

Шевеля В.В.,  
Шевеля И.В.,  
Калда Г.С.,  
Олександренко В.П.

Национальный авиационный  
университет, г. Киев  
Технологический университет  
Подолья, г. Хмельницкий, Украина

## МИКРОПЛАСТИЧНОСТЬ И КОРРОЗИОННАЯ АКТИВНОСТЬ СТАЛИ КАК ФАКТОРЫ ФРЕТТИНГСТОЙКОСТИ

Вопрос о том, какой фактор, механический или коррозионный, является первичным при фреттинг-процессе, остается до конца не изученным. В зависимости от свойств контактирующих материалов, активности внешней среды и значений амплитудно-нагрузочных параметров один из названных факторов может приобретать ведущую роль, а другой – сопутствующую. Очевидно, наиболее неблагоприятная ситуация возникает в случае, когда материал и по своим физико-механическим свойствам, и по стойкости к коррозии неспособен сопротивляться фреттинг-износу. С реологической точки зрения [1] фреттингостойкий материал должен обладать высокой релаксационной способностью, что возможно при достаточном запасе микропластичности. В более общей постановке вопроса представляет интерес оценить влияние и коррозионных процессов.

Нами проведено сопоставление показателей сопротивления микродеформации и коррозионной активности (тока коррозии) с повреждаемостью при фреттинге стали У8 после закалки и отпуска при различных температурах. Испытания на фреттинг-износ проводились на установке МФК-1.

Сопротивление микропластическим деформациям исследовалось по методике [2]. На основании кривых микропластичности (рис. 1) определены значения критического напряжения микротекучести  $\sigma_3$  (точки перегиба на кривых), которое можно рассматривать как условный предел упругости, характеризующий релаксационную стойкость стали. Видно, что структура, формирующаяся после отпуска при 400<sup>0</sup>С (троостит) имеет максимальную сопротивляемость микродеформации. Высокая микропластичность мартенсита объясняется наличием большого числа слабозакрепленных дислокаций, возникающих при мартенситном превращении, наличием больших микроискажений в решетке мартенсита вследствие внедрения атомов углерода. После отпуска при 400<sup>0</sup>С сталь характеризуется сильно измельченной субструктурой, значительной плотностью дислокаций, закрепленных мелкодисперсными карбидными выделениями. При более высоких температурах отпуска вследствие коагуляции и сфероидизации карбидов дислокации приобретают более высокую подвижность, что приводит к росту микропластичности (снижение  $\sigma_3$ ).

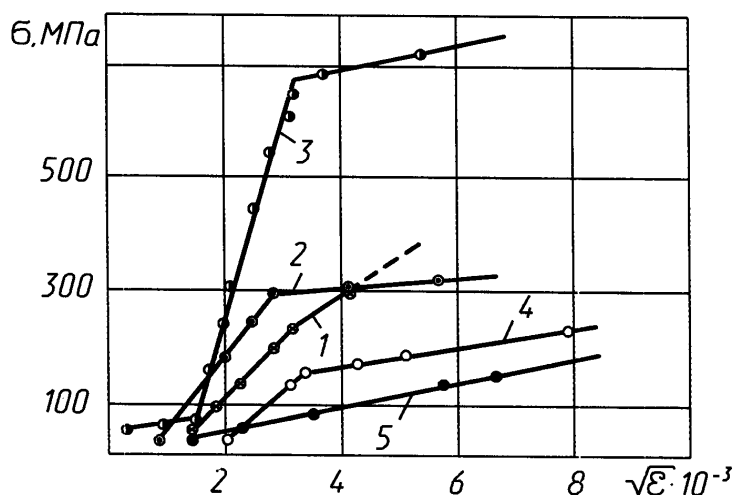


Рис. 1 - Зависимость между напряжением и остаточной микродеформацией стали У8 (кривые микротекучести):  
1-закалка; 2,3,4,5- отпуск при 200, 400, 600, 800<sup>0</sup>С соответственно

