

ставив в одинаковых горизонтальном и вертикальном масштабах расположение акустического центра источника шума, экрана и расчетной точки в вертикальной плоскости, перпендикулярной плоскости экрана.

Шумопонижение экрана в зависимости от разницы путей прохождения звука  $\delta$  определяется по формуле или графически, по номограмме на рисунке.

$$\Delta L_{\text{экр}} = 18,2 + 7,81g(\delta + 0,2) \quad (5)$$

где:  $\Delta L_{\text{экр}}$  – шумопонижение экрана, дБА;  $\delta$  – разница между геометрическим расстоянием источник шума – расчетная точка и кратчайшим расстоянием между источником шума и расчетной точкой, м.

### Литература

1. Методические рекомендации по защите от транспортного шума территорий, прилегающих к автомобильным дорогам. Москва: «РОСАВТОДОР», 2011.
2. Васильев А.В. Экология и промышленность России, июнь 2004. Снижение шума транспортных потоков в условиях современного города.
3. Осипов Г.Л. Защита от шума в градостроительстве. 1993.
4. Иванов Н.И. Безопасность жизнедеятельности, № 8, 2005. Применение акустических экранов для защиты от шума автомобильного и железнодорожного транспорта.

### **Энергетическое состояние поверхности углеродистых сталей как характеристика их коррозионной стойкости**

д.х.н. с.н.с. И.И. Реформатская, д.х.н. А.Н. Подобаев, Д.С. Шишлов, В.Д. Чибышева,  
к.х.н. О.Ю. Артамонов

*Научно-исследовательский физико-химический институт им. Л.Я. Карпова,  
Университет машиностроения  
reformir@yandex.ru*

*Аннотация.* Методами энергодисперсионного анализа, сканирующей туннельной микро- и спектроскопии исследовано состояние различных участков поверхности опытной плавки углеродистой стали 20, содержащей 0,75 % Cr. При отсутствии в металле коррозионно активных сульфидных включений очагами локальной коррозии служат инертные карбиды хрома и оксиды алюминия. Очаги локальной коррозии возникают в местах выхода на поверхность рассматриваемых фазовых выделений вследствие ускоренного травления границ металл/включение, на которых наблюдается резкое повышение туннельной активности.

*Ключевые слова:* сталь, включение, фаза, туннельная микроскопия, туннельная спектроскопия, локальная коррозия, активные центры

В предыдущей статье [1] было показано, что коррозионно-электрохимические характеристики углеродистых сталей существенно зависят от изменения содержания в них хрома в количествах до ~ 1 масс. %. С ростом содержания хрома затрудняется переход стали в пассивное состояние, и облегчается процесс образования питтингов. Небольшие добавки титана, напротив, улучшают коррозионно-электрохимическое поведение рассматриваемых сталей. Для подтверждения высказанных предположений необходимо проведение специальных исследований поверхности металла, в том числе методом туннельной спектро- и микроскопии (СТС и СТМ).

Известно, что размер атомов хрома и железа отличаются не более, чем на 1%, что определяет возможность существования непрерывного ряда твердых растворов в системе Fe-Cr [2]. Однако при введении хрома в железо все же происходят искажения кристаллической решетки [3], что неизбежно должно сказаться и на энергетическом состоянии поверхности ме-

талла. Очевидно, что и отличия свойств фазовых и структурно-фазовых составляющих стали от свойств металлической матрицы должны быть причиной локальных искажений поверхностной электронной структуры, которые, в свою очередь, влияют на процессы межфазного переноса заряда, локальные изменения скорости которых выявляются методами СТС и СТМ.

Туннельный перенос электронов наблюдается при сближении двух проводников, разделенных диэлектриком, расположенных на определенном расстоянии, достаточно малом для возникновения электрического тока, когда часть электронов проходит сквозь потенциальный барьер. Коррозионный процесс имеет определенное сходство с протекающими при проведении исследований методами туннельной микро- или спектроскопии, поскольку в анодном процессе (окислении металла) электроны с поверхности металлической фазы переходят в объем металла. В катодном процессе электроны переходят из металла в контактирующую с ним фазу.

При использовании метода СТМ фиксируют либо туннельный ток, либо расстояние между острием зонда и исследуемой поверхностью, метод сканирующей туннельной спектроскопии СТС основан на непрерывном измерении туннельного напряжения ( $U_t$ ) или туннельного расстояния ( $Z$ ) и одновременной регистрации туннельного тока между концевым атомом острия иглы и ближайшим атомом поверхности [4-7]. В зависимости от знака напряжения между зондом и исследуемым металлом происходит туннельный перенос электронов либо с зонда в металл либо из металла в зонд. Первый процесс имеет некоторое сходство с анодным окислением металла, а второй – с катодным восстановлением деполяризатора. Различия между электрохимическим и туннельным переносом заряда заключаются в том, что в электрохимических реакциях участвуют частицы, энергия которых равна или выше высоты потенциального барьера. В туннельном переносе заряда участвуют частицы, энергия которых ниже высоты потенциального барьера.

