用于 β-镓$_2$氧$_3$ 器件高温运行的超薄稳定欧姆接触

短标题：β-镓$_2$氧$_3$器件的稳定欧姆接触；作者
简称：Callahan 等

William A. Callahan[1,3], Edwin Supple[2], David Ginley[3], Michael Sanders[2], Brian P. Gorman[2], Ryan O'Hayre[2, a)]、Andriy Zakutayev[3, b)]、

[1] 先进能源系统研究生项目，科罗拉多矿业学院，美国科罗拉多州戈尔登，80401[2] 冶金与材料工程系，科罗拉多矿业学院，美国科罗拉多州戈尔登，80401[3] 美国国家可再生能源实验室，美国科罗拉多州戈尔登，80401

a)电子邮箱：rohayre@mines.edu b)电子邮箱：andriy.zakutayev@nrel.gov

氧化镓（b-Ga_2O_3）在高温、高功率及传感电子器件应用方面展现出巨大潜力。然而，高温下欧姆接触所需的长期稳定金属化层面临独特的热力学挑战。当前最常见的欧姆接触设计采用20 nm厚的Ti层，但已有大量研究表明，即使在中等偏高的温度（300-400°C）下，这种设计也会失效，原因是非化学计量比的Ti/Ga_2O_3界面反应与动力学上更易发生的钛扩散过程共同作用。在此，我们展示了一种可在高达500-600°C下工作的稳定Ga_2O_3 器件欧姆接触，该接触采用超薄Ti层，并利用自限性界面反应。5nm Ti / 100nm Au接触堆叠结构中的超薄Ti层经过设计，可在形成欧姆接触的同时完全氧化，从而限制热力学与动力学不稳定性。这种新颖的接触设计策略形成了外延导电锐钛矿型氧化钛界面层，该界面层

可实现低电阻欧姆接触；该接触在真空（≤ 10^{-4} Torr）中600°C下长期连续运行（>500 小时）时保持稳定，在流动的N_2中经历室温至550°C之间反复热循环（15 次）后也依然稳定。这种稳定的欧姆接触设计将推动高温器件的发展，使研究重点能够转向整流接触及其他界面层。

I. 引言

β-Ga_2O_3 是下一代高温电子器件制造的有力候选材料，可用于电力和传感应用。作为一种材料，凭借其较大的带隙和较高的理论击穿场强，它在高压运行和高频开关方面展现出优异的品质因数[1–3]。此外，β-Ga_2O_3 易于实现浅能级n型掺杂，其中硅和锡是最常见的掺杂剂[1]。从制造角度来看，单晶Ga_2O_3 衬底既可通过直拉法（CZ）生长，也可通过边缘限定薄膜供料生长法（EFG）生长，从而具备实现工业规模化的潜力。成本建模表明，随着该技术的发展，Ga_2O_3基器件的经济可行性和技术价值将持续提升，并能够与现有的碳化硅和氮化镓技术相竞争[4,5]。

可靠且稳定的欧姆接触是各类基于 Ga_2O_3 器件得以实现的关键。目前，许多研究团队采用常见 Ti/Au 金属化方案的某种变体，其中最常见的是先沉积至少 20nm 的 Ti层，再沉积具有化学保护作用且导电的金层 [6–18]。包含额外扩散阻挡层的变体也很常见 [19–24]。这种接触

方案最常在氮气中以 470 °C 退火 90 秒。选择钛作为中间层，是因为它对半导体/氧化物和其他金属均具有良好的附着力，且电学性质理想——这种设计的欧姆接触在室温运行或接近室温运行时通常几乎不会劣化。对于基于 Ga_2O_3 的器件，该接触方案已显示出较低的比接触电阻：传统 n型衬底的比接触电阻约为 $10^{-3}\Omega\ cm^2$ [16,17]，表面处理衬底（例如经离子注入处理）的比接触电阻则介于 $10^{-5} - 10^{-6}\Omega\ cm^2$ 之间 [12,13]。

尽管这些电极在室温下表现出可接受的稳定性，但很少有研究考察长期高温运行对其性能的影响；迄今为止，少数相关研究显示，即使在相对温和的温度（300–400 °C）下，也会出现严重问题，包括接触迅速退化。一组研究人员发现，经反应离子刻蚀处理的硅注入衬底采用该金属化方案，在 300°C 下经过 100+ 小时热老化过程后仍保持稳定。相比之下，在相同时间内，未经处理的金属-半导体结的接触电阻增加了近 40% [17]。另一组研究人员对采用 20nm 钛 / 100nm 金欧姆接触的垂直肖特基器件进行了反复热循环，最高温度达 410°C，发现该器件的串联电阻增加了数个数量级 [18]。对于需要在 600°C 下运行的应用而言，这是一个问题。

据推测，这种标准欧姆接触设计的退化至少部分是由于 Ga_2O_3 与 Ti 接触之间形成了 3-5 nm 的 Ti/TiO_x “缺陷”界面层。这一推测得到热力学分析的支持，因为退火能够提供有利于形成多种不同钛化合物的条件。

氧化物，导致钛与氧化镓之间发生氧化还原反应。这被认为会形成富镓低价氧化物层，并与 TiO_x 低价氧化物层接触。问题在于，剩余未反应的 Ti 要么在 Au[16] 内部形成纳米晶体，要么随着时间推移迁移穿过 Au 到达外表面，这可能是由于有利的热力学驱动因素（即氧化学势梯度），以及随温度升高而加快的 Ti 扩散动力学 [18,25]。因此，Ti 的高迁移率及其在器件运行期间的重新分布可能会损害电性能。金接触层顶部形成氧化层，以及形成纳米晶散射位点，都被认为会降低欧姆接触的性能和可靠性。

虽然人们认为钛迁移会损害接触稳定性，但在镓$_2$氧$_3$ 与钛接触之间形成的薄 Ti/TiO_x “缺陷”界面层可能有益。多项关于 Ti/Ga_2O_3界面处钛氧化态的研究表明，存在多种 $Ti_xO_{(2x-1)}$ Magnéli相，这些相已被证明在氧化环境中具有很高的导电性和稳定性 [26–29]。这些研究发现表明，通过利用并控制界面反应，同时尽量减少过量的可迁移钛，有望提高接触稳定性。

