

## СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ КАРБОНИТРИДНЫХ И КАРБИДНЫХ СЛОЕВ ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

Учреждение образования «Гомельский государственный  
технический университет имени П.О.Сухого»  
г. Гомель, Беларусь

*Исследовано влияние длительности нитроцементации и цементации на структурообразование поверхностных слоев конструкционных экономно-легированных сталей 40Х и 30ХГСА при 8-ми и 12-ти часовом насыщении. Проанализировано влияние криогенной обработки после закалки на структуру сталей 40Х и 30ХГСА.*

*The influence of the duration of nitriding and carburizing on structure formation surface layers of construction economically-alloyed steels 40Cr and 30CrMnSiA were investigated. The influence of cryogenic treatment on the structure after hardening steels 40Cr and 30CrMnSiA were analyzed.*

### Введение

Научно-технический прогресс в машиностроительной отрасли связан с созданием новых конструкционных сталей и совершенствованием технологий поверхностного упрочнения традиционно используемых сплавов. Химико-термическая обработка (ХТО) совместно с термической являются основными видами такого упрочнения машиностроительных деталей, к которым относятся зубчатые колеса, шестерни, поверхностно-упрочняемые валы, детали топливной аппаратуры и др. Применение материалов из дорогостоящих высоколегированных сталей для изготовления таких деталей не всегда приветствуется из-за их высокой стоимости и дефицитности. Требования к экономии материальных ресурсов поддерживают на высоком уровне актуальность разработки доступных, экономичных и экологически безопасных технологий поверхностного упрочнения, обеспечивающих заданные эксплуатационные свойства детали из экономно-легированных сталей.

В настоящей работе приведены исследования влияния длительности высокотемпературных процессов нитроцементации и цементации, применение криогенной обработки после закалки на микроструктуру и микротвердость конструкционных экономно-легированных сталей 40Х и 30ХГСА.

### Объекты и методики исследований

Объектом исследований являлись поверхностные слои конструкционных экономно-легированных сталей 40Х и 30ХГСА. Упрочнение материала осуществлялось путем нитроцементации.

ции и цементации при температуре 920 °С в древесно-угольном карбюризаторе. Длительность насыщения составляла 8 и 12 часов. Термическая обработка заключалась в закалке образцов с температуры 860 °С с охлаждением в масле и последующем низкотемпературном отпуске при 200 °С длительностью 1 час. Часть партий образцов подвергалась обработке холодом в жидком азоте (-196 °С). Модификацию древесно-угольного карбюризатора осуществляли добавками карбамида  $(\text{NH}_2)_2\text{CO}$  и карбоната бария  $\text{BaCO}_3$ . Металлографические исследования проводили в соответствии с ГОСТ 8233 на оптическом микроскопе Метам РВ-21-2 и сканирующем электронном микроскопе Tescan Vega II при увеличениях 100–4000 крат. Травление микрошлифов проводилось в 2,5%-ном спиртовом растворе азотной кислоты. Измерение распределения микротвердости по толщине упрочненных слоев проводилось по ГОСТ 9450 на микротвердомере ПМТ-3 при нагрузке на индентор 2Н. Количественную оценку фазовых составляющих проводили с помощью метода случайных секущих.

### Результаты исследований и их обсуждение

Во всех случаях основой металлической матрицы сталей 40Х и 30ХГСА после нитроцементации и цементации является смесь зернистого и пластинчатого перлита с равномерно расположенными карбидными включениями. Внутри зерен нитроцементованных образцов выявлено присутствие отдельных карбонитридов глобулярной формы, размеры которых не превышают нескольких микрометров.

