

Влияние PVD-покрытий на сопротивление деформации и малоцикловой усталости нержавеющей стали и титановых сплавов

А. П. Гопкало, Н. Р. Музыка, А. В. Рутковский, В. П. Швец

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

Экспериментально установлено влияние нанесения различных PVD-покрытий и их толщины на сопротивление нержавеющей стали X18H10T и титановых сплавов BT1 и BT20 растягивающей и циклической упругопластической деформации. Нанесение PVD-покрытий, в том числе после растяжения или циклического нагружения, повышает сопротивление растягивающей и циклической упругопластической деформации и приводит к изменению вида разрушения (квазистатического на усталостный) и циклических свойств материала.

Ключевые слова: PVD-покрытие, малоцикловая усталость, напряжения, деформация, накопление повреждений, параметр гомогенности.

Введение. Известно, что процесс разрушения деталей зачастую начинается с локальных разрушений поверхностных слоев материала. Механические свойства поверхностного слоя материала формируются при изготовлении детали и затем в процессе эксплуатации изменяются. Основными причинами разрушения поверхностных слоев являются наличие шероховатости, концентрации напряжений и неоднородности распределения механических свойств как по поверхности, так и по глубине материала [1]. Проведенные экспериментальные исследования, например [2], показали, что в условиях однородного напряженного состояния условный предел текучести поверхностного слоя низкоуглеродистой стали на 25% ниже, чем основного металла. Согласно некоторым другим данным [3], условный предел текучести самых тонких образцов составляет всего 20% величины толстых образцов. Поэтому на поверхности пластическое течение наступает раньше, чем в сердцевинных слоях.

В инженерной практике для повышения прочностных и защитных свойств поверхности изделий широко используются различные методы обработки, в том числе нанесение металлических и неметаллических пленок и покрытий.

Влияние поверхностных оксидных пленок на механические свойства металлов еще в 1926 г. начал изучать Роско [4] при оценке микротвердости монокристаллов кадмия. Обнаружено, что оксидная пленка толщиной менее 20 атомов увеличивает критическое напряжение монокристаллов кадмия примерно на 50%. Она также ограничивает пластические деформации кристалла, что способствует повышению твердости поверхностного слоя.

Исследования [5–9] показали, что не только оксидные пленки, но и осажденные на поверхность PVD-покрытия (напыление конденсацией из паровой (газовой) фазы) повышают сопротивление растягивающей и циклической нагрузке, главным образом за счет ограничения пластической деформации основания твердым поверхностным слоем с более высокой механической прочностью, высоких сжимающих остаточных напряжений и хорошей адгезии материала покрытий с основанием [7–9]. В работах [7, 8, 10] повышение

сопротивления растягивающей и циклической нагрузке связывают с толщиной и твердостью PVD-покрытия, а также содержанием в нем азота.

Остаточные напряжения в материале с PVD-покрытием обусловлены различием коэффициентов теплового расширения основного материала и материала покрытия и кристаллом, выращенным во время нанесения покрытия [11]. С увеличением толщины покрытия [12] они повышаются и оказывают влияние на твердость покрытия [13]. Чем больше толщина покрытия, тем выше твердость [8]. Однако увеличение толщины PVD-покрытия приводит к уменьшению адгезии слоев покрытий относительно металлического основания, что обусловлено высокими остаточными напряжениями сжатия [14, 15]. Высокие остаточные напряжения в PVD-покрытиях могут вызывать местное разрушение покрытия и расслаивание по краям деталей, если толщина покрытия больше радиуса края. Напряженное состояние на границе раздела не зависит от толщины покрытия, если она выше приблизительно трех амплитуд шероховатости основания [15].

В работах [7, 8, 16] отмечается, что PVD-покрытия TiN незначительно повышают сопротивление деформации при растяжении. При деформациях, превышающих 0,34...0,40%, возникает обширное растрескивание и отслаивание материала покрытия. После растрескивания слоя покрытия деформации распространяются на основание. В работах [7, 16, 17] показано, что усталостная долговечность образцов с PVD-покрытием увеличивается только в области низких амплитуд напряжений, так как увеличение амплитуды напряжений вызывает разрушение покрытий. Поверхностная деформация основания приводит к разрушению покрытия на ранних стадиях процесса усталости.

В [18] отмечалось, что поверхностная обработка образцов после циклической наработки влияет на сопротивление усталости. Повышение сопротивления циклическому нагружению образцов из стали AISI 4140 имело место после плазменного азотирования исходного образца, в том числе после циклической наработки до 30% усталостной долговечности, а также после наработки до этого же уровня и повторного азотирования. Предварительная циклическая наработка до 60% усталостной долговечности исходного и азотированного образцов с последующим повторным азотированием снижала циклическую долговечность этой стали.

Таким образом, при растяжении и циклическом нагружении образцов прочностные свойства материалов при нанесении PVD-покрытий зависят от физико-механических характеристик основного материала, покрытия, его толщины, действующих напряжений и пластических деформаций, числа циклов предварительной циклической наработки и т.п.

В данной работе проведены экспериментальные исследования по оценке влияния нескольких типов PVD-покрытий и их толщины на сопротивление деформации при растяжении образцов из нержавеющей стали X18H10T и титановых сплавов BT1 и BT20. На основании полученных результатов испытаний на растяжение для установления основных закономерностей влияния PVD-покрытий на сопротивление малоцикловому нагружению был выбран один из исследованных материалов – сплав BT20 с толщиной PVD-покрытия TiN 6 мкм. С использованием этого материала проведены также экспериментальные исследования по оценке влияния циклической наработки с последую-

ющим нанесением PVD-покрытий на сопротивление малоцикловому нагружению при различном уровне действующих напряжений. Для определения влияния PVD-покрытий на накопление повреждений при растяжении и циклическом нагружении использовали известный метод определения твердости [19]. В качестве параметра поврежденности принято рассеяние характеристик твердости (гомогенность), полученных по результатам массовых испытаний (измерений).

Методика проведения эксперимента. Испытанию на монотонное растяжение и малоцикловую усталость подвергали плоские образцы (рис. 1), вырезанные из листовых заготовок нержавеющей стали X18H10T толщиной 1,5 мм и титановых сплавов BT1 и BT20 толщиной 1,0 мм.

