

**CÉLULAS SOLARES ULTRAFINAS DE CU(IN,GA)SE<sub>2</sub> :PASSIVAÇÃO DE INTERFACES**

Curado M.A.<sup>1,2</sup>, Cunha J.M.V.<sup>1,3,4</sup>, Alberto H.V.<sup>2</sup>, Vilão R.C.<sup>2</sup>, Simões A.F.A.<sup>2</sup>, Fernandes P.A.<sup>1,4,5</sup>, Teixeira J.P.<sup>1</sup>, Leitão J.<sup>3,5</sup>, Gil J.M.<sup>2</sup>, Salomé P.M.P.<sup>1,3</sup>

- 1) Nanofabrication for Optoelectronic Applications, International Iberian Nanotechnology Laboratory, Av. Mestre José Veiga s/n, Braga, Portugal
- 2) University of Coimbra, CFisUC, Department of Physics, R. Larga, P-3004-516 Coimbra, Portugal
- 3) Departamento de Física, Universidade de Aveiro, Campus Universitário de Santiago, 3810-193 Aveiro, Portugal
- 4) I3N, Universidade de Aveiro, Campus Universitário de Santiago, 3810-193 Aveiro, Portugal
- 5) CIETI, Departamento de Física, Instituto Superior de Engenharia do Porto, Instituto Politécnico do Porto, Porto 4200-072, Portugal

<https://doi.org/10.34637/cies2020.1.2040>

**RESUMO**

A comunidade de Cu(In,Ga)Se<sub>2</sub> (CIGS) tem focado grande parte da sua investigação no estudo e melhoramento das propriedades cristalinas do CIGS. A última estratégia utilizada, que tem permitido aumentar o valor de eficiência das células solares, passa pela implementação de elementos alcalinos através de tratamentos pós-deposição (PDT). Para se atingir valores de conversão de eficiência competitivos é necessário melhorar as interfaces do CIGS. Neste estudo, focamo-nos no estudo das propriedades morfológicas, estruturais e optoelectrónicas entre o CIGS e a alumina (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>), que tem o potencial de ser usada como camada passivadora frontal. Pode-se concluir que as propriedades morfológicas e estruturais não são alteradas devido à deposição do Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. O Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> não resiste ao banho químico usado para a deposição do CdS. O Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> apresenta um valor de densidade de defeitos baixos, uma propriedade desejada destas camadas. Este estudo demonstra a potencialidade de se utilizar a Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, para camadas buffer alternativas, que não usem processos químicos durante a sua deposição.

**PALAVRAS-CHAVE:** Células Solares CIGS Ultrafino, Passivação, Interface, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>

**ABSTRACT**

Cu(In,Ga)Se<sub>2</sub> (CIGS) community have been focusing the research line in the study and improvement of the crystalline properties of CIGS. The last trend, to increase the light to power conversion efficiency values, is the use of fluoride-alkaline post-deposition treatments. (PDT). To reach competitive efficiency values, it is necessary to focus on the improvement of CIGS interface. In this work, we focus on the study of the structural, morphological and optoelectronic properties in the interface of CIGS and alumina (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) which has the potential to be used as front passivation layer. We can conclude that the structural and morphological properties of CIGS remain the same with the deposition of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. When it was deposited the CdS, on Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, the Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> layer does not resist to the CdS chemical bath deposition. The interface Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/CIGS has a low density of defects value, which is one of the desired properties of a passivation layer. This study demonstrates the potential of using Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> as a front passivation layer with alternative buffer layers to CdS that do not use chemical processes during the deposition.

