصوصیات ورقه باعث ثبات طبق TT تا درجه حرارت های بالاتر از نوعی که در خلا

یافت شده است، می شود (یعنی K $650 < T < 630$). باينحساب، در یک مجموعه آزمونهای تحقیقاتی،

ما مأکریم درجه حرارت یعنی T_{max} را تعیین کرده ایم که توسط مواد قبل از شناسایی هر گونه تغییر قابل اندازه گیری در خصوصیات فیزیکی آنها به شکل ترکیب، میکروساختار، ریخت شناسی و غیره قابل حصول می باشد.

مقادیر برای T_{max} از دمای K ۸۷۳ به K ۹۲۳ برای نمونه های دچار سوگیری دامنه دارد و برای لایه های بدون

سوگیری و نیز لایه های شبه استیوکیومتریک $a\text{-Ge}_2\text{O}_y\text{N}_x$ به دمای K ۹۷۳ می باشد (جدول ۱).

^۴ این مجموعه نمونه ها در همان اجرای یکسان ته نشست شده است و مشخصات الکتریکی در بخش ۳،۱ آمده است.

ترکیب ورقه ها، T_{max} در دمای K ۹۷۳ (ستون آخر جدول ۱)، به خوبی معنای T_{max} را توضیح می دهد: برای A و برای نمونه های دچار سوگیری تغییر ترکیب هویدا می باشد و یک کاهش قابل ملاحظه محتوای نیتروژن و ترکیب اکسیژن در ورقه ها وجود دارد. برای G# و H# این ترکیب خیلی نزدیک به یک نوع آغازین است، حتی اگر K ۹۷۳ نمایانگر یک مقدار حد بالایی برای G# و نیز H# باشد، همانگونه که از روی مقدار خیلی اندک اکسیژن شناسایی شده در G# بعد از TT نشان داده شده است.

تحول و تغییر درجه حرارت ترکیب ورقه، از لحظه دوز نسبی Ge (شکل ۳)، شواهدی مبتنی بر اینکه نتایج محتوای Ge تا دمای K ۸۷۳-۹۲۳ تحت تاثیر T قرار نمی گیرد، ضمن اینکه در دمای K ۹۷۳ این رفتار همانند همه نمونه ها نمی باشد.

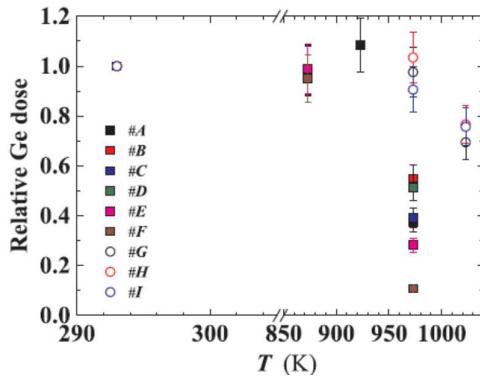
به طور مفصل، در مجموعه سوگیری یافته به V-۸۰، ما یک کاهش قابل اندازه گیری را (از ۵۰ به ۷۰ درصد) در محتوای Ge اندازه گیری کرده ایم که تقریباً به ۹۰ درصد در V-۱۰۰ (#F) رسیده است. این کاهش می تواند به رهایی گونه های فرار نسبت داده شود که تشکیل آن به نفع حضور پیوندهای اتمی ضعیف در یک شبکه بی کل تدافعی است. در F#، این شرایط هم در اثر ساختار ورقه ای به شدت بی نظم (اثر نگاشتن یعنی بمباران یون شدید به دلیل سوگیری بالا و استیوکیومتری پایین) تقویت شده است.

برای نمونه های دچار سوگیری یک روند مشابه با روند Ge برای محتوای N یافت شده است (شکل ۴)، که در بازه ۵ درصد ثابت تا دمای K ۸۷۳ الی ۹۲۳ کلوین نگه داشته شده است. لازم به ذکر است که نسبت اتمی N/Ge به شیوه معنی داری تغییر نمی کند حتی اگر لایه ها هم بالای استیوکیومتریک (B#)، تقریباً استیوکیومتریک (D#) و زیر استیوکیومتریک (F#) بوده باشد، با اینحساب ثبات حرارتی بالای این ورقه ها را نشان می دهد. افزایش T تا دمای K ۹۷۳، کاهش محتوای N برای مجموعه دچار سوگیری، قابل مقایسه با مال Ge یا حتی برجسته تر از آن می باشد ضمن اینکه حضور اکسیژن قابل اندازه گیری می شود (جدول ۱)، که مقدار آن زیر حساسیت RBS در لایه های ته نشست کرده می باشد. اکسیژن شناسایی شده در ورقه ها به دلیل ژرمانیوم اکسید تشکیل شده طی و بعد از عملیات حرارتی می باشد.

