



# ХИМИЧЕСКАЯ МИКРОНЕОДНОРОДНОСТЬ НА ГРАНИЦАХ ЗЕРЕН МЕТАЛЛА ЗТВ МАРТЕНСИТНО-БЕЙНИТНОЙ СТАЛИ 14ХГН2МДАФБ

Л. И. МИХОДУЙ, д-р техн. наук, О. Д. СМЯН, М. Б. МОВЧАН, В. Д. ПОЗНЯКОВ, кандидаты техн. наук,  
С. О. АНТОНОВ, инж. (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Исследован методом электронной Оже-спектроскопии процесс замедленного разрушения ЗТВ в пробах имплант из стали 14ХГН2МДАФБ на стадии предразрушения. Установлено, что в процессе замедленного разрушения сварных соединений в металле ЗТВ происходит перераспределение легирующих и примесных элементов внутри зерен, обогащение их границ рядом охрупчивающих примесных атомов, что при этом виде испытаний является дополнительным (помимо водорода) фактором, определяющим разрушение металла.

*Ключевые слова:* высокопрочная сталь, сварное соединение, зона термического влияния, Оже-спектроскопия, растягивающие напряжения, сегрегация легирующих и примесных элементов, неоднородность, замедленное разрушение

В большинстве исследований, посвященных замедленному разрушению (ЗР) сварных соединений легированных сталей, рассматривается влияние либо косвенных параметров, характеризующих структуру металла (температура превращения аустенита, количество мартенсита, микротвердость и т. д.), либо неоднородности этой структуры [1, 2]. В то же время недостаточное внимание уделяется изучению развития химической микрон неоднородности в процессе ЗР. Исключение составляет водород, являющийся одной из основных причин образования при ЗР холодных трещин (ХТ) [3–6]. Но как при этом будут себя вести остальные имеющиеся в стали химические элементы, в большинстве случаев остается неизвестным.

В результате воздействия термического цикла сварки в участках околошовной зоны (ОШЗ) легированных сталей, как правило, происходит интенсивный рост зерен. Это приводит к уширению границ и скоплению на них различного рода дефектов и примесей. В металле ЗТВ действуют как сжимающие, так и растягивающие напряжения. Первые препятствуют, вторые способствуют развитию сегрегационных процессов и разрушению металла. Степень этого влияния, а также возможный характер процессов массопереноса и перераспределения легирующих и примесных элементов в этих микрообъемах остаются неясными.

Последние годы в металлургии активно исследуются вопросы, связанные с разрушением металлов вследствие микрохимической неоднородности. Для проведения таких исследований в основном используют метод электронной Оже-спектроскопии (ЭОС), поскольку его информационная глубина (2...3 нм) сопоставима с толщиной межзеренных прослоек, равной 20...30 нм [7]. Как правило, такие исследования выполняли на изломах, которые подвергались воздействию окружающей среды. Поэтому каждый раз возникал вопрос о чистоте эк-

сперимента, поскольку на исследования образцы поступали покрытыми относительно толстым слоем оксидов или адсорбатов. При снятии этих поверхностных загрязнений ионным травлением в камере анализа Оже-спектрометра легко можно было «удалить» и часть полезной информации о реальном составе именно поверхности разрушения. Если же по различным причинам происходило обогащение примесями металла, примыкающего к границе зерна (ГЗ), то проблем не возникало, и все изменения четко фиксировались [8, 9]. По их результатам было получено достаточно много достоверной информации о составе ГЗ и влиянии отдельных химических элементов на разрушение металлов [8–13]. При анализе причин образования горячих трещин в аустенитных сталях типа 10Х23Н18, а также в железоникелевом сплаве Fe–34Ni осуществляли деформирование металла при температуре 550...850 °С с различными скоростями. Исследования показали, что ГЗ этих сталей обогащаются кислородом и серой, которые и вызывают охрупчивание металла при указанных температурах [9]. В случае разрушения в вакууме  $5 \cdot 10^{-7}$  Па образцов инструментальных сталей типа Р6М5, прошедших термическую обработку при последующем исследовании поверхности излома методом ЭОС, было показано, что для этих сталей опасной примесью является фосфор [13]. Скопления примесных атомов могут образовываться в условиях более низких температур не только под действием деформации, но и при наличии термических напряжений, особенно циклических. Например, термоциклирование при температуре от –150 до +150 °С вызывает в стали 12Х18Н10Т не только разрушение высших оксидов металлов и насыщение металла водородом, но и перераспределение примесных и легирующих элементов [10]. Во всех этих исследованиях термическому и деформационному воздействию подвергали металл «свободно расположенный», т. е. способный свободно изменять свою форму, структуру и т. д. При ЗР в условиях стесненной деформации процесс образования и развития ХТ в сварных соединениях наиболее часто происходит



Таблица 1. Условия подготовки к испытаниям образцов из стали 14ХГН2МДАФБ

№ серии образца	Условия подготовки и область анализа образца	Условия нагружения проб имплант
1	Основной (исходный) металл	—
2	Основной металл отожжен при 800 °С в течение 2 ч	—
3	ЗТВ после сварки	—
4	»»	$\sigma_4 = 610$ МПа, 5 мин
5	»»	$\sigma_5 = 610$ МПа, 30 мин

при нагрузках ниже предела текучести основного металла. Поэтому можно ожидать некоторой специфики в протекании процессов миграции, перераспределения примесных атомов в ОШЗ металла и характере его разрушения. Цель настоящей работы — анализ химического состава ГЗ металла зоны термического влияния (ЗТВ) в состоянии предразрушения под действием статической нагрузки.