**KEYWORDS:** Ultrathin CIGS Solar Cells, Passivation, Interface, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>

## INTRODUÇÃO

Células solares de filme fino de  $\text{Cu(In,Ga)Se}_2$  (CIGS) já são produtos comerciais e apresentam muitas vantagens para produção local a nível europeu, para integração em edifícios e em outras aplicações específicas (Mario Paliaro et al. 2010). Adicionalmente, a tecnologia de CIGS precisa de um capex bastante inferior à tecnologia de silício para ser competitiva (V. Bernudez 2017). No entanto, ao contrário da arquitetura de células solares de silício que se tem reinventado e evoluído bastante, a arquitetura das células de CIGS é a mesma desde 1986 (R. R. Potter et al. 1985). Para aumentar o valor de eficiência do CIGS, a estratégia que a comunidade do CIGS tem usado nos últimos anos é a deposição de uma camada fina de um fluoreto alcalino (Adrian Chirilă *et al.*, 2013). Inicialmente, começou-se com um uma camada fina de NaF, mas depois utilizaram-se elementos alcalinos mais pesados. O recorde mundial de eficiência do CIGS encontra-se em 23.35% (Motoshi Nakamura *et al.* (2019), usando o elemento alcalino de Cs. Esta estratégia tem dado ótimos resultados em laboratório, mas é bastante complicado transportar esta estratégia para a escala industrial. Em células ultrafinas de CIGS, outra estratégia usada para aumentar a eficiência da célula solar é a utilização de camadas passivadoras no contacto posterior da célula solar. O objectivo desta camada é reduzir o número de defeitos na interface, por dois métodos: i) passivação química que neutraliza os defeitos na interface e ii) passivação eléctrica, no qual as cargas fixas presentes no isolador repelem ou atraem os portadores minoritários do CIGS através do efeito de campo eléctrico gerado pelas cargas fixas do dieléctrico. Uma consequência positiva na utilização desta estratégia para o contacto posterior é também combater o efeito parasítico de absorção do molibdénio (Mo). Para se aplicar esta estratégia com sucesso é necessário utilizar uma camada isoladora ultrafina (aproximadamente dois nanómetros para fazer tunneling), ou a criação de uma estrutura de pontos de contacto de forma a ser possível o contacto entre o Mo e o CIGS.

Neste trabalho vamos então estudar a possibilidade de introduzir camadas de passivação de interface frontal do CIGS. Estes esquemas de passivação têm o potencial de aumentar o desempenho eléctrico das células solares até 3.5 % (Giovanna Sozzi et al. 2007, Bart Vermang et al. 2013). Sendo esta estratégia inovadora no CIGS, ainda existe pouca literatura neste campo, mas demonstra um pequeno aumento de eficiência da célula solar, comparando com uma referência (Florian Werner et al 2020). Assim sendo, é necessário realizar um estudo fundamental para perceber a interface entre a camada de passivação e o CIGS. Neste trabalho propomos um estudo fundamental para perceber como é que a interface é afetada com a deposição de  $\text{Al}_2\text{O}_3$  no CIGS a nível estrutural, morfológico e optoelectrónico.

## SECÇÃO EXPERIMENTAL

Os substratos utilizados para a deposição do CIGS consiste em vidro, (soda-lime glass, SLG), no qual é depositado por pulverização catódica o molibdénio, que é o contacto posterior da amostra. De seguida é depositado o CIGS através de co-evaporação. A espessura final obtida do filme de CIGS foi de 2.0  $\mu\text{m}$  e com as seguintes composições  $[\text{Cu}]/([\text{Ga}] + [\text{In}]) = 0.92 \pm 0.01$  e  $[\text{Ga}]/([\text{Ga}] + [\text{In}]) = 0.41 \pm 0.02$ . Uma descrição mais detalhada de todo o processo encontra-se na seguinte referência (Lindahl J. et al. 2013). A amostra foi dividida em 4 pedaços iguais de 2.5 x 2.5 cm, sofrendo cada um deles um tratamento diferente (Fig. 1). Na amostra de referência (Ref), foi depositado CdS através de banho químico (CBD). Noutras duas amostras foi apenas depositado  $\text{Al}_2\text{O}_3$  pela técnica de deposição de camada atómica (ALD), mudando apenas entre elas o número de ciclos. Numa amostra foi utilizado 50 ciclos de deposição de  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , tendo-se apontado assim para um valor nominal de 5 nm, ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ 5nm) e na outra amostra foram usados 250 ciclos, tendo-se estimado uma espessura de 25 nm ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ 25nm). No último pedaço, foi depositado  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , usando as mesmas condições da amostra  $\text{Al}_2\text{O}_3$ 5nm, sendo de seguida depositado CdS por CBD, com as mesmas condições da amostra de referência. A temperatura usada para a deposição do  $\text{Al}_2\text{O}_3$  foi sempre a mesma, 100 °C. Foram feitos dois conjuntos de amostras com estas características, sujeitos a diferentes tipos de caracterização. O primeiro conjunto foi utilizado para caracterização morfológica e o segundo conjunto para caracterização optoelectrónica. No segundo conjunto de amostras, foi necessário depositar dos contactos frontais de Al, com uma espessura de 400 nm, por evaporação, no sentido de se realizarem medidas eléctricas. Cada contacto frontal tem um diâmetro de 1 mm.

