

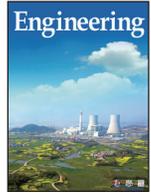


ELSEVIER

Contents lists available at ScienceDirect

Engineering

journal homepage: [www.elsevier.com/locate/eng](http://www.elsevier.com/locate/eng)



Research  
Clean Power Technology—Article

## 用高光谱发光法研究 $\text{Cu}(\text{In}_x\text{Ga}_{1-x})\text{Se}_2$ (CIGS) 模块中由 P1 引起的功率损耗的成因

César Omar Ramírez Quiroz<sup>a,\*</sup>, Laura-Isabelle Dion-Bertrand<sup>b</sup>, Christoph J. Brabec<sup>c,d</sup>,  
Joachim Müller<sup>a</sup>, Kay Orgassa<sup>a</sup>

<sup>a</sup> NICE Solar Energy GmbH, Schwaebisch Hall 74523, Germany

<sup>b</sup> Photon Etc. Inc., Montréal, QC H2S 2X3, Canada

<sup>c</sup> Institute of Materials for Electronics and Energy Technology (i-MEET), Department for Material Science, Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg (FAU), Erlangen 91058, Germany

<sup>d</sup> Helmholtz Institute Erlangen-Nürnberg for Renewable Energy Production, Energy (IEK-11), Forschungszentrum Jülich GmbH, Erlangen 91058, Germany

### ARTICLE INFO

#### Article history:

Received 10 September 2019

Revised 10 November 2019

Accepted 3 December 2019

Available online 4 July 2020

#### 关键词

$\text{Cu}(\text{In}_x\text{Ga}_{1-x})\text{Se}_2$

电池到模块的效率差距

由 P1 引起的功率损耗

高光谱光致发光

激光烧蚀短程热效应

### 摘要

在本文中，我们利用了高光谱高分辨率光致发光映射技术，这是一个强大的工具，可用于选择和优化在  $\text{Cu}(\text{In}_x\text{Ga}_{1-x})\text{Se}_2$  (CIGS) 模块上对子电池进行图案化互连的激光烧蚀工艺。通过这种方式，我们可以完成对消融区域附近材料降解的深度监测以及对潜在机制的识别。具体而言，通过分析在 CIGS 沉积之前烧蚀的标准 P1 图案线，我们发现了沿着下部的钼槽边缘的异常发射猝灭效应。通过扫描电子显微镜 (SEM) 比较了 P1 边缘的横截面的形貌，我们进一步合理化产生这种效应的起因，但无法用厚度变化解释光发射的减少。我们还研究了激光诱导对 CIGS 沉积后的 P1 图案线带来的损伤。然后，我们首次记录了短距离损坏区域，该区域与在激光路径上应用的光学孔径无关。我们的发现能更好地理解 P1 引起的功率损耗，并为改进与行业相关的模块互连方案提供了新的见解。

© 2020 THE AUTHORS. Published by Elsevier LTD on behalf of Chinese Academy of Engineering and Higher Education Press Limited Company This is an open access article under the CC BY-NC-ND license (<http://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/>).

## 1. 引言

近年来，在实验室规模下应用的  $\text{Cu}(\text{In}_x\text{Ga}_{1-x})\text{Se}_2$  (CIGS) 光伏 (PV) 功率转换效率已大大提高。最新研究显示，2019 年的转换效率高达 23.4% [1–3]。尽管这些研究令人鼓舞，但这些成果仍然只能在实验室规模上实现。实际上，如电池到模块的效率差距 [4] 所示，高效率模块的工业制造明显更具挑战性。因此，大型模块的

行业相关纪录为组件效率达 17.6% (总面积为 0.72 m<sup>2</sup>) [5]。在进一步提高模块效率的不同策略中，可以采用混合或创新的模块化方案 [4]。特别是，为减少电损耗和 (或) 死区而设计的可替代的图形几何结构是文献 [6–12] 中广泛讨论的内容。在此观点中，我们专注于 CIGS 之后和之前的激光烧蚀图案线。为了更好地理解由不同激光烧蚀工艺所造成的损坏程度，我们使用了高分辨率的高光谱成像仪来研究图案形成区域内和周围的光致发光

\* Corresponding author.

E-mail address: [CRamirez@nice-solarenergy.com](mailto:CRamirez@nice-solarenergy.com) (C.O. Ramírez Quiroz).

(PL) 情况。先前的研究通过PL观察了由CIGS激光诱导的损伤情况[13,14]。但是, 这些PL研究是通过逐点测量例行程序完成的, 其最佳空间分辨率为20  $\mu\text{m}$ 。此外, 局部激励分析的缺点是在远离激励点处会产生电荷载流子的传输。所以, 需要在不同于预期条件的情况下使用太阳能电池的标准操作进行测量。这对测量准确性造成了影响。本文对使用空间分辨高光谱PL成像技术进行模块互连的不同P1图案线策略进行深入分析。高光谱成像仪在观察区域的均匀照明下运行, 这可以在接近工作条件的状态下表征电池。

## 2. 材料和方法

### 2.1. 样本制备

本研究使用的样品由NICE Solar Energy GmbH (德国) 的创新生产线制造。为进行此项研究而制作的样品包括以下层序: 钠钙玻璃 (3 mm)、钼 (400 nm) 和CIGS层 (2~3  $\mu\text{m}$ )。吸收体材料沉积后, 所有样品均具有50~70 nm的CdS缓冲层以及40~60 nm的本征ZnO, 以防止表面降解。在获取PL之前, 用校准为1个太阳辐照度的人造日光源系统将样品照射2 h。后一步骤是为了避免产生任何亚稳效应[15,16]。

