

ЛИТЕРАТУРА

1. Соснин Н.А., Тополянский П.А., Вичик Б.Л. Плазменные покрытия (технология и оборудование). – СПб. 1992. – 28 с.
2. Валетов В. А., Мурашко В.А. Основы технологии приборостроения: Учебное пособие. – СПб: СПбГУ ИТМО, 2006 – 180 с.
3. Официальный сайт компании «Скай Технолоджи»: режим доступа – <http://www.skyglass.ru>.
4. Никулин И.Ю. Оценка точности установки компонентов и нанесение покрытий при изготовлении печатных плат // Робототехника и искусственный интеллект: Материалы VII Всероссийской конференции. – Красноярск: Сиб. федер. ун-т, 2016. – С. 29-34.
5. ГОСТ Р 53429-2009 Печатные платы. Основные параметры конструкции. – М.: Стандартиформ, 2010. – 12 с.
6. Овчинников В.А., Васильев А.Н., Лебедев В.В. Автоматизация проектирования и технология производства печатных плат: Учебное пособие – Тверь: ТГТУ, 2009. – 234 с.
7. Пирогова Е.В. Проектирование и технология печатных плат : учебник – М.: Форум, Инфра-М, 2005. – 560 с.

УДК 620.178

**ДЕФОРМАЦИОННОЕ УПРОЧНЕНИЕ ТЯЖЕЛОНАГРУЖЕННЫХ
ПОВЕРХНОСТЕЙ ЗУБЧАТЫХ ПЕРЕДАЧ ДЛЯ ГОРНОДОБЫВАЮЩЕЙ
ПРОМЫШЛЕННОСТИ****С.А. Пахомова¹, М.А. Макушина², С.В. Коваленко³**¹ кандидат технических наук, доцент, e-mail: mgtu2013@yandex.ru^{2,3} студент, e-mail: vladisl-2013@yandex.ru^{1, 2, 3} кафедра «Материаловедение» Московский Государственный Технический Университет им. Н. Э. Баумана, Россия

Аннотация. В работе изложено исследование технологии деформационного упрочнения и химико-термической обработки зубчатых колес горнодобывающих машин - важной научной задачи, решение которой приведет к увеличению их эксплуатационного ресурса. Тяжелонагруженные шестерни часто подвергаются воздействию значительных нагрузок, работая в постоянном контакте с загрязненной влажной атмосферой. Кроме того, они должны быть устойчивы к экстремальным изменениям температуры. Поэтому долговечность и надежность зубчатых передач имеют решающее значение для оборудования горнодобывающей промышленности.

Ключевые слова: зубчатые колеса, высокопрочные стали, деформационное упрочнение, газовая цементация, ионная цементация, твердость, контактная выносливость.

DEFORMATION HARDENING OF THE HEAVILY LOADED GEAR SURFACES FOR THE MINING INDUSTRY

S. Pakhomova¹, M. Makushina², S. Kovalenko³

¹ Ph.D., assistant Professor, e-mail: vladisl-2013@yandex.ru

^{2,3} student, e-mail: mgtu2013@yandex.ru

^{1,2,3} Bauman Moscow State Technical University, Materials Department, Russia

Abstract. The deformation hardening, widely used for the increase of operability of carburized gear wheels. The plastic deformation strengthens the weak sites of the structure and complicates the microplastic deformation development in them. The efficiency of deformation hardening depends on initial structural condition of carburized layer.

Keywords: *high-strength steel, Thermochemical Treatment, Plastic Deformation Hardening, Contact Fatigue Strength, Gas Carburization, Ion Carburization, Ion Carbonitriding.*

Введение. Для повышения работоспособности цементованных зубчатых колес широко применяют дробеударное упрочнение. Эффективность дробеударной обработки (ДО) зависит от исходного структурного состояния цементованного слоя, которое кроме химического состава стали определяется технологией химико-термической обработки (ХТО). К числу факторов, зависящих от технологии ХТО, относятся: насыщенность цементованного слоя углеродом; морфология мартенсита и концентрация углерода в нем; объемная доля избыточной карбидной фазы и ее распределение по толщине приповерхностной зоны цементованного слоя; наличие остаточного аустенита [1].

