

УДК 539.375

ПРОБЛЕМЫ РАЗРУШЕНИЯ ПОВЕРХНОСТНО УПРОЧНЕННЫХ МАТЕРИАЛОВ С РАЗЛИЧНОЙ ГЕОМЕТРИЕЙ ГРАНИЦЫ РАЗДЕЛА «ПОКРЫТИЕ-ОСНОВА»

С.В. Панин^{1,2}, С.К. Юсиф¹, Б.Б. Овечкин¹, В.П. Сергеев², И.В. Власов^{1,2}, В.Е. Панин^{1,2}¹Томский политехнический университет²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск

E-mail: svp@ispms.tsc.ru

На примере различных методов нанесения покрытий экспериментально иллюстрируются различные варианты реализации концепции множественного растрескивания, обеспечивающей возможность повышения стойкости к разрушению композиций «покрытие-основа». Для изучения специфики их деформационного поведения использовали как оптико-телевизионную измерительную систему TOMSC, так и традиционные методы оптической и электронной микроскопии. Показано, что вид множественного растрескивания может оказывать существенное влияние на механические характеристики материала с покрытием. В рамках теоретических исследований проведено варьирование параметров структурных неоднородностей (зубцов) керамического покрытия с целью управления характером его растрескивания. Путем сопоставления экспериментальных и теоретических результатов прослеживается взаимосвязь между формированием неплоского профиля границы раздела, изменением напряженно-деформированного состояния, закономерностями зарождения трещин и множественным растрескиванием.

Ключевые слова:

Концентратор напряжений, граница раздела, покрытие, адгезионная прочность, пористость, множественное растрескивание.

Key words:

Stress concentrator, interface, coating, adhesion strength, porosity, multiple cracking.

Введение

В механике разрушения значительное внимание уделяется исследованию поведения материалов, содержащих одновременно несколько дефектов, взаимодействие которых может неоднозначно влиять на деформационное поведение, а главное, ресурс работы изделий. Помимо развития теоретических аспектов описания таких объектов, актуальным представляется проведение экспериментальных исследований деформационного поведения материалов, возникновение в которых несплошностей не сразу завершается разрушением. В литературе такая концепция также получила название «множественное растрескивание» [1, 2].

Помимо различия упругих модулей, на деформационное поведение композиций «покрытие-основа» существенное влияние оказывает ряд структурных факторов, обусловленных особенностями технологии нанесения покрытий. К ним можно отнести: формирование в процессе пескоструйной обработки неплоского профиля границы раздела, формирование различного масштаба и степени пористости, соотношение между адгезионной и когезионной прочностью [3, 4] и др. В ряде случаев подобные «несовершенства», искусственно созданные в композиции «покрытие-основа», позволяют не только обеспечить защиту второго, но и в случае перегрузок, либо циклического накопления дефектов избежать катастрофического разрушения, обусловленного локализацией деформации в масштабах всего изделия. Другим альтернативным и перспективным направлением использования нерегулярных профилей границы раздела разнородных материалов является формирование неразъемных соединений методом сварки взрывом [5]. В этом случае возможность повышения силы адгезионного взаимодействия соединяемых мате-

риалов достигается за счет локального квазипериодического проникновения одного соединяемого материала в другой.

В настоящей работе на примере различных методов нанесения покрытий иллюстрируются методы реализации концепции множественного растрескивания с целью повышения стойкости к разрушению композиций «покрытие — основа». При этом рассматриваются не только недорогие и производительные методы напыления покрытий, но и современные вакуумные технологии формирования относительно тонких модифицированных поверхностных слоев, характеризующихся развитой многоуровневой структурой. Для изучения специфики их деформационного поведения использовали как оптико-телевизионную измерительную систему TOMSC, так и традиционные методы оптической и электронной микроскопии. В рамках теоретических исследований проведено варьирование параметров структурных неоднородностей (зубцов) керамического покрытия с целью снижения степени его растрескивания при механическом нагружении. Предполагается, что формирование между покрытием и основой переходного слоя, представляющего «механическую смесь» жесткого керамического покрытия с включениями пластичной меди, обеспечит при механическом нагружении минимальную степень разрушения.

1. Соотношение между адгезионной и когезионной прочностью

В литературе по газотермическому (плазменному) напылению покрытий концепция адгезионно-когезионной равнопрочности обсуждалась уже некоторое время назад [6]. Основной идеей такого подхода являлось исключение доминирования развития в покрытии при нагружении поперечных

когезионных либо ориентированных вдоль оси образца адгезионных трещин. В результате на поверхности образца (изделия) удастся сохранить покрытие, которое до заметных величин деформации всей композиции слабо изменяет свои эксплуатационные свойства. В рамках данной работы покрытие наносили методом холодного газодинамического напыления [7], которое характеризуется отсутствием значительного термического воздействия частиц напыляемого материала на подложку.

Показано, что при величинах адгезионной и когезионной прочности примерно соответствующих друг другу (что определяется, в том числе, толщиной покрытия) разрушение композиции происходит путем адгезионно-когезионного растрескивания; при этом покрытие сохраняется на поверхности основы вплоть до высоких степеней деформации. При механическом нагружении первоначально происходило когезионное растрескивание покрытия по всей длине рабочей части, его разделение на фрагменты с последующим развитием локализованной пластической деформации в области границы раздела, завершающегося распространением множественных адгезионных коротких микротрещин по границе между сформировавшимися фрагментами покрытия и подложкой. Среднее расстояние между поперечными трещинами в покрытии составляло примерно 4–5 его толщин. По окончании первичного растрескивания покрытия процесс адгезионного отслоения становится преобладающим. При этом основным местом зарождения адгезионных трещин являются вершины первичных когезионных трещин в покрытии.

