

УДК 621.787

## ПОВЫШЕНИЕ КОНТАКТНОЙ ВЫНОСЛИВОСТИ ДЕТАЛЕЙ ИЗ ЦЕМЕНТУЕМОЙ СТАЛИ 12Х2Н4А

© Виталий Иванович Гришин

МГТУ им. Н. Э. Баумана, Москва, Россия

[mgtu-gvi@yandex.ru](mailto:mgtu-gvi@yandex.ru)

*Аннотация.* В работе изложено исследование технологии упрочнения цементованных деталей из хромоникелевой стали путем дробеударной обработки и последующего низкого отпуска. Такая обработка приводит к значительному повышению контактной выносливости деталей.

*Ключевые слова:* зубчатые колеса, сталь 12Х2Н4А, газовая цементация, контактная выносливость, дробеударная обработка.

## INCREASING THE CONTACT FATIGUE OF DETAILS BY CARBURIZED STEEL 12Kh2N4A

© V. Grishin

BMSTU, Moscow, Russia

[mgtu-gvi@yandex.ru](mailto:mgtu-gvi@yandex.ru)

*Annotation.* The paper described the technology of the research to hardening the carburized parts from chrome-nickel steel by shot treatment and subsequent low temperature tempering. Such treatment leads to a significant increase the contact fatigue of some details.

*Keywords:* gear wheels, steel 12Kh2N4A, gas carburizing, contact fatigue, shot treatment.

**Введение.** Для повышения работоспособности зубчатые колеса подвергаются комплексному упрочнению, включающему химико-термическую обработку (цементацию) и поверхностное пластическое деформирование (после зубошлифования). Холодная пластическая деформация существенно изменяет строение фаз цементованного слоя, что оказывает определяющее влияние как на характеристики качества поверхностного слоя, так и на важнейшее эксплуатационное свойство зубчатых колес – контактную выносливость [1-5].

В данной работе исследовали закономерности изменения при дробеструйном наклепе характеристик качества цементованного слоя, тонкой структуры его фаз и их взаимосвязь с контактной выносливостью хромоникелевой стали 12Х2Н4А.

**Методика и объекты исследования.** Объектами исследований служили роликовые образцы из стали 12Х2Н4А с наружным диаметром 30,2 и шириной 18 мм. Образцы проходили типичную для зубчатых колес химико-термическую обработку (цементацию в шахтной печи при  $t = 930$  °С на глубину 1,0...1,2 мм, отпуск при  $t = 650$  °С, закалку в масле от  $t = 780$  °С, обработку холодом при  $t = -70$  °С, низкий отпуск при  $t = 180$  °С) и имели твердость поверхности HRC 61...62, в сердцевине HRC 35...39,5.

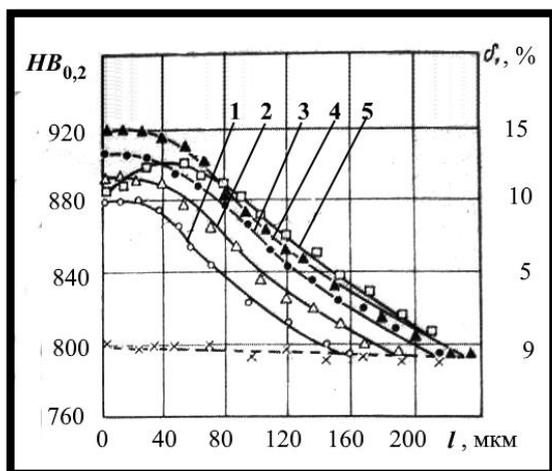
После шлифования по наружной поверхности (снимали припуск 0,15 мм) роликовые образцы подвергали упрочнению стальной дробью диаметром 0,8...1,0 мм при расходе  $9 \pm 1$  кг/мин и давлении воздуха  $0,4 \pm 0,2$  МПа. При этих постоянных параметрах обработки режим упрочнения характеризовали величиной кинетической энергии дроби, приходящейся на единицу обрабатываемой поверхности:  $E = E_{уд} \cdot \tau_{эл}$ , где  $E_{уд}$  – удельная кинетическая энергия, сообщаемая дробью единице поверхности в единицу времени;  $\tau_{эл}$  – время упрочнения элемента цилиндрической поверхности образца, на который дробь падает под эффективными углами  $90...45^\circ$ . Энергию  $E$  изменяли от 20 до 160 кДж/м<sup>2</sup> ( $\tau_{эл}$  – от 1 до 8 мин).