На состав и строение фаз цементованного слоя кроме режимов науглероживания оказывают влияние также обработка холодом и температура послезакалочного отпуска. Первая определяет количество остаточного аустенита в слое, а вторая - концентрацию углерода в твердом растворе и уровень микронапряжений в нем.

Необходимость проведения обработки холодом и возможность повышения температуры отпуска для теплостойких сталей, упрочненных ДО, остаются невыясненными.

Цель работы: установить, какое влияние оказывает исходное структурное состояние цементованного слоя на эффективность последующего деформационного упрочнения.

Методика и объекты исследования.

Объектами исследований служили упрочненные дробью роликовые образцы (диаметром 30,2 мм и шириной 18 мм) из стали 16ХЗНВФМБ-Ш (C=0,19%; Cr=2,9%; Ni=1,3%; W=1,2%; V=0,55%; Nb=0,15%). Химический состав стали определяли методом микрорентгеноспектрального анализа на

растровом электронном микроскопе «*Camscan-IV*» с микроанализатором «*Inca*».

Роликовые образцы подвергали газовой цементации (ГЦ), ионной цементации (ИЦ) и ионной нитроцементации (ИНЦ). Образцы проходили типичную для зубчатых колес ХТО: ГЦ, ИЦ или ИНЦ при 930-950°C, отпуск при 650 °С, закалку в масло от 910°C, обработку холодом при – 70°C, низкий отпуск при 280 °С и шлифование, которым удаляли припуск. ГЦ проводили в шахтной печи Ц-105 в атмосфере синтина, ИЦ – в атмосфере ацетилена, разбавленного газовой смесью аргона с водородом, а ИНЦ – в газовой среде ацетилена и диссоциированного аммиака.

После такой ХТО проводили гидродробеструйную обработку шариками диаметром 1,6 мм при расходе 30 кг/мин и давлении масла $0,55 \pm 0,02$ МПа в течение 16 мин. Одну партию образцов после дробеударной обработки (ДО) подвергали отпуску при температуре 200°C в течение 2 ч.

Количественный анализ микроструктуры карбидной (карбонитридной) зоны выполняли на автоматическом анализаторе изображений «Квантит-мет-720». Распределение углерода по толщине диффузионного слоя оценивали спектральным методом на эмиссионном многоканальном спектрометре фирмы «*Baird*» с обработкой результатов в соответствии с ГОСТ 18895.

Твердость измеряли по методу Роквелла, регламентированному ГОСТ 9013, алмазным конусом с общей нагрузкой 150 кг.

Испытания на контактную выносливость проводили по схеме качения с проскальзыванием (6 %) по ГОСТ 25.501 на роликовой машине Ш17. В качестве смазочного материала использовали масло дизфирного типа при температуре 175 ± 5 °С. За критерий долговечности принимали число циклов до образования выкрашивания на поверхности роликового образца размером не менее ширины рабочей дорожки, равной 8 мм.

Проведение экспериментов и их обсуждение.

1. Влияние способа ХТО на эффективность деформационного упрочнения. Различную насыщенность диффузионного слоя углеродом получали проведением одностадийных (при постоянных технологических параметрах) и двухстадийных режимов. Последний осуществляли при постоянной температуре, но со ступенчатым режимом подачи карбюризатора. Проведение процесса в две стадии устраняет пересыщение поверхности углеродом, снижает плотность карбидов, увеличивает эффективную толщину слоя [2].

Исследования показали, что разная концентрация углерода (рис. 1) в цементованном слое стали 16ХЗНВФМБ-Ш обусловила различное влияние ДО на субструктуру мартенсита, характеристики качества поверхности и

долговечность. Определено, что оптимальным является соотношение длительностей первой и второй стадии процесса газовой цементации 60% и 40%. При этом доля избыточной карбидной фазы в диффузионном слое составляет ~ 15%, а твердость поверхности ~ 62 HRC (табл. 1).

