

УДК 621.45.037:539.6

- Лоскутов С. В.** д-р физ.-мат. наук, профессор, заведующий кафедрой физики Национального университета «Запорожская политехника», Запорожье, Украина, e-mail: svl@zntu.edu.ua
- Павленко Д. В.** канд. техн. наук, доцент, профессор кафедры технологии авиационных двигателей Национального университета «Запорожская политехника», ведущий инженер ГП «Ивченко-Прогресс», Запорожье, Украина, e-mail: dvp1977dvp@mail.com
- Гончар Н. В.** канд. техн. наук, доцент, доцент кафедры технологии машиностроения Национального университета «Запорожская политехника», Запорожье, Украина, e-mail: gonchar@zntu.edu.ua
- Степанов Д. Н.** ст. преподаватель кафедры технологии машиностроения Национального университета «Запорожская политехника», Запорожье, Украина, e-mail: stepanovzntu@gmail.com
- Щетинина М. О.** мл. науч. сотрудник кафедры технологии авиационных двигателей Национального университета «Запорожская политехника», Запорожье, Украина, e-mail: Majtimo11@gmail.com
- Двирнык Я. В.** начальник отдела АО «Мотор Сич», Запорожье, Украина, e-mail: dvirnyk@gmail.com

ВЛИЯНИЕ УСТАЛОСТИ И ВОССТАНАВЛИВАЮЩЕЙ ТЕРМООБРАБОТКИ НА ЭНЕРГЕТИЧЕСКИЙ РЕЛЬЕФ ПОВЕРХНОСТИ ДЕТАЛЕЙ ГТД

Цель работы. Исследование зависимости работы выхода электронов от подготовки и вида восстанавливающей термообработки образцов из сплавов ЭП479 и ЭП866, использующихся для изготовления лопаток ГТД, и от параметров испытаний на усталость, а также определение закономерностей распределения РВЭ по поверхности испытанных образцов.

Методы исследования. Метод рентгеноструктурного анализа применили для исследования изменения микроструктуры сплавов (ширина дифракционного пика) до и после отжига образцов. Работу выхода электронов определяли с помощью замера контактной разности потенциалов. Методом дифракционной электронной микроскопии исследовали изменения в структуре сплавов в районе образования трещин.

Полученные результаты. Были проведены всесторонние исследования изменений, происходящих в рабочей части образцов при циклическом нагружении, а также после восстанавливающей термообработки и повторной циклической наработки. Установлено, что в зоне активных циклических деформаций на формирование энергетического рельефа основное влияние оказывает изменение структуры самого металла.

Обнаружено, что последующая обработка отпуском и закалкой сохраняет особенности энергетического рельефа, сформированные после первой циклической наработки.

Изучение процесса усталости с помощью РВЭ показало наличие двух стадий: обратимых структурных изменений – РВЭ колеблется, возвращаясь на исходное среднее значение, и после определенного момента изменения структуры становятся необратимыми и ведут к разрушению – значение РВЭ неуклонно падает.

Научная новизна. Впервые исследования работы выхода электронов были применены при изучении процессов усталости сплавов ЭП479 и ЭП866, использующихся в авиадвигателестроении для изготовления лопаток ГТД, работающих при знакопеременных нагрузках. Установлено, что термообработка после циклической наработки ведет к восстановлению энергетического рельефа поверхности исследуемых сплавов.

Практическая ценность. Исследование РВЭ может служить неразрушающим методом контроля лопаток ГТД, так как в месте наиболее активно происходящих микродеформаций, в котором после наработки появляются трещины, значения РВЭ в этом месте поверхности показывает провал – резкое падение уже через 1% базы испытаний.

Установлено, что после наработки можно успешно применять восстанавливающую термообработку для повышения сопротивления усталости образцов из данных сплавов.

Ключевые слова: лопатки ГТД; структура поверхности; циклические нагрузки; работа выхода электронов; контактная разность потенциалов; термообработка.

© Лоскутов С. В., Павленко Д. В., Гончар Н. В., Степанов Д. Н., Щетинина М. О., Двирнык Я. В., 2019

DOI 10.15588/1727-0219-2019-1-12

ВВЕДЕНИЕ

Развитие представлений о физической природе деформирования и разрушения реальных металлических тел и необходимость учёта особенностей деформирования в приповерхностной области определяют задачи исследования механизмов формирования и эволюции кристаллической и дефектной структур, взаимное влияние поверхностной и объёмной деформаций, закономерности взаимодействия поверхности с объёмом и средой. Для понимания физической природы деформационных процессов в металлах необходимо исследовать самосогласованные процессы в электронно-ионной структуре. Одним из направлений решения этой задачи является установление экспериментальных и теоретических зависимостей характеристик электронов от параметров структуры и напряжённо-деформированного состояния металлов. Современные представления о взаимосвязи физических характеристик приповерхностного слоя металлов с механическими свойствами разрознены и недостаточны. Практически не исследована взаимосвязь энергетического состояния поверхности с изменениями структуры приповерхностной области. Необходимо разработка неразрушающих комплексных методов исследования механических свойств приповерхностной области металлов. Всё вышесказанное определяет основную задачу работы: изучение изменений работы выхода электронов (РВЭ) как основной энергетической характеристики деформируемой поверхности в условиях знакопеременного деформационного процесса, и определение влияния этих изменений на долговечность металлов.

1 АНАЛИЗ ИССЛЕДОВАНИЙ И ПУБЛИКАЦИЙ

Исследованию РВЭ образцов, свойства поверхности которых изменялись вследствие различных воздействий, посвящены работы [1–10].

В ряде работ [11–19] показано, что плотность дислокаций выходит на насыщение уже на ранних стадиях циклического нагружения, после количества циклов, равного 1 % долговечности. При этом вакансии монотонно накапливаются вплоть до момента разрушения. Причиной изменения РВЭ является образование дефектов кристаллической структуры в поверхностном слое металлов. При циклическом нагружении генерируется значительное количество точечных дефектов, выходящих на свободную поверхность [11, 12]. При большой плотности дислокаций усиливается их взаимодействие, происходит закрепление, что затрудняет выход новых дислокаций и сопутствующих им точечных дефектов на поверхность металла (насыщение РВЭ). Увеличение РВЭ, имеющее место на отдельных участках

образца, подвергающемуся дальнейшему испытанию на усталость, может быть обусловлено образующимися на поверхности металла субмикроскопическими трещинами. Последний период, предшествующий усталостному разрушению, связан с циклическим взаимодействием имеющихся поверхностных микротрещин с границами зёрен и с проникновением в соседние участки. Этот процесс обуславливает локализацию пластического деформирования и соответствует локальному уменьшению РВЭ на кривые распределения. Интерес представляет возможность увеличить долговечность с помощью термообработки, проведённой после первого этапа циклической нагрузки, и влияние этих процессов на РВЭ.

