

• 试验研究 Experimental Research •
DOI:10.16410/j.issn1000-8365.2025.5199

金属纳米结构间隙的激光冲击调控研究

田元¹, 王懋露^{1,2}, 陈阳¹, 裴延波³

(1. 哈尔滨工业大学机电工程学院, 黑龙江哈尔滨 150001; 2. 西北工业大学凝固技术全国重点实验室, 陕西西安 710072;
3. 哈尔滨工业大学物理学院, 黑龙江哈尔滨 150001)

摘要: 金属纳米结构的超小间隙在纳米光电器件中具有重要意义。本文通过分子动力学模拟与试验研究了激光冲击作用下金属纳米结构与铝膜的协同变形过程, 揭示了超小线间隙的形成及调整机制。模拟结果表明, 激光冲击产生的高应变率变形使金属纳米颗粒发生径向膨胀, 同时铝膜在冲击波作用下向纳米间隙流动, 形成纳米级突起, 阻止纳米颗粒融合, 其与金纳米颗粒之间的挤压作用, 提供额外的约束力, 使金属纳米结构的变形更加均匀, 形成稳定超小线间隙。通过调整激光能量和纳米结构参数, 可以精确控制间隙尺寸, 为金属纳米结构超小间隙的高精度制备提供了理论依据。

关键词: 激光冲击; 金属纳米结构; 超小线间隙; 分子动力学; 协同变形

中图分类号: TG146.21; TB383

文献标识码: A

文章编号: 1000-8365(2025)12-1206-07

Research on Laser Shock Control of Gaps in Metal Nanostructures

TIAN Yuan¹, WANG Maolu^{1,2}, CHEN Yang¹, PEI Yanbo³

(1. School of Mechanical and Electrical Engineering, Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, China; 2. State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China; 3. School of Physics, Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, China)

Abstract: Ultrafine gaps in metal nanostructures are highly important in nano optoelectronic devices. The synergistic deformation process of metal nanostructures and aluminium films under laser shock through molecular dynamics simulations and experiments was investigated, revealing the formation and adjustment mechanism of ultrafine wire gaps. The simulation results show that the high strain rate deformation generated by laser shock causes the radial expansion of metal nanoparticles, whereas the aluminium film flows towards the nanoscale gaps under the action of shock waves, forming nanoscale protrusions that prevent the fusion of nanoparticles. The squeezing effect between the aluminium film and the gold nanoparticles provides an additional restraining force, making the deformation of the metal nanostructure more uniform and forming stable ultrafine wire gaps. By adjusting the laser energy and nanostructure parameters, the gap size can be precisely controlled, providing a theoretical basis for the high-precision preparation of ultrafine gaps in metal nanostructures.

Key words: laser shock; metal nanostructures; ultrafine wire gap; molecular dynamics; synergistic deformation

纳米间隙在纳米技术中具有极其重要的意义, 在纳米光刻^[1]、基于电磁场增强的等离子体传感器^[2-7]、热辅助磁记录^[8-9]、高分辨率成像^[10]以及纳米颗粒和量子点的捕获、操纵等^[11-14]方面有着广泛的应用。由纳米间隙电极制备的电传感器器件已经可以实现超快或无标记的单分子检测^[15-20], 研究发现, 缩小电极间隙可以成指数地提高电场强度和电流响

应^[21-22], 由于用于纳米间隙器件研究的分子和纳米颗粒的尺寸通常在 5~10 nm 或以下, 将电极间隙控制在 10 nm 以下可以极大提高纳米间隙器件的检测性能。一些等离子体相互作用, 如表面拉曼增强, 随着纳米间隙宽度的减小而变得越来越强; 基于表面的电子相互作用的电子隧道效应通常需要依赖于 3 nm 以下的间隙。因此, 低于 10 nm 的超小间隙的制备是

收稿日期: 2025-09-09

基金项目: 凝固技术全国重点实验室开放课题(SKLS202320); 中央高校基本科研业务费专项资金(2023FRFK06011)

作者简介: 田元, 2001年生, 硕士生, 研究方向为激光加工。Email: tiany1819@163.com

通信作者: 王懋露, 1976年生, 博士, 副教授, 研究方向为激光加工及激光与物质相互作用模拟。Email: wangml@hit.edu.cn

引用格式: 田元, 王懋露, 陈阳, 裴延波. 金属纳米结构间隙的激光冲击调控研究[J]. 铸造技术, 2025, 46(12): 1206-1212.

TIAN Y, WANG M L, CHEN Y, PEI Y B. Research on laser shock control of gaps in metal nanostructures[J]. Foundry Technology, 2025, 46(12): 1206-1212.

