

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ НАУГЛЕРОЖИВАНИЯ НА МОРФОЛОГИЮ МОДИФИЦИРОВАННОГО СЛОЯ СТАЛИ 18ХГТ

С. А. Савченко, Е. П. Поздняков

*Учреждение образования «Гомельский государственный технический
университет имени П. О. Сухого», Республика Беларусь*

Научный руководитель И. Н. Степанкин

Введение. Цементуемые конструкционные стали широко применяются для изготовления различного рода деталей машин, если к их поверхностному слою предъявляются высокие требования по износоустойчивости. Большой класс деталей, упрочняемых цементацией, в процессе своей эксплуатации испытывает воздействие на рабочую поверхность пульсирующих контактных напряжений – это зубчатые колеса и шестерни, кулачковые валы, нажимные ролики и др. Учитывая специфику разрушения поверхностного слоя, актуальными являются исследования, позволяющие выявить режимы формирования модифицированной поверхности, свойства которой будут адаптированы к воздействию контактных напряжений. Выявленное значение твердости поверхностного слоя позволяет осуществить количественную оценку величины предела контактной выносливости [1]. Но, как показывают дополнительные исследования, одним из важнейших достижений в рассматриваемом аспекте является формирование площадки равной твердости в рабочем слое детали [2]. Очевидно, что управление распределением твердости может быть осуществлено путем изменения длительности химико-термической обработки (ХТО), однако при этом, как правило, следует обратить внимание на изменение структуры слоя, в первую очередь, карбидной фазы.

Объектами исследований являлись науглероженные слои стали 18ХГТ, выпускаемой ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК». ХТО проводили в среде древесного угля модифицированного углекислыми барием при температуре 920 °С в течение 8 и 12 ч. По окончании обработки ящики с образцами охлаждали в печи. После ХТО образцы закаливали в масле с температуры 860 °С и проводили отпуск при температуре 200 °С. Для анализа структуры одну из поверхностей кубиче-

ских образцов размерами 20×20 мм шлифовали и полировали, травили 3–5%-м спиртовым раствором азотной кислоты. Металлографические исследования проводили на оптическом микроскопе Метам РВ22. Оценку изменения строения поверхностного слоя и его твердости проводили механическим удалением с исследуемой поверхности образца слоя материала толщиной около 0,15–0,2 мм. Обнаженную внутреннюю поверхность металла полировали и подвергали дюрометрическим испытаниям на прессе Роквелла. Перечисленные действия по механическому удалению внешнего слоя металла и исследование поверхности повторяли до тех пор, пока минимальное значение твердости, соответствующее сердцевине металла образца, после трехкратного удаления слоя толщиной 0,2 мм оставалось неизменным.

Результаты исследований и их обсуждение. После закалки микроструктура цементованных образцов представлена мартенситом отпуска и карбидной фазой. Основным морфологическим отличием совокупности включений наружного слоя является присутствие различных по форме карбидов: игольчатых, пластинчатых, а также овальных. При длительности ХТО 8 ч далеко не все частицы в результате коагуляции приобретают округлые очертания. Около половины от всего их объема имеют форму, близкую к пластинчатой (рис. 1, а). Размеры наиболее крупных овальных карбидов на поверхности составляют до 14 мкм в диаметре, а на глубине 0,2 мм они преимущественно пластинчатые длиной до 13 мкм. Применение метода секущих позволило убедиться, что суммарная доля карбидной фазы достигает 36 % и уменьшается при удалении от поверхностного слоя на 0,2 мм до 20 % (см. таблицу). На указанной глубине карбидная фаза представлена выраженной скелетообразной сеткой, выявляющей границы между зернами твердого раствора. Его однородное травление (рис. 1, б) свидетельствует о незначительном количестве остаточного аустенита. В пользу указанного предположения свидетельствует анализ распределения микротвердости, отражающей неизменно высокую величину, – 60,6 HRC в наружном слое толщиной до 0,3 мм (рис. 3, а). Площадка равной твердости характеризуется практически одинаковыми значениями исследуемого параметра заэвтектидной зоны модифицированного слоя.

