

УДК 669–179: 539.4.016

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ АЗОТИРОВАННЫХ СЛОЕВ В ПЛАСТИЧЕСКИ ДЕФОРМИРОВАННОЙ СТАЛИ 40Х, ОБРАБОТАННОЙ ИНТЕНСИВНЫМИ ПОТОКАМИ ИОНОВ АЗОТА

Ковалевская Жанна Геннадьевна,

канд. техн. наук, доцент кафедры материаловедения и технологии металлов Института физики высоких технологий ТПУ, ведущий инженер Института физики прочности и материаловедения СО РАН, Россия, 634021, г. Томск, пр. Академический, 2/4. E-mail: kovalevskaya@ispms.tsc.ru

Кукареко Владимир Аркадьевич,

д-р физ.-мат. наук, доцент, начальник центра структурных исследований и трибо-механических испытаний материалов и изделий машиностроения ГНУ «Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси», Республика Беларусь, 220072, г. Минск, ул. Академическая, 12. E-mail: v_kukareko@mail.ru

С помощью комбинированной ультразвуковой финишной обработки и высокоинтенсивной низкоэнергетической имплантации ионами азота получены упрочненные слои на поверхности стали 40Х. Используя методы оптической металлографии, рентгено-структурного анализа и дюрOMETрии, исследованы особенности строения и свойств поверхностных слоев, полученных данным способом. Показано, что при имплантации на поверхности стали формируется азотированный слой, представляющий зону внутреннего азотирования, фазовый состав которой определяется температурой имплантации и способом предварительной подготовки поверхности. Увеличение температуры азотирования приводит к возрастанию доли нитридных фаз в поверхностном слое стали. Ультразвуковая финишная обработка интенсифицирует процесс имплантации ионов азота, увеличивая глубину упрочненного слоя за счет образования в структуре большого количества дефектов кристаллического строения и повышая микротвердость за счет увеличения доли нитридных фаз.

Ключевые слова:

Ультразвуковая финишная обработка, имплантации ионами азота, структура, фазовый анализ, упрочнение.

Введение

При азотировании стали легированный слой образуется за счет диффузионного проникновения атомов азота в объем основного материала и формирования нитридных фаз, изменяющих свойства на поверхности детали. Скорость диффузионного переноса атомов определяется градиентом химического потенциала и диффузионной подвижностью насыщающего элемента в металле. Поэтому в основе процесса насыщения поверхности детали лежат технологические характеристики насыщающей среды и особенности процесса диффузии насыщающего элемента в металл [1]. Известно, что диффузия в твердых телах является структурно-чувствительным процессом, так как границы зерен и субзерен, дислокации и вакансии, то есть дефекты кристаллического строения, оказывают заметное влияние на скорость переноса примесных атомов вглубь металла [2]. Одним из способов влияния на диффузионные процессы в металлических материалах является их холодная пластическая деформация, приводящая к эволюции дислокационных структур и увеличению плотности вакансий.

К настоящему времени опубликовано много работ о влиянии предварительной пластической деформации на процесс формирования диффузионных слоев в металлических сплавах. При этом существуют разные мнения по указанному вопросу.

В частности, согласно одной точке зрения предварительная пластическая деформация затрудняет диффузию атомов внедрения [3]. В основе этой модели лежит теория о том, что атомы внедрения весьма активно взаимодействуют с дислокациями. Дислокации выступают в качестве «ловушек», адсорбирующих атомы растворенных элементов [4]. В то же время большое количество научных работ, опубликованных в последнее время [5–7], свидетельствует о том, что предварительная пластическая деформация и образующиеся при этом дефекты структуры способствуют более активной диффузии внедряемого вещества. Указанные сведения получены при использовании современных методов насыщения поверхности азотом, основанных на применении интенсивных потоков ионов, осаждаемых на упрочняемую деталь из плазмы, либо полученных методами ионно-лучевой имплантации [8, 9].

В результате использования ионно-лучевых технологий, за счет протекания процессов радиационно-стимулированной диффузии легирующей примеси, интенсивность насыщения поверхностных слоев материалов азотом существенно возрастает, что позволяет формировать азотированные слои значительной глубины при относительно низких температурах ионной обработки вплоть до 300...350 °С [10]. Снижение температуры обработки открывает новые

возможности азотирования материалов с термически неустойчивой структурой, в том числе, формируемой при предварительной интенсивной пластической деформации [10, 11].

В связи с этим в задачу исследования входило изучение особенностей структурно-фазового состояния азотированных слоев типичной конструкционной стали, подвергнутой комбинированной обработке, включающей поверхностную пластическую деформацию стали с помощью ультразвуковой финишной обработки и азотирование методом высокоинтенсивной низкоэнергетической имплантации ионов азота.

Методика эксперимента

Для азотирования была выбрана конструкционная сталь 40X после нормализации (нагрев до 850 °C и охлаждение на воздухе). Образцы имели форму цилиндров высотой 6 мм и диаметром 10 мм. Торцевая поверхность образцов шлифовалась. Часть образцов подвергалась поверхностной пластической деформации с помощью ультразвуковой финишной обработки (УФО) по методике, описанной в [12]. При пластической деформации с одновременным ультразвуковым воздействием на металл обнаруживаются характерные особенности формирования дефектов структуры, связанные с поглощением дислокациями в процессе УФО энергии ультразвуковых волн. Данное явление повышает подвижность дислокаций и обеспечивает их неконсервативное движение, что приводит к образованию избыточной концентрации «деформационных» вакансий, которые способны сохраняться длительное время и участвовать в диффузионных процессах [13]. Подвергнутые УФО образцы обрабатывались интенсивными потоками низкоэнергетических ионов азота. В работе использовалась разработанная в Физико-техническом институте НАН Беларуси ионно-лучевая установка [14]. Имплантация проводилась ионами азота с энергией 3 кэВ и плотностью ионного тока 2 мА/см² в течение 2 часов. Суммарная доза ионов азота, падающих на поверхность, составляла $3 \cdot 10^{19}$ см⁻². Образцы имплантировались при температуре 350, 400, 450, 500 °C.

