

Сопротивление усталости металлов с упрочняющими покрытиями (обзор)

А. Г. Трапезон, Б. А. Ляшенко, М. О. Лысенков¹

Институт проблем прочности им. Г. С. Писаренко НАН Украины, Киев, Украина

¹ xxlmax2007@yandex.ru

Анализируются исследования, посвященные сопротивлению усталости конструкционных материалов с покрытиями. Приведены результаты проверки некоторых теоретических подходов, а также многочисленные экспериментальные данные для материалов с покрытиями, полученными методами ионного азотирования или физическим осаждением паров.

Ключевые слова: предел выносливости, упрочняющие покрытия, остаточные напряжения, ионное азотирование, физическое осаждение паров.

Введение. Долговечность и эксплуатационный ресурс машиностроительных конструкций могут быть повышены путем поверхностного упрочнения деталей с помощью покрытий, наносимых разными способами: гальваническим; химико-термической обработкой; газотермическим напылением; электроискровым легированием; лазерной термообработкой; осаждением из газовой фазы (CVD). Технология физического осаждения паров (PVD) включает в себя методы ионного азотирования (ИА), ионной имплантации (ИИ), парогазовой конденсации. Большинство из этих методов являются альтернативными, т.е. один и тот же материал покрытия может быть нанесен различными способами. Однако при этом могут изменяться в широких пределах как свойства основы, так и свойства покрытий. При использовании некоторых способов поверхностного упрочнения требуются относительно высокие температуры и длительная обработка. Высокие температуры, как правило, отрицательно влияют на свойства упрочняемых деталей [1].

Важнейшей из характеристик, определяющих эксплуатационный ресурс конструкций, является циклическая долговечность как основная характеристика сопротивления усталости, т.е. способности материала или детали противостоять знакопеременным напряжениям. В практике сложилось мнение о том, что покрытия неизбежно должны понижать предел выносливости [2]. Однако в ряде работ, в том числе выполненных в Институте проблем прочности им. Г. С. Писаренко НАН Украины, получены результаты, не подтверждающие это. Так, на примере нитридных покрытий, наносимых на титановые сплавы по технологии PVD, показана возможность повышения предела выносливости σ_{-1} за счет оптимизации параметров технологического процесса [3–5].

Тем не менее в газотурбомашиностроении считается допустимым снижение предела выносливости на 10...15% при нанесении эрозионно- и коррозионно-стойких покрытий [6], а в теории и практике вертолетных ГТД ориентируются на снижение σ_{-1} на десятки процентов [7]. Исходя из вышеизло-

женного проблема практического выбора способов, видов и режимов поверхностного упрочнения с помощью покрытий представляется весьма актуальной. Ее решение может облегчить обобщающий анализ результатов исследований по данной тематике, особенно проведенных в последнее время. Первостепенное прикладное значение могут иметь при этом экспериментальные результаты, поскольку попытки теоретического предсказания свойств и поведения материалов с покрытиями не всегда приводят к цели в силу несовершенства расчетных моделей, которые в лучшем случае позволяют наметить только ориентиры по ожидаемым прочностным характеристикам или по выбору технологии и путей ее оптимизации.

Общие вопросы теории теплофизических и физико-химических явлений, сопутствующих нанесению покрытий, изложены в работах [8–11], практические вопросы нанесения ионно-плазменных покрытий – в обзорах [12–14].

Теоретические подходы. Теоретические основы практической оценки прочностных свойств материалов с покрытиями развиты недостаточно из-за невозможности полного учета многообразия реальных факторов, влияющих на прочность. Простейший подход основан на соотношении аддитивности [15, 16]

$$\sigma = \sigma_o - \nu(\sigma_o - \sigma_{\text{п}}), \quad (1)$$

где σ , σ_o , $\sigma_{\text{п}}$ – напряжения соответственно в композиции (системе основа–покрытие), основе и покрытии при фиксированных деформациях; ν – объемное содержание покрытия.

Соотношение (1) удовлетворяется лучше всего при достаточно высокой степени адгезии между основой и покрытием. Из (1) следует, что $\sigma > \sigma_o$, если $\sigma_{\text{п}} > \sigma_o$, т.е. можно предположить, что упрочнение композиции возможно в случае высоких значений прочности покрытия, превышающих прочность основы. Исходя из этого перспективными представляются исследования, направленные, в частности, на получение высокопрочных пленочных элементов как аналога покрытий. Высокие значения прочности пленок достигаются вследствие диспергирования их структуры, что может быть представлено аналитически в виде эмпирического соотношения

$$\sigma_{\text{т}} = \sigma^* + kd^{-n}, \quad (2)$$

где $\sigma_{\text{т}}$ – предел текучести, или напряжение течения; σ^* , k – параметры данного материала; d – размер зерна; $n = 0,5 \dots 1,0$. При $n = 0,5$ зависимость (2) известна как соотношение Холла–Петча, которое более-менее справедливо для металлов. Пленки в неравновесном состоянии содержат практически все дефекты кристаллической решетки и характеризуются высокодисперсной структурой [17], поэтому экспериментальные данные для поликристаллических пленок могут быть описаны соотношением [18]

$$\sigma_{\text{в}} = \sigma^* + kh^{-0,5}. \quad (3)$$

Это выражение формально соответствует соотношению Холла–Петча, если размер зерна в (2) при $n = 0,5$ заменить толщиной пленки h . Подобная замена по данным работы [18] справедлива, но лишь в узком интервале толщин. В работе [19] применительно к пределу текучести микрослойных композиций Fe–Cu установлен диапазон $h = 10 \dots 100$ мкм; при $h = 10 \dots 50$ мкм лучше выполняется зависимость $\sigma = \sigma^* + kh^{-1}$. Из-за отсутствия физически обоснованной теории и весьма неопределенного физического смысла параметров σ^* и k зависимости (2), (3) малопригодны для практики, но могут быть полезны для оценочных расчетов.