在本报告中，我们展示了超薄钛中间层能够最大限度地完成与 Ga_2O_3 衬底的反应，同时尽量减少后续钛扩散。我们首先比较 Ti/Au 电极在 N_2气氛中经过反复热循环（15 次）后，与 (001) $Sn:Ga_2O_3$ 形成的接触性能，其中钛层厚度分别为 5 纳米和 10 纳米。我们发现，10 纳米厚的钛接触电阻更高，且热学与时间行为不稳定。相比之下，5 纳米厚的钛接触

在长期温度循环中表现出优异的稳定性和性能。随后，我们通过制备一系列 12 个双欧姆垂直器件，进一步验证了 5 纳米钛接触设计，并将这些器件置于真空腔室（$\leq 10^{-4}$ 托）中进行长时间高温热处理（600°C），持续 >500 小时。我们发现，在这段长时间高温暴露期间，全部 12 个器件均表现出优异的性能、稳定性和重复性。通过对经热循环的样品进行透射电子显微镜分析，我们发现，5 纳米样品的高温运行会形成高度结晶的外延氧化钛界面层；我们推测，该界面层有助于实现可靠且导电的欧姆接触行为。相反，透射电子显微镜研究显示，较厚的 10 纳米钛基接触未完全氧化，这与这些器件不稳定的热学与时间行为相吻合。这也可能解释了该领域普遍采用的更厚 20 纳米钛基接触方案为何存在热不稳定性。我们发现，在 5 纳米和 10 纳米钛样品中，钛都会扩散至外表面，这表明其影响次于界面接触层质量的影响。

II. 实验方法

为测试欧姆接触，我们分别在惰性流动气氛（N_2）和真空（$\leq 10^{-4}$ 托）中进行热循环（“循环测试”）以及恒定温度下的长期热保持（“热浸泡”）。

A. 样品制备

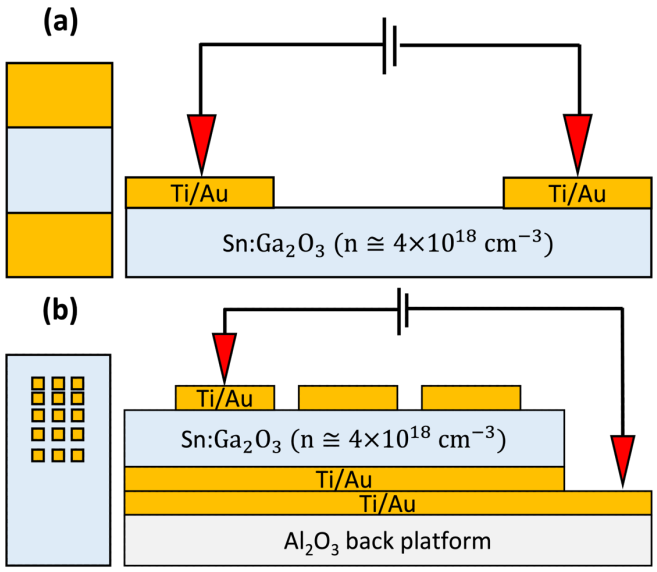

图1：器件结构和测量方案的俯视图与剖面图：(a) 热循环测量；(b) 热浸泡测量。电极由薄钛层（循环测试采用5或10nm，热浸泡采用5nm）和覆盖其上的100nm金层构成。载流子浓度由温度依赖霍尔测量确定。

器件采用 Novel Crystal Technologies 提供的（001）取向 Sn 掺杂 Ga_2O_3 制备。通过有机清洗去除衬底交付时表面的光刻胶，随后进行硫酸/过氧化物冲洗。使用 Temescal FC2000 蒸发系统，在高真空（≤

2×10^{-6} Torr）下通过电子束进行 Ti/Au 双金属沉积，层间未破真空。用于热循环的电极由两个大面积焊盘组成（每个焊盘的平均面积为 ≅ 0.13 cm^2），沉积在一块 5mm ×10mm 的 Ga_2O_3 衬底上，采用横向结构。用于热浸泡的电极由整体式大面积背面电极和一个 3x5 方形焊盘矩阵组成；方形焊盘边长为 500μm（每个焊盘面积为 = 2.5×10^{-3} cm^2），作为正面电极，采用线性传输线法（LTLM）结构。电极沉积后，样品在流动的 N_2 气氛中使用 ULVAC-RIKO MILA-3000 快速热处理设备进行快速热处理，在 550°C 下退火 90 秒。在带有金属化边角的另一块 10 × 10 mm 衬底上，使用定制仪器 [30] 在 50 − 400 °C 至 50 − 400 °C 范围内通过高温霍尔测量确定载流子浓度。在此温度范围内，该值约为 ~4×10^{18} cm^{-3}，基本保持不变。有关这些结果的更详细说明（包括电阻率和迁移率），请参见补充材料：[URL will be inserted by AIP Publishing] 。

B. 电学表征

进行热循环时，在流量为 40 sccm 的流动氮气环境下，使用 Instec HCP621G-PMH 探针台中的 Keithley 236 源测量单元进行双探针测量（源电流 I，测量电压 V）。单次热循环包括以 75°C 为温度增量，从 25°C 升温至 550°C，再降回 25°C。每个温度增量均保持 15 分钟以达到平衡，然后进行电学测量。

热浸泡实验是在定制的 McAllister 真空探针台中进行的，该探针台配有两个探针臂，每个探针臂均装有三轴步进电机。步进电机和温度可通过外部控制，从而能够依次测量

所有器件，且无需破坏真空。使用 Agilent TPS-compact 真空泵将真空度维持在 $\leq 10^{-4}$ Torr。电学测量使用同一台 Keithley 236 源测量单元进行。为开始长时间热浸泡，首先以约每小时 50 °C 的速率将探针台从室温升至 600°C，并在每升高 75 − 90°C 后采集电学测量数据。

