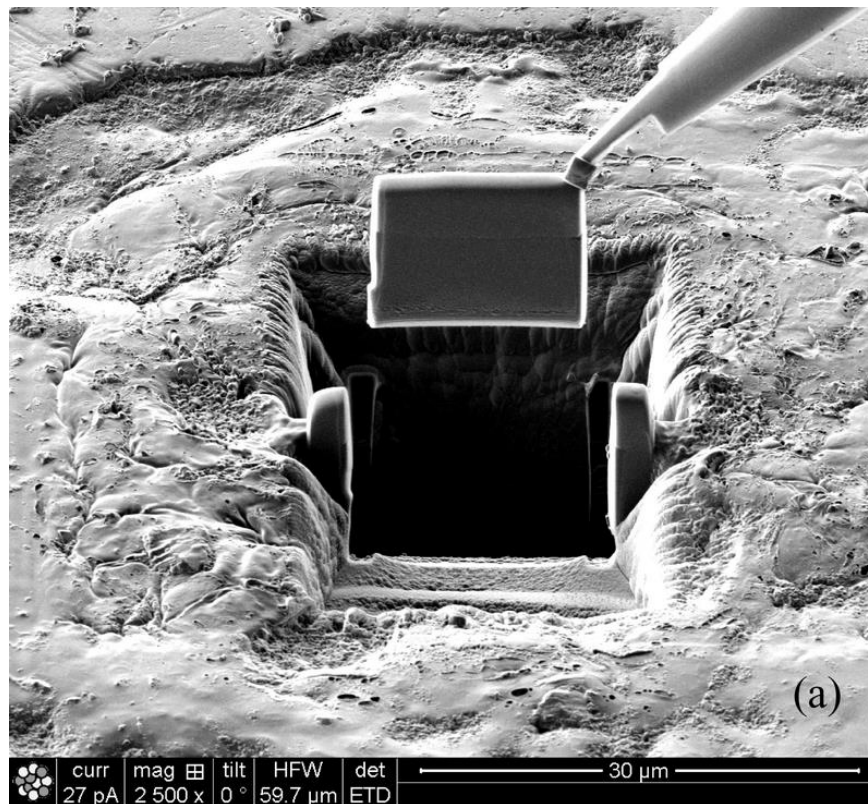


Физические методы исследования состава и структуры веществ



Павел В. Зинин

Просвечивающая электронная микроскопия: принципы работы



Resolution of SEM

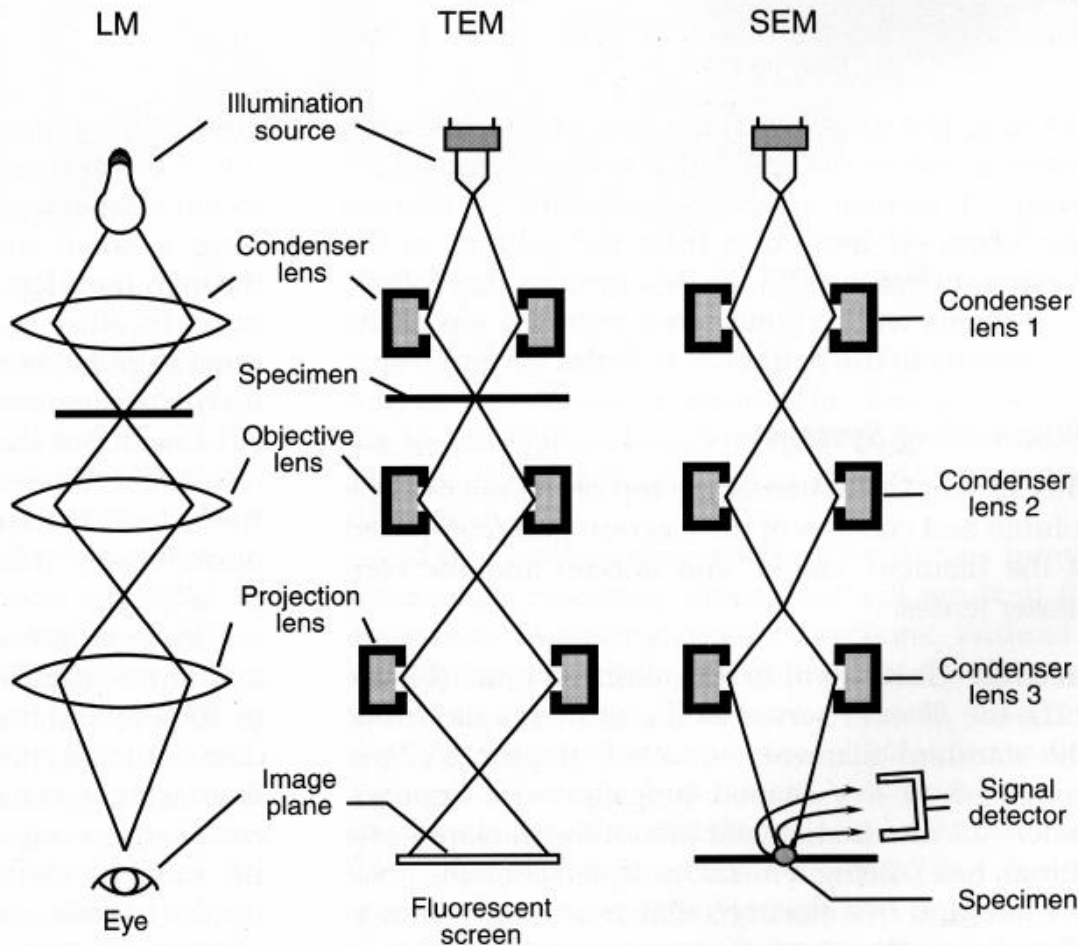
Просвечивающая электронная микроскопия (ТЭМ) - это метод микроскопии, при котором пучок электронов проходит через ультратонкий образец, взаимодействуя с ним при прохождении через него. Изображение формируется в результате взаимодействия электронов, проходящих через образец; изображение увеличивается и фокусируется на устройстве визуализации, таком как флуоресцентный экран, на слое фотопленки или обнаруживается датчиком, таким как ПЗС-камера.

Первый ТЭМ был построен Максом Кроллом и Эрнстом Руской в 1931 году, причем эта группа разработала первый ТЭМ с разрешающей способностью больше, чем у света, в 1933 году и первый коммерческий ТЭМ в 1939 году.



Первый ТЭМ для исследований(at I. G Farben-Werke)ю Выставлен в Deutsches Museum in Munich, Germany

Сравнение светового и электронного микроскопов

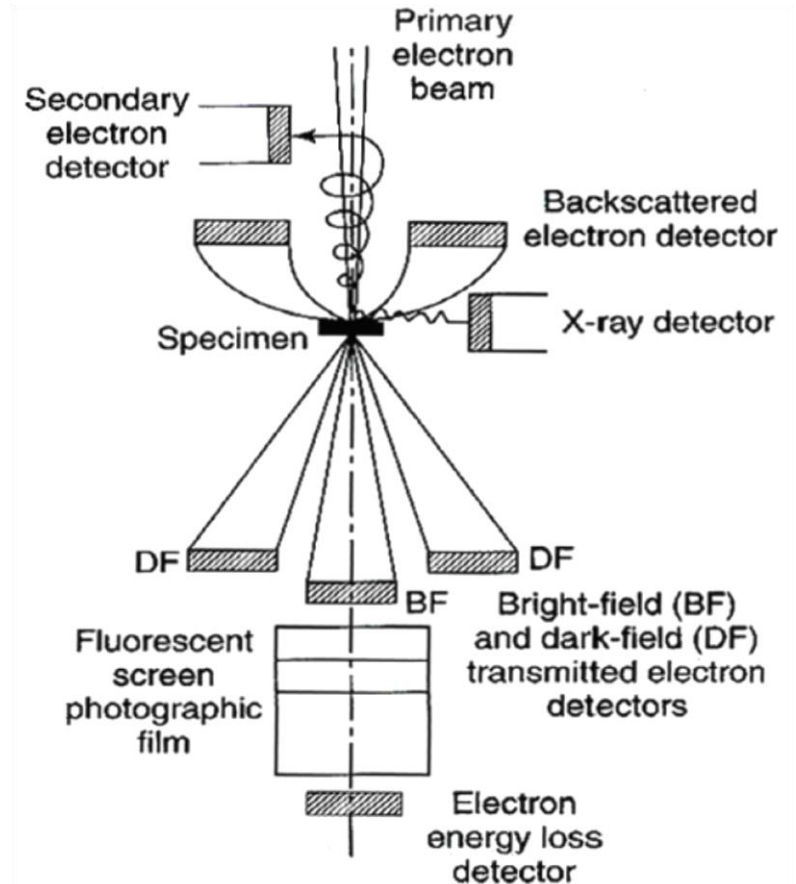
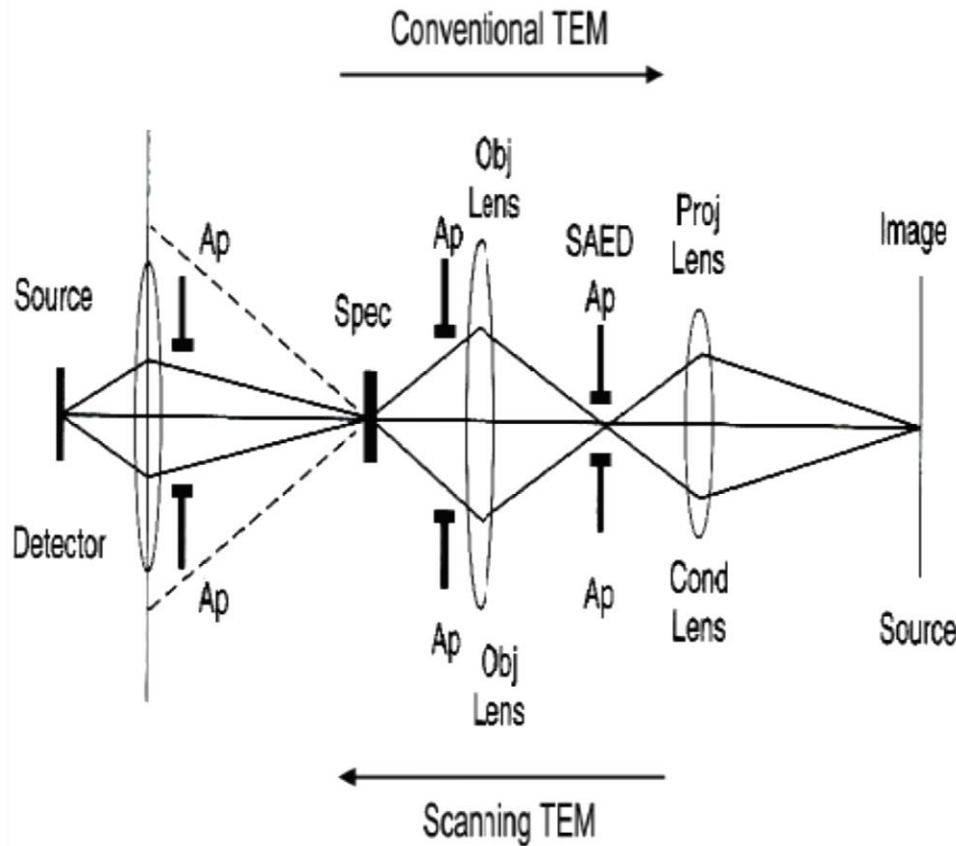


- Как стекло, так и ЭМ-линзы подвержены одинаковым искажениям и абберациям
- Стекланные линзы имеют фиксированное фокусное расстояние, для этого требуется сменить объектив, чтобы изменить увеличение. Мы перемещаем объектив ближе к образцу или дальше от него, чтобы сфокусироваться.
- ЭМ линзы к образцу расстояние фиксированное, фокусное расстояние изменяется путем изменения тока через линзу

СМ: а) непосредственное наблюдение изображения; б) изображение формируется проходящим светом

ТЕМ: (а) видеоизображение (ЭЛТ); (б) изображение формируется передаваемыми электронами, ударяющимися о покрытый люминофором экран

Просвечивающая Электронная Микроскопия: Принцип действия



Лучевая диаграмма обычного просвечивающего электронного микроскопа (верхний путь) и сканирующего просвечивающего электронного микроскопа (нижний путь). Указывается выбранная область дифракции электронов (SAED) апертура (AP) и образец или образец (Spec), а также объектив (Obj) и проектор (Proj) или конденсатор (Cond) линзы.

Позиционирование детекторов сигналов в колонке электронного микроскопа.

Разрешение в СЭМ и ПЭМ

Пространственное разрешение СЭМ зависит от размера электронного пятна, которое, в свою очередь, зависит как от длины волны электронов, так и от электронно-оптической системы, производящей сканирующий луч. Разрешение также *ограничено размером объема взаимодействия, или степенью, в которой материал взаимодействует с электронным пучком*. Размер пятна и объем взаимодействия велики по сравнению с расстояниями между атомами, поэтому разрешение СЭМ недостаточно высоко для изображения отдельных атомов, как это возможно при более короткой длине волны (т. е. более высокой энергии) (ПЭМ). В зависимости от аппаратуры, разрешение лежит в диапазоне от 1 нм и 20 нм. К 2009 году с помощью Hitachi S-5500 было получено самое высокое в мире разрешение СЭМ при высоких энергиях пучка (0,4 нм при 30 кВ).

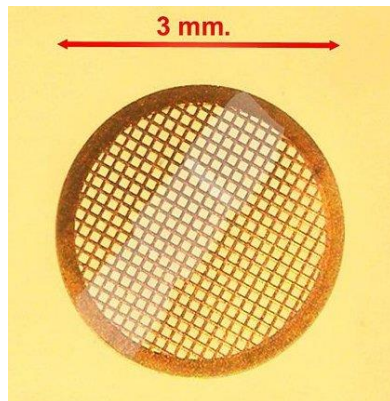
В ПЭМ монохроматический пучок электронов ускоряется через потенциал от 40 до 100 киловольт (кВ) и проходит через сильное магнитное поле, которое действует как линза. Разрешение современной ПЭМ составляет около 0,2 нм. Это соответствует расстоянию между двумя атомами в твердом теле. Это разрешение в 1000 раз больше, чем у светового микроскопа, и примерно в 500 000 раз больше, чем у человеческого глаза.

