



## ВЛИЯНИЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ, МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И КОЭРЦИТИВНУЮ СИЛУ МЕТАЛЛА КИСЛОРОДНЫХ БАЛЛОНОВ

Л. М. ЛОБАНОВ, акад. НАНУ, В. А. НЕХОТЯЩИЙ, инж., М. Д. РАБКИНА, докт. техн. наук, В. А. КОСТИН, канд. техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев), В. В. ХАРЧЕНКО, докт. техн. наук, Е. А. КОНДРЯКОВ, канд. техн. наук (ИПП им. Г. С. Писаренко НАН Украины), В. В. УСОВ, докт. физ.-мат. наук, Н. М. ШКАТУЛЯК, канд. физ.-мат. наук (ЮНПУ им. К. Д. Ушинского)

*Приведены результаты систематических исследований, включающие магнитный, металло-, фратографический и рентгеноструктурный анализы металла кислородных баллонов. Показано, что техническое состояние баллонов, а не срок службы, является решающим фактором для их безопасной эксплуатации. Отмечена также необходимость повышения физико-механических характеристик стали за счет улучшения технологии ее изготовления.*

*The paper gives the results of systematic studies, including magnetic, metallographic, fractographic and X-ray structural analyses of oxygen bottle metal. It is shown that the bottle technical condition, and not their service life, is the decisive factor of their safe service. The need to improve the physico-mechanical characteristics of steel through improvement of its production technology is also noted.*

В бесшовных баллонах среднего объема отечественного производства зафиксировано неравномерное распределение коэрцитивной силы [1–3]. В работах [2, 3] отмечается влияние напряженно-деформированного состояния, обусловленного изготовлением и эксплуатацией, в [1] для определенной части баллонов установлена линейная корреляция между величиной коэрцитивной силы  $H_c(y)$  и толщиной стенки  $\delta(x)$ , что, в свою очередь, может быть использовано для обнаружения опасных зон и, соответственно, повышения безопасной эксплуатации. Однако, в ряде случаев имеет место нарушение линейной зависимости, что, по всей видимости, отражает конкурирующую роль структурно-текстурных параметров металла в формировании величины коэрцитивной силы [4].

Цель настоящей работы — исследовать изменение структуры и сопротивляемость хрупкому разрушению стали Дс в связи с влиянием пластической деформации на значение и распределение коэрцитивной силы в цилиндрических оболочках кислородных баллонов.

**Материалы и методика эксперимента.** Из партии кислородных баллонов для исследования был выбран баллон Б1 с большим сроком эксплуатации (табл. 1), характерным отличием которого является специфическое распределение коэрцитивной силы в цилиндрической стенке (рис. 1, а) с двумя четко выраженными участками (между образующими Р5—Р6 и Р13—Р14) повышенных значений (6,0...7,9 А/см).

Баллон был подвергнут гидравлическому испытанию статическим давлением. Для предотвращения деформации на участке баллона, прилега-

ющему к днищу, перед испытанием был установлен бандаж (рис. 2). На первом этапе испытания баллон был нагружен давлением  $P = 32,5$  МПа, что вызвало начало пластического деформирования цилиндрической стенки. После сброса давления отмечено увеличение значений коэрцитивной силы до 8,5 А/см на участке между образующими Р5—Р6 (рис. 1, б). На этом же участке при давлении 51,9 МПа баллон разрушился. Увеличение периметра баллона в неразрушенной части составило 4,9 %. По данным коэрцитиметрии ( $H_c = 9...10,5$  А/см) разрушение произошло при напряжениях, отвечающих пределу прочности стали Дс [5]. Исходя из результатов гидроиспытания, разрушающее давление превысило расчетное в 2,8 раза, а рабочее — в 3,5 раза, что, согласно [2], допускало возможность продления срока эксплуатации.

Для дальнейших исследований из разрушенного баллона были отобраны пробы — из участка с наибольшей деформацией, а также из участка, находящегося под бандажом (рис. 1, в и рис. 2).

Спектральным анализом было установлено, что химический состав металла баллона соответствует стали Дс (табл. 2).

Металлографический анализ проводили на продольных и поперечных шлифах, перпендикулярных толщине стенки баллона, при помощи микроскопа «НЕОРНОТ-32». Травление микроструктуры осуществляли в 4 %-ном спиртовом растворе азотной кислоты. Твердость по Виккерсу при нагрузке 100 г была измерена на микротвердомере М-400 фирмы «ЛЕСО».