К первичной проверке теоретических предложений. Сведения об усталостной прочности конденсированных пленок на примере Ni приведены в работе [20], в которой установлено, что подобно массивным металлам [21] в пленках также выполняется соотношение $\sigma_{-1} \approx (0,3 \dots 0,4)\sigma_B$. Показано, что предел выносливости σ_{-1} пленок значительно выше, чем монолитных образцов. Следовательно, высокая циклическая прочность конденсированных пленок определяется высоким уровнем их статической прочности. Проведено также экспериментальное исследование усталостной прочности армо-железа и меди, покрытых пленками Ni и Al соответственно. Подтверждено предположение, вытекающее из (1), что нанесение высокопрочных пленок повышает σ_{-1} композиции основа–покрытие. При этом в покрытиях действуют растягивающие остаточные напряжения $\sigma_{ост}$, что не согласуется с установившимися представлениями о необходимости обеспечения исключительно сжимающих остаточных напряжений $\sigma_{ост}$ с целью повышения σ_{-1} системы основа–покрытие. По-видимому, конкурирующее взаимное влияние σ_{-1} покрытия и растягивающих остаточных напряжений $\sigma_{ост}$ может привести или к повышению, как в данном случае, или к понижению σ_{-1} композиции в зависимости от количественных значений $\sigma_{ост}$ и σ_{-1} покрытия. Нетрадиционные в этом смысле выводы следуют также исходя из результатов работы [22], где исследовалась циклическая прочность титана VT1-0 с тонкопленочными керамическими покрытиями TiN. Несмотря на то что в покрытиях TiN отмечаются высокие сжимающие напряжения $\sigma_{ост}$ (в зависимости от толщины покрытия $h = 5 \dots 10$ мкм имеем $\sigma_{ост} = 1200 \dots 1000$ МПа), величина σ_{-1} системы повышалась незначительно. Объяснение этому факту дано в работе [23], в которой на основе соотношения аддитивности типа (1) предложена расчетная модель для циклического изгиба, учитывающая также $\sigma_{ост}$. Анализ результатов по этой модели показывает, что упрочнение посредством покрытий возможно, если коэффициенты температурного расширения основы α_0 и покрытия α_n подчинены условию $\alpha_0 > \alpha_n$. Такое условие гарантированно реализуется, в частности, если основа – металл, а покрытие – керамика (нитриды, карбиды, бориды и т.п.). В этом случае, несмотря на растягивающие остаточные напряжения $\sigma_{ост}$ в основе, следует ожидать превышения предела выносливости σ_{-1} композиции над таковым основного металла. Работоспособность данной модели, которая учитывает, однако, параметры структуры покрытия, подтверждена экспериментально для ряда толщин тонкопленочных нитридных покрытий, полученных по технологии PVD, позволяющей управлять структурой [18–23]. Сведения о положительном влиянии

оксидных пленок, т.е. тонких покрытий, на прочностные характеристики кристаллов (эффект Роско) приведены в работе [24].

Экспериментальные исследования. В многочисленных литературных источниках рассматриваются различные способы нанесения покрытий. Огромный массив известных экспериментальных результатов не позволяет в рамках одной статьи в полной мере показать их разнообразие и удовлетворительно упорядочить по степени эффективности соответствующих технологий. Тем не менее в последнее время, как можно судить из анализа рассмотренных результатов, проявляется тенденция к использованию технологий PVD, ИА, ИИ в отдельности или в комбинированном виде. Поэтому при обзоре новейших экспериментальных результатов ограничимся полученными исключительно данными способами поверхностного упрочнения.

Ионное азотирование. Ионно-вакуумное азотирование – метод с большими технологическими возможностями, который позволяет получать диффузионные слои желаемой структуры, поскольку процесс диффузионного насыщения управляем и может быть оптимизирован в зависимости от конкретных технических требований. Путем регулирования состава ионизируемых газов и интенсивности тлеющего разряда могут быть получены диффузионные слои с ионофазной (нитридной) зоной или азотированные слои без нитридной зоны. Для последней характерны высокая плотность и хорошая связь с основным металлом [25].

Вопросы, касающиеся усталости материалов после азотирования, являются достаточно актуальными, о чем свидетельствует большое количество публикаций по данной тематике. Экспериментальные исследования проводятся в основном для коррозионно-стойких сталей, большое внимание уделяется также титановым сплавам.

Аустенитную коррозионно-стойкую сталь AISI 316L широко применяют в ядерной и химической промышленности для изготовления конструктивных элементов, подвергаемых циклическим деформациям. В работе [26] исследовано влияние низкотемпературного (примерно при 400°C) плазменного азотирования на кристаллографическую структуру и характеристики усталости указанной стали. Методом дифракции отраженных электронов установлено влияние азотирования на увеличение компонентов с текстурами <100> и <111> и исчезновение компонентов с текстурой <110>. Серия испытаний на малоцикловую усталость при комнатной температуре показала значительное повышение усталости после азотирования.

Вопрос влияния отпуска на циклическую прочность стали 4140 после азотирования рассмотрен в работе [27]. Исследовали влияние температуры отпуска и времени азотирования (А) на усталостную прочность. Образцы, имеющие твердость 30–32, 33–34, 35–36 HRC, подвергали отпуску при 550...620°C. Азотирование проводили при 530°C в течение 4–16 ч. Установлено, что наибольшим значением σ_{-1} (820...840 МПа) обладали образцы, отпущенные при 550°C и подвергавшиеся азотированию в течение 4–16 ч. При этом толщина слоя составляла 0,16...0,3 мм при твердости поверхности 772...778 HV и твердости сердцевины 35...36 HRC. Наименьшее значение σ_{-1} (720 МПа) имели образцы, отпущенные при температуре 290°C и азотировании в течение 4 ч.

Плазменное азотирование, по-видимому, позволяет также “залечивать” повреждения. В работе [28] исследовано влияние плазменного азотирования на усталостную прочность стали AISI 4140, имеющей некоторые усталостные повреждения. Необработанные и азотированные образцы подвергались циклическому нагружению вплоть до некоторого уровня, затем вторичному азотированию в течение 0,5 ч, после чего опять проводились испытания на усталость. Обнаружено, что процесс, применяемый к необработанным образцам, увеличивает усталостную долговечность образцов, азотированных плазмой в течение 0,5 ч. Однако для азотированных образцов значительного улучшения усталостной долговечности при этом не установлено, так как слой на поверхности препятствует диффузии во время вторичного азотирования. Усталостная прочность увеличивается благодаря появлению остаточных сжимающих напряжений в поверхностном слое, а повышение твердости улучшает усталостные характеристики сталей [29]. В работе [29] также исследовали свойства ионно-азотированной стали AISI 4340 после различных температурно-временных режимов закалки и отпуска. Установлено влияние толщины слоя азотирования на повышение характеристик усталости (до 90%). Изучение механизма усталости показало, что усталостное разрушение обусловлено образованием в процессе циклических испытаний в подповерхностном слое на неметаллических включениях структуры типа “рыбьего глаза”.

