Письма в ЖЭТФ, том 97, вып. 10, с. 675 – 681

Выделение алмазоподобной пленки на поверхность никеля при ионной имплантации углерода с одновременным облучением электронами

Ю. В. Мартыненко[1], С. Н. Коршунов, Н. Е. Белова, И. Д. Скорлупкин

Национальный исследовательский центр "Курчатовский институт", 123182 Москва, Россия

Поступила в редакцию 14 марта 2013 г.
После переработки 12 апреля 2013 г.

Исследовалось одновременное облучение никеля ионами C^+ с энергиями 10–30 кэВ и электронами с энергиями 1–5 кэВ при температурах мишеней 300–1000 °C. Обнаружен эффект выделения внедренных атомов углерода на поверхности образца и образования прозрачной углеродной пленки с преимущественной sp^3-гибридизацией. Пленка достигает толщины в несколько десятков нм. Образование пленок объясняется ускорением формирования углеродных структур при облучении ускоренными электронами.

DOI: 10.7868/S0370274X1310007X

Введение. В работе [1] было обнаружено влияние сопутствующего облучения электронами с энергией 1 кэВ на распределение по глубине атомов азота и углерода, имплантированных с энергиями 10 и 30 кэВ в никель и нержавеющую сталь. Вместо одного максимума распределения наблюдались два максимума: один ближе к поверхности, а второй на большей глубине, чем при имплантации без электронного облучения. Предполагалось, что *в электронном спектре системы с атомами примеси* образуется зона, находящаяся выше уровня Ферми, в которую электроны металла возбуждаются бомбардирующими электронами. Электроны в этой зоне имеют достаточно большое время жизни. Они увеличивают подвижность атомов примесей и замедляют захват мобильных примесей ловушками. В данной работе были продолжены исследования одновременного облучения никеля ионами C^+ с энергией 10–30 кэВ и электронами с энергией 1–5 кэВ при температурах мишени 300–1000 °C. Обнаружено, что на поверхности никеля растет углеродная пленка, достигающая толщины в несколько десятков нм. Исследованы состав и свойства этой пленки.

Методика эксперимента. Для исследования были использованы плоские образцы из технического никеля марки НП-1 размерами $15 \times 15 \times 1$ мм^3, предварительно отожженные в вакууме 10^{-3} Па при температуре 900 °C в течение 1 ч. Поверхность образцов подготавливалась стандартными методами механической и электролитической полировки.

Ионно-электронное облучение мишеней, так же как в работе [1], проводилось на ионном ускорителе ИЛУ с сепарацией ионов по массам, в приемной камере которого была размещена электронная пушка. Электронный пучок был направлен под углом 30° к оси ионного пучка, перпендикулярной поверхности образца. Образцы-мишени устанавливались в держатель с омическим нагревателем. Температура образца измерялась платиново-родиевой термопарой, прикрепленной к образцу. Плотности электронного и ионного токов регистрировались с помощью реперных пластин, расположенных на открывающейся диафрагме перед образцом и непосредственно рядом с образцом.

В экспериментах были использованы следующие комбинации ионно-электронного облучения: ионы C^+ (10 кэВ, $4\cdot10^{21}$ м$^{-2}$, 50–100 мкА/см^2) + e^- (3 кэВ, 100–200 мкА/см^2); ионы C^+ (30 кэВ, $4\cdot10^{21}$ м$^{-2}$, 50–100 мкА/см^2) + e^- (1–5 кэВ, 100–500 мкА/см^2). Температура образцов в процессе ионно-электронного облучения варьировалась в пределах от 300 до 1000 °C.

Профили распределения атомов углерода по глубине были получены методом оже-анализа на спектрометре PHI 548 с использованием методики послойного стравливания слоев в результате распыления 3-киловаттными ионами Ar^+, падающими под углом 30° к поверхности. *При исследовании углеродных пленок применялись методы* атомно-силовой

[1] e-mail: martyn@nfi.kiae.ru

микроскопии, комбинационного рассеяния и рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии.