2 ЦЕЛЬ РАБОТЫ

Целью исследования являлось исследование зависимости работы выхода электронов от подготовки и вида восстанавливающей термообработки образцов и параметров испытаний на усталость, а также определение закономерностей распределения РВЭ по поверхности испытанных образцов.

3 ИЗЛОЖЕНИЕ ОСНОВНОГО МАТЕРИАЛА И АНАЛИЗ ПОЛУЧЕННЫХ РЕЗУЛЬТАТОВ

Материалом для исследования служили сплавы, применяющиеся для изготовления лопаток компрессоров ГТД ЭП477, ЭП866 и конструкционная Сталь 3.

На рис. 1 приведена функциональная схема установки для одновременного измерения РВЭ и проведения испытаний на усталость лопаток ГТД или образцов. Она включает в себя вибростенд ВQ1 и комплекс измерительной аппаратуры. Для управления процессом измерений и обработки данных используется персональный компьютер (ПК) D1.

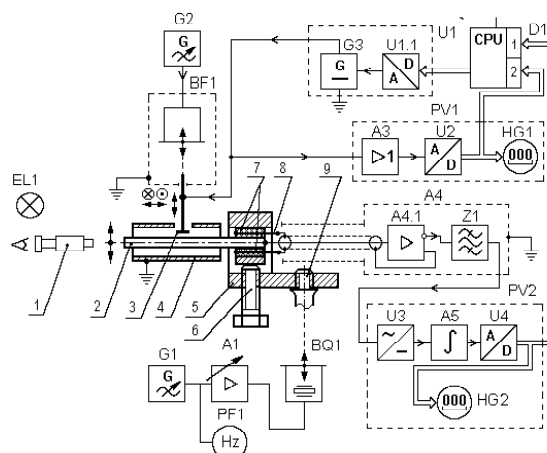


Рисунок 1. Принципиальная схема экспериментальной установки

Усталостные испытания осуществлялись на малогабаритном пьезоэлектрическом вибростенде ВQ1. Частота колебаний задавалась генератором G1 и контролировалась частотомером PF1. Амплитуда колебаний стола вибростенда регулировалась усилителем А1. На ножке вибростенда 9 крепилось зажимное устройство 5, в котором при помощи болта 6 фиксировался испытуемый образец 2. Амплитуда колебаний образца измерялась по шкале микроскопа 1. Изоляция образца от заземленного зажимного устройства осуществлялась двумя парами диэлектрических пластин 7 с проводящей фольгой 8 между пластинами каждой пары. Фольга выполняла роль эквипотенциального экрана. Заземленный экран 4 выполнял функцию защиты от помех внешних электромагнитных полей.

Колебания электрода-эталоны 3 возбуждались преобразователем электромагнитной системы BF1, их частота и амплитуда задавались генератором G2. Система микрометрических винтов позволяла осуществлять сканирование вибрирующим электродом по поверхности образца с шагом 0,1 мм, а также устанавливать межэлектродный зазор с точностью до 2 мкм.

В установке применена конфигурация динамического конденсатора (ДК) с низкоомным вибрирующим электродом-эталоном 3 и образцом 2, к которому подключен вход электрометра А3.1. Такая схема имеет более высокую помехоустойчивость по сравнению со схемой, в которой вход электрометра соединен с вибрирующим электродом. Цепь, состоящая из соединенных последовательно динамического конденсатора и источника напряжения компенсации G3 нагружена входным сопротивлением электрометрического усилителя А3.1. Таким образом, регистрируемое вольтметром переменное напряжение V_c , пропорционально току в цепи ДК.

На вход управления источника напряжения компенсации G3, включенный между электродом-эталоном и точкой нулевого потенциала («землей»), подается сигнал управления компенсацией с персонального компьютера D1 через цифро-аналоговый преобразователь U1.1.

Напряжение компенсации, задаваемое в процессе измерений компьютером D1, изменяется ступеньками. Длительность ступеньки напряжения управляется программно (подбирается экспериментально по достижению стационарного состояния заряда на ДК). Напряжение компенсации измеряется цифровым вольтметром постоянного тока PV1 (В7-30). Вольтметр содержит развязывающий усилитель с высоким входным сопротивлением А2 и АЦП U2, с выхода которого цифровой сигнал подается на вход «2» компьютера D1 и отображается индикатором HG1.

Переменный сигнал раскомпенсации посту-

пает на вход усилителя А3, который содержит электрометрический каскад А3.1 и полосовой фильтр Z1. Для уменьшения входной паразитной емкости применено двойное экранирование с эквипотенциальным внутренним экраном, включенным в цепь положительной обратной связи электрометра А3.1. С целью предотвращения влияния резонансов релаксационных колебаний поверхностных зарядов на результаты измерений, полосовой фильтр Z1 с полосой пропускания 20 Гц рассчитан на работу на нескольких частотах (370, 520, 620 и 720 Гц), устанавливаемых переключателем (на схеме не показан). С выхода полосового фильтра сигнал подается на вход цифрового вольтметра переменного тока PV2 (вольтметр постоянного тока В7-18 с преобразователем напряжения В9-1), в котором осуществляется детектирование среднего значения сигнала, его интегрирование, преобразование в цифровой код и отображение на индикаторе HG2. Цифровой сигнал в параллельно-последовательном коде с выхода вольтметра поступает на вход «1» персонального компьютера D1.

По считанным компьютером данным на экране дисплея H1 строится зависимость среднего значения выходного напряжения V_c предварительного усилителя А3, пропорционального току в цепи ДК, от напряжения компенсации V_k . Она хорошо аппроксимируется двумя прямыми с разными по знаку углами наклона к оси компенсирующего напряжения. Методом наименьших квадратов определяются параметры этих прямых и координаты их точки пересечения. Абсцисса этой точки пересечения и даёт искомое значение контактной разности потенциалов (КРП), по которому легко рассчитать РВЭ. При сканировании РВЭ по поверхности образца эта процедура повторяется для каждой точки поверхности. Кроме наглядного представления экспериментальных данных, в меню программы предусмотрено выполнение их статистической обработки и представление полученного результата с определённой погрешностью. С имеющимся усилителем, благодаря усовершенствованию методики, абсолютная погрешность измерения КРП уменьшилась в 2 раза и составила 1 мВ.