Для хромистой стали 38ХМЮА установлен режим проведения процесса азотирования, обеспечивающий максимальное увеличение сопротивления усталости [30]. Проведены сравнительные испытания на усталость на базе $5 \cdot 10^6$ цикл гладких стандартных образцов диаметром 7,5 мм при чистом изгибе с вращением на машине МУИ-6000. Образцы подвергались термообработке (ТО) (нормализация), затем азотированию по пяти различным режимам. Установлено, что циклический режим проведения азотирования наиболее эффективен и позволяет увеличить предел выносливости на 21% по сравнению с классическим режимом процесса азотирования и на 37% по сравнению с пределом выносливости образцов, прошедших только ТО.

Результаты усталостных характеристик хромистой стали 42CrMo4, подвергнутой ионному азотированию, изложены в работе [31]. Исследовано влияние слоя из сопутствующих химических соединений на сопротивление усталостному разрушению. Сопротивление, в свою очередь, зависит от упрочнения и напряженного состояния (приложенных и остаточных напряжений), которое меняется при циклическом нагружении. В области многоциклового усталости ($> 10^5$ цикл) достигнуто повышение предела выносливости на 30%. Отмечено, что большая чувствительность слоя к перегрузкам серьезно ограничивает применение азотирования при малоциклового усталости.

Углеродистые стали. Исследование эффекта влияния ионного азотирования на усталость и деформацию стали SAE1045 проводилось на гладких образцах при комнатной температуре [32]. Изучено как монотонное, так и циклическое нагружение, которое сопоставлялось с нагружением исходного материала. Для оценки стабильности поведения при циклическом нагружении азотированных образцов при постоянных амплитудах деформации использовалась композитная модель. Монотонные кривые статического растяжения азотированных образцов близки к исходным, однако их пластичность снижа-

ется с 50 до 9%, прочность цементированных образцов резко повышается по сравнению с исходной (в ~ 2 раза), при этом пластичность уменьшается примерно до 20%. При малой долговечности повышение циклической прочности образцов располагается в таком порядке: цементированные; исходные; имплантированные, однако при долговечностях более 10^4 цикл азотированные образцы наиболее долговечны, затем идут цементированные, значительно ниже – исходные. Факторы, влияющие на прочностные свойства таковы: поверхностное зарождение трещин; многоосное напряженное состояние и остаточные напряжения. Обращает на себя внимание повышение долговечности имплантированных образцов при больших амплитудах (более $5 \cdot 10^{-3}$).

Авторы работы [33] исследовали влияние азотирования в сочетании с дисперсионным упрочнением на усталостную прочность и трибологические свойства среднеуглеродистой стали 1045. Образцы подвергались азотированию в ферритной или аустенитной области в интервале температур 580...630°C в течение 2–4 ч, аустенизации при 740°C, 1 ч, затем закалке в воде и старению при 100°C, 1 ч. За счет дисперсионного упрочнения интенсивность износа азотированной стали снижалась в четыре раза и достигала примерно 0,053 мкм/мин. При этом заметно возрастала и усталостная прочность материала. Следовательно, азотирование лучше проводить в ферритной области, причем толщина упрочненного слоя не должна быть большой.

Титановые сплавы. В работе [34] изложены результаты исследования усталостной прочности после азотирования высокопрочного сплава на основе титана. Показано, что усталостная прочность азотированного чистого Ti увеличивалась в результате повышения усталостной прочности его подложки. Установлено, что это обусловлено уменьшением величины поля напряжений, которое возникает в слое соединения при скольжении подложки. Однако указанное повышение ограничено для азотированных титановых сплавов с высокой прочностью (например, азотированные сплавы Ti–6Al–4V и SP–700) тем, что слой соединения подвергается дополнительному интенсивному растягивающему напряжению из-за различия модулей Юнга слоя и подложки. Однако в других исследованиях показано, что сопротивление усталости снижается для сплава Ti–15Mo–5Zr–3Al [35]. Гладкие образцы при разных режимах азотирования испытывали на изгиб с вращением. Глубина азотированного слоя изменялась от 130 до 200 мкм. Установлено, что азотирование понижает сопротивление материала усталости по сравнению с таковым для отожженного материала за счет ускорения процесса зарождения трещины усталости в азотированном слое.

Исследована долговечность азотированного сплава ВТ6 [36]. Установлено, что диффузионные слои, образующиеся при азотировании листового материала из ВТ6, снижают его долговечность при повторно-статическом растяжении в пять–семь раз. Показано, что его циклическая долговечность может быть восстановлена путем высокотемпературного отжига в аргоне или снятия (мерным химическим травлением) приповерхностной части азотированного слоя. Исходя из этого при анализе служебных свойств титана в качестве интегральной характеристики состояния поверхности можно использовать толщину охрупченного слоя $\delta_{\text{охр}}$, образующегося в результате его

взаимодействия с газами. Так, для восстановления циклической долговечности азотированного сплава ВТ6 до уровня основного металла необходимо удалить поверхностный слой толщиной более $(2,1-2,3)\delta_{\text{оxp}}$, а для достижения уровня повторно-статической выносливости, превышающего на 15...20% выносливость основного металла – слой толщиной $(2,7-2,9)\delta_{\text{оxp}}$.

Вопрос о влиянии размера зерна как металлургического фактора на сопротивление усталости азотированного чистого титана рассмотрен в работе [37]. Размеры зерна титана варьировались в зависимости от температуры отпуска в пределах 100...1800 мкм. Гладкие образцы испытывали на изгиб с вращением при комнатной температуре. Отмечено, что сопротивление усталости титана повышается при низкотемпературном азотировании, когда рост зерна ограничен. Предел выносливости образцов увеличивался с ростом толщины азотированного поверхностного слоя.

