Electrozi-de-spate nanostructurați pentru celule solare cu eficiență ridicată

Cod: PN-III-P1-1.1-TE-2019-0868; Contract: TE 115 / 2020

1. Noțiuni Introductive și Plan de Realizare

Scopul principal al proiectului **NANODELL** este de a realiza o celulă solară de tip *„substrat”* cu eficiență ridicată, prin nanostructurarea controlată a electrodului colector de goluri (folosind matrici de nanofire de Cu perpendiculare pe suprafața electrodului), și prin utilizarea de materiale active prietenoase cu mediul înconjurător (compuși calcogeni A^{II}-B^{VI}, pe bază de Zn). Structura elementului fotovoltaic vizat, precum și elementele constituente ale acestuia sunt prezentate în Figura 1.

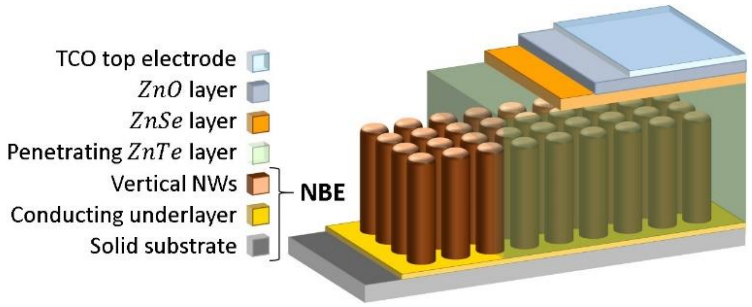


Figura 1. Elementele dispozitivului fotovoltaic nanostructurat, având o configurație de tip *„substrat”*.

Îndeplinirea acestui obiectiv principal, implică execuția mai multor activități specifice, conform planului de realizare al proiectului **NANODELL**. Acest raport include o prezentare tehnico-științifică succintă a principalelor rezultate obținute în perioada **01 Ianuarie – 14 Septembrie, 2022**, corespunzând **Etapei 3** a proiectului, așa cum este detaliată în Tabelul 1.

Tabel 1 Principalele activități propuse și rezultate estimate pentru **Etapa 3** a proiectului **NANODELL**

Nr.	Etapă / Activități	Rezultate estimate
1	**Etapa 3:** - Studiul literaturii de specialitate – continuare; - WP3: Dezvoltarea și caracterizarea celulelor solare bazate pe NBEs – continuare; - WP4: Diseminarea rezultatelor și acțiuni de comunicare publică – continuare.	Actualizarea paginii web a proiectului; Livrabil D: Configurația optimă a celulei solare bazată pe electrozi de spate cu nanofire (NBEs); Actualizarea paginii Web a proiectului; Raportarea științifică, tehnică și financiară a celei de-a treia etape; Livrabil E: Articole trimise spre publicare și raportarea științifică, tehnică și financiară finală; O participare la o conferință.
2	**Act. 3.1:** - T.3.3: Construcția celulelor solare de tipul: NBEs/ZnTe/ZnSe/ZnO/TCO.	Documentare pe internet vizând starea actuală a domeniului de cercetare; Studii ale literaturii de specialitate in vederea elaborării unor rutine experimentale; Prepararea celulelor solare bazate pe electrozi-de-spate cu nanofire (NBEs) prin tehnici combinate de sinteză electrochimică asistată de șablon și alte metode fizice de depunere a filmelor subțiri (evaporare termică in vid sau pulverizare în plasmă asistată de magnetron).
3	**Act. 3.2:** - T.3.4: Caracterizarea optică și electrică a celulelor solare bazate pe NBEs.	Studii de caracterizare optică și electrică a celulelor solare de tipul: NBEs/ZnTe/ZnSe/ZnO/TCO, unde TCO reprezintă un film subțire de IZO sau AZO.

4	**Act. 3.3:** - T.3.5: Analiza comparativă între celulele bazate pe NBEs și cele convenționale.	Interpretarea și analiza rezultatelor științifice obținute pe tot parcursul proiectului, vizând evaluarea performanței celulelor solare bazate pe electrozi-de-spate cu nanofire (NBEs), în comparație cu structurile de celulă solară de același tip dar având electrozi-de-spate convenționali, fără nanofire (BSs).
5	**Act. 3.4:** - T.4.1, T.4.2, T.4.3 și T.4.4: Activități de diseminare și de management.	Întâlniri științifice periodice între membrii echipei de cercetare; Evaluarea progresului științific; Elaborarea unor măsuri de minimizare a riscurilor eventual apărute; Update-ul paginii Web a proiectului; Popularizarea rezultatelor științifice prin intermediul canalelor de socializare online; O lucrare științifică trimisă spre publicare; O participare la un eveniment național și/sau internațional de comunicare științifică; Raportarea științifică, tehnică și financiară a celei de-a treia etape; Raportarea științifică, tehnică și financiară finală.

Acțiunile de management al proiectului, precum și cele de diseminare științifică și de popularizare către publicul larg a rezultatelor experimentale obținute în această perioadă sunt enumerate în finalul acestui raport.

2. Rezumatul Tehnico-Științific al Rezultatelor Obținute

2.1. Construcția celulelor solare de tipul: NBEs/ZnTe/ZnSe/ZnO/TCO

Conform planului de realizare al **Etapei 3** (**Act. 3.1** și **Act. 3.2**, vezi **Tabelul 1**), s-a continuat printr-un studiu minuțios al literaturii de specialitate [1-33] vizând starea actuală a domeniului de cercetare și prin creșterea unor matrici dense de nanofire metalice de cupru (Cu) aliniate vertical în raport cu substratul prin tehnica sintezei electrochimice asistate de un șablon nanoporos suportat de oxid de aluminiu anodic (AAO). În raportul tehnico – științific al **Etapei 2** a fost prezentat detaliat procesul de creștere al nanofirelor metalice în cele două etape anodizarea și depunerea electrochimică, procedeu ce are loc într-o celulă electrolitică având configurațiile din figurile 2a, respectiv 2b.

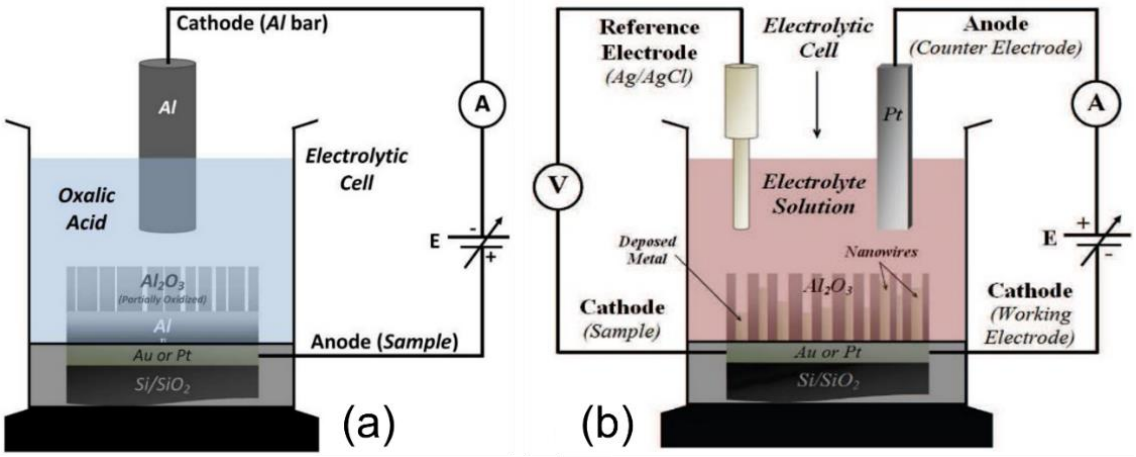


Figura 2. (a) Celulă electrolitică într-o configurație de 2 electrozi utilizată pentru procesul de oxidare electrochimică (anodizare) a filmelor subțiri de Al, pentru a obține șabloane nanoporoase suportate de AAO; (b) Celula electrolitică cu o configurație de 3 electrozi, folosită la electrodepunerea Cu în porii șablonului de AAO.

Pe scurt, procesul de anodizare (Fig. 2a) are loc în acid oxalic ($0.3\ M$) la $2\ °C$, prin aplicarea unei tensiuni de 60 V. Ulterior, depunerea electrochimică a Cu în porii șablonului (Fig. 2b) implică un proces standard de cronoamperometrie, prin aplicarea unui potențial constant de -0.2 V *versus* un electrod de referință de $Ag/AgCl$ (KCl −saturat, $E = 0.197\ V$ în raport cu Electrod Normal de Hidrogen – NHE) ce se află într-un electrolit comercial de Cu menținut la temperatura camerei. Timpul de electrodepunere a fost ajustat la $250 - 300\ s$ pentru a evita umplerea șablonului nanoporos de AAO, astfel încât nanofirele de *Cu* să rămână în poziție verticală în raport cu substratul de Au/Si după dizolvarea acestuia. În cele din urmă, prin utilizarea unei soluții de $2\ M$ de hidroxid de sodiu ($NaOH$) timp de $10\ min$ la temperatura camerei, clătirea cu apa deionizată și uscarea într-un desicator în vid a fost dizolvat complet șablonul nanoporos de oxid de aluminiu anodizat. Mai multe detalii pot fi găsite în raportul anterior.

Astfel, matrici dense de nanofire de Cu dispuse vertical în raport cu substratul au fost obținute (conform protocolului optimizat), având diametre în jur de $100\ nm$ și lungimi de până la $500\ nm$ pentru a rămâne aliniate vertical în raport cu substratul după îndepărtarea șablonului, dar și pentru a asigura o distanțare optimă între ele (distanța între centrele porilor adiacenți de aprox. $150\ nm$) cu scopul de a facilita ulterior pătrunderea stratului activ absorbant. Poze SEM tipice ale matricelor dense de fire de Cu aliniate vertical pe substrat, sunt prezentate în figura 3.

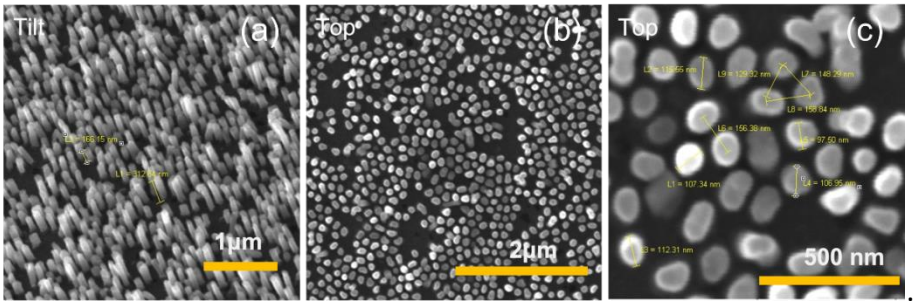


Figura 3. Caracterizarea morfologică a nanofirelor de Cu crescute prin sinteză electrochimică. (a) Vederea înclinată a nanostructurilor ce permite estimarea lungimilor nanofirelor de Cu. (b,c) Vederi de deasupra ale matricei dense de nanofire de Cu, la două măriri diferite, ce permit evaluarea parametrilor geometrici, cum ar fi diametrul mediu al nanofirelor și distanța medie între centrele a două nanofire adiacente.

2.2. Depunerea stratului absorbant anorganic peste matricea de nanofire

Conform raportului tehnico-științific al **Etapei 2** (**Act. 2.6** și **Act. 2.7**), s-au desfășurat studii preliminare de depunere a stratului absorbant anorganic al celulei solare vizate peste matricea de nanofire de Cu dezvoltată anterior. Experimentele au avut ca scop principal umplerea cât mai uniformă a spațiului dintre nanofire cu materialul absorbant, pentru a crea o interfață electrod-de-spate (NBEs) / strat absorbant cât mai eficientă din punct de vedere mecanic, structural, dar și cu proprietăți electrice bune care să permită o colectare eficientă a sarcinilor electrice de către NBEs.

În cadrul **Etapei 3** (**Act. 3.1** și **Act. 3.2**) matricele de nanofire verticale de Cu au fost acoperite cu strat absorbant de $CdTe$ depus prin 3 tehnici diferite: (i) evaporare termică în vid (TVE), (ii) pulverizare catodică în plasmă tip magnetron în regim de radio-frecvență (RF-MS), (iii) depunere electrochimică prin cronoamperometrie (ECD-CA). Scopul studiului vizează caracterizarea interfeței electrod-de-spate nanostructurat/strat absorbant prin analiza celei mai potrivite metode de depunere a stratului absorbant, dar și prin optimizarea parametrilor de depunere aferenți

electrodepunerii de $CdTe$. Alegerea $CdTe$ ca strat absorbant s-a datorat în principal numărului vast de studii experimentale desfășurate pe plan internațional, dar și în cadrul grupului MDEO cu acest tip de material, datorită proprietăților semiconductoare excepționale, dar și condițiilor deja optimizate de depunere a acestuia prin tehnicile TVE și MS-RF, ce sunt detaliate în Tabelul 2.

Procesul de depunere electrochimică (ECD-CA) a $CdTe$ se bazează pe tehnica cronoamperometriei aplicată într-o soluție electrolitică diluată în Te: $0.5\ M\ 3CdSO_4.8H_2O$, $0.5\ mM$ TeO_2 și $25\ mM\ H_2SO_4$ (de 95% concentrație). Electrolitul a fost obținut în 3 etape: (i) o soluție stoc pe bază de Te a fost preparată prin dizolvarea pudrei de TeO_2 în concentratul de H_2SO_4 prin amestecare viguroasă, apoi (ii) o soluție stock apoasă pe bază de Cd a fost pregătită, iar la final (iii) baia electrolitică a constat în amestecul omogen al celor două soluții stoc. De menționat că raportul speciilor de Te și Cd este de $1:10^3$ în soluția electrolitică și trebuie subliniat că raportul de concentrații între cele două specii joacă un rol crucial în compoziția elementală a filmului de $CdTe$, întrucât un electrolit bogat în Te poate favoriza apariția fazelor cristaline separate de Cd și Te.