Последовательность измерений состояла в следующем. Образец или лопатка ГТД закрепляются в зажимах вибростенда. Исследуемая поверхность протирается ацетоном и даётся выдержка не менее 24 часов для установления термодинамического равновесия образца с окружающей средой. В случае заметного влияния на результаты измерений дипольных молекул, адсорбированных на поверхности образца, измерения РВЭ выполнялись в процессе облучения поверхности ультрафиолетовыми лучами лампы EL1 с целью смещения адсорбционно-десорбционного равно-

весия поверхности со средой в сторону уменьшения на поверхности числа адсорбированных диполей. При измерениях без ультрафиолетового облучения выполнялись контрольные замеры РВЭ на эталонах. В качестве эталонов используются такие же материалы как и те, из которых изготовлены исследуемые образцы, а также стандартный образец из золота. Процесс измерений в каждой точке состоит в поднятии электрода, перемещении измерительной головки на заданное расстояние, приближении электрода к образцу и компенсации сигнала. После измерения исходного распределения КРП по поверхности образца, проводились испытания на усталость до заданного числа циклов, и измерения повторялись. В ряде серий экспериментов величина РВЭ измерялась на протяжении всего периода усталостных испытаний. РВЭ металла (РВЭ_{Ме}) определяют по известному значению РВЭ эталона (РВЭ_{Эт}):

$$РВЭ_{Ме} = РВЭ_{Эт} - КРП_{Ме-Эт} \quad (1)$$

В нашем случае использовался золотой электрод, так что искомое значение находится по формуле:

$$РВЭ_{Ме} = 4.30 - КРП_{Ме-Эт} \text{ (эВ)}. \quad (2)$$

Из этих уравнений видно, что увеличению КРП соответствует уменьшение значений РВЭ исследуемого материала и наоборот.

Для детального изучения закономерностей изменений распределения РВЭ по наиболее опасным участкам поверхности лопаток ГТД изготовлен юстировочный столик 1 с оснасткой для крепления лопаток 4 (рис. 2). Лопатка фиксируется в зажимном устройстве, позволяющем выбирать необходимую для исследования площадь сканирования. В верхней части рис. 2 показан образец графической обработки результатов измерений РВЭ.

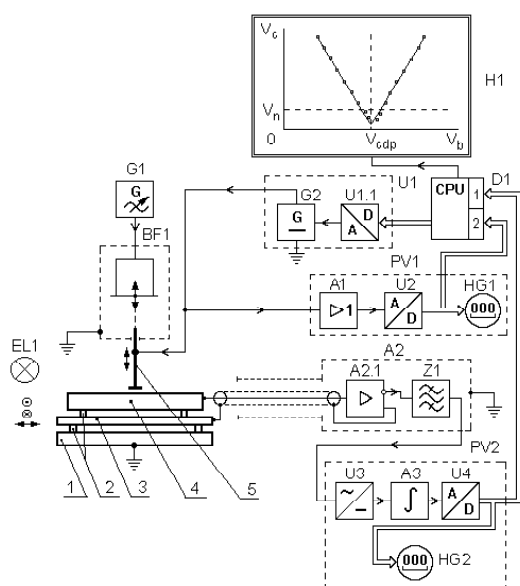


Рисунок 2. Схема установки с юстировочным столиком для измерения РВЭ на лопатках ГТД

С целью повышения информативности полученных данных измерения РВЭ выполнялись до и после испытаний на усталость. Для установления структурной чувствительности РВЭ образцы подвергались испытаниям при различных условиях механического нагружения и с различными наработками. Сканирование при измерениях РВЭ осуществлялось вдоль образца (по оси x) с шагом 1 мм, затем эталон смещался на 1 мм поперёк образца (по оси y). В результате для каждого образца (рис. 3) измерялось до 11 линий, охватывающих рабочую площадь центральной части образцов.

Подготовка образцов из ЭП479 и ЭП688 заключалась в закалке 1040 °С в масле, отпуске при 650 °С на воздухе, механическом полировании алмазной пастой после шлифования и финишном отжиге в вакууме порядка 10⁻³ Па (10⁻⁵ мм рт. ст.) при температуре 580 °С в течение 4 часов с последующим охлаждением в вакууме. Образцы закреплялись консольно и испытывались на знакопеременный изгиб. Циклическая нагрузка выполнялась на резонансной частоте около 380 Гц.

На измеряемые значения РВЭ в значительной степени оказывает влияние окружающая среда, поэтому детальный анализ структурно чувствительной зависимости РВЭ при усталости был проведен с вычетом фона. Процедура вычета фона, обусловленного воздействием на РВЭ среды, основана на закономерностях влияния ультрафиолетового облучения (УФО) поверхности металлов в процессе измерений КРП. Было обнаружено, что при УФО происходит параллельное смещение кривых распределения КРП. Объяснение этого явления заключается в том, что УФО смещает энергетические уровни адсорбированных на поверхности металла атомов на определённую величину и вызывает десорбцию слабо связанных адатомов. В результате УФО (с учётом равномерности освещения поверхности) происходит изменение РВЭ на постоянную величину для всех точек поверхности. Также были выполнены измерения распределения РВЭ на одной и той же поверхности образца, не подвергающегося механическому воздействию в течение длительного времени. Данные экспериментов свидетельствуют о равномерном по всей поверхности приращении РВЭ, вызванном воздействием атмосферных изменений. Таким образом, появляется возможность выделить участок образца, не подверженный деформациям, а затем изменения РВЭ на этом участке вычитать из значений РВЭ в зоне деформирования в процессе испытаний на усталость.

Измерения РВЭ осуществлялись в комплексе с испытаниями на усталость при неизменной фиксации образца в зажимах головки вибростенда и относительно сканирующего электрода.

Методами рентгенодифрактометрии и электронномикроскопического анализа изучено влияние отжига и циклической наработки на изменения в структуре изучаемых сплавов.

