**使用多孔绝缘层接触减少钙钛矿太阳能电池中的非辐射复合**

**摘要：**在最佳钙钛矿太阳能电池中，将超薄低导电层插入吸收层和传输层之间已成为减少表面复合的重要策略。然而，这种方法的挑战是在开路电压（Voc）和填充因子（FF）之间进行权衡。为了解决这个问题，我们引入了一个厚约100纳米、具有随机纳米尺度开口的绝缘层。我们对具有这种多孔绝缘层接触（PIC）的电池进行漂移扩散模拟，并通过控制氧化铝纳米片的生长模式，使用溶液法实现了这种多孔绝缘层。利用具有约25%减少接触面积的PIC，在p-i-n器件中实现了高达25.5%的效率（经认证的稳态效率为24.7%）。Voc × FF的乘积达到了Shockley-Queisser极限的87.9%。在p型接触处的表面复合速度从64.2厘米/秒降至9.2厘米/秒。由于钙钛矿晶体性能的改善，体积复合寿命从1.2微秒提高到6.0微秒。钙钛矿前体溶液的改善润湿性，使我们展示了一个1平方厘米的p-i-n电池，效率达到了23.3%。我们在这里展示了它在不同p型接触和钙钛矿组成中的广泛适用性。

**正文：**

先进的器件架构和接触设计，以及吸收层质量的提高，推动了钙钛矿太阳能电池的崛起(1)。采用电子传输层（ETL）上沉积钙钛矿的传统n-i-p器件已经实现了高达25.7%的功率转换效率（PCE）(2,3)。最近，p-i-n电池（在空穴传输层（HTL）上构建的倒置结构）也达到了约24%的认证PCE（4,5）。尽管p-i-n电池的PCE落后于n-i-p电池，但它们受到高度重视，特别是因为在最先进的串联电池中展示出更高的稳定性和更高的效率（6-10）。这些性能最好的电池的开路电压（Voc）已经达到了相应带隙的Shockley-Queisser（S-Q）极限的>90%，超过了记录硅电池的水平（~85%）(1,11)。这种高水平的Voc反映了通过插入超薄低导电性钝化层来减少光载流子输运界面的非辐射复合所实现的强烈努力。低维钙钛矿(4,12-17)和低导电性有机材料（如聚苯乙烯、聚甲基丙烯酸甲酯聚合物（PMMA）和有机金属分子）(3,5,18,19)是当前性能最佳电池的主要钝化材料。研究人员还探索了介电无机材料，例如Al2O3和ZrO2(20-24)，类似于硅电池中的隧道氧化物钝化(25-28)。然而，它们远远不如低维钙钛矿和绝缘有机钝化层成功，主要是由于电隧穿对介电层厚度的极度敏感。据报道，介电层厚度的亚纳米级增加可能会导致由于串联电阻损失而导致的大量填充因子（FF）降低(20,26)。这种权衡问题在二维（2D）钙钛矿和绝缘有机钝化层中也是通用的。这种钝化-输运权衡使得同时最大化Voc和FF成为一项挑战(1,18,19)。这也使得放大制造成为进一步的挑战，因为尤其是使用溶液法，不容易用超薄钝化层均匀地覆盖一个粗糙的大面积表面。

本文提出了一种新型接触结构，旨在解决传统钙钛矿太阳能电池的两大挑战。传统的超薄（约1纳米）钝化层被一种厚的介电掩膜所取代，该掩膜上具有随机的纳米级开口，形成了一种被称为“多孔绝缘层接触”（PIC）的设计（图1A）。相较于电隧穿，光载流子通过这些开口穿过厚介电掩膜，因此载流子提取不会受到影响。使用低成本、可扩展的溶液法可以实现这种设计，并且对于介电层厚度和开口大小的变化具有高度的容忍度。数值模拟和器件实验表明，通过减少接触面积和钝化的联合效应，PIC可以降低钙钛矿的空穴传输层（HTL）接触处的非辐射复合。此外，PIC簇是亲水性和粗糙的，而首选的HTL材料是疏水性的，因此表面润湿和钙钛矿薄膜质量得到了改善。HTL接触处的表面复合速度（SRV）从64.2 cm/s降至9.2 cm/s。由于提高了钙钛矿的结晶度，体复合寿命从1.2微秒增加到6.0微秒。使用PIC，可以将接触面积减少约25%。我们将这种设计应用于p-i-n型钙钛矿太阳能电池，其PCE从约23%提高到25.5%（认证稳态PCE为24.7%，活性面积为0.06平方厘米），这是迄今为止p-i-n型电池的最高记录（表S1）。其Voc × FF乘积达到S-Q极限的87.9%，与记录的n-i-p型器件相媲美。PIC的高度可扩展性使我们可以将其应用于不同的HTL材料和钙钛矿组分（带隙分别为1.55、1.57和1.65电子伏特），并实现了1平方厘米p-i-n型钙钛矿太阳能电池的23.3%的PCE，这是所有活性面积≥1平方厘米的钙钛矿电池中最高的之一（表S2）。