На приведенных на рис. 1 оптическом изображении и поля векторов перемещений показано распространение адгезионной трещины вдоль границы раздела вправо от первичной поперечной трещины в покрытии, что обуславливает отслоение фрагмента покрытия. Наличие первичной поперечной трещины как структурного надреза вызывает локальный изгиб образца, определяющий на мезомасштабном уровне вихревой характер движения материала основы (рис. 1, б). На рис. 1, в, приведены кривые течения образцов с покрытиями, имеющими различный уровень адгезии. Видно, что при минимальной адгезионной прочности покрытия наличие последнего не оказывает значи-

тельного влияния на характер кривой течения (кривая 1), которая почти совпадает с кривой для образца без покрытия. При «средней» величине адгезионной прочности предел прочности композиции повышается (кривая 2). Максимальные значения предела прочности и напряжения течения имеет композиция, соответствующая критерию адгезионно-когезионной равнопрочности (кривая 1).

2. Влияние пористости газотермического покрытия

Исследовали поведение при деформации сжатием двух композиций «покрытие-основа», полученных с использованием: а) активированной дуговой металлизации (АДМ-покрытие) [8]; б) газопламенного напыления (ГПН-покрытие) [9]. Структура покрытия зависит от способа его нанесения. При активированной дуговой металлизации основной слой покрытия состоит из хорошо растекшихся частиц-сплэтов с высотой около 6 мкм и средним диаметром 120 мкм. Так как АДМ-покрытие формируется из жидких капелек небольшого размера 5...40 мкм [10], осаждающихся с большей скоростью, средняя пористость в покрытии незначительна — 3...4 %. Поры располагаются, преимущественно, по границам и в местах стыка нескольких частиц. При газопламенном напылении покрытие состоит из более крупных частиц в основном в виде искаженных дисков со средней высотой 30 мкм и диаметром 300 мкм. Реже встречаются частицы округлой формы диаметром около 200 мкм. Пористость ГПН-покрытия значительно выше и составляет 8...9 об. %.

В процессе нагружения наблюдаются определенные различия характера деформации композиций с разным типом покрытия, что находит отражение на кривых сжатия (рис. 2, а). На графике по оси абсцисс отложена степень пластического укорочения, поэтому при ее величине равной нулю уже фиксируются признаки развития пластической деформации. Видно, что предел текучести композиций с покрытиями $\sigma_{0,2}=90$ МПа почти в 3 раза меньше такового для стали Ст 3 — $\sigma_{0,2}=300$ МПа. Кривая сжатия композиции с АДМ-покрытием характеризует более однородный характер формирования, в то время как в композиции с ГПН-покрытием после степени деформации $\varepsilon=2$ % скорость роста напряжения течения постепенно сни-

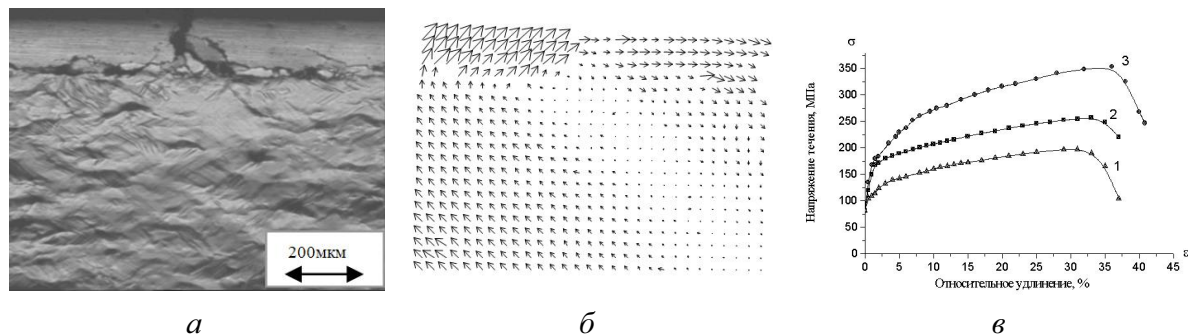


Рис. 1. Адгезионное отслоение фрагмента покрытия, развивающееся от поперечной трещины: а) оптическое изображение, б) поле векторов перемещений; $\varepsilon=6$ %; в) кривые течения образцов: 1) минимальная; 2) средняя; 3) максимальная адгезия

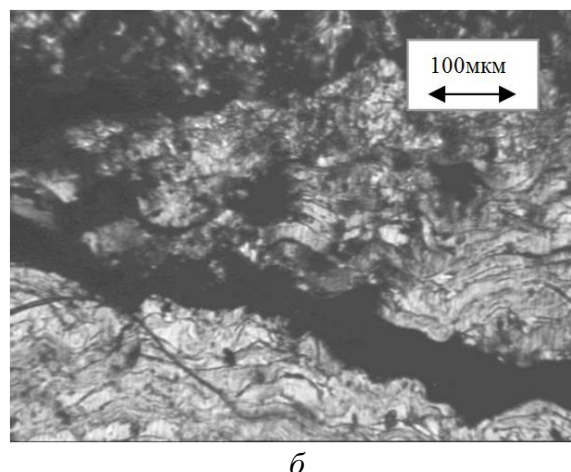
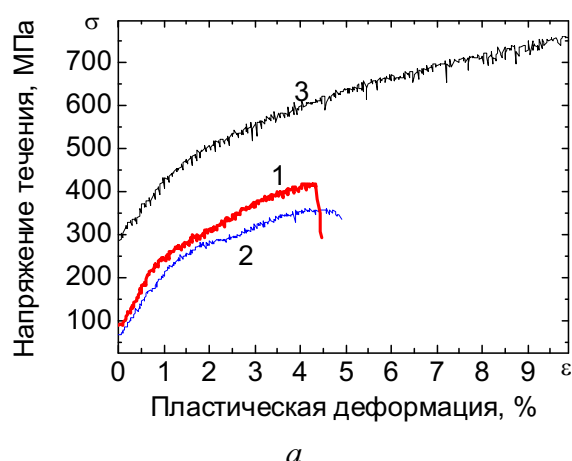