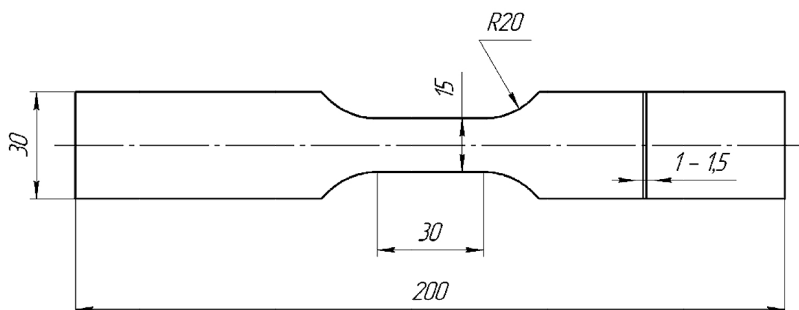


Рис. 1. Образец для испытаний на монотонное растяжение и малоцикловую усталость.

На образцы из нержавеющей стали X18H10T наносили PVD-покрытия TiN толщиной 6, 10, 16,5 мкм, Cr толщиной 4 мкм и (Cr+Ni) толщиной 10 мкм, на образцы из титанового сплава BT1 – PVD-покрытие TiN толщиной 6, 10, 16,5 мкм и на образцы из титанового сплава BT20 – PVD-покрытия TiN толщиной 2, 4, 6, 8, 10 мкм, (TiC)N толщиной 2, 4, 8, 10 мкм и (TiAl)N толщиной 2, 4, 6, 8 мкм.

Перед нанесением PVD-покрытий образцы очищали в спиртобензиновой смеси, затем помещали в вакуумную камеру, откачивали воздух до давления $1,33 \cdot 10^{-3}$ Па, заполняли азотом до давления 2,66 Па и проводили их очистку в тлеющем разряде в течение 15...25 мин (напряжение на образце 600...1200 В, ток 0,5...1,0 А). Затем из камеры откачивали азот до давления $1,33 \cdot 10^{-2}$ Па и заполняли ее аргоном до давления $6,66 \cdot 10^{-2}$ Па, включали дуговой испаритель (титановый катод, ток дуги испарителя 100 А, напряжение 30...32 В). При подаче на образцы напряжения (1100...1300 В, электрический ток 24 А) происходит ионное травление поверхности. Время травления составляет 15...25 мин при температуре 510...530°C. После окончания очистки переходили в режим осаждения покрытия.

Осаждение покрытия TiN проводили при давлении 0,43...0,46 Па в среде азота. Ток дуги испарителя составляет 85...95 А, напряжение – 30...32 В, напряжение на образце – 350...550 В, ток – 3...6 А, температура осаждения – 510...530°C. Толщина покрытия зависела от времени осаждения. Например, для получения покрытия толщиной 6 мкм оно составляет 40 мин.

После осаждения покрытия образцы вместе с камерой охлаждали до комнатной температуры (примерно 1 ч при давлении $1,33 \cdot 10^{-3}$ Па).

Испытания на монотонное растяжение и малоцикловую усталость проводили при комнатной температуре на воздухе на стандартной электрогидравлической машине 3201УЕ20. Образцы закрепляли гидравлическими зажимами. В момент фиксирования свободного конца образца осевые усилия не превышали 1 кН. Соосность приложения усилий обеспечивалась конструктивно при сборке силовой рамы. Дополнительные напряжения от воздействия изгибающих моментов при зажиме образца не превышали 1% максимальных осевых. Осевые упругопластические деформации рабочей части образца измеряли тензомером.

Монотонное растяжение образцов проводили при скорости перемещения активного захвата ~ 5 мм/мин, что соответствует скорости нагружения 30 МПа/с (ГОСТ 1497-84). Испытания на малоцикловую усталость выполняли при осевом растяжении с частотой $f \approx 0,3$ Гц при треугольной форме цикла с контролем уровня максимальных и минимальных напряжений (“мягкий” режим нагружения). При этом коэффициент асимметрии цикла напряжений $R_\sigma \approx 0,060 \dots 0,075$. Величину минимальных циклических напряжений поддерживали постоянной, 70 МПа (3,5...4,2% максимальных напряжений). При таком режиме нагружения материал подвержен значительным упругопластическим деформациям, включая процессы циклической ползучести, и в зависимости от величины накопленных деформаций циклической ползучести может реализовываться квазистатическое либо усталостное разрушение.

Испытывали три серии образцов: в исходном состоянии, с PVD-покрытием толщиной 6 мкм, в том числе после растяжения или малоциклового нагружения.

Растяжение образцов из титанового сплава ВТ20 в исходном состоянии проводили до значений деформаций 0,4%, а предварительную циклическую наработку – до 53...86% числа циклов до разрушения. После растяжения на образцы наносили PVD-покрытие TiN толщиной 6 мкм и подвергали их растяжению до разрушения. На образцы после циклической наработки также наносили PVD-покрытие TiN толщиной 6 мкм и циклическое нагружение продолжали до разрушения при тех же циклических напряжениях, что и наработку. Испытания на малоцикловую усталость проводили до полного разрушения образцов.

Для определения распределения повреждений по поверхности образца с покрытием TiN при растяжении и циклическом нагружении использовали известный метод [19] оценки “деградации” структурного состояния материалов. В качестве параметра поврежденности принято рассеяние значений твердости, определенных по результатам массовых испытаний (измерений).

Образование микротрещин часто считают началом потери несущей способности конструкции, а мониторинг ее остаточного ресурса проводят по параметрам, характеризующим деградацию, т.е. степень поврежденности материала. В качестве простейших мер поврежденности принимают плотность объемных или поверхностных дефектов, среднее расстояние между ними и т.п. К физическим параметрам, которые коррелируют с поврежденностью, относят внутреннее трение, дефект модуля упругости или разность между

модулями при растяжении и сжатии, скорость прохождения звука, электро-сопротивление и т.д.

К наиболее доступным и простым механическим показателям, для определения которых не требуется разрушения конструкции и изготовления образцов, относится твердость. С этой величиной в большей или меньшей мере коррелируют практически все механические свойства материала [20]. Методы статической и динамической твердости широко применяются в диагностике состояния металла действующих конструкций трубопроводов, сосудов давления, несущих металлоконструкций и т.п. Однако, несмотря на их очевидные достоинства (удобство и простота приборного обеспечения, особенно при использовании динамических твердомеров), метод твердости в его классическом варианте является слабочувствительным ко многим видам трансформации структуры, т.е. к степени поврежденности.

