

Рис. 2. Разрушение рабочей части образцов из стали У8А (а) и 9ХС (б) в процессе контактного нагружения амплитудой  $1300 \pm 65$  МПа

В результате проведенных испытаний на контактную усталость установлено, что при действии циклических контактных напряжений с амплитудой  $1300 \pm 65$  МПа износостойкость стали У8А значительно превышает износостойкость стали 9ХС. Это связано с пониженным содержанием  $\gamma$ -фазы и дополнительным легированием стали 9ХС кремнием. Указанный легирующий элемент несколько снижает вязкость и трещиностойкость второго сплава. При этом проведение криогенной обработки снижает период высокой стойкости стали У8А и мало отражается на износостойкости стали 9ХС.

#### Литература

1. К вопросу влияния остаточного аустенита на износостойкость науглероженных слоев стали 40Х и 35ХГСА / И. Н. Степанкин [и др.] // Современные методы и технологии создания и обработки материалов : сб. науч. тр. / редкол.: В. Г. Залесский (гл. ред.) [и др.]. – Минск, 2019. – С. 104–116.
2. Устройство для испытания на контактную усталость и износ : полез. модель 7093 U Респ. Беларусь : МПК G 01N 3/00 / И. Н. Степанкин, В. М. Кенько, И. А. Панкратов. – Оpubл. 28.02.2011.
3. Геллер, Ю. А. Инструментальные стали : справочник / Ю. А. Геллер. – М. : Metallurgy, 1984. – 584 с.
4. Вдовин, К. Н. Влияние энергии дефекта упаковки на абразивную стойкость отливок из стали Fe-12Mn-1,2C / К. Н. Вдовин, Д. А. Горленко, Н. А. Феокистов // Изв. высш. учеб. заведений. Черная металлургия. – 2016. – Т. 59, № 9. – С. 603–609.
5. Вишняков, Я. Д. Современные методы исследования структуры деформированных кристаллов / Я. Д. Вишняков. – М. : Metallurgy, 1975. – 480 с.

УДК 621.785.92

### СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ЦЕМЕНТОВАННЫХ СЛОЕВ СТАЛЕЙ 40Х И 42СRМO54

**И. Н. Степанкин, Е. П. Поздняков, А. В. Ковалевич,  
Н. С. Коноваленко, А. В. Радионов, А. А. Кривенкова**

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

Для большого количества деталей машин и инструментальной оснастки, работающих в условиях усталостного изнашивания, основным эксплуатационным фактором является износостойкость материалов. Износостойкость сталей зависит от твердости материала, 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 воспринимает внешние нагрузки. Самым распространенным и действенным технологическим процессом повешения твердости сталей является цементация [1]. Но после окончательной термической обработки твердость сердцевины деталей не превышает 40 HRC. Повышенную несущую способность сердцевины можно получить при науглероживании среднеуглеродистых сталей. Их твердость сердцевины после закалки может превышать 50 HRC [2]. Однако в литературе практически отсутствуют данные о влиянии температуры отпуска на морфологию и количество карбидной фазы науглероженных слоев, а также превращения металлической матрицы. Полученные данные могут быть применены для проведения дальнейших исследований диффузионных слоев на контактную усталость.

**Методика проведения исследований.** Объектом исследований являлись термомодиффузионно-упрочненные слои сталей 40X и 42CrMoS4, сформированные на образцах для проведения испытаний на контактную усталость. Диффузионное насыщение образцов осуществлялось путем проведения цементации при температуре 920 °С в течение 8-ми и 12-ти часов в древесно-угольном карбюризаторе с добавлением карбоната бария BaCO<sub>3</sub>. Окончательная термическая обработка предполагала проведение закалки в масле с температуры 860 °С и отпуска при 200, 400 и 600 °С. Исследования микроструктуры упрочненных слоев проводились на оптическом микроскопе Метам РВ-22. Травление микрошлифов проводилось в 2,5–5%-м спиртовом растворе HNO<sub>3</sub>. Распределение микротвердости термомодиффузионно-упрочненных слоев определяли на микротвердомере ПМТ-3 при нагрузке 0,2 кгс. Химический состав сталей 40X и 42CrMoS4 приведен в таблице.

