

6. Cottrell A.H. Theory of brittle fracture in steel and similar metals / A.H. Cottrell // Trans. Met. Soc. AIME. – 1958. – v. 212. – P. 192-209.
7. Factors affecting the propagation of a Luders band and lower yield stress in iron / F.Garofalo // Met. Trans. – 1971. – v. 2. – № 8. – P. 2315-2317.
8. Imamura J. Contribution of local strain rate at Luders band front to grain size dependence of lower yield stress in iron / J. Imamura, H. Hayakawa, T. Taoka // Trans. Iron and Steel Inst. Japan. – 1971. – v. 11. – P. 191-200.
9. Bergstrom J. The application of a dislocation model to the strain and temperature of the strain hardening exponent / J. Bergstrom, B.Aronsson // Inst. Metallforsk. [Rapps]. – 1971. – v. 753. – P. 27-29.
10. Igata N. Direct observation of hardening processes of polycrystalline iron / N. Igata, S. Seto // Proc. Int. Conf. Sci. and Technol. Iron and Steel. – Tokyo, 1970, part 2. – P. 1293-1297.
11. Pickard S.M. Strain-ageing behavior of fatigued Fe-N-C alloys / S.M. Pickard, F. Guin // Acta Met. – 1990. – v. 38. – P. 397-401.

Рецензент: В.А. Маслов
д-р техн. наук, проф., ГВУЗ «ПГТУ»

Статья поступила 25.10.2014

УДК 669.017.3

© Савинков Н.А.¹, Коляда Ю.Е.²

УПРАВЛЕНИЕ РАСПРЕДЕЛЕНИЕМ МИКРОТВЁРДОСТИ СТАЛИ ПРИ ИМПУЛЬСНОЙ ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКЕ

В работе исследуется зависимость микротвёрдости и структуры модифицированного слоя образцов стали У8 от параметров импульсной плазменной обработки. Определены режимы, позволяющие управлять распределением микротвёрдости вглубь образца. При этом возможно получение максимального значения микротвёрдости на поверхности или максимума в глубине модифицированного слоя. Обсуждаются механизмы формирования и локализации этих максимумов.

Ключевые слова: импульсно-плазменная обработка, электротермический ускоритель, микротвёрдость, структура, модифицированный слой.

Савинков М.О., Коляда Ю.Е., Управління розподілом мікротвердості сталі при імпульсній плазмовій обробці. В роботі досліджується залежність мікротвердості і структури модифікованого шару зразків сталі У8 від параметрів імпульсної плазмової обробки. Визначені режими, що дозволяють управляти розподілом мікротвердості вглиб зразка. При цьому можливе отримання максимального значення мікротвердості на поверхні або максимуму в глибині модифікованого шару. Обговорюються механізми формування і локалізації цих максимумів.

Ключові слова: імпульсно-плазмова обробка, електротермічний прискорювач, мікротвердість, структура, модифікований шар.

M.O. Savinkov, Yu.E. Kolyada. The allocation of the micro-hardness of steel under pulsed plasma treatment. In this paper, we investigate the dependence of micro-hardness and structure of the modified layer samples of steel U8 on the parameters of pulsed plasma treatment. To create a pulsed high plasma flows at atmospheric pressure was used the

¹ канд. физ.-мат. наук, доцент, ГВУЗ «Приазовский государственный технический университет», г. Мариуполь, nik.sv2010@yandex.ru

² д-р физ.-мат. наук, профессор, Мариупольский государственный университет, г. Мариуполь, uikol@ukr.net

original design of the axial plasma electro-thermal accelerator operating in gas-dynamic mode. The density and plasma temperature of about 10^{16} sm^{-3} and $(1-2) \text{ eV}$, respectively. Experimentally determined the optimal parameters of pulsed-plasma treatment that allow you to mix the thickest modified (white) layer and the high values of micro-hardness: pulsed arc discharge voltage -4.0 kV , the distance from the sample to the source of 30 mm , the number of pulses processing: $N = 2-6$, layer thickness - $(51-73) \text{ mcm}$. For a different number of pulses processing experimental curves micro-hardness samples depth of the modified layer are obtained. Micro-hardness varies with distance into the sample to the level of reference values (i.e., the untreated sample). Defined modes that let you control the distribution of micro hardness depth of the sample. It is possible to obtain maximum values of micro-hardness on the surface or the maximum in depth of the modified layer at a distance of $\approx (0,02-0,08) \text{ mm}$ from the surface. The mechanisms of formation and localization of these maxima are discussed.

Keywords: *pulsed-plasma treatment, the electro thermal accelerator, micro hardness, the structure, the modified layer.*

Постановка проблеми. В настоящее время одной из актуальных проблем материаловедения является разработка новых более технологичных радиационных методов модификации поверхностного слоя металлов и сплавов и получение слоёв и покрытий с заданными свойствами. От решения этой проблемы зависит развитие инновационных технологий в машиностроении, в реакторном материаловедении, строительстве, авиакосмической промышленности.

