

ДИАГНОСТИКА УСТАЛОСТНОЙ ПОВРЕЖДЕННОСТИ ДЕТАЛЕЙ МЕТОДАМИ ВДАВЛИВАНИЯ И ЦАРАПАНЫ ПОВЕРХНОСТИ ИНДЕНТОРОМ

Введение

Способность материала оказывать сопротивление механическому проникновению в него другого, более твердого тела называется твердостью [1]. Проникающее «тело» именуется индентором, а «механическое проникновение» – индентированием (indenting). Твердость считается интегральной характеристикой прочности и пластичности материалов, из-за простоты реализации метод индентирования получил широкое распространение в практике. Кроме твердости при индентировании возможно определение целого ряда практически значимых физико-механических свойств материалов [2].

Основным параметром при индентировании является глубина внедрения индентора. Тенденция к уменьшению этого параметра и, тем самым, к локализации объемов материала, в которых происходит реакция на внедрение индентора, до микрометрового размерного уровня обусловило развитие метода оценки микротвердости. На современном этапе с появлением приборов, созданных с применением MEMS/NEMS технологий (наноиндентомеры), глубина внедрения инденторов определяется в нанометрическом масштабе [3], что существенно расширило диапазон регистрируемых деформационных и прочностных характеристик материалов. В настоящее время методология наноиндентирования и ее приборное воплощение получило широкое развитие и является перспективным научно-практическим направлением [4,5].

Если испытания вдавливанием индентора можно отнести к методу локального (точечного) определения твердости, то метод царапанья (scratch testing) или склерометрия [6] позволяет оценивать микро-

твердость непрерывно вдоль трассы сканирования индентора. Перспективным направлением использования данного метода является оценка неоднородности деформационно-прочностных свойств поверхности [7]. С развитием нанотехнологий метод наносклерометрии бурно развивается и широко используется в тонких физических исследованиях свойств поверхности материалов [8,9].

В связи с открывающимися большими возможностями методов точечного и сканирующего наноиндентирования актуальной становится проблема их использования для диагностики поврежденности поверхностных слоев, в частности при усталости материалов.

Формулирование проблемы

Известно, что процессы поврежденности материалов при усталости, связанные с формированием и эволюцией дислокационной структуры, разрыхлением и разрушением интенсифицируются в поверхностном слое и характеризуются локальностью протекания на поверхности [10,11]. Данные процессы проявляются в изменении с числом циклов физико-механических свойств материалов, которые регистрируются различными физическими методами [10]: экзoeлектронной эмиссии, позитронной аннигиляции, измерением внутреннего трения и удельного остаточного сопротивления и т.п. К одному из таких методов относится измерение микротвердости. Если реализация этого метода точечным индентированием получила распространение [12,13], то возможность оценки усталостной поврежденности царапаньем поверхности практически не изучалась.

Целью настоящей работы является изучение изменений при циклическом нагружении деформационно-прочностных свойств микрометрового поверхностного слоя конструкционного алюминиевого сплава Д-16 методами точечного и сканирующего наноиндентирования.

Решение проблемы

Методика и программа проведения эксперимента

Исследовался плоский образец из сплава Д16 с плакирующим слоем. Рабочая часть образца переменной ширины выполнялась в виде «талии». На поверхности рабочей части с минимальной шириной, где действуют максимальные напряжения, были выбраны два участка на разных сторонах образца (нагруженность участков одинакова). Для получения гладкой поверхности один участок полировался, другой, с целью устранения поверхностных напряжений, протравливался соответствующими реактивами [14]. Средний размер зерна составлял 30 мкм.

Образец подвергался циклическому пульсирующему растяжению на испытательной машине МУП-50 с максимальным напряжением цикла в зоне исследуемых участков 200 МПа.

Индентирование поверхности исследуемых участков производилось с применением multifunctional прибора «Микрон-гамма» [15].

При непрерывном внедрении индентора (четырёхгранная пирамида Виккерса) силой, равной 0,2 Н, определялись: максимальная глубина внедрения индентора h_1 , глубина внедрения после разгрузки h_2 , работа вдавливания S_1 и работа упругого восстановления S_2 , доля необратимо поглощенной материалом энергии $s = 1 - S_2 / S_1$ [15]. Определялись средние значения данных параметров по результатам не менее 10 уколов.

Микротвердость (ГПа) рассчитывалась по формуле

$$H_i = 37,84 \frac{P}{h_i^2}, \quad (1)$$

где P - сила внедрения индентора (Н); h_i - глубина внедрения (мкм). При $i = 1$ получаем невосстановленную микротвердость, а при $i = 2$ - восстановленную [16].