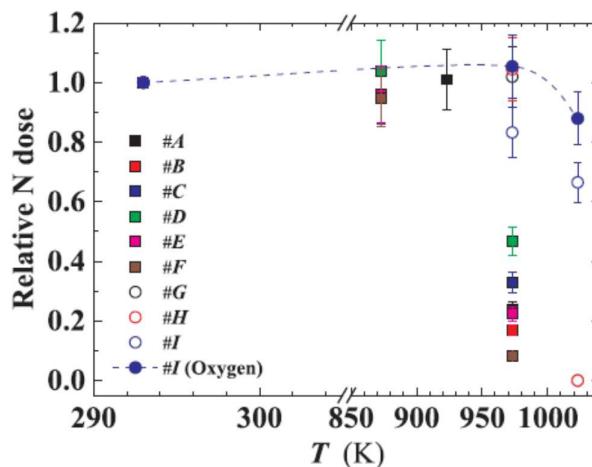
بر عکس، یک ثبات بیشتر طبق TT در نمونه های بدون سوگیری ته نشست شده در میزان بالا در یک اتمسفر #G و H# پیدا شده است. در واقع، دوز Ge تا دمای K ۹۷۳ ثابت نگه داشته می شود که نشان دهنده

یک کاهش در دمای 1023 K می باشد حتی اگر همچنان نسبت به مقداری که در دمای 973 K در لایه های سوگیرانه مشاهده شده است، برجستگی کمتری داشته باشد (شکل ۳). راجع به دوز N ، رفتار وی در دمای 973 K مشابه با نوع Ge بوده ولیکن در دمای 1023 K این مقدار به زیر حد شناسایی RBS سقوط می کند و منجر به تشکیل یک ورقه Ge شده که محتوای O آن کمتر از حدآستانه شناسایی نیز می باشد (شکل ۴).

از لحاظ ورقه های ته نشست کرده در میزان کم (#I, Fig. ۳)، روند دوز Ge مشابه با میزان ورقه های G و H در دمای 973 K می باشد کاهش متوسط است (در حدود ۱۰ درصد) ضمن اینکه در دمای 1023 K کاهش در حد ۲۵ درصد می باشد.



شکل ۳-دوز Ge نسبی در ورقه های با عمل آوری حرارتی تحت یک جریان N_2 برای مدت ۱ ساعت در T مختلف. دوز نسبی طبق دوز مربوط به نمونه رسوب کرده (یعنی قبل از عمل آوری) با تکنیک RBS محاسبه شده است.



شکل ۴-دوزهای نیتروژن و اکسیژن نسبی (تنها برای ورقه شماره ۱) در ورقه های با عمل آوری حرارتی تحت یک جریان N_2 برای مدت ۱ ساعت در T مختلف. مقادیر گفته شده طبق گزارش شکل ۳ محاسبه شده است.

یک تفاوت برجسته در مورد دوز N یافت شده است که ۲۰ درصد در ۹۷۳ K کاهش داشته است ولیکن در ۱۰۲۳

K ناپدید شده است که همچنان در بازه ۶۰ درصدی مقدار قبل از TT باقی مانده است. سرانجام اینکه، ما یک

کاهش جزئی محتوای اکسیژن را در ۱۰۲۳ K اندازه گیری کرده ایم. همه این یافته ها باعث می شود که اینجور

نتیجه گیری شود که این ورقه ها در میان نمونه های مطالعه شده باثبات ترین طبق TT در T بالا می باشند.

شکل ۵ نشان دهنده تحول طیف XRD بعد از عملیات حرارتی می باشد. طیف ها اشاره دارند که کلیه ورقه های

ته نشست شده خیلی ضعیف تبلور یافته اند که مستقل از پارامترهای ته نشست است و تنها یک باند در

$2\theta = 25^\circ$ و $2\theta = 35^\circ$ ظاهر شده است که مشخصه آن حضور دو پیک پهن با مرکزیت حدود $2\theta < 45^\circ$ و $2\theta < 20^\circ$ می باشد.

طبق توضیحات رفرانس ۱۱، مبدأ باند اصلی و دو پیک را می توان به فشرده ترین پیک c-Ge₃N₄ (فاز

الف، JCPDS ۱۱-۶۹) و فاز بتا c-Ge₂N₂O نسبت داد.

بعد از TT، لایه های ژرمانیوم نیترید و اکسی نیترید بی شکل خود را تا دمای ۸۷۳ K نگه می دارند که بستگی به

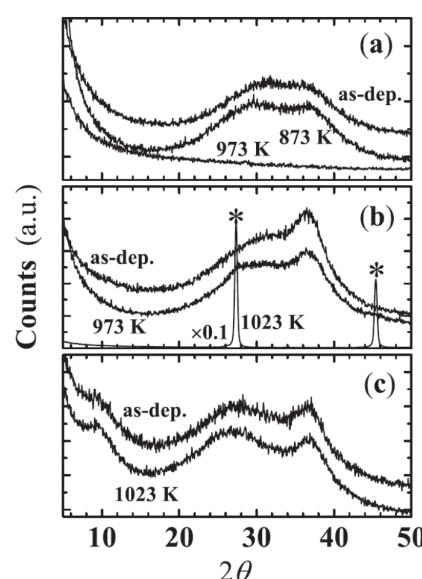
ترکیب آنها دارد (برای نمونه ورقه F # در شکل ۵a ببینید). طیفهای XRD خیلی مشابه با انواع جمع اوری شده

در لایه های ته نشست شده می باشد و هیچ خصوصیت تازه ای از باند بی شکل اصلی GeN_x بدست نیامده است.

