

# Caractérisation thermique de matériaux chalcogenides à changement de phase multicouches

Clément CHASSAIN<sup>1\*</sup>, Andrzej KUSIAK<sup>1</sup>, Marie-Claire CYRILLE<sup>2</sup>, Nguyet-Phuong TRAN<sup>2</sup>, Chiara SABBIONE<sup>2</sup>, Claudia WIEMER<sup>3</sup>, Alessio LAMPERTI<sup>3</sup>, Jean-Luc BATTAGLIA<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Laboratoire I2M, Université de Bordeaux, 351 Cr de la Libération, Bât. A11, 33400 Talence, France

<sup>2</sup>CEA LETI, 17 avenue de Martyrs, 38054 Grenoble

<sup>3</sup>IMM-CNR, 20864 - Agrate Brianza (MB), Italy - via C. Olivetti, 2

\*(auteur correspondant : clement.chassain@u-bordeaux.fr)

**Résumé** - Les mémoires à changement de phase sont souvent réalisées à partir d'alliages de chalcogénures sous forme de systèmes multicouches. Depuis plusieurs années, l'optimisation énergétique des mémoires à changement de phase est un point crucial dans leur développement. En effet, l'opération RESET des mémoires, permettant de passer la structure cristalline à amorphe, est très énergivore. C'est pourquoi une recherche intensive sur la chauffe des multicouches ainsi que leur dissipation de la chaleur est menée. Généralement, le matériau à changement de phase est chauffé par effet Joule par une pointe en TiN, ce qui rend par conséquent la caractérisation du contact entre élément chauffant et matériaux à changement de phase cruciale pour la problématique d'optimisation énergétique. Il en va de même pour la caractérisation des couches internes à un échantillon multicouche. Dans ce travail nous avons pu caractériser, de 50 °C à 400 °C, la résistance thermique d'interface TiN/Ge rich-Ge<sub>2</sub>Sb<sub>2</sub>Te<sub>5</sub> ainsi que la dynamique des résistances thermiques d'interface Ge rich-Ge<sub>2</sub>Sb<sub>2</sub>Te<sub>5</sub>/Ge<sub>2</sub>Sb<sub>2</sub>Te<sub>5</sub>.

## Nomenclature

$a$	diffusivité thermique, m <sup>2</sup> /s	$Z$	impédance, m <sup>2</sup> K/W
$C_p$	capacité thermique massique, J/kg/K	<i>Symboles grecs</i>	
$e$	épaisseur, m	$\rho$	masse volumique, kg/m <sup>3</sup>
$E$	effusivité, Ws <sup>1/2</sup> /K/m <sup>2</sup>	$\phi$	déphasage, °
$f$	fréquence, Hz	$\varphi$	flux d'excitation, W/m <sup>2</sup>
$k$	conductivité thermique, W/m/K	$\omega$	pulsation, rad/s
$N$	Nombre de cellule unitaire		
$T$	température, °C		

## Acronymes

*RTC* Résistance thermique de contact, m<sup>2</sup>.K/W

*RTH* Résistance thermique totale, m<sup>2</sup>.K/W

*TCR* Somme des résistances thermiques de contact, m<sup>2</sup>.K/W

## 1. Introduction

Les mémoires à changement de phase (PCRAM) sont une des technologies les plus prometteuses pour la prochaine génération de mémoires non volatiles pour le "Storage Class Memory" (SCM) ou les calculs neuromorphiques [1]. Au sein des matériaux à changement de phase (PCM), l'information est stockée à l'échelle nanométrique par le biais de la phase cristalline. L'état amorphe est un état de haute résistance électrique (état RESET) tandis que l'état polycristallin est un état de haute conductivité électrique (état SET). La mémoire est programmée (changement de phase du PCM) en chauffant localement par effet Joule avec différentes intensités selon l'opération souhaitée. Une des plus grandes limitations des PCM est la grande

