

SUMMARY

While studying dynamic phenomena in tangential cutting it is important to determine the character of the changer of the cutting forces that depends on variable thickness of the cut and the time of the instrument contact with the workpiece.

This paper deals with a more precise method of analytical calculation of the layer to be cut in tangential turning.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Шаумян Г.А. Комплексная автоматизация производственных процессов.-М.: Машиностроение, 1973.-640с.
2. Грановский Г.И.Кинематика резания.-М.:Машгиз.1948.-200с.
3. Брмаков Ю.М.Технология и станки тангенциального точения.-М.: Машиностроение, 1979.-152 с.
4. Хмельницкий Ю.В., Залого В.А., Парфененко С.Г., Киктенко А.Н.Многошпиндельный токарный станок. А.с. SU N1445859. Приоритет изобретения от 11.02.1987.
5. Парфененко С.Г., Залого В.А. Аналитическое определение толщины среза при тангенциальном точении материалов.- Резание и инструмент,1984, вып.31,с.57-60.
6. König W.,Berkold A.Кинематика процесса резания и качество обработки при токарном протягивании/Drehraumen-Kinematik und Werkstückqualität//Industrie - Anzeiger,1989.-N1.S.24-27." Машиностроительное производство " ВНИИТЕМП Серия " Технология и оборудование обработки металлов резанием ", Вып.18,1989,с.6-12.

Поступила в редколлегию 1 июня 1994 г.

УДК 621.039.532.21

ВЛИЯНИЕ ПЛАЗМЕННОГО ОБЛУЧЕНИЯ НА МИКРОТВЕРДОСТЬ ПИРОГРАФИТА

*Федоренко А.И.,Коваленко И.А., Ханбеков Р.Г.**

**(Институт ядерной физики АН Узбекистана)*

В термоядерном материаловедении, наряду с изучением возможностей создания новых материалов, удовлетворяющих жестким условиям воздействия многокомпонентного излучения ТЯР,интенсивно ведутся работы по имитационным испытаниям материалов,приближенным к реальным условиям, которые будут возникать в рабочей камере будущих термоядерных реакторов. Одним из важнейших вопросов при этом является изучение процессов, протекающих на поверхности конструкционных материалов, контактирующих с потоками плазменного излучения.

Анализ данных об изменении механических свойств поверхности материалов при воздействии плазменного излучения свидетельствует о модификации свойств приповерхностных слоев. Следует отметить, что облучение большими дозами нейтронов приводит к повышению микротвердости и, следовательно, этот эффект может быть обусловлен только появлением в облученном слое радиационных дефектов [1]. В случае же ионной имплантации, во-первых, средняя концентрация дефектов в поверхностном слое даже при внедрении малых доз на несколько порядков больше,чем при нейтронном облучении, и, во-вторых, при нейтронной бомбардировке разупорядоченные области пространственно разделены, и вероятность того, что примесные атомы попадают в области разупорядочения, мала. При ионном легировании, наоборот, внедряемый примесный атом останавливается в конце области разупорядочения. Вследствие этого большое влияние на механические свойства оказывает взаимодействие радиационных дефектов с атомами примеси [2, 3]. Так по данным работы [4], при одном и том же режиме облучения ионами Ni^+ , микротвердость аустенитной стали (OX16N15M36) возрастает в 1,3 раза, а

мартенситно-ферритной (1X13C2M2) уменьшается по сравнению с необлученными образцами, что свидетельствует о влиянии структуры и свойств облучаемой мишени на характер изменения поверхностных свойств.

Таким образом, на величину микротвердости поверхностного слоя оказывает влияние структура и свойства мишени и наличие в ней примесей, сорт иона, режим облучения (температура, доза, плотность ионного тока). Как отмечено в работе [3], механизм влияния ионной бомбардировки на величину микротвердости не является однозначным. Исходя из анализа опубликованных данных [5], можно сделать вывод, что упрочнение имплантированного слоя происходит как за счет образования мелкодисперсных фаз, так и вследствие искажения решетки в результате образования радиационных дефектов и возникновения внутренних напряжений.

В настоящей работе излагаются результаты изучения прочностных характеристик в приповерхностном объеме пироуглеродных материалов при стационарном и импульсном облучении дейтериевой и дейтерий+гелиевой плазмами. Рассмотрен эффект влияния предварительного облучения нейтронами на изменение прочности плазменно-облученных пирографитов.