Контактную выносливость определяли при испытаниях образцов по схеме качения с проскальзыванием (ГОСТ 25.501 – 78), используя двухконтактную роликовую машину Ш17 конструкции ИМАШ им. А.А.Благоднарова. Удельное скольжение образцов (6 %) соответствовало рабочему удельному скольжению зубьев колес в зоне минимальной контактной выносливости. За критерий долговечности стали 12Х2Н4А принимали число циклов до появления на поверхности роликового образца выкрашивания размером не менее ширины рабочей дорожки, равной 8 мм. В качестве смазывающего вещества применяли синтетическое масло дизфирного типа, нагретое до  $t = 110 \pm 5$  °С.

На роликовых образцах определяли также распределение микротвердости, тангенциальные остаточные макронапряжения, шероховатость поверхности и структуру поверхностного слоя. Остаточные напряжения оценивали по методу Н. Н. Давиденкова на вырезанных из роликов кольцевых образцах с толщиной стенки 2 мм. Полную величину остаточных напряжений в слое вычисляли как сумму напряжений, измеряемых при разрезке образца по образующей и последовательном удалении слоев при травлении, которое осуществляли на специальной установке с непрерывным измерением деформации с помощью тензометров.

Шероховатость поверхности определяли на профилографе-профилометре завода «Калибр». Структуру цементованного слоя образцов стали 12Х2Н4А исследовали методами рентгеноструктурного анализа и дифракционной электронной микроскопии. Ширину интерференционных линий (220) и (211) мартенсита определяли на дифрактометре ДРОН-1 в железном  $K_\alpha$ -излучении. Съёмку рентгенограмм проводили на одном и том же участке образца до и после наклепа 5...10 раз и определяли разность  $\Delta\beta = \beta_{исх} - \beta_{нак}$ , где  $\beta_{исх}$  и  $\beta_{нак}$  – физическое уширение рентгеновской линии в исходном состоянии и после наклепа соответственно.

**Проведение экспериментов и их обсуждение.** Поверхностное пластическое деформирование заметно меняет состояние поверхностного слоя образцов стали 12Х2Н4А. Распределение микротвердости по толщине слоя зависит от энергии деформирования  $E$  (рис. 1).



**Рис. 1.** Распределение микротвердости  $H$  по толщине цементованного слоя

( $l$  – расстояние от поверхности) стали 12Х2Н4А и степень его упрочнения  $\delta$  при разной энергии деформирования  $E$ , кДж/м<sup>2</sup>: 1 – 20; 2 – 40; 3 – 60; 4 – 80; 5 – 100 (штриховая линия – до упрочнения)

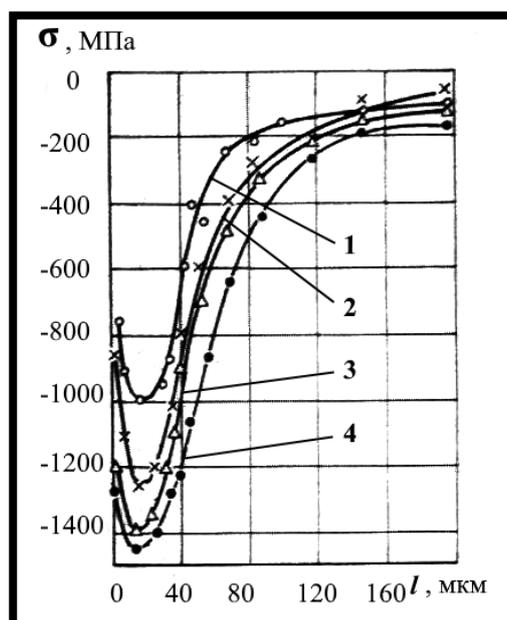
Степень упрочнения  $\delta = (\Delta H / H_{исх} \cdot 100)$  % максимальна при  $E \approx 80$  кДж/м<sup>2</sup>. Этот режим обеспечивает также практически предельную