PIC设计：

PIC设计灵感来自商业硅太阳能电池中的局部接触，但与之不同（27-31）。例如，在钝化发射极和后接触硅太阳能电池中，介电钝化层（Al2O3/SiNx或SiO2/SiNx堆叠，氧化物厚度约为10纳米）通过激光烧结开放，以定位金属接触（或重掺接触）用于载流子提取（图S1A）。典型的开口面积比为1％左右，以最小化复合的接触面积并保持高的填充因子。开口之间的间距与硅中的光载流子扩散长度相匹配，范围为几百微米至一毫米。不幸的是，这种技术不能直接转移到钙钛矿太阳能电池中，因为光载流子扩散长度在数百纳米的范围内。这个纳米级要求导致激光烧结或开口蚀刻的制造挑战。对于n-i-p型钙钛矿太阳能电池，已尝试通过高分辨率电子束光刻制备周期性的TiO2纳米棒阵列（间距约为300纳米）来实现纳米级局部接触（18）。TiO2纳米棒的锥头穿透超薄（<3纳米）的PMMA绝缘钝化层，与钙钛矿形成局部接触以进行电子提取。然而，复杂的电子束光刻微细加工过程使得批量生产困难。纳米棒局部接触可将填充因子提高至84.5％，但由于增加了钙钛矿/纳米棒接触面积造成复合，Voc略有降低（图S1B）。

基于这些考虑，我们寻求了一种PIC设计（图1A和图S1C），用于具有以下综合特征的p-i-n器件：（i）减少钙钛矿/HTL界面的接触面积；（ii）开口间距约为100纳米，短于钙钛矿的光载流子扩散长度；（iii）可扩展的制造工艺。如图1A所示，过程a代表不能通过厚Al2O3进行电隧穿的载流子的横向传输。过程b表示通过填充的钙钛矿形成的通道进行“通过开口”的载流子传输。我们选择Al2O3作为介电材料，因为它易于获取，但原则上，其他绝缘材料如SiO2、ZrO2和绝缘有机介电材料也可以使用。

为了分离PIC的结构效应和界面钝化效应，我们开发了一个二维数值漂移扩散模型（详见材料和方法、图S2和表S3、S4）（18,32），用于模拟具有不同介电覆盖率和不同表面复合速度的钙钛矿/HTL界面的器件（通过调节缺陷密度来保持缺陷捕获能力不变）。局部绝缘体的厚度h = 100纳米，以消除通过介电层的电注入或隧穿。局部绝缘体的宽度d = 100纳米短于钙钛矿中光载流子的扩散长度，以确保它们在相邻开口之间的横向传输（18,31）。接触面积的减少百分比通过介电覆盖率[d/(d + s)]2来调节，其中s是局部开口的宽度。我们首先在控制器件（裸露的HTL）上应用PIC，其PCE约为22％，对于p-i-n电池来说是一个可观的值。如图1B所示，我们发现，随着介电覆盖率的增加，即减少钙钛矿/HTL接触面积，PCE、Voc和FF都稳步增加，这与先前的报告（26-28,33）相吻合。对于钙钛矿/HTL界面具有不同陷阱密度的PIC器件（图S3），我们观察到了PCE、Voc和FF的同样提高趋势。这种独立性确认了PIC对Voc和FF增强的固有结构效应，为克服常规接触中遇到的钝化-输运折衷提供了一条途径。25％的PIC覆盖率可以提供约5％的PCE百分比改进（图1B和C，蓝色线）。将PIC的覆盖率增加到64％（图1C，橙色虚线）或将其涂覆在表面陷阱密度较低的钝化HTL上（图1C，红色线）可以进一步提高PCE百分比的改进超过10％。这些模拟结果为实现>25％效率的p-i-n太阳能电池提供了重要的指导。为了验证PIC模型的适用性，我们还进行了不同绝缘体宽度d（30、100和200纳米）和更高覆盖率达81％的模拟（图S4），其结果完全一致。在模拟中分析的钙钛矿/HTL接触面积之外，实际器件中的界面钝化效应也可以发生在钙钛矿/绝缘体接触界面上。因此，将上述模拟视为保守估计是合理的。PIC减少的接触面积，加上整个界面钝化，可以获得更高的Voc和FF。

