



## ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЗМА ВОДОРОДНОЙ ХРУПКОСТИ МЕТАЛЛОВ С ОЦК РЕШЕТКОЙ\*

**В. С. СИНЮК**, инж., академик НАН Украины **И. К. ПОХОДНЯ**,  
**А. П. ПАЛЬЦЕВИЧ**, **А. В. ИГНАТЕНКО**, кандидаты техн. наук  
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Приведены результаты исследований влияния водорода на механизм разрушения металла. В металле, содержащем диффузионный водород, в результате пластической деформации образуется остаточный водород, который связан со сформировавшимися дислокациями и микротрещинами. Наличие водорода, связанного с дислокациями, приводит к локализации пластической деформации металла. Зарождение микротрещин происходит по сдвиговому механизму, а их дальнейший рост — за счет образования новых дефектов в вершине старой трещины и их слияния.

*Ключевые слова:* дуговая сварка, низкоуглеродистая сталь, водородная хрупкость, диффузионный и остаточный водород, водородная локализация пластичности

При сварке конструкций из высокопрочных низколегированных сталей существует риск образования индуцированных водородом холодных трещин, вследствие проявления такого физического явления, как водородная хрупкость (ВХ) металла. В основе механизма ВХ лежат взаимодействия водорода с дислокациями и изменение свойств дислокационных скоплений под действием водорода. Теоретическое рассмотрение механизма ВХ изложено в работе [1]. Настоящая работа посвящена экспериментальному исследованию механизма ВХ.

В качестве материалов для исследований использовали ферритно-перлитную сталь ВСтЗсп (рис. 1) следующего состава, мас. %: 0,12 С; 0,14 Si; 0,42 Mn; 0,1 Ni; 0,12 Cr; 0,022 S; 0,012 P. Образцы из нее отжигали при температуре 600°C.

В первой серии экспериментов определяли механические свойства образцов из стали ВСтЗсп, содержащих водород. Насыщение образцов водородом осуществлялось электролитическим путем в 5%-м растворе серной кислоты с добавкой 0,05 % тиосульфата натрия в течение 8...13 ч, плотность тока составляла 4 мА/см<sup>2</sup>. Повторная шлифовка образцов после наводороживания занимала не более 1 мин. До механических испытаний образцы хранили в жидком азоте. Содержание диффузионного и остаточного водорода определяли хроматографическим методом [2].

Во второй серии экспериментов образцы из стали ВСтЗсп растягивали до различной степени

пластической деформации (10, 15 и 17 %), после чего водород удаляли путем нагрева образцов до 50 °С и выдерживали их в течение 7 сут. После удаления водорода образцы растягивали до разрушения. Образцы, не содержащие водород, подвергали идентичному циклу испытаний. Для механических испытаний на одноосное растяжение использовали цилиндрические образцы длиной 30 мм с диаметром рабочей части 5 мм.

Механические испытания на одноосное растяжение и статический изгиб проводили на сервогидравлической машине «INSTRON-1251». Перед испытанием образцы нагревали в спирте до комнатной температуры. Нагрев образца и последующая его установка в захватах вместе с креплением датчика деформации занимали не более 3 мин. Растяжение образцов происходило со скоростью деформации  $1 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ .

Фрактографический анализ выполняли на растровом электронном микроскопе JSM-35CF фирмы «JEOL».

Результаты механических испытаний на одноосный разрыв в координатах условное напряжение  $\sigma$  – относительная деформация  $\varepsilon$  приведены

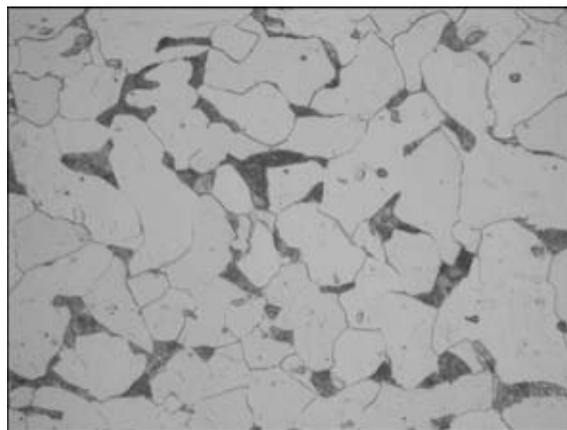


Рис. 1. Микроструктура ( $\times 500$ ) стали ВСтЗсп

\* Работа выполнена при поддержке Государственно фонда фундаментальных исследований Украины (грант № GP/F32/50 Президента Украины для поддержки молодых ученых).