所有这些应用的关键需求。

为制备具有超小间隙的纳米结构,研究人员发展了如化学合成和自组装^[23-24]、固态脱湿^[25]、光刻、电子束光刻、聚焦离子束(focused ion beam, FIB)刻蚀和分子束外延(molecular beam epitaxy, MBE)生长等多种方法。在光刻、电子束光刻和 FIB 技术中,聚焦光束的大小限制了分辨率,而且需要在洁净室或高真空环境进行操作,这给 10 nm 以下超小间隙的制作带来了极大的困难。虽然已经有一些方法(如化学合成和自组装方法、固态脱湿、分子束外延生长等)能够产生亚 10 nm 范围的纳米间隙,但由于缺乏再现性和可扩展性,这些技术无法带来突破性的商业应用。

针对超小间隙制造的难题,一些学者尝试对现有纳米结构的间隙距离进行调控,从而获得亚 10 nm 间隙,例如通过对活性金属反射镜的化学处理以增加介电厚度^[26]、拉紧柔性支撑基底^[27-28],以及通过 DNA 定向组装将纳米颗粒插入间隙中^[29]。这些方法的应用要么受到特定衬底的限制,要么受到掩模对准的复杂性和困难的限制,同时需要依赖于复杂的监测和反馈系统以保证间隙的尺寸精度,因此在微小间隙制备精度、制备效率及制造批量上均具有较大的局限性。

对金属结构施加轴向外力时,金属在外力作用下产生径向扩展而使相邻金属之间的间隙变窄,是一种有效的实现金属结构间隙调控的方法,该方法简单通用,易于进行间隙的批量调控,但将其应用于金属纳米结构存在以下几个问题:①金属纳米颗粒尺寸太小,很难精确施加外力载荷;②金属纳米颗粒由于尺寸效应其屈服极限远大于正常金属材料,在常规的低应变速率加载条件下很难产生塑性变形,即使产生了塑性变形,金属纳米颗粒的各向异性变形也将导致纳米结构的非均匀膨胀,导致间隙形成不可控;③在高应变速率加载条件下,金属纳米颗粒即使能够产生期望的超塑性变形,但是在较小的间隙下,金属纳米颗粒的径向高速膨胀易导致间隙融合,使金属纳米结构性能遭到破坏。如何才能将外力载荷精确施加到金属纳米颗粒上,实现金属纳米结构的间隙的精确调控呢?

对于纳米尺度金属晶体成形,超快激光冲击是一种施加载荷的有效方法,其中一个具体应用就是激光冲击纳米压印。激光冲击纳米压印是一种利用强激光脉冲诱导的等离子冲击波的力学效应实现材料成形和性能强化的新型微纳制造方法。在激光冲击过程中,具有高功率密度(GW/cm^2)与短脉冲

(5~30 ns)特点的激光束首先穿过透明约束层(熔融石英玻璃)照射在动量传递层(金属薄膜)上表面的牺牲层(黑漆或石墨)上;然后,牺牲层吸收激光能量并瞬间气化形成高温、高压等离子体;随后,等离子体继续吸收激光能量并急剧升温膨胀。由于受放置在牺牲层上面透明约束层(熔融石英玻璃)的限制,等离子体发生爆炸产生高强度冲击波作用于金属薄膜,并以纳米尺度的分辨率在下面的硅纳米模具上实现超塑性变形。根据 Fabbro 的激光冲击模型,通过调整所施加的激光能量和脉冲持续时间,激光脉冲产生的冲击波峰值压力可达 GPa 量级,能够产生 $10^6\sim 10^7\text{ s}^{-1}$ 量级的应变率。其产生的瞬时冲击力远超金属靶材的动态屈服强度,甚至能够突破金属晶体塑性变形中的纳米尺寸效应,实现对金属晶体纳米图案的精确成形^[30]。

本文基于激光冲击纳米压印原理,采用纳秒脉冲激光冲击与柔性动量传递相结合的方法,通过激光冲击实现金属纳米结构中相邻纳米颗粒之间间隙的调控。本文拟通过分子动力学模拟,研究激光冲击作用下金属纳米结构与铝膜的协同变形的微观机制,揭示超小线间隙的形成过程及其调控方法。

1 实验材料与方法

参考激光冲击纳米压印技术,将纳秒脉冲激光冲击与柔性金属薄膜(铝膜)动量传递相结合,通过激光冲击实现对金属纳米结构中相邻纳米颗粒间隙的调控,其实验装置如图 1 所示。

激光单脉冲能量最大为 1 J,脉冲宽度为 5 ns,入射光斑直径为 3 mm。用脉冲纳秒激光辐照多层膜,包括透明约束层、牺牲层、动量传递层和金属纳米结构阵列。冲击试验所用的金属纳米结构阵列(金)可采用蒸镀加离子束刻蚀的方法制备。在激光照射下,牺牲层(石墨)被瞬间电离。膨胀的等离子体由透明约束层(熔融石英玻璃)封闭,并由瞬间冲击压力诱导。动量传递层(铝膜)吸收冲击压力并传递给金属纳米结构。冲击压力可以在几个纳秒内达到 GPa 量级,远高于金属材料及其纳米颗粒的流动屈服应力,从而使金属纳米颗粒与铝膜相互作用并产生超塑性流动,进而达到金属纳米结构间隙调整的目的。