В качестве базы исследований были выбраны наиболее неблагоприятные условия испытания проб имплант (табл. 1), выполненных из высокопрочной стали 14ХГН2МДАФБ. Необходимый комплекс свойств у нее ( $\sigma_{0,2} \geq 690$  МПа,  $\sigma_b \geq 790$  МПа,  $\delta_5 \geq 14\%$  и  $KCV^{40} \geq 39$  Дж/см<sup>2</sup>) достигается при массовой доле углерода до 0,17 %, комплексном легировании, микролегировании, а также после рафинирующей и термической обработки (закалка и отпуск). Для изготовления проб имплант применяли сталь с  $\sigma_{0,2} = 815$  МПа,  $\sigma_b = 928$  МПа и следующей массовой долей химических элементов, %: С 0,14; Si 0,37; Mn 1,36; Cr 1,23; Ni 2,2; Mo 0,22; V 0,15; Al 0,03; Nb 0,07; Cu 0,45; N 0,014; Si 0,008. Пробы имплант изготавливали ручной дуговой сваркой электродами АНП-9 диаметром 4 мм без предварительного подогрева. При этом условия подготовки электродов и режимы сварки ( $I_{св} = 170...180$  А;  $U_d = 24...25$  В;  $v_{св} = 9,0...9,5$  м/ч) оставались неизменными. Это позволило поддерживать постоянными скорость охлаждения металла ЗТВ в интервале температур 600...500 °С ( $w_{6/5} = 25...26$  °С/с) и ограниченное содержание диффузионного водорода в наплавленном металле (на уровне 3,5...4,5 мл/100 г). При таких условиях сварки и охлаждения структура металла ЗТВ стали 14ХГН2МДАФБ содержит около 85 % мартенсита, остальное — бейнит [14].

В процессе охлаждения до температур 100...150 °С пробу имплант в течение 1 мин нагружали до достижения постоянного заданного усилия, после чего выдерживали под выбранной нагрузкой в течение некоторого времени до разрушения. График зависимости напряжения  $\sigma$  металла, возникающего под действием этой нагрузки, от времени нагружения  $\tau$  для указанного технологического режима сварки приведен на рис. 1. За показатель трещиностойкости конкретного технологического варианта, в процессе которого металл ЗТВ сопротивляется образованию ХТ, обычно принимается максимальное растягивающее напряжение  $\sigma_{кр}$  от внешней нагрузки, при котором в образцах имплант не происходит разрушение в течение 20 ч [1].

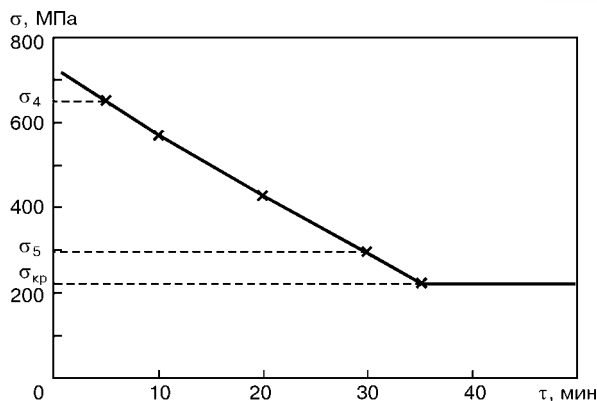


Рис. 1. Кривая ЗР проб имплант (сталь 14ХГН2МДАФБ)

Изучая изломы образцов, вырезанных из проб имплант после их нагружений при фиксированных усилиях растяжения, можно исследовать отдельные этапы процесса зарождения и роста трещин в условиях ЗР при определенных нагрузках, прерывая процесс растяжения металла пробы за некоторое время до наступления момента разрушения. Такой методический прием позволяет изучить процессы, связанные с изменением химического состава ГЗ металла пробы в состоянии предразрушения. Поэтому пробы имплант подвергали такому же воздействию нагрузки (табл. 1), которая снималась за 1...2 мин до ожидаемого момента разрушения. Затем из центральной части проб вырезали образец в виде стержня диаметром 3,9 мм с проточкой-надрезом (рис. 2), которая выполнялась в ОШЗ. Образцы доламывались внутри установки LAS-2000 в вакууме  $1 \cdot 10^{-8}$  Па при охлаждении парами жидкого азота до температуры  $-160$  °С. Это позволило получать хрупкие интеркристаллитные изломы и непосредственно исследовать межзеренные поверхности, ГЗ, их химический и элементный состав, распределение элементов от ГЗ в глубь его тела. В таких условиях ( $p = 1 \cdot 10^{-8}$  Па) монослой адсорбатов образуется на поверхности металла за 17 ч — этого времени вполне достаточно для проведения исследований. Поверхность излома изучали методом ЭОС. Послойное травление осуществляли ионной пушкой СИ-40 ионами  $Ag^+$  с энергией  $E = 4$  кэВ и скоростью ионного травления 5 нм/мин.