两个探针台均采用内嵌热电偶的银制载台，通过温度控制软件构成温度反馈回路。假设保温时间（循环测试时为15分钟，浸泡时为1–2小时）足以使载台与器件达到热平衡。图1。展示了循环测试和浸泡测试的器件设计及测试配置。

III. 结果与讨论

A. 热循环

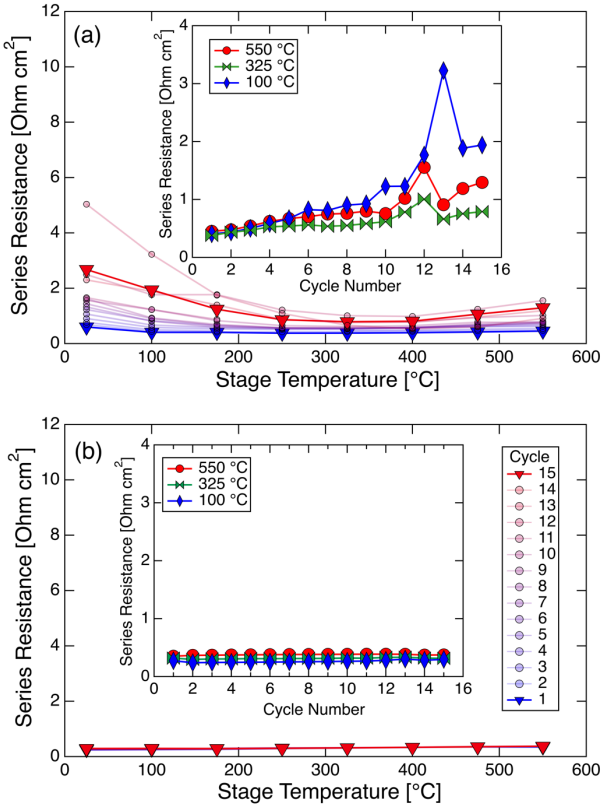

图 2： (a) 10 纳米钛和 (b) 5纳米钛结构的热循环实验，使用相同的比例尺和图例。插图显示了 3 种不同温度下串联电阻随循环次数的变化。

图2汇总了经过长时间热循环的10 nm和5 nm钛接触结构的电学测量结果。对于两个样品，温度以75°C为增量从25°C升至550°C，再降回25°C。每次温度增量后，经过15分钟的平衡时间再进行电学测量；总共进行了15次循环。每种接触结构的总测试时间约为90小时。

10 纳米样品的测量串联电阻出现了显著波动，尤其是随着循环次数增加，波动更为明显。前 8 个循环的电阻值相对稳定，从 ≈ 0.6 Ω cm^2 （循环 1）逐渐增加至 ≈ 1.4 Ω cm^2 （循环 8）。串联电阻在室温下最高，随后随着温度升高，在 325°C 时趋于最低，之后在更高温度下又逐渐增加。前 8 个循环后，串联电阻的变化趋于不稳定，尤其是在较低温度下，数值在 ≈ 1.5 –5 Ω cm^2 之间波动；与初始循环的表现相比，增幅为 250–900%。

相比之下，5 纳米样品表现出极其稳定且一致的特性。对所有循环取平均后，串联电阻随温度升高而略微增加（例如，从室温下的 ≈ 0.31 ± 0.035 Ω cm^2 增至 550 °C 下的 ≈ 0.32 ±0.032 Ω cm^2），并且也随循环次数增加而上升。经过 15 次循环后，室温下的串联电阻从 ≈ 0.26 Ω cm^2 （第 1 次循环）增加至 ≈0.37 Ω cm^2 （第 15 次循环），增幅为 44%，即 0.11 Ω cm^2。

B. 热浸泡

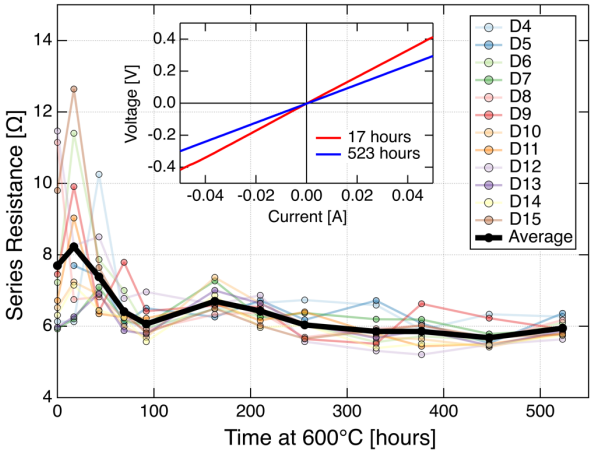

图3)：12个器件的5纳米钛结构串联电阻随时间的变化（绝对值）。插图显示了热浸泡开始和结束时12个器件的平均电流-电压曲线。

达到 600°C 后，每隔 1–3 天定期测量 12 个器件的串联电阻。采用具有相同金属化方案（5 纳米钛 / 100 纳米金）的氧化铝平台，以接入器件的背面欧姆接触。如图3所示，在 600°C 下进行 >500 小时热浸泡期间，12 个器件的平均串联电阻从初始值 $7.7 \pm 2.09\ \Omega$ 降至最终值 $5.95 \pm 0.23\ \Omega$。请注意，这些数值以 Ω 而非 Ω cm^{-2} 报告，因为其中包含探针尖端电阻、引线等，而这些因素对总电阻有显著影响。我们尝试测量各项贡献，但结果证明难以进行解卷积。因此，我们报告了完整的集总电阻值。关于传输线法测量和背面平台电阻的完整结果，请参阅补充材料，网址为 [URL will be inserted by AIP Publishing]。热浸泡的前 ≈ 50 小时产生的变化最大；此后，平均串联电阻中观察到的所有变化

所有器件的电阻均处于平均值的一个标准差范围内。这种行为表明，在最初的 ~50 小时温度处理期间存在一个 “ 磨合 ” 阶段，在此期间，热过程或电过程会推动系统趋向稳定平衡。