Анализ последних исследований и публикаций. К радиационным методам модификации, прежде всего, относятся обработка изделий электронными и ионными пучками, лазерным излучением, воздействием потоками высокотемпературной плазмы [1-4]. Модификация поверхностного слоя материала при этом происходит за счет целого комплекса процессов: быстрого нагрева и охлаждения (заковки), образования дефектов и структурных напряжений, ионной имплантации, осаждения и эпитаксии атомов и молекул, абляции поверхностного слоя, радиационно-стимулированной диффузии, ударно-волнового воздействия на поверхность. В результате различных структурно-фазовых превращений, происходящих в обрабатываемом материале, улучшаются многие эксплуатационные характеристики изделия, такие как микротвёрдость, износостойкость, коррозионная и эрозионная стойкости и другие. Одним из методов, активно разрабатываемых в последнее десятилетие, является обработка материалов термической плазмой. Здесь следует выделить импульсно – плазменную технологию (ИПТ) обработки поверхности изделий. В этом случае формируется слой толщиной $(20-100) \text{ мкм}$ с модифицированной структурой [1, 5]. Преимуществами импульсно-плазменной технологии являются высокие скорости нагрева и охлаждения поверхности металла ($10^4-10^8 \text{ Кс}^{-1}$), высокая скорость осаждения покрытий и малый расход реагентов, варьирование в широких пределах параметров потока плазмы (числа импульсов, удельной мощности), возможность создания слоистых структур с различным фазовым составом и, соответственно, с различными физико-химическими характеристикам [6-7]. Преимуществом также является возможность локального воздействия на изделие импульсной плазмой. Таким образом, импульсно-плазменная технология позволяет гибко управлять процессом модификации поверхностного слоя.

Особенно перспективной представляется использование ИПТ для повышения износостойкости и твёрдости поверхности металлов и сплавов [8, 9]. Например, в [9] было получено увеличение микротвёрдости поверхности стали 45 в 5-6 раз в процессе легирования стали бором и медью с использованием импульсного плазменного ускорителя. При этом в различных работах сообщается о наблюдении нелинейной зависимости микротвёрдости от координаты вглубь образца. В работах [10, 11] авторами была получена зависимость микротвёрдости покрытия (из порошка SUS316L на основе никеля) на подложках из стали SS400 и поверхностного слоя самой подложки от глубины. Была получена кривая с максимумом на глубине покрытия $\approx 50 \text{ мкм}$. На поверхности покрытия значение микротвёрдости оказалось значительно ниже, чем в глубине. Авторы объясняют такое поведение микротвёрдости образованием в глубине покрытия многокомпонентного переходного слоя, состоящего из карбидных и оксидных фаз W_2C , Mo_2C , FeO , Fe_3O_4 . В работе [11] экспериментально обнаружено, что при облучении металлов Al, Cu, W мощным импульсным пучком ионов с интенсивностью $\geq 10^8 \text{ Вт см}^{-2}$ в глубине

образца формируется второй максимум микротвёрдости. В [12] авторами было теоретически показано, что в условиях плазменного безвакуумного напыления оксикарбида кремния Si-C-O на стали X12M в поверхностном слое на глубине до 10мкм возникают напряжения, приводящие к увеличению его твёрдости (упрочнению). Однако, обычно в экспериментальных работах максимумы микротвёрдости были получены случайно в процессе обработки поверхностного слоя, и не обсуждается возможность селективного воздействия на микротвёрдость с целью получения нужного распределения. В работе [13] теоретически и экспериментально показано увеличение микротвёрдости в глубине модифицированного слоя образцов стали при обработке поверхности образца сильноточными электронными пучками.

Цель статьи – использование импульсных плазменных потоков вне вакуумных условий для модифицирования поверхностного слоя углеродистой стали У8, исследование зависимости микротвёрдости и микроструктуры модифицированного слоя от параметров импульсно-плазменной обработки и изучение возможности получения заданного профиля распределения микротвёрдости по сечению образца.

Изложение основного материала. Плазменная обработка образцов сталей У8 проводилась с использованием термического ускорителя. При этом поток плазмы формировался в сильноточном импульсном высоковольтном разряде при атмосферном давлении в ограниченном объёме с последующим высокоскоростным истечением газоплазменного потока в направлении поверхности образцов. Для проведения экспериментов использовался импульсный электротермический плазменный ускоритель (ЭТПУ), схема которого изображена на рис. 1. Корпус 1 представляет собой толстостенную цилиндрическую камеру длиной 40см, выполненную из диэлектрика, с аксиально расположенными кольцевыми (3) и (4) и стержневым (2) электродами. Electroды (3) и (4) выполнены в виде металлических стаканов. Внутренний диаметр камеры – 8мм, толщина стенки 1см. К стакану 3 при помощи резьбового соединения крепится сменный стержневой электрод 2 диаметром 6 мм, выполняющий роль катода. Один конец этого электрода входит во внутренний канал камеры, второй выведен наружу. Анодом является металлический стакан 4 с отверстием 5, диаметр которого 6 мм. Расстояние между катодом и кольцевым анодом регулировалось в пределах от 50 до 150мм. Анод 4- заземлён, а к стержневому катоду прикладывалось напряжение от ёмкостного накопителя энергии. Стержневой катод изготовлен из железа. Рабочее давление в разрядной камере – атмосферное, рабочий газ – воздух.

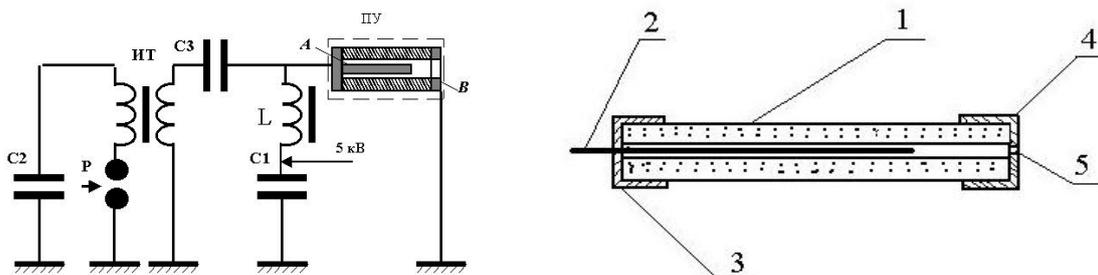


Рис. 1 – Электротермический плазменный ускоритель-справа и его электрическая схема питания-слева

Электрическая схема питания плазменного ускорителя, состоящая из ёмкостного накопителя и схемы запуска, изображена слева на рис. 1. Ёмкость накопителя $C1 = (1,5-3,0) \cdot 10^{-3} \Phi$, рабочее напряжение до 5кВ, максимальная запасаемая энергия изменялась в пределах (18,75-37)кДж. Схема запуска включает элементы $C2$, $C3$ и L . Подробное описание работы, элементной базы всей схемы и полученных вольт-амперных характеристик приведено в [14].

