



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-1-69-77>
УДК 621.785.5:620.178.16

Поступила 01.02.2024
Received 01.02.2024

ВЛИЯНИЕ ДЛИТЕЛЬНОСТИ ЦЕМЕНТАЦИИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА КОНСТРУКЦИОННЫХ СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ 40X, 35XГСА И 42CrMoS4

Е. П. ПОЗДНЯКОВ, И. Н. СТЕПАНКИН, Гомельский государственный технический университет имени П. О. Сухого, г. Гомель, Беларусь, пр. Октября, 48. E-mail: hanter3@gstu.by

Исследовано влияние увеличения длительности цементации с 8 до 12 ч с последующей закалкой и низкотемпературным отпуском на структурообразование и контактную усталость конструкционных среднеуглеродистых низколегированных сталей 35XГСА, 40X и 42CrMoS4, не относящихся к традиционно цементуемым. Подтверждено, что в стали 35XГСА повышенное содержание кремния увеличивает микротвердость поверхности термодиффузионно-упрочненных слоев, снижает количество углерода и толщину проэвтектидной зоны, уменьшает объемную долю карбидной фазы и размеры включений по сравнению с аналогичными слоями, сформированными на сталях 40X и 42CrMoS4. Установлено, что максимальную износостойкость имеют термоупрочненные слои стали 35XГСА после 12-часовой цементации и стали 40X после 8-часовой цементации, микроструктура которых состоит из мартенсита отпуска, 10–15 об. % карбидов размером не более 10 мкм и остаточного аустенита – 10 об. % в стали 35XГСА и 17 об. % в стали 40X. Обнаружено, что содержание углерода более 1,8 мас. % на поверхности цементованных слоев приводит к снижению износостойкости из-за высокого содержания (более 30 об. %) крупных (более 10 мкм) карбидов.

Ключевые слова. Среднеуглеродистые стали, цементация, износостойкость, аустенит, карбиды, контактная усталость.
Для цитирования. Поздняков, Е. П. Влияние длительности цементации на структуру и свойства конструкционных среднеуглеродистых сталей 40X, 35XГСА и 42CrMoS4 / Е. П. Поздняков, И. Н. Степанкин // Литье и металлургия. 2024. № 1. С. 69–77. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-1-69-77>.

INFLUENCE OF CEMENTATION DURATION ON THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF STRUCTURAL MIDDLE CARBON STEEL 40Cr4, 35CrMnSi4 AND 42CrMoS4

E. P. POZDNYAKOV, I. N. STEPANKIN, Sukhoi State Technical University of Gomel, Gomel, Belarus, 48, Oktyabrya ave. E-mail: hanter3@gstu.by

The influence of increasing the cementation duration from 8 to 12 hours with subsequent quenching and low-temperature tempering on the structure formation and contact fatigue of structural medium-carbon low-alloy steels 35CrMnSi4, 40Cr4, and 42CrMoS4, which are not traditionally cemented, was investigated. It has been confirmed that in steel 35CrMnSi4, the increased silicon content enhances the microhardness of the surface of thermally diffused-hardened layers, reduces the amount of carbon and the thickness of the proeutectoid zone, decreases the volumetric fraction of carbide phase and inclusion sizes compared to similar layers formed on steels 40Cr4 and 42CrMoS4. It was found that the thermally hardened layers of steel 35CrMnSi4 after 12-hour carburizing and steel 40Cr4 after 8-hour carburizing exhibit maximum wear resistance. Their microstructure consists of tempered martensite, 10–15 vol. % of carbides with a size of less than 10 μm, and retained austenite – 10 vol. % in steel 35CrMnSi4 and 17 vol. % in steel 40Cr4. It was found that a carbon content of more than 1.8 wt. % on the surface of cemented layers leads to a decrease in wear resistance due to the high content (more than 30 vol. %) of large (more than 10 μm) carbides.

Keywords. Medium-carbon steels, cementation, wear resistance, austenite, carbides, contact fatigue.

For citation. Pozdnyakov E. P., Stepankin I. N. Influence of cementation duration on the structure and properties of structural middle carbon steel 40Cr4, 35CrMnSi4 and 42CrMoS4. Foundry production and metallurgy, 2024, no. 1, pp. 69–77. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-1-69-77>.

Введение

При изготовлении метизной продукции, такой как болты, винты, шурупы, саморезы и пр., используются отделочные пуансоны с наличием мелких элементов гравюры. В их окрестности локализуются максимальные эквивалентные и касательные напряжения [1], способствующие интенсивному разрушению инструмента. Высокая твердость, ударная вязкость и износостойкость штампового инструмента

достигаются при использовании высоколегированных сталей, содержащих сильные карбидообразующие элементы – Cr, Mo, W, V. В совокупности с большим содержанием углерода данные элементы формируют крупные избыточные карбиды, которые являются структурными концентраторами напряжений. Равноценную замену можно обеспечить при использовании углеродистых инструментальных сталей, не содержащих крупных карбидных включений [2]. Однако низкая технологическая пластичность указанных инструментальных материалов обязывает осуществлять выдавливание гравюры инструмента за 2 перехода из углеродистых сталей и 3–4 перехода из высоколегированных сталей. Для повышения пластичности перлитной матрицы перед каждым переходом выдавливания проводится длительный отжиг.

Альтернативный вариант решения этой задачи – применение конструкционных среднеуглеродистых сталей [3]. Они в своей структуре содержат избыточный феррит, обладающий высокой пластичностью по сравнению с перлитом. При формировании гравюры α -фаза перераспределяет внешнюю нагрузку, пластически деформируется и способствует получению рабочей части отделочных пуансонов за один переход [4]. Формирование окончательных свойств, таких как твердость, прочность и износостойкость, достигается путем проведения диффузионного упрочнения поверхностного слоя инструмента посредством цементации с последующей термической обработкой [5].