### 2.2. 图案线

在NICE Solar Energy的创新生产线中, 在标准条件下通过激光烧蚀形成GIGS材料沉积前的P1图案线。对于有光学孔径的加工过程, 我们使用波长为532 nm的光源, 以12 ps脉冲激光在50 kHz和15  $\mu\text{J}$ 下形成位于沉积CIGS、CdS和i:ZnO层之后的激光图案线。利用5 mm的孔径减少热致损伤。对于没有光学孔径的加工过程, 烧蚀线是通过532 nm、0.5 ns的激光在20 kHz和68  $\mu\text{J}$ 工作条件下形成的。需指出的是, 我们没有考虑来自两个激光过程的激光脉冲频率和激光脉冲能量的差异。我们假定这两个过程都在具有相似损坏区域和功能的操作窗口内进行[17]。

### 2.3. 高光谱成像

高光谱成像仪 (IMA, 加拿大Photon Etc.公司) 由与连续波 (CW) 激光耦合的光学显微镜、宽带照明源和基于体布拉格光栅 (VBG) 的高光谱滤光片组成。该系统在400~1000 nm范围内连续可调。IMA提供了光谱和空间分辨的发光、反射和透射图像, 光谱分辨率小于

2 nm, 空间分辨率约为1  $\mu\text{m}$  (受衍射限制)。用532 nm激光均匀激发CIGS模块, 并使用硅基电池耦合器件 (Si CCD) 相机获取光学和PL图像。

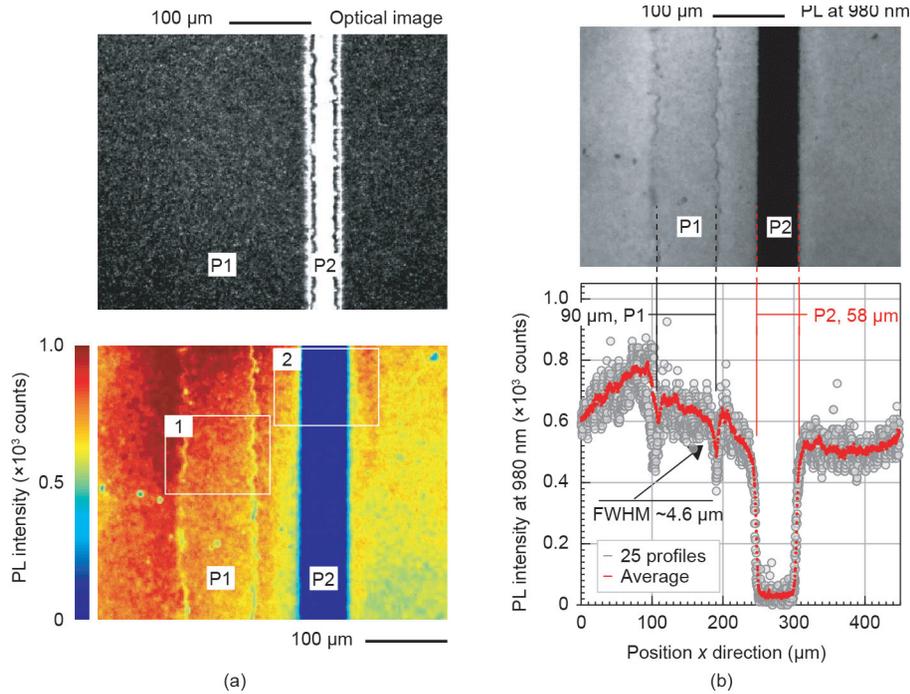
VBG是由光折射和热折射 (PTR) 玻璃制成的衍射光栅, 它可在整个体积分布内进行周期性的折射率调节。Photon Etc.公司的高光谱显微镜利用VBG从多色入射光束中提取一小段波长的带宽。为了选择特定的衍射波长, 需调整滤光片的角度以满足布拉格条件:  $\lambda_B = 2n_0A\cos(\theta + \varphi)$ , 其中,  $\lambda_B$ 是衍射波长,  $n_0$ 是PTR玻璃的折射率,  $A$ 是光栅的周期,  $\theta$ 是入射光与法线之间的夹角,  $\varphi$ 是布拉格平面的倾斜度。对于本研究中所使用的透射光栅,  $\varphi = \pi/2$ , 布拉格条件变为 $\lambda_B = 2n_0A\sin\theta$ 。引导光栅角度的机械调谐可扫描数百纳米的输出波长[17,18]。

布拉格光栅技术专为全局成像而设计, 它允许在显微镜下逐个波长地采集来自整个视野的信号。而常规的PL成像设置基于逐点扫描或线扫描技术, 其中需要重建图像。使用此成像技术, 仅能照亮样品的一小部分(通过共焦逐点扫描约1  $\mu\text{m}^2$ ), 而使周围区域处于黑暗, 并使载流子向这些区域横向扩散。全局照明避免了由于局部照明而导致的载流子重组。使用整体成像产生的等电位可防止电荷向较暗区域扩散。用于全局成像模式的均匀照明使在现实条件下 (低至1个等效太阳功率密度) 进行PL实验成为可能。仪器的激发强度波动预计将高达13%。激发辐照度的变化将使PL发射成比例的变化, 从而使这种效应易于识别。此外, 借助仪器软件将这些影响降至最低。

## 3. 结果与讨论

### 3.1. 在标准 P1 激光图案线上观察异常的光发射

图1 (a) 显示了在CIGS沉积之前在P1图案线和P2激光图案线的同一点上捕获的光学和PL显微照片之间的对比情况。同预想的一样, P2激光凹槽周围的金属区域没有PL发射[19-21]。关于CIGS材料在P1消融线上方的PL空间均匀性特征, 我们观察到了不同的情况。与光学显微照片相反, PL谱图沿着下面的P1凹槽的轮廓使发射强度降低。为了更仔细地观察沿着P1凹槽的PL行为 (以下称为P1边缘PL效应), 我们提取了25个PL强度分布图, 在图1 (b) 中进行显示。P1凹槽轮廓处的强烈的光电发射猝灭效应再次得到验证。当比较从CIGS材料不同区域提取的PL光谱时, 我们进一步观察



