УДК 669-179: 539.4.016

# ИССЛЕДОВАНИЕ СТРОЕНИЯ И ФАЗОВОГО СОСТАВА Азотированных слоев мартенситной стали, полученных ультразвуковым выглаживанием и ионной имплантацией

Ж.Г. КОВАЛЕВСКАЯ, канд. техн. наук, доцент (ТПУ, г. Томск), ведущий инженер (ИФПМ СО РАН, г. Томск) В.А. КУКАРЕКО, доктор физ.-мат. наук (ГНУ ОИМ НАН Беларуси, г. Минск)

> Поступила 25 октября 2013 Рецензирование 10 ноября 2013 Принята к печати 14 ноября 2013

Ковалевская Ж.Г. – 634021, г. Томск, пр. Академический, 2/4, нститут физики прочности и материаловедения СО РАН, e-mail: kovalevskaya@ispms.tsc.ru

Методами оптической металлографии, рентгеноструктурного анализа и дюрометрии, исследованы особенности формирования строения и фазового состава азотированных слоев стали 40Х13, полученных высокоинтенсивной низкоэнергетической имплантацией ионов азота, а также комбинированным воздействием ультразвукового выглаживания и имплантации. Показано, что при ионной имплантации азота в стали 40X13 формируется поверхностный упрочненный азотированный слой. Строение и фазовый состав этого слоя зависят от температуры имплантации и исходного структурного состояния. В случае имплантации при 350 °C азотированный слой представляет диффузионную зону, содержащую азотистый мартенсит и частицы нитридов. В результате имплантации с температурой 400 °С азотированный слой состоит из нитридной и диффузионной зоны. При имплантации с температурой 450 и 500 °C в азотированном слое наряду с нитридами железа образуется нитрид хрома. В этом случае имплантированный слой имеет следующее строение. Верхний слой – это нитридный слой с максимально высокими значениями микротвердости до 19 000 МПа. Затем идет зона внутреннего азотирования второго рода с высокими значениями микротвердости до 15 000 МПа. Далее находится зона внутреннего азотирования первого рода с микротвердостью, которая плавно снижается до 4500 МПа. Высокотемпературная имплантация приводит к выделению в азотированном слое преимущественно частиц нитрида хрома. Комбинированная обработка стали, включающая последовательное ультразвуковое выглаживание поверхности и имплантацию, обеспечивает во всем исследованном интервале температур формирование азотированных слоев большей глубины. Это обусловлено интенсификацией диффузионных процессов за счет предварительной модификации поверхностного слоя стали.

Ключевые слова: ультразвуковое выглаживание, высокоинтенсивная низкоэнергетическая имплантация ионов азота, азотированный слой, фазовый состав, микротвердость.

### Введение

Для создания на поверхности стальных деталей упрочненных слоев используют различные технологии азотирования [1]. Глубина азотированного слоя, его фазовый состав и свойства в значительной степени определяются скоростью протекания диффузионного насыщения поверхностных слоев материалов атомами внедрения. Поскольку диффузия является структурночувствительным процессом [2], увеличение концентрации дефектов кристаллического строения в поверхностном слое стали способствует изменению кинетики процесса ее насыщения азотом и увеличению глубины азотированного слоя. Одним из современных методов интенсификации ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