Основным морфологическим отличием науглероженных образцов является выраженное скелетообразное строение карбидной фазы, располагающейся по границам перлитных зерен (рис. 1 а). Глубина их распространения для стали 40Х и 30ХГСА составляет 0,7 мм и 0,5 мм соответственно. На глубине 0,2 мм в структуре науглероженных слоев стали 40Х карбидная фаза представлена равномерно распределенными по матрице материалами отдельными включениями, размеры которых не превышают 15 мкм (рис. 1 б). Количество карбидной фазы достигает 50 %. Образование одиночных включений, на глубине не более 0,1 мм, обнаружено и у образцов стали 30ХГСА, подвергнутых 12-ти часовому науглероживанию (рис. 1 в). Доля карбидной фазы при этом не превышает 20 %. Различия структуры науглероженных сталей 40Х и 30ХГСА объясняются тем, что свободная энергия образования цементита из пересыщенного углеродом ферритита в значительной степени зависит от содержания в нем хрома и марганца [1]. Согласно ГОСТ 4543-71 стали 40Х и 30ХГСА содержат различное количество марганца – 0,5–0,8 % и 1,8–1,1 %, при одинаковом количестве хрома, равного 0,8–1,1 %.

Распределение микротвердости по глубине упрочненного слоя стали 40Х после цементации показывает, что увеличение длительности науглероживания с 8-ми до 12-ти часов не приводит к увеличению общей глубины диффузионной зоны. Величина твердости составляет 3600–3900 МПа на поверхности и 2800–3000 МПа в сердцевине. Общая глубина слоя, определенная по распределению твердости составляет 1,9 мм.

Аналогичным значением поверхностной твердости (3600–3900 МПа) после нитроцементации и цементации обладают образцы стали 30ХГСА. Увеличение длительности насыщения обоих процессов с 8-ми до 12-ти часов приводит к повышению твердости сердцевины с 2700 до 3000 МПа. При этом глубина диффузионного слоя остается неизменной – 1,8 мм. Отличительной особенностью науглероженных образцов является наличие площадки постоянной микротвердости. У стали 40Х она имеет глубину 1,4 мм, у стали 30ХГСА – не превышает 0,9 мм.

Закалка и низкотемпературный отпуск обеспечили ожидаемые превращения структуры образцов. Во всех исследованных случаях сформирована мартенситная матрица (рис. 2 и 3). Дисперсность мартенситной фазы в поверхностно-модифицированном слое выше, чем в сердцевине (рис. 2). Увеличение длительности насыщения и применение криогенной обработки не

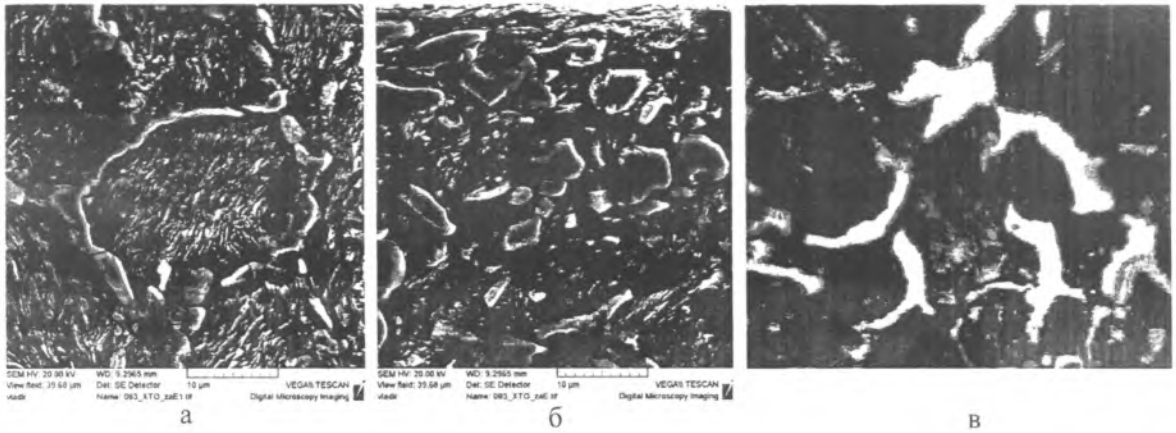


Рис. 1. Структура сталей после цементации:  
 а – зона сталей 40X и 30XГСА, имеющей цементитную сетку; б – одиночные карбиды в поверхностном слое стали 40X; в – одиночные карбиды в поверхностном слое стали 30XГСА, сформированной после 12-ти часового насыщения

повлияло на структуру сталей. Карбонитридные включения отсутствуют вследствие полного растворения их после закалки (рис. 2 а). Аналогичный эффект отмечен в работе [2].