**图1.** 标准P1激光图案线的异常光电发射观测。(a) P1和P2（底部）消融线（顶部）的光学显微照片，以及从在同一位置（底部）捕获的高光谱显微照片中提取的PL强度图；(b) P1和P2图案线（顶部）的单色PL（在980 nm处）图像，以及对P1和P2（底部）上的PL线轮廓（在980 nm处）的统计分析，显示了P1边缘PL效应的程度（仅显示具有代表性轮廓的数据，对所有25个轮廓数据进行平均处理）。FWHM：半峰全宽。

到PL能带结构没有变化，表明在消融区域没有与P1边缘PL效应相关的成分变化[图2(a)、(b)]。关于P1凹槽边缘的强度变化，一方面，观察到P1边缘PL效应能对CIGS（主要是在钼槽的边缘）从顶部到底部的分流路径做出解释。另一方面，在同一边缘上发生的CIGS层厚度的变化将同样解释了P1边缘PL效应。为了阐明后者是造成P1边缘PL效应的潜在原因，我们将扫描电子显微镜(SEM)横截面聚焦在P1凹槽的边缘[图2(c)]。由于PL显微照片的高分辨率，我们可以轻松测量PL-P1边缘效应的程度，在该处我们观察到半峰全宽(FWHM)约为4.6 μm。从SEM横截面中可以很容易地得出，由于下面钼层的存在，P1边缘PL效应的程度远远超过CIGS吸收材料阶跃的程度。当考虑钼层的侧壁（厚度约为400 nm）时，载流子提取面积的增加几乎不能解释30%的光电发射猝灭效应扩展到约4.6 μm的现象。

为了使在工作的CIGS模块背景下观察到的PL信号合理化，我们在下文回顾了一些有关当前生成机制的一些讨论。可将串联连接的CIGS模块的机械操作归结为四个不同的事件：①光吸收后产生自由电子-空穴对；②电荷载流子的分离；③有效的提取给定子电池 $n$ 内产生的电荷载流子至串联连接的模块电路（通过P2电性连接的子电池）；④通过顶部半导体（ZnO:Al）与底部

金属触点之间的有效欧姆接触，利用P2图案线使载流子（电子和空穴）完全重组。在这张简化图中，我们可以将P1的电损耗视为电子或空穴的渗流路径，即：①穿过P1（子电池到子电池）或②在P1图案线内或周围穿过CIGS材料（从顶部到底部）。例如，靠近P1凹槽的重组中心密度的增加将使空间电荷区(SCR)和准中性区(QNR)产生位移。相同情况下，在P1凹槽或附近的CIGS晶界的破坏发生率较高，这将打开潜在的分流渗流路径或重组中心。最后两个将会对SCR和QNR产生的位移提供补偿。不管潜在的机制如何，可以预期P1诱导的能量损失路径将会使P1凹槽附近或内部的载流子数量产生变化，从而损害太阳能电池的功能。然后假设所有P1图案线上的P1引起的累积功率损耗效应有利于总分流电阻[4,12]。如果确实发生这些变化，则它们应在CIGS光激发态的稳态空间演化中得到反映，因此应通过PL猝灭效率的空间均匀性变化来观察这些变化。

总体而言，在标准P1凹槽边缘处出现急剧的光电发射猝灭效应（或P1边缘PL效应），意味着出现了高浓度的重组中心或电荷载流子分流渗流路径的增加。基于这种情况，我们的研究支持了从顶部到底部的寄生电气通道，这个寄生电气通道是导致P1引起的能量损失的主

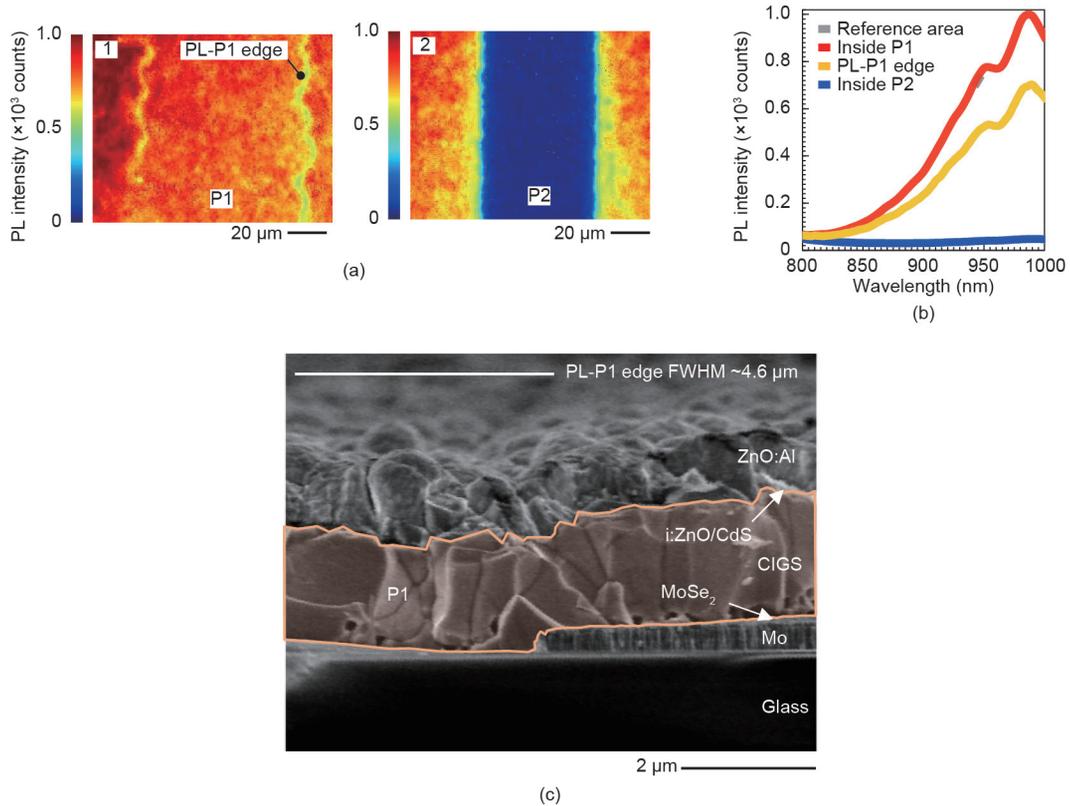


图2. P1线边缘内的异常PL观测。(a) 图1(a)底部突出显示的插图1和2; (b) 从图1(a)底部的高光谱显微照片中整合的4个代表性区域的PL光谱, 显示PL-P1边缘和参考区域之间的PL能带结构没有明显变化; (c) P1凹槽边缘的SEM横截面, 表明P1边缘PL效应与CIGS材料厚度的变化不对应。参考区域光谱是从图1(a)底部的截面提取的, 远离任何图案线。