Tabel 2 Condiții specifice de depunere a filmelor subțiri de $CdTe$ prin evaporare termică în vid (TVE) și prin pulverizare în plasmă asistată de magnetron, în regim de radio-frecvență (RF-MS)

Condiții de depunere $CdTe$ prin TVE			
Presiunea de lucru	Temperatura sursei (pudră de CdTe)	Timp de depunere	Temperatura substratului
$8 \times 10^{-4}\ torr$	$650°C$	$3\ min$	$260°C$
Tratament termic la $320°C$ timp de $10\ min$			

Condiții de depunere $CdTe$ prin RF-MS Gaz de lucru: Argon (Ar)				
Presiunea de lucru	Puterea de lucru	Timp de depunere	Temperatura substratului	Distanța țintă-substrat
$4.4 \times 10^{-3}\ mbar$	$90\ W$	$90\ min$	$250°C$	$9\ cm$

Protocolul optimizat al depunerii electrochimice prin tehnica cronoamperometriei a fost utilizat pentru obținerea filmului de *CdTe* folosind configurația în 3 electrozi prezentată în figura 2b. A fost aplicat un potențial de $-0.5\ V$ *versus* un electrod de referință $Ag/AgCl$ (KCl saturat cu $E = 0.197\ V$ în raport cu un Electrod Normal de Hidrogen NHE) ce se află în baie electrolitică de soluție de $CdTe$ menținută la o temperatura de $60°C$. Nanofirele de Cu ale structurii ($Si/Ti/Au/Cu$ NWs) au jucat rol de electrod de lucru, iar o foiță de platină Pt a reprezentat electrodul auxiliar. Timpul de electrodepunere a fost ajustat la $15\ min$.

2.3. Caracterizarea celulelor solare bazate pe NBEs

a. Caracterizări morfologice ale interfeței Cu NWs NBEs / strat absorbant de $CdTe$

Investigația morfologică a probelor de nanofire de Cu peste care s-a depus stratul absorbant de $CdTe$ prin cele 3 metode s-a realizat utilizând un echipament de microscopie electronică de baleiaj TESCAN VEGA II. Figura 4 reprezintă imagini SEM luate de deasupra, înclinate ori în secțiune ale nanofirelor de Cu pe substratul de Si îmbrăcat cu un film subțire de Au precum și ale filmelor subțiri de $CdTe$ depuse prin TVE, RF-MS și ECD-CA deasupra matricelor de nanofire de Cu. Conform figurii 4b, filmul evaporat de $CdTe$ are un aspect omogen cu o natură columnară datorită condițiilor de depunere din timpul procesului de evaporare, ce favorizează creșterea de-a lungul planului cristalin (111) al structurii de tip „blendă de zinc" a $CdTe$, aspect confirmat și prin analiza structurală de difracție de raze X (XRD). Tehnica evaporării are asociată o rată de depunere mare ($\sim 700\ nm/min$) precum și un caracter anizotropic, iar filmul de $CdTe$ de aproximativ $2.1\ \mu m$ grosime format în aproape $3\ min$ (conform analizei SEM) nu reușește să penetreze electrodul-de-spate nanostructurat bazat pe nanofire de Cu. Se poate concluziona că metoda de depunere prin evaporare nu este potrivită pentru a umple spațiile dintre nanofirele metalice și a crea un contact ohmic în vederea integrării într-un dispozitiv.

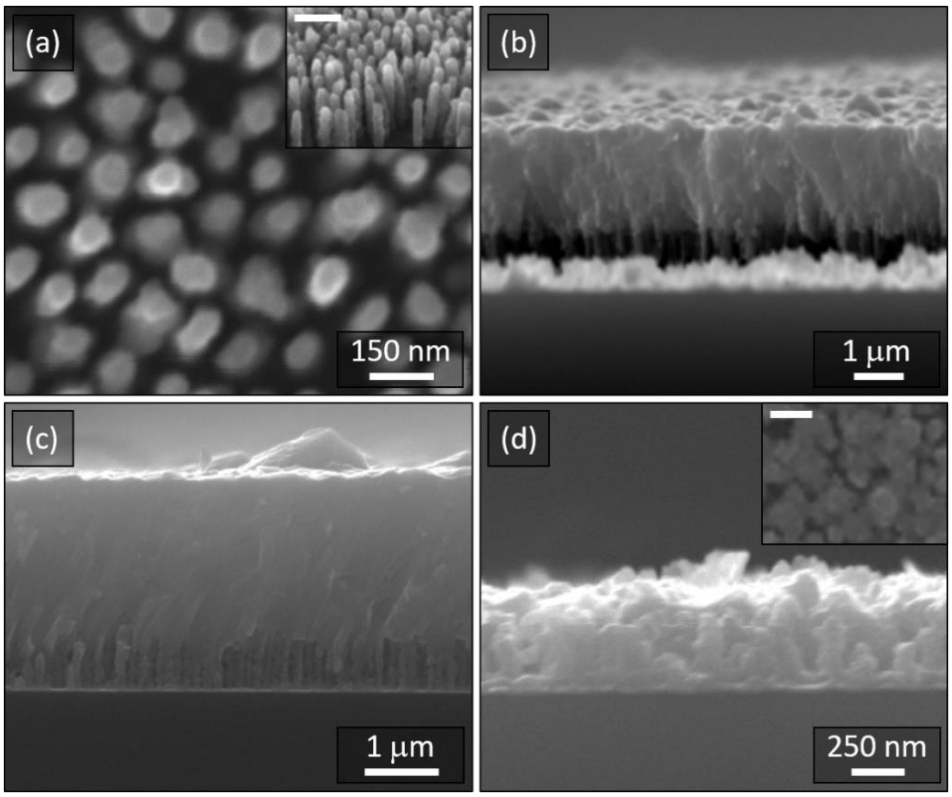


Figura 4. (a) Imagine SEM în vedere de deasupra a matricei dense de nanofire verticale de Cu susținute pe substratul de Si acoperit cu Au. Insetul ilustrează o reprezentare înclinată a matricii de nanofire de *Cu* verticale. Toate observațiile și evaluările parametrilor geometrici au fost făcute după dizolvarea completă a șablonului nanoporos susținut de AAO. (b-d) Imagini SEM în secțiune ale filmelor de $CdTe$ depuse deasupra matricii de nanofire de Cu prin evaporare termică în vid (b), pulverizare catodică în plasmă tip magnetron în regim de radio-frecvență (c) și prin depunere electrochimică-cronoamperometrie (d). De asemenea, insertul de la (d) reprezintă vederea de deasupra corespondentă a matricei de nanofire de Cu încastrate în stratul absorbant de $CdTe$.

În contrast, figura 4c ilustrează filmul absorbant de $CdTe$ depus prin intermediul pulverizării catodice în plasmă peste matricea de nanofire de Cu. Tehnica RF-MS arată mici îmbunătățiri în ceea ce privește gradul de umplere al spațiilor dintre nanofire, având o rată de depunere asociată mai mică ($\sim 70\ nm/min$), obținându-se o grosime de $\sim 5.5\ \mu m$ în aproximativ $90\ min$. Însă nici această metodă nu este suficient de bună, dacă judecăm și din perspectiva aplicațiilor vizate de această interfață – structură fotovoltaică configurație substrat bazată pe heterojoncțiune de semiconductori A^{II}-B^{VI}. Credem totuși, că ambele procedee de depunere (TVE și RF-MS) pot conduce la rezultate mai bune poate printr-o optimizare suplimentară a condițiilor de depunere a $CdTe$, dar și printr-un control mai riguros al factorului-de-aspect al nanofirelor de Cu ori prin reducerea densității lor.

Tehnica sintezei electrochimice a filmului absorbant de $CdTe$ prin intermediul cronoamperometriei (Fig. 4d) evidențiază rezultate promițătoare, judecând după nivelul ridicat de penetrare al matricei dense de nanofire de Cu în comparație cu celelalte metode. Se poate pune pe seama naturii procesului de electrodepunere de creștere tip „jos-în-sus” („bottom-up”). Grosimea filmului absorbant este evaluată la $\sim 250\ nm$, procesul electrochimic având o rată de depunere asociată de ($\sim 7\ nm/min$) după optimizarea condițiilor de creștere. Datorită acestor factori, este evident că procedeul electrodepunerii reprezintă alegerea optimă în vederea atingerii obiectivului de consolidare a interfeței dintre electrodul colector nanostructurat (bazat pe nanofire de Cu) și stratul absorbant într-o configurație tip substrat a unui dispozitiv tip fotovoltaic.

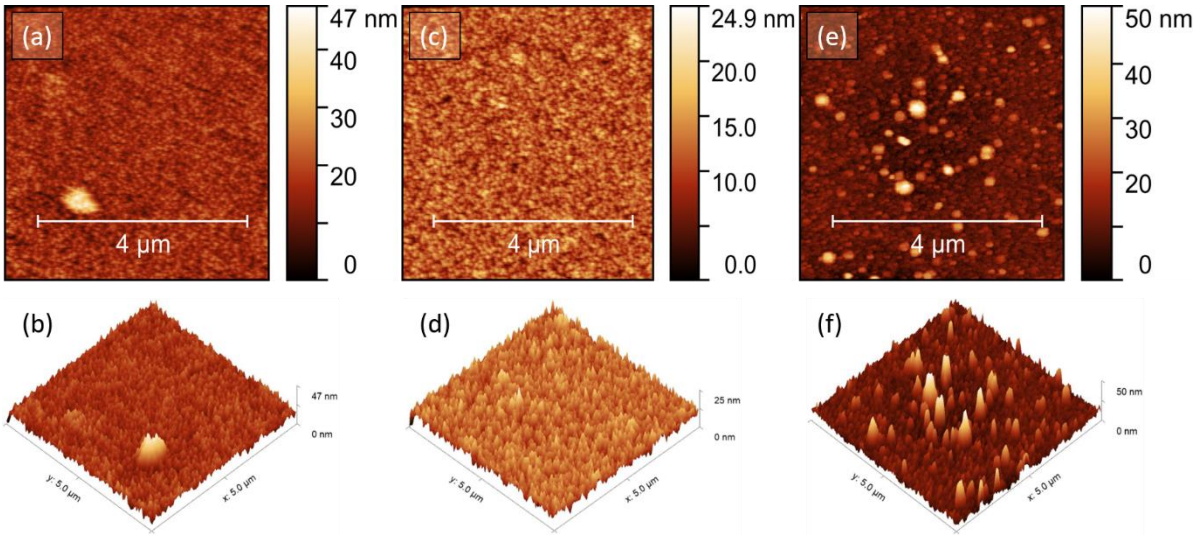


Figura 5. Imagini obținute prin microscopie de forță atomică (AFM) în reprezentarea de deasupra (a,c,e) și în reprezentarea 3D a profilului suprafeței (b,d,f) aferente filmelor de $CdTe$ depuse prin TVE (a,b), prin RF-MS (c,d) ambele pe substrat de sticlă optică, precum și prin ECD-CA (e,f) pe substrat de Si acorperit cu film subțire de Au.

Abilitatea de penetrare a matricei de nanofire metalice de Cu de către stratul absorbant $CdTe$ este influențată atât de densitatea și de media factorului-de-aspect a nanofirelor, cât și de proprietățile morfo-structurale ale filmelor de $CdTe$ depuse prin fiecare dintre cele 3 metode (TVE, RF-MS, ECD-CA), conducând la caracteristici topografice diferite, în funcție de procedeul de depunere al stratului absorbant. Analiza morfologică a stratului de $CdTe$, în fiecare dintre cele 3 situații, din punct de vedere al rugozității suprafeței filmului ori al topografiei a fost făcută suplimentar și prin intermediul microscopiei de forță atomică (AFM) pe o probă de control (fabricată

în aceleași condiții în care a fost depus stratul absorbant). Figura 5 evidențiază imaginile AFM obținute în modul non-contact („tapping") în reprezentare de deasupra (Fig. 5a, 5c, 5e) și în reprezentare 3D (Fig. 5b, 5d, 5f) aferente stratului absorbant de *CdTe* depus prin TVE (Fig. 5a, 5b), prin RF-MS (Fig. 5c, 5d) și prin ECD-CA (Fig. 5e, 5f). Aria baleiată a fiecărei suprafețe de *CdTe* în toate cele 3 situații a fost de $5 \times 5\ \mu m^2$. Mai apoi, prelucrarea imaginilor utilizând software-ul Gwyddion 2.52 a permis evaluarea parametrilor statistici (RMS – rugozitatea medie a suprafeței, parametrii SSk – Skewness și K – Excess Kurtosis) pentru fiecare caz al stratului absorbant (vezi Tabelul 3).

Se poate scoate în evidență că toate probele prezintă un nivel ridicat de uniformitate al filmului de $CdTe$, în timp ce aspectul granular al suprafeței se schimbă odată cu metoda de depunere utilizată. Conform figurilor 5c și 5d, stratul de $CdTe$ depus prin metoda pulverizării catodice în plasmă tip magnetron are cea mai fină și plată suprafață în raport cu celelalte două filme depuse prin tehnica evaporării și a electrodepunerii. Acest comportament poate fi explicat prin natura izotropă a procedeului de pulverizare și totodată prin mobilitatea ridicată a speciilor ajunse la suprafața substratului pe care se vor depune, fapt ce influențează compactitatea filmului de $CdTe$ obținut. Potrivit parametrilor statistici din Tabelul 3, valoarea aferentă rugozității medii pentru filmul de $CdTe$ depus prin RF-MS de $2.40\ nm$ este aproape de două ori mai mică în comparație cu valorile obținute pentru filmele depuse prin evaporare ($3.54\ nm$) ori electrodepunere ($4.93\ nm$).

