

УДК: 621.785.01

*Н.М. Вознесенская<sup>1</sup>, О.А. Тонышева<sup>1</sup>, А.В. Леонов<sup>1</sup>, К.В. Дульнев<sup>1</sup>***ВЛИЯНИЕ ВОДОРОДА НА СВОЙСТВА ВЫСОКОПРОЧНОЙ  
КОРРОЗИОННОСТОЙКОЙ СТАЛИ ВНС65-Ш (18Х13Н4К4С2АМЗ-Ш)  
И ПУТИ УСТРАНЕНИЯ ВОДОРОДНОЙ ХРУПКОСТИ**

DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-10-3-9

*Сталь ВНС65-Ш является сталью переходного класса с  $\sigma_s \geq 1670$  МПа, которая предназначена для силовых деталей и узлов изделий авиационной техники. В статье изложены результаты исследования влияния диффузионно-подвижного водорода (ДПВ) на пластичность стали. Показано отрицательное влияние поверхностного «наклепа» на удаление ДПВ при термообработке.*

*Исследованы режимы термообработки, обеспечивающие минимальное содержание ДПВ в образцах и восстановление пластичности стали. Показано положительное влияние обезводородящей термообработки в вакуумной печи на восстановление пластичности.*

**Ключевые слова:** высокопрочная сталь, коррозионностойкая сталь, диффузионно-подвижный водород, поперечное сужение, пластичность, термообработка, поверхностный наклеп.

*N.M. Voznesenskaya<sup>1</sup>, O.A. Tonusheva<sup>1</sup>, A.V. Leonov<sup>1</sup>, K.V. Dulnev<sup>1</sup>***HYDROGEN INFLUENCE ON HIGH-STRENGTH CORROSION-RESISTANT  
STEEL VNS65-Sh PROPERTIES AND WAYS OF ELIMINATION  
OF HYDROGEN EMBRITTLEMENT**

*High strength corrosion-resistant steel VNS65-Sh is the transitional class steel. This steel is used for manufacturing of the high-loaded power details and nodes for aviation engineering. The results of diffusion mobility hydrogen (DMH) influence on steel plasticity characteristics are shown in this article. The negative influence of surface cold working on removal of DMH during heat treatment is shown.*

*The different modes of heat treatment providing the minimum content of DMH in samples and recovery of steel plasticity of are investigated. Positive influence of heat treatment in vacuum furnace on recovery of steel plasticity is shown.*

**Keywords:** high strength steel, corrosion-resistant steel, diffusion mobility hydrogen, reduction of area, plasticity, heat treatment, surface cold working.

<sup>1</sup>Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Государственный научный центр Российской Федерации [Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific Research Institute of Aviation Materials» State Research Center of the Russian Federation]; e-mail: admin@viam.ru

**Введение**

В рамках инновационных разработок ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации комплексной научной проблемы 8.2. «Высокопрочные конструкционные и коррозионностойкие свариваемые стали с высокой вязкостью разрушения» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») для высоконагруженных силовых деталей самолетов пятого поколения применена

суперпрочная коррозионностойкая сталь ВНС65-Ш с  $\sigma_b \geq 1670$  МПа и высокими характеристиками надежности [1–5].

Повышение прочности неизбежно сопровождается снижением ударной вязкости и возрастанием чувствительности к концентраторам напряжений, т. е. остро встает вопрос об обеспечении надежности работы металла в эксплуатационных условиях.

Материал для исследования – высокопрочная коррозионностойкая сталь ВНС65-Ш переходного (аустенито-мартенситного) класса с  $\sigma_b \geq 1670$  МПа. Сталь выплавляли заданного фазового состава с контролем в процессе выплавки магнитности литых проб и доводкой химического состава до заданной величины магнитности, что позволяет получить в микроструктуре стали заданное количество остаточного аустенита и тем самым обеспечить наряду с высокой прочностью высокие значения пластичности и вязкости.

Для получения высокой прочности сталь легирована углеродом и азотом (в сумме  $\Sigma_{C+N} \approx 0,27\%$ ), кремнием и кобальтом. Высокое сопротивление коррозионному растрескиванию обеспечивается легированием молибденом и кремнием. Легирование стали церием, лантаном и иттрием позволяет уменьшить содержание примесей и измельчить зерно [4].

Получение высокого комплекса механических и коррозионных свойств обеспечивает разработанный режим упрочняющей термообработки (закалка, обработка холодом и низкий отпуск).