Сканирующее наноиндентирование осуществлялось царапанием поверхности пирамидой Виккерса при постоянно действующей на индентор силе, нормальной к поверхности. В процессе царапания фиксировалось изменение глубины внедрения индентора по трассе сканирования (рис.1), что характеризует неоднородность деформационно-прочностных свойств материала по длине царапины [15].

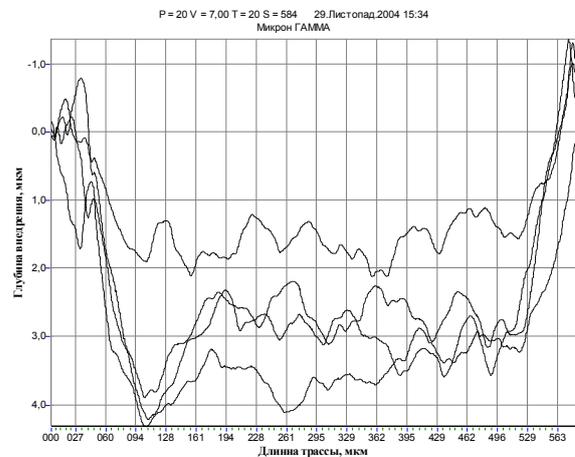


Рис. 1. Изменение глубины внедрения по трассе сканирования для 4-х реализаций индентирования протравленной поверхности сплава Д-16 после нагрузки $2 \cdot 10^4$ циклов. Сила внедрения $P = 0,2$ Н.

Измерения при индентировании проводились на образце перед нагружением, а также после нагрузок $N = 10, 20, 30, 80$ и 100 тысяч циклов. Образец разрушился после 123 тыс. циклов.

Результаты экспериментальных исследований при вдавливании индентора

Для полированной поверхности сплава Д-16 полученные зависимости микротвердости от цикличе-

ской наработки подобны изменению микротвердости легированных жаропрочных сплавов при изотермическом усталостном нагружении [13].

На инкубационной стадии усталостной поврежденности наблюдается рост микротвердости, что обусловлено процессами упрочнения материала (рис. 2, кривые 2, 4). На этой стадии в поверхностном слое за счет эволюции дислокационной структуры формируются локальные дислокационные группы, концентрирующие упругую энергию искажения кристаллической решетки, что приводит к повышению внутренних напряжений II рода. Повышается сопротивление локальному пластическому деформированию при внедрении индентора, микротвердость возрастает.

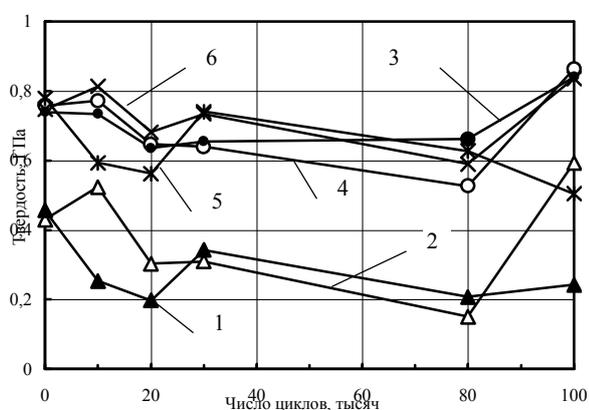


Рис. 2. Изменение невосстановленной (1, 2) и восстановленной (3, 4) микротвердости, доли необратимо поглощенной материалом при индентировании энергии (5, 6) в зависимости от числа циклов нагружения. Кривые 1, 3, 5 для протравленной поверхности, кривые 2, 4, 6 – для полированной

На последующей стадии усталостной поврежденности – стадии разрыхления концентрация внутренней энергии в дислокационных группах сопровождается релаксационными процессами, ведущими к перестройке дислокационной структуры, зарождению субмикроскопических дефектов и уменьшению внутренних напряжений. Сопротивление локальному пластическому деформированию снижается, что приводит к уменьшению микротвердости (рис. 2).

На стадии, предшествующей разрушению, на-

блюдается значительное увеличение микротвердости. Значение невосстановленной твердости возрастает в 4 раза (кривая 2). Этот параметр может использоваться в качестве диагностического показателя усталостной поврежденности сплава Д16.

Доля необратимо поглощенной материалом при индентировании энергии изменяется с числом циклов нагружения аналогично изменению микротвердости (рис.2, кривая 6).