Ток коррозии определялся с помощью потенциостата П-5848 построением анодных и катодных поляризационных кривых (рис. 2) для различных структурных состояний стали У8, сформировавшихся в результате соответствующей термообработки. Перед снятием поляризационных кривых образцы шлифовались в одинаковых условиях, тщательно обезжиривались органическим растворителем. Рабочая поверхность составляла 0,1 см<sup>2</sup>, остальная часть образца изолировалась цапонлаком. Для снятия окисных пленок образцы подвергались декопированию. Снятие поляризационных кривых производилось в

стандартной электрохимической ячейке в нейтральном растворе  $NaCl$ . В качестве электрода сравнения использовался хлорсеребряный электрод марки ЭВЛ-1М ( $I=0,201\pm 3$  мВ).

Поляризационные кривые снимались при стабилизированном стационарном потенциале. Затем по реперным точкам строились зависимости  $E-i$ , где  $i$  - плотность тока поляризации,  $E$  - электродный потенциал. Ток коррозии определялся путем экстраполяции прямолинейных участков катодных и анодных кривых, а точка пересечения прямых давала значение тока коррозии (рис. 2).

На рис. 3 показаны зависимости усредненного локального фреттинг-износа  $H$ , критического напряжения микротекучести  $\sigma_3$  и тока коррозии  $I_k$  от температуры отпуска закаленной стали У8. Наблюдается плотная корреляция между указанными характеристиками в зависимости от структурного состояния стали. Отсюда следует, что фреттингостойкая структура стали должна иметь повышенную микропластичность, что обеспечивает контактное взаимодействие, сопровождающееся релаксацией возникающих в зоне трения опасных пиковых напряжений.

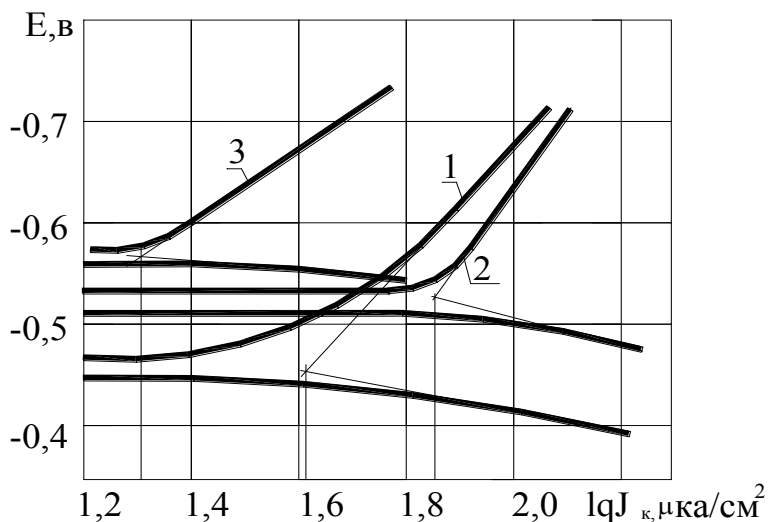


Рис. 2 - Поляризационные кривые стали У8 (1-закалка; 2,3 - отпуск 400, 800°C)