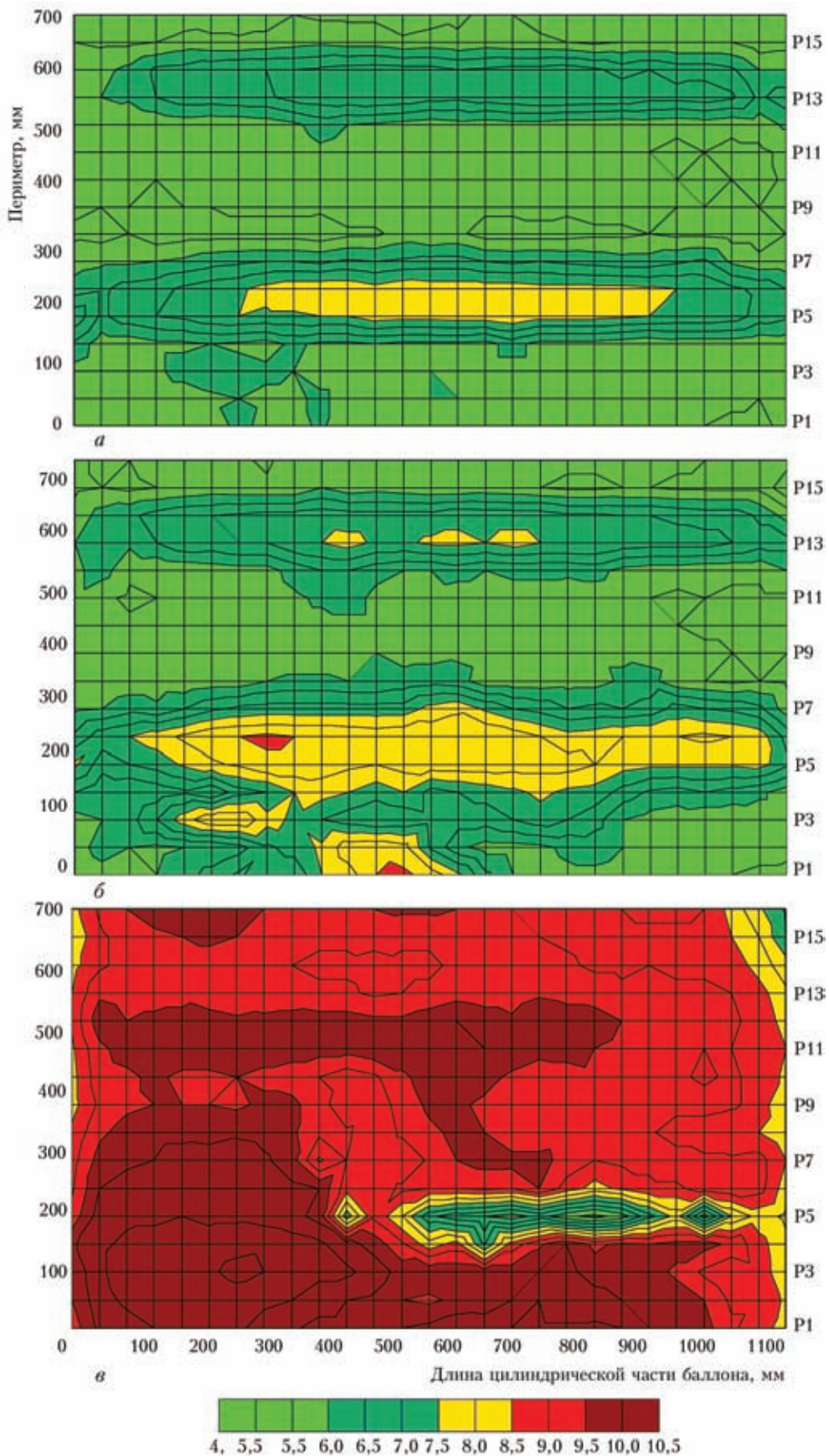


Рис. 1. Распределение коэрцитивной силы ( $H_c$ , А/см) в металле баллона Б1 в исходном состоянии (а); после нагружения давлением 32,5 МПа (б); после разрушения при 51,9 МПа (в) (P1—P15 — образующие цилиндрической части баллона)



Рентгеноструктурный анализ выполняли согласно методике построения обратных полюсных фигур (ОПФ) [6,7]. Измеряли интегральные интенсивности дифракционных рефлексов от кристаллографических плоскостей {110}, {200}, {211}, {220}, {310}, {222}, {321}, {400}, {330} образцов и эталона, который был приготовлен из мелких рекристаллизованных опилок стали Дс. Исследовали следующие сечения отобранных фрагментов: наружный и внутренний слой, а также сечение, перпендикулярное продольной оси цилиндрической поверхности баллона. Во всех случаях перед съемкой кривых полюсной плотности соответствующие поверхности химически полировали на глубину 0,1 мм для удаления искаженного механической обработкой слоя. Исследуемые образцы и эталон подвергали  $\theta$ - $2\theta$ -сканированию на дифрактометре «ДРОН-3» по методу Брега-Брентано в одинаковых геометрических условиях съемки. Находили отношения интегральных интенсивностей линий дифракции исследуемых образцов и эталона. Приведенная полюсная плотность  $P_{hkl}$  пропорциональна отношению интенсивности линии  $\{hkl\}$  в текстурованном образце и образце без текстуры [6, 7]:

$$P_{hkl} = \frac{I_{hkl}^T}{I_{hkl}^0} K, \text{ где } K = \frac{1}{\sum_{\Delta} A_{hkl} I_{hkl}^T / I_{hkl}^0}, \sum_{\Delta} A_{hkl} = 1.$$

Таким образом,  $P_{hkl} = \frac{I_{hkl}^T / I_{hkl}^0}{\sum_{\Delta} A_{hkl} I_{hkl}^T / I_{hkl}^0}$ , где  $I_{hkl}^T$  —

интегральная интенсивность линии  $\{hkl\}$  в текстурованном образце;  $I_{hkl}^0$  — то же для образца без текстуры.

Значение коэффициентов  $A_{hkl}$  для ОЦК-решетки приведены в табл. 3.

Нормировку полученных отношений проводили по методике Морриса [7]. При этом для увеличения точности интегральные интенсивности дифракции от плоскостей первого и высших порядков, например, от (110) и (220) учитывали как среднее арифметическое.

Механические характеристики металла баллонов из стали Дс получены при испытаниях на одноосное растяжение цилиндрических и плоских образцов на приборе Instron 8802.

Испытания на ударный изгиб проводили согласно стандарту ISO 14556–2000 в диапазоне температур  $T = -120...+80$  °С на вертикальном инструментированном копре, спроектированном и изготовленном в Институте проблем прочности им. Г. С. Писаренко НАНУ [8]. Использовали малоразмерные образцы Шарпи согласно РД ЭО 0598–2004, вырезанные в осевом направлении, с надрезами, выполненными в кольцевом направлении. По результатам испытаний согласно

методике, предложенной в работе [9], были определены энергии разрушения и ударная вязкость:

$$A(t_1, t_2) = \frac{1}{m} \left[ q(t_1) - \frac{1}{2} \Delta q(t_1, t_2) \right] \Delta q(t_1, t_2),$$

где  $q(t) = mV(t)$ ;  $m$  — масса ударника;  $V$  — скорость ударника.