Трансформация профилей распределения имплантированного углерода в никеле под действием сопутствующего электронного пучка. Воздействие электронного пучка в процессе ионного облучения приводит к появлению двух максимумов в распределении имплантированных атомов по глубине независимо от энергии ионов и электронов *в рассмотренных условиях экспериментов*. На рис. 1 представлены профили распределения углерода по глубине никелевого образца, облученного одновременно ионами C^+ с энергией 30 кэВ до дозы $4 \cdot 10^{17}$ см$^{-2}$ и электронами с энергиями 1 и 3 кэВ при температуре 300 °C. Для сравнения там же приведен профиль распределения имплантированного углерода без электронного облучения (кривая *1*), а для электронов с энергией 5 кэВ представлен профиль углерода, полученный при температуре 500 °C (кривая *4*). Первые максимумы распределений атомов C располагаются на глубинах до 100 нм и достигают максимальной концентрации в диапазоне $(7.2-7.8) \cdot 10^{28}$ м$^{-3}$, приближающейся к 100 ат.% для Ni. Это наглядно демонстрирует образование в процессе ионно-электронного облучения тонкой углеродной пленки на поверхности никеля. Вторые, менее выраженные пики находятся на глубинах 100–250 нм и имеют максимумы концентрации атомов C в интервале $(0.22-0.43) \cdot 10^{28}$ м$^{-3}$. С увеличением энергии электронов наблюдается смещение положения второго максимума в глубь образца от 150 до 200 нм. Минимумы профилей распределений атомов C находятся на одинаковой глубине ($\sim$100 нм). Здесь достигается концентрация $0.08 \cdot 10^{28}$ м$^{-3}$. При этом ширина минимума увеличивается с ростом энергии электронов. При увеличении температуры образцов до 500 °C и росте энергии электронов от 1 до 5 кэВ положение минимума распределений (100 нм) не изменяется. Положения же второго максимума, как и при 300 °C, смещаются в глубь образца от 160 до 200 нм. Однако максимальные концентрации приповерхностных пиков резко (более чем на порядок) уменьшаются до $(0.55-0.62) \cdot 10^{28}$ м$^{-3}$ с увеличением температуры до 500 °C при энергиях электронов 1 и 3 кэВ (рис. 2, кривые *2*, *3*). Минимум распределений, расположенный между двумя максимумами на глубинах 100–110 нм, становится шире и глубже при увеличении температуры мишени в интервале 100–800 °C. При высоких температурах (800–1000 °C, и особенно при 1000 °C) весь профиль распределения углерода “расплывается”, максимумы малы и выделены нечетко. Положения вторых максимумов на концентрационных профилях имеют тенденцию к смещению в глубь материала с ростом температуры образцов. Эта тенденция особенно заметна при сопутствующем облучении однокиловольтными электронами: повышение температуры от 100 до 800 °C приводит к сдвигу вторых максимумов по глубине от 130 до 160 нм (рис. 3, кривые *1*–*4*).

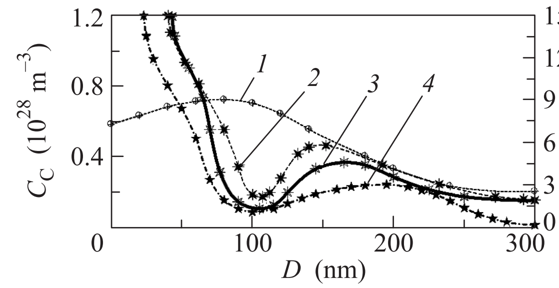

Рис. 1. Профили распределения углерода в никеле после одновременного облучения ионами C^+ ($D_i = 4 \cdot 10^{17}$ см$^{-2}$) и электронами разных энергий: *1* – C^+ (30 кэВ, 50 мкА/см^2), 300 °C; *2* – C^+ (30 кэВ, 50 мкА/см^2) + e^- (1 кэВ, 200 мкА/см^2), 300 °C; *3* – C^+ (30 кэВ, 50 мкА/см^2) + e^- (3 кэВ, 100 мкА/см^2), 300 °C; *4* – C^+ (30 кэВ, 50 мкА/см^2) + e^- (5 кэВ, 150 мкА/см^2), 500 °C