По сравнению с существующими широко применяемыми высокопрочными сталями аналогичного назначения, сталь ВНС65-Ш обладает преимуществами по прочностным характеристикам и превосходит эти стали по усталостной долговечности более чем на 30%.

Выплавка высокопрочных коррозионностойких сталей, легированных азотом, на металлургических заводах в основном производится в открытых дуговых или индукционных печах с последующим электрошлаковым переплавом. Однако при внедрении этих сталей для деталей, изготавливаемых из крупных полуфабрикатов, имели место случаи разрушения ответственных деталей [6].

Увеличение толщины детали привело при кратковременных испытаниях на растяжение к снижению пластических характеристик (в основном поперечного сужения), особенно на образцах, вырезанных из центральной зоны сечения заготовки. Образцы после испытания на разрыв имели кристаллические вырывы в зоне излома, так называемые «флокены при растяжении», возникающие на стадии образования на образцах шейки.

Ранее авторами работ [7–9] установлено, что снижение пластичности высокопрочных коррозионностойких сталей приводит к повышенному содержанию водорода, количество которого в центре заготовки больше, чем на периферии.

В отличие от малолегированных и среднелегированных высокопрочных сталей для коррозионностойких сталей опасность хрупкого разрушения под действием водорода существенно выше, так как повышенное содержание хрома в коррозионностойких сталях резко тормозит диффузию водорода и его удаление в процессе нагревов при горячей деформации и термической обработке [10, 11].

Современные гипотезы водородной хрупкости сталей основаны на том факте, что под действием растягивающих напряжений диффузионно-подвижная часть водорода (в виде атомов или протонов) перемещается в зону максимальных напряжений, в которой с течением времени создаются высокие концентрации водорода [12].

Исследования авторов данной статьи показали, что водородное охрупчивание определяет не общее содержание водорода в металле, а только его диффузионно-подвижную часть, выделяющуюся при 200–500°C и обладающую малой энергией связи с дефектами кристаллической решетки. Эта часть водорода (в виде атомов или протонов) постепенно перемещается в зону максимальных напряжений, где создаются

высокие концентрации водорода, которые способствуют значительному снижению пластичности стали. Для этого требуется приложение критического (порогового) уровня напряжений, величина которых зависит от типа и структуры стали, концентрации диффузионно-подвижного водорода, типа напряженного состояния и т. д.

Повышенное содержание диффузионно-подвижного водорода (ДПВ) в сталях, кроме пластичности, снижает прочность образцов с острым надрезом, вызывает склонность к замедленному разрушению, снижает малоцикловую усталость [13]. Все это может приводить к преждевременным хрупким разрушениям деталей.

Эффективным методом борьбы с образованием преждевременных хрупких разрушений стали, получаемой с помощью электрошлакового переплава, явилось уменьшение содержания ДПВ путем применения обезводородяющих термических обработок.

Исследования\* стали ВНС-2 электрошлакового переплава показали, что при последовательном повышении температуры вакуумного нагрева со 100 до 500°C количество выделяемого водорода возрастает. При 500°C выделяется предельное количество водорода, который считается диффузионно-подвижным. Такое же количество водорода может быть выделено при более низких температурах, но за большее время нагрева. Повышение температуры нагрева с 500 до 600°C не приводит к дополнительному выделению водорода. При нагреве свыше 650–800°C происходит увеличение количества выделяемого водорода, которое приближается к концентрации общего водорода [13]. На рис. 1 представлены данные по выделению водорода в вакууме при последовательных температурах нагрева на стали ВНС-2 [14].

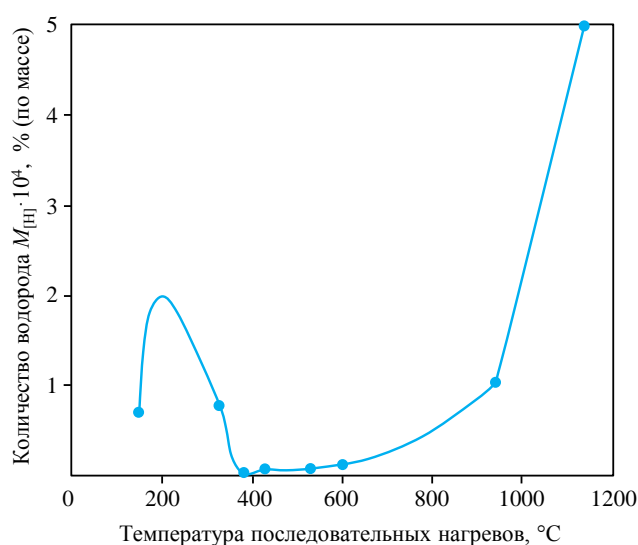


Рис. 1. Выделение водорода в вакууме при последовательных температурах нагрева на стали ВНС-2 (выдержка – до окончания процесса выделения водорода)