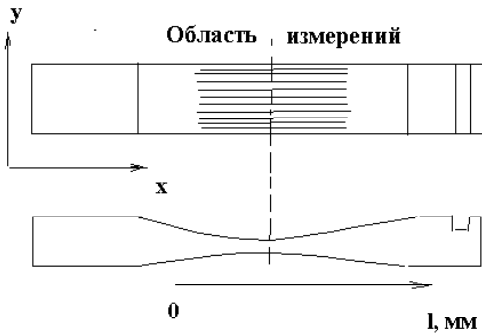


Рисунок 3. Образец для испытаний на усталость

На рис. 4 представлены кривые распределения РВЭ в области концентратора напряжений при испытаниях на одноосное растяжение исследованных материалов (координата 0 соответствует середине рабочей части образца). Оказалось, что все особенности протекания пластического течения металлов наглядно отражаются на этих кривых. Так, например, формирование двух участков с максимальной степенью пластического деформирования выражается на кривой 1 двумя локальными прогибами. Подтвердилось, что для каждого металла существует предельное значение РВЭ, вызванное пластическим деформированием до разрушения. Распределение РВЭ отражает локальные деформационные процессы по поверхности. Большой степени деформации в рабочей области образца соответствует большее уменьшение РВЭ. Появляется возможность неразрушающего способа предсказания места разрушения образцов и деталей.

Приращение РВЭ пропорционально степени пластического деформирования $\Delta\Phi \sim \epsilon$. Распределение РВЭ отражает локализацию деформирования, определяет интенсивность протекания деформационного процесса.

Рентгенодифракционный анализ осуществлялся на K_{β} - излучении трубки с железным анодом. Исследовалась линия (400). Результаты приведены в таблице 1. Проведенные измерения позволяют сделать вывод о существенном влиянии вакуумного отжига на изменение ширины дифракционного пика. Известно, что уменьшение ширины дифракционного пика означает снижение плотности структурных дефектов в металле.

Испытания на усталость и измерения контактной разности потенциалов проводились на образцах, изготовленных из сплава ЭП479. Основные режимы испытаний представлены в таблице 2.

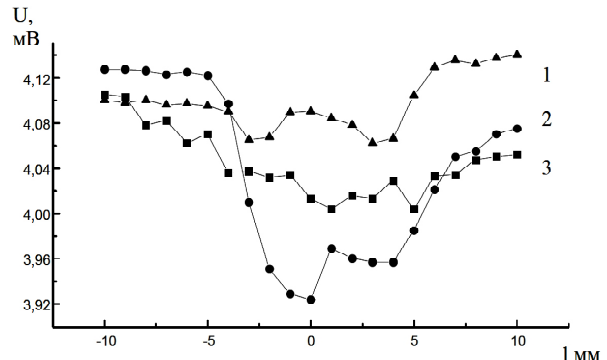


Рисунок 4. Потенциальный рельеф поверхности после образования «шейки» текучести образцов: 1 – ЭП479; 2 – Ст.3; 3 – ЭП866

Таблица 1. Влияние отжига на положение и ширину интерференции (400)

Пов-ть образца	Дифракционный пик, град.	Уширение пика, град.	Примечание
ЭП479 Шлифованная	150,416	2,298	до отжига
ЭП479 Полированная	150,500	1,872	после отжига
ЭП479 Полированная	150,644	3,456	до отжига
ЭП479 Полированная	150,500	2,352	после отжига
ЭП866 Шлифовка	150,425	3,648	до отжига
ЭП866 Шлифовка	150,769	2,688	после отжига

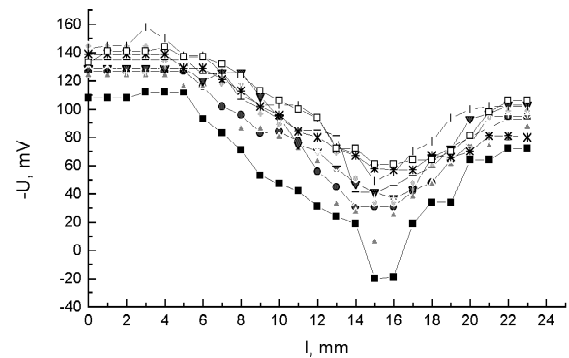


Рисунок 5. Распределение КРП по поверхности образца после первой наработки (10^5 циклов). Измерения проведены вдоль одиннадцати линий, параллельных оси образца

После 1-й наработки провели восстанавливающую обработку двух типов (закалка + отпуск или отпуск). Затем испытывали образцы до разрушения. Данные о влиянии термообработок на усталостную долговечность приведены в таблице 3 (кроме разрушенных образцов 4 и 10).

Из анализа данных таблицы 2 вытекает следующее заключение. Долговечность образцов при нагрузке 350 МПа составляет в среднем 15 млн. циклов; при 450 МПа средняя долговечность на порядок меньше: 1,38 млн. циклов.

Таблица 2. Режимы испытаний на усталость образцов из сплава ЭП479

Номер образца, №	Размеры образцов			Частота, Гц	Нагрузка, МПа	Число циклов N	Примечания
	b мм	H мм	l мм				
1	12	1,00	37	237	350	5000000	
2	12	1,23	37	228	450	100000	
3	12	1,25	37	233	450	1000000	
4	12	1,24	37	233	450	1833185	разрушен
5	12	1,27	37	223	350	1000000	
6	12	1,29	37	241	450	100000	
7	12	1,27	37	239	350	100000	
8	12	1,24	37	233	350	100000	
9	12	1,25	37	234	450	1000000	
10	12	1,24	37	239	350	2055900	разрушен
11	12	1,28	37	241	350	5000000	
12	12	1,27	37	238	350	1000000	

На кривых постепенно образуется характерный прогиб. (Напомним, что на оси ординат отложены отрицательные значения контактной разности потенциалов. Следовательно, такой же прогиб – минимум наблюдается и на кривых, описывающих распределение работы выхода электронов). Очевидно, что чем больше механические напряжения на данном участке образца, тем больше величина прогиба кривых распределения.

То же явление наглядно иллюстрируют данные испытаний (рис. 6) образца, геометрия которого указана над рисунком. До испытаний значения РВЭ находились в пределах 4,18...4,20 эВ. По мере воздействия знакопеременных напряжений наблюдается постепенное снижение работы выхода в области концентратора напряжения. Работа выхода уменьшается в той области образца, где амплитуда приложенных напряжений больше. Поперечное сечение образца минимально в точке, которая находится на расстоянии 17 мм.