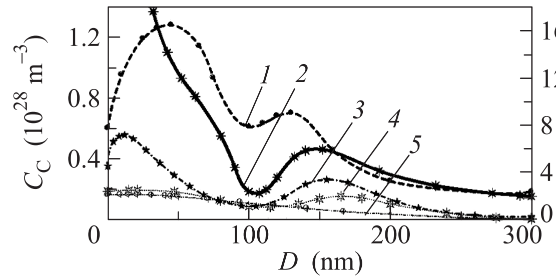

Рис. 2. Профили распределения углерода в никеле после одновременного облучения ионами C^+ ($D_i = 4 \cdot 10^{17}$ см$^{-2}$) и электронами при различных температурах: *1* – C^+ (30 кэВ, 50 мкА/см^2) + e^- (1 кэВ, 150 мкА/см^2), 100 °C; *2* – C^+ (30 кэВ, 50 мкА/см^2) + e^- (1 кэВ, 200 мкА/см^2), 300 °C; *3* – C^+ (30 кэВ, 50 мкА/см^2) + e^- (1 кэВ, 300 мкА/см^2), 500 °C; *4* – C^+ (30 кэВ, 75 мкА/см^2) + e^- (1 кэВ, 400 мкА/см^2), 800 °C; *5* – C^+ (30 кэВ, 100 мкА/см^2) + e^- (1 кэВ, 500 мкА/см^2), 1000 °C

Образование углеродной пленки на поверхности никеля при ионной имплантации углерода с одновременным облучением электронами. Во всем исследованном диапазоне энергий ионов C^+ и электронов при $T = 300$ °C, а также для комбинаций облучения C^+ (30 кэВ) + e^- (5 кэВ) и C^+ (10 кэВ) + e^- (3 кэВ) при $T = 500$ °C на поверхно-

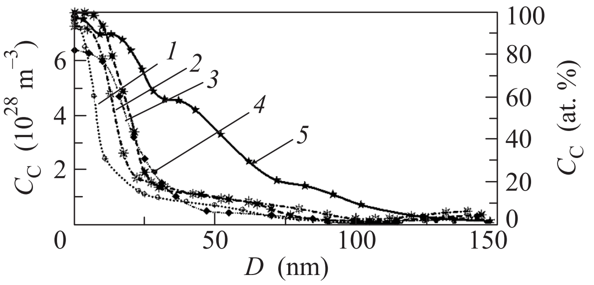

Рис. 3. Профили распределения углерода в растущей на никеле пленке после одновременного облучения ионами C^+ ($D_i = 4 \cdot 10^{17}$ см$^{-2}$) и электронами: *1* – C^+ (30 кэВ, 50 мкА/см^2) + e^- (5 кэВ, 150 мкА/см^2), 500 °C; *2* – C^+ (30 кэВ, 50 мкА/см^2) + e^- (1 кэВ, 200 мкА/см^2), 300 °C; *3* – C^+ (30 кэВ, 50 мкА/см^2) + e^- (3 кэВ, 100 мкА/см^2), 300 °C; *4* – C^+ (10 кэВ, 100 мкА/см^2) + e^- (3 кэВ, 100 мкА/см^2), 500 °C; *5* – C^+ (10 кэВ, 50 мкА/см^2) + e^- (3 кэВ, 200 мкА/см^2), 300 °C

сти образцов формируется углеродная пленка ($C_C >$ > 95 ат.%), достигающая толщины в несколько десятков нм. Такие пленки прозрачны. На рис. 3 представлены профили распределения углерода в растущих на поверхностях никеля пленках при одновременном облучении различными комбинациями ионов C^+ (до дозы $4 \cdot 10^{17}$ см$^{-2}$) и электронов при температурах 300 и 500 °C. Следует подчеркнуть, что ионы C^+ проникают глубже толщины пленок, т.е. пленки растут за счет диффузии углерода из глубины образца.

При прочих равных условиях повышение энергии ионов C^+ и электронов, а также увеличение температуры образца более 300 °C приводят к уменьшению толщины углеродной пленки. Наибольшая толщина (~ 26 нм) углеродной пленки была обнаружена после ионно-электронного воздействия C^+ (10 кэВ)+e^- (3 кэВ) при $T = 300$ °C (рис. 3, кривая *5*). Этот профиль распределения (кривая *5*) характеризуется чередованием пологих и резко спадающих участков.

Рост углеродных пленок на поверхности никеля в результате ионно-электронного облучения способствует резкому (до 100%) увеличению количества захваченного углерода. *(Последнее рассчитывалось интегрированием профиля распределения углерода по глубине.)* Так, при дозе $4 \cdot 10^{21}$ м$^{-2}$ интегральная концентрация атомов углерода в образцах без пленок варьируется в интервале $(0.3–0.6) \cdot 10^{21}$ м$^{-2}$, а при наличии углеродных пленок она изменяется в пределах $(1.8–3.9) \cdot 10^{21}$ м$^{-2}$ в зависимости от толщины образованной пленки.