толщину упрочненного слоя (около 230 мкм). Режимы с энергией дроби более 80 кДж/м<sup>2</sup> применять нецелесообразно, так как при этом твердость на поверхности образцов снижается; максимум твердости смещается в подповерхностный слой (см. рис. 1).

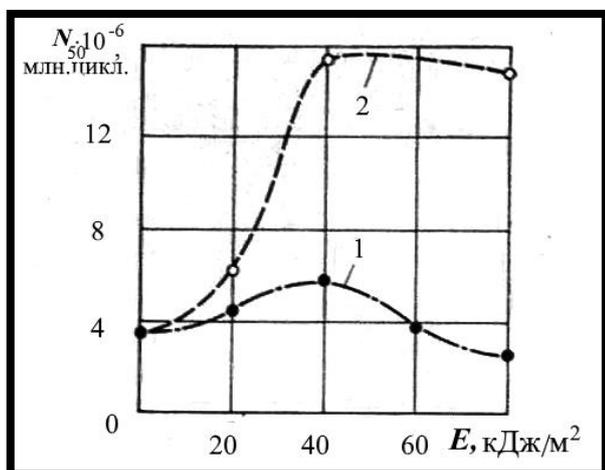
Для упрочненных дробью роликовых образцов из стали 12Х2Н4А характерны высокие значения остаточных напряжений сжатия (рис. 2). Максимальные остаточные напряжения и напряжения у поверхности образцов растут с увеличением кинетической энергии дроби, достигая наибольших значений также при  $E \approx 80$  кДж/м<sup>2</sup>.

Шероховатость поверхности образцов зависит от энергии деформирования (времени наклепа), качества дроби и исходной шероховатости. При низкой исходной шероховатости, которую имели роликовые образцы ( $Ra = 0,18...0,22$  мкм), и невысокой  $E = 20...40$  кДж/м<sup>2</sup> наблюдается ухудшение микрогеометрии поверхности ( $Ra 0,25...0,45$  мкм). При высоких значениях  $E \approx 160$  кДж/м<sup>2</sup> шероховатость поверхности несколько уменьшается ( $Ra = 0,23...0,29$  мкм), но не достигает исходного значения.

**Рис. 2.** Эпюры тангенциальных остаточных напряжений  $\sigma$  ( $l$  – расстояние от поверхности) в образцах из стали 12Х2Н4А при разной энергии деформирования  $E$ , кДж/м<sup>2</sup>: 1 – 20; 2 – 40; 3 – 60; 4 – 80



Наклеп дробью оказывает неоднозначное влияние на контактную выносливость стали 12Х2Н4А (рис. 3). Повышение ее в 1,5 раза по сравнению с контактной выносливостью в исходном (недеформированном) состоянии наблюдается лишь при упрочнении с  $E \approx 40$  кДж/м<sup>2</sup>. Режим обработки с  $E \approx 80$  кДж/м<sup>2</sup>, в результате которой достигаются наиболее высокие твердость поверхности и остаточные напряжения сжатия, приводит к снижению долговечности стали 12Х2Н4А почти в 2 раза. Таким образом, выбор режимов деформирования материала по характеристикам качества поверхности может привести к отрицательному эффекту.