Рис. 2. Кривые течения (а) образца Ст 3 и композиций с газотермическими покрытиями при нагружении параллельно покрытию: 1) АДМ, 2) ГПН, 3) Ст 3. Оптическое изображение (б) боковой грани образца с АДМ-покрытием в области распространения магистральной трещины. Зафиксировано после разрушения

жается, что, очевидно, связано с процессами множественного растрескивания покрытия. Разрушение покрытия происходит хрупко-пластически при значении предела прочности $\sigma_b = 395$ МПа и относительном укорочении $\varepsilon = 4$ %. Кривая сжатия композиции с ГПН-покрытием показывает более низкий и близкий к стали Ст 3 коэффициент деформационного упрочнения. Покрытие в результате разрушается более вязко при значениях $\sigma_b = 350$ МПа и $\varepsilon = 5,0$ %. Рассмотрим характерные картины поведения композиций при нагружении.

Композиции с АДМ-покрытием. Наличие толстого покрытия сдерживает развитие однородного пластического течения в подложке, которое при степенях деформации $\varepsilon > 1$ % сопровождается локальным изгибом образца, что также обуславливает развитие поворотных мод деформации. В то же время, следы нарушения адгезионной связи между покрытием и основой не обнаруживаются вплоть до разрушения. Отсутствие в покрытии следов формирования выраженного деформационного рельефа свидетельствует о том, что АДМ-покрытие в значительной степени исключается из пластического формоизменения. Разрушение композиции происходит с высокой скоростью. При этом магистральная трещина в покрытии развивается под углом $\sim 30^\circ$ к оси нагружения (рис. 2, б), что свидетельствует о хрупко-пластическом характере ее распространения.

Композиции с ГПН-покрытием. Средний размер зерен и пористость ГПН-покрытия в три раза выше таковых для АДМ-покрытий. В результате преимущественным механизмом деформации ГПН-покрытия является множественное растрескивание. Развитие вихревого характера движения материала обуславливает процесс множественного адгезионного отслаивания и когезионного расслоения покрытия. Характер последующего развития пластической деформации в образцах с ГПН-покрытиями определяется взаимодействием как от-

дельных сплэтов в напыленном материале, так и их слоев. По мере увеличения степени деформации преобладающими становятся перемещения не отдельных сплэтов, а их конгломератов друг относительно друга. На оптическом изображении становится заметным образование несплошностей по границам таких конгломератов (рис. 3, а).

Разрушение ГПН-покрытия происходит вследствие формирования в покрытии двух макрофрагментов, движущихся в различных направлениях. Границей между этими макрофрагментами является формирующаяся магистральная трещина (на рис. 3, а, показана стрелкой), которая распространяется вязко в направлении поверхности покрытия (рис. 3, б, показана пунктирной линией).

3. Влияние профиля границы раздела (экспериментальные данные)

Исследовали закономерности развития локализованной пластической деформации при трехточечном изгибе образцов малоуглеродистой стали с газотермическим покрытием, оплавленным в условиях подвода мощных ультразвуковых колебаний и без такового. Ожидалось, что используемая схема нагружения позволит в явном виде проследить различия между механическими свойствами и характером растрескивания двух типов покрытий [11].

Напыление с последующим оплавлением проводилось порошком ПГ-12Н-02 с использованием горелки ГН-2. Подведение ультразвуковых колебаний осуществлялось с торца цилиндрического образца установкой УЗГ-2-4М [12]. Использование ультразвуковой обработки (УЗО) при оплавлении покрытий сопровождается рядом структурных изменений. Снижается количество образующихся крупных зерен; микротвердость материала на поверхности покрытия снижается на ~ 200 МПа; по границам первичных аустенитных зерен происходит диффузия — «затекание» материала покрытия в основу (рис. 4, в).