Поскольку, как показано в ряде работ\*\*, охрупчивание стали, содержащей водород, связано с концентрацией ДПВ, то возникает вопрос о возможности перехода общего водорода (ОВ) в ДПВ и проявления водородной хрупкости на металле, уже прошедшем обезводородяние и содержащем малое количество ДПВ. По данным работы [14], на стали ВНС-2, прошедшей обезводородяющий отжиг при 500°C и содержащей

\* Проведены Н.М. Вознесенской и Р.А. Савинковым.

\*\* Исследования Я.М. Потака и Н.М. Вознесенской.

после этого  $\sim 0,1 \cdot 10^{-4}\%$  (по массе) ( $\sim 0,11 \text{ см}^3/100 \text{ г Me}$ ) ДПВ и  $\sim 7 \cdot 10^{-4}\%$  (по массе) ( $\sim 7 \text{ см}^3/100 \text{ г Me}$ ) ОВ, такой переход ОВ в ДПВ не происходит при нагревах стали в печи до высоких температур аустенизации ( $800\text{--}1300^\circ\text{C}$ ). Эти результаты могут свидетельствовать о высокой стабильности распределения водорода между низкоэнергетическими (ДПВ) и высокоэнергетическими (ОВ) «ловушками», которое восстанавливается после проведения закалочных нагревов и прохождения мартенситного превращения.

В другой серии опытов\* исследована возможность перехода ОВ $\rightarrow$ ДПВ путем холодной пластической деформации и последующего вылеживания при комнатной температуре. На предварительно обезводороженном металле (сталь ВНС-2), содержащем  $0,1 \cdot 10^{-4}\%$  (по массе) ( $0,11 \text{ см}^3/100 \text{ г Me}$ ) ДПВ и  $2 \cdot 10^{-4}\%$  (по массе) ( $2,2 \text{ см}^3/100 \text{ г Me}$ ) ОВ, проводилась холодная деформация со степенью обжатия  $\sim 50\%$ . Сразу после деформации было обнаружено некоторое повышенное содержание ДПВ. Вылеживание после деформации при комнатной температуре в течение 4 мес привело к дополнительному росту ДПВ до  $0,8 \cdot 10^{-4} \%$  (по массе) ( $0,9 \text{ см}^3/100 \text{ г Me}$ ) и, соответственно, к снижению концентрации ОВ.

На основе этих результатов сделан вывод, что пластическая деформация приводит к дроблению (разрушению) ловушек для ОВ (сульфиды, карбиды) и способствует его переходу в диффузионно-подвижное состояние. Установление нового равновесия требует некоторого времени, и вылеживание пластически деформированного металла обеспечивает большую степень перехода ОВ $\rightarrow$ ДПВ.

Следует отметить, что малая скорость дегазации наводороженного металла также зависит от наличия на свободной поверхности оксидных пленок, хотя скорость доставки водорода к поверхности может быть достаточно велика [14, 15].

При исследовании механических свойств крупных поковок из стали ВНС65-Ш получены неудовлетворительные свойства по характеристикам пластичности – в основном значений поперечного сужения ( $\psi$ ). В связи с этим проведены исследования влияния содержания ДПВ в поковках из стали ВНС65-Ш и различных режимов обезводороживания на восстановление пластичности стали.

### **Материалы и методы**

Исследования проводили на металле крупных поковок размером  $170 \times 500 \times 800 \text{ мм}$  из стали ВНС65-Ш, полученных свободной ковкой на прессах со степенью укова 8. Поковки предназначены для изготовления ответственных деталей планера. Из поковок вырезали заготовки размером  $15 \times 15 \times 70 \text{ мм}$ , которые обрабатывали по различным режимам обезводороживающей и упрочняющей термической обработки.

Механические свойства определяли при растяжении образцов  $\varnothing 5 \text{ мм}$ , изготовленных из заготовок после окончательной термообработки.