Таблица 3. Влияние термической обработки на усталостную долговечность

Номер образца	Число циклов			Нагрузка МПа	Режим восстановивающей термообработки
	1-я наработка N ₁ , цикл	2-я наработка N ₂ , цикл	Наработка разрушения N _Σ , цикл		
1	5000000	7878584	12878584	350	закалка, отпуск
5	1000000	5976509	6976509	350	отпуск
7	100000	21717431	21717531	350	закалка, отпуск
8	100000	3289131	3289231	350	отпуск
11	5000000	42498939	47498939	350	отпуск
12	1000000	11478335	12478335	350	закалка, отпуск
2	100000	395328	495328	450	отпуск
3	1000000	758743	1758746	450	закалка, отпуск
6	100000	1339326	1339436	450	отпуск
9	1000000	616950	1616950	450	закалка, отпуск

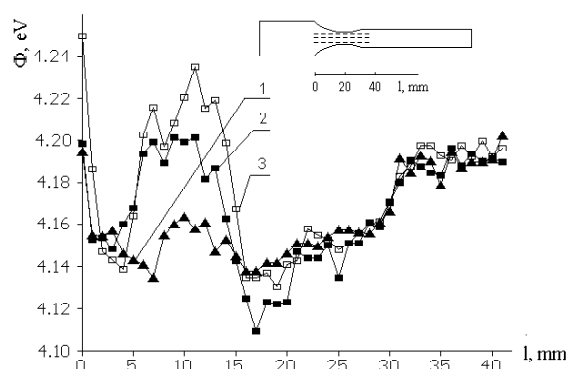


Рисунок 6. Распределение РВЭ вдоль поверхности образца из сплава ЭП479 для наработок 1 – 28; 2 – 85; 3 – 97 млн. циклов

Характерные результаты систематических последовательных измерений работы выхода во время испытаний на усталость показаны на рис. 7. Перед испытаниями, как видно из рисунка, наблюдается некоторое рассеяние значений, измеренных в пределах поверхности одного и того же образца. Это рассеяние составляет примерно 30 мэВ. Область образца длиной 10 мм находится внутри зажима; следует сравнить значения РВЭ в нагружаемой области (15...25 мм от левого края) и значения РВЭ в мало нагруженной части (дальше 25 мм). Наибольший уровень напряжений находится на расстоянии 17 мм от левого края. На рис. 7 видно, что появляется ярко выраженный минимум РВЭ; падение достигает 75 мэВ. Это более, чем в два раза больше, чем рассеяние точек. Важно, что наблюдаемое падение работы выхода произошло во времени, которое вдвое меньше общей долговечности образца. В результате дальнейших испытаний минимум размывается. Разница в работе выхода в нагруженной и в ненагруженной частях образца достигает 100 мэВ.

Таким образом, значения работы выхода уменьшаются в том месте образца, где в дальнейшем происходит обрыв межатомных связей, и это падение происходит задолго до непосредственного нарушения сплошности материала.

При постоянной циклической нагрузке происходят локальные пластические деформации на отдельных участках рабочей поверхности образца. При этом в начале испытаний при небольших нагрузках наблюдается сравнительно равномерный процесс, характеризуемый постоянством средних значений КРП с течением времени. Но стоит только увеличить нагрузку (ближе к пределу усталости), как в районе формирования усталостной трещины наблюдается скачок КРП, соответствующий уменьшению РВЭ. Это означает, что увеличение нагрузки до предела усталости приводит к активным пластическим деформациям в поверхностном слое материала. Релаксирующий, монотонный характер роста РВЭ может быть объяснен диффузионными процессами на ме-

таллической поверхности в поле циклических нагрузок. Неравновесные для данных условий нагружения, дефекты структуры поверхности аннигилируют. Завершающий участок при постоянной нагрузке свидетельствует об отсутствии заметной поверхностной деформации, и только приращение нагрузки приводит к снижению РВЭ. Возможно, что существуют предельные значения приращения РВЭ как в направлении уменьшения, так и в направлении роста, после достижения которых интенсифицируются процессы структурной перестройки на поверхности, изменяющие знак приращения РВЭ. Важно отметить, что эти процессы осуществляются в поле механических нагрузок.

Методом дифракционной электронной микроскопии исследованы образцы из сплава ЭП479 после испытаний на многоцикловую усталость. Структура сплава ЭП479 после закалки и отпуска представляет собой мартенсит, состоящий из пакетов параллельных пластин с высокой плотностью дислокаций. По границе и внутри первичных зёрен аустенита наблюдали выделения карбидной фазы. Анализ показал, что это частицы типа $Me_{23}C_6$, размером 0,2...0,5 мкм (рис. 8).

В рабочей части образца № 1 с циклической нагрузкой при напряжении $\sigma = 46$ кгс/мм², $N = 1125390$ циклов структура в районе трещины. Наблюдается фрагментация мартенситных пластин. Под действием циклической нагрузки происходит взаимодействие дислокаций с образованием субзеренной структуры (рис. 8а).

Напряженное состояние вблизи границ усугубляется скоплением дислокаций. Поджатые к

границам дислокации создают локальную концентрацию напряжений, что может являться предвестником образования субмикротрещин. Препятствием для перемещения дислокаций являются частицы фаз, присутствующие в сплаве.

Не только частицы препятствуют перемещению дислокаций, но и образование субзеренной структуры приводит к более равномерному распределению дислокаций. Чем более однородная структура, тем лучше, меньше вероятность разрушения. Эта особенность хорошо просматривается в образцах №3, 6 и 10. В образце №3 с циклической нагрузкой при напряжении $\sigma = 46$ кгс/мм², $N = 2200000$ циклов наблюдаются субзерна размером 0,3–0,4 мкм (рис. 8б). Увеличение числа циклов до 2000000 при напряжениях 30 и 42 кгс/мм² приводит к более однородной, мелкой субзеренной структуре (рис. 8в), т.е. к однородной пластической деформации. Размеры субзерен достигают 0,1–0,2 мкм. Поэтому, как образец №6, так и №10, при такой однородной мелкой субзеренной структуре и не разрушаются.

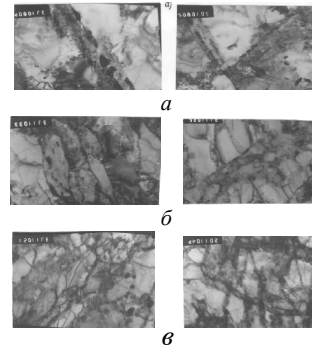


Рисунок 8. Структура сплава ЭП479 в районе трещины при наработке 1,1·10⁶ циклов (а); 2,2·10⁶ циклов (б); 20·10⁶ циклов (в)