Рис. 2. Баллон Б1 с бандажом после гидравлического испытания статическим давлением 51,9 МПа; 1 — участок пробы из зоны с наибольшими значениями кольцевой деформации — 6...7 %; 2 — бандаж



Таблица 1. Объективные данные исследуемых баллонов из стали Дс

Баллон	Заводской номер	Срок службы, лет	Толщина стенки		Коэффициентная сила, А/см		Результаты испытаний		
			min...max	$\sigma^*$	min...max	$H_c^{**}$	Разрушающее давление $P_{разр}$ , МПа	Увеличение периметра в неразрушенной части баллона, %	Фактический запас прочности, $m = P_{разр}/P_{расч}$
Б1	86482	48	7,3...8,9	7,4	4,7...9,2	7,7	51,9	4,9	2,65
Б2	91200	45	5,6...9,0	6,2	6,0...9,4	7,1	49,9	1,8	2,86 (брак металла)
Б3	39280	18	7,4...9,3	8,8	5,1...7,8	5,9	55,1	1,6	2,38 (брак металла)
Б4	147710	52	7,3...9,2	7,5	4,3...6,3	5,1	51,4	4,1	2,91
Б5	269418	36	6,6...8,5	6,6	4,6...8,3	-	48,3	3,95	2,87
Б6	49607	49	7,4...8,0	7,8	4,7...6,9	4,7	47,3	4,7	2,58
Б7	153737	56	7,8...9,6	8,5	4,3...7,1	5,2	49,3	1,8	2,11 (брак металла)
Б8	758	0	7,5...9,4	7,7	5,4...7,0	5,8	56,7	4,8	2,76
Б9	25	0	7,6...8,6	7,7	6,0...8,7	7,5	58,9	4,2	2,71
Б10	89952	48	6,1...10,3	-	-	4,2...7,7	не испытан	-	-

Примечание. Исходные значения  $\delta^*$  и  $H_c^{**}$  участков стенки, по которым произошло разрушение

Удельная энергия деформирования и разрушения ( $KCV$ ) определялась по формуле:  $E_{уд} = \frac{E}{S}$ , где  $S$  — площадь поверхности излома;  $E$  — энергия разрушения. Для вычисления значений энергий деформирования и разрушения на отрезке времени от  $t_1$  до  $t_2$  определяли запас количества движения к началу интервала времени  $t_1$  и изменение  $\Delta q$  в этом интервале.

S-образные кривые вязко-хрупкого перехода были получены путем аппроксимации данных с помощью функции Больцмана:

$$y = \frac{A_1 - A_2}{1 + e^{(x - x_0)/dx}} + A_2.$$

Фрактографический анализ проводили с помощью растрового электронного микроскопа «JSM-840» при увеличениях  $\times 10... \times 1000$  и ускоряющем напряжении 20 кВ в режиме SEI и BEI. Использование режима BEI обусловлено тем, что для исследования образцов в этом режиме нет необходимости проводить их травление с целью выявления микроструктуры. Контраст изображения в данном режиме обусловлен различием в химическом составе структурных составляющих. С помощью платы захвата изображения MicroCapture электронное изображение поверхности изучаемых изломов передавалось на экран компьютера с последующей оцифровкой и запоминанием его в циф-

ровом виде. Переведя электронное изображение в цветное, программа Image Pro позволяет достаточно точно определить долю каждого участка: хрупкого, вязкого и квазискола.

**Результаты и их обсуждение.** Металлографическая структура металла баллона представляет собой мелкозернистую феррито-перлитную смесь, типичную для баллонной стали Дс. Балл зерна феррита находится в диапазоне №8—№10 по ГОСТ 5639—82 «Стали и сплавы». Интересно отметить с внутренней поверхности стенки баллона в металле, находящемся под бандажом, наличие обезуглероженного слоя на глубину до 100 мкм, со значением микротвердости 1,91...1,99 ГПа (по сравнению с остальной массой металла — 2,27...2,45 ГПа). Здесь же наблюдаются глубокие трещины и отслоения (рис. 3, а). В металле, претерпевшем деформацию (рис. 3, б), имеет место деформированный слой глубиной 50...60 мкм. Значения микротвердости достигают здесь величины 2,03...2,13 ГПа.

Таким образом, металлографическая структура оболочки Б1 мелкозернистая, неоднородная с явно выраженным приповерхностным слоем с внутренней стороны. В исходном состоянии (под бандажом) этот слой имеет признаки обезуглероживания. После разрушения при гидравлических испытаниях приповерхностный слой деформируется на глубину до 60 мкм.

Таблица 2. Химический состав металла баллона

Проба	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Mo
Б1	0,443	0,394	0,91	≤0,025	0,019	0,10	0,08	<0,03
Ту 14-157-15	0,43...0,53	0,17...0,37	0,7...1,0	≤0,045	≤0,045	≤0,35	≤0,25	-

Таблица 3. Коэффициенты нормировки для расчета  $P_{hkl}$  ОПФ [6]

$hkl$	$A_{hkl}$
110	0,126
200	0,052
211	0,109
310	0,270
222	0,074
321	0,370

В связи с неоднородностью приповерхностных слоев представлялось целесообразным изучить их кристаллографические ориентировки.

**Кристаллографическая текстура.** Значения полюсной плотности  $P_{hkl}$  в различных сечениях цилиндрической поверхности баллона Б1 под бандажом и вне бандажа приведены в табл. 4.

Из представленных данных видно, что текстура Б1, как в исходном состоянии, так и в наиболее деформированном сечении ( $H_c \sim 11$  А/см) в основном характеризуется наличием плоскостей  $\{001\}$ ,  $\{110\}$  и  $\{112\}$ , параллельных цилиндрической поверхности, так как их плотность на полюсных фигурах превышает единицу, которая соответствует отсутствию текстуры. При этом с осью цилиндрической поверхности баллонов преимущественно совпадают кристаллографические направления, расположенные от  $\langle 100 \rangle$  до  $\langle 110 \rangle$ . Другими словами, преимущественными компонентами текстуры являются следующие ориентировки:  $\{001\} \langle 110 \rangle$  — основная, так как полюсная плотность  $P_{001}$  наибольшая;  $\{112\} \langle 110 \rangle$  — рассеяние основной ориентировки и  $\{110\} \langle 001 \rangle$  — ориентировка текстуры сдвига.