Рентгеноструктурные исследования поверхностных слоев проводились на дифрактометре ДРОН-2,0 в монохроматизированном CoK_α -излучении. Глубина проникновения рентгеновского излучения составляла около 20 мкм. Получаемые данные рентгеноструктурного анализа давали интегральную оценку фазового состава слоя той же глубины. Дюриметрический анализ проводился на приборе «Nano Hardness Tester». При нагрузке 30 г измерялась кинетическая твердость упрочненных слоев, как на поверхности, так и в поперечном сечении с одновременным проведением металлографического анализа. Глубина азотированного слоя оценивалась по методике, изложенной в работе [15]. За глубину азотирования принимался слой, на границе которого значение твердости на 500 единиц выше твердости исходного материала.

Результаты эксперимента

В исходном состоянии после нормализации в стали 40X формируется феррито-перлитная структура. Микротвердость нормализованной стали составляет 3120 МПа. В процессе УФО происходит интенсивная пластическая деформация поверхностного слоя стали (рис. 1). Под воздействием инструмента зерна поверхностного слоя теряют свою равноосную форму и вытягиваются в направлении движения инструмента. Глубина визуально наблюдаемой зоны пластической деформации составляет около 25 мкм. Вместе с тем, по результатам измерения микротвердости, общая глубина деформированного слоя составляет около 120 мкм, а среднее значение микротвердости обработанной поверхности увеличивается на 49 % и достигает 4780 МПа.

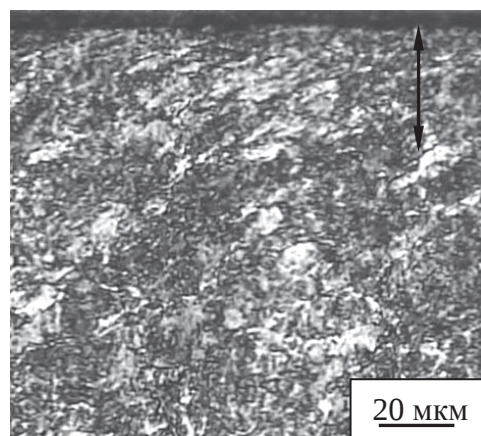


Рис. 1. Оптическое изображение микроструктуры стали 40X после УФО (стрелкой указана визуально наблюдаемая зона пластической деформации)

Данные рентгеноструктурного анализа (РСА) показали, что в исходном состоянии в стали 40X основными фазами являются α -фаза и карбид железа Fe_3C (рис. 2, а). Период решетки α -фазы $a=0,2867$ нм, что соответствует параметру решетки нелегированного феррита. После УФО наблюдается снижение интенсивности дифракционных линий карбида железа и увеличение параметра решетки феррита до $a=0,2870$ нм (рис. 2, б). Можно полагать, что в результате интенсивной пластической деформации частицы цементита дробятся на меньшие фрагменты и частично растворяются в феррите. Кроме того, уширение рентгеновских линий матричной α -фазы указывает на увеличение уровня микроискажений кристаллической решетки, увеличение плотности дислокаций и фрагментацию микроструктуры. Таким образом, в процессе УФО в поверхностном слое стали 40X происходят структурные превращения, характерные для всех ранее исследованных феррито-перлитных углеродистых сталей [16, 17].

В процессе ионной имплантации происходит существенное изменение фазового состава и микротвердости поверхностного слоя стали как в исходном состоянии, так и после УФО. Необходимо

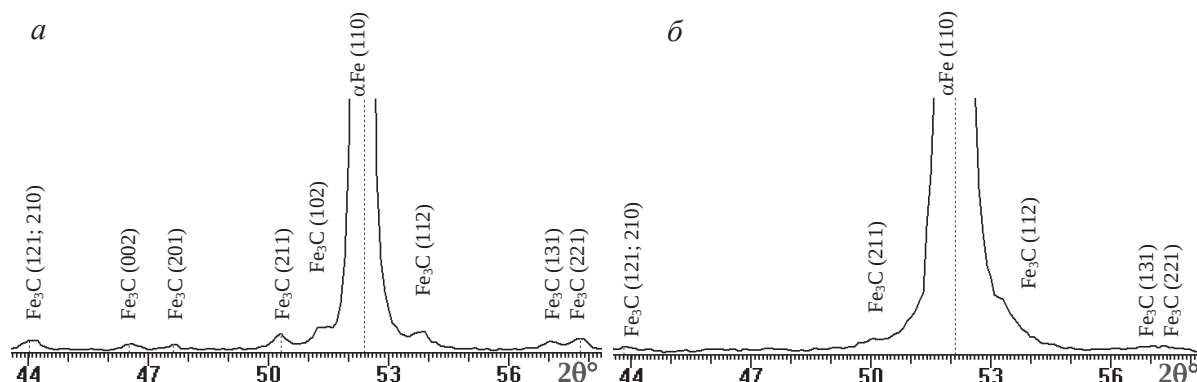


Рис. 2. Фрагменты рентгеновских дифрактограмм от поверхностных слоев стали 40X после: а) шлифования; б) УФО

отметить, что при металлографическом анализе поперечных шлифов азотированных образцов идентификация азотированного слоя затруднена. Травление не выявило нитридной зоны, наблюдаемой как белый бесструктурный слой. При этом зона внутреннего азотирования, выявляемая как зона повышенной травимости, наблюдается только на образцах, имплантированных при температуре 450 и 500 °С. Как видно на рис. 3, зона азотирования не имеет выраженной границы с неимплантированным материалом.

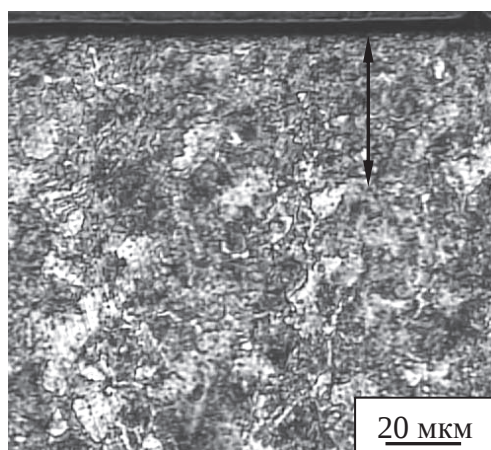


Рис. 3. Оптическое изображение микроструктуры стали 40X после УФО и ионной имплантации азота при температуре 450 °С (стрелкой указана зона повышенной травимости)

Результаты РСА показали, что в поверхностном слое имплантированной при 350 °С стали, и в исходном, и в модифицированном УФО состоянии основной фазой остается α -железо, сохраняется цементит, и формируется фаза ϵ - Fe_3N (рис. 4, а, б). Предварительная УФО поверхности стали в процессе ионной обработки увеличивает количество выделившегося ϵ -нитрида. На это указывает возрастание интенсивности дифракционных линий данной фазы (рис. 4, б).