На рис. 4 показаны сделанные с помощью атомно-силовой микроскопии фотографии пленок, полученных при режимах C^+ (30 кэВ) + e^- (3 кэВ), 300 °C и C^+ (10 кэВ) + e^- (3 кэВ), 300 ° C. Рельеф аморфных углеродных пленок связан с гибридизацией и зависит от режима ионной имплантации. Топография поверхности пленки, полученной в результате одновременного воздействия 30-киловольтных ионов C^+ и 3-киловольтных электронов при $T = 300$ °C (см. рис. 4a), напоминает топографию поверхности алмазоподобных пленок: на поверхности видны глобулы с размером ~ 50 нм и высотой ~ 6 нм [2]. Рельеф пленки при C^+ (10 кэВ) + e^- (3 кэВ), 300 °C (см. рис. 4b) демонстрирует преобладающую роль sp^2-гибридизации: поверхность более гладкая, размер неровностей $\sim 200–300$ нм [3].

Рентгеновские фотоэлектронные спектры, полученные на спектрометре PHI Quantera (длина волны алюминия), указывают на то, что для разных режимов облучения характерны разные доли алмазо- и графитоподобных связей (см. таблицу). На рис. 5 для примера приведены экспериментальная кривая для пика 1*s* C образца, полученного в режиме C^+ (10 кэВ) + e^- (3 кэВ), $T = 300$ °C), и его разложение на составляющие, соответствующие связям *sp*, sp^2, sp^3 и C–O. Для интерпретации спектра использовалась программа, позволяющая разлагать спектр смещения на функции Фойгта и по площадям полученных пиков определять процентное соотношение долей степени гибридизации связей. Рентгеновские фотоэлектронные спектры показали, что увеличение температуры мишени приводит к повышению доли sp^3-связей.

Максимальная доля sp^2-гибридизации обнаружена в наиболее толстых пленках ($t = 19$ и 26 нм), полученных в режимах облучения C^+ (10 кэВ) + e^- (3 кэВ), 300 °C и C^+ (30 кэВ) + e^- (3 кэВ), 300 °C. Спектры комбинационного рассеяния подтвердили результаты рентгеновского фотоэлектронного исследования. На рис. 6 для примера приведен спектр комбинационного рассеяния на длине волны 488 нм для пленки, полученной в режиме C^+ (10 кэВ) + e^- (3 кэВ), 300 °C и имеющей максимальную долю sp^2-гибридизации. Присутствие значительного количества графитоподобных связей подтверждается наличием как разупорядоченной графитовой компоненты в области 1390 см$^{-1}$ в дополнение к основному *G*-пику с 1565 см$^{-1}$, так и пика в области 700 см$^{-1}$, существование которого требует присутствия значительного количества графитовых плоскостей. Данный спектр для толстой пленки можно трактовать как свидетельство формирования графитовых кластеров небольших размеров (порядка нескольких нанометров в диаметре) в аморфной матрице. В наиболее толстой пленке ($t = 26$ нм), полученной в ре-

