

УДК 621.891.2

П.А. ВИТЯЗЬ, д-р техн. наук, акад. НАН Беларуси
начальник отделения технологий машиностроения и металлургии¹

В.Е. ПАНИН, д-р физ.-мат. наук, проф., акад. РАН
заведующий лабораторией физической мезомеханики и неразрушающих методов контроля²
E-mail: paninve@ispms.tsc.ru

В.А. КУКАРЕКО, д-р физ.-мат. наук, проф.
начальник центра структурных исследований и трибо-механических испытаний материалов
и изделий машиностроения коллективного пользования¹
E-mail: v_kukareko@mail.ru

А.Н. ГРИГОРЧИК, канд. техн. наук
старший научный сотрудник¹

А.Г. КОНОНОВ, канд. физ.-мат. наук
старший научный сотрудник¹

Ю.И. ПОЧИВАЛОВ, канд. физ.-мат. наук
ведущий научный сотрудник²
E-mail: pochiv@ispms.tsc.ru

¹Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси, г. Минск, Республика Беларусь

²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск, Россия

Поступила в редакцию 28.06.2017.

УЛЬТРАЗВУКОВОЕ НАНОСТРУКТУРИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ ВЫСОКОХРОМИСТЫХ СТАЛЕЙ И ИХ ТРИБОТЕХНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА В СРЕДЕ СМАЗОЧНОГО МАТЕРИАЛА, МОДИФИЦИРОВАННОГО УЛЬТРАДИСПЕРСНЫМИ УГЛЕРОДСОДЕРЖАЩИМИ ДОБАВКАМИ

Исследовано влияние ультразвуковой обработки (УЗО) поверхностных слоев типичных высокохромистых сталей 40X13 и 12X18H9 на ее структуру, дюрOMETрические и триботехнические свойства. Показано, что УЗО сталей 40X13 приводит к образованию в их поверхностном слое ультрадисперсной структуры с размером субзерен $\approx 25-50$ нм и обеспечивает повышение микротвердости стали в 2–3 раза. Изучены триботехнические свойства наноструктурированной стали 40X13. Установлено, что добавление в жидкий смазочный материал ультрадисперсных углеродсодержащих добавок приводит к ускорению приработки трибосопряжений, снижению интенсивности изнашивания стали 40X13 на 60 %, интенсификации накопления дефектов кристаллической решетки в материалах пары трения, а также сопровождается увеличением микротвердости поверхностных слоев и снижением их шероховатости. Обнаружено, что ультразвуковое наноструктурирование поверхностного слоя стали 40X13 приводит к увеличению ее износостойкости на 20 % при трении в смазке И-20А и на 13 % при трении в среде смазки И-20А, модифицированной частицами УДАГ.

Ключевые слова: высокохромистые стали 40X13 и 12X18H9, ультразвуковая обработка, структура, твердость, триботехнические свойства

Введение. Триботехнические характеристики материалов пар трения в значительной степени обусловлены структурно-фазовым состоянием их поверхностных слоев. В частности, использование различных методов поверхностного пластического деформирования (ППД) приводит к радикальным изменениям атомно-кристаллической структуры поверхностного слоя материалов и сопровождается возрастанием их триботехнических характеристик. Весьма перспективным способом модифицирования поверхностного слоя матери-

алов является их поверхностное пластическое деформирование в ультразвуковом поле [1]. Установлено, что предварительное ППД в ультразвуковом поле сопровождается поглощением дислокациями обрабатываемого материала энергии ультразвуковой волны [1, 2]. Указанное явление увеличивает подвижность и плотность дислокаций, а образование избыточной концентрации вакансий и стойких конфигураций вакансионных групп инициирует процессы динамической полигонизации, приводящей к образованию в поверхностных сло-

Таблица 1 — Химический состав исследуемых сталей

Марка исследуемой стали	Концентрация элементов, мас. %									
	C	Cr	Ni	Ti	Mn	Si	P	S	Cu	Fe
40X13	0,40	12,81	0,26	0,12	0,41	0,60	0,020	0,025	0,11	основа
12X18H9	0,12	19,34	7,79	—	1,64	0,52	0,030	0,020	0,27	основа

ях дислокационных субструктур [1–5]. При этом регистрируется повышение прочностных свойств поверхностного слоя [5, 6]. Вместе с тем роль ультразвуковой обработки материалов в формировании их триботехнических свойств в условиях граничного трения со смазками, содержащими наноразмерные модификаторы, не исследована. В связи с этим значительный интерес представляет изучение закономерностей формирования структуры, фазового состава и дюрометрических свойств высокохромистых сталей с различным исходным структурным состоянием, подвергнутых воздействию ультразвуковой обработки, а также установление влияния УЗО на износостойкость сталей при трении в среде смазок, модифицированных добавками наноразмерных углеродсодержащих частиц.

Задачей данной работы являлось установление влияния ультразвукового наноструктурирования поверхностных слоев типичных высокохромистых сталей 40X13 и 12X18H9 на их структурно-фазовое состояние, а также изучение триботехнических свойств подвергнутой УЗО стали 40X13 в смазочном материале, содержащем добавки наноразмерных углеродсодержащих модификаторов.

Методика эксперимента. В качестве материалов для исследования использовались образцы из стандартной высокохромистой мартенситной стали 40X13 и аустенитной стали 12X18H9 в состоянии поставки (таблица 1). Из листового проката стали 40X13 вырезались пластинчатые образцы размером 75×35×5 мм, которые затем подвергались поверхностной пластической деформации методом ультразвуковой обработки в режиме поверхностного выглаживания [7].

Проводился металлографический и рентгеноструктурный анализ покрытий, а также измерение их твердости и микротвердости.

Металлографические исследования проводились на оптическом микроскопе АЛЬТАМИ МЕТ 1МТ.

Твердость и микротвердость образцов измерялась методом Виккерса на приборе Durascan 20 при нагрузке 10 кг и 10 г.

Рентгеновская съемка осуществлялась на дифрактометре ДРОН-2 в монохроматизированном (CoK_α) излучении. Запись дифракционных линий осуществлялась в режиме сканирования. Шаг сканирования — $0,1^\circ$, время набора импульсов в точке — 10 с. Для расшифровки фазового состава использовалась картотека стандартных спектров PDF2. При обработке данных рентгено-

структурного анализа использовалась программа автоматизированного программного комплекса DiffracPlus EVA и DIFWIN. Запись дифракционных линий осуществлялась в режиме сканирования (по точкам). Шаг сканирования — $0,1^\circ$, время набора импульсов в точке — 15 с.

Изучение топографии поверхности исследуемых образцов после различных методов ППД проводилось методом атомно-силовой микроскопии с использованием микроскопа NT-206.

Триботехнические испытания образцов стали проводились в режиме граничного трения на машине трения АТВП [8]. Испытания осуществлялись по схеме возвратно-поступательного перемещения призматического образца (10×6×5 мм) по пластинчатому контртелу. В качестве контртела использовалась пластина (75×25×5 мм), изготовленная из закаленной высокоуглеродистой стали У8, с твердостью 800 HV 30. Скорость взаимного перемещения образца и контртела составляла $\approx 0,1$ м/с. Номинальная удельная нагрузка составляла 5 МПа. Подготовленные к триботехническим испытаниям поверхности обезжиривались спиртом, ацетоном и высушивались. При испытаниях в условиях граничного трения контактирующие поверхности находились в масляной ванне из смазочного материала И-20А, а также И-20А с добавками 1 и 2,5 масс. % наноразмерных алмазно-графитовых частиц (УДАГ). Общий путь трения при испытаниях оставлял $L \approx 1000$ м. Для определения линейного износа, при трении в среде смазочного материала был использован метод искусственных баз.

Результаты исследования и их обсуждение.

Сталь 40X13. Сталь 40X13 в исходном состоянии поставки (отжиг) имеет твердость 200 HV 10. Структура — высокоотпущенный мартенсит с размером мартенситных игл 10–20 мкм (рисунок 1). Фазовый состав стали α -Fe (рисунок 2 а) с параметром кристаллической решетки $a = 0,28664$ нм

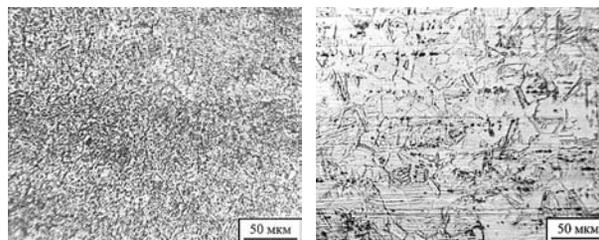


Рисунок 1 — Микроструктура сталей 40X13 (а) и 12X18H9 (б) в исходном состоянии

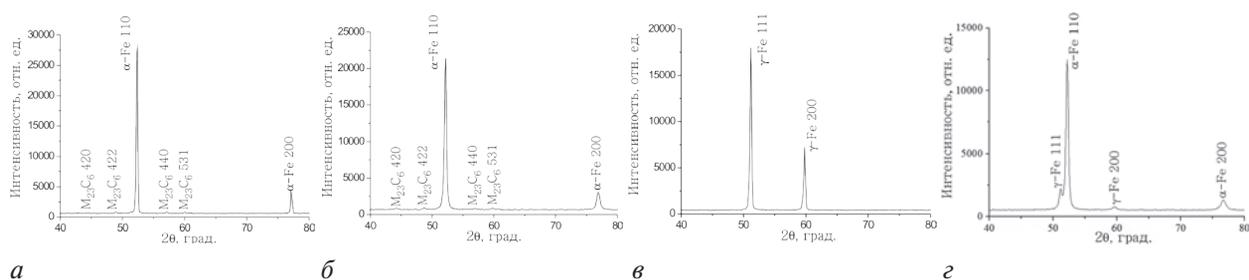


Рисунок 2 — Фрагменты рентгеновских дифрактограмм от поверхностных слоев высокохромистой стали 40X13 (а, б) и 12X18H9 (в, г), подвергнутых различным режимам обработки: исходное состояние — электрополировка (а, в); обработка УЗО (б, г)

(ОЦК кристаллическая решетка, пространственная группа $Im\bar{3}m$, карточка PDF № 06-0696) и карбид $M_{23}C_6$ (ГЦК кристаллическая решетка, $a = 1,06599$ нм, пространственная группа $Fm\bar{3}m$, карточка PDF № 35-0783). Величина физического уширения дифракционных линий 110 и 220 матричной α -фазы стали невелика и составляет $2,0 \times 10^{-3}$ и $3,4 \times 10^{-3}$ рад соответственно. Размер областей когерентного рассеяния для отожженной стали 40X13 составляет 600 нм. В результате механической полировки образца стали 40X13 твердость его поверхностного слоя возрастает до 290–300 HV 0,01. Фазовый состав стали после механической полировки не изменяется. Вместе с тем на рентгеновской дифрактограмме, полученной от поверхностных слоев механически полированной стали, регистрируется существенное увеличение физического уширения дифракционных линий от матричной α -фазы. В частности, величина $\beta_{110} = 3,5 \times 10^{-3}$ и $\beta_{220} = 6,5 \times 10^{-3}$ рад. Анализ рентгеновских данных показал, что указанное возрастание значений β связано с фрагментированием структуры стали — измельчением областей когерентного рассеяния (ОКР). В частности, размер фрагментов и субзерен механически полиро-

ванной стали 40X13 уменьшается в 6 раз и составляет 100 нм.

Ультразвуковая обработка стали 40X13 приводит к образованию деформированного слоя толщиной ≈ 15 – 20 мкм (рисунок 3 а). Микротвердость поверхностного слоя стали возрастает в 2 раза и составляет 410–420 HV 0,01. На поверхности стали регистрируется характерный микрорельеф с впадинами, сформированными деформирующим инструментом (см. рисунок 3 б, в). Величина $R_a = 115$ нм. Физическое уширение рентгеновских дифракционных линий от матричной α -фазы возрастает в 2–3 раза и составляет $\beta_{110} = 6,7 \times 10^{-3}$ и $\beta_{220} = 18,4 \times 10^{-3}$ рад (см. рисунок 2 б). Увеличение физического уширения дифракционных линий связано с диспергированием субзеренной структуры деформированного слоя стали и увеличением содержания в нем дефектов кристаллической решетки. Размер субзерен в поверхностном слое стали 40X13 после УЗО снижается до $D \approx 50$ нм.

Сталь 12X18H9. В исходном состоянии поставки листовая сталь 12X18H9 имеет размер зерна $D = 20$ – 50 мкм, что соответствует 7 баллу по ГОСТ 5639-82 (см. рисунок 1 б). Твердость стали составляет 190 HV 10. Сталь имеет аустенитную структуру (см. рисунок 2 в) с параметром кристаллической решетки $a = 0,35975$ нм. В исходном состоянии после электрополирования стали величина физического уширения дифракционных линий 111 и 222 матричной γ -фазы стали невелика и составляет $2,5 \times 10^{-3}$ и $4,3 \times 10^{-3}$ рад, соответственно. При этом соотношение $\beta_{222} / \beta_{111} = 1,7$, что близко к отношению $\sec\theta_{222} / \sec\theta_{111} = 1,8$. Последнее свидетельствует о том, что физическое уширение линий обусловлено размерами областей когерентного рассеяния и не связано с повышенной плотностью дефектов кристаллической решетки. В результате механической полировки образца аустенитной стали в ее поверхностных слоях происходит фазовое $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение, что сопровождается уменьшением содержания аустенита в поверхностном слое стали до 75 об.% и возрастанием уровня микротвердости до 240 HV 0,01. При этом регистрируется некоторое увеличение физического уширения дифракционных линий. Интересно отметить, что для механически полированной стали 12X18H9 соотношение $\beta_{222} / \beta_{111} = 2,2$, что близко к отношению $\sec\theta_{222} / \sec\theta_{111} = 1,8$. В то же время

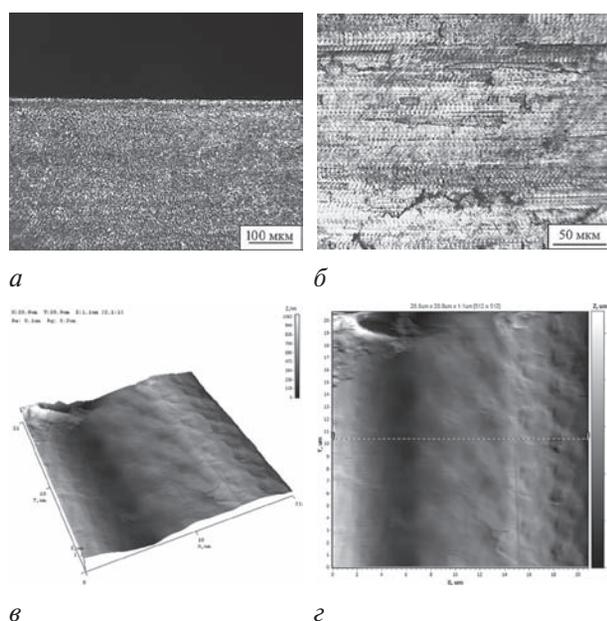


Рисунок 3 — Макроструктура поверхности образца стали 40X13, подвергнутого ультра-звуковой обработке: а, б — оптическая металлография; в, г — атомно-силовая микроскопия

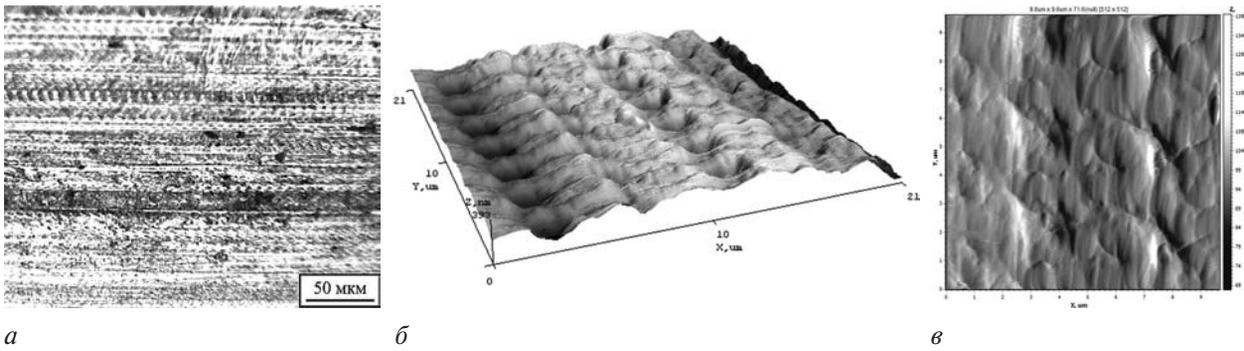


Рисунок 4 — Макроструктура поверхности образца стали 12X18N9, подвергнутой ультразвуковой обработке: а — оптическая металлография; б, в — атомно-силовая микроскопия

для образовавшейся α -фазы величина соотношения $\beta_{220} / \beta_{110} = 4,0$, что соответствует $\text{tg}\theta_{220} / \text{tg}\theta_{110} = 3,8$ и свидетельствует о высокой концентрации дефектов кристаллической решетки (дислокаций, дефектов упаковки, вакансий и т. п.) в образовавшемся мартенсите. Установлено, что механическая полировка стали наряду с увеличением ее микротвердости приводит к уменьшению размера субзерен в 4 раза от 200 нм до 50 нм.

Ультразвуковая обработка аустенитной стали 12X18N9 приводит к деформационно-активированному фазовому $\gamma \rightarrow \alpha$ превращению с образованием в стали большого количества α -фазы (см. рисунок 2 з), а также сильному увеличению микротвердости поверхностного слоя стали примерно в 3 раза (до 610 HV 0,01). При этом содержание γ -фазы снижается до 17 об.%. Результаты оптической металлографии и атомно-силовой микроскопии свидетельствуют о том, что на поверхности образца стали регистрируется образование специфического рельефа, связанного с ударным воздействием инструмента на поверхность образца (рисунок 4). Величина R_a после УЗО составляет 58 нм. Интересно отметить, что ультразвуковая обработка стали приводит к существенному возрастанию физического уширения дифракционных линий γ -фазы до $\beta_{111} = 11,4 \times 10^{-3}$ рад и $\beta_{222} = 32,9 \times 10^{-3}$ рад, соответственно. При этом величина соотношения $\beta_{222} / \beta_{111}$ составляет 2,9, что указывает как на диспергирование субмикроструктурной матричной γ -фазы стали, так и на накопление в ней дефектов кристаллической решетки. Рассчитанный на основании рентгеновских данных размер субзерен γ -фазы после УЗО снижается до $D = 25$ нм. В мартенситной фазе стали содержится большое количество дефектов кристаллической решетки, о чем свидетельствует высокий уровень значений величин физического уширения дифракционных линий, составляющий $\beta_{110} = 8,5 \times 10^{-3}$ рад и $\beta_{220} = 33,5 \times 10^{-3}$ рад, а также величина микротвердости поверхностного слоя.

Триботехнические характеристики стали 40X13.

На рисунке 5 приведены зависимости линейного износа h от пути трения L для образцов стали 40X13, испытанных в условиях граничного трения

со смазками И-20А и И-20А+1% УДАГ при давлении испытаний 5 МПа. Кроме этого, на рисунке приведена зависимость линейного изнашивания для случая испытания в смазке И-20А+2,5% УДАГ. Можно видеть, что образец стали 40X13 в исходном неупрочненном состоянии при испытаниях в среде смазки И-20А характеризуется сравнительно низкой износостойкостью и длительным периодом приработки $L \cong 300$ м (см. рисунок 5, кривая 1). Интенсивность изнашивания стали 40X13 на стадии установившегося трения (путь трения 307–920 м) составляет $I_h = 1,35 \times 10^{-9}$. Значение коэффициента трения составляло $f = 0,13-0,09$. Микротвердость поверхности трения после трибоиспытаний возрастает до 310 HV 0,01. Испытания стали 40X13 в среде смазки, модифицированной 1 % наноразмерных углеродсодержащих частиц, приводит к ускорению периода приработки образца до $L \cong 120$ м (см. рисунок 5, кривая 3), а также к снижению интенсивности изнашивания на стадии установившегося трения приблизительно на 60 % ($I_h = 0,56 \times 10^{-9}$). Значение коэффициента трения составляет $f = 0,13-0,08$. Микротвердость поверхности стали увеличивается до 325 HV 0,01.

Предварительная поверхностная пластическая деформация с наложением ультразвуковых коле-

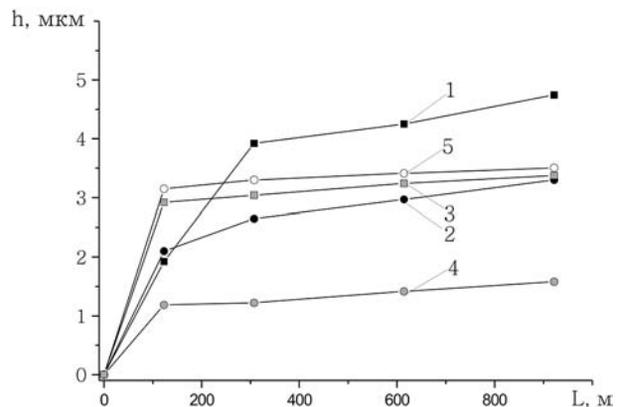


Рисунок 5 — Зависимости линейного износа от пути трения образцов стали 40X13 после различных режимов испытания: 1, 3 — сталь 40X13 в исходном состоянии; 2, 4, 5 — сталь 40X13, обработанная УЗО; 1, 2 — испытания в смазке И-20А; 3, 4 — испытания в смазке И-20А+1% УДАГ; 5 — то же в смазке И-20А+2,5 % УДАГ

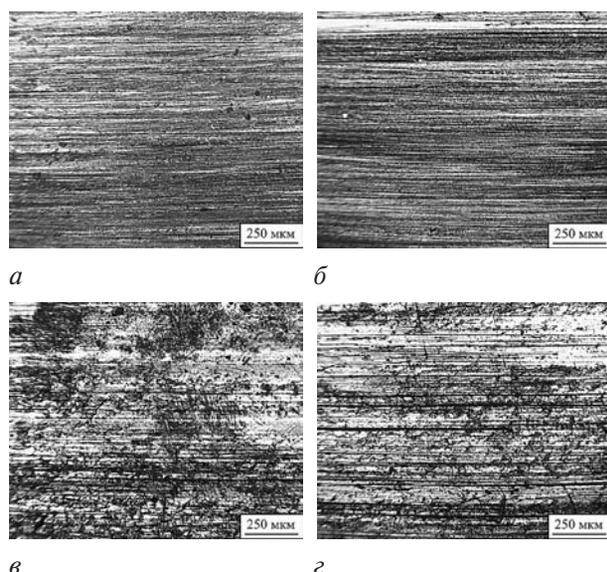


Рисунок 6 — Микрофотографии поверхностей трения образцов стали 40X13 после триботехнических испытаний: а — сталь 40X13 в исходном состоянии (механическая шлифовка) со смазкой И-20А; б — сталь 40X13 в исходном состоянии (механическая шлифовка) со смазкой И-20А+1% УДАГ; в — сталь 40X13, подвергнутая УЗО, со смазкой И-20А; г — сталь 40X13, подвергнутая УЗО, со смазкой И-20А+1% УДАГ

баний образцов стали 40X13 приводит к снижению интенсивности их изнашивания как в случае испытаний в среде смазочного материала И-20А (см. рисунок 5, кривая 2), так и в случае испытаний в среде смазки, модифицированной добавками УДАГ (см. рисунок 5, кривые 4 и 5). Значения коэффициента трения составляет $f = 0,13-0,10$. Необходимо отметить, что добавление в смазочный материал наноразмерных алмазно-графитовых частиц приводит к ускорению периода приработки образцов приблизительно от 300 м (смазка И-20А) до 120 м (смазка И-20А+1...2,5% УДАГ). Значение интенсивности изнашивания для подвергнутой УЗО стали 40X13 при испытаниях в смазке И-20А составляет $I_h = 1,06 \times 10^{-9}$, а в случае испытаний в смазочном материале И-20А+1% УДАГ величина I_h составляет $0,49 \times 10^{-9}$. Таким образом, обработка УЗО приводит к снижению интенсивности изнашивания стали 40X13 приблизительно на 20 % при трении в среде смазки И-20А и примерно на 13 % при трении в среде смазки, модифицированной частицами УДАГ. Величина микротвердости поверхностного слоя составляет 420

и 460 HV 0,01 после испытаний в смазке смазка И-20А и И-20А+1% УДАГ, соответственно. Увеличение содержания УДАГ в смазочном материале приводит к существенному увеличению износа на стадии приработки (см. рисунок 5, кривая 5). В частности, величина h на стадии приработки возрастает с 1,2 мкм до 3,2 мкм (в 2,7 раза) при увеличении содержания наноразмерных алмазно-графитовых частиц в смазочном материале от 1 % до 2,5 %. В то же время величина интенсивности изнашивания на стадии установившегося трения практически не зависит от содержания углеродсодержащих частиц и составляет $I_h = 0,49 \times 10^{-9}$ и $I_h = 0,45 \times 10^{-9}$ после трения в смазке И-20А+1% УДАГ и И-20А+2,5% УДАГ соответственно. Значения коэффициента трения при фрикционном взаимодействии в модифицированной УДАГ смазке составляют $f = 0,12-0,07$.

На рисунке 6 приведены характерные микроструктуры поверхности трения испытываемых образцов стали 40X13 после триботехнических испытаний в различных смазочных материалах. Можно видеть, что добавление частиц УДАГ в смазочный материал приводит к уменьшению шероховатости поверхности трения.

Исследование структурно-фазовых превращений в поверхностных слоях образцов из стали 40X13 в процессе триботехнического взаимодействия проводилось с помощью рентгеноструктурного анализа. В таблице 2 приведены данные по величинам физического уширения дифракционных линий β_{110} и β_{220} для α -фазы образцов стали 40X13 после граничного трения в смазке И-20, модифицированной ультрадисперсными алмазно-графитовыми частицами. Здесь же представлены данные по микротвердости поверхностей трения образцов стали 40X13. Из приведенных в таблице 2 результатов можно заключить, что предварительная ультразвуковая обработка увеличивает плотность дефектов кристаллической решетки в стали 40X13. Использование добавок УДАГ в смазочном материале вызывает дополнительное накопление дефектов кристаллической решетки в поверхностных слоях материала пары трения, что согласуется с данными измерений их микротвердости (см. таблицу 2).

Заключение. Исследовано влияние ультразвукового наноструктурирования поверхностных

Таблица 2 — Микротвердость и физической уширение дифракционных линий α -фазы образцов стали 40X13 после различных режимов трения в смазочном материале И-20А, модифицированном ультрадисперсными алмазно-графитовыми частицами

Сталь	Обработка	Смазка	$\beta_{110}, 10^{-3}$ рад	$\beta_{220}, 10^{-3}$ рад	HV 0,01
40X13	исходное состояние	И-20А	3,1	7,1	310
		И-20А+1% УДАГ	3,2	8,2	330
	УЗО	И-20А	5,0	19,5	420
		И-20А+1% УДАГ	5,0	20,7	460

слоев высокохромистых сталей 40X13 и 12X18H9 на их структурно-фазовое состояние и дюрометрические характеристики. Установлено, что ультразвуковая обработка сталей приводит к увеличению микротвердости их поверхностных слоев в 2–3 раза и измельчению субзеренной структуры до $D = 25\text{--}50$ нм. Исследованы триботехнические характеристики подвергнутой ультразвуковой обработке высокохромистой стали 40X13 при трении в среде смазочного материала И-20А, модифицированного ультрадисперсными углеродсодержащими добавками. Показано, что добавление в жидкий смазочный материал ультрадисперсных углеродсодержащих добавок приводит к ускорению приработки трибосопряжения, снижению интенсивности изнашивания стали 40X13 на 60 %, интенсификации накопления дефектов кристаллической решетки в материалах пары трения, а также сопровождается увеличением микротвердости поверхностных слоев и снижением их шероховатости. Установлено, что предварительное ультразвуковое наноструктурирование стали 40X13 приводит к увеличению ее износостойкости на 20 % при трении в смазке И-20А и на 13 % при трении в среде смазки И-20А, модифицированной частицами УДАГ.

Работа выполнена в рамках проекта БРФФИ - СО РАН № T15CO-050.

Список литературы

1. Марков, Л.И. Ультразвуковая обработка материалов / Л.И. Марков. — М.: Машиностроение, 1980. — 237 с.
2. Воздействие мощного ультразвука на межфазную поверхность металлов / О.В. Абрамов [и др.]. — М.: Наука, 1986. — 277с.
3. Субструктурные и фазовые превращения при ультразвуковой обработке мартенситной стали / В.Е. Панин [и др.] // Физика и химия обработки материалов. — 1993. — № 6. — С.77–83.
4. Структура, фазовый состав и механизмы упрочнения аустенитной стали, подвергнутой ультразвуковой обработке бойками / В.А. Клименов [и др.] // Физика и химия обработки материалов. — 2001. — № 1. — С. 90–97.
5. Панин, В.Е. Наноструктурирование поверхностных слоев и нанесение наноструктурных покрытий / В.Е. Панин, В.П. Сергеев, А.В. Панин. — Томск: Изд-во ТПУ. — 2010. — 286 с.
6. Герцрикен, Д.С. Импульсная обработка и массоперенос в металлах при низких температурах / Д.С. Герцрикен, В.Ф. Мазанко, В.М. Фальченко. — Киев: Наук. думка. — 1991. — 208 с.
7. Мощный ультразвук в металлургии и машиностроении / О.В. Абрамов [и др.]. — М.: Янус-К, 2006. — 687 с.
8. Ионно-модифицированные субмикроструктурные титановые и циркониевые сплавы для медицины и техники / А.Г. Кононов [и др.] // Механика машин, механизмов и материалов. — 2013. — № 1(22). — С. 47–53.

VITYAZ Petr A., D. Sc. in Eng., Academician of NAS of Belarus

Head of the Department of Mechanical Engineering of Technologies and Metallurgy¹

PANIN Victor Ye., D. Sc. in Phys. and Math., Prof., Academician of RAS

Head of the Laboratory of Physical Mesomechanics of Materials and Non-Destructive Testing²

E-mail: paninve@ispms.tsc.ru

KUKAREKO Vladimir A., D. Sc. in Phys. and Math., Prof.

Head of the Center for Structural Research and Tribo-Mechanical Testing of Materials and Engineering Products¹

E-mail: v_kukareko@mail.ru

GRIGORCHIK Aleksandr N., Ph. D. in Eng.

Senior Researcher¹

KONONOV Aleksandr G., Ph. D. in Phys. and Math.

Senior Researcher¹

POCHIVALOV Yuriy I., Ph. D. in Phys. and Math.

Leading Researcher²

E-mail: pochiv@ispms.tsc.ru

¹Joint Institute of Mechanical Engineering of the National Academy of Sciences of Belarus, Minsk, Republic of Belarus

²Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian Branch of Russian Academy of Sciences, Tomsk, Russia

Received 28 June 2017.

ULTRASONIC NANOSTRUCTURING OF SURFACE LAYERS OF HIGH-CHROME STEELS AND THEIR TRIBOTECHNICAL PROPERTIES IN THE LUBRICANT MEDIA MODIFIED WITH ULTRADISPERSED CARBON-CONTAINING ADDITIVES

The influence of ultrasonic treatment of surface layers of steels 40X13 and 12X18H9 on their structure, durometric and tribotechnical properties was studied. It is shown that the ultrasonic treatment of these steels leads to the

formation in their surface layer of an ultrafine structure with a subgrain size of $\approx 25\text{--}50$ nm and provides an increase in the microhardness of steels by the factor of 2–3. It has been established that addition of ultradisperse carbon-containing additives to the liquid lubricant leads to an acceleration of running of tribo-conjugations, a decrease in the wear rate of 40X13 steel by 60 %, an intensification of the accumulation of crystal lattice defects in materials of a friction pair, and is accompanied with an increase in the microhardness of surface layers and a decrease in their roughness. It has been found that ultrasonic nanostructuring of the surface layer of steel 40X13 leads to an increase in its wear resistance by 20 % with friction in the I-20A lubricant and by 12 % in friction in an I-20A lubricant modified by UDAG particles.

Keywords: 40X13 and 12X18N9 high-chromium steels, ultrasonic treatment, structure, hardness, tribotechnical properties

References

1. Markov L.I. *Ultrazvukovaja obrabotka materialov* [Ultrasonic treatment of materials]. Moscow, Mashinostroenie, 1980. 237 p.
2. Abramov O.V., Addkin V.I., Kazantsev V.F. [et al.] *Vozdejstvie moshhnogo ultrazvuka na mezhfaznuju poverhnost metallov* [Effects of powerful ultrasound on the interphase surface of metals]. Moscow, Nauka, 1986. 277 p.
3. Panin V.E., Klimenov V.A., Bezborodov V.P. [et al.] Substrukturnye i fazovye prevrashhenija pri ultrazvukovoj obrabotke martensitnoj stali [Substructure and phase transformations during ultrasonic treatment of martensitic steel]. *Fizika i himija obrabotki materialov* [Physics and Chemistry of Material Processing], 1993, no. 6, pp.77–83.
4. Klimenov V.A., Ivanov Yu.F., Perevalova O.B. [et al.] Struktura, fazovyj sostav i mehanizmy uprochnenija austenitnoj stali, podvergnutoj ultrazvukovoj obrabotke bojkami [Structure, phase composition and mechanisms of hardening of austenitic steel subjected to ultrasonic treatment by strikers]. *Fizika i himija obrabotki materialov* [Physics and Chemistry of Material Processing], 2001, no. 1, pp. 90–97.
5. Panin V.E., Sergeev V.P., Panin A.V. *Nanostrukturirovanie poverhnostnyh sloev i nanesenie nanostrukturnyh pokrytij* [Nanostructuring of surface layers and deposition of nanostructured coatings]. Tomsk, Izdatelstvo TPU, 2010. 286 p.
6. Gertsriken D.S., Mazanko V.F., Falchenko V.M. *Impulsnaja obrabotka i massoperenos v metallah pri nizkih temperaturah* [Impulse treatment and mass transfer in metals at low temperatures]. Kiev, Naukova dumka, 1991. 208 p.
7. Abramov O.V., Abramov V.O., Artemiev V.V., Gradov O.M., Kolomeets N.P., Prikhodko V.M., Eldarkhanov A.S. *Moshhnyj ultrazvuk v metallurgii i mashinostroenii* [Powerful ultrasound in metallurgy and mechanical engineering]. Moscow, Janus-K, 2006. 687 p.
8. Kononov A.G., Kukareko V.A., Bely A.V., Sharkeev Yu.P. Ionno-modificirovannye submikrokristallicheskie titanovye i cirkonievye splavy dlja mediciny i tehniki [Ion-modified submicrocrystalline titanium new and zirconium alloys for medicine and engineering]. *Mehanika mashin, mehanizmov i materialov* [Mechanics of machines, mechanisms and materials], 2013, no. 1(22), pp. 47–53.