

## ПОВРЕЖДАЕМОСТЬ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ИЗ ТИТАНА

© 2005 А.Н. Гущин, В.А. Иняев, Г.В. Пачурин

Нижегородский государственный технический университет

Исследована повреждаемость при усталости сварных соединений из титана и показана ее взаимосвязь с изменением текущего прогиба образца в процессе циклического нагружения. Предложена зависимость, позволяющая прогнозировать и повышать эксплуатационную долговечность деформированных материалов в условиях воздействия коррозии.

Исследования процесса разрушения сварных соединений из титана, имитирующих элементы сварных конструкций искусственных клапанов сердца, а также выбор на их основе оптимальных режимов термической и термоциклических обработок с целью повышения эксплуатационной долговечности представляют особый интерес, так как это непосредственно касается здоровья и жизни человека.

Снижение усталостных характеристик сварных соединений из титана, как правило, связывается с влиянием концентрации напряжений, которую оценивают в связи с изменением форм (геометрии) шва и внутренних дефектов (пор, включений и т.д.), остаточных напряжений, а также с образованием в процессе сварки крупнозернистой околосшовной зоны.

Качественное проведение сварки с использованием защитной газовой атмосферы, правильное оформление шва (наличие галтельных переходов) сводят к минимуму отрицательную роль концентраторов напряжений, вносимых сваркой, в снижении сопротивления усталостному разрушению сварных соединений. Влияние же остаточных напряжений на механические свойства металлических материалов со сварным швом в этом случае во многом будет определяться механической неоднородностью (неравномерностью распределения механических свойств по длине сварного соединения) и также структурным состоянием участка зоны термического влияния, по которому, как правило, идет локализация пластической деформации и разрушение.

Ранее нами было показано [1], что оце-

нить длительность периодов усталости, скорость и интенсивность накопления повреждений в материале можно по изменению прогиба цельного образца в процессе его циклического нагружения.

В работе исследовались сварные образцы из титана ВТ1-0. Т-образный образец из проволоки диаметром 2 мм приваривался к квадратной пластине (12x12x1 мм) в вакуумной камере электронно-лучевой установки типа ЭЛУ-4 при остаточном давлении  $133 \cdot 10^{-4} \dots 135 \cdot 10^{-5}$  Па. Перед сваркой стержень подвергался холодному волочению до степени деформации 55% и отжигу в терморегулируемой вакуумной печи (остаточное давление  $133 \cdot 10^{-4} \dots 135 \cdot 10^{-5}$  Па) при температурах предварительного отжига  $t_{\text{одо}} = 450 \dots 900$  °С в течение 2 часов. Отжиг осуществлялся.

Термоциклическую обработку (ТЦО) проводили по наиболее предпочтительным режимам, позволяющим за меньшее число циклов измельчить крупнозернистую (перегретую) структуру технически чистого титана по методике [2]: нагрев в расплаве нейтральных солей (50% NaCl + 50% KCl) со скоростью 15 град/с, резкое охлаждение в солевой воде, рекристаллизационный отжиг - нагрев со скоростью 15 град/с в соляной ванне до 850 °С, выдержка 2 мин, охлаждение на воздухе.

Механические характеристики определялись на разрывных машинах "Instron-1115". Усталостные испытания проводились в физиологическом растворе Рингера-Локка (мг/л: NaCl – 80, KCl – 20, CaCl<sub>2</sub> – 20, MgCl<sub>2</sub> – 10, C<sub>6</sub>H<sub>12</sub>O – 100) по "мягкой" схеме консольно-

го циклического изгиба при частоте 50 Гц на электромагнитной резонансной установке. Оригинальная конструкция установки позволяла регистрировать изменение прогиба образца в процессе нагружения [3]. Микроструктура исследовалась на оптических микроскопах "МИМ-8".