Совсем недавно прогресс в разработке корректоров aberrаций позволил уменьшить сферические aberrации и достичь разрешения ниже 0,5 Ångströms при увеличении более чем в 50 миллионов раз. Улучшенное разрешение позволяет визуализировать более легкие атомы, которые менее эффективно рассеивают электроны, например атомы лития в материалах литиевых батарей. Способность определять положение атомов внутри материалов сделала ПЭМ незаменимым инструментом для нанотехнологических исследований и разработок во многих областях, включая гетерогенный катализ и разработку полупроводниковых приборов для электроники и фотоники.

Просвечивающая Электронная Микроскопия

JEOL 2000-FX промежуточное напряжение (200 000 вольт) сканирующий просвечивающий исследовательский электронный микроскоп (skonфигурированный как для биологических, так и для физических образцов)

- Увеличение: X 50 to X 1,000,000
- 1.4 Ångstrom разрешение (LaB6 source)
- детекторы обратного рассеяния и вторичных электронов
- Gatan Digi-PEELS Electron Energy Loss Spectrometer, программное обеспечение и внеосевая камера визуализации
- Kevex Quantum 10 mm² X-ray детектор (обнаруживает элементы вплоть до бора), с пространственным разрешением всего до 20 нанометров (на тонких участках)
- IXRF X-ray анализатор совмещенный цифровой камерой, X-ray картирование
- Gatan Be double-tilt analytical holder for quantitative X-ray work
- Gatan cryo-TEM specimen holder (to -150°C)
- \$700,000 as currently configured at current prices



Сетка для поддержки образца в ПЭМ (Wikipedia, 2010).

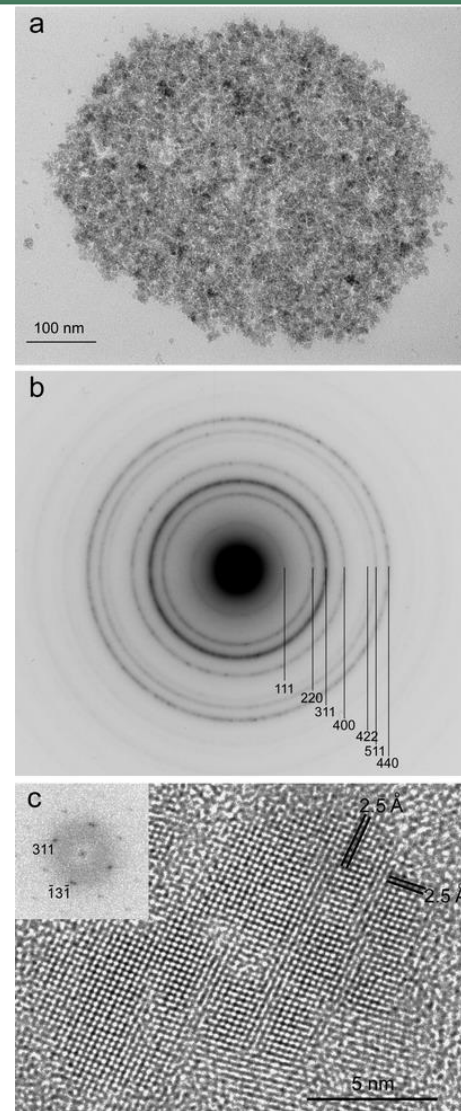


Электроны, которые проходят через образец

Контраст светлого поля: Контраст-образуется непосредственно путем окклюзии и поглощения электронов в образце. Более толстые области образца или области с более высоким атомным номером будут казаться темными, в то время как области без образца на пути луча будут казаться яркими – отсюда и термин «*светлое поле*».

Дифракционный контраст: Контраст образуется упруго рассеянными электронами-падающими электронами, которые рассеиваются (отклоняются от своего первоначального пути) атомами в образце упругим образом (без потери энергии). Образцы могут демонстрировать дифракционный контраст, в результате чего электронный пучок подвергается Брэгговскому рассеянию, которое в случае кристаллического образца рассеивает электроны в дискретные места в задней фокальной плоскости. Утилизация-электроны, проходящие через него под одинаковым углом, рассеиваются, и эти электроны затем можно сопоставить с помощью магнитных линз, чтобы сформировать узор из пятен; каждое пятно соответствует определенному атомному расстоянию (плоскости). Этот паттерн может затем дать информацию об ориентации, расположении атомов и фазах, присутствующих в исследуемой области.

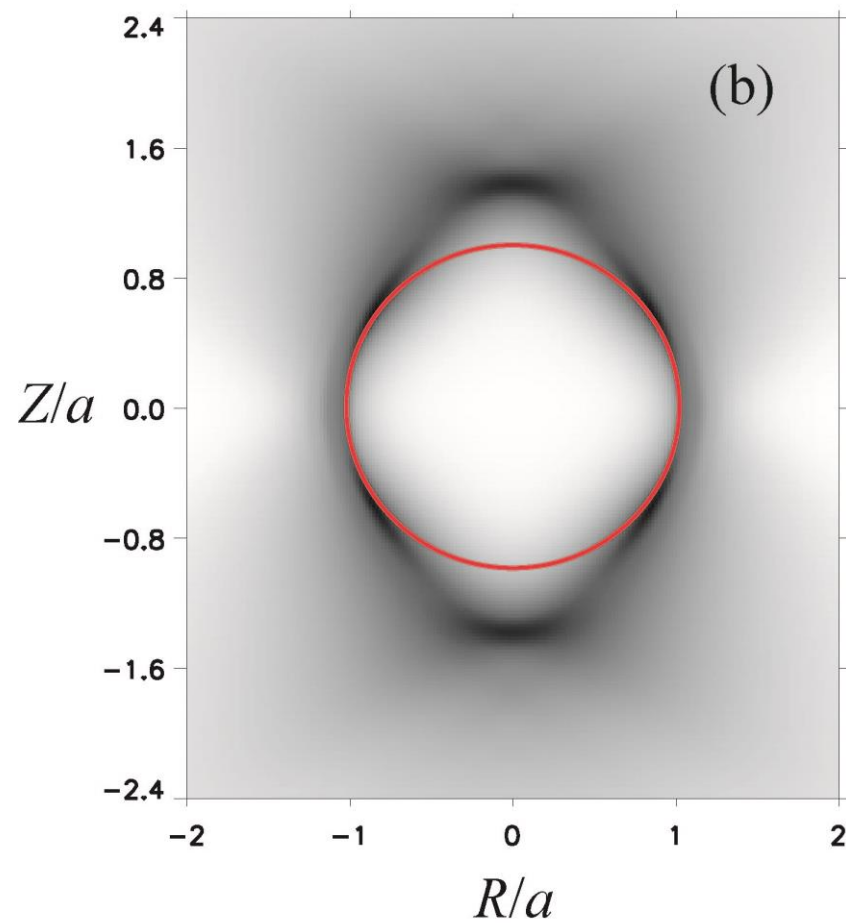
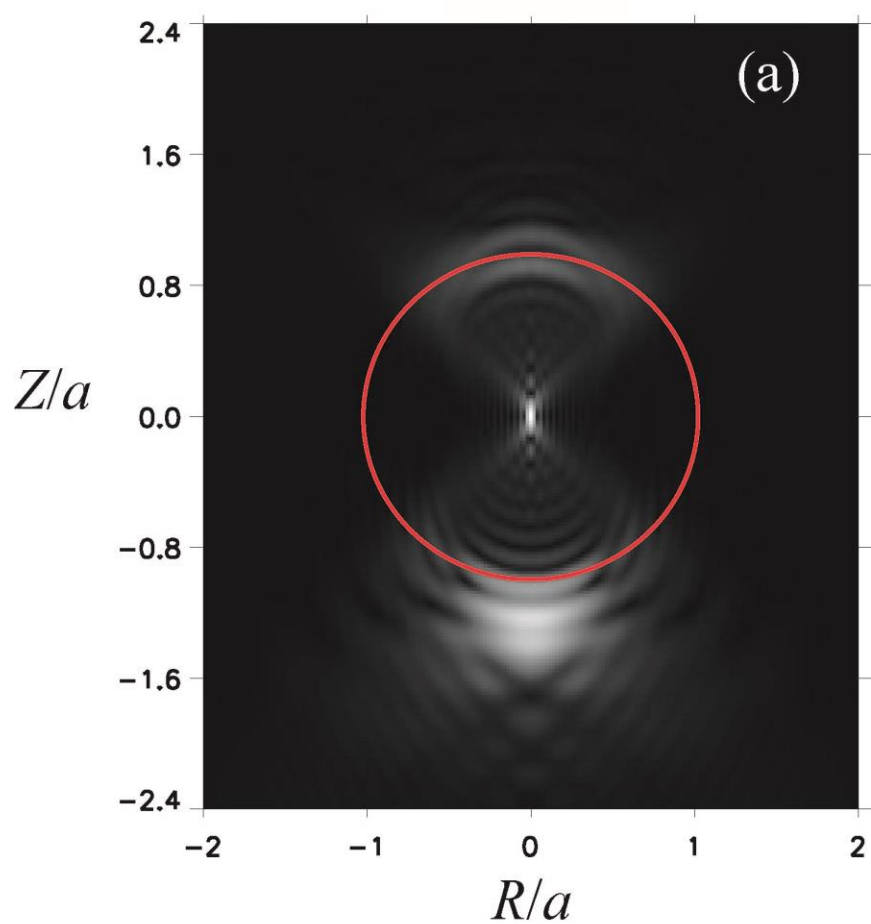
Спектроскопия характеристических потерь энергии электронами: Контраст образуется неэластично рассеянными электронами. Использование: неупругая потеря энергии падающими электронами характерна для элементов, с которыми они взаимодействовали. Эти энергии уникальны для каждого связующего состояния каждого элемента и поэтому могут быть использованы для извлечения как композиционных, так и связующих веществ.



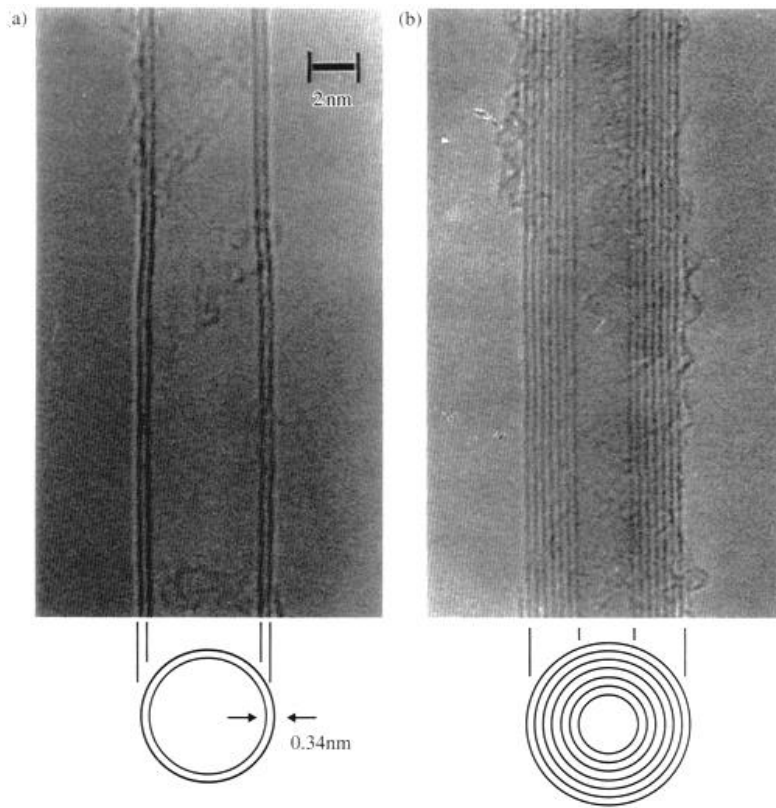
Ultra-small super paramagnetic iron oxide particles imaged by high resolution transmission electron microscopy. (Dr Jeremy Skepper. <http://www.pdn.cam.ac.uk/staff/skepper/index.html>)

ПЭМ светлого поля

Рассчитанные вертикальные сканы через прозрачную сферу с показателем преломления 1,4 и показателем преломления окружающей жидкости 1,33 (а) отражательный микроскоп с углом апертуры 30° ; (б) пропускающий микроскоп с углом апертуры 30° .

