

# **ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ТЕРМОХИМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ЦЕМЕНТУЕМОЙ СТАЛИ 18ХГТ**

**С. Ю. Василькова, Е. П. Поздняков**

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

**А. В. Радионов**

*ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», г. Жлобин,  
Республика Беларусь*

Научный руководитель И. Н. Степанкин

**Введение.** Широко применяемая в машиностроении сталь 18ХГТ является одним из востребованных материалов для изготовления тяжело нагруженных валов, шестерен и других ответственных деталей. Основной технологией упрочнения данного сплава является цементация с последующей закалкой и низкотемпературным отпуском.

Рациональный набор легирующих элементов обеспечивает формирование легированных карбидов в поверхностном слое, твердость которого служит залогом для получения заданной величины предела контактной выносливости [1]. При этом свойства сердцевины сплава во многом влияют на прочность изделия в целом, что особенно актуально при изготовлении высоконагруженных крупномодульных зубчатых колес. В них закономерность распределения твердости по сечению является одним из основных факторов, определяющих надежность работы зубчатой передачи [2]. Исходя из общеизвестных закономерностей формирования науглероженного слоя, можно предположить, что влияние карбидной фазы на твердость поверхностного слоя будет основополагающим. При этом материал металлической матрицы – твердый раствор – будет выполнять роль связующего материала, обеспечивающего должную вязкость поверхностного слоя при действии на него пульсирующих контактных напряжений, а также изделия в целом, что актуально при изгибающих нагрузках, действующих на зуб шестерни. Ориентация на вязкость материала делает актуальным исследование режимов финишной термической обработки, а именно температуры отпуска на распределение твердости по сечению упрочненного слоя и изменение его структуры.

**Объектами исследований** являлись науглероженные слои стали 18ХГТ, выпускаемой ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК». Химико-термическую обработку проводили в среде древесного угля, модифицированного углекислым барием при температуре 920 °С в течение 8 ч. По окончании обработки ящики с образцами охлаждали в печи. После ХТО образцы закаливали в масле с температуры 860 °С и проводили отпуск при температурах 200 и 400 °С. Для анализа структуры одну из поверхностей кубических образцов размерами 20 × 20 мм шлифовали и полировали, травили 3–5%-м спиртовым раствором азотной кислоты. Металлографические исследования проводили на оптическом микроскопе Метам РВ-22. Оценку изменения строения поверхностного слоя и его твердости проводили механическим удалением с исследуемой поверхности образца слоя материала толщиной порядка 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 имеет 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 % (таблица). 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 твердости, отражающей неиз-

менно высокую величину – 60,6 HRC в наружном слое толщиной до 0,3 мм (рис. 2). Площадка равной твердости характеризуется практически одинаковыми значениями исследуемого параметра заэвтектоидной 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, з).

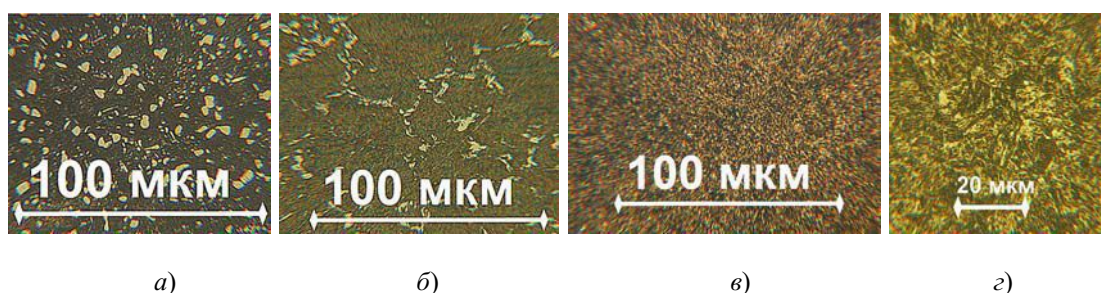


Рис. 1. Микроструктура упрочненного слоя после 8-часовой цементации и последующей термической обработки:  
а – на поверхности; б – на глубине 0,14 мм; в – на глубине 0,9 мм;  
з – сердцевины