В результате исследований были получены механические характеристики материала при статическом растяжении, кривые усталости и кинетические диаграммы изменения относительной стрелы прогиба образца  $f_i$  в функции времени испытания  $\tau_u$  при заданном циклическом нагружении, которые строились в координатах  $\lg f_i - \lg \tau_u$  (рис. 1),

где  $f_i = \frac{L_i}{L_0}$ ,  $L_i, L_0$  – соответственно текущее и начальное значения стрелы прогиба.

Установлено, что процесс усталости сварных соединений характеризуется двумя основными периодами:

- 1 – циклического деформирования до момента раскрытия и распространения усталостной макротрещины
- 2 – с момента раскрытия усталостной

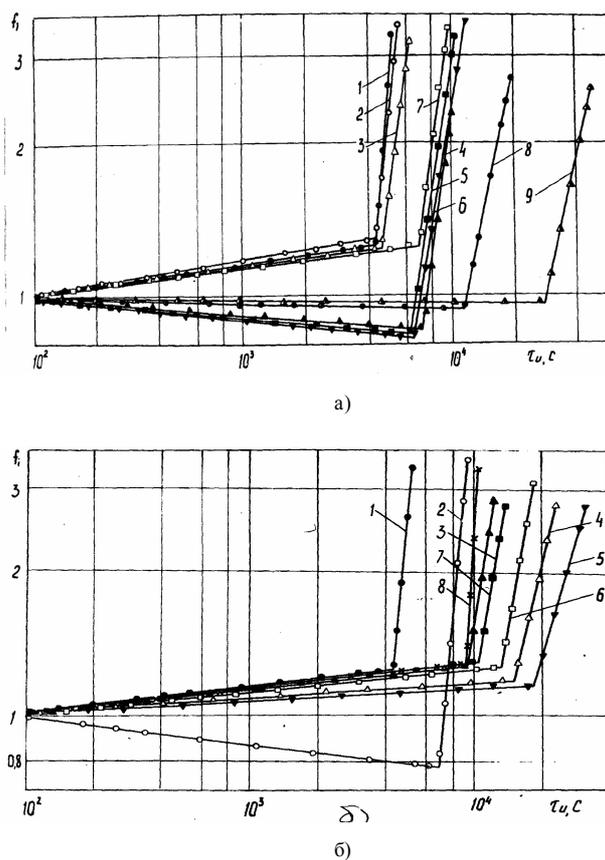


Рис. 1. Изменение относительной стрелы прогиба образца в функции времени испытания в зависимости от режима термической (а) и термоциклической (б) обработок,  $\sigma = 245$  МПа: а – 1...9 - см. табл. 1; б – 1...8 - см. табл. 1

Таблица 1. Параметры уравнения зависимости  $\lg f_i (\lg \tau_n)$

Номер кривой на рис. 1	Исходное состояние металла до сварки	Обработка сварных образцов	Параметр уравнения $\lg f_i = \lg f_0 + c \cdot \lg \tau_n$			
			$\lg f_0$	C	Коэффициент корреляции	Доверительный интервал $\pm \Delta \lg f_i$
1 а,б	$\epsilon_{ng} = 55\%$	-	-0,1223	0,06072	0,99	0,00354
2 а	$\epsilon_{ng} = 55\%$	Отжиг, $400^0 C$	-0,1302	0,06773	0,99	0,00205
3 а	-"	-"- $500^0 C$	-0,1095	0,05525	0,98	0,00374
4 а	-"	-"- $600^0 C$	0,08701	-0,94102	-0,99	0,00213
5 а	-"	-"- $700^0 C$	0,09547	-0,04575	-0,91	0,00475
6 а	-"	-"- $800^0 C$	0,1019	-0,04953	-0,98	0,00178
7 а	-"	-"- $900^0 C$	-0,1026	0,05175	0,95	0,00373
8 а	$t_{noo} = 600^0 C$	-"- $500^0 C$	0,03695	-0,01654	-0,96	0,00302
9 а	$t_{noo} = 600^0 C$	-"- $600^0 C$	0,02571	-0,01102	-0,97	0,00237
2 б	$\epsilon_{ng} = 55\%$	ТЦО, 1 цикл	0,1205	-0,06251	-0,96	0,00314
3 б	-"	-"- 5 цикл	-0,1019	0,05256	0,96	0,00427
4 б	-"	-"- 10 цикл	-0,06182	0,03317	0,97	0,00332
5 б	-"	-"- 15 цикл	-0,05347	0,02824	0,95	0,00478
6 б	-"	-"- 20 цикл	-0,09225	0,04837	0,98	0,00295
7 б	-"	-"- 35 цикл	-0,1059	0,05453	0,94	0,00325
8 б	-"	-"- 50 цикл	-0,1145	0,05729	0,96	0,00379

