

**СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ ТЕРМОДИФФУЗИОННО-УПРОЧНЕННЫХ СЛОЕВ СТАЛИ 16CRMNS5, СФОРМИРОВАННЫХ В РЕЗУЛЬТАТЕ ЦЕМЕНТАЦИИ**

**С. Г. Папко, А. В. Мартьянов, Е. П. Поздняков, А. В. Астрейко**

*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.** Во многих случаях эксплуатационные свойства деталей машин зависят от механических свойств поверхностного слоя материала. Для их улучшения используют различные способы упрочнения. Наиболее распространенными являются высокотемпературные процессы, связанные с регулированием структуры и свойств при помощи диффузии углерода в поверхностный слой детали, такие как цементация и нитроцементация. Их применение направлено на получение высокой твердости и износостойкости поверхностного слоя сплавов при сохранении вязкой сердцевины. В качестве упрочняемых материалов традиционно используют низкоуглеродистые стали марок 18ХГТ, 12ХНЗА, 20Х, 20ХНЗА и др. В настоящее время на ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» отлажена технология плавки новой марки стали 16CrMnS5 в соответствии с DIN EN 10084, экспортируемой в страны Европейского Союза. Однако на территории Республики Беларусь, а также стран СНГ она не получила широкого распространения, что связано с низкой информативностью о ее механических и эксплуатационных свойствах. В работах [1], [2] приведены исследования цементованных и нитроцементованных слоев стали 16CrMnS5, сформированных в атмосферах низкого давления. Общая толщина слоя в данных случаях не превысила 0,8 мм. Технология получения диффузионного слоя в вакууме требует применения дорогостоящего оборудования и высокой квалификации специалистов и применяется в условиях массового и крупносерийного производств. Актуальной является задача исследования влияния структурных и фазовых составляющих на свойства цементованных слоев стали 16CrMnS5, полученных в твердых карбюризаторах.

Целью работы является установление влияния температуры отпуска на структурообразование и твердость цементованных слоев стали 16CrMnS5.

**Объекты и методы исследований.** Объектом исследований являлись термодиффузионно-упрочненные слои конструкционной стали 16CrMnS5. Диффузионное насыщение поверхности образцов осуществлялось путем цементации при температуре 920 °С в течение 8 и 12 ч в древесно-угольном карбюризаторе с добавлением BaCO<sub>3</sub>. Окончательная термическая обработка заключалась в проведении закалки с температуры 860 °С в масле и трех последовательных отпусков при температурах 200, 400 и 600 °С в течение 1 ч каждый. Исследование микроструктуры осуществлялось на оптическом микроскопе Метам РВ-22. Травление микрошлифов проводилось в 2,5–5%-ном спиртовом растворе азотной кислоты. Распределение твердости термодиффузионных слоев определялось на прессе Роквелла ТК-2М при нагрузке 1471 Н. Определение объемной доли карбидной фазы в заэвтектидном слое определялось методом Розиваля при снятии слоев толщиной порядка 0,1 мм.

**Результаты исследования и их обсуждение.** После проведения всех этапов термической обработки микроструктура науглероженных слоев, подвергнутых низко-

му отпуску, представляет собой мартенситно-аустенитную матрицу с карбидными включениями (рис. 1, *a, z*). При исследовании структуры выявлены различия в морфологии карбидной фазы по объему слоя, имеющего заэвтектоидное строение. На поверхности образца, прошедшего 8-часовую цементацию, карбидная фаза представлена отдельными сферическими и овальными включениями (рис. 1, *a*). Их максимальный размер достигает 20 мкм. Среди них выявлены равномерно распределенные мелкодисперсные включения размерами в несколько микрометров. Карбидная фаза и твердый раствор занимают близкие по величине объемы –  $48 \pm 5 \%$  и  $52 \pm 5 \%$  соответственно. Увеличение длительности ХТО до 12-ти часов привело к повышению объема карбидной фазы до  $53 \pm 5 \%$ , увеличив долю крупных включений глобулярной формы с наибольшим размером порядка 40 мкм (рис. 1, *z*). В процессе насыщения углерод диффундировал на глубину 0,29 мм от поверхности образца после 8 ч ХТО и на 0,46 мм после 12-часовой.