#### Методика эксперимента

Исследовали модельные углеродистые стали, химический и фазовый составы которых приведены в предыдущей статье [1]. Поверхность сталей исследовали при помощи сканирующего туннельного микроскопа типа “СЗМ Solver EC”. Параметры сканнера обеспечивают проведение СТМ-измерений (в рабочем поле около  $1 \times 1$  мкм и около 0,5 мкм по высоте) локальных координат анализируемой части поверхности (с точностью до 0,036 нм по осям  $X$  и  $Y$  и 0,0125 нм по оси  $Z$ ) и получение картины электронного образа поверхности (то есть пространственной электронной структуры ее поверхности) или ее топографии как в субатомном, так и в микромасштабе.

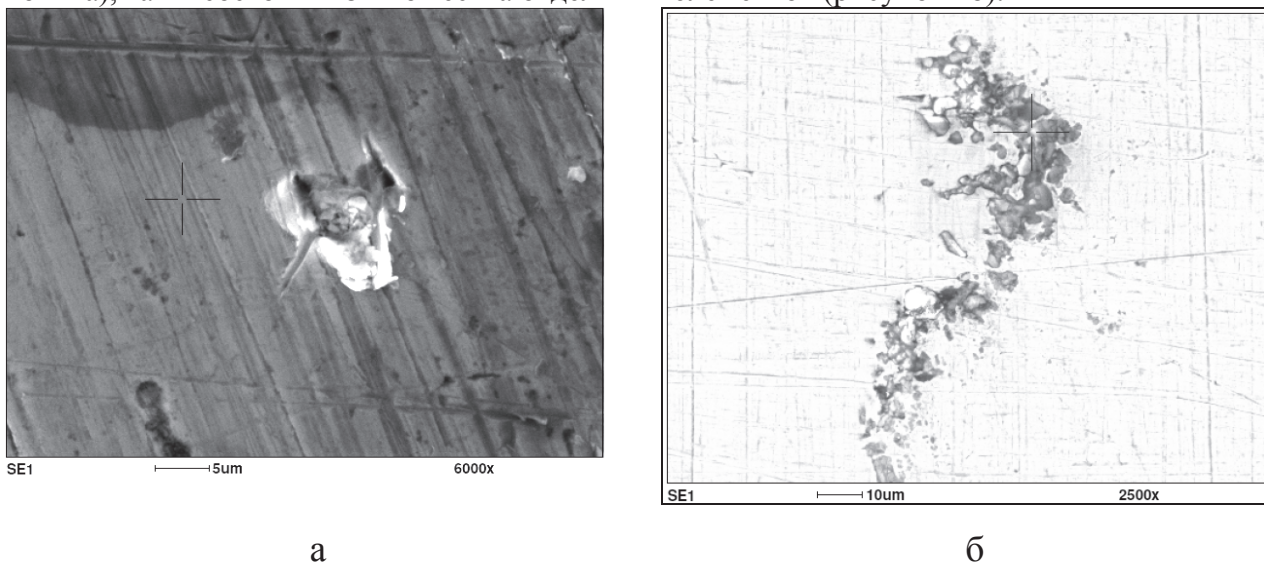
Комплекс позволяет регулировать туннельное напряжение в интервале от -5 до +5 В с погрешностью до 2-3 мВ. Туннельный ток ( $I_0$ ) задается с точностью до 0,010 нА в интервале до 10 нА. При измерении, как и в зарубежных приборах, задают режим сканирования ( $I_t = \text{const}$ , либо  $Z = \text{const}$ ), требуемую скорость развертки изображения  $V_{el}$ , число измерений в каждой точке, а также точные координаты начального угла сканируемого участка в пределах поля, допускаемого параметрами сканнера. Длительность каждого измерения зависит от скорости сканирования и размера поля и может составлять от нескольких секунд до десятков минут.

Элементный состав отдельных участков поверхности исследованных материалов определяли методом энергодисперсионного анализа при помощи энергодисперсионной приставки Link к электронному микроскопу Edax-32. При определении общего химического состава одновременно проводили анализ по элементам, присутствие которых ожидалось в металле – Fe, Cr, Ni, Mn, Si, Al, Ca, K, S, Cl, Na, Mg, Ti, P, Cu, Zn, Cl, Bi, Pb.