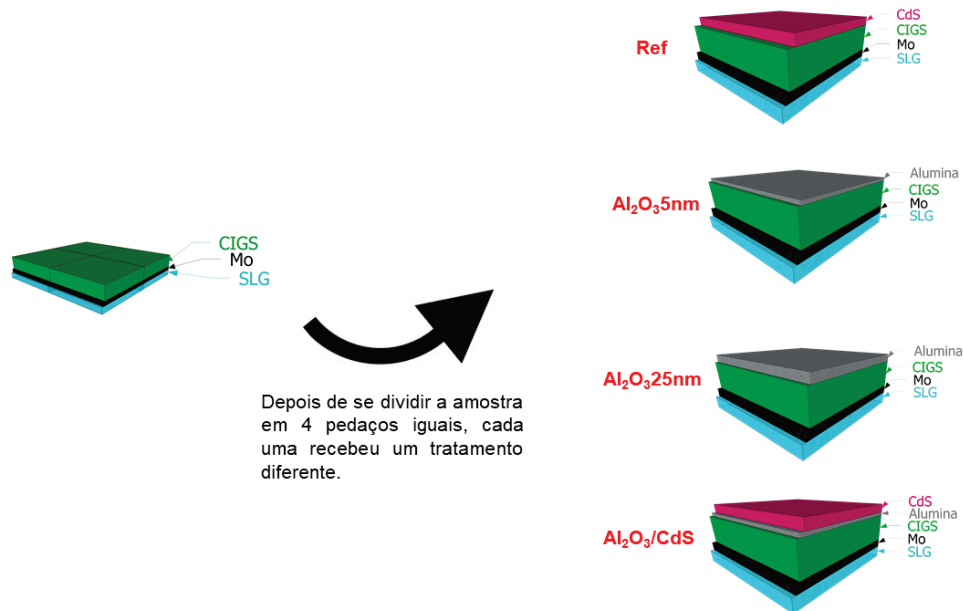


Fig. 1: Esquema de preparação das amostras, com o tratamento que cada uma sofreu e o seu nome atribuído ao longo do artigo.