*C. TEM/EDS*分析

为了解这一行为，使用 FEI Helios Nanolab 600i 对经过循环处理的 5 nm 和 10 nm Ti层接触样品制备了 TEM薄片，采用标准提取技术，并在最后以 2 kV 清洁，以尽量减少样品损伤[31]。5 nm 试样在聚焦离子束提取前用记号笔涂覆碳进行封盖，以保护顶面；而 10 nm 试样仅先后采用电子束铂GIS沉积和离子束铂GIS沉积进行封盖。5 nm 试样沿平行于衬底 (010) 面的方向提取，而 10 nm 试样则沿平行于 (100) 面的方向提取。使用 FEI Talos F200X 扫描透射电子显微镜（STEM）在 200 kV 下分析 TEM样品。STEM成像时使用 98 mm 的相机长度，显微图像的束斑尺寸为 9，能量色散X射线谱（EDS）面扫描的束斑尺寸为 5。衍射面扫描采用微探针模式和 7 的束斑尺寸。

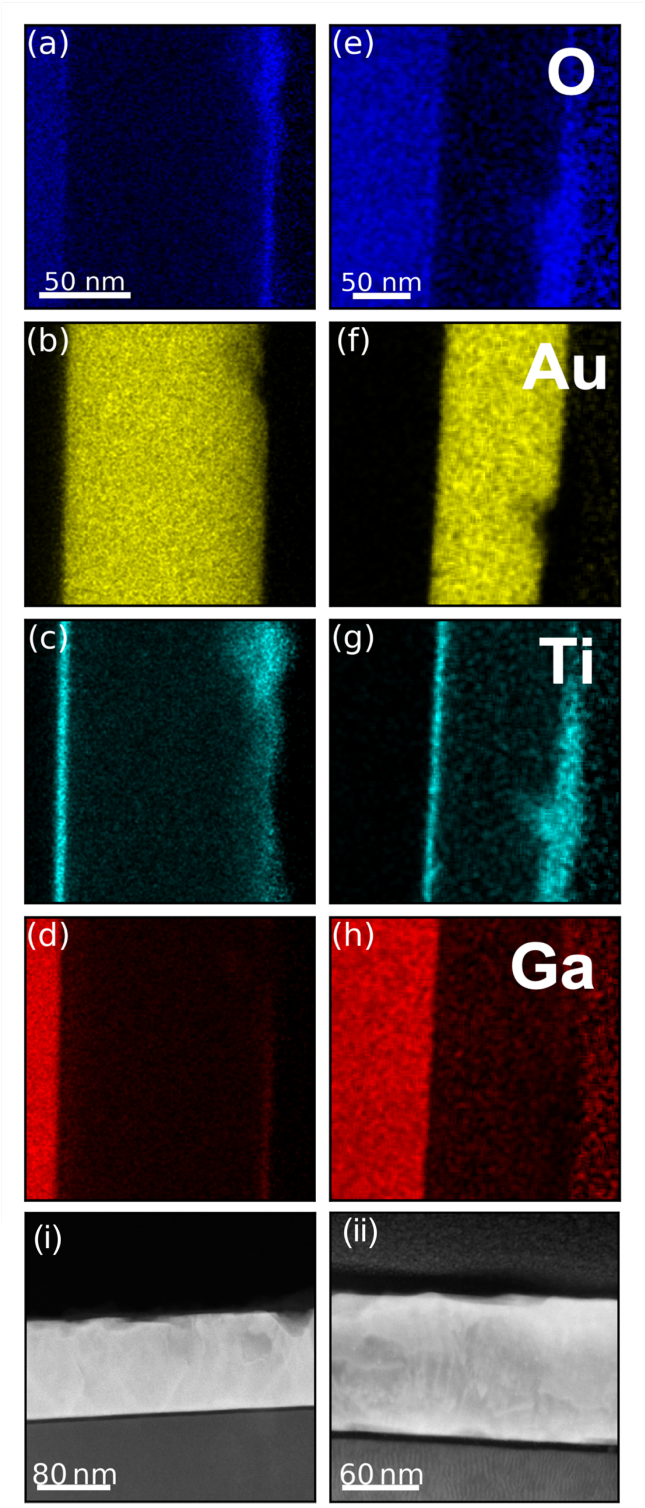

图4)：能量色散X射线谱元素分布图，显示 a-d) 5 纳米样品中氧、金、钛和镓的原子浓度，以及 e-h) 10 纳米样品中氧、金、钛和镓的原子浓度；视场中可见衬底、钛黏附层、金层和封盖材料。两个样品中都存在几个相似特征：金层上有一层薄而均匀的镓沉积物；氧化钛迁移至表面，但在金层凹陷处形成不规则团块。图(i)和(ii)分别展示了5纳米钛层和10纳米钛层样品的STEM高角环形暗场图像，其衬度由原子序数决定。请注意两个样品中钛层厚度均匀性的差异。

图4所示为两种样品的EDS元素分布图，结果显示，在两种样品中，Ti和Ga均已穿过金层迁移至器件顶面。镓在顶部金表面形成一层非常薄（< 5 纳米）且均匀的薄层，而Ti在金表面的分布不均，有些区域较厚，有些区域则几乎没有Ti。在这一宽视场范围内的强度剖面表明，最外层的Ti已发生氧化。由于样品制备采用了镓聚焦离子束，不能排除污染导致样品看起来含有Ga的可能性。不过，5纳米Ti样品提供了有力证据，表明该Ga层确实存在，并非伪影，因为碳保护层不含Ga，且厚度足够，可保护埋藏的金表面免受铣削过程造成的Ga注入影响。样品减薄过程中从侧面发生的Ga注入预计会分布得密集且均匀，并且大部分会在最后的2千伏抛光过程中被去除。