quantité d'énergie nécessaire pour l'opération RESET. Après la cristallisation, pour passer la structure dans l'état amorphe, il faut faire fondre la structure et la suivre d'une trempe. Ainsi, réduire le coût énergétique nécessaire pour liquéfier la cellule est un des aspects cruciaux du développement technologique [2, 3]. Une des approches pour réduire la consommation en énergie est d'augmenter la résistance thermique du PCM dans l'état cristallin, amenant à une chauffe localisée, permettant ainsi une montée en température plus efficace. Afin de satisfaire ce cahier des charges, des alliages de chalcogénures tels que le GeTe et le  $\text{Ge}_2\text{Sb}_2\text{Te}_5$  (GST) ont été étudiés car ils possèdent une conductivité thermique faible même dans l'état cristallin. De plus, les optimisations technologiques ont mené à l'implémentation des PCM sous la forme du volume de programmation 'mushroom' [4, 5] et l'utilisation de systèmes multicouches (MLS) [6] permettant une plus grande résistance thermique du fait des interfaces. Dans le cas de la configuration 'mushroom', l'élément chauffant est généralement du TiN et est directement placé sur la zone de programmation du PCM.

Dans ce travail nous nous sommes intéressés à la caractérisation thermique d'échantillons multicouches composés de  $\text{Ge}_2\text{Sb}_2\text{Te}_5$  dopé en Ge (Ge-rich GST ou GeGST) et de GST, et plus précisément à leurs résistances thermiques d'interface. En effet la connaissance de ces résistances permet une meilleure maîtrise du budget thermique nécessaire pour l'opération RESET. En effet, un meilleur confinement permet une montée en température plus efficace. De plus, le contact entre l'élément chauffant en TiN et le MLS a également été caractérisé. Ce contact se doit d'être le meilleur possible, c'est à dire d'avoir la résistance thermique d'interface la plus faible possible afin que la chaleur produite par effet Joule soit transmise le plus efficacement possible. La caractérisation thermique des résistances thermiques d'interface a été réalisée à l'aide d'échantillons multicouches permettant de répliquer les interfaces présentes dans la PCRAM. Cette caractérisation a été faite par radiométrie photothermique modulée (MPTR) de la température ambiante à 400 °C. Il a été possible de déterminer, en fonction que de la température, les valeurs des résistances thermiques de contact ( $RTC$ ) pour le GeGST/GST ( $RTC_{\text{GeGST}/\text{GST}}$ ) et pour le GeGST/TiN ( $RTC_{\text{GeGST}/\text{TiN}}$ ), ainsi que de donner une idée de la potentielle dégradation de ces interfaces pendant la chauffe.

## 2. Conditions expérimentales

### 2.1. Dispositif expérimental

Le schéma du dispositif est illustré Fig. 1 et a été explicité en détail dans la littérature [7]. La température de l'échantillon est pilotée par un four commercial travaillant sous atmosphère contrôlée avec de l'argon comme gaz inerte. La perturbation thermique perçue par l'échantillon est issue d'un laser de longueur d'onde 1064 nm et de 1,7 W de puissance. Le rayon de la tache laser est 0,8 mm. Un modulateur acousto-optique permet de moduler le laser en utilisant un signal carré provenant d'un générateur de fonction. La réponse thermique de l'échantillon (émission propre) est mesurée par un détecteur infrarouge MCT de 0,5 mm de diamètre. Une détection synchrone est utilisée pour mesurer le déphasage  $\phi$  entre l'excitation laser et la réponse pour fréquence  $f$  donnée. Le signal de référence pour la détection synchrone est la sortie TTL du générateur de fonction. La chaîne de mesure a été étalonnée à partir d'un échantillon semi-infini connu de la littérature. La fonction d'étalonnage s'exprime telle que :  $\phi_{reel} = \phi_{exp} + 7,49e^{-4}f - 0,14$  pour des fréquences allant de 100 Hz à 10 kHz. De plus, la température réelle de l'échantillon en fonction de la consigne du four a été elle aussi caractérisée à l'aide d'une caméra thermique. La température  $T$  de l'échantillon en fonction de la consigne du four (en °C) s'exprime telle que :  $T = 0,8685T_{four} + 12,24$  où  $T_{four}$ . La fonction

d'étalonnage en fréquence permet de corriger le déphasage induit par le modulateur acousto-optique tandis que la fonction d'étalonnage en température corrige la différence de température entre le creuset et la surface supérieure de l'échantillon.