为研究激光冲击间隙调整的可行性,对上述间隙调整过程采用分子动力学软件 lammmps 进行模拟,金纳米结构超薄间隙激光冲击调整过程模拟,其模拟域如图 2 所示,在这个模型中,整个模拟域的大小为 $480\text{ nm}\times 260\text{ nm}\times 220\text{ nm}$,在 X 与 Y 方向上采用周期性边界条件,在 Z 方向上采用收缩包裹固定

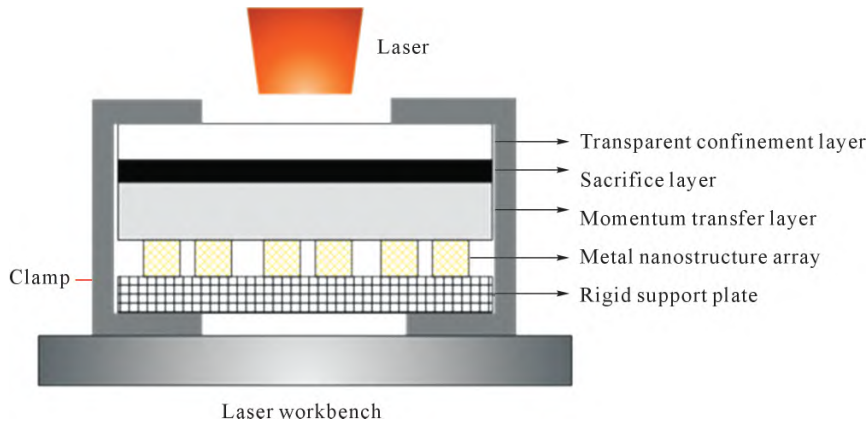


图1 金属纳米结构间隙激光冲击调控实验装置示意图

Fig.1 Schematic diagram of the experimental setup for controlling the gap of metal nanostructures via laser shock



图2 金纳米结构间隙调整过程模拟域

Fig.2 Simulation domain of the gap adjustment process in gold nanostructures by laser shock

边界条件。上层材料是晶格常数为 $4.05 \text{ \AA}$ 的单晶铝,下层材料是晶格常数为 $4.078 \text{ \AA}$ 的单晶金,其中两个金柱的高度为 7 nm ,直径为 10 nm ,两个金柱之间的间隙距离为 5 nm ,铝膜厚度为 10 nm 。对放置于金纳米结构上的铝膜根据激光能量密度施加初始速度模拟激光冲击,模拟总步长为 12 ps 。

2 实验结果及讨论

2.1 纳秒脉冲激光冲击力学模型的建立

激光诱导等离子体冲击波对金属材料的作用时间极短,激光能量在动量传递层或靶材1与透明约束层2之间的界面处沉积,产生高温高压等离子体,由于透明约束层阻碍了其逸出,导致压力增加,当压力足够强,足以在两种介质中产生两个冲击波,引起动量传递层与约束层之间的相对运动,如图3所示。

由于激光光斑的直径远大于激光冲击的影响深度,其力学过程可采用 Fabbro 一维冲击波压力模型来描述,如式(1~4)所示。

$$\frac{dl(t)}{dt} = \frac{2}{Z} P(t) \quad (1)$$

$$I(t) = P(t) \frac{dl(t)}{dt} + \frac{3}{2\xi} \frac{d}{dt} P(t) l(t) \quad (2)$$

$$\frac{2}{Z} = \frac{1}{Z_1} + \frac{1}{Z_2} \quad (3)$$

$$Z_i = \rho_i D_i \quad (4)$$

式中, $I(t)$ 为激光能量密度, W/m^2 ; $P(t)$ 为激光冲击波压力, MPa ; $l(t)$ 为靶材表面等离子体厚度, m ; ρ 为材料密度, g/cm^3 ; D 为冲击波在材料内部的速度, m/s ; ξ 为内能转换因子($\xi=0.1$); Z 为阻抗值, $\text{g}/(\text{cm}^2 \cdot \text{s})$, $i=1, 2$ 分别代表约束层和牺牲层。

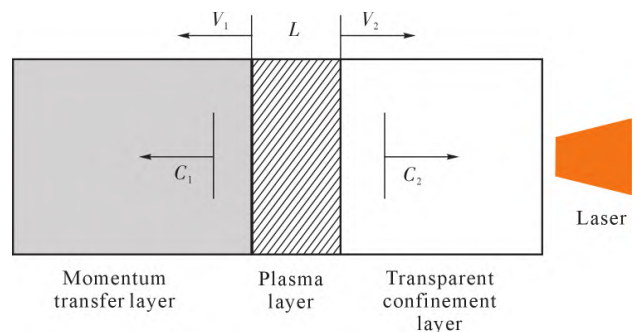


图3 激光冲击作用理论模型

Fig.3 Theoretical model of the laser shock effect

当激光单脉冲能量为 1 J ,脉冲宽度为 5 ns ,入射光斑直径为 3 mm ,以 $l(t)$, $P(t)$ 为未知数对方程组进行求解,可得激光功率密度及其所产生等离子体压力的时间分布规律。激光冲击所产生的峰值压力可达 $0.8 \sim 1.8 \text{ GPa}$ 。

