

Разработанная технология нейросетевого моделирования может быть адаптирована к конкретным технологическим условиям. В этом случае, при наличии накопленной базы данных по технологическим параметрам, можно проводить не только оценку технологичности, но также выполнять точное прогнозирование себестоимости и связанных технико-экономических показателей производства, а в общем случае определять рациональность производства конкретной отливки на определенной автоматической линии, исходя из актуальных макроэкономических параметров.

Созданы функциональные блоки программного комплекса для реализации интегрированного набора проектных и расчетных процедур автоматизированной разработки литейной технологии на основе использования машинных средств геометрического моделирования гидравлических и гидродинамических процессов, диагностики и численной оптимизации проектных решений. Их применение, по нашему мнению, позволяет на порядок сократить количество необходимых расчетов, за счет определения, для конкретной отливки, критически важных, с точки зрения формирования показателей качества, параметров технологии. На практике это позволит сократить время, материальные и трудовые ресурсы на отработку технологического процесса в условиях массового производства.

#### Литература

1. Хайкин, С. Нейронные сети: полный курс / С. Хайкин ; пер. с англ. Н. Н. Куссуль, А. Ю. Шелестова. – 2-е изд., испр. – М. : Вильямс, 2008. – 1103 с.

### **ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ОТПУСКА НА СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ И ПОКАЗАТЕЛИ ТВЕРДОСТИ ЦЕМЕНТОВАННЫХ СЛОЕВ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ 40Х**

**А. А. Кривенкова, 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.** Для деталей машин и инструментальной оснастки, работающих в условиях усталостного изнашивания, согласно ГОСТ 21354–87 основным параметром является износостойкость материалов. В отношении сталей основным параметром повышения износостойкости является твердость, которая повышается с увеличением углерода в ней. На способность материала оказывать сопротивление изнашиванию в определенных условиях циклического нагружения немаловажную роль оказывает морфология и размеры включений, а также их равномерное распределение в металлическом каркасе, который является основным несущим элементом при воздействии внешних нагрузок. Самым распространенным технологическим процессом упрочнения сталей и повышения их износостойкости является цементация [1]. Но после окончательной термической обработки твердость сердцевины деталей редко превышает 40 HRC. Повышенную несущую способность сердцевины можно получить при науглероживании среднеуглеродистых сталей, закаляемость которых может превышать 50 HRC [2].

Целью работы является установление влияния температуры отпуска на структурообразование и твердость термоупрочненных науглероженных слоев стали 40X.

**Объекты и методы исследований.** Объектом исследований являлись термодиффузионно-упрочненные слои конструкционной стали 40X. Диффузионное насыщение поверхности образцов осуществлялось путем цементации при температуре 920 °С в течение 8 и 12 ч в древесно-угольном карбюризаторе с добавлением  $\text{BaCO}_3$ . 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 150 кгс. Определение объемной доли карбидной фазы в заэвтектидном слое определялось методом Розиваля при снятии слоев толщиной 0,1–0,2 мм.

**Результаты исследования и их обсуждение.** Окончательная операция в виде закалки и низкотемпературного отпуска (200 °С) обеспечила получение основной матрицы, представляющей мартенсит отпуска со стабилизированным остаточным аустенитом. В заэвтектидной части слоев присутствует избыточная фаза – карбидные включения. Объемная доля карбидной фазы в образце после 8-часовой цементации, определенная в поверхностном слое до 0,2 мм от поверхности, оказалась равной  $25 \pm 5$  %. Их морфология представлена продолговатыми частицами, максимальный размер которых не превышает 10 мкм (рис. 1, а). Увеличение длительности цементации до 12 ч способствовало существенному повышению объемной доли карбидной фазы до  $65 \pm 5$  %. Морфология включений аналогична включениям после 8-часовой ХТО, но с более выраженной коагуляцией. Размеры отдельных частиц достигают 30 мкм в длину (рис. 1, б). При послойном снятии материала карбидная фаза у обоих образцов обнаружена на глубине 0,83 (8 ч) и 0,98 мм (12 ч) от поверхности.

При повышении температуры отпуска до 400 °С на поверхности образца после 8-часового насыщения включений пластинчатой формы практически не обнаружено (рис. 1, в). Карбидная фаза представлена овальными частицами с наибольшими размерами около 15 мкм. Объемная доля карбидной фазы изменилась незначительно и составила  $22 \pm 5$  %. При изучении поверхностного слоя образца, подвергнутого 12-часовому науглероживанию, значительных изменений в морфологии карбидной фазы не выявлено (рис. 1, д). Однако ее объемная доля снизилась до уровня  $42 \pm 5$  %. Распространение включений отмечено на глубине 0,77 (8 ч) и 0,96 мм (12 ч) от поверхности образцов.