Материалы и методы исследований

Объект исследований – диффузионные слои конструкционных низколегированных среднеуглеродистых сталей 40X, 35ХГСА и 42CrMoS4. Химический состав сталей приведен в табл. 1.

Таблица 1. Химический состав исследуемых сталей

Марка стали	Массовая доля элементов, %						
	C	Si	Mn	Cr	Mo	S	P
35ХГСА	0,39	1,35	1,06	1,27	0,07	0,020	0,017
40X	0,40	0,25	0,66	0,92	0,015	0,010	0,011
42CrMoS4	0,44	0,23	0,76	1,06	0,21	0,031	0,011

Диффузионное насыщение осуществляли путем проведения цементации при температуре 920 °С в древесно-угольном карбюризаторе с длительностью активного насыщения 8 и 12 ч. Термическая обработка образцов заключалась в закалке в масле при 860 °С и последующем низком отпуске при 200 °С в течение 1 ч. Для металлографических исследований использовали оптический микроскоп Метам-РВ22 и сканирующий электронный микроскоп Vega II LSH. Травление стальных микрошлифов проводили в спиртовом растворе азотной кислоты. Определение объемной доли карбидной фазы осуществляли в диффузионном слое толщиной 0,2 мм от поверхности образцов. Распределение микротвердости по толщине упрочненных слоев измеряли на микротвердомере ПМТ-3 при нагрузке 1,962 Н. Количество углерода на поверхности диффузионно-упрочненных слоев определяли методом фотоэлектрического спектрального анализа при помощи спектрометра SPECTROLAB LAVM11. Интенсивность накопления усталостных повреждений в поверхностном слое образцов при многократном контактом воздействии на материал исследовали на установке для испытаний на контактную усталость и износ [6]. Фазовый состав поверхности упрочненных образцов определяли на рентгеновском дифрактометре модели APD 2000 и дифрактометре ДРОН-3.

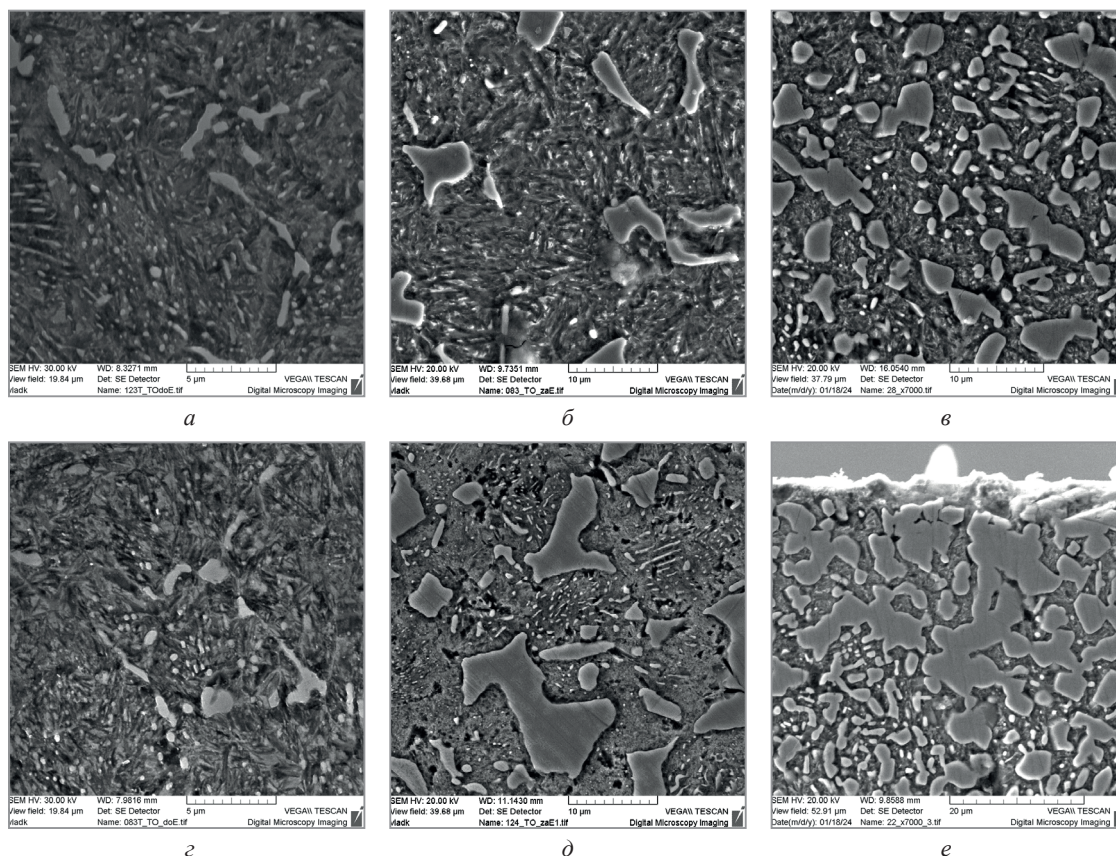
Результаты исследований и их обсуждение

Окончательная термическая обработка цементованных слоев сформировала металлическую матрицу, состоящую из мартенсита отпуска и остаточного аустенита. В поверхностной зоне слоев дополнительно присутствует карбидная фаза (рис. 1). В стали 35ХГСА объемная доля составила 10% после 8-часового насыщения (рис. 1, а) и после увеличения длительности насыщения до 12 ч повысилась до 15% (рис. 1, б). Морфология включений представлена преимущественно мелкодисперсными карбидами, равномерно распределенными по всей металлической основе, а также образующими прерывистую цементитную сетку вокруг α -твердого раствора. Максимальный размер включений не превысил 3 мкм. Толщина зоны с избыточными включениями составила около 0,2 мм для обоих случаев длительности насыщения.