В процессе ионного азотирования возрастает параметр решетки α -фазы для предварительно шлифованной стали до $a=0,2869$ нм, а для моди-

фицированной УФО – до $a=0,2871$ нм. Увеличение параметра кристаллической решетки феррита свидетельствует о растворении в ней азота и обусловлено внутрикристаллитной диффузией азота. На дифрактограмме полученной от модифицированной УФО и имплантированной азотом при 350 °С стали 40X сохраняется высокое физическое уширение дифракционных линий α -фазы. Последнее свидетельствует о том, что нагрев до 350 °С мало влияет на дефектную структуру поверхностного слоя, сформированную под действием ультразвуковой обработки.

При повышении температуры имплантации до 400 °С в азотированном слое стали наряду с α -фазой, ϵ -нитридом и цементитом регистрируется образование частиц нитридной фазы γ' - Fe_4N (рис. 4, в, г). При этом концентрация частиц γ' -фазы в поверхностных слоях подвергнутой УФО стали существенно выше, чем в шлифованной стали (рис. 4, г). Параметр кристаллической решетки α -фазы после имплантации при данной температуре, независимо от режима предварительной обработки поверхности, составляет $a=0,2871$ нм и при азотировании с большими температурами не увеличивается, что может быть связано с максимально возможным насыщением решетки нелегированного феррита азотом. Имплантация при 400 °С приводит к уменьшению уширения основных рентгеновских линий α -фазы в поверхностных слоях с УФО. Следовательно, в ходе азотирования при 400 °С протекают процессы релаксации напряжений и отжига дефектов кристаллической решетки матричной α -фазы. Азотирование при более высоких температурах углубляет данный процесс, но даже после имплантации при 500 °С сохраняется некоторое уширение основных линий α -фазы (рис. 4, е).

После имплантации при 450 °С в модифицированных ионами азота слоях стали 40X существенно возрастает относительная концентрация γ' -нитрида. При этом предварительная УФО поверхности стали интенсифицирует образование нитридной фазы (рис. 4, д, е). Интенсивность рентгеновских линий цементита снижается, что указывает на растворение карбида.

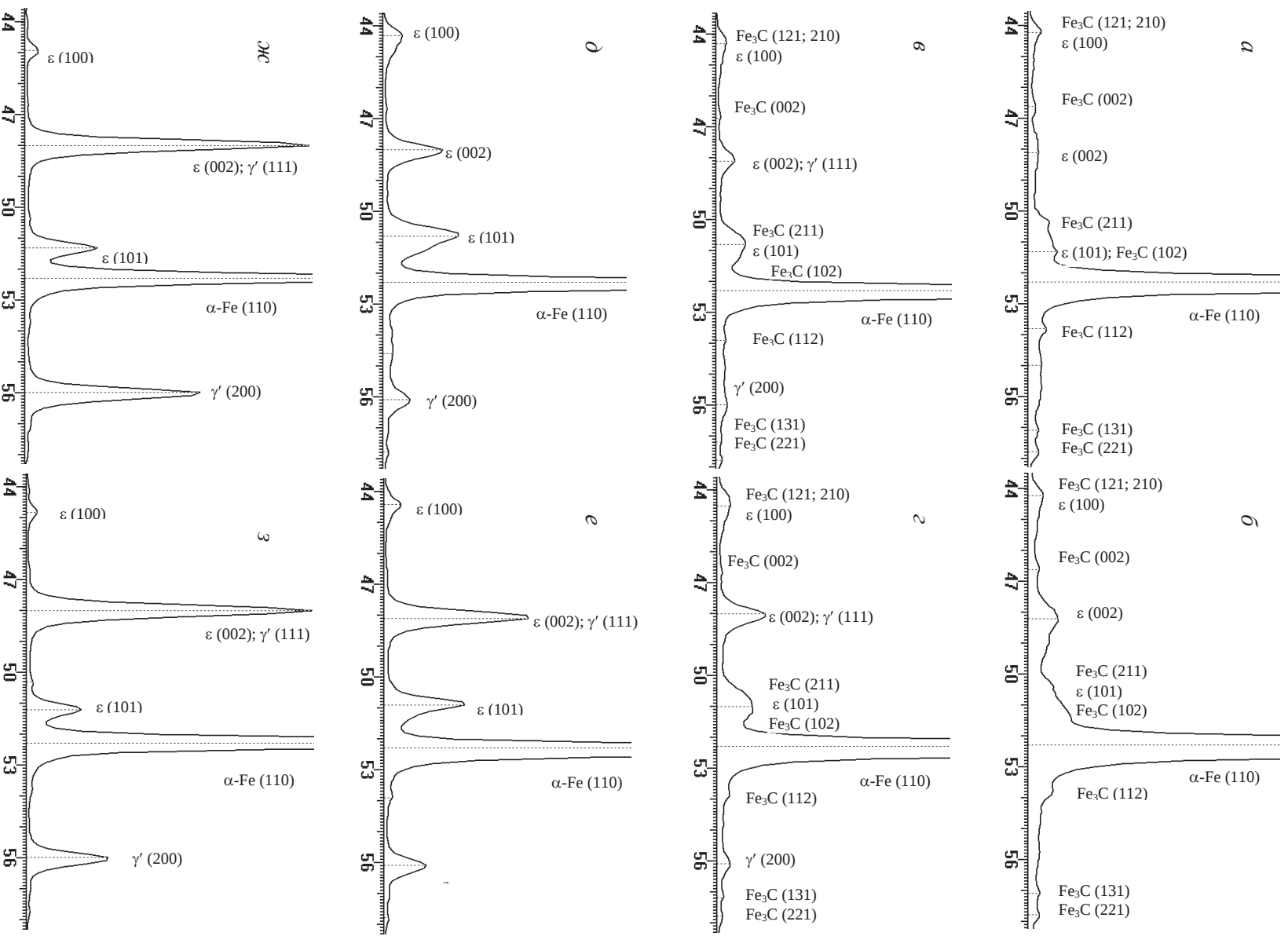


Рис. 4. Фрагменты рентгеновских дифрактограмм от поверхностных слоев стали 40Х после ионной имплантации азотом (а, в, д, ж) и после ионной имплантации азотом с предварительной УФО (б, г, е, з) при температурах: а, б) 350; в, г) 400; д, е) 450; ж, з) 500 °С

В результате имплантации при 500 °С, независимо от способа предварительной обработки поверхности, в азотированном слое образуются: твердый раствор азота в α -железе, нитрид γ -Fe₄N и нитрид ϵ -Fe₃N (рис. 4, ж, з). Цементит в слое практически не регистрируется. Влияние предварительной УФО на содержание нитридов после имплантации при 500 °С не прослеживается.