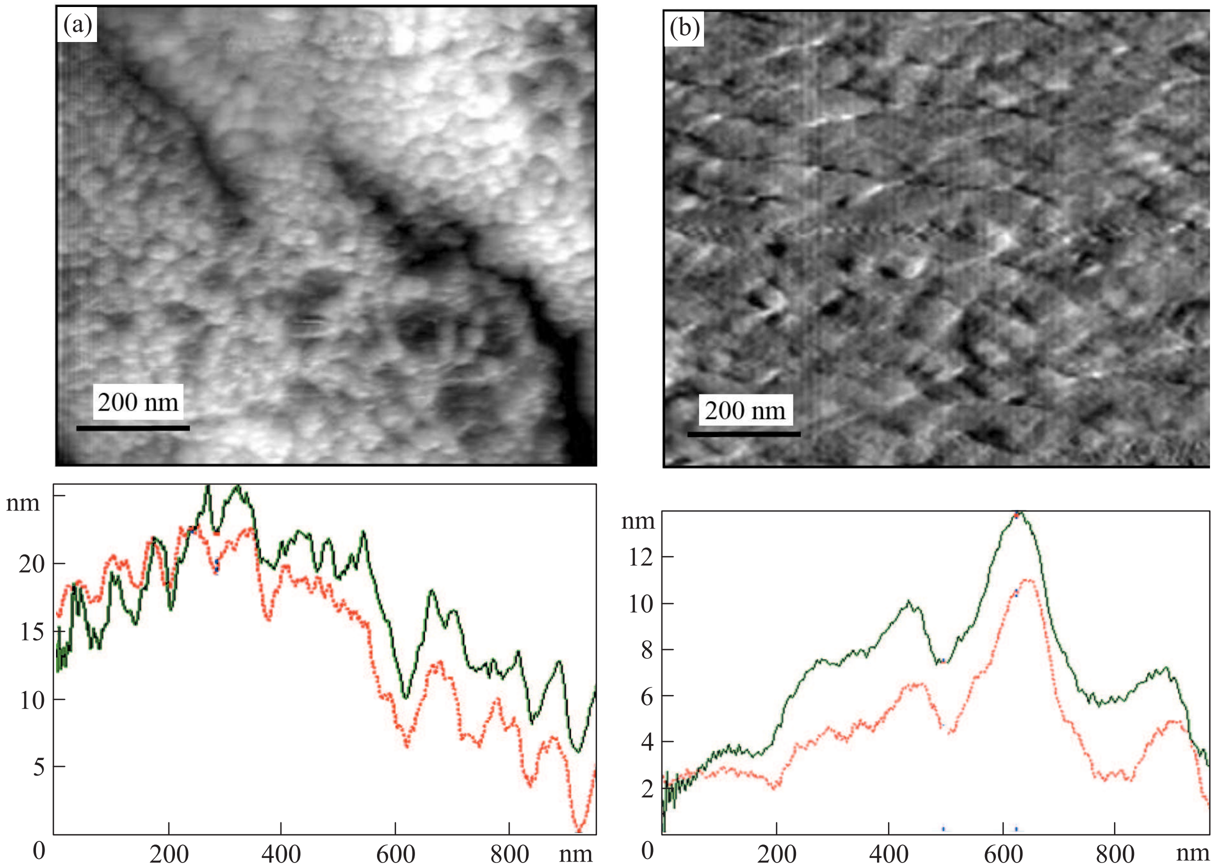

Рис. 4. Атомно-силовая микроскопия углеродных пленок, полученных при одновременном облучении ионами C^+ ($D_i = 4 \cdot 10^{17}$ см$^{-2}$) и электронами в режимах C^+ (30 кэВ, 50 мкА/см^2) + e^- (3 кэВ, 100 мкА/см^2), 300 °C (a) и C^+ (10 кэВ, 50 мкА/см^2) + e^- (3 кэВ, 200 мкА/см^2), 300 °C (b). Сверху дан рельеф пленок, а под ним – профиль высоты пленок

Условия получения углеродной пленки	C^+ (30 кэВ) + e^- (5 кэВ), $T = 500$ °C	C^+ (10 кэВ) + e^- (3 кэВ), $T = 500$ °C	C^+ (30 кэВ) + e^- (3 кэВ), $T = 300$ °C	C^+ (10 кэВ) + $^-$ (3 кэВ), $T = 300$ °C
Количество захваченного C, %	35	48	58	99
Толщина пленки*, нм	9	13	19	26
Доля связей с sp-гибридизацией, %	0	0	0	4.2
Доля связей с sp^2-гибридизацией, %	6.5	1.2	46.4	70.8
Доля связей с sp^3-гибридизацией, %	80.8	85.8	42.3	20
Доля связей C–O, %	12.7	13	11.3	5

*Толщина пленок соответствует глубине, на которой концентрация $C = 60\%$

жиме облучения C^+ (10 кэВ) + e^- (3 кэВ), 300 °C, обнаружена наименьшая концентрация C–O-связей (5%). Это говорит о том, что в данной пленке кислород адсорбируется меньше всего.

