

УПРОЧНЕНИЕ РЕЖУЩИХ НАКАТНЫХ РОЛИКОВ ГИДРОМЕХАНИЧЕСКИХ СКВАЖИННЫХ ПЕРФОРАТОРОВ МЕТОДОМ ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Чалов А.А., Артемьев В.П., Соколов В.П., Соколов Е.Г.
Кубанский государственный технологический университет, г. Краснодар
e-mail: artemyev@kubstu.ru

Приведены данные о влиянии диффузионных никель-медных покрытий на повышение свойств (прочности, состояния поверхности) и сопротивление коррозионному растрескиванию режущих накатных роликов гидромеханических скважинных перфораторов, изготовленных из инструментальных сталей.

Введение

Конструкционные углеродистые и инструментальные стали широко используются для изготовления деталей нефтедобывающего оборудования, в частности для изготовления режущих накатных роликов гидромеханических скважинных перфораторов, используемых для щелевой перфорации обсадных труб. Основным препятствием для широкого использования гидромеханической щелевой перфорации является низкая прочность режущего накатного диска [1].

В настоящее время эксплуатация гидромеханических скважинных перфораторов сопровождается частыми поломками режущих накатных роликов, работающих в условиях повышенного износа и воздействия сероводородсодержащей агрессивной среды. Высокая интенсивность образования внутренних трещин, возникающих в результате новодоразивания сталей, приводит к хрупкому разрушению режущих накатных дисков. В реальных условиях эксплуатации материал режущих накатных дисков испытывает абразивное, фрикционное, химическое, коррозионное воздействия, малоцикловые и знакопеременные нагружения, ещё чаще их одновременное действие с постоянно изменяющейся интенсивностью и последовательностью сочетаний. В этой связи подбор материала, сопротивляющегося одному из перечисленных видов разрушения, не решает проблемы долговечности [2].

Условия работы режущих накатных роликов. При резании металлов имеют место следующие основные механизмы изнашивания: адгезионный (в результате схватывания), усталостный, окислительный и абразивный [3, 4]. Износ режущих деталей происходит в большей степени за счет непрерывного установления связей

на атомном уровне элементов режущего и разрушаемого материалов. Установление связей происходит в результате прямого схватывания и диффузионного растворения режущего и разрушаемого материалов. При механической перфорации стальных обсадных труб максимальные контактные напряжения для режущих накатных дисков могут колебаться в пределах 1000...6000 МПа, в экстремальных условиях эти напряжения могут достигать 6000...15000 МПа. Поэтому, прежде всего, материал должен не разрушаться при напряжениях до 15000 МПа, во вторых, сохранять свои свойства при температуре 100...300 °С, возникающей в процессе резания.

Влияние среды. Наличие в нефти сероводорода обуславливает необходимость применения определенных марок сталей и специальной технологии химико-термической обработки (ХТО), а при эксплуатации оборудования необходим комплекс диагностических и противокоррозионных мероприятий. Помимо общей и язвенной коррозии сварных конструкций сероводород вызывает сероводородное растрескивание (СР) и водородное расслоение (ВР) деталей нефтедобывающего оборудования [5].

Согласно феноменологической классификации [6], вследствие диффузии водорода в металл происходит разрыв некогерентных границ "матрица-включение" с образованием микротрещин, давление водорода в которых достигает 200...400 МПа, что сопоставимо с пределом текучести малоуглеродистых конструкционных сталей. Под воздействием внутреннего давления происходит рост и слияние микротрещин и разрушение металла. Растрескивание стали начинается при концентрации водорода 0,1...10 ppm и протекает при температуре от минус 100 до плюс 100 °С. В работах [6, 7] исследовали влияние парциального давления сероводорода на скорость коррозии и водородное растрескивание (ВР) стали. Стойкость стали к СР и коррозионному растрескиванию существенно зависит от температуры реакции [8]. Минимальная стойкость стали к СР наблюдается при температуре +18...+25 °С [5].

Интенсивность коррозии усиливается при наличии в водной среде, кроме сероводорода, хлоридов, оказывающих дополнительное, агрессивное воздействие. Авторами [9,10] получен экстремальный характер зависимости скорости коррозии от концентрации NaCl с максимумом при 100 г/л, что они объясняют конкурент-

ным влиянием обуславливающих скорость коррозии факторов: разрушение пленки продуктов коррозии под действием хлоридов; блокирование активных участков поверхности металла хлорид-ионами при их высоких концентрациях, затрудняющее протекание электродных процессов; уменьшение растворимости коррозионно-активного сероводорода при переходе к концентрированным растворам хлористого натрия.

Литературные данные указывают на отрицательное влияние водорода на механические свойства стали, однако, отсутствует единое мнение о характере и степени изменений механических свойств в результате наводороживания. Предел текучести согласно одним данным уменьшается [9], согласно другим – повышается [9]. Предел прочности при поглощении водорода незначительно снижается [9, 10] и существенно уменьшается в результате наводороживания металла в сероводородных растворах [9, 10, 13].