В цементованных слоях стали 40X содержание и морфология карбидной фазы значительно отличается от слоев стали 35ХГСА. Ее объемная доля возрастает с 15 до 40% при увеличении длительности

науглероживания с 8 (рис. 1, б) до 12 ч (рис. 1, д). Обнаружено, что увеличение длительности химико-термической обработки (ХТО) приводит к существенному укрупнению включений – с 10 до 20 мкм. При этом общая толщина заэвтектоидного слоя также увеличивается с 0,5 до 0,7 мм.

Цементованные слои, сформированные на стали 42CrMoS4, в своей структуре имеют более развитую карбидную фазу, чем аналогичные слои сталей 40X и 35ХГСА. При увеличении длительности диффузионного насыщения ее объемная доля увеличивается с 30 до 40%. Морфология включений после 8-часового насыщения представлена преимущественно разрозненными включениями глобулярной формы. При увеличении времени цементации до 12 ч происходит их коагуляция с укрупнением с 10 до 30 мкм. В обоих случаях толщина слоев с избыточными карбидами достигла 0,7 мм.



a–в – 8-часовое насыщение; *г–е* – 12-часовое насыщение

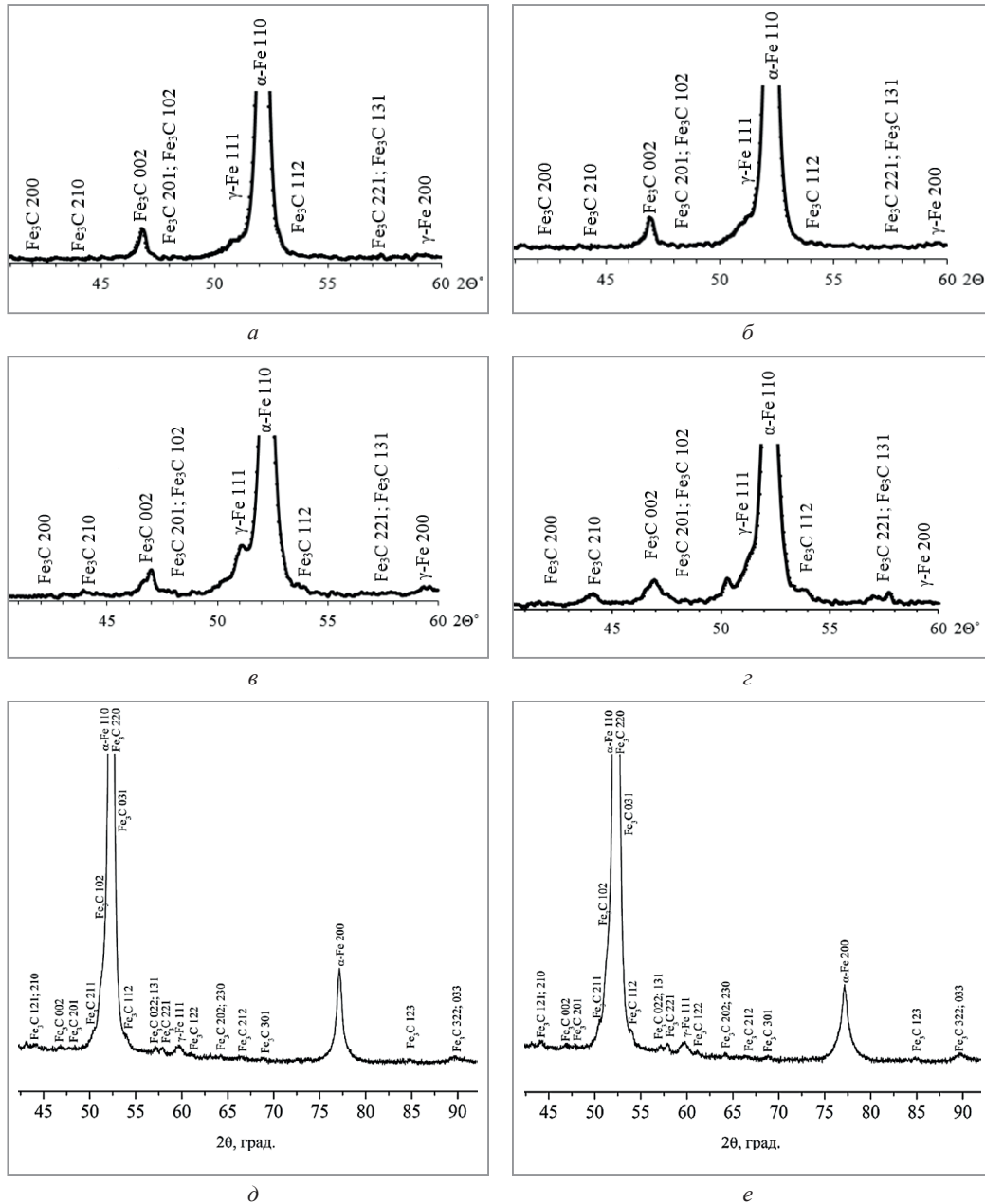
Рис. 1. Микроструктура термоупрочненных цементованных слоев стали: *a, г* – 35ХГСА; *б, д* – 40X; *в, е* – 42CrMoS4

Анализ дифрактограмм, полученных от поверхности всех исследованных слоев, показал отсутствие специальных карбидов, а вся карбидная фаза представлена цементитом (рис. 2).