Между катодом и анодом инициировался сильноточный импульсный дуговой разряд высокого давления, который был ограничен узкой диэлектрической камерой. Длительность разряда составляла 1,4 мс, максимальный ток достигал 4 кА. Поступление рабочего вещества в объём разрядной камеры в этом случае происходит за счёт интенсивного испарения электродов и

вещества стенки диэлектрической камеры. В результате чего давление в камере кратковременно повышается до (100-150)атм. При этом происходит импульсная инжекция плотного газоплазменного сгустка через кольцевой анод в окружающую среду. Режим работы плазменного ускорителя-газодинамический. По полученным оценкам параметры плазмы составляют: плотность и температура примерно 10^{16} см⁻³ и (1-2) эВ, соответственно.

В качестве образцов использовались пластины размером (0,5x1x2)см из углеродистой стали У8. Образцы устанавливались снаружи разрядной камеры вблизи анода (4) и облучались одним или несколькими (в зависимости от заданного режима) импульсами ЭТПУ. Перед облучением образцы подвергались предварительной термической обработке: закалке и низкому отпуску. Температура нагрева под закалку составляла (770 – 790)°С, время выдержки составляло 20 мин. Закалочной средой являлась вода. Далее проводился низкий отпуск (200°С) в течение 1 ч.

Исследование микроструктуры модифицированного слоя обработанных образцов проводили на металлографическом микроскопе «Neophot-21».

Для определения толщины модифицированного слоя изготавливали торцевые шлифы. Для этого на образце подготавливали горизонтальную поверхность, предназначенную для микроанализа. Для получения поверхности производили торцевание поверхности образцов, шлифование и полирование по стандартной методике. Затем производили травление микрошлифов 4%-ным раствором азотной кислоты.

Измерение микротвердости образцов по Виккерсу проводилось на приборе ПМТ-3 путем вдавливания в отполированную поверхность образца алмазной пирамидки с углом при вершине 136° под нагрузкой 50 г.

Ниже в таблице 1 приведены результаты импульсно-плазменной обработки образцов стали У8. Все опыты проводились с железным катодом. В таблице представлен сравнительный анализ значений толщины модифицированного слоя образцов стали У8 в зависимости от энергии воздействия (или величины пропорциональной энергии-напряжения разряда ЭТПУ) плазменного потока на образец при различном количестве импульсов обработки. В двух последних опытах изменялось также расстояния от образца до источника.

Таблица 1

Значения толщины модифицированного слоя образцов стали У8 в зависимости от параметров импульсной плазменной обработки

Маркировка образцов	Напряжение, кВ	Число импульсов обработки	Расстояние, мм	Средняя толщина слоя, мкм
101	3,0	1	30	10,4
101*	3,5	1	30	41,6
102	4,0	1	30	34,7
102*	4,0	2	30	51
103*	4,0	3	30	51,8
104	4,0	4	30	52
104*	4,0	5	30	43,1
105	4,0	6	30	72,8
105*	4,0	8	30	52
106	4,0	4	55	38,1
106*	4,0	4	80	48,5

Примечание. * – обозначает только маркировку образцов.

Видно, что при напряжении разряда, равном 3,0 кВ, образуется слой толщиной 10-10,5 мкм; при $U_{раз}=3,5$ кВ среднее значение толщины слоя равно 41,6-42 мкм, а наибольшая толщина упроченного слоя образуется при напряжении $U_{раз} = 4,0$ кВ. (Среднее для девяти образцов из таблицы 1 значение толщины слоя при этом напряжении равно $\approx 49,3$ мкм). Рост толщины мо-

дифицированного слоя с увеличением напряжения обусловлено ростом глубины зоны термического воздействия, в которой происходят структурно-фазовые изменения. Опыты, выполненные при максимально возможном на ЭТПУ напряжении 5кВ, вызывали появление трещин на поверхности образцов; поэтому в дальнейшем это напряжение в работе не использовалось.

Как мы видим из таблицы, определённой корреляции толщины слоя с числом импульсов обработки не наблюдается. Это показано также на диаграмме – рисунок 2.

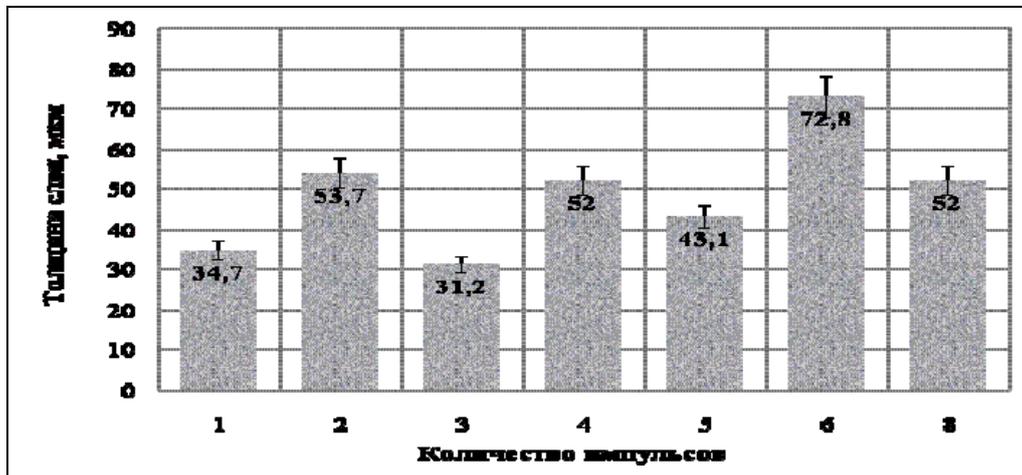


Рис. 2 – Зависимость толщины модифицированного слоя от количества импульсов плазменной обработки. Напряжение разряда 4,0 кВ, расстояние образца от источника 30мм