Высокие напряжения в стали, в результате проникновения водорода, по одним данным, приводят к повышению твердости, по другим – указывают на снижение микротвердости сталей при наводороживании. Установлено также [14], что поверхностная твердость железа в процессе наводороживания проходит через максимум, а затем падает. Объясняют это тем, что молекулярный водород в начале деформирует кристаллическую решетку, прилегающую к поверхности микропустот, заполненных водородом, в результате чего повышается твердость, а затем в процессе дальнейшего наводороживания вызывает растрескивание и разрыхление поверхности, из-за чего снижается ее твердость.

Ударная вязкость стали при обычных температурах испытания в результате наводороживания резко падает и достигает минимальных значений при концентрации водорода 8...20 мл/100 г металла [15].

Существенно снижаются при проникновении водорода (в количестве более 2мл/100 г) пластические свойства стали – относительное удлинение и относительное сужение, причем изменение относительного сужения происходит наиболее интенсивно [8, 11, 13]. Для стали после выдержки в растворе сероводорода 2000 часов при напряжениях, равных пределу текучести, снижение пластичности достигает более 50%, при отсутствии признаков образования вздутий или трещин, характерных для сульфидного растрескивания [14]. В работе [16] показано, что

уменьшение пластичности стали при насыщении водородом происходит почти целиком за счет сосредоточенной части деформации при сохранении равномерной деформации неизменной.

Значительное снижение пластических свойств стали под действием водорода и напряжений называется водородной хрупкостью. Эффект водородной хрупкости проявляется максимально в интервале температур 20 °С... 30 °С и зависит от скорости деформации [15, 17]. Различают обратимую и необратимую водородную хрупкость. Охрупчивающее влияние водорода при содержаниях его до 8...10 мл/100 г в большинстве случаев процесс обратимый, т.е. после вылеживания или низкотемпературного отпуска пластичность конструкции не слишком большого сечения восстанавливается вследствие десорбции водорода из металла. Обратимая хрупкость стали, обуславливается, в основном, растворенным в кристаллической решетке водородом. Необратимая хрупкость зависит от содержания водорода в стали в молекулярном состоянии, агрегированного в коллекторах, где он находится под высоким давлением, вызывающим большие трехосные напряжения и затрудняющим пластическую деформацию стали. Пластические свойства металла при необратимой хрупкости не восстанавливаются даже после вакуумного отжига, в структуре стали происходят необратимые изменения: образование трещин по границам зерен, где наблюдается преимущественное скопление водорода, и обезуглероживание стали [18, 19].

При больших содержаниях водорода в стали, более 10...15 мл/100 г, в результате суммарного действия давления молекулярного водорода в порах и имеющихся в металле растягивающих напряжений, возможно образование флокенов, расслоений и водородных трещин. Рост образовавшихся трещин, при наводороживании стали, происходит после снижения пластичности металла до определенной минимальной величины [9, 10].

На стойкость сталей в сероводородсодержащей среде существенное влияние оказывает ее твердость, уровень действующих в металле напряжений и концентрация сероводорода. В случае сталей повышенной прочности (твердости) или мягкой стали, но при высоких концентрациях напряжений, возникают трещины, перпендикулярные действующим напряжениям [9, 20].

Наводороживание стенок деталей оборудования с образованием расслоений размером до нескольких сот квадратных сантиметров происходит за период от нескольких недель до 6 лет, причем процесс наводороживания интенсифицируется в периоды, когда климатические условия способствуют увеличению конденсации влаги. При одинаковом химическом составе, структуре и механических свойствах металла водородное расслоение деталей локализуется в местах концентрации растягивающих напряжений и повышенной агрессивности среды. Отмечается преимущественное образование пузырей в несплошностях металла (вытянутые вдоль проката строчечные включения, газовые раковины, микро и макропустоты) и других дефектах, возникающих в процессе прокатки стали [18]. Пузыри в результате водородного расслоения металла образуются не только на внутренней, но иногда и на наружной поверхности деталей, изготовленных из стали Ст3 [9].

Таким образом, при эксплуатации технологического оборудования в условиях сероводородсодержащих сред в случаях отсутствия эффективных мер по защите от коррозии деталей конструкций возможно изменение коррозионно-механических свойств материалов, образование блистеров, расслоений и коррозионных трещин, вызывающих разрушение металлических деталей нефтегазодобывающего оборудования.

Поверхностная прочность и разрушение металлов. Исследования в области механики контактных взаимодействий, химических, электрических, диффузионных, диссипативных процессов в поверхностных слоях при износе сопрягающихся деталей показали, что материал в зоне контакта глубиной 200...1000Å резко меняет свои свойства. При этом изменение структуры протекает на субмикроструктурном и микрокристаллическом уровнях. Иницируются структурные, фазовые, деформационные, диффузионные процессы в микрообъемах поверхностного слоя, являющиеся следствием одновременного действия высоких температур и деформаций [21]. Повторное многократное суммарное действие различных факторов указывает на кумулятивный характер разрушения [22].