图4底部的两幅图展示了5纳米和10纳米样品的高角环形暗场图像，其衬度由原子序数决定。两幅透射电子显微镜图像中，Ti接触层均呈现为薄暗层。在两种情况下，透射电子显微镜截面中观察到的实际Ti层厚度均略小于名义目标厚度（“10纳米”接触层为~8纳米，“5纳米”接触层为4.5–4.7纳米），这表明接触层制备需要达到很高的精度。此外，10纳米样品的Ti层厚度变化略大。10纳米Ti样品下方的单晶Ga_2O_3 衬底（透射电子显微镜图像中的底层）存在垂直条纹，这很可能是由于更激进的试样制备在薄片上产生了帘幕效应，也可能是由于衬底不同晶面的铣削行为存在差异。

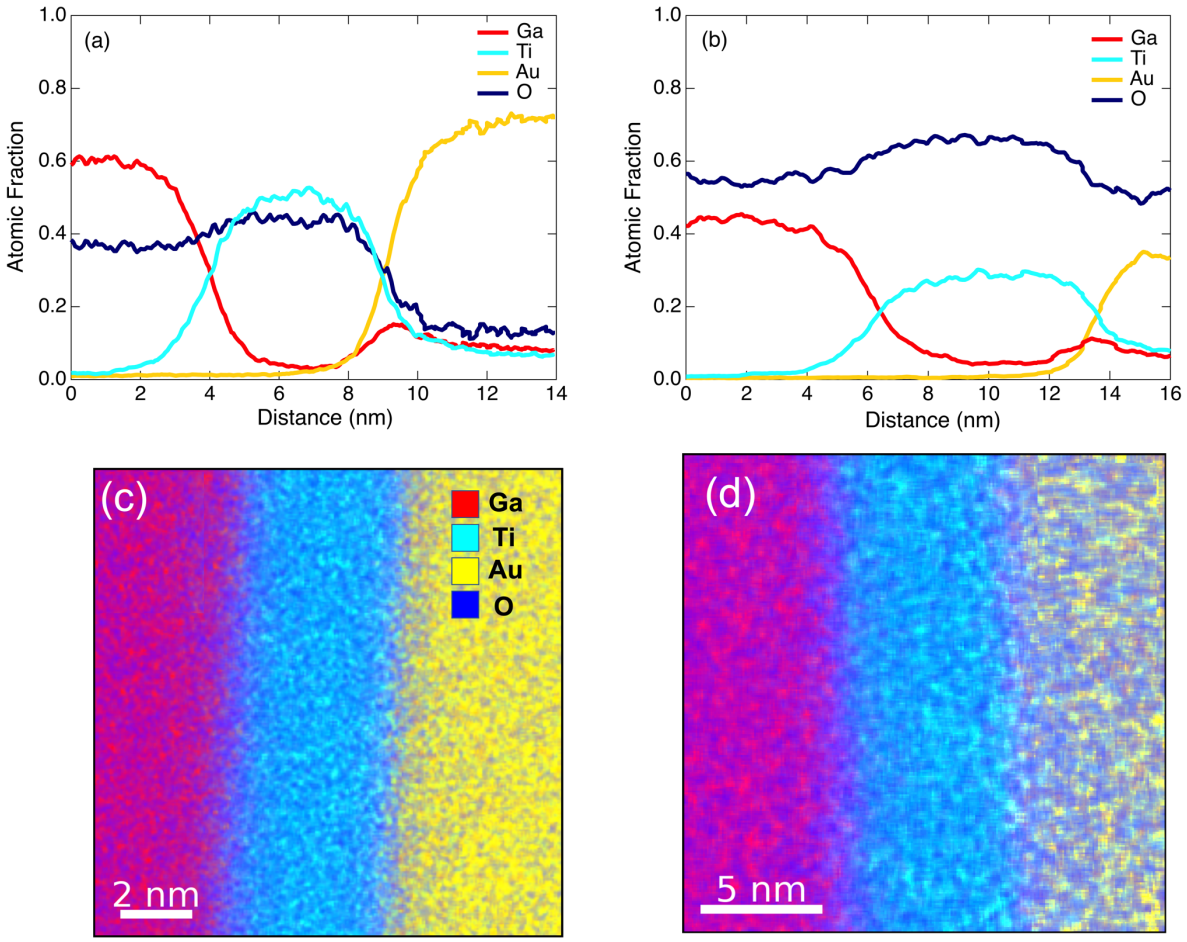

图5 a) 穿过 5 纳米 Ti 层的原子分数 EDS剖面，显示 Ti层中氧浓度适中，且 Ti-Au界面处存在镓浓度。b) 穿过 10 纳米 Ti 层的原子分数 EDS剖面，显示 Ti层中的氧浓度较高，接近 TiO_2 化学计量比，且 Ti-Au界面处存在镓。c) 5 纳米样品中 Ti 层区域内镓、钛、金和氧分布的 EDS元素分布图。d) 10 纳米样品中 Ti 层区域内镓、钛、金和氧分布的 EDS元素分布图。

图5展示了在 Ti/Ga_2O_3 界面层处，对窄视场 EDS 元素分布图中的 EDS信号进行分析所得的强度剖面。两种试样中的 Ti层均已氧化，其中 10nm 层的氧含量高于 5 纳米样品。10nm 层中的氧含量接近化学计量比 TiO_2, 的预期值，但 EDS元素分布图显示，整个样品中都含有大量氧，包括金层；因此，无法完全确定界面层的确切化学计量比。强度剖面还显示，镓扩散进入了 Ti层，并且 Ti 与金之间出现了一个镓浓度较高的小峰，进一步证实镓很可能正在样品中迁移，这也导致此前在样品顶部金表面观察到镓层。