Известно, что в кристаллических телах величина микротвердости пропорциональна пределу прочности кристаллов при сжатии. Таким образом, микротвердость является прямой характеристикой пластических свойств материалов. Измерение микротвердости позволяет сделать заключение как о величине прочностных характеристик, так и о глубине слоя с измененными свойствами. Микротвердость H_u измерялась с помощью прибора ПМТ-3. Глубина измеряемого слоя от поверхности варьировалась путем изменения нагрузки на индентор микротвердомера в интервале от 1 до 200 г при фиксированном времени выдержки под нагрузкой ~ 20 сек. Глубина проникновения индентора в образец при использовании алмазной пирамиды Виккерса оценивается по длине диагонали отпечатка индентора как $h=d/7$. Микротвердость каждого образца измерялась не менее 10 раз на исходных и облученных образцах при фиксированной нагрузке на индентор. По данным измерений определялось среднее значение микротвердости, а также среднеквадратичное отклонение от среднего значения и глубина проникновения индентора в материал. Проводя подобные измерения, можно измерить распределение микротвердости в облученных и исходных образцах по глубине.

Для имитации воздействия плазмы на материалы рабочей камеры ТЯР использовались установки "ДРАКОН" [4] и "ПРОСВЕТ" [6], позволяющие в прикатодной области отражательного разряда в магнитном поле моделировать условия взаимодействия плазмы с конструктивными элементами, имеющимися в тороидальных магнитных ловушках в области лимитеров и диверторных пластин. На установке "ДРАКОН" производится облучение стационарной дейтериевой плазмой, средняя энергия которой составляет 800 эВ, ток пучка 72 мА, плотность тока $0,394 \text{ мА}\cdot\text{см}^{-2}$. Напряжения на катодах 1 кВ. Температура на образцах при облучении не превышала 100°C . Для имитации нестационарных условий термоядерной плазмы использовали дейтерий+гелиевую и дейтериевую плазму на импульсной установке "ПРОСВЕТ" с параметрами: энерговыделения на образце $15 \text{ Дж}\cdot\text{см}^{-2}\cdot\text{имп}^{-1}$; плотность частиц в импульсе $5 \cdot 10^{18} \text{ част}\cdot\text{см}^{-2}$; количество импульсов - 50; энергия ионов в максимуме распределения 2-3 кэВ. Облучение нейтронами производили в герметичных ампулах в активной зоне реактора.

Для исследований был взят пироуглеродный материал, полученный газофазным осаждением на графитовую подложку при 2100°C . Полученные образцы размерами $8 \times 8 \times 60$ мм отжигались до температур 2450°C , 2600°C и при 2800°C производили термомеханический отжиг.

На рис.1 представлен ход изменения величины микротвердости от глубины измеряемого слоя и от предварительной температуры термообработки. Так пирографит ($T_{\text{обр}} = 2100^{\circ}\text{C}$) имеет максимум микротвердости ~ 95 кгс/мм² на глубине $4 \div 5$ мкм, затем с увеличением глубины (h) микротвердость плавно уменьшается и на глубине $14-16$ мкм достигает величины $20-30$ кгс/мм². Температура обработки 2450°C (в течение часа) приводит к значительным изменениям хода кривой $H_{\mu}(h)$, возникает два пика микротвердости: один малый пик ($17,5$ кгс/мм²) на глубине ~ 5 мкм, и второй с большей величиной микротвердости ~ 30 кгс/мм² на глубине 14 мкм. Дальнейшее увеличение температуры термообработки до 2600°C продолжает уменьшать значение микротвердости и приводит к исчезновению пика микротвердости на глубине ~ 5 мкм и уменьшению микротвердости до ~ 26 кгс/мм². Термомеханическая обработка при 2800°C существенно изменяет структуру пирографита, которая стремится к монокристаллической структуре графита, а величина микротвердости имеет равномерное распределение по глубине образца со значением $9-10$ мкм. Отличительным для пирографита ($T_{\text{обр}} = 2800^{\circ}\text{C}$) является и то, что глубина проникновения индентора при максимальных нагрузках достигает 30 мкм и более. Облучение дейтериевой стационарной плазмой до флюенсов $1 \cdot 10^{20}$ част·см⁻² соответственно изменяет механическую прочность поверхности пирографита. Так облучение пирографита ($T_{\text{обр}} = 2100^{\circ}\text{C}$) приводит к существенному изменению распределения микротвердости по глубине (рис.2). Пик микротвердости на глубине $2-3$ мкм сохраняется на том же уровне, что и у сходного пирографита (5 мкм). На глубинах порядка $8-9$ мкм облучение стационарной дейтериевой плазмой пирографита ($T_{\text{обр}} = 2100^{\circ}\text{C}$) приводит к образованию второго пика микротвердости со значением 55 кгс/мм². Облучение стационарной дейтериевой плазмой пирографита ($T_{\text{обр}} = 2450^{\circ}\text{C}$) при тех же флюенсах также изменяет характер распределения микротвердости по сравнению с исходным, во-первых, максимум пиков микротвердости смещается ближе к поверхности и величина пиков соответственно равна $50-55$ кгс/мм². Облучение пирографита ($T_{\text{обр}} = 2600^{\circ}\text{C}$) приводит к отличному распределению микротвердости по глубине, по сравнению с исходным, но характер кривой $H_{\mu}(h)$ подобен распределению микротвердости на образцах пирографита ($T_{\text{обр}} = 2450^{\circ}\text{C}$) после облучения стационарной плазмой, но величины микротвердости на максимумах пиков равны 35 кгс/мм² и 40 кгс/мм². Термомеханическая обработка пирографита при температуре $T_{\text{обр}} = 2800^{\circ}\text{C}$ и последующее стационарное плазменное облучение существенно не изменяет распределение микротвердости, разброс значений колеблется в интервале $10-15$ кгс/мм² с неоднородным распределением микротвердости по глубине образца. Кривая 5 распределения микротвердости на рис.2 была получена измерениями после термодесорбции дейтерия из пирографита ($T_{\text{д}} = 2800^{\circ}\text{C}$) с постоянной скоростью нагрева до 2000°C . Как видно, термодесорбция дейтерия не приводит к значительным изменениям микротвердости пирографита.