要因素。尽管通过研究结果能更好地理解这些电损耗的来源, 但需要强调的是, 还需要采用不受空间分辨率限制的替代或改进技术来探究这些发现。例如, 设备上的高光谱电致发光成像会显示P1边缘PL效应对整个电池或模块动态的影响。此外, 我们可以根据整个薄膜上的CIGS组成梯度、界面层或沉积后处理较容易地预测动态变化。

### 3.2. CIGS 激光刻线后 P1 的激光损伤

#### 3.2.1. 与孔径无关的短程热效应

图3(a)~(d)为CIGS沉积后的两条P1烧蚀线的高光谱PL图像以及数字光学显微照片, 其中使用和不使用孔径的P1烧蚀线分别被称为P1-A和P1-NA。在这两种情况下, 第一个可观察到的特点是, 当与PL发射槽相比时, 通过去除CIGS材料所划定的凹槽在宽度上有所不同。PL凹槽的宽度明显更大。为了量化与PL非激活的图案线相邻区域的重要性, 我们对两个图像进行了转置和比较[图3(a)~(d), 下面部分]。通过钼和CIGS之间的强烈对比, 可以很容易地从光学图像中确定CIGS材料的缺失界限。相反, 对于PL死区的界限,

我们考虑了最大计数点980 nm处的PL发射强度。因此, 当光电发射超过所有参考活性区域在980 nm处的平均发射强度的50%时, PL开始绘制相应的区域。通过去除CIGS材料绘制的P1线的最大宽度对于P1-NA和P1-A来说分别约为84 μm和42 μm。为了测量PL图像绘制的烧蚀凹槽的最大宽度, 我们分析了每种情况下总共65个水平PL强度曲线。其中一些图像显示在图4(b)和图5(b)中。对于P1-NA, 最大PL凹槽宽度约为95 μm, 对于P1-A, 约为50 μm。光学图像和PL发射图像的直接比较结果如图3(e)、(f)所示, 我们可以确定P1-NA和P1-A的最大增加值分别约为7.2 μm和8.7 μm。由于此效应仅在小范围内(5~10 μm), 因此在下文中, 我们将其称为短程热效应或“SR热效应”。要强调的是, 我们对“SR热效应”的观察与激光束中对光学孔径的利用无关。

辐射复合的完全且突然的耗尽可能表明其化学成分有巨大的变化或产生有效相变。由于“SR热效应”的范围远远超过了光生电荷载流子的传播距离, 因此可以很容易地知道“SR热效应”中的CIGS区域不再具有光活性。作为参考, Brown等[22]报道了通过电子束感应电流(EBIC)的方法得到少数载流子扩散长度 $L$ 为