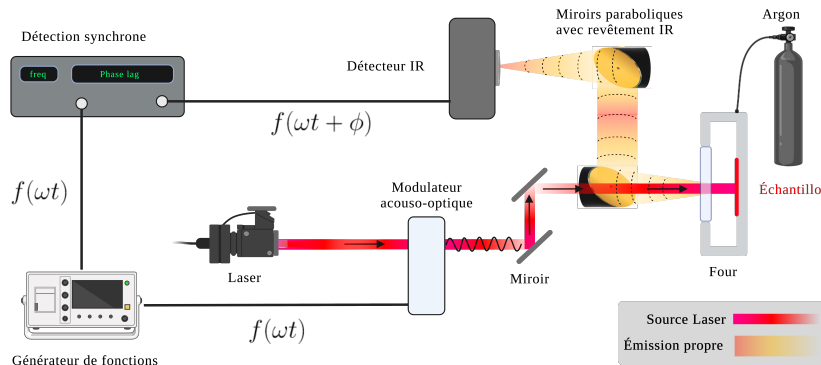


Figure 1 : Dispositif expérimental de la radiométrie photothermique modulée en face avant.

Numéro de config.	Cellule unitaire	Nombre de répétitions $N$	Épaisseur totale
1.1	(GST 10nm/GeGST 10nm)	5	100 nm
1.2	(GST 5nm/GeGST 5nm)	10	100 nm
1.3	(GST 3nm/GeGST 3nm)	17	102 nm
1.4	(GST 1,5nm/GeGST 1,5nm)	33	99 nm
2.1	(GeGST 10nm/TiN 10nm)	5	100 nm
2.2	(GeGST 10nm/TiN 10nm)	10	200 nm

Tableau 1 : Configurations des différents dépôts de MLS. Les cellules unitaires sont répétées  $N$  fois afin de former le MLS. .

## 2.2. Préparation des échantillons

Les MLS GeGST/GST (lot 1) et GeGST/TiN (lot 2) ont été fabriqués par pulvérisation magnétron, en utilisant un mélange d'argon et d'azote comme gaz de pulvérisation. Les différentes déclinaisons de chaque échantillon sont reportées Tab. 1. Ces derniers sont composés de deux couches d'épaisseur  $X$  formant une cellule unitaire avec répétée  $N$  fois. Une illustration de la composition des échantillons de GeGST/GST est présentée Fig. 2, la composition est similaire pour le lot 2 outre le MLS. La composition de GeGST est obtenue en faisant de la co-pulvérisation de Ge et  $\text{Ge}_2\text{Sb}_2\text{Te}_5$ . Le GeGST est aussi appelé "GST+Ge45%" où 45% est la fraction nominale de germanium ajoutée au  $\text{Ge}_2\text{Sb}_2\text{Te}_5$  [8]. Les MLS ont été déposés sur des substrats en silicium de 200 mm de diamètre pour 750  $\mu\text{m}$  d'épaisseur, et recouverts d'une couche de passivation de  $\text{Si}_3\text{N}_4$  de 300 nm d'épaisseur. Le mélange d'argon et d'azote en tant que gaz de pulvérisation a été choisi pour assurer un dopage nominal de 7% en azote du GeGST. L'ajout d'azote permet de réduire la taille des grains lors de la cristallisation et augmenter la température de cristallisation [9]. Les échantillons ont ensuite été recouverts d'une couche de platine jouant le rôle de transducteur optique-à-thermique pour la source laser et d'une couche de TiN permettant une meilleure adhésion du platine.