Как показали специально поставленные опыты, более достоверными в отношении оценки состояния структуры следует считать не абсолютные значения определяемой физико-механической характеристики материала, а некоторые производные от них, в частности рассеяние результатов измерений, выполненных на одинаковых образцах в идентичных условиях [21]. Рассеяние определяемых характеристик, в том числе твердости, присуще всем материалам, а степень рассеяния сильно зависит от их структурного состояния. Следовательно, об изменении структурного состояния, т.е. о деградации материала вследствие наработки в заданных условиях, можно судить по рассеянию значений его механических характеристик.

Параметр гомогенности m интегрально характеризует структурное состояние материала при обработке результатов массовых измерений твердости. Оценку структурной неоднородности материала при наличии достаточно большой совокупности данных о его свойствах можно провести только с привлечением методов математической статистики на основе физически обоснованных законов распределения. Очевидно, что закон нормального распределения в этом случае неприемлем, так как он распространяется и на отрицательные значения твердости. В то же время есть большой опыт использования в механике материалов, в частности при построении статистической теории прочности, распределения Вейбулла [22]

$$P(\sigma) = 1 - e^{-(\sigma/k)^m}, \quad (1)$$

где m , k – параметры распределения, при этом m отображает степень рассеяния значений исследуемой характеристики и определяется по формуле Гумбеля [23, 24], которая применительно к испытаниям на твердость имеет вид

$$m = \frac{d(n)}{2,30259S(\lg H)}. \quad (2)$$

Величину $d(n)$ определяют в зависимости от числа n измерений, при этом n должно быть не меньше 15, а величину $S(\lg H)$ – по результатам n измерений,

$$S(\lg H) = \sqrt{\frac{1}{n-1} \sum_{i=1}^n (\lg H_i - \overline{\lg H})^2}, \quad (3)$$

где $\overline{\lg H}$ – среднее значение логарифма твердости, $\overline{\lg H} = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n \lg H_i$.

Большим значениям параметра m соответствуют низкий уровень рассеяния значений твердости и, следовательно, лучшая организация структуры и низкая степень поврежденности, меньшим значениям, наоборот – высокая степень поврежденности.

При обработке экспериментальных результатов применялся также коэффициент вариации ν , показывающий степень рассеяния данных по сравнению со средним значением [21]

$$\nu = \frac{1}{\overline{H}} \left[-\frac{1}{n-1} \sum_{i=1}^n (H_i - \overline{H})^2 \right]^{-1/2}, \quad (4)$$

где H_i – значение твердости по i -у измерению; \overline{H} – среднее значение твердости. С увеличением степени неоднородности материала значения параметра повышаются.

Для определения распределения поврежденности материала по длине образца после проведения испытаний при растяжении и циклическом нагружении в исходном состоянии и с покрытием TiN, в том числе после циклической наработки, проводили измерения твердости по поверхности в ненагруженной части образцов (захватов), в начале рабочей части, между ее началом и зоной разрушения и на расстоянии 5–7 мм от края разрушения (зона разрушения). Твердость измеряли твердомером Computest-ST (Ernst, Швейцария). В каждой исследуемой зоне образца проводили 35 измерений.

Результаты и их обсуждение. *Механические свойства.* Экспериментально исследовали влияние толщины покрытий на прочность при растяжении. Данные табл. 1 и рис. 2 показывают, как влияет ионное травление и последующее нанесение покрытий на условный предел текучести $\sigma_{0,2}$ и предел прочности при растяжении σ_B исследованных материалов. Так, существенный вклад в повышение условного предела текучести вносит подготовительная операция ионного травления (для титанового сплава BT1 – на 12,3%, для нержавеющей стали X18H10T – на 25,5%). Для рассматриваемых материалов и нанесенных PVD-покрытий во всех случаях условный предел текучести увеличился от 13,1 до 32,0% при толщине нанесенного слоя 4...10 мкм.

Отметим, что обработка поверхности материалов путем нанесения PVD-покрытий, в том числе после растяжения до деформации 0,4%, вызывает повышение условного предела текучести, что приводит к уменьшению диапазона напряжений деформационного упрочнения $\sigma_B - \sigma_{0,2}$ (табл. 2, рис. 3). Наибольшая склонность к деформационному упрочнению отмечается у титанового сплава BT1, наименьшая – у BT20.

Т а б л и ц а 1

Характеристики прочности исследуемых материалов при монотонном растяжении

Материал, покрытие	Исходное состояние	Ионное травление (0,25 мкм)	Толщина покрытия, мкм					
			2	4	6	8	10	16,5
BT1 (TiN)	$\frac{243,0}{693,6}$	$\frac{273,0}{696,7}$	–	–	$\frac{287,0}{688,0}$	–	$\frac{290,0}{683,0}$	$\frac{276,0}{680,0}$
	$\frac{535,0}{949,8}$	$\frac{671,5}{998,1}$	–	–	$\frac{685,0}{1026,0}$	–	$\frac{706,2}{1045,4}$	$\frac{670,0}{1012,0}$
X18H10T (Cr)	$\frac{535,0}{949,8}$	–	–	$\frac{646,3}{967,7}$	–	–	–	–
X18H10T (Cr+TiN)	$\frac{535,0}{949,8}$	–	–	–	–	–	$\frac{693,6}{1018,1}$	–
BT20 (TiN)	$\frac{977,0}{1114,2}$	–	$\frac{1097,2}{1095,3}$	$\frac{1100,4}{1192,0}$	$\frac{1108,3}{1191,7}$	$\frac{1108,2}{1183,8}$	$\frac{1105,2}{1189,3}$	–
	$\frac{977,0}{1114,2}$	–	$\frac{1152,1}{1171,9}$	$\frac{1159,8}{1169,8}$	–	$\frac{1151,1}{1177,9}$	$\frac{1162,1}{1181,9}$	–
BT20 (TiAl)N	$\frac{977,0}{1114,2}$	–	$\frac{1062,4}{1130,4}$	$\frac{1089,1}{1150,2}$	$\frac{1105,2}{1155,7}$	$\frac{1103,9}{1181,6}$	–	–

Примечание. Над чертой приведены данные для $\sigma_{0,2}$, под чертой – для σ_B .