**Рис. 3.** Контактная выносливость  $N_{50}$  стали 12Х2Н4А в зависимости от кинетической энергии дроби  $E$ : 1 – наклеп; 2 – наклеп, виброшлифование и отпуск при  $t = 130$  °С 2 ч

Отсутствие однозначной связи между контактной выносливостью, микротвердостью и остаточными напряжениями сжатия обусловлено существенными изменениями

структуры фаз цементованного слоя стали при поверхностном пластическом деформировании. Решающее влияние на эти изменения оказывает взаимодействие в процессе деформации трех фаз – мартенсита отпуска, остаточного аустенита и включений избыточных карбидов.

В исходном состоянии мартенсит цементованного слоя стали 12Х2Н4А характеризуется неоднородностью, высокими микроискажениями кристаллической решетки [6-8]. Остаточный аустенит, количество которого, по данным рентгеноструктурного анализа, составляет в стали 12Х2Н4А до деформационного упрочнения 10...17 %, диспергирован [9, 10].

Важная деталь структуры цементованного слоя стали 12Х2Н4А – неоднородно распределенные в мартенситной матрице глобулы избыточных карбидов. Микродифракционный анализ показывает, что они представляют собой карбиды  $M_{23}C_6$  с ГЦК-решеткой и параметром  $a = 1,062$  нм. По данным микроспектрального энергодисперсионного анализа, такие карбиды, формирующиеся в процессе длительного (5...6 ч) отпуска при  $t = 650...680$  °С и не растворяющиеся при нагреве под закалку, содержат в среднем 5...7 % Cr; 0,9...1,6 % Ni; 0,8...1,0 % Mn; 90...92 % Fe.

Результаты анализа размеров карбидных частиц, выполненного на автоматическом анализаторе изображений «Квантимет-720», приведены в таблице 1. В качестве геометрических параметров частиц карбидной фазы приняты их максимальный размер по вертикали (перпендикулярно поверхности образца), а также эквивалентный диаметр, т. е. диаметр круга, площадь которого эквивалентна площади сечения частицы.

Таблица 1 - Морфология карбидной фазы цементованного слоя

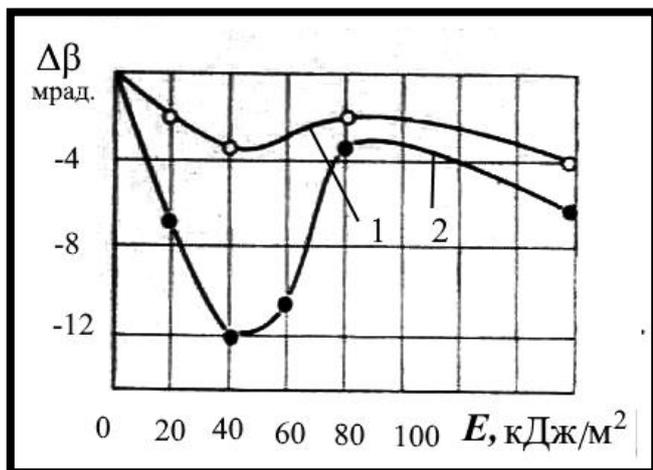
Расстояние от поверхности до центра зоны, мкм	Средний диаметр частицы, мкм	Объемная доля карбидной фазы, %	Общее число частиц на площади $20 \times 10^3$ мкм <sup>2</sup>	Число частиц размером, мкм					
				0,5	1,5	2,5	3,5	4,5	5,5
				...	...	...	...	...	...
10	2,64	7,63	345	112	115	82	29	4	3
50	2,95	6,33	263	75	88	74	19	7	0
90	2,01	3,14	259	174	62	21	9	2	1
130	1,25	1,81	348	302	43	2	0	1	0
170	1,16	1,07	236	208	26	2	0	0	0
210	1,08	1,06	265	239	25	1	0	0	0

В таблице приведено распределение частиц карбидной фазы для зон шириной 20 мкм послойно через каждые 40 мкм по всей толщине заэвтектоидной части цементованного слоя. Для каждой зоны распределение карбидных частиц исследовали в размерном диапазоне 0,5...6,5 мкм с разбивкой на 6 классов. Видно, что основная часть карбидов имеет размер около 1...3 мкм.