трещины до полного ее распространения по сечению образца. При этом долговечность определяется в основном длительностью первого периода, который, в зависимости от режимов термической и термоциклической обработок, составляет 55...90% от общего числа циклов до полного разрушения.

Зависимости  $f_i(\tau_n)$  первого периода описывается уравнением вида:

$$\lg f_i = \lg f_0 + c \cdot \lg \tau_n, \quad (1)$$

где  $c$  – показатель скорости изменения относительной стрелы прогиба образца (скорости развития процесса усталости). Он может принимать как положительные, так и отрицательные значения. При преобладании циклического упрочнения “ $c$ ” имеет знак минус ( $f_i < 1$ ), а разупрочнения – плюс ( $f_i > 1$ ).

Параметры уравнений (1) для кривых представлены в таблице 1.

Таким образом, по данным изменения  $f_i$  в процессе циклического нагружения представляется возможным оценить скорость развития процесса усталости. При этом показате-

ль “ $C$ ” зависит от амплитуды циклических напряжений ( $y_a$ ). Соответствующие графики, представленные в координатах  $\lg \sigma - c$ , в сущности представляют собой прямые, описываемые уравнениями вида:

$$\lg \sigma = \lg \sigma_0 + DC, \quad (2)$$

где  $D$  – коэффициент, количественно характеризующий интенсивность накопления усталостных повреждений на стадии циклического упрочнения – разупрочнения.

Параметры уравнений (2) сведены в таблицу 2.

Для сварных титановых образцов, исходный металл которых до сварки деформирован, превалирующим является циклическое разупрочнения ( $D = 2,4874$ ) и при  $\sigma = 245 \text{ МПа}$  продолжительность первой стадии  $N_1 = 2 \cdot 10^5$  цикл ( $c = 0,0607$ ), что по отношению к общему числу циклов до разрушения  $N$  составляет  $n_1 = \frac{N_1}{N} = 0,8$ . Отжиг