În Tabelul 3 sunt afișați parametrii statistici obținuți în urma prelucrării imaginilor AFM aferente fiecărui strat absorbant de $CdTe$ depus prin cele 3 tehnici. RMS (Root Mean Square Roughness) reprezintă rugozitatea medie a filmului, Ssk (Skewness) este un parametru ce caracterizează uniformitatea distribuției grăunților de material ce formează filmul subțire, iar K (Excess Kurtosis) oferă informații despre abaterea față de o distribuție ideală prin măsurarea valorilor extreme ale „cozii" unei distribuții (distribuția înălțimilor/elevația grăunților în raport cu suprafața substratului peste care este depus filmul subțire.

Tabel 3. Parametrii morfologici ai filmelor de $CdTe$ depuse prin TVE, MS RF și ECD evaluați statistic în urma analizei AFM. RMS reprezintă rugozitatea medie a filmului, Ssk și K corespund coeficienților Skewness și Excess Kurtosis, h reprezintă grosimea filmelor de $CdTe$ depuse, în timp ce E_g este estimarea prin metodă optică (spectrul optic de absorbție) a energiei benzii interzise aferentă filmului de CdTe obținut prin fiecare dintre cele 3 metode.

Metodă de depunere Proba de control	RMS (nm)	Ssk	K	h (μm)	E_g (eV)
TVE $CdTe$/sticlă	3.54	1.18	6.47	~1.0	1.43
RF-MS $CdTe$/sticlă	2.40	−0.03	0.10	~1.3	1.44
ECD $CdTe/Au/Ti/Si$	4.93	2.66	11.13	~0.5	1.48

b. Caracterizări structurale prin difracție de raze X (XRD)

Figura 6 prezintă rezultatele obținute în urma analizei XRD a celor 3 probe de $CdTe$ evaporat, pulverizat pe sticlă optică ori electrodepus pe un substrat de Si acoperit cu Au. Textura cristalografică observată din analiza structurală este dată de o puternică orientare preferențială a planului de difracție (111) indiferent de metoda de depunere a stratului absorbant. În cazul filmelor de $CdTe$ fabricate prin TVE (Fig. 6a) și RF-MS (Fig. 6b) doar faza de $CdTe$ a fost observată, în timp ce filmul obținut prin electrodepunere (Fig. 6c) prezintă faze separate de Cd. Trebuie evidențiat că în afară de parametrii și condițiile de depunere, ce influențează proprietățile filmului de $CdTe$ obținut, în ceea ce privește sinteza electrochimică atenția trebuie mereu concentrată pe optimizarea procedeului vizând direct raportul de specii atomice $Cd:Te$ al soluției electrolitice. Conform figurii 6c, în urma analizei XRD nu a fost prezentă nicio fază separată de Te, însă este evidentă faza de Cd. De asemenea, semnalul puternic al planului (111) al Au provine de la substratul de Si acoperit cu Au folosit ca substrat martor în timpul electrodepunerii filmului de $CdTe$.

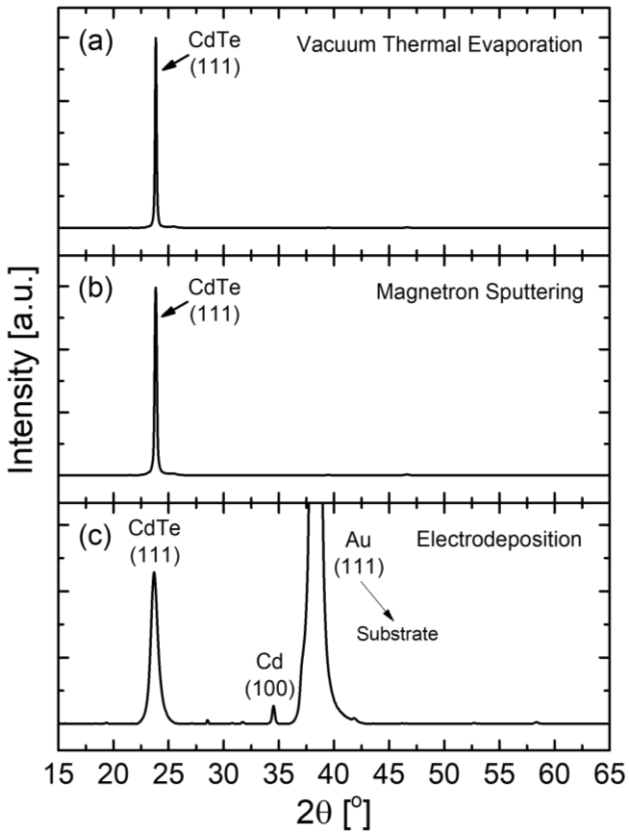


Figura 6. Caracterizarea structurală XRD a filmelor subțiri de $CdTe$ depuse prin TVE (a), MS RF (b) și ECD (c) folosind probe de control fabricate cu ajutorul substratului de sticlă optică și al substratului de Si acoperit cu Au în cazul probei depuse prin ECD.

Analiza XRD înregistrată în geometria „teta-teta" în jurul planului cristalin (111) al $CdTe$ este prezentată în figura 7, alături de curbele obținute în urma fitării datelor experimentale cu profilul Voigt. Această analiză oferă informații legate de lărgimile integrale ale componentelor Gauss și Lorentz, cele din urmă utilizate pentru a calcula parametrii structurali afișați în Tabelul 4. Prin comparație, valorile medii ale rădăcinii pătrate a micro-stresului structurii $\langle \varepsilon^2 \rangle^{1/2}$ de $CdTe$ depusă

prin tehnica evaporării și prin pulverizare sunt aproape identice, însă în cazul $CdTe$ depus prin TVE dimensiunea cristalitelor D_{ef} este mai mare, fapt ce se poate atribui ratei mai mare de depunere asociate metodei. În ceea ce privește filmul absorbant de $CdTe$ obținut prin ECD-CA valoarea mică a dimensiunii cristalitelor alături de micro-stresul ridicat al structurii pot fi explicate pe seama naturii mai energetice a proceselor ce au loc la interfața electrodului de lucru în timpul electrodepunerii, în comparație cu metodele de evaporare termină ori de pulverizare.

Dimensiunea efectivă a cristalitelor D_{ef} este parametrul care poate explica de ce atât în cazul depunerii stratului de $CdTe$ prin TVE cât și prin RF-MS peste electrodul-de-spate nanostructurat, s-a constat o puternică inabilitate de penetrare a matricii de nanofire de Cu. Motivul este tocmai datorat valorilor mari ale dimensiunii efective a cristalitelor de $CdTe$ în cazul procesului evaporativ ($81\ nm$) și al procesului de pulverizare ($64\ nm$), în comparație cu diametrele medii ale nanofirelor ($90\ nm$) și a distanței medii între două nanofire adiacente ($150\ nm$). Practic, spațiul rămas între nanostructurile metalice de Cu poate fi estimat la aproximativ $50 - 60\ nm$, de aici și inabilitatea cristalitelor de $CdTe$ de $64\ nm$ respectiv $81\ nm$ să pătrundă în matricea densă de nanofire. Valorile experimentale ale constantei de rețea (a) a $CdTe$ depus prin cele 3 metode au variații mici în raport cu valoarea pentru $CdTe$ bulk, datorită micro-stresului mecanic indus în structură în timpul creșterii.

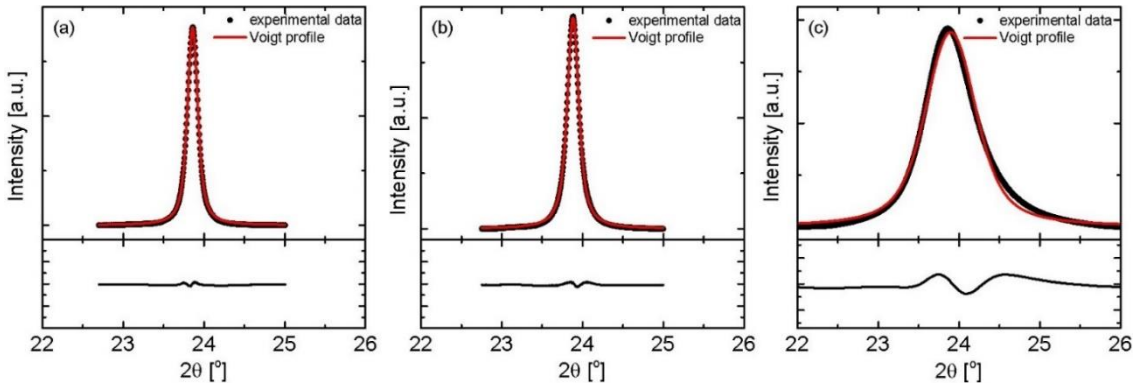


Figura 7. Analiza XRD a picului de difracție (111) corespunzător filmului de $CdTe$ depus prin TVE (a) și MS RF (b) pe sticlă optică, precum și prin ECD (c) pe substrat de Si acoperit cu Au. Datele au fost fitate cu profile Voigt.

Tabel 4. Parametrii structurali ai filmelor de CdTe depuse prin TVE, RF-MS și ECD-CA obținuți prin fitarea datelor experimentale folosind profilele Voigt. $D_{ef}^{(111)}$ reprezintă lungimea de coerență cristalină determinată din analiza planului cristalin (111), $\langle \varepsilon^2 \rangle^{1/2}$ este rădăcina pătrată a mediei micro-stresului, iar a reprezintă constanta de rețea.

Metoda de depunere Proba de control	$D_{ef}^{(111)}\ (nm)$	$\langle \varepsilon^2 \rangle^{1/2}$	a (Å)
TVE $CdTe$/sticlă	81	$1.5 \cdot 10^{-3}$	6.46
MS $CdTe$/sticlă	64	$1.4 \cdot 10^{-3}$	6.45
ECD $CdTe/Au/Ti/Si$	21	$8.3 \cdot 10^{-3}$	6.44

c. Caracterizări prin spectroscopie optică

Investigațiile optice (**Act. 3.2**) pentru filmele subțiri de $CdTe$ depuse prin TVE și RF-MS pe substraturi de sticlă au fost înregistrate cu ajutorul unui spectrofotometru UV-VIS Perkin Elmer Lambda 750. Acestea constau în trasarea spectrelor de transmisie, și de absorbție a filmelor subțiri.

Caracteristica de transmisie optică permite determinarea grosimii filmului subțire folosind metoda de interpretare a funcției anvelopă în regiunea de transparență și identificând lungimile de undă corespunzătoare minimelor și maximelor de interferență conform legii Bragg de interferență constructivă [12]:

$$m\lambda = 2ndsin\theta \quad \text{(legea Bragg)} \tag{1}$$

m=ordinul de interferență
λ=lungimea de undă a radiației incidente
d=grosimea filmului subțire de *CdTe*
n=indicele de refracție al filmului de *CdTe*

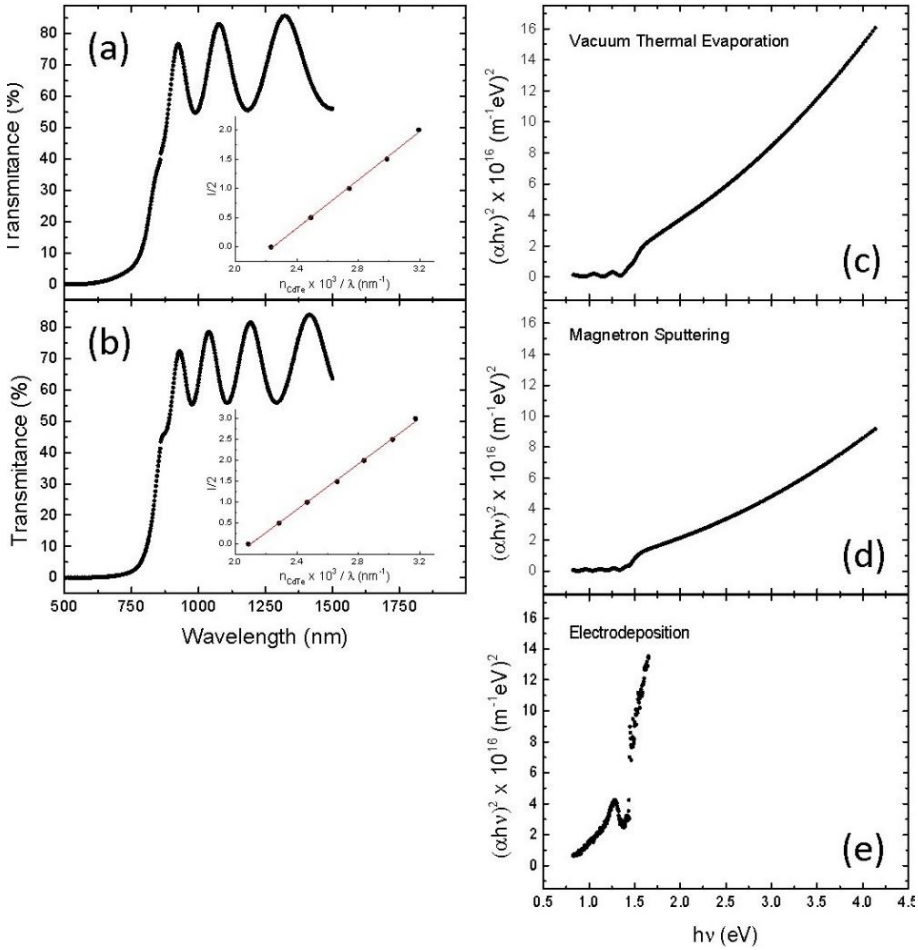


Figura 8. (a,b) Spectrele de transmisie ale filmelor de $CdTe$ depuse prin TVE (a) și RF-MS (b); inserturile sunt reprezentările liniare utilizate în evaluarea grosimii. (c-e) Spectrele de absorbție obținute în cazul depunerii stratului absorbant de $CdTe$ prin TVE (a), RF-MS (b) și ECD-CA (c). Filmele de $CdTe$ au fost depuse pe substrat de sticlă optică, iar pentru proba obținută prin ECD filmul a fost sintetizat pe un substrat de Si acoperit cu Au.