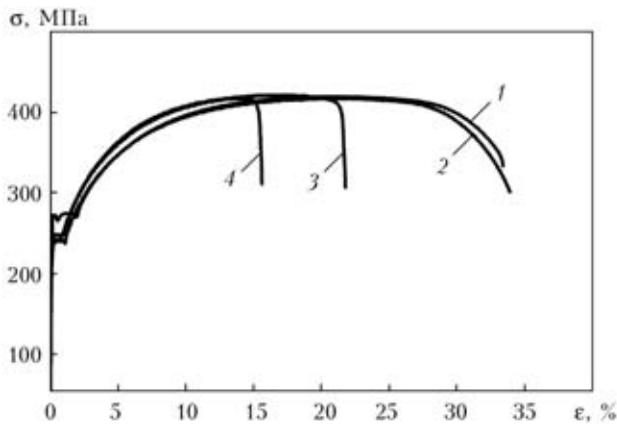


Рис. 2. Влияние содержания диффузионного водорода  $[H]_{диф}$  на разрушение образцов из стали ВСт3сп при одноосном растяжении: 1 — исходное состояние ( $\psi = 54\%$ ); 2 — после наводороживания  $[H]_{диф} \approx 7 \text{ см}^3/100 \text{ г}$  и дегазации ( $\psi = 62\%$ ); 3 —  $[H]_{диф} = 6,5 \text{ см}^3/100 \text{ г}$  ( $\psi = 23\%$ ); 4 —  $[H]_{диф} = 8,5 \text{ см}^3/100 \text{ г}$  ( $\psi = 15\%$ )

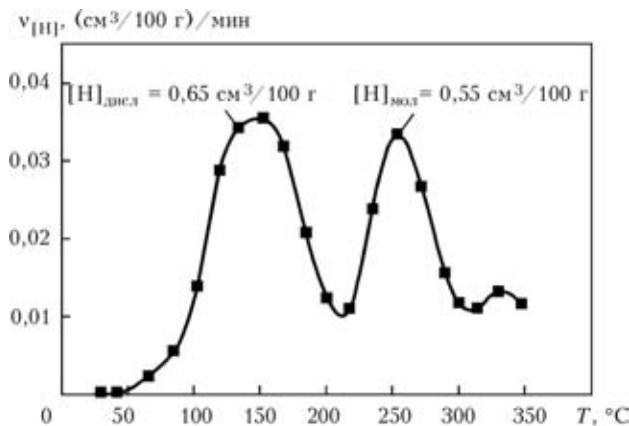
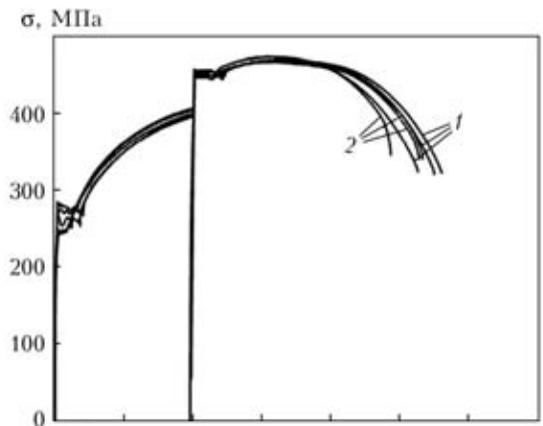