Импульсное облучение дейтериевой плазмой до флюенсов $2,5 \cdot 10^{18}$ част·см⁻² приводит к другому распределению микротвердости по глубине пирографитовых ($T_{\text{обр}} = 2100^{\circ}\text{C}$) материалов, по сравнению со стационарным облучением (рис.3). Пик микротвердости на глубине порядка ~ 3 мкм имеет величину $40-45$ кгс/мм², что ниже практически в

два раза, чем при стационарном облучении. Обнаруживается второй максимум величиной 65-70 кгс/мм² на глубине 7-8 мкм от поверхности образца. Импульсное плазменное облучение дейтерием пирографита ($T_{обп} = 2450^{\circ}\text{C}$) сохраняет характер распределения микротвердости, который подобен пирографиту ($T_{обп} = 2100^{\circ}\text{C}$), но величина пика уменьшается до значений 30-40 кгс/мм². Подобная зависимость изменения микротвердости после облучения наблюдается и у пирографита ($T_{обп} = 2600^{\circ}\text{C}$) в интервале значений 20-25 кгс/мм². Импульсное облучение дейтериевой плазмой пирографита ($T_{обп} = 2800^{\circ}\text{C}$) (рис.3) не приводит к изменению его микротвердости. Импульсное плазменное облучение дейтерий+гелиевой плазмой для всех пирографитовых материалов (рис.4) приводит к распределению микротвердости этих же материалов подобному облученным стационарной дейтериевой плазмой. Величины микротвердости пиков на глубине 4-8 мкм у всех пирографитов незначительно различаются. Второй пик микротвердости при импульсном облучении дейтерий+гелиевой плазмой у пирографитов ($T_{обп} = 2100^{\circ}\text{C}$, 2450°C) не обнаруживается, по-видимому, из-за недостаточной нагрузки на индентор. Это указывает на значительное увеличение микротвердости на глубинах порядка 14-20 мкм. Распределение микротвердости у пирографита ($T_{обп} = 2600^{\circ}\text{C}$), представленное на рис.4 подобно распределению микротвердости на таком же материале при импульсном дейтериевом плазменном облучении (рис.3). Для выделения эффекта влияния радиационных дефектов, возникающих при нейтронном облучении на структуру поверхности пирографитов ($T_{обп} = 2100^{\circ}\text{C}$) при плазменном облучении, нейтронно-облученные образцы подвергали импульсному дейтерий+гелиевому облучению до доз $2,5 \cdot 10^{18}$ част·см⁻². Из рис. 5(а) видно, что при низких температурах предварительного облучения нейтронами ($90-400^{\circ}\text{C}$) характер распределения микротвердости по глубине образца сохраняется, т.е. имеются два пика величин микротвердости. С увеличением дозы нейтронного облучения с 10^{20} до $1 \cdot 10^{20}$ н·см⁻² ($T_{обл} = 90-100^{\circ}\text{C}$) наблюдается увеличение микротвердости (кривые 1-3). С увеличением температуры облучения до 400°C и флюенсах $3,3 \cdot 10^{20}$ н·см⁻² распределение микротвердости по глубине ниже, чем зависимость изменения $H_{\mu}(h)$ у пирографита, облученного при $90-100^{\circ}\text{C}$ и при тех же дозах облучения нейтронами. С увеличением температуры облучения нейтронами выше 400°C и последующей импульсной плазменной ($\text{D}_2^+ + \text{He}^+$) обработкой (рис.5б) распределение микротвердости $H_{\mu}(h)$ приобретает другой характер. На рис. 5(б) наблюдается на кривых только один максимум на глубине 5-8 мкм. Причем величина пиков микротвердости уменьшается с повышением температуры облучения нейтронами. Второй пик микротвердости не был обнаружен. Этот результат, по-видимому, связан с влиянием температуры облучения нейтронами.