Сравнение усталостных свойств азотированных чистого железа и титана проведено в работе [38]. Экспериментально исследовано влияние азотирования на усталостную прочность чистого железа и титана. Отмечено, что для чистого железа она повысилась (закаленный поверхностный слой под слоем компаунда, образованного при азотировании, подавлял распространение трещин), тогда как для азотированного чистого титана уменьшилась (трещина, возникшая в компаундном слое при низком уровне напряжений, способствовала полному разрушению хрупкого закаленного слоя). Понижение усталостной прочности чистого титана после азотирования, по мнению авторов, связано с ростом зерна при высоких температурах.

Покрyтия, полученные парогазовой конденсацией. Покрyтия на основе тугоплавких соединений, в частности нитридов и карбидов металлов, широко применяются в различных отраслях современной техники. Например, в качестве защитных покрyтий в авиационной и космической отраслях промышленности, в интегральной и функциональной микро- и нанoeлектронике, компьютерной технике, в медицине и фармакологии, сельском хозяйстве и т.п. [39–41]. Известно, что композиционные покрyтия из TiN с большой площадью межзеренных и межслойных границ обладают высокими значениями вязкости, устойчивы к зарождению и развитию “хрупких” трещин, эффективно сопротивляются разрушению в условиях сложнонапряженного внешнего воздействия [42]. Предполагается, что покрyтия TiN, обладающие наноструктурой и многослойным строением, способны существенно продлить работоспособность изделий, используемых в машиностроении, в процессе их эксплуатации [43, 44].

Коррозионно-стойкие стали. В работе [45] исследовано влияние покрyтия TiN на усталостную прочность стали AISI 316L. Толщина покрyтия составляла 1,4 мкм. Покрyтие наносилось физическим осаждением паров. Установлено, что наличие такого покрyтия на стальной подложке обеспечивает существенное повышение усталостной прочности и предела выносливости (22%) по сравнению с таковыми стали без покрyтия. Микроструктурный анализ показал, что при испытаниях на растяжение и усталость сцепление покрyтия с подложкой остается удовлетворительным при низких максимальных переменных напряжениях (480 МПа), однако при более высоких переменных напряжениях (510 МПа) в процессе испытаний на усталость

выявлено отслоение покрытия от подложки. Также имело место растрескивание подложки с покрытием, что обусловлено в первую очередь растрескиванием покрытия TiN; затем трещины распространялись в подложку.

Усталостные свойства мартенситной нержавеющей стали 13Cr при толщине слоя TiN порядка 2 мкм исследованы в случае нагружения плоским изгибом [46]. Результаты испытаний показали, что тонкопленочное покрытие увеличивало сопротивление усталости материала при выборе соответствующих условий его осаждения. Установлено, что высокие твердость и остаточные напряжения сжатия в покрытии обеспечивали повышение сопротивления усталости исследованной стали.

Результаты исследований по оценке влияния одно- и многослойных пленок TiN на характеристики растяжения и усталости стали AISI 1045 получены в работе [47]. С помощью машины для испытаний на одноосное растяжение–сжатие определены механические свойства углеродистой стали AISI 1045 (0,45% C) при растяжении и циклической нагрузке на образцах с покрытиями TiN и без таковых. Покрытия были одно- и многослойными толщиной 3–9 мкм. Механизм разрушения изучали с использованием светового и растрового электронного микроскопов. Установлено, что наличие поверхностных пленок TiN не влияет на модуль Юнга, пределы текучести и прочности, но уменьшает деформацию разрушения, относительное удлинение и сужение образцов. Нанесение покрытий повышает усталостную прочность при $> 10^5$ цикл испытаний, однако однослойные покрытия оказывают более благоприятное воздействие, чем многослойные. Монослой TiN толщиной 3 мкм способствует наибольшему увеличению предела выносливости (~ 40 МПа). Однако для быстрорежущей и шарикоподшипниковой стали, покрытой TiN распылением при 350°C , сопротивление усталости не увеличивается [48]. Испытания проводили при циклическом изгибе с частотой $f = 24$ Гц.

Результаты изучения влияния вакуумных покрытий на механические свойства конструкционных металлов приведены в работе [49]. Исследованы сплавы 38ХА, 40НХ2МА, 12Х18Н9Т, ЭП975ИД, ВТ1189 и др., покрытые TiN, CrN, CrC различной толщины. Установлено, что вакуумные ионно-плазменные покрытия на основе карбидов и нитридов практически не изменяют механических свойств металлов, если температура напыления меньше стандартной температуры термообработки данного металла. Максимум σ_{-1} достигается на образцах с оптимальной глубиной и степенью наклепа и минимальной шероховатостью. В работе [50] анализировалось влияние тонких покрытий TiC, TiN, NC на сопротивление усталости стальных образцов (изгиб с вращением). Установлено, что максимальная усталостная прочность σ_{-1} отмечается для покрытия TiC.

Углеродистые стали. В работе [51] изучено влияние ионно-плазменного покрытия TiN на усталостную прочность образцов из стали 20. Ионно-плазменное покрытие наносилось как при температурах фазового превращения, так и при температурах, которые отличались от последних. Показано, что максимальная усталостная прочность образцов из стали 20 имеет место в случае нанесения ионно-плазменного покрытия при температуре фазового превращения (727°C).

В работе [52] исследована малоцикловая усталость сталей с покрытиями TiN. Покрытие TiN наносилось на конструкционную углеродистую сталь методом химического осаждения из газовой фазы. Влияние покрытий на величину σ_{-1} зависело от их толщины и адгезионной прочности. Образцы с покрытиями отличались от образцов без покрытия более высоким пределом выносливости σ_{-1} в области низких значений амплитуды деформации, тогда как в области высоких деформаций величина σ_{-1} образцов с покрытием была ниже.

Некоторые авторы [53] полагают, что чем тверже пленка, тем выше усталость материала. В данной работе исследовалось усталостное поведение высокопрочных сталей HT60 с нанесенными на них методом динамического смешивания пленками из нитрида титана. Исходя из полученных результатов обсуждалось также влияние состава пленки на характер усталости сталей. Нанесение пленок TiN и Ti₂N способствует повышению долговечности при низких напряжениях.