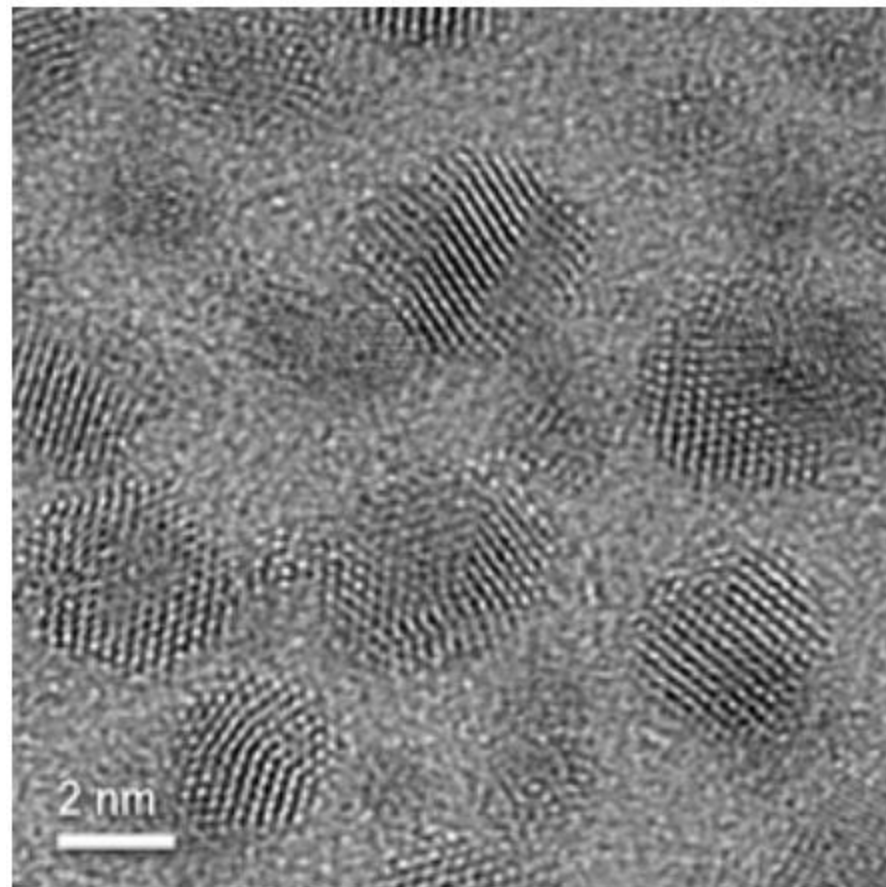


Изображения высокого разрешения



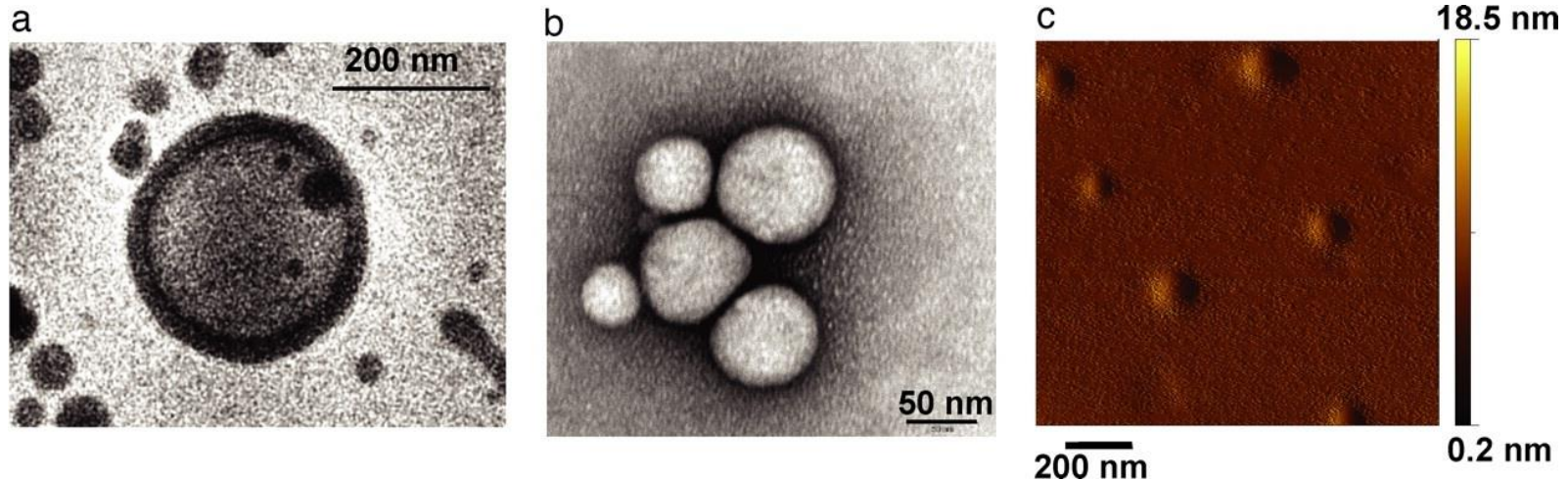
Открытие углеродных нанотрубок

S. Iijima, Nature 354, 56 (1991).



Pt nanoparticles

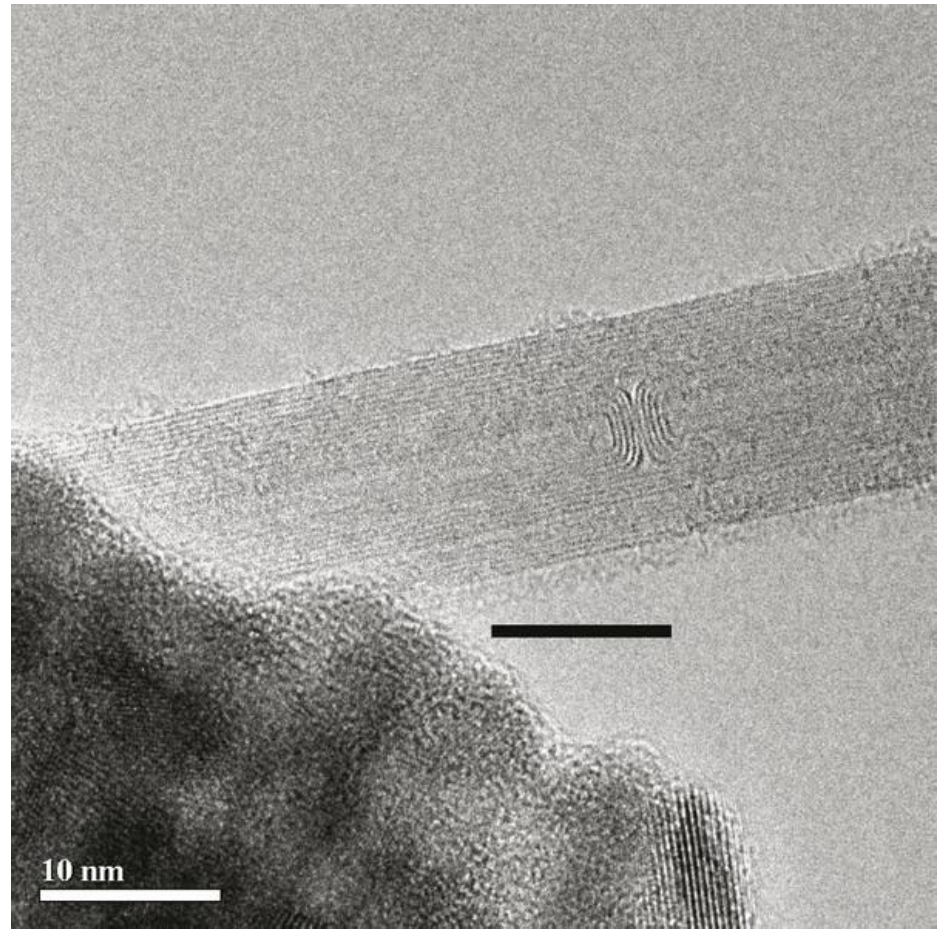
ПЭМ полимерных везикул



Исследование полимерных везикул с помощью микроскопии. Для определения размеров использовались изображения криогенного просвечивающего электронного микроскопа, поскольку регулярная просвечивающая электронная микроскопия и атомно-силовая микроскопия влияют на структуру наблюдаемых пузырьков. (а) Криогенная просвечивающая электронная микрофотография пузырька полимера Ава. (б) электронная микрофотография скопления везикул. (в) атомно-силовая микрофотография везикул на слюде показывает, что на гидрофильной поверхности слюды образуется пленка полимера с расположенными в ней везикулами.

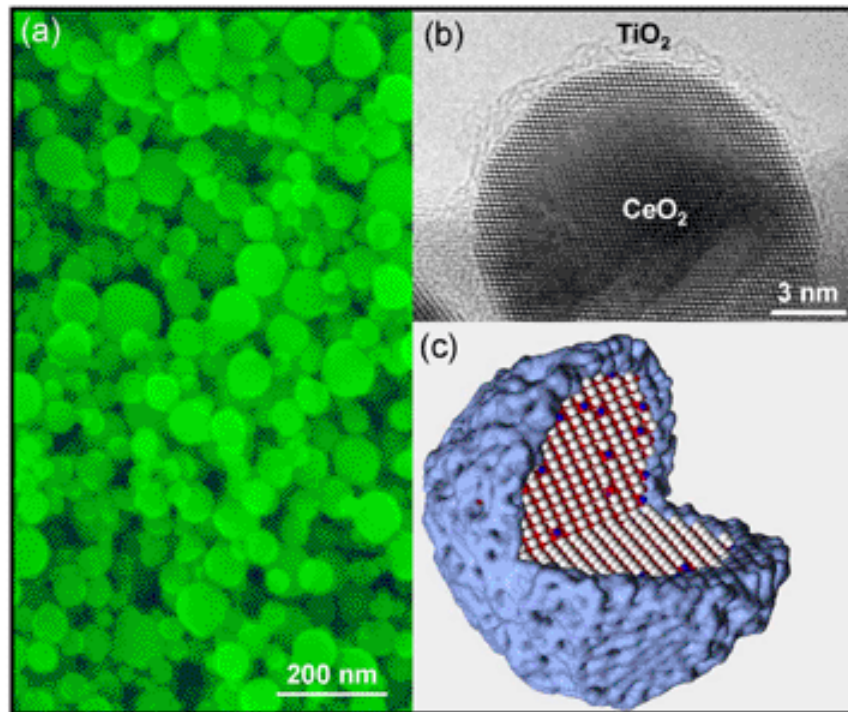
ПЭМ: визуализация

Контраст изображения получается при взаимодействии электронного пучка с образцом. Здесь играют свою роль несколько эффектов. На полученном ПЭМ-изображении более плотные области и области, содержащие более тяжелые элементы, кажутся темнее из-за рассеяния электронов в образце. Кроме того, рассеяние от кристаллических плоскостей вносит дифракционный контраст. Этот контраст зависит от ориентации кристаллической области в образце относительно электронного пучка. Благодаря высокому разрешению ПЭМ атомные слои, расположения в кристаллических структурах могут быть изображены в больших деталях



ТЭМ-изображение с высоким разрешением многостенной углеродной нанопроволоки. Проволока состоит из сегментов, ограниченных внутренними границами (From 2008, Koninklijke Philips Electronics N.V.).

Наносферы CeO_2 легированной Ti

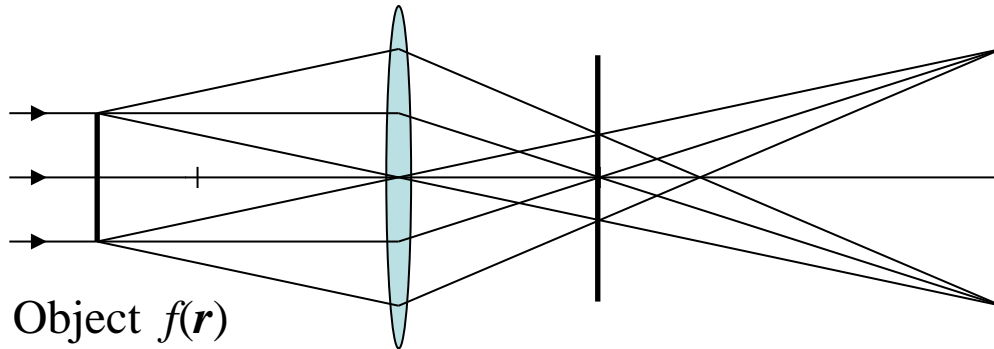


(a) Изображение монокристаллических наносфер (оксида церия) CeO_2 , легированных Ti и полученных в сканирующем электронном микроскопе. (b) ПЭМ изображение монокристаллической наносферы CeO_2 , заключенной в тонкую оболочку из аморфного TiO_2 . (c) молекулярно-динамическое моделирование структуры наносферы CeO_2 легированной Ti (Science **312** (2006) 1504).



Electron Diffraction

Линзы как элементы, выполняющие преобразование Фурье



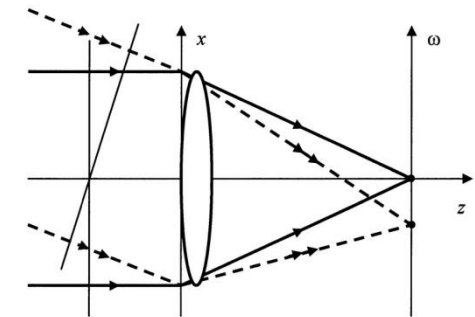
Object $f(\mathbf{r})$

Back focal plane

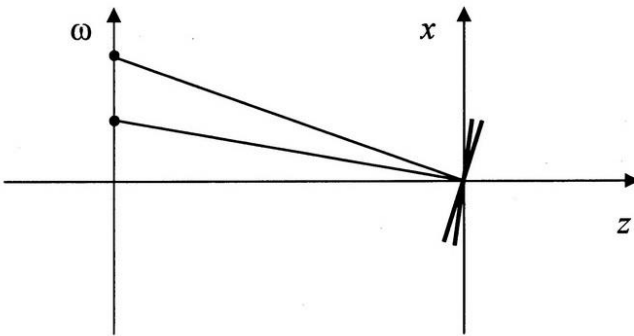
Image

$$U(\mathbf{k}) = F[f(\mathbf{r})]$$

$$f(\mathbf{r}) = F^{-1}[U(\mathbf{k})]$$



Обратное преобразование Фурье, осуществляемое линзой



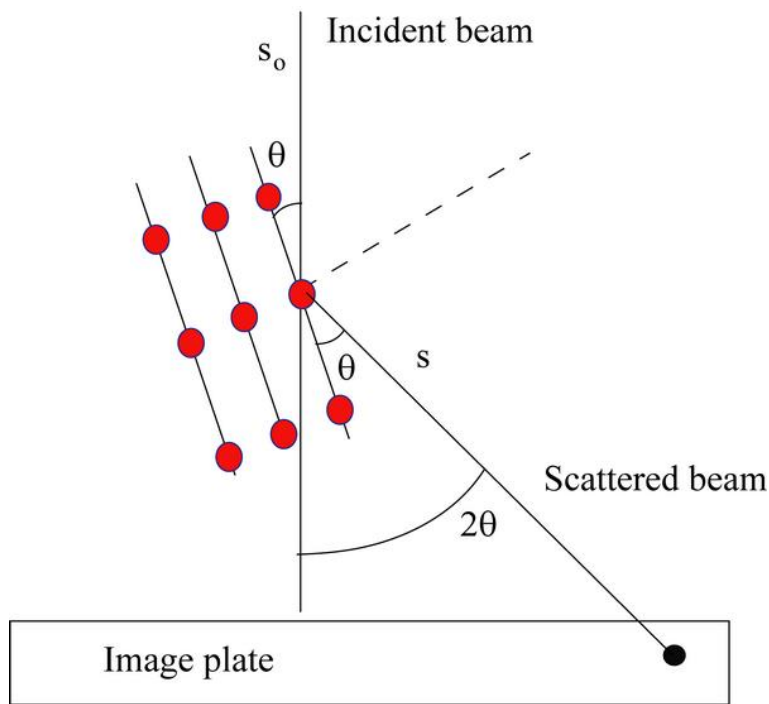
Прямое преобразование Фурье, осуществляемое линзой.