D. 衍射分析

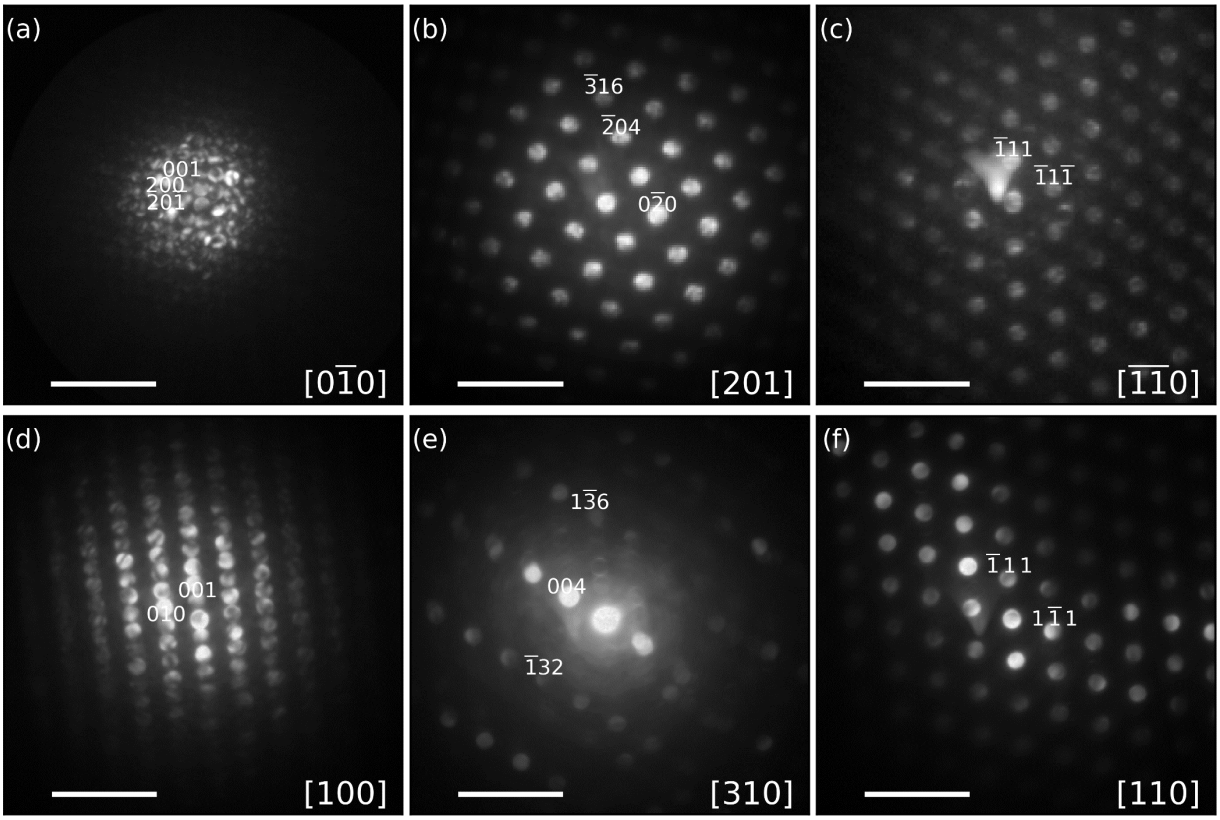

图6)：各样品代表性区域的衍射图样；顶排为5nm衍射图样，底排为10nm衍射图样。所有面板中的比例尺均为10 $Å^{-1}$ 。a) 沿[01&0] 晶带轴观察到的Ga_2O_3 。该衍射图样单独记录，旨在提高相邻衍射斑点周围的信噪比和衬度。b) 沿[201] 晶带轴观察到的Ti层，其被鉴定为锐钛矿TiO_2 相，且(3&16)与Ga_2O_3 (001)衍射反射同向。c) Au [110] 衍射图样，其中(1&11)衍射反射与Ga_2O_3 (001)衍射反射同向。d) 沿[100] 晶带轴观察到的Ga_2O_3 。e) 沿[310] 晶带轴观察到的Ti层，其被鉴定为锐钛矿TiO_2 相，且(13&6)与Ga_2O_3 (001)衍射反射同向。与该样品中的其他衍射图样及另一种样品相比，注意此衍射图样中存在大量非晶特征和次生相。f) Au [110] 衍射图样，其中(1&11)与Ga_2O_3 (001)衍射反射同向。

对每个样品均采集了衍射图谱映射，并使其与平行于薄片的晶面的带轴对齐，即 10nm 和 5 纳米样品分别对应 [100] 和 [01A0] 。各样品每一层的代表性衍射图样如下

如图6所示。在这两种情况下，(001) 衬底衍射均与表面共取向。钛层的衍射图样分别依据单质钛以及金红石、锐钛矿和板钛矿 TiO_2 相进行标定。与 10 纳米样品和 5 纳米样品分别最匹配的是 [310] 和[201] 锐钛矿晶带。两种样品的锐钛矿衍射图样均表明 {3A16}与生长面共取向。10 纳米样品的非晶特征明显更强（直射束周围出现弥散强度环），且 Ti 层的衍射图样中可见来自第二相的衍射斑点。相比之下，两种样品的衬底和金衍射图样均未显示非晶特征。金的衍射图样呈现织构化多晶结构。试样的大部分区域由〈110〉晶带构成，且 (111) 通常沿生长方向取向。能量色散X射线谱显示位于 Ti 与 Au 之间的薄镓层，在这些衍射映射图中未见明显迹象。

仅对 5 纳米样品顶部金表面上的 TiO_x 团簇进行了单独的衍射映射分析。该材料为多晶，晶粒尺寸约为 1 纳米。晶粒并非外延生长，且只有部分衍射图样对应于可辨识的晶带。可以识别出金红石和板钛矿的衍射图样，但非晶特征十分明显。不过，这种非晶成分可能主要来自样品制备过程中添加的保护性覆盖层，而非样品本身。尽管未对此进行研究，我们推测，形成于 10 纳米样品顶部金表面上的 TiO_x 团簇具有类似结构，由金红石、板钛矿和非晶 TiO_x混合组成。