Содержание ДПВ определяли\*\* на анализаторе водорода марки АВ-1 на образцах  $\varnothing 4 \text{ мм}$  и длиной  $7 \text{ мм}$ , которые вырезали из головок образцов после испытания при растяжении.

Перед упрочняющей термической обработкой заготовки из стали ВНС65-Ш для удаления ДПВ подвергали обезводороживающему отпуску с выдержкой 15 ч. Нагрев под закалку проводили как в вакуумной печи с ускоренным охлаждением после выдержки в атмосфере азота (при давлении 5 ат), так и в атмосферной печи с последующим охлаждением в масле. Продолжительность выдержки при нагреве под закалку менялась с 1 до 3 ч.

Часть заготовок перед обезводороживающим отпуском подвергали поверхностному наклепу с обдужкой корундом.

\* Проведены Н.М. Вознесенской.

\*\* Исследование содержания ДПВ в образцах проведено Д.М. Давыдовым.

**Результаты и обсуждение**

В табл. 1 представлено влияние среды нагрева (вакуумная или атмосферная печь) при обезводороживании и при нагреве при температуре закалки на механические свойства и содержание ДПВ в образцах из стали ВНС65-Ш.

Таблица 1

**Механические свойства и содержание диффузионно-подвижного водорода (ДПВ) в образцах, изготовленных из заготовок размером 15×15×70 мм без обдувки корундом перед обезводороживающим отпуском**

Печь для нагрева заготовок		$\sigma_b$	$\sigma_{0,2}$	$\delta_5$	$\psi$	Содержание ДПВ [Н], см <sup>3</sup> /100 г Ме
для обезводороживающего отпуска	для закалки с выдержкой в течение 3 ч**	МПа		%		
Вакуумная*	Вакуумная	1710	1290	20,0	58,0	0,10–0,12
		1720	1310	21,0	56,0	
Атмосферная	Вакуумная	1670	1260	21,0	55,0	0,12–0,13
		1710	1360	22,0	56,0	
Вакуумная	Атмосферная	1700	1270	18,5	48,0	0,13–0,15
		1710	1280	19,5	51,0	
Атмосферная	Атмосферная	1700	1320	20,0	50,0	0,20
		1720	1290	19,0	48,0	

\* Вакуум 10<sup>-2</sup> мм рт. ст. (133,3·10<sup>-2</sup> Па).

\*\* После закалки проводили обработку холодом и отпуск.

Из полученных данных видно, что после термообработки в вакуумной и атмосферной печах механические свойства, включая пластические характеристики ( $\delta$  и  $\psi$ ), удовлетворяют предъявляемым требованиям. Содержание ДПВ в образцах не превышало 0,2 см<sup>3</sup>/100 г Ме. Лучшие результаты получены после обезводороживания в вакуумной и атмосферной печи с последующим нагревом под закалку в вакуумной печи – средние значения поперечного сужения составляют  $\psi=56–57\%$ . Содержание ДПВ составляло 0,10–0,13 см<sup>3</sup>/100 г Ме.

В табл. 2 представлено влияние продолжительности выдержки при закалке и поверхностного наклепа с обдувкой корундом заготовок перед обезводороживанием на механические свойства образцов и содержание в них ДПВ.

Таблица 2

**Влияние обдувки корундом заготовок размером 15×15×70 мм перед обезводороживающим отпуском и продолжительности выдержки при температуре закалки на содержание диффузионно-подвижного водорода (ДПВ) и значения поперечного сужения ( $\psi$ ) стали ВНС65-Ш**

Состояние поверхности заготовок	Печь для обезводороживающего отпуска в течение 15 ч	Нагрев под закалку** в атмосферной печи в течение, ч	Механические свойства		Содержание ДПВ [Н], см <sup>3</sup> /100 г Ме
			$\sigma_b$ , МПа	$\psi$ , %	
Обдувка корундом	Атмосферная	1	1730	18–22	0,66–0,72
		2	1740	30	0,48–0,60
		3	1700	38	0,40
	Вакуумная*	3	1710	40	0,36
Без обдувки корундом	Атмосферная	3	1720	50	0,22

\* Вакуум 10<sup>-2</sup> мм рт. ст. (133,3·10<sup>-2</sup> Па).

\*\* После закалки проводили обработку холодом и отпуск.