Физический смысл на примере прямого преобразования Фурье может быть понят как набор пространственных гармоник в изображении, пришедших каждая из своей точки в фокальной плоскости линзы.

Аналогичному прямому преобразованию линза осуществляет и обратное, т.е. каждому плоскому волновому фронту ставится в соответствие точка в фокальной плоскости ω линзы.

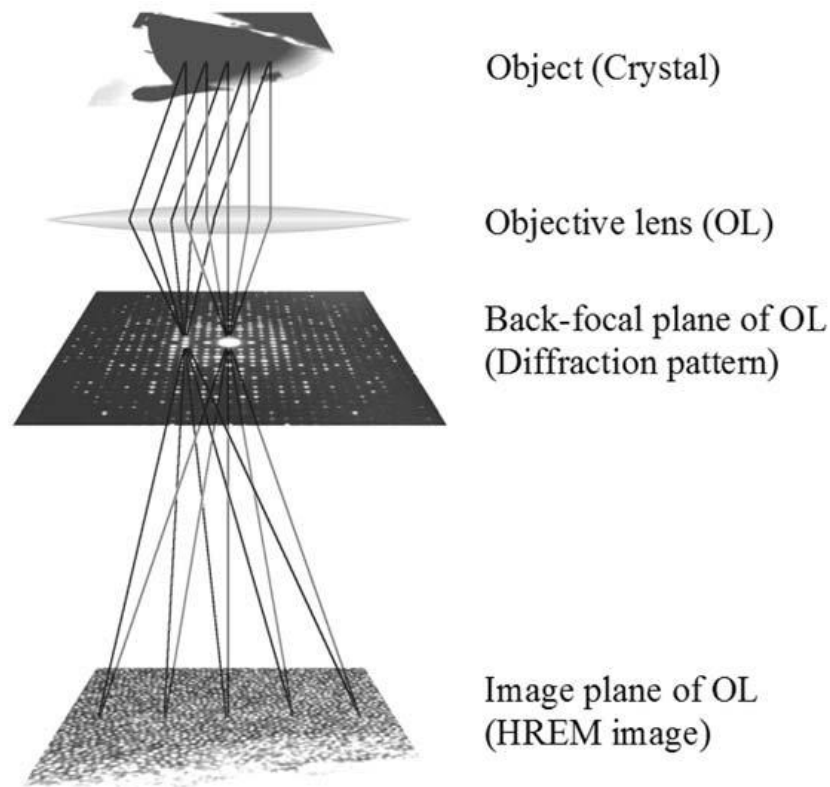
Предположим, что это идеальный объектив, подразумевающий взаимно однозначное отображение информации между объектом и изображением. Таким образом, между задней фокальной плоскостью и плоскостью изображения выполняется обратное преобразование Фурье дифракционной картины.

Дифракция рентгеновских лучей и симметрия кристаллов

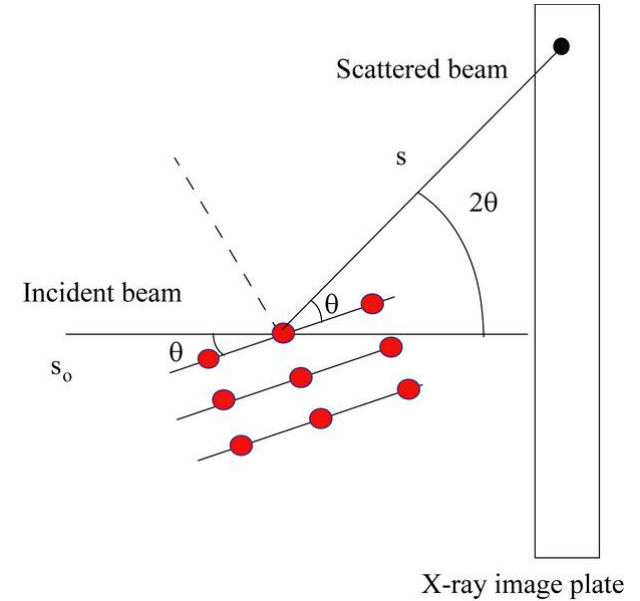
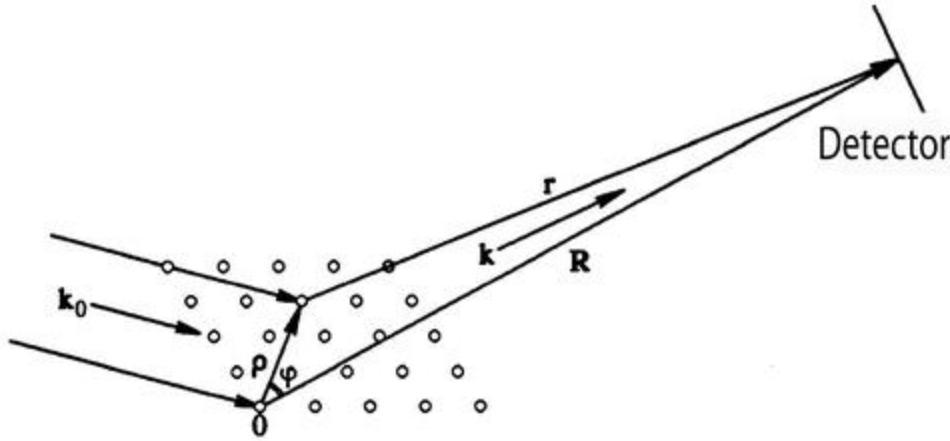


Расчет разности фаз волн, рассеянных от двух точек решетки.

Упрощенная лучевая диаграмма (диаграмма Аббе), показывающая одновременное формирование дифракционной картины и соответствующего реального пространственного изображения в просвечивающем электронном микроскопе (ПЭМ) (From Weirich, *Electron Crystallography*, 235–257.).



Рентгеновская дифракция кристаллов и симметрия



Падающая плоская волна

$$A = A_o \exp[i(\vec{k}_o \vec{r} - \omega t)]$$

Рассеянная сферическая волна

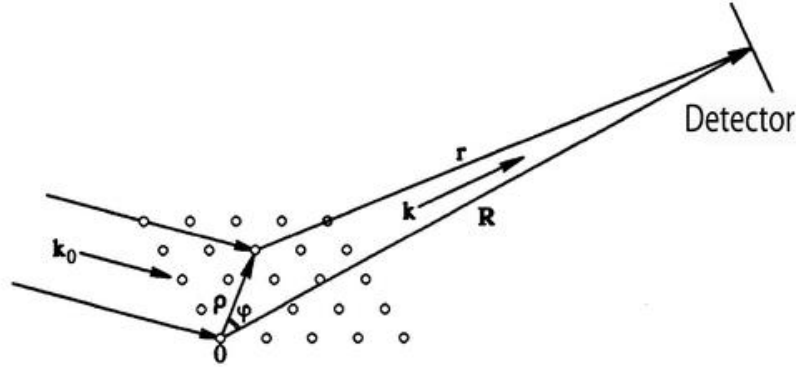
$$A = \frac{C}{r_j} A_o \exp(i\vec{k}_o \vec{\rho}_j) \exp[i(\vec{k}_i \vec{r}_i - \omega t)] \quad \text{where} \quad \vec{r} = \vec{R} - \vec{\rho}_j$$

Поле в точке R

$$A = A_o \frac{C}{R} \exp i(kR) \exp[i(\vec{k}_o - \vec{k}) \vec{\rho}_j] \exp(-i\omega t) \quad |r| \approx |R|$$

$$A = A_o \frac{C}{R} \exp[i(\vec{k}_o - \vec{k}) \vec{\rho}_j] \exp[i(\vec{k} \vec{R} - \omega t)]$$

Рентгеновская дифракция кристаллов и симметрия



$$A = A_0 \frac{C}{R} \exp[i(\vec{k}_0 - \vec{k})\vec{\rho}_j] \exp[i(\vec{k}\vec{R} - \omega t)]$$

$$\Delta\vec{k} = \vec{k} - \vec{k}_0$$

$$A = \frac{B}{R} \exp[-i\Delta\vec{k}\vec{\rho}_j] \quad \vec{\rho}_j = u\vec{a} + v\vec{b} + w\vec{c} \quad \text{direct lattice}$$

$$A(R) = \frac{B}{R} \sum_{u,v,w} \exp[-i\Delta\vec{k}(u\vec{a} + v\vec{b} + w\vec{c})] \quad \max$$

$$e^{i\vec{G}\vec{\rho}} = 1$$

$$\vec{a}\Delta\vec{k} = 2\pi h \quad \vec{b}\Delta\vec{k} = 2\pi k \quad \vec{c}\Delta\vec{k} = 2\pi l$$

$$\Delta\vec{k} = 2\pi\vec{G}$$

$$\Delta\vec{k}(u\vec{a} + v\vec{b} + w\vec{c}) = 2\pi N$$

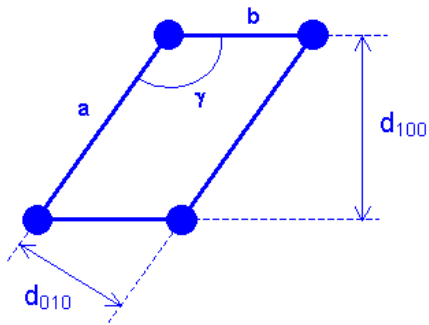
If \vec{G} is reciprocal vector $a^* = \frac{[\vec{b}\vec{c}]}{V}; b^* = \frac{[\vec{c}\vec{a}]}{V}; c^* = \frac{[\vec{a}\vec{b}]}{V}; \vec{G} = ha^* + kb^* + lc^*$

The Reciprocal Lattice

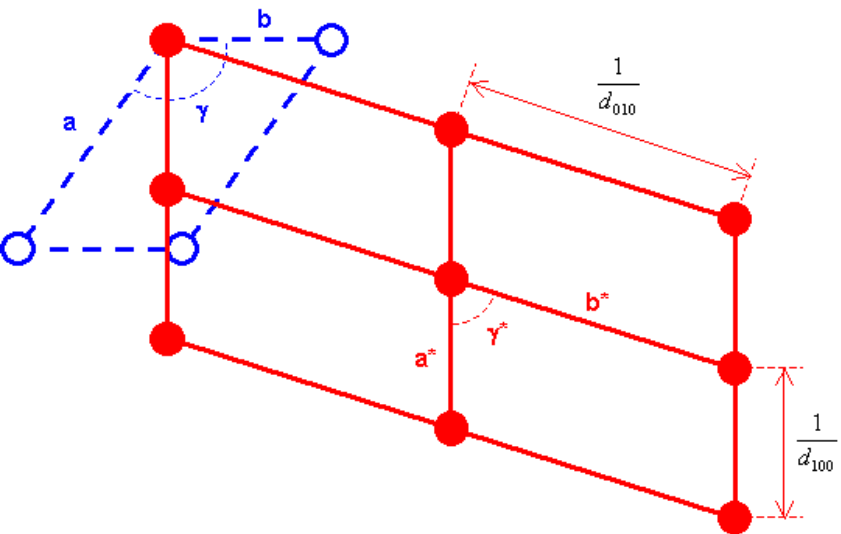
$$e^{\vec{G}\vec{\rho}} = 1$$

$$a^* = \frac{bc \sin \alpha}{a^2}; \quad b^* = \frac{ac \sin \beta}{a^2}; \quad c^* = \frac{ab \sin \gamma}{a^2}$$