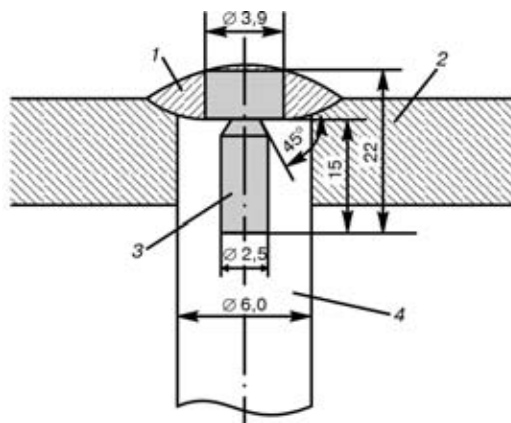


Рис. 2. Схема вырезки образцов из пробы имплант: 1 — наплавка; 2 — опорная пластина; 3 — исследуемый образец; 4 — проба имплант

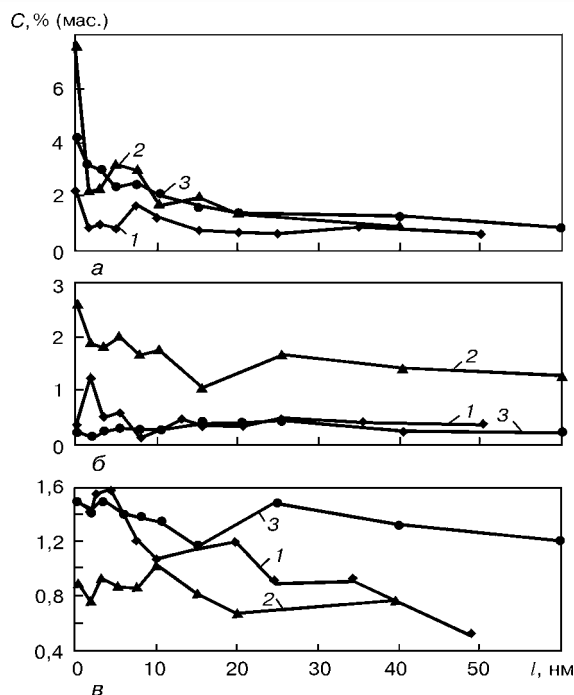


Рис. 3. Распределение кислорода (а), серы (б), углерода (в) на ГЗ и в прилегающем к ней телу зерна в металле образцов серий № 1–3 после теплового воздействия (табл. 1); здесь и далее номера кривых соответствуют номерам серии образцов

Как правило, разрушение образцов имплант происходит в ОШЗ от вершины искусственного надреза. Поэтому все последующие исследования выполняли на этом участке сварного соединения.

По характеру воздействия внешних факторов испытанные образцы (табл. 1) можно разделить на две группы. К первой относятся образцы, изготовленные из основного металла (серия № 1) и подвергнутые тепловому воздействию в результате отжига (серия № 2), а также в процессе сварки (серия № 3). При этом исследовали поверхность излома «свободно расположенного» металла. Ко второй группе относятся образцы серий № 4 и 5 из проб имплант, которые подвергали силовому воздействию, но не доводили до состояния естественного разрушения (изучали состояние предразрушения).

У образцов первой группы в результате длительного теплового воздействия на металл (отжиг) углерод, фосфор и хром вытесняются из ГЗ марганцем, а также кислородом и серой (рис. 3, а, б, кривая 2). При этом происходит существенное по сравнению с содержанием примесей в теле зерна исходного металла обогащение ГЗ кислородом ( $\approx$  в 12 раз), серой ( $\approx$  в 10 раз) и в меньшей степени марганцем ( $\approx$  в 2 раза). Нагрев и охлаждение металла в процессе сварки осуществляются значительно интенсивнее, чем при отжиге. Поэтому термический цикл сварки приводит лишь к частичной замене на ГЗ углерода кислородом, уменьшению содержания на них марганца и полному уходу серы в тело зерна (рис. 3, б, кривая 3).

Весьма сложные процессы протекают вблизи ГЗ в образцах второй группы (серия № 4 и 5), находящихся соответственно под напряжением  $\sigma_4$  и  $\sigma_5$ , которое вызывает деформирование и разруше-