Наличие достаточно развитой карбидной фазы оказывает неблагоприятное влияние на мартенситную матрицу в процессе ее пластической деформации. «Жесткие»

недеформирующиеся включения карбидов вызывают локализацию в мартенсите микропластической деформации и, как следствие, формирование высоких локальных микронапряжений, приводящих к более раннему зарождению трещин контактной усталости.

Значения локальных напряжений около недеформирующихся включений тем больше, чем выше общий уровень микронапряжений в матрице [11], который зависит, как видно из кривых изменения ширины интерференционных линий мартенсита (рис. 4), от режима поверхностного упрочнения. Уменьшение ширины линии при  $E \approx 40$  кДж/м<sup>2</sup> свидетельствует о снижении микроискажений (микронапряжений) кристаллической решетки, что вызвано несколькими причинами. Одна из них – развитие начальных стадий деформационного старения, связанных с переходом атомов углерода в поля напряжений образующихся при деформации дислокаций, чему способствует высокая концентрация углерода в цементованном слое и наличие двойникового мартенсита [9]; другая – релаксация локальных микронапряжений, в том числе и вблизи карбидных включений. Важную роль в этом, по-видимому, играет остаточный аустенит, количество которого при упрочнении с  $E \approx 40$  кДж/м<sup>2</sup> уменьшается более чем в 2 раза.



*Рис. 4. Изменение физического уширения  $\Delta\beta$  интерференционных линий:*

*1 - (211) и 2 - (220) мартенсита в зависимости от кинетической энергии дробы E*

Повышению контактной выносливости образцов стали 12Х2Н4А способствует деформирование со строго дозированной кинетической энергией дробы, при котором процессы выравнивания микронапряжений и

закрепления дислокаций атомами углерода превалируют над процессами увеличения плотности структурных несовершенств и общей напряженности структуры. Однако формирование более стабильной дислокационной структуры происходит при небольшом упрочнении поверхности, поэтому повышение контактной выносливости стали 12Х2Н4А невелико (см. рис. 3). Наклеп с  $E \approx 80$  кДж/м<sup>2</sup> создает более высокую степень упрочнения, но вызывает структурные изменения, снижающие локальное сопротивление усталости. При этом режиме упрочнения увеличивается плотность дислокаций в мартенсите и интенсивно развивается деформация матрицы у включений. Активизируя работу источников дислокаций и блокируя их перемещение, включения карбидов являются местом интенсивного накопления структурных несовершенств [6]. Микрообласти мартенсита вблизи карбидов становятся «слабыми звеньями» тонкой структуры стали 12Х2Н4А с пониженным сопротивлением зарождению усталостных трещин.

Важный резерв повышения контактной выносливости стали 12Х2Н4А – применение после наклепа дробью низкотемпературного отпуска (см. рис. 3, кривая 2). Отпуск при  $t = 130$  °С 2 ч способствует повышению долговечности стали 12Х2Н4А примерно в 3 раза по сравнению с долговечностью в исходном (после шлифования) состоянии. Его положительное

влияние связано с уменьшением локальных микронапряжений вблизи структурных концентраторов напряжений, а также с увеличением степени закрепления дислокаций атомами углерода. Значительное повышение долговечности в результате деформационного старения стали 12Х2Н4А в определенной степени связано с совпадением схем напряженного состояния при наклепе и в зоне контактного нагружения. Блокировка дислокаций протекает более интенсивно в системе плоскостей скольжения, близкой к направлению пластического течения металла при контактном нагружении.