在分子动力学模拟中一般以冲击速度来模拟激光冲击,考虑到铝膜在激光冲击过程中的动量守恒,可得激光冲击力与冲击速度之间的关系:

$$\nu = P \cdot t_p / (\rho \cdot h) \quad (5)$$

式中, ν 为冲击速度, m/s ; P 为冲击力, GPa ; t_p 为脉冲宽度, 5 ns ; ρ 为铝膜密度,取值 $2.7 \times 10^3 \text{ kg}/\text{m}^3$; h 为铝膜厚度, $4 \text{ \mu m}$ 。根据式(5),当激光冲击力为 1 GPa 左右时,对应施加 $4 \text{ \mu m}$ 厚度铝膜的冲击速度约为 $500 \text{ m}/\text{s}$ 。

2.2 激光冲击下铝膜的超塑性流动

对铝膜施加初始速度 $500 \text{ m}/\text{s}$,进行了分子动力

学仿真,仿真结果如图4所示。由图可知,在激光冲击压初始阶段,由于高应变率与压力的作用,铝膜与金纳米结构接触的边缘位置产生较大应变,并以此为起点,沿着铝膜与金纳米结构的滑移面应变逐渐扩展并增强。

由于所施加的激光冲击力超过了铝膜与金纳米结构的屈服强度,触发大晶粒中的部分位错源,同时激发多个滑移系统上的位错雪崩。随着冲压过程的持续进行,金纳米结构的缝隙与边缘处的应变更加严重,并且在铝膜与金纳米结构内部的其它滑移面上出现了许多新的位错。随着变形的进行,位错密度增加。位错密度的急剧增加和位错之间的相互作用产生了非常高密度的空位,在高应变率变形相关的局部温升辅助下,高密度空位使位错产生攀移并湮灭,从而增强了材料的延展性。

同时,高密度位错自组织形成细胞壁以降低总应变能。大密度缺陷、晶胞壁和复杂应力允许亚晶

粒和晶粒在温升的辅助下大量形核,从而导致晶粒尺寸减小,形成细晶结构,细晶结构增加了晶界数量,晶界在变形过程中可以作为位错运动的通道,从而降低流动应力,产生晶界滑动有效释放变形过程中的应力集中,保证变形过程的稳定性,显著增加材料的延展性,最终形成类液态的金属超塑性流动,使得铝膜在激光冲击力的作用下很容易嵌入到金属纳米颗粒之间。

2.3 激光冲击下金属纳米颗粒的径向膨胀

当激光对单个金纳米颗粒进行冲击,激光冲击力由铝膜传递到金纳米颗粒上,在轴向冲击力的作用下,金纳米颗粒开始产生径向膨胀,当激光能量密度较低时,径向膨胀并不明显,这主要是因为激光所产生的冲击力尚未达到金纳米颗粒的屈服极限,然后由于侧向边界引起的大应变梯度和较低的静水压力,导致金纳米颗粒在上表面,具有相对较低的屈服强度,首先屈服,形成圆顶形状,如图5a所示。