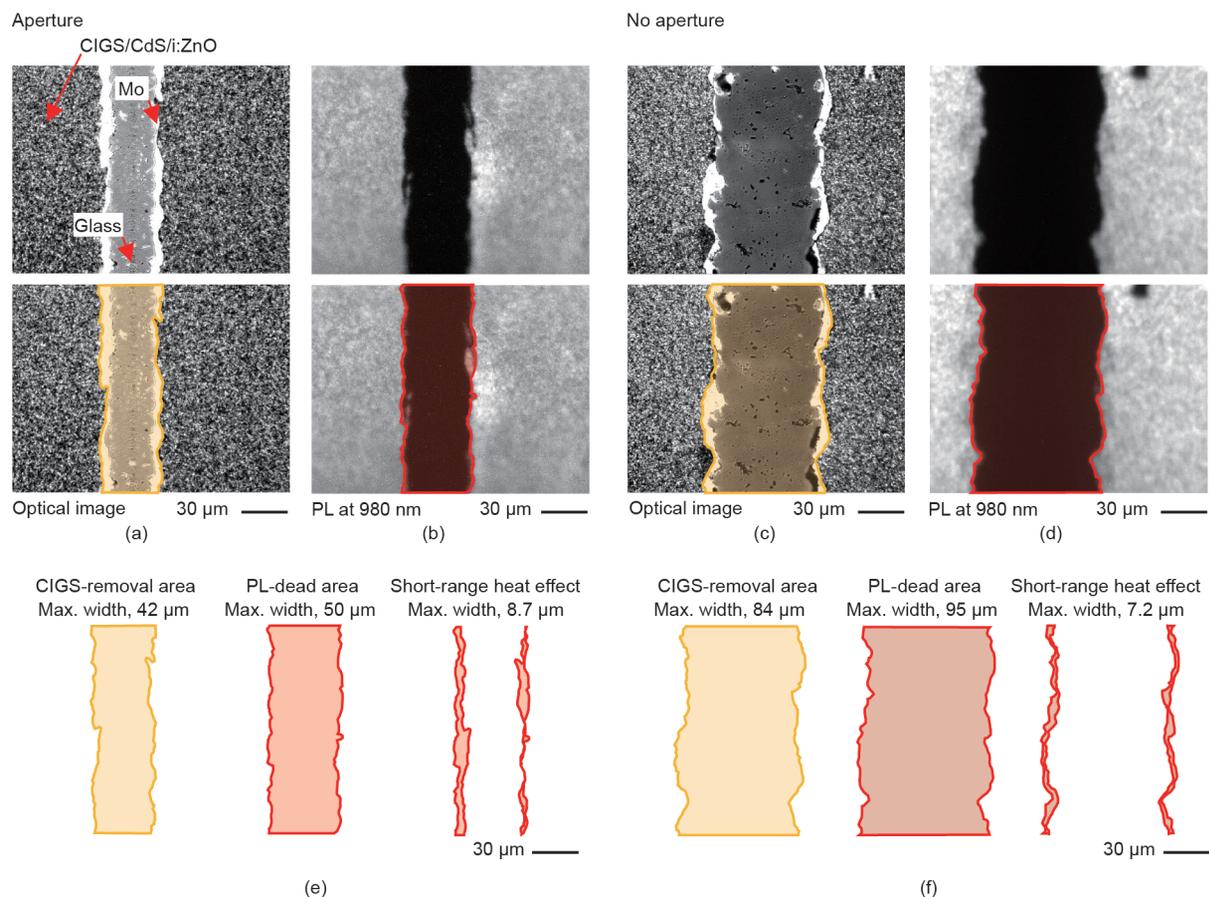


图3. 观察与孔径无关的、激光诱导的短程热效应。(a、b) CIGS图案线后使用(a)和不使用(b)激光束光路光学孔径的情况下P1的光学显微照片。(c、d)相应的单色PL显微照片。下部突出显示了由光学和光电发射显微照片绘制的区域。(e、f)从PL死区减去CIGS去除区域时观察到的短程热效应:(e)有孔径;(f)没有孔径。所有最大宽度都是近似值。

0.30~0.52  $\mu\text{m}$ 。相应地, Delamarre等[23]使用带宽可调谐激光器的光束感应电流(LBIC)装置,映射出载流子扩散长度为1.09  $\mu\text{m}$ (标准偏差为0.10  $\mu\text{m}$ )。上述结果可以通过以下事实进一步合理化:CIGS的部分损坏不会完全耗尽辐射复合,只会使其衰减。热诱导缺陷的逐渐增加将通过非辐射能量耗散途径(如热辐射或红外辐射)逐渐抑制辐射复合。在这方面, Schultz等[14]也报道了在短距离范围内激光诱导位于图案线边缘的CIGS成分的变化。借助能量色散X射线光谱学(EDX)、原子力显微镜(AFM)和导电原子力显微镜(c-AFM),他们发现这种成分变化源于电导率局部的急剧增加。与我们的情况类似,后来同组人员[24]也报道了激光诱导对CIGS层的损伤,并且表示这些损伤也不能通过简单的光学检查检测到。CIGS的热分解是文献[14,19,24,25]中广泛研究的主题,通常归因于部分元素成分的减少,这些元素成分汽化、熔化或扩散所需的能量较少[14,26]。这样,当只考虑汽化焓时,铜(Cu)往往会在CIGS材料中停留更长时间。在“SR热效应”内,富铜

CIGS的确认可以解释图3(e)、(f)中观察到的差异。同样,与P1激光烧蚀线相邻的富铜CIGS相将是P1引起功率损耗的重要来源。

总之,我们报道了激光烧蚀过程中存在的“SR热效应”。据我们所知,这是第一次在高分辨率下观察和记录的短程效应。如上所述,这种效应与光学孔径的利用无关。最后的观察结果特别重要,因为它揭示了“SR热效应”是烧蚀过程本身固有的特性。这表明“SR热效应”与激光器的光束轮廓无关。因此,当使用具有相似速度和功率的激光器时,其他光束成形策略将无法防止可能源于“SR热效应”的电分流。

### 3.2.2. 与孔径有关的长程热效应

下一步是分析更长范围内激光引起的PL变化。为此,我们在使用和不使用光学孔径的两种情况下,对激光烧蚀过程中的高光谱PL图像进行了统计分析。图6以图形方式总结了通过从烧蚀区域两侧的选定距离处提取单个光谱所进行的统计分析。分析结果如图4和图5所