Для протравленной поверхности получены несколько отличные результаты. Если восстановленная микротвердость близка по значениям и характеру изменения для полированной поверхности (кривая 3), то невосстановленная показывает отсутствие начальной стадии упрочнения (кривая 1). Значение поглощенной энергии уменьшается (кривая 5). В интервале наработки от 30 до 80 тысяч циклов значения микротвердости и необратимо поглощенной энергии для полированной и протравленной поверхностей практически совпадают. Упрочнение, предшествующее разрушению, для протравленной поверхности отсутствует (кривая 1), а поглощенная энергия существенно уменьшается (кривая 5).

Результаты экспериментальных исследований при склерометрии

На среднем участке трасы (рис.1), где изменение глубины стабилизируется, определялись математическое ожидание (МО) и среднее квадратическое отклонение (СКО) глубины царапины по трассе сканирования.

Распределение глубины удовлетворительно описывается нормальным и логарифмически-нормальным законами (рис. 3).

Изменение осредненной по длине царапины глубины внедрения индентора в зависимости от числа циклов нагружения свидетельствует о наличии нескольких стадий усталостной поврежденности. При этом проявление данных стадий на полированной и протравленной поверхности зеркально проти-

воположно (рис.4).

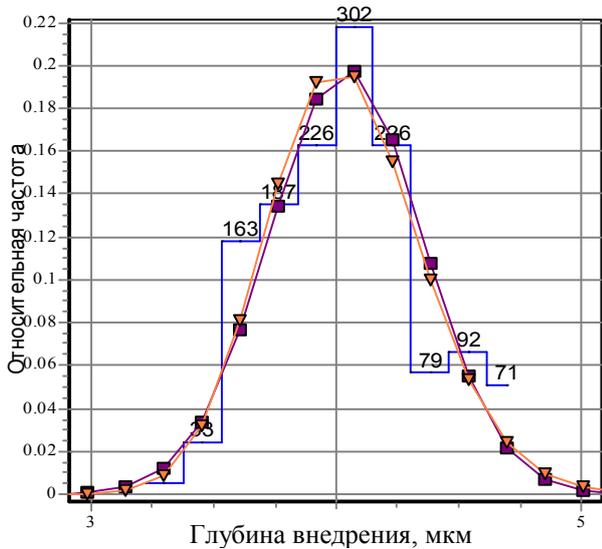


Рис. 3. Распределение глубины внедрения индентора по трассе сканирования при царапании протравленной поверхности сплава Д-16 после наработки $3 \cdot 10^4$ циклов. Сила внедрения $P = 0,2$ Н. Гистограмма – экспериментальные данные, аппроксимация нормальным (■) и логнормальным (▼) законами распределения

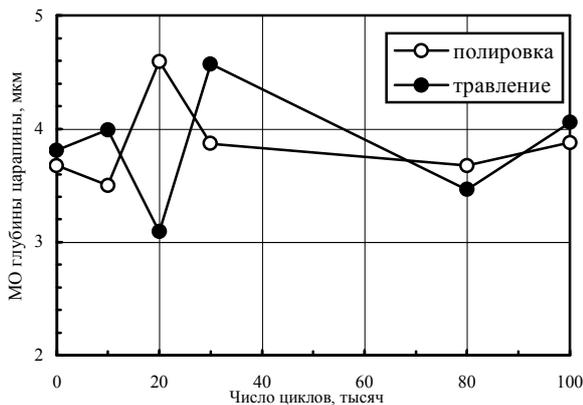


Рис. 4. Изменение МО глубины царапины для полированной и протравленной поверхности в зависимости от числа циклов нагружения. Сила внедрения индентора $P=0,2$ Н

Для полированной поверхности после $1 \cdot 10^4$ циклов происходит уменьшение МО глубины (упрочнение), при $2 \cdot 10^4$ циклов – резкое ее увеличение (разупрочнение) с последующим повторным уменьшением (упрочнением). От $3 \cdot 10^4$ до $1 \cdot 10^5$ циклов глубина царапины практически не изменяется.

Для протравленной поверхности при сканирующем индентировании наблюдается противоположное по отношению к полировке чередование стадий усталости: разупрочнение – упрочнение – разупрочнение (рис.4).

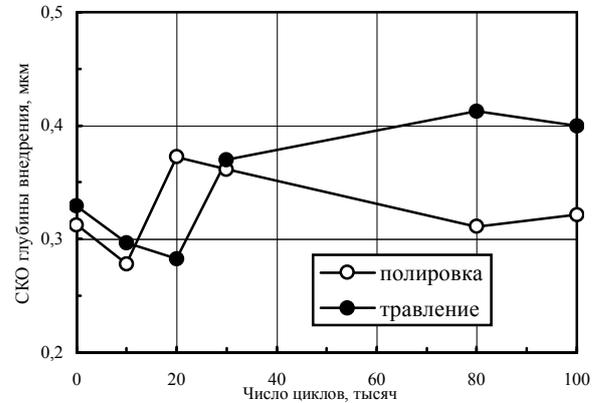


Рис. 5. Изменение SKO глубины царапины для полированной и протравленной поверхности в зависимости от числа циклов нагружения. Сила внедрения индентора $P=0,2$ Н