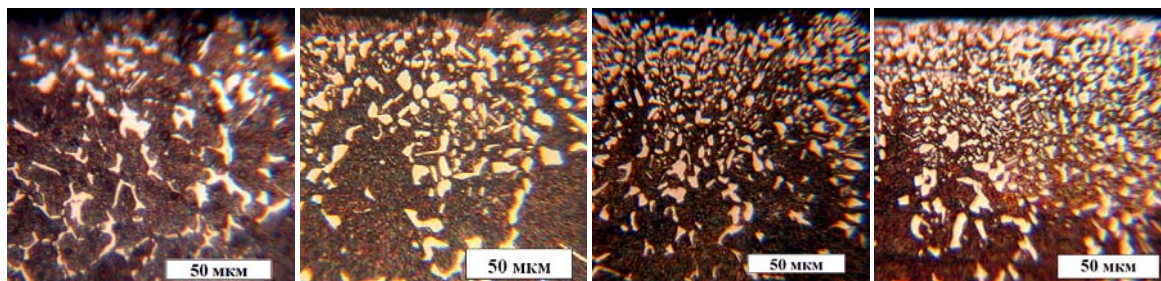
**Химический состав сталей 40X и 42CrMoS4, мас. %**

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Al	Mo	Ti	V
0,404	0,249	0,655	0,011	0,010	0,922	0,114	0,197	0,020	0,015	0,001	0,003
0,44	0,23	0,76	0,011	0,031	1,06	0,12	0,22	0,030	0,21	0,002	0,003

Структура металлической матрицы термоупрочненных науглероженных слоев сталей 40X и 42CrMoS4, окончательно подвергнутых низкому отпуску (200 °С), представляет собой мартенсит отпуска и остаточный аустенит с присутствием карбидной фазы. Включения карбидной фазы распространяются на глубину 0,6–0,7 мм и отличаются морфологически. В поверхностном слое стали 40X после 8-часовой цементации объем карбидной фазы составил 20 ± 5 %. Фаза представлена преимущественно разрозненными остроугольными включениями с наибольшими размерами около 15 мкм, расположенными на границах мартенситных блоков (рис. 1, а). При увеличении времени науглероживания до 12-ти часов зерна представлены в виде тонких пластин и в виде округлых включений. Количество фазы увеличилось до 30 ± 5 %, а наибольшие размеры отдельных карбидов составили 10–15 мкм (рис. 1, б).

Морфология науглероженных слоев стали 42CrMoS4 имеет значительные отличия от аналогичных слоев стали 40X. Присутствие молибдена в количестве 0,2 % позволило значительно измельчить аустенитное зерно, что привело к росту большого количества центров зарождения карбидов при охлаждении. В образце после 8-часового науглероживания карбиды имеют размер не более 10 мкм (рис. 1, в),

а в образце после 12-часовой ХТО (рис. 1, *з*) обнаружена коагуляция карбидов, размер которых достигает 30 мкм и более. Объем карбидной фазы при изменении длительности ХТО увеличивается с  $25 \pm 5 \%$  до  $35 \pm 5 \%$ .



а)

б)

в)

з)

Рис. 1. Структура заэвтектоидной зоны цементованных слоев сталей 40X (*а, б*) и 42CrMoS4 (*в, з*) после науглероживания в течение 8-ми (*а, в*) и 12-ти (*б, з*) часов, закалки и низкого отпуска

При повышении температуры отпуска до  $400 \text{ }^\circ\text{C}$  значительных изменений в морфологии и количестве карбидной фазы всех слоев не обнаружено. Однако при проведении высокотемпературного отпуска наблюдается коагуляция вторичных карбидов и выделение мелкодисперсных включений при распаде твердого раствора.

Анализ графиков распределения микротвердости по сечению диффузионных слоев показал, что толщина науглероженных слоев стали 40X, подвергнутых отпуску  $200 \text{ }^\circ\text{C}$ , составила около 1,8–2,0 мм (рис. 2, *а, б*). При увеличении длительности цементации с 8-ми до 12-ти часов максимальное значение твердости поверхностного слоя снизилось с 8500 до 7500 МПа, что может быть связано с увеличением количества остаточного аустенита в заэвтектоидной зоне. Микротвердость сердцевины в обоих случаях оказалась на уровне 5800–6100 МПа. При повышении температуры отпуска до  $400$  и  $600 \text{ }^\circ\text{C}$  произошло снижение микротвердости по всем упрочненным слоям. Сравнение графиков распределения микротвердости показало, что они имеют достаточно близкие значения. После среднетемпературного отпуска микротвердость сердцевины составила 4300–4800 МПа, а после высокотемпературного – около 3000 МПа.

При изучении зависимостей распределения микротвердости науглероженных слоев стали 42CrMoS4 (рис. 2, *в, з*) установлено, что их распределения имеют близкие значения с аналогичными слоями, сформированными на стали 40X. Также следует отметить уменьшение твердости поверхности слоя после увеличения длительности цементации и проведения окончательного низкого отпуска.