$$|\vec{G}_{hkl}| = \frac{1}{d_{hkl}}$$



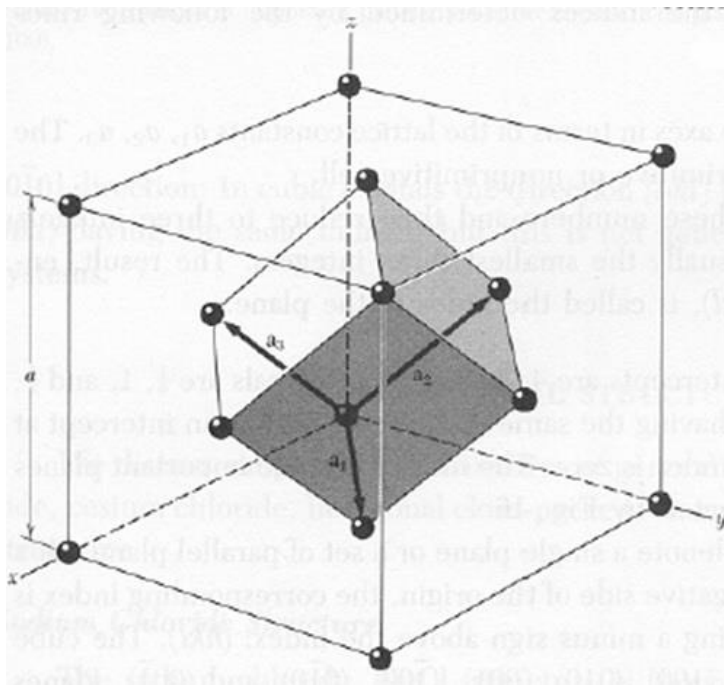
Можно показать, что



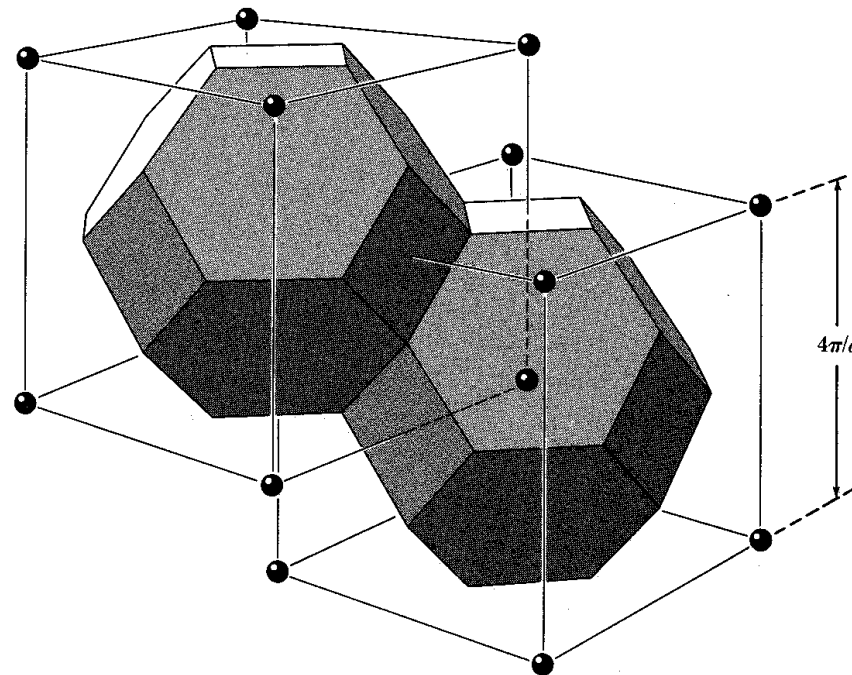
Обратная строится следующим образом:

- Выберите точку, которая будет началом координат в кристаллической решетке.
- Пусть вектор, перпендикулярный множеству плоскостей решетки в реальной решетке, излучается из этой исходной точки таким образом, что расстояние вектора является обратным расстоянию d для каждого семейства плоскостей, то есть вектор для плоскости (hkl) имеет расстояние $1/d(hkl)$
- Повторите для всех реальных плоскостей решетки

Гранецентрированная кубическая решетка



Кубическая решетка с центрированными гранями. (Al, Ag, Ni, Pt ...). Углы между примитивными базовыми векторами a_1, a_2, a_3 : 60° .



Обратная ГЦК решетка

Ч. Киттель. Введение в физику твердого тела

Законы Брэгга и Лауэ

$$\Delta \vec{k} = 2\pi \vec{G}$$

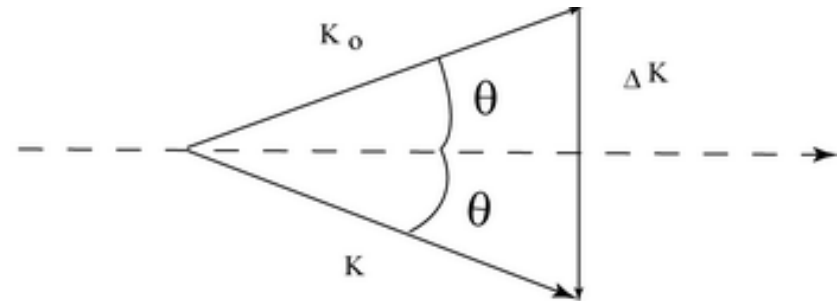
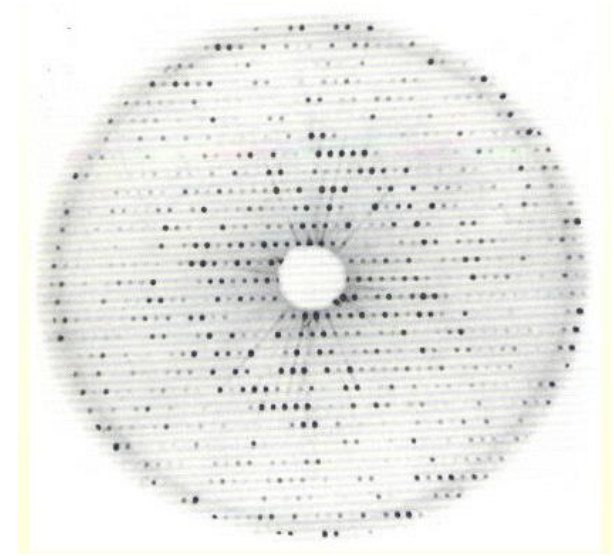
Рассмотрим набор плоскостей, определяемых Миллером индексы hkl , тогда

$$|\vec{G}_{hkl}| = \frac{1}{d_{hkl}}$$

$$|\Delta \vec{k}| = \frac{2\pi}{\lambda} 2 \sin \theta_{hkl}$$

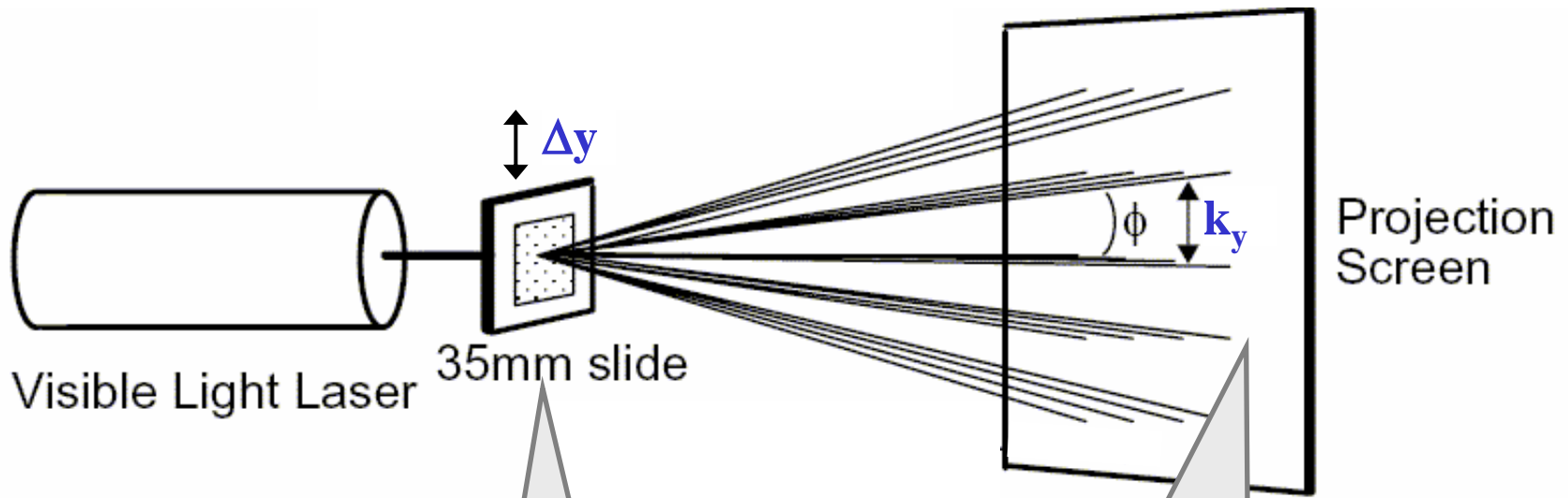
$$\frac{1}{d_{hkl}} = \frac{2 \sin \theta_{hkl}}{\lambda}$$

$$n\lambda = 2d_{hkl} \sin \theta_{hkl}$$



Реальное пространство и пространство обратных векторов

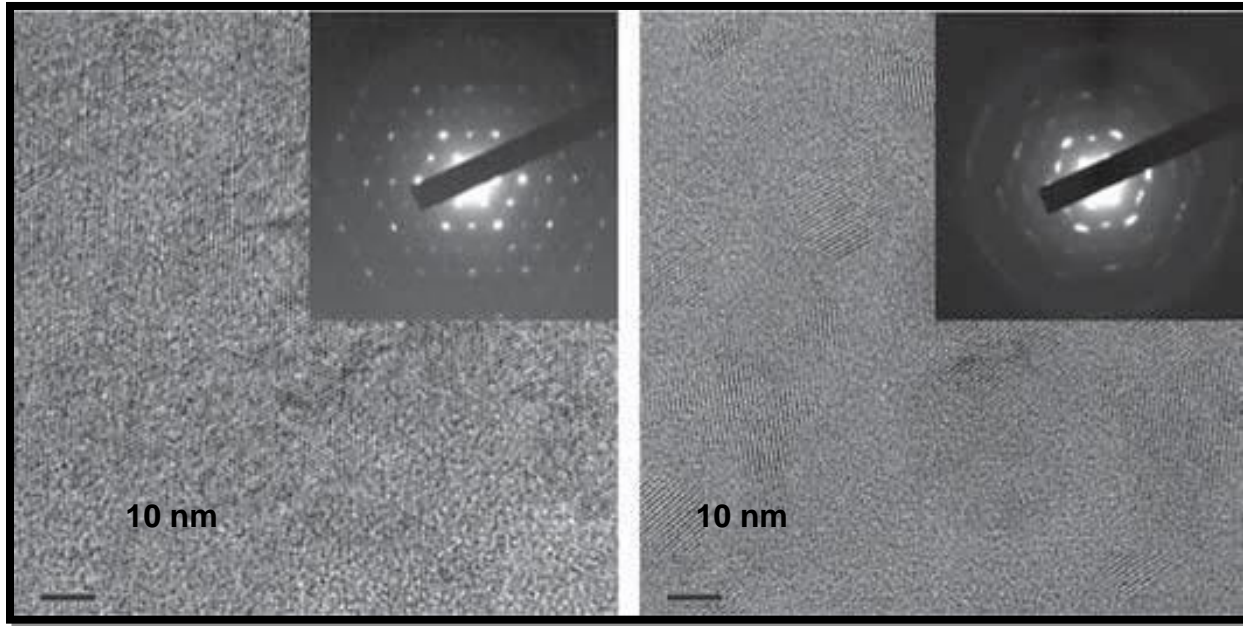
$$k_x = 2\pi/\Delta x$$
$$\Delta x = \text{row spacing}$$
$$k_x \perp \text{rows}$$



Real space:
 x, y, z

Reciprocal space:
 k_x, k_y, k_z

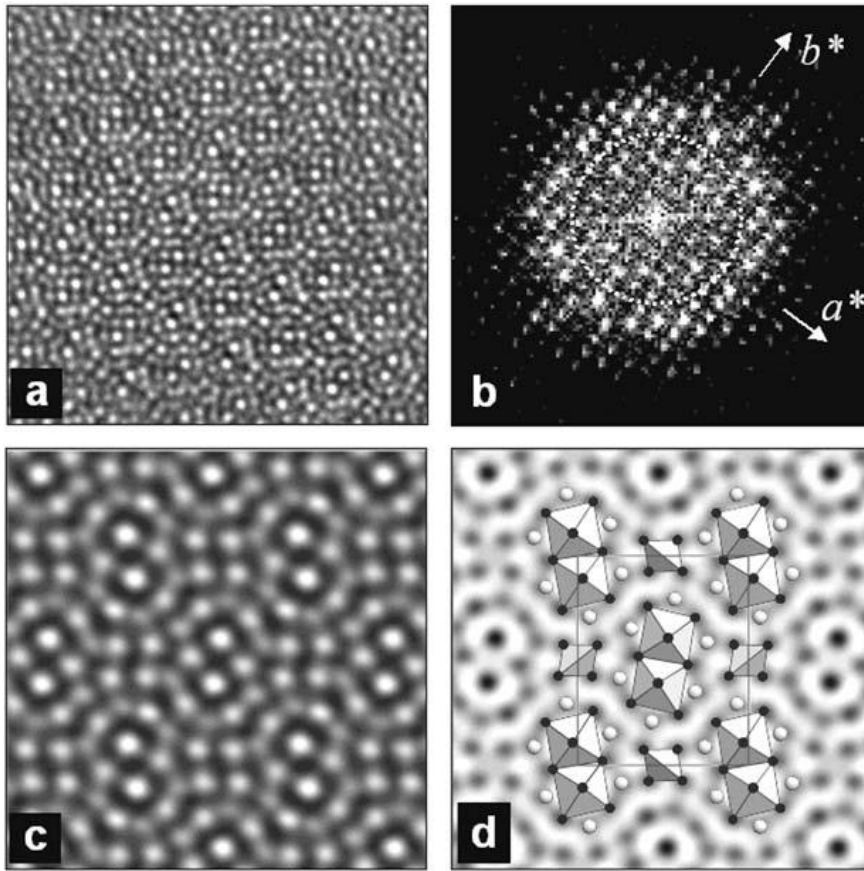
Полимерные наноккомпозиты на основе графена



ПЭМ используется для определения того, присутствуют ли графеновые листы в виде отслоившихся листов или многослойных частиц

- Дифракционные картины электронов, а также ПЭМ с высоким разрешением позволяют предположить что частицы представляют собой отдельные графеновые листы хаотично диспергированные в полимерной матрице
- ТЭМ с высоким разрешением показывает области, где наблюдаются слоистые структуры.