Таким образом, можно констатировать, что при ионной имплантации на поверхности стали 40Х формируется азотированный слой, соотношение фаз в котором определяется температурой имплантации и способом предварительной подготовки поверхности.

Для оценки глубины азотированного слоя проводилось измерение микротвердости на поперечных шлифах. Анализ распределения значений микротвердости по глубине азотированного слоя показал, что при всех исследованных режимах азотирования микротвердость в поверхностном слое стали меняется по одной зависимости, близкой к экспоненциальной, что характерно для зоны внутреннего азотирования первого рода [15]. Значения микротвердости плавно снижаются от поверхности вглубь образца до уровня микротвердости исходного материала (рис. 5). При повышении температуры имплантации растет значение микротвердости на поверхности образцов и глубина упрочненного слоя. Так, при температуре имплантации 350 °С микротвердость на поверхности шлифованных образцов составляет $H_{30}=5150\text{--}5800$ МПа, а глубина упрочненного слоя 33–40 мкм. При температуре имплантации 500 °С микротвердость соответствует $H_{30}=9550\text{--}1000$ МПа, а глубина упрочненного слоя 120–140 мкм (рис. 5, а, г).

Распределение микротвердости в азотированном слое с предварительной УФО имеет некоторые особенности. При температуре имплантации 350 °С по всей глубине упрочненного слоя значения микротвердости выше по сравнению с микротвердостью образцов с предварительно шлифованной поверхностью (рис. 5, а). При этом глубина упрочненного слоя значительно больше и составляет около 120 мкм. Как видно из графика, по характеру изменения значений микротвердости в поверхностном слое стали на глубине до 40 мкм повышение значений микротвердости обусловлено формированием нитридов, а на большей глубине – за счет дефектов структуры, образованных в процессе УФО. Таким образом, значительная глубина упрочненного слоя обусловлена комбинированным воздействием двух методов модифицирования поверхности, и глубина азотированного слоя значительно меньше упрочненного. Это подтверждают и результаты РСА. При анализе дифрактограммы, снятой с модифицированной УФО и имплантированной при 350 °С поверхности стали 40Х, наблюдается одновременно и образование нитридной фазы, и сохранение уширения основных рентгеновских линий α -фазы, что указывает на сохранение в поверхностном слое сформированной при УФО ди-

слокационной субструктуры. Похожая картина распределения значений микротвердости в упрочненном слое наблюдается и при температуре имплантации 400 °С (рис. 5, б). При температуре имплантации 450 °С глубина азотированного слоя становится соизмеримой с упрочненным слоем (рис. 5, в). При данном режиме имплантации явно заметен эффект предварительной модификации поверхности. УФО повышает и глубину упрочненного слоя, и значения микротвердости. Так, при имплантации с 450 °С глубина упрочненного слоя с предварительным шлифованием составляет 80–100 мкм, а с УФО – 120–150 мкм. После имплантации при 500 °С глубина упрочненного слоя с предварительным шлифованием составляет 140 и 200 мкм – с предварительной УФО (рис. 5, г).

Обсуждение результатов

Как видно из результатов эксперимента, радиационно-стимулированная диффузия, характерная для данного метода азотирования, обеспечивает формирование на поверхности стали 40Х азотированного слоя во всем исследуемом интервале температур. Следует отметить, что для данного типа стали при газовом азотировании близкие характеристики упрочненного слоя получаются за время, в десятки раз превышающее выбранное в эксперименте [15]. Воздействие интенсивного потока ионов, бомбардирующих облучаемую поверхность материала, может приводить к распылению поверхностного нитридного слоя и ускорению диффузионного переноса азота в подповерхностные слои [3]. Подобные азотированные слои были получены и в данном эксперименте – во всем температурном интервале имплантации упрочненный слой представляет собой зону внутреннего азотирования.

При температуре имплантации 350 °С в поверхностном слое стали формируется высокоазотистый нитрид ϵ -Fe₃N, что характерно для азотирования с высокой степенью насыщения материала азотом и углеродом (рис. 4, а, б). Так как оптически азотированная зона не наблюдается, то можно предположить, что образующийся нитрид железа наследует строение исходной фазы, а именно цементита. Как описывается в работе [15], нитридные частицы растут на цементитных пластинах зерен перлита, повторяя их контуры. Подвод ионов азота при этом происходит по границам зерен и малоугловым границам (при низкой температуре обычно преобладают именно эти пути диффузии [2]), дислокациям и объему кристаллической решетки. Внутрикристаллитная диффузия подтверждается повышением параметра кристаллической решетки феррита и на шлифованных, и на обработанных УФО поверхностях. После предварительной УФО параметр решетки феррита увеличивается значительнее, что обусловлено наличием в модифицированной стали в кристаллической решетке большего числа вакансий, облегчающих процесс переноса азота [18, 19]. Увеличение количества нитридных

частиц при имплантации стали, подвергнутой УФО, связано с увеличением плотности линейных дефектов и малоугловых границ в ее поверхностных слоях, а также с интенсификацией внутрикристаллитной диффузии и увеличением количества центров зарождения и роста нитридных частиц. Последнее может быть связано с дроблением цементитных пластинок перлита [17]. Поскольку предварительная УФО увеличивает долю нитридов и количество растворенного в феррите азота в азотированном слое стали, то микротвердость поверхности стали становится выше. В частности,

упрочнение стали 40Х после имплантации при 350 °С для предварительно шлифованной поверхности составляет 75 %, а для поверхности, обработанной УФО, 100 %.