### CARACTERIZAÇÃO ESTRUTURAL E OPTOELECTRÓNICA

Para se perceber o impacto morfológico, estrutural e optoelectrónico da deposição da camada de  $\text{Al}_2\text{O}_3$  no CIGS, dispusemos de várias técnicas de caracterização. Para a caracterização morfológica foi utilizada espectroscopia de Raman, técnica, esta que permite avaliar a formação de fases secundárias no CIGS; difração de raios-X de ângulo rasante (GIXRD), para determinar qual é o plano cristalino preferencial de cada amostra à superfície da mesma e difração de raios-X (XRD), para avaliar a estrutura cristalina presente em toda a camada de CIGS. Para determinar as espessuras de cada filme depositado sobre o CIGS, foi utilizado microscopia de transmissão eletrónica (TEM) e para se perceber a distribuição de elementos de cada amostra foi utilizado a espectroscopia de raios X por dispersão em energia (EDS). Como medida complementar, numa das amostras foi usado espectroscopia de fotoelectrões emitidos por raios-X (XPS). Para a caracterização optoelectrónica, foi realizadas medidas elétricas na estrutura metal-isolador-semiconductor (MIS), para se obter a densidade de defeitos na interface entre o dielétrico e o semiconductor e a densidade de cargas fixas na superfície do isolador. Tais resultados só são se podem extrair nas amostras  $\text{Al}_2\text{O}_3$ 5nm e  $\text{Al}_2\text{O}_3$ 25nm. Para todas as amostras foi possível medir a capacidade em função da frequência, fixando a diferença de potencial aplicada, simulando, de seguida, o circuito elétrico associado a cada amostra. Uma descrição mais detalhada de todo este processo encontra-se descrita no artigo (José M. V. Cunha et al, 2019). Ainda foram executadas medidas de fotoluminescência e fotoluminescência resolvida no tempo, para se perceber quais os principais canais recombinativos presentes em cada amostra e ainda espectroscopia de muões, uma técnica bastante sensível a campos elétricos locais ou impurezas dentro de um semiconductor.

### RESULTADOS EXPERIMENTAIS

Para se implementar com sucesso a estratégia de passivação frontal no CIGS, é necessário realizar um estudo fundamental para perceber o impacto do  $\text{Al}_2\text{O}_3$  nas propriedades do CIGS. Para se avaliar o impacto do  $\text{Al}_2\text{O}_3$  nas propriedades da interface do CIGS, recorreu-se à espectroscopia de Raman e ao GIXRD, complementadas por medidas de XRD no sentido de avaliar as propriedades cristalinas do CIGS em profundidade.

Os espectros de Raman, (Fig. 2a)) revelam um pico bem definido para todas as amostras a  $176\text{ cm}^{-1}$ , correlacionado com o módulo de simetria  $A_1$  e um pico mais largo a  $217\text{ cm}^{-1}$ , que é o módulo de simetria  $B_2/E$  ambos atribuídos ao CIGS. O pico  $A_1$  é bastante semelhante entre todas as amostras, o que é um indício que a deposição de  $\text{Al}_2\text{O}_3$  não provoca nenhum dano estrutural na superfície do CIGS. Nas amostras que contêm CdS, Ref e  $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{CdS}$ , é ainda possível ver o pico correspondente ao módulo de simetria do CdS. No caso da amostra de  $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{CdS}$ , o pico é muito mais largo que o observado para a amostra Ref, o que pode ser um indício que as camadas de CdS destas duas amostras podem ter propriedades morfológicas diferentes. Um dos fatores que pode ter levado a que o pico de CdS apresente uma assimetria para valores de número de onda menores é a existência de um pequeno sinal de  $\text{Cu}_{2-x}\text{Se}$ , que se situa no valor de  $260\text{ cm}^{-1}$ . Para complementar os dados de Raman foi realizado medidas de GIXRD e de XRD. No caso das amostras de  $\text{Al}_2\text{O}_3$ 5nm e  $\text{Al}_2\text{O}_3$ 25nm, a relação de intensidade dos

planos  $I_{(112)}/I_{(204)}$  entre o GIXRD e do XRD são muito semelhantes, mas no caso da amostra de  $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{CdS}$ , a relação dos planos entre os resultados de GIXRD e XRD são bastantes diferentes (Ver Fig. 2b)). Esta indicação demonstra que a amostra de  $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{CdS}$  apresenta uma estrutura cristalina diferente na superfície e no interior do filme. Analisando apenas o rácio de intensidades dos picos de difração do GIXRD de todas as amostras, podemos ver que a amostra de  $\text{Al}_2\text{O}_3$  apresenta um rácio muito maior do que as amostras que só contém  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , que poderá ser uma indicação que, estruturalmente, a interface do CIGS é diferente (Fig. 2b)).