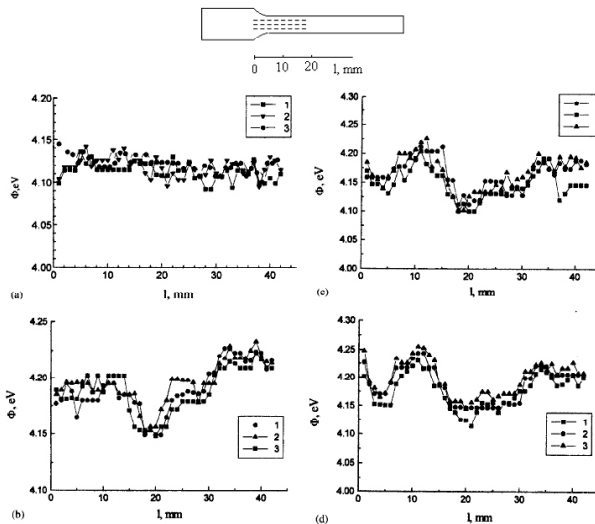


Рисунок 7. Кривые распределения работы выхода электрона для образца, испытанного на усталость. Три вида точек соответствуют измерениям вдоль трех линий, параллельных оси образца: а – начальное состояние (число циклов $N = 0$); б – кривые от 1 до 3: N изменяется от 52 до 69 млн. циклов; с – кривые от 1 до 3: N изменяется от 72 до 84 млн. циклов; д – кривые от 1 до 3: N изменяется от 89 до 97 млн. циклов

Повышение напряжения воздействует в меньшей степени, только циклическая нагрузка влияет на структуру сплава. Образцы с малой циклической нагрузкой разрушаются, а при высокой – разрушения не происходит, т.е. однородная пластическая деформация благоприятно влияет на структуру сплава. Выборочные исследования сплава ЭП866 показали аналогичную картину структуры поверхности в районе концентратора напряжений.

Таким образом, электронномикроскопическое исследование сплава ЭП479 и ЭП866 показало, что под действием циклической нагрузки происходит аннигиляция и взаимодействие дислокаций с образованием субзеренной структуры. Чем больше количество циклов, тем более однородная мелкая субзеренная структура наблюдается.

ВЫВОДЫ

Выполненное исследование процесса усталости позволяет предположить существование двух основных стадий структурных изменений в по-

верхностном слое металлов: стадия обратимых структурных перестроек, когда величина РВЭ для данной точки поверхности периодически уменьшается и увеличивается, колеблясь вблизи некоторого среднего значения; стадия необратимых структурных изменений в материале поверхностного слоя, когда РВЭ в данной точке монотонно уменьшается вплоть до разрушения образца.

Установлено, что в зоне активных циклических деформаций на формирование энергетического рельефа основное влияние оказывает изменение структуры самого металла.

Под действием циклического напряжения в результате локальной пластической деформации происходит деформационное упрочнение, а при некотором числе циклов наступает его насыщение. Выход дислокаций на свободную поверхность сопровождается увеличением атомарной шероховатости поверхности, что приводит к уменьшению РВЭ (рост плотности дислокационных ступенек на свободной поверхности). При достижении определенного значения плотности дислокационных ступенек на поверхности (определяется количеством работающих плоскостей скольжения дислокаций) изменение РВЭ прекращается. Обнаружено, что поверхность образца, охваченная выходом дислокаций на поверхность, соответствует практически всей рабочей области образца.

В результате проведенного исследования обнаружено, что последующая обработка отпуском и закалкой сохраняет особенности энергетического рельефа, сформированные после первой циклической наработки.

Изменение РВЭ отражает процессы, происходящие на металлической поверхности как границы раздела металл-среда. Данные измерений свидетельствуют о дальнедействующем характере изменений РВЭ. Два участка поверхности, удаленные друг от друга на макроскопическое расстояние, взаимодействуют как через объем металла, посредством электронов проводимости, так и через атомные связи в плоскости поверхности (поверхностные упругие волны). Таким образом, при циклическом нагружении металлов возможен перенос энергии в любую точку поверхности образца. Наблюдается сближение поперечных значений РВЭ в пределах доступных значений энергии в зависимости от уровня деформаций. Градиент продольных значений РВЭ можно объяснить расшатыванием и разрушением адсорбционного слоя.

Обнаружено, что при отпуске РВЭ уменьшается, а при обработке закалкой с последующим отпуском РВЭ увеличивается.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Жарин А. Л. Влияние контактных деформаций на величину работы выхода электрона поверхностей / А. Л. Жарин, Е. И. Фишбейн, Н. Шипица // Трение и износ. — 1995. — т. 16, № 3. — С. 488–504.
2. Mousokhranov M. V. Experimental Reserch of Surface Energy Value of Fe37-3FN, C45 and 41Cr4 Steels / M. V. Mousokhranov, V. V. Kalmykov, E. N. Malyshev // International Journal of Applied Engineering. 2017. — Vol. 12, N 17. — С. 6428–6433.
3. Wen Li. Exploring the application of the Kelvin method the history prior to wear and the onset of wear / Li Wen, D.Y. Li // Wear. — 2012. — 253. — P. 746–751.
4. Андреев Л. А. Влияние деформации на работу выхода монокристаллических молибденовых нитей / Л. А. Андреев, Э. Я. Палиге // Физика твёрдого тела. — 1961. — 3, № 10. — С. 3076–3082.
5. Андреев Л. А. Исследование поверхностей холоднодеформированных металлов методом измерения работы выхода электронов / Л. А. Андреев, А. А. Жуховицкий, А. А. Галаев // Электрохимия. — 1969. — 5, № 1. С. 65–70.
6. Craig P. P. Direct observation of stress-induced shifts in contact potentials/ P.P. Craig // Phys.Rev.Lett. — 1969. — 22, N 14. — P. 700–703.
7. Влияние деформации и остаточных напряжений в металлах на работу выхода электронов / В. В. Левитин, С. В. Лоскутов, В. В. Погосов // Физика металлов и металловедение. — 1990. — № 9. — С. 73–79.
8. Левитин В. В. О тензоэмиссионном эффекте в металлах / В. В. Левитин, В. В. Погосов, С. В. Лоскутов // Письма в журнал технической физики. — 1990. — 16, № 3. — С. 14–17.
9. Лоскутов С. В. Изменение работы выхода электронов под влиянием деформирования металла / С. В. Лоскутов, В. В. Левитин, М. И. Правда // Физика металлов и металловедение. — 1995. — 79, № 5. — С. 3–7.
10. Levitin V.V. Influence of Cyclic Stresses upon the Electronic Work Function for the Metal Surface / V. V. Levitin, S. V. Loskutov, M. I. Pravda // Solid State Communication. — 1994. — 92, N 12. — P. 973–976.
11. Алёхин В.П. Физика прочности и пластичности поверхностных слоёв материалов. — М.: Наука, 1983. — 280 с.
12. Вакансии и другие точечные дефекты в металлах и сплавах : Пер. с англ. — М. : Металлургиздат, 1961. — 303 с.
13. Горицкий В. М., Терентьев В. Ф. Структура и усталостное разрушение металлов / Горицкий В. М., Терентьев В. Ф. — М. : Металлургия, 1980. — 208 с.
14. Коцаньда С. Усталостное разрушение металлов. — М. : Металлургия, 1976. — 456 с.
15. Дехтяр И. Я. Связь электронной структуры дефектов с прочностными характеристика-