Рассеивание значений глубины царапины по трассе сканирования для полированной и протравленной поверхности до $3 \cdot 10^4$ циклов имеет одинаковый характер изменения в процессе циклического нагружения (рис.5). На начальной стадии разброс уменьшается, а затем увеличивается. С $3 \cdot 10^4$ циклов неоднородность глубины для полированной поверхности уменьшается, а для протравленной – увеличивается. Это показывает, что на поверхности, свободной от остаточных напряжений, неоднородность деформационно-прочностных свойств проявляется более значительно.

Заключение

Стадийность усталостной поврежденности алюминиевого сплава Д-16 достаточно информативно проявляется при локальном и сканирующем наиндентировании поверхности. Такие параметры как невосстановленная микротвердость, доля поглощенной при индентировании энергии, SKO глубины царапины могут использоваться в качестве диагно-

стических показателей разрушения при усталости сплава Д16. Травление поверхности существенным образом изменяет процессы формирования дислокационной структуры поверхностного слоя при циклическом нагружении.

Список литературы:

1. *Машиностроение. Энциклопедический справочник.* – М.: Машигиз, 1948. – 3. – 712 с.
2. Булычев С.И., Алехин В.П. Испытание материалов непрерывным вдавливанием индентора. – М.: Машиностроение, 1990. – 224 с.
3. Головин Ю.И., Иволгин В.И., Коренков В.В., Рябко Р.И. Определение комплекса механических свойств материалов в нанобъемах методами наноиндентирования. // *Конденсированные среды и межфазные границы.* - 2001. – 3. – № 2. - С. 122-135.
4. Wolf В. Inference of mechanical properties from instrumented depth sensing indentation at tiny loads and indentation depths // *Cryst. Res. Technol.* – 2000. – 35. – № 4. - P. 377-399.
5. VanLandingham M. R. Review of instrumented indentation // *J. Res. Natl. Inst. Stand. Technol.* – 2003. – 108 – № 4. - P. 249-265.
6. Склерометрия. Теория, методика, применение испытаний на твердость царапаньем / Под ред. М.М. Хрущова. - М.: Наука, 1968.-219 с.
7. Запорожец В.В., Кордонский Х.Б., Оре О.В. Деформационно-спектральный метод исследования однородности поверхностного слоя металлов // *Надежн. и долг. машин и сооружений.*-1990.- № 17.-С. 57-65.
8. Микросклерометрия в изучении влияния среды на механические свойства металлов / Е.Д. Шукина, Т.А. Михалскас, Р.Е. Грин и др. // *Физика и химия обработки материалов.*-1988. – № 3. – С. 99-104.
9. Sundararajan S., Bhushan B. Development of a continuous microscratch technique in an atomic force microscope and its application to study scratch resistance of ultrathin hard amorphous carbon coatings // *J. Mater. Res.* – 2001. – 16. – № 2. – P. 437-445.
10. Яковлева Т.Ю. Локальная пластическая деформация и усталость металлов. – Киев: Наукова думка, 2003. – 238 с.
11. Прокопенко А.В., Маковецкая И.А., Штукатурова А.С. Поверхностные свойства и предел выносливости металла. *Сообщ. 2. Неравномерность свойств на поверхности* // *Пробл. прочн.-1986.-№ 6.* - С. 41-44.
12. Иванова В.С. Усталостное разрушение металлов. - М.: Металлургия, 1963.-198 с.
13. Погребняк А.Д., Желдубовский А.В. К вопросу об оценке сопротивления усталости жаропрочных материалов на основе измерений микротвердости. *Сообщ.1. Закономерности изменения состояния поверхности в процессе усталости* // *Пробл. прочности.* - 1983.-№ 12.-С. 27-31.
14. Коваленко В.С. Металлографические реактивы: Справочник. – М.: «Металлургия», 1981.– 120 с.
15. Игнатович С.Р., Закиев И.М. Борисов Д.И. Методика исследования физико-механических свойств поверхностных слоев материалов при усталости с использованием многофункционального прибора «Микрон-Гамма» // *Авиационно-космическая техника и технология.* - 2004. – №8 (16). – С. 163-166.
16. Булычев С.И. Соотношение между восстановленной и невосстановленной твердостью при испытании наноиндентированием // *Журн. Техн. Физ.* – 1999. – 69. – вып. 7. – С. 42-48.