$t_{\text{нсо}} = 400,500^0 \text{ C}$  снижает интенсивность

Таблица 2. Параметры уравнения зависимости  $\lg \sigma(c)$

Номер кривой на рис1	Исходное состояние металла до сварки	Обработка сварных образцов	Параметр уравнения $\lg \sigma = \lg \sigma_0 + c \cdot D$			
			$\lg \sigma_0$	D	Коэффициент корреляции	Доверительный интервал $\pm \Delta \lg \sigma$
1 а,б	$\varepsilon_{ng} = 55\%$	-	2,2432	2,4874	0,99	0,01496
2 а	-“-	Отжиг, $400^0 \text{ C}$	2,2504	2,1062	0,99	0,01572
3 а	-“-	-“- $500^0 \text{ C}$	2,2787	1,8533	0,98	0,02031
4 а	-“-	-“- $600^0 \text{ C}$	2,3225	-1,5274	-0,99	0,01289
5 а	-“-	-“- $700^0 \text{ C}$	2,2552	-2,8451	-0,98	0,02114
6 а	-“-	-“- $800^0 \text{ C}$	2,2304	-3,3627	-0,98	0,02211
7 а	-“-	-“- $900^0 \text{ C}$	2,2381	3,1057	0,98	0,02056
8 а	$t_{\text{ндо}} = 600^0 \text{ C}$	-“- $500^0 \text{ C}$	2,3617	-1,3517	-0,97	0,02514
9 а	$t_{\text{ндо}} = 600^0 \text{ C}$	-“- $600^0 \text{ C}$	2,3765	-1,4516	-0,99	0,01564
2 б	$\varepsilon_{ng} = 55\%$	ТЦО, 1 цикл	2,2148	-2,9046	-0,99	0,1502
3 б	$\varepsilon_{ng} = 55\%$	-“- 5 цикл	2,2741	2,1367	0,97	0,02405
4 б	-“-	-“- 10 цикл	2,3324	1,6253	0,99	0,01637
5 б	-“-	-“- 15 цикл	2,3522	1,5372	0,99	0,01348
6 б	-“-	-“- 20 цикл	2,2552	2,6654	0,96	0,01491
7 б	-“-	-“- 35 цикл	2,2174	3,0927	0,97	0,01835
8 б	-“-	-“- 50 цикл	2,2121	3,2072	0,99	0,01538

протекания процессов разупрочнения ( $D = 2,106$ ;  $D = 1,853$ , соответственно) и долговечность несколько возрастает.

При  $t_{nco} = 600^{\circ}C$ , по-видимому, происходит смена термически активируемого механизма, контролирующего скорость процесса усталости, так как разупрочнение сменяется упрочнением ( $D = -1,527$ ) и долговечность образцов, исходный металл которых до сварки деформирован, является наибольшей, а при  $t_{nco} = 700^{\circ}C$  ( $D = -2,845$ ),  $t_{nco} = 800^{\circ}C$  ( $D = -3,362$ ) интенсивность упрочнения возрастает, чему соответствует снижение циклической долговечности и усталостной прочности. Для сварных образцов, отожженных при  $t_{nco} = 600^{\circ}C$ , для приложенного напряжения  $\sigma = 245 \text{ МПа}$  эти параметры составляют:

$$N_1 = 2 \cdot 10^5 \quad (c = -0,04102), \quad n_1 = 0,65.$$

Смена механизма, контролирующего скорость протекания процесса усталости, происходит не только при послесварочном отжиге, но и при отжиге исходного металла до сварки при  $t_{ndo} \geq 600^{\circ}C$  [4]. При этом термическая обработка по режимам  $t_{ndo} = 600^{\circ}C + t_{nco} = 500 - 600^{\circ}C$  обеспечивает минимальную интенсивности циклического упрочнения ( $D = -1,341 \dots -1,451$ ) и максимальную величину долговечности и усталостной прочности сварных образцов. Так, например, при

$\sigma = 245 \text{ МПа}$ ,  $N_1 = 0,5 \cdot 10^5 \dots 1,35 \cdot 10^6$  циклов ( $c = -0,01102 \dots -0,0165$ ),  $n_1 = 0,6 \dots 0,65$ , то есть у термообработанных по данным режимам образцов, по сравнению с образцами, исходный металл которых до сварки деформирован, продолжительность первого и второго периодов усталости соответственно возрастает в 3...7 и в 7...18 раз.

После одного цикла ТЦО, когда наблюдается снижение прочностных ( $\sigma_{\sigma}, \sigma_{0,2}$ ) и рост пластических ( $\delta, \psi$ ) характеристик,

преобладающим является процесс циклического упрочнения ( $D = -2,904$ ).