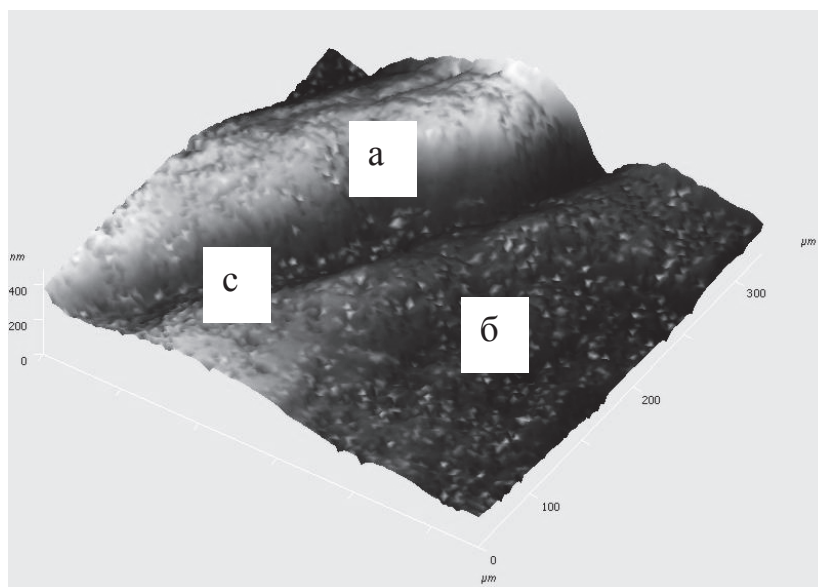
Заключения о природе фазовых выделений делали на основе результатов количественного анализа их элементного состава и литературных данных о природе возможных фазовых выделений.

**Экспериментальные результаты и их обсуждение**

С помощью сканирующей электронной микроскопии определяли морфологию коррозионно активных зон. Как видно (рис. 1), размер, фазовая гетерогенность и геометрические очертания коррозионно активных зон различаются. Они могут быть как монолитными (рисунок 1а), так и состоять из множества отдельных элементов (рисунок 1б).



**Рисунок 1. Коррозионно активные зоны на поверхности низколегированной стали с содержанием Cr: а – 0,54 %; б – 0,74%**



**Рисунок 2. СТМ изображение поверхности (350x350 мкм) стали, содержащей 0,75 % Cr вблизи включения. а) включение; б) матрица; в – граница металл/включение**

Согласно результатам энергодисперсионного анализа очаги локальной коррозии образовывались в месте выхода на поверхность металла оксидов алюминия и карбидов железа как в виде монолитной фазы, так и в виде скопления мелких частиц. Как известно, сами указанные фазовые выделения коррозионно не активны – скорость их растворения в слабоконцентрированных водных средах на несколько порядков величины ниже скорости растворения основной фазы углеродистых сталей – феррита. Это позволяет предположить, что не сами избыточные фазы и неметаллические включения, а напряженные зоны вокруг них являются причинами возникновения очагов локальной коррозии в местах выхода на поверхность

металла обнаруженных выделений.

Для подтверждения высказанного предположения были проведены исследования методами СТС и СТМ. Как видно (рисунок. 2) после подтравливания поверхности металла по методу [8] преимущественному растворению подверглась граница металл/включение.

Сведения о количестве активных центров для различных участков поверхности стали, содержащей 0,75 % Cr, приведены в таблице. Как видно, наибольшее количество активных центров и плотность туннельного тока максимальны на границе металл/включение. Таким образом, даже при выделении в стали коррозионно не активных фаз и неметаллических включений стойкость металла против локальной коррозии будет определяться их присутствием и количеством. Основной причиной возникновения очагов локальной коррозии в местах выхода рассматриваемых фазовых выделений является резкое повышение туннельной активности на границе металл/включение.

Таблица

Характеристики энергетического состояния поверхности опытной углеродистой стали, содержащей 0,75 % Cr

Область	Количество центров активации	$\Sigma i_t$ , нА/мкм <sup>2</sup>
Граница	194	0,45
Включение	129	0,26
Матрица	41	0,11

#### Выводы

1. Методами энергодисперсионного анализа, сканирующей туннельной микро- и спектроскопии исследовано состояние различных участков поверхности опытной плавки углеродистой стали 20, содержащей 0,75 % Cr.

2. При отсутствии в металле коррозионно активных сульфидных включений очагами локальной коррозии служат плохо растворимые в водных Растворах электролитов карбиды хрома и оксиды алюминия.

3. Очаги локальной коррозии возникают в местах выхода рассматриваемых фазовых выделений вследствие ускоренного травления границы металл/включение.