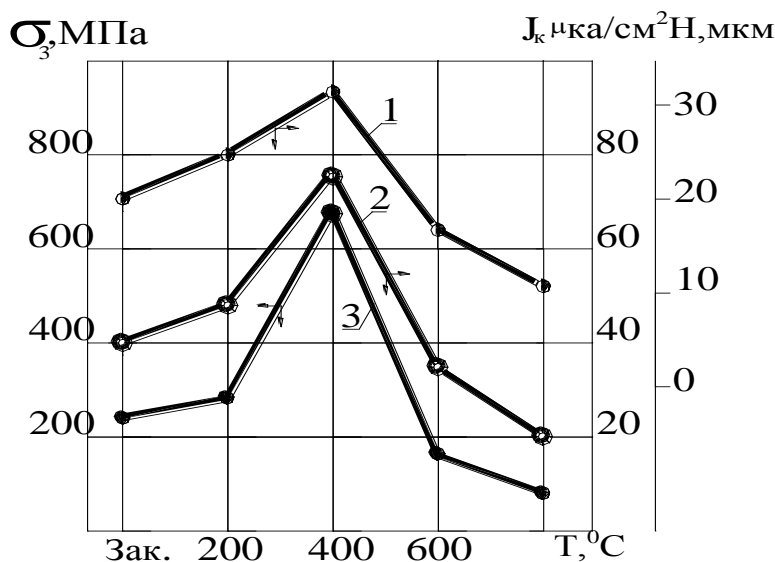


Рис. 3 - Зависимость адгезионного фреттинг-износа (1), тока коррозии (2) и критического напряжения микропластичности (3) от температуры отпуска закаленной стали У8 ( $P=30$  МПа,  $A=100$  мкм)

Микроструктура стали, формирующаяся после отпуска при  $400^{\circ}C$ , характеризуется минимальными показателями микропластичности, фреттингостойкости и коррозионной стойкости. После отпуска при  $400^{\circ}C$  наблюдается также и минимальная коррозионная трещиностойкость низколегированных сталей [3], что авторами указанной работы связывается с проявлением необратимой отпускной хрупкости. Последняя вызывается сегрегацией примесей на границах аустенитных зерен,

карбидными превращениями и неравномерностью распада мартенсита, протекающего более интенсивно у границ зерен. В состоянии отпускной хрупкости, вероятно, активизируется водородное межзеренное охрупчивание стали, что также способствует резкому снижению напряжений, приводящих к росту коррозионных трещин в испытаниях на длительную трещиностойкость. Характерно, что с уменьшением содержания в стали углерода коррозионная трещиностойкость возрастает. Сказанное свидетельствует об актуальности проблемы влияния фреттинг-коррозии на длительную прочность стали в условиях коррозионного растрескивания (коррозии под напряжением).

Из сопоставления результатов исследования следует, что между показателем микропластичности стали  $\sigma_3$  и током коррозии имеется связь, близкая к линейной (рис. 4). Соответственно (рис. 4) прослеживается также связь между фреттинг-износом и величиной тока коррозии. Очевидно, более тесную связь со склонностью стали к схватыванию при фреттинге имеет ее способность проявлять микропластичность. Однако, следует учитывать, что факторы, контролирующие сопротивляемость стали малым пластическим деформациям и коррозионную активность, имеют общую природу.

Рассмотрим причины изменения реакционной способности стали в коррозионной среде. Существуют различные мнения о причинах изменения реакционной способности металла в результате определенной технологической операции (термообработка, деформация и т.п.). Считается, что у деформированного металла более низкая работа выхода, т.к. в этом случае ион металла может легче покинуть кристаллическую решетку (может быть легче разорвана металлическая связь). Склонность металла к коррозионному растворению связывают и с остаточными напряжениями [4], роль которых сводится к двум факторам: снижению термодинамической устойчивости металла и нарушению защитных свойств окисных пленок вследствие их растрескивания и изменения условий роста на напряженной решетке металла. Однако, термодинамические расчеты [5] показывают, что наблюдаемое экспериментально разблагораживание металла и ускорение коррозионного процесса за счет деформации в малой степени зависит от изменения термодинамической устойчивости металла. Помимо роли окисных пленок следует также учитывать степень структурной и субструктурной неоднородности металла, к которой особую чувствительность имеет электрохимическая коррозия.