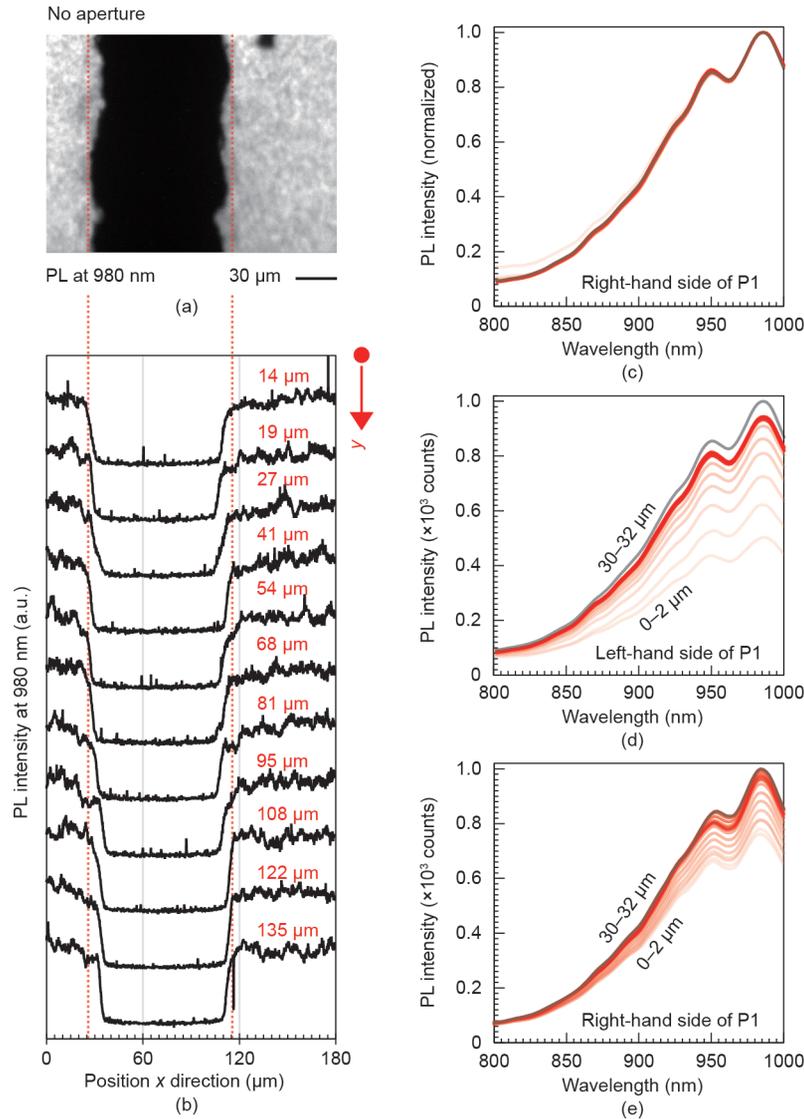


图4. 激光诱导的长程热效应的观察——没有孔径。(a) CIGS/CdS/i-ZnO图案线后P1的PL单色显微照片；(b) 选定的强度分布图，其中红色标记代表它们在y方向的位置；(c) 在选定区域集成的标准化的PL强度；(d)、(e) 在消融线的左侧 (d) 和右侧 (e) 进行PL光谱分析。参考光谱用灰色线表示，并从远离任何图案线的部分提取。

示。为了更全面地评估激光对CIGS材料的损伤，对其成分变化进行监测是非常重要的。最近，Parravicini等[27]报道了当PL光谱被解卷积为其各个分量时， $[Ga]/([Ga]+[In])$ 比(GGI)成分与PL发射光谱的直接相关性。然后这种直接相关性经由理论模拟和高分辨率深度二次离子质谱(SIMS)分析得以证实。

基于这些发现，我们推断可以通过比较不同的PL光谱带结构(当被具有更高发射计数的波长归一化时)来检测组成变化。从图4(c)和图5(c)可以看出，在P1-NA和P1-A的P1烧蚀线附近没有激光诱导的成分变化。当只关注PL强度时，可以立即识别出两个过程之间的差异。而不使用孔径(P1-NA)时，PL在前2 μm

内减少了近60%。当距离烧蚀边缘约32 μm时，PL强度逐渐恢复正常(参考区)。当使用光学孔径(P1-A)时，这种情况发生了根本变化，我们观察到PL强度的变化几乎可以忽略不计。PL发射的减少将反映重组中心浓度的增加，从而导致非辐射弛豫路径。然而，这些重组中心不涉及组成成分的变化，原因是我们没有观察到PL能带结构的变化。长程热效应(“LR热效应”)缺陷的存在，可能会给器件性能造成不利影响。但是，由于存在高导电性材料，因此预计“SR热效应”的影响会更大。在“SR热效应”中，上电极和下电极之间存在直接电性连接的可能性，而在“LR热效应”中，重组中心的增加有利于载流子通过非辐射路径进行复合。

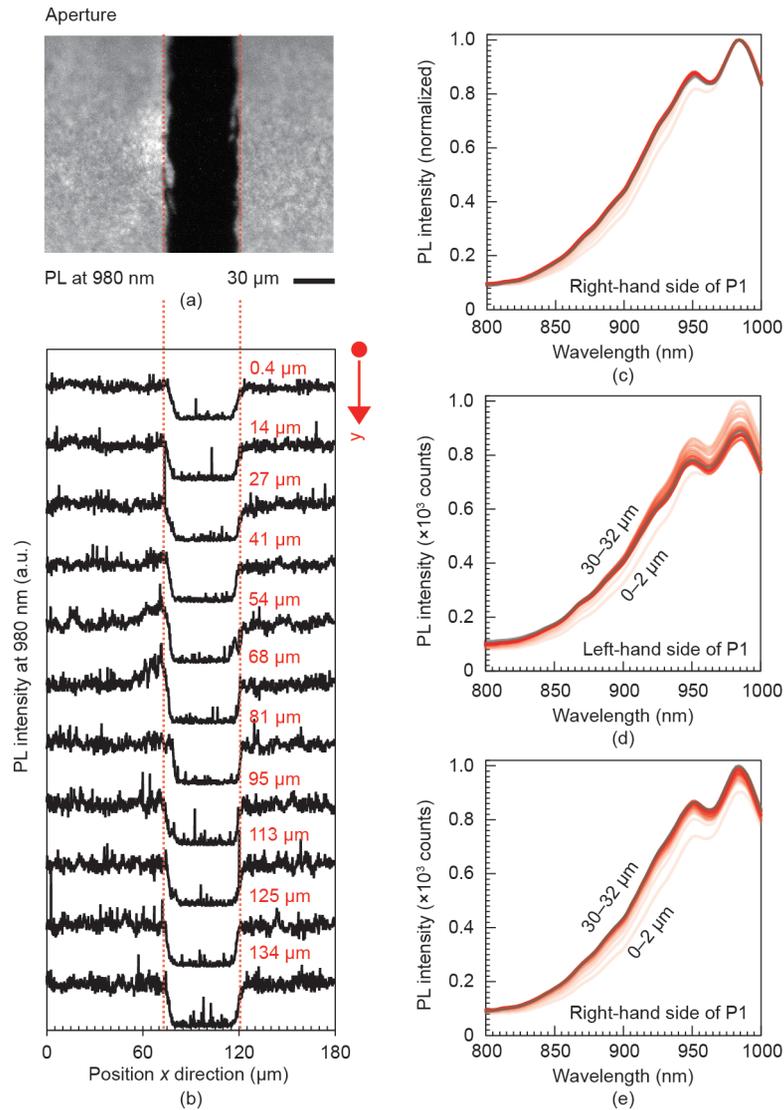


图5. 激光诱导的长程热效应的观察——有孔径。(a) CIGS/CdS/i:ZnO图案线后P1的PL单色显微照片；(b) 选定的强度分布图，其中红色标记代表它们在y方向的位置；(c) 在选定区域集成的标准化的PL强度；(d、e) 在消融线的左侧 (d) 和右侧 (e) 进行PL光谱分析。参考光谱用实灰色线表示，并从远离任何图案线的部分提取。