На рис. 7 показаны профили микротвердости никелевых образцов после одновременного облучения ионами C^+ с энергиями 10 и 30 кэВ и электронами с энергией 3 кэВ при температуре 300 °C. Заметное упрочнение материала при ионно-электронном воздействии наблюдается в слое толщиной от 0 до 1.5 мкм. Максимальное упрочнение происходит в слое толщиной 0.5 мкм. Максимальное увеличе-

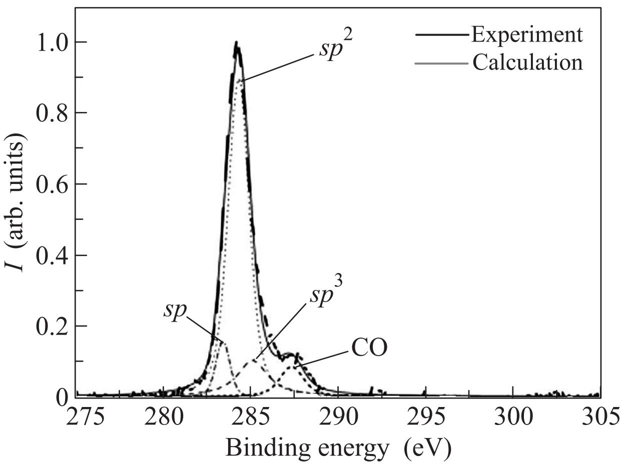

Рис. 5. Разложение пика $1s$ C на sp, sp^2, sp^3 и CO для образца, облученного в режиме C^+ (10 кэВ, $4{\cdot}10^{17}\,см^{-2}$, 50 мкА/см^2) + e^- (3 кэВ, 200 мкА/см^2), 300 °C

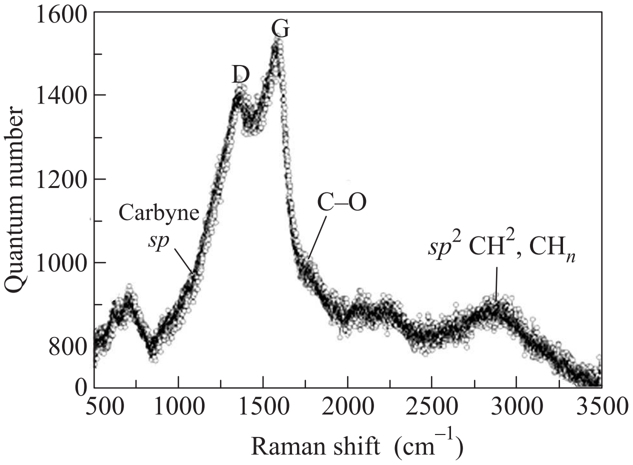

Рис. 6. Спектр комбинационного рассеяния образца, облученного в режиме C^+ (10 кэВ, $4\cdot10^{17}\,см^{-2}$, 50 мкА/см^2) + e^- (3 кэВ, 200 мкА/см^2), 300 °C. Видны пики, соответствующие алмазу (D), графиту (G), карбину и CH [3]

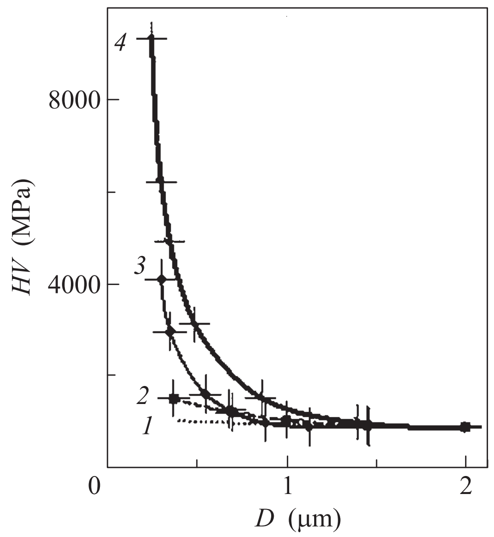

Рис. 7. Профили изменения микротвердости никеля по глубине после одновременного облучения ионами C^+ ($D_i = 4\cdot10^{17}\,см^{-2}$) и электронами: *1* – исходный; *2* – C^+ (30 кэВ, 50 мкА/см^2), 300 °C; *3* – C^+ (30 кэВ, 50 мкА/см^2) + e^- (3 кэВ, 100 мкА/см^2), 300 °C; *4* – C^+ (10 кэВ, 50 мкА/см^2) + e^- (3 кэВ, 200 мкА/см^2), 300 °C

ние микротвердости (почти на порядок величины) обнаружено в поверхностном насыщенном углеродом слое (глубиной до 0.5 мкм) в никелевых образцах, облученных 10-киловольтными ионами C^+ и 3-киловольтными электронами при температуре 300 °C, т.е. для случая наиболее толстой пленки. Следует отметить, что под пленками, полученными ионной имплантацией, имеется переходный слой металла с внедренными атомами углерода, который обеспечивает наилучшую адгезию.