При механическом взаимодействии формируется эксплуатационный рельеф. На стадии технологической обработки с использованием различных видов поверхностного воздействия (химико-термического, термомеханического, нанесением гальванических покрытий, обработкой концентрированными источниками

энергии и т.д.) возможно эффективное управление химическим составом и качеством поверхностных слоев [23].

Материаловедческие аспекты износа и упрочнения. Стойкость материалов против износа при механическом взаимодействии сопряженных поверхностей в присутствии среды во многом зависит от физико-механических свойств применяемых материалов: от напряженного и структурного состояний, коррозионной стойкости, электрохимических процессов, протекающих в металле. Правильное применение материалов при износе невозможно без знания особенностей их взаимодействия со средой, между собой, а также физических, химических, механических свойств поверхности, от сочетания которых зависит надежность и долговечность нефтегазового оборудования.

Немаловажную роль в рассматриваемом виде разрушения играют концентраторы напряжений физического и геометрического происхождения, где формируются высокие знакопеременные местные напряжения, взаимодействующие с рабочими напряжениями. Знакопеременный характер нагружения вызывает появление микротрещин и развитие усталостных разрушений [24, 25]. Разрушение поверхности при абразивном и гидроабразивном изнашивании сопровождается высокочастотным воздействием от микрорезания, ударов, шаржирования до накопления в микроскопических объемах усталостных явлений и зарождения микротрещин в присутствии воздушной или водной сред. Поверхностный слой в период эксплуатации приобретает высокую твердость со структурой безигольчатого мартенсита, образовавшегося в условиях высокого уровня пластических деформаций и температур с последующим резким охлаждением. Мгновенный локальный нагрев и охлаждение поверхностного слоя глубиной до 100 мкм может достигать скоростей от $4 \times 10^4 \dots 4 \times 10^5$ °C/с до $10^3 \dots 10^4$ °C/с [22]. Указанная специфичность контактного нагружения микрообъемов поверхностного слоя позволяет на первый план выдвинуть требования повышенной прочности и пластичности к структурным составляющим сплава, что достигается легированием, дисперсностью структуры, прочностью межатомных связей, межплоскостных расстояний, периодов кристаллической решетки и т.д. [26].

Процесс деформирования сопровождается ростом температуры, многократным отпуском и закалкой с высокими скоростями, что способствует разори-

ентировке границ зерен, появлению линий сдвига, диспергированию тонкой структуры, росту микроискажений. Наилучшее сопротивление кавитационному разрушению оказывает, так же, как и при гидроабразивном износе, нестабильный аустенит, легированный марганцем и углеродом. Высокая стойкость нестабильно-аустенитных сплавов объясняется релаксацией напряжений, протекающей при образовании усталостных трещин с образованием ϵ -фазы и обратным переходом ее в аустенит [27].

Технологическое обеспечение износостойкости. В настоящее время известно большое количество различных способов упрочнения [28]. Достижение эффективных эксплуатационных показателей возможно только при определенном сочетании исходных свойств выбранного материала и метода последующего упрочнения.

Одним из способов продления межремонтного периода и срока эксплуатации оборудования является создание на поверхности деталей покрытий методами химико-термической обработки, обладающих требуемым комплексом свойств. Так как в большинстве случаев работоспособность деталей оборудования определяется стойкостью поверхности, то разработка эффективных составов и приемлемых для промышленности способов нанесения покрытий является весьма перспективным, а в ряде случаев и единственно возможным средством решения технических проблем. Нельзя не отметить другую важную особенность рассматриваемого процесса – его экономическую рентабельность. Применение покрытий позволяет заменить дорогостоящие и редкие металлы, сократить потери связанные с простоем оборудования на ремонтные работы.

В данной работе рассмотрено влияние различных факторов на эксплуатационные свойства нефтедобывающего оборудования и рассматривается способ упрочняющей химико-термической обработки на основе формирования многокомпонентного никель-медного диффузионного покрытия на режущих накатных роликах гидромеханических перфораторов, работающих в условиях повышенного износа при высоких контактных нагрузках и воздействии сероводородсодержащей среды в нефтедобывающей отрасли (гидромеханическая щелевая перфорация обсадных труб).

Методика проведения исследований

Исследование механизма и кинетики формирования никель-медных покрытий и оценку эксплуатационных свойств проводили на образцах изготовленных из инструментальных сталей X12M, X12MФ и конструкционной стали 20. Химический состав которых приведен в табл. 1. В качестве материалов покрытий использовали никель (содержание никеля не менее 99,9 %) и медь (содержание меди не менее 99,9 %).