## 3. Détails mathématiques et modèle

La variation de température périodique  $\Delta T(\omega)$  à la surface de l'échantillon étant assez faible, il est possible de considérer que l'émission propre mesurée par le détecteur IR est directement proportionnelle à  $\Delta T(\omega)$ . Considérons la diffusion thermique 1D dans l'épaisseur de

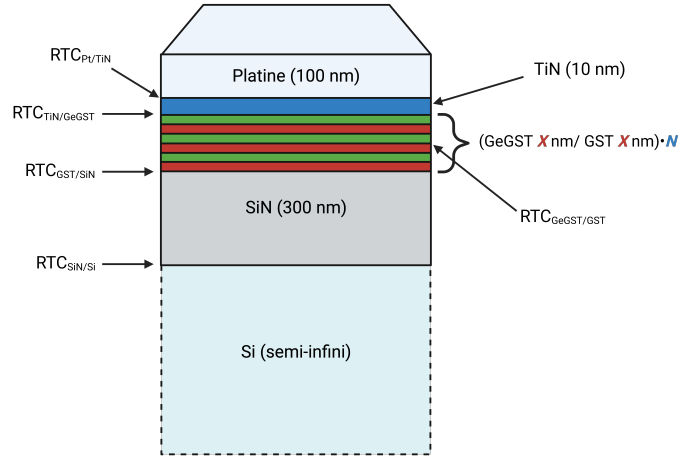


Figure 2 : Vue schématique des échantillons. Les configurations sont reportées Tab. 1.  $X$  représente l'épaisseur des couches composant une cellule unitaire du MLS et  $N$  représente le nombre de répétitions de cette cellule unitaire.

l'échantillon, sans pertes et avec un substrat semi-infini. Il est alors possible, à l'aide de la méthode des quadripôles thermiques [10, 11], d'exprimer  $\Delta T(\omega)$  en fonction du flux d'excitation  $\varphi_0(\omega)$ . Ce qui donne :

$$\frac{\Delta T(\omega)}{\varphi_0(\omega)} = Z_{Si}(\omega) + RTH \quad (1)$$

où  $\omega = 2\pi f$  et  $Z_{Si}(\omega) = 1/E_{Si}\sqrt{j\omega}$  (avec  $E_{Si} = \sqrt{(\rho C_p)_{Si}k_{Si}}$  et  $j^2 = -1$ ) est l'impédance thermique du substrat et  $RTH$  est la résistance thermique totale du reste l'échantillon. La conductivité thermique du substrat est reportée Tab. 2 et  $(\rho C_p)_{Si} = -2,64T^2 + 2,11.10^3T + 1,57.10^6$  J/m<sup>3</sup>/K. Le déphasage  $\phi(\omega)$  est calculé à partir de (1) :

$$\phi(\omega) = \tan^{-1} \left( \frac{-\sqrt{\frac{a_{Si}}{2\omega k_{Si}}}}{\sqrt{\frac{a_{Si}}{2\omega k_{Si}} + RTH}} \right) \quad (2)$$

où  $a_{Si} = k_{Si}/(\rho C_p)_{Si}$  est la diffusivité thermique du substrat de silicium.

L'algorithme d'optimisation de Levenberg-Mardquardt [12] est utilisé pour minimiser l'écart entre les données expérimentales et le modèle afin d'identifier la résistance thermique  $RTH$ . Si l'on considère que, pour chaque pulsation  $\omega$ , les couches de Pt et de TiN sont isothermes, alors la résistance  $RTH$  peut s'exprimer telle que :

$$RTH = N \left( \frac{e_1}{k_1} + \frac{e_2}{k_2} \right) + (2N - 1)RTC_{1/2} + \frac{e_{SiN}}{k_{SiN}} + TCR \quad (3)$$

avec :

$$TCR = RTC_{Pt/TiN} + RTC_{TiN/1} + RTC_{2/SiN} + RTC_{SiN/Si} \quad (4)$$

où  $e_i$  et  $k_i$  représentent les épaisseurs et les conductivités thermiques des deux couches du MLS,  $N$  est le nombre de répétitions de la cellule élémentaire du MLS et  $RTC_{i/j}$  représentent les résistances thermiques d'interface entre les couches. Pour le lot 1, la couche 1 est le GeGST et la couche 2 est le GST. Pour le lot 2, la couche 1 est le GeGST et la couche 2 est le TiN. Les paramètres utilisés pour le calcul de la relation (3) sont reportés dans le Tab. 2.