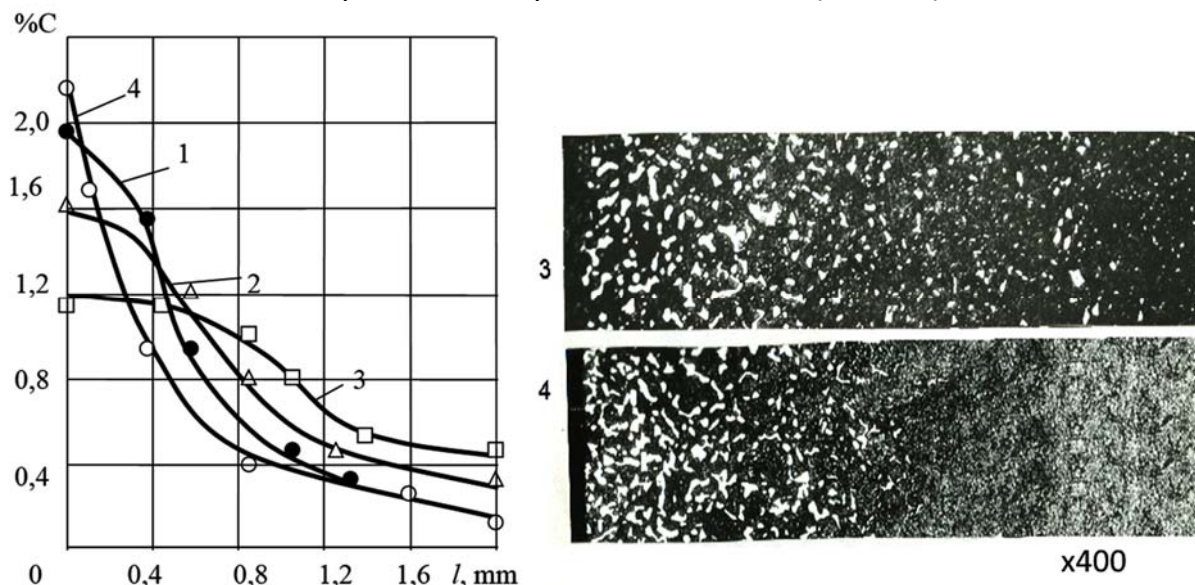


Рисунок 1. – Распределение углерода С по толщине и микроструктура цементованного слоя стали 16Х3НВФМБ-Ш, после газовой цементации ($t = 940 \text{ }^{\circ}\text{C}$, общее время $\tau = 10 \text{ ч}$) с различной продолжительностью второй стадии τ_2 : 1 - 3 ч; 2 - 4 ч; 3 - 5 ч; 4 - 1 ч

Кардинальным решением основных вопросов в области ХТО является применение ионной ХТО: ИЦ или ИНЦ, признанных в Японии, Германии и США наиболее приоритетными процессами формирования несущих диффузионных покрытий. Обработка в плазме тлеющего разряда позволяет не только в несколько раз сократить длительность выдержки и повысить уровень механических свойств, но и достичь при этом принципиально новых эффектов, связанных с возможностью управления фазовым составом и структурой диффузионного слоя. Она обеспечивает равномерное науглероживание за счет точного повторения плазмой тлеющего разряда всех контуров детали и самопроизвольной конвекцией газовой среды, ионизированной разрядом. Исполнительные механизмы установок допускают быстрое изменение по ходу процесса температуры, давления, состава технологической атмосферы и создают условия для проведения различных комбинированных режимов диффузионного насыщения для создания слоя заданной насыщенности.

При однопоточных режимах ИЦ и ГЦ, распределение углерода в диффузионном слое (рис. 2), его структура и фазовый состав не отличаются от тех, которые характерны для ГЦ и приведены выше.

Таблица 1. – Контактная выносливость стали 16ХЗНВФМБ-Ш с разной насыщенностью диффузионного слоя после наклепа дробью и отпуска (160-180°С, 2 ч)