Вместе с тем, закрепление дислокаций усиливает хрупкость цементованного слоя и, как следствие, повышается его чувствительность к качеству поверхности. По этой причине эффективность отпуска максимальна в том случае, если ему предшествует отдельная операция – виброшлифование (или электрополирование) для уменьшения шероховатости поверхности.

**Выводы.** 1. Повышение контактной выносливости цементованной стали 12Х2Н4А при наклепе дробью достигается в узком диапазоне режимов упрочнения, когда не возникает локальных повреждений тонкой структуры мартенсита цементованного слоя.

2. Поверхностное пластическое деформирование рекомендуется сочетать с последующим низкотемпературным отпуском, необходимым для релаксации локальных микронапряжений, а также для дополнительного упрочнения мартенсита за счет его деформационного старения. В результате такого комбинированного упрочнения контактная выносливость стали 12Х2Н4А повышается в 3 раза.

### Список литературы

1. Елисеев Ю.С., Крымов В.В., Нежурин И.П. и др. Производство зубчатых колес газотурбинных двигателей. – М.: Высшая школа, 2001. – 493 с.
2. Пахомова С.А., Макушина М.А., Коваленко С.В. Деформационное упрочнение тяжело нагруженных поверхностей зубчатых передач для горнодобывающей промышленности // Современные инновационные технологии подготовки инженерных кадров для горной промышленности и транспорта. 2016. № 3. С. 243-251.
3. Пахомова С.А., Унчикова М.В., Карапузов. Технология комплексного упрочнения тяжело нагруженных поверхностей зубчатых передач // В сборнике: «Проблемы и достижения в инновационных материалах и технологиях машиностроения», 12-16 мая 2015. - Комсомольск-на-Амуре: изд-во КГТУ, 2015. - 320 с.
4. Суслов А.Г. Технология машиностроения Учебник. – 2-е изд., перераб. и доп. – М.: Машиностроение, 2007. – 430 с. – Для студентов технических вузов.
5. Пахомова С.А., Унчикова М.В. Перспективные методы обучения бакалавров дисциплине «Инженерия поверхности» // Современные инновационные технологии подготовки инженерных кадров для горной промышленности и транспорта. 2016. № 3. С. 475-482.
6. Пахомова С.А., Рыжов Н.М. Эффективность деформационного упрочнения цементованных сталей // Вестник Московского государственного технического университета им. Н.Э.Баумана. Серия: Машиностроение. - 1999. - № 2. - С. 61-68.
7. Пахомова С.А., Рыжов Н.М., Васильев В.Р. Изменение субструктуры мартенсита железоникелевых сплавов под воздействием тепловой дробеударной обработки // Металловедение и термическая обработка металлов. 2001. № 11. С. 29-31.

8. Пахомова С.А., Рыжов Н.М. Изменение структуры и свойств мартенсита железо-никелевых сплавов при дробеударном упрочнении // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1990. № 11. С. 23-25.
9. Pakhomoova S.A., Unchikova M.V., Fakhurtdinov R.S. Surface Engineering of Gear Wheels by the Deformation Hardening and the Carburization // *Materials Science Forum*. Trans Tech Publications, Switzerland. 2016. Vol 870, pp 383-391. ISSN: 1662-9752, Doi: 10.4028/www.scientific.net/MSF.870.383.
10. Pakhomoova S.A. The Influence of Technological Heredity, Created by Termochemical Treatment, on the Plastic Deformation Hardening // 11 th Congress of the IFHT. Florence, Italy, 19-21 October 1998: Poster presentations. – Proceeding. – 1998. - Vol. 3. P. 61-67.
11. Контактная выносливость и износостойкость теплостойкой стали после разных видов цементации / С.А. Пахомова, М.Ю. Рыжова, Р.С. Фахуртдинов, М.А. Макушина, А.И. Пикалов, В.В. Усова, Н.А. Юшин // *Вестник научно-технического развития*. 2016. № 9 (109). С. 19-28.

*Дата поступления статьи: 14 ноября 2016 года.*