CM

процессов азотирования является использование технологий ионного азотирования. В частности, процессы ионно-лучевого азотирования сопровождаются генерированием в поверхностных слоях облучаемого материала большого количества радиационных дефектов кристаллической решетки (вакансий, междоузельных атомов), что обеспечивает радиационное стимулирование процессов диффузии [3, 4]. С другой стороны, известным способом ускорения процессов диффузионного насыщения в материалах является их предварительная поверхностная пластическая деформация и, в частности, деформация в ультразвуковом поле [5]. При пластической деформации с одновременным ультразвуковым воздействием на металл наблюдаются характерные особенности формирования дефектов структуры, связанные с поглощением дислокациями энергии ультразвуковой волны. Данное явление увеличивает подвижность и плотность дислокаций, а также инициирует процессы динамической полигонизации, приводящей к образованию в поверхностных слоях дислокационных субструктур [5], способных изменить характер развития последующей пластической деформации [6]. При этом ускорение диффузии в процессе насыщения модифицированных ультразвуковой обработкой слоев может обеспечиваться, в первую очередь, появлением дополнительного числа «дислокационных трубок», по которым осуществляется перемещение атомов диффундирующего элемента [7], а также формированием малоугловых дислокационных границ, где перемещение атомов внедрения также значительно ускоряется [8]. Кроме того, неконсервативное движение дислокаций при пластической деформации с одновременным ультразвуковым воздействием также приводит к образованию избыточной концентрации вакансий и стойких конфигураций вакансионных групп. Подобные несовершенства кристаллической решетки способны сохраняться длительное время и наряду с дислокациями интенсифицировать диффузионные процессы в металлах [9].

В связи с этим значительный интерес представляет изучение особенностей формирования структуры, фазового состава и дюрометрических свойств материалов, подвергнутых комбинированному воздействию ультразвукового поверхностного пластического деформирования и ионно-лучевого азотирования. В особенности перспективно использование указанной комбинированной технологии для обработки высоколегированных хромистых сталей.

### Материал и методика исследования

Исследования проводились на цилиндрических образцах высотой 6 мм и диаметром 10 мм, изготовленных из стали мартенситного класса 40Х13. Предварительная термообработка стали заключалась в закалке от 1050 °С в масло с последующим отпуском при 600 °С в течение двух часов и охлаждении на воздухе. Далее одна часть образцов обрабатывалась методом поверхностного ультразвукового выглаживания по методике [10] на установке, разработанной в Институте физики прочности и материаловедения СО РАН. Вторая часть образцов подвергалась высокоинтенсивной низкоэнергетической имплантации ионами азота (метод ионно-лучевого азотирования [3]) на установке, разработанной в Физикотехническом институте НАН Беларуси, по методике, описанной в [11]. Третья часть образцов подвергалась комбинированной обработке обоими методами: ультразвуковому выглаживанию и имплантации. Образцы имплантировались ионами азота при температурах 350, 400, 450, 500 °С. Время облучения составляло два часа.

Особенности формирования структуры и фазового состав азотированных слоев исследовались с помощью оптической металлографии и дюрометрического анализа на приборе «Nano Hardness Tester». За глубину азотирования принимался слой, на границе которого значение твердости на 500 единиц выше твердости исходного материала [12]. Рентгеноструктурный анализ (РСА) проводился на дифрактометре ДРОН-2,0 в монохроматизированном СоК<sub>а</sub>-излучении. Глубина проникновения рентгеновского излучения составляла около 20...25 мкм. Получаемые данные рентгеноструктурного анализа давали интегральную оценку фазового состава слоя указанной глубины.

## Результаты исследования и их обсуждение

В исходном состоянии после высокого отпуска сталь 40Х13 имеет структуру отпущенного мартенсита с твердостью 4450 МПа и содержит основную фазу α-Fe и включения карбида Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub>.

В результате ультразвуковой обработки по данным оптической металлографии и дюрометрического анализа на поверхности стали формируется модифицированный слой глубиной около 10 мкм. Изменение фазового состава стали при этом не происходит. Вместе с тем регистрируется частичное растворение карбида Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub> и увеличение параметра кристаллической решетки α-Fe за счет перехода в решетку матричной α-фазы атомов углерода и хрома. Кроме того, уширение рентгеновских дифракционных линий от α-Fe указывает на увеличение плотности дислокаций и фрагментацию микроструктуры. Это подтверждают результаты просвечивающей электронной микроскопии – в исходных мартенситных кристаллах формируется субмикрокристаллическая субзеренная структура, повышается плотность дислокаций [13]. Ультразвуковое модифицирование структуры поверхностного слоя стали приводит к увеличению значений микротвердости на поверхности с 4450 до 5930 МПа.