#### 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	–	–

Проведение дополнительного среднего отпуска привело к снижению величины твердости поверхностного слоя примерно на 10 единиц HRC. Но при этом твердость сердцевины уменьшилась не более чем на три единицы – с 43 до 40 HRC. Основной особенностью морфологии твердого раствора является укрупнение структурных составляющих в области окончания переходной зоны и в дальнейшем в материале сердцевины. Как видно из рис. 3, а, на глубине порядка 1 мм структура твердого раствора представлена трооститом. Его зерна к глубине 1,24 мм увеличиваются и приобретают выраженные пластинчатые очертания (рис. 3, б). При этом твердость металла снижается с 43 до 40 HRC. В дальнейшем этот показатель сохраняется неизменным, несмотря на заметное присутствие феррита в структуре сердцевины металла. Такое сочетание структуры и свойств сердцевины дает основание предполагать, что вязкость металла должна возрасти, а его износостойчивость в условиях действия на поверхностный слой пульсирующих контактных напряжений будет соизмерима с образцами, в отношении которых применялась закалка с низким отпуском.

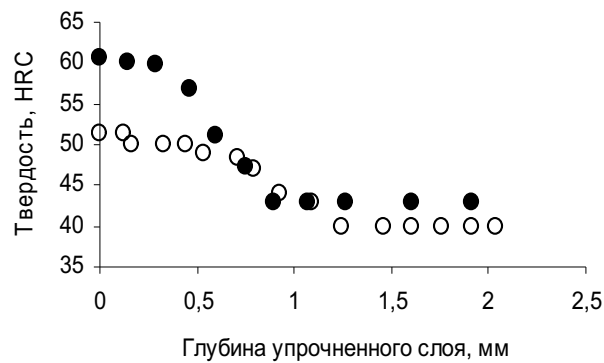


Рис. 2. Распределение твердости по сечению науглероженных слоев стали 18ХГТ после 8-часовой цементации, закалки и отпуска при температурах 200 °С (●) и 400 °С (○)

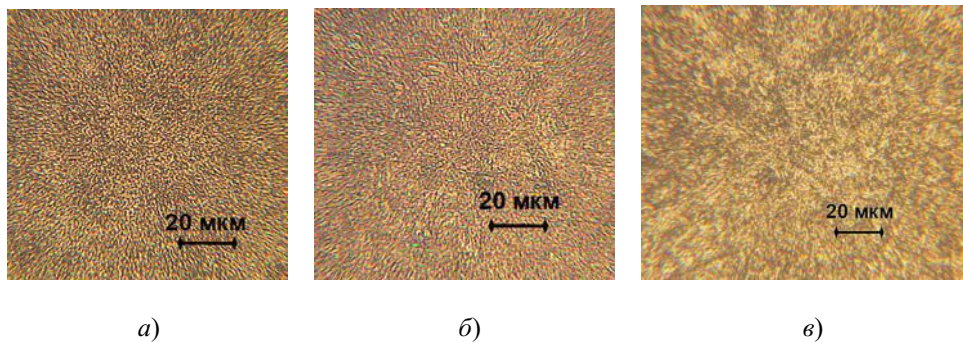


Рис. 3. Микроструктура упрочненного слоя после 8-часовой цементации и последующей закалки и среднего отпуска:  
 а – на глубине 0,93 мм; б – на глубине 1,24 мм;  
 в – в сердцевине, на глубине 2,04 мм

**Заключение.** Отмеченные отличия в распределении твердости науглероженных слоев стали 18ХГТ показали, что изменение температуры отпуска с 200 до 400 °С позволяет сохранить высокий уровень твердости сердцевины металла при выраженном присутствии в ее структуре ферритных зерен. Достижение указанного эффекта при сохранении твердости поверхности на уровне не менее 50 HRC создает предпосылки для получения высокой вязкости материала в совокупности с его удовлетворительной контактной выносливостью.

#### Литература

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 термич. обработка металлов. – 2010. – № 6. – С. 39–45.