№ п/п	Режим ХТО	Объемная доля карбидов в слое 0-20 мкм	Твердость поверхности HRC	Долговечность, $N_{50} \cdot 10^{-6}$ циклов			N_3 / N_1	
				без упрочнения	после ДО	после ДО и отпуска		
				N_1	N_2	N_3		
1	ГЦ - 1 стадия	25	63	11	4	32	3	
2	ГЦ 2 стадии $t=940^\circ$ $\tau_{\text{общ}}=10\text{ч}$	$\tau_2=3\text{ ч}$	20	63	17	18	40	2,4
		$\tau_2=4\text{ ч}$	15	62	16	24	44	2,7
		$\tau_2=5\text{ ч}$	10	60	8,4	12	24	2,9
3	ИЦ - 1 стадия $t=950^\circ$; $\tau=2,5\text{ ч}$	25	63	12	4	32	2,7	
4	ИЦ - 2 стадии $t=950^\circ$ $\tau_1=\tau_2=1,25\text{ ч}$	15	62	16,8	24	48	2,9	
5	ИНЦ - 1 стадия $t=950^\circ$, $\tau=2,5\text{ ч}$	20	63-64	18,2	12	50	2,8	
6	ИНЦ - 2 стадии $t=950^\circ$ $\tau_1=\tau_2=1,25\text{ ч}$	12	62-63	25	36	58	2,4	

Присутствие азота при ИНЦ отражается на фазовом составе и строении избыточных фаз. Наряду с основным карбонитридом $M_3(\text{CN})$, находящимся в смеси с небольшим количеством Cr_7C_3 , в приповерхностном слое формируется мелкодисперсная комплексно-легированная нитридная фаза $M\text{N}$ и $M_2\text{N}$ на основе нитридов хрома CrN и Cr_2N . Количество нитридной фазы составляет $\sim 3\%$.

При одностадийном режиме ИНЦ формируется диффузионный слой с меньшим пересыщением поверхности углеродом при более пологом его распределении, чем при таком же режиме ИЦ (рис. 3). Это приводит к образованию более протяженной активной карбонитридной зоны с несколько меньшей объемной долей частиц (см. табл. 1). Двухстадийный режим ИНЦ значительно увеличивает эффективную толщину слоя, хотя средние размеры частиц для этих процессов практически одинаковы.

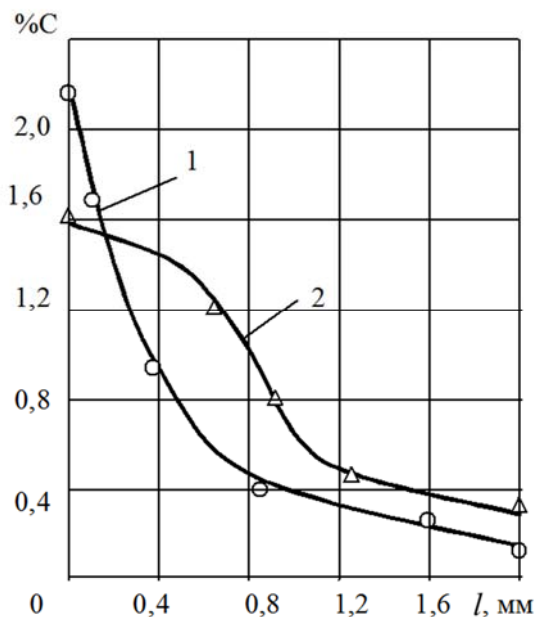


Рисунок 2. – Распределение углерода С по толщине цементованного слоя стали 16Х3НВФМБ-Ш, подвергнутой ионной цементации ($t = 950 \text{ }^{\circ}\text{C}$, общее время $\tau = 2,5 \text{ ч}$): по одностадийному (1) и двухстадийному ($\tau_1 = \tau_2$) (2) режимам