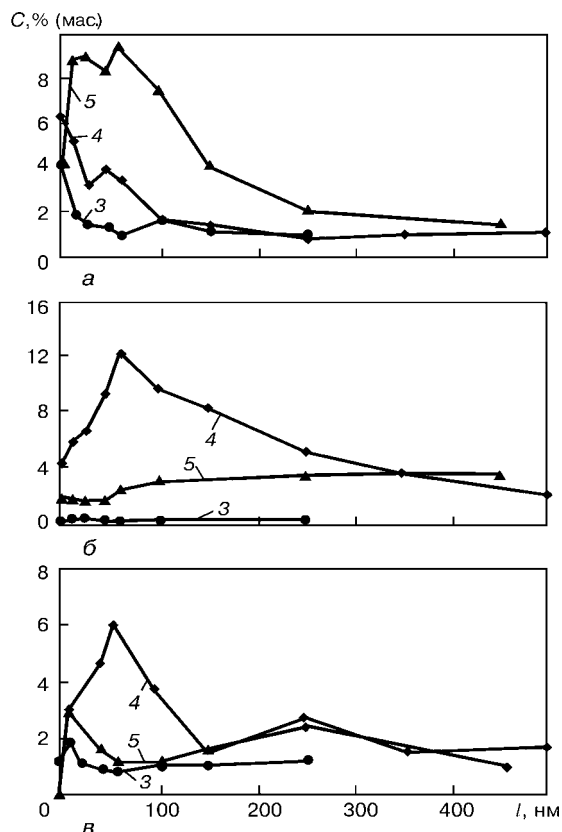


Рис. 4. Распределение кислорода (а), серы (б), марганца (в) на ГЗ и в прилегающем к ней телу зерна в металле ОШЗ образцов серий № 3–5 (см. табл. 1) на стадии предразрушения при ЗР

ние металла. В этом случае перед разрушением на ГЗ металла ОШЗ накапливается большое количество серы и кислорода, а углерод оттесняется в глубь зерна и к периферии образца (рис. 4, 5). Зона обогащения примесями довольно большая — более 500 нм. Наиболее сильное обогащение ГЗ и прилегающих к ним участков кислородом наблюдается в образцах серии № 5. Его содержание на ГЗ по сравнению с таковым у металла ЗТВ, который не подвергался нагружению, возросло в 8 раз, а в объеме зерна — в 33 раза (рис. 4, а). В меньшей степени увеличилось содержание кислорода на ГЗ и в зерне в образцах № 4 — соответственно в 4 и 18 раз. Вместе с тем в этих участках металла ЗТВ образцов серии № 4 значительно возросла массовая доля серы: в 19,4 раза на ГЗ и в 52 раза на расстоянии  $l = 60$  нм от нее (рис. 4, б). Обогащение серой ГЗ в образцах серии № 5 было менее существенным, однако и в этом случае ее содержание в 8,6 раза выше, чем у исходного металла ЗТВ.

Заметны изменения химического состава металла на ГЗ в состоянии предразрушения для таких легирующих элементов, как марганец и хром. Независимо от значения приложенной нагрузки и времени ее действия в образцах серий № 4 и 5 наблюдался уход этих химических элементов от границ в тело зерна (рис. 6, б, в). При этом у образцов серий № 5 и 4 область максимальной концентрации находится на расстоянии соответственно  $l = 15$  и 60 нм для марганца, 10 и 100 нм для хрома. По сравнению с металлом ОШЗ содержание марганца