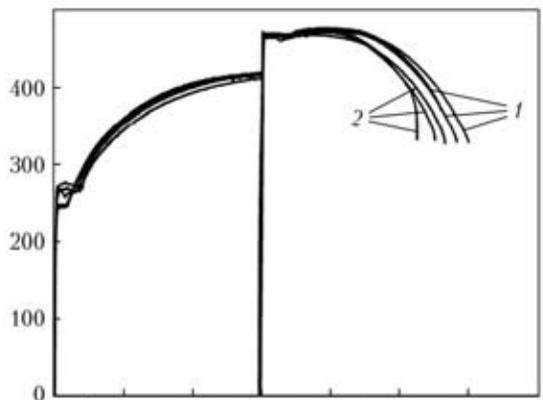
Рис. 3. Скорость удаления остаточного водорода  $v_{[H]}$  из стали ВСт3сп после разрушения образца ( $[H]_{диф} = 8,5 \text{ см}^3/100 \text{ г}$ )

на рис. 2. После наводороживания и последующей дегазации механические свойства стали ВСт3сп восстанавливаются (кривые 1, 2 на рис. 2). Увеличение содержания диффузионного водорода  $[H]_{диф}$  приводит к разрушению металла при меньшей степени пластической деформации (кривые 3, 4 на рис. 2). Разрушение металла, содержащего водород, происходит после того, как напряжения достигают значения временного сопротивления разрыву, т. е. при начале локализации пластической деформации в виде шейки. Наиболее чувствительными к ВХ являются показатели пластичности металла — относительное удлинение и сужение.

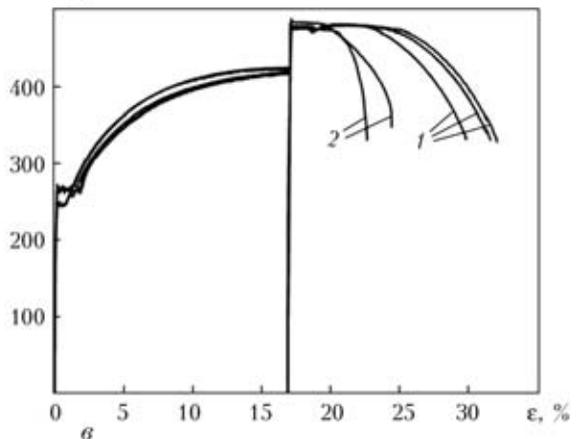
После механических испытаний образцы выдерживали при комнатной температуре в течение 7 сут. Содержание остаточного водорода в разрушенном металле выявляли с помощью термодесорбционного анализа. С этой целью вырезали образцы из области с равномерной пластической деформацией. Результаты анализа представлены на рис. 3. Первый пик в спектре термодесорбции



а



б



в

Рис. 4. Диаграммы растяжения образцов из стали ВСт3сп с разной предварительной деформацией: а —  $\epsilon = 10\%$  ( $\psi_{[H]} = 51\%$ ,  $\psi = 62\%$ ); б —  $\epsilon = 15\%$  ( $\psi_{[H]} = 49\%$ ,  $\psi = 57\%$ ); в —  $\epsilon = 17\%$  ( $\psi_{[H]} = 39\%$ ,  $\psi = 62\%$ ); ( $\psi_{[H]}$ ,  $\psi$  — среднее относительное сужение образцов, соответственно содержащих и не содержащих водород); 1 — исходное состояние; 2 — содержание водорода  $7 \text{ см}^3/100 \text{ г}$  (после предварительной деформации образцы дегазировали)

соответствует водороду, связанному с дислокациями  $[H]_{дисл}$ , а второй — молекулярному водороду  $[H]_{мол}$ , который находится в микротрещинах, о чем свидетельствует температура его десорбции. В процессе пластической деформации металла происходит зарождение новых дислокаций, которые являются ловушками водорода. Скопление водорода на дислокациях облегчает их слияние