В поверхностном слое науглероженных образцов стали 40X, подвергнутых термической обработке сохраняется карбидная фаза (рис. 3). У образцов после 8-ми часового насыщения количество карбидных включений составило 10–15 % (рис. 3 а), в то время как у образцов после 12-ти часовой цементации с последующей термической обработкой доля карбидов осталась на достаточно высоком уровне – порядка 35–40 % (рис. 3 б).

Окончательная термическая обработка карбидных слоев стали 30XГСА также снизила объемную долю цементита с 20% до 10% (рис. 3 в).

Применение криогенной обработки после закалки не повлияло на видимые структурные изменения диффузионно-упрочненных слоев сталей 40X и 30XГСА.

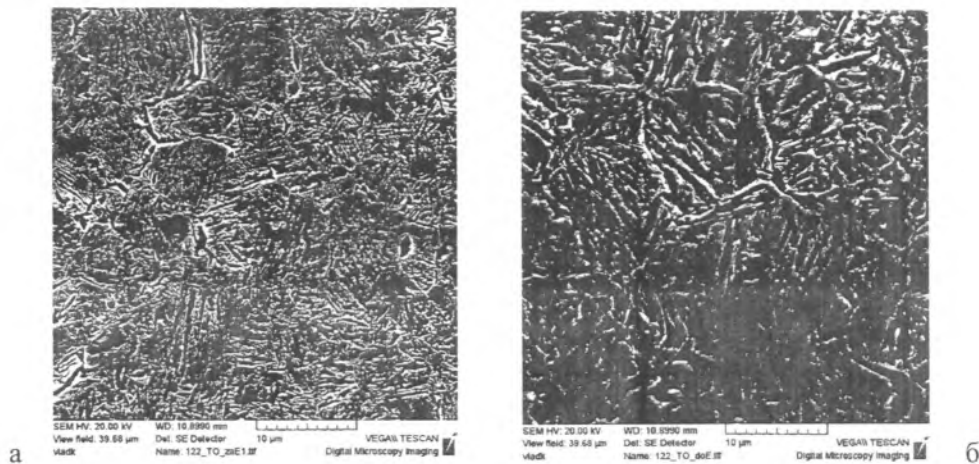


Рис. 2. Структура сталей 40X и 30XГСА, упрочненной посредством нитроцементации с последующей закалкой и отпуском при 200 °С:  
 а – поверхностного слоя (глубина 0,05 мм), б – сердцевины (глубина 2,5 мм)

Исследование распределения микротвердости по сечению карбонитридных слоев после термической обработки стали 40X показало, что увеличение длительности насыщения с 8-ми (рис. 4 а) до 12-ти часов (рис. 4 б) привело к увеличению твердости сердцевины с 5700 МПа до 6100 МПа. При этом произошло снижение микротвердости поверхности – с 9200 МПа до 8600 МПа. Общая глубина распределения микротвердости составила 1,6–1,9 мм. Большие значения