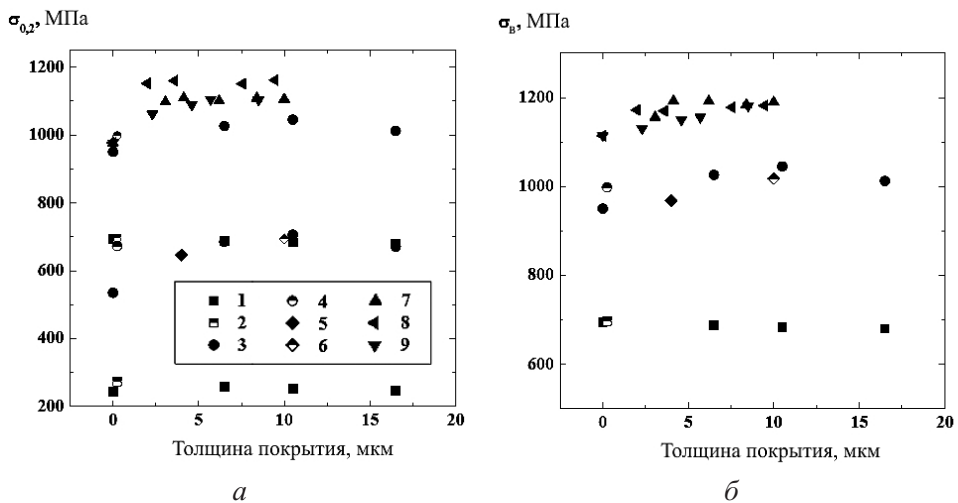


Рис. 2. Зависимость условного предела текучести (а) и предела прочности (б) исследуемых материалов от толщины нанесенного PVD-покрытия: 1 – BT1 (TiN); 2 – BT1 (ионное травление); 3 – X18H10T (TiN); 4 – X18H10T (ионное травление); 5 – X18H10T (Cr); 6 – X18H10T (Cr+TiN); 7 – BT20 (TiN); 8 – BT20 (TiC)N; 9 – BT20 (TiAl)N.

Усталостная прочность и долговечность. Результаты испытаний на малоцикловую усталость образцов из титанового сплава BT20 в исходном состоянии и после нанесения PVD-покрытия TiN толщиной 6 мкм, в том числе после циклической наработки, представлены на рис. 4. При значениях максимальных циклических напряжений приблизительно 1075 МПа кривые

Т а б л и ц а 2

Механические свойства титанового сплава ВТ20

Материал	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	$\sigma_B - \sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %
Исходный	1114,2	977,0	137,2	11,50	18,63
Покрытие TiN	1192,0	1108,3	83,7	9,33	13,89
Деформация 0,4% + TiN	1309,0	1258,9	50,1	8,00	11,27

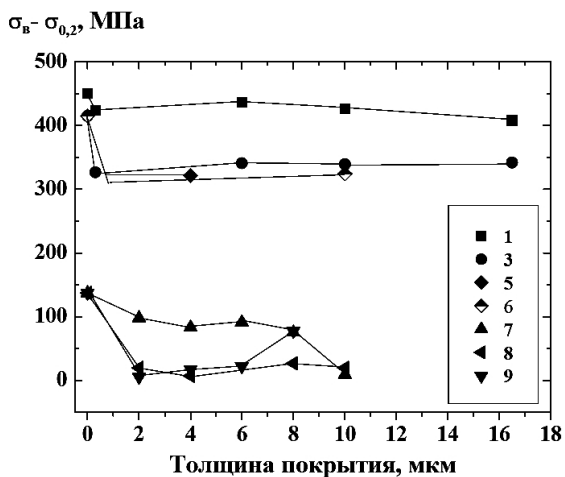


Рис. 3. Зависимость деформационного упрочнения исследованных материалов от толщины покрытия. (Обозначения те же, что и на рис. 2.)

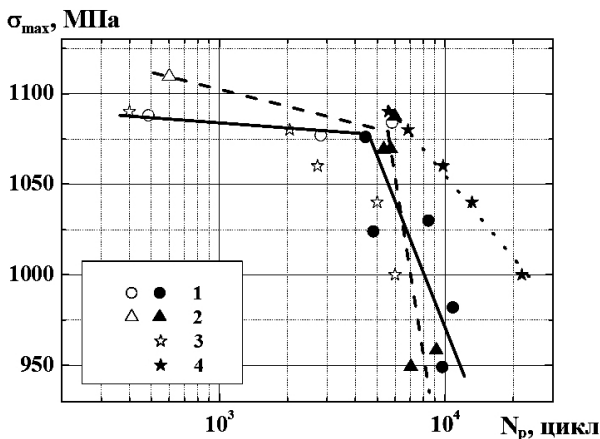


Рис. 4. Кривые малоциклового усталости титанового сплава ВТ20 в исходном состоянии (1), после нанесения PVD-покрытия TiN толщиной 6 мкм (2), в том числе после циклической наработки (3) и наработки + TiN (4); светлые точки – квазистатическое разрушение, темные – усталостное.

усталости имеют характерный перелом, который обусловлен переходом от квазистатического разрушения к усталостному.

На рис. 5 представлены фотографии разрушенных образцов, характерные для диапазона малоциклового квазистатического и усталостного разрушения.

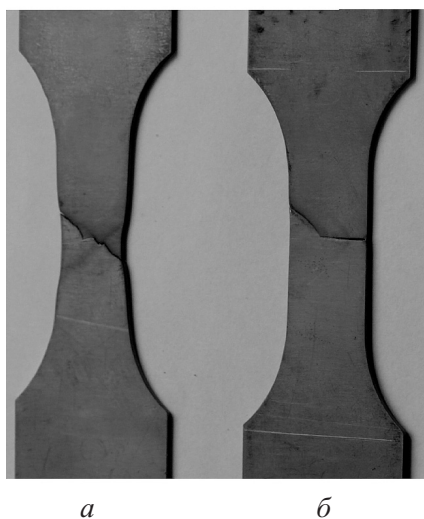


Рис. 5. Общий вид разрушения рабочей части образцов из сплава ВТ20 с PVD-покрытием TiN после испытаний на малоцикловую усталость: *а* – малоцикловое квазистатическое разрушение; *б* – малоцикловое усталостное разрушение.