Определено, что при увеличении длительности науглероживания массовая доля углерода на поверхности слоев возрастает (табл. 2). Его количество значительно меньше в стали 35ХГСА, чем в сталях 40X и 42CrMoS4, что связано с повышенным содержанием кремния [7]. Анализ результатов химического состава показал, что повышение количества углерода на поверхности отразилось на увеличении объемной доли остаточного аустенита. Пониженное количество аустенита в слоях стали 42CrMoS4 по сравнению с аналогичными слоями, сформированными на стали 40X, связано с содержанием более высокой доли карбидной фазы (рис. 1), которая снижает долю металлической матрицы.

Наибольшая микротвердость поверхности зарегистрирована у слоев стали 35ХГСА (рис. 3, *a*). Этот факт свидетельствует о том, что кремний является одним из легирующих элементов, значительно повышающим твердость α -твердого раствора [5]. При увеличении длительности цементации с 8 до 12 ч микротвердость поверхности стали 35ХГСА немного снижается с 9200 до 9100 МПа, а твердость сердцевины составляет 6000–6200 МПа.

При формировании науглероженных слоев на стали 40X (рис. 3, *б*) оказалось, что микротвердость поверхности значительно снижается по отношению к аналогичным слоям, образованным на стали 35ХГСА. При 8-часовом насыщении этот показатель составил 7900 МПа, а в случае повышения



а, в, д – 8-часовое насыщение; б, г, е – 12-часовое насыщение

Рис. 2. Участки дифрактограмм от поверхности термоупрочненных цементованных слоев сталей: а, б – 35ХГСА; в, г – 40Х; д, е – 42CrMoS4

Таблица 2. Показатели науглероженных слоев исследуемых сталей

Показатель	Марка стали					
	35ХГСА		40Х		42CrMoS4	
	Длительность цементации, ч					
	8	12	8	12	8	12
Общая толщина диффузионного слоя, мм	2,0	2,2	2,0	2,2	1,9	2,0
Количество углерода на поверхности, мас. %	1,10	1,30	1,67	>1,80	>1,80	>1,80
Объемная доля остаточного аустенита, об. %	7,0	10,0	17,0	18,0	12,0	13,0

длительности насыщения до 12 ч – 8200 МПа. На кривых распределения микротвердости наблюдается наличие более пологой площадки в подповерхностном слое. Эта зависимость возникла вследствие распространения карбидной фазы на большую глубину. Твердость сердцевины в обоих случаях диффузионного насыщения оказалась близкой – 5500–6000 МПа.

Схожие зависимости распределения микротвердости по сечению слоев стали 40X имеют слои стали 42CrMoS4 (рис. 3, в). Микротвердость поверхности незначительно снизилась с 8500 до 8300 МПа при увеличении длительности цементации. Микротвердость сердцевины составила порядка 6100 МПа. Общая толщина всех термодиффузионных слоев исследуемых сталей 1,9–2,2 мм (табл. 2).

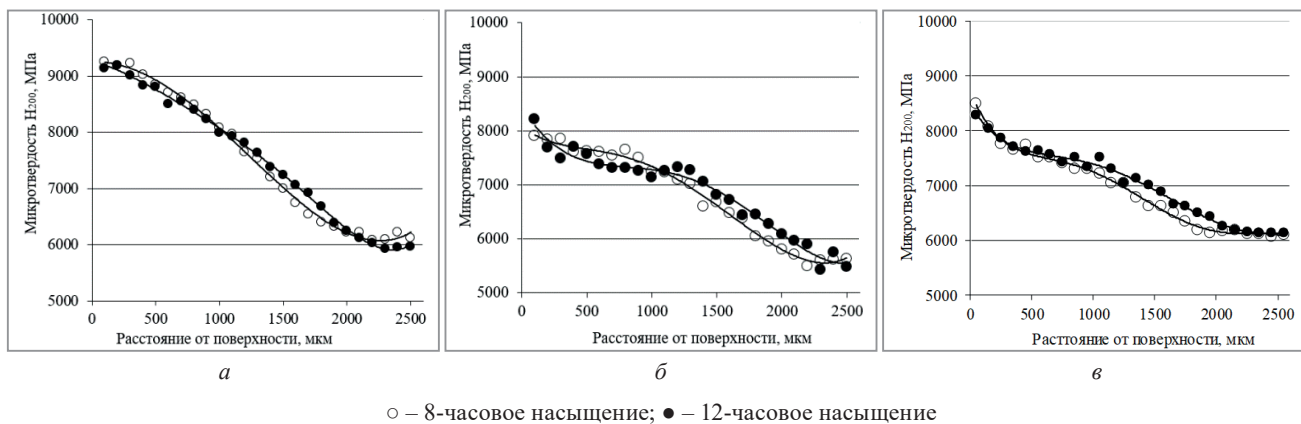


Рис. 3. Распределение микротвердости по сечению термоупрочненных науглероженных слоев стали: а – 35XГСА; б – 40X; в – 42CrMoS4