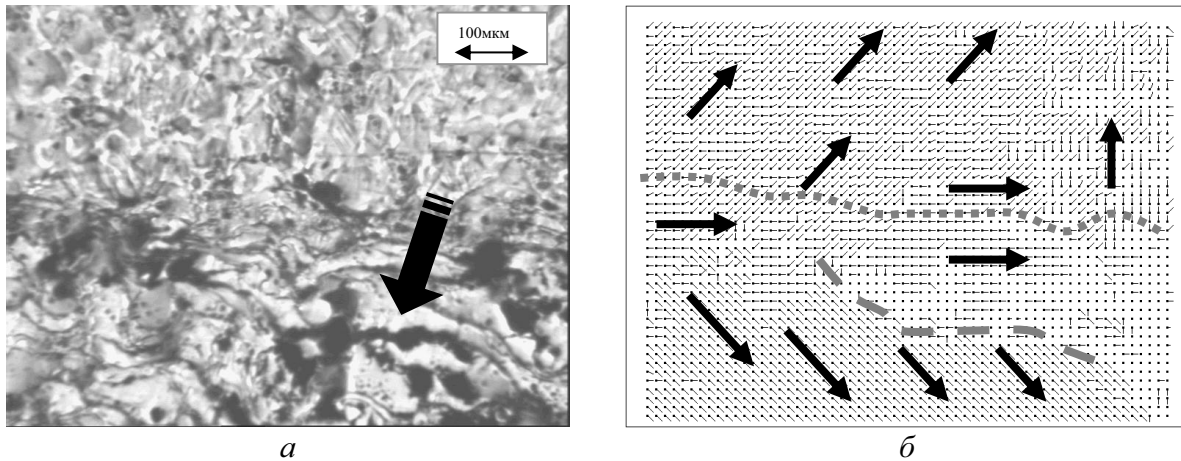


Рис. 3. Оптическое изображение (а) и соответствующее поле векторов смещений (б) боковой поверхности композиции с ГПН-покрытием; $\varepsilon=5,7\%$

На рис. 4, а, приведены кривые «напряжение – деформация» для композиций «оплавленное покрытие – основа» при приложении нагрузки со стороны подложки. Напряжение, соответствующее началу пластического течения при нагружении по данной схеме, составляет для каждой композиции $\sigma_{0,2} \sim 150$ МПа (рис. 4, а). При последующем нагружении выявлено, что: а) предел прочности композиции без УЗО на ~ 80 МПа меньше такового для покрытия, оплавленного в условиях приложения УЗО; б) растрескивание покрытия в композиции без УЗО покрытия снижает пластичность образца примерно в два раза по сравнению с композицией с УЗО-оплавленным покрытием ($\varepsilon \approx 0,5$ и $\approx 0,9\%$ соответственно).

Покрyтия, оплавленные без УЗО. Анализ монтажей оптических изображений композиции «покрытие, оплавленное без УЗО – подложка» показал, что образование трещин (рис. 5, а) происходит уже при небольших степенях деформации, чему на диаграмме нагружения соответствует заметное снижения скорости роста внешнего деформирующего напряжения (рис. 4, а). Одна из трещин в покрытии быстро перерастает в магистральную (рис. 5, а), обуславливая значительную локализацию деформации, что, в конечном итоге, заверша-

ется разрушением композиции.

Покрyтия, оплавленные с УЗО. На этапе деформирования, предшествующем формированию в оплавленном без УЗО покрытии магистральной трещины (до $\varepsilon \sim 0,25\%$ – см. рис. 4, а), характер развития деформации в композициях обоих типов был подобен (рис. 4, а). Основным отличием в развитии деформации является меньшая степень локализации деформации в полосах локализованного сдвига (рис. 5, б). Подобные результаты были подробно описаны при исследованиях поведения образцов этих материалов в условиях сжатия [11]. В ходе последующего нагружения, сформированная система трещин в покрытии с УЗО при оплавлении достаточно долго не обуславливала значительную локализацию пластического течения в подложке, что и обеспечило повышение пластичности почти в 2 раза, а также заметное увеличение предела прочности (рис. 5, б, см. также кривые течения – рис. 4, а).

4. Множественное растрескивание поверхностного слоя, наноструктурированного пучком ионов Zr^{+}

Множественное растрескивание упрочненного поверхностного слоя может быть получено и при растяжении образцов пластичной стали с нано-

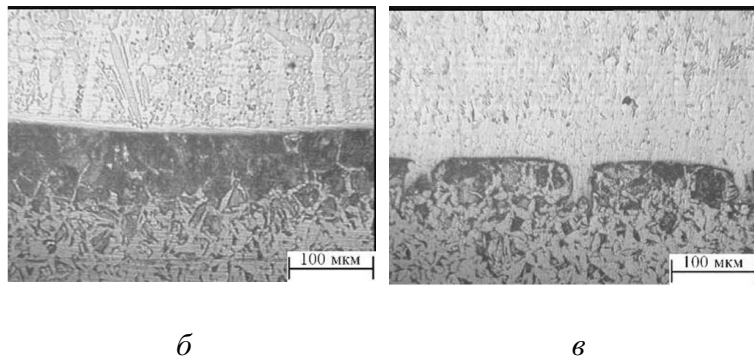
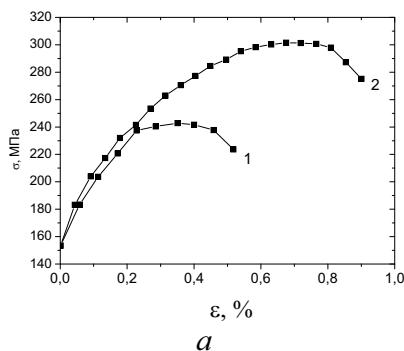


Рис. 4. Кривые течения композиций «покрытие-основа», оплавленных с УЗО и без УЗО при приложении нагрузки со стороны подложки (а). Микроструктура оплавленных покрытий на основе композиции Ni-Cr-B-Si без УЗО (б) и подвергнутых УЗО (в)