Строение более глубоких слоев сформировано без структурно свободных карбидов, что объясняется постепенным снижением концентрации углерода. Размеры зоны его переменного распределения можно оценить по глубине переходной зоны, которая располагается на расстояниях 0,3–0,9 мм от поверхности. Твердость металла плавно снижается до 43 HRC. Структура переходной зоны представляет собой мелкоигольчатый мартенсит преимущественно зернистого строения, в то время как в сердцевине преобладают пластинчатые формирования, напоминающие трооститную матрицу с отдельными включениями из ферритных кристаллов, которые сохранились в результате недостаточно высокой для сердцевины температуры закалки (рис. 1, в, г).

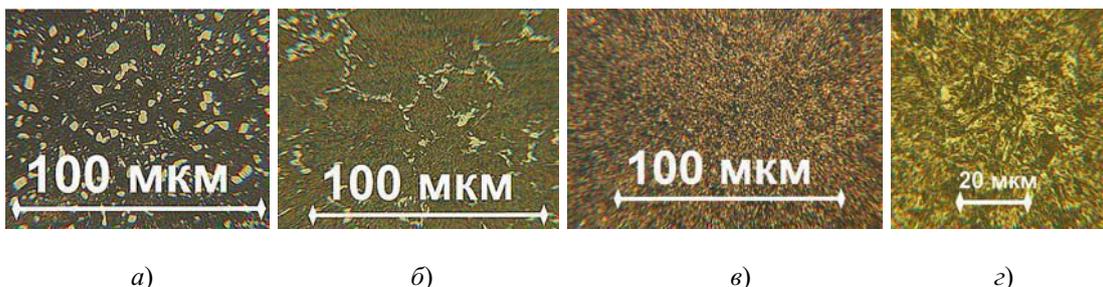


Рис. 1. Микроструктура упрочненного слоя после 8-часовой цементации и последующей термической обработки: а – на поверхности; б – на глубине 0,14 мм; в – на глубине 0,9 мм; г – сердцевины

Объемная доля структурно-свободных карбидных включений на различной глубине модифицированного слоя стали 18ХГТ, %

Длительность ХТО, ч	Глубина расположения исследованной поверхности образца, мм			
	0	0,14	0,29	0,46
8	36	20	–	–
12	43	20	8	–

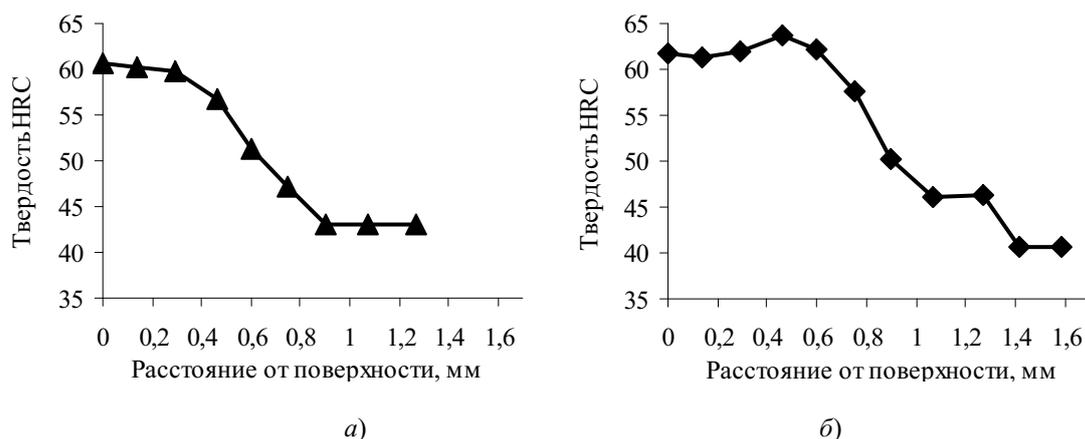


Рис. 2. Распределение твердости, HRC, по сечению науглероженных слоев стали 18ХГТ после 8-часовой (а) и 12-часовой (б) цементации, закалки и отпуска