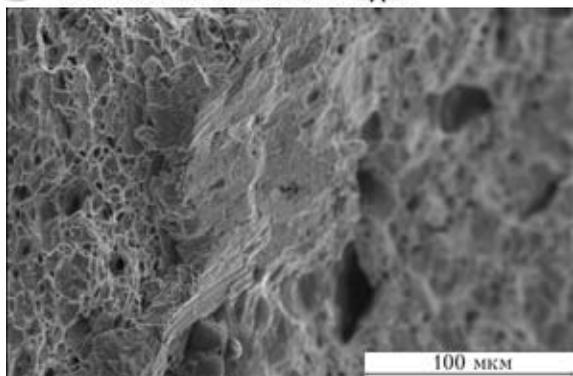


Рис. 5. Микроструктура поверхности микротрещины сдвига в центре образца из стали ВСтЗсп с содержанием водорода  $7 \text{ см}^3/100 \text{ г}$  после предварительной деформации 17 %

[1] и приводит к зарождению микротрещин. При попадании водорода внутрь образовавшихся дефектов, он молизуется.

Для определения влияния водорода на механизм зарождения микротрещин образцы из стали ВСтЗсп предварительно деформировали до относительного удлинения 10, 15 и 17 %, а затем дегазировали, после чего происходила их последующая деформация до разрушения. Содержание диффузионного водорода в образцах после электролитического насыщения составило  $7 \text{ см}^3/100 \text{ г}$ . Термодесорбционный анализ показал, что после дегазации деформированных образцов из стали ВСтЗсп при температуре  $50 \text{ }^\circ\text{C}$  в течение 7 сут, водород десорбируется из них при температуре свыше  $200 \text{ }^\circ\text{C}$ . Таким образом, водород, связанный с дислокациями, удалился в процессе дегазации. Результаты механических испытаний приведены на рис. 4. После разгрузки и вылеживания при температуре  $50 \text{ }^\circ\text{C}$  происходит деформационное старение металла. Значение упрочнения не зависит от наличия водорода и составляет 50 МПа. При деформации до 10 % водород не оказывал существенного влияния на механические свойства образцов из стали ВСтЗсп (см. рис. 4, а), то же имело место и при деформации 15 %

$S_C$ , МПа

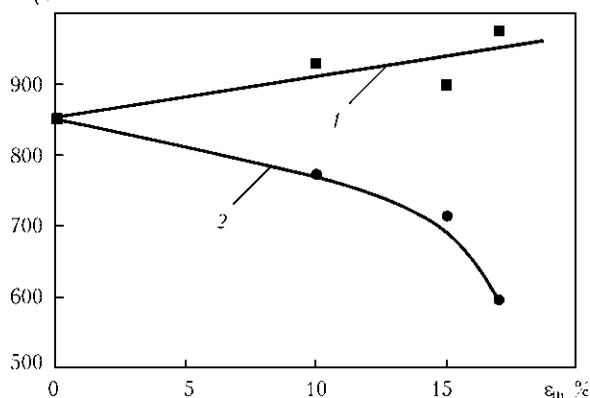


Рис. 6. Влияние предварительной пластической деформации  $\epsilon_p$  образцов из стали ВСтЗсп на напряжение разрушения  $S_C$ : 1 — исходное состояние; 2 —  $[H]_{\text{диф}} = 7 \text{ см}^3/100 \text{ г}$  (после предварительной деформации образцы дегазировали)

(рис. 4, б). При деформации металла на уровне 17 % влияние последнего на механические свойства металла значительно усиливается (рис. 4, в). На поверхности излома образцов, содержащих  $7 \text{ см}^3/100 \text{ г}$  водорода, после предварительной пластической деформации 17 % появилась микротрещина, ориентированная под углом  $45^\circ$  к оси образца (рис. 5). В образцах, не содержащих водород, такие трещины не обнаружены. Для оценки влияния микротрещин, образовавшихся под действием водорода, на разрушение металла рассчитывали напряжение разрушения в шейке образца в момент разрушения  $S_C$  использовали известные зависимости Бриджмена [4] с учетом предложенных Копельманом [5]:

$$S_C = S_K \frac{1 + \ln(1 + \eta/2)}{(1 + \eta/2)\ln(1 + \eta/2)}$$

где  $\eta = 0,92(e - 0,1)$ ;  $e = \ln(1/(1 - \psi))$ ;  $S_K$  — среднее напряжение в шейке в момент разрушения образца. Из рис. 6 видно, что с увеличением предварительной пластической деформации напряжение разрушения металла в исходном состоянии возрастает [6]. Это связано с тем, что микротрещины, которые возникают в металле в результате пластической деформации и не приводят к разрушению в момент своего образования, при дальнейшей пластической деформации затупляются [7]. При наличии диффузионного водорода в металле имеет место обратная тенденция — напряжение разрушения уменьшается с ростом предварительной пластической деформации. Это свидетельствует о том, что в металле, содержащем водород, при пластической деформации образовавшиеся микротрещины не затупляются, а продолжают расти.

Пластическая деформация металла приводит к зарождению новых дислокаций, которые служат ловушками водорода. Наличие водорода на дис-

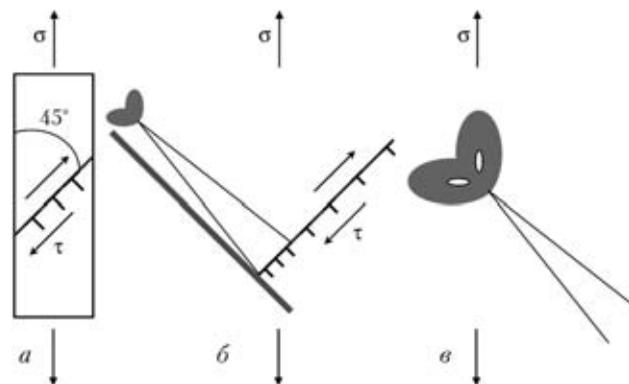


Рис. 7. Схемы зарождения и роста трещины в металле, содержащем водород: а — образование систем скольжения при растяжении; б — зарождение микротрещины в плоскости скольжения; в — рост трещины за счет зарождения новых микротрещин в ее вершине ( $\tau$  — касательное напряжение)