افزایش T به ۹۷۳ K در نمونه های دچار سوگیری، ما یک کاهش قوی را در باند مشاهده کرده ایم که

کاملا در طیف نمونه F # ناپدید شده است (شکل ۵a). این نتیجه یک پیامد روش انتشار گونه های فرآراز شبکه

ورقه می باشد.



شکل ۵- طیف های XRD نمونه هایی که به طور حرارتی تحت جریان N₂ برای مدت یک ساعت با درجه حرارت های مختلف تبرید شده اند. (a) #F ته نشست شده و بعد از تبرید در دمای ۸۷۳K و در دمای ۹۷۳K #G (b) نشست شده و بعد از TT در دمای ۹۷۳K و ۱۰۲۳K. ستاره پیک های فاز c-Ge خاص را نشان می دهد. (c) #I ته نشست و بعد از TT در ۱۰۲۳K. طیفهای همه نمونه های بررسی شده نشان دهنده ویژگی های مشابه با انهاست که اینجا نشان داده شده است.

از سوی دیگر، متفاوت از نمونه F، طیف های نمونه های G و H و I، بعد از TT در ۹۷۳K تغییر نکرده است.

تشکیل نانوکریستالهای Ge در نمونه های G و H به دلیل بازجذب N در ۱۰۲۳K، با ظهور پیک های جدید و

باریک	منسوب	به	فاز	خالص
-------	-------	----	-----	------

GeN_x (JCPDS ۰۴-۰۵۴۵) و با عدم پیدایش باند (شکل ۵b) روشن شده است. لازم به ذکر است که

طیف لایه I، حتی در دمای ۱۰۲۳K تنها حداقل تغییرات باند را زیر $2\theta = 10^\circ$ نشان می دهد و یک تغییر

جزئی شکل باند اصلی $2\theta = 25^\circ$ را با $2\theta = 25^\circ$ نسبی دارد (شکل ۵c). این یافته ها نتیجه ترتیب بندی جزئی

ساختار ورقه است که طی رهایی متوسط گونه های فرآر رخ می دهد (داده های RBS).

تحلیل FTIR نمونه های TT در موافق با نتایج XRD می باشد که تایید کننده فقدان هر گونه تغییر برای نمونه

های سوگیرانه a-Ge₃N_x تا دمای ۸۷۳K و برای سایر ورقه ها تا دمای ۹۷۳K می باشد. منحنی های تولید شده

شکل ۶ نماینده رفتار مشاهده شده در همه لایه های بررسی شده است. تنها تغییر یک تغییر در حالت پیک اصلی

Ge-N به سمت موج بالاتر ($10 \div 30 \text{ cm}^{-1}$) می باشد، که نشان دهنده یک ترتیب بندی مجدد ساختاری متوسط

با افزایش جزئی نظم بلور می باشد.

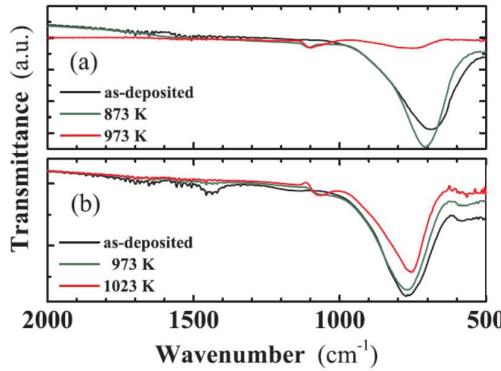
در T بالاتر، ما یک کاهش برجسته شدت خصوصیات IR را در لایه های سوگیرانه و در انهاست که در میزان بالا

در اتمسفر Ar/N₂ ته نشست شده اند به دلیل رهایی گونه های فرآر از ماتریس ورقه (شکل ۶a) شناسایی کرده

ایم. بر عکس، برای لایه های a-GeO_xN_y (نمونه I) تغییر (کمتر از 10 cm^{-1}) و نتیجه کاهش شدت حتی در

دمای ۱۰۲۳K (شکل ۶b) در موافق با نتایج RBS و XRD متوسط است.

تا آنجایی که به ریخت شناسی ورقه مربوط می شود، تکامل آن در دمای T بالا قویاً مرتبط به انتخاب پارامترهای ته نشست می‌شود. برای نمونه‌های دچار سوگیری، تشکیل ساختارهای گرد مانند روی سطح ورقه بعد از T در دمای 873 K دیده می‌شود (شکل ۷a). دو نوع ساختار مشاهده شده است: برجستگی مشابه با حباب و گودالهای عمیق که اولی تعداد بیشتری نسبت به دومی دارد. هر دو ساختارها یک قطر متوسط به اندازه چند میکرومتر دارند.



شکل ۶- طیف‌های FT-IR نمونه‌ها: (a) سوگیری: #D (سوگیری: ۶۰V) ته نشست شده و بعد از T در دمای 873 K و 973 K . ویژگی‌های مشابهی در همه مشاهده شده است و لیکن در ورقه‌های $\text{Ge}_{2}\text{O}_{1.2}\text{N}_{1.9}$ خیر. (b) ته نشست شده و بعد از عملیات حرارتی در دمای 973 K و 1023 K .