Изменение длительности ХТО до 12 ч приводит к увеличению общей глубины слоя повышенной твердости до 1,42 мм. Несколько возрастает толщина заэвтектоидной зоны. Ее твердость на глубине 0,14 мм несколько ниже, чем на поверхности и в подслое на расстоянии 0,46 мм. В отмеченных зонах структура металла отличается своим строением. Поверхностный слой содержит около 43 % карбидных включений, форма которых определена, в первую очередь, процессами коагуляции. Срастание отдельных более мелких включений в единый конгломерат привело к появлению многочисленных образований с выраженной несимметричной формой (рис. 3, а). Их максимальный размер достигает 20 мкм. Вместе с ними присутствуют пластинчатые практически остроконечные включения, длина которых достигает 10 мкм. Отмеченная структура практически не имеет очагов слабо травящегося твердого раствора, не позволяя тем самым выявить присутствие на поверхности остаточного аустенита.

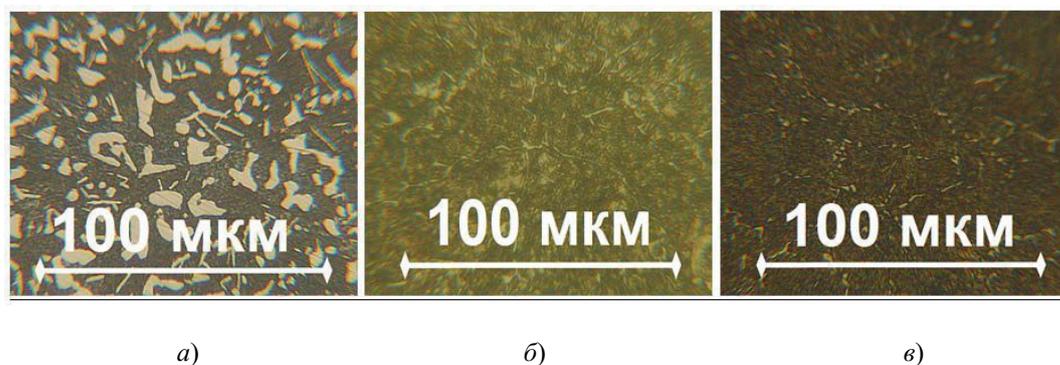


Рис. 3. Микроструктура упрочненного слоя после 12-часовой цементации и последующей термической обработки: а – на поверхности слоя; б – на глубине 0,14 мм; в – на глубине 0,29 мм

В более глубоких слоях металла на расстоянии 0,14 и 0,29 мм (рис. 3, б, в) выявляются очаги остаточного аустенита который, по-видимому, ответственен за некоторое снижение твердости металла. Карбидная фаза представлена зернограничной сеткой, объемная доля включений убывает по мере углубления (см. таблицу).

Закключение. Отмеченные отличия в строении науглероженных слоев стали 18ХГТ показывают, что ХТО, проводимая в течение 12 ч позволяет сформировать структуру с благоприятным распределением твердости, а также фазовым составом, способным обеспечить материалу удовлетворительное сопротивление процессам контактной усталости. Протяженная область повышенной твердости свыше 50 HRC глубиной не менее 0,9 мм, а также присутствие в подслое остаточного аустенита способны создать условия для приработки поверхности зубчатых колес и шестерен, а также других деталей, испытывающих воздействие пульсирующих контактных нагрузок и их длительной последующей эксплуатации.

Более короткую по длительности цементацию, обеспечивающую снижение энергетических затрат на модификацию поверхности стали 18ХГТ рационально применять для упрочнения деталей машин, работающих в условиях трения скольжения без значительного воздействия максимальных по амплитуде пульсирующих контактных напряжений.

Л и т е р а т у р а

1. ГОСТ 21354–87. Передачи зубчатые цилиндрические эвольвентные внешнего зацепления.
2. 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.