衍射面扫描结果表明，两种情况下均有锐钛矿外延生长，但 10nm 薄层具有一定的非晶特征和第二相，且未能

完成从单质钛到完全氧化的锐钛矿 TiO_2的转变。推测的外延关系 $(001)_{Ga_2O_3}$ || $(3A16)_{iO_2}$ 和 $[01A^{0}]_{Ga_2O_3}$ || $[201]_{,\ iO_2}$ 起初看来并不合理。首先，锐钛矿的 [201] 和 [310] 晶带并不垂直；二者相差 78 度。不过，即使偏离较大，[310] 晶带外的锐钛矿衍射图样看起来仍与 [310] 非常相似。与 $[210]_{anatase}$ 垂直 90 度（即偏离 [310] 12 度）的衍射图样模拟，仍然与 [310] 有许多相同的衍射斑点，并且包含 (3A16) 衍射反射。因此，10nm Ti 的衍射图样只是接近 [310]，并未完全处于晶带轴上。

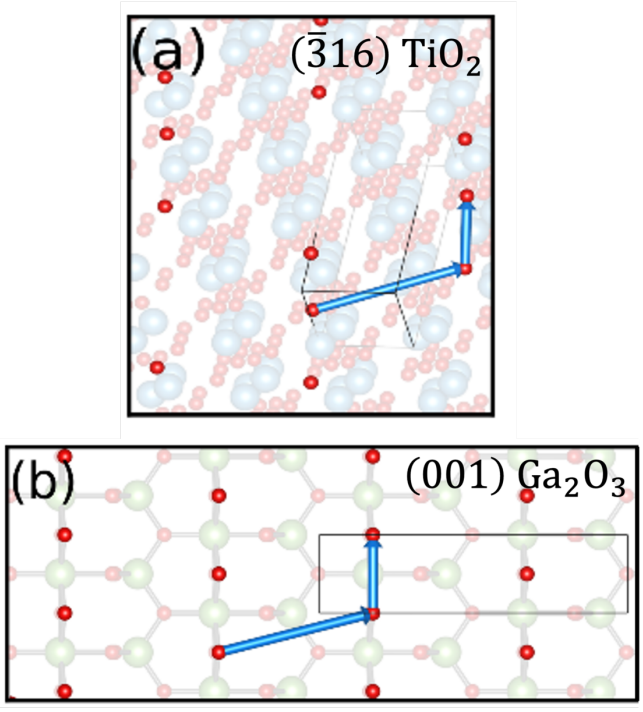

图 7：a) 锐钛矿 TiO_2 (3&16) 和 b) Ga_2O_3 (001) 晶面的截面，显示为亮红色的氧子晶格以及半透明的底层晶体结构。蓝色箭头标示了可能实现外延生长的对应几何关系。晶体按提出的外延关系取向。

我们还考虑了图 7 所示相对于 Ga_2O_3衬底的含氧 $(3A16)_{anatase}$ 晶面。两个晶面都具有相似的偏移哑铃状结构；锐钛矿 TiO_2 在 [210] 方向上的氧-氧间距，以及 Ga_2O_3 在 [010] 方向上的氧 - 氧间距，均约为 3.1Å。相邻哑铃之间的氧 - 氧间距也相近，TiO_2 为 6.2Å，Ga_2O_3, 为 6.4Å。存在合理的原子级匹配模式，可以解释这一外延生长模式；同时，衍射证据也支持两个样品中的这种共取向，且观察方向彼此不同。

总而言之，透射电子显微镜分析表明，在5nm和10nm两种情况下，Ti层均形成外延锐钛矿相TiO_2；Ti迁移至表面并形成分布不均匀的氧化钛斑块；Ga也迁移至Ti-Au界面和表面，并形成一层薄且分布均匀的层。两种样品之间的关键区别在于，5nm锐钛矿层完全结晶，而10nm锐钛矿层含有大量非晶态TiO_x 第二相，从而影响欧姆接触的性能。

IV. 总结与结论

我们已成功制备出与Sn:Ga_2O_3 形成欧姆接触的器件，所采用的是超薄钛层（5nm）和金覆盖层（100nm）。这些电极在25 - 550°C之间于N_2 中进行广泛热循环，以及在真空条件下于600°C进行≥ 500 小时的长期热浸泡后，均表现出显著的稳定性和优异的欧姆特性。通过透射电子显微镜分析，我们表明，5nm Ti层足够薄，能够完全转变为外延、高导电性的锐钛矿型氧化钛层，从而提供稳定的欧姆接触。相比之下，10nm Ti层无法完全发生反应，导致形成部分非晶态TiO_x 层，因而无法实现稳定的欧姆接触。在5nm和10nm Ti样品中，尽管均在金层的外表面发现了Ti，但Ga_2O_3 界面处中间层的均匀性似乎对电极的整体性能和稳定性具有更大影响。集成这种超薄欧姆接触设计将有助于高温器件的开发，具体而言，可将研究重点转向稳定的肖特基金属、p型异质结材料及其他功能层。

致谢

本研究由美国国家可再生能源实验室（NREL）撰写。该实验室由 Alliance for Sustainable Energy, LLC 运营，并根据合同编号 DE-AC36-08GO28308 为美国能源部（DOE）开展工作。经费由能源效率与可再生能源办公室（EERE）先进制造办公室提供。本研究还部分获得美国国家科学基金会（NSF）奖项编号 2125899 的支持。本文所表达的观点不一定代表 DOE 或美国政府的观点。

作者声明

利益冲突

作者声明不存在需要披露的利益冲突

作者贡献

欧姆接触设计与测试：W. Callahan – 概念化（同等贡献）、数据整理（牵头）、形式分析（牵头）、调查（牵头）、方法学（同等贡献）、软件（牵头）、可视化（牵头）、写作/初稿撰写（牵头）、写作/审阅与编辑（同等贡献）；D. Ginley – 概念化（同等贡献）、经费获取（同等贡献）、方法学（同等贡献）、写作/审阅与编辑（同等贡献）；M. Sanders – 概念化（同等贡献）、方法学（同等贡献）；R. O'Hayre – 概念化（同等贡献）、经费获取（同等贡献）、方法学（同等贡献）、写作/审阅与编辑（同等贡献）

A.Zakutayev – 概念化（同等贡献）、经费获取（同等贡献），方法学（同等贡献）、项目管理，（牵头）、写作/审阅与编辑（同等贡献）

透射电子显微镜分析:

E. Supple – 数据整理（主要贡献）、形式分析（主要贡献）、方法学（同等贡献）、可视化（主要贡献）、写作/审阅与编辑（同等贡献）
B. Gorman – 方法学（同等贡献）、写作/审阅与编辑（同等贡献）

数据可用性

支持本研究发现的数据可在文章 [及其补充材料]中获取。

参考文献

[1] S.J. Pearton, J. Yang, P.H. Cary, F. Ren, J. Kim, M.J. Tadjer, and M.A. Mastro, 应用物理评论 5, 011301 (2018).[2] Z. Galazka, 半导体科学与技术 33, 113001 (2018).[3] C. Wang, J. Zhang, S. Xu, C. Zhang, Q. Feng, Y. Zhang, J. Ning, S. Zhao, H. Zhou, and Y. Hao, 应用物理学报 54, 243001 (2021). 4 S. Reese and A. Zakutayev, 收录于《氧化物材料与器件 XI》，由 F.H. Teherani、D.C. Look 和 D.J. Rogers 编（SPIE，旧金山，美国，2020），第 87 页。[5] K.N. Heinselman, D. Haven, A. Zakutayev, and S.B. Reese, 晶体生长与设计 22, 4854 (2022).[6] M.H. Wong, K. Sasaki, A. Kuramata, S. Yamakoshi, and M. Higashiwaki, IEEE 电子器件快报 37, 212 (2016).[7] M.H. Wong, K. Sasaki, A. Kuramata, S. Yamakoshi, and M. Higashiwaki, 日本应用物理学杂志 55, 1202B9 (2016).[8] J. Kim, S. Oh, M.A. Mastro, and J. Kim, 物理化学化学物理 18, 15760 (2016).[9] M.J. Tadjer, N.A. Mahadik, V.D. Wheeler, E.R. Glaser, L. Ruppalt, A.D. Koehler, K.D. Hobart, C.R. Eddy, and F.J. Kub, ECS 固态科学与技术杂志 5, P468 (2016). 10 K. Zeng, K. Sasaki, A. Kuramata, T. Masui, and U. Singisetti, 收录于《2016年第74届器件研究会议（DRC）》（IEEE，特拉华州纽瓦克，美国，2016），第 1–2 页。11 Y. Yao, R. Gangireddy, J. Kim, K.K. Das, R.F. Davis, and L.M. Porter, 真空科学与技术B辑：纳米技术、微电子、材料、加工与测量现象 35, 03D113 (2017). 12 K. Zeng, J.S. Wallace, C. Heimburger, K. Sasaki, A. Kuramata, T. Masui, J.A. Gardella, and U. Singisetti, IEEE 电子器件快报 38, 513 (2017). 13 M.H. Wong, Y. Nakata, A. Kuramata, S. Yamakoshi, and M. Higashiwaki, 应用物理快报 10, 041101 (2017). 14 M. Higashiwaki, A. Kuramata, H. Murakami, and Y. Kumagai, 应用物理学报 50, 333002 (2017). 15 J. Bae, H.-Y. Kim, and J. Kim, ECS 固态科学与技术杂志 6, Q3045 (2017). 16 M.-H. Lee and R.L. Peterson, APL 材料 7, 022524 (2019). 17 M.-H. Lee and R.L. Peterson, ACS 应用材料与界面 12, 46277 (2020). 18 K. Heinselman, P. Walker, A. Norman, P. Parilla, D. Ginley, and A. Zakutayev, 真空科学与技术A辑 39, 040402 (2021). 19 H. Zhou, K. Maize, G. Qiu, A. Shakouri, and P.D. Ye, 应用物理快报 111, 092102 (2017). 20 H. Zhou, M. Si, S. Alghamdi, G. Qiu, L. Yang, and P.D. Ye, IEEE 电子器件快报 38, 103 (2017). 21 K.D. Chabak, N. Moser, A.J. Green, D.E. Walker, S.E. Tetlak, E. Heller, A. Crespo, R. Fitch, J.P. McCandless, K. Leedy, M. Baldini, G. Wagner, Z. Galazka, X. Li, and G. Jessen, 应用物理快报 109, 213501 (2016). 22 K. Chabak, A. Green, N. Moser, S. Tetlak, J. McCandless, K. Leedy, R. Fitch, A. Crespo, and G. Jessen, 收录于《2017年第75届器件研究会议（DRC）》（IEEE，印第安纳州南本德，美国，2017），第 1–2 页。23 J.-X. Chen, X.-X. Li, H.-P. Ma, W. Huang, Z.-G. Ji, C. Xia, H.-L. Lu, and D.W. Zhang, ACS 应用材料与界面 11, 32127 (2019). 24 L.A.M. Lyle, T.C. Back, C.T. Bowers, A.J. Green, K.D. Chabak, D.L. Dorsey, E.R. Heller, and L.M. Porter, APL 材料 9, 061104 (2021). 25 W.E. Martinez, G. Gregori, and T. Mates, 薄固体薄膜 518, 2585 (2010).

[26] Z. Li、Y. Liu、A. Zhang、Q. Liu、C. Shen、F. Wu、C. Xu、M. Chen、H. Fu 和 C. Zhou，Nano Res. **12**，143（2019年）。[27] Y. Yao、R.F. Davis 和 L.M. Porter，J. Electron. Mater. **46**，2053（2017年）。[28] H.T. Aller、X. Yu、A. Wise、R.S. Howell、A.J. Gellman、A.J.H. McGaughey 和 J.A. Malen，Nano Lett. **19**，8533（2019年）。[29] A.F. Arif、R. Balgis、T. Ogi、F. Iskandar、A. Kinoshita、K. Nakamura 和 K. Okuyama，Sci. Rep. **7**，3646（2017年）。[30] K.A. Borup、E.S. Toberer、L.D. Zoltan、G. Nakatsukasa、M. Errico、J.-P. Fleurial、B.B. Iversen 和 G.J. Snyder，Rev. Sci. Instrum. **83**，123902（2012年）。[31] R.M. Langford 和 M. Rogers，Micron **39**，1325（2008年）。