Из диаграммы следует, что целесообразно увеличивать кратность обработки максимально до 6 импульсов, дальнейшее повышение числа импульсов до 8 приводит к уменьшению толщины модифицированного слоя. Кроме того, как видно из рисунка 3и, это приводит к появлению продольных трещин, качество модифицированного слоя ухудшается. Трещины видны также на рисунке 3а при кратности обработки - один импульс. Изменение расстояния от образца до источника плазмы (ЭТПУ), а именно удаление образца на расстояние 55 и 80 мм, незначительно влияет на толщину образуемого модифицированного слоя. Опытным путём установлено, что наибольшая толщина слоя наблюдается при обработке на минимальном расстоянии от источника –30мм, что связано с более высокой скоростью нагрева и охлаждения образца. При меньшем расстоянии от источника на результаты опытов начинает оказывать влияние выброс капельной фракции материала катода.

Исследование микроструктуры модифицированного слоя обработанных образцов проводилось на металлографическом микроскопе «Neophot-21» – рис. 3. Как мы видим из рисунка, модифицированный слой характеризуется наличием нескольких зон, количество и толщина которых зависят от параметров потока плазмы. Обычно такой слой имеет микрокристаллическую столбчатую или дислокационную ячеистую упорядоченную структуру [8].

Как известно, высокие скорости нагрева и охлаждения (10^4 - 10^8 Кс⁻¹) поверхностного слоя металлов, а также упругопластическая деформация поверхности при импульсном плазменном воздействии приводят к формированию дисперсной кристаллической структуры с высокой плотностью дислокаций [8]. Кроме того, в работе воздействие концентрированными потоками энергии на образец было совмещено с процессом легирования, поскольку использовался расходимый железный катод, а рабочей средой плазменного ускорителя являлся воздух. Вследствие этого приповерхностный слой обогащался железом, а также атомами и ионами азота, кислорода, углеводородными группами и т. д. В результате происходящих при этом структурно-фазовых превращений в приповерхностном слое происходит формирование на этапе нагрева аустенитной структуры с последующим превращением её в мартенсит на этапе охлаждения. Передаваемая в импульсе поверхностному слою тепловая энергия приводит к ускорению процесса зародышеобразования аустенитных зёрен и измельчению зерна. В результате происходит образование мелкозернистой высокоуглеродистой мартенситно-аустенитной структуры, то есть

упрочнённого легированного слоя (белого слоя) –рисунок 3. Этот слой характеризуется повышенной прочностью. Для образцов стали У8 измеренная в работе микротвёрдость модифицированного слоя возрастала в среднем в 2,5-3 раза по сравнению с исходными значениями.