Matériau	$k(T(^{\circ}C))$	ref
$k_{SiN}(T)$	$4,66.10^{-9}T^3 - 5,8.10^{-6}T^2 + 2,84.10^{-3}T + 1,15$	[13]
$k_{Si}(T)$	$5,23.10^{-4}T^2 - 0,451T + 144,3$	[non publi.]
$k_{GeGST}(T)$	0.29	[14]
$k_{GST}(T)$	0.18	[14]
$k_{TiN}(T)$	$4T^{0,29}$	[15]

Tableau 2 : Paramètres nécessaires au calcul de RTH en phase amorphe à partir de la relation (3).

## 4. Résultats et discussion

### 4.1. Résistances thermiques RTH des dépôts

Concernant les échantillons du lot 1, ils ont été chauffés de 50 °C à 400 °C avec une pente de 100 °C/min. Chaque mesure en température a été réalisée à 2551 Hz et 3182 Hz. Un point en température nécessite environ 5 minutes de temps d'acquisition. Ces deux fréquences ont été choisies afin d'avoir une pénétration de la chaleur plus épaisse que l'épaisseur du dépôt tout en conservant le caractère semi-infini du substrat. Les échantillons du lot 2 ont eux été chauffés de 50°C à 400°C avec une pente de 100 °C/min. Cette fois ci, 12 mesures en fréquence ont été réalisées pour chaque point en température, allant de 750 Hz à 6 kHz. Le temps d'acquisition pour une température est d'environ 15 minutes. La valeur de RTH est identifiée et les résultats, après soustraction de la contribution du SiN, sont reportés dans la Fig. 3.

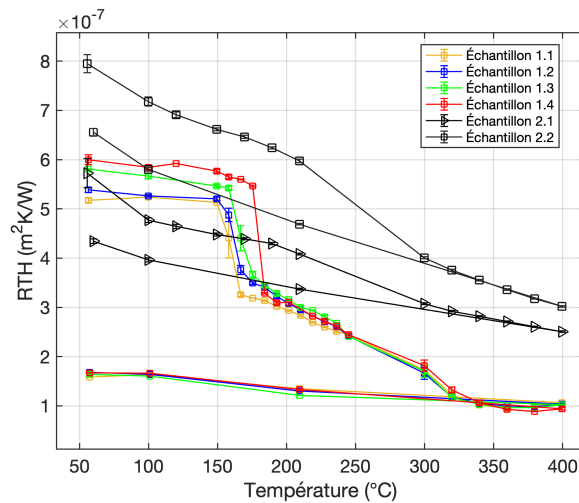


Figure 3 : Résistances thermiques RTH des différents échantillons listés Tab. 1. La contribution du SiN a été retirée.

Comme illustré sur la Fig. 3, le premier changement de phase (amorphe à cristallin FCC) est observé entre 150 °C (lot 1) et 250 °C (lot 2). Cette différence en température de cristallisation peut être expliquée à par une contrainte de compression appliquée par le TiN sur le GeGST dans le cas des échantillons du lot 2. Cette contrainte de compression décale le changement de phase vers de plus hautes températures. Le second changement de phase (FCC à HCP) apparaît lui autour de 300°C pour le lot 1 mais n'est pas visible sur le lot 2 car la température de cristallisation n'a pas été atteinte. Un décalage des températures de cristallisation pour le lot 1 en fonction du nombre de couches est également observable. Plus les couches sont fines, plus le décalage est

important. Finalement, à l'aide du lot 1, il est mis en avant qu'augmenter le nombre d'interfaces tout en conservant une même épaisseur totale permet d'augmenter la valeur de  $RTH$ . Dans un souci d'économies d'énergie, augmenter le nombre d'interfaces semble donc être une solution viable.