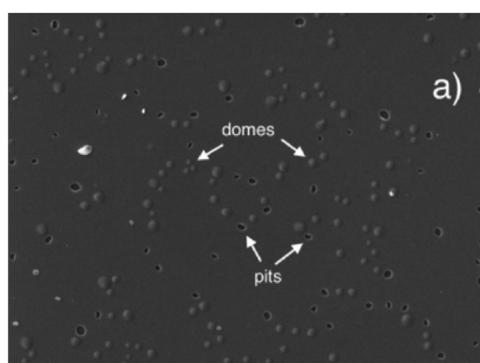
تحلیل EDS آشکار کرده است که عمق حفره به سطح مشترک سوبسترا با Si و ورقه می‌رسد. یک گرم سازی بیشتر تا دمای 973 K باعث یک ناپدیدسازی کامل برجستگی‌ها می‌شود و تنها اندکی حفرات باقیمانده بر جای می‌ماند. در برخی موارد، یک ریخت شناسی زبر با حفرات باقیمانده با هم ظاهر می‌شود. این یافته‌ها همراه با تحلیل RBS به وضوح نشان می‌دهد که گرمسازی منجر به تجمع گونه‌های فرار در حبابهای گازی می‌شود که سعی می‌کنند از ماترس ورقه فرار کنند و به طور موضعی از ورقه جدا شوند، و بعد تشکیل گنبدهایی در سطح را می‌دهد. حفرات عمیق، در ورقه تحت حرارت دهی در T بالاتر، نتیجه انتشار مولکولهای گازی از سطح می‌باشد. بر عکس، نه گنبدها و نه گودالها در لیه‌های بدون سوگیری دیده نمی‌شوند که ریخت شناسی آن تا دمای 973 K بدون تغییر باقی مانده است. با افزایش T تابکاری در 1023 K ، ریخت شناسی #Hمچنان تغییری را نشان نداده است (شکل ۷b)، در حالیکه یک ریخت شناسی زبر برای G# و H# ظاهر شده است (شکل ۷c) که ممکن است به تشکیل دومین‌های c-Ge ربط داشته باشد همانگونه که در تحلیل XRD یافت شده است.

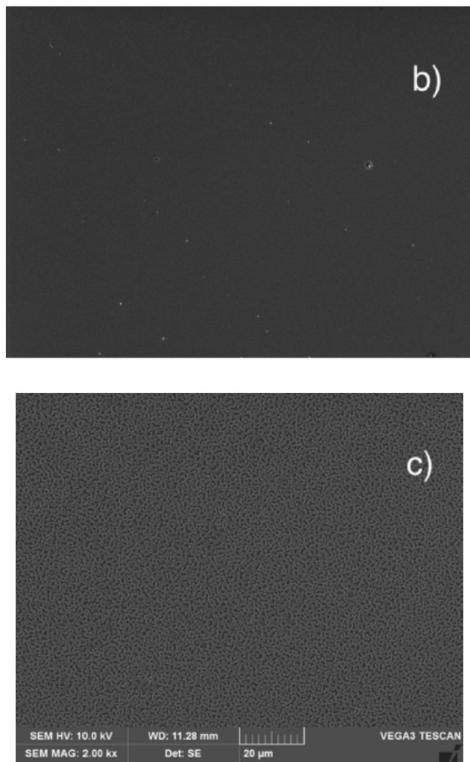
هدايت پذيری ورقه های نماینده گروه های مختلف، بعد از TT تحت جريان N2 اندازه گيري شده است. برای امكان يک مقايسه پايا بين ورقه های ته نشست و TT، از اين به بعد تنها شاخه $\sigma_{C1}(T)$ به حساب خواهد آمد. ما درياfته ايم که رفتار الکتریکی ورقه های a- $\text{Ge}_2\text{O}_y\text{N}_x$ (3.7 < x < 4.6) اساسا بستگی به تركيب آنها و تا حد اندکی به پaramترهاي ته نشست خواهد داشت.

منحنی های $\sigma_{C1}(T)$ برای نمونه های تحقیق شده در شکل ۸-۲ بازتولید شده است. طی تعیین مشخصات ما با مسائل فنی روبرو شدیم که باعث کاهش دامنه T اندازه گيري برای L# ته نشست (شکل ۸C) شده است و از رسیدن به K>۵۳۰ برای H#L TT#Gロگیری کرده است (شکل ۸b و ۸C به ترتیب). برای B#G و G#T ته نشست شده، هدايت پذيری قبل از ارتقای وضعیت ازمایشی اندازه گيري شده که دامنه کاهش یافته مقادیر T را توضیح می دهد.

ما در همه لایه های TT یک تغییر رو به بالا درون یک رده بزرگی منحنی $\sigma_{C1}(T)$ ، از لحظه نوعی که در ته نشست اندازه گيري شده است، پیدا کرده ايم. اين تغییر می تواند نسبتا اندک درنظر گرفته شود اگر با دامنه کلی تغییر هدايت پذيری با T (چندین رده بزرگی) نشان داده شده در اين رده مواد مقايسه بشود که حاکی از يك ثبات ورقه خوبی طبق عملیات حرارتی تحت جريان N2 حتی در T تبریدی به اندازه های بالای K ۹۷۳ باشد.