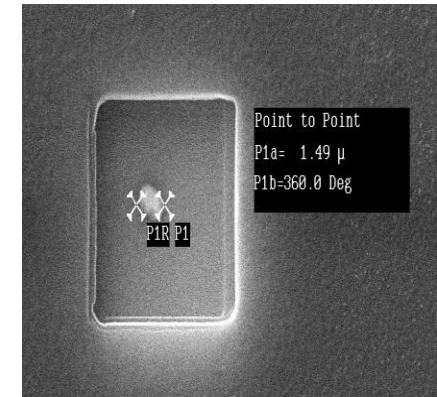
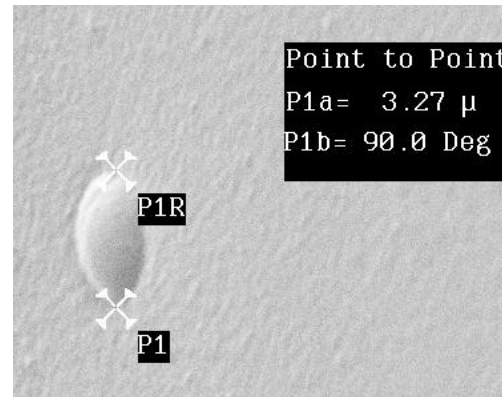
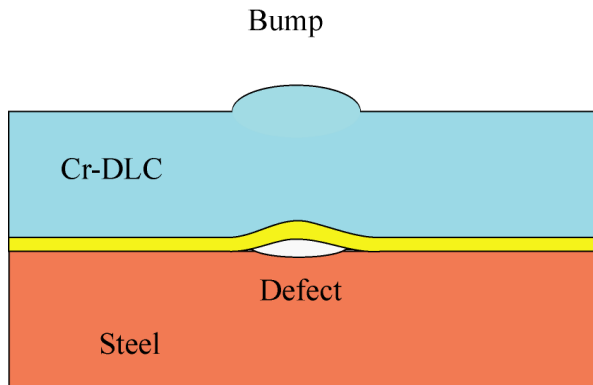
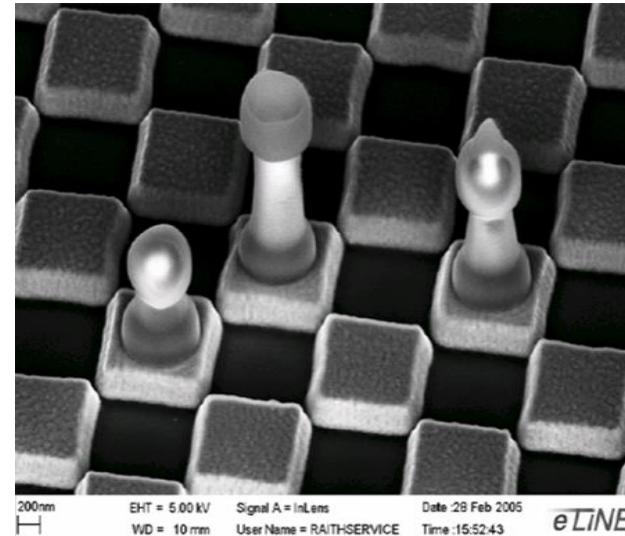
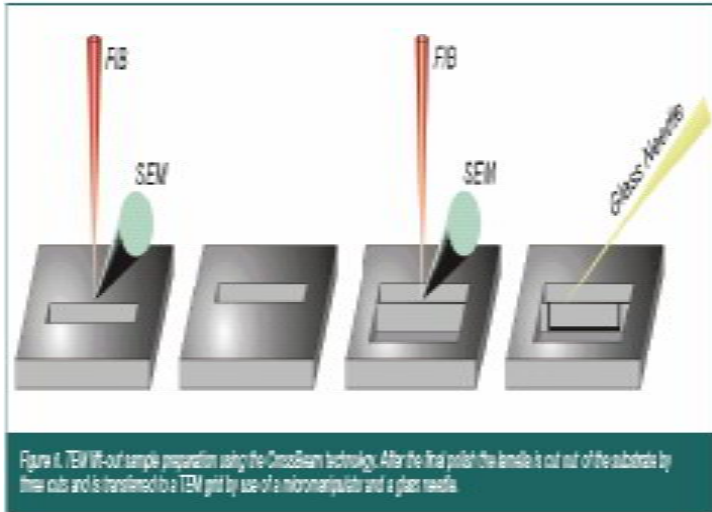
Обработка кристаллографических изображений



Кристаллографическая обработка изображений электронной микроскопии высокого разрешения (HREM). (а) HREM-изображение α и β - Ti_2Se , записанное с помощью ПЭМ 300 кВ (Jeol 3010UHR, точечное разрешение 1,7 Å) вдоль оси зоны [001]. (б) преобразование Фурье (спектр мощности) изображения HREM (показаны только амплитуды). Положение белого кольца обозначает первое пересечение функции передачи контраста, которая используется для определения значения расфокусировки. Фазы структурного фактора всех отражений вне белого кольца имеют разность фаз 180° по сравнению с их истинным значением.

(с) усредненное изображение решетки (симметрия $p2$), выведенное из амплитуд ряда Фурье в направлении кристаллических структур 247 и фаз в спектре мощности до коррекции. (d) спроецированная карта псевдопотенциалов (симметрия $p2gg$) после коррекции фазовых сдвигов. Среднее согласие атомных координат, определенных из теоретических расчетов, и наложенной модели из рентгеновской дифракции составляет около 0.2 Å. (filled circle = Ti; open circle = Se). (K. Albea, T. E. Weirich *Acta Crystallographica. A*, 2002)

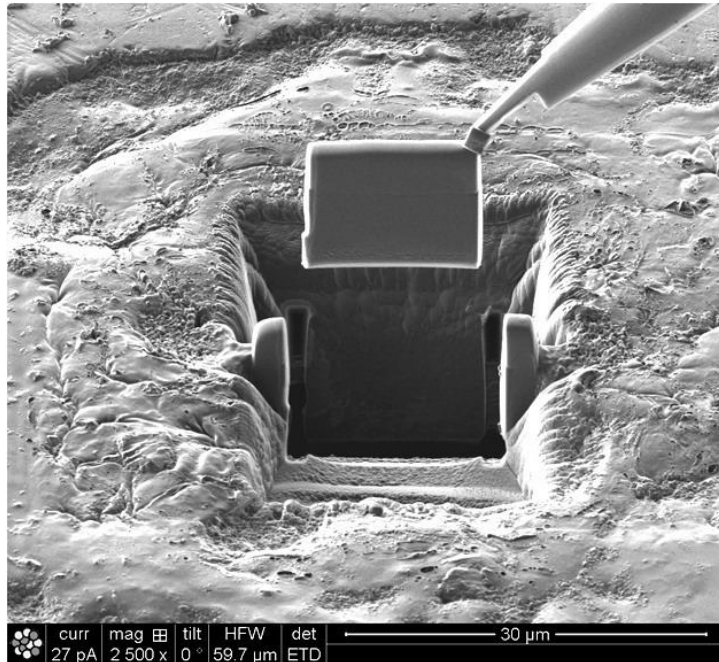
Подготовка образца ПЭМ фокусированным ионным пучком (ФИБ)



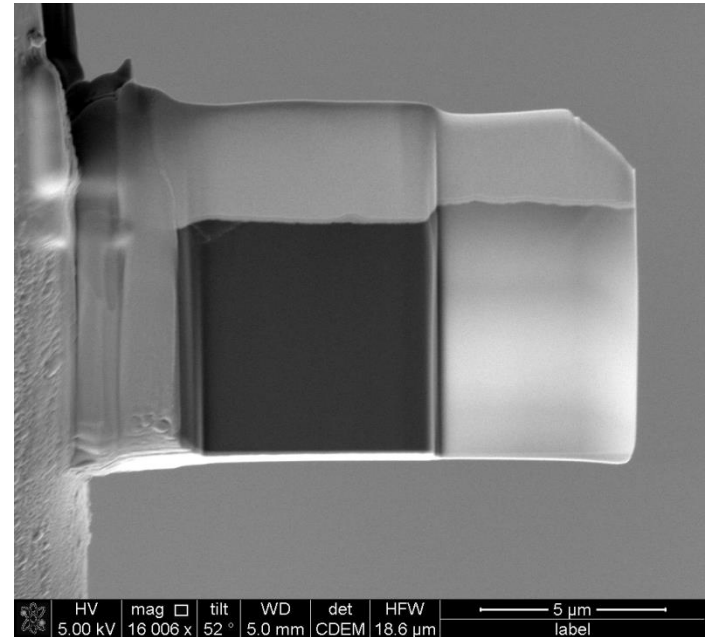
Подготовка образца для СЭМ фокусированным ионным пучком (ФИБ)

СЭМ изображения дефекта в DCL пленки: (а) дефектов С до распыления, СЭМ изображения с наклоном 60°; (б) дефект после распыления. Глубина траншеи составляет примерно 1,9 мкм. P 1 а обозначает расстояние между двумя крестами P1 и PR 1.

Подготовка образца ПЭМ фокусированным ионным пучком (ФИБ)

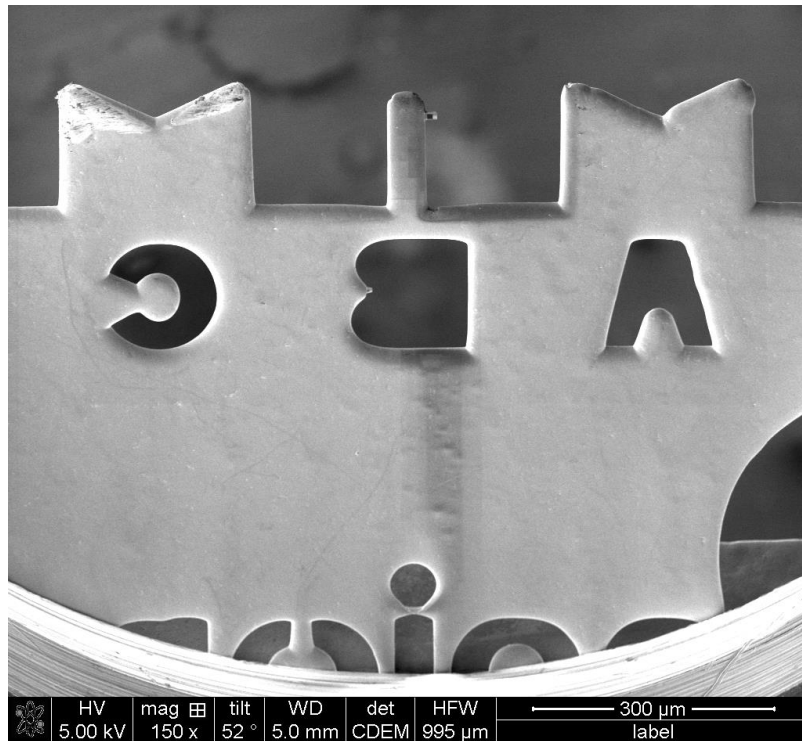


СЭМ изображение клина фазы $c\text{-VC}_3$, полученного при помощи фокусированного ионного пучка.

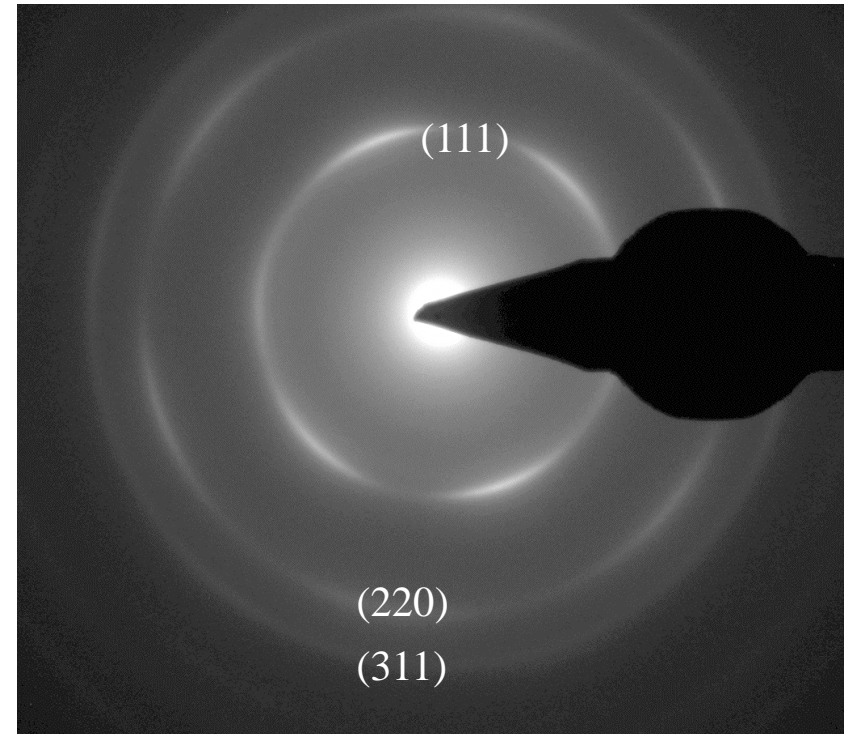


Внешняя половина образца была истончена до электронной прозрачности. После дополнительного ионного фрезерования для удаления повреждений. Толщина оценивается в ~50 Нм.

Дифракция электронов алмазоподобной c - BC_3 фазы



Low magnification image of final section on TEM half grid.