В процессе имплантации стали ионами азота во всем исследуемом интервале температур на поверхности образцов формируется азотированный слой, глубина и микротвердость которого зависят от структурного состояния поверхностного слоя и температуры ионно-лучевой обработки. По результатам оптической металлографии после ионно-лучевой обработки при температурах 350 и 400 °C азотированный слой на поверхности четко не выявляется (рис. 1, a,  $\delta$ ). Вместе с тем данные распределения значений микротвердости по глубине поверхностного слоя показали наличие достаточно глубокой упрочненной зоны (рис. 2, a,  $\delta$ ). В частности, после имплантации с температурой 350 °C глубина азотированного слоя составляет около 15 мкм, а в случае комбинированного воздействия – около 30 мкм.

С помощью РСА установлено, что в обоих случаях существенно изменяется фазовый состав поверхностного слоя стали (рис. 3, *a*, *б*). Кроме основной фазы  $\alpha$ -Fe и карбида хрома  $Cr_{23}C_6$  в слое регистрируется наличие  $\alpha_N$ - азотистого мартенсита, а также нитридов железа  $\alpha''$ -(Fe,Cr)<sub>8</sub>N и  $\epsilon$ -(Fe,Cr)<sub>3</sub>N.

Подобный фазовый состав характерен для диффузионной зоны азотированного слоя высокохромистых мартенситных сталей, сформированного при низких температурах ионного азотирования [14]. При этом регистрируется экспоненциальный характер распределения значений микротвердости по глубине азотированного слоя, что характерно для зоны внутреннего азотирования первого рода [12].



*Рис. 1.* Оптические изображения микроструктуры стали 40Х13 после ионной имплантации азотом (*a*, *b*, *d*) и комбинированной обработки, включающей ультразвуковое выглаживание и имплантацию (*б*, *c*, *e*) при температуре: *a*, *б* – 350 °C; *b*, *c* – 450 °C; *d*, *e* – 500 °C



Рис. 2. Распределение микротвердости по глубине упрочненного слоя стали 40Х13 после ультразвукового выглаживания (график -**■**-); ионной имплантации (график -○-) и комбинированной обработки, включающей ультразвуковое выглаживание и имплантацию (график -□-) при температурах: *a* - 350 °C; *б* - 400 °C; *в* - 450 °C; *г* - 500 °C (отрезками обозначены: I – зона внутреннего азотирования первого рода; II – зона внутреннего азотирования второго рода)

После имплантации с температурой 400 °С значительно увеличивается микротвердость поверхностного слоя образцов (рис. 2, б). В частности, ионно-лучевое азотирование приводит к росту микротвердости стали до 1520 МПа, а в результате комбинированного воздействия – до 1800 МПа. Общая глубина азотированного слоя в обоих случаях имеет близкие значения и составляет около 23 и 27 мкм соответственно. Значительное повышение микротвердости на поверхности образцов свидетельствует о формировании в азотированном слое нитридной зоны, имеющей высокую микротвердость. Высокая микротвердость нитридов железа обусловлена значительной концентрацией в них атомов хрома. Увеличение доли нитридных фаз подтверждает PCA. Фазовый состав слоя включает в себя нитриды  $\varepsilon$ -(Fe,Cr)<sub>3</sub>N,  $\gamma'$ -(Fe,Cr)<sub>4</sub>N и  $\alpha''$ -(Fe,Cr)<sub>8</sub>N (рис. 3, *в*, *г*), а также азотистый мартенсит, который располагается в глубине азотированного слоя – в зоне внутреннего азотирования. При этом на рентгеновских дифрактограммах сохраняются рефлексы от основной  $\alpha$ -фазы. Необходимо отметить, что для азотированного слоя