Таблица 1 – Химический состав сталей

Марка стали	Массовая доля элементов, % не более								Нормативный документ
	C	Cr	Si	S	P	Mn	V	Mo	
20	0,17-0,24	0,25	0,17-0,37	0,04	0,035	0,35-0,65	-	-	ГОСТ 1050-88
X12M	1,45-1,65	11,00-12,5	0,15-0,35	0,03	0,03	0,15-0,40	0,15-0,30	0,40-0,60	ГОСТ 2590-88
X12MФ	1,45-1,65	11,00-12,50	0,10-0,40	0,03	0,03	0,15-0,45	0,15-0,30	0,40-0,60	ГОСТ 5950-2000

Исследование кинетики формирования диффузионных никель-медных покрытий осуществляли, по методике описанной в работе [29], путем погружения и выдержки в течение заданного времени образцов, изготовленных из исследуемых сталей, в ванну с легкоплавким расплавом (транспортным). В качестве легкоплавкого расплава, обеспечивающего доставку элемента покрытия к поверхности образцов, использовали расплавы свинца и свинец-литий (98 % Pb + 2 % Li), в которые в порошкообразном виде вводили элементы покрытия (Ni+Cu) в количестве 3...4 % вес. Процесс насыщения осуществлялся в модернизированной электропечи СГВ-2,4-2/15-ИЗ, позволяющей проводить нагрев изделий в среде инертных газов. Модернизация печи была проведена с целью обеспечения возможности нанесения покрытий в открытой жидкометаллической ванне и проведения термической обработки покрываемого материала.

Диффузионное насыщение проводили при температурах 1000, 1100 и 1150 °С. Продолжительность процесса диффузионного насыщения составляла 0,5, 2 и 6 часов. Для предотвращения испарения свинца и лития из ванны с расплавом в камере создавали давление инертного газа (аргона), равное 1,2 кгс/см². Расчет мас-

совых долей (%) никеля и меди для ванн с расплавом проводили по формулам 1 и 2:

$$m_p = \rho_p \cdot V_p, \quad (1)$$

где m_p – масса расплава, г;

V_p – объем заливаемого расплава, см³;

ρ_p – удельный вес расплава, г/см³.

$$\rho_p = \frac{100\%}{\frac{X_{Ni}}{\rho_{Ni}} + \frac{X_{Cu}}{\rho_{Cu}} + \frac{X_{Pb}}{\rho_{Pb}} + \frac{X_{Li}}{\rho_{Li}}}, \quad (2)$$

где X – процентное содержание элементов в расплаве;

ρ – удельный вес соответствующих элементов, г/см³.

Термическую обработку деталей с никель-медным покрытием осуществляли с целью повышения износостойкости и увеличения сопротивления пластической деформации основы металла. Режимы термической обработки деталей после нанесения диффузионных покрытий назначали исходя из условий эксплуатации накатных роликов. Термическая обработка заключалась в нагреве накатного ролика изготовленного из стали X12M или X12MФ с покрытием до температуры 1020 °С в вакууме и выдержке его при этой температуре в течение 20 мин. с последующим быстрым охлаждением путем обдувки аргоном.

Испытанию на статическое одноосное растяжение подвергали образцы согласно ГОСТ 18227-85.

Испытания режущих свойств режущих накатных роликов, изготовленных из сталей X12M, X12MФ диаметром 114 мм и 118 мм, толщиной 20 мм (рис. 1) с никель-медным покрытием осуществляли при стендовых испытаниях и в промышленных условиях при перфорации обсадных труб нефтедобывающих скважин.

Режущие свойства определяли визуально, оценивая рельеф режущей кромки режущего накатного ролика после пропилов в стали толщиной 9 мм, твёрдостью 18,0 HRC₃. Усилие, прилагаемое к ролику, варьировалось в пределах 6...40 тонн.

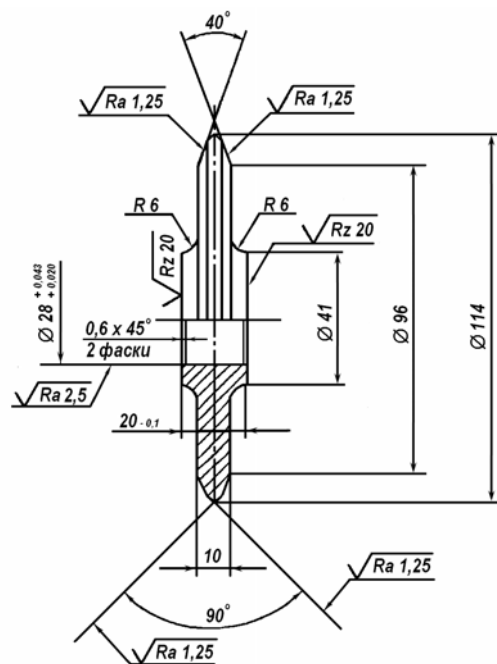


Рисунок 1. Режущий накатной ролик гидромеханического скважинного перфоратора типа ПГМЦ-146