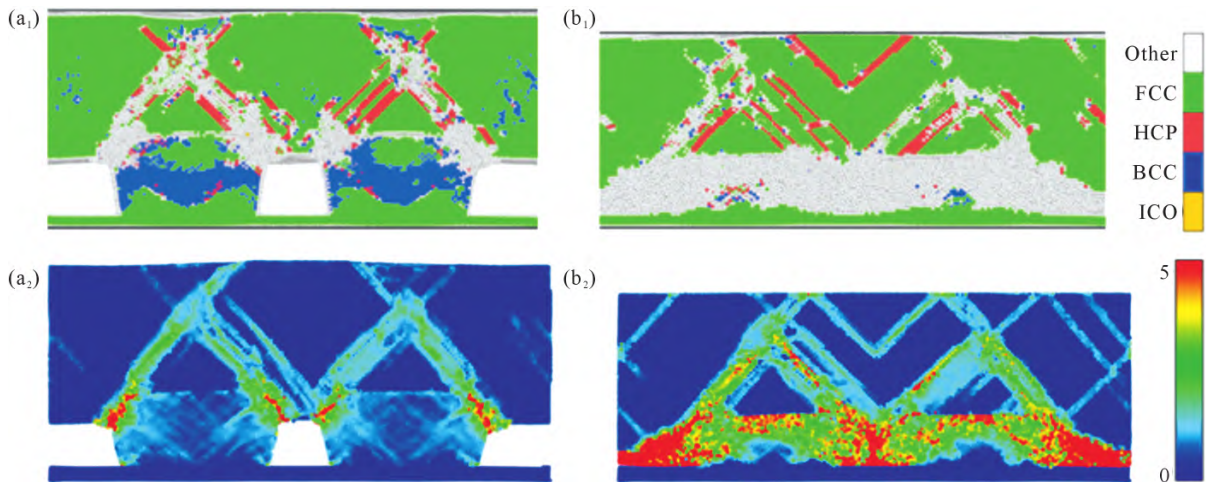


图4 激光冲击下铝膜与金纳米颗粒的超塑性流动过程:(a₁) 位错 -5 ps;(a₂) 应力 -5 ps;(b₁) 位错 -10 ps;(b₂) 应力 -10 ps
Fig.4 Superplastic flow process of the aluminium film and gold nanoparticles under laser shock: (a₁) dislocation state at 5 ps; (a₂) stress state at 5 ps; (b₁) dislocation state at 10 ps; (b₂) stress state at 10 ps

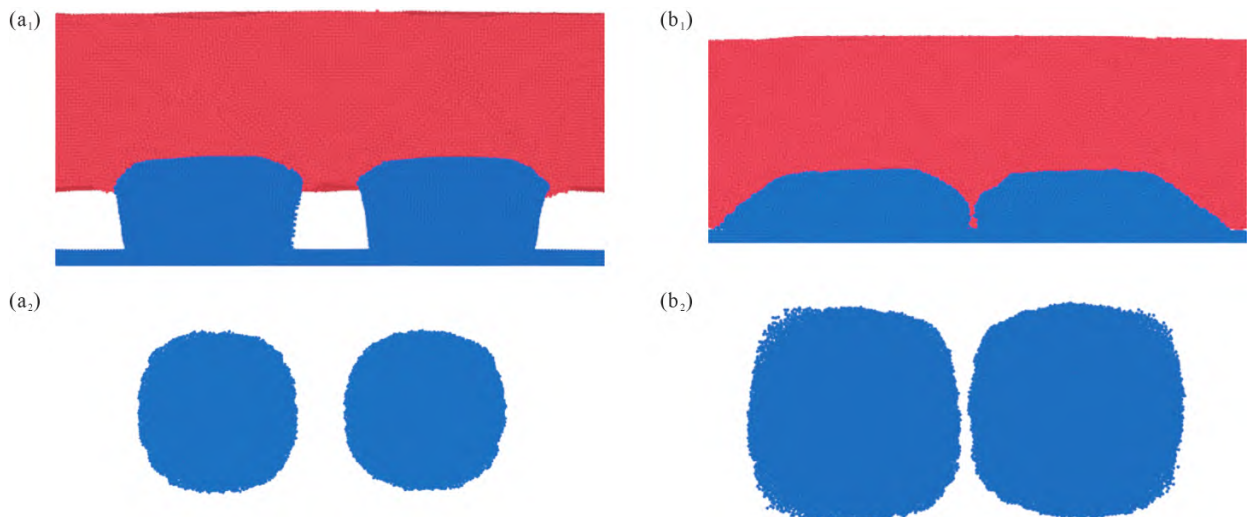


图5 双金纳米颗粒间隙调整变形过程:(a₁) 正面图 -5 ps;(a₂) 俯视图 -5 ps;(b₁) 正面图 -10 ps;(b₂) 俯视图 -10 ps
Fig.5 Deformation process of gap adjustment of double gold nanoparticles: (a₁) frontal section view at 5 ps; (a₂) top view section at 5 ps; (b₁) frontal section view at 10 ps; (b₂) top view section at 10 ps

随着激光能量密度的增大,金属纳米颗粒内部产生高密度位错,导致颗粒发生径向膨胀。模拟结果显示,随着激光能量的增加,冲击力达到金纳米颗粒的屈服极限,纳米颗粒的径向膨胀量显著增大,如图 5b 所示。同时对于金纳米颗粒,由于其层错能较铝小,导致 Au 部分位错之间出现较大的分离,很难发生交叉滑移,且其较高再结晶温度阻碍了位错的有效重组和湮灭,因此激光冲击下会产生大角度晶界,从而引发加工硬化。加工硬化导致金纳米颗粒的屈服强度高于铝膜,随着 Au 纳米颗粒的加工硬化,铝膜进一步变形,内部产生更高的应变梯度。类似于在硅纳米模具上压印金属薄膜,加工硬化后的 Au 纳米结构作铝膜变形的动态模具,从而使铝膜通过超塑性流动形成纳米级突起嵌入到金属纳米结构的间隙中,如图 5b 所示。