*Рис. 3.* Фрагменты рентгеновских дифрактограмм от поверхностных слоев стали 40Х13 после ионной имплантации (*a*, *b*, *d*, *ж*) и комбинированной обработки, включающей ультразвуковое выглаживание и имплантацию (*б*, *c*, *e*, *s*) при температурах: *a*, *б* – 350 °C; *b*, *c* – 400 °C; *d*, *e* – 450 °C; *ж*, *s* – 500 °C

ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

стали, полученного комбинированным воздействием, характерно более высокое содержание  $\varepsilon$ -нитрида, а также более высокая концентрация азота в  $\alpha$ -фазе. О последнем можно судить по относительно большей величине сдвига дифракционных линий  $\alpha$ -Fe в сторону малых углов дифракции (рис. 3,  $\varepsilon$ ).

Из данных дюрометрии и PCA можно заключить, что при температуре имплантации 400 °C в первую очередь происходит активное формирование нитридной зоны азотированного слоя, состоящего из нитридов  $\varepsilon$ -(Fe,Cr)<sub>3</sub>N,  $\gamma'$ -(Fe,Cr)<sub>4</sub>N. После своего формирования нитридная зона тормозит диффузию ионов азота в глубь материала, что замедляет рост зоны внутреннего азотирования.

В процессе имплантации при температуре 450 °С формируется азотированный слой с повышенной травимостью (рис. 1,  $\epsilon$ ,  $\epsilon$ ). Как видно на металлографических снимках, глубина зоны повышенной травимости больше на образцах, полученных комбинированным воздействием ультразвуковой обработки и имплантации. Та же зависимость наблюдается и на графиках распределения значений микротвердости, а именно глубина азотированного слоя имплантированного образца составляет около 25 мкм, образца с комбинированной обработкой – около 45 мкм (рис. 2,  $\epsilon$ ).

Данные PCA показывают, что в имплантированном при 450 °C слое наряду с нитридами железа и  $\alpha_N$ -азотистым мартенситом образуется также нитрид хрома CrN (рис. 3, *д*, *e*). Формирование данной фазы характерно для имплантации при температурах, превышающих начало диффузионной активности атомов хрома. Предварительная ультразвуковая обработка интенсифицирует процесс диффузии, что приводит к увеличению доли CrN в азотированном слое (рис. 3, *e*).

Характер распределения значений микротвердости по глубине имплантированного слоя показывает, что на поверхности стали формируется тонкий слой нитридов железа, имеющий высокие значения микротвердости (рис. 2, *в*). У имплантированной стали микротвердость на поверхности составляет 18 500 МПа, при комбинированном воздействии – до 19 000 МПа. Далее следует слой, упрочненный мелкодисперсными частицами CrN – зона внутреннего азотирования второго рода. Его глубина при обоих способах обработки приблизительно равна и составляет около 15 мкм. Однако значения микротвердости разные. После имплантации среднее значение микротвердости составляет 13 000 МПа, при комбинированном воздействии – 15 000 МПа. Большее значение микротвердости в случае комбинированной обработки связано с увеличением объемной доли ультрадисперсных выделений нитрида хрома.

За зоной внутреннего азотирования второго рода с постоянными высокими значениями микротвердости следует зона внутреннего азотирования первого рода с плавно снижающимися значениями микротвердости. Причем при комбинированном воздействии значения микротвердости и глубина этой зоны значительно больше. Можно полагать, что данная зона имплантированного слоя характеризуется пониженной концентрацией нитридных частиц вследствие уменьшения содержания азота по глубине слоя.

При обработке стали с нагревом до 500 °С происходит радикальная трансформация фазового состава имплантированного слоя. РСА показывает, что дифракционные линии от  $\alpha$ -Fe сужаются, что свидетельствует о глубоком распаде пересыщенного азотом матричного твердого раствора (рис. 3,  $\mathcal{H}$ , 3). Дифракционные линии  $\varepsilon$ -(Fe,Cr)<sub>3</sub>N и  $\alpha''$ -(Fe,Cr)<sub>8</sub>N исчезают. Интенсивность дифракционной линии CrN значительно возрастает. Выделение в имплантированном слое большого количества мелкодисперсных частиц нитрида хрома подтверждает и интенсивное окрашивание азотированного слоя при травлении (рис. 1,  $\partial$ , e).