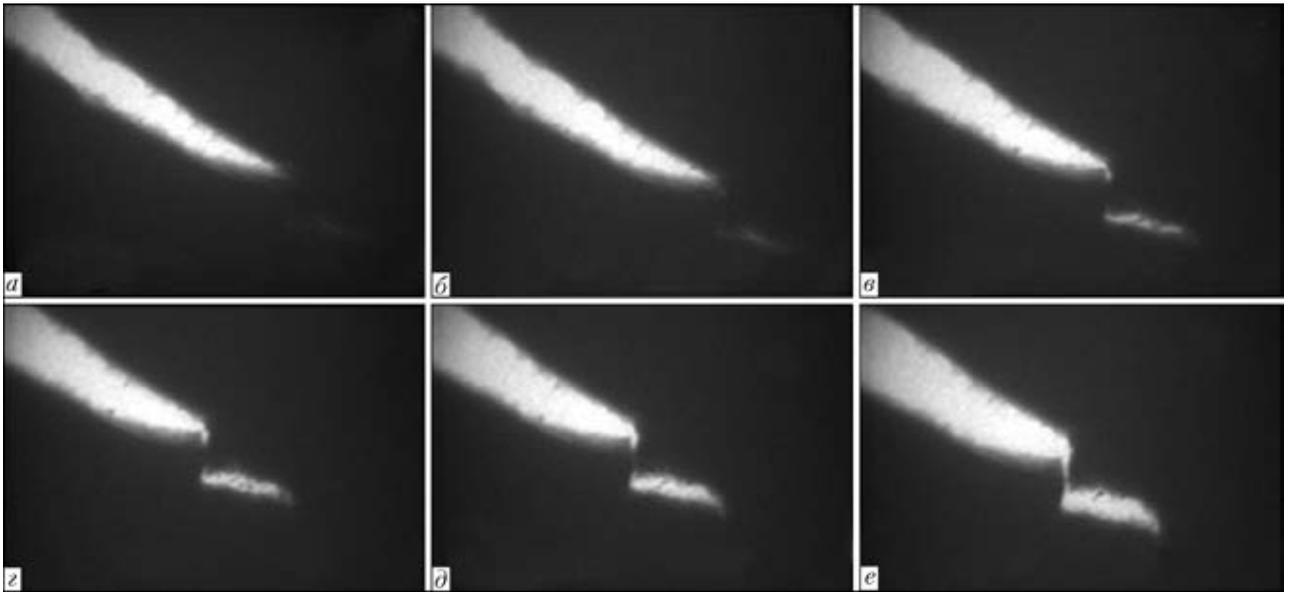


Рис. 8. Распространение трещины в образцах из стали IN903 без водорода (а) и после его введения через 17 (б), 22 (в), 29 (г), 32 (д) и 39 с (е)



Рис. 9. Образование микропоры на линии сдвига перед вершиной трещины в образце из стали IN903, содержащем водород

локациях приводит к уменьшению силы оттапливания дислокаций и локализации пластической деформации [1]. Ключевым этапом механизма ВХ является слияние дислокаций в вершине трещины [8]. Схема зарождения и роста трещины при испытании образца показана на рис. 7. Рост трещины по хрупкому и квазихрупкому механизму происходит за счет зарождения новой микротрещины в вершине старой и последующем их слиянии. Дислокационная модель этого процесса в металле, не содержащем водород, рассмотрена в работе [9]. В металле, содержащем водород, при пластической деформации образовавшиеся микротрещины продолжают расти за счет зарождения новых дефектов в вершине трещин (рис. 8, 9) [10].

Из изложенного выше можно определить, что механизм ВХ заключается в следующем. В результате пластической деформации металла образуются дислокации, которые являются ловушками для диффузионного водорода и приводят к перераспределению последнего. Наличие водород-

да вокруг дислокаций приводит к их слиянию при меньшем внешнем напряжении, что на макроуровне проявляется в виде облегчения деформации сдвига и локализации пластической деформации. Дальнейший рост трещины происходит за счет зарождения новой микротрещины в вершине старой в результате локализации здесь пластической деформации под влиянием водорода.

### Выводы

1. Термодесорбционным анализом установлено, что причиной водородного охрупчивания металла при пластической деформации является водород, связанный с дислокациями.
2. Наличие его на дислокациях приводит к облегчению деформации сдвига и зарождению микротрещины при меньшем внешнем напряжении, по сравнению с металлом, не содержащим водород.
3. Хрупкий рост трещины происходит за счет зарождения новой микротрещины в вершине старой в результате локализации пластической деформации в вершине трещины под влиянием водорода.

1. Дислокационная модель водородной локализации пластичности металлов с ОЦК решеткой / А. В. Игнатенко, И. К. Походня, А. П. Пальцевич, В. С. Синюк // Автомат. сварка. — 2012. — № 3. — С. 22–27.
2. Пальцевич А. П. Хроматографический способ определения содержания водорода в компонентах электродных покрытий // Там же. — 1999. — № 6. — С. 45–48.
3. Pokhodnya I. K., Shvachko V. I., Stepanyuk S. N. The evaluation methods of HSLA steels susceptibility to hydrogen embrittlement // Proc. Intern. conf. on HSLA steels «High strength low alloy steels'2000». — Xi'an (China), 2000. — P. 453–458.
4. Бриджмен П. Исследование больших пластических деформаций и разрыва. — М.: Изд-во иностр. лит., 1955. — 444 с.
5. Копельман Л. А. Сопrotивляемость сварных узлов хрупкому разрушению. — Л.: Машиностроение, 1978. — 232 с.