După asocierea minimelor și maximelor punctelor de extrem cu ordine de interferență respectând relația: $\left(m_0 - \frac{l}{2}\right)\lambda = 2nd$, unde $l = 0,1,2,\ldots$, iar m_0 este ordinul necunoscut al primei franje de interferență, se va trasa dependența liniară $\frac{l}{2} = f(\frac{n}{\lambda})$, iar din panta graficului se determină grosimea (d) filmului subțire de $CdTe$. Grosimea evaluată optic pentru stratul de $CdTe$ evaporat este de $\sim 1.0\ \mu m$, în timp ce pentru stratul de $CdTe$ pulverizat este $\sim 1.3\ \mu m$ (Tabel 3). Trebuie menționat că aceste valori sunt în bun acord cu cele obținute în urma estimărilor făcute morfologic prin analiza în secțiune a imaginilor furnizate de SEM, de aici reieșind și acuratețea calculelor folosind metoda de spectroscopie optică. În ceea ce privește filmul de $CdTe$ obținut în urma depunerii electrochimice, din cauza transparenței foarte scăzute datorată filmului de Au ce acoperă substratul de Si, a fost estimată o valoare a grosimii în domeniul $500 - 1500\ nm$.

Grosimile din Tabelul 3 au fost utilizate pentru a se calcula optic energiile benzii interzise (E_g) ale filmelor de $CdTe$ prin cele 3 metode, folosind spectrele de absorbție (Fig. 8c, 8d and 8e). Caracteristica de absorbție permite aflarea valorii experimentale a benzii interzise prin calculul coeficientului de absorbție, $\alpha = \frac{\text{Absorbanța}}{d\ (\text{grosimea filmului subțire})}$, iar apoi prin construirea dependenței $(\alpha h\nu)^2 = f(h\nu)$ se va extrapola regiunea liniară a caracteristicii obținând $E_{g\ CdTe}$ (valoarea benzii interzise a $CdTe$), unde produsul $h\nu$ este chiar energia fotonilor incidenți ce iradiază filmul subțire.

În Tabelul 5 sunt inserate și valorile energiilor benzii interzise ale filmelor de $CdTe$ depuse prin TVE, RF-MS și ECD, și merită evidențiat că sunt în bun acord cu valoarea teoretică a benzii interzise a $CdTe$ în domeniul $1.40 - 1.44\ eV$ [13].

Tabel 5. Parametrii morfo-structurali ai filmelor de CdTe depuse prin TVE, RF-MS și ECD-CA, ce arată variația benzii interzise (E_g) a filmelor obținute cu dimensiunea cristalitelor ($D_{ef}^{(111)}$) și grosimea acestora (h).

Metoda de depunere Proba de control	$h\ (nm)$	$D_{ef}^{(111)}\ (nm)$	E_g (eV)
TVE $CdTe$/sticlă	~ 1.0	81	1.43
MS $CdTe$/sticlă	~ 1.3	64	1.44
ECD $CdTe/Au/Ti/Si$	~ 0.5	21	1.48

Există o tendință de creștere a energiei benzii interzise pornind de la $1.43\ eV$ pentru filmul subțire de $CdTe$ depus prin TVE și ajungând la $1.48\ eV$ pentru $CdTe$ sintetizat electrochimic. Această tendință este asociată cu rata descrescătoare a dimensiunii cristalitelor (vezi Tabelul 5) începând de la $81\ nm$ pentru $CdTe$ evaporat și ajungând la $21\ nm$ pentru $CdTe$ electrodepus. Comportamentul acesta se explică prin intermediul efectelor de confinare cuantică. Pe măsura ce dimensiunea cristalitelor materialului scade se produc discretizări ale nivelelor energetice, care la rândul lor provoacă modificări ale densității de stări din structura de benzii energetice. Consecința este în creșterea diferențelor energetice între benzile energetice, fapt care conduce la creșterea energiei benzii interzise. Valoarea asociată tehnicii de electrodepunere este și cea mai mare și se apropie de valoarea ideală pentru $CdTe$ bulk ($1.51\ eV$), ceea ce confirmă că acest procedeu poate

fi o metodă potrivită, cu costuri mici, de a produce filme de $CdTe$ de calitate înaltă, având abilitatea de a acoperi uniform și penetra nanofirele de Cu ale electrodului-de-spate. Prin urmare, folosind un protocol optimizat se pot obține interfețe robuste de electrod de spate nanostructurați/strat absorbant ideal a fi integrate în structuri fotovoltaice în configurație tip substrat, pe bază de heterojoncțiuni cu semiconductori $A^{II} - B^{VI}$.

2.4. Construcția și caracterizarea structurii tip sandwich Ag:Cu/ZnTe/Al

Precum am menționat în raportul tehnico-științific al **Etapei 2**, au fost derulate în paralel studii de optimizare ale procesului de depunere a unor filme subțiri de Telurură de Zinc ($ZnTe$). În următoarele paragrafe detaliem condițiile optime descoperite, precum și performanțele acestui material, având în vedere depunerea sa drept strat absorbant peste matricea de nanofire de Cu preparată anterior depunerii stratului absorbant.

Pentru a putea îndeplini **Act. 3.1, Act. 3.2,** și **Act. 3.3**, mai precis fabricarea și caracterizarea optică și electrică a structurilor multi-strat cu electrod-de-spate bazat pe nanofire, a fost nevoie de testarea și optimizarea stratului subțire de $ZnTe$ integrat în structuri simple tip „sandwich". Din acest motiv, s-au preparat structuri $Ag{:}\,Cu/ZnTe/Al$ și au fost caracterizate morfo-structural, optic și electric, fiind folosite ca referință pentru celulele cu electrod-de-spate bazat pe nanofire. De asemenea, s-a realizat un studiu detaliat al stării domeniului în literatura de specialitate [34-46] conform **Act. 3.1**.

a. Condiții de fabricare a structurii Ag:Cu/ZnTe/Al

Filmele subțiri de $ZnTe$ au fost depuse prin RF-MS pe substraturi de sticlă optică, pe care s-a evaporat în prealabil strat subțire de argint – cupru ($Ag{:}\,Cu$ $75{:}\,25$) având rol de electrod de spate convențional. În etapa următoare, peste aceste probe s-au depus contacte superioare de aluminiu (Al), obținându-se structura sandwich $Ag{:}\,Cu/ZnTe/Al$, utilizată în faza de caracterizare electrică a filmului subțire semiconductor de $ZnTe$. Ambele contacte electrice au fost depuse prin evaporare termică în vid (TVE) la o presiune de lucru de $8 \times 10^{-5}\ torr$, timp de $1\ min$, fiind supuse după depunere unui tratament termic la $100°C$ pentru $10\ min$.

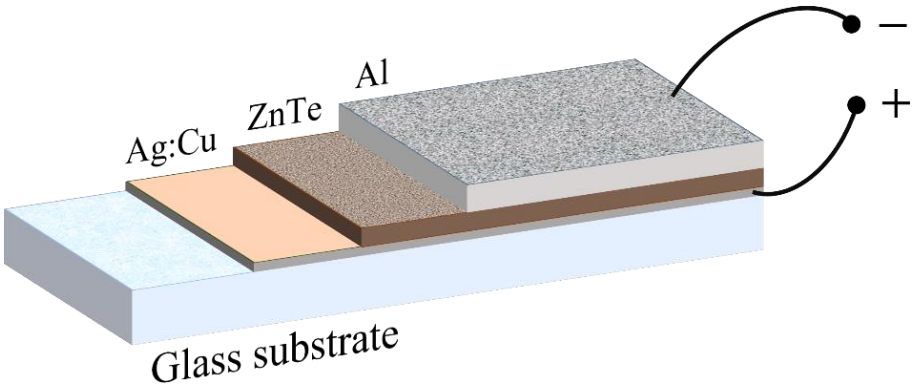


Figura 9. Reprezentarea schematică a structurii tip „sandwich" $Ag{:}\,Cu/ZnTe/Al$.

Procesul de depunere al $ZnTe$ s-a desfășurat la $3.56\ MHz$ (frecvența generatorului RF), cu o putere de lucru RF de $50\ W$ și o presiune a gazului de argon (Ar) de $2.5 \times 10^{-3}\ mbar$. Alți parametri importanți ai depunerii sunt temperatura substratului, menținută la $220°C$, timpul de pulverizare setat la $75\ min$ și distanța țintă – substrat de $9\ cm$. Suprafața efectivă obținută în urma suprapunerii electrozilor metalici este de $0.15\ cm^2$, fiind mai mică decât suprafața filmului de $ZnTe$ pentru a fi evitate efectele de margine. Imaginea schematică a structurii „sandwich" este prezentată în Fig. 9.

b. Caracterizări morfo-structurale (SEM și XRD) ale structurii

Investigațiile SEM în secțiune au fost utilizate pentru a studia interfețele $Ag{:}\,Cu/ZnTe$ și $ZnTe/Al$. În figura 10 se pot observa cele două interfețe, alături de grosimile corespunzătoare evaluate. Pentru a scoate în evidență contrastul dintre materialele diferite, cele două imagini au fost făcute prin intermediul a doi detectori ai SEM-ului, BSE (back-scattered electrons) – Fig. 10a și SE (secondary electrons) – Fig. 10b. Imaginea obținută prin BSE (Fig. 10a) evidențiază o demarcație clară dintre cele două interfețe, fiind utilă în evaluarea grosimii filmelor cu o mai mare acuratețe. Valorile estimate pentru filmele subțiri sunt următoarele: pentru $ZnTe$ $\sim 540\ nm$, în timp ce pentru $Ag{:}\,Cu$ și Al evaluările sunt $\sim 450\ nm$ respectiv $\sim 590\ nm$. Totuși, imaginea obținută prin detectorul SE (Fig. 10b) arată structura tip „sandwich" cu o rezoluție mai înaltă, punând în evidență o consistență și uniformitate generală bună a tuturor filmelor subțiri depuse.

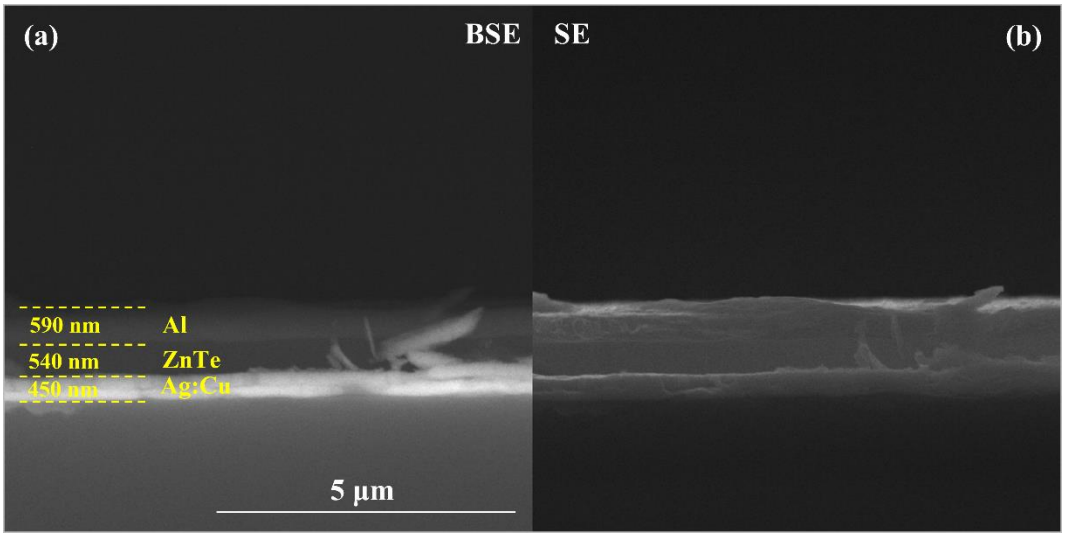


Figura 10. Imagini SEM în secțiune ale structurii tip „sandwich" obținute $Ag{:}\,Cu/ZnTe/Al$ obținute via detector de electroni retroîmprăștiați – BSE (a), respectiv detector de electroni secundari – SE (b). Evaluările grosimilor corespunzătoare straturilor subțiri sunt indicate în (a).

Partea de caracterizare structurală a fost realizată cu ajutorul difractometrului Bruker D8 Discover, ce a folosit radiație CuKα cu o lungime de undă $\lambda_{K_\alpha} = 0.154\ nm$. Figura 11 ilustrează o tendință slabă atât a texturării cristalografice, cât și a orientării preferențiale a filmului de $ZnTe$. O posibilă explicație a acestui comportament poate fi pusă pe seama puterii mici de pulverizare ($50\ W$), asociată cu o rată de depunere mică aferente procesului RF-MS.

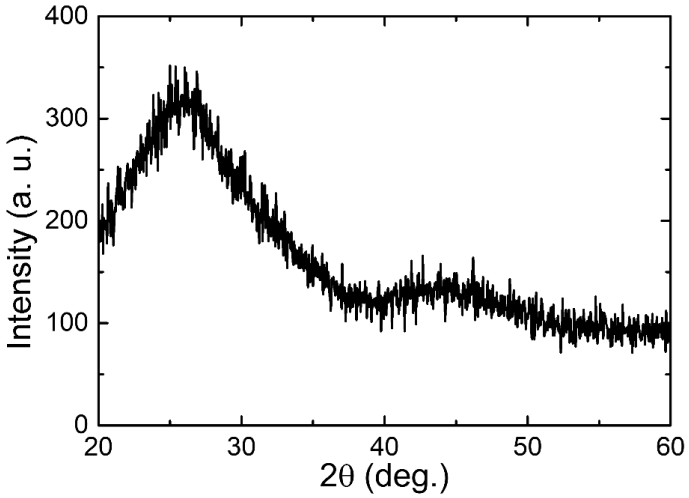


Figura 11. Spectrul de difracție de raze X (XRD) al filmului subțire de ZnTe pulverizat în regim RF.

c. Caracterizări de spectroscopie optică

Spectrul de transmisie al filmelor de $ZnTe$ pulverizate pe substrat de sticlă optică simultan cu probele ce conțin contacte de spate (Ag: Cu) respectiv contacte superioare (Al) a fost trasat pentru a putea fi estimată grosimea straturilor de $ZnTe$. Metoda celor "două – anvelope" detaliată și anterior**,** a fost utilizată și a permis determinarea grosimii filmului de $ZnTe$ ca dublul pantei reprezentării liniare din insertul figurii 12, ce respectă ecuația $\frac{l}{2} = 2d\left(\frac{n_{\mathrm{ZnTe}}}{\lambda}\right) - m_0$, unde n_{ZnTe} este indicele de refracție al $ZnTe$ și are valoarea 3.06 pentru domeniul spectral în care a fost făcută evaluarea. Toți ceilalți parametrii se regăsesc explicați anterior. Figura 12 evidențiază transmitanța înaltă a filmului de $ZnTe$ în regiunea de infra – roșu (IR) și infra – roșu apropiat ale spectrului, având valori de peste 75%, sugerând faptul că acest film subțire poate fi integrat cu succes în fotodetectori de lungimi mici de undă. De asemenea, grosimea filmului de $ZnTe$ a fost evaluată la $508.4 \pm 45.08\ nm$ conform insertului figurii 12, valoare ce este în bun acord cu cea obținută prin măsurări directe SEM (Fig. 10a).