В ходе испытаний на контактную усталость при амплитуде контактных напряжений 1300 ± 65 МПа получены кривые износа (рис. 4). Их анализ показал, что науглероженные слои сталей 35XГСА, 40X и 42CrMoS4 имеют различные зависимости, однако у всех слоев присутствует начальный этап – приработка образцов с дисковым контртелом. Его длительность составила 1,0–1,5 тыс. циклов нагружения. Глубина лунки для слоев сталей 35XГСА и 40X на данном этапе 0,03–0,05 мм, а для слоев стали 42CrMoS4 – 0,05 после 8-часовой ХТО и достигла 0,14 мм после 12-часовой. В участках между контактной и бесконтактной поверхностями отмечено образование локализованных зон интенсивной пластической деформации, в которых касательные напряжения достигают своих максимальных значений [8]. При изучении образцов обнаружено, что в данных областях расположены подповерхностные трещины (рис. 5, а). Форма трещин имеет серповидную траекторию, распространяющуюся от поверхности контакта к сердцевине образцов. Для слоев стали 42CrMoS4 высокая интенсивность износа является следствием скалывания объемов материала на боковых поверхностях, содержащих большое количество хрупкой карбидной фазы с пониженным содержанием остаточного аустенита (рис. 5, б).

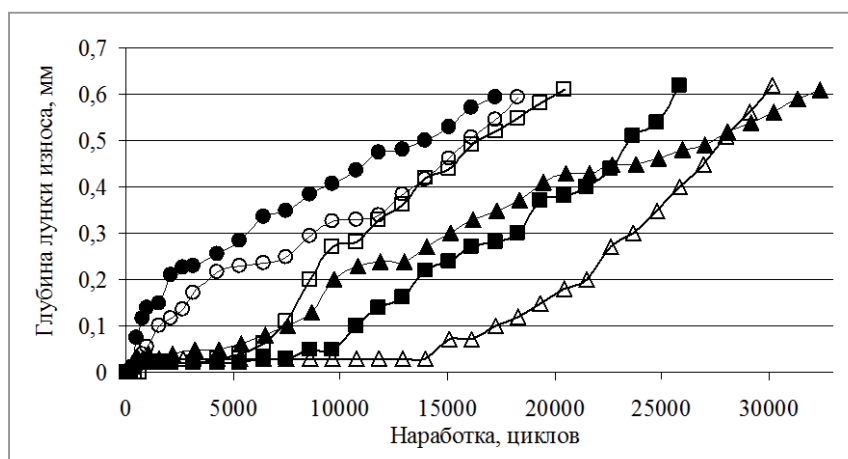


Рис. 4. Зависимость изнашивания от числа циклов нагружения науглероженных слоев сталей 35XГСА (■, □), 40X (▲, △) и 42CrMoS4 (●, ○) при амплитуде контактных напряжений 1300 ± 65 МПа

Анализ кривых изнашивания показал, что зависимости износа слоев сталей 40X и 35XГСА имеют этап высокой износостойкости. Для слоев стали 35XГСА после 8- и 12-часовой цементации и слоя стали 40X после 8-часовой цементации данный этап представлен практически безизносным характером. Для слоя стали 35XГСА после 8-часовой ХТО наработка составила порядка 5 тыс. циклов нагружения, а при

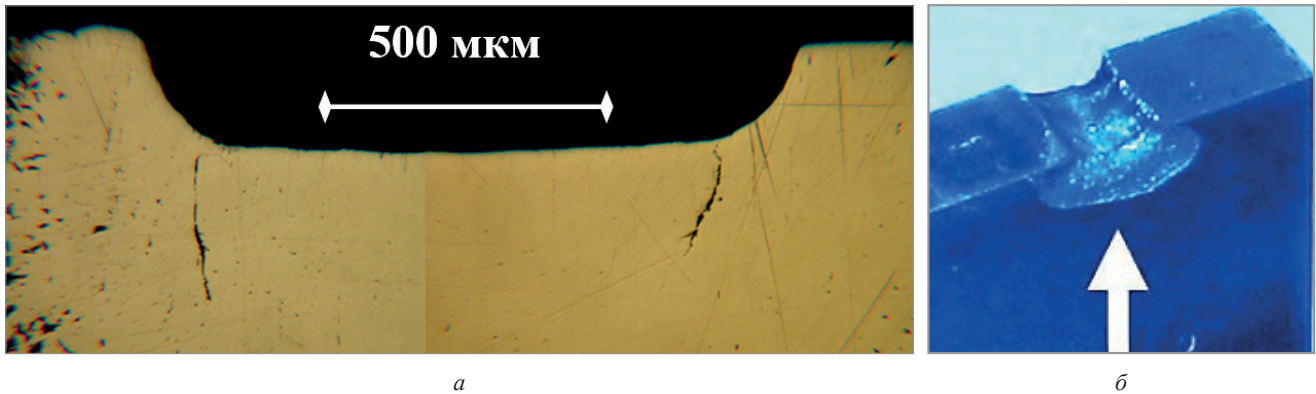


Рис. 5. Особенности изнашивания термоупрочненных цементованных слоев на первом этапе изнашивания для сталей: *а* – 35ХГСА и 40Х; *б* – 42CrMoS4