纳米突起的形成不仅阻止了纳米颗粒径向膨胀导致的间隙融合,还通过与纳米颗粒的相互作用提供了额外的约束力。这种约束力有助于维持纳米颗粒的均匀变形,进一步提高间隙调控的精度。同时,纳米突起的存在也改善了纳米颗粒表面的粗糙度,使得最终形成的超小间隙具有更好的均匀性和稳定性。模拟中观察到,铝膜的流动与金属纳米颗粒的膨胀协同作用,共同调控间隙尺寸。

如果动量传递层不采用铝膜而采用硬度较高的刚性膜,则激光冲击过程中刚性膜由于其屈服强度高于金纳米颗粒,很难产生超塑性流动形成纳米级突起嵌入金纳米颗粒之间,激光冲击能量将主要被金纳米颗粒吸收,当激光能量密度较高时,金纳米颗粒的径向膨胀很容易融合到一起,无法保证纳米线间隙的形成,因此柔性动量传递层(铝膜)在纳米线间隙的形成过程中起着重要的作用。

2.4 激光冲击下超小线间隙的形成

采用图 1 所示装置进行激光调控实验。两个金纳米颗粒之间相对间隙较大,在径向膨胀的过程中不会产生相互影响,其过程类似于对单个纳米颗粒

进行冲击,这种情况下不会形成线间隙;随着初始间隙的减小,激光冲击引起的两个金纳米颗粒之间的径向膨胀及铝膜的超塑性流动开始相互影响。铝膜在金属纳米结构之间的纳米级凸起能够有效限制金属纳米颗粒的径向膨胀,同时金属纳米结构的超塑性流动能够进一步减小间隙尺寸。通过调整激光参数和材料参数,可以精确控制金属纳米结构与铝膜的协同变形程度,从而实现超小线间隙的高精度调整。通过合理调控激光脉冲能量及聚焦光斑大小,对初始间隙为数十纳米的典型等离子体纳米间隙结构天线进行激光冲击调控,获得了亚 10 nm,甚至 5 nm 的超小间隙,如图 6 所示,初步验证了激光冲击调控获得亚 10 nm 间隙的可行性。

由于嵌入铝膜的作用,间隙尺寸相对激光能量具有很好的稳定性,激光冲击调控间隙尺寸可以达到很好的精度,且无需在线监测。通过合理的控制激光扫描策略,利用激光能量控制和振镜扫描,可进一步实现金属纳米结构间隙的批量调控,从而为亚 10 nm 间隙的高质高效批量制造提供一种解决方案。

对直径分别为 150、90 nm,高度 60 nm,直径间隙比 1:1 的双金纳米颗粒组成的金纳米结构采用不同激光能量密度进行激光冲压。激光能量密度对线间隙的调整结果如图 7 所示。脉冲激光的能量密度对线间隙的形成具有重要的影响。当颗粒直径为 150 nm,由于颗粒直径相对较大,激光脉冲能量较低时($<3 \text{ J/cm}^2$),激光冲击后间隙变化不大,说明激光冲击能量较小,不足以发生超塑性变形,随着激光能量增大到 $3\sim 9 \text{ J/cm}^2$,间隙随脉冲能量变化明显,纳米颗粒产生明显的超塑性变形,间隙尺寸基本上与激光能量呈线性减小关系,随着激光能量进一步增大($>10 \text{ J/cm}^2$),激光冲击引起的间隙基本保持稳定,随能量变化很小,这表明激光冲击造成金纳米颗粒的强化,铝膜发生超塑性变形并嵌入到纳米间隙中,形成了一种稳定结构,从而使间隙尺寸对激光能量变化不是非常敏感,从而具有很好的稳定性与可控性。