На основании полученных результатов по изменению микротвердости в приповерхностном слое пирографитовых материалов можно заключить, что температура термообработки пирографита снимает неоднородности распределения упрочнения, а также уменьшает его величину с $90-95$ кгс/мм² до $9-10^2$ кгс/мм². Облучение ионами водорода и гелия из плазменных потоков приводит к образованию неоднородности распределения микротвердости у поверхности пирографитов, характеризующемуся двумя пиками микротвердости по глубине. Предварительное введение радиационных дефектов нейтронным облучением и последующее плазменное (импульсное) облучение приводит к еще большему упрочнению в приповерхностном слое. Причем распределение $H_{\mu}(h)$, а, соответственно, и

упрочнение, при комбинированном облучении зависит от дозы и температуры облучения нейтронами.

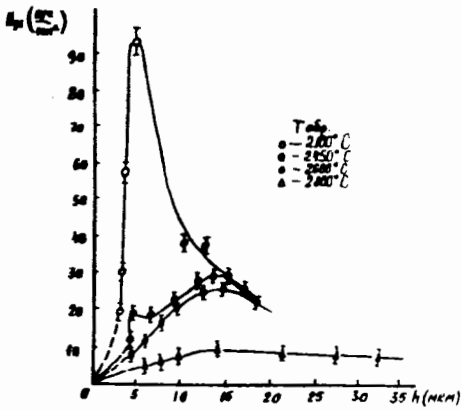


Рис. 1.
Распределение микротвердости по глубине пирографитов с различной термообработкой.

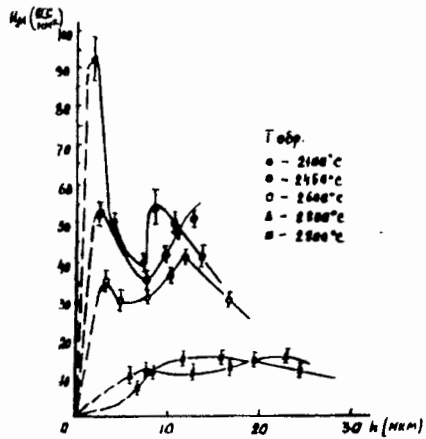


Рис. 2.
Распределение микротвердости по глубине пирографитов после облучения стационарной дейтериевой плазмой.

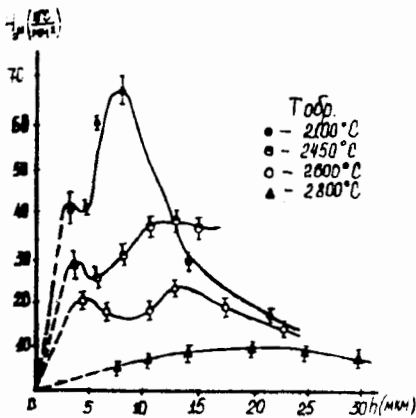


Рис. 3.
Распределение микротвердости по глубине пирографитов после облучения импульсной дейтериевой плазмой.

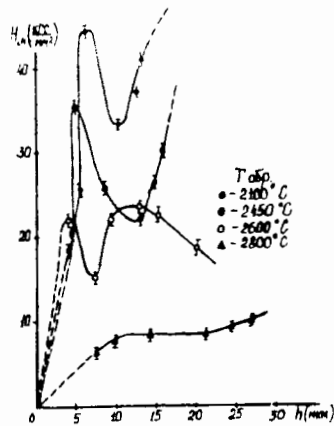


Рис. 4.
Распределение микротвердости по глубине пирографитов после облучения импульсной дейтериевой плазмой.