Обсуждение результатов. В работе [1] для объяснения влияния одновременного облучения электронами на изменение профилей внедренных ионов предполагалось, что если концентрация примесей N в металле достаточно велика ($N > 10^{21}\,см^{-3}$), то *в электронном спектре металла с подсистемой примесей образуются зоны со связывающими и антисвязывающими состояниями*. Время жизни возбуждения в зоне над поверхностью Ферми достаточно велико. Значительная доля примесных атомов связана с возбужденным электроном и имеет большую подвижность. Можно предположить, что зону над поверхностью Ферми образуют только подвижные примеси, находящиеся в междоузельных положениях и являющиеся дефектами сжатия. Однако подвижные атомы могут попадать в вакантные узлы (вакансии), где они оказываются неподвижными, являются дефектами растяжения (если их радиус меньше радиуса атома металла) и не образуют зоны над поверхностью Ферми. Основой таких предположений служат следующие соображения. На потенциал собственного ионного остова валентных электронов атома углерода в металле накладывается потенциал соседних атомов металла. В результате размер суммарной потенциальной ямы R становится меньше. При конечной глубине потенциальной ямы U произведение UR^2 убывает. При этом уровни энергии валентных электронов становятся мельче [4]. Последнее наиболее сильно проявляется, когда атом углерода находится в сжатом состоянии (сильное уменьшение R). Можно ожидать, что подвижные атомы углерода, находящиеся в междоузельных положениях, будут иметь уровни выше энергии Ферми, а атомы углерода, находящиеся в положениях замещения (дефект растяжения, большие значения R), не будут иметь уровней выше энергии Ферми. Заметим, что подъем уровней атома вследствие воздействия потенциала металла известен для случая, когда атом находится вблизи поверхности металла (см., например, [5]).

Электроны, возбужденные в зону над поверхностью Ферми, имеют достаточно большое время жизни [1], свободно перемещаются в этой зоне и накапливаются в местах, где зона наиболее широка, а именно в области с наибольшей концентрацией подвижных примесных атомов, т.е. в максимуме распределения ионов по глубине проникновения. Максимум распределения ионов по глубине проникновения совпадает с максимумом распределения атомов углерода, имплантированных без сопутствующего облучения электронами. Эти возбужденные электроны не только увеличивают подвижность мобильных примесных атомов [1], но и уменьшают энергию их связи в ловушках (положениях замещения) или создают барьер, препятствующий попаданию подвижных примесных атомов в ловушку. Таким образом, в области максимума распределения ионов по глубине проникновения образуется минимум концентрации связанных примесных атомов, которые сохраняют свое положение и определяют распределение по глубине имплантированных атомов. С ростом температуры образца и энергии электронов скорость оседания подвижных примесных атомов в ловушках все больше убывает и наблюдаемый минимум распределения концентрации C углубляется.

Кроме того, подвижные примесные атомы захватываются поверхностью металла, поскольку их энергия растворения в металлах велика [6]. Одиночные атомы углерода удаляются с поверхности в результате распыления никеля, который в исследованной области энергий (10–30 кэВ) имеет коэффициент распыления $Y > 1$ ат/ион [7]. Коэффициенты же распыления графита и алмаза ионами C^+ составляют $Y \sim 0.1$ ат/ион [7]. Таким образом, при образовании углеродной пленки создаются условия для накопления углерода на поверхности никеля за счет диффузии из глубины. Итак, определяющим фактором образования пленки на поверхности является возникновение кластеров атомов C (зародышей углеродной пленки) за время, меньшее времени их распыления $t_s = (j_i a^2 Y)^{-1}$, где j_i – плотность ионного тока, a – межатомный размер. В наших экспериментах время распыления одиночного атома C на поверхности никеля $t_s \approx (1{-}3) \cdot 10^{-2}$ с. Образование кластеров атомов C происходит в результате их диффузии по поверхности и объединения [8]. Поскольку диффузия – термически активируемый процесс (коэффициент диффузии $D \sim \exp(-E_a/T)$, где E_a – энергия активации диффузии), для того чтобы время объединения атомов C в кластеры было меньше времени их удаления с поверхности в результате распыления, нужна достаточно высокая температура. При температуре 100 °C [1] пленки не образуется. Наиболее оптимальной для образования углеродной пленки является температура 300–500 °C. При более высоких температурах (в наших экспериментах это 800 и 1000 °C) углеродной пленки не образуется, поскольку при таких температурах кластеры атомов C оказываются термически неустойчивыми и распадаются за время $\sim \exp(-E_b/T)$, где E_b – энергия связи атомов C в кластере.