увеличении длительности науглероживания до 12 ч достигла 10 тыс. Выявлено, что слой, сформированный на стали 40Х в результате 8-часового насыщения, обладает наибольшей износостойкостью. Длительность периода испытаний без проявления износа достигла 14 тыс. циклов нагружения. У слоя стали 40Х после 12-часовой цементации на данном этапе изнашивание характеризуется постепенным приращением глубины лунки износа на 0,01 мм за каждую тысячу циклов нагружения. Характер изнашивания слоев сталей 40Х и 35ХГСА отмечен пластической деформацией материала, в котором формируются трещины контактной усталости (рис. 6, *а*, *б*). Исследование дефекта при больших увеличениях (рис. 6, *в*) позволило обнаружить многочисленные ответвления небольших трещин от магистральной трещины. Основные микроразрушения зафиксированы в более темных областях сплава, имеющего мартенситное строение. Данное обстоятельство связано с более высокой хрупкостью мартенсита по отношению к соседним областям остаточного аустенита. Фазовое $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение также протекает в поверхностном слое и наиболее интенсивно локализуется в зонах микропластического течения металла у острия трещины в момент ее продвижения [8]. В итоге упругая энергия трещины поглощается за счет фазового превращения остаточного аустенита. Зона перегрузки материала локализуется в окрестности выделившихся вторичных включений. Их границы с мартенситом становятся источниками зарождения и роста трещин контактной усталости [9]. Размеры вновь образованных микротрещин соизмеримы с размерами зерна твердого раствора. Траектория трещины способна изменяться при встрече с областью остаточного аустенита. Это свидетельствует об изменении баланса между энергией, запасаемой трещиной, и работой, которую необходимо совершать для преодоления аустенитной области, т.е. энергия трещины тратится на пластическую деформацию более пластичной области – зерна остаточного аустенита. Таким образом, вследствие накопления дислокационных нагромождений у препятствия, этим препятствием являются именно участки остаточного аустенита [10]. Выявленный механизм подтверждает выводы о повышении сопротивления слоя к продвижению в нем трещин в случае присутствия равномерно распределенных мелких аустенитных областей [11]. Определено, что питтинговое изнашивание распространено для всех слоев сталей 40Х и 35ХГСА. В завершающей фазе второго этапа в претерпевающем пластическую деформацию материале происходят предельное накопление, рост и объединение трещин контактной усталости. По мере нагружения образцов окруженные трещинами контактной усталости объемы сплава удаляются, формируя питтинги, что является причиной увеличения износа.

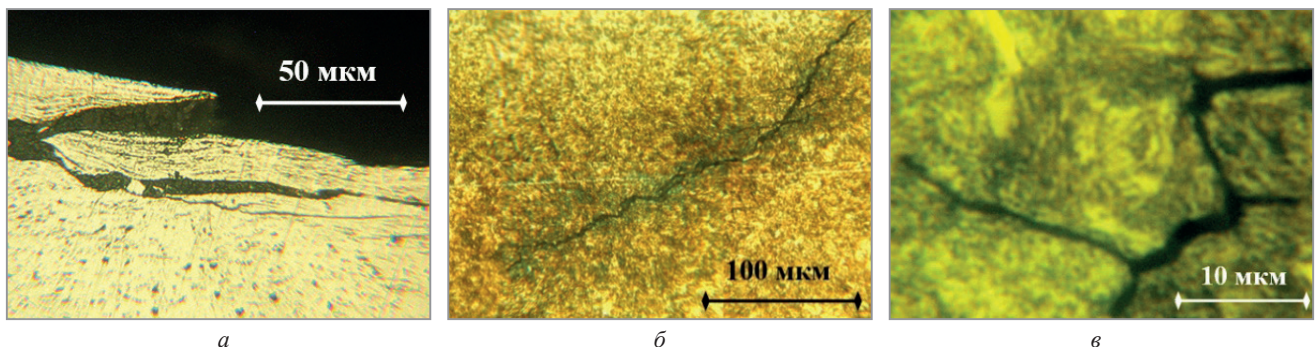


Рис. 6. Трещины контактной усталости в термоупрочненных цементованных слоях сталей 40Х и 35ХГСА: *а* – на поверхности; *б* – в подповерхностном слое; *в* – острие трещины

На третьем этапе изнашивания цементованных слоев сталей 40X и 35ХГСА происходит значительное увеличение интенсивности изнашивания за счет активного роста трещин контактной усталости с формированием новых питтингов (рис. 7).

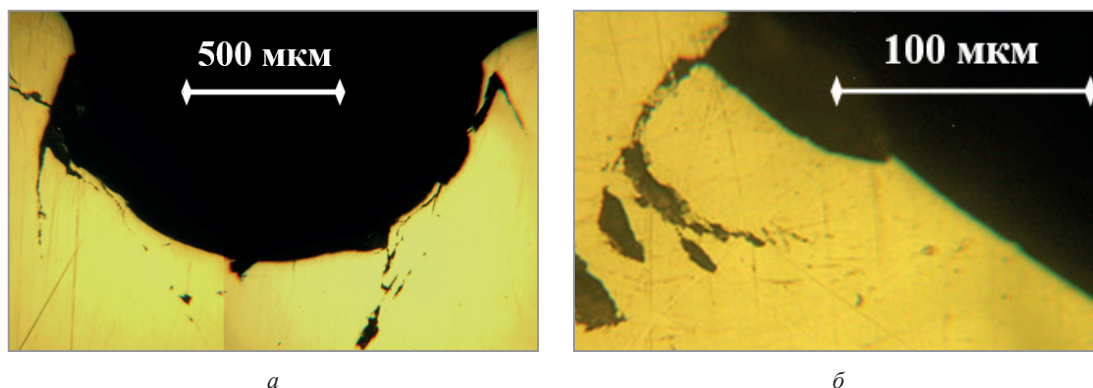


Рис. 7. Разрушение диффузионных слоев сталей 35ХГСА и 40X на третьем этапе изнашивания

Кривые износа диффузионных слоев стали 42CrMoS4 характеризуются отсутствием этапа прецизионной износостойкости (рис. 4). Это объясняется высоким содержанием крупных карбидных включений одновременно с пониженным содержанием остаточного аустенита, что в совокупности значительно снижает долю металлической матрицы, которая воспринимает на себя внешние нагрузки, – мартенсита. При достижении глубины лунки износа порядка 0,2 мм данный слой модифицированного сплава удаляется, и в работу вступает материал, имеющий меньшую долю хрупких карбидов. Интенсивность изнашивания по сравнению с начальным этапом снижается. Анализ зависимостей изнашивания позволил установить, что скорость изнашивания слоев стали 42CrMoS4 сопоставима со скоростью изнашивания слоев сталей 40X и 35ХГСА на заключительном этапе. Разрушение науглероженных слоев стали 42CrMoS4 также сопровождается интенсивным питтингообразованием (рис. 8).