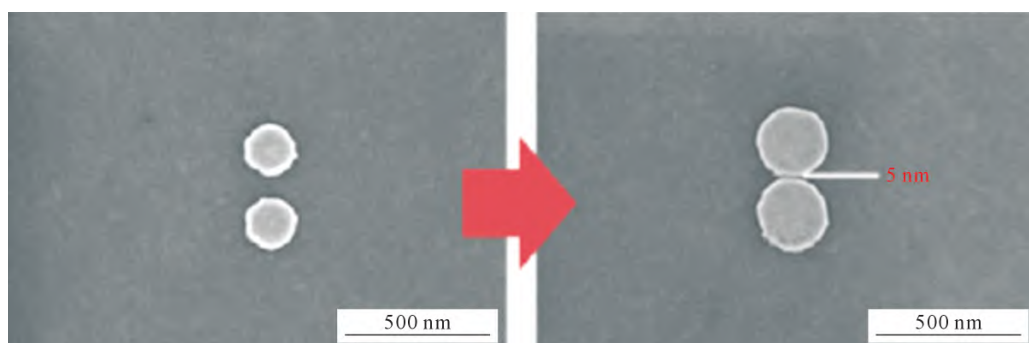


图 6 激光冲击对典型等离子体纳米天线间隙的影响

Fig.6 Effect of laser shock on the gap between dual gold nanoparticles

激光冲击间隙调整的方法有望摆脱在线监控,这在纳米级间隙的精确高效成形具有明显的优势。

纳米间隙的调整除了受激光能量密度影响外,纳米颗粒的尺寸对调整后间隙的尺寸也有显著的影响。随着纳米颗粒直径的减小,当颗粒高度保持不变时,高径比增大,侧向约束相对较小,导致静水压力较低,而静水压力对于材料发生塑性流动的位错屈服极限、晶界滑移屈服极限线性正相关。从而随着纳米颗粒直径的减小,其塑性流动的屈服极限更低,从而更易于产生横向扩张,因此在较低的激光冲击力下就可以产生明显的径向超塑性流动,如图7所示,直径为120、90 nm的金纳米颗粒相对于直径较大的150 nm颗粒屈服强度明显降低,在很小的激光能量密度下就会产生明显的间隙收缩,并形成更小的线间隙。

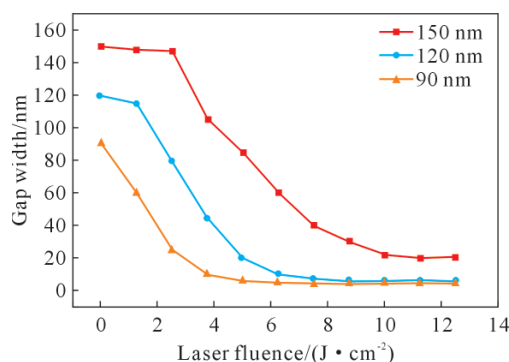


图7 不同尺寸金纳米结构在同激光功率下的间隙调整情况
Fig.7 Gap adjustment of gold nanostructures with different laser powers and particle sizes

3 结论

(1)激光冲击可以同时引起金纳米结构与铝膜产生超塑性变形。

(2)激光冲击作用下金纳米结构径向膨胀与铝膜的嵌入作用及其协同变形是形成稳定纳米线间隙的主要机理。

(3)通过调整脉冲激光能量和金纳米结构参数,能够有效调控金属纳米结构的间隙尺寸,实现小于10 nm的超小线间隙的精确制备。本研究为金属纳米结构的精准高效制造提供了理论支持,有望推动纳米光电器件的进一步发展。

参考文献:

[1] QIN L, HUANG Y Q, XIA F, WANG L, NING J Q, CHEN H M, WANG X, ZHANG W, PENG Y, LIU Q, ZHANG Z Y. 5 nm nanogap electrodes and arrays by super-resolution laser lithography[J]. Nano Letters, 2020, 20(7): 4916-4923.
[2] FAN M K, BROLO A G. Factors that affect quantification in surface-enhanced raman scattering[J]. ACS Nano, 2025, 19(4): 3969-

3996.
[3] RAAD S H, HEYDARI E. Multi-band single bio-molecule detection through inverse-designed graphene-folded spherical particle dimers[J]. Optics Express, 2025, 33(3): 4350-4369.
[4] ZHANG W H, DING F, LI W D, WANG Y X, HU J, CHOU S Y. Giant and uniform fluorescence enhancement over large areas using plasmonic nanodots in 3D resonant cavity nanoantenna by nanoimprinting[J]. Nanotechnology, 2012, 23: 225301.
[5] SHI Y F, FANG J X. Directly self-assembly of aligned Ag NWs films at the air-water interface for the detection of pathogens in artificial breath aerosols[J]. Analytical Chemistry, 2024, 96(6): 2474-2480.
[6] CHEN Y, SHU Z W, ZHANG S, ZENG P, LIANG H K, ZHENG M J, DUAN H G. Sub-10-nm fabrication: Methods and applications[J]. International Journal of Extreme Manufacturing, 2021, 3(3): 032002.
[7] JIN H M, KIM J Y, HEO M, JEONG S J, KIM B H, CHA S K, HAN K H, KIM J H, YANG G G, SHIN J, KIM S O. Ultralarge area sub-10 nm plasmonic nanogap array by block copolymer self-assembly for reliable high-sensitivity SERS[J]. ACS Applied Materials & Interfaces, 2018, 10(51): 44660-44667.
[8] PANTASRI W, MEO A, CHUREEMART P, SUNTIVES A, PITUSO K, CHANTRELL R W, CHUREEMART J. Model of advanced recording system for application in heat-assisted magnetic recording[J]. Scientific Reports, 2025, 15(1): 2776.
[9] CHALLENGER W A, PENG C B, ITAGI A V, KARN D, PENG W, PENG Y G, YANG X M, ZHU X B, GOKEMEIJER N J, HSIA Y T, ROTTMAYER R E, SEIGLER M A, GAGE E C. Heat-assisted magnetic recording by a near-field transducer with efficient optical energy transfer[J]. Nature Photonics, 2009, 3: 220-224.
[10] GORDON R. Metal nanoapertures and single emitters[J]. Advanced Optical Materials, 2020, 8(20): 2001110.
[11] CROZIER K B. Plasmonic nanotweezers: What's next?[J]. ACS Photonics, 2024, 11(2): 321-333.
[12] JIANG Z J, LIU Y J, WANG L. Applications of optically and electrically driven nanoscale bowtie antennas[J]. Opto-Electronic Science, 2022(4): 11-21.
[13] YOO D H, GURUNATHA K L, CHOI H K, MOHR D A, ERTS-GAARD C T, GORDON R, OH S H. Low-power optical trapping of nanoparticles and proteins with resonant coaxial nanoaperture using 10 nm gap[J]. Nano Letters, 2018, 18(6): 3637-3642.
[14] KOYA A N, CUNHA J, GUO T L, TOMA A, GAROLI D, WANG T, JUODKAZIS S, COJOC D, ZACCARIA R P. Novel plasmonic nanocavities for optical trapping-assisted biosensing applications [J]. Advanced Optical Materials, 2020, 8(7): 1901481.
[15] LIANG X G, CHOU S Y. Nanogap detector inside nanofluidic channel for fast real-time label-free DNA analysis[J]. Nano Letters, 2008, 8(5): 1472-1476.
[16] KIM J, KIM F, HUANG J X. Seeing graphene-based sheets[J]. Materials Today, 2010, 13(3): 28-38.
[17] XUE L, YAMAZAKI H, REN R, WANUNU M, IVANOV A P, EDEL J B. Solid-state nanopore sensors[J]. Nature Reviews Materials, 2020, 5(12): 931-951.
[18] PARTEL S, KASEMANN S, MATYLITSKYA V, THANNER C,