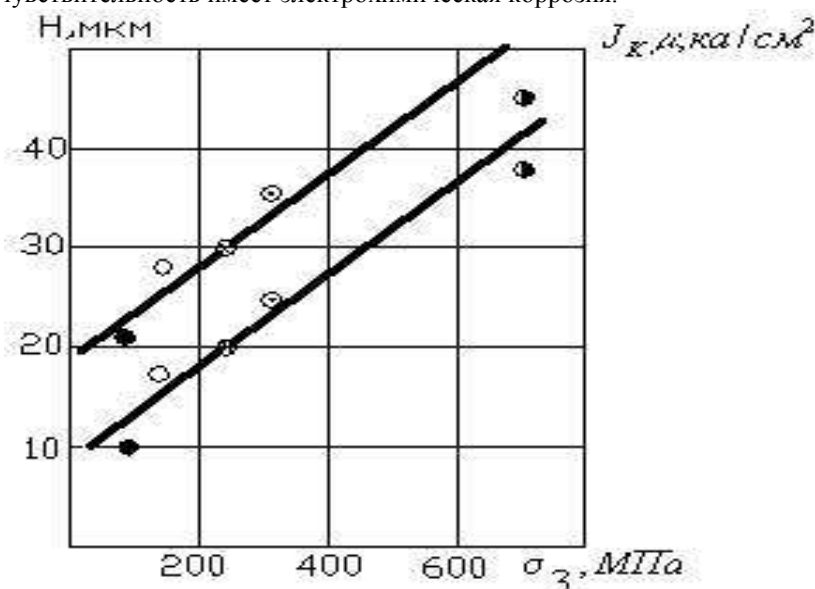


Рис. 4 - Зависимость адгезионного фреттинг-износа (1) и тока коррозии (2) от критического напряжения микротекучести стали У8 (• - отпуск 800°C; ◐ - отпуск 600°C; ◑ - закалка; ◒ - отпуск 200°C; ◓ - отпуск 400°C)

Интенсивность электрохимической коррозии в значительной степени обуславливается факторами, вызывающими электрохимическую гетерогенность поверхности и появление коррозионных микрогальванических пар. Поэтому все структурные и субструктурные неоднородности строения поверхностного слоя металла повышают его электрохимическую неоднородность и способствуют возрастанию скорости растворения металла. Одним из важнейших показателей структурной гетерогенности металла и соответствующего коррозионного поведения металла является ток коррозии (само растворения). Таким образом, влияние структурных и субструктурных характеристик металла на коррозионные процессы заключается, как правило, не в изменении общей коррозии, а в значительном изменении электрохимической неоднородности поверхности металла, приводящей к локальному растворению [5].

Связь процессов коррозионного растворения и окисления металла с его структурой и состоянием поверхности исследовалась в ряде работ [2,5,6]. Показано, что растворение металла происходит преимущественно в местах выхода дислокаций на поверхность по границам зерен и блоков мозаики. Однако связь скорости коррозии с изменением плотности дислокаций становится значительно более выраженной с повышением содержания примесей [7]. Поэтому предполагается, что селективное коррозионное растворение деформированных металлов связано не непосредственно с дислокациями, а преимущественно с сегрегациями примесных атомов на них.

Различают несколько случаев взаимодействия между примесными атомами и дислокациями: блокировку дислокаций атмосферами Коттрелла [8]; химическое взаимодействие дислокаций с атомами примеси по Сузуки [9]; блокировку дислокаций по Сноеку [10]; блокировку, обусловленную электрическим взаимодействием. Примеси преимущественно выделяются как по дислокациям, так и вдоль субграниц и полос скольжения [2].

Следует особо остановиться на роли среды. Как известно [4,11], в общем случае коррозионная активность многокомпонентной системы, которой является, например, сталь, зависит как от свойств металла (структура, химический состав, напряженное состояние), так и от свойств среды (электролита). В частности, коррозия закаленной и отпущенной стали определяется термодинамической устойчивостью, гетерогенностью и дисперсностью субструктуры, причем, в зависимости от среды проявление каждого из этих факторов будет различным [4,11]. Многое зависит от характера контроля коррозионного процесса. Обычно наибольший интерес представляют два случая:

1. Если коррозионный процесс в отсутствие пассивации контролируется преимущественно перенапряжением катодной реакции (неокисляющие кислоты, например, соляная и серная низкой концентрации, перемешиваемые нейтральные растворы), скорость коррозии стали сильно зависит от природы, содержания и занимаемой площади катодных примесей и структурных составляющих (например, карбиды в стали, графит в чугуна); чем выше содержание микрокатодов и больше степень их дисперсности (площадь), тем больше скорость катодной реакции, а, следовательно, и коррозионного процесса (ток коррозии возрастает). Очевидно, что в этом случае скорость коррозии определяется гетерогенностью и дисперсностью структуры.

2. Если коррозионный процесс протекает в окисляющих кислотах (азотной и серной повышенной концентрации), стали корродируют преимущественно при катодном контроле. По этой причине катодные примеси увеличивают анодную поляризацию, облегчают пассивирование анодной фазы и тем самым сильно снижают скорость коррозии стали. Однако, при определенных концентрациях, например, серной кислоты, обеспечивающих чисто водородную деполаризацию, а, следовательно, исключая возможность выраженного пассивирования поверхности стали, фактором, контролирующим коррозионную активность стали, становится термодинамическая устойчивость [12]. В этих условиях даже гомогенные структуры, имеющие термодинамическую неустойчивость, должны проявлять повышенную склонность к коррозии. Так, однофазная структура мартенсита должна обладать наибольшей коррозионной активностью, уровень которой соответственно должен убывать с ростом температуры отпуска по мере развития процессов возврата и рекристаллизации, что и наблюдается экспериментально [12].

Наоборот, в средах первой группы вследствие высокой структурной однородности мартенсит должен иметь низкую коррозионную активность. С ростом температуры отпуска стали факторами, определяющими скорость коррозии, становится степень гетерогенности и дисперсности ее структуры. По мере увеличения количества выделившихся высокодисперсных карбидов, которые являются микрокатадами, а значит облегчают протекание катодных процессов, коррозионные процессы усиливаются. При температурах отпуска, соответствующих началу коагуляции карбидов (более 400<sup>0</sup>С), коррозионная активность начинает падать, так как площадь карбидных образований уменьшается, что приводит к снижению их эффективности как микрокатодов гальванопар. Поэтому, в районе температуры отпуска 400<sup>0</sup>С формируется максимум коррозионной активности (тока коррозии стали (рис.1)).

Сопротивление микропластическим деформациям (подвижность дислокаций) также тесно связано с образованием сегрегаций (или атмосфер атомов внедрения), выделением когерентно связанных с матрицей карбидов и степенью их дисперсности. Все сказанное выше служит объяснением наблюдающейся (рис. 3) связи между микропластичностью стали и ее электрохимической активностью в нейтральной среде (3% раствор *NaCl*).

Рассмотренные причины и факторы, обуславливающие корреляционную связь между микропластичностью, фреттингостойкостью и током коррозии стали обобщены на схеме (рис. 5), из которой следует, что неблагоприятная структурная гетерогенность стали (например, мелкодисперсные выделения карбидов), повышая, с одной стороны, ее релаксационную стойкость, а с другой – коррозионную активность, резко снижает контактную прочность и в тем большей степени, чем более коррозионноактивна внешняя среда.