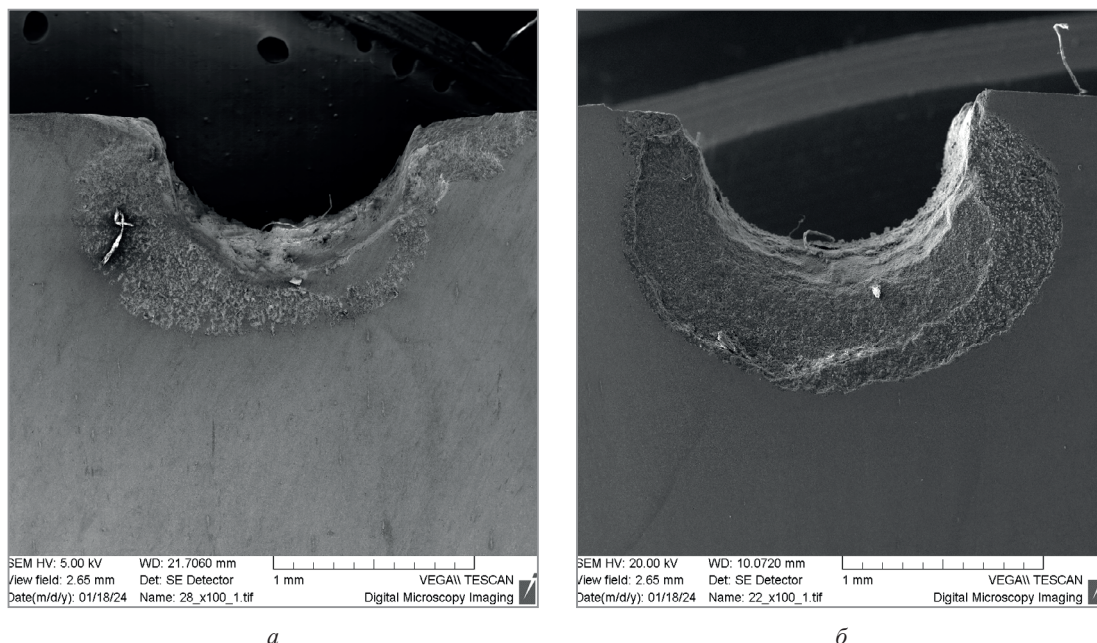


Рис. 8. Разрушение термоупрочненных слоев стали 42CrMoS4 на заключительном этапе изнашивания: *а* – 8-часовая цементация; *б* – 12-часовая цементация

Выводы

1. Подтверждено, что повышенное содержание кремния в стали 35ХГСА приводит к снижению количества углерода и толщины заэвтектоидной зоны, уменьшению размеров и объемной доли карбидной фазы, повышению микротвердости цементованных слоев по сравнению с аналогичными слоями, сформированными на сталях 40X и 42CrMoS4.

2. Установлено, что карбидная фаза в термодиффузионных слоях сталей 40X, 35XГСА и 42CrMoS4, сформированных посредством 8- и 12-часовой цементации, находится в виде цементита.

3. В результате проведенных испытаний на контактную усталость установлено, что максимальной износостойкостью обладают термоупрочненные слои стали 35XГСА после 12-часовой цементации и стали 40X после 8-часовой цементации, микроструктура которых состоит из мартенсита отпуска, 10–15% карбидов размером менее 10 мкм и остаточного аустенита – 10% в стали 35XГСА и 17% в стали 40X.

4. Содержание углерода более 1,8 мас. % на поверхности цементованных слоев способствует формированию в слоях высокого содержания (более 30 об. %) крупных (более 10 мкм) карбидов и, соответственно, снижению способности материала качественно противостоять интенсивному усталостному разрушению.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Степанкин, И. Н.** К вопросу изготовления мелкоразмерного штампового инструмента из экономно легированных сталей с диффузионным упрочнением поверхностного слоя / И. Н. Степанкин, Е. П. Поздняков // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. – 2015. – № 9. – С. 25–32.
2. **Степанкин, И. Н.** Контактное изнашивание инструментальных сталей X12M, 9XC и У8А / И. Н. Степанкин, Е. П. Поздняков // Вестник ГГТУ им. П. О. Сухого. – 2015. – № 3. – С. 19–24.
3. К вопросу влияния остаточного аустенита на износостойкость науглероженных слоев стали 40X и 35XГСА / И. Н. Степанкин [и др.] // Современные методы и технологии создания и обработки материалов: сб. науч. тр. – Минск, 2019. – С. 104–116.
4. **Степанкин, И. Н.** Технологическая пластичность при холодном выдавливании гравюры штампового инструмента: практическая реализация / Е. П. Поздняков, И. Н. Степанкин // Современные методы и технологии создания и обработки материалов: сб. науч. тр.: в 3 кн. Кн. 1. Материаловедение. – Минск, 2017. – С. 207–213.
5. **Лахтин, Ю. М.** Химико-термическая обработка металлов / Ю. М. Лахтин, Б. Н. Арзамасов. – М.: Metallurgy, 1985. – 256 с.
6. Устройство для испытания на контактную усталость и износ: полез. модель ВУ 8260 / И. Н. Степанкин, И. А. Панкратов, В. М. Кенько, Е. П. Поздняков, Л. В. Степанкина. – Оpubл. 30.06.2012.
7. **Ворошнин, Л. Г.** Теория и технология химико-термической обработки: учеб. пособие / Л. Г. Ворошнин, О. Л. Менделеева, В. А. Сметкин. – Минск: Новое знание, 2010. – 304 с.
8. **Кремнев, Л. С.** Особенности разрушения инструментальных материалов / Л. С. Кремнев // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1994. – № 4. – С. 17–22.
9. **Иванов, А. С.** О ревертированном аустените в цементованных слоях низкоуглеродистых мартенситных сталей / А. С. Иванов, М. В. Богданова, В. П. Вылежнев // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2015. – № 2. – С. 44–48.
10. **Левин, В. А.** Избранные нелинейные задачи механики разрушения / В. А. Левин, Е. М. Морозов, Ю. Г. Матвиенко. – М.: ФИЗМАТЛИТ, 2004. – 408 с.
11. Микроструктура упрочненных слоев высоконапряженных зубчатых колес из хромоникелевых сталей / С. П. Руденко [и др.] // Известия Национальной академии наук Беларуси. – 2011. – № 1. – С. 11–17.