Как известно, кристаллографические плоскости семейства  $\{001\}$  являются в ОЦК-металлах и сплавах основными плоскостями скола [10]. Поэтому при формировании в металле текстуры, которая характеризуется расположением этих плоскостей параллельно плоскости прокатки, можно ожидать повышенной склонности листов и конструкций из них к слоисто-хрупкому разрушению, особенно при развитии трещин нормального от-

Таблица 4. Распределение  $P_{hkl}$  в металле Б1

$hkl$	Поверхность под бандажом		Поверхность вне бандажа	
	наружная	внутренняя	наружная	внутренняя
001	1,31	1,46	1,50	1,54
110	1,24	1,25	1,13	1,33
112	1,06	1,17	1,10	1,15
310	0,98	0,92	0,91	0,85
222	0,93	0,97	0,98	0,93
321	0,88	0,86	0,92	0,89

*Примечание.* Значения, меньшие 1, в расчетах не применяются

рыва [11–13]. Тем не менее, наличие в металле баллона компоненты текстуры сдвига  $\{110\} \langle 110 \rangle$  в определенной степени уменьшает склонность металла к этому виду разрушения [14].

Следует отметить, что под бандажом (в исходном состоянии) текстура основной компоненты  $\{001\} \langle 110 \rangle$  более острая с внутренней поверхности по сравнению с наружной ( $P_{001} = 1,46/1,31$ ). В свою очередь, после разрушения эта ориентировка также возрастает с внутренней поверхности ( $P_{001} = 1,54/1,46$ ). Однако особенно резко она увеличивается с наружной поверхности ( $P_{001} = 1,50/1,31$ ). Что касается плоскостей сдвига  $\{110\}$ , то после разрушения эта ориентировка ослабевает с наружной (1,24/1,13) и усиливается с внутренней поверхности (1,25/1,33).

Таким образом, данные рентгеноструктурного анализа свидетельствуют о неравномерном распределении кристаллографической текстуры по сечению оболочки. При этом в результате пластической деформации наблюдается по существу увеличение «опасной» компоненты по толщине стенки при накоплении «вязкой» составляющей только с внутренней поверхности.

**Механические свойства.** В связи с изменениями в результате гидравлических нагрузок структурно-текстурных параметров металла по сравнению с исходным состоянием представляло интерес определить также влияние деформации на механические характеристики металла сечения с наиболее высо-

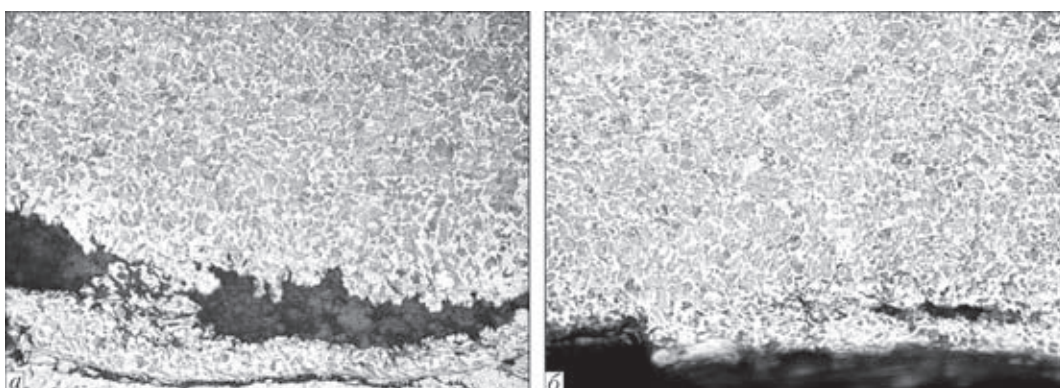


Рис. 3. Структура ( $\times 200$ ) с внутренней поверхности стенки Б1: а — под бандажом; б — вне бандажа





кими значениями коэрцитивной силы. Установлено, что предел текучести металла баллона Б1 (см. рис. 1, в) увеличился здесь почти на 40 % по сравнению с участком, находящимся под бандажом; выросло также относительное удлинение — примерно на 20 % (табл. 5).

В то же время временное сопротивление и относительное сужение изменились незначительно. Аналогичные исследования были проведены на металле Б6 (табл. 5). Интересно отметить, что в данном случае также имеют место значительные изменения предела текучести металла (примерно на 30 %) и показателей пластичности, тогда как временное сопротивление не претерпело существенных изменений.

Поскольку при выборе материалов для конструкции, которая может быть подвержена механическим воздействиям существенным фактором, как известно, является температура вязко-хрупкого перехода  $T_x$ , представляло интерес определить также влияние пластической деформации на сопротивление разрушению металла при ударных нагрузках.

*Ударная вязкость малоразмерных образцов Шарпи.* Несмотря на то, что дискуссионным остается вопрос, в какой мере хрупко-вязкий переход является инженерным свойством, которое формируется напряженным состоянием конструкции или определяется физическими свойствами конкретного материала, на ход этой кривой заметное влияние оказывает состав стали, ее микроструктура, количество и распределение неметаллических включений, размер исходного аустенитного зерна и т. д.

Следует отметить, что температурной зависимости ударной вязкости стали Дс баллона Б1 в исходном состоянии (под бандажом) присуща типичная для металлов и сплавов с ОЦК-решеткой форма кривой хрупко-вязкого перехода (рис. 4, кривая 1). В результате гидроиспытаний произошло пластическое деформирование металла в целом. На локальном участке, по всей видимости, это привело к образованию равномерной ячеистой дислокационной субструктуры, что обусловило снижение  $T_x$  на этом участке (рис. 4, кривая 2). По-

лученные результаты хорошо согласуются с данными, приведенными в работе [15, стр. 159–161], где обращено внимание на то, что образование равномерной субструктуры в трубных сталях при больших степенях обжатия снижает  $T_x$ . В связи с этим представляло интерес оценить влияние деформации, вызванной гидроиспытаниями, на механические свойства металла других ранее исследованных баллонов [1, табл. 1].