- ми металла по даним позитронної аннигиляції / И. Я. Дехтяр, Э. Г. Мадатова, Н. М. Нанчева // Доклады АН СССР. – 1978. – 243, № 3. – С. 638–640.
16. Дехтяр И. Я. Электронная структура дефектов в материалах, разрушенных циклической деформацией / И. Я. Дехтяр, Э. Г. Мадатова, А. Чижек, М. Шоб // Механическая усталость металлов : Материалы VII Междунар. коллокви. – Киев, 1983. – С. 139–146.
17. Basinski S. J. Early stages of fatigue in copper single crystals / S. J. Basinski, Z. S. Basinski, A. Howie // Phil. Mag. – 1969. – 19, N 161. – P. 899–924.
18. Горицкий В.М., Терентьев В.Ф. Структура и усталостное разрушение металлов. – М. : Металлургия, 1980. – 208 с.
19. Study of dislocation structure in a polycrystalline pure aluminium strained under fatigue conditions / G. Guichon, J. Chicois, C. Esnouf, R. Fougères // Fatigue 84: Proc of the 2-nd Int. Conf. on Fatigue Thresholds: Birmingham, 3–7 Sept. 1984. – Warley, Vol. 1. – P. 31–40.

Статья поступила в редакцию 10.06.2019

- Лоскутов С. В.** д-р фіз.-мат. наук, професор, завідувач кафедри фізики Національного університету «Запорізька політехніка», Запоріжжя, Україна, e-mail: svl@zntu.edu.ua
- Павленко Д. В.** канд. техн. наук, доцент, професор кафедри технології авіаційних двигунів Національного університету «Запорізька політехніка», провідний інженер ДП «Івченко-Прогрес», Запоріжжя, Україна, e-mail: dvp1977dvp@mail.com
- Гончар Н. В.** канд. техн. наук, доцент, доцент кафедри технології машинобудування Національного університету «Запорізька політехніка», Запоріжжя, Україна, e-mail: gonchar@zntu.edu.ua
- Степанов Д. М.** старш. викл. кафедри технології машинобудування Національного університету «Запорізька політехніка», Запоріжжя, Україна, e-mail: stepanovzntu@gmail.com
- Щетиніна М. О.** молод. наук. співроб. кафедри технології авіаційних двигунів Національного університету «Запорізька політехніка», Запоріжжя, Україна, e-mail: Majtimo11@gmail.com
- Двірник Я. В.** начальник відділу АТ «Мотор Січ», Запоріжжя, Україна, e-mail: dvirnyk@gmail.com

ВПЛИВ ВТОМЛЕНОСТІ І ВІДНОВЛЮЮЧОЇ ТЕРМООБРОБКИ НА ЕНЕРГЕТИЧНИЙ РЕЛЬЄФ ПОВЕРХНІ ДЕТАЛЕЙ ГТД

Мета роботи. Дослідження залежності роботи виходу електронів від підготовки і виду відновлюючої термообробки зразків зі сплавів ЕП479 і ЕП866, що використовуються для виготовлення лопаток ГТД, і від параметрів випробувань на втомленість, а також визначення закономірностей розподілу РВЕ по поверхні досліджуваних зразків.

Методи дослідження. Метод рентгеноструктурного аналізу застосовували для дослідження зміни мікроструктури сплавів (ширина дифракційного піку) до і після відпалу зразків. Роботу виходу електронів визначали за допомогою виміру контактної різниці потенціалів. Методом дифракційної електронної мікроскопії досліджували зміни в структурі сплавів в місці утворення тріщин.

Отримані результати. Були проведені всебічні дослідження змін, що відбуваються в робочій частині зразків при циклічному навантаженні, а також після відновлюючої термообробки і повторного циклічного напруження. Встановлено, що в зоні активних циклічних деформацій на формування енергетичного рельєфу основний вплив робить зміна структури самого металу.

Виявлено, що подальша обробка відпуском і загартуванням зберігає особливості енергетичного рельєфу, сформовані після першого циклічного напруження.

Вивчення процесу втомленості за допомогою РВЕ показало наявність двох стадій: зворотних структурних змін – РВЕ коливається, повертаючись на початкове середнє значення, і після певного моменту зміни структури стають незворотними і ведуть до руйнування – значення РВЕ неухильно падає.

Наукова новизна. Вперше дослідження роботи виходу електронів були застосовані при вивченні процесів втомленості сплавів ЕП479 і ЕП866, що використовуються в авіадвигунобудуванні для виготовлення лопаток ГТД, що працюють при знакозмінних навантаженнях. Встановлено, що термічна обробка після циклічного напруження веде до відновлення енергетичного рельєфу поверхні досліджу-

ваних сплавів.

Практична цінність. Дослідження РВЕ може служити неруйнівним методом контролю лопаток ГТД, тому що в місці найбільш активно протікаючих мікродеформацій, в якому після напрацювання з'являються тріщини, значення РВЕ в цьому місці поверхні показує провал – різке падіння вже через 1% бази випробувань.

Ключові слова: лопатки ГТД; структура поверхні; циклічні навантаження; робота виходу електронів; контактна різниця потенціалів; термообробка.

- Loskutov S. V.** Dr. F. Sciences, Professor, Head of the Department of Physics of National University «Zaporizka politeknika», Zaporizhia, Ukraine, e-mail: svl@zntu.edu.ua
- Pavlenko D. V.** Ph.D, Associate Professor, Professor of the Aircraft Engines Technologies Department of National University «Zaporizka politeknika», Lead Engineer of State enterprise "Ivchenko-Progress", Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: dvp1977dvp@mail.com
- Honchar N. V.** Ph.D, Associate Professor, Associate Professor of the Mechanical Engineering Department of National University «Zaporizka politeknika», Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: gonchar@zntu.edu.ua
- Stepanov D. M.** Senior Lecturer of the Mechanical Engineering Department of National University «Zaporizka politeknika», Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: stepanovzntu@gmail.com
- Shchetynina M. O.** Junior Researcher. of the Aircraft Engines Technologies Department of National University «Zaporizka politeknika», Zaporizhzhia, Ukraine e-mail: Majtimo11@gmail.com
- Dvirnyk Ya. V.** Head of Department, Motor Sich JSC, Zaporizhia, Ukraine, e-mail: dvirnyk@gmail.com

INFLUENCE OF FATIGUE AND RESTORING HEAT TREATMENT ON THE ENERGY RELIEF OF THE SURFACE OF GTE DETAILS

Purpose. The study of the dependence electron work function (EWF) from type of processing and restoring heat treatment of samples from alloys of GTE blades, and from fatigue tests; the determination the patterns of distribution of EWF over the surface of tested samples.