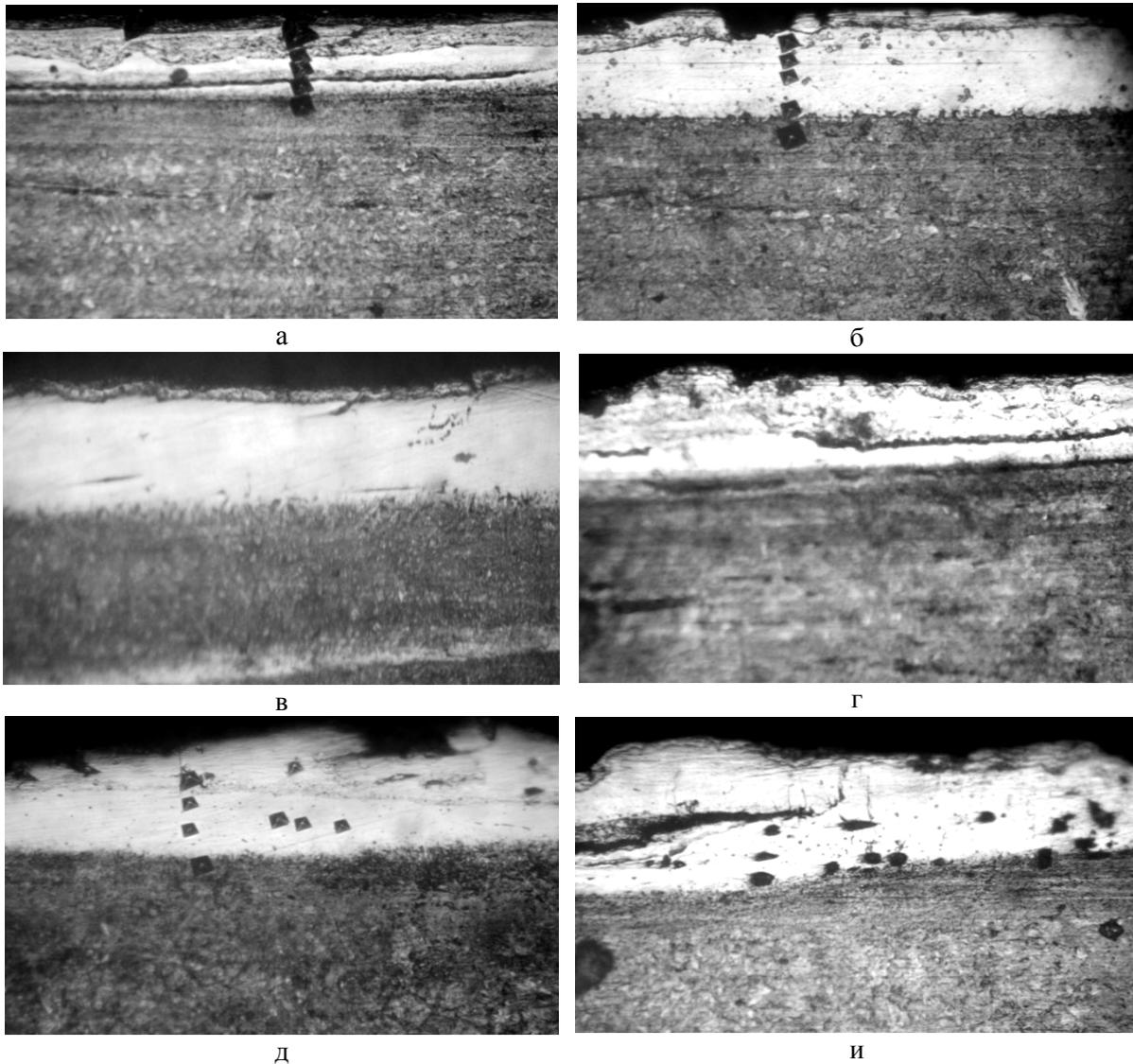


Рис. 3 – Микроструктура модифицированного (белого) слоя образцов стали У8 после импульсно-плазменной обработки: а) число импульсов обработки $N=1$; б) число импульсов $N=2$; в) $N=4$; г) $N=5$; д) $N=6$; и) $N=8$. Напряжение разряда – 4,0 кВ, расстояние от образца до источника – 30мм, увеличение микроскопа – 500

Для обработанных образцов были определены значения микротвёрдости в различных точках от поверхности поперечного шлифа вглубь модифицированного слоя. Кривые изменения микротвёрдости приведены на рисунке 4.

Как мы видим из рисунка 4, вместе с известным увеличением микротвёрдости в поверхностной области образца имеется тенденция к образованию второго максимум микротвёрдости в глубине модифицированного слоя. Поэтому в дальнейшем основное внимание в работе было обращено на изучение влияния параметров плазменной обработки образца на возможность формирования и локализацию этого максимума. Из представленных результатов видно, что сочетание наибольшей толщины модифицированного слоя и высоких значений микротвердости достигается в режимах с числом импульсов обработки: $N=2$ (образец 102*, толщина слоя – 51мкм), $N=4$ (образец 104, толщина слоя – 52 мкм) и $N=6$ (образец 105, толщина слоя –

72,8 мкм). Эти режимы обеспечивают получение равномерного белого слоя без пор и трещин, что гарантирует высокие значения его механических свойств. Для этих режимов были проведены дополнительные исследования с более детальным измерением микротвёрдости и толщины модифицированного слоя в нескольких точках обработанной поверхности. Ниже в таблице 2 приведены результаты этих исследований для трёх режимов обработки (по каждому режиму обрабатывались несколько образцов, затем результаты усреднялись). Для сравнения приведены также результаты для образца 106* – расстояние 80 мм от источника.

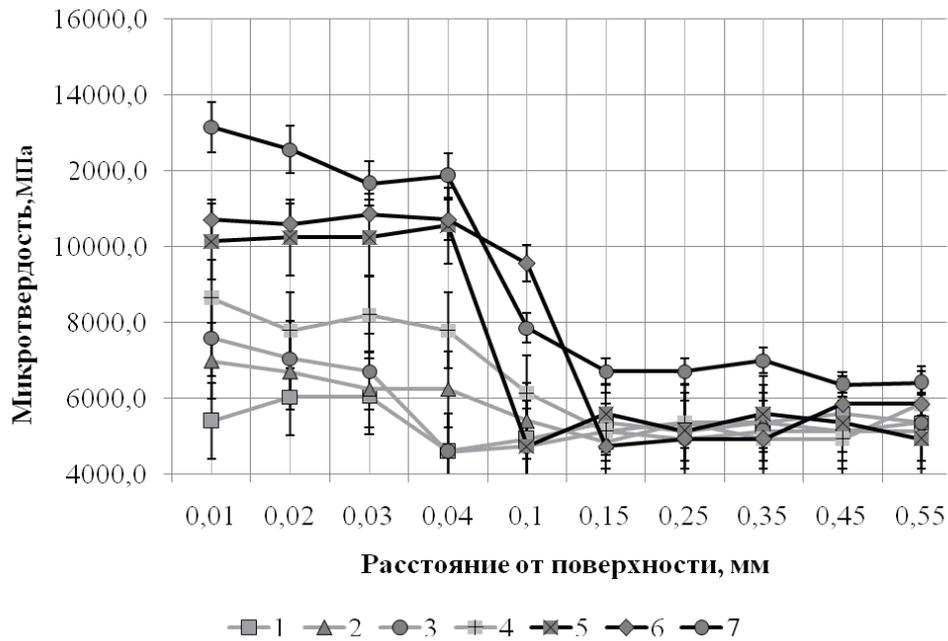


Рис. 4 – Зависимость микротвёрдости образцов стали У8 по глубине модифицированного слоя после различного числа импульсов обработки: кривая 1 – число импульсов обработки N=1; кр. 2 – N=2; кр. 3 – N=3; кр. 4 – N=4; кр. 5 – N=5; кр. 6 – N=6; кр. 7 – N=8. Напряжение разряда – 4,0кВ, расстояние до источника – 30 мм

Таблица 2

Значения толщины модифицированного слоя образцов стали У8 в зависимости от параметров обработки для выбранных оптимальных режимов обработки

Маркировка образцов	Напряжение, кВ	Число импульсов обработки	Расстояние, мм	Средняя толщина слоя, мкм
102*	4,0	2	30	58
104	4,0	4	30	62,5
105	4,0	6	30	77
106*	4,0	4	80	48

Для представленных в таблице 2 образцов были измерены значения микротвёрдости и построены зависимости микротвёрдости от расстояния вглубь образца; для каждого значения расстояния микротвёрдость измерялась в трёх различных местах поперечного шлифа на расстоянии L=(3-5) мм друг от друга. Таким образом, для каждого образца на рисунке 5 представлены три дублирующие друг друга зависимости.