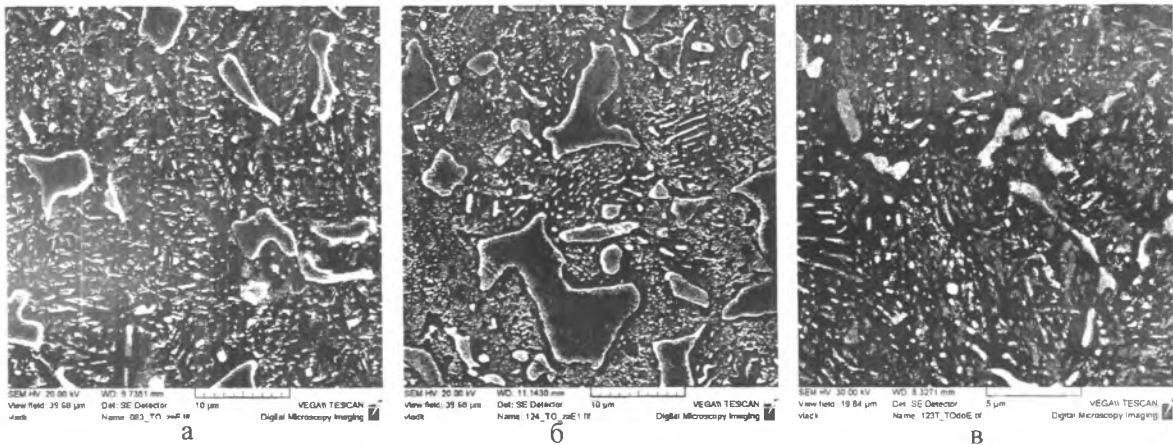


Рис. 3. Структура поверхностных слоев сталей, упрочненных посредством цементации с последующей термической обработкой:  
 а – сталь 40Х после 8-ми часового насыщения; б – сталь 40Х после 12-ти часового насыщения;  
 в – сталь 30ХГСА после 12-ти часового насыщения

слоя, определенные по глубине распределения микротвердости соответствуют большей длительности высокотемпературного насыщения поверхностных слоев стали 40Х. Аналогичный эффект наблюдается у стали 30ХГСА.

Параметры распределения микротвердости термически обработанного карбидного слоя стали 40Х отличаются от карбонитридного и не зависят от увеличения длительности диффузионного насыщения поверхности. Общая глубина диффузионного упрочнения составила 1,2–1,4 мм (рис. 4 в и г). Поверхностная твердость составила 8000 МПа при твердости сердцевины 5000 МПа.

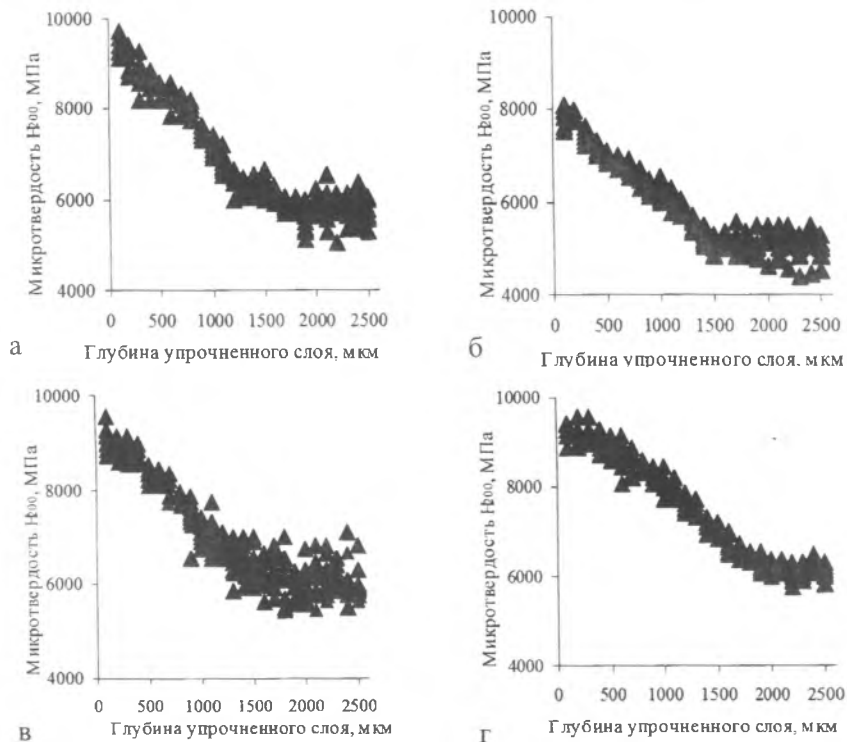


Рис. 4. Распределение микротвердости по сечению упрочненных слоев стали 40Х с последующей закалкой и отпуском при 200 °С:  
 а, б – нитроцементованных, в, г – цементованных; а и в – 8-ми часовое насыщение, б и г – 12-ти часовое насыщение