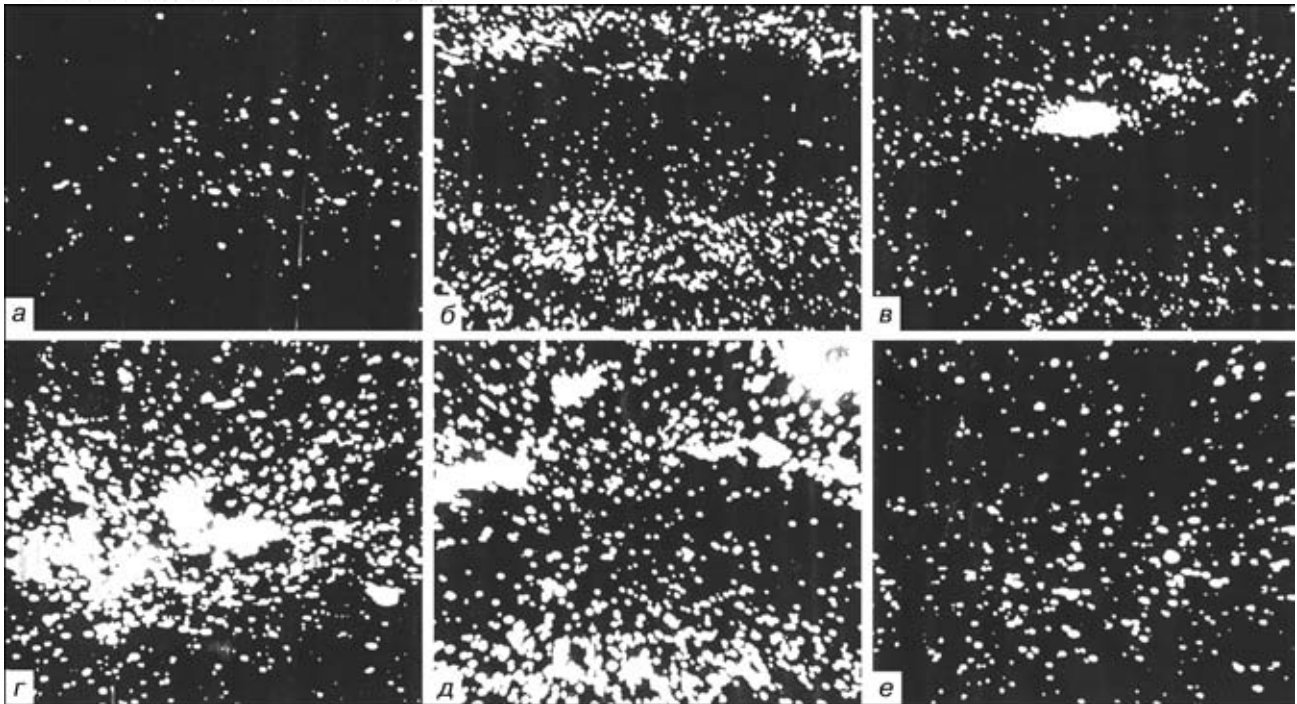


Рис. 5. Карты Оже-распределения кислорода (*а, б*), серы (*в, г*), углерода (*д, е*) в металле ОШЗ образцов после их нагружения по режиму, приведенному в табл. 1: *а, в, д* — серии № 4; *б, г, е* — № 5; ГЗ расположена по центру кадра горизонтально; светлые пятна указывают на присутствие элемента,  $\times 200$ , уменьш. 3/5

в указанной области увеличивается соответственно в 6 и 3 раза (рис. 4, *в*). Для большинства легирующих элементов толщина слоя «возмущения» химического состава составляет 50... 100 нм. Менее существенные изменения в химическом составе наблюдались для других примесных и легирующих элементов. Особенности распределения некоторых из них в приграничной зоне приведены в табл. 2.

Таким образом, установлено, что на ГЗ и прилегающих к ним участках металла ОШЗ сварных соединений рассматриваемой стали обогащение примесными и легирующими элементами в основном происходит под воздействием статической растягивающей нагрузки. Поскольку она вызывает деформирование и разрушение металла, то этот процесс, по-видимому, можно рассматривать как дислокационную ползучесть, происходящую при комнатной температуре. Различают два вида ползучести: диффузионную (вакансионную), протекающую, как правило, при повышенных температурах и пониженных нагрузках, и дислокационную, которая наблюдается при невысоких, в том числе комнатных температурах под воздействием повышенных нагрузок. Установлено, что вклад, вносимый вакансионной ползучестью в транспортировку примесных и легирующих элементов сопоставим со вкладом дислокационной ползучести лишь при температурах  $T > 0,5T_{пл}$ , где  $T_{пл}$  — температура плавления, и напряжении  $\sigma < 9,6$  МПа [15]. При этом количество вакансий в металле находится в экспоненциальной зависимости от температуры. Кроме того, при повышенной температуре сами дислокации становятся генераторами вакансий, а при пониженных и комнатных — местами их стока [15]. Однако в процессе эксплуатации сварных конструкций металл их отдельных узлов находится в напряженном состоянии в течение длительного вре-

мени. В этом случае даже при климатических температурах могут протекать процессы вакансионного перераспределения примесных и легирующих элементов, особенно если металл подвергается значительным нагружениям.

В процессе настоящих исследований условия нагружения и нагрева ( $\sigma > 220$  МПа,  $T = 20... 150$  °С) существенно отличалась от тех, при которых перенос примесных и легирующих элементов происходит по механизму вакансионной ползучести. Следовательно, есть основания полагать, что в условиях проводимых экспериментов имеет место дислокационная ползучесть, а диффузионная за столь короткое время (5... 30 мин) не успевает оказать заметного влияния на процессы массопереноса и перераспределения химических элементов в металле. В этом случае диффузия в металле практически всех химических элементов (кроме водорода) очень мала и не может задерживать процесс движения дислокаций, как это наблюдалось при температурах 550... 850 °С [8]. Известно, что в пластически деформируемой среде при температуре ниже 250 °С практически весь массоперенос кислорода и углерода осуществляется дислокационным транспортом [16]. Это происходит в тех случаях, когда скорость деформирования не превышает критическую, а атмосферы Сузуки, возникающие вокруг ядер краевых дислокаций, не начинают отрываться от них. Но даже тогда примесные атомы устремляются за движущейся дислокацией и, не успевая осесть на ней с образованием равновесной атмосферы, образуют шлейфы из атомов диффузанта (примесей) в области плоскости скольжения дислокации. Известно также, что вклад дислокационного транспорта в общий массоперенос при деформировании металла тем больше, чем ниже температура и меньше коэффициент диффузии. В то же время атомы



Таблица 2. Влияние режимов нагружения при замедленном разрушении на содержание (мас. %) и распределение элементов от границы зерна в приграничную область тела зерна

<i>l</i> , нм	C	N	P	Ni	Cr	Cu	Nb	V	Ca	Cl
Образцы серии № 3										
0	1,54	0,31	0,27	1,65	1,11	2,38	1,35	1,09	0	0,15
2,5	1,51	0,24	0,40	2,06	0,68	2,84	2,13	1,11	0	0,15
25,0	1,45	0,28	0,48	1,71	1,50	1,82	1,32	0,46	0	0
40,0	1,30	0,32	0,44	2,97	1,33	4,09	2,00	1,01	0,50	0
60,0	1,22	0,25	0,54	2,44	1,11	2,09	2,01	1,27	0,40	0
250,0	1,28	0,28	0,41	2,63	1,19	2,01	1,74	0,43	0,61	0
Образцы серии № 4										
0	1,23	0,56	0,57	3,44	0	1,70	2,32	1,40	0,59	0
2,50	1,35	0,39	0	2,42	0,69	3,94	1,68	0,82	0	0,15
25,0	0,88	0,24	0,35	2,35	0,94	2,46	1,10	0,61	0,39	0,13
40,0	0,89	0,52	0,36	3,35	0	4,25	2,52	1,01	0,64	0,21
60,0	1,17	0,48	0,54	3,13	1,57	5,33	3,45	1,59	0,37	0
250,0	1,29	0,44	0,49	3,75	1,67	2,21	2,19	0,64	0,21	0
500,0	2,08	0,21	0,24	3,44	1,92	2,37	1,41	1,08	0,33	0
Образцы серии № 5										
0	1,33	0,54	0,32	2,50	0	1,64	2,03	0	0	0,22
2,5	1,57	0,46	0,34	2,61	0,65	1,58	1,51	0,87	0	0,17
25,0	1,33	0,35	0,59	2,28	0,85	2,28	1,75	1,39	0	0,23
40,0	1,39	0,35	0,49	4,07	1,13	3,17	1,83	1,37	0	0
60,0	1,11	0,37	0,30	2,57	0,47	3,45	2,08	1,25	0,76	0
250,0	1,19	0,19	0,36	2,58	1,33	1,95	1,47	0,95	0,39	0
450,0	1,38	0,38	0,48	2,33	1,18	2,10	1,30	0,78	0,23	0

примеси должны иметь достаточную подвижность, чтобы, сегрегируя на скользящую дислокацию, не блокировать ее движение. Следовательно, есть основания полагать, что и в случае ЗР, протекающего при комнатных температурах, решающую роль в транспортировке примесных атомов играют именно краевые дислокации. По-видимому, эти дислокации, сорбируя примесные атомы, способствуют их перемещению из тела на ГЗ, изменяя свободную энергию последних.

При относительно небольшой по значению, но продолжительной во времени нагрузке (образцы серии № 5) развитие пластической деформации происходит более интенсивно, чем в образцах серии № 4. Возможно, этим и объясняется различный характер распределения серы и кислорода при одном и том же нагружении, а также разная степень сорбции этих примесей движущимися дислокациями. Содержание серы вблизи ГЗ больше в образцах серии № 4, чем в образцах серии № 5 (рис. 6, а). Вероятно, это связано с разной скоростью отрыва движущихся дислокаций от примесных атмосфер серы и кислорода. Об этом же свидетельствует и разный характер распределения серы вблизи ГЗ: в образцах серии № 5 явно развиты процессы дислокационного транспорта серы, а в серии № 4 наблюдается активный сброс конденсированных атомов этой примеси. Кислород в обоих случаях ведет себя одинаково.

Почти у всех элементов перед ГЗ со стороны тела зерна имеется по 1...2 концентрационных пика. Это можно объяснить следующим образом.

*Версия первая.* Долом происходит не точно по ГЗ, а по межзеренной прослойке. Поэтому максимум локальной концентрации элемента, который должен соответствовать ГЗ, находится на некотором расстоянии от поверхности долома. Этот вариант возможен, но тогда для одного и того же участка положение ГЗ, отмеченное такими пиками, должно совпадать для разных химических элементов, прежде всего для кислорода и серы. Однако данные, приведенные на рис. 3, 4 и в табл. 2, это не подтверждают.

*Версия вторая.* Известно, что при разрушении после образования двух новых плоскостей в металле происходит релаксация напряжений, а на самой поверхности возникают силы сжатия, обусловленные состоянием энергетической насыщенности поверхностных атомов. Последнее обстоятельство должно приводить к некоторому снижению содержания примесей, поглощенных металлом ранее, во время действия растягивающей нагрузки. Чем интенсивнее нагрузка, приводящая к образованию движущихся дислокаций, захвату и транспортировке примесных атомов из глубины зерен к их границам, и короче время этого воздействия, тем меньше зона пластического деформирования и больше доля упругой деформации, а значит, и область ее последствий, т. е. релаксации и связанной с ней десорбции [17, 18]. Поэтому при большей нагрузке и более коротком времени ее действия (образцы серии № 4) зона десорбции, обусловленная доломом, будет шире, чем в случае применения меньшей нагрузки и более длительного

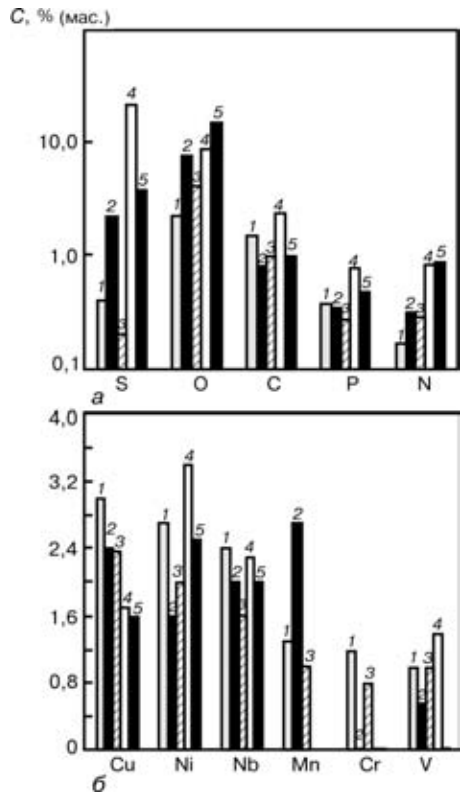


Рис. 6. Содержание примесных (а) и легирующих (б) химических элементов на ГЗ в ОШЗ образцов на стадии предразрушения: 1-5 — номера образцов из табл. 1

времени ее действия (образцы серии № 5). Именно это и зафиксировано в эксперименте.

Примеси замещения не так остро реагируют на изменение сжимающих и растягивающих напряжений, как примеси внедрения. Но и в этом случае пластическая деформация приводит к перераспределению атомов таких примесей в объеме и на ГЗ (табл. 2; рис. 5, в).

В физике поверхности существует такое понятие как фактор обогащения ( $\Phi$ ), под которым подразумевают отношение концентрации элемента на поверхности твердого тела, зерна, фазы к его содержанию в объеме этого тела, зерне, фазе. В зависимости от состава матрицы и природы примесного элемента это значение может колебаться в очень широких пределах (от единиц до сотен тысяч). В исследуемой стали в состоянии предразрушения были зафиксированы максимальные значения:  $\Phi = 1503$  — для серы и  $200$  — для кислорода. Естественно, что такое большое обогащение ГЗ указанными примесями может ослаблять межатомные силы связи и значительно облегчать разрушение металла. Об этом свидетельствуют и данные, приведенные в работах [11, 12]. Так, М. Сихом [11] показано, что углерод, молибден, бор и ниобий способствуют увеличению прочности сцепления ГЗ в сплавах железа, а фосфор, кислород, сера и марганец увеличивают охрупчивание (рис. 7).

Есть несколько моделей, объясняющих влияние на характер разрушения металла примесных атомов, адсорбированных на ГЗ [12]. На наш взгляд, наиболее приемлемым является хорошо согласующийся с термодинамической теорией подход, сог-

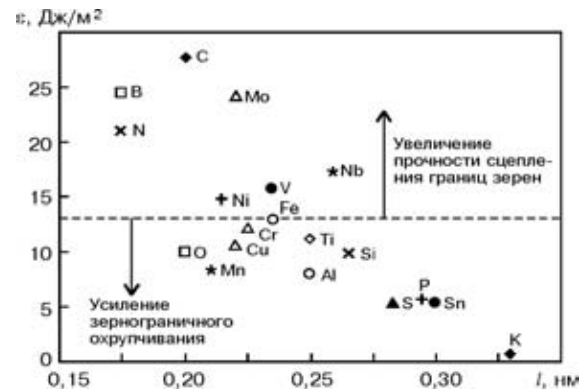


Рис. 7. Влияние адсорбированных на ГЗ примесных атомов на пластичность и охрупчивание сплавов железа [11];  $\epsilon$  — прочность сцепления

ласно которому в идеальных растворах сегрегирующий атом замещает металл матрицы, заменяя связь металл-металл более слабой связью металл-сегрегирующий атом [11].

Следует отметить, что эти данные приведены для идеально твердого раствора. В реальной же стали возможно взаимодействие отдельных химических элементов между собой с образованием новой фазы, которая может влиять на размер и количество зерен, а также на прочностные свойства металла в целом (например при раскислении стали алюминием, титаном и т. д.). В данном случае речь идет не о металле в целом, а о ГЗ, поэтому образование различных соединений, например оксидов или гидридов, как правило, приводит к дополнительному ослаблению межзеренных связей.

Таким образом, как показали исследования, при замедленном разрушении металла ЗТВ высокопрочной легированной стали типа 14ХГН2МДАФБ дополнительной причиной охрупчивания сварных соединений, помимо водорода, является процесс дислокационной ползучести, приводящий к адсорбции ряда химических элементов, в том числе и охрупчивающих, на ГЗ.

## Выводы

1. Методом ЭОС исследовано изменение химического состава границ зерен и приграничной области зерна металла ОШЗ образцов проб имплант из стали 14ХГН2МДАФБ в состоянии предразрушения при раздельном воздействии тепловых и силовых факторов.

2. Термический цикл сварки проб имплант из стали 14ХГН2МДАФБ, не подвергавшихся нагружению, не вызывает существенного изменения концентрации углерода на ГЗ, но по сравнению с исходным металлом приводит к обогащению ГЗ кислородом и азотом.

При различных режимах нагружения в процессе замедленного разрушения металл ЗТВ высокопрочной стали 14ХГН2МДАФБ подвержен дислокационной ползучести. При этом основным способом массопереноса примесных и легирующих элементов является дислокационный транспорт.

3. Изменение значения и времени действия нагрузки при ЗР оказывает влияние на содержание



и распределение примесных атомов на ГЗ и в приграничной области. Кратковременное воздействие растягивающей нагрузки высокого уровня способствует увеличению упругой компоненты деформации и инициирует повышение на ГЗ содержания серы, азота, ниобия, никеля и ванадия. Снижение растягивающей нагрузки и увеличение времени ее действия приводит к возрастанию пластической компоненты деформации и существенному росту на ГЗ содержания кислорода.

4. При замедленном разрушении сварных соединений, по-видимому, дополнительной причиной охрупчивания металла, помимо водорода, является процесс дислокационной ползучести, приводящий к изменению химического состава микрообъемов металла в зоне ГЗ, их механических свойств и адсорбции на ГЗ ряда химических элементов, в том числе и охрупчивающих.

1. Макаров Э. Л. Холодные трещины при сварке легированных сталей. — М.: Машиностроение, 1981. — 247 с.
2. Якушина Г. М., Макаров Э. Л., Рыжов Н. М. Связь очагов холодных трещин со структурой металла шва высокопрочных сталей // Свароч. пр-во. — 1973. — № 5. — С. 4–6.
3. Походня И. К., Швачко В. И. Физическая природа обусловленных водородом холодных трещин в сварных соединениях конструкционных сталей // Автомат. сварка. — 1997. — № 5. — С. 3–10.
4. Спротивляемость замедленному и хрупкому разрушению металла ЗТВ высокопрочных сталей типа 14Х2ГМР // О. Г. Касаткин, Л. И. Миходуй, С. Б. Касаткин и др. // Там же. — 1995. — № 2. — С. 7–10.
5. Касаткин Б. С., Мусияченко В. Ф. Механизм образования интеркристаллитных трещин в околошовной зоне закаливающихся сталей // Пробл. прочности. — 1974. — № 10. — С. 3–9.
6. Смиян О. Д. Водород и замедленное разрушение высокопрочной стали // Диагн. и прогнозир. разрушения сварных конструкций. — 1987. — № 5. — С. 29–36.

The process of a delayed fracture of HAZ in implant samples from steel 14KhGn2MDAFB at the stage of pre-fracture was examined using the method of electron Auger-spectrometry. It was established that during the delayed fracture of the welded joints the HAZ metal is subjected to redistribution of alloying and impurity elements inside the grains, enrichment of their boundaries by a number of embrittling interstitial atoms that can be an additional (except hydrogen) factor, predetermining the metal fracture.

7. Мовчан Б. А. Микроскопическая неоднородность в литых сплавах. — Киев: Гостехиздат УССР, 1962. — 340 с.
8. Моделирование условий образования горячих трещин в стабильно аустенитном шве системы легирования Fe-Ni // В. С. Савченко, К. А. Ющенко, О. Д. Смиян и др. // Информ. материалы СЭВ. — 1988. — № 2. — С. 10–12.
9. Савченко В. С., Ющенко К. А., Смиян О. Д. Особенности сегрегации примесных и легирующих элементов по границам зерен высоколегированных сварных швов и сталей аустенитного класса // Автомат. сварка. — 1988. — № 6. — С. 19–23.
10. Features of chemical elements migration in the near-surface layers of metals and alloys during thermal cycling / O. D. Smiyan, G. M. Grigorenko, E. S. Mikhailovskaya et al. // Space proc. of mater. proc., SPIE, 4–5 Aug., 1996, Denver, USA. — 1996. — Vol. 2809. — P. 311–320.
11. Сух М. П. Оже-спектроскопия в металлургии // Анализ поверхности методами Оже- и рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии: Пер. с англ. — М.: Мир, 1987. — С. 277–317.
12. Полетика И. М. Межкристаллитная адсорбция примесей и разрушение металлов. — Новосибирск: Наука, 1988. — 127 с.
13. Дегтярев В. Н., Орлов М. Р. Изучение излома быстрорежущей стали Р6АМ5Ф3 с помощью Оже-спектроскопии // Физ. металлов и металловед. — 1987. — 64, № 3. — С. 565–571.
14. Структурные превращения в стали 14ХГНМД и свойства сварных соединений // В. Ф. Мусияченко, Л. И. Миходуй, С. Л. Жданов и др. // Автомат. сварка. — 1985. — № 4. — С. 10–14, 18.
15. Розенберг В. М. Ползучесть металлов. — М.: Металлургия, 1967. — 276 с.
16. Жаринов В. П., Зотов В. С., Павлычев А. Н. Учет увлечения дислокаций при диффузии в пластически деформируемой среде // Физ. металлов и металловед. — 1988. — 65, № 2. — С. 230–233.
17. Смиян О. Д. Распределение водорода в зоне деформационных трещин // Журн. физ. химии. — 1980. — 54, № 11. — С. 2913–2917.
18. Смиян О. Д., Григоренко Г. М., Вайнман А. Б. Вплив різних видів циклювання на поведінку водню в металах // Машинознавство. — 1999. — № 5. — С. 4–9.

Поступила в редакцию 22.11.2000