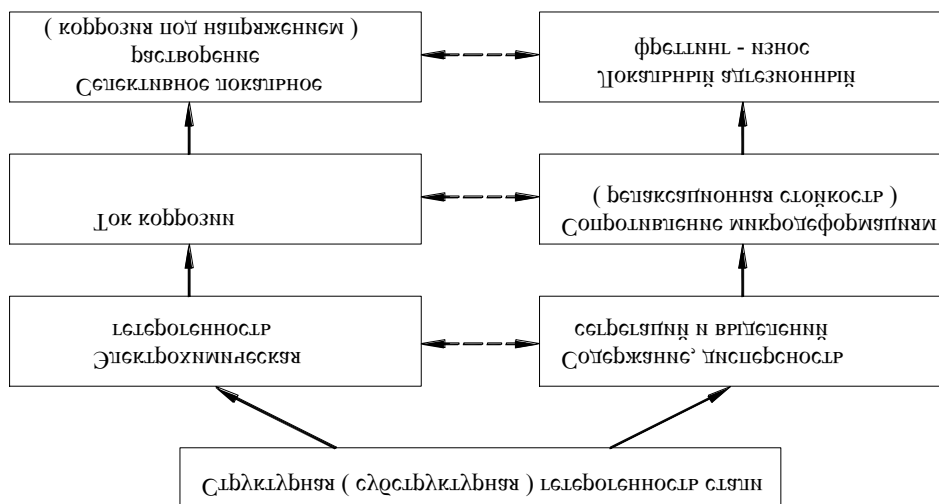


Рис. 5 - Схема влияния структурной гетерогенности стали на показатели электрохимической активности, микропластичность и фреттинг-процесс

Заметим, что на существование корреляционной связи между электрохимическими параметрами металлов и их физико-механическими свойствами, контролирующими, в частности, износостойкость, указывалось и в ряде других работ [13,14].

#### Литература

1. Шевеля В.В., Назаренко П.В., Гладченко А.Н., Шевеля И.В. // Трение и износ. – 1990. – Т.11. - №6. – С.979-986.
2. А.С. №536418 СССР. Устройство для определения остаточных деформаций в материалах при изгибе пластин равного сопротивления / В.В. Шевеля, А.Н. Гладченко, И.И. Ильинский. – 1976.
3. Романив О.Н., Никифорчин Г.Н., Студент А.З. Фактор геометрии трещины и структурная чувствительность коррозионной трещиностойкости низколегированных сталей при длительном нагружении // ФХММ. - 1983. - Т.19. - №5. – С.3-13.
4. Гурский Л.И., Зеленин В.А. Структура и кинетика взаимодействия металла с окисляющими средами. - Минск: Наука и техника, 1982. - 192 с.
5. Гутман Э.М. Механохимия металла и защита от коррозии. - М.: Металлургия, 1974. - 232 с.
6. Карпенко Г.В., Замостяник И.Е., Бабей Ю.И., Похмурский В.И. Определение напряжений в микрообъемах металла с помощью электродного потенциала // ФХММ. - 1969. - Т.5. - №5. - С.635-636.
7. Billing E. Some defects in crystals grown from the melt. J. Defects caused by thermal stresses // Proc. Roy. Soc. London, Ser.A, V.235. - 1956. - №1200. - P.37-54.
8. Коттрелл А.Х. Дислокации и пластическое течение кристаллов. - М.: Металлургиздат, 1958. - 267 с.
9. Сузуки Х. Предел текучести бинарных сплавов / В кн.: Дислокации и механические свойства кристаллов, Нью-Йорк. - 1957. - С.361-375.
10. Snoek I.Z. Effect of small quantities of carbon and nitrogen on the elastic and peastic properties of iron // Physics, 1971. - P.711-733.
11. Жук Н.П. Курс теории коррозии и защиты металлов. - М.: Металлургия, 1976. - 472 с.
12. Карпенко Г.В., Миндюк А.К., Савицкая О.Н., Бабей Ю.И. К вопросу о влиянии температуры отпуска на коррозию закаленной стали // ФХММ. - 1970. - №4. - С.3-6.
13. Макаров А.Д., Дерягин В.И. Исследование тесноты связей между характеристиками качества поверхностного слоя и коррозионной стойкостью деталей после их механической обработки // Науч. тр. Уфимского авиац. ин-та. - 1975. - Вып. № 77. - С.141-143.
14. Портер А.И., Евдокимов В.Д., Преис Г.А. Влияние электрохимической поляризации на выглаживание стали 40X13 // Проблемы трения и изнашивания. - 1981. - №20. - С.69-71.

Надійшла 10.05.2001