- DINCER C, URBAN G. A simple fabrication process for disposable interdigitated electrode arrays with nanogaps for lab-on-a-chip applications[J]. *Microelectronic Engineering*, 2017, 173: 27-32.
- [19] LEE J H, CHUNG S, KIM S J, HAN J. Poly (dimethylsiloxane)-based protein preconcentration using a nanogap generated by junction gap breakdown[J]. *Analytical Chemistry*, 2007, 79(17): 6868-6873.
- [20] MIN S K, KIM W Y, CHO Y, KIM K S. Fast DNA sequencing with a graphene-based nanochannel device[J]. *Nature Nanotechnology*, 2011, 6(3): 162-165.
- [21] LIU Z T, BOLTASSEVA A, PEDERSEN R H, BAKKER R, KILDISHEV A V, DRACHEV V P, SHALAEV V M. Plasmonic nanoantenna arrays for the visible[J]. *Metamaterials*, 2008, 2(1): 45-51.
- [22] LIU N, TANG M L, HENTSCHEL M, GIESSEN H, ALIVISATOS A P. Nanoantenna-enhanced gas sensing in a single tailored nanofocus[J]. *Nature Materials*, 2011, 10: 631-636.
- [23] BARCELO S J, KIM A, WU W, LI Z Y. Fabrication of deterministic nanostructure assemblies with sub-nanometer spacing using a nanoimprinting transfer technique[J]. *ACS Nano*, 2012, 6(7): 6446-6452.
- [24] FURSINA A, LEE S, SOFIN R G S, SHVETS I V, NATELSON D. Nanogaps with very large aspect ratios for electrical measurements[J]. *Applied Physics Letters*, 2008, 92(11): 113102.
- [25] THOMPSON C V. Solid-state dewetting of thin films[J]. *Annual Review of Materials Research*, 2012, 42: 399-434.
- [26] DING T, SIGLE D, ZHANG L W, MRTENS J, DE NIJS B, BAUMBERG J. Controllable tuning plasmonic coupling with nanoscale oxidation[J]. *ACS Nano*, 2015, 9(6): 6110-6118.
- [27] HUANG F M, BAUMBERG J J. Actively tuned plasmons on elastomerically driven Au nanoparticle dimers[J]. *Nano Letters*, 2010, 10(5): 1787-1792.
- [28] AKSU S, HUANG M, ARTAR A, YANIK A A, SELVARASAH S, DOKMECI M R, ALTUG H. Flexible plasmonics on unconventional and nonplanar substrates[J]. *Advanced Materials*, 2011, 23(38): 4422-4430.
- [29] CLARK A W, THOMPSON D G, GRAHAM D, COOPER J M. Engineering DNA binding sites to assemble and tune plasmonic nanostructures[J]. *Advanced Materials*, 2014, 26(25): 4286-4292.
- [30] GAO H, HU Y W, XUAN Y, LI J, YANG Y L, MARTINEZ R V, LI C Y, LUO J, QI M H, CHENG G J. Large-scale nanoshaping of ultrasmooth 3D crystalline metallic structures[J]. *Science*, 2014, 346(6215): 1352-1356.

(责任编辑:宫文婧)