Дальнейшее повышение числа циклов ТЦО приводит к непрерывному снижению величины характеристик пластичности, а пределы прочности и текучести при увеличении числа циклов ТЦО до 10 – 15 циклов возрастают, после чего их значения не меняются. При этом контролирующим является процесс циклического разупрочнения, интенсивность протекания которого с увеличением числа циклов ТЦО от 5 до 10 – 15 циклов, когда устраняется микроструктурная неоднородность по длине сварного соединения (величина зерна при 10 – 15 циклах ТЦО является минимальной), снижается до  $D = 1,537 \dots 1,625$ . Рост числа циклов ТЦО до 20 – 50 приводит к повышению  $D$  от 2,665 до 3,207. Параметры кривых усталости при этом достигают наименьших значений, а усталостная прочность, характеризуемая пределом усталости  $\sigma_{-1}$  на базе испытаний  $10^7$  циклов, является наибольшей при 10 – 15 циклах ТЦО. Из кинетических диаграмм следует, что при числе циклов ТЦО 10 – 15 циклов  $N_1 = 7,5 \cdot 10^5 \dots 9,4 \cdot 10^5$  циклов ( $c = 0,02824 \dots 0,03317$ ),  $n_1 = 0,6 \dots 0,65$ , то есть продолжительность первого и второго периода усталости является наибольшей и по сравнению со сварными образцами возрастает в 4...5 и 8...12 раз, соответственно.

Таким образом, выявлено, что в процессе циклического нагружения сварные образцы из титана могут как разупрочняться, так и упрочняться в зависимости от режима их обработки и структурно – энергетического состояния. Возможность преобладания того или другого эффекта можно объяснить конкуренцией процессов упрочнения и разупрочнения, скорости которых контролируются тем или иным термически активируемым механизмом и следовательно, каждый из которых характеризуется своим потенциальным барьером. При этом скорость процесса разупрочнения может определяться зависимостью вида [3]:

$$\dot{\epsilon} = \dot{\epsilon}_0 e^{-\frac{U_a(\tau)}{kT}}, \quad (3)$$

Здесь  $\dot{\epsilon}$  – частотная характеристика;  $U_a(\tau) = U_0 - V^*(\tau - \tau_0)$ ,  $U_0$  и  $U_a(\tau)$  – энергия и энтальпия активации процесса;  $V^*$  – активационный объем;  $\tau$  и  $\tau_0$  – внешнее напряжение и его атермическая компонента;  $K$  – константа Больцмана.

В случае предварительной пластической деформации произведение  $V^*(\tau - \tau_0)$  возрастает. Это произведение представляет собой скрытую или латентную энергию, которая может возрасти не только при предварительном деформировании, но и, например, при сварке. Латентная энергия обусловлена повышенной (по сравнению с равновесным состоянием) плотностью дислокаций, которая частично может сохраняться в металле даже после рекристаллизации при неполном ее развитии. Увеличение латентной энергии приводит к снижению эффективной энергии активации  $U_a(\tau)$  и, соответственно, к увеличению скорости процесса разупрочнения. Отжиг же, снижая латентную энергию, приводит к уменьшению  $V^*(\tau - \tau_0)$ , увеличению  $U_a(\tau)$  и, как следствие, уменьшению скорости разупрочнения материала.

Таким образом, поведение металла при циклическом нагружении определяется его структурно-энергетическим состоянием, зависящим от предшествующей технологической обработки.

На основе изучения конкуренции двух противоположных процессов: вероятности возникновения и роста числа дефектов, а также их уменьшения вследствие релаксации в процессе коррозионной усталости нами была получена [3] физико-математическая модель оценки циклической долговечности в коррозионной среде деформированных конструкционных материалов:

$$\ln \frac{N_{\epsilon}}{N_{\epsilon_c}} = t \cdot \left( \frac{1}{\Delta m/S} \cdot k_{\epsilon}^A \cdot V_{\phi} \cdot e^{-\frac{zF(\phi_0 \pm \Delta \phi_c)}{RT}} \cdot \Delta \epsilon_a \cdot \omega \cdot t_c - \nu_0 \cdot e^{-\frac{U(\sigma)}{kT}} \right) \cdot \ln \frac{\gamma_{\epsilon}}{\gamma_{\epsilon_c}}, \quad (4)$$