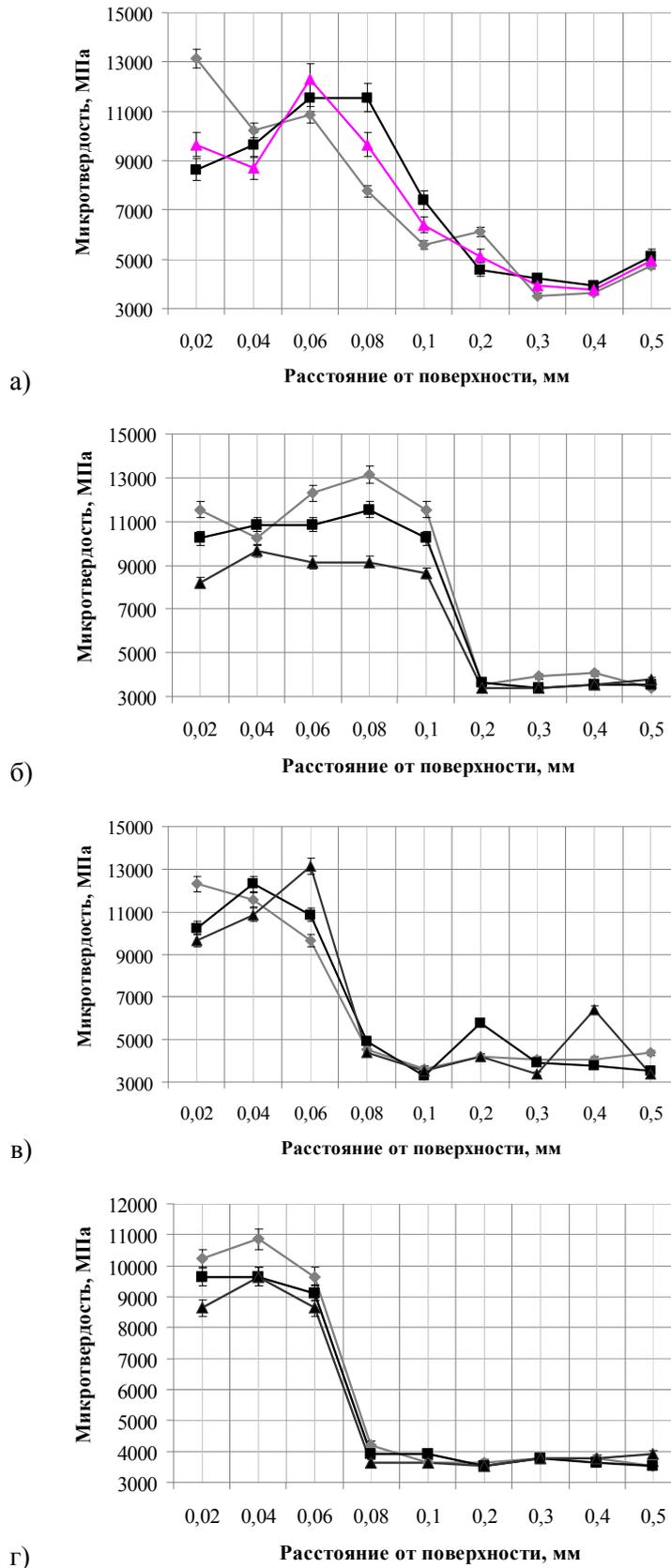


Рис. 5 – Зависимость микротвёрдости образцов стали У8 по глубине модифицированного слоя. Напряжение разряда – 4,0кВ, расстояние до источника для образцов 102*,104, 105 – 30 мм, для образца 106* – 80 мм: а) – образец 102*; б) – образец 104; в) – образец 105; г) – образец 106*

Как мы видим из рисунка 5 положение максимума микротвёрдости зависит от режимов плазменной обработки. При увеличении числа импульсов обработки максимум микротвёрдости сдвигается в глубину. На рисунке 5а (число импульсов 2) максимум микротвёрдости 11568 МПа (среднее значение по трём точкам) находится на глубине 0,06мм. При увеличении числа импульсов до 4 (рис.5б) максимум микротвёрдости 11570МПа (также среднее значение по трём точкам) наблюдается на глубине 0,04мм. Однако, в связи с большим разбросом точек и близости значений максимумов на рис. 5а и рис. 5б, можно считать, что при 2-4 импульсах обработки максимум находится на глубине $\approx (0,04-0,05)$ мм. При увеличении числа импульсов до 6 (рисунок 5в) ярко выраженный максимум микротвёрдости (11270МПа) наблюдается на глубине 0,08мм, то есть сдвигается вглубь образца. Образование максимума в глубине и его сдвиг с увеличением глубины зоны термического воздействия “нагрев–охлаждение” при шести импульсах обработки образца можно объяснить следующим образом. Известно, что формирование упрочненного слоя происходит за счет быстрого охлаждения прогретой части образца за счет двух механизмов: теплового излучения с его поверхности и механизма теплопроводности вглубь образца. За счёт реализации первого механизма образуется “традиционный” максимум микротвёрдости на поверхности. При увеличении числа импульсов обработки за счет образования расплавленной поверхности включается также второй механизм охлаждения – за счет выделения тепла при переходе части вещества из жидкой в твердую фазу. Это способствует повышению скорости охлаждения в глубине образца и образованию максимума, удаленного от его поверхности. Увеличение расстояния от источника до 80см (образец 106*) сдвигает хорошо воспроизводимый максимум (1053МПа) к поверхности (рис.5г). Он наблюдается в этом случае на глубине 0,04мм, что связано в этом случае с уменьшением плотности потока энергии, падающей на поверхность образца. Увеличение расстояния до источника эквивалентно меньшему числу импульсов обработки. Поэтому в приповерхностном слое формируется уже другое структурно-фазовое состояние.