به تفصیل، در نمونه های a- $\text{Ge}_3\text{N}_{4.6}$ بیش از حد استیوکیومتریک (A#B و #B) هر دو منحنی های ته نشست شده و TT تا اندازه ای در دو ناحیه T مجزا همپوشانی جزئی دارد (شکل ۸a). این نتیجه تا اندازه ای مورد انتظار بوده است، چون دو ورقه ته نشست شده تركيب يکسانی دارند، بجز برای سوگیری اندک (-۲۰V) که به B#Bکار گرفته شده است. ما انتظار داریم که TT در K ۸۷۳ به نفع ترتیب بندي مجدد جزئی ماتریس ورقه بتواند در کاهش تفاوت هدايت پذيری آنها نقش داشته باشد.



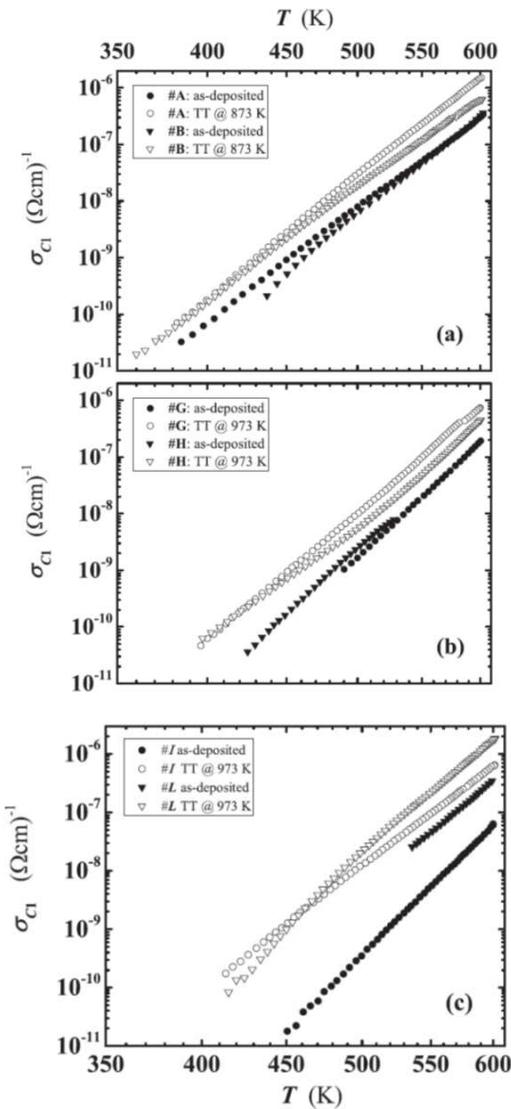


شکل ۷- تصاویر SEM سطح ورقه ها بعد از ۱ ساعت تبرید در نیتروژن در دمای مختلف T : (a) #D در دمای ۸۷۳K و (b) نمونه A # در دمای ۱۰۲۳K (c) #G در دمای ۱۰۰۳K در دمای ۱۰۲۳K. درهمه تصاویر، مقیاس طبق پانل C می باشد.

بادرنظرگیری تقریباً لایه های استیوکیومتریک $a\text{-Ge}_3\text{N}_{4.1}$ (G و H) که در میزان بالایی ته نشست شده است، منحنی های $\sigma_{C1}(T)$ ورقه های ته نشست شده ظاهرا رفتار مشاهبی را داشته و همپوشانی جزئی برای $400 \lesssim T \lesssim 430$ K داشته اند (شکل ۸b). بعد از T , $\sigma_{C1}(T)$ هر دو ورقه ها برای $500 < T < 530$ K داشته و بعد تقریباً به موازات $T > 530$ K اجرا می شوند. به عنوان یک مورد قبلی، هدایت پذیری ظاهرا به شدت مرتبط به ترکیب ورقه است که تنها وابستگی حداقلی را به پارامترهای ته نشست نشان می دهد (یعنی مخلوط گاز پیش ساز در جدول ۱).

سرانجام اینکه، ما یک تفاوت قابل اندازه گیری را در هدایت پذیری دو لایه $a\text{-Ge}_2\text{O}_{1.2}\text{N}_{1.9}$ شناسایی کردیم که دارای ترکیب نامی یکسانی بوده ولیکن ضخامت خیلی متفاوتی داشته اند (A و L # جدول ۱). بجز در پایین ترین T ، هر دو منحنی های $\sigma_{C1}(T)$ ورقه نازک تر L # به مقادیر بالاتر تغییر کرده اند (شکل ۸c). این یافته می تواند

با فرض یک نقص پذیری ورقه بالاتر اصیل به دلیل ضخامت کاهش یافته آن توضیح داده شود. در مقایسه با کلیه ورقه های مورد بررسی دیگر، # بالاترین تغییر رو به بالای منحنی $\sigma_{Cl}(T)$ را داشته است که در پایین ترین T به میزان مشهودتری بوده است.