Methodology. The method of X-ray analysis was applied to the study of changes in the microstructure of the alloys (the width of the diffraction peak) before and after annealing the samples. The electron work function was determined by measuring the contact potential difference. The method of diffraction electron microscopy was used for study of changes in the structure of the alloys in the area of formation of cracks.

Findings. Comprehensive studies were carried out on the changes occurring in the working part of the samples during cyclic loading, as well as after restoring heat treatment and repeated cycling. It has been established that in the zone of active cyclic deformations, the formation of the energy relief is mainly influenced by a change in the structure of the part metal.

It was found that the subsequent processing by tempering and quenching retains the peculiarities of the energetical relief, which was formed after the first cyclic operating time.

The study of the process of fatigue using EWF showed the presence of two stages: reversible structural changes – EWF fluctuates, returning to the initial average value, and after a certain moment of change, the structures become irreversible and lead to destruction – the value of EWF steadily decreases.

Originality. For the first time, studies of the electron work function were applied in the study of the fatigue processes of EP479 and EP866 alloys used in aircraft engine building for the manufacture of GTE blades operating under alternating loads. It has been established that heat treatment after long cyclic load leads to the restoration of the energy relief of the surface of these alloys.

Practical value. The study of EWF can serve as a non-destructive method of controlling GTE blades, since the place of the most actively occurring microdeformations, in which then cracks appear after the accumulation, the values of the EWF in this place of the surface show a failure – a sharp drop already after 1% of the test base.

It has been established that, after operating out, a restoring heat treatment can be successfully applied to increase the fatigue resistance of samples from these alloys.

Key words: GTE blades; surface structure; cyclic loads; electron work function; contact potential difference; heat treatment.

REFERENCES

1. Zharin A. L., Fishbeyn E. I., Shipitsa N. (1995). Vliyanie kontaktnykh deformatsiy na velichinu raboty vyihoda elektrona poverhnostey. *Trenie i iznos*, 16, 3, 488–504. (in Russian)
2. Mousokhranov M. V., Kalmykov V. V., Malyshev E. N. (2017). Experimental Reserch of Surface Energy Value of Fe37-3FN, C45 and 41Cr4 Steels. *International Journal of Applied Engineering*, 12, 17, 6428–6433.
3. Wen Li. (2012). Exploring the application of the Kelvin method the history prior to wear and the onset of wear. *Wear*. 746–751.
4. Andreev L. A., Palige E. Ya. (1961). Vliyanie deformacii na rabotu vyihoda monokristallicheskih molibdenovykh nitej. *Fizika tvyordogo tela*, 3(10), 3076–3082. (in Russian).
5. Andreev L. A., Zhuhovickij A. A., Galaev A. A. (1969). Issledovanie poverhnostej holodno-deformirovannykh metallov metodom izmereniya raboty vyihoda elektronov. *Elektrokhimiya*, 5(1), 65–70. (in Russian)
6. Craig P. P. (1969). Direct observation of stress-induced shifts in contact potentials. *Phys. Rev. Lett*, 22(14), 700–703.
7. Levitin V. V., Loskutov S. V., Pogosov V. V. (1990). Vliyanie deformacii i ostatochnykh napryazhenij v metallah na rabotu vyihoda elektronov. *Fizika metallov i metallovedenie*, 9, 73–79. (in Russian)
8. Levitin V. V., Pogosov V. V., Loskutov S. V. (1990). O tenzoemissionnom effekte v metallah. *Pisma v zhurnal tehnichejskoj fiziki*, 16 (3), 14–17. (in Russian)
9. Loskutov S. V., Levitin V. V., Pravda M. I. (1995). Izmenenie raboty vyihoda elektronov pod vliyaniem deformirovaniya metalla. *Fizika metallov i metallovedenie*, 79(5), 3–7. (in Russian)
10. Levitin V. V., Loskutov S. V., Pravda M. I. (1994). Influence of Cyclic Stresses upon the Electronic Work Function for the Metal Surface. *Solid State Communication*, 92(12), 973–976.
11. Alyohin V. P. (1983). Fizika prochnosti i plastichnosti pove-rhnostnykh slojov materialov. M.: Nauka, 280 (in Russian)
12. Vakansii i drugie tochechnye defekty v metallah i splavah (1961). Per. s angl. M.: Metallurgizdat, 303.
13. Gorickij V. M., Terentev V. F. (1980). Struktura i ustalostnoe razrushenie metallov. M.: Metallurgiya, 208. (in Russian)
14. Kocanda S. (1976). Ustalostnoe razrushenie metallov. M.: Metallurgiya, 456 s. (in Russian)
15. Dehtyar I. Ya., Madatova E. G., Nancheva N. M. (1978). Svyaz elektronnoj struktury defektov s prochnostnymi karakteristikami metalla po dannym pozitronnoj annigilyacii. *Doklady AN SSSR*, 243(3), 638–640. (in Russian)
16. Dehtyar I. Ya., Madatova E. G., Chizhek A., Shob M. (1983). Elektronnaya struktura defektov v materialah, razrushennykh ciklicheskoj deformaciej. *Mehanicheskaya ustalost metallov: Mate-rialy VII Mezhdunar. kollokv.* Kiev, 139–146. (in Russian)
17. Basinski S. J., Basinski Z. S., Howie A. (1969). Early stages of fatigue in copper single crystals. *Phil. Mag*, 19(161), 899–924.
18. Gorickij V.M., Terentev V.F. (1980). Struktura i ustalostnoe razrushenie metallov. M.: Metallurgiya, 208 (in Russian)
19. Guichon G., Chicois J., Esnouf C., Fougères R. (1984). Study of dislocation structure in a polycrystalline pure aluminium strained under fatigue conditions. *Fatigue 84: Proc of the 2-nd Int. Conf. on Fatigue Thresholds: Birmingham*, 3–7 Sept. Warley, 1, 31–40.