Из полученных данных видно, что в образцах, изготовленных из заготовок с обдувкой корундом перед обезводороживающим отпуском, при выдержке при температуре закалки в течение 1 ч содержится повышенное количество ДПВ (0,66–0,72 см<sup>3</sup>/100 г Ме), что привело к резкому снижению значений поперечного сужения ( $\psi=18–20\%$  вместо требуемых  $\psi \geq 45\%$ ).

Увеличение продолжительности выдержки при нагреве под закалку до 2 и 3 ч заготовок с обдувкой корундом перед обезводороживающим отпуском приводит к некоторому снижению содержания ДПВ до 0,48–0,6 см<sup>3</sup>/100 г Ме (после 2 ч выдержки) и до 0,36–0,40 см<sup>3</sup>/100 г Ме (после 3 ч выдержки) и повышению значений поперечного сужения до 40 и 38% соответственно.

Сравнение данных, представленных в табл. 1 и 2, показывает, что в заготовках, прошедших обдувку корундом перед обезводороживающим отпуском с выдержкой 15 ч и последующей закалкой с выдержкой от 1 до 3 ч, содержится повышенное количество ДПВ, что связано с созданием на поверхности наклепанного слоя, который затрудняет при обезводороживающем нагреве диффузию водорода в металл и удаление его из заготовок.

Таким образом, при пластической деформации поверхности на ней образуется большое количество дефектов и затрудняется перемещение водорода внутри металла и удаление его из заготовок.

На рис. 2 представлены характер излома (рис. 2, *а*) и состояние поверхности цилиндрического образца (рис. 2, *б*) после испытания на растяжение с низким поперечным сужением ( $\psi \approx 18\%$ ). Содержание ДПВ составляет  $\sim 0,7$  см<sup>3</sup>/100 г Ме. На рис. 3 представлена микроструктура образца с  $\psi = 18\%$  после испытания на растяжение. Видно, что характер излома образца с низким поперечным сужением малопластичный и имеет кристаллические вырывы – «флокены при растяжении».

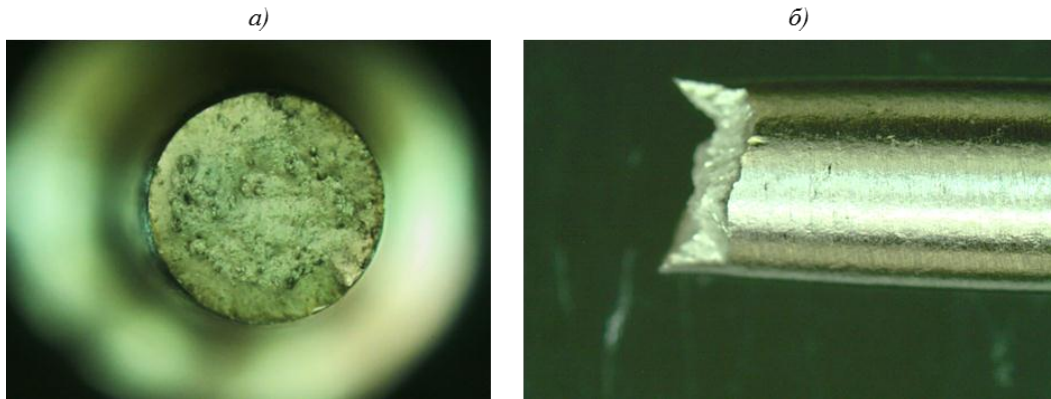


Рис. 2. Характер излома (*а*) и состояние поверхности (*б*) образцов из поковки стали ВНС65-Ш ( $\psi = 18\%$ ) после испытания на растяжение:

*а* – кристаллические площадки в изломе – «флокены при растяжении»; *б* – трещины на гладкой части образца параллельно излому

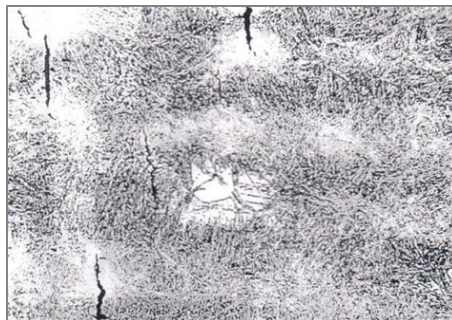


Рис. 3. Микроструктура образца из поковки стали ВНС65-Ш (микрошлиф вдоль оси образца) после испытания на растяжение – трещины в теле образца параллельны поверхности излома

На поверхности цилиндрической части образца и в теле образца (рис. 3) имеются трещины, параллельные поверхности излома, образовавшиеся в процессе испытания. Показано [7], что образование параллельных трещин свидетельствует о повышенном содержании в металле образцов ДПВ.