Анализ фазового состава и строения азотированных слоев, имплантированных при температуре 400 и 450 °С, показал следующие особенности. Как видно на рис. 4, в-е на дифрактограммах происходит снижение интенсивности линий цементита с одновременным увеличением интенсивности линий ε -фазы и смещением их в область меньших углов. Такие изменения на дифрактограммах ха-

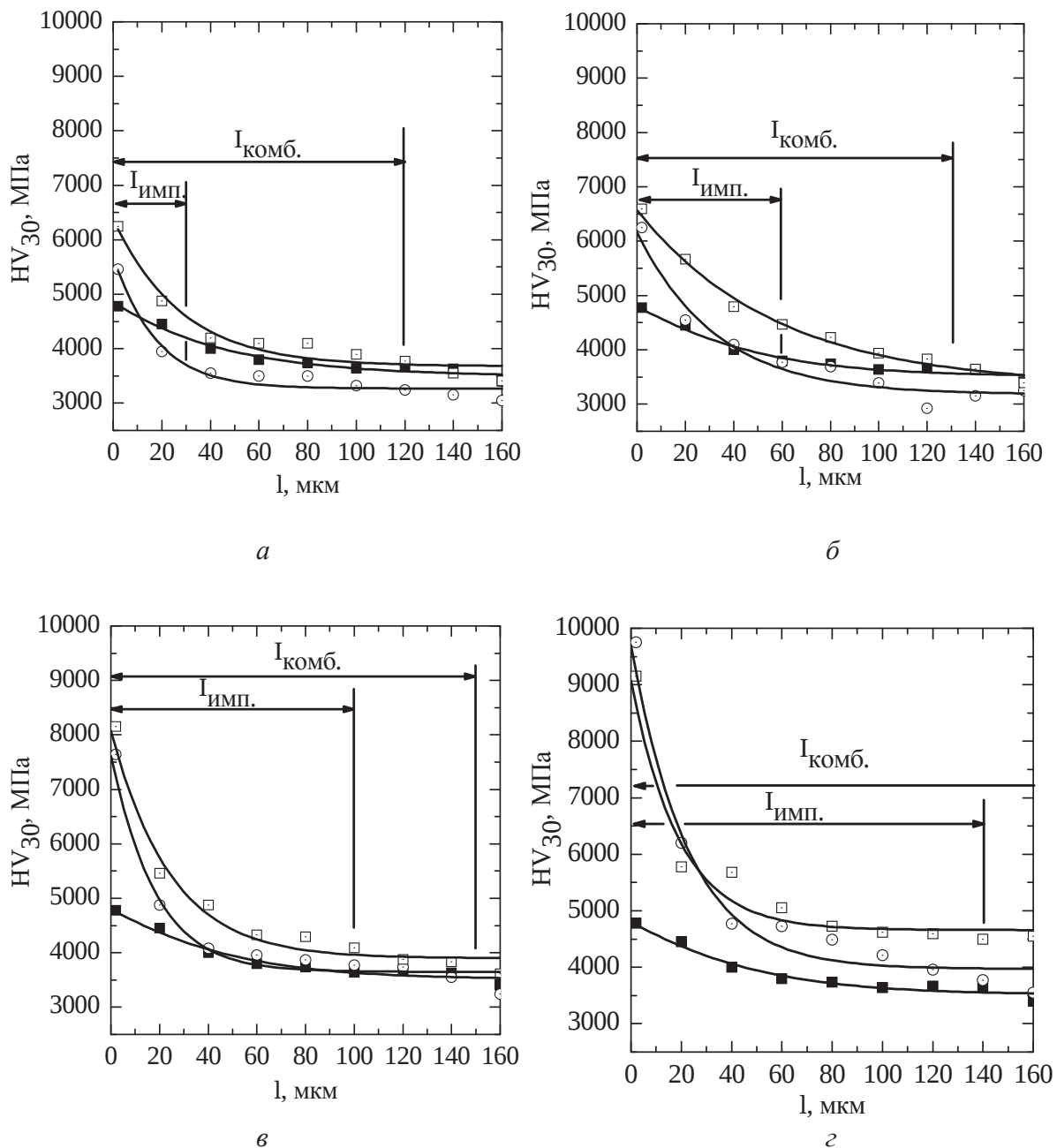


Рис. 5. Распределение микротвердости по глубине упрочненного слоя стали 40Х после УФО (график $\blacksquare$ -), ионной имплантации азотом (график $\circ$ -) и ионной имплантации азотом с предварительной УФО (график $\blacktriangle$ -) при температурах: а) 350; б) 400; в) 450; г) 500 °С. Зона $l_{имп.}$ – азотированный слой после имплантации, зона $l_{комб.}$ – азотированный слой после УФО и имплантации

рактены для процесса формирования карбонитрида $\text{Fe}_3(\text{N}, \text{C})$, растворение в котором атомов углерода повышает параметр решетки ε -фазы. Как можно предположить, в данном температурном интервале образующиеся на пластинах цементита нитриды частично или полностью заменяют цементит, превращаясь в карбонитриды без изменения исходной морфологии перлита [20]. Наряду с данной фазой в азотированном слое формируются частицы γ' -фазы, идентифицируемой на дифрактограммах уже после азотирования при температуре 400°C (рис. 4, в, з). Образование γ' -фазы проявляется в повышении травимости поверхностного слоя стали, что характерно для структуры с выделением субмикроструктурных нитридных частиц [15]. Мелкодисперсные частицы нитрида выделяются из пересыщенного твердого раствора азота в феррите и могут располагаться на дислокациях и других дефектах кристаллической решетки α -фазы [3].

За счет дополнительного упрочнения дисперсными частицами γ' -фазы микротвердость поверхности имплантированных при температуре 450°C предварительно шлифованных образцов возрастает на 145 %, а образцов, подвергнутых УФО, – на 160 %. Повышение значений микротвердости имплантированной поверхности стали, подвергнутой УФО, обусловлено увеличением в азотированном слое доли частиц γ' -фазы (рис. 4, д, е), а большая глубина упрочненного слоя – интенсификацией процесса диффузии по дефектам структуры, образованным при УФО (рис. 5, в).

Особенность формирования азотированного слоя при имплантации азота с температурой 500°C связана с процессом обратной диффузии углерода, характерной для высокоэнергетических методов азотирования [21]. Одновременное с диффузией азота обезуглероживание поверхностного слоя стали сказывается на кинетике формирования нитридных фаз. Происходит увеличение доли фазы γ' - Fe_4N , формированию которой благоприятствует понижение содержания углерода в поверхностном слое (рис. 4, ж, з). То, что углерод не растворяется в карбонитриде железа, а диффундирует к поверхности стали и удаляется, подтверждает положение дифракционных линий ε -фазы. Их углы соответствуют положению линий нитрида ε - Fe_3N (рис. 4, ж, з). Возрастанию содержания низкоазотистого нитрида γ' - Fe_4N способствует также увеличение глубины азотированного слоя, сопровождающееся при одной и той же дозе ионов снижением концентрации азота в слое.