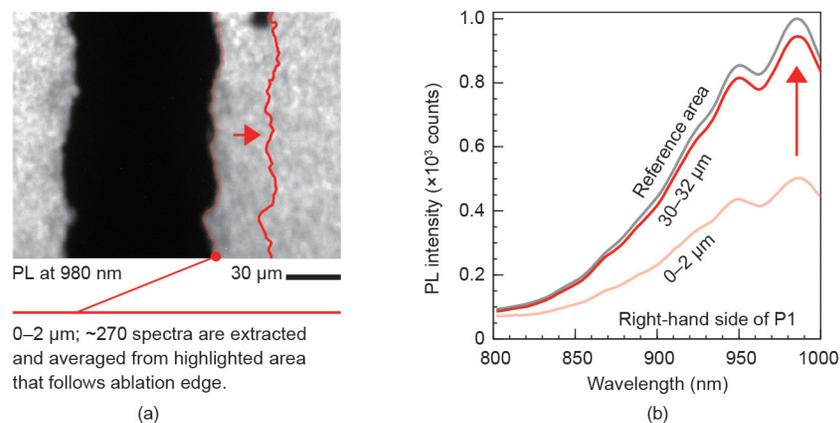


图6. 长程热效应观测说明。(a) CIGS/CdS/i:ZnO图案线后P1的单色PL显微照片，显示连续区域的2 μm步长。步长从光电发射绘制的消融边缘开始，在光电发射强度与参考区域相当时停止。(b) 平均光谱。

## 4. 结论

在本文中，我们证明了高分辨率映射光致发光是选择和优化用于CIGS模块上的子电池图案化互连的激光烧蚀工艺的强大工具。第一步，我们分析了CIGS材料沉积之前的标准P1图案线，并且报道了在钼图案线边缘观察到异常的PL淬灭行为。我们进一步报道，这种效应导致PL强度降低了大约30%，并且没有在PL光谱中引入任何新的谱带。后者排除了任何成分的变化。我们注意到，这一观察是史无前例的，并为互连设计带来了新的见解，使其免于P1图案线引起的寄生电气通道。我们进一步分析了CIGS沉积后两个相似的P1激光烧蚀过程，并研究了光学孔径对过程的影响。我们报道了激光烧蚀过程固有的且与光学孔径的使用无关的“SR热效应”（约9  $\mu\text{m}$ 宽）。在“SR热效应”中，CIGS材料完全不具有PL活性，显示出高度的金属特性。此外，我们还证实了激光造成的远距离损害（约32  $\mu\text{m}$ 宽）的存在。利用光学孔径可以预防这种影响。在“LR热效应”中，我们观察到PL强度降低了60%，而成分没有变化。PL的变化揭示了重组中心密度的增加，这使得无辐射复合成为可能。未来的工作应该包括在不同几何形状的PL成像和电致发光（EL）之间进行直接比较。对同一显微镜硬件进行简单调整就可以将其用于观察成品设备上的EL。如果通过EL、PL和互补的热成像研究来证实这些独特的与P1相关的功率损耗机制，那我们将能够获得标准架构以及其他替代方法（如P1填充或单步互连）中P1引起的寄生电损耗背后的变量和幅度的完整图像。

## Acknowledgements

César Omar Ramírez Quiroz would like to acknowledge Dr. Thomas Heumüller and Dr. Andres Osvet, for helpful discussions, and their introduction to the utilized instrumentation. Similarly, César Omar Ramírez Quiroz would like to acknowledge Dr. Erwin Lotter, Dr. Martin Wilhelm, and Philipp Koeder for their helpful discussions and assistance on the preparation of the samples. Christoph J. Brabec acknowledges financial support from the DFG research training group GRK 1896 at Erlangen University and from the Joint Project Helmholtz-Institute Erlangen-Nürnberg (HI-ERN) for Renewable Energy Production under Project DBF01253, respectively. Christoph J. Brabec acknowledges

the financial support through the “Aufbruch Bayern” initiative of the state of Bavaria (EnCN and Solar Factory of the Future) and the “Solar Factory of the Future” with the Energy Campus Nürnberg (EnCN).

## Compliance with ethics guidelines

César Omar Ramírez Quiroz, Laura-Isabelle Dion-Bertrand, Christoph J. Brabec, Joachim Müller, and Kay Orgassa declare that they have no conflict of interest or financial conflicts to disclose.