Были отобраны пробы из разрушенных при давлениях 49,9 и 55,1 МПа баллонов Б2 и Б3 и претерпевших наибольшие деформации 1,8 и 1,6 % соответственно (см. табл. 1). Разрушение Б2 было инициировано участком цилиндрической стенки толщиной (6,2 мм) и с относительно высокими значениями коэрцитивной силы в кольцевом и осевом направлениях 7,5 и 9,4 А/см, что свидетельствует о перегрузке, вызвавшей текучесть металла. Хрупкое разрушение Б3 с образованием пяти осколков было инициировано браком участка стенки (закатом металлургического происхождения).

Выбор именно этих баллонов для дальнейших исследований обусловлен тем, что в металле Б2 выявлена типичная мелкозернистая структура с баллом зерна феррита № 8, присущая обычной структуре баллонной стали Дс [16, 17]. В Б3 наблюдается крупнокристаллическая структура с баллом зерна № 3 и тонкими выделениями полигонального феррита по границам перлитных зерен, что свидетельствует о значительном перегреве металла, возможно как на стадии изготовления, так и в период эксплуатации.

Что касается кристаллографической текстуры, то как и в Б1 она в основном характеризуется наличием плоскостей {001}, {110} и {112} с их неоднородным распределением по толщине стенки баллонов (табл. 6). Кроме того, в Б3, так же как и в предыдущем случае, полюсная плотность основной компоненты {001} <110> увеличивается от наружной поверхности ( $P_{001} = 1,27$ ) к внутренней ( $P_{001} = 1,50$ ). В Б2, в отличие от Б3 и Б1, по всему сечению толщины стенки преобладает текстура плоскостей сдвига, что, как будет показано, от-

Таблица 5. Результаты механических испытаний

Вырезка образцов		Временное сопротивление $\sigma_B$ , Н/мм <sup>2</sup>	Предел текучести $\sigma_{0,2}$ , Н/мм <sup>2</sup>	Относительное удлинение $\delta$ , %	Относительное сужение $\psi$ , %
Б1	Под бандажом	730,7	382,1	22,2	56,9
	Вне бандажа	763,8	530,1	17,9	54,5
Б2	После разрушения	796,7	484,9	21,4	39,1
Б3	После разрушения	730,2	445,8	15,2	35,6
Б4	После разрушения	663,0	498,1	16,6	24,4
Б5	После разрушения	712,5	536,9	-	33,0
Б6	Исходное состояние	682,4	416,8	27,8	48,8
	После разрушения	703,2	539,7	23,4	37,3

ражается на повышении сопротивления металла хрупкому разрушению (рис. 5).

Ударные испытания малоразмерных образцов Шарпи, изготовленных из металла Б2 и Б3, были проведены в диапазоне температур  $T = -50...+120$  °С. Результаты, приведенные на рис. 5, свидетельствуют, прежде всего, о значительной хрупкости металла обоих баллонов, поскольку при комнатной температуре они имеют достаточно низкие значения ударной вязкости. Тем не менее, следует отметить более высокое сопротивление хрупкому разрушению мелкозернистой структуры с благоприятной кристаллографической текстурой (рис. 5, кривая 1) по сравнению с крупнозернистой структурой с преимущественным содержанием плоскостей скола (рис. 5, кривая 2). Однако в области вязкого разрушения на верхнем шельфе менее прочный металл Б3 оказывается более вязким по сравнению с более прочным металлом Б2 (см. табл. 5).

Таким образом, увеличение прочностных характеристик металла баллонов за счет структурных факторов приводит к увеличению сопротивления металла хрупкому разрушению и некоторому снижению сопротивления вязкому при ударных нагрузках. Кроме того, пластическая деформация металла при гидроиспытаниях баллонов обуславливает изменения субструктуры и кри-

сталлографические преобразования, что проявляется в характере кривых вязко-хрупкого перехода.

Для детального изучения сопротивления металла разрушению был применен фрактографический анализ изломов ударных образцов.

*Результаты фрактографических исследований изломов.* С целью определения общего характера разрушения предварительные исследования проводились при увеличении  $\times 20$ . Это позволило точно установить положение участков хрупкого, вязкого разрушения и квазискола, а также с помощью программы Image Pro — долю каждого из них в изломе (табл. 7).

Как известно, энергия разрушения состоит из энергии зарождения микротрещин и/или микропор, и энергии их распространения. Чем выше оба эти параметра, тем выше ударные свойства металла. При низких температурах энергия их распространения практически равна нулю, а полная энергия почти равна энергии их зарождения. Поскольку распространение микротрещин обусловлено подвижностью дислокаций, то энергия их распространения практически одинакова для широкого класса сталей и составляет  $10...15$  Дж/см<sup>2</sup>. Поэтому металл исследуемых баллонов имеет по существу одинаковую энергию нижнего шельфа (см. рис. 4, 5).

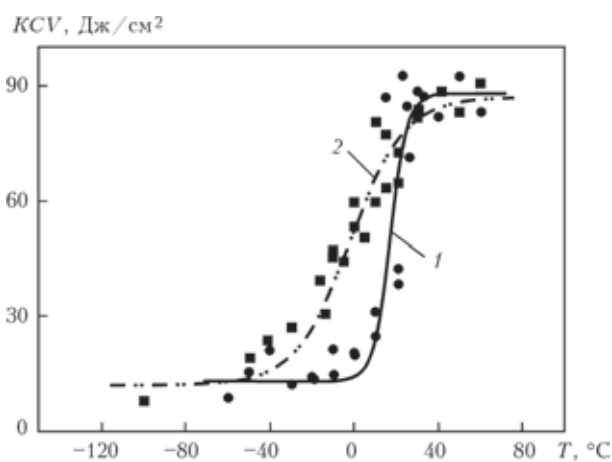


Рис. 4. Температурная зависимость ударной вязкости металла Б1: 1 — под бандажом; 2 — вне бандажа