Вопрос о влиянии дефектов в пленочном покрытии на усталостную прочность стали, покрытой нитридом титана, изложен в работе [54]. Методом изгиба с вращением при консольном закреплении определяли изменение усталостной прочности и долговечности стальных образцов, покрытых пленкой нитрида титана толщиной 3–5 мкм, в зависимости от дефектов в этой пленке. Дефекты образовывались в результате предварительного статического растяжения покрытых образцов на 1,1...1,6%. Эксперименты проводили на воздухе и в 3%-ном водном растворе хлористого натрия. Установлено, что наличие дефектов заметно снижает усталостную долговечность образцов по сравнению с долговечностью образцов без дефектов в пленках. Так, в воздушной среде долговечность составляет 90...75% номинальной, в соляном растворе – 70...50%.

Титановые сплавы. Влияние тонких покрытий на процесс разрушения титановых сплавов рассмотрено в работе [55]. Для повышения предела выносливости σ_{-1} сплавов TiAl14V и Ti6246 путем динамического перемешивания ионов наносили покрытия из аморфных сплавов NiTi и SiC. Оба типа подложек с покрытиями испытывали при комнатной температуре в воздушной среде. Установлено, что покрытия изменяют механизм деформации поверхностного слоя и сдерживают зарождение поверхностных микротрещин, что значительно увеличивает значение σ_{-1} , которое зависит от природы покрытий и амплитуд прилагаемых циклических нагрузок. Влияние многослойного покрытия TiN на характеристики сопротивления усталости лопаток ГТД изучено также в работе [56]. Показано, что σ_{-1} лопаток с таким покрытием выше, чем после финишной операции полирования. Кроме того, разброс данных по долговечности у них меньше.

Влияние многослойных ионно-плазменных покрытий TiN на сопротивление усталости стали и титановых сплавов рассмотрено в работе [57]. В отличие от данных работы [47], установлено, что многослойные покрытия более благоприятно влияют на σ_{-1} , чем однослойные. Это обусловлено структурным характером покрытий. Различное влияние покрытий на σ_{-1} сталей и титановых сплавов объясняют расхождением в коэффициентах теплового расширения покрытия и подложки и, следовательно, появлением при охлаждении разных по модулю и знаку остаточных напряжений.

Коррозионно-стойкие стали с покрытиями ZrN. Изучению усталости нержавеющей стали, покрытой различными осадками ZrN, посвящена работа [58]. Исследованы усталостные свойства нержавеющей стали 316L, которая покрыта тремя отличающимися от стехиометрического состава пленками ZrN_x , осажденными физически из паровой фазы методом магнетронного распыления. Проведено сравнение свойств этой стали со свойствами стали без покрытия. Отличное сцепление таких пленок с подложкой вместе с повышенными сжимающими остаточными напряжениями и механической прочностью вызывают значительное увеличение циклической прочности базовой стали. Фрактографическое исследование свидетельствует о том, что покрытия ZrN_x не отслаиваются даже после жесткой пластической деформации системы покрытие–подложка. Грубая оценка прочности, предполагающая справедливость закона смесей (1) для описания предела текучести образцов с покрытием, показала, что прочность пленок изменяется в интервале 22,5...34,6 ГПа с видимой тенденцией роста значений с увеличением содержания азота в соединении. Вычисление констант, входящих в параметрическое соотношение, используемое для описания кривых напряжение–деформация образцов с покрытиями и без них, позволяет оценить повышение усталостной долговечности благодаря наличию покрытий. Образцы испытывали при напряжениях порядка 435...480 МПа. Обнаружено, что предел выносливости образцов с покрытием повышается на 6,6...9,1% по сравнению с пределом выносливости образцов без покрытия.

Фрактографический анализ, выполненный на поверхностях изломов, показал, что разрушение при низких переменных напряжениях наблюдается преимущественно в виде распространения одной трещины, при повышенных напряжениях – в виде двух трещин. Как при низких, так и при высоких переменных напряжениях покрытия повреждаются на плоскости излома. Обнаружено, что при повышенных напряжениях возникают продольные и круговые трещины на поверхности образцов с покрытием. Полученные результаты свидетельствуют о том, что разрушение образцов с покрытием при циклическом нагружении начинается главным образом с зарождения трещин на поверхности покрытия и их распространения до достижения границы покрытие–подложка.

Коррозионно-стойкие стали с покрытием CrN. В работе [59] рассмотрено влияние хромирования на пределы выносливости стали AISI 4340 с покрытиями Cr_2C_3 –25NiCr и WC–10Ni, полученными высокоскоростным напылением с использованием кислородно-топливной смеси. Отмечено, что предел выносливости материала с покрытием значительно зависит от уровня внутренних остаточных напряжений. Хромовые покрытия используют, чтобы гарантировать защиту от износа и коррозии в сочетании с химической стойкостью. Уменьшение предела выносливости основного металла и экологически неудовлетворительная технология получения таких покрытий в ряде случаев создают проблему по их замене.

В работе [60] рассмотрен вопрос о влиянии каплевидных дефектов на усталостную прочность стали SUS 304 с пленкой CrN. Проведены усталостные испытания методом трехточечного изгиба аустенитной стали с двумя видами покрытий, полученных дуговым ионным напылением. Для получения

различного распределения капель напыление производили при двух различных режимах. Показано, что в образцах с покрытием усталостная прочность снижается независимо от режима напыления. Усталостные трещины инициируются при напряжениях ниже предела выносливости материала без покрытия. Разница в развитии трещин в образцах с разным распределением капель проявляется как на стадии инициирования, так и на стадии распространения усталостной трещины. В случае пониженной плотности капель усталостная трещина зарождается на ранних стадиях, при этом скорость ее распространения значительно ниже. В случае повышенной плотности капель время инициирования трещины существенно выше, при этом скорость ее распространения выше. Для образцов с повышенной плотностью капель наблюдалось объединение усталостных трещин. Различие в усталостной долговечности связано с разницей между временем инициирования трещин и скоростью их распространения.

Результаты экспериментального исследования влияния глубокой криогенной обработки (выдержка в жидком азоте) и плазменного напыления покрытия из нитрида хрома на усталость при круговом изгибе нержавеющей стали AISI 302 приведены в работе [61]. Предел выносливости образцов (стержней диаметром 8 мм при частоте 40 Гц) определяли на базе $3 \cdot 10^5$ цикл нагружения. Показано, что наличие покрытия способствует повышению предела выносливости на 18%, в то время как криогенная обработка не приводит к существенному изменению характеристик усталости.