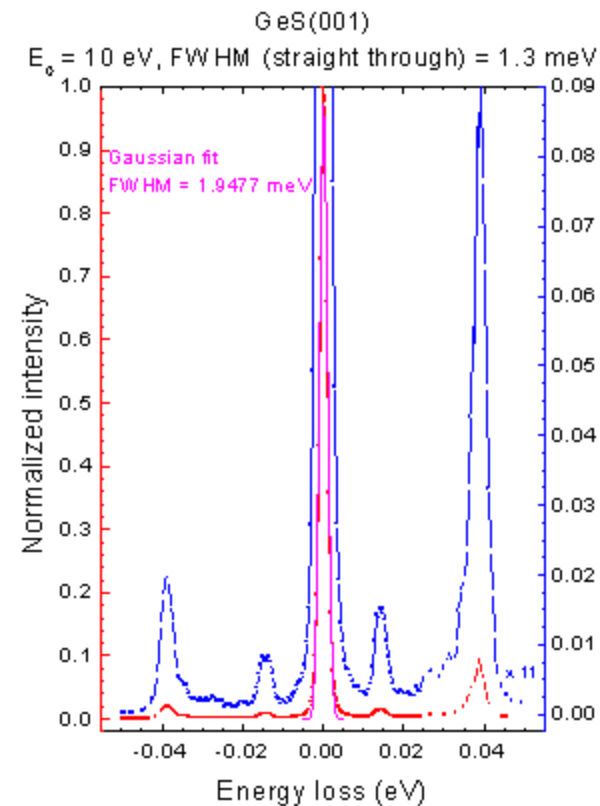
Diffraction pattern. Internal calibration provided by FIB-deposited Pt layer.

Спектроскопия Потерь Энергии Электронов (EELS)

Спектроскопия потерь энергии электронов (EELS)

В общем случае спектроскопия потерь энергии электронов основана на потерях энергии электронов при неупругом рассеянии по веществу. Падающий пучок электронов с известной энергией (E_i) рассеивается на образце. Рассеяние этих электронов может возбуждать электронную структуру образца. Если это так, то рассеянный электрон теряет удельную энергию (ΔE), необходимую для возбуждения. Эти процессы рассеяния называются неупругими.

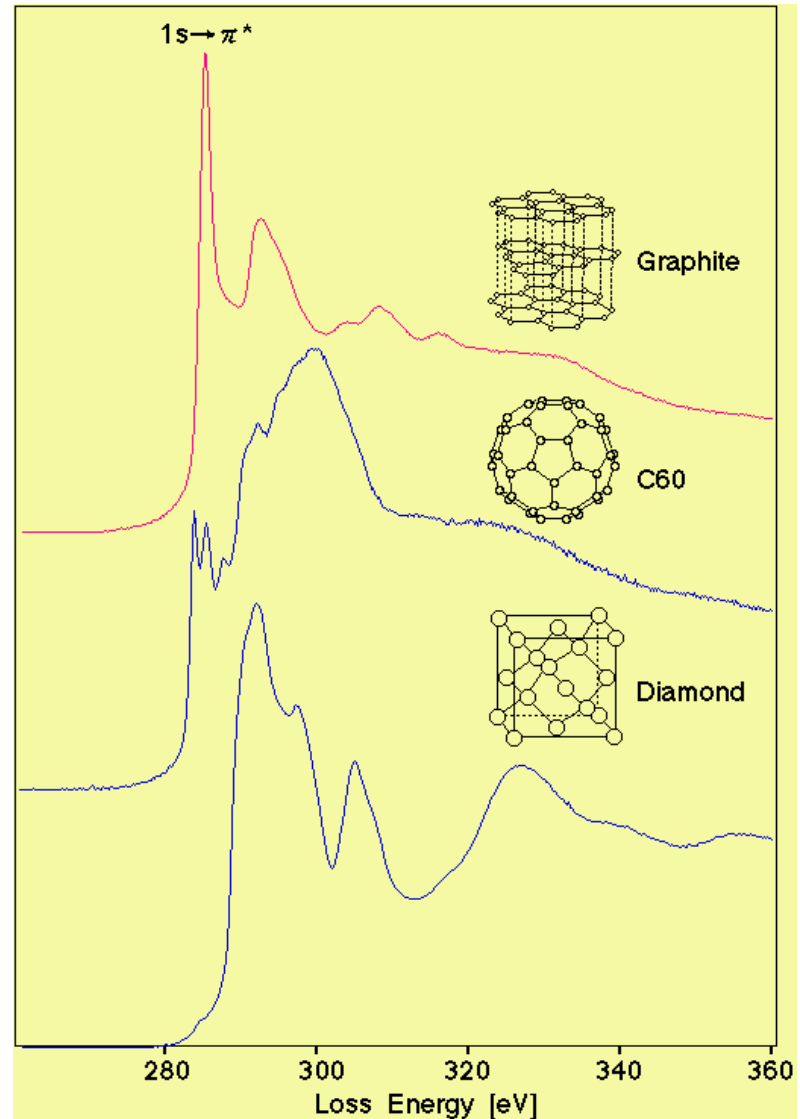
Проще всего представить себе, что потеря энергии происходит, например, из-за возбуждения электрона от атомной К-оболочки к М-оболочке. Эта энергия для такого возбуждения отнимается у электронов кинетической энергией. Затем измеряются энергии рассеянных электронов (E_C) и можно рассчитать потери энергии. По измеренным данным строится диаграмма зависимости интенсивности от потерь энергии. В случае рассеяния на фонах так называемая потеря энергии также может быть усилением энергии



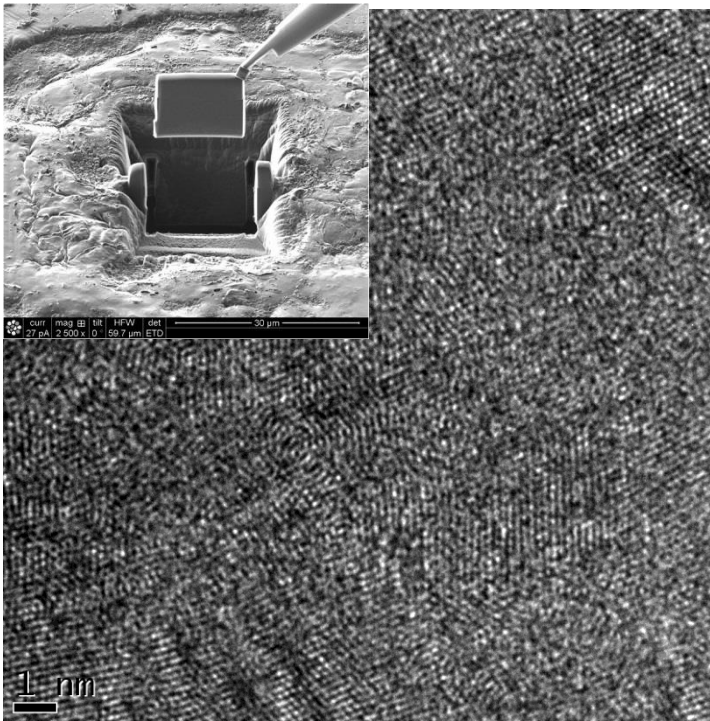
Эти потери энергии позволяют, используя сравнение с другими экспериментами или теорией, сделать вывод о поверхностных свойствах образца (Wikipedia 2006).

EELS спектры графита, алмаза и фуллера

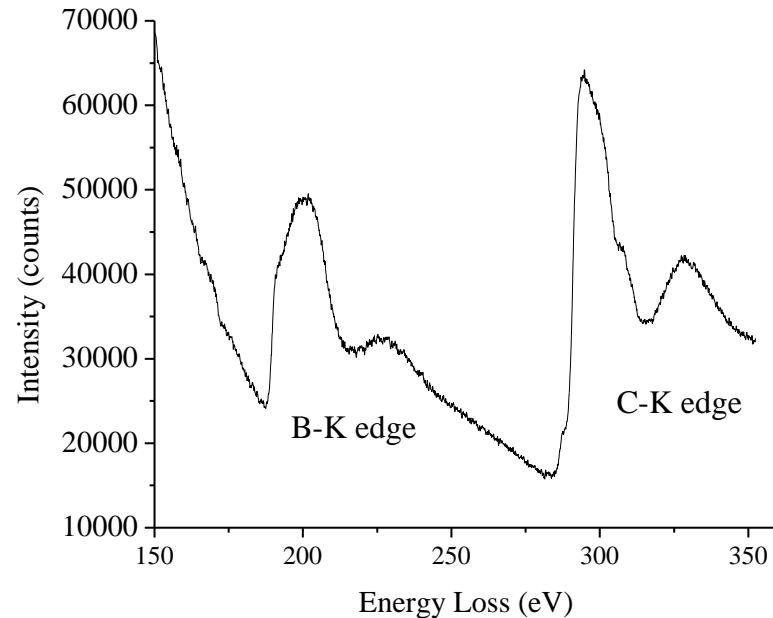
Алмаз, графит и фуллерен - это вещества, состоящие только из углерода, так что все эти образцы имеют пики поглощения около 284 ЭВ в EELS спектре, соответствующие существованию атома углерода. По тонкой структуре пика поглощения можно определить разницу в состоянии связи и локальном электронном состоянии. Острый пик на границе поглощения соответствует возбуждению углеродного электрона К-оболочки (1S электрон) к пустой анти-связывающей π -орбитали. Это не наблюдается для алмаза, потому что в нем нет π -электрона.



High-resolution TEM image and EELS of $c\text{-BC}_3$ Phase

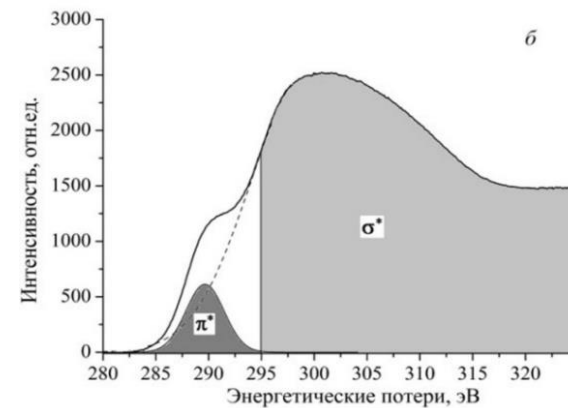
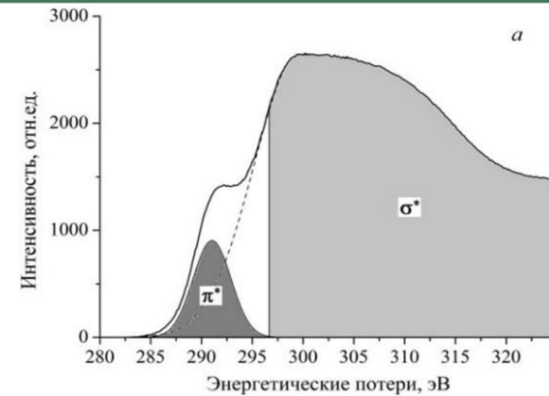
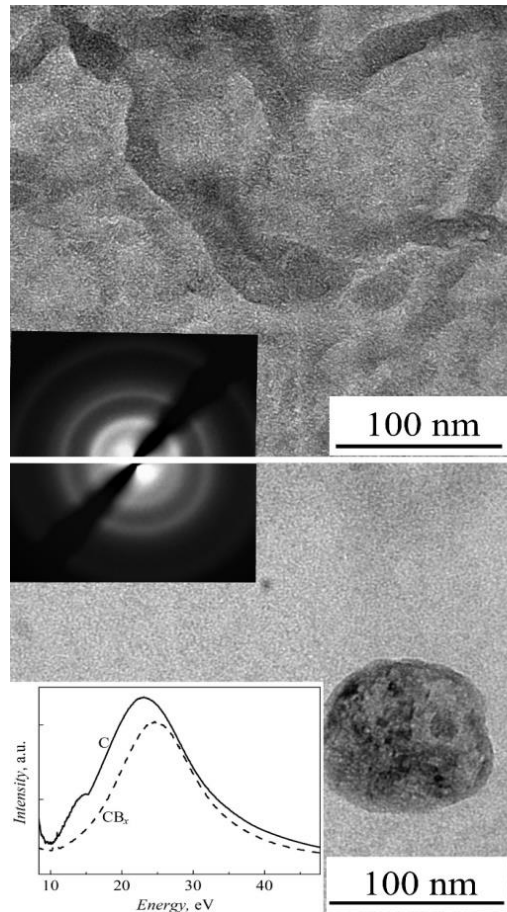


High resolution TEM image of the $c\text{-BC}_3$ phase. High-resolution TEM (HRTEM) imaging of the $c\text{-BC}_3$ demonstrates that the $c\text{-BC}_3$ is a single, uniform, nanocrystalline phase with a grain size of about 3-5 nm (Zinin, Ming, Ishii, *et al. J. Appl. Phys.*, **111**, 114905 2012).



Electron energy loss spectrum (EELS) of $c\text{-BC}_3$ high pressure phase. The EELS measurements show that the atoms inside the cubic structure are bonded by sp^3 bonds. The composition of the $c\text{-BC}_3$ is determined from EELS measurements. The ratio of carbon to boron, C/B, is approximately 3 (2.8 ± 0.7).