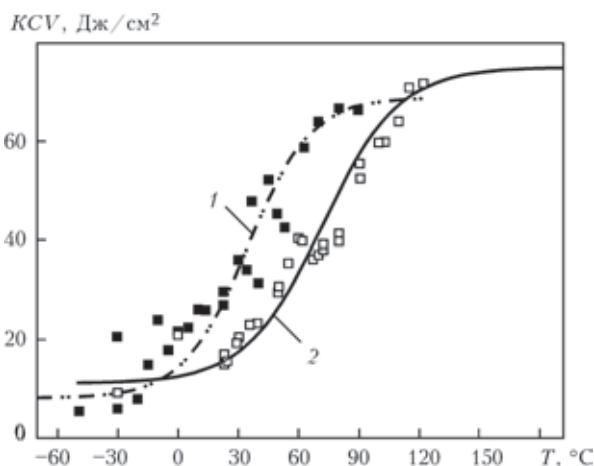


Рис. 5. Температурная зависимость ударной вязкости металла баллонов: 1 — Б2; 2 — Б3

Таблица 6. Распределение  $P_{hkl}$  по толщине стенки баллонов Б2 и Б3

hkl	Б2			Б3		
	Наружная поверхность	Середина толщины	Внутренняя поверхность	Наружная поверхность	Середина толщины	Внутренняя поверхность
110	1,56	1,48	1,60	1,36	1,44	1,51
200	1,27	1,35	1,29	1,27	1,45	1,50
211	1,18	1,08	1,11	1,00	1,12	1,02
310	0,86	0,91	0,86	1,00	1,00	0,92
222	0,87	1,13	0,86	1,00	1,00	0,89
321	0,85	0,80	0,85	0,86	0,86	0,82



Энергия зарождения разрушения при прочих одинаковых условиях определяется характером микроструктуры и температурой. В связи с особенностями сложнапряженного состояния в вершине надреза, разрушение под надрезом в основном начинается вязко даже при отрицательных температурах. Поверхность излома в этой зоне имеет ямочное (чашечное) строение в результате роста микропор и их коалесценции (рис. 6, а, б). Различие же определяется протяженностью зоны «утяжки» под надрезом. Чем длиннее этот участок, тем выше общий уровень ударной вязкости.

Сравнение протяженности вязкой зоны в исследованных изломах ударных образцов в зависимости от температуры испытаний (рис. 7) свидетельствует о том, что размер этой зоны в металле Б2 после +40 °С резко увеличивается по сравнению с Б3. Дальнейшие исследования изломов ударных образцов показали, что при низких температурах испытаний металл Б2 разрушается по механизму квазискола (рис. 6, в). Размер фасеток разрушения составляет 10...30 мкм. Отсутствуют вторичные трещины и явно выраженные очаги разрушения. В изломе наблюдается элементы пластического разрушения: «жгуты», перемычки и отдельные вязкие ямки. С увеличением температуры испытания доля вязкой составляющей в квазисколе растет (см. табл. 7). В отличие от этого металл Б3 при низких температурах разрушается по механизму транскристаллитного скола

с ярко выраженным ручейстым изломом (рис. 6, з). Размер фасеток хрупкого разрушения составляет 50...80 мкм. Наблюдаются вторичные трещины по границам зерен. Доля вязкой составляющей незначительна — изменяется от 10 % при -30 °С до 15 % при +100 °С.

Таким образом, фрактографический анализ изломов в сочетании с металлографическим анализом микроструктуры и кристаллографическим анализом текстуры позволяет объяснить характер изменения температурной зависимости ударной вязкости металла. Так, более высокое сопротивление разрушению металла Б2 по сравнению с металлом Б3 в диапазоне температур вязко-хрупкого перехода связано, прежде всего, с более мелкозернистой структурой металла Б2 (10...30 мкм) по сравнению с Б3 (50...80 мкм) и разным фазовым составом в пределах указанных зерен. В связи с этим, разрушение Б2 и Б3 проходит по различным механизмам: в Б2 мелкозернистая микроструктура способствует развитию квазискола, а в Б3 крупнозернистая феррито-перлитная структура — развитию хрупкого скола. При этом в Б2 по сравнению с Б3 для зарождения микротрещин необходима большая энергия, и, как следствие, в Б2 протяженность вязкой зоны под надрезом (зона подрастания трещины) выше, чем в Б3.

Приведенные результаты свидетельствуют о том, что сталь Дс в баллонах разного качества. Особенно это проявляется при воздействии пластичес-

