

## ВЛИЯНИЕ УПРОЧНЯЮЩЕЙ ФРИКЦИОННОЙ ОБРАБОТКИ НА ОСОБЕННОСТИ ВИХРЕТОКОВОГО КОНТРОЛЯ УСТАЛОСТНОЙ ДЕГРАДАЦИИ МЕТАСТАБИЛЬНОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ ПРИ ГИГАЦИКЛОВОМ КОНТАКТНО-УСТАЛОСТНОМ НАГРУЖЕНИИ

© 2022 г. Р.А. Саврай<sup>1,\*</sup>, Л.Х. Коган<sup>2,\*\*</sup>

<sup>1</sup>Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт машиноведения им. Э.С. Горкунова Уральского отделения Российской академии наук, Россия 620049 Екатеринбург, ул. Комсомольская, 34

<sup>2</sup>Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики металлов им. М.Н. Михеева Уральского отделения Российской академии наук, Россия 620108 Екатеринбург, ул. С. Ковалевской, 18

E-mail: \*ras@imach.uran.ru; \*lhkogan@el.ru

Поступила в редакцию 05.05.2022; после доработки 02.06.2022

Принята к публикации 03.06.2022

Предыдущие исследования показали возможность проведения вихретокового контроля усталостной деградации при контактном нагружении аустенитной стали AISI 321. Однако сталь AISI 321 обладает недостаточно высокой контактной выносливостью в условиях циклического ударного нагружения. Поэтому значительный интерес представляет применение физических методов для неразрушающего контроля усталостной деградации поверхностно-упрочненной аустенитной стали AISI 321, обладающей повышенной контактной выносливостью. Целью работы явилось исследование возможности проведения вихретокового контроля усталостной деградации при контактном нагружении аустенитной стали AISI 321, подвергнутой поверхностной упрочняющей фрикционной обработке. Механические испытания на контактную гигацикловую усталость проводили по схеме пульсирующего ударного контакта «плоскость—плоскость» с ультразвуковой частотой нагружения. Показано, что проведение вихретокового контроля усталостной деградации при контактном нагружении поверхностно-упрочненной стали AISI 321 возможно, однако имеет определенные ограничения вследствие немоного изменения показаний вихретокового прибора  $\alpha$  от числа циклов нагружения. При этом можно контролировать развитие интенсивного разрушения поверхностного слоя стали, которое при данных условиях нагружения наблюдается в диапазоне числа циклов  $3 \times 10^8$  —  $5 \times 10^8$ , учитывая в методике контроля неоднозначный характер зависимостей показаний вихретокового прибора от числа циклов нагружения. Контроль может проводиться путем измерений показаний вихретокового прибора на частотах возбуждения вихретокового преобразователя  $f = 96$ — $124$  кГц. В этом случае в большей степени анализируются поверхностные слои, в которых интенсивно развиваются процессы усталостной деградации, оказывающие влияние на физические характеристики стали. Наибольшее влияние на величину  $\alpha$  оказывает пластическая деформация и разрушение поверхности стали.

*Ключевые слова:* вихретоковый контроль, коррозионноустойчивая аустенитная сталь, фрикционная обработка, градиентный упрочненный слой, структура, контактная усталость, усталостное выкрашивание.

DOI: 10.31857/S013030822208005X, EDN: BQHCPC

### ВВЕДЕНИЕ

Изучение контактной выносливости и разработка способов неразрушающего контроля (НК) усталостной деградации аустенитных хромоникелевых сталей, которые широко используются для изготовления различных элементов конструкций, является актуальной задачей. Данная задача может быть решена с использованием методов вихретокового НК [1]. В частности, была показана возможность проведения вихретокового контроля усталостной деградации при контактном нагружении аустенитной стали AISI 321 [2]. Однако сталь AISI 321 обладает недостаточно высокой контактной выносливостью в условиях циклического ударного нагружения, что проявилось в появлении глубоких и протяженных локализованных выкрошенных участков на поверхности материала [3]. Повышение механических свойств аустенитных нержавеющей сталей достигается за счет использования различных поверхностных модифицирующих обработок [4—17]. При этом отмечается, что для повышения контактной выносливости металлических материалов упрочненный слой должен быть градиентным [18—21]. Эффективным способом формирования градиентного упрочненного слоя на поверхности металлических материалов является фрикционная обработка скользящим индентором [22—26], которая была успешно применена для повышения контактной выносливости стали AISI 321 [22]. В этой связи, значительный интерес представляет применение методов НК для контроля усталостной деградации поверхностно-упрочненной аустенитной стали AISI 321 при контактном нагружении. Цель настоящей работы — исследование возможности проведения вихретокового контроля усталостной деградации при контактном нагружении аустенитной стали

AISI 321, подвергнутой поверхностной упрочняющей фрикционной обработке. Механические испытания на контактную гигацикловую усталость проводили по схеме пульсирующего ударного контакта «плоскость—плоскость» с ультразвуковой частотой нагружения.

### МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

В качестве материала исследования использовали коррозионностойкую аустенитную сталь AISI 321 промышленной плавки, химический состав которой представлен в табл. 1. В состоянии поставки сталь представляла собой прокатанный лист толщиной 10 мм. Образцы для механических испытаний на контактную усталость изготавливали в виде пластин размерами 70×40 мм. Термическую обработку (закалку) подготовленных образцов из стали AISI 321 проводили путем нагрева до температуры 1100 °С, выдержке при этой температуре в течение 40 мин и охлаждения в воду. Поверхность образцов подвергали механическому шлифованию (как описано в [3]) и, дополнительно, электролитическому полированию (как описано в [22]).

Фрикционную обработку поверхности образцов осуществляли в безокислительной среде аргона с обдувом путем прямолинейного скольжения сферического индентора из синтетического алмаза с радиусом сферы 3 мм, при нагрузке  $P = 294$  Н и средней скорости скольжения  $V = 0,01$  м/с. После каждого хода индентора происходила смена направления движения на противоположное с поперечным смещением  $d = 0,02$  мм [22].

Механические испытания на контактную гигацикловую усталость с ультразвуковой частотой нагружения по схеме пульсирующего ударного контакта «плоскость—плоскость» проводили с использованием ультразвуковой установки и специальной оснастки оригинальной конструкции [27] при частоте колебаний индентора  $f = 21$  кГц, амплитуде колебаний индентора  $A = 10$  мкм, постоянной нагрузке на индентор  $P = 170$  Н на базе  $N = 10^9$  циклов нагружения. Индентор цилиндрической формы диаметром 8 мм с плоской торцевой поверхностью изготавливали из твердого сплава марки ВК8 (в мас. %: 92 WC, 8 Co). Подробное описание испытательной установки представлено в [3]. В результате контактно-усталостных испытаний с различным числом циклов нагружения на поверхности образца были сформированы пятна контакта. Дополнительную подготовку поверхности пятен контакта перед последующими исследованиями и измерениями не проводили.

Таблица 1

Химический состав стали AISI 321, мас. %

C	Cr	Ni	Ti	Mn	Si	Mo	Co	Nb	Cu	P	S	Fe
0,05	16,80	8,44	0,33	1,15	0,67	0,26	0,13	0,03	0,31	0,036	0,005	Основа

Структуру стали в поперечном сечении изучали на нетравленном шлифе методом оптической микроскопии с применением микроскопа Neophot-21. Поверхности образцов после фрикционной обработки и пятен контакта после контактно-усталостных испытаний изучали с применением сканирующего электронного микроскопа Tescan VEGA II XMU. Глубину контактных повреждений определяли с помощью оптического профилометра Wyko NT-1100. Рентгеноструктурный фазовый анализ выполняли на дифрактометре Shimadzu XRD-7000 в  $\text{CuK}\alpha$ -излучении до и после контактно-усталостных испытаний.

Измерение электромагнитных параметров выполняли на лабораторном макете вихретокового прибора с использованием дифференциально включенных накладных трансформаторных вихретоковых преобразователей с плоской торцевой поверхностью. Локальность контроля использованного вихретокового преобразователя составляет около 6 мм в диаметре. Определяли показания вихретокового прибора  $\alpha$  при частотах возбуждения преобразователя  $f = 24, 36, 72, 96, 112$  и  $124$  кГц. Величину показаний вихретокового прибора  $\alpha$  находили как среднее арифметическое из 5-6 измерений. Абсолютная погрешность измерений величины  $\alpha$  составила  $\Delta\alpha = \pm 3$  дел. Показания вихретокового прибора  $\alpha$  прямо пропорциональны ЭДС, наведенной в измерительной обмотке вихретокового преобразователя и представляют собой показания в делениях аналогового стрелочного индикатора М265М. Одно деление шкалы индикатора соответствует величине напряжения 0,75 мВ. Подробное описание и схема вихретокового прибора, порядок балансировки схемы измерений и настройки чувствительности, а также схематическое изображение использованного пре-

образователя с указанием размеров обмотки возбуждения и сердечников приведены в [2]. При данной схеме измерений величина  $\alpha = 0$  дел. соответствует стандартному образцу, положительные значения  $\alpha$  свидетельствуют о росте, а отрицательные значения  $\alpha$  свидетельствуют об уменьшении сигнала вихретокового преобразователя.

Определение величины удельного электрического сопротивления  $\rho$  производили косвенным методом с помощью микрометра БСЗ-010-2. При этом на рабочей части образцов, имеющей постоянное поперечное сечение площадью  $S$ , измеряли величину электрического сопротивления  $R$  на участке заданной длины  $L = 22$  мм, после чего удельное электрическое сопротивление рассчитывали по формуле  $\rho = (R \cdot S)/L$ . Расчетную глубину проникновения электромагнитного поля в исследуемые образцы (при ослаблении поля в  $e$  раз) оценивали по формуле  $\delta = 503 \{ \rho / (\mu_i \cdot f) \}^{1/2}$  [28], где  $\rho$  — удельное электрическое сопротивление, Ом·мм<sup>2</sup>/м;  $\mu_i$  — начальная магнитная проницаемость;  $f$  — частота возбуждения вихретокового преобразователя, Гц. При расчете принимали  $\mu_i = 1$  для стали после закалки и  $\mu_i = 208$  для стали после фрикционной обработки [29].

### ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Микроструктура стали AISI 321 после термической обработки является полностью аустенитной с включениями карбида титана TiC [22, 23]. Следует отметить, что неметаллические включения могут образовывать строчечные скопления (рис. 1). Фрикционная обработка приводит к формированию 100% мартенсита деформации на выглаженной поверхности стали (рис. 2), микротвердость которой составила  $780 \pm 30$  HV0.025. При этом общая глубина упрочненного слоя достигает 500 мкм. Шероховатость поверхности стали перед контактно-усталостными испытаниями составила  $Ra = 0,23$  мкм [22].

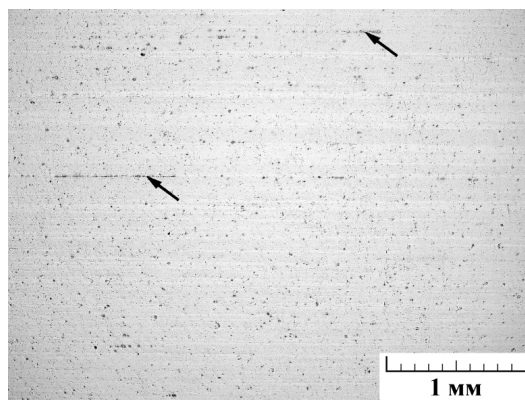


Рис. 1. Неметаллические включения (оптическая микроскопия) в закаленной стали AISI 321. Стрелками обозначены строчечные скопления неметаллических включений.

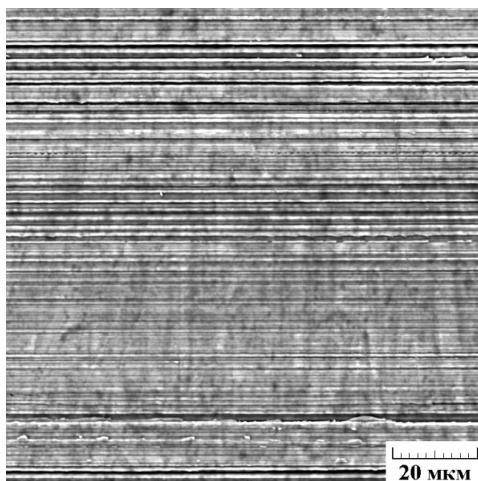


Рис. 2. Вид поверхности (электронная сканирующая микроскопия) стали AISI 321 после фрикционной обработки.

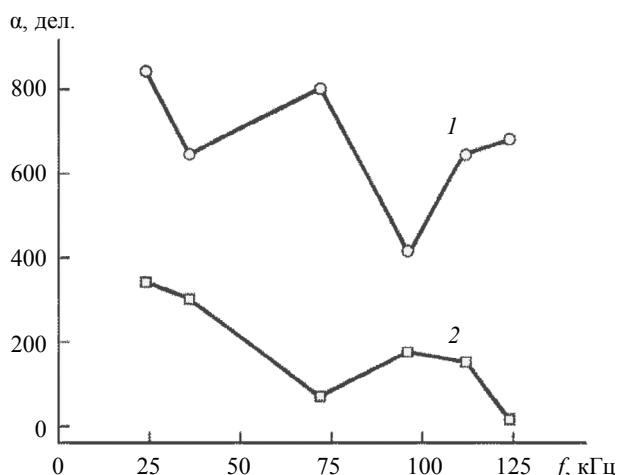


Рис. 3. Влияние частоты возбуждения вихрекового преобразователя  $f$  на показания вихрекового прибора  $\alpha$  при измерении на образцах стали AISI 321 до (1) и после (2) фрикционной обработки.

На рис. 3 представлены результаты измерения вихрековых характеристик стали AISI 321 до и после поверхностной фрикционной обработки при измерении на разных частотах. Из этих данных следует, что в закаленном состоянии показания вихрекового прибора  $\alpha$  не являются монотонными, что можно было бы ожидать в результате объемной термической обработки. Это обусловлено тем, что прокатная сталь имеет ярко выраженную полосчатую структуру, которая частично сохраняется после закалки. При этом в структуре можно наблюдать чередующиеся полосы зерен аустенита с меньшим или большим количеством включений (см. рис. 1).

Механизм влияния неметаллических включений на вихрековые характеристики обусловлен тем, что включения повышают удельное электросопротивление стали AISI 321. Показания вихрекового прибора являются комплексным параметром и определяются значениями начальной магнитной проницаемости  $\mu_i$  и удельного электрического сопротивления  $\rho$  объекта измерения при заданной частоте возбуждения  $f$  вихрекового преобразователя  $\alpha \sim \{f/(\mu_i \cdot \rho)\}^{1/2}$  [30]. Поэтому рост электросопротивления должен приводить к снижению величины  $\alpha$ . Поскольку глубина проникновения электромагнитного поля  $\delta$  зависит от частоты возбуждения  $f$  вихрекового преобразователя (чем больше  $f$ , тем меньше  $\delta$ ) [28], то для каждого значения частоты в анализируемом объеме материала может находиться разное количество включений. В табл. 2 приведена глубина проникновения электромагнитного поля в образцы закаленной стали AISI 321 с полностью аустенитной структурой, рассчитанная с учетом экспериментально определенного значения  $\rho$ , которое составило  $0,6955 \text{ Ом} \cdot \text{мм}^2/\text{м}$ . Видно, что на различных частотах глубина  $\delta$  существенно отличается, при этом на максимальной использованной частоте  $f = 124 \text{ кГц}$  величина  $\delta$  в 2,3 раза меньше, чем на минимальной частоте  $f = 24 \text{ кГц}$ .

Таблица 2

Расчетная глубина  $\delta$  проникновения электромагнитного поля в образцы стали AISI 321 до и после фрикционной обработки (ФО) в зависимости от частоты возбуждения  $f$  вихрекового преобразователя

$f$ , кГц		24	36	72	96	112	124
$\delta$ , мм	Без ФО	2,710	2,213	1,565	1,355	1,255	1,192
	После ФО	0,188	0,153	0,108	0,094	0,087	0,083

Фрикционная обработка оказывает сильное влияние на показания вихрекового прибора  $\alpha$  (см. рис. 3, кривая 2). Для всех используемых частот вихрекового преобразователя величина  $\alpha$  после фрикционной обработки ниже, чем после закалки (см. рис. 3, кривая 1). При этом на минимальной использованной частоте  $f = 24 \text{ кГц}$  показания вихрекового прибора составляют  $\alpha = 342$  дел. Увеличение частоты  $f$  от 24 до 72 кГц сопровождается снижением величины  $\alpha$  до

значения 70 дел. С увеличением частоты  $f$  от 72 до 96 кГц наблюдается резкий рост величины  $\alpha$  до 176 дел. Дальнейшее увеличение частоты  $f$  от 96 до 124 кГц сопровождается сначала плавным, а затем более интенсивным снижением показаний вихретокового прибора вплоть до  $\alpha = 16$  дел.

Отмеченное немонотонное изменение показаний вихретокового прибора в зависимости от частоты возбуждения вихретокового преобразователя при измерении на образцах поверхностно-упрочненной стали AISI 321 (см. рис. 3, кривая 2) может быть обусловлено конкурирующим влиянием степени деформации и количества мартенсита деформации на величину магнитной проницаемости стали. При этом, с одной стороны, образование ферромагнитной  $\alpha'$ -фазы (мартенсита деформации) должно приводить к росту начальной магнитной проницаемости и снижению показаний вихретокового прибора. С другой стороны, исследование влияния фрикционной обработки на магнитные и электромагнитные характеристики отожженной стали Ст3 показало, что фрикционная обработка приводит к уменьшению начальной магнитной проницаемости и росту удельного электросопротивления стали. Важно подчеркнуть, что влияние фрикционной обработки на начальную магнитную проницаемость существенно более сильное, чем на электросопротивление [29]. Снижение магнитной проницаемости стали в результате упрочняющей фрикционной обработки связано с сильным диспергированием структуры поверхностного слоя, резким увеличением в нем плотности дислокаций [29], вызывающим рост уровня микронапряжений и их градиентов. Это приводит к увеличению значений критических полей взаимодействия доменных границ с дефектами, границами зерен и фрагментов, и, соответственно, затруднению процессов перемагничивания [31, 32].

Величина степени деформации и количество мартенсита деформации в поверхностных слоях стали AISI 321, подвергнутой фрикционной обработке, неодинаковы на различной глубине. Исследование фазового состава и остаточных напряжений (табл. 3) показало, что на поверхности стали AISI 321 после фрикционной обработки содержание мартенсита деформации составило 100 об. % при максимальном уровне остаточных сжимающих напряжений. На глубине до 50 мкм количество мартенсита деформации изменяется несущественно, тогда как уровень остаточных напряжений резко снижается. На глубине от 50 до 100 мкм наблюдается резкое снижение количества мартенсита деформации. При этом в указанном интервале глубин сохраняется достаточно высокий уровень остаточных напряжений (см. табл. 3). В табл. 2 для различных частот возбуждения вихретокового преобразователя также приведена глубина проникновения электромагнитного поля в образцы поверхностно-упрочненной стали AISI 321. Отметим, что из-за градиентного характера упрочненного поверхностного слоя, глубина проникновения электромагнитного поля может быть оценена только приблизительно. Тем не менее из данных, представленных в табл. 2, видно, что при частотах возбуждения преобразователя  $f = 24$ —124 кГц глубина проникновения электромагнитного поля составляет  $\delta = 0,188$ —0,083 мкм. Именно в этом диапазоне глубин наблюдается существенное изменение структурного состояния поверхностного слоя стали AISI 321, подвергнутой фрикционной обработке (см. табл. 3). Таким образом, наблюдаемое снижение величины  $\alpha$  с увеличением частоты  $f$  от 24 до 72 кГц можно объяснить постепенным увеличением количества мартенсита деформации в зоне контроля. Резкий рост величины  $\alpha$  с увеличением частоты  $f$  от 72 до 96 кГц обусловлен возросшим влиянием остаточных напряжений. Снижение показаний вихретокового прибора при дальнейшем увеличении частоты  $f$  от 96 до 124 кГц обусловлено дополнительным увеличением количества мартенсита деформации в зоне контроля, который, в свою очередь, компенсирует влияние остаточных напряжений.

Таблица 3

Объемная доля  $\alpha'$ -фазы  $V_{\alpha'}$  и остаточные напряжения в  $\alpha'$ -фазе  $\sigma_{\alpha'}$  и  $\gamma$ -фазе  $\sigma_{\gamma}$  на различной глубине от поверхности  $h$  в поверхностном слое стали AISI 321 после фрикционной обработки

$h$ , мкм	0	21	51	89	96	105	160	240	340
$V_{\alpha'}$ , об. %	100	100	88	53	26	14	5	0	0
$\sigma_{\alpha'}$ , МПа	-539	-135	-128	-102	-	-	-	-	-
$\sigma_{\gamma}$ , МПа	-	-	-	-	-41	-64	34	-	-6

Исследование пятен контакта методами сканирующей электронной микроскопии (рис. 4) показало, что в зоне воздействия плоской торцевой поверхности индентора (центральная зона)

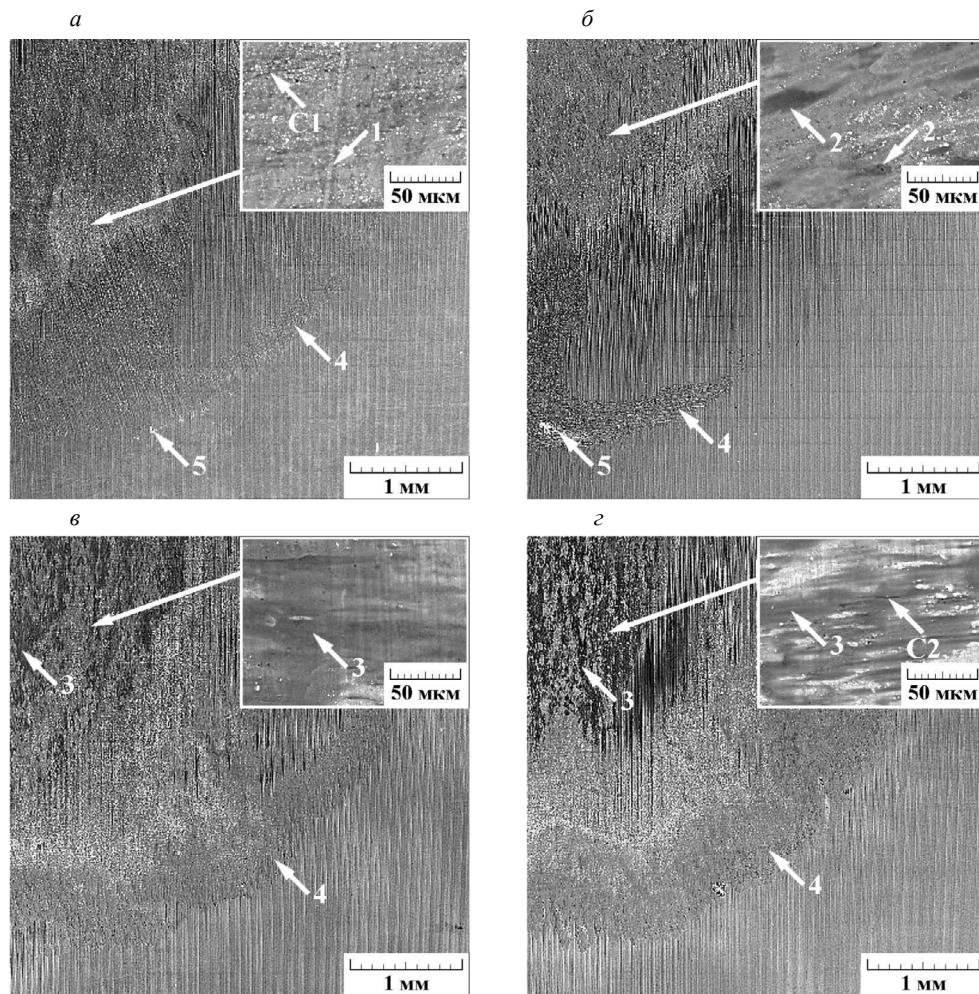


Рис. 4. Пятна контакта (электронная сканирующая микроскопия) после контактно-усталостных испытаний поверхностно-упрочненной стали AISI 321 с числом циклов нагружения  $N = 10^8$  (а),  $5 \times 10^8$  (б),  $8 \times 10^8$  (в) и  $10^9$  (г). Стрелками 1 обозначены следы поверхностного пластического деформирования; 2 — участки равномерного выкрашивания; 3 — протяженные локализованные выкрошенные участки; 4 — кольцеобразный след пластического деформирования; 5 — частично соединенные между собой разрушенные участки; C1, C2 — трещины.

при числе циклов нагружения  $10^8$  на поверхности стали подвергнутой фрикционной обработке, наблюдаются следы деформационного воздействия (обозначены стрелкой 1 на рис. 4а) и трещины (обозначены стрелкой C1 на рис. 4а). Следовательно, уже на данной стадии нагружения начинается разрушение поверхностного слоя стали. С увеличением числа циклов контактного нагружения до  $3 \times 10^8$  на поверхности стали появляются отдельные выкрошенные участки, а при числе циклов нагружения  $5 \times 10^8$  наблюдается равномерное выкрашивание поверхностного слоя стали (обозначены стрелками 2 на рис. 4б), свидетельствующее о продолжающемся разрушении поверхностного слоя в результате механического воздействия индентора. Нагружение до  $8 \times 10^8$ — $1 \times 10^9$  циклов приводит к появлению протяженных выкрошенных участков (обозначены стрелками 3 на рис. 4в, г). На поверхности нижележащих слоев вновь формируются трещины (обозначены стрелкой C2 на рис. 4г). Однако глубина контактных повреждений при этом составляет 1–2 мкм [22] и существенно меньше, чем толщина упрочненного фрикционной обработкой поверхностного слоя (порядка 500 мкм) и глубина контактных повреждений (около 20 мкм) после ударного контактно-усталостного нагружения неупрочненной стали AISI 321 [3]. Следовательно, после  $10^9$  циклов контактного нагружения, разрушению подвергся не весь упрочненный слой, а только его тонкая поверхностная часть.

В зоне воздействия на образец края индентора (периферийная зона) при числе циклов нагружения  $10^8$  на поверхности стали виден слабо выраженный кольцеобразный (по форме индентора)

след пластического деформирования (обозначен стрелками 4 на рис. 4). С увеличением числа циклов контактного нагружения вплоть до  $10^9$  этот кольцеобразный след становится более выраженным (см. рис. 4). При числе циклов нагружения  $1 \times 10^8$ — $5 \times 10^8$  в зоне воздействия периферийной части индентора также наблюдаются разрушенные участки, которые частично соединены между собой (обозначены стрелками 5 на рис. 4а, б). Однако площадь этих участков относительно небольшая, и они не образуют на поверхности такую кольцеобразную зону разрушения, как после ударного контактно-усталостного нагружения неупрочненной стали AISI 321 [3]. Кроме того, дальнейшее нагружение до  $8 \times 10^8$ — $1 \times 10^9$  циклов не сопровождается появлением таких разрушенных участков (см. рис. 4в, з). Появление этих разрушенных участков связано с дефектами упрочненного поверхностного слоя, в частности скоплениями пор, и концентрацией напряжений в периферийной зоне пятен контакта [22].

Результаты дюрOMETрического исследования показали, что с увеличением числа циклов нагружения до  $5 \times 10^8$  наблюдается рост значений микротвердости от 780 HV<sub>0,025</sub> (микротвердость упрочненного поверхностного слоя перед нагружением) до 1010 HV<sub>0,025</sub>, то есть имеет место дополнительное упрочнение поверхностного слоя. Наиболее вероятными механизмами упрочнения являются диспергирование структуры вплоть до нанокристаллического состояния и рост плотности дислокаций. Таким образом, начальная стадия процесса усталостного выкрашивания поверхностного слоя стали (см. рис. 4б) сопровождается ростом микротвердости. Это свидетельствует о том, что разрушение происходит после того, как произошло дополнительное упрочнение, и выкрашиванию подвергаются в первую очередь те участки поверхности, твердость которых достигла максимально возможных значений, и они исчерпали свой запас пластичности в данных условиях нагружения. При увеличении числа циклов от  $5 \times 10^8$  до  $10^9$  наблюдается снижение значений микротвердости до величины 800 HV<sub>0,025</sub>, что свидетельствует о развитии процессов разрушения (см. рис. 4в, з).

На рис. 5 представлены зависимости показаний вихретокового прибора от числа циклов нагружения, измеренные на пятнах контакта после контактно-усталостных испытаний стали AISI 321,

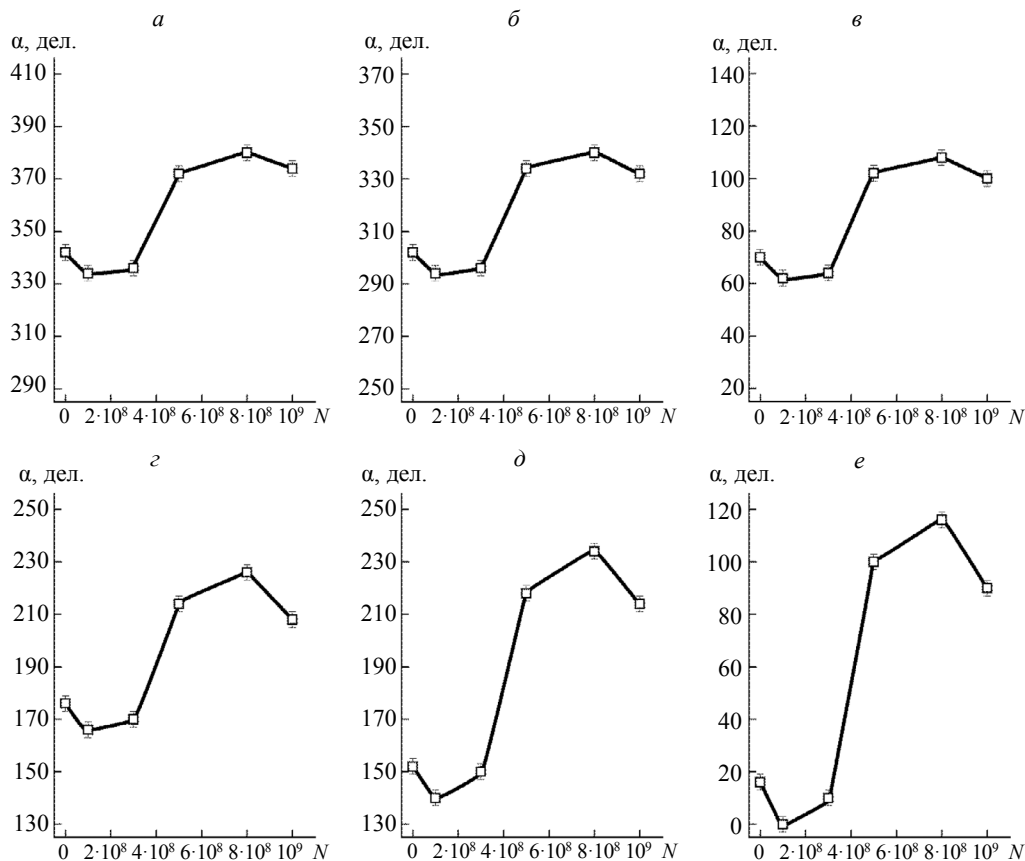


Рис. 5. Зависимости показаний вихретокового прибора  $\alpha$  на частоте  $f = 24$  кГц (а), 36 кГц (б), 72 кГц (в), 96 кГц (г), 112 кГц (д) и 124 кГц (е) от числа циклов нагружения  $N$ , измеренные на пятнах контакта после контактно-усталостных испытаний поверхностно-упрочненной стали AISI 321.

подвергнутой поверхностной упрочняющей фрикционной обработке. Видно, что у поверхностно-упрочненной стали AISI 321 для всех частот возбуждения вихретокового преобразователя зависимости показаний вихретокового прибора от числа циклов нагружения носят качественно одинаковый характер, при котором показания вихретокового прибора  $\alpha$  сначала снижаются до  $10^8$  циклов нагружения. С увеличением числа циклов нагружения до  $3 \times 10^8$  наблюдается незначительный рост величины  $\alpha$ , который сменяется ее резким ростом при нагружении до  $5 \times 10^8$  циклов. Дальнейшее нагружение до  $8 \times 10^8$  циклов приводит к замедлению роста величины  $\alpha$ , а при нагружении в диапазоне от  $8 \times 10^8$  до  $10^9$  циклов вновь наблюдается снижение показаний вихретокового прибора  $\alpha$ . При этом, на максимальной использованной частоте  $f = 124$  кГц рассматриваемая зависимость является наиболее выраженной (см. рис. 5e). Это свидетельствует о том, что в поверхностных слоях более интенсивно развиваются процессы усталостной деградации, влияющие на физические характеристики стали, поскольку глубина проникновения электромагнитного поля  $\delta$  зависит от частоты (чем больше  $f$ , тем меньше  $\delta$ ) [28].

Наблюдаемое снижение показаний вихретокового прибора  $\alpha$  у поверхностно-упрочненной стали AISI 321 при увеличении числа циклов нагружения до  $10^8$  (см. рис. 5) обусловлено появлением трещин в поверхностном слое (см. рис. 4a), которое приводит к росту электросопротивления содержащего трещины поверхностного слоя [33]. При увеличении числа циклов до  $3 \times 10^8$  —  $5 \times 10^8$  наблюдаемый рост величины  $\alpha$  у поверхностно-упрочненной стали AISI 321 совпадает с развитием выкрашивания поверхностного слоя стали (см. рис. 4б) и, по-видимому, обусловлен диспергированием структуры в процессе контактно-усталостного нагружения и соответствующим уменьшением начальной магнитной проницаемости. Замедление роста величины  $\alpha$  при увеличении числа циклов до  $8 \times 10^8$  совпадает с появлением протяженных выкрошенных участков (см. рис. 4в). Как было отмечено выше, разрушению поверхностного слоя предшествует его упрочнение. Поэтому отдельные участки поверхности продолжают упрочняться, однако по мере развития разрушения, таких участков становится меньше, и их вклад в уменьшение начальной магнитной проницаемости также снижается. Дальнейшее нагружение до  $10^9$  циклов вновь сопровождается снижением показаний вихретокового прибора  $\alpha$  (см. рис. 5). Это обусловлено наблюдаемым разрушением тонкого (1-2 мкм) поверхностного слоя и формированием трещин на поверхности нижележащих слоев (см. рис. 4г). Отметим, что величина  $\alpha$  хотя и несколько снизилась, однако не достигла своих значений перед испытаниями. Можно ожидать, что при контактно-усталостных испытаниях в результате интенсивного ударного воздействия индентора структурные изменения происходят на глубине, превышающей толщину разрушившегося поверхностного слоя. Соответственно, показания вихретокового прибора  $\alpha$  также изменяются (см. рис. 5).

Таким образом, используя амплитудный метод вихретокового НК, можно контролировать процесс усталостной деградации при гигацикловой контактной усталости поверхностно-упрочненной стали AISI 321. Зависимости показаний вихретокового прибора имеют немонотонный характер (см. рис. 5), однако можно контролировать развитие интенсивного разрушения поверхностного слоя стали. Контроль может проводиться путем измерений показаний вихретокового прибора на частотах возбуждения вихретокового преобразователя  $f = 96$ — $124$  кГц. В этом случае в большей степени анализируются поверхностные слои, в которых интенсивно развиваются процессы усталостной деградации, оказывающие влияние на физические характеристики стали.

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Исследована возможность проведения вихретокового контроля усталостной деградации при контактном нагружении аустенитной стали AISI 321, подвергнутой поверхностной упрочняющей фрикционной обработке. Механические испытания на контактную гигацикловую усталость проводили по схеме пульсирующего ударного контакта «плоскость-плоскость» с ультразвуковой частотой нагружения. Показано, что проведение вихретокового контроля усталостной деградации при контактном нагружении поверхностно-упрочненной стали AISI 321 возможно, однако имеет определенные ограничения вследствие немонотонного изменения показаний вихретокового прибора  $\alpha$  от числа циклов нагружения. При этом можно контролировать развитие интенсивного разрушения поверхностного слоя стали, которое при данных условиях нагружения наблюдается в диапазоне числе циклов  $3 \times 10^8$  —  $5 \times 10^8$ , учитывая в методике контроля неоднозначный характер зависимости показаний вихретокового прибора от числа циклов нагружения. Контроль может проводиться путем измерений показаний вихретокового прибора на частотах возбуждения вихретокового преобразователя  $f = 96$ — $124$  кГц. В этом случае в большей степени анализируются поверхностные слои, в которых интенсивно развиваются процессы усталостной деградации, оказывающие влия-



ние на физические характеристики стали. Наибольшее влияние на величину  $\alpha$  оказывает пластическая деформация и разрушение поверхности стали. Полученные результаты могут быть использованы для разработки методик оценки степени усталостной деградации и остаточного ресурса поверхностно-упрочненных изделий из аустенитных сталей, подвергающихся в процессе эксплуатации контактно-усталостному нагружению, а также методик оценки структурной однородности упрочненных поверхностных слоев.

Работа выполнена в рамках государственных заданий ИМАШ УрО РАН по теме № АААА-А18-118020790147-4 и ИФМ УрО РАН по теме «Диагностика», № АААА-А18-118020690196-3. Электронная сканирующая микроскопия и механические испытания выполнены в ЦКП «Пластометрия» ИМАШ УрО РАН. Авторы выражают благодарность Ю.М. Колобылину за участие в экспериментальных исследованиях.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Бакунов А.С., Мужуцкий В.Ф., Шубочкин С.Е. Современное решение задач вихретоковой структуроскопии // Дефектоскопия. 2004. № 5. С. 79—84.
2. Savrai R.A., Kogan L.Kh. Eddy Current Testing of Fatigue Degradation of Metastable Austenitic Steel under Gigacycle Contact-Fatigue Loading // Russian Journal of Nondestructive Testing. 2021. V. 57. No. 5. P. 393—400. [Саврай Р.А., Коган Л.Х. Вихретоковый контроль усталостной деградации метастабильной аустенитной стали при гигацикловом контактно-усталостном нагружении // Дефектоскопия. 2021. № 5. С. 56—63.]
3. Savrai R.A., Makarov A.V., Osintseva A.L., Malygina I.Yu. Estimating the contact endurance of the AISI 321 stainless steel under contact gigacycle fatigue tests // Journal of Materials Engineering and Performance. 2018. V. 27. Is. 2. P. 601—611.
4. Tsay L.W., Liu Y.C., Lin D.-Y., Young M.C. The use of laser surface-annealed treatment to retard fatigue crack growth of austenitic stainless steel // Materials Science and Engineering A. 2004. V. 384. Is. 1—2. P. 177—183.
5. Tokaji K., Kohyama K., Akita M. Fatigue behaviour and fracture mechanism of a 316 stainless steel hardened by carburizing // International Journal of Fatigue. 2004. V. 26. P. 543—551.
6. Ceschini L., Minak G. Fatigue behaviour of low temperature carburized AISI 316L austenitic stainless steel // Surface and Coatings Technology. 2008. V. 202. Is. 9. P. 1778—1784.
7. Stinville J.C., Villechaise P., Templier C., Riviere J.P., Drouet M. Plasma nitriding of 316L austenitic stainless steel: Experimental investigation of fatigue life and surface evolution // Surface and Coatings Technology. 2010. V. 204. Is. 12—13. P. 1947—1951.
8. Kikuchi S., Nakahara Y., Komotori J. Fatigue properties of gas nitrided austenitic stainless steel pre-treated with fine particle peening // International Journal of Fatigue. 2010. V. 32. P. 403—410.
9. Celik O., Baydogan M., Atar E., Sabri Kayali E., Cimenoglu H. Fatigue performance of low temperature nitrided AISI 321 grade austenitic stainless steel // Materials Science and Engineering: A. 2013. V. 565. P. 38—43.
10. Hsu J.-P., Wang D., Kahn H., Ernst F., Michal G.M., Heuer A.H. Fatigue crack growth in interstitially hardened AISI 316L stainless steel // International Journal of Fatigue. 2013. V. 47. P. 100—105.
11. Peng Y., Liu Z., Chen C., Gong J., Somers M.A.J. Effect of low-temperature surface hardening by carburization on the fatigue behavior of AISI 316L austenitic stainless steel // Materials Science and Engineering A. 2020. V. 769. 138524. P. 1—9.
12. Muñoz-Cubillos J., Coronado J.J., Rodríguez S.A. Deep rolling effect on fatigue behavior of austenitic stainless steels // International Journal of Fatigue. 2017. V. 95. P. 120—131.
13. Lei Y.B., Wang Z.B., Xu J.L., Lu K. Simultaneous enhancement of stress- and strain-controlled fatigue properties in 316L stainless steel with gradient nanostructure // Acta Materialia. 2019. V. 168. P. 133—142.
14. Spadaro L., Hereñú S., Strubbia R., Gómez Rosas G., Bolmaro R., Rubio González C. Effects of laser shock processing and shot peening on 253 MA austenitic stainless steel and their consequences on fatigue properties // Optics and Laser Technology. 2020. V. 122. 105892. P. 1—8.
15. Carneiro L., Wang X., Jiang Y. Cyclic deformation and fatigue behavior of 316L stainless steel processed by surface mechanical rolling treatment // International Journal of Fatigue. 2020. V. 134. 105469. P. 1—11.
16. Ho H.S., Zhou W.L., Li Y., Liu K.K., Zhang E. Low-cycle fatigue behavior of austenitic stainless steels with gradient structured surface layer // International Journal of Fatigue. 2020. V. 134. 105481. P. 1—9.

17. Yang S., Zeng W., Yang J. Characterization of shot peening properties and modelling on the fatigue performance of 304 austenitic stainless steel // *International Journal of Fatigue*. 2020. V. 137. 105621. P. 1—10.
18. Walvekar A.A., Sadeghi F. Rolling contact fatigue of case carburized steels // *International Journal of Fatigue*. 2017. V. 95. P. 264—281.
19. Li W., Liu B. Experimental investigation on the effect of shot peening on contact fatigue strength for carburized and quenched gears // *International Journal of Fatigue*. 2018. V. 106. P. 103—113.
20. Cao Z., Liu T., Yu F., Cao W., Zhang X., Weng Y. Carburization induced extra-long rolling contact fatigue life of high carbon bearing steel // *International Journal of Fatigue*. 2020. V. 131. 105351. P. 1—6.
21. Paladugu M., Scott Hyde R. Material composition and heat treatment related influences in resisting rolling contact fatigue under WEC damage conditions // *International Journal of Fatigue*. 2020. V. 134. 105476. P. 1—9.
22. Savrai R.A., Osintseva A.L. Effect of hardened surface layer obtained by frictional treatment on the contact endurance of the AISI 321 stainless steel under contact gigacycle fatigue tests // *Materials Science and Engineering: A*. 2021. V. 802. 140679. P. 1—10.
23. Savrai R.A., Makarov A.V., Malygina I.Yu., Rogovaya S.A., Osintseva A.L. Improving the strength of the AISI 321 austenitic stainless steel by frictional treatment // *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*. 2017. Is. 5. P. 43—62. <https://doi.org/10.17804/2410-9908.2017.5.043-062>
24. Deng S.Q., Godfrey A., Liu W., Zhang C.L. Microstructural evolution of pure copper subjected to friction sliding deformation at room temperature // *Materials Science and Engineering: A*. 2015. V. 639. P. 448—455.
25. Narkevich N.A., Shulepov I.A., Mironov Yu.P. Structure, mechanical, and tribotechnical properties of an austenitic nitrogen steel after frictional treatment // *The Physics of Metals and Metallography*. 2017. V. 118. Is. 4. P. 399—406.
26. Savrai R.A., Makarov A.V., Malygina I.Yu., Volkova E.G. Effect of nanostructuring frictional treatment on the properties of high-carbon pearlitic steel. Part I: microstructure and surface properties // *Materials Science and Engineering: A*. 2018. V. 734. P. 506—512.
27. Патент РФ № 162959. Устройство для контактно-усталостных испытаний образцов материалов / Р.А. Саврай, А.В. Макаров // БИМП. 2016. № 19.
28. Дорофеев А.Л. Индукционная структуроскопия. М.: Энергия, 1973. 176 с.
29. Макаров А.В., Саврай Р.А., Горкунов Э.С., Мальгина И.Ю., Коган Л.Х., Поздеева Н.А., Колобылин Ю.М. Влияние упрочняющей фрикционной обработки на особенности магнитного и вихретокового контроля отожженной конструкционной стали, подвергнутой циклическому нагружению // *Дефектоскопия*. 2008. № 7. С. 74—92.
30. Дякин В.В., Сандовский В.А. Теория и расчет накладных вихретоковых преобразователей. М.: Наука, 1981. 136 с.
31. Михеев М.Н., Горкунов Э.С. Магнитные методы структурного анализа и неразрушающего контроля. М.: Наука, 1993. 252 с.
32. Jiles D.C. The effect of compressive plastic deformation on the magnetic properties of AISI 4130 steels with various microstructures // *Journal of Physics D: Applied Physics*. 1988. V. 21. No. 7. P. 1196—1204.
33. Макаров А.В., Горкунов Э.С., Саврай Р.А., Коган Л.Х., Юровских А.С., Колобылин Ю.М., Мальгина И.Ю., Давыдова Н.А. Влияние комбинированной деформационно-термической обработки на особенности электромагнитного контроля усталостной деградации закаленной конструкционной стали // *Дефектоскопия*. 2013. № 12. С. 22—40.