При имплантации образцов с предварительной УФО при температуре 500°C одновременно с процес-

сом диффузии азота активизируются процессы, характерные для возврата и полигонизации пластически деформированного материала: аннигиляция точечных дефектов и дислокаций разных знаков, перемещение дислокаций и выстраивание их в стенки. Данные структурные превращения приводят к формированию диффузионно-проницаемых дислокационных стенок и малоугловых границ, диффузия азота по которым значительно ускоряется [7]. В результате увеличивается глубина зоны внутреннего азотирования и это, возможно, приводит к снижению концентрации азота на поверхности стали. В результате, в поверхностном слое на глубине до 20 мкм объемная доля нитридов больше на образцах без предварительной УФО (рис. 4, ж, з). Степень упрочнение на поверхности стали после имплантации при 500°C на предварительно шлифованной поверхности составляет 220 %, с УФО – 190 %. Меньшее значение микротвердости на поверхности с УФО компенсируется большей глубиной упрочнения до 200 мкм (рис. 5, з). А, как известно, большая глубина азотированного слоя со структурой, характерной для зоны внутреннего азотирования, благоприятна для эксплуатации деталей, работающих на износ при больших удельных нагрузках в условиях усталости [22].

Выводы

Исследовано влияние комбинированной обработки низколегированной конструкционной стали 40Х, включающей ультразвуковую финишную обработку и высокоинтенсивную низкоэнергетическую имплантацию ионами азота на структуру и фазовый состав азотированных слоев стали. Показано, что в процессе высокоинтенсивной низкоэнергетической имплантации ионами азота на поверхности стали 40Х формируется азотированный слой толщиной до 200 мкм, представляющий зону внутреннего азотирования следующего фазового состава: твердый раствор азота в феррите, цементит, нитриды железа – ε - Fe_3N и γ' - Fe_4N . При повышении температуры имплантации с 350 до 500°C увеличивается доля низкоазотистого нитрида Fe_4N , что связано с увеличением глубины азотирования и, возможно, с процессом обратной диффузии углерода.

Установлено, что предварительная ультразвуковая финишная обработка интенсифицирует процесс имплантации, увеличивая глубину упрочненного слоя за счет ускоренной диффузии ионов азота по дополнительным дефектам кристаллического строения, и повышая микротвердость азотированного слоя, за счет увеличения доли нитридных фаз.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Лахтин Ю.М., Коган Я.Д., Шпис Г.-И. и др. Теория и технология азотирования. – М.: Металлургия, 1991. – 320 с.
2. Бокштейн С.З. Диффузия и структура металлов. – М.: Металлургия, 1973. – 208 с.
3. Арзамасов Б.Н., Братухин А.Г., Елисеев Ю.С. и др. Ионная химико-термическая обработка сплавов. – М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 1999. – 400 с.
4. Гегузин Я.Е. Диффузионная зона. – М.: Наука, 1979. – 343 с.
5. Лахтин Ю.М., Кальнер В.Д., Седуков В.К. и др. Влияние предварительной холодной деформации на цементацию стали // Металловедение и термообработка металлов. – 1971. – № 12. – С. 22–26.
6. Тиняев В.Г., Назаренко В.Д., Лахник А.М. Особенности формирования диффузионных слоев на сплавах железа после предварительной пластической деформации // Металлофизика и новейшие технологии. – 1996. – Т. 18. – № 2. – С. 45–51.
7. Власов В.М., Жигунов К.В., Иवानькин И.С. и др. Влияние предварительной холодной пластической деформации на кинетику процесса нитротирования теплостойких сталей // Металловедение и термообработка металлов. – 2002. – № 9. – С. 39–41.
8. Исследование износостойкости стали, упрочненной высокоэнергетическими воздействиями / Ж.Г. Ковалевская, В.А. Клименов, И.М. Гончаренко, Н.Н. Коваль, А.И. Толмачев, В.А. Доломанова // Физическая мезомеханика. – 2006. – Т. 9. – Спец. выпуск. – С. 153–156.
9. Фазовые и структурные превращения в материалах на основе железа, подвергнутых низкоэнергетической имплантации азотом при высоких плотностях тока / А.В. Белый, В.А. Кукареко, О.В. Лободаева, С.К. Ших // Физика металлов и металлосведение. – 1995. – Т. 80. – Вып. 6. – С. 82–95.
10. Белый А.В., Кукареко В.А., Патеюк А. Инженерия поверхностей конструкционных материалов концентрированными потоками ионов азота. – Минск: Белорусская наука, 2007. – 244 с.
11. Белый А.В., Кукареко В.А., Лободаева О.В. и др. Ионно-лучевая обработка металлов, сплавов и керамических материалов. – Минск: Изд-во Физико-технического института НАНБ, 1998. – 220 с.
12. Ковалевская Ж.Г., Уваркин П.В., Толмачев А.И. Исследование влияния дефектов точения на формирование микрорельефа поверхности стали при ультразвуковой финишной обработке // Обработка металлов. – 2012. – № 1. – С. 14–18.
13. Бекренев А.Н., Эпштейн Г.Н. Последеформационные процессы высокоскоростного нагружения. – М.: Металлургия, 1992. – 159 с.
14. Белый А.В. Высокоинтенсивная низкоэнергетическая имплантация ионов азота // Физическая мезомеханика. – 2002. – Т. 5. – № 1. – С. 95.
15. Чаттерджи-Фишер Р., Эйзелл Ф.-В. и др. Азотирование и карбонитрование / под ред. А.В. Супова. – М.: Металлургия, 1990. – 280 с.
16. Клименов В.А., Нехорошков О.Н., Уваркин П.В. и др. Структура, фазовый состав и свойства стали 60, подвергнутой ультразвуковой финишной обработке // Физическая мезомеханика. – 2006. – Т. 9. – Спец. выпуск. – С. 173–176.
17. Ковалевская Ж.Г., Иванов Ю.Ф., Перевалова О.Б. и др. Исследование микроструктуры поверхностных слоев малоуглеродистой стали после точения и ультразвуковой финишной обработки // Физика металлов и металлосведение. – 2013. – Т. 114. – № 1. – С. 47–60.
18. Клименов В.А., Ковалевская Ж.Г., Перевалова О.Б. и др. Влияние ультразвуковой обработки поверхности стали 40Х13 на микроструктуру азотированного слоя, сформированного при высокоинтенсивной низкоэнергетической имплантации ионами азота // Физика металлов и металлосведение. – 2006. – Т. 102. – № 6. – С. 621–629.
19. Мазанко В.Ф., Богданов Е.И., Мордюк Б.Н. и др. Особенности структурных изменений и диффузионного перераспределения атомов в стали 20 при ультразвуковой обработке // Металлофизика новейших технологий. – 2007. – № 3. – С. 305–315.
20. Апасов А.М., Апасов А.А., Козлов Э.В. Разрушение нитроцементованной стали // Известия Томского политехнического университета. – 2013. – Т. 323. – № 2. – С. 72–76.
21. Белоус В.А., Носов Г.И. Ионное азотирование сталей в дуговом разряде низкого давления // Технология машиностроения. – 2004. – № 3. – С. 35–39.
22. Лахтин Ю.М., Коган Я.Д. Внутреннее азотирование металлов и сплавов // Металловедение и термообработка металлов. – 1974. – № 3. – С. 20–28.