شکل ۸-وابستگی درجه حرارت هدایت پذیری که طی اولین دوره خنک سازی در ورقه های ته نشست شده و در آندسته TT ها در اتمسفر N₂ در $T \leq T_{max}$ برای مدت ۱ ساعت اندازه گیری شده است. (a) ورقه های $a\text{-Ge}_3\text{N}_{4.6}$ تحت سرعت بالا ته نشست شده بدون اینکه (#A) و با سوگیری بکار بسته شده پایین -۲۰ (#B: .V) ورقه های $a\text{-Ge}_3\text{N}_{4.1}$ شبه استیوکیومتریک

ته نشست شده بدون هر گونه سوگیری بکاربسته شده در دو مخلوط گازی مختلف آرگون و نیتروژن (جدول ۱).

ورقه های $a\text{-Ge}_2\text{O}_{1.2}\text{N}_{1.9}$. برای برخی نمونه ها (برای مثال B #G ته نشست شده) دامنه کاهش یافته T

برای هدایت پذیری اندازه گیری شده به دلیل حد حساسیت تنظیم ازمایشی یا به دلیل مشکلات فنی رخ داده طی اندازه گیری می باشد (برای جزئیات به متن بخش ۳.۲ رجوع شود).

این یافته حاکی از وابستگی قوی تر خصوصیات الکتریکی روی T تبرید در مواجهه با نتیجه گیری های گرفته شده از تحلیل خصوصیات دیگر مورد ادعا به جای ثبات ورقه خوب تا K ۹۷۳ می باشد.

۴-بحث

تحلیل نتایج ازمایشی به وضوح نشان داده است که خصوصیات فیزیکی $a\text{-Ge}_3\text{N}_x$ و $a\text{-Ge}_2\text{O}_y\text{N}_x$ می تواند با تبرید حرارتی تغییر کند.

همه ورقه های ته نشست شده منجر به بی شکلی شده و عملیات حرارتی تحت جریان N₂ در لایه ماتریس (شکل ۵) را مجددا کریستال سازی نمی کند. ما دریافته ایم که TT در

(یعنی در $T > T_{max}$) باعث تغییرات جزئی در شکل طیف های XRD ی ورقه های $a\text{-Ge}_2\text{O}_y\text{N}_x$ می

شود، ولیکن ظهور یک پیک Ge شدید در لایه های $Ge_3\text{N}_{4.1}$ استیوکیومتریک و ناپدیدی باند بی شکل اصلی در ورقه های سوگیرانه می شود. این نتایج به انتشار N به دلیل شکست باندهای N و Ge در T

بالا مربوط می شود که باعث یک ترتیب بندی مجدد ماتریس ورقه می شود. ناپدیدسازی حالت ارتعاشی مرتبط به از طیف IR، بعد از تبرید بالای Tmax از فرضیه نظم مجدد شبکه حمایت می کند.

هرچند ساختار بی شکل ورقه ها منجر به ثبات نسبی طبق TT، زیر یا نزدیک به Tmax می گردد، سایر انواع تغییرات بسته به خصوصیات لایه شناسایی می شود (برای مثال ترکیب، شرایط ته نشست و غیره). نواقص سطح

مانند خلل و فرج شروع به تشکیل در دمای ۸۷۳K و در نمونه های دارای سوگیری $a\text{-Ge}_3\text{N}_x$ و در دمای بالاتر از

۹۷۳K در نوع بدون سوگیری می نماید. ورقه های $a\text{-Ge}_2\text{O}_y\text{N}_x$ ظاهرا ثبات بیشتری حتی در دمای T به اندازه بالای ۱۰۲۳K دارند. تشکیل خلل و فرج با رهایی گونه های فرآر مبتنی بر N از ورقه در موافق با تحلیل RBS

قابل سازگاری است. این پدیده بنا به انتظار تراکم نواقص را داخل لایه ای که باندهای شکسته و یا باندهای غیراشباع دارد، افزایش می دهد.

ظهور نانوکریستال Ge، که در ورقه های ته نشست شده در میزان بالای اتمسفر $\#H_2 + \#G$ مشاهده شده است، می تواند با یک انتشار N تقویت شده توضیح داده شود (به جای Ge)، که در $1023K$ رخ داده است. در واقع یک رهایی قابل اندازه گیری نیتروژن بنا به انتظار طی TT بالای $973K$ برای $a\text{-Ge}_3\text{N}_4$ تبرید شده در خلا، بنا به آزمایشات Wang و همکارانش) رخ می دهد که باعث جداسدگی Ge و فرایند ذوب حول ۱۰۲۳K می شود. این مکانیسم در پایه نانوکریستال سازی a-Ge مشاهده شده در این ورقه ها می باشد (شکل .ab).

مشخصات الکتریکی که بعد از عملیات حرارتی در اتمسفر N₂ در T_{max} انجام گردید (یعنی قبل از بازجذب N)، نشان دهنده افزایش متوسط هدایت پذیری در همه ورقه ها بجز # بوده است. این افزایش می تواند با هسته سازی نواقص متعدد در اثر انتشار گونه های با بند ضعیف طی TT توضیح داده بشود. درمورد نمونه #، حضور اکسیژن در ماتریس ورقه، ترجیحاً به Ge باند شده بود، می تواند باعث هسته سازی نواقص اضافی به محض تبرید در دمای بالای T بشود که منجر به افزایش بیشتر منحنی $\sigma_{C1}(T)$ می شود.