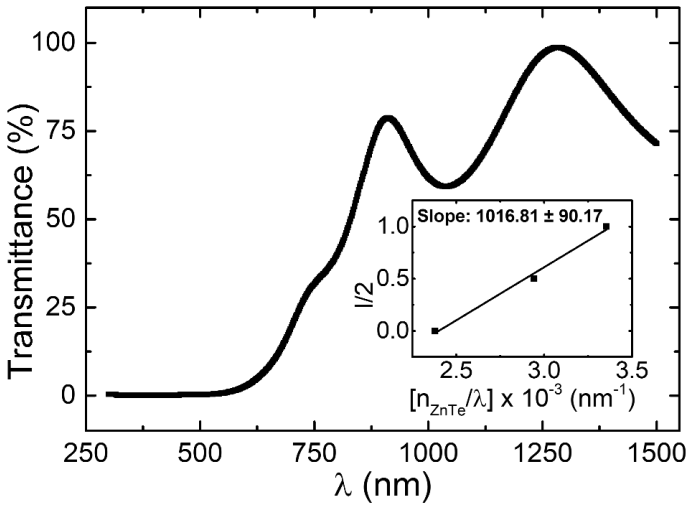


Figura 12. Spectrul de transmisie optic al filmului subțire de ZnTe. Insertul prezintă evaluarea grosimii filmului de $ZnTe$ drept dublul pantei reprezentării liniare $l/2 = f(n_{ZnTe}/\lambda)$.

Valoarea grosimii determinate optic a fost utilizată pentru a calcula energia benzii interzise a filmului subțire $ZnTe$ pulverizat, cu ajutorul caracteristicii de absorbție optică și a metodei de reprezentare Tauc, detaliate de asemenea anterior. Potrivit insertului din figura 13, valoarea obținută a energiei benzii interzise de $2.13\ eV$ pentru filmul subțire de $ZnTe$ este în bun acord cu alte valori raportate în literatură ($2.19 - 2.72\ eV$) [2], dar și cu valorile raportate pentru $ZnTe$ bulk la temperatura camerei ($2.26\ eV$) [44-46].

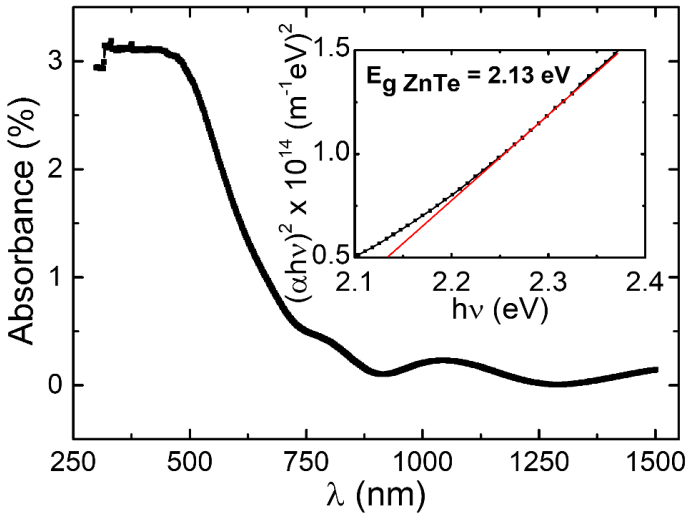


Figura 13. Caracteristica de absorbție a filmului subțire de $ZnTe$ – dependența absorbanței optice de lungimea de undă a fotonilor incidenți. Insertul ilustrează reprezentarea liniară utilizată pentru evaluarea energiei benzii interzise a filmului subțire de $ZnTe$.

d. Caracterizări electrice

În acord cu **Act. 3.3**, structura $Ag:Cu/ZnTe/Al$ fabricată prin TVE și respectiv RF-MS, a fost supusă caracterizării electrice. Studiul influenței temperaturii asupra caracteristicii de întuneric curent – tensiune ($I-V$) a fost realizat prin trasarea caracteristicilor la 6 temperaturi diferite: $303\ K$, $314\ K, 324\ K, 333\ K, 344\ K$ și $354\ K$. Figura 14 ilustrează comportamentul non – liniar cu o ușoară asimetrie a caracteristicilor ambipolare $I-V$ în întuneric. Prin trasarea reprezentării grafice în scară logaritmică a densității de curent în funcție de tensiunea electrică aplicată ($J-V$) pentru domeniul de polarizare directă (primul cadran al figurii 14) se pot obține informații detaliate legate de mecanismele de transport de sarcină predominante în structura $Ag:Cu/ZnTe/Al$.

În figura 15a două regiuni distincte se pot identifica; prima regiune se află la nivele mici de injecție (tensiuni mici aplicate), iar pantele caracteristicilor $log\ J$ ca funcție de $log\ U$ sunt aproximativ unitare ($0.8 - 1.28$), corespunzând unui mecanism de conducție ohmic obișnuit. Cea de-a doua regiune identificată la nivele mari de injecție (tensiuni înalte) deasupra unei tensiuni de tranziție ($U_{\Omega-\mathrm{SCLC}}$) bine determinată, pantele caracteristicilor variază între 2.12 (pentru caracteristica $J-V$ trasată la $354\ K$) și 2.95 (pentru caracteristica $J-V$ trasată la $303\ K$) evidențiind o tendință de scădere a valorilor odată cu creșterea temperaturii la care sunt trasate caracteristicile $J-V$. Așadar, sub valoarea de tranziție $U_{\Omega-\mathrm{SCLC}}$ transportul prin structura $Ag:Cu/ZnTe/Al$ este bazat pe mecanismul de conducție ohmic, iar pentru valori mai mari decât tensiunea de tranziție mecanismul de transport este bazat pe curenți limitați de sarcină spațială (SCLC) în prezența unei distribuții de capturi exponențiale în banda interzisă a stratului de $ZnTe$.

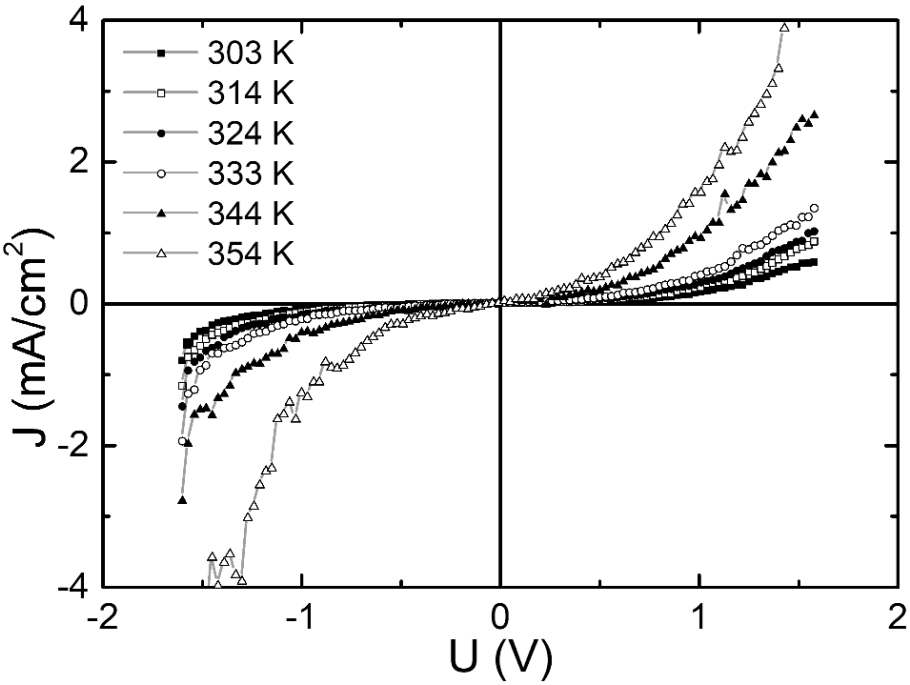


Figura 14. Caracteristicile ambipolare densitate de curent – tensiune ($J-V$) în întuneric înregistrate în intervalul de temperaturi cuprins între $303\ K$ și $354\ K$ pentru structura $Ag{:}\,Cu/ZnTe/Al$.

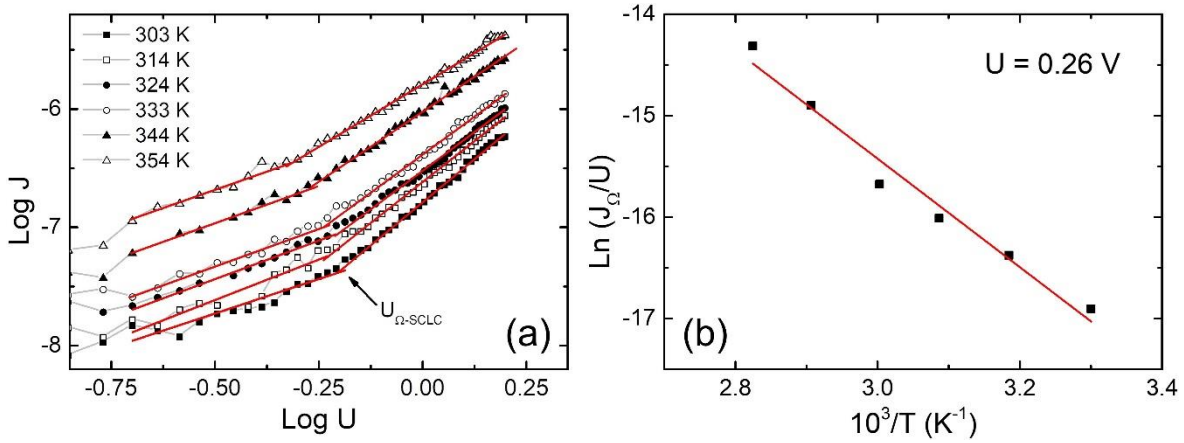


Figura 15. (a) Reprezentarea în scară logaritmică $log\ J$ versus $log\ U$ pentru structura *Ag:Cu/ZnTe/Al* la polarizare directă pune în evidență două regiuni liniare corespunzătoare a două mecanisme de conducție diferite prin structura tip sandwich. (b) Dependența liniară a $ln\ (J_\Omega/U)$ de inversul temperaturii $(10^3/T)$ pentru $U = 0.26\ V$.

Pentru tensiuni joase aplicate, mecanismul de conducție este pus pe seama purtătorilor de sarcină de echilibru, iar caracteristica $J-V$ este liniară respectând legea lui Ohm:

$$J_\Omega = p_0 q\mu \frac{U}{d} = q\mu N_V \frac{U}{d} e^{-\frac{E_F - E_V}{k_B T}} \qquad (2)$$

unde q este sarcina elementară, p_0 reprezintă concentrația de purtători de sarcină liberi activați termic la echilibru, U este tensiunea aplicată, d reprezintă grosimea filmului de $ZnTe$, N_V este

densitatea efectivă de stări din banda de valență (BV), μ reprezintă mobilitatea golurilor, $E_F - E_V$ separația între nivelul Fermi de echilibru și BV, iar T este temperatura absolută. Pentru o valoare specifică a $U_{\Omega-\mathrm{SCLC}}$ are loc tranziția de la legea lui Ohm către regimul SCLC în prezența distribuției exponențiale de nivele de captură. Domeniul de tranziție este vizibil în figura 15a și evidențiază deplasarea valorilor $U_{\Omega-\mathrm{SCLC}}$ pentru fiecare caracteristică $J-V$ către valori mai joase odată cu creșterea temperaturii. Astfel, domeniul de tranziție descrește de la $U_{\Omega-\mathrm{SCLC}} = 0.82\ eV$ (corespunzător caracteristicii $J-V$ trasate la $303\ K$) până la $U_{\Omega-\mathrm{SCLC}} = 0.73\ eV$ (pentru caracteristica $J-V$ trasată la $354\ K$). Din panta fitului linear $\ln\left(J_\Omega/0.26\ V\right)$ versus $10^3/T$ (figura 15b) am determinat separația $E_F - E_V = 0.5\ eV$, iar intersecția cu axa abscisei reprezintă produsul $\mu N_v = 5.89 \times 10^{14}\ cm^{-1}V^{-1}s^{-1}$. Parametrul de transport, mobilitatea golurilor (μ) a fost evaluat la $5.05 \times 10^{-5}\ cm^2/Vs$ folosind $N_v = 1{,}166 \times 10^{19}\ cm^{-3}$.