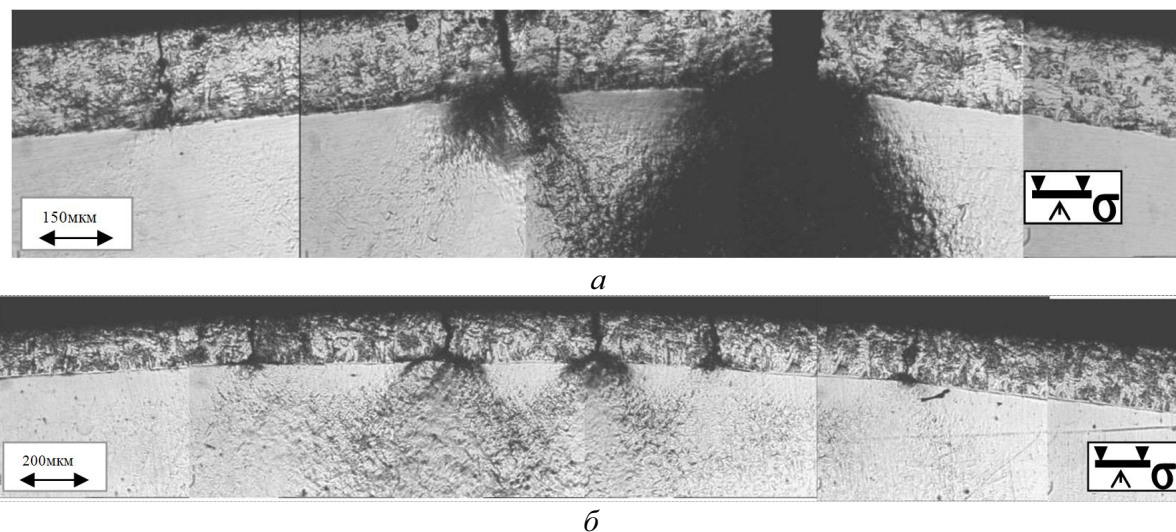


Рис. 5. Монтажи оптических изображений боковой грани композиции «покрытие-основа», оплавленное без (а) и с приложением УЗО (б) при нагружении со стороны подложки; а) ε -0,4 %; б) ε -0,67 %

структурированным пучком ионов Zr^{+} поверхностным слоем. Формирование такого слоя в образцах из стали 12Х1МФ проводилось с помощью высоко-точного вакуумно-дугового источника металлических ионов на установке УВН-0,2 «Квант». Процесс обработки экспериментальных образцов выполнялся при достижении давления в камере не менее $3 \cdot 10^{-3}$ Па потоком ионов циркония с энергией 2,2 кэВ и плотностью ионного тока 0,1 мА/см². Длительность обработки составляла 6 мин. Проведенные измерения нанотвёрдости показали, что в наноструктурированном слое твёрдость повысилась более чем в 1,5 раза (7,0 и 4,8 ГПа, соответственно), а модуль упругости снизился почти в 2 раза (85,4 и 160 ГПа, соответственно).

Испытания образцов на статическое растяжение (рис. 6, а) выявили, что среднее значение предела текучести для образцов в исходном состоянии составляет $\sigma_b = 485$ МПа, в то время как для образцов после обработки $\sigma_b = 630$ МПа.

Проведены электронно-микроскопические исследования разрушенных образцов с целью установления взаимосвязи между механическими свойствами и характером деформирования/разрушения

модифицированного поверхностного слоя, имевшего толщину порядка 2 мкм. Видно, что при статическом растяжении на поверхности образца без обработки формируется выраженный грубый деформационный рельеф (рис. 6, б). Принципиально другой характер деформирования характерен для образца с наноструктурированным поверхностным слоем: в последнем в области шейки наблюдается образование множественных микротрещин, ориентированных, преимущественно, по нормали к направлению приложения силы и средним расстоянием между трещинами несколько микрон, что сопоставимо с толщиной такого слоя (рис. 6, в). При разрушении образца часть модифицированного поверхностного слоя оторвалась с поверхности образца в области шейки, что, однако, не сопровождалось локализацией деформации в подложке: прорастания трещины из покрытия в основу не наблюдалось (рис. 6, в).

Таким образом, использование предложенной поверхностной обработки для поверхностного наноструктурирования вязкой теплостойкой стали 12Х1МФ позволило заметно повысить прочностные свойства, а реализации концепции множественного

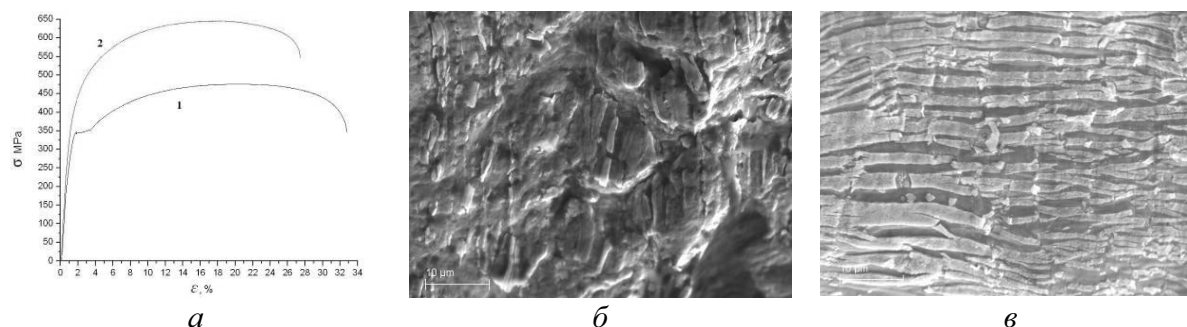


Рис. 6. Диаграмма растяжения образцов стали 12Х1МФ, а) без обработки – 1, после наноструктурирования поверхности – 2; РЭМ-фотографии разрушенных образцов: б) без обработки; в) с наноструктурированным поверхностным слоем