از لحاظ هدایت پذیری ورقه های $a\text{-Ge}_2\text{O}_y\text{N}_x$ و $a\text{-Ge}_3\text{N}_x$ ، یافته های ما در موافقت با نتایج مقاله Maeda et al. و Kutsuki et al. می باشد که برای ورقه های Ge_3N_x که در خلا حرارت دیده اند، احیای GeO_2 به GeO ای فرار را گزارش کرده است. Maeda و همکارانش دریافتند که GeO با تبخیر در دمای $T_{des} \approx 673K$ ، مقدار نزدیک به حد آستانه شناسایی شده در آزمایشات ما که با استفاده از تکنیک (هدایت پذیری) انجام شده است (نیز از لحاظ حساسیت) متفاوت از مقداری است که در رفانس ۱۸ گزارش شده است.

هر چند یک تحقیق مخصوص درباره اثرات تبخیر GeO بر خصوصیات الکتریکی همچنان در متون علمی وجود ندارد، می توان به طور منطقی تاکید کرد که تغییرات هدایت پذیری بالای $650 \div 630K$ که در ورقه های ته نشست شناسایی شده است، به بازجذب اکسیژن از سطح ورقه مربوط است. سطح همچنین در فرایند هدایت پذیری شرکت خواهد کرد و بعد از جذب اکسیژن در تغییر شکل هدایت پذیری اندازه گیری شده نقش خواهد

داشت. تشکیل نواقص اضافی به محض تبخیر GeO , نمی تواند حذف گردد که به نفع کاهش خصوصیات عایق

سازی ورقه ها می باشد. این کاهش بنا به انتظار در $a\text{-Ge}_2\text{O}_y\text{N}_x$ به دلیل حضور اکسیژن در سراسر ماتریس ورقه موثرter است.

مولکولهای با پایه اکسیژن می توانند مستقیماً و یا غیرمستقیم مسئول تغییر هدایت پذیری مشاهده شده طی اندازه گیری ها باشد. در واقع، یک لایه اکسید، با ضخامت چند نانومتری روی سطح ورقه تشکیل شده است. طی حرارت دهی در دمای $T \gtrsim 650 \text{ K}$ ، اکسیژن، که ترجیحاً به Ge باند شده است، شروع به تبخیر به شکل مولکولهای Ge_{DB} می نماید که باعث تشکیل یک تراکم بالای نواقص به شکل باندهای آویزان ژرمانیوم، آویزان نیتروژن N_{DB} در سطح می نماید. افزایش حاصله در تراکم حالات (DOS) داخل وقهه باند ماده (دم های باند و حالات وقهه میانی) می تواند افزایش هدایت پذیری را توضیح دهد (شکل ۱ و شکل ۲).

تبخیر GeO از سطح ورقه نیز در لایه های ته نشست $a\text{-Ge}_2\text{O}_{1.2}\text{N}_{1.9}$ رخ می دهد هر چند تا حد کمتری زیر $\approx 630 \text{ K}$ بويژه برای نمونه # می باشد. در واقع، باندهای Ge-O که طی ته نشست ورقه تشکیل شده است باعث می شود که ماتریس لایه ای طبق تبرید بالای T در مقایسه با اکسید تشکیل شده در سطح ورقه های $a\text{-Ge}_3\text{N}_x$ به محض قرار گرفتن در هوای اطراف باثبتات تر بشود. به هر حال، این فرایند ظاهراً تنها برای ورقه ضخیم تر مشابه تر با آنها بی اندازه گیری کردیم که در ورقه های $a\text{-Ge}_3\text{N}_x$ شناسایی شده اند. عایق کمتر L # احتمالاً مرتبط به یک اختلال ساختاری ذاتی بالاتری به دلیل ضخامت خیلی کاهش یافته می باشد (جدول ۱). در واقع، اختلالات در مواد بی شکل باعث یک تراکم بزرگی در پیوندهای آویزان در ماتریس می شود (یعنی تعداد هماهنگی پیوند پایین تر) که منجر به یک جذب اسانتر مولکولهای GeO_x می شود.

تبخیر GeO بنا به انتظار در لایه های $a\text{-Ge}_2\text{O}_y\text{N}_x$ (با مشاهدات تجربی) نسبت به $a\text{-Ge}_3\text{N}_x$ تقویت شده است، چون در اولی گروه GeO سطحی تنها به اتم های عقبی N باند شده است ($\text{O}-\text{Ge}-\text{N}$)، در حالیکه در دومی GeO می تواند به اتم های O ماتریس ورقه ذیل همانند باندهای $\text{O}-\text{Ge}-\text{O}$ وصل بشود. مهم است تاکید

بشود که داخل ماتریس $a\text{-Ge}_2\text{O}_y\text{N}_x$ ، اکسیژن و نیتروژن هر دو با Ge باند شده ولیکن به یکدیگر باند نشده اند. اتم های N که نسبت به O حالت الکترومنفی کمتری دارند، می توانند تشکیل باندهای با ثبات کمتری را در سطح لایه های $a\text{-Ge}_3\text{N}_x$ بدنهند.