În regiunea nivelelor mari de injecție, transportul prin structura este pe baza SCLC în prezența distribuției exponențiale de nivele de captură descris de:

$$\rho(E) = \frac{N_t}{k_B T_C} e^{-\frac{E}{k_B T_C}} \tag{3}$$

unde E reprezintă adâncimea nivelului de captură, N_t este numărul de nivele de capture effective pe volum, iar T_C reprezintă temperatura caracteristică. Ecuația anterioară pune în evidență modul în care viteza densității de capcane per unitate energetică scade odată cu creșterea temperaturii. În acest domeniu, densitatea de curent respectă următoarea relație:

$$J_{\mathrm{SCLC}\ exp} = q\mu N_v \frac{\varepsilon^\gamma}{(qN_t)^\gamma} \frac{U^{\gamma+1}}{d^{2\gamma+1}} \tag{4}$$

unde ε este constanta dielectrică a $ZnTe$, iar $\gamma = T_C/T$ reprezintă raportul dintre temperatura caracteristică și temperatura ambientală. În figura 18a pantele reprezentărilor liniare experimentale descresc odată cu temperatura, având valori mai mari de 2 ($T_c \geq T$). Reprezentările caracteristicilor $J-V$ trasate la $314\ K$ și $324\ K$ au un punct de intersecție al cărui coordonate sunt date de:

$$U_m = \frac{N_t\ q\ d^2}{\varepsilon_0 \varepsilon_{r\ ZnTe}};\ J_m = q\mu N_v \frac{U_m}{d} \tag{5}$$

Valorile experimentale obținute pentru punctul de intersecție sunt $U_m = 2.91\ V$ și $J_m = 4.96\ \mu A/cm^2$ și au fost utilizate pentru a determina câțiva parametrii de captură. În regiunea SCLC curbele experimentale au pante diferite, ce descresc de la 2.96 până la 2.12 odată cu creșterea temperaturii de la $303\ K$ la $354\ K$. Prin urmare, raportul γ scade de la 1.96 la 1.12. Folosind valorile lui γ pentru fiecare dintre cele 6 temperaturi, am evaluat temperatura caracteristică medie la $T_c \cong 515\ K$. Utilizând coordonatele teoretice ale punctului de intersecție densitatea totală de capturi N_t a fost estimată la $4.92 \times 10^{15}\ cm^{-3}$.

La polarizarea inversă (cadranul al treilea din figura 14) a structurii Ag:Cu/ZnTe/Al mecanismul dominant de conducție este efectul Schottky peste potențialul de barieră. Densitatea de curent prin structură respectă următoarea lege:

$$J_S = A^* T^2 e^{\frac{-\emptyset}{k_B T}} e^{\frac{\beta_S \sqrt{U}}{k_B T \sqrt{w}}} = J_{s0}\ e^{\frac{\beta_S \sqrt{U}}{k_B T \sqrt{w}}} \tag{6}$$

unde A^* este constanta Richardson pentru semiconductori $A^* = \frac{4\pi q m^* k^2}{h^3}$, β_S este coeficientul Schottky, iar w reprezintă regiunea de sărăcire și Φ este înălțimea barierei Schottky. Figura 16a ilustrează reprezentarea liniară a $\ln J_S = f\left(U^{1/2}\right)$ pentru toate cele 6 temperaturi. Pantele fiecărui fit au permis evaluarea stratului de sărăcire w după calcularea coeficientului Schottky. Tendința de scădere a grosimii stratului de sărăcire de la interfața $Al/ZnTe$ odată cu creșterea temperaturii a fost confirmată și de caracteristicile experimentale, un comportament preconizat luând în considerare relația teoretică pe care o respectă stratul de sărăcire:

$$w = \frac{\beta_S^2}{(k_B T * \text{slope})^2} \tag{7}$$

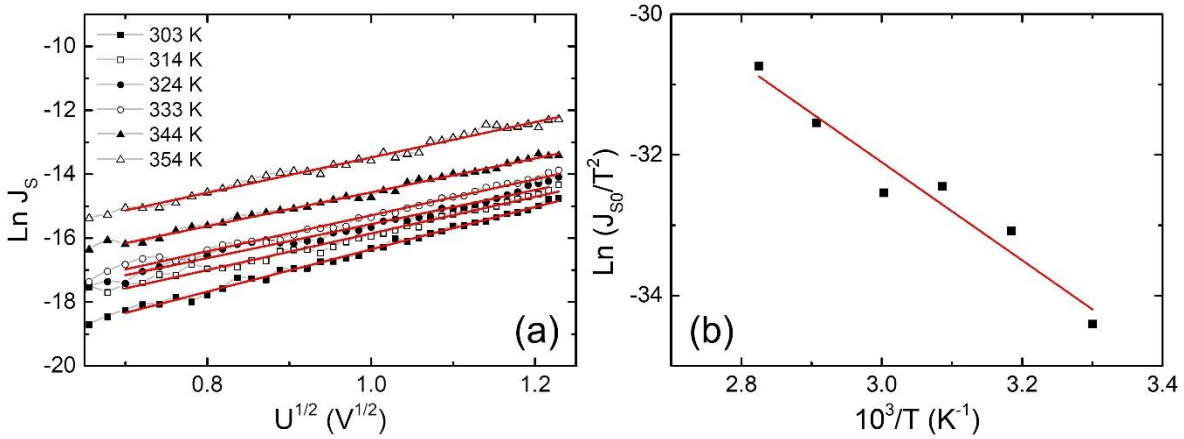


Figura 16. (a) Caracteristicile în scară logaritmică J_S versus $U^{1/2}$ la polarizare inversă trasate la temperaturi cuprinse între $303\ K$ și $354\ K$, au permis determinarea valorilor stratului de sărăcire w pentru fiecare dintre cele 6 temperaturi. (b) Dependența liniară a $ln\ (J_{S0}/T^2)$ de inversul temperaturii $(10^3/T)$ pentru structura tip sandwich $Ag{:}Cu/ZnTe/Al$ la polarizare inversă.

Figura 16b evidențiază caracteristica liniară $\ln\left(\frac{J_{S0}}{T^2}\right)$ ca funcție de $\left(\frac{10^3}{T}\right)$ ce a permis evaluarea barierei Schottky de la interfața $Al/ZnTe$ drept $\Phi = 0.6\ eV$ (J_{S0} reprezintă intersecția reprezentării cu axa abscisei ale dependențelor din figura 16a).

Ținând cont de valorile energetice E_g, $E_F - E_V$, Φ obținute din analiza atât la polarizare direcă, cât și la polarizare inversă a structurii, precum și de caracteristicile $J-V$ trasate la diferite temperaturi, și folosind valorile pentru lucrurile de extracție ale electrozilor metalici $Ag{:}Cu$ și Al utilizați drept contact-de-spate, respectiv contact superior, propunem următoarea diagramă de benzi energetice pentru structura $Ag{:}Cu/ZnTe/Al$ din figura 17, ce are ca scop și facilitarea înțelegerii mecanismelor de conducție în configurațiile de polarizare directă și inversă.

La polarizare directă ("+" pe electrodul-de-spate $Ag{:}Cu$ și "−" pe Al electrodul-superior), la nivele mici de injecție (tensiuni mici aplicate), mecanismul de conducție dominant este cel ohmic până la tensiunea de tranziție $U_{\Omega-\text{SCLC}}$, și este asigurat de goluri, purtătorii de sarcină de echilibru. La nivele înalte de injecție (tensiuni mari aplicate) peste valoarea $U_{\Omega-\text{SCLC}}$, caracteristicile $J-V$ devin neliniare pus pe seama transportului dominant al golurilor injectate din contactul de $Ag{:}Cu$ în volumul filmului subțire de $ZnTe$, cu mică barieră la interfața $Ag{:}Cu/ZnTe$. Așadar, această interfață se comporta ca un contact ohmic. Datorită mobilității mici a golurilor și rezistivității mari a filmelor subțiri de $ZnTe$, precum și densității mari de defecte din banda interzisă a filmului, golurile nu tranzitează instantaneu întreaga grosime a filmului de $ZnTe$, astfel conducția este limitată de

sarcina spațială prezentă pentru un timp relativ lung în volumul semiconductorului. Caracteristicile $J-V$ pentru regiunea SCLC se schimbă drastic în funcție de distribuția de defecte din banda interzisă a semiconductorului, în acest caz s-a observat o distribuție exponențială de capcane ce îi determină temperatura caracteristică $T_c \cong 515\,K$, și o concentrație totală de capturi de $9.2 \times 10^{14}\ cm^{-3}$.

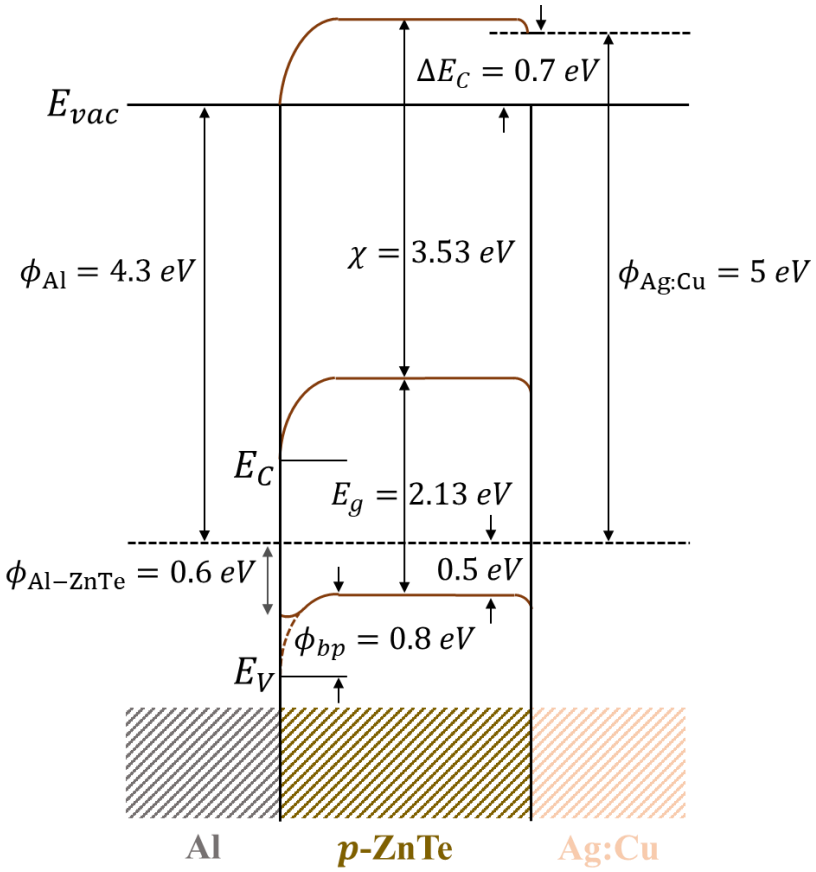


Figura 17. Diagrama de benzi energetice construită pentru structura tip „sandwich” $Ag{:}\,Cu/ZnTe/Al$.

La polarizare inversă (“$-$” pe electrodul-de-spate $Ag{:}\,Cu$ și “$+$” pe Al electrodul-superior), un curent foarte mic traversează structura asociat cu golurile ce sur-pasează bariera prezentă la interfața $Al/ZnTe$ prin emisie termionică, barieră evaluată la $\sim 0.6 - 0.8\ eV$, considerabil mai înaltă decât cea de la interfața $Ag{:}\,Cu/ZnTe$. Prin reprezentarea grafică a datelor experimentale rezultate în urma măsurării caracteristicilor $J-V$ la polarizare inversă, s-a observat conform mecanismului Schottky scăderea grosimii stratului de sărăcire odată cu creșterea temperaturii, iar valoarea barierei Schottky de $0.6\ eV$ obținută experimental este în bun acord cu valoarea estimată pe baza cantităților energetice din diagramă, luând în considerare prezența stărilor de suprafață prezente inerent la interfața $Al/ZnTe$, acestea din urmă ducând la scăderea barierei comparativ cu valoarea teoretică, aici $\chi + E_g - \Phi_{\mathrm{Al}}$.

Concluzionând, în urma amplei analize optice și electrice putem afirma că filmul de $ZnTe$ preparat are bune proprietăți optice și electrice, și poate fi un candidat ideal pentru aplicații în optoelectronică precum chiar dispozitive de foto-detecție performante la lungimi de undă mici.

2.5. Caracterizarea dispozitivului ITO/$ZnO/ZnSe/ZnTe/Ag:Au:In$

a. Fabricarea dispozitivului

În acord cu **Act. 3.3**, structura dispozitiv tip superstrat ITO/$ZnO/ZnSe/ZnTe/Ag:Au:In$ a fost obținută în urma utilizării tehnicilor TVE (pentru filmul subțire de $Ag:Au:In$) respectiv RF-MS pentru celelalte filme. Contactul de $Ag:Au:In$ a fost evaporat la o temperatură a sursei de $900°C$, temperatura substratului fiind de $100\ °C$, presiunea de lucru $3 \times 10^{-5}\ torr$, iar timpul de evaporare este de $2\ min$. Sub stratul de $Ag:Au:In$ au fost pulverizate peste substratul de sticlă optică prin RF-MS în următoarea secvență filme subțire de ITO, ZnO, $ZnSe$ și $ZnTe$. Condițiile și parametrii de depunere sunt inserați în Tabelul 6.

Tabel 6. Parametrii de depunere ai filmelor subțiri de ITO, ZnO, $ZnSe$ și $ZnTe$ prin tehnica pulverizării în plasmă tip magnetron în regim de radiofrecvență (RF-MS).