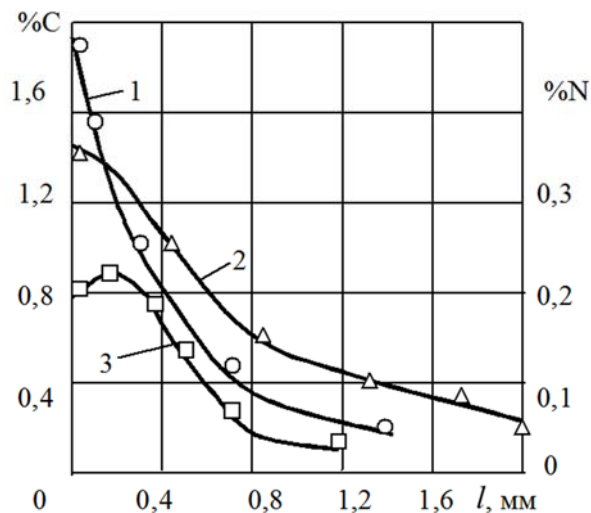


Рисунок 3. – Распределение углерода С (1, 2) и азота N (3) по толщине нитроцементованного слоя стали 16Х3НВФМБ-Ш, подвергнутой ионной нитроцементации ($t = 950 \text{ }^{\circ}\text{C}$, общее время $\tau = 2,5 \text{ ч}$): по одностадийному (1) и двухстадийному ($\tau_1 = \tau_2$) (2) режимам

Одинаковое структурное состояние стали после равнозначных режимов ГЦ и ИЦ обеспечивает одинаковое изменение структуры и свойств при ДО. Однако, при прочих равных условиях, несколько большая эффективность ИЦ и ИНЦ обусловлена большей равномерностью распределения карбидной фазы в слое, так как при этом уменьшается опасность локализации напряжений в приграничных объемах.

Сформированная при одностадийном режиме ИНЦ активная карбонитридная зона с несколько меньшей объемной долей частиц и мартенситной матрицей, легированной азотом, оказывается более устойчивой к контактными нагрузкам, чем цементованная поверхность.

Технологическая наследственность проявляется у нитроцементованных слоев так же как и у цементованных. После ДО у образцов с большой долей карбонитридной избыточной фазы (после одностадийной ИНЦ) долговечность не повышается, тогда как у образцов с менее развитой избыточной фазой (после двухстадийного режима ИНЦ) после ДО по рациональному режиму долговечность возрастает на 40-50 % (см. табл. 1).

Последеформационный отпуск повышает контактную выносливость сталей, подвергнутых ИЦ и ИНЦ так же как и после ГЦ (см. табл. 1). Его положительное влияние, как отмечалось в работе [3], связано с уменьшением локальных микронапряжений вблизи структурных концентраторов напряжений, а также увеличением степени закрепления дислокаций атомами внедрения. Примесями, блокирующими дислокации при деформационном старении являются в первую очередь атомы углерода (а не азота).

2. Влияние остаточного аустенита цементованного слоя на эффективность ДО. В результате исключения обработки холодом объемная доля и состав карбидной фазы сталей не изменились. Содержание остаточного аустенита на поверхности из-за специфического влияния легирующих элементов изменилось по-разному: у стали 16ХЗНВФМБ-Ш увеличилось до ~ 35%, а у стали 20ХЗМВФ-Ш - до ~ 15%. Содержание углерода в мартенсите не изменилось. Твердость поверхности несколько уменьшилась и стала для этих сталей соответственно равной 61 HRC и 62 HRC (табл. 2).

Таблица 2. – Контактная выносливость стали 16ХЗНВФМБ-Ш в зависимости от наличия или отсутствия обработки холодом после цементации

№	Способ обработки	Твердость поверхности, HRC	Долговечность, $N_{50} \cdot 10^6$ циклов			N_3 / N_1
			Без ДО	После ДО	После ДО и отпуска	
			N_1	N_2	N_3	
1	С обработкой холодом	63	11	4	32	3
2	Без обработки холодом	62	14	24	48	3,4

Электронно-микроскопические исследования показали, что в цементованном слое остаточный аустенит распределен весьма неравномерно и представляет собой либо отдельные микрообласти, либо прослойки между мартенситными кристаллами.

Существенное увеличение доли остаточного аустенита в структуре цементованного слоя стали 16ХЗНВФМБ-Ш значительно повысило ее контактную выносливость после ДО, особенно в сочетании ДО с последеформационным отпуском (см. табл. 2).

В стали 20ХЗМВФ-Ш, у которой исключение операции обработки холодом почти не увеличило содержание остаточного аустенита, не изменилась и контактная выносливость.

Несмотря на эффективность для контактной выносливости исключения операции обработки холодом, необходимо отметить, что применение такого технологического процесса для зубчатых колес в горнодобывающей промышленности может быть ограничено из-за возможного изменения точности зацепления в условиях эксплуатации при отрицательных температурах. В этом направлении необходимы дальнейшие исследования.