После высокотемпературного отпуска на поверхности образца, прошедшего 8-часовое насыщение, прослеживается сфероидизация карбидной фазы (рис. 1, е). Объемная доля карбидной фазы оказалась близкой к двум ранее исследованным случаям (низкому и среднему отпускам) и составила  $20 \pm 5$  %. На поверхности образца после 12-часовой ХТО отчетливо можно выделить не только сфероидизацию, но и коагуляцию карбидной фазы (рис. 1, е). Ее объемная доля равна  $39 \pm 5$  %, что очень близко к аналогичному параметру, определенному у образца после среднего отпуска. Избыточная фаза распространилась на глубину 0,7 (8 ч) и 0,9 мм (12 ч) от поверхности образцов.

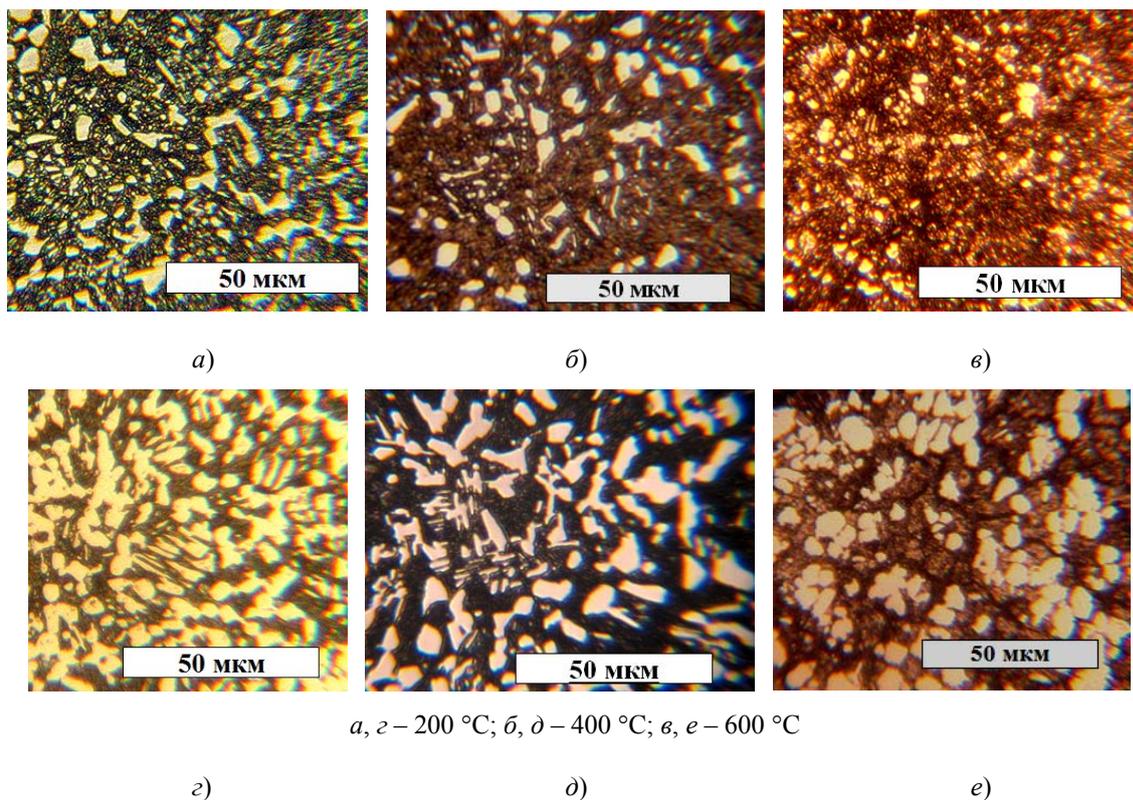


Рис. 1. Морфология карбидной фазы на поверхности термоупрочненных слоев стали 40X после проведения цементации в течение:  
*a–в* – 8 ч; *z–e* – 12 ч

При изучении графиков распределения твердости по сечению слоев оказалось, что их зависимости схожи (рис. 2). После низкого отпуска (рис. 2, *a*) твердость поверхности термоупрочненных образцов оказалась на уровне 64–65 HRC. Эта твердость сохраняется на глубину до 1 мм. Далее следует плавное снижение твердости к сердцевине, значение которой находится в интервале 54–56 HRC, отмеченной на глубине более 1,8 мм. У образца, подвергнутого 12-часовой цементации, все параметры твердости имеют повышенные значения. Площадка равной твердости достигает 1,2 мм, а твердость поверхности – 65–67 HRC (рис. 2, *б*). При этом также следует отметить, что общая толщина диффузионного слоя увеличилась до 2,0 мм с одновременным повышением твердости сердцевины до 56–57 HRC.