Il est également possible de noter pour le lot 1 qu'après 250°C, les  $RTH$  se confondent pour atteindre une seule valeur commune. Ce comportement s'explique par la diffusion du Ge dans toute l'épaisseur du MLS couplée à une dégradation des interfaces en interphases [16]. Cette tendance n'est pas observable sur le lot 2 car le TiN reste stable en température et empêche la diffusion du germanium dans l'épaisseur du MLS. C'est ce qui est à l'origine de la contrainte de compression exercée sur le GeGST. Cette stabilité permet également d'expliquer pourquoi la résistance thermique de l'échantillon 2.1 est supérieure à celles des échantillons du lot 1 pour la phase cristalline mais pas dans la phase amorphe. Le GST étant moins conducteur que le TiN et les échantillons ayant plus de résistances d'interfaces pour le lot 1, la seule façon pour que l'échantillon 2.1 ait une  $RTH$  supérieure est une dégradation des interfaces dans les MLS du lot 1. Des mesures de Spectrométrie de masse des ions secondaires par temps de vol (ToF-SIMS), de spectroscopie de rayons X à dispersion d'énergie (EDX) et de la spectroscopie Raman in-situ ont été réalisées afin d'obtenir des informations sur la structure interne des échantillons. Ces dernières ont confirmé une dégradation des interfaces en interphases pour le lot 1 et une stabilité des MLS pour le lot 2.

#### 4.2. Caractérisation des résistances thermiques d'interface

En se reportant à l'équation (3), il vient :

$$RT = RTH - N(e_1/k_1 + e_2/k_2) - e_{SiN}/k_{SiN} \quad (5)$$

Ce qui donne finalement :

$$RT = (2N - 1)RTC_{1/2} + TCR \quad (6)$$

A l'aide d'une régression linéaire sur  $RT = f(2N - 1)$ , il est possible d'obtenir les valeurs de  $RTC_{1/2}$  et de  $TCR$  pour les différentes températures. Concernant les échantillons du lot 1, la régression linéaire n'a été réalisée que sur la partie amorphe car dès que la cristallisation les interfaces se dégradent. Les résultats pour les échantillons du lot 1 et du lot 2 sont respectivement reportés Fig. 4 et 5 et Fig. 6 et 7. Les résultats ont été comparés pour la phase amorphe avec des calculs issus du modèle théorique "Diffuse Mismatch Model" (DMM) [17] et se trouvent en adéquation avec ceux ci. Les résultats sont également en adéquation avec la littérature [14]. Les Fig. 3 et 4 montrent qu'une augmentation du nombre d'interfaces pour une même épaisseur permet d'augmenter  $RTH$ . Ce qui permet un meilleur confinement de la chaleur pour l'opération RESET. Il a été aussi mis en avant que la diffusion du Ge réduit l'impact de l'augmentation du nombre de couches dès que la cristallisation commence. La Fig. 6 montre que les valeurs de  $RTC_{GeGST/TiN}$  sont proches de la valeur théorique tout au long du cycle en température. Ceci témoigne d'un excellent contact entre les deux couches étant donné que la valeur théorique suppose un contact parfait. Ainsi, afin d'améliorer la performance énergétique des PCRAM il faudrait réussir à déposer une couche "transducteur" entre le GeGST et le TiN car la marge de progression sur la qualité du dépôt est faible.

## 5. Conclusion

Il a été montré qu'augmenter le nombre de résistances d'interface au sein d'un MLS permettrait un meilleur confinement de la chaleur dans un souci d'optimisation énergétique des

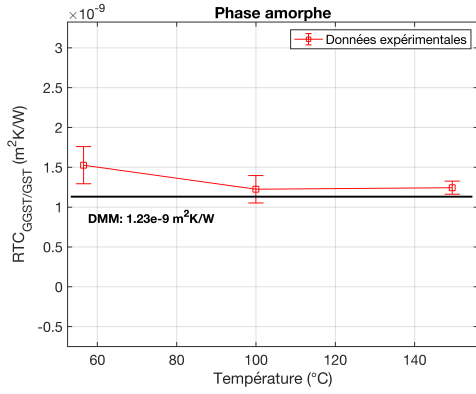


Figure 4 : Résistances thermiques d'interface  $RTC_{GeGST/GST}$  pour l'état amorphe.