Инструментальные стали. Связь между усталостью и остаточными напряжениями по толщине покрытий CrN, полученных химическим осаждением из CVD, изучалась в работе [62]. Монолитный слой CrN толщиной 5 мкм осаждали на поверхность инструментальной стали H11 и исследовали методами рентгеновского анализа и наноиндентирования. Определяли твердость, модуль упругости, химический состав, текстуру и постоянную решетки вместе с распределением остаточных напряжений по толщине. Высокий уровень сжимающих напряжений (выше 2 ГПа) наблюдался на поверхности и внутри покрытия. Низкие значения сжимающих напряжений имели место вблизи границы покрытие–подложка. Усталостные испытания проводили методом четырехточечного изгиба. Усталостная трещина зарождалась внутри материала подложки, что обусловлено низкими сжимающими остаточными напряжениями вблизи границы раздела покрытие–подложка и наличием неметаллических включений, работающих как разрывы внутри подложки. В качестве критического микроструктурного параметра, отрицательно влияющего на сопротивление усталости исследованных образцов с покрытием CrN, принят размер данных включений.

Хромистые стали с покрытиями CN. Карбонитрирование рассматривалось в работе [63]. Исследовали влияние на сопротивление усталости карбонитридного упрочнения поверхности образцов из Cr–Mo–Cr при 570°C, отпущенных при 600°C. Испытывали цилиндрические образцы (гладкие с надрезом) с рабочим диаметром 10 мм методом изгиба с вращением. Толщина карбонитридной пленки и размер зоны диффузии азота составляли соответственно 18 мкм и 0,5 мм. Отмечено увеличение σ_{-1} гладких образцов на 30%, образцов с надрезом – на 90%.

Чугун. Данные испытаний чугуна со сфероидальным графитом, прошедшего нитрокарбонизацию, приведены в работе [64]. Образцы из чугуна двух марок с ферритной и перлитной структурой матрицы, содержащие сфероидальный графит, были испытаны на усталость при циклическом изгибе (вращение в опорах, к которым приложен изгибающий момент). Отмечено, что в результате карбонитрирования на поверхности чугуна возникает нитридный слой с повышенной твердостью. Такая упрочняющая термохимическая обработка ферритного чугуна вызывает прирост усталостной прочности на 40%, перлитного – только на 15%.

Выводы

1. Проблема выбора способа поверхностного упрочнения по-прежнему решается методом проб исходя из экспериментальных результатов, относящихся к вполне конкретным технологическим условиям.

2. Существующее состояние проблемы обусловлено отсутствием надежных теоретических основ упрочнения посредством покрытий, разработка которых остается в начальном состоянии, на стадии лабораторных опытов по проверке предлагаемых расчетно-экспериментальных моделей.

3. Подтверждена перспективность технологии ионного азотирования, ионной имплантации, физического осаждения паров, поскольку на практике, в отличие от ряда других технологий, перечисленные методы обеспечивают неизменную повторяемость эффектов упрочнения, повышая в той или иной мере усталостную прочность сталей, титановых сплавов и чугуна.

4. Прикладное значение результатов настоящего обзора заключается в критическом анализе приведенных данных, непосредственное использование которых на практике допустимо только после их сопоставления с известными результатами и по возможности после экспериментальной проверки с соблюдением исходных технологических условий, особенностей и видов проведенных усталостных испытаний.

Резюме

Проаналізовано дослідження, що присвячені опору втомі конструкційних матеріалів із покриттями. Наведено результати перевірки деяких теоретичних підходів, а також численні експериментальні дані для матеріалів із покриттями, що отримані методами іонного азотування або фізичним осадженням парів.

1. Новиков Н. В., Бидный А. А., Ляшенко Б. А. и др. Методы упрочнения поверхности машиностроительных деталей. – Киев: Ин-т сверхтвердых материалов, 1989. – 112 с.
2. Петухов А. Н. Сопrotивление усталости деталей ГТД. – М.: Машиностроение, 1993. – 240 с.
3. Ляшенко Б. А., Трапезон А. Г., Рутковский А. В. О влиянии вакуумных покрытий на сопротивление усталости технического титана // Пробл. прочности. – 1995. – № 11-12. – С. 32 – 40.

4. Ляшенко Б. А., Трапезон А. Г., Рутковский А. В. Вакуум-плазменные покрытия как резерв повышения сопротивления усталости листовых материалов // Вибрации в технике и технологиях. – 2001. – № 5 (21). – С. 76 – 79.
5. Трапезон А. Г., Ляшенко Б. А., Липинская Н. В. Усталость титанового сплава ВТ20 с вакуум-плазменными покрытиями при высоких температурах // Пробл. прочности. – 2009. – № 4. – С. 101 – 107.
6. Гецов Л. Б. Материалы и прочность деталей газовых турбин. – М.: Недра, 1996. – 591 с.
7. Скажутин Ю. А. Функциональные покрытия для восстановления эксплуатационных свойств деталей вертолетных ГТД вакуумным ионно-плазменным напылением: Автореф. дис. ... д-ра техн. наук. – Рига, 1991. – 47 с.
8. Кудинов В. В. Плазменные покрытия. – М.: Наука, 1977. – 184 с.
9. Кудинов В. В., Иванов В. М. Нанесение плазмой тугоплавких покрытий. – М.: Машиностроение, 1981. – 192 с.
10. Костиков В. В., Шестерин Ю. А. Плазменные покрытия. – М.: Металлургия, 1978. – 159 с.
11. Максимович Г. Г., Шатинский В. Ф., Копылов В. И. Физико-химические процессы при плазменном напылении и разрушении материалов с покрытиями. – Киев: Наук. думка, 1983. – 264 с.
12. Григоров А. И., Елизаров О. А. Ионно-вакуумные износостойкие покрытия. – Киев: Наук. думка, 1979. – 48 с.
13. Джеломанова Л. М. Прогрессивные методы нанесения износостойких покрытий на режущий инструмент. Обзор. – М.: НИИмаш, 1979. – 48 с.
14. Ляшенко Б. А., Соловых Е. К., Мирненко В. И. и др. Оптимизация технологии нанесения покрытий по критериям прочности / Под ред. В. В. Харченко. – Киев: Ин-т проблем прочности им. Г. С. Писаренко НАН Украины, 2010. – 193 с.
15. Панасюк В. В., Ратыч Л. В., Дмитрах И. Н. К теории циклической трещиностойкости конструкционных материалов в коррозионных средах // Publication of the Technical University for Heavy Industry (Miskolc). – 1983. – 38. – P. 123 – 138.
16. Хиббард У. Введение. Волокнистые композиционные материалы. – М.: Мир, 1967. – С. 13 – 23.
17. Палатник Л. С., Фуке М. Я., Косевич В. М. Механизм образования и субструктура конденсированных пленок. – М.: Наука, 1972. – 320 с.
18. Ильинский А. Н. Структура и прочность слоистых и дисперсно-упрочненных пленок. – М.: Металлургия, 1986. – 143 с.
19. Луговський Ю. Ф. Закономірності впливу структури на характеристики опору утомі композиційних металевих матеріалів: Автореф. дис. ... д-ра техн. наук. – Київ, 2011. – 32 с.
20. Ильинский А. Н., Палатник Л. С., Навроцкий И. В. и др. О влиянии конденсированных пленок на усталостную прочность металлов // Пробл. прочности. – 1974. – № 12. – С. 108 – 110.