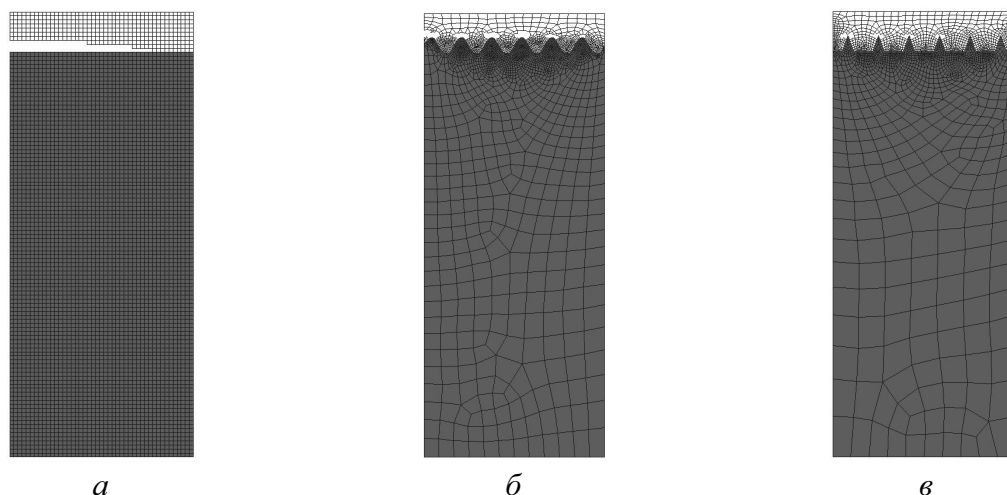


Рис. 7. Отслоение керамического покрытия в случае а) плоского, б) синусоидального и в) зубчатого профиля границы раздела «покрытие-основа»

растрескивания исключила макролокализацию деформации. Данный эффект позволил при циклических испытаниях данных образцов повысить их усталостную прочность более чем в два раза.

5. Влияние профиля границы раздела (результаты моделирования)

С использованием коммерческого программного обеспечения ANSYS и процедуры расчета процессов разрушения проведено численное моделирование процессов разрушения керамического покрытия Al_2O_3 на медной подложке при механическом нагружении. Более подробно методика расчета изложена в работе [13]. Анализировали влияние профиля границы раздела на разрушение керамического покрытия при растяжении. Количество и высота зубцов являются характерными параметрами интерфейса, в то время как доля «разрушенных» элементов керамического покрытия $N_{\text{fr}}/N_{\text{tot}}$ выступает в качестве характеристики разрушения.

На рис. 7 приведены характерные картины разрушения керамического покрытия для случаев плоского (а), синусоидального (б) и зубчатого (в) профилей границы раздела. Видно, что в случае плоского интерфейса покрытие непрерывно отслаивается вдоль интерфейса (рис. 7, а). Доля разрушенных элементов керамического покрытия, отнесенная к общему количеству элементов покрытия, равняется 18,67 %. В случае синусоидального интерфейса, доля элементов керамического покрытия, расположенных у вершин зубцов и испытывающих разрушение, составила 8,45 % (рис. 7, б), в то время как для зубчатого интерфейса она составила 3,98 % (рис. 7, в).

На рис. 8 приведены картины разрушения для образцов с керамическим покрытием в случае механического нагружения ($\sigma=128$ МПа) при варьировании высоты и ширины зубцов. Видно, что при малой высоте зубцов $h=1$ мкм характер разрушения подобен таковому для плоского интерфейса: количество разрушенных элементов практически не зависит от ширины зубцов: $N_{\text{fr}}/N_{\text{tot, зуб } h=1}=14...15$ %.

С увеличением высоты зубцов до $h=4$ мкм удельная доля разрушенных элементов сетки в зависимости от ширины зубцов меняется нелинейно, демонстрируя минимум при минимальной ширине зубцов (рис. 8, з): $N_{\text{fr}}/N_{\text{tot, зуб } h=4}=4,55$ %, что примерно в 3 раза меньше чем при высоте зубцов 1 мкм. При максимальной высоте зубцов $h=7$ мкм характерно минимальное удельное количество разрушенных элементов в покрытии $N_{\text{fr}}/N_{\text{tot, зуб } h=7}=0,81$ %; при этом изменение ширины зубцов от 2 до 6 мкм приводит к увеличению количества разрушенных элементов $N_{\text{fr}}/N_{\text{tot}}$ примерно в 3 раза.

Таким образом, формирование между покрытием и основой переходного слоя, представляющего «механическую смесь» жесткого керамического покрытия с зубчатыми включениями пластичной меди, в случае малой ширины и большой высоты зубцов позволяет создать композиционный слоистый материал, обеспечивающий при механическом нагружении минимальную степень разрушения.

Выводы

1. В рамках проведенных экспериментальных исследований показано, что разрушение композиций «напыленное покрытие — пластичная основа» определяется соотношением адгезионной и когезионной прочности покрытия и основы, уровнем пористости покрытия, а также геометрией границы раздела. Во всех случаях эффект повышения степени деформации до разрушения либо исключения катастрофического (быстропротекающего) разрушения исследованных композиций достигается путем диспергирования мощного макроконцентратора напряжений (сквозной магистральной трещины) за счет возникновения значительного количества менее мощных мезоконцентраторов, релаксация которых протекает за счет пластических сдвигов и множественного растрескивания.