Общая глубина распределения микротвердости по сечению нитроцементованных слоев после термической обработки стали 30ХГСА составила 1,5–1,6 мм (рис. 5 а и б). Увеличение длительности нитроцементации привело к небольшому увеличению твердости сердцевины, равной 5700 МПа при 8-ми часовом (рис. 5 а) и 6100 МПа при 12-ти часовом (рис. 5 б) насыщении. Значения на поверхности близки к 9000 МПа. Влияние криогенной обработки после закалки привело к повышению общей твердости образцов. Максимальная твердость на поверхности зарегистрирована значением 9500 МПа, в сердцевине достигла 6500 МПа.

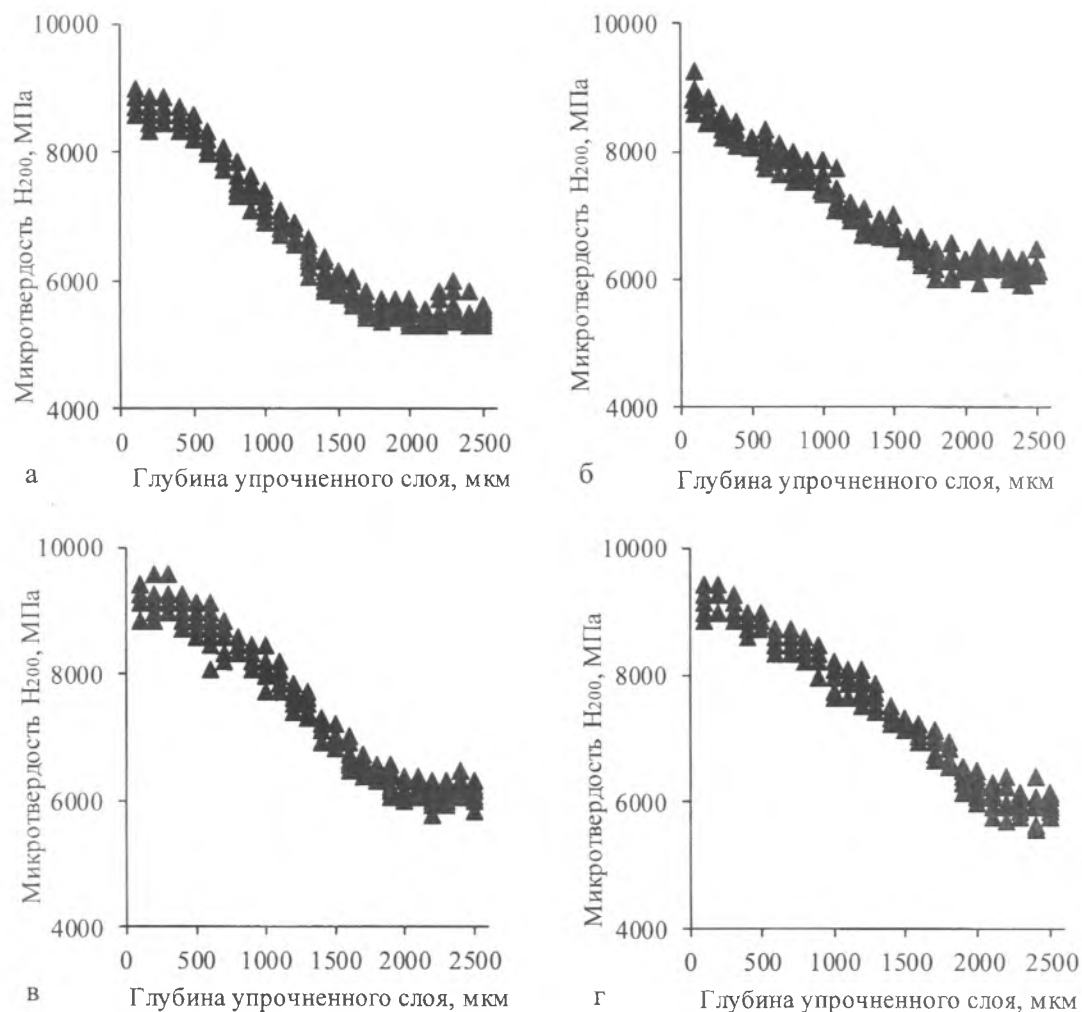


Рис. 5. Распределение микротвердости по сечению упрочненных слоев стали 30ХГСА с последующей закалкой и отпуском при 200 °С: а, б – нитроцементованных,; в, г – цементованных; а и в – 8-ми часовое насыщение; б и г – 12-ти часовое насыщение

Изменение длительности высокотемпературного насыщения поверхности стали 30ХГСА только углеродом с последующей термической обработкой также не повлияло на поверхностную твердость образцов, которая равна 9200 МПа (рис. 5 в и г). В то же время произошло незначительное снижение данного показателя для сердцевины – с 6100 МПа до 5800 МПа для образцов с 8-ми и 12-ти часовым упрочнением поверхности соответственно. Общая глубина распределения микротвердости после проведения термической обработки осталась на прежнем уровне – 1,9 мм. Важным отличием градиента твердости стали 30ХГСА от 40Х является присутствие площадки постоянной твердости на глубину 0,3 мм, обнаруженная у всех образцов кроме образцов прошедших 12-ти часовую нитроцементацию с последующей термической

обработкой. Данные показатели согласуются со структурой поверхностного слоя, в котором присутствует цементитная сетка на указанной глубине. Наличие такой площадки приводит к повышению сопротивления контактной усталости материала [3]. Дополнительная обработка холодом после закалки повлияла лишь на повышение микротвердости сердцевины до 6500 МПа у образцов после 12-ти часовой цементации.