Следует отметить, что нанесение PVD-покрытия TiN толщиной 6 мкм повышает сопротивление малоцикловому нагружению относительно исходного состояния сплава ВТ20 в диапазоне малоциклового квазистатического разрушения и не оказывает существенного влияния на циклическую долговечность в диапазоне малоциклового усталостного разрушения (экспериментальные точки находятся в полосе естественного разброса). Нанесение PVD-покрытия TiN толщиной 6 мкм на образцы после циклической наработки до значений 53...86% числа циклов до разрушения в 1,5...3,0 раза повышает циклическую долговечность материала относительно исходного состояния в диапазоне малоциклового усталостного разрушения при незначительном разбросе экспериментальных данных. Заметим, что такая комбинация циклической наработки и последующего нанесения PVD-покрытия TiN приводит только к усталостному разрушению (отсутствию на кривой усталости диапазона квазистатического разрушения).

Повышение долговечности образцов из титанового сплава ВТ20 с PVD-покрытием TiN после циклической наработки можно объяснить упрочняющим действием возникших в процессе нанесения покрытия TiN остаточных сжимающих напряжений, которые изменяют циклические свойства материала и соответственно кинетику циклической упругопластической деформации (рис. 6). При циклическом нагружении (наработка) исходного образца титановый сплав проявляет свойства, характерные для циклически упрочняющегося материала: снижение упругопластической деформации, затем ее скачок, вызванный действием сжимающих напряжений от нанесенного покрытия TiN. При последующем циклическом нагружении материал изменяет свои свойства и становится циклически разупрочняющимся (имеет место рост упругопластических деформаций).

Если значения максимальных циклических напряжений на кривых малоциклового усталости (рис. 4) отнести к условному пределу текучести

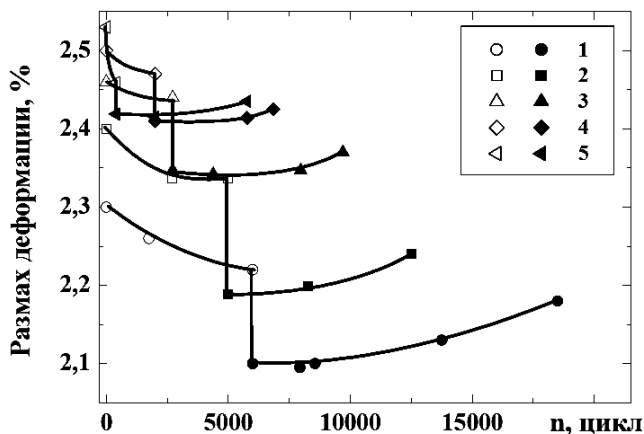


Рис. 6. Кинетика полной упругопластической деформации за цикл для титанового сплава VT20: светлые точки – циклическая наработка исходного образца, темные – продолжение циклического нагружения после нанесения PVD-покрытия TiN при тех же напряжениях, что и наработка (1 – $\sigma = 1000$ МПа; 2 – $\sigma = 1040$ МПа; 3 – $\sigma = 1060$ МПа; 4 – $\sigma = 1080$ МПа; 5 – $\sigma = 1090$ МПа).

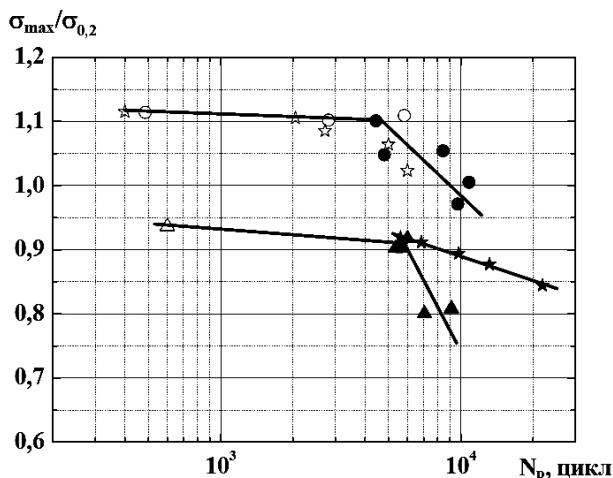


Рис. 7. Кривые малоциклового усталости титанового сплава VT20 в приведенных координатах: отношение максимальных напряжений в цикле к условному пределу текучести – число циклов до разрушения: $\sigma_{0,2} = 977$ МПа – для образцов в исходном состоянии, $\sigma_{0,2} = 1108,3$ МПа – для образцов с покрытием TiN. (Обозначения те же, что и на рис. 4.)

$\sigma_{\max}/\sigma_{0,2}$ (рис. 7) соответственно для материала в исходном состоянии и после нанесения PVD-покрытия TiN (относительная нагруженность материала), то взаимное расположение кривых малоциклового усталости изменится. Так, в исследованном диапазоне долговечности для титанового сплава VT20 в исходном состоянии значения максимальных циклических напряжений превышают условный предел текучести, в отличие от таковых для этого материала, но с покрытием TiN, в том числе после циклической наработки, когда напряжение ниже условного предела текучести. Поверхностная обработка повышает условный предел текучести и циклическую долговечность, снижая тем самым относительную нагруженность материала.

На зависимости циклической долговечности титанового сплава ВТ20 как в исходном состоянии, так и при нанесении PVD-покрытия TiN, в том числе после циклической наработки, от накопленных до разрушения деформаций циклической ползучести ε_p (рис. 8) также можно выделить зоны квазистатического и усталостного разрушения. В данном исследовании при значениях ε_p более 4% вид разрушения принято считать квазистатическим, при значениях менее 4% – усталостным.