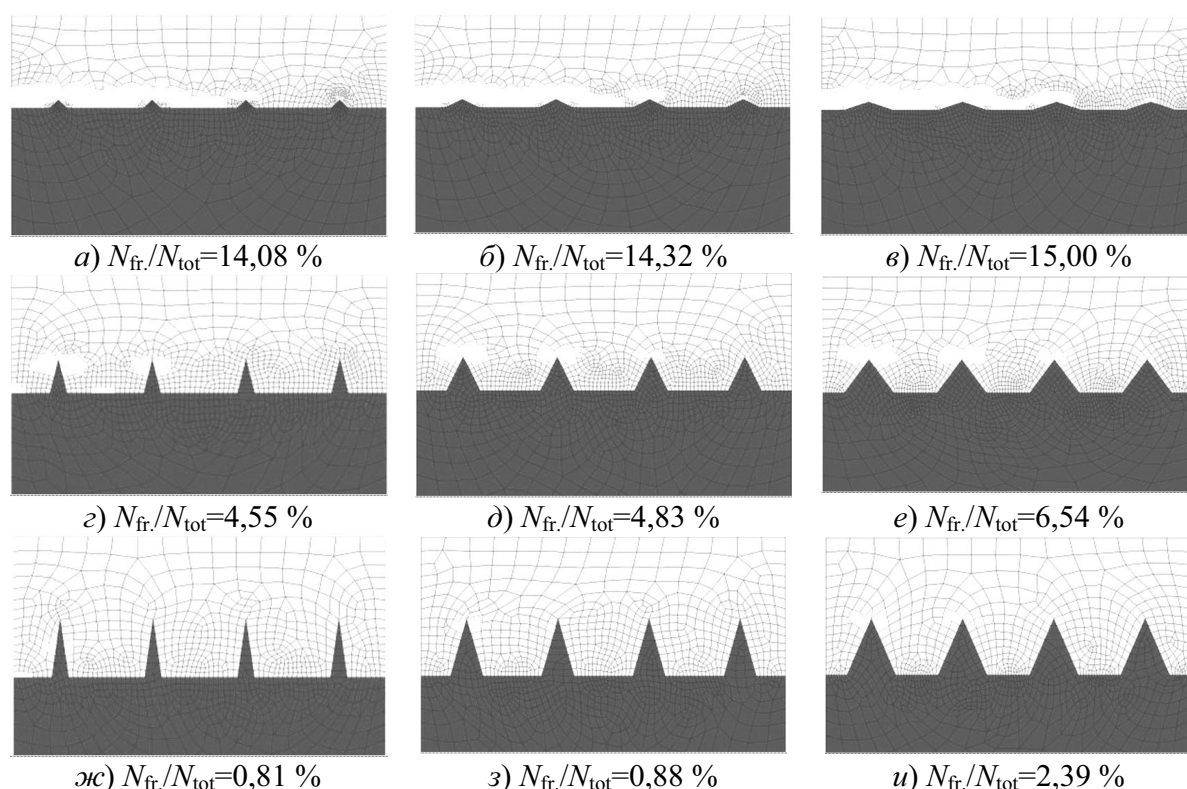


Рис. 8. Влияние высоты и ширины зубцов при зубчатом профиле интерфейса на соотношение доли разрушенных элементов сетки к общему количеству элементов ТЭП N_{fr}/N_{tot} при механическом нагружении; высота зубцов: а-в) 1 мкм; г-е) 4 мкм; ж-и) 7 мкм; ширина зубцов: а, г, ж) 2 мкм; б, д, з) 4 мкм; в, е, и) 6 мкм

2. Результаты параметрических расчетов показали, что наименьшее количество «разрушенных» элементов в покрытии (уменьшение степени отслоения и разрушения покрытия) может быть реализовано при неплоском (зубчатом) профиле границы раздела. При этом количество разрушенных элементов в образце с зубчатым профилем интерфейса снижается постепенно с увеличением высоты зубцов и уменьшением их ширины. Полученный результат интерпретируется с позиции формирования переходного слоя по типу «механической смеси», наличие которого снижает степень несоответствия деформации разнородных сред при механическом нагружении.
3. Формирование тонкого наноструктурированного Zr^{+} слоя на поверхности пластичной стали приводит к заметному повышению ее прочностных свойств при сохранении пластичности на уровне, чуть меньшем, чем для образца без обработки. Указанный эффект достигается за счет множественного растрескивания наноструктурированного поверхностного слоя. В случае циклических испытаний проявление данного эффекта может обуславливать повышение усталостной прочности более чем в два раза.

Авторы выражают искреннюю благодарность д.т.н. А.П. Алхимову, д.т.н. М.А. Белоцерковскому, д.т.н. В.А. Клименову, к.т.н. О.Н. Нехорошкову за помощь в изготовлении образцов и проведении ряда экспериментов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Panin S.V., Goldstein R.V. Sliding mode of multiple cracking of thin coatings // *Physical Mesomechanics*. – 2007. – V. 10. – № 1. – P. 107–108.
2. Panin V.E., Goldstein R.V., Panin S.V. Mesomechanics of multiple cracking of brittle coatings in a loaded solid // *International Journal of Fracture*. – 2008. – V. 150. – P. 37–53.
3. Stöver D., Funke C. Directions of the development of thermal barrier coatings in energy applications // *Journal of Materials Processing Technology*. – 1999. – V. 92–93. – P. 195–202.
4. Клименов В.А., Панин С.В., Безбородов В.П. Исследование характера деформации и разрушения на мезомасштабном уровне композиции «газотермическое покрытие – основа» при растяжении // *Физическая мезомеханика*. – 1999. – Т. 2. – № 1–2. – С. 141–156.
5. Bataev I.A., Bataev A.A., Mali V.I., Esikov M.A., Bataev V.A. Peculiarities of weld seams and adjacent zones structures formed in process of explosive welding of sheet steel plates // *Materials Science Forum*. – 2011. – V. 673. – P. 95–100.
6. Ляшенко Б.А., Цигулев О.В., Кузнецов П.Б. Необходимо ли всегда повышать адгезионную прочность защитных покрытий // *Проблемы прочности*. – 1987. – № 5. – С. 70–74.
7. Алхимов А.П., Косарев В.Ф., Папырин А.Н. Газодинамическое напыление. Экспериментальное исследование процесса напыления // *Прикладная механика и Техническая физика*. – 1998. – Т. 39. – № 2. – С. 182–188.