Проведенные исследования термоупрочненных науглероженных слоев сталей 40X и 42CrMoS4 позволили установить следующие зависимости:

1. Поэтапное увеличение температуры отпуска с  $200$  до  $400$  и  $600 \text{ }^\circ\text{C}$  оказало незначительное влияние на объемную долю карбидной фазы в заэвтектоидной зоне науглероженного слоя стали 40X после 8-часовой ХТО. Ее количество находится в интервале  $20 \pm 5 \%$ . В заэвтектоидной зоне после 12-часовой ХТО количество карбидной фазы возросло до  $30 \pm 5 \%$ . Присутствие небольшого количества молибдена в стали 42CrMoS4 приводит к повышению объемной доли карбидной фазы по сравнению с аналогичными слоями, сформированными на стали 40X. Ее количество

## 76 Секция 2. Современные материалы, наноматериалы в машиностроении

составило  $25 \pm 5\%$  и  $35 \pm 5\%$  после 8- и 12-часовой ХТО соответственно. Распространение карбидной фазы всех слоев отмечено на глубину 0,6–0,7 мм.

2. При увеличении температуры отпуска снижается градиент микротвердости от поверхности к сердцевине образцов всех слоев исследованных сталей.

3. При увеличении длительности цементации с 8-ми до 12-ти часов максимальное значение твердости поверхностного слоя образцов обеих исследованных сталей, подвергнутых окончательному низкому отпуску, снизилось с 8200–8500 МПа до 7300–7500 МПа. При этом твердость сердцевины во всех случаях составила около 6000 МПа. При дальнейшем проведении среднего и высокого отпусков кривые распределения микротвердости имеют близкие зависимости.

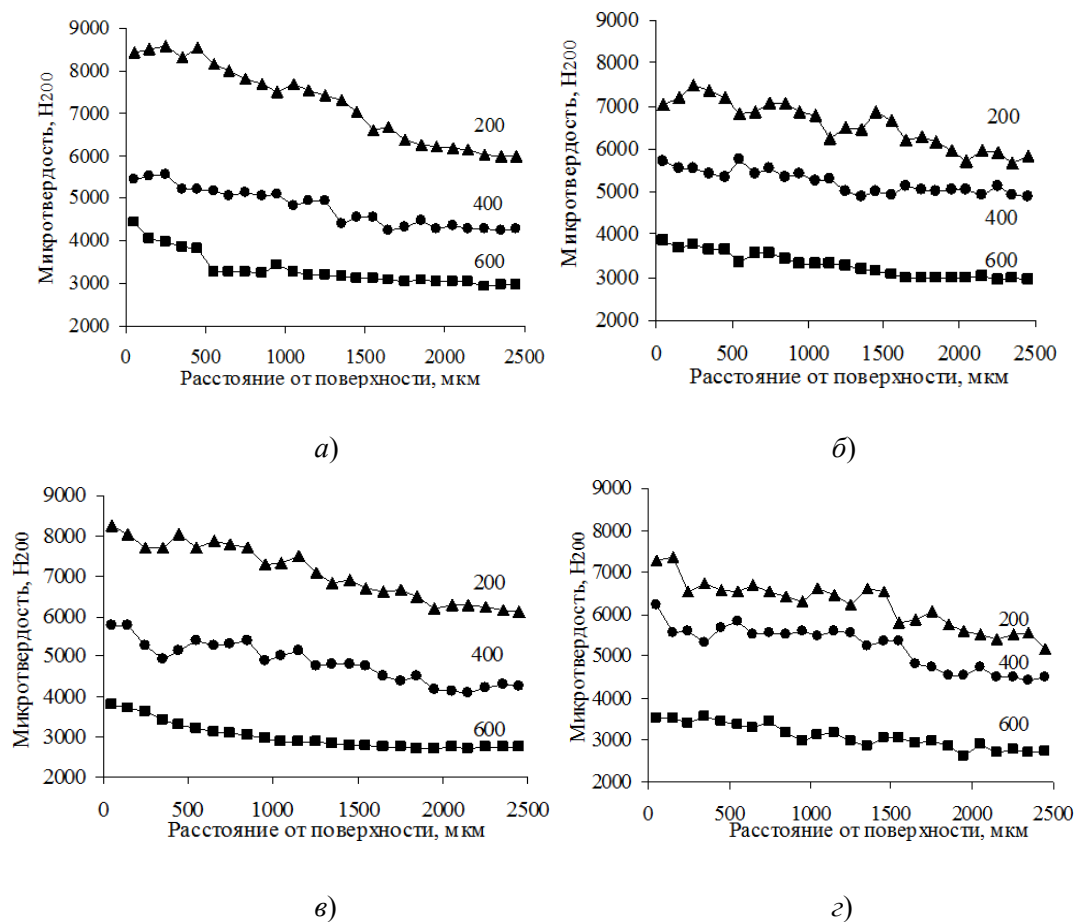


Рис. 2. Распределение микротвердости по сечению науглероженных слоев сталей 40X (а, б) и 42CrMoS4 (в, г) (цифры на графиках указывают температуру отпуска): а, в – 8-часовая цементация; б, г – 12-часовая цементация

### Литература

1. Лахтин, Ю. М. *Металловедение и термическая обработка металлов : учеб. для машиностр. 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.