Образованию связей с sp^3-гибридизацией способствует электронное облучение. Так, в работе [9] образование алмазоподобной пленки наблюдалось при облучении электронами предварительно осажденной графитовой пленки. Кроме того, образованию таких связей способствует повышенная температура (при 500 °C связей с sp^3-гибридизацией больше, чем при 300 °C).

Заключение. Итак, исследования одновременного облучения никеля ионами C^+ с энергией 10–30 кэВ и электронами с энергией 1–5 кэВ при температурах мишени 300–1000 °C показали следующее:

1) во всех исследованных в данной работе случаях ионно-электронного облучения, так же как и в [1] (при $T = 100$ °C и энергии электронов 1 кэВ), вместо одного максимума распределения имплантированных ионов по глубине появляются два максимума: один ближе к поверхности, а второй на глубине, большей, чем при имплантации без электронного облучения;

2) минимум между двумя максимумами становится шире и глубже при увеличении энергии электронов и температуры мишени. Положения вторых максимумов в профилях распределений имеют тенденцию к смещению в глубь материала с ростом температуры. Это можно объяснить как увеличением коэффициента диффузии атомов углерода при увеличении температуры, так и увеличением подвижности атомов C и уменьшением захвата подвижных атомов углерода в вакантные узлы кристаллической решетки (т.е. в положения замещения), обусловленными увеличением электронного возбуждения атомов углерода при увеличении энергии электронов;

3) для всех исследованных энергий ионов C^+ и электронов при температуре 300 °C, а также для комбинаций C^+ (30 кэВ) + e^- (5 кэВ) и C^+ (10 кэВ) + e^- (3 кэВ) при 500 °C на поверхности никеля растет прозрачная углеродная пленка (на поверхности пленки концентрация углерода > 95 ат.% по Ni), достигающая толщины в несколько десятков нм;

4) повышение энергии ионов C^+, энергии электронов и температуры образца уменьшает толщину углеродной пленки. Наибольшая ее толщина получена в результате ионно-электронного облучения в режиме C^+ (10 кэВ) + e^- (3 кэВ) при $T = 300$ °C. При наличии пленки количество захваченного при имплантации углерода приближается к 100%;

5) тонкие пленки содержат наибольшую долю алмазоподобных связей (sp^3). С увеличением толщины пленки возрастает доля графеновых связей (sp^2) и появляются связи типа карбина (sp);

6) пленки увеличивают твердость образцов и имеют высокую адгезию с никелем.

Работа частично поддержана Российским фондом фундаментальных исследований, грант # 12-08-00645а. Мартыненко Ю.В. поддержан грантом НШ-4361.2012.2 президента РФ для государственной поддержки ведущих научных школ РФ.

1. С. Н. Звонков, С. Н. Коршунов, Ю. В. Мартыненко, И. Д. Скорлупкин, Письма в ЖЭТФ **94**(2), 116 (2011).
2. R. M. Day, S. B. Singh, A. Biswas et al., Current Applied Physics **8**, 6 (2008).
3. K. Ch. Paul and L. Liuhe, Materials Chemistry and Physics **96**, 253 (2006).
4. Л. Д. Ландау, Е. М. Лифшиц, *Квантовая механика. Нерелятивистская теория*, М.: Физматлит, 1963.
5. В. И. Верслер, *Вторичная ионная эмиссия металлов*, М.: Наука, 1978.
6. И. В. Митигуллин, Д. И. Бажанов, А. С. Илюшин, ФТТ **53**(3), 558 (2011).
7. W. Eckstein and C. Garcia-Rosales, J. Roth. IPP **9**, 82 (1993).
8. М. Ю. Нагель, Ю. В. Мартыненко, Российские нанотехнологии **6**(9–10), 26 (2011).
9. А. П. Семенов, А. Ф. Белянкин, И. А. Семенова и др., ЖТФ **74**(5), 101 (2004).