Выводы

1. Обработка образцов стали импульсными плазменными высокоэнергетическими потоками приводит к образованию микрокристаллического модифицированного слоя с увеличенной микротвёрдостью. Микротвёрдость стали У8 возросла в 2,5-3 раза.
2. Определены оптимальные режимы плазменной обработки образцов, обеспечивающие максимальную толщину модифицированного слоя в сочетании с высокими значениями микротвёрдости: напряжение разряда ЭТПУ – 4,0кВ, расстояние от образца до источника – 30 мм; число импульсов обработки: 1) N=2 (образец 102*, толщина слоя – 51 мкм); 2) N=4 (образец 104, толщина слоя – 52 мкм); 3) N=6 (образец 105, толщина слоя – 72,8 мкм). Эти режимы обеспечивают получение равномерного белого слоя без пор и трещин.
3. Определены значения микротвёрдости в различных точках поперечного шлифа обработанных образцов и построены зависимости микротвёрдости по глубине модифицированного слоя. Микротвёрдость изменяется с расстоянием вглубь образца до уровня исходных значений (т.е. необработанного образца). Обнаружены хорошо воспроизводимые максимумы микротвёрдости в глубине модифицированного слоя на расстоянии $\approx(0,02-0,08)$ мм от поверхности. Локализация этих максимумов зависит от параметров импульсно-плазменной обработки образцов.
4. Обсуждается механизм формирования максимумов микротвёрдости на поверхности и в глубине модифицированного слоя обработанных образцов. Таким образом, варьируя параметры плазменного воздействия на образец, можно управлять профилем распределения микротвёрдости по сечению образца.

Список использованных источников:

1. Упрочнение поверхности и повышение износостойкости металлических материалов при обработке потоками высокотемпературной импульсной плазмы / Б.А. Калинин [и др.] // Физика и химия обработки материалов. – 2010. – № 2. – С. 21-27.
2. Features of the morphology, defect substructure, and phase composition of metal and alloy surfaces upon high-power ion irradiation / A.D. Korotaev [et al.] // Surface and Coatings Technology. – 2004. – V. 185. – № 1. – P.38-49.
3. Модифицирование и легирование поверхности лазерными, ионными и электронными пуч-

- ками / Дж.М. Поут [и др.]. – М. : Машиностроение, 1987. – 424 с.
4. Калинин Б.А. Радиационно-пучковые технологии обработки конструкционных материалов / Б.А. Калинин // Физика и химия обработки материалов. – 2001. – № 4. – С. 5-16.
 5. Влияние обработки потоками высокотемпературной импульсной плазмы на коррозионную стойкость сталей в различных агрессивных средах / В.Л. Якушин [и др.] // Инженерная физика. – 2007. – № 4. – С.49-58.
 6. Investigation of the structural-phase state of clad steels treated by pulsed plasma plows / V.L. Yakushin [et al.] // Proc. 9 Int. Conf. on Modification of Materials with Particle Beams and Plasma Flows. – Tomsk, 2008. – P. 693-696.
 7. Бойко В.И. Модификация металлических материалов импульсными мощными пучками частиц / В.И. Бойко, А.Н. Валяев, А.Д. Погребняк // Успехи физических наук. – 1999. – Т. 169. – № 11. – С. 1243-1270.
 8. Погребняк А.Д. Модификация свойств материалов и осаждение покрытий с помощью плазменных струй / А.Д. Погребняк, Ю.Н. Тюрин // Успехи физических наук. – 2005. – Т. 175. – № 5. – С. 515-544.
 9. Влияние интенсивности плазменного воздействия на микротвёрдость стали 45 при электро-взрывном боромеднении / Е.С. Ващук [и др.] // Физика и химия обр. материалов. – 2011. – №2. – С. 99-100.
 10. Физико-химическое состояние покрытия из нержавеющей стали SUS316L нанесённого на подложку из малоуглеродистой стали SS400 / А.Д. Погребняк [и др.] // Физика металлов и металловедение. – 2004. – Т. 97. – №5. – С. 44-52.
 11. Formation of a defect structure in a near surface α -FE layer after high power ion beam exposure / A.D. Pogrebnyak [et al.] // Physica Status Solidi A. – 1991. – V. 123. – No.1. – P. 119-130.
 12. Тепловое состояние системы покрытие-подложка в условиях финишного плазменного упрочнения / П.А. Тополянский [и др.] // Физика и химия обр. материалов. – 2011. – №1. – С. 32-35.
 13. Fedun V.I. Dynamics of phase transformations by electron beam surface modification of metals and alloys / V.I. Fedun, Yu.E. Kolyada // Problems of Atomic Science and Technology. – 2010. – № 4. – P. 316-320.
 14. The use of a magnetic switch for commutation of high-current pulse circuits / Yu.E. Kolyada [et al.] // Instruments and Experimental Techniques. – 2001. – V. 44. – № 2. – P. 213-214.