Film subțire depus via MS-RF	Putere de lucru (W)	Presiune de lucru ($mbar$)	Temperatura substratului	Timp de depunere
ITO	80	8.6×10^{-3}	RT	$40\ min$
ZnO	60	8.6×10^{-3}	RT	$30\ min$
ZnSe	100	8.6×10^{-3}	$220°C$	$35\ min$
ZnTe	50	2.5×10^{-3}	$220°C$	$75\ min$

b. Caracterizarea electrică a dispozitivului ITO/$ZnO/ZnSe/ZnTe/Ag:Au:In$

Spectrul de acțiune al dispozitivului poate fi observat în figura 18. Trasat la $100\ W/cm^2$ intensitatea lungimii de undă incidente, este obținut prin iluminarea structurii ITO/$ZnO/ZnSe/ZnTe/Ag:Au:In$ în condiții de iluminare A.M 1.5. Procesul de foto-generare are loc la lungimi de undă mici pentru $ZnSe$: $\lambda_{ZnSe} = 459\ nm$, iar pentru $ZnTe$ la $\lambda_{ZnTe} = 548\ nm$. Faptul că în spectrul de acțiune nu este prezent peak-ul la această lungime de undă pentru $ZnTe$, sugerează că această dependență este puternic translatată către domeniul lungimilor de undă din ultraviolet (UV). Se poate observa din Fig. 18 că spectrul de acțiune al acestei structuri este translatat către domeniul de lungimi de undă mici UV, iar bariera de la interfața $ZnSe/ZnTe$ este mutată la interfața $ZnO/ZnSe$ (maximul obținut la $\sim 450\ nm$ corespunde absorbției lungimii de undă pentru $ZnSe$).

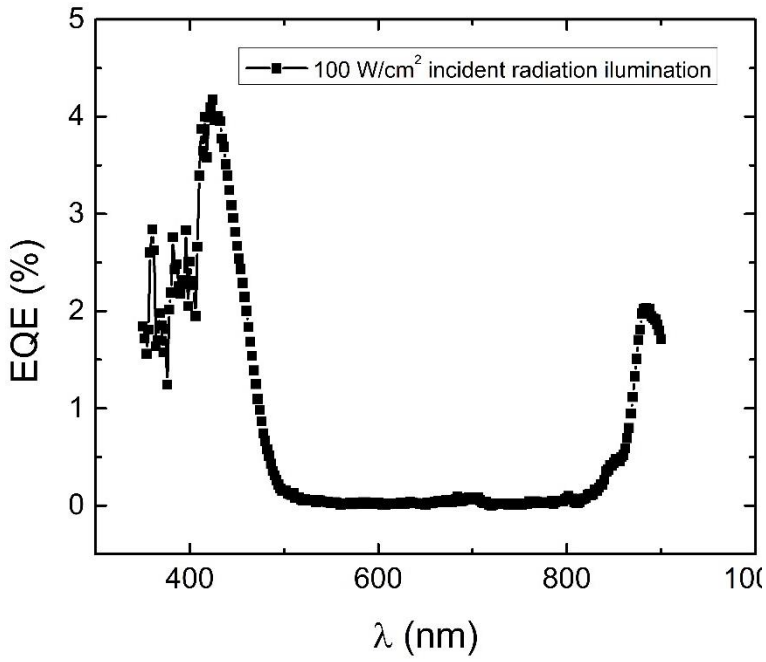


Figura 18. Spectrul de acțiune al structurii tip superstrat ITO/$ZnO/ZnSe/ZnTe/Ag:Au:In$ trasat la $100\ W/cm^2$. Intensitatea lungimii de undă incidente este puternic deplasată către lungimi de undă din UV.

Reprezentarea grafică a răspunsului electric în cazul structurii la polarizare directă și inversă cu tensiuni între $-2\ V$ și $2\ V$ la întuneric (dark) implică:

- Trasarea caracteristicii ambipolare $I = f(V)$ și fitarea acesteia cu ajutorul ecuației Schokley-Reed modificată (vezi Fig. 19a):

$$I = I_0\left[e^{\frac{q(U-IR_{serie})}{nk_BT}} - 1\right] + \frac{U-IR_{serie}}{R_{șunt}} \quad (8)$$

- Trasarea caracteristicii $ln(I_{dark}) = f(V)$ pe porțiunea polarizării directe ($0\ V - 2\ V$), vezi Fig. 19b.

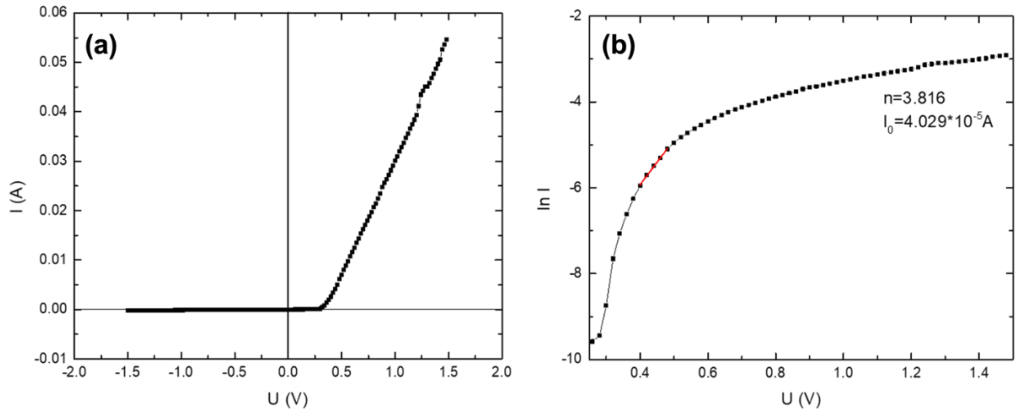


Figura 19. Reprezentarea caracteristicii ambipolare curent-tensiune la întuneric pentru polarizarea între $-2\ V$ și $2\ V$ a structurii ITO/$ZnO/ZnSe/ZnTe/Ag:Au:In$; (b) Reprezentarea în scară semilogaritmică a caracteristicii curent-tensiune la polarizare directă a dispozitivului.

Se poate observa în figura 19b existența unei regiuni liniare pentru tensiuni între $0.4\ V$ și $0.48\ V$, corespunzătoare nivelelor de injecție scăzute. Totodată, efectele rezistențelor serie și șunt asupra caracteristicii I_{dark} vs. U_{dark} sunt vizibile: la valori mari ale tensiunii este evidențiată curbarea către un platou a dependenței în scară semilogaritmică a curentului de întuneric de tensiunea de întuneric, datorată rezistenței serie a dispozitivului. În intervalul de valori scăzute ale tensiunii la polarizare directă precum și la polarizare inversă, rezistența șunt acționează asupra caracteristicii prin aplatizarea acesteia tot către un platou. Evaluarea factorului de idealitate al diodei ($n = 3.82$), precum și a valorii curentului de saturație la polarizare inversă $I_0 = 40.3\ \mu A$, duc la rezultate puternic afectate de efectele rezistenței serie și șunt ale structurii, de aceea se impun corecții pentru eliminarea acestor influențe pentru a putea determina parametrii cu o precizie ridicată.

- Calculul rezistenței serie și șunt aferente structurii (trasarea caracteristicii rezistență a heterojoncțiunii *versus* inversul intensității curentului ce străbate structura, $R_0 = f\ (1/I_{dark})$) precum și evaluarea factorului de idealitate (n) al structurii conform relației (unde $\beta = q/nk_BT$):

$$R_0 = \frac{dU}{dI} = R_s + \frac{1}{\{\beta I_0 \exp[\beta(U - IR_S)] + 1/R_{sh}\}} \tag{9}$$

Astfel, prin reprezentarea liniară a primei regiuni (vezi Fig. 20) se obține valoarea rezistenței serie: $R_{serie} = 1.35\ k\Omega$, în timp ce domeniul de platou al caracteristicii oferă chiar valoarea rezistenței șunt (prin prelungirea domeniului de platou până la intersecția cu axa Oy corespunzătoare rezistenței heterojoncțiunii), $R_{șunt} = 11.24\ k\Omega$.

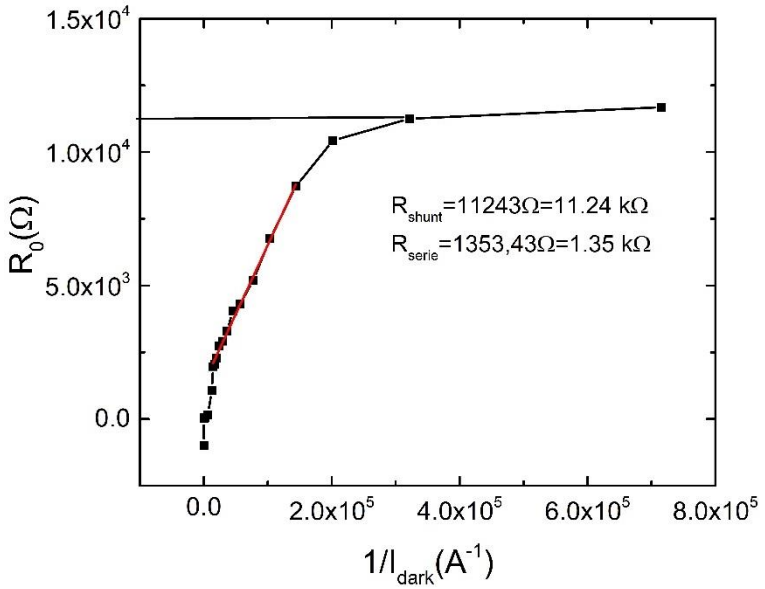


Figura 20. Dependența rezistenței heterojoncțiunii (R_0) de inversul intensității curentului ce străbate structura ($1/I_{dark}$). Se remarcă prezența a două regiuni: regiunea de creștere liniară a dependenței, de unde se evaluează rezistența serie (R_{serie}), respectiv domeniul de platou, regiune specifică estimării rezistenței șunt ($R_{șunt}$)

3. Concluzii și Perspective

Sunt în desfășurare experimente de optimizare a electrozilor de spate bazați pe nanofire (NBEs), precum și studii de fezabilitate privind alegerea unei metode optime de depunere a stratului "tip fereastră" de $ZnSe$ peste stratul absorbant de $ZnTe$ depus pe electrodul nanostructurat tip NBEs, ținând cont de performanțele și comportarea materialului $ZnSe$ – detaliate și în raportul tehnico – științific aferent **Etapei 2**.

Se poate, așadar, observa că planul de realizare aferent **Etapei 3** a proiectului NANODELL a fost atent urmărit, toate acțiunile menționate fiind finalizate sau în curs de finalizare. Un articol științific a fost publicat în urma cercetării științifice detaliate în prezentul raport tehnico-științific. De asemenea, alte două articole științifice au fost trimise spre publicare fiind în proces de „peer-review" (vezi secțiunea 4).

4. Managementul Proiectului și Acțiuni de Diseminare

În această perioadă s-au desfășurat multiple acțiuni de diseminare și popularizare a rezultatelor (**Act. 3.4**, vezi **Tabelul 1**), în care s-a menționat suportul financiar adus de proiectul NANODELL implementat la Universitatea din București, cu sprijinul direct al UEFISCDI:

- Articole publicate în reviste cotate ISI (*Autor principal; ♣Membru în echipă):
  - **A. M. Panaitescu*♣**, I. Antohe, C. Locovei, **S. Iftimie♣**, Ș. Antohe, L. Piraux, M. P. Suchea, **V. A. Antohe*♣**, *Effect of the Cadmium Telluride Deposition Method on the Covering Degree of Electrodes Based on Copper Nanowire Arrays, Applied Sciences* **12(15)**,7808 (August 2022), **IF 2.838**, doi: 10.3390/app12157808.
- Articole în curs de publicare în reviste cotate ISI (*Autor principal; ♣Membru în echipă)
  - **A. M. Panaitescu*♣**, I. Antohe, **A. M. Răduță♣**, **S. Iftimie♣**, Ș. Antohe and **V. A. Antohe*♣**, *"Morpho-Structural, Optical and Electrical Properties of RF-Sputtered Zinc Telluride Thin Films for Electronic and Optoelectronic Applications"* (2022), **submitted - under review**.
  - A. I. Radu, **V. A. Antohe*♣**, **S. Iftimie*♣**, I. Antohe, M. Filipescu, A. Radu, D. Coman, M. L. Stîngescu, M. Dinescu and Ș. Antohe, *"Study of a new composite based on SnO_2 nanoparticles - P3HT:PC_{71}BM co-polymer blend, used as potential absorber in bulk heterojunction photovoltaic cells"* (2022), **submitted - under review**.
- Conferințe naționale și internaționale (*Autor principal; ♣Membru în echipă):
  - **A. M. Panaitescu*♣** and **V. A. Antohe♣**, *"Fabrication and characterization of Cd-free AII - BVI heterojunctions for sensing applications"*, 14th International Conference on Physics of Advanced Materials (ICPAM-14), Thin Films and Nanostructures for Modern Electronics (T1), September 8-15, 2022, Dubrovnik, Croatia **(Oral presentation, Online)**.
  - **V. A. Antohe*♣**, **A. M. Panaitescu♣** and I. Antohe, *"Effect of the Cadmium Telluride Deposition Method on the Covering Degree of Electrodes Based on Copper Nanowire Arrays"*, 20th International Balkan Workshop on Applied Physics and Materials Science (IBWAP 2022), Materials Physics, July 12-15, 2022, Constanta, Romania **(Invited lecture)**.
  - **A. M. Panaitescu*♣**, D. Giurgiu, **V. A. Antohe♣**, **S. Iftimie♣**, **A. M. Răduță♣**, A. Radu, L. Ion and Ș. Antohe, *"Study of A^{II}-B^{VI} zinc-based thin films for sensing applications"*, 2022 Annual Scientific Conference, Solid State Physics and Materials Science, Optics, Spectroscopy, Plasma and Lasers, June 24, 2022, Faculty of Physics, University of Bucharest, Bucharest-Măgurele, Romania **(Oral presentation)**.
  - A. I. Radu*, **V. A. Antohe♣**, **S. Iftimie♣**, A. Radu, M. Filipescu, L. Ion, M. Dinescu and Ș. Antohe, *"Organic Photovoltaic Structures Based on 1,10-Phenanthroline and 5,10,15,20-Tetra(4-pyridyl)-21H,23H Porphine Non-Fullerene Thin Films Acceptors"*, International Conference on Laser, Plasma and Radiation Science and Technology (ICLPR-ST), New trends in thin films and nanomaterials synthesis and processing (Topic 4), June 07-10, 2022, Bucharest – Parliament Palace, Romania **(Poster)**.
  - **A. M. Panaitescu*♣**, I. Antohe, C. Locovei, **S. Iftimie♣**, Ș. Antohe, L. Piraux and **V. A. Antohe♣**, *"Study of Cadmium Telluride-Embedded Copper Nanowire Interfaces for Photovoltaic Applications"*, E-MRS 2022 Spring Meeting, Thin film chalcogenide photovoltaic materials (Symp. K), May 30 - June 03, 2022, Strasbourg, France **(Oral presentation, Online)**.
  - A. I. Radu*, **V. A. Antohe♣**, **S. Iftimie♣**, I. Antohe, M. Filipescu, A. Radu, D. Coman, M. L. Stîngescu, E. I. Bancu, M. Dinescu and Ș. Antohe, *"New composite based on SnO_2 nanoparticles-P3HT:PC_{71}BM co-polymer blend, as absorber in bulk heterojunction photovoltaic cells"*, E-MRS 2022 Spring Meeting, Advanced characterization of organic and hybrid materials (Symp. U), May 30 - June 03, 2022, Strasbourg, France **(Oral presentation, Online)**.
  - **S. Iftimie*♣**, **A. M. Răduță♣**, **A. M. Panaitescu♣**, I. Radulian, C. Locovei, **V. A. Antohe♣**, A. Radu, L. Ion and Ș. Antohe, *"On the photovoltaic performances of CdTe/CdS heterojunction based devices – the effect of the transparent electrode"*, E-MRS 2022 Spring Meeting, Thin film chalcogenide photovoltaic materials (Symp. K), May 30 - June 03, 2022, Strasbourg, France **(Poster, Online)**.