### Заключения

1. Значения поперечного сужения образцов из стали ВНС65-Ш резко снижаются при содержании в стали  $0,5-0,72 \text{ см}^3/100 \text{ г Ме ДПВ}$ .
2. В изломах образцов из стали ВНС65-Ш с низкими значениями пластичности ( $\psi$ ) наблюдаются хрупкие кристаллические участки, а на поверхности и внутри сечения – трещины, параллельные излому.
3. В образцах, имеющих значения поперечного сужения  $\psi=45-47\%$ , удовлетворяющих требованиям ТУ, содержание ДПВ составило  $0,10-0,25 \text{ см}^3/100 \text{ г Ме}$ .
4. Лучшие результаты значений поперечного сужения ( $\psi$ ) и низкое содержание ( $0,10-0,13 \text{ см}^3/100 \text{ г Ме}$ ) ДПВ получены после проведения обезводороживающей термообработки и нагрева под закалку в вакуумной печи.
5. Обдувка заготовок корундовым песком тормозит обезводороживание в результате создания на поверхности наклепанного слоя, затрудняющего диффузию водорода в металле и удаление его из заготовок.

### ЛИТЕРАТУРА

1. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // Авиационные материалы и технологии. 2015. №1. С. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
2. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Ломберг Б.С., Сидоров В.В. Приоритетные направления развития технологий производства жаропрочных материалов для авиационного двигателестроения // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2013. №3. С. 47–54.
3. Громов В.И., Вознесенская Н.М., Покровская Н.Г., Тоньшева О.А. Высокопрочные конструкционные и коррозионностойкие стали ФГУП «ВИАМ» для изделий авиационной техники // Авиационные материалы и технологии. 2017. №S. С. 159–174. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-159-174.
4. Тоньшева О.А., Вознесенская Н.М. Перспективные высокопрочные коррозионностойкие стали, легированные азотом (сравнительный анализ) // Авиационные материалы и технологии. 2014. №3. С. 27–32. DOI: 10.18577/2071-9140-2014-0-3-27-32.
5. Каблов Е.Н., Старцев О.В. Фундаментальные и прикладные исследования коррозии и старения материалов в климатических условиях (обзор) // Авиационные материалы и технологии. 2015. №4 (37). С. 38–52. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-4-38-52.
6. Каблов Е.Н., Сидоров В.В., Каблов Д.Е., Мин П.Г., Ригин В.Е. Ресурсосберегающие технологии выплавки перспективных литейных и деформируемых супержаропрочных сплавов с учетом переработки всех видов отходов // Электрометаллургия. 2016. №9. С. 30–41.
7. Вознесенская Н.М., Потак Я.М., Качанов Е.Б., Шалин Р.Е., Гращенков П.М., Жабина В.А., Шведова Л.В. Влияние водорода на качество высокопрочных коррозионностойких сталей // Новое в металлургии сталей и сплавов. Сер.: Авиационные материалы. 1979. Вып. 2. С. 120–129.
8. Кривоногов Г.С., Каблов Е.Н. Статическая трещиностойкость наводороженных высокопрочных сталей // Авиационные материалы и технологии. 2000. Вып. 2. С. 25–32.
9. Гельд П.В., Рябов Р.А. Водород в металлах и сплавах. М.: Металлургия, 1974. 271 с.
10. Мороз Л.С., Чечулин Б.Б. Водородная хрупкость металлов. М.: Металлургия, 1967. 256 с.
11. Склюев П.В. Водород и флокены в крупных поковках. М.: Машгиз, 1963. 188 с.
12. Котрелл А.Ф. Структура металлов и свойства. М.: Металлургиздат, 1957. 134 с.
13. Каблов Е.Н., Кривоногов Г.С. Работоспособность коррозионностойких сталей при воздействии водорода // Металлы. 2002. №1. С. 42–51.
14. Братухин А.Г., Демченко О.Ф., Долженков Н.Н., Кривоногов Г.С. Высокопрочные коррозионностойкие стали современной авиации. М.: МАИ, 2006. 654 с.
15. Мак-Магон К., Брайнт К., Бенерджи С. Влияние водорода и примесей на хрупкое разрушение стали // Механика разрушения, разрушение материалов. 1979. №17. С. 109–133.