PIC制备

我们通过精心控制Al2O3纳米板簇在溶液过程中的生长模式，实现了PIC接触设计。PIC原理要求局部介电屏蔽和相邻HTL开口区域之间具有高对比度。因此，避免形成连续的超薄介电层以避免钝化-输运折衷至关重要。PIC所需的前一种形态类似于Volmer-Weber（V-W）生长所产生的“孤立岛屿”（图2E）（34），而后一种形态类似于Stranski-Krastanov（S-K）生长所产生的“层加岛屿”形态（图2D）（35）。我们首先测试了用于介孔支架的30纳米Al2O3纳米板分散液（d = 30纳米）。通过旋涂不同浓度（0.7至4毫克/毫升）的分散液，我们发现其强烈倾向于形成连续层，如原子力显微镜（AFM）形态图像所示（图2，F至H）。即使在稀释浓度为2毫克/毫升的情况下，Al2O3覆盖率迅速增加到接近100％（图2M）。根据S-K生长机制，我们认为这种形态发生是因为纳米板-纳米板相互作用弱于纳米板-基底相互作用（35）。动态光散射中的水力直径大小峰值狭窄（图2A），透射电子显微镜（TEM）图像中的良好分散方式（图2B）提示纳米板-纳米板相互作用较弱。相比之下，100纳米Al2O3纳米板（d = 100纳米）以V-W生长的方式形成岛屿和簇，如浓度为0.7至4毫克/毫升的AFM形态图像所示（图2，I至K）。动态光散射中的水力直径大小峰值较宽（图2A），TEM图像中的聚集方式（图2C）提示纳米板-纳米板相互作用强大，为V-W生长提供了驱动力。随着浓度的增加（0.7至4毫克/毫升），我们观察到簇的生长和粗化，导致覆盖率逐渐从约15％增加到50％（图2M）。在浓度为1.4毫克/毫升的情况下的代表性高度剖面（图2L）反映了Al2O3岛屿的生长和粗化，平均岛屿宽度为160纳米（范围为64至270纳米），平均岛屿高度为64.5纳米（范围为25至109纳米），覆盖率约为25％（图S5）。关键是，可以在浓度范围为0.7至4毫克/毫升（图2，I至K）内获得形态图像中的干净和平坦的背景，对于成功实现PIC提供了前提条件。

太阳能电池的制备与测试：

我们随后制备了p-i-n器件，以评估具有不同大小（d = 30与100 nm）和各种浓度（0.7至4 mg ml−1）的溶液处理Al2O3介电掩模（图2，M至Q）。遵循最先进的p-i-n体系结构（5,7），我们使用聚[双（4-苯基）（2,4,6-三甲基苯基）胺（PTAA）作为在铟锡氧化物涂层玻璃（ITO）上沉积的HTL，以及C60作为在钙钛矿表面上方沉积的ETL（有关详细信息，请参见材料和方法）。钙钛矿组分为Cs0.05（FA0.95MA0.05）0.95Pb（I0.95Br0.05）3（其中FA是甲基甲酰胺，MA是甲基铵），具有1.55 eV的带隙。对于d = 30 nm的Al2O3掩模，我们只观察到在浓度为0.7 mg ml−1时略微增加了Voc和FF。随着浓度的进一步增加，FF大大降低，与AFM图像中观察到的短路电流密度（Jsc）损失和连续层形成的趋势一致（图2，G和H）。相比之下，我们观察到d = 100 nm的Al2O3掩模具有显着更广泛的性能增强窗口。随着浓度从0.7到2mg ml−1的增加，覆盖率一直增加。Voc、FF和PCE以及保留的Jsc完全受理想PIC模型的预测，并与岛屿的V-W生长趋势一致。对于浓度为4 mg ml−1的覆盖率更高的情况（约为50％），Voc和FF仍保持高于控制器件，但效率低于理想PIC模型的趋势外推。为了解释高浓度下的偏差，我们提出，过大的岛屿比例增加（即大于钙钛矿的光载流子扩散长度的岛屿）会减少载流子收集。鉴于d = 100 nm溶液中相对较大的尺寸分散度，也有可能S-K生长较小纳米板与V-W生长更大纳米板并行发生，并且在4 mg ml−1的浓度下其效果变得不可忽略。我们还注意到，随着覆盖面积的增加，当地开口宽度可以变得非常窄（例如<10 nm），因此可能引起非理想因素，例如钙钛矿无法填补狭窄的当地开口或在狭窄通道中的尺寸限制的钙钛矿展现出与块状区域不同的电荷传输性质（36,37）。从积极的角度来看，这些非理想因素为进一步优化溶液处理PIC提供了宝贵的指导方针。如果我们可以找到一种方法，在高覆盖率下包括这些非理想因素，则上述PIC器件模型也可以更精确。通过这些研究，我们随后使用浓度为1.4至2 mg ml−1的100 nm Al2O3用于优化的PIC太阳能电池。