После среднего отпуска зависимости распределения твердости слоев сохраняются. Твердость поверхности обоих упрочненных образцов снижается до 54–55 HRC, но сохраняет достаточно высокие значения, необходимые для испытания на многоцикловую усталость. При этом твердость сердцевины составляет 46–48 HRC. Толщина слоев при этом не изменилась.

При проведении высокого отпуска параметры твердости по сечению слоев значительно снижаются. Величина твердости слоя на поверхности не превышает 35 HRC, а в сердцевине – 28 HRC. При этом следует отметить и уменьшение общей толщины диффузионных слоев – до 1,5 мм в обоих случаях, что связано с полным отпуском доэвтектоидной и эвтектоидной зон.

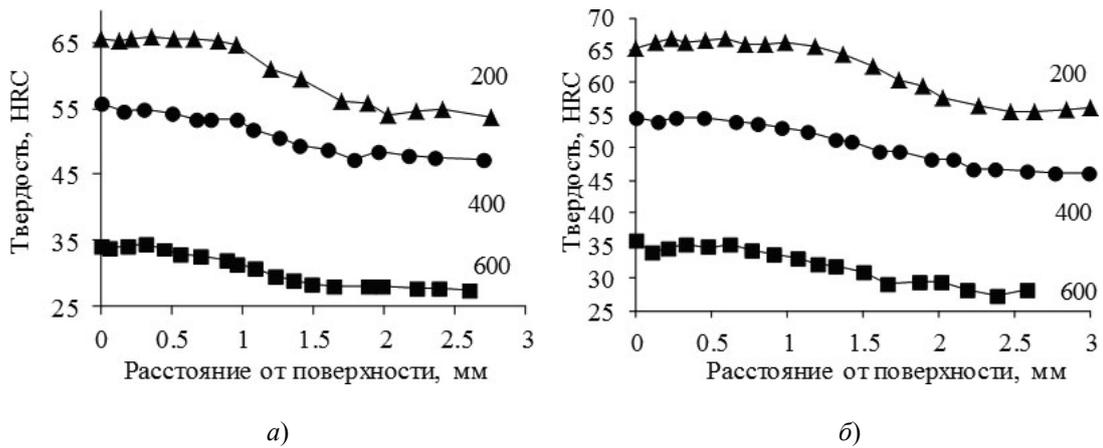


Рис. 2. Кривые распределения твердости термоупрочненных слоев стали 40X после проведения цементации:  
а – 8 ч; б – 12 ч, числа возле кривых означают температуру отпуска

**Заключение.** Проведенные исследования термоупрочненных науглероженных слоев стали 40X позволили установить следующие зависимости:

– поэтапное увеличение температуры отпуска с 200 до 400 и 600 °С оказало незначительное влияние на объемную долю карбидной фазы на поверхности слоя после 8-часовой ХТО. Ее количество находится в интервале  $20\text{--}25 \pm 5\%$ . На поверхности образца после 12-часовой ХТО аналогичный параметр после проведения среднего и высокого отпусков снизился с  $65 \pm 5\%$  до  $39\text{--}42 \pm 5\%$ . Распространение карбидной фазы отмечено на глубину 0,7–0,83 мм после 8-часовой ХТО и на 0,9–0,98 мм после 12-часовой;

– при увеличении температуры отпуска снижается градиент твердости от поверхности к сердцевине. Твердость обоих науглероженных слоев после низкого отпуска достигла 64–67 HRC, а сердцевины – 54–57 HRC. При повышении отпуска до 400 °С твердость поверхности данных слоев снизилась до 54–55 HRC, сердцевины до 46–48 HRC. Аналогичная закономерность отмечена при дальнейшем повышении температуры отпуска до 600 °С – твердость поверхности составила 35 HRC, а сердцевины – 28 HRC. При этом повышение температуры отпуска повлияло на снижение толщины модифицированных слоев до 1,5 мм. После низкого и среднего отпуска толщина слоев достигала 1,8 мм после 8-часовой цементации и 2,0 мм после 12-часовой.

#### Литература

1. Лахтин, Ю. М. Металловедение и термическая обработка металлов : учеб. для машиностроит. вузов / Ю. М. Лахтин, В. П. Леонтьева. – 2-е изд., перераб. и доп. – М. : Машиностроение, 1980. – 493 с.
2. Ворошнин, Л. Г. Теория и технология химико-термической обработки : учеб. пособие / Л. Г. Ворошнин, О. Л. Менделеева, В. А. Сметкин. – М. : Новое знание ; Минск : Новое знание, 2010. – 304 с.