Испытания на коррозию проводили в растворе по стандарту NACE TM 0177-96. Перед испытанием образцы очищали. Микрометром измеряли размеры образца, определяли площадь их поверхности. Затем образцы обезжировали и взвешивали на весах Adventurer AR1530 фирмы "OHAUS Europe", Швейцария с точностью до 0,0001 г. Образцы полностью погружали в испытательный раствор, содержащий 50 г/л NaCl по ГОСТ 4233 + 5 мл СНЗСООН по ГОСТ 19814, pH раствора 2,7. В процессе испытания раствор насыщали сероводородом при давлении 0,1 МПа. Время испытания 48 часов при температуре $t = 20 \text{ }^\circ\text{C} \pm 1 \text{ }^\circ\text{C}$, без перемешивания. Концентрация сероводорода в конце опыта составила 1054 мг/л.

Для определения внутренних трещин (стандарт NACE TM 02-84-87), возникающих в результате наводороживания сталей, все образцы разрезали на три части и готовили поперечные металлографические шлифы, которые рассматривали без травления и после травления в 3% растворе HNO_3 в этиловом спирте при увеличении $\times 100$. Скорость общей коррозии определяли гравиметрическим методом, отношением разницы между весом образца в исходном состоянии P_0 и после испытания P_1 к единице корродирующей поверхности:

$$V_p = \frac{P_0 - P_1}{F \cdot \tau}, \quad (3)$$

где: V_p – скорость коррозии, г/см² час;

τ – время испытания, час;

F – величина корродирующей поверхности, см².

Перевод показателя весовых потерь в мм/год осуществляли по формуле:

$$V_h = 1,12 \cdot V_p. \quad (4)$$

Степень защиты Z рассчитывали по формуле:

$$Z = [(\Delta m - \Delta m_1) / \Delta m_0] \times 100, \quad \%, \quad (5)$$

где: Δm_0 – потеря массы образца без покрытия, г/м²;

Δm_1 – потеря массы образца с покрытием, г/м².

Результаты исследований и их обсуждение

Проведённые исследования показали, что толщина диффузионного никель-медного слоя составляла в исследуемом температурно-временном режиме на стали Х12М и Х12МФ – 8...35 мкм, на стали 20 – 10...40 мкм. При температуре насыщения 1000 °С и выдержке 2 часа на стали Х12М формируется покрытие с содержанием на поверхности 56 % вес. Ni, 40 % вес. Cu и 3,5 % Cr.

Никель-медное покрытие, полученное на стали Х12М обладает более высокой микротвердостью ($H_{20} = 2000...2100$ МПа) по сравнению с покрытием полученным на стали 20 ($H_{20} = 1200...1300$ МПа) – это объясняется диффузией хрома и молибдена в покрытие, в результате взаимной диффузии, содержащихся в стали Х12М.

Исследования физико-химических свойств диффузионного никель-медного покрытия показали, что покрытия отличаются хорошей равномерностью, не имеют пор, точно воспроизводят форму покрываемых деталей (рис. 2). При этом показатели шероховатости режущей кромки уменьшаются с $R_a = 1,04$ до $R_a = 0,69$.

Испытания на статическое растяжение. Результаты испытаний стали 20 с никель-медным покрытием показали, что покрытие не отслаивалось под влиянием механических нагрузок и обеспечивает увеличение предела прочности стали в 1,5

раза, при этом пластические характеристики δ и ψ уменьшаются незначительно. Разрушение образцов с покрытием после термической обработки происходило путем вязкого (пластичного) отрыва. Измерения микротвердости по длине диффузионного слоя на поперечных шлифах после разрушения образцов показали значительное увеличение микротвёрдости в месте разрыва ($H_{20} = 3100$ МПа) и постепенное её снижение по мере приближения к границе раздела покрытие-сталь (рис. 3). Полученные результаты позволяют считать, что диффузионное никель-медные покрытие обладает возможностью упрочняться, подвергаясь наклепу в результате пластической деформации.