## References

- [1] Yoshida S. Solar frontier achieves world record thin-film solar cell efficiency of 22.9%. *Sol Front News* 2017;12:2–3.
- [2] Green MA, Dunlop ED, Levi DH, Hohl-Ebinger J, Yoshita M, Ho-Baillie AWY. Solar cell efficiency tables (version 54). *Prog Photovoltaics Res Appl* 2019;27:565–75.
- [3] Yoshida, S. Solar frontier achieves world record thin-film solar cell efficiency of 23.35% [Internet]. Tokyo: Solar Frontier; 2019 Jan 17 [cited 2019 Jun 11]. Available from: [https://www.solar-frontier.com/eng/news/2019/0117\\_press.html](https://www.solar-frontier.com/eng/news/2019/0117_press.html).
- [4] Bermudez V, Perez-Rodriguez A. Understanding the cell-to-module efficiency gap in Cu(In,Ga)(S,Se)<sub>2</sub> photovoltaics scale-up. *Nat Energy* 2018;3:466–75.
- [5] Hutchins, M. NICE Solar Energy sets new world record for CIGS efficiency [Internet]. Berlin: pv magazine; 2019 Dec 4 [cited 2019 Jun 11]. Available from: <https://www.pv-magazine.com/2019/12/04/nice-solar-energy-sets-new-world-record-for-cigs-efficiency/>.
- [6] Britt J. Photovoltaic manufacturing cost and throughput improvements for thin film CIGS-based modules. *Natl Renew Energy Lab NREL 2002;NREL/SR-52:1–41*.
- [7] Lee SW, Lee YJ, Lee YH, Chung JK, Kim DJ. A new laser patterning technology for low cost poly-Si thin film solar cells. In: *Proceedings of SPIE Solar Energy + Technology II*; 2010 Aug 1–4; San Diego, CA, USA; 2010.
- [8] Crozier ML, Brunton AN, Abbas A, Bowers JW, Kaminski PM, Walls JM, et al. One step thin-film PV interconnection process using laser and inkjet. In: *Proceedings of the 39th the IEEE Photovoltaic Specialists Conference*; 2013 Jun; Tampa, FL, USA. Hoboken: Wiley; 2013; p. 16–21.
- [9] Fields JD, Pach G, Horowitz KAW, Stockert TR, Woodhouse M, van Hest MFAM. Printed interconnects for photovoltaic modules. *Sol Energy Mater Sol Cells* 2017;159:536–45.
- [10] Wagner M, Würz R, Kessler F. Post-monolithic interconnection of CIGS solar cells. In: *Proceedings of the 24th European Photovoltaic Solar Energy Conference*; 2009 Sep 21–25; Hamburg, Germany; 2009.
- [11] Pernet P, Goetz M, Niquille X, Fischer X, Shah A. Front contact and series connection problems of a-Si:H solar cells on polymer film substrates. In: *Proceedings of 2nd World Conference Photovoltaic Energy Conversion*; 1998 Jul 6–10; Vienna, Switzerland. Piscataway: IEEE; 1998. p. 976–9.
- [12] Scheer R, Schock H. *Chalcogenide photovoltaics*. Berlin: Wiley-VCH; 2011.
- [13] Schultz C, Basulto GAF, Ring S, Wolf C, Schlatmann R, Stegemann B. Revealing and identifying laser-induced damages in CIGSe solar cells by photoluminescence spectroscopy. *J Photovoltaics* 2017;7(5):1442–9.
- [14] Schultz C, Schuele M, Stelmaszczyk K, Weizman M, Gref O, Friedrich F, et al. Laser-induced local phase transformation of CIGSe for monolithic serial interconnection: analysis of the material properties. *Sol Energy Mater Sol Cells* 2016;157:636–43.
- [15] Lany S, Zunger A. Light- and bias-induced metastabilities in Cu(In, Ga)Se<sub>2</sub> based solar cells caused by the ( $V_{\text{Se}}-V_{\text{Cu}}$ ) vacancy complex. *J Appl Phys* 2006;100:113725.
- [16] Tran TMH, Pieters BE, Ulbrich C, Gerber A, Kirchartz T, Rau U. Transient phenomena in Cu(In,Ga)Se<sub>2</sub> solar modules investigated by electroluminescence imaging. *Thin Solid Films* 2013;535:307–10.
- [17] Marcet S, Verhaegen M, Blais-Ouellette S, Martel R. Raman spectroscopy hyperspectral imager based on Bragg tunable filters. In: *Proceedings of SPIE—The International Society for Optical Engineering*; 2012 Feb 2–6; San Francisco, CA, USA. Bellingham: SPIE.
- [18] Glebov AL, Mokhun O, Rapaport A, Vergnole S, Smirnov V, Glebov LB. Quantification of spatial inhomogeneity in perovskite solar cells by

- hyperspectral luminescence imaging. *Micro-Optics* 2012;2012(8428):84280C.
- [19] Schüle M, Schultz C, Juzumas V, Stelmaszczyk K, Weizman M, Wolf C, et al. Laser patterning of CIGSe solar cells using nano- and picosecond pulses possibilities and challenges. In: *Proceedings of the 28th European Photovoltaic Conference and Exhibition*; 2013 Oct 1–3; Paris, France; 2013.
- [20] Westin PO, Wätjen JT, Zimmermann U, Edoff M. Microanalysis of laser micro-welded interconnections in CIGS PV modules. *Sol Energy Mater Sol Cells* 2012;98:172–8.
- [21] Heise G, Domke M, Konrad J, Pavic F, Schmidt M, Vogt H, et al. Monolithical serial interconnects of large cis solar cells with picosecond laser pulses. *Phys Procedia* 2011;12:149–55.
- [22] Brown G, Faifer V, Pudov A, Anikeev S, Bykov E, Contreras M, et al. Determination of the minority carrier diffusion length in compositionally graded Cu(In,Ga)Se<sub>2</sub> solar cells using electron beam induced current. *Appl Phys Lett* 2010;96:30–2.
- [23] Delamarre A, Ory D, Paire M, Lincot D, Guillemoles JF, Lombez L. Evaluation of micrometer scale lateral fluctuations of transport properties in CIGS solar cells. In: *Proceedings of the 2013 Physics, Simulation, Photonic Engineering Photovolt Devices II*; 2013 Mar 25; San Francisco, CA, USA; 2013.
- [24] Schultz C, Schule M, Stelmaszczyk K, Weizman M, Gref O, Friedrich F, et al. Controlling the thermal impact of ns laser pulses for the preparation of the P2 interconnect by local phase transformation in CIGSe. In: *Proceedings of the 2015 IEEE 42nd Photovolt Specialist Conference PVSC*; 2015 Jun 14–19; New Orleans, LA, USA. New York: IEEE; 2015. p. 13–6.
- [25] Ruckh M, Kessler J, Oberacker TA, Schock HW. Thermal decomposition of ternary chalcopyrite thin films. *Jpn J Appl Phys* 1993;32:65–7.
- [26] Hermann J, Benfarah M, Bruneau S, Axente E, Coustillier G, Itina T, et al. Comparative investigation of solar cell thin film processing using nanosecond and femtosecond lasers. *J Phys D Appl Phys* 2006;39:453–60.
- [27] Parravicini J, Acciarri M, Murabito M, Donne AL, Gasparotto A, Binetti S. In-depth photoluminescence spectra of pure CIGS thin films. *Appl Opt* 2018;57:1849–56.