### Заключение

Сравнительный анализ структурных изменений карбидных и карбонитридных слоев сталей 40Х и 30ХГСА показывает, что морфология упрочненного слоя зависит от исходного химического состава сплава, вида химико-термической обработки и влияния перекристаллизации при завершающей термической обработке.

Карбидные слои стали 40Х имеют более выраженную заэвтектоидную структуру, чем в стали 30ХГСА. Это обусловлено различным энергетическим балансом структурных превращений в хромомарганцовистых сталях [1]. Такая особенность способна обеспечить различные показатели контактного и абразивного изнашивания рассматриваемых поверхностных слоев.

Закалка, приводимая после нитроцементации и цементации в большей степени устраняет скелетообразное строение карбидной фазы стали 30ХГСА, чем стали 40Х.

Применение высокотемпературной нитроцементации позволяет сформировать упрочненные слои с распределением твердости, близким к карбидным слоям. Однако в структуре карбонитридных слоев существенно снижен объем структурно свободной карбидной фазы, что позволяет рассматривать эти слои более однородным материалом с точки зрения локальной прочности.

### Список используемых источников

1. Росляков, И.Н. Термодинамические условия образования поверхностных карбидных слоев при науглероживании хромомарганцевых сталей / И.Н. Росляков, В.И. Колмыков // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2009. – № 4. – С.3-5.
2. Ляхович, Л.С. Химико-термическая обработка металлов и сплавов. – М.: Металлургия, 1981. – 424 с.
3. Рыжов, Н.М. Технологическое обеспечение сопротивления контактной усталости цементуемых зубчатых колес из теплостойких сталей / Н.М. Рыжов // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2010. – № 6. – С. 39–45.

Статья поступила в редакцию 13.04.2015