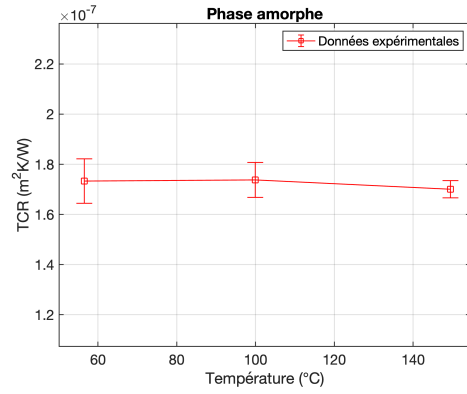


Figure 5 : Somme des résistances thermiques d'interface  $TCR$  pour l'état amorphe.

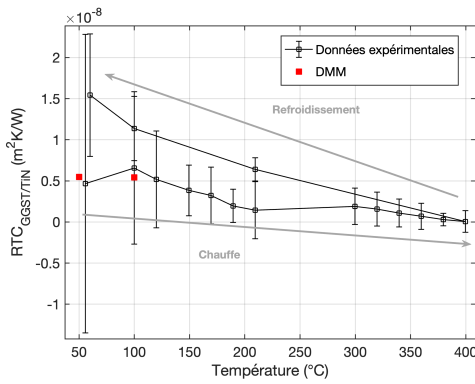


Figure 6 : Résistances thermiques d'interface  $RTC_{GeGST/TiN}$ .

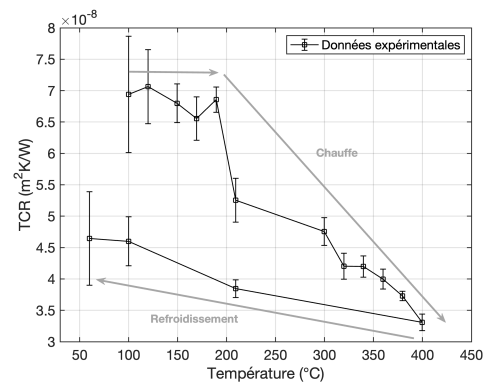


Figure 7 : Somme des résistances thermiques d'interface  $TCR$ .

PCRAM. Cependant, il arrive que lors de la chauffe ces interfaces se transforment en interphases. Par conséquent, l'augmentation du nombre d'interfaces est rendue négligeable.

De plus, le dépôt entre l'élément chauffant (TiN) et le MLS (GeGST) est très proche d'un dépôt idéal et se maintient en bonne condition tout au long de la montée en température. Ainsi dans un soucis d'économie d'énergie, se concentrer sur le développement d'une couche transducteur facilitant la diffusion de la chaleur (à l'instar du TiN sous le Pt) pourrait être une des pistes d'amélioration technologique.

Finalement, des valeurs expérimentales ont été données concernant les résistances thermiques d'interface entre le GeGST/GST et le GeGST/TiN pour une large gamme de température.

## Références

- [1] A Redaelli, and Lekhwani. Phase Change Memory. Springer, 2017.
- [2] S W Fong, C M Neumann, and H-S P Wong. Phase-change memory. towards a storage-class memory. *IEEE Transactions on Electron Devices*, 64(11) :4374-4385, 2017.
- [3] A L Lacaita and A Redaelli. The race of phase change memories to nanoscale storage and applications. *Microelectronic engineering*, 109 :351-356, 2013.
- [4] S Tyson, G Wicker, T Lowrey, S Hudgens, and K Hunt. Nonvolatile, high density, high performance phase-change memory. In 2000 *IEEE Aerospace Conference. Proceedings (Cat.*

No. 00TH8484), volume 5, pages 385-390. IEEE, 2000.