Поступила 31.10.2013 г.

UDC 669–179: 539.4.016

FEATURES OF FORMATION OF LAYERS NITRIDED IN PLASTICALLY DEFORMED STEEL 40X TREATED WITH INTENSIVE NITROGEN ION FLUXES

Zhanna G. Kovalevskaya,

Cand. Sc., National Research Tomsk Polytechnic University, Russia, 634050, Tomsk, Lenin avenue, 30, Institute of Strength Physics and Materials Science Siberian Branch of Russian Academy of Sciences, Russia, 634021, Tomsk, pr. Akademicheskii, 2/4. E-mail: kovalevskaya@ispms.tsc.ru

Vlavimir A. Kukareko,

Dr. Sc., State Scientific Institution Physical-Technical Institute of National Academy of Sciences of Belarus, Republic of Belarus, 220072, Minsk, Akademicheskaya street, 12. E-mail: v_kukareko@mail.ru

Hardened layers on the surface of the steel 40X were obtained by combination of ultrasonic finishing treatment and high-intensity low-energy ion implantation of nitrogen ions. Using the optical metallography, X-ray diffraction and durometry methods the authors have studied the features of the structure and properties of surface layers. It is shown that nitride layer is formed on steel surface at implantation. This layer is a zone of internal nitriding; its phase composition is determined by the temperature of the implantation and by technique of surface pretreatment. The increase of nitriding temperature results in rising the nitriding phase in steel surface layer. Ultrasonic finishing treatment intensifies nitrogen ion implantation increasing the depth of the hardened layer by forming large number of crystal defects in the structure and improving micro-hardness by increasing the proportion of nitride phases.

Key words:

Ultrasonic finishing treatment, nitrogen ion implantation, structure, phase analysis, hardening.

REFERENCES

1. Lakhtin Yu.M., Kogan Ya.D., Shpis G.-I. *Teoriya i tekhnologiya azotirovaniya* [Theory and technology of nitriding]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1991. 320 p.
2. Bokshteyn S.Z. *Diffuziya i struktura metallov* [Diffusion and structure of metals]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1973. 208 p.
3. Arzamasov B.N., Bratukhin A.G., Eliseev Yu.S. *Ionnaya khimiko-termicheskaya obrabotka splavov* [Ion chemical thermal treatment of alloys]. Moscow, MGTU im. N.E. Bauman Publ., 1999. 400 p.
4. Geguzin Ya.E. *Diffuzionnaya zona* [Diffusion zone]. Moscow, Nauka Publ., 1979. 343 p.
5. Lakhtin Yu.M., Kalner V.D., Sedukov V.K. Vliyanie predvaritel'noy kholodnoy deformatsii na tsementatsiyu stali [Effect of prior cold deformation on steel carburizing]. *Metal Science and Heat Treatment*, 1971, no.12, pp. 22–26.
6. Tinyaev V.G., Nazarenko V.D., Lakhnik A.M. Osobennosti formirovaniya diffuzionnykh sloev na splavakh zheleza posle predvaritel'noy plasticheskoy deformatsii [Features of formation of diffusion layers on iron alloys after preliminary plastic]. *Physics of Metals and Advanced Technologies*, 1996, no. 2, pp. 45–51.
7. Vlasov V.M., Zhigunov K.V., Ivankin I.S. Vliyanie predvaritel'noy kholodnoy plasticheskoy deformatsii na kinetiku protsessa nikotirovaniya teplostoykikh staley [Effect of prior cold plastic deformation on the kinetics of heat-resistant steel carbonitriding]. *Metal Science and Heat Treatment*, 2002, no. 9, pp. 39–41.
8. Kovalevskaya Zh.G., Klimenov V.A., Goncharenko I.M., Koval N.N., Tolmachev A.I., Dolomanova V.A. Issledovanie iznosostoykosti stali, uprochnennoy vysokoenergeticheskimi vozdeystviyami [Study of wear resistance of steel, reinforced by high impacts]. *Physical Mesomechanics*, 2006, vol. 9, Special Issue, pp. 153–156.
9. Bely A.V., Kukareko V.A., Lobodaeva O.V., Shikh S.K. Fazovye i strukturnye prevrasheniya v materialakh na osnove zheleza, podvergnutykh nizkoenergeticheskoy implantatsii azotom pri vysokikh plotnostyakh toka [Phase and structural changes in iron based materials exposed to low energy nitrogen implantation at high current densities]. *The Physics of Metals and Metallography*, 1995, vol. 80, no. 6, pp. 82–95.
10. Bely A.V., Kukareko V.A., Pateyuk A. *Inzheneriya poverkhnoy konstruktsionnykh materialov kontsentriruyemykh potokami ionov azota* [Engineering of of structural material surfaces by concentrated flows of nitrogen ions]. Minsk, Belorusskaya nauka Publ., 2007. 244 p.
11. Bely A.V., Kukareko V.A., Lobodaeva O.V. *Ionno-luchevaya obrabotka metallov, splavov i keramicheskikh materialov* [Ion-beam processing of metals, alloys and ceramic materials]. Minsk, Publ. house of Fiziko-tehnicheskiiy institut NANB, 1998. 220 p.
12. Kovalevskaya Zh.G., Uvarin P.V., Tolmachev A.I. Issledovanie vliyaniya defektov tocheniya na formirovanie mikrorel'efa poverkhnosti stali pri ultrazvukovoy finishnoy obrabotke [Studying turning defect influence on formation of steel surface microrelief at ultrasonic finishing]. *Obrabotka metallov – Metal Working*, 2012, no.1, pp. 14–18.
13. Bekrenev A.N., Epshteyn G.N. *Posledeformatsionnye protsessy vysokoskorostnogo nagruzheniya* [Processes after high strain loading]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1992. 159 p.
14. Bely A.V. Vysokointensivnaya nizkoenergeticheskaya implantatsiya ionov azota [High-intensity low-energy nitrogen ion implantation]. *Physical Mesomechanics*, 2002, vol. 5, no. 1, pp. 95.
15. Chatterdzh-Fisher R., Eyzell F.-V. *Azotirovanie i karbonitirovanie* [Nitriding and carbonitriding]. Ed. by Supov A.V. Moscow, Metallurgiya Publ., 1990. 280 p.
16. Klimenov V.A., Nehoroshkov O.N., Uvarin P.V. Struktura, fazovy sostav i svoystva stali 60, podvergnutoy ultrazvukovoy finishnoy obrabotke [Structure, phase composition and properties of steel 60 subjected to ultrasonic treatment]. *Physical Mesomechanics*, 2006, vol. 9, Special Iss., pp.173–176.
17. Kovalevskaya Zh.G., Ivanov Yu.F., Perevalova O.B. Issledovanie mikrostruktury poverkhnostnykh sloev malouglerodistoy stali posle tocheniya i ultrazvukovoy finishnoy obrabotki [The microstructure of the surface layers of mild steel after turning and ul-