21. Фридман Я. Б. Механические свойства металлов. – М.: Машиностроение, 1974. – Т. 2. – 368 с.
22. Трапезон А. Г. Методологические проблемы при исследовании тонкопленочных упрочняющих покрытий // Пробл. прочности. – 2007. – № 2. – С. 99 – 112.
23. Трапезон А. Г. К методике ускоренной оценки усталости металлов с упрочняющими покрытиями // Там же. – 2009. – № 2. – С. 79 – 90.
24. Харламов Ю. О., Будаг'яну М. А. Фізика, хімія та механіка поверхні твердого тіла. Навчальний посібник. – Луганськ: Вид-во СУДУ, 2000. – 624 с.
25. Герасимов С. А., Жихарев А. В., Березина Е. В. и др. Новые идеи о механизме образования структуры азотированных сталей // Металловедение и терм. обраб. металлов. – 2004. – № 1. – С. 13 – 17.
26. Stinville J. C., Villechaise P., Templier C., et al. Plasma nitriding of 316L austenitic stainless steel: Experimental investigation of fatigue life and surface evolution // Surf. Coat. Technol. – 2010. – **204**, No. 12-13. – P. 1947 – 1951.
27. Nakonieczny A., Babul T., Tacikowski J., and Burakowski T. On possibility to form fatigue properties of 4140 steel by nitriding and high-temperature tempering // Proc. 10th Int. Congr. Heat Treatment and Surface Engineering (Sept. 1–5, 1996, Brighton). – Brighton, 1996. – P. 173.
28. Alasaran A., Kaymaz I., Celik A., et al. A repair process for fatigue damage using plasma nitriding // Surf. Coat. Technol. – 2004. – **186**, No. 3. – P. 333 – 338.
29. Sirin S. Y., Sirin K., and Kaluc E. Effect of the ion nitridig surface hardening process on fatigue behavior of AISI 4340 // Mater. Charact. – 2008. – **59**, No. 4. – P. 351 – 358.
30. Никитин В. В., Потоков Е. Г. Исследование сопротивления усталости стали 38ХМЮА в связи с эффективностью химико-термической обработки // Тез. докл. (Тамбов, 16–17 апр. 1996 г.). – Тамбов, 1996. – С. 105.
31. Terres M. A., Sidhom H., Ben Cheikh Larbi A., and Lieurade H. P. Tenue en fatigue flexion d'un acier niture // Ann. Chim. Sci. Mater. – 2003. – **28**, No. 1. – P. 25 – 41.
32. Qian J. and Fatemi A. Cyclic deformation and fatigue behaviour of ionitrided steel // Int. J. Fatigue. – 1995. – **17**, No. 1. – P. 15 – 24.
33. Tacikowski J., Nakonieczny A., Senatorski J., and Babul T. Increasing fatigue strength and tribological properties of nitrided carbon steels by precipitation hardening // Proc. 10th Int. Congr. Heat Treatment and Surface Engineering (Sept. 1–5, 1996, Brighton). – Brighton, 1996. – P. 171 – 172.
34. Morita T., Fuchikawa S., Komotori J., et al. Microstructures and mechanical properties of prealloyed P/M Ti–6Al–4V and SP-700 // Trans. Jap. Soc. Mech. Eng. A. – 2001. – **67**, No. 656. – P. 719 – 725.
35. Shibata H., Ogawa T., Hori C., and Tokaji K. Effect of gas nitriding on fatigue behavior of Ti–15Mo–5Zr–3Al alloy // Ibid. – 1993. – **59**, No. 564. – P. 1795 – 1799.
36. Пешиков А. В., Селиванов В. Ф., Коломенский Б. Ф. Повышение циклической долговечности азотированного сплава ВТ6 // Технология машиностроения. – 2006. – № 12. – С. 9 – 13.