کار تجربی ما به وضوح نشان دهنده حساسیت قوی مشخصات الکتریکی برای شناسایی تغییرات خصوصیات فیزیکی به محض تبرید در خلا می باشد. بویژه، هدایت پذیری اندازه گیری شده به شکل تابعی از T باعث نظارت بر تغییر می شود وقتی که رخ داده است.

از یک نقطه نظر فناوری، خصوصیات عایق کاری عالی که در لایه های $a\text{-Ge}_2\text{O}_y\text{N}_x$ و $a\text{-Ge}_3\text{N}_x$ طبق TT درجه حرارت بالا تحت جریان N₂ شناسایی شده است (شکل ۸)، این مواد را کاندیداهای عالی برای ساخت انواع مختلف وسایل ساخته است.

سرانجام اینکه ما می خواهیم درباره تغییر رو به بالای منحنی های هدایت پذیری لایه های گرم سازی شده تا ۷۰۰ K در خلا بالا توصیه هایی بنماییم. ما همچنین توضیح دیگری را برای رفتار مشاهده شده جستجو کرده ایم، تا یک تحلیل میکروی SEM برای آشکارسازی انتشار طلای داخل ماتریس ورقه انجام بدهیم که افزایش احتمالی هدایت پذیری را توجیه می کند. نه انتشار طلا نه تشکیل الیاژ Ge برپایه Au در اnalی EDS شناسایی شده اند. این یافته از فرضیه یک تغییر هدایت پذیری راجع به تغییر تراکم نواقص ساختاری حمایت می کند.

۵-نتیجه گیری ها

اثرات عملیات حرارتی روی خصوصیات فیزیکی ژرمانیوم نیترید و ورقه های اکسی نیترید به تفصیل مورد بررسی قرار گرفته است. این مطالعه شواهدی دارد مبنی براینکه هدایت پذیری $a\text{-Ge}_3\text{N}_x$ ($3.7 < x < 4.6$) و ورقه های نازک $a\text{-Ge}_2\text{O}_y\text{N}_x$ شبه استیوکیومتریک نشان دهنده یک تغییر غیرقابل برگشت در $T \gtrsim 630$ K بوده که طی اندازه گیری در خلا بالا شناسایی شده است. بالای این درجه حرارت، $\sigma(T)$ نشان دهنده یک پسماند می باشد که خصوصیات آن بستگی به ترکیب ورقه و شرایط تبرید دارد. غیرقابلیت برگشتی در $\sigma(T)$ به شکل احیای اولیه به GeO فرآر توضیح داده می شود و ملاحظه می کند که دومی در خلا در درجه حرارت نزدیک به حدآستانه عدم قابلیت برگشت شناسایی شده در ورقه های ما رخ داده است.

تحلیل خصوصیات ورقه، که به طور حرارتی در N_2 تبرید شده است، یک ثبات بپهودیافته تا 973 K را با تشکیل خلل و فرج روی سطح ورقه در T بالاتر نشات گرفته با انتشار مولکولهای مبتنی بر N فرار از ماتریس ورقه آشکار کرده است. مشخص شده است که نانوکریستالیزاسیون Ge در ورقه های $a\text{-}\text{Ge}_3\text{N}_x$ روی TT در 1023 K حول می باشد.

دانش کسب شده از مطالعه فرایند غیرقابل برگشتیکه در رده تحقیق شده مواد کسب شده است، باعث شناسایی مواد و شرایط ته نشست/فرایند می شود تا یک لایه روکش سازی بهینه را برای ساخت چندین وسیله مانند شناساگرهای HPGe شناسایی کند. مشخص شده است که بهترین انتخاب برای پوشش این نقش یک ورقه $a\text{-}\text{Ge}_3\text{N}_x$ شبه استیوکیومتریکی به ضخامت تقریبا 130 نانومتر بوده است.

سرانجام اینکه، ما نشان داده ایم که $\sigma(T)$ دست کم در این رده از مواد، قادر به نظارت بر تغییرات وابسته به درجه حرارت در خواص فیزیکی یک ورقه نازک می باشد که طی اندازه گیری رخ داده است. این خصوصیت عموما از سایر تکنیک های تحقیقاتی خواه به دلایل عملی خواه بخاطر محدودیت های ذاتی شان جلوگیری می کند. در این خصوص، $\sigma(T)$ منجر به یک ابزار قدرتمند و مستقیم برای تشخیص رفتار لایه های دی الکتریکی می شود.



این مقاله، از سری مقالات ترجمه شده رایگان سایت ترجمه فا میباشد که با فرمت PDF در اختیار شما عزیزان قرار گرفته است. در صورت تمایل میتوانید با کلیک بر روی دکمه های زیر از سایر مقالات نیز استفاده نمایید:

✓ لیست مقالات ترجمه شده

✓ لیست مقالات ترجمه شده رایگان

✓ لیست جدیدترین مقالات انگلیسی ISI

سایت ترجمه فا؛ مرجع جدیدترین مقالات ترجمه شده از نشریات معتبر خارجی