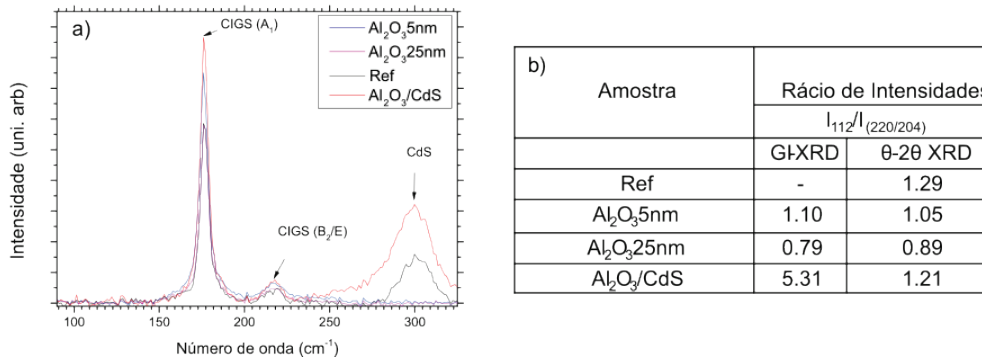


Fig.2: Espectroscopia de Raman de todas as amostras estudadas. Não se verifica nenhuma diferença no pico principal de CIGS/CIGS

As imagens de TEM comprovam que o  $\text{Al}_2\text{O}_3$  não altera a estrutura morfológica do CIGS, como a Fig. 3 revela. Para determinar se ocorre difusão de elementos entre o  $\text{Al}_2\text{O}_3$  e o CIGS registou-se um mapa EDS para a amostra  $\text{Al}_2\text{O}_3$ 25nm. Esta técnica revelou duas camadas bem definidas, sem a existência de difusão de elementos entre o  $\text{Al}_2\text{O}_3$  e o CIGS. No caso da amostra  $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{CdS}$ , também se utilizou esta técnica, para se compreender se a camada de  $\text{Al}_2\text{O}_3$  resiste ao banho químico na deposição do CdS, dado que a camada de  $\text{Al}_2\text{O}_3$  ter uma espessura pequena comparando com as espessuras dos filmes do CIGS e do CdS. Os resultados de EDS para a amostra de  $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{CdS}$  indicam que a camada de  $\text{Al}_2\text{O}_3$  não resiste ao CBD. Para confirmar estes resultados, recorreu-se ao XPS, pois é uma técnica com maior sensibilidade na indentificação e detecção de elementos químicos. Os resultados de XPS suportam o resultado que se obteve a partir do mapa de EDS da amostra  $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{CdS}$ .