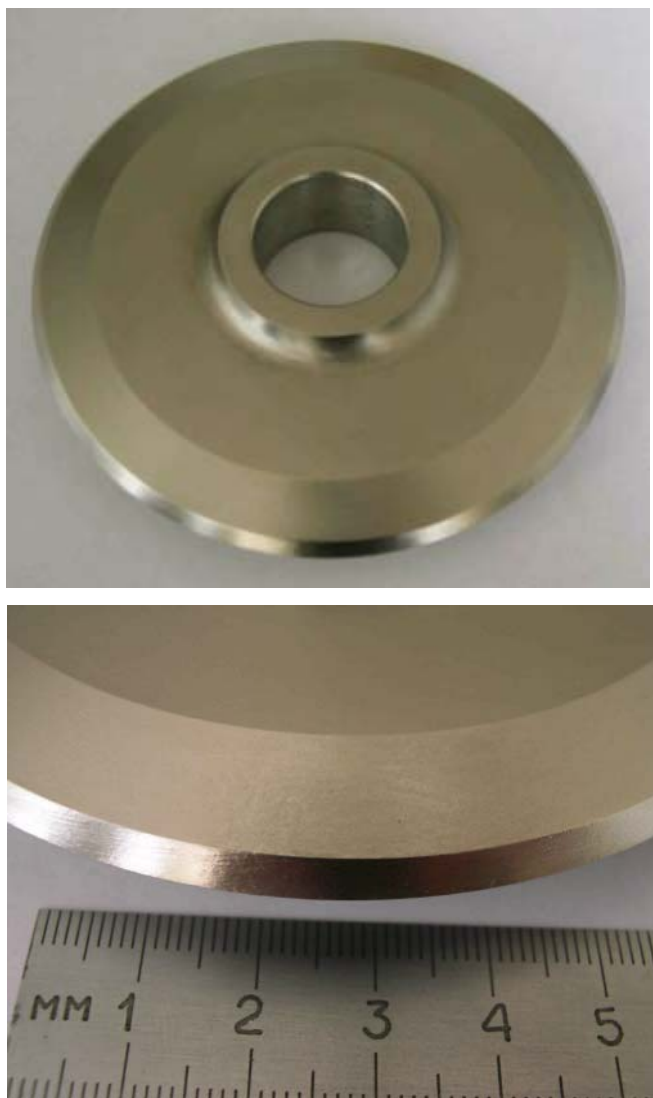


Рисунок 2. Режущий накатной ролик с Ni-Cu покрытием

Образцы из стали X12MФ с диффузионным Ni-Cu покрытием после термической обработки имели твердость основного металла стали 58,0...60,0 HRC₃. В результате испытаний на статическое растяжение установлено, что все образцы из инструментальной стали X12MФ имели хрупкий характер разрушения.

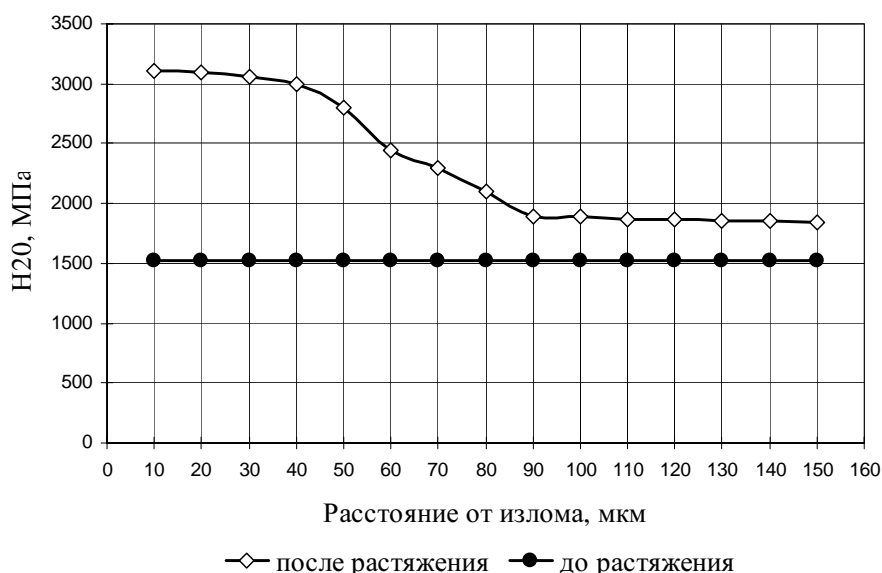


Рисунок 3. Изменение микротвердости по длине Ni-Cu покрытия на стали 20 после испытаний на растяжение ($t = 1100^{\circ}\text{C}$, $\tau = 2$ ч, расплав Pb-Li)

Испытания на ударную вязкость. Испытания на ударную вязкость проводили с целью оценки работы стали X12MФ с диффузионным никель-медным покрытием в условиях ударного нагружения. Механические свойства исследованных образцов представлены в табл. 2.

Таблица 2

Ударная вязкость

Испытуемые образцы	Вид термообработки	Твердость основы, HRC ₃	Ударная вязкость KCU, Дж/см ²
Сталь X12MФ без покрытия	Закалка (1020°C) + отпуск (250°C)	58,0-60,0	38
Сталь X12MФ с покрытием	Закалка (1020°C) + отпуск (250°C)	58,0-60,0	42

Образцы с диффузионным никель-медным покрытием имеют показатель ударной вязкости на 13...17% больше, чем образцы без покрытия.

Коррозионная стойкость деталей с покрытиями. Анализ коррозионного состояния оборудования сероводородсодержащих месторождений показал, что основной причиной отказов деталей является сероводородное растрескивание сталей [5, 6, 9]. Для определения сопротивления СР испытывали стали, применяемые для изготовления механизмов и роликов нефтедобывающего оборудования, с диффузионным никель-медными покрытием и без покрытия.