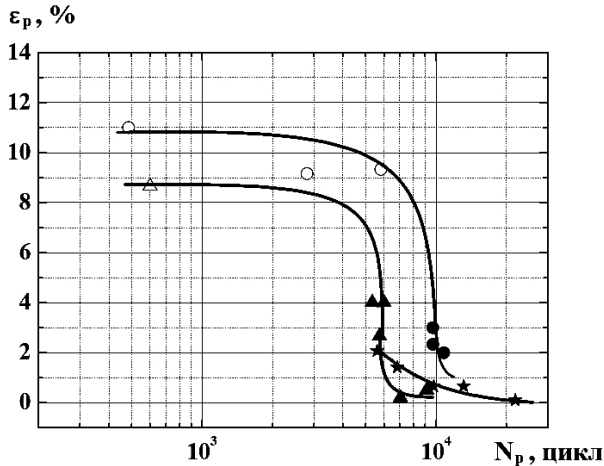


Рис. 8. Зависимость циклической долговечности титанового сплава ВТ20 от накопленных до разрушения деформаций циклической ползучести. (Обозначения те же, что и на рис. 4.)

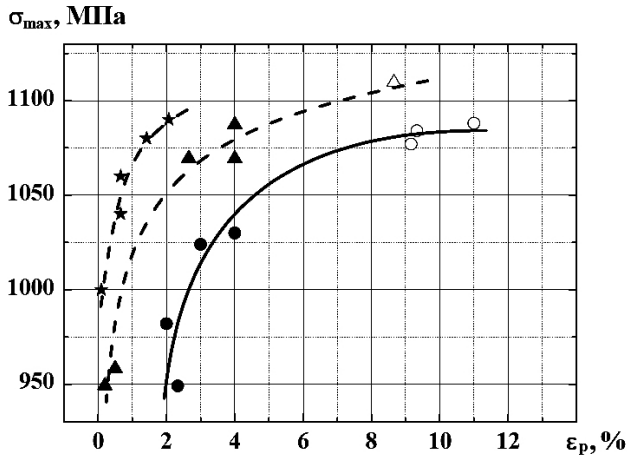


Рис. 9. Зависимость накопленных до разрушения деформаций циклической ползучести титанового сплава ВТ20 от максимальных циклических напряжений. (Обозначения те же, что и на рис. 4.)

Рис. 9 иллюстрирует влияние нанесения PVD-покрытия TiN, в том числе после циклической наработки, на зависимость накопленных до разрушения деформаций циклической ползучести от максимальных циклических напряжений. Накопление до разрушения деформаций циклической ползучести более 4% происходит при значениях максимальных циклических напряжений выше 1075 МПа, что отвечает диапазону квазистатического разрушения (рис. 4).

Характер кривых свидетельствует о том, что при усталостном разрушении по мере снижения максимальных напряжений цикла величина ϵ_p асимптотически приближается к нулю, в то время как при квазистатическом разрушении по мере повышения уровня максимальных напряжений в цикле она стремится к предельным значениям исходной пластичности δ , определяемой при испытаниях на растяжение (табл. 2).

Влияние PVD-покрытий на распределение повреждений при растяжении и циклическом нагружении. Исследования характера распределения повреждений проводили на образцах из титанового сплава BT20. Результаты измерения распределения твердости *HRC* по поверхности нагруженной и ненагруженной части образца представлены на рис. 10 в виде средних значений твердости по данным 35 измерений в каждой исследуемой зоне в исходном состоянии, после нанесения покрытия TiN и циклической наработки до 53...86% числа циклов до разрушения. Для исследований распределения поврежденности при циклическом нагружении выбирали вид разрушения образца из квазистатического и усталостного диапазона. Полученные результаты показывают, что метод диагностики, основанный на измерениях твердости, малочувствителен к трансформациям структуры, т.е. поврежденности материала. Приведенные на рис. 10 данные об изменении твердости материала образцов в процессе испытаний на растяжение в исходном состоянии, циклическое нагружение при квазистатическом и усталостном разрушении образцов в исходном состоянии и с нанесенным покрытием TiN, а также после циклической наработки и нанесения покрытия TiN свидетельствуют о том, что твердость исследованных материалов в условиях приведенных выше режимов изменяется неоднозначно: она может как повышаться, так и понижаться.

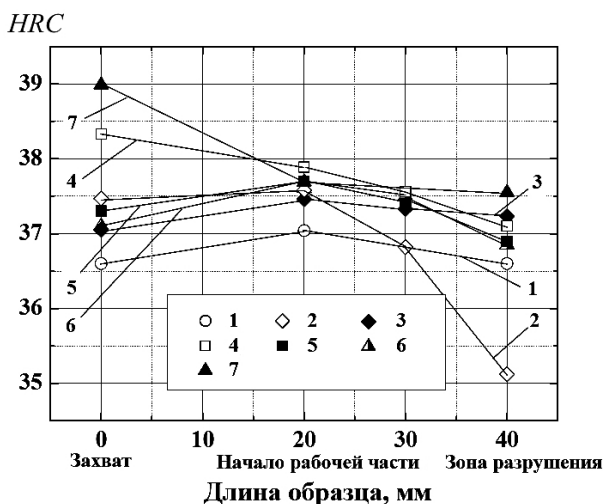


Рис. 10. Распределение твердости по длине образца в исходном состоянии (1–3), после нанесения покрытия TiN (4, 5) и циклической наработки + TiN (6, 7) при различных режимах нагружения (светлые точки – квазистатическое разрушение, темные – усталостное): 1 – растяжение; 2 – циклическое нагружение, $\sigma_{max} = 1098$ МПа; 3 – циклическое нагружение, $\sigma_{max} = 1034$ МПа; 4 – циклическое нагружение, $\sigma_{max} = 1070$ МПа; 5 – циклическое нагружение, $\sigma_{max} = 980$ МПа; 6 – циклическое нагружение, $\sigma_{max} = 1090$ МПа; 7 – циклическое нагружение, $\sigma_{max} = 1000$ МПа.

Распределение твердости по поверхности нагруженной части образцов зависит от вида испытания (растяжение или циклическое нагружение), наличия покрытия TiN и истории нагружения (рис. 10). Результаты исследований показывают, что при растяжении и циклическом нагружении образцов в исходном состоянии твердость рабочей части незначительно увеличивается, однако по мере приближения к зоне разрушения уменьшается (на рис. 10 кривые 1–3). Твердость по длине образца с покрытием TiN в условиях циклического нагружения изменяется больше, чем образцов без покрытия, при этом наработка с последующим покрытием TiN приводит к повышению значений твердости в рабочей зоне образца.

Распределение повреждений по поверхности образца, характеризуемое параметрами гомогенности и дисперсии (рассеяние значений твердости), приведено на рис. 11, 12.