对于覆盖率约为25％的浓度为1.4 mg ml−1的情况，我们获得了约12％的最大化PCE百分比改进（19.7与22.2％）（图2，M至Q），与上述讨论一致，即模拟器的预测是保守的。 Voc和FF的改善可能来自于除了PIC减少接触面积之外的其他因素：在HTL上钙钛矿表面的钝化和钙钛矿在覆盖有PIC的HTL上生长时改善的体材质量。为评估这些影响，我们比较了在没有HTL的条件下玻璃/钙钛矿和玻璃/PIC/钙钛矿样品的光致发光量子效率（PLQY）和瞬态光致发光寿命（TRPL）（图3，A至C）。样品是通过玻璃照明的，以保持与太阳能电池的工作条件一致（19,38）。可以观察到浓度为0.7至2 mg ml−1的PIC样品的PLQY增强。与PLQY增强一致，我们观察到所有浓度为0.7至2 mg ml−1的PIC样品中TRPL衰减明显缓慢，表明在体内和表面抑制了非辐射复合。

随后，我们测量了涂覆在PTAA上的钙钛矿的PLQY和TRPL。与其他报告一致（6,19），我们观察到ITO/PTAA/钙钛矿堆叠的双指数TRPL衰减比玻璃/钙钛矿堆叠快得多（图S6），因为存在额外的非辐射复合通路。正如先前指出的（39-42），快速的初始衰减代表了电荷提取（猝灭）和非辐射复合的综合过程。慢单指数衰减寿命（（t），如图S6中黑色虚线所示）主要归因于体内和表面的陷阱辅助复合，并且是预测可实现的Voc的最广泛使用和信任指标之一（有关详细信息，请参见材料和方法）（19,38）。根据这种推理，我们将ITO/PTAA/钙钛矿堆叠和ITO/PTAA/PIC/钙钛矿堆叠中类似的初始快速衰减归因于保留的载流子提取和使用PIC显着增加的t归因于减少的非辐射复合（图S6）。这些TRPL变化与涂覆有PIC的PTAA器件中观察到的Voc和FF的改善相一致（图2，N至Q）。

我们进一步测试了PIC在不同HTL上的适用性。我们使用了自组装单分子层的[4-(3,6-二甲基-9H-咔唑-9-基)丁基]磷酸（Me-4PACz），因为已经证明它可以增加PL寿命并实现对PTAA/钙钛矿堆叠的优越界面钝化（6）。ITO/Me4PACz/钙钛矿堆叠表现出双指数衰减，包括快速衰减和令人印象深刻的长达约880纳秒的t（图3，D和E），相应地，可实现的Voc为1.18 V（有关详细信息，请参见材料和方法）（19,38）。通过用PIC涂覆Me-4PACz，t进一步增加了约4.4倍（图3E）。在Me4PACz/PIC/钙钛矿堆叠中的t约为3800纳秒，对应于可实现的Voc为1.25 V，表示1.55电子伏特带隙半导体的S-Q限制Voc（1.285 V）的97.3％。在不同的PIC浓度（0.7至2 mg ml−1）下，Me-4PACz/PIC/钙钛矿堆叠中的t增加非常一致。同时，在Me-4PACz/PIC/钙钛矿堆叠中的TRPL和PLQY趋势（图S7）与在玻璃/PIC/钙钛矿堆叠中观察到的趋势非常一致。这种一致性表明，由于钙钛矿与HTL和PIC材料接触，因此可以成功将PIC和Me-4PACz的钝化效应结合在PIC器件中。

我们还进行了差分TRPL分析，以解决电荷提取和复合的阶段（6,43,44）。在包含PIC的情况下，寿命平台从约1 ms增加到约4.4 ms，再次确认了体内和表面显着降低的非辐射复合损失（图S8）。在PIC样品中保持早期的急剧寿命上升，表明PIC中的局部开口支持快速电荷转移。