8. Коробов Ю.С., Полякова А.Л., Счастливцев В.М. Структура и свойства стальных покрытий, нанесенных методом активированной дуговой металлизации // Сварочное производство. – 1997. – № 1. – С. 4–6.
9. Белоцерковский М.А. Разработка экономичного и высокоэффективного оборудования для газопламенного напыления // Наука-производству. – 1999. – № 6. – С. 14–16.
10. Ивашко В.С., Белоцерковский М.А., Байкус К.В. и др. Восстановление узлов трения активированной дуговой металлизацией // Автоматическая сварка. – 1999. – № 4. – С. 47–49.
11. Клименов В.А., Панин С.В., Балохонов Р.Р. и др. Экспериментальное и теоретическое исследование мезоскопической деформации и разрушения при сжатии образцов малоуглеродистой стали с напыленными покрытиями, оплавленными в условиях мощных ультразвуковых колебаний // Физическая мезомеханика. – 2003. – Т. 6. – № 2. – С. 99–110.
12. Безбородов В.П., Нехорошков О.Н., Ковалевский Е.А. Структурно-фазовые особенности формирования газотермических покрытий из никелевых сплавов при оплавлении и ультразвуковой обработке // Перспективные материалы. – 2000. – № 4. – С. 64–68.
13. Юсиф С.А.К., Панин С.В., Люкшин П.А., Сергеев В.П. Уменьшение степени растрескивания керамического теплозащитного покрытия на медной подложке путем варьирования геометрии границы раздела // Физическая мезомеханика. – 2011. – Т. 14. – № 4. – С. 56–65.

Поступила 08.06.2011 г.

УДК 621.891

ВЛИЯНИЕ АКУСТИЧЕСКИХ КОЛЕБАНИЙ, ГЕНЕРИРУЕМЫХ ПРИ ТРЕНИИ, НА ИЗНАШИВАНИЕ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

Б.П. Гриценко^{1,2}, К.В. Круковский¹, Н.В. Гирсова¹

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск

²Томский политехнический университет, г. Томск

E-mail: gritsenko@ispm.s.tsc.ru

Представлены исследования изнашивания титановых сплавов в условиях гашения акустических колебаний возникающих при трении. Показано, что акустические колебания по своему действию аналогичны дополнительной эффективной нагрузке. Гашением акустических колебаний в трибосистеме можно влиять на механизм изнашивания и снижать износ титановых сплавов.

Ключевые слова:

Трение, износ, сплавы титана, деформация, акустические колебания.

Key words:

Friction, wear, titanic alloys, deformation, acoustic vibrations.

Введение

Широкое применение сплавов титана в технике и медицине обусловлено его высокой удельной прочностью и коррозионной стойкостью. В то же время использование титановых сплавов в узлах трения сдерживается их низким сопротивлением изнашиванию. Разработка и получение ультрамелкозернистых (УМЗ) и наноструктурных титановых сплавов, которые обладают еще более высокими механическими свойствами, только обострили данную проблему, так как исследований их трибологических свойств проведено пока еще очень мало [1, 2]. В связи с этим представляет интерес изучение данных свойств титановых сплавов и поиск путей повышения их износостойкости.

Материалы и методы исследований

В настоящей работе представлены исследования технически чистого титана ВТ1–0 и сплавов ПТ–3В и ВТ6 в двух состояниях: обычном крупнозернистом (КЗ) и в УМЗ состоянии, полученном с помощью интенсивной пластической деформации методом всестороннего *авс*-прессования. Средний размер зерен после интенсивной пласти-

ческой деформации уменьшался с 600...400 до 0,8...0,5 мкм. Перед испытаниями образцы шлифовали и электролитически полировали. Качество поверхности скольжения образцов составляло 0,32 Ra.

Испытания образцов проводили по схеме «диск-палец» в режиме граничной смазки [3]. Контртело было изготовлено из закаленной стали ШХ15. Нагрузка при испытаниях, кроме отдельно указанных случаев, составляла 25 Н, скорость скольжения 3 м/с. При испытаниях армо-железа нагрузка составляла от 300 до 400 Н. Измерения потери массы образцов в процессе испытаний на трение проводили путем их взвешивания на аналитических весах. Погрешность измерений составляла ± 50 мкг. Эксперименты проводились при температуре 20 °С, средняя температура образцов в опытах не достигала 40 °С.

Аттестацию структурно-фазового состояния исследуемых образцов проводили с использованием просвечивающей электронной микроскопии на микроскопе ЭМ-125К. Металлографические исследования на оптическом микроскопе АХЮ-VERT-200 фирмы «Карл Цейс».