Фазовый состав азотированного слоя, полученного комбинированным способом, отличается присутствием нитрида  $\gamma'$ -(Fe,Cr)<sub>4</sub>N (рис. 3, 3). Возможно, это сказывается на значениях микротвердости. По всему сечению азотированного слоя, полученного комбинированным способам, значения микротвердости ниже, чем в имплантированном слое (рис. 2, *г*). На поверхности стали после обработки ионами азота и комбинированной обработки среднее значение микротвердости составляет 19 300 и 17 500 МПа соответственно. В диффузионной зоне первого рода – 15 500 и 13 900 МПа. При этом глубина азотированным способом, значитель-

CM

#### МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

но больше глубины имплантированного слоя. В первом случае она составляет около 70 мкм, во втором – около 45 мкм. В первом случае шире зона внутреннего азотирования как первого, так и второго рода, что свидетельствует о большей диффузионной подвижности ионов азота в поверхностном слое стали, модифицированной ультразвуковой обработкой.

### Выводы

Показано, что при ионной имплантации азота в стали 40Х13 формируется поверхностный упрочненный азотированный слой, строение и фазовый состав которого задаются температурой имплантации и исходным структурным состоянием этого слоя. В случае имплантации при 350 °C азотированный слой представляет диффузионную зону, содержащую азотистый мартенсит и частицы нитридов. В результате имплантации с температурой 400 °С азотированный слой состоит из нитридной и диффузионной зоны. При имплантации с температурой 450 °С и выше за счет повышения диффузионной активности хрома в азотированном слое наряду с нитридами железа образуется нитрид хрома. В этом случае имплантированный слой имеет строение: верхний слой – это нитридный слой с максимально высокими значениями микротвердости (19 000...18 000 МПа), затем идет зона внутреннего азотирования второго рода с высокими значениями микротвердости (15 000... 13 000 МПа), далее находится зона внутреннего азотирования первого рода с микротвердостью, которая плавно снижается до исходных значений микротвердости стали (4500 МПа). Высокотемпературная имплантация приводит к выделению в азотированном слое преимущественно частиц нитрида хрома.

Комбинированная обработка стали, включающая последовательное ультразвуковое выглаживание поверхности и имплантацию, обеспечивает во всем исследованном интервале температур ионного азотирования формирование азотированных слоев большей глубины, что обусловлено интенсификацией диффузионных процессов за счет предварительной модификации поверхностного слоя стали, обеспечивающей увеличение в нем плотности дефектов кристаллического строения.

## ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

CM

### Список литературы

1. *Лахтин Ю.М., Коган Я.Д.* Азотирование стали. – М.: Машиностроение, 1976. – 256 с.

2. Бокштейн С.З. Диффузия и структура металлов. – М.: Металлургия, 1973. – 208 с.

3. Белый А.В., Кукареко В.А., Патеюк А. Инженерия поверхностей конструкционных материалов концентрированными потоками ионов азота. – Минск: Белорусская наука, 2007. – 244 с.

4. Диденко А.Н., Шаркеев Ю.П., Козлов Э.В., Рябчиков А.И. Эффекты дальнодействия в ионноимплантированных металлических материалах. – Томск: Изд-во НТЛ, 2004. – 328 с.

5. Герцрикен Д.С., Мазанко В.Ф., Фальченко В.М. Импульсная обработка и массоперенос в металлах при низких температурах. – Киев: Наукова думка, 1991. – 208 с.