为了分离体内和表面复合，我们通过测量TRPL作为钙钛矿厚度的函数（图3F和图S9）进行SRV分析，遵循双异质结模型（43,45-48），如下所示：

其中，teff是TRPL衰减的有效寿命，tb是体内寿命，d是钙钛矿厚度（有关详细信息，请参见材料和方法）。在HTL中加入PIC显着改善了体内寿命，从1.2 ms提高到6.0 ms，可能是由于Al2O3团簇的亲水性和粗糙表面，深刻改变了钙钛矿的生长和体内质量，正如先前报道的一样（33,49）。这一事实得到了在PIC涂覆的HTL上改善的钙钛矿润湿和覆盖度（图S10）的明显证明。如图S11和S12中的扫描电子显微镜（SEM）顶视图像和AFM形态图像所示，钙钛矿的表观晶粒尺寸的增大不明显。然而，我们的全反射X射线衍射（GIWAXS）数据（图S13，A和B）显示，相对于对照样品（图S13，C至E），PIC样品表现出更高的钙钛矿（100）和（200）晶面径向积分强度，与在X射线衍射测量中观察到的峰比一致（图S14）。此外，（100）和（200）平面的方位积分显示，PIC样品的衍射信号更加定向和集中于方位角约为90度的角度（图S13F），表明PIC的存在促进了其垂直于平面的生长。根据先前的报告（50-53），（100）面的增强和定向促进与减少体内缺陷密度和改善载流子寿命广泛相关，在TRPL，PLQY和SRV测量中显示了上述改进的一致性。HTL界面的SRV大幅降低，从64.2 cm/s降至9.2 cm/s，突显了根据先前的器件模拟（46,54）逼近热力学极限的机会。

受此成功的启发，我们制备了ITO/Me-4PACz/PIC/钙钛矿/C60/BCP/Ag的p-i-n太阳能电池。如横截面SEM图像所示（图4A），Al2O3孤立岛（覆盖率约为25％，浓度为1.4 mg ml−1）形成在Me-4PACz层上。我们在同一批次中制备了20个带有PIC和20个没有PIC的太阳能电池。PIC将平均PCE从22.1％提高到24.5％（图4B），主要是由于Voc和FF的增加。PIC将平均Voc从1.13 V提高到1.19 V，与上述TRPL测量预测（1.18 V对1.25 V）一致。与预测相比，太阳能电池中的额外Voc损失可以与制造非理想性和ETL接触处的附加损失相关联（6,19,55）。

我们根据详细平衡理论（有关详细信息，请参见材料和方法）（56,57）对Voc损失进行了定量分析。PIC器件的电致发光外部量子效率（图S15）相对于接近Jsc的注入电平的对照结果提高了约7倍（图4C），与PLQY和SRV的改进一致。非辐射复合损失降低了约50 mV，是PIC器件中更高Voc的主要贡献者（图4E）。相比之下，辐射复合损失的改进（约2 mV）是次要的，如带边际高灵敏度的外部量子效率所示（图S16）。

为了定量分析PIC器件中提高的FF（从平均值78.5％提高到82.3％）（图4B），我们使用了Suns-Voc方法，该方法涉及测量J-V曲线作为光强度的函数（有关详细信息，请参见材料和方法）（58,59）。推导出的理想因子从1.66改进到1.32（图4D），与非辐射复合抑制和FF增强非常一致。PIC器件中的FF增强有相当大的贡献，其中包括减少传输损失（4.78％对7.11％）和减少非辐射复合损失（2.65％对6.05％）（图4F）。PIC使伪FF（在没有传输损失的情况下的FF）达到87.7％（图S17），约为热力学极限（S-Q极限）的97.1％。相比之下，裸露的Me-4PACz的伪FF仅为84.3％。这种FF分析凸显了PIC如何通过形成经过填充钙钛矿的开口通道来克服Voc-FF权衡。

冠军PIC器件显示出PCE为25.6％（Voc = 1.208 V，Jsc = 25.08 mA cm−2和FF = 84.37％），几乎没有滞后效应（图4G）。经过300秒的最大功率点跟踪后，稳定的PCE为25.5％（图4I）。这个效率是迄今为止钙钛矿单结电池中最高的之一（表S1）。测量的Voc和FF分别为1.55 eV太阳能电池的S-Q极限的94％和93.5％，以及TRPL寿命（1.25 V）和伪FF（87.7％）预测的上限的约97％。正如先前报道的那样（1），相对于S-Q极限的Voc×FF乘积可以量化Voc-FF权衡，而不受不同带隙的影响。我们的PIC器件可以提供相对于S-Q极限的Voc×FF乘积的87.9％，这是迄今为止p-i-n器件中最高的，与记录n-i-p器件中的水平（87.3％）相媲美（表S1和图S18）。