где  $H_{\epsilon}$  и  $H_{\epsilon_c}$  – соответственно, циклическая долговечность деформированных материалов

на воздухе и в коррозионной среде;  $t$  и  $\omega$  – время и частота усталостного нагружения;  $t_c$  – время воздействия коррозии при циклическом нагружении;  $\Delta \epsilon_a$  – истинная амплитуда пластической деформации;  $k_{\epsilon}$  – коэффициент концентрации деформаций;  $A_{\epsilon}$  – показатель степени в уравнении кривой деформационного упрочнения при статическом нагружении:  $\sigma = \sigma_0 \cdot \epsilon^A$ ;  $V_{co}$  – некоторая начальная скорость коррозии материала (константа);  $F$  – число Фарадея;  $R$  – универсальная газовая постоянная;  $Z$  – валентность металла в ионизированном состоянии;  $\phi_0$  и  $\Delta \phi_{\nu_0}$  – соответственно, стандартный электродный потенциал материала и его смещение под воздействием пластической деформации;  $T$  – абсолютная температура;  $\nu_0$  – частотная характеристика материала;  $U(y)$  – энергия активации процесса релаксации, зависящая от напряжения;  $kT$  – тепловая энергия тела;  $\Delta m/S$  – учитывает образование на поверхности металла  $S$  оксидных пленок, увеличивающих массу на  $\Delta m$  за счет адсорбции, и изменение истинной геометрической протяженности профиля поверхности;  $\gamma_{\epsilon} / \gamma_{\epsilon_c}$  – отношение плотностей пластически деформированного материала при циклическом нагружении на воздухе и в коррозионной среде, зависящих от характера дефектности.

Таким образом, пластическое деформирование материалов в области равномерных деформаций снижает неоднородность качества поверхности и приводит к уменьшению величины показателя упрочнения  $A$ . Это, в свою очередь, повышает релаксационную способность металлов и сплавов, уменьшает величину коэффициента концентрации напряжений и, вследствие этого, истинную (локальную) амплитуду деформации. Что в итоге обуславливает повышение отношения их коррозионной долговечности к долговечности на воздухе.

Данная зависимость позволяет прогнозировать сопротивление коррозионно-усталостному разрушению пластически деформированных материалов и оптимизировать технологию обработки с целью повышения эксплуатационных свойств металлических изделий.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Пачурин К.Г., Пачурин Г.В., Гуцин А.Н. Возможность оценки кинетики усталостного разрушения металлов по кривым прогиба // Известия Самарского научного центра РАН. 2005. № 2.
2. Ануфриев В.П., Богачев И.Е., Векслер Ю.Г. Влияние термоциклирования на изменение свойств титановых сплавов. // Изв. вузов. Цветная металлургия. 1980. № 2.
3. Пачурин Г.В., Гуцин А.Н., Пачурин К.Г., Пименов Г.В. Технология комплексного исследования разрушения деформированных металлов и сплавов в разных условиях нагружения. Н. Новгород: Нижегород. гос. ун-т, 2005.
4. Гуцин А.Н., Перимов Ю.А., Соколов Л.Д. Исследование влияния отжига деформированной титановой проволоки на долговечность сварных элементов искусственных клапанов сердца // Прикладные проблемы прочности и пластичности. Статика и динамика деформируемых систем: Всесоюзный межвузовский сборник / Горький: ГГУ, 1983.

## DAMAGE ABILITY AT CYCLIC LOADING WELDED CONNECTIONS FROM THE TITAN

© 2005 A.N.Guschin, V.A.Injaev, G.V.Pachurin

Nizhniy Novgorod State Technical University

Damageability is investigated at weariness of welded connections from the titan and its interrelation with change of a current deflection of the sample during cyclic loading is shown. The dependence, allowing to predict and raise operational durability of the deformed materials in conditions of influence of corrosion is offered.