6. Бондарь М.П., Псахье С.Г., Дмитриев А.И., Никонов А.Ю. Об условиях локализации деформации и фрагментации микроструктуры при высокоскоростном нагружении//Физическая мезомеханика. – 2013. – Т. 16. – № 2. – С. 5-13.

7. Биронт В.С. Применение ультразвука при термической обработке металлов. – М.: Металлургия, 1977. – 168 с.

8. Зайт В. Диффузия в металлах / под ред. Б.И. Болтакса. – М.: Изд-во иностранной литературы, 1958. – 381 с.

9. *Кулемин А.В.* Ультразвук и диффузия в металлах. – М.: Металлургия, 1978. – 199 с.

10. 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.

11. Белый А.В. Высокоинтенсивная низкоэнергетическая имплантация ионов азота // Физическая мезомеханика. – 2002. – Т. 5. – № 1. – С. 95–95.

12. Чаттерджи-Фишер Р., Эйзелл Ф.-В., Хоффманн Р., Лидтке Д., Малленер Х., Рембгес В., Шрайнер А., Велкер Г. Азотирование и карбонитрирование / под. ред. А.В. Супова. – М.: Металлургия, 1990. – 280 с.

13. Клименов В.А., Ковалевская Ж.Г., Перевалова О.Б., Иванов Ю.Ф., Кукареко В.А. Влияние ультразвуковой обработки поверхности стали 40Х13 на микроструктуру азотированного слоя, сформированного при высокоинтенсивной низкоэнергетической имплантации ионами азота // Физика металлов и металловедение. – 2006. – Т. 102. – № 6. – 621–629.

14. Белый А.В., Кукареко В.А., Лободаева О.В., Ших С.К. Фазовые и структурные превращения в материалах на основе железа, подвергнутых низкоэнергетической имплантации азотом при высоких плотностях тока // Физика металлов и металловедение. – 1995. – Т. 80. – Вып. 6. – С. 82–95.

№ 4 (61) 2013 25



### Obrabotka metallov

N 4(61), October–December 2013, Pages 19-27

# Investigation of the structure and phase composition of the nitrided layers of martensitic steel produced by ultrasonic burnishing and ion implantation

<sup>1,2</sup>Zh.G. Kovalevskaya, <sup>3</sup>V.A. Kukareko

 <sup>1</sup>National Research Tomsk Polytechnic University, Lenin Avenue, 30, Tomsk, 634050, Russia
<sup>2</sup>Institute of Strength Physics and Materials Science of the Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences, pr. Akademicheskii, 2/4, Tomsk, 634021, Russia
<sup>3</sup>Joint Institute of Mechanical Engineering of the National Academy of Sciences of Belarus, Akademicheskaya str., 12, Minsk, 220072, The Republic of Belarus

E-mail: kovalevskaya@ispms.tsc.ru

Received 25 October 2013 Revised 10 November 2013 Accepted 14 November 2013

### Abstract

The structure and phase composition of the nitrided layers of steel 40X13 received by intensive low-energy ion implantation of nitrogen and combined effect of ultrasonic burnishing and implantation are investigated by optical metallography, X-ray analysis and durometer. It is shown that ion implantation of nitrogen in steel 40X13 forms nitride hardened surface layer. Structure and phase composition of this layer depend on implantation temperature and the initial structure. After implantation at 350 °C nitrided layer is a diffusion zone containing nitrogen martensite and nitride particles. As a result of implantation at temperature 400 °C formed nitride layer consists of nitride and diffusion zone. As a result of implantation at 450 °C and 500 °C chromium nitride is formed as well as iron nitride. The implanted layer has the following structure. The top layer - is the nitride layer with the highest values of microhardness up to 15000 MPa. Then there is a zone of internal nitriding of the second kind with high values of microhardness up to 15000 MPa. Next there is a zone of internal nitriding of the first kind with micro-hardness gradually decreased to 4500 MPa. High implantation leads to the release in the nitride layer, mainly chromium nitride particles. Combined treatment of the steel, including ultrasonic burnishing and implantation, provides over the entire temperature range formation the nitrided layers with greater depth. This is due to the intensification of diffusion processes through the preliminary modification of the surface layer of the steel.