Испытания коррозионной стойкости образцов из сталей 20 и Х12МФ с Ni-Cu покрытием проводили в лаборатории защиты оборудования и трубопроводов от коррозии ОАО «НИПИ Газпереработка», г. Краснодар.

Анализ результатов испытания образцов сталей на общую коррозию показывает, что в сероводородсодержащих средах исследуемые стали имеют низкую коррозионную стойкость, так, скорость коррозии стали Х12МФ при температуре сероводородсодержащего раствора 20 °С составила 3мм/год (табл. 3). При этом коррозионная стойкость сталей зависит от жесткости условий испытаний и наличия в них легирующих элементов. Скорость коррозии исследуемых сталей возрастает при увеличении давления сероводорода и температуры среды. В результате проведенных металлографических исследований (при увеличении $\times 100$) на образцах не было обнаружено наличие внутренних трещин.

При этом необходимо отметить, что, как видно из результатов испытаний, диффузионные покрытия, получаемые на различных сталях, обладают различной коррозионной стойкостью. Более высокая коррозионная стойкостью никель-медных покрытий наблюдается у покрытий, формирующихся на стали Х12МФ (0,03 мм/год), по сравнению с коррозионной стойкостью никель-медных покрытий, получаемых на нелегированной стали 20 (0,08 мм/год). Такое повышение коррозионной стойкости никель-медных покрытий объясняется легированием диффузионного слоя покрытия хромом, содержащемся в стали Х12МФ, за счет его встречной диффузии из стали.

Таблица 3

Результаты коррозионных испытаний на стали 20 и X12МФ в водном растворе NACE (50 г/л NaCl + 5 мл CH₃COOH) pH=2,7 с постоянным насыщением H₂S в течении 48 ч при t = 20°C ± 1°C

Испытуемый образец	№ обр.	Вес до опыта, P ₁ , г	Вес после опыта, P ₂ , г	Разница весов, P ₂ -P ₁ , г	F × τ, см ² ·час	Скорость коррозии, V _p , мм/год
Сталь 20 с покрытием	1	105,84445	105,83465	0,00980	0,1652	0,08
	2	105,68210	105,66950	0,01260		
	3	103,84435	103,83155	0,01280		
Сталь 20 без покрытия	4	104,13625	104,01130	0,12490	0,1652	0,8
	5	103,85165	103,72985	0,12180		
	6	103,75365	103,63975	0,11390		
Сталь X12МФ с покрытием	7	102,78710	102,78345	0,00365	0,1809	0,03
	8	104,63325	104,62610	0,00715		
	9	105,42345	105,41775	0,00570		
Сталь X12МФ без покрытия	10	102,12550	101,69250	0,43250	0,1809	3,0
	11	103,43050	103,03650	0,42690		
	12	101,53020	100,93340	0,59680		

Результаты промышленных испытаний режущих накатных роликов с Ni-Cu покрытием. Эксплуатационные испытания режущего накатного ролика, изготовленного из стали X12М, с диффузионным никель-медным покрытием проводили в условиях реальной эксплуатации. Испытания проводились до отказа, т.е. до полного разрушения режущего накатного ролика.

Режущий накатной ролик с диффузионным никель-медным покрытием был установлен на гидромеханический скважинный перфоратор ПГМЦ-146 и испытан в промышленных условиях на скважинах 1789 КУСТ 150 (глубина 2330-2333 м), 1954 КУСТ 156 (глубина 2092-2085 м), 8236 КУСТ 69 (глубина 2689-2697 м) г. Когалым. В процессе промышленных испытаний при перфорации нефтяных скважин режущий накатной ролик перемещался по стенке обсадной трубы на перфорируемой базе с одновременным приложением к нему усилия 6...40 тонн. При этом образовалась продольная щель с общей суммарной длиной 50 метров.

Испытуемый ролик был разрушен при предельной нагрузке в 40 тонн, выдержав более жесткие режимы нагружения, чем ролики стандартного исполнения, эксплуатируемые с приложением нагрузки 4...10 тонн. Случаев отказа перфораторов из-за износа (разрушения) режущих накатных роликов с диффузионным Ni-Cu покрытием не установлено.

Выводы

1. Нанесение диффузионного никель-медного покрытия на детали нефтедобывающего оборудования и режущий накатной ролик гидромеханического скважинного перфоратора позволяет эффективно повысить коррозионно-механические свойства рабочих поверхностей за счёт изменения химического состава и структуры в зоне химико-термического и термического воздействия.
2. В результате испытаний установлено, что применение диффузионного никель-медного покрытия для режущих накатных роликов повышает их стойкость и обеспечивает возможность резания с приложением большого усилия и увеличивает производительность в 2...3 раза по сравнению с режущими накатными роликами без покрытия.

Литература

1. Саркисов Н.М., Шишов С.В. Совершенствование технологии целевой перфорации. – Нефтяное хозяйство, №3, 1995.
2. Похмурский В.И. Коррозионная усталость металлов. – М.: Металлургия, 1985. – 206 с.
3. Лоладзе Т.Н. Прочность и износостойкость режущего инструмента. – М.: Машиностроение. 1982. – 320 с.
4. Моисеев В.Ф., Фуке-Рабинович Г.С., Быков М.В. О механизме износа штамповой стали при вырубке. – Металловедение и термическая обработка в автомобилестроении, 1979. – Вып.1. – С. 31-37.
5. Гафаров Н.А., Гончаров А.А., Кушнаренко В.М. Коррозия и защита оборудования сероводородсодержащих нефтегазовых месторождений. / Под ред. В.М. Кушнаренко. – М.: ОАО “Издательство “Недра”, 1998. – 437 с.
6. Biefer G.I. The stepwise cracking of pipe line steel in sour environments / Materials performance, 1982. – June. – P. 19-34.
7. Иино И. Водородное вспучивание и растрескивание. Перевод ВЦП N В-27457, Босеку гидзюцу. – Т. 27. – №8, 1978. – С. 312-424.
8. Townsend H. Hydrogen sulfide stress corrosion cracking of high strength steel wire / Corrosion, 1972. – V.28. – № 2. – P. 39-46.

9. Дьяков В.Г., Шрейдер А.В. Защита от сероводородной коррозии оборудования нефтеперерабатывающей и нефтехимической промышленности. – М.: ЦНИИТЭнефтехим, 1984. – 35 с.
10. Шрейдер А.В., Шпарбер И.С., Арчаков Ю.И. Влияние водорода на нефтяное и химическое оборудование. – М.: Машиностроение, 1979. – 144 с.
11. Дубовой В.Я., Романов В.А. Влияние водорода на механические свойства стали / Сталь, 1974. – Т.7. – №8. – С. 727-732.
12. Андрейкин А.Е., Панасюк В.В. Механика водородного охрупчивания металлов и расчет элементов конструкций на прочность / АН УССР. Физ.-мех. инс-т. – Львов, 1987. – 50 с.
13. Швед М.М. Изменение эксплуатационных свойств железа и стали под влиянием водорода. – Киев: Наукова думка, 1985. – 120 с.
14. Smialawski M. Hydrogening steel. Pergam press, 1962. – 152 p.
15. Карпенко Г.В., Крипякевич Р.И. Влияние водорода на свойства стали. – М.: Metallurgizdat. 1962. – 198 с.
16. Петров Н.А. Предупреждение образования трещин подземных трубопроводов при катодной поляризации. – М.: ВНИИОЭНГ, 1974. – 131 с.
17. Захаров Ю.В. Влияние напряжений на пластичность стали в растворе сероводорода. / Коррозия и защита в нефтегазовой промышленности. – №10. – 1975. – С. 18-20.
18. Мирочник В.А., Окенко А.П., Саррак В.И. Зарождение трещины разрушения в феррито-перлитных сталях в присутствии водорода / ФХММ. – 1984. – №3. – С. 14-20.
19. Саррак В.И. Водородная хрупкость и структурное состояние стали / МИТОМ. – 1982. – №5. – С.11-17.
20. Лившиц Л.С., Бахрах Л.П., Стримова Р.П. и др. Сульфидное растрескивание низкоуглеродистых легированных сталей // Коррозия и защита трубопроводов, скважин, газопромыслового и газоперерабатывающего оборудования, 1977. – № 5. – С. 23-30.
21. Костецкий Б.И. Трение, смазка и износ в машинах. – М.: Техника. 1970. – 336 с.

22. Трение, изнашивание и смазка. Справочник / Под ред. И.В. Крагельского. – М.: Машиностроение, 1978. – 398 с.
23. Поверхностная прочность материалов при трении. Справочник / Под ред. Б.И. Костецкого. – Киев: Техника, 1976. – 291 с.
24. Коцаньда С. Усталостное разрушение металлов. – М.: Metallurgy, 1976. – 225 с.
25. Даль В. Поведение стали при циклических нагрузках. – М.: Metallurgy, 1983. – 568 с.
26. Горицкий В.М., Терентьев В.Ф. Структура и усталостное разрушение металлов. – М.: Metallurgy, 1980. – 207 с.
27. Фомин В.В. Гидроэрозия металлов. – М.: Машиностроение, 1966. – 291 с.
28. Поляк М.С. Технология упрочнения. / Технол. методы упрочнения. – В 2т. – Т.2. – М.: Л.В.М.-СРИПТ, Машиностроение, 1995. – 688 с.
29. Артемьев В.П., Чаевский М.И. Диффузионное титанирование в среде жидко-металлических расплавов // Адгезия расплавов и пайка материалов. – Киев: Наукова думка. – Вып. 16. – 1986. – С. 82-85.