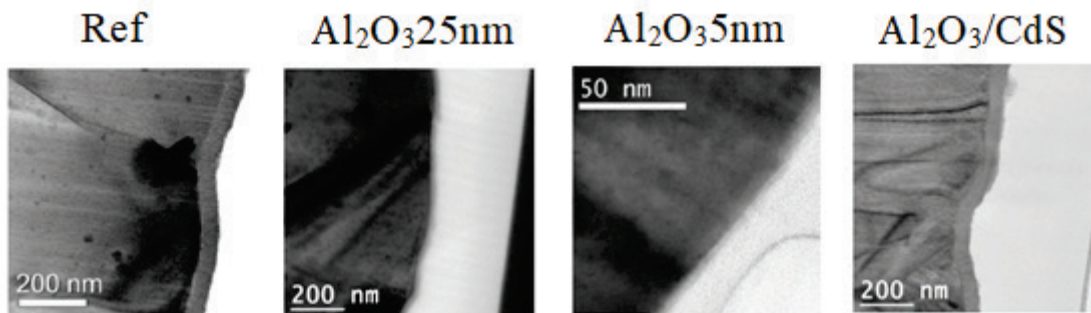


Fig. 3: Imagem de secção de corte de TEM mostrando as várias amostras estudadas

Para se avaliar as propriedades optoelectrónicas foram realizadas medidas eléctricas nas estruturas metal-isolador-semiconductor (MIS). Estas medidas permitiram extrair os valores de densidade de defeito  $D_{it}$  e densidade de carga fixa  $Q_f$  (Tabela 1). Os valores de  $D_{it}$  de ambas as amostras é baixo, sendo menores do que apresentado no estudo (Kotipalli *et al.*2015) Se se comparar os valores da amostra de  $\text{Al}_2\text{O}_3$ 25nm com a amostra deste estudo a única diferença entre elas é a temperatura usada na deposição. No nosso estudo foi utilizado uma temperatura de 100 °C e no estudo de Kotipalli *et al.* foi usado uma temperatura de 300 °C, o que aparenta haver uma influência entre a temperatura usada e o valor final de  $D_{it}$ . Estudos mais detalhados deverão ser realizados para se determinar se existe uma correlação entre estas propriedades. O valor de  $Q_f$  obtido de ambas as amostras é baixo, e com polaridade oposta à apresentada em alguns estudos da literatura (J. M. V. Cunha *et al.* 2018, Kotipalli *et al.*2015), o que indica que é um parâmetro que terá de ser otimizado para se extrair o máximo de potencial da camada passivadora.

Tabela 1: Valores de  $Q_f$  e de  $D_{it}$  das amostras de  $Al_2O_3$ 5nm e de  $Al_2O_3$ 25nm, e do estudo (Kotippali *et al.*2015)

Amostra	$Q_f$ ( $cm^{-2}$ )	$D_{it}$ ( $eV^{-1} cm^{-2}$ )
$Al_2O_3$ 5nm	$-11 \times 10^9$	$1.5 \times 10^{11}$
$Al_2O_3$ 25nm	$-7 \times 10^9$	$3 \times 10^{11}$
Kotippali <i>et al.</i>	$+(8.1-33.0) \times 10^{11}$	$(1.2-3.4) \times 10^{12}$

Outras duas análises optoelectrónicas que foram feitas, e que aparenta haver uma correlação, foi entre a TRPL e a espectroscopia de muões. Para o caso da TRPL o melhor ajuste que foi possível realizar aos dados experimentais foi uma dupla exponencial, no qual o  $\tau_1$  corresponde há componente rápida, que associamos a separação de carga ou defeitos na interface e a componente lenta,  $\tau_2$  associamos a defeitos no bulk. Na espectroscopia de muão, cada material apresenta um valor de difração diamagnética característico desse material. Entre as duas camadas, existe uma interface que é caracterizada por uma difração diamagnética e uma extensão (Fig, 4). A difracção magnética da interface é sempre menor que a do CIGS (aproximadamente 83%), por isso designamos esta região como um poço. Os valores da extensão e de difração magnética do poço são apresentados na Tabela 2.

Se comparar os valores de TRPL com as dimensões da interface da espectroscopia de muão, existe uma correlação entre elas. Pode-se correlacionar a profundidade do muão com o  $\tau_1$  e a extensão da região de interface com o  $\tau_2$ . Isto poderá ser uma evidência que a espectroscopia de muões poderá ser sensível a separação de cargas e a processos recombinativos.