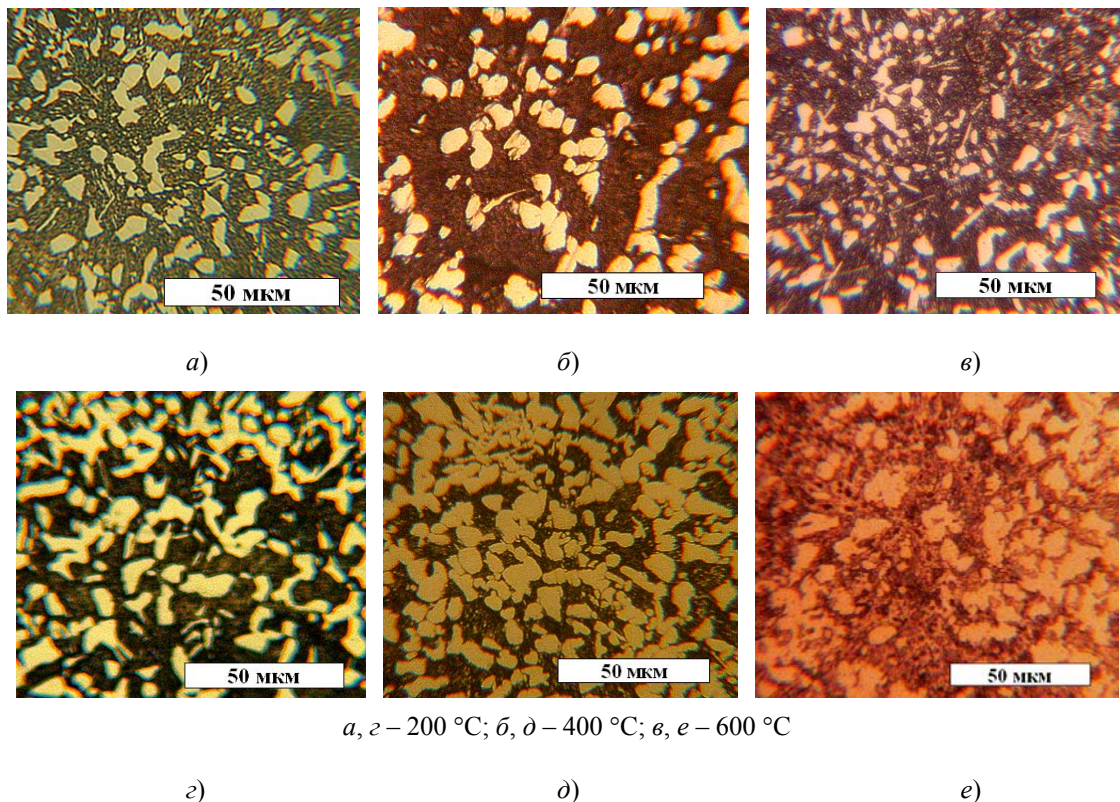


Рис. 1. Морфология карбидной фазы на поверхности термодиффузионно-упрочненных слоев стали 16CrMnS5 после:  
*a-в* – 8-часовой цементации; *z-e* – после 12-часовой цементации

Проведение отпуска при температуре 400 °С превращает остаточный аустенит и мартенсит в сорбит отпуска, в котором по-прежнему располагаются карбидные включения. На поверхности образца после 8-часового насыщения мелкодисперсных включений не обнаружено – остались включения глобулярной формы (рис. 1, *б*). Объемная доля карбидной фазы снизилась до уровня  $40 \pm 5 \%$ . При изучении поверхностного слоя образца после 12-часового науглероживания оказалось, что форма карбидов приняла более равноосную форму (рис. 1, *д*), в которой присутствует небольшое количество мелкодисперсных включений. Количество карбидной фазы

возросло, по сравнению с низкотемпературным отпуском, до уровня в  $55 \pm 5\%$ . Это небольшое изменение объемной доли карбидов (2 %) может быть связано с погрешностью измерения. Распространение включений по слою отмечено на глубине 0,55 (8 ч) и 0,67 мм (12 ч) от поверхности образцов, что оказалось значительно больше, чем в слоях после низкого отпуска. Это явление может быть связано с выделением углерода в виде мелких карбидов из перенасыщенного твердого раствора.

После высокотемпературного отпуска ( $600\text{ }^\circ\text{C}$ ) на поверхности образца, прошедшего 8-часовое насыщение, как таковой сфероидизации карбидной фазы практически не обнаружено (рис. 1, в). Включения представлены преимущественно овальной формы с равномерным распределением в сорбите отпуска еще и мелкодисперсных включений, выделившихся из твердого раствора. Объемная доля карбидной фазы практически не изменилась и составила  $37 \pm 5\%$ . На поверхности образца после 12-часовой ХТО отчетливо можно выделить не только сфероидизацию, но и коагуляцию карбидной фазы (рис. 1, е). Ее объемная доля составила  $56 \pm 5\%$ , что очень близко к аналогичному параметру, определенному у образца после среднего отпуска. Избыточная фаза распространилась на глубину 0,71 (8 ч) и 0,77 мм (12 ч) от поверхности образцов, что увеличило толщину заэвтектоидной зоны по сравнению с низким и средним отпусками.

При изучении графиков распределения твердости в поперечном сечении слоев оказалось, что их зависимости имеют достаточно близкое распределение (рис. 2).