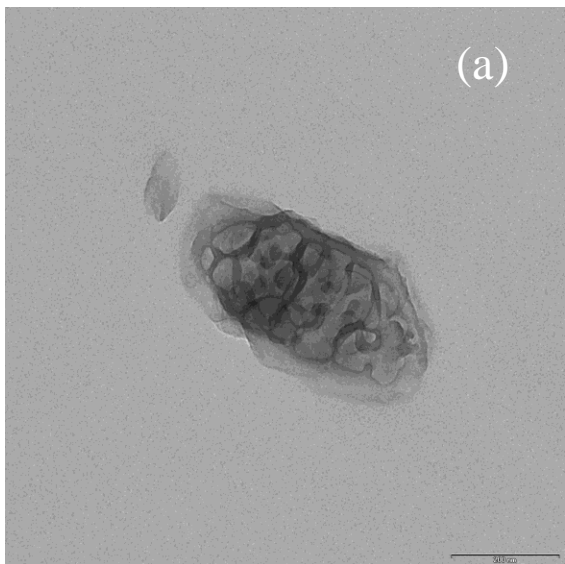
High-resolution TEM image and EELS of c-BC₃ Phase



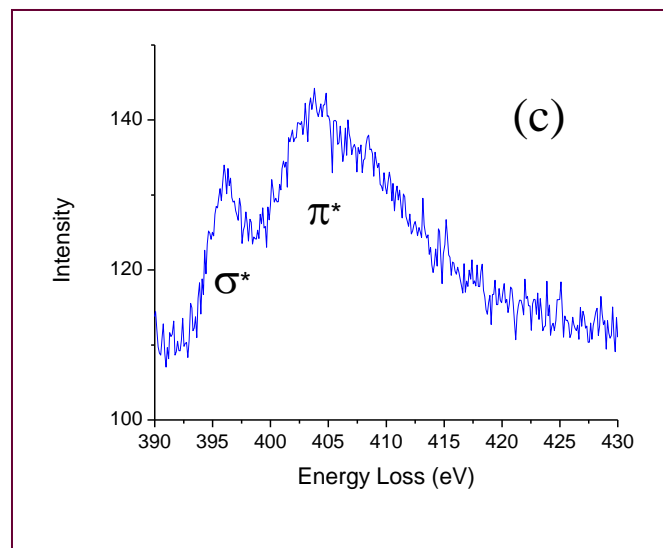
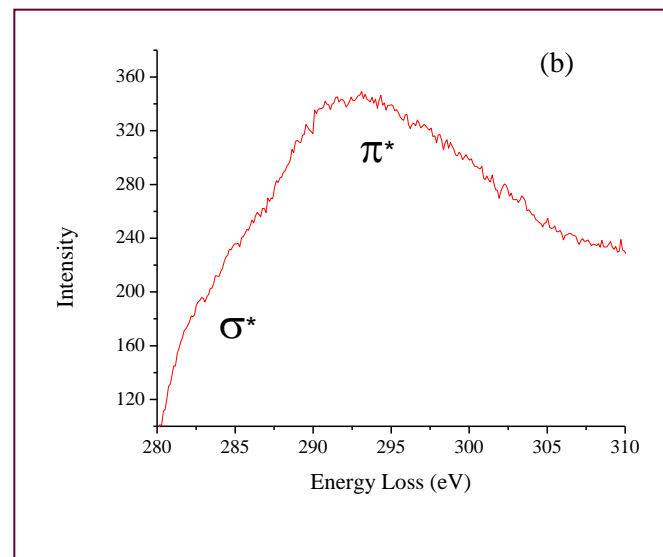
ELS spectra of the BC₃ film. Results of this analysis showed that the fraction of sp^3 bonds amounted to ~ 0.8 for the B-C films obtained by LDR PLD using B/D2.6 target and increased to ~ 0.9 for the B-C films obtained by LDR PLD using B/D1.5 target. For the B-C films obtained by HRD PLD, the sp^3 fraction did not exceed 0.7.

TEM image of the BC₃ film

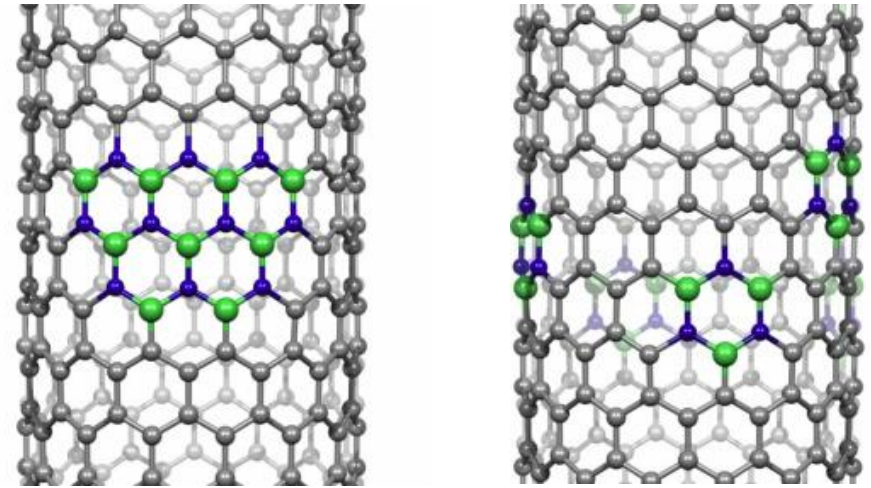
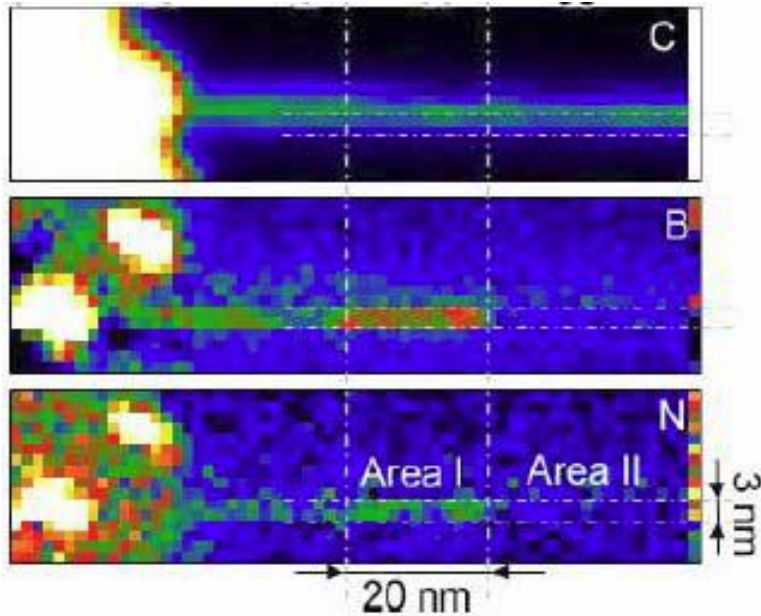
EELS спектры углерода (C-K) и азота (N-K) в графитовой фазе C_3N_4 .



(a) изображение ТЭМ, и EELS спектры углерода; (б) C-K и (в) азот, N-K в графитовой фазе C_3N_4 .



Incorporation of BN nanodomains in a bundle of C SWNT.



Left :EELS elemental mapping of C, B and N.

Right : Atomic structure simulations for two types of domains with preferential N and B along the rims, the first ones being shown to be more stable

EDXS and EELS comparisons

(S)TEM EDS X-ray

- ✍ X-rays provide elemental information only
- ✍ Inefficient signal collection; inefficient low Z signal generation & detection
 - ✗ Slow mapping or poor S/N
- ✍ X-ray spectra can contain artifact information from column and other parts of sample
- ✍ High detection efficiency for higher Z elements
 - ✗ Poor sensitivity to $Z < 10$
- ✍ Energy resolution $> 120\text{eV}$ causes frequent overlaps
- ✍ No sample thickness limitations

(S)TEM EELS

- ✍ EELS provides elemental, chemical & dielectric information
 - ✍ Very efficient in all aspects
 - ✗ Higher sensitivity to most elements
 - ✗ Very fast mapping technique
 - ✍ EELS information is highly localized and does not contain sample or column artifacts
 - ✍ High detection efficiency for lower Z elements
 - ✗ Poor sensitivity to a few high Z elements
 - ✍ Energy resolution $0.3\text{-}2\text{eV}$ gives far fewer overlaps (overlaps when edges $\sim < 30\text{eV}$ apart)
 - ✍ Sample thickness is important - should be less than $\sim 100\text{nm}$ @ 200keV
-



The Scale of Things – Nanometers and More

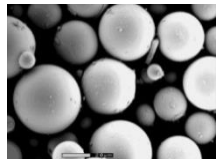
Things Natural



Dust mite
200 μm



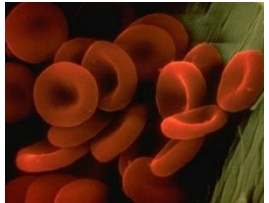
Ant
~ 5 mm



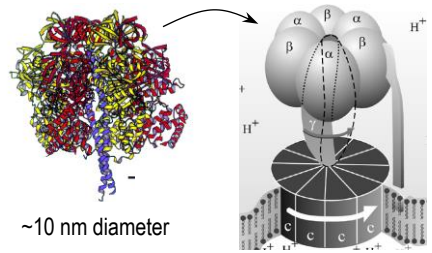
Fly ash
~ 10-20 μm



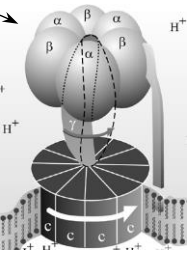
Human hair
~ 60-120 μm wide



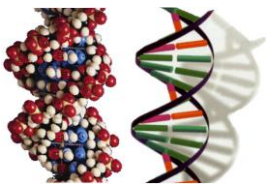
Red blood cells
(~7-8 μm)



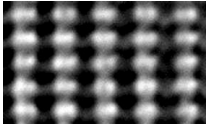
~10 nm diameter



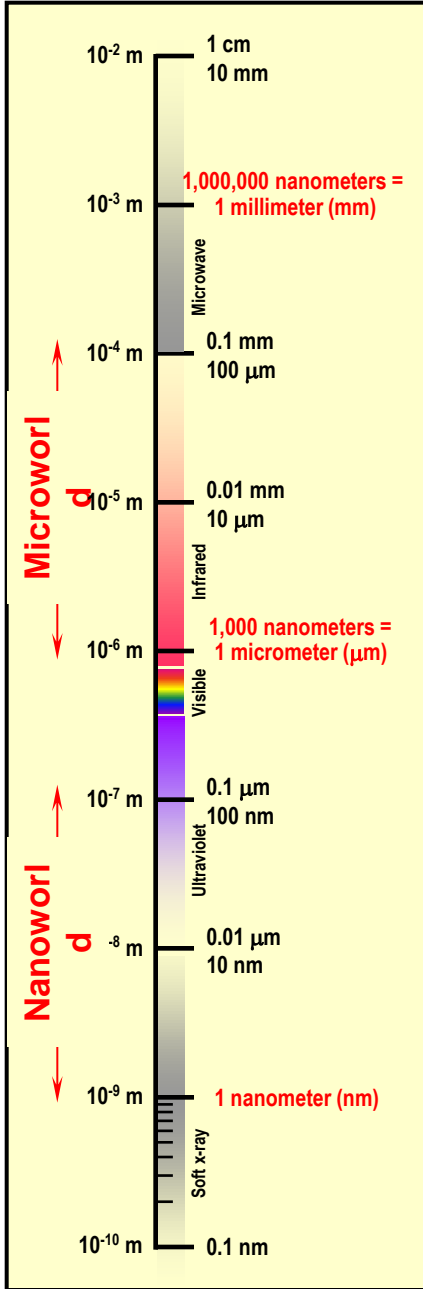
ATP synthase



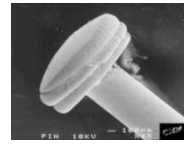
DNA
~2-1/2 nm diameter



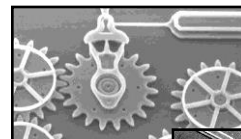
Atoms of silicon
spacing 0.078 nm



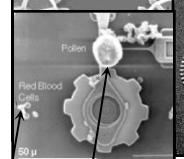
Things Manmade



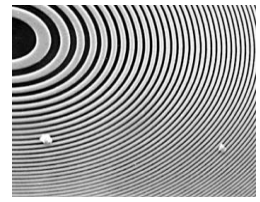
Head of a pin
1-2 mm



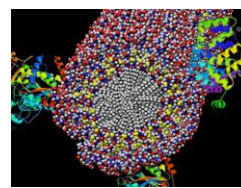
MicroElectroMechanical (MEMS) devices
10 -100 μm wide



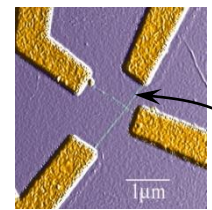
Pollen grain
Red blood cells



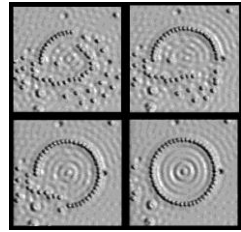
Zone plate x-ray "lens"
Outer ring spacing ~35 nm



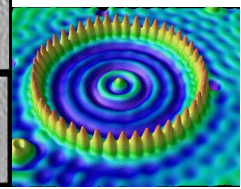
Self-assembled, Nature-inspired structure
Many 10s of nm



Nanotube electrode

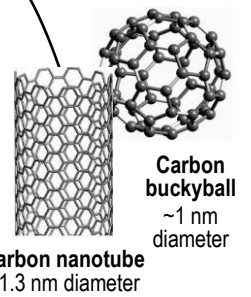


Quantum corral of 48 iron atoms on copper surface
positioned one at a time with an STM tip
Corral diameter 14 nm



The Challenge

Fabricate and combine nanoscale building blocks to make useful devices, e.g., a photosynthetic reaction center with integral semiconductor storage.



Литература

Scanning Electron Microscopy and X-Ray Microanalysis, Third Edition by J. Goldstein, D.E. Newbury, D.C. Joy, C. E. Lyman, P. Echlin, E. Lifshin, L. C. Sawyer, and J.R. Michael. Plenum Press. 2003.

Scanning Electron Microscopy and X-Ray Microanalysis, Second Edition by Goldstein, Newbury, Echlin, Joy, Fiori and Lifshin. Plenum Press. 1992.

Scanning Electron Microscopy and X-Ray Microanalysis, First Edition, by Goldstein, Newbury, Echlin, Joy, Fiori and Lifshin. Plenum Press. 1981.

Electron Microprobe Analysis by S. J. B. Reed. Cambridge Univ. Press. Second edition, 1993.

Electron Microprobe Analysis and Scanning Electron Microscopy in Geology by S. J. B. Reed. Cambridge Univ. Press. 1996.

Center for Advanced Materials Characterization in Oregon (Facilities):
<http://epmalab.uoregon.edu/lecture.htm>