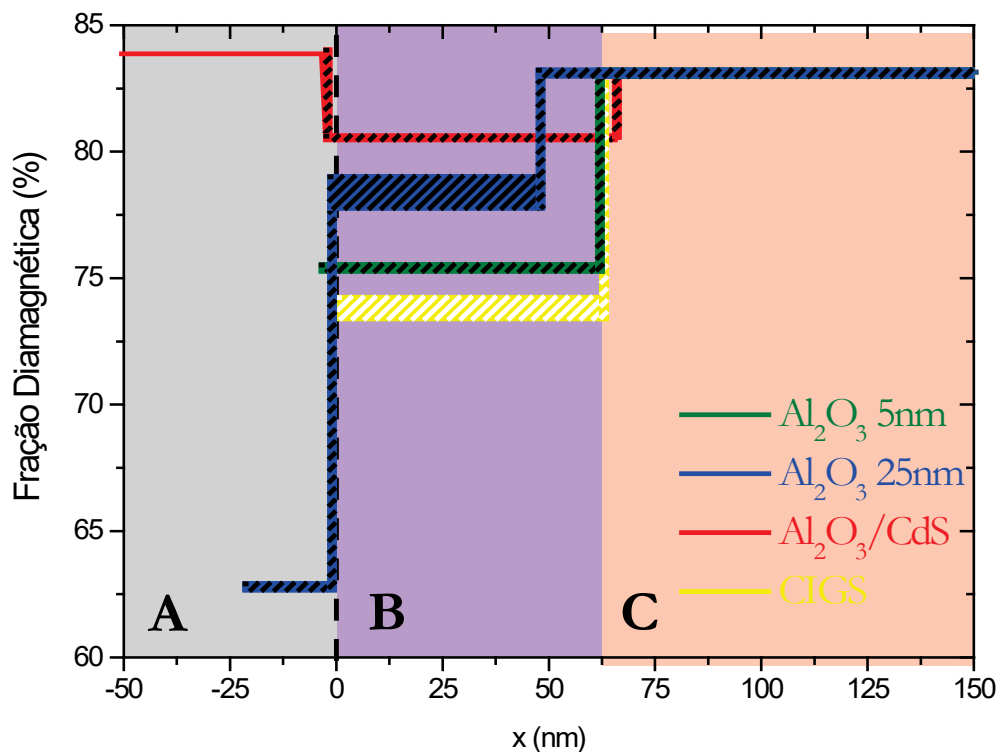


Fig. 4: Fração diamagnética em função da profundidade do CIGS. Consideramos o ponto  $x=0$ , como o início da camada de CIGS. Figura adaptada do artigo (M. A. Curado *et. al*, 2020)

Tabela 2: Valores obtidos do modelo dupla-exponencial aplicado aos dados de TRPL e as dimensões da região de interface obtidos pela espectroscopia de muão.

Amostras	TRPL $\tau_1$ (ns)	TRPL $\tau_2$ (ns)	Fração Diamagnética (%)	Muão extensão (nm)
Ref	9.2	72.9	80.48	43.5
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> 5nm	6.74	55.2	75.40	62.5
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> 25nm	7.76	64.7	78.41	48.5
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> /CdS	9.76	47.5	80.55	66.5

## COMENTÁRIOS FINAIS

Neste trabalho é demonstrado o potencial do Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> como camada passivadora frontal para aplicação na tecnologia CIGS. A deposição por ALD a 100 °C não altera as propriedades estruturais e morfológicas do CIGS. A utilização de Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> entre o CIGS e o CdS não tem viabilidade, pois a camada passivadora de Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> não resiste ao banho químico da deposição do CdS. O Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> depositado a esta temperatura apresenta um valor baixo de D<sub>it</sub>. Devido a estas características, o Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> poderá ser usado como camada passivadora frontal no CIGS, se forem usadas camadas buffer alternativas ao CdS. Este trabalho mostra que a introdução de estratégias de passivação da superfície do CIGS usando Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, introduz vários desafios. Se por um lado morfologicamente e quimicamente não existe uma forte influência na camada de CIGS, optoelectricamente observam-se alterações no comportamento do CIGS que têm que continuar a ser estudadas para permitir o uso benéfico em dispositivos.