37. Takahashi H., Morita T., Shimizu M., and Kawasaki K. Influence of grain size on fatigue strength of nitrided pure Ti // Trans. Jap. Soc. Mech. Eng. A. – 1993. – **59**, No. 567. – P. 2481 – 2486.
38. Morita T., Kato K., Scimizu M., and Kawasaki K. Comparison of fatigue properties of nitrided pure iron and titanium // Ibid. – 1997. – **63**, No. 605. – P. 1 – 6.
39. Береснев В. М., Погребняк А. Д., Азаренков Н. А. и др. Структура, свойства и получение твердых нанокристаллических покрытий, осаждаемых несколькими методами // Усп. физики металлов. – 2007. – **8**, № 3. – С. 171 – 246.
40. Левашов Е. А., Штанский Д. В. Многофункциональные наноструктурированные пленки // Усп. химии. – 2007. – **76**, № 5. – С. 502 – 509.
41. Погребняк А. Д., Шпак А. П., Азаренков Н. А., Береснев В. М. Структура и свойства твердых и сверхтвердых нанокompозитных покрытий // Усп. физ. наук. – 2009. – **179**, № 1. – С. 35 – 64.
42. Табаков В. П., Чихранов А. В. Определение механических характеристик износостойких ионно-плазменных покрытий на основе нитрида титана // Изв. Самар. науч. центра РАН. – 2010. – **12**, № 4. – С. 292 – 297.
43. Kopeikina M. Yu., Klimenko S. A., Mel'niichuk Yu. A., and Beresnev V. M. Efficiency of cutting tools equipped with cBN-based polycrystalline superhard materials having vacuum-plasma coating // J. Superhard Mater. – 2008. – **30**, No. 5. – P. 355 – 362.
44. Панин В. Е., Сергеев В. П., Панин А. В., Почивалов Ю. И. Наноструктурирование поверхностных слоев и нанесение наноструктурных покрытий – эффективный способ упрочнения современных конструкционных и инструментальных материалов // Физика металлов и металловедение. – 2007. – **104**, № 6. – С. 1 – 11.
45. Puchi-Cabrera E. S., Martinez F., Herrera I., et al. On the fatigue behavior of an AISI 316L stainless steel coated with a PVD TiN deposit // Surf. Coat. Technol. – 2004. – **182**, No. 2-3. – P. 276 – 286.
46. Fukui S., Nakayama H., and Tanaka T. Effects of TiN thin films prepared by ion beam and vapor deposition method on fatigue strength of high strength martensitic stainless steels // Trans. Jap. Soc. Mech. Eng. A. – 1998. – **64**, No. 622. – P. 1455 – 1462.
47. Su Y. L., Yao S. H., Wei C. S., et al. Influence of single- and multilayer TiN films on the axial tension and fatigue performance of AISI 1045 steel // Thin Solid Films. – 1999. – **338**, No. 1-2. – P. 177 – 184.
48. Bomas H., Mayr P., and Kurth B. Fatigue properties of steel coated with TiN by a PVD process // M. Salehi (Ed.), *Heat Treatment and Surface Engineering* (Proc. of the 5th World Seminar on Heat Treatment and Surface Engineering, Sept. 26–29, 1995, Isfahan). – Isfahan, 1995. – P. 31 – 42.
49. Будилов В. В. Влияние вакуумных покрытий на механические свойства конструкционных материалов // Авиац. пром-сть – 1994. – № 8. – С. 33 – 36.
50. Aoyama S. and Ogawa K. Rotating bending fatigue strength of Cr–Mo structural steel specimens carbonitrided at low temperature // Trans. J. Soc. Mater. Sci. – 1977. – **26**, No. 280. – P. 62 – 67.

51. Клевцов Г. В., Клевцова Н. А., Ильичев Л. Л. и др. Влияние ионно-плазменного покрытия, нанесенного при температуре фазовых превращений, на усталостную прочность образцов из стали 20 // Вестн. Оренбург. гос. ун-та. – 2007. – № 10. – С. 171 – 175.
52. Shiozawa K., Nishino S., and Han L. Low-cycle fatigue strength of steel with TiN coating: coating strength assessment // Trans. Jap. Soc. Mech. Eng. A. – 1994. – **60**, No. 569. – P. 9 – 16.
53. Yano T., Yoneda M., Katsumura M., et al. Influence of film composition on fatigue behavior of TiN coated steels by dynamic mixing method // J. High Temp. Soc. – 1991. – **17**, No. 6. – P. 325 – 331.
54. Shiozawa K., Tomosaka T., Han L., and Motobayashi K. Effect of flaws in coating film on fatigue strength of steel coated with titanium nitride // Trans. Jap. Soc. Mech. Eng. A. – 1994. – **60**, No. 571. – P. 626 – 633.
55. Peraud S., Villechaise P., and Mendez J. Effects of dynamically ion mixed thin coatings on fatigue damage processes in titanium alloys // ECF 11: Mechanisms and Mechanics of Damage and Failure (Proc. 11th European Conf. on Fracture, Sept. 3–6, 1996, Poitiers). – Warley, 1996. – P. 1081 – 1086.
56. Грязнов Б. А., Майборода В. С., Налимов Ю. С. и др. Исследование влияния видов обработки поверхности и многослойного покрытия пера лопаток на их характеристики сопротивления усталости // Пробл. прочности. – 1999. – № 5. – С. 109 – 116.
57. Моляр А. Г., Васильев А. И. Влияние ионно-плазменных покрытий на усталостную прочность материала // Авиаци. пром-сть. – 1994. – № 8. – С. 37.
58. Berrios-Ortiz J. A., La Barbera-Sosa J. G., Teer D. G., and Puchi-Cabrera E. S. Fatigue properties of a 316L stainless steel coated with different ZrN deposits // Surf. Coat. Technol. – 2004. – **179**, No. 2-3. – P. 145 – 157.
59. Souza R. C., Voorwald H. J. C., and Cioffi M. O. H. Fatigue strength of HVOF sprayed Cr₂C₃-25NiCr and WC-10Ni on AISI4340 steel // Ibid. – 2008. – **203**, No. 3-4. – P. 191 – 198.
60. Baldissera P., Cavalleri S., Marcassoli P., and Tordini F. Study of the effect of DCT and PVD treatments on the fatigue behaviour of AISI 302 stainless steel // Key Eng. Mater. – 2010. – No. 417-418. – P. 49 – 52.
61. Gelfi M., La Vecchia G. M., Lecis N., and Troglia S. Relationship between through-thickness residual stress of CrN-PVD coatings and fatigue nucleation sites // Surf. Coat. Technol. – 2005. – **192**, No. 2-3. – P. 263 – 268.
62. Yonekura D., Murakami R., Kim Y.-H., et al. Communication between fatigue and residual stresses on thickness of coverings of CrN // Trans. Jap. Soc. Mech. Eng. A. – 2005. – **71**, No. 709. – P. 1195 – 1200.
63. Aoyama S. and Ogawa K. Structure and fatigue of intermetallic (Cr, Mo) alloys for lightweight engine parts // J. Soc. Mater. Sci. – 1977. – **26**, No. 280. – P. 62 – 67.
64. Dengel D. und Eckert A. Schwingprüfung von nitrocarburiertem Gußeisen mit Kugelgraphit // Harter.-Techn. Mitt. – 1995. – **50**, No. 6. – S. 359 – 363.

Поступила 10. 09. 12