Keywords: ultrasonic burnishing, high-intensity low-energy ion implantation of nitrogen, nitrided layer, phase composition, microhardness.

### References

1. Lahtin Yu.M., Kogan Ya.D. Azotirovanie stali [Nitrided steels]. Moscow, Mashinostroenie, 1976. 256 p.

2. Bokshtejn S.Z. *Diffuzija i struktura metallov* [Diffusion and structure of metals]. Moscow, Metallurgija, 1973. 208 p.

3. Belyj A.V., Kukareko V.A., Patejuk A. *Inzhenerija poverhnostej konstrukcionnyh materialov koncentrirovannymi potokami ionov azota* [Engineering surfaces of structural materials concentrated streams of nitrogen ions]. Minsk, Belorusskaja nauka, 2007. 244 p.

4. Didenko A.N., Sharkeev Yu.P., Kozlov Je.V. Rjabchikov A.I. *Jeffekty dal'nodejstvija v ionno-implantirovannyh metallicheskih materialah* [Long-range effects in ion-implanted metallic materials]. Tomsk, NTL Publ., 2004. 328 p.

CM

5. Gercriken D. S., Mazanko V. F., Fal'chenko V. M. *Impul'snaja obrabotka i massoperenos v metallah pri nizkih temperaturah* [Pulse processing and mass transport in metals at low temperaturahah]. Kiev, Naukova dumka Publ., 1991. 208 p.

6. Bondar' M.P., Psah'e S.G., Dmitriev A.I., Nikonov A.Yu. *Fizicheskaja mezomehanika*, 2013, Vol. 16, no. 2, pp. 5-13.

7. Biront V.S. *Primenenie ul'trazvuka pri termicheskoj obrabotke metallov* [Application of ultrasound during the heat treatment of metals]. Moscow, Metallurgija, 1977. 168 p.

8. Zajt T.V. Diffuzija v metallah [Diffusion in Metals]. Moscow, Publ. inostrannoj literatury, 1958. 381 p.

9. Kulemin A.V. *Ul'trazvuk i diffuzija v metallah* [Ultrasound and Diffusion in Metals]. Moscow, Metallurgija, 1978. 199 p.

10. Kovalevskaya Zh.G., Uvarkin P.V., Tolmachev A.I. Obrabotka metallov (tehnologija, oborudovanie, instrumenty), 2012, no. 1, pp. 14-18.

11. Belyj A.V. Fizicheskaja mezomehanika, 2002, Vol. 5, no. 1, pp. 95-95.

12. Chatterdzhi-Fisher R., Jejzell F.V., Hoffmann R., Lidtke D., Mallener H., Rembges V., Shrajner A., Velker G. *Azotirovanie i karbonitrirovanie* [Nitriding and carbonitriding]. Edited by Supova A.V. Moscow, Metallurgija, 1990. 280 p.

13. Klimenov V.A., Kovalevskaya Zh.G., Perevalova O.B., Ivanov Yu.F., Kukareko V.A. Vlijanie ul'trazvukovoj obrabotki poverhnosti stali 40H13 na mikrostrukturu azotirovannogo sloja, sformirovannogo pri vysokointensivnoj nizkojenergeticheskoj implantacii ionami azota [Effect of ultrasonic surface treatment of steel 40Kh13 on the microstructure of nitrided layer formed by high-intensity low-energy implantation with nitrogen ions]. *Fizika metallov i metallovedenie - The Physics of Metals and Metallography*, 2006, Vol. 102, no. 6, pp. 621-629.

14. Belyj A.V., Kukareko V.A., Lobodaeva O.V., Shih S.K. *Fizika metallov i metallovedenie*, 1995, Vol. 80, Issue 6, pp. 82-95.