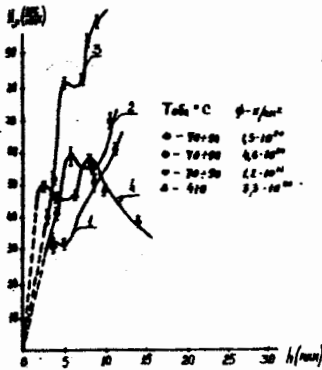


Рис.5а

Распределение микротвердости по глубине нейтроннооблученных пирографитов после облучения импульсной дейтриево-гелиевой плазмой.

$T_{\text{обл}}^{\circ}\text{C}$	$\Phi \cdot \text{н} \cdot \text{см}^2$
1-70-90	$1-1,3 \cdot 10^{20}$
2-70-90	$2-4,6 \cdot 10^{20}$
3-70-90	$3-1,2 \cdot 10^{20}$
4-410	$4-3,3 \cdot 10^{20}$

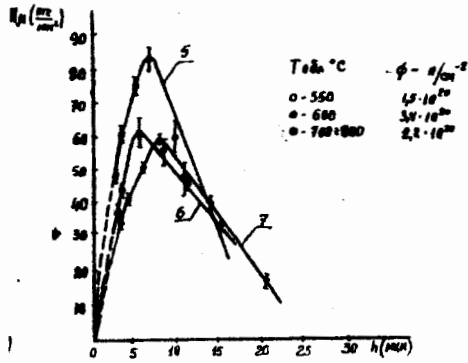


Рис.5б

Распределение микротвердости по глубине нейтроннооблученных пирографитов после облучения импульсной дейтриево-гелиевой плазмой.

$T_{\text{обл}}^{\circ}\text{C}$	$\Phi \cdot \text{н} \cdot \text{см}^2$
5-550	$5-1,5 \cdot 10^{20}$
6-600	$6-3,4 \cdot 10^{20}$
7-700-800	$7-2,2 \cdot 10^{20}$

SUMMARY

Samples of pyrographite with the difference temperature thermotreatment was irradiated by stationary and pulse D plasma. The authors surveyed profile of distribution of the microhardness (into dependence from loadings) on the not irradiatable and irradiatable samples. Also they learned change of the microhardness distribution profile at the process of irradiation by stationary D₂ plasma: instead of one maximum at the deepness 5 μkm (on the not irradiatable samples) appear two maximums (at h = 3-5 μkm), but then absolut values are near. Pulse plasma irradiation does not influence on character of microhardness, but first maximum on the curve is smaller than second maximum by value. In cause preliminary neutron irradiation of pyrographite at the reaction with temperature to 550 C (and with following plasma irradiation above-describe character of curve microhardness preserves. But it with temperature to 800°C put on disappearance of second maximum.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Хабибуллаев П.К., Ашрапов Т.Б., Федоренко А.И. и др. Влияние последовательного облучения нейтронами и-частицами на радиационную повреждаемость углеграфитовых материалов. ДАН СССР, М., N2, 1983, с. 369-372.
2. Стрельников П.И., Федоренко А.И., Ключарев А.П. Влияние облучения протонами на микротвердость железа в стали. Действие ядерных излучений на материалы. Изд. АН СССР, М., 1962, с. 374-383.
3. Гусева М.И. Поверхная имплантация в металлах. Поверхность. Физика, химия, механика. М., N4, 1982, с.27-50.
4. Бурченко П.Я., Волков Е.Д., Рыбалко В.Ф. и др. Изучение эрозии материалов в плазме. Физика и химия обработки материалов. М., Вып. 3, 1987, с.46-48.
5. Гвердцители И.Г., Гарбер Р.И., Федоренко А.И. и др. Изучение микротвердости поверхностных слоев кремния, легированного ионной бомбардировкой. Радиационная физика неметаллических кристаллов. "Наукова Думка", К., 1971, т.3, ч.2, с. 138-143.
6. Беликов А.Г., Говчаренко В.П., Федоренко А.И. и др. Повреждение поверхностей ванадия и ниобия при облучении на плазменном ускорителе. Атомная энергия, М., Вып.6, 1981, с.376-379.

Поступила в редколлегию 21 февраля 1994 г.