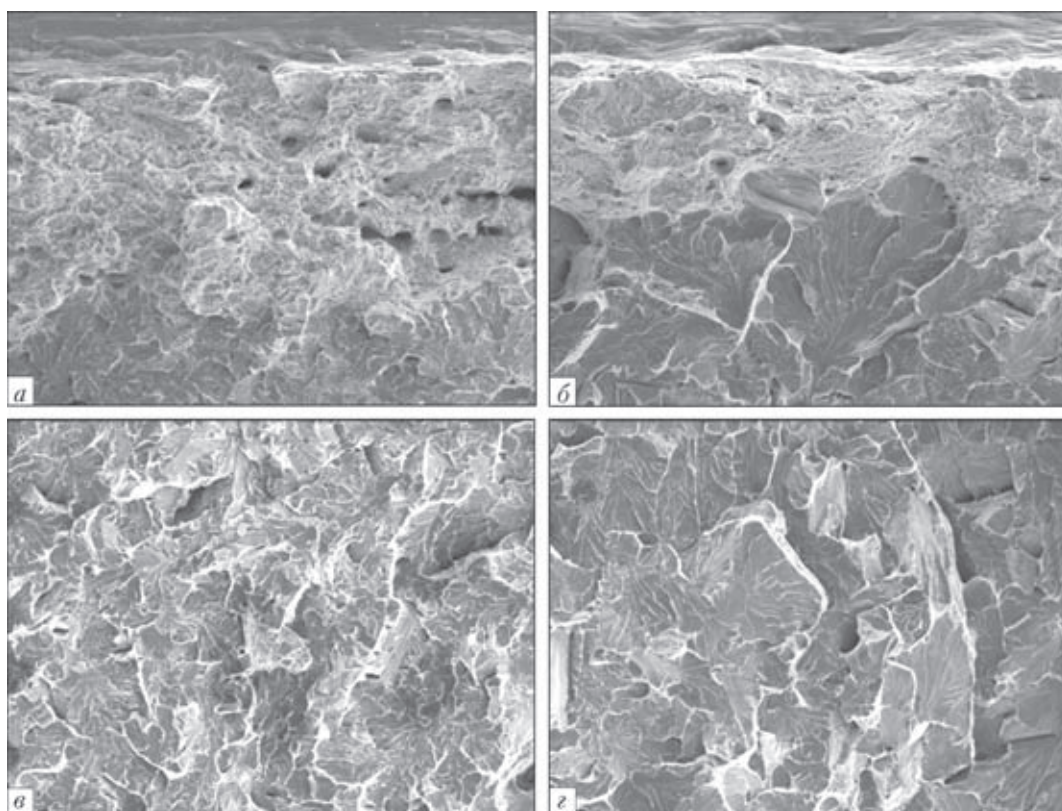


Рис. 6. Фрактографический ( $\times 200$ ) анализ ударных образцов: а — вязкая зона под надрезом в Б2 при 40 °С; б — в Б3 при 50 °С; в — характер разрушения образцов на нижнем шельфе Б2 при -20 °С; з — Б3 при -30 °С





Таблица 7. Фрактографический анализ изломов ударных образцов Б1

Температура испытаний, °С	-50	-20	0	+20	+40	+65
Доля вязкой/хрупкой составляющей, %	16/84	20/80	25/75	37/63	70/30	95/5

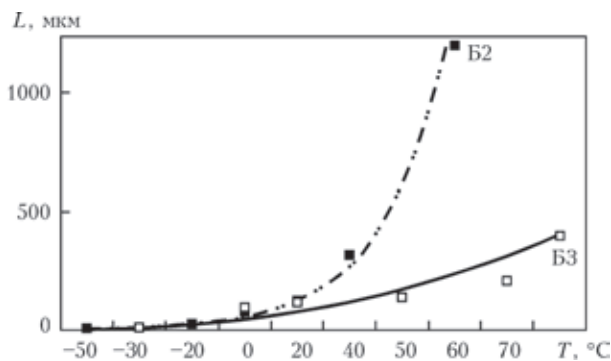


Рис. 7. Размер пластической зоны под надрезом: для Б2  $y = 2.2591e^{0,8004x}$ ,  $R = 0,9925$ ; для Б3  $y = 1,625e^{0,8004x}$ ,  $R = 0,8909$

кой деформации. Причина, по-видимому, заключается в технологии получения стали. Поэтому для улучшения физико-механических характеристик стали Дс, в том числе повышения сопротивления хрупкому разрушению, целесообразно обратить внимание на совершенствование технологического процесса ее изготовления.

### Выводы

Обнаружено, что распределение коэрцитивной силы в оболочках баллонов из стали Дс в исходном состоянии неоднородно, а в ряде случаев представляет вытянутые обособленные области с повышенными показателями, достигающими в отдельных участках значений, близких к критическим (9,5 А/см). С ростом давления в баллонах и, соответственно, пластической деформации металла эти области увеличиваются и являются местом последующего разрушения. Рост пластической деформации сопровождается адекватным изменением коэрцитивной силы.

Определено, что по толщине стенки баллонов структурно-текстурные параметры распределяются неравномерно. Так, в Б1 до гидроиспытаний полюсная плотность  $P_{001}$  плоскостей скола {001} с внутренней поверхности на 11,5 % больше, чем с наружной. В результате пластической деформации при гидроиспытаниях произошло увеличение полюсной плотности  $P_{001}$  как с внутренней поверхности, так и с наружной, что практически привело к выравниванию «опасной» составляющей по толщине стенки. Наличие в текстуре металла баллонов компонент текстуры сдвига {110} <001> подавляет склонность металла хрупкому разрушению за счет вязкой компоненты  $P_{110}$ .

Установлено, что в диапазоне температур вязко-хрупкого перехода протяженность зоны вязкого подрастания трещины у металла с мелкозернистой (10...30 мкм) структурой больше по сравнению с крупнозернистым (50...80 мкм) металлом. При этом мелкозернистая структура, способствуя развитию квазискола, оказывает более высокое сопротивление разрушению.

Показано что решающим фактором для безопасной эксплуатации баллонов является их техническое состояние, а не срок службы. Отмечена необходимость повышения физико-механических характеристик стали за счет улучшения технологии ее изготовления.