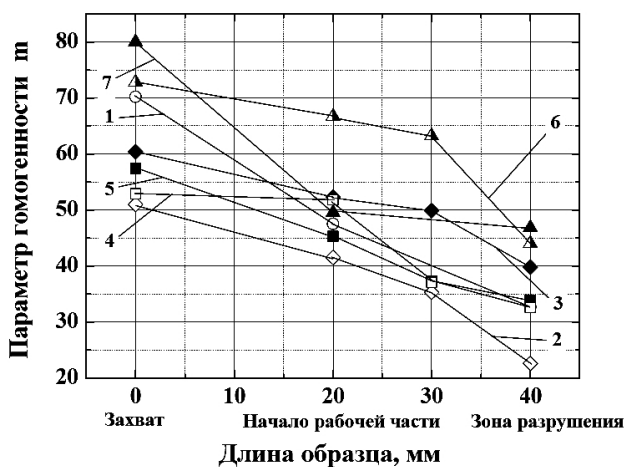


Рис. 11. Распределение параметра гомогенности по длине образца в исходном состоянии, после нанесения покрытия TiN и после циклической наработки при различных режимах нагружения. (Обозначения те же, что и на рис. 10.)

Распределение параметра гомогенности по длине образца (в зоне захвата образца, в начале и в середине рабочей части, между ее началом и зоной разрушения, а также в области, примыкающей к зоне разрушения, для которой характерна наибольшая поврежденность) иллюстрирует рис. 11. Уровень поврежденности зависит от вида испытания, наличия покрытия TiN и уровня напряжений, способствующих определенному виду разрушения. Отметим, что благодаря покрытию TiN снижается уровень повреждений на поверхности образца. Нарботка с последующим нанесением покрытия TiN приводит к повышению параметра гомогенности, т.е. снижению поврежденности материала в зоне, примыкающей к зоне разрушения, на 40...42% относительно аналогичного параметра в ненагруженной части образца, в то время как твердость изменяется не более чем на 5%.

Характер изменения параметра гомогенности свидетельствует о том, что на процесс накопления повреждений влияет также уровень максимальных напряжений в цикле. При их больших значениях (диапазон квазистатического разрушения) этот процесс протекает значительно интенсивнее, хотя разница

между уровнями максимальных напряжений цикла для других образцов, рассмотренных в настоящей работе, составляла 8...9%. Следует обратить внимание на распределение параметра гомогенности по длине образцов. Так, усталостное разрушение образцов при циклическом нагружении в исходном состоянии вызывает снижение параметра гомогенности в зоне разрушения относительно ненагруженной их части на 33,7%, в то время как при квазистатическом – на 56%. Для сравнения: при статическом нагружении такое снижение равно 52%. Это свидетельствует о том, что при усталостном разрушении материал в зоне разрушения повреждается меньше, чем при квазистатическом, следовательно, темп роста накопления повреждений ниже. Нанесение покрытия TiN, в том числе после циклической наработки, независимо от вида разрушения приводит к уменьшению параметра гомогенности в зоне разрушения относительно ненагруженной части образца на 38,5...41,5%, т.е. благодаря покрытию накопление повреждений снижается.

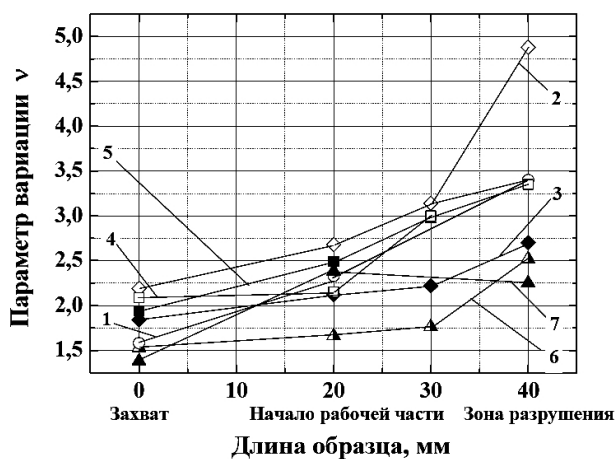


Рис. 12. Распределение параметра дисперсии по длине образца в исходном состоянии, после нанесения покрытия TiN и циклической наработки при различных режимах нагружения. (Обозначения те же, что и рис. 10.)

На рис. 12 приведено распределение параметра дисперсии (рассеяние значений твердости) по длине образца в исходном состоянии, после нанесения покрытия TiN, циклической наработки при различных режимах нагружения и уровнях напряжений.

Представленные результаты свидетельствуют о повышении рассеяния значений твердости в зоне разрушения образцов независимо от вида нагружения и разрушения. Нанесение покрытия после циклической наработки вызывает незначительное повышение рассеяния значений твердости в зоне разрушения образца.

Обращает на себя внимание тот факт, что такой же вид и характер накопления повреждений в условиях циклического нагружения имели место при малоцикловых испытаниях трубных сталей 10ГН2МФА, 17ГС и 17Г1С [25], когда в процессе наработки твердость изменяется незначительно, а рассеяние значений (параметра гомогенности) вне зоны и в зоне разрушения материала изменяется приблизительно в два раза.

Выводы

1. Экспериментально установлено влияние нанесения PVD-покрытий и их толщины на прочность и пластичность исследованных материалов при растяжении. Существенный вклад в повышение условного предела текучести вносит ионное травление. При толщине PVD-покрытия 6...10 мкм прочность исследованных материалов максимальна.

2. Нанесение PVD-покрытий TiN на исходный материал, в том числе после растягивающей или циклической упругопластической деформации, приводит к росту прочности как при растяжении, так и циклическом нагружении. Нанесение PVD-покрытий после упругопластической деформации в диапазоне малоциклового квазистатического разрушения приводит к изменению вида разрушения с квазистатического на усталостный.

3. Нанесение PVD-покрытия TiN на образцы после циклической наработки изменяет циклические свойства материала (циклически упрочняющийся материал становится циклически разупрочняющимся) и соответственно кинетику циклической упругопластической деформации.

4. Распределение параметров гомогенности и дисперсии по длине образца свидетельствует о зависимости поврежденности в зоне разрушения от режима испытаний (растяжение или циклическое нагружение), наличия покрытия TiN и уровня напряжений, которые формируют вид разрушения. Нанесение покрытия TiN приводит к значительному снижению уровня поврежденности на поверхности образца.