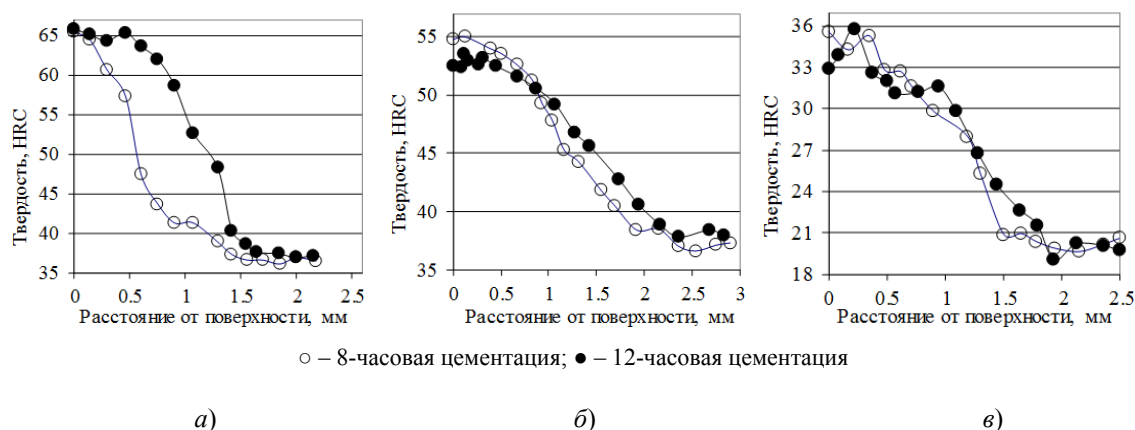


Рис. 2. Кривые распределения твердости науглероженных слоев стали 16CrMn5 после проведения отпуска при температуре:  
а –  $200\text{ }^\circ\text{C}$ ; б –  $400\text{ }^\circ\text{C}$ ; в –  $600\text{ }^\circ\text{C}$

После низкого отпуска (рис. 2, а) твердость поверхности обоих слоев оказалась равной – 65 HRC. Отличительной особенностью образца после 12-часового науглероживания является наличие площадки равной твердости на глубину 0,6 мм. Далее следует резкое снижение твердости к сердцевине, значение которой находится в интервале 35–37 HRC. Увеличение длительности цементации также привело к увеличению толщины диффузионного слоя, которая составила 1,5 и 2,0 мм после 8- и 12-часового насыщения соответственно.

После среднетемпературного отпуска зависимости распределения твердости слоев очень близки (рис. 2, б). Твердость поверхности после 8 ч ХТО снизилась до 55 HRC, а после 12 ч – до 52–54 HRC с сохранением площадки равной твердости. Следует отметить, что общая толщина диффузионного слоя, сформированного в те-

чение 8-часовой ХТО, приблизилась к слою после 12-часовой. Твердость сердцевин не изменилась с увеличением температуры отпуска и равна 36–38 HRC.

При проведении высокотемпературного отпуска параметры твердости по сечению слоев значительно снизились и не зависят от длительности цементации. Величина твердости на поверхности находится в интервале 33–36 HRC, а сердцевин – 19–21 HRC. При этом следует отметить уменьшение общей толщины диффузионных слоев.

**Заключение.** Проведенные исследования термообработанных науглероженных слоев стали 16CrMnS5 позволили установить следующее:

– увеличение температуры отпуска показало небольшое снижение объемной доли карбидной фазы на поверхности слоев после 8-часовой ХТО. Ее количество после низкого отпуска равно  $48 \pm 5 \%$ , а после среднего и высокого –  $37\text{--}40 \pm 5 \%$ . На поверхности образца после 12-часовой количество фазы во всех случаях оказалось близким и составило около  $53\text{--}56 \pm 5 \%$ ;

– твердость обоих науглероженных слоев после низкого отпуска равна 65 HRC, а сердцевин – 35–37 HRC. Низкая твердость сердцевин связана с присутствием зерен феррита в пересыщенном твердом растворе. При повышении температуры отпуска до 400 °С твердость поверхности обоих слоев составила 52–55 HRC, а твердость сердцевин осталась на прежнем уровне и равна 36–38 HRC. После повышения температуры отпуска до 600 °С все параметры твердости науглероженных слоев резко снижаются. Твердость поверхности составила 33–36 HRC, а сердцевин – 19–21 HRC.

#### Литература

1. Влияние содержания остаточного аустенита и размера зерна на сопротивление усталости при изгибе стали, подвергнутой цементации в атмосферах низкого давления / П. Куля [и др.] // Материаловедение и термическая обработка металлов. – 2014. – № 8. – С. 40–43.
2. Термодинамические и экспериментальные исследования низколегированных сталей после нитроцементации в атмосферах низкого давления / Т. Моррэй [и др.] // Материаловедение и термическая обработка металлов. – 2014. – № 8. – С. 34–39.