由一个独立认证测试中心（中国国家光伏行业检测中心）测量的一台PIC器件的认证结果为24.9％的PCE（Voc = 1.203 V，Jsc = 25.02 mA cm−2和FF = 82.73％）（图S19），经过300秒的最大功率点跟踪后，稳定的PCE为24.71％（图S20）。这个确认值是所有p-i-n器件中最高的认证效率（表S1）。我们实验室测量的Jsc与认证Jsc高度匹配，误差小于0.3％，并且与积分EQE谱计算得到的Jsc（24.4 mA cm−2）相匹配（图S21）。

从设备制造的角度来看，使用PIC将PCE的标准偏差从1.37降低到了0.45％（图4B）。在粗糙且亲水的PIC表面上沉积的钙钛矿薄膜的改善均匀性和产量使我们能够实现更少的分流通道的扩大电池。具有1 cm2孔径面积的PIC电池达到了23.3％的PCE（Voc = 1.17 V，Jsc = 25.05 mA cm−2和FF = 79.48％）（图4H），是所有有效面积≥1 cm2的钙钛矿电池中最高的值之一（表S2）。

稳定型测试：

我们在加速寿命条件下，按照ISOS共识协议（有关详细信息，请参见材料和方法）（60）对PIC器件的长期稳定性进行了研究，包括持续加热和照明。为了进行长期稳定性测试而不影响PCE，我们使用了由原子层沉积制备的SnO2层（15到20 nm）来替换BCP层。我们在N2气氛下测试未封装的器件，以揭示其内在特性并避免封装的影响。经过1000小时的加速老化（85℃），PIC器件保留了初始PCE的98％，而对照组器件在大约400小时（T80寿命）时出现了约20％的PCE损失（图4J）。此外，在1太阳照明下，PIC器件在MPPT（摄动和观察跟踪）下连续运行1000小时后，仅出现少量小于2％的降解（室温约35至40℃）（图4K）。

对照组器件在大约200小时内没有出现降解，然后在大约800小时时出现20％的PCE损失。我们注意到，我们的p-i-n器件没有烧毁降解，但在初始阶段略微增加了PCE，这可能是由于钙钛矿的光诱导缺陷修复引起的，正如先前的研究所揭示的那样（61,62）。这种令人印象深刻的PIC器件操作稳定性与观察到的薄膜润湿、钙钛矿表面的通道修饰和载流子传输的改善是一致的。研究表明，在钙钛矿/ HTL界面上更好的通道修饰和更快的载流子提取可以有效地提高稳定性，因为存在更少的载流子积累和抑制相分离（6,63）。

展望：

基于在硅电池中成功应用双面（n型和p型）局部接触的经验，我们尝试通过在钙钛矿表面额外旋涂Al2O3来扩展PIC器件，但是并没有在Voc和FF方面获得进一步的改善（图S22A）。

我们推测，在钙钛矿粗糙表面上，Al2O3的聚集和生长可能与HTL平坦表面上的不同，而后面ETL的局部接触结构也与前面的PIC不同（请参见图S22，B到E中的示意图），这表明在顶部表面上扩展PIC需要适当的修饰。值得注意的是，已建立的硅太阳能电池的局部接触通常覆盖率>90％。与之一致的是，我们的模拟结果（图S4）显示，如果能够找到一种方法来制备覆盖率从25％增加到>80％的几乎理想的PIC结构，则PCE可以再提高约2％。

PIC的概念也可以推广到其他钙钛矿组成。在FA0.95MA0.05 Pb（I0.92Br0.08）3中，这是一种无Cs组成，带隙为1.57 eV的钙钛矿，我们使用PIC将p-i-n电池的PCE从22.90％提高到25.13％，具有高Voc（1.2 V）和高FF（84.14％）（图S23）。此外，我们还观察到了1.65 eV钙钛矿电池的相当大的PCE、Voc和FF改善，这对串联应用非常有吸引力（图S24）。这两个演示并没有经过优化。例如，PIC的参数，如开口间距，应调整以匹配特定钙钛矿的光载流子扩散长度。