REFERENCES

1. **Stepankin I.N., Pozdnyakov E.P.** K voprosu izgotovleniya melkorazmernogo shtampovogo instrumenta iz ekonomnolegированных сталей s diffuzionnym uprochneniem poverhnostnogo sloya [Small manufacturing punching tools from economically alloyed steels with a diffusion hardening]. *Kuznechno-shtampovochnoe proizvodstvo. Obrabotka materialov davleniem = Forging and stamping production. Pressure processing of materials*, 2015, no. 9, pp. 25–32.
2. **Stepankin I.N., Pozdnyakov E.P.** Kontaktное iznashivanie instrumental'nyh stalej H12M, 9HS i U8A [Contact wear of tool steels X155CrMo12–1, 90CrSi5 and C80W1]. *Vestnik GGTU im. P. O. Suhogo = Bulletin of GGTU named after P. O. Sukhoi*, 2015, no. 3, pp. 19–24.
3. **Stepankin I.N., Astreiko A.V., Pozdnyakov E.P., Radionov A.V.** K voprosu vliyaniya ostatochnogo austenita na iznosostojkost' nauglerozhennykh sloev stali 40H i 35HGSA [On the issue of the influence of retained austenite on the wear resistance of carburized layers of steel 40Cr4 and 35CrMnSi4]. *Sovremennye metody i tekhnologii sozdaniya i obrabotki materialov: sb. nauch. tr. = Modern methods and technologies for creating and processing materials: proc.* Minsk, 2019, pp. 104–116.
4. **Stepankin I.N., Pozdnyakov E.P.** Tekhnologicheskaya plastichnost' pri holodnom vydavlivanii gravyury shtampovogo instrumenta: prakticheskaya realizatsiya [Technological plasticity during cold extrusion of die tool engraving: practical implementation]. *Sovremennye metody i tekhnologii sozdaniya i obrabotki materialov: sb. nauch. tr. = Modern methods and technologies for creating and processing materials: proc.* Minsk, 2017, vol. 1, pp. 207–213.
5. **Lahtin Y.M., Arzamasov B.N.** *Himiko-termicheskaya obrabotka metallov* [Chemical-thermal treatment of metals]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1985, 256 p.
6. **Stepankin I.N., Pankratov I.A., Ken'ko V. M., Pozdnyakov E.P., Stepankina L.V.** *Ustrojstvo dlya ispytaniya na kontakt-nuyu ustalost' i iznos* [Contact Fatigue and Wear Test Device]. Patent BY, no. 8260, 2012.
7. **Voroshnin L.G., Mendeleeva O.L., Smetkin V.A.** *Teoriya i tekhnologiya himiko-termicheskoy obrabotki: uch. posobie* [Theory and technology of chemical-thermal treatment: textbook]. Minsk, Novoe znanie Publ., 2010, 304 p.
8. **Kremnev L.S.** Osobennosti razrusheniya instrumental'nyh materialov [Features of the destruction of tool materials]. *Metallovedenie i termicheskaja obrabotka metallov = Metallurgy and heat treatment of metals*, 1994, no. 4, pp. 17–22.
9. **Ivanov A.S., Bogdanova M.V., Vyazhnev V.P.** O revertirovannom austenite v cementovannykh sloyah nizkouglerodistykh marten-sitnykh stalej [About reversed austenite in cemented layers of low carbon martensitic steels]. *Metallovedenie i termicheskaja obrabotka metallov = Metallurgy and heat treatment of metals*, 2015, no. 2, pp. 44–48.

-
10. Levin V.A., Morozov E.M., Matvienko Yu.G. *Izbrannye nelinejnye zadachi mekhaniki razrusheniya* [Selected nonlinear problems of fracture mechanics]. Moscow, FIZMATLIT Publ., 2004, 408 p.
 11. Rudenko S.P., Shipko A.A., Mosunov E.I., Valko A.L. Mikrostruktura uprochnennyh sloev vysokonapryazhennyh zubchatyh koles iz hromonikelevyh stalej [The microstructure of hardened layers of highly stressed gears made of nickel-chromium steels]. *Izvestija Nacional'noj akademii nauk Belarusi = Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus*, 2011, no. 1, pp. 11–17.