## AGRADECIMIENTOS

P. M. P. Salomé agradece ao fundo da Fundação para a Ciência e a Tecnologia (FCT) através do projecto IF/00133/2015.J.M.V. Cunha agradece ao fundo da Fundação para a Ciência e a Tecnologia (FCT) através do projecto PD/BD/142780/2018. Agradece-se ao programa de investigação e inovação da União Europeia Horizonte 2020 através do projecto ARCIGS-M (no. 720887). Este trabalho é suportado pelo projecto NovaCell – Development of novel Ultrathin Solar Cell Architectures for low-light, low-cost, and flexible opto-electronic devices (028075) co-financiado pela FCT e pela ERDF através do COMPETE2020. Este trabalho é suportado pelo projecto InovSolarCells – Development of innovative nanostructured dielectric materials for interface passivation in thin film solar cells (029696) co-financiado pela FCT e pela ERDF através do COMPETE2020. O apoio financeiro dos projetos UIDB/50025/2020, UIDP/50025/2020 e UIDB/04730/2020 – Programático, é igualmente reconhecido. Um especial agradecimento ao Adam Hultqvist e Marika Edoff por ajudar na produção das amostras, ao Olivier Donzel-Gargand na preparação das lamelas e adquirir as imagens no TEM e ao Thomas Prokscha por ajudar nas medidas de espectroscopia de muão.

## REFERÊNCIAS

- Mario Paliaro *et al* (2010), BIPV:merging the photovoltaic with the construction industry, Prog. Photovolt: Res. Appl;18, 61–72.
- V.Bernudez (2017), Economical and operational issues for CIGS in the future PV panorama, Solar Energy, 146, 85–93.
- R. R. Potter, C. Eberspacher, and L. B. Fabick (1985), *Device analysis of CuInSe<sub>2</sub>/(Cd,Zn)S/ZnO solar cells*, in Proceedings of the Conference Record of the 18<sup>th</sup> IEEE Photovoltaic Specialists Conference, pp. 1659–1664.
- Adrian Chirilă *et al* (2013), Potassium-induced surface modification of Cu(In,Ga)Se<sub>2</sub> thin films for high-efficiency solar cells, Nature Materials 12, 1107-1111.
- Motoshi Nakamura *et al* (2019), Cd-Free Cu(In,Ga)(Se,S)<sub>2</sub> thin-film solar cell with world record efficiency of 23.35%, IEE Journal of Photovoltaics,9, pp.1863-1867.
- Giovanna Sozzi *et al* (2007), Impact of front-side point contact/passivation geometry on thin-film solar cell performance, Solar Energy Materials and Solar Cells, 165, 94-102.
- Bart Vermang *et al* (2013), Development of rear surface passivated Cu(In,Ga)Se<sub>2</sub> thin film solar cells with nano-sized local rear point contacts, Solar Energy Materials and Solar Cells, 117, 505-511.

Florian Werner *et al* (2020), Ultra-thin passivation layer in Cu(In,Ga)Se<sub>2</sub> thin-film solar cells: full-area passivated front contacts and their impact on bulk doping, Nature Scientific Reports, 10,7530.

Pedro M. P. Salomé *et al*, *Passivation of Interfaces in Thin Film Solar Cells: Understanding the Effects of a Nanostructured Rear Point Contact Layer*, Advanced Materials Interfaces, 1701101, (2017)

Lindahl J. et al. (2013) Inline Cu(In,Ga)Se<sub>2</sub> Co-evaporation for High-Efficiency Solar Cells and Modules. *IEEE J Photovoltaics*. 3, 1100

José M. V. Cunha et al, (2019), Understanding the AC Equivalent Circuit Response of Ultrathin Cu(In,Ga)Se<sub>2</sub> Solar Cells, IEEE JOURNAL OF PHOTOVOLTAICS, VOL. 9, NO. 5, pp. 1442-1448

Kotippali *et al* (2015), Investigating the electronic properties of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/Cu(In,Ga)Se<sub>2</sub> interface, AIP advances 5, 107101

J. M. V. Cunha *et al*. (2018) Insulator Materials for Interface Passivation of Cu(In,Ga)Se<sub>2</sub> Thin Films, IEEE JOURNAL OF PHOTOVOLTAICS, VOL. 8, NO. 5, pp. 1313-1319

M.A.Curado *et al*.(2020) Front passivation of Cu(In,Ga)Se<sub>2</sub> solar cells using Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>: Culprits and benefits, submetido na Applied Materials Today.