- Activități de popularizare tehnico-științifică către publicul larg:
  - Actualizarea și popularizarea pe rețelele sociale a paginilor Web dedicate proiectului NANODELL (mdeo.eu/MDEO/Proiecte/TE115/ și ava.myasustor.com/nanodell), unde sunt prezentate mai multe informații despre proiect, rezultatele științifice obținute, precum și acțiunile de diseminare științifică și publică desfășurate până în prezent;
  - Implicarea în cadrul unei *Școli de Vară* pentru elevi (UB Summer University - UBSU) organizată de ASUB (18-31 Iulie 2022).
- Managementul proiectului:
  - S-au organizat întâlniri frecvente între membrii echipei pentru stabilirea priorităților, precum și a gradului de implicare al fiecăruia;
  - S-a realizat prezentul raport tehnico-științific, raportul financiar al **Etapei 3** a proiectului, precum și raportul tehnico-științific final.

BIBLIOGRAFIE

[1] Toma, O.; Antohe, V.A.; Panaitescu, A.M.; Iftimie, S.; Ra˘du¸ta˘, A.M.; Radu, A.; Ion, L.; Antohe, S¸. Effect of RF Power on the Physical Properties of Sputtered ZnSe Nanostructured Thin Films for Photovoltaic Applications. Nanomaterials 2021, 11, 2841.

[2] Manica, D.; Antohe, V.A.; Moldovan, A.; Pascu, R.; Iftimie, S.; Ion, L.; Suchea, M.P.; Antohe, S¸. Thickness Effect on Some Physical Properties of RF Sputtered ZnTe Thin Films for Potential Photovoltaic Applications. Nanomaterials 2021, 11, 2286.

[3] Ion, L.; Iftimie, S.; Radu, A.; Antohe, V.A.; Toma, O.; Antohe, S¸. Physical Properties of RF-Sputtered ZnSe Thin Films for Photovoltaic Applications: Influence of Film Thickness. Proc. Rom. Acad. Ser. A 2021, 22, 25–34.

[4] Wald, F.V. Applications of CdTe. A review. Rev. Phys. Appl. 1977, 12, 277–290.

[5] Bottger, G.L.; Geddes, A.L. Infrared Absorption Spectrum of CdTe. J. Chem. Phys. 1967, 47, 4858–4859.

[6] Kiefer, J.E.; Yariv, A. Electro-Optic Characteristics of CdTe at 3.39 and 10.6 µ. Appl. Phys. Lett. 1969, 15, 26–27.

[7] Morikawa, K.; Yamaka, E. Electroluminescence in CdTe Diodes. Jpn. J. Appl. Phys. 1966, 5, 736–737.

[8] Squillante, M.R.; Entine, G. New applications of CdTe nuclear detectors. Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. Sect. Accel. Spectrom. Detect. Assoc. Equip. 1992, 322, 569–574.

[9] Bülent, M.B.; Brian, M. Brief review of cadmium telluride-based photovoltaic technologies. J. Photonics Energy 2014, 4, 040996.

[10] Ion, L.; Antohe, V.-A.; Ghenescu, M.; Ghenescu, O.; Bazavan, R.; Danila, M.; Gugiu, M.M.; Antohe, S. The Effect of Ionizing Radiations on the Structural, Electrical and Optical Properties of AII-BVI Polycrystalline Thin Films Used as Solar Cell Materials. MRS Online Proc. Libr. 2007, 1012, Y12-01.

[11] Toma, O.; Ion, L.; Girtan, M.; Antohe, S. Optical, morphological and electrical studies of thermally vacuum evaporated CdTe thin films for photovoltaic applications. Sol. Energy 2014, 108, 51–60.

[12] Kim, K.H.; Kasouit, S.; Johnson, E.V.; i Cabarrocas, P.R. Substrate versus superstrate configuration for stable thin film silicon solar cells. Sol. Energy Mater. Sol. Cells 2013, 119, 124–128.

[13] Toma, O.; Ion, L.; Iftimie, S.; Antohe, V.A.; Radu, A.; Raduta, A.M.; Manica, D.; Antohe, S. Physical properties of rf-sputtered ZnS and ZnSe thin films used for double-heterojunction ZnS/ZnSe/CdTe photovoltaic structures. Appl. Surf. Sci. 2019, 478, 831–839.

[14] Li, S.; Peng, Z.; Zheng, J.; Pan, F. Optimizing CdTe-metal interfaces for high performance solar cells. J. Mater. Chem. A 2017, 5, 7118–7124.

[15] Patterson, M.H.; Williams, R.H. Metal-CdTe interfaces. J. Cryst. Growth 1982, 59, 281–288.

[16] Odkhuu, D.; Miao, M.S.; Aqariden, F.; Grein, C.; Kioussis, N. Atomic and electronic structure of CdTe/metal (Cu, Al, Pt) interfaces and their influence to the Schottky barrier. J. Appl. Phys. 2016, 120, 5703.

[17] Boiko, B.T.; Khripunov, G.S.; Yurchenko, V.B.; Ruda, H.E. Photovoltaic properties in CdS/CdTe thin-film heterosystems with graded-gap interfaces. Sol. Energy Mater. Sol. Cells 1997, 45, 303–308.

[18] Araujo, F.A.; Piraux, L.; Antohe, V.A.; Cros, V.; Gence, L. Single spin-torque vortex oscillator using combined bottom-up approach and e-beam lithography. Appl. Phys. Lett. 2013, 102, 2402

[19] Pierret, A.; Hocevar, M.; Diedenhofen, S.L.; Algra, R.E.; Vlieg, E.; Timmering, E.C.; Verschuuren, M.A.; Immink, G.W.G.; Verheijen, M.A.; Bakkers, E.P.A.M. Generic nano-imprint process for fabrication of nanowire arrays. Nanotechnology 2010, 21, 5305.

[20] Cao, H.; Li, X.; Zhou, B.; Chen, T.; Shi, T.; Zheng, J.; Liu, G.; Wang, Y. On-Demand Fabrication of Si/SiO2 Nanowire Arrays by Nanosphere Lithography and Subsequent Thermal Oxidation. Nanoscale Res. Lett. 2017, 12, 105.

[21] Virk, H.S.; Kishore, K.; Balouria, V. Fabrication of Copper Nanowires by Electrodeposition Using Anodic Alumina and Polymer Templates. J. Nano Res. 2010, 10, 63–67.

[22] Piraux, L.; Antohe, V.A.; Ferain, E.; Lahem, D. Self-supported three-dimensionally interconnected polypyrrole nanotubes and nanowires for highly sensitive chemiresistive gas sensing. RSC Adv. 2016, 6, 21808–21813.

[23] Mátéfi-Tempfli, S.; Mátéfi-Tempfli, M.; Vlad, A.; Antohe, V.A.; Piraux, L. Nanowires and nanostructures fabrication using template methods: A step forward to real devices combining electrochemical synthesis with lithographic techniques. J. Mater. Sci. Mater. Electron. 2009, 20, S249–S254.

[24] Antohe, V.A.; Radu, A.; Mátéfi-Tempfli, M.; Attout, A.; Yunus, S.; Bertrand, P.; Du¸tu, C.A.; Vlad, A.; Melinte, S.; Mátéfi-Tempfli, S.; et al. Nanowire-templated microelectrodes for high-sensitivity pH detection. Appl. Phys. Lett. 2009, 94, 3118.

[25] Antohe, V.A.; Radu, A.; Mátéfi-Tempfli, S.; Piraux, L. Circuit Modeling on Polyaniline Functionalized Nanowire-Templated Micro-InterdigitalCapacitorsforpHSensing. IEEETrans.Nanotechnol.2011,10,1314–1320.

[26] Sahoo, M.K.; Kale, P. Integration of silicon nanowires in solar cell structure for efficiency enhancement: A review. J. Mater. 2019, 5, 34–48.

[27] Bonilla, S.; Dalchiele, E.A. Electrochemical deposition and characterization of CdTe polycrystalline thin films. Thin Solid Film. 1991, 204, 397–403.

[28] Guo, Y.; Deng, X. Electrodeposition of CdTe thin films and their photoelectrochemical behaviour. Sol. Energy Mater. Sol. Cells 1993, 29, 115–122.

[29] Bhattacharya, R.N.; Rajeshwar, K. Electrodeposition of CdTe Thin Films. J. Electrochem. Soc. 1984, 131, 2032–2037.

[30] Echendu, O.K.; Okeoma, K.B.; Oriaku, C.I.; Dharmadasa, I.M. Electrochemical Deposition of CdTe Semiconductor Thin Films for Solar Cell Application Using Two-Electrode and Three-Electrode Configurations: A Comparative Study. Adv. Mater. Sci. Eng. 2016, 2016, 3581725.

[31] Ueng, H.Y.; Yang, S.Y. Electrodeposition of stoichiometric CdTe thin film for photovoltaic application. J. Renew. Sustain. Energy 2012, 4, 1605.

[32] Dharmadasa, I.M.; Madugu, M.L.; Olusola, O.I.; Echendu, O.K.; Fauzi, F.; Diso, D.G.; Weerasinghe, A.R.; Druffel, T.; Dharmadasa, R.; Lavery, B.; et al. Electroplating of CdTe Thin Films from Cadmium Sulphate Precursor and Comparison of Layers Grown by 3-Electrode and 2-Electrode Systems. Coatings 2017, 7, 17.

[33] Matei, E.; Ion, L.; Antohe, S.; Neumann, R.; Enculescu, I. Multisegment CdTe nanowire homojunction photodiode. Nanotechnology 2010, 21, 5202.

[34] Y. L. Cao, Z. T. Liu, L. M. Chen, Y. B. Tang, L. B. Luo, J. S. Jie, W. J. Zhang, S. T. Lee, and C. S. Lee, "Single-crystalline ZnTe nanowires for application as high-performance Green/Ultraviolet photodetector," Opt. Express 19, 6100-6108 (2011).

[35] Spath B., Fritsche J., Sauberlich F., Klein A., Jaegermann W., Studies of sputtered ZnTe films as interlayer for the CdTe thin film solar cell, Elsevier, Thin Solid Films, 2005, 204-207.

[36] Rathod K.C., Sanadi K. R., Kamble P.D., Kamble G.S., Gaur M.L., Garadkar K.M., Growth mechanism, structural and photoelectrochemical study of Zinc Telluride thin film, Asian Journal of Chemistry 2022, 34, 715-719.

[37] Saikia P., Saikia P.K., Saikia D., Fabrication and characterization of ZnSe/ZnTe/CdTe/HgTe multijunction solar cell, Optoelectronics and Advanced Materials – Rapid Communications, 2011, 5, 204-207.

[38] Olusola O.I, Madugu M.L., Abdul-Manaf N.A., Dharmadasa I.M., Growth and characterization of n- and p- type ZnTe thin films for applications in electronic devices, Elsevier Current Applied Physics, 16, 2016, 120-130.

[39] Singh H., Singh M., Singh J., Bansod B. S., Singh T., Thakur A., Wani M. F., Sharma W., Composition dependence study of thermally evaporated nanocrystalline ZnTe thin films, Journal of Materials Sciences Materials in Electronics (2019), 30:3504-3510.
[40] Pfisterer F., Schock H.W., ZnTe-CdS Thin-Film photovoltaic cells, Journal of Crystal Growth, 1982, 59, 432-439.
[41] Seyam M.A.M, El-Shair H.T., Salem G.F., Electrical properties and transport mechanisms of p-znte/n-si heterojunctions, The European Physical Journal Applied Physics, 2008, 41, 221-227.
[42] Promnopas W., Thongtem T., Thongtem S., ZnTe Semiconductor-Polymer Gel Composited Electrolyte for Conversion of Solar Energy, Journal of Nanomaterials, 2014.
[43] Younus I.A., Ezzat A.M, Uonis M.M., Preparation of ZnTe thin films using chemical bath deposition techniques, Nanocomposites, 2020, 6, 165-172.
[44] K. P. Acharya, A. Erlacher, B. Ullrich, Thin Solid Films 515, 4066 (2007). https://doi.org/10.1016/j.tsf.2006.10.135
[45] A. A. Ibrahim, N. Z. El-Sayed, M. A. Kaid, A. Ashour, Vacuum 75, 189 (2004). https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2004.02.005.
[46] A. A. Ibrahim, Vacuum 81, 527 (2006). https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2006.07.012.

Data:
02/09/2022

Director de Proiect:
Conf. Univ. Dr. Ing. Vlad-Andrei ANTOHE