3. Влияние температуры послезакалочного отпуска на свойства цементованного слоя. После трехчасового отпуска при 250, 280, 300, 320 и 350 °С твердость цементованной по одностадийному режиму поверхности была соответственно 63, 62, 61, 61 и 60 HRC, а по двухстадийному - в каждом случае на одну единицу меньше (табл. 3).

Таблица 3. – Контактная выносливость стали 16ХЗНВФМБ-Ш в зависимости от температуры послезакалочного отпуска (3 ч)

№	Температура послезакалочного отпуска, °С	Твердость поверхности, HRC	Долговечность, $N_{50} \cdot 10^{-6}$ циклов			N_3 / N_1
			Без ДО	После ДО	После ДО и отпуска	
			N_1	N_2	N_3	
1	250	62	16	24	44	2,8
2	280	62	18,5	27	48	2,6
3	300	61	7	8	11	1,6
4	320	61	23	34,5	52	2,2
5	350	60	17	25	25	1,5

Повышение пластичности менее пересыщенной мартенситной матрицы при увеличении температуры послезакалочного отпуска несколько повысило долговечность стали 16ХЗНВФМБ-Ш в исходном и деформированном состоянии. Однако из-за одинаково высокой объемной доли карбидной фазы и отсутствия остаточного аустенита, характер кривой изменения долговечности от времени наклепа не зависит от температуры послезакалочного отпуска. С ростом последней лишь уменьшается степень снижения долговечности. Исключение составил послезакалочный отпуск при 300°С, когда долговечность заметно снижается. Возможной причиной служит развитие необратимой отпускной хрупкости у сталей этого типа.

Для стали 16ХЗНВФМБ-Ш доля карбидной фазы имеет преобладающее значение по сравнению с релаксационной способностью самой мартенситной матрицы, регулируемой температурой послезакалочного отпуска. Из таблицы 3 видно, что наилучшие свойства поверхностного слоя теплостойкой стали 16ХЗНВФМБ-Ш формируются при проведении ГЦ по двухстадий-

ному режиму и послезакалочного отпуска при 320°C, $\tau=3$ ч. Снижение долговечности при 350°C очевидно происходит из-за уменьшения общих прочностных характеристик поверхности.

Повышение температуры послезакалочного отпуска приведет и к снижению твердости нецементованных поверхностей. Последнее позволит решить еще одну трудную задачу - улучшить обрабатываемость резанием деталей из сложнообрабатываемых в производственных условиях теплостойких сталей.

Выводы. 1. Эффективность ДО зависит от технологической наследственности, предшествующей ХТО. Для теплостойких сталей ДО становится эффективной, если ГЦ проведена по двухстадийному режиму. Определено оптимальное соотношение длительностей стадий (60% и 40%), при котором контактная выносливость деформационно-упрочненных образцов в 1,5 раза выше, чем при одностадийном процессе насыщения.

2. Предпочтительными являются способы насыщения в тлеющем разряде (ионная цементация и нитроцементация), отличающиеся более равномерным распределением карбидов в слое, возможностью управления процессом насыщения и стабильностью результатов.

3. Существенное увеличение доли остаточного аустенита (до 25%) в поверхностном слое теплостойкой стали 16ХЗНВФМБ-Ш, путем исключения операции обработки холодом, в 1,5...2 раза повышает контактную выносливость деформационно упрочненных образцов.

4. Увеличение температуры послезакалочного отпуска способствует повышению свойств. Оптимальным является отпуск при 320°C в течение 3 ч.

ЛИТЕРАТУРА

1. Тарасенко Л.В., Пахомова С.А., Унчикова М.В. Материаловедение. - М.: Инфа-М, 2013 – 267 с.
2. Пахомова С.А. Эффективность деформационного упрочнения теплостойких сталей // Деформация и разрушение металлов. - 2007. - № 1. - С. 17-20.
3. Рыжов Н.М., Фахуртдинов Р.С., Горбалетов Н.В. Управление химическим составом, структурой и свойствами зубчатых колес при ХТО // Вестник машиностроения. - 1985. - № 9. - С. 16-20.