4. Причиной ускоренного травления границы металл/включение является резкое повышение туннельной активности в указанной области.

**Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ, проект № 11-03-00521-а.**

#### Литература

1. Реформатская И.И., Подобаев А.Н., Шишлов Д.С., Чибышева В.Д., Артамонов О.Ю /Роль хрома в коррозионно-электрохимическом поведении углеродистых сталей // Известия МГТУ «МАМИ», 2013 N1(15), т. 4.
2. Диаграммы состояния двойных и многокомпонентных систем на основе железа. Справочник. Под ред. О.А. Банных и М.Е. Дрица. // М.: Металлургия. 1986. 439 с.
3. Уманский Я.С., Скаков Ю.А. Физика металлов. Атомное строение металлов и сплавов. Атомиздат, 1978. 352 с.
4. Стрючкова Ю.М., Касаткин Э.В. /Исследование наноструктуры и поверхностных энергетических свойств сплавов Fe-20%Cr-40%Ni и Fe-20%Cr-70%Ni методами in situ ЭСТМ и ЭСТС // Физикохимия поверхности и защита материалов, 2010, Т. 46, №3, 283-291.
5. Данилов А.И. /Сканирующая туннельная и атомно-силовая микроскопия в электрохимии поверхности // Успехи химии, 1995, Т. 64, №8, С. 818-833.
6. Magonov S.N., Whangbo M.-H. /Surface analysis with STM and AFM: experimental and theoretical aspects of image analysis. – Weinheim; New York; Base1; Cambridge; Tokyo: VCH, 1996, 323 p.



7. Halbritter J., Repphun G., Vlnzelberg S., Staikov G., Lorenz W.J. / Tunneling mechanisms in electrochemical STM – distance and voltage tunneling spectroscopy // *Electrochimica Acta*, 1995, V. 40, No. 10, P. 1385-1394.
8. Реформатская И.И., Подобаев А.Н., Флорианович Г.М. и др. / Способ контроля качества стальных изделий (его варианты). // Патент на изобретение № 2149400. Бюл. №14. 20.05.2000.

***Разработка метода оперативной диагностики и прогнозирования остаточного ресурса основанного на регистрации накопленной поврежденности металлом конструкции в процессе длительного нагружения***

д.т.н. проф. Зорин Е.Е.  
Университет машиностроения  
zenacenter@mtu-net.ru

*Аннотация.* В статье рассмотрены основные принципы построения метода оперативной диагностики на базе процесса микровдавливания, позволяющего регистрировать динамику накопление рассеянной поврежденности в стенке конструкции при длительном нагружении и прогнозировать остаточный ресурс.

*Ключевые слова:* структура, поле напряжений второго рода, микротвердость, рассеянная поврежденность, трещиностойкость, коэффициент поврежденности, остаточный ресурс.

При любом виде переменного нагружения в материале регистрируется петля пластического гистерезиса в координатах напряжение-деформация и процесс циклической ползучести. Наличие поврежденности стимулирует процессы пластической деформации в локальных объемах металла и приводит к росту параметров замкнутой петли пластического гистерезиса, площадь которой равна энергии, рассеянной в материале, а ширина – неупругой деформации за цикл. В свою очередь, развитие локальной пластической деформации приводит к увеличению плотности повреждений (дислокаций) в единичном объеме металла. Суммарную поврежденность ( $\Pi_{\Sigma}$ ) условно можно разбить на два уровня – наследственную плотность поврежденности ( $\Pi_n^1$ ), обусловленную качеством металла и приобретенную плотность поврежденности ( $\Pi_n^2$ ) – как функцию наследственной поврежденности, возникшей в процессе технологии передела материала при изготовлении конструкции и дальнейших условиях эксплуатации конструкции [4, 6].

Несмотря на большие достижения в области описания развития трещин с использованием критериев механики разрушения (МР), отсутствует возможность описать весь процесс развития магистральной трещины с единых позиций. Это объясняется тем, что критерии МР применимы при достаточно больших размерах трещины (в поле напряжений первого рода), т.е. в десятки раз превышающих размеры структурных составляющих (зерен) металлов. Это потребовало для создания инженерного метода экспресс-диагностики разработать модель формирования дефектов определенной протяженности на стадии зарождения магистральной трещины.

Существующие методы расчета сложных сварных конструкций и систем позволили уже на стадии проектирования существенно повысить их надежность. Однако, прогнозирование остаточного ресурса на основании проведенных расчетов невозможно в силу целого ряда обстоятельств, одним из которых являются изменения физико-механических характеристик металла конструкции в процессе эксплуатации. Эти изменения тем более значительны, чем многофакторнее система воздействия на материал (объемность напряженно-