Результаты исследований могут быть полезны при разработке методов восстановления служебных свойств материалов и продления ресурса поврежденных при эксплуатации деталей, например, при выполнении профилактических или ремонтных работ.

Резюме

Експериментально встановлено вплив нанесення різних PVD-покривтів та їх товщини на опір нержавіючої сталі X18H10T та титанових сплавів BT1 і BT20 розтяжній і циклічній пружно-пластичній деформації. Нанесення PVD-покривтів, у тому числі після розтягнення або циклічного навантаження, підвищує опір розтяжній та циклічній пружно-пластичній деформації і призводить до зміни виду руйнування (квазістатичного на руйнування від втоми) та циклічних властивостей матеріалу.

1. *Pagborn R. N., Weissmann S., and Kramer J. R.* Work hardening in the surface layer and in bulk during fatigue // *Scr. Met.* – 1978. – **12**, No. 2. – P. 129 – 131.
2. *Sato Y., Sasaki H., and Kumana A.* Surface layer yielding of low-carbon steel cylinders // *J. Mater. Sci. Soc. Jap.* – 1980. – **17**, No. 3-4. – P. 185 – 192.
3. *Miyazaki S., Shibata K., and Fujita H.* Effect of specimen thickness on mechanical properties of polycrystalline aggregates with various grain sizes // *Acta Met.* – 1979. – **27**, No. 5. – P. 855 – 862.
4. *Харламов Ю. А., Будагьянц Н. А.* Физика, химия и механика поверхности твердого тела. – Луганск, ВУГУ, 2000. – 624 с.

5. Иванов В. Е., Сомов А. И., Тихоновский М. А. Дислокационный механизм влияния твердых поверхностных пленок на деформацию и разрушение металлов // Защитные высокотемпературные покрытия. – Л.: Наука, 1972. – С. 291 – 305.
6. Рыкалин Р. П., Шоршоров М. Х., Алехин В. П. Влияние внешней среды на особенности пластической деформации кристаллов (обзор) // Влияние физико-химической среды на жаропрочность металлических материалов. – М.: Наука, 1974. – 197 с.
7. 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. Techn. – 2004. – **182**. – P. 276 – 286.
8. Kim K. R., Suhb C. M., Murakami R. I., and Chung C. W. Effect of intrinsic properties of ceramic coatings on fatigue behaviour of Cr–Mo–V steels // Ibid. – 2003. – **171**. – P. 15 – 23.
9. Berrios J. A., Teerb D. G., and Puchi-Cabrera E. S. Fatigue properties of a 316L stainless steel coated with different TiN_x deposits // Ibid. – 2001. – **148**. – P. 179 – 190.
10. Hotta S., Itou Y., Saruki K., and Arai T. Fatigue strength at a number of cycles of thin hard coated steels with quench-hardened substrates // Ibid. – 1995. – **73**. – P. 5 – 13.
11. Oettel H., Wiedemann R., and Preibler S. Residual stresses in nitride hard coatings prepared by magnetron sputtering and arc evaporation // Ibid. – 1995. – **74-75**. – P. 273 – 278.
12. Gelfi M., La Vecchia G. M., Lecis N., and Troglio S. Relationship between through thickness residual stress of CrN-PVD coatings and fatigue nucleation sites // Ibid. – 2005. – **192**. – P. 263 – 268.
13. Baragetti S., La Vecchia G. M., and Terranova A. Fatigue behaviour and FEM modelling of thin-coated components // Int. J. Fatigue. – 2003. – **25**. – P. 1229 – 1238.
14. Nascimento M. P., Souza R. C., Pigatin W. L., and Voorwald H. J. C. Effects of surface treatments on the fatigue strength of AISI 4340 aeronautical steel // Ibid. – 2001. – **23**. – P. 607 – 618.
15. Wiklund U., Gunnars J., and Hogmark S. Influence of residual stresses on fracture and delamination of thin hard coatings // Wear. – 1999. – **232**. – P. 262 – 269.
16. Villalobos-Gutierrez C. J., Gedler-Chacon G. E., La Barbera-Sosa J. G., et al. Fatigue and corrosion fatigue behavior of an AA6063-T6 aluminum alloy coated with a WC–10Co–4Cr alloy deposited by HVOF thermal spraying // Surf. Coat. Techn. – 2008. – **202** (18). – P. 4572 – 4577.
17. Ferreira J. A. M., Costa J. D. M., and Lapa V. Fatigue behaviour of 42CrMo4 steel with PVD coatings // Int. J. Fatigue. – 1997. – **19**. – P. 293 – 299.
18. Alsaran A., Kaymaz I., Celik A., et. al. A repair process for fatigue damage using plasma nitriding // Surf. Coat. Techn. – 2004. – **186**. – P. 333 – 338.

19. Патент України № 52107А. Спосіб оцінки деградації матеріалу внаслідок накопичення пошкоджень в процесі напрацювання. “Метод LM-твердості” / А. О. Лебедев, М. Р. Музыка, Н. Л. Волчек. – Чинний з 15. 01.2003.
20. Дрозд М. С. Определение механических свойств металла без разрушения. – М.: Металлургия, 1965. – С. 147 – 156.
21. Лебедев А. А., Музыка Н. Р., Волчек Н. Л. Определение поврежденности конструкционных материалов по параметрам рассеяния характеристик твердости // Пробл. прочности. – 2002. – № 4. – С. 5 – 11.
22. Weibull W. A statistical distribution function of wide applicability // J. Appl. Mech. – 1951. – **18**, No. 3. – P. 293 – 297.
23. Gumbel E. J. Statistical Theory of Extreme Values and Some Practical Applications. – Washington: National Bureau of Standards, 1954. – 472 p.
24. Махутов Н. А., Зацаринный В. В., Базарас Ж. Л. и др. Статистические закономерности малоциклового разрушения. – М.: Наука, 1989. – 253 с.
25. Лебедев А. О., Музыка М. Р. Технічна діагностика матеріалу методом LM-твердості // Проблеми ресурсу і безпеки експлуатації конструкцій, споруд та машин. – Київ: Ін-т електрозварювання ім. Е. О. Патона НАН України. – 2006. – С. 97 – 101.

Поступила 11. 12. 2009