- [5] F Pellizzer, A Pirovano, Fe Ottogalli, M Magistretti, M Scaravaggi, P Zuliani, M Tosi, A Benvenuti, P Besana, S Cadeo, et al. Novel/splmu/trench phase-change memory cell for embedded and stand-alone non-volatile memory applications. In *Digest of Technical Papers. 2004 Symposium on VLSI Technology, 2004.*, pages 18-19. IEEE, 2004.
- [6] RE Simpson, P Fons, AV Kolobov, T Fukaya, M Krbal, T Yagi, and J Tominaga. Interfacial phase-change memory. *Nature nanotechnology*, 6(8) :501-505, 2011.
- [7] J-L Battaglia, A Kusiak, V Schick, A Cappella, C Wiemer, M Longo, and E Varesi. Thermal characterization of the SiO<sub>2</sub>-Ge<sub>2</sub>Sb<sub>2</sub>Te<sub>5</sub> interface from room temperature up to 400°C. *Journal of Applied Physics* , 107(4) :044314, 2010.
- [8] V. Sousa, G. Navarro, N. Castellani, M. Coue, O. Cueto, C. Sabbione, P. Noe, L. Perniola, S. Blonkowski, P. Zuliani, et al. Operation fundamentals in 12Mb phase change memory based on innovative Ge rich GST materials featuring high reliability performance. In *2015 Symposium on VLSI Technology (VLSI Technology)* , pages T98-T99. IEEE, 2015.
- [9] G. Navarro, V. Sousa, P. Noé, N. Castellani, M. Coué, J. Kluge, A. Kiousseloglou, C. Sabbione, A. Persico, A. Roule, et al. N-doping impact in optimized Ge-rich materials based phase-change memory. In *2016 IEEE 8th International Memory Workshop (IMW)* , pages 1-4. IEEE, 2016.
- [10] A Degiovanni, C Pradere, E Ruffio, and J-L Battaglia. Advanced thermal impedance network for the heat diffusion with sources. *International Journal of Thermal Sciences* , 130 :518-524, 2018.
- [11] D Maillet and S Andre. J. Batsale, A. Degiovanni, and C. Moyne, thermal quadrupoles, 2000.
- [12] Gill, Philip E., and W Murray. "Algorithms for the solution of the nonlinear least-squares problem." *SIAM Journal on Numerical Analysis* 15, no. 5 (1978) : 977-992.
- [13] AJ Griffin Jr, FR Brotzen, and PJ Loos. The effective transverse thermal conductivity of amorphous Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> thin films. *Journal of applied physics* , 76(7) :4007-4011, 1994.
- [14] A Kusiak, C Chassain, A Mateos Canseco, K Ghosh, M-C Cyrille, A L Serra, G Navarro, M Bernard, N-P Tran, and J-L Battaglia. Temperature-dependent thermal conductivity and interfacial resistance of Ge-Rich Ge<sub>2</sub>Sb<sub>2</sub>Te<sub>5</sub> films and multilayers. *physica status solidi (RRL) Rapid Research Letters* , 16(4) :2100507, 2022.
- [15] Barsoum, M. W., C. J. Rawn, T. El-Raghy, A. T. Procopio, W. D. Porter, H. Wang, and C. R. Hubbard. "Thermal properties of Ti<sub>4</sub>AlN<sub>3</sub>." *Journal of Applied Physics* 87, no. 12 (2000) : 8407-8414.
- [16] D Térébénec, N Bernier, N Castellani, M Bernard, J-BJager, Martina Tomelleri, J Paterson et al. "Innovative Nanocomposites for Low Power Phase-Change Memory : GeTe/C Multilayers." *physica status solidi (RRL)–Rapid Research Letters* 16, no. 9 (2022) : 2200054
- [17] E T Swartz and R O Pohl. Thermal boundary resistance. *Reviews of modern physics*, 61(3) :605, 1989.

## Remerciements

Ce projet a reçu un financement du programme de recherche et d'innovation Horizon 2020 de l'Union européenne dans le cadre de la convention de subvention n° 824957 ("BeforeHand : "Boosting Performance of Phase Change Devices by Hetero- and Nanostructure Material Design").