1. *Магнитный контроль и структурно-текстурные особенности металла кислородных баллонов* / Л. М. Лобанов, В. А. Нехотящий, М. Д. Рабкина и др. // Техн. диагностика и неразруш. контроль. — 2011. — № 1. — С. 7–12.
2. *Магнитный контроль напряженно-деформированного состояния и остаточного ресурса сосудов, работающих под давлением* / Б. Е. Попов, Е. А. Левин, В. С. Котельников и др. // Безопасность труда в промышленности. — 2001. — № 3. — С. 25–30.
3. *Анализ разрушений и возможности контроля состояния металла кислородных баллонов* / В. М. Долинский, В. М. Стогний, В. Г. Новик и др. // Техн. диагностика и неразруш. контроль. — 2001. — № 4. — С. 33–36.
4. *Анизотропия коэрцитивной силы и текстура деформируемой стали* / Л. М. Лобанов, В. А. Нехотящий, М. Д. Рабкина и др. // Деформация и разрушение материалов. — 2010. — № 10. — С. 19–24.
5. *Магнитная диагностика и остаточный ресурс подъемных сооружений* / Б. Е. Попов, В. С. Котельников, А. В. Зарудный и др. // Безопасность труда в промышленности. — 2001. — № 2. — С. 44–49.
6. *Бородкина М. М., Спектор Э. Н.* Рентгенографический анализ текстур в металлах и сплавах. — М.: Металлургия, 1982. — 272 с.
7. *Горелик С. С., Расторгуев Л. Н., Скаков Ю. А.* Рентгенографический и электронно-оптический анализ. — М.: Металлургия, 1970. — 366 с.
8. *Инструментированный копер для ударных испытаний: основные элементы, анализ работоспособности* / В. В. Харченко, Е. А. Кондряков, В. Н. Жмака, А. А. Бабуцкий // Надежность и долговечность машин и сооружений. — 2006. — № 27. — С. 121–130.
9. *Измерительное устройство для определения критериев хрупкости материалов по методу тензометрирования процесса разрушения образца ударным изгибом* / О. А. Бакши, И. О. Пинчук, А. Г. Кукин и др. // Приборы для исследования физических свойств материалов / Под ред. А. А. Смирнова. — Киев: Наук. думка, 1974. — С. 200–206.
10. *Баррет Ч. С., Массальский Т. Б.* Структура металлов // Пер. с англ.: в 2-х ч. — М.: Металлургия, 1984. — Ч. 2. — 344 с.
11. *Влияние кристаллографической текстуры на склонность к слоисто-хрупкому разрушению низколегированных малоperlитных сталей* / В. В. Усов, Н. М. Шкатуляк, В. С. Гиренко и др. // Изв. АН СССР. — 1990. — № 1. — С. 120–125.
12. *Влияние кристаллографической текстуры на анизотропию характеристик разрушения низколегированной стали контролируемой прокатки* / В. В. Усов, Н. М. Шкатуляк, В. С. Гиренко и др. // Физ.-хим. механика металлов. — 1993. — 29, № 2. — С. 47–52.
13. *Кристаллографическая текстура и механические свойства листов стали 09Г2ФБ* / Н. П. Лякишев В. Ф. Шамрай, И. В. Эгиз и др. // Металлы. — 2003. — № 4. — С. 93–100.
14. *Усов В. В., Шкатуляк Н. М.* Фрактальная природа крихких зламів металу // Фіз.-хім. механіка матеріалів. — 2005. — № 1. — С. 58–63.



15. Ясний П. В. Пластично деформовані матеріали: втома і тріщиностійкість. — Львів: Світ, 1998. — 292 с.
16. Белосточный А. В., Троцан А. И., Коротич И. К. Исследование металла цельнометаллических баллонов для сжатых газов, разрушившихся при эксплуатации // Вісник приазов. держ. техн. ун-ту. — 2009. — № 19. — С. 91–94.
17. Белосточный А. В., Лаухин Д. В. Исследование структурных особенностей металла цельнометаллических сосудов, работающих под давлением с целью стабилизации механических свойств // Строительство, материаловедение, машиностроение: Сб. науч. тр.: Стародубовские чтения. — Днепропетровск, 2005. — Вып. 32. — Ч. 1. — С. 133–135.

Поступила в редакцию  
24.10.2011

## II МЕЖДУНАРОДНАЯ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ «ПОВРЕЖДЕНИЕ МАТЕРИАЛОВ ВО ВРЕМЯ ЭКСПЛУАТАЦИИ, МЕТОДЫ ЕГО ДИАГНОСТИРОВАНИЯ И ПРОГНОЗИРОВАНИЯ»

В процессе эксплуатации материалы конструкций накапливают различные повреждения, зависящие от вида нагрузки и условий эксплуатации (термическое, силовое, коррозионное воздействие, радиационное облучение и т. д.). Поэтому этот фактор необходимо учитывать при оптимизации физико-механических свойств материалов, повышении надежности и прогнозировании остаточного ресурса элементов конструкций. Ввиду сложности физических процессов, определяющих инициирование и развитие дефектов, актуальной является проблема разработки методологии прогнозирования состояния конструкций длительной эксплуатации и проведения соответствующих экспериментальных исследований.



С целью анализа и обобщения новейших результатов теоретических и экспериментальных исследований процессов накопления поврежденности, зарождения и развития дефектов, диагностики состояния конструктивных элементов для обеспечения их надежности 20–35 сентября 2011 г. в Тернопольском национальном техническом университете им. И. Пулюя прошла II Международная научно-техническая конференция «Повреждение материалов во время эксплуатации, методы его диагностирования и прогнозирования». Для участия в конференции были приглашены представители различных научных школ теории механики разрушения, математических и экспериментальных методов исследования предельных состояний конструкций и конструктивных элементов, неразрушающего контроля и технической диагностики, физики твердого тела, материаловедения.

Особое внимание в ряде докладов уделялось вопросам зарождения и развития трещинообразных дефектов в конструкциях, работающих в условиях усталостного нагружения. В частности, исследование специалистов Института проблем прочности им. Г. С. Писаренко НАН Украины, результаты которого представил чл.-кор. НАН Украины А. Я. Красовский, затрагивают важную для Украины проблему деградации свойств стали магистральных трубопроводов после длительной эксплуатации и зарождения трещин стресс-коррозии в областях с переменным нагружением. Новые подходы в методологии оценки работоспособности конструкций, учитывающие специфику сложного усталостного нагружения, характерного, в частности, для авиационных конструкций, продемонстрировали в своих докладах чл.-кор. НАН Украины А.Е. Андрейкив и Ю. И. Пиндус.

Глубокий теоретический анализ в рамках новой методологии исследования развития трещин представлен в докладе американского специалиста в области механики разрушения М. Внука, который предложил численный критерий предельного состояния тела с трещиной в случае хрупкопластического поведения материала, в том числе в условиях развитых деформаций ползучести.

Подводя итог, необходимо отметить высокий научный уровень и бесспорную актуальность представленных докладов, хорошую работу организационного комитета, которая позволила успешно выполнить программу мероприятий и реализовать продуктивный обмен опытом и новейшими результатами исследований между участниками конференции.

А. С. Миленин, канд. техн. наук