- trasonic treatment]. *The Physics of Metals and Metallography*, 2013, vol. 114, no. 1, pp. 47–60.
18. Klimenov V.A., Kovalevskaya Zh.G., Perevalova O.B. Vliyanie ultrazvukovoy obrabotki poverkhnosti stali 40H13 na mikrostrukturu azotirovannogo sloya, sformirovannogo pri vysokointensivnoy nizkoenergeticheskoy implantatsii ionami azota [Effect of ultrasonic treatment of steel 40X13 surface on microstructure of the nitrided layer formed at high-intensity low-energy nitrogen ion implantation]. *The Physics of Metals and Metallography*, 2006, vol. 102, no. 6, pp. 621–629.
 19. Mazanko V.F., Bogdanov E.I., Mordyuk B.N. Osobennosti strukturnykh izmeneniy i diffuzionnogo pereraspredeleniya atomov v stali 20 pri ultrazvukovoy obrabotke [Features of structural changes and diffusion redistribution of atoms in the steel 20 by ultrasonic treatment]. *Physics of Metals and Advanced Technologies*, 2007, no. 3, pp. 305–315.
 20. Apasov A.M., Apasov A.A., Kozlov E.V. Razrushenie nitrotsementovannoy stali [Destruction of carbonitrided steel]. *Bulletin of the Tomsk Polytechnic University*, 2013, vol. 323, no. 2, pp. 72–76.
 21. Belous V.A., Nosov G.I. Ionnoe azotirovanie staley v dugovom razryade nizkogo davleniya [Steel ion nitriding in low-pressure arc discharge]. *Tekhnologiya mashinostroeniya – Engineering Technology*, 2004, no. 3, pp. 35–39.
 22. Lakhtin Yu.M., Kogan Ya.D. Vnutrennee azotirovanie metallov i splavov [Internal nitriding of metals and alloys]. *Metal Science and Heat Treatment*, 1974, no. 3, pp. 20–28.

УДК 539.25

НОВЫЕ АКУСТИЧЕСКИЕ ЭФФЕКТЫ, ВОЗНИКАЮЩИЕ ПРИ РАСПРОСТРАНЕНИИ ВОЛН В СРЕДАХ КЛИНОВИДНОЙ ФОРМЫ

Толипов Хорис Борисович,

канд. техн. наук, доцент кафедры общей и экспериментальной физики
Южноуральского государственного университета, Россия, 454080,
г. Челябинск, проспект Ленина, 76. E-mail: thb@susu.ac.ru

Исследования распространения волн в упругой клиновидной пластине выявили вблизи ребра новые акустические эффекты, неизвестные в технической литературе. При движении поверхностной волны в этой области происходит непрерывная перестройка акустического поля и излучение объемных волн. С приближением к ребру скорость поверхностной волны падает до нуля, но в обратном направлении волна набирает скорость. Все это свидетельствует о новом физическом явлении: обратная волна в клиновидной пластине возникает не за счет отражения от ребра в классическом понимании, а вследствие сжатия волнового потока. Возникающая при наложении падающих и обратных колебаний стоячая неоднородная волна формируется из возмущений малой амплитуды. Вдоль ребра клина возникает волновое движение оригинальной физической природы.

Ключевые слова:

Неоднородная волна, интерференция, клиновидная пластина, волновое поле, теория упругости.

Введение

Как показали исследования [1–3], движение поверхностной волны в клиновидной пластине сопровождается принципиально новыми эффектами. Так, например, при движении волны Рэлея в некоторой малой области, прилегающей к ребру, имеет место потеря ее устойчивости (стационарности). При этом возникает особый тип поверхностной волны, сопровождающийся в ходе движения непрерывной перестройкой акустического поля и излучением объемных волн.

Причина этого феномена кроется в том, что при движении поверхностной волны изменяются условия распространения: смещения частиц среды в какой-то момент времени начинают достигать противоположной грани клина, ведущей к расщеплению движущейся волны на независимые поверхностную и объемную компоненты. Энергия поверхностной волны в ходе движения начинает уменьшаться, т. к. объемные волны, непрерывно оттекающие с поверхности вглубь среды, уносят с собой часть энергии. Эти эффекты в конечном итоге приводят к расщеплению волны

Рэлея на независимые симметричную и антисимметричную моды. Исследование поверхностной волны в клиновидной пластине состояло из двух этапов. Вначале рассматривалась эволюция поверхностной волны, движущейся перпендикулярно ребру клина [2–6], а затем движение волны вдоль ребра [7].

Решение первой задачи

Система уравнений волновой динамики обычно выводится из закона сохранения энергии без учета процессов диссипации. При распространении малых возмущений в клиновидной пластине энергия движущейся поверхностной волны не остается постоянной, а монотонно уменьшается за счет непрерывного оттока в объемные волны.

В рамках плосковолновой модели был рассмотрен подход, позволяющий приближенно оценить эволюцию движущейся поверхностной волны. В цилиндрической системе координат, позволяющей разбить векторное уравнение Ламе для каждого из волновых потенциалов, стандартные уравнения динамики имеют вид: