

УДК 620.193:620.197

А. М. СМЫСЛОВ, К. С. СЕЛИВАНОВ

**ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ МЕТОДЫ ДИФФУЗИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ,  
ПОВЫШАЮЩИЕ ФРЕТТИНГ-СТОЙКОСТЬ ДЕТАЛЕЙ МАШИН**

Рассмотрено влияние на износ при фреттинге цементации, азотирования, ионного легирования. Приведены результаты исследования структуры поверхности и ее свойств с помощью растровой электронной микроскопии, рентгеноструктурного анализа, измерения микротвердости, внутреннего трения, химического потенциала. Установлено влияние исследуемых технологических методов обработки на фреттинг-стойкость. *Фреттинг; износ; технология; обработка; поверхность; свойства поверхности*

**ВВЕДЕНИЕ**

Анализ результатов усталостных испытаний авиационной техники, проводимых на ведущих авиадвигателестроительных предприятиях, показывает, что значительное число преждевременных разрушений (агрегатов авиационных двигателей, паровых турбин, автоматов перекоса верхнего винта вертолетов и др.) обусловлено развитием на поверхностях деталей фреттинг-коррозии.

Фреттинг-коррозия возникает в местах контакта сопряженных деталей, которые под нагрузкой испытывают взаимные микроперемещения с амплитудой порядка нескольких десятков микрометров, например, при вибрации. В результате действия столь малой амплитуды разрушение поверхности детали ограничивается площадью ее пятна контакта и носит интенсивный усталостно-коррозионный характер. При этом происходит выработка материала, образование каверн, питтингов, зарождение поверхностных микротрещин, их развитие и, как следствие, резкое сокращение долговечности изделий [1–4].

Анализ литературы [4, 7, 8] показал, что в настоящее время при использовании традиционных технологических методов упрочняющей обработки поверхности, таких как пластическая деформация, химико-термическая обработка, нанесение покрытий и других, создается модифицированный поверхностный слой с повышенной твердостью, что способствует некоторому увеличению износостойкости и долговечности деталей. Вместе с тем ряд авторов [5–8] ставит под сомнение перспективность увеличения износостойкости и вместе с ней ресурса работы пар трения путем повышения твердости. Это объясняется

тем, что одновременно с повышением твердости материала происходит снижение его пластичности, повышается хрупкость, что способствует развитию усталостных процессов и приводит к ускоренному разрушению нагруженной поверхности.

Кроме этого, проблема фреттинг-коррозии особенно актуальна для изделий из титановых сплавов, которые применяют в конструкциях благодаря их малому весу и высокой прочности. Такие трибосопряжения деталей проявляют низкие антифрикционные свойства, что ведет к их схватыванию, образованию задиров и снижению усталостной прочности.

Во многих работах, посвященных вопросам повышения стойкости металлорежущего инструмента, штамповочной оснастки и улучшения эксплуатационных свойств деталей машин, показано, что эффективными и высокопроизводительными процессами обработки для повышения износостойкости являются диффузионные методы упрочнения, а также ионно-имплантационное и вакуумно-плазменное модифицирование. Однако использование этих методов для увеличения ресурса работы деталей в условиях фреттинг-коррозии требует проведения дополнительных исследований, направленных на изучение физико-химического, структурно-фазового состояния поверхностей деталей машин до и после наработки.

Таким образом, целью настоящего исследования ставилось изучения влияния на износ при фреттинге как традиционных методов повышения износостойкости: азотирования и цементации, — так и такого перспектив-

ного метода упрочнения, как ионная имплантация.

### 1. МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Анализ результатов проведенных ранее усталостных испытаний агрегатов авиационной техники показывает, что наиболее часто фреттинг-коррозия возникает на контактирующих поверхностях подвижных и условно-неподвижных деталей крепежа. В связи с этим объектом исследования было выбрано сопряжение типа «вал-втулка», которое моделирует наиболее распространенный тип контакта авиационных деталей (рис. 1).

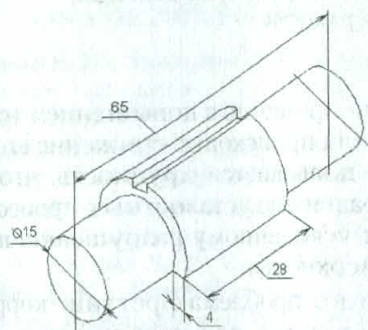


Рис. 1. Испытываемое сопряжение «вал-втулка»

Эксперимент проводился по следующей методике. Цилиндрический подвижный образец-вал из исследуемого материала по цилиндрической паружной поверхности соприкасается с поверхностью отверстия неподвижного контрообразца-втулки. После приложения внешнего усилия задается вибрация контрообразца с заданными амплитудой и частотой. По окончании выполнения базового

количества циклов взаимодействия деталей измерялся износ вала. Установка для проведения испытаний на фреттинг образцов типа «вал-втулка» представлена на рис. 2.

Для проведения исследований было изготовлено несколько партий образцов «вал» и «втулка» из широко используемого в машиностроении материала 12Х2Н4А. Часть образцов была подвергнута упрочнению по серийным технологиям. Кроме этого, с целью исследования влияния ионной имплантации на схватывание титановых деталей при фреттинге была изготовлена отдельная партия образцов из материала ВТ6.

Окончательно все образцы составили следующие партии:

**Сталь 12Х2Н4А**

1. Шлифование без дополнительной поверхностной обработки.

2. Шлифование с последующей цементацией и закалкой до твердости  $HRC \geq 58$ .

3. Шлифование с последующим азотированием и закалкой до твердости  $HRC \geq 52$ .

4. Шлифование с последующей ионной имплантацией азота (энергия  $E = 30$  кЭВ).

**ВТ6**

1. Полирование без дополнительной поверхностной обработки.

2. Полирование с последующей ионной имплантацией азота (энергия  $E = 30$  кЭВ), режим 1.

3. Полирование с последующей низкоэнергетичной ионной имплантацией азота (энергия  $E = 300$  эВ), режим 2.

Исследование структурно-фазового состава поверхностей образцов осуществлялось методами: растровой электронной микроско-

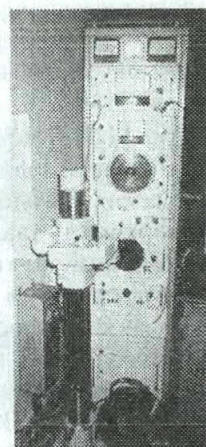
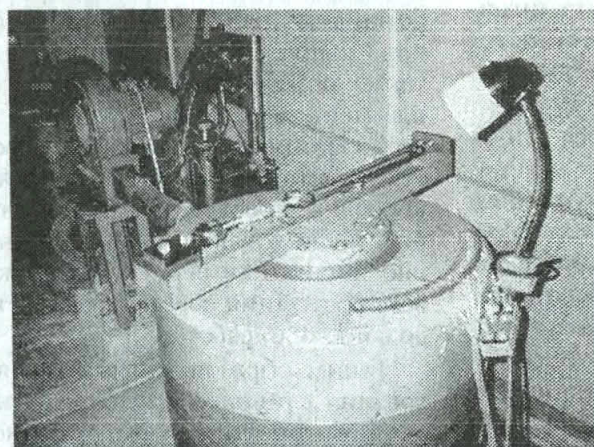


Рис. 2. Общий вид установки для исследования образцов на фреттинг (на базе вибростенда ВЭДС-1500)

пии (электронно-рентгеновский анализатор JXA-6400 фирмы JEOL), рентгеноструктурного анализа (дифрактометры общего назначения ДРОН-3М и ДРОН-4), твердости (прибор ТК-2), микротвердости (прибор ПМТ-3М и НЕОРНОТ), внутреннего трения [9], определения химического потенциала по стандартным методикам. Математическое моделирование, обработка результатов проведенных экспериментов и расчет на прочность проводились на ПЭВМ типа IBM, Pentium III.

## 2. РЕЗУЛЬТАТЫ

После наработки на образцах образовалась дефектная поверхность со следами усталостного износа материала: питтингов и микротрещин. Они локализовались в поверхностном слое детали и развивались вдоль векторов действия касательных напряжений, что привело к отслаиванию металла и возникновению каверн. Образованное пятно контакта сверху было покрыто пленками красного и черного цветов. Рентгеноспектральный анализ показал, что этими вторичными продуктами фреттинг-коррозии явились оксиды  $Fe_2O_3$  и  $FeO$  (рис. 3).

Для исследования влияния структуры как основного фактора, влияющего на эксплуатационные свойства деталей, был проведен структурно-фазовый анализ. Исследования позволили установить, что наибольшим периодом кристаллической решетки, по сравнению с эталоном, обладает образец, подверг-

нутый азотированию ( $a = 2,9844 \pm 0,0001 \text{ \AA}$ ). Это связано с образованием в его поверхности небольшой по толщине нитридной  $\epsilon$ -фазы ( $a = 2,7024...2,7043 \text{ \AA}$ ) и расположенной под ней крупнодисперсной  $\gamma'$ -фазы ( $a = 3,7917...3,8013 \text{ \AA}$ ).



Рис. 3. Общий вид образцов из стали 12X2H4A после фреттинга

Период решетки имплантированного образца ( $a = 2,8778 \pm 0,0001 \text{ \AA}$ ) намного меньше, чем у азотированного, что свидетельствует о формировании в поверхностном слое мелкодисперсных нитридных фаз. Образец после цементации обладает наименьшим периодом решетки ( $a = 2,8685 \pm 0,0008 \text{ \AA}$ ) по срав-

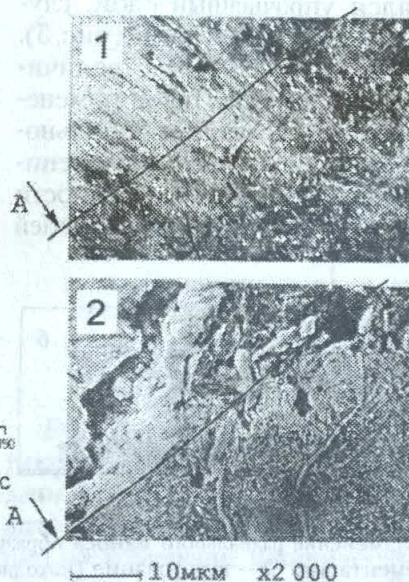
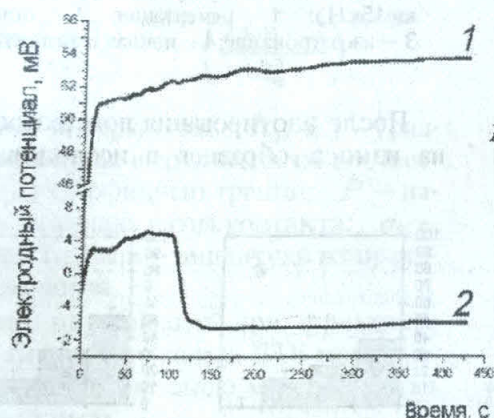


Рис. 4. Результаты исследования химического потенциала поверхности (А)

нению с эталоном, что свидетельствует об образовании в его поверхности мелкоугольчатого мартенсита.

В результате коррозионных исследований установлено, что из всех исследованных образцов наиболее стойкими к образованию окислов оказались обработанные ионной имплантацией азота, вследствие образования в их поверхности гомогенной структуры мелкодисперсных нитридов (рис. 4). Такие соединения обуславливают высокую коррозионную стойкость материала вследствие блокирования диффузии кислорода в глубь поверхности.

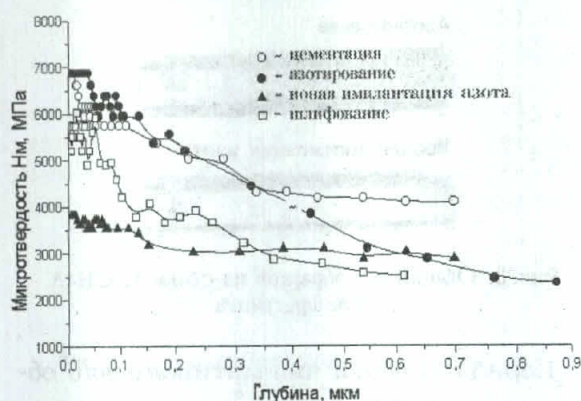


Рис. 5. Микротвердость поверхностного слоя образцов из стали 12Х2Н4А после фреттинга

Изучение микротвердости по глубине поверхности показало, что после обработки ионной имплантацией азота в поверхности образцов образовывался упрочненный слой, глубина которого достигала 200 мкм (рис. 5), что на несколько порядков больше величины модифицированного слоя. Такое изменение свойств объясняется «эффектом дальнего действия» [7, 10], обусловленным выделением нитридных фаз, увеличением плотности и радиационно-стимулированной диффузией

дислокаций по границам дефектов кристаллической решетки.

Установлено, что наиболее неблагоприятным методом обработки, после которого наблюдается наибольший радиальный износ стальных образцов при фреттинг-коррозии в исследованном диапазоне нагрузок и амплитуд, является цементация. При этом наибольшее влияние на величину износа оказывает амплитуда взаимного смещения образцов, что связано с интенсивным окислением и последующим разрушением при циклической нагрузке твердой, но непрочной карбидной фазы.

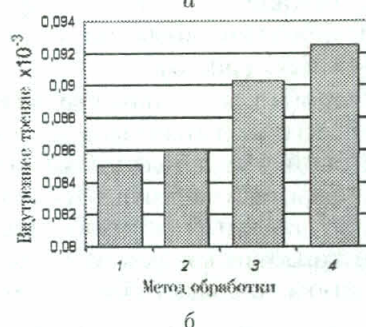
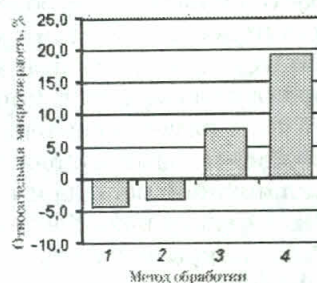


Рис. 6. Изменение микротвердости (а) и величины внутреннего трения (б) образцов из стали 12Х2Н4А в результате фреттинга (нагрузка 15кН): 1 – цементация; 2 – шлифование; 3 – азотирование; 4 – ионная имплантация азота

После азотирования поверхности величина износа образцов в исследованном диа-

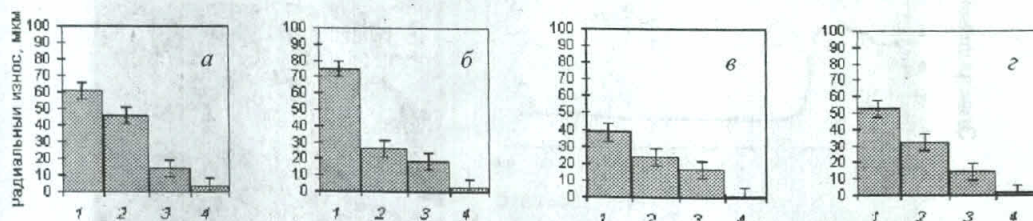


Рис. 7. Изменение радиального износа образцов от упрочняющей обработки: 1 – шлифование + цементация; 2 – шлифование (исходное состояние); 3 – шлифование + азотирование; 4 – шлифование + ионная имплантация азота; а –  $2Am = 125$  мкм;  $P = 15$  кН; б –  $2Am = 125$  мкм;  $P = 10$  кН; в –  $2Am = 50$  мкм;  $P = 15$  кН; г –  $2Am = 50$  мкм;  $P = 10$  кН

пазоне нагрузок и амплитуд, по сравнению с цементированным состоянием, практически остается постоянной и не превышает 10...20 мкм (рис. 7). Кроме этого, после наработки наблюдается увеличение микротвердости поверхности примерно на 8% (рис. 6,а), что связано с разрушением хрупкой, из-за высокой концентрации азота,  $\varepsilon+\xi$ -фазы ( $Fe_{2-3}N$ ) и выходом на поверхность более прочной  $\gamma'$ -фазы ( $Fe_4N$ ).

Наибольшую фреттинг-стойкость образцов обеспечила модификация их поверхности ионной имплантацией азота. Величина износа в исследуемом диапазоне нагрузок и амплитуд оказалась равной 2...3 мкм (рис. 7). При этом после наработки структура поверхности характеризовалась максимальным увеличением ее микротвердости примерно на 18% (рис. 6,а) и наибольшей величиной внутреннего трения (рис. 6,б).

Уравнения регрессионного анализа:

– после шлифования

$$\frac{u}{R_a^*} = e^{3,530} \left( \frac{\mu P}{S\sigma_T} \right)^{0,320} \left( \frac{2Am \cdot S}{R_a^3} \right)^{0,259};$$

– после шлифования и ионной имплантации азота

$$\frac{u}{R_a^*} = e^{-5,426} \left( \frac{\mu P}{S\sigma_T} \right)^{-0,585} \left( \frac{2Am \cdot S}{R_a^3} \right)^{1,206};$$

– после шлифования и азотирования

$$\frac{u}{R_a^*} = e^{9,796} \left( \frac{\mu P}{S\sigma_T} \right)^{-0,134} \left( \frac{2Am \cdot S}{R_a^3} \right)^{0,059};$$

– после шлифования и цементации

$$\frac{u}{R_a^*} = e^{9,372} \left( \frac{\mu P}{S\sigma_T} \right)^{-0,649} \left( \frac{2Am \cdot S}{R_a^3} \right)^{0,443};$$

где  $u$  – износ поверхности;  $R_a^*$ ,  $R_a$  – равновесная и исходная шероховатости соответственно;  $\mu$  – коэффициент трения;  $P$  – нагрузка;  $S$  – площадь пятна контакта;  $\sigma_T$  – предел текучести;  $Am$  – амплитуда взаимного проскальзывания.

Испытания на стойкость при фреттинге образцов из титанового сплава ВТ6 проводили согласно описанной выше методике при следующих режимах:

– давление в контакте 100 кг/см<sup>2</sup> или 10,0 МПа (чему соответствует внешняя нагрузка на сопряжение  $P_H = 6$  кН);

– амплитуда проскальзывания  $2Am = 100$  мкм;

– частота качания  $f = 50$  Гц;  
– количество циклов взаимодействия  $N = 2 \cdot 10^5$ .

В результате испытаний на титановых образцах была сформирована дефектная поверхность в виде вырывов, светлых натертостей и темных пятен окислов. Исследование поврежденности поверхности проводилось по двум показателям (табл. 1):

– относительной площади повреждения (ОПП), %;

– средней интенсивности повреждения поверхности (СИП), % от ОПП.

Под средней интенсивностью повреждения здесь понимается изменение цвета поверхности от 0% – исходная поверхность (без наработки) до 100% – образование пятен черного цвета.

Показатель ОПП характеризует влияние исследуемых методов обработки на образование повреждений поверхности в процессе фреттинга, которые проявляются в виде ризок и пятен оксидов черного цвета.

Показатель СИП показывает влияние исследуемых методов обработки на окисление поверхности (с образованием окалины). Так, например, если СИП → 100%, то вся поврежденная поверхность трения покрыта пятнами окислов. Если же СИП → 0%, то образованные повреждения представляют собой локальные натертости без изменения цвета.

Таблица 1

Оценка дефектности поверхности образцов после фреттинга (нормальная нагрузка на сопряжение  $P_H = 6$  кН)

Вид технологического метода обработки	Относительная площадь повреждения, %	Средняя интенсивность повреждения, %
Полирование (исходное состояние).....	31,2	23,6
Ионная имплантация (режим 1).....	8,0	3,4
Ионная имплантация (режим 2).....	6,6	2,4

Результаты исследования микротвердости титановых образцов (табл. 2; рис. 8), проведенные до и после фреттинга, позволяют судить о влиянии режимов ионной имплантации на изменение механических свойств малых слоев образца (порядка 2–5 мкм). Значение разупрочнения, полученное с отрицательным знаком, свидетельствует о повыше-

нии микротвердости по сравнению с исходной поверхностью.

Таблица 2  
Результаты исследования микротвердости  $H\mu_{(20)}$ , МПа

	Полирование	ИИ режим 1	ИИ режим 2
До фреттинга.....	1648	3409	3188
Фреттинг при нагрузке $P = 100 \text{ кг/мм}^2$ .....	1408	3416	3228
Изменение микротвердости, %.....	14,54	-0,20	-1,25



Рис. 8. Изменение микротвердости поверхности в результате фреттинга образцов из сплава ВТ6

Исследования стойкости образцов из сплава ВТ6 к схватыванию при фреттинге показали, что вследствие ионного модифицирования контактируемой поверхности фреттинг-стойкость образцов увеличивается в 1,5...2 раза во всем диапазоне изменения нагрузки (рис. 9).

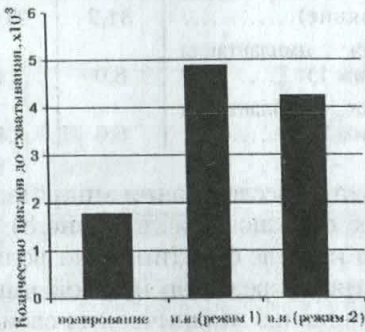


Рис. 9. Влияние ионной имплантации азота на схватывание сопрягаемых деталей из сплава ВТ6

### 3. ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Объяснением влияния ионной модификации поверхности на увеличение фреттинг-стойкости исследованных стальных и титановых образцов может служить следующее. В процессе имплантации ионов азота в поверхность они накапливаются вблизи ее структурных дефектов и способны образовывать мелкодисперсные высокопрочные нитридные  $\gamma'$ -фазы на глубине, примерно равной 80 нм. Образованные фазы препятствуют выходу на поверхность дислокаций, образующихся при фреттинг-коррозии. В результате такого сопротивления возрастает плотность дислокаций и создаются значительные сжимающие напряжения на глубине, гораздо большей имплантированной, порядка нескольких десятков микрометров. Одновременно с этим происходит направленная диффузия ионов азота, находящихся в твердом растворе железа, вглубь от поверхности с образованием метастабильных нитридных фаз типа  $\text{Fe}_{16}\text{N}$ , которые дополнительно упрочняют поверхность в ходе изнашивания, что подтверждается увеличением микротвердости на глубине до 200 мкм по сравнению с исходным состоянием (рис. 6).

С целью оценки условий работы исследуемого сопряжения предпринята попытка описания протекающих процессов, исходя из структурно-энергетических принципов термодинамики [6, 11]. Составлено уравнение термодинамического баланса, выражающее прочность поверхностных слоев в условиях фреттинг-коррозии:

$$\int_0^t dU_\Phi dt = \int_0^t (dA_T - dU_{об} - dQ - d\Phi_x - dW) dt < < \frac{1 - 2\nu}{6E} 2\tau_T^2, \quad (1)$$

где  $U_\Phi$ ,  $U_{об}$  — энергия деформации, идущая на изменение формы ( $\Phi$ ) и объема ( $об$ ) решетки металла соответственно;  $A_T$  — работа сил трения;  $Q$  — величина внутреннего трения структуры металла;  $d\Phi_x$  — количество энергии, идущей на окисление поверхности;  $W$  — необратимо рассеиваемое тепло;  $\nu$  — коэффициент Пуассона;  $E$  — модуль упругости первого рода;  $\tau$  — предел текучести.

Анализ уравнения (1) позволяет утверждать, что подводимая энергия в виде работы

сил трения должна либо необратимо рассеиваться, либо идти на деформацию кристаллической решетки материала (рис. 10).



Рис. 10. Энергетический баланс в системе взаимодействующих поверхностей при фреттинге

В последнем случае, при достижении в некотором объеме материала критической плотности дефектов, будет происходить его разрушение. Таким образом, для увеличения фреттинг-стойкости поверхности можно выделить следующие пути. Во-первых, уменьшение работы сил трения, например, подбором соответствующих режимов трения или созданием оптимальной геометрии поверхности. Во-вторых, увеличение рассеяния тепла, например, применением смазывающе-охлаждающих жидкостей. В-третьих, создание особой структуры поверхности, характеризующейся большой величиной внутреннего трения. Таким образом, третий путь подтверждает высказанную ранее гипотезу о решающем влиянии структуры поверхности на износ при фреттинг-коррозии и определяет основной критерий ее стойкости. Для математического расчета рассмотренных потоков энергии была использована энергетическая модель общего трения, разработанная проф. Б. М. Силаевым [12], которая дополнена новым фактором, выражающим протекание окислительных процессов на пятне контакта, и была адаптирована нами к условиям протекания фреттинг-коррозии на криволинейных поверхностях.

Результаты проведенных исследований позволили рассчитать энергетические потоки, выражающие основные процессы при фреттинг-коррозии согласно уравнению (1). Полученные данные (табл. 3) подтверждают высказанное предположение, что износостойкость при фреттинге в первую очередь зависит от способности структуры материала поверхности адаптироваться к действующему напряженно-деформируемому состоянию.

В данном случае мерой такой способности является величина внутреннего трения,

что подтверждает высказанную ранее гипотезу. При этом, чем больше подводимой энергии расходуется на внутреннюю перестройку структуры, тем меньше ее остается на генерирование дефектов, что также подтверждено полученными данными радиального износа образцов при фреттинг-коррозии и исследованием изменения микротвердости (рис. 7).

Таблица 3  
Величины энергетических потоков (Дж/с) при фреттинге стали 12Х2Н4А  
( $P = 15 \text{ кН}$ ;  $2A_m = 125 \text{ мкм}$ ;  $A_{тр} = 3410,51 \text{ Дж/с}$ )

Энергетические потоки	Шлифование (исходное состояние)	Цементация	Азотирование	Ионная имплантация азота
$dU_{00}$	21,73	21,73	21,73	21,73
$dW$	1408	3416	3228	
$d\Phi_x$	121,5	185,4	174,7	146,1
$dQ$	129,9	196,2	203,3	155,4
$dU_{\Phi}$	1885	1721	1934	2024
Износ, мкм	46,02	60,95	14,28	3,10

На основе полученных результатов исследований разработаны технологические рекомендации по ионной модификации деталей, работающих в условиях фреттинг-коррозии, с целью повышения их фреттинг-стойкости и долговечности.

### ВЫВОДЫ

Установлено, что для стальных образцов азотирование в исследованном диапазоне нагрузок и амплитуд обеспечивает постоянную величину фреттинг-износа, равную 10...20 мкм, в результате разрушения хрупких  $\epsilon + \xi$ -фаз и выхода на поверхность прочной  $\gamma'$ -фазы. Цементация является наиболее неблагоприятным методом обработки, способствующим увеличению радиального износа образцов до 75 мкм. При этом величина их износа достигает своего максимального значения с ростом амплитуды взаимного проскальзывания (до 125 мкм), что связано с разрушением при циклической нагрузке твердой, но непрочной карбидной фазы.

Установлено, что наиболее перспективным методом повышения фреттинг-стойкости образцов из стальных и титановых сплавов в исследованном диапазоне нагрузок и амплитуд является ионная имплантация

азота. Этот метод обеспечивает минимальный износ (2...3 мкм), а также наибольшую фреттинг-стойкость по критериям максимальной микротвердости поверхности и величины внутреннего трения. Объяснением этого факта является выделение в тонком поверхностном слое мелкодисперсных высокопрочных нитридных  $\gamma'$ -фаз, тормозящих выход дислокаций на поверхность, а также протекание радиационно-стимулированной диффузии ионов азота в глубь материала с образованием метастабильных  $\alpha''$ -фаз, что в совокупности обуславливает значительное (до 200 мкм) упрочнение поверхности.

Установлена зависимость влияния ионной имплантации азота на стойкость сопряженных деталей из титанового сплава ВТ6 при схватывании в условиях фреттинг-коррозии, заключающаяся в том, что, в отличие от исходного состояния (после полирования), ионно-имплантационное модифицирование приводит к формированию в поверхностном слое мелкодисперсных выделений нитридных фаз и развитой дислокационной структуры, обуславливающих не менее чем 1,5–2-кратное увеличение долговечности сопряжения и расширение диапазона эксплуатационных нагрузок (до 12 кН при амплитуде 100 мкм), в котором схватывание не наблюдается.

Установлено, что величина внутреннего трения, характеризующая реологические свойства структуры материала, способна служить критерием его износостойкости в исследованном диапазоне режимов фреттинга. При этом чем выше значение внутреннего трения, тем меньше энергии расходуется на деформацию структуры поверхности.

Получены математические модели фреттинга, позволяющие прогнозировать триботехнические свойства контактирующих поверхностей деталей после их азотирования, цементации и ионной имплантации азота в исследованном диапазоне условий эксплуатации.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Голго Н. Л., Алябьев А. Я., Шевеля В. В. Фреттинг-коррозия металлов. Киев: Техніка, 1974. 272 с.
2. Уотерхауз Р. Б. Фреттинг-коррозия. Л.: Машиностроение, 1976. 270 с.
3. Костецкий Б. И., Федоровский Л. Х., Бершадский Л. И., Шульга О. В. Фреттинг-

процесс // Трение и износ. 1989. № 3. С. 36–39.

4. Гаркунов Д. Н. Триботехника. М.: Машиностроение, 1985. 423 с.
5. Колмогоров В. П. Напряжения, деформации, разрушение. М.: Металлургия, 1970. 225 с.
6. Иванова В. С. Разрушение металлов. М.: Металлургия, 1979. 166 с.
7. Белый В. А. Ионная имплантация и создание триботехнических материалов // Трибология. Исследование и приложения: опыт США и стран СНГ: Сб. тр. / Под ред. В. А. Белого и др. М.: Машиностроение, 1993. С. 220–236.
8. Белый А. В., Карпенко Г. Д., Мышкин Н. К. Структура и методы формирования износостойких поверхностных слоев. М.: Машиностроение, 1991. 208 с.
9. Криштал М. А., Пигузов Ю. В., Головин С. А. Внутреннее трение в металлах и сплавах. М.: Металлургия, 1964. 245 с.
10. Ионная имплантация / Под ред. Д. Хирвонена. М.: Металлургия, 1985. 391 с.
11. Кабадин Ю. Г. Структурно-энергетический подход к процессу изнашивания режущего инструмента // Вестник машиностроения. 1990. № 12. С. 62–68.
12. Силаев Б. М. Обобщенная модель процесса внешнего трения и изнашивания // Машиноведение. 1989. № 2. С. 56–65.

#### ОБ АВТОРАХ



**Смыслов Анатолий Михайлович**, проф. кафедры технологии машиностроения УГАТУ. Дипл. инж.-технолог (УАИ, 1973). Д-р техн. наук по производству двигателей ЛА (УГАТУ, 1993). Исследования в области ионно-имплантационного и вакуумно-плазменного модифицирования поверхности.



**Селиванов Константин Сергеевич**, мл. науч. сотр. той же кафедры. Дипл. инж.-механик (УГАТУ, 1997). Канд. техн. наук по технологии машиностроения (УГАТУ, 2000). Исследования эксплуатационных свойств поверхности после ионно-имплантационного и вакуумно-плазменного модифицирования.