6. *Развитие* и применение локального PROMETEY-подхода для прогнозирования хрупкого разрушения корпусных реакторных сталей / Б. З. Марголин, В. А. Швецова, Г. П. Карзов и др. // *Вопр. материаловедения*. — 2009. — № 3. — С. 290–314.
7. *Котречко С. А., Мешков Ю. Я.* Предельная прочность. — Киев: Наук. думка, 2008. — 296 с.
8. *Gerberich W. W., Stauffer D. D., Sofronis P.* A Coexistent view of hydrogen // *Effects on mechanical behavior of crystals: HELP and HEDE effects of hydrogen on materials: Proc. Intern. hydrogen conf., Wyoming, Sept. 7–10, 2008 / Eds B. Somerday, P. Sofronis, R. Jones. — Ohio, USA: ASM Intern. Materials Park, 2009. — P. 38–45.*
9. *Владимиров В. И.* Физическая природа разрушения металлов. — М.: Металлургия, 1986. — 280 с.
10. *Robertson I. M., Birnbaum H. K.* Dislocation mobility and hydrogen // *A brief rev. intern. conf. on fracture (ICF11), Turin, Italy, March 20–25, 2005.* <http://www.icf11.com/proceeding/EXTENDED/5759.pdf>.

The paper gives the results of investigation of hydrogen influence on metal fracture mechanism. In metal containing diffusible hydrogen, plastic deformation leads to formation of residual hydrogen, which is connected to formed dislocations and microcracks. Presence of hydrogen connected to dislocations, leads to localizing of plastic deformation of metal. Microcracks initiation occurs by the shear mechanism, and their further growth — due to formation of new defects in the existing crack tip and their coalescence.

Поступила в редакцию 05.02.2012

## **МОДИФИКАЦИЯ МЕТАЛЛА ШВОВ НА СТАЛЯХ 14ХНЗА И 20ХНЗА С ЦЕЛЬЮ ПОВЫШЕНИЯ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ СВОЙСТВ БУРИЛЬНЫХ ДОЛОТ**

*Научно-исследовательская работа по указанной теме была завершена в 2011 г. в Институте электросварки им. Е. О. Патона (рук. темы — чл.-кор. НАНУ О. К. Назаренко)*

*Традиционные стали 14ХНЗА и 20ХНЗА, которые применяются в конструкции шарошечных буровых долот, имеют ограниченную свариваемость, и свойства металла сварных соединений на этих сталях в ряде случаев не отвечают условиям высокоскоростного бурения. При сочетании сталей 40ХН и 14ХНЗА в конструкции алмазных долот еще больше осложняется технологический процесс производства долот. С увеличением размеров долот и одновременно свариваемых толщин повышается вероятность образования мелких трещин в сварных соединениях, которые приводят к нарушению их гидроплотности и снижению срока эксплуатации.*

*С целью повышения эксплуатационных характеристик сварных соединений разработаны технологии электронно-лучевой сварки с модифицированием металла сварных соединений. Предложена конструкция вставок-модификаторов, которая не нарушает качество сборки компонентов долота, не влияет на точность работы системы слежения за стыком и в то же время обеспечивает формирование швов без кристаллизационных трещин. Наиболее оптимальным материалом для модифицирования швов шарошечных долот оказалась нержавеющая аустенитная сталь 10Х18Н10Т толщиной 0,2 мм, а для швов алмазных долот — вставки фольги циркония также толщиной 0,2 мм. Ширина и длина пластинок-модификаторов зависит от типа свариваемых долот и может изменяться в пределах 15...20 мм по ширине и 45...70 мм по длине.*

*В соответствии с разработанными технологиями проведены проектно-конструкторские разработки специализированной оснастки для установки ЭЛС буровых долот. Отработано программное обеспечение ЭЛС долот с модифицированием сварных швов.*

*Выполнены комплексные исследования качества и свойств сварных соединений буровых долот при ЭЛС, включая использование элементов-модификаторов для повышения прочности и предупреждения кристаллизационного растрескивания соединений. Прочность соединений на разрыв при этом составила 95...98% временного сопротивления разрыву основного металла. Все технологические, конструкторские разработки прошли проверку при изготовлении опытной партии натуральных изделий, которые были переданы для испытаний в условиях реальной эксплуатации буровых долот.*