Bibliography:

1. Hardening the surface of metal materials and durability when processing streams of high-temperature pulsed plasma / B. A. Kalin [en al.] // Phizika I himiya obrabotki materialov. – 2010. – № 2. – P. 21-27. (Rus.)
2. Features of the morphology, defect substructure and phase composition of metal and alloy surfaces upon high-power ion irradiation / A.D. Korotaev [et al.] // Surface and Coatings Technology. – 2004. – V. 185. – № 1. – P.38-49.
3. Surface modification and alloying by laser, ion and electron beams / Dzh.M. Pout [et al.]. – М. : Mashinostroenie, 1987. – 424 p. (Rus.)
4. Kalin B.A. Radiation-beam processing technology of structural materials / B.A. Kalin // Phizika I himiya obrabotki materialov. – 2001. – № 4. – P. 5-16. (Rus.)
5. Effect of processing high-temperature pulsed plasma streams on the corrosion resistance of steels in various corrosive environments / V.L. Yakushin [et al.] // Ingenernaya phizika. – 2007. – № 4. – P. 49-58. (Rus.)
6. Investigation of the structural-phase state of clad steels treated by pulsed plasma plows / V.L Yakushin [et al.] // Proc. 9 Int. Conf. on Modification of Materials with Particle Beams and Plasma Flows. – Tomsk, 2008. – P. 693-696.
7. Boiko V.I. Metal modification by high-power pulsed particle beams / V.I. Boyko, A.N. Valyaev, A.D. Pogrebnyak // Uspehi phizicheskikh nauk. – 1999. – V. 169. – № 11. – P. 1243-1270. (Rus.)
8. A.D. Pogrebnyak Modification of material properties and coating deposition using plasma jets / A.D. Pogrebnyak, Y.N. Tyurin // Uspehi phizicheskikh nauk. – 2005. – V. 175. – № 5. – P. 515-544. (Rus.)
9. The influence of the intensity of the plasma effect on the microhardness of steel 45 at electroex-

- plosive boromednenii / E.S. Vashuk [et al.] // Phizika I himiya obrabotki materialov. – 2011. – № 2. – P. 99-100. (Rus.)
10. Physico-chemical condition of the coating of stainless steel SUS316L deposited on the substrate of mild steel SS400 / A.D. Pogrebnyak [et al.] // Phizika metallov I metallovedenie. – 2004. – V. 97. – № 5. – P. 44-52. (Rus.)
 11. Formation of a defect structure in a near surface α -FE layer after high power ion beam exposure / A.D. Pogrebnyak [et al.] // Physica Status Solidi A. – 1991. – V. 123. – No.1. – P. 119-130.
 12. The thermal state of coating-substrate in a plasma finish hardening / P.A. Topolyansky [et al.] // Phizika I himiya obrabotki materialov. – 2011. – № 1. – P. 32-35. (Rus.)
 13. Fedun V.I. Dynamics of phase transformations by electron beam surface modification of metals and alloys / V.I. Fedun, Yu.E. Kolyada // Problems of Atomic Science and Technology. – 2010. – № 4. – P. 316-320.
 14. The use of a magnetic switch for commutation of high-current pulse circuits / Yu.E. Kolyada [et al.] // Instruments and Experimental Techniques. – 2001. – V. 44. – № 2. – P. 213-214.

Рецензент: В.Г. Ефременко
д-р техн. наук, проф., ГВУЗ «ПГТУ»

Статья поступила: 03.11.2014

УДК 669.018.292

© Рябикина М.А.¹, Ставровская В.Е.²

КОМПЛЕКСНОЕ ВЛИЯНИЕ УГЛЕРОДА, НИОБИЯ И ВАНАДИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ S355N

Приводятся результаты математического моделирования комплексного влияния углерода, ниобия и ванадия на прочностные свойства и работу удара конструкционной листовой стали S355N. Определены оптимальные концентрации микролегирующих добавок, которые в сочетании с определенным содержанием углерода, позволят обеспечить требуемую прочность и работу удара $KV_{20} \text{ } ^\circ\text{C} \geq 40$ Дж.

Ключевые слова: микролегирование, концентрация, работа удара.

Рябікіна М.А., Ставровська В.Є. Комплексний вплив вуглецю, ніобію і ванадію на механічні властивості конструкційної сталі S355N. Наводяться результати математичного моделювання комплексного впливу вуглецю, ніобію і ванадію на властивості міцності та роботу удару конструкційної сталі S355N. Визначено оптимальні концентрації мікролегируючих добавок, які в поєднанні з певним вмістом вуглецю, дозволяють забезпечити необхідну міцність та роботу удару $KV_{20} \text{ } ^\circ\text{C} \geq 40$ Дж.

Ключові слова: мікролегування, концентрація, робота удару.

M.A. Ryabikina, V.Ye. Stavrovskaya. Complex influence of carbon, niobium and vanadium on the mechanical properties of the structural steel S355N. The role of microalloying additions of V, Nb, Ti manifested mainly as a result of their influence on the formation of substitution solid solution; dispersion, shape and distribution of the carbides (carbonitrides); the structure of boundaries and the fine structure of the grains; reducing the negative impact of harmful impurities. It is important to precise knowledge of the required number of microalloying elements in the steel. The objective of the present article is to review the role of Nb and V in micro-alloyed steel S355N and to know how does they

¹ канд. техн. наук, доцент, ГВУЗ «Приазовский государственный технический университет», г. Мариуполь, maryna.ryabikina@mail.ru

² инженер 1-ой категории прокатного отдела технологического управления ПАО «МК «Азовсталь», vera.stavrovskaya@azovstal.com.ua