

УДК 620.178.3

К ВОПРОСУ ВЛИЯНИЯ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ И ПОВЕРХНОСТНОГО УПРОЧНЕНИЯ НА СТРУКТУРУ, МИКРОТВЕРДОСТЬ И СТОЙКОСТЬ К КОНТАКТНОМУ ИЗНАШИВАНИЮ СТАЛИ X12M, УПРОЧНЕННОЙ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ НИТРОЦЕМЕНТАЦИЕЙ

И. Н. СТЕПАНКИН, Е. П. ПОЗДНЯКОВ

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

Введение

Контактное изнашивание является одним из распространенных явлений, возникающих при эксплуатации разнообразных деталей машин. Современные подходы к исследованию способности материалов сопротивляться контактному изнашиванию основаны на выявлении периода наработки материала до появления на его контактной поверхности питтингов, нарушающих геометрические характеристики поверхности таких деталей, как подшипники качения, зубчатые колеса, элементы топливной аппаратуры, кулачки, железнодорожные колеса и рельсы, прокатные валки и др. [1]–[6]. Критерием предельного износа поверхностного слоя материала прецизионных деталей служит более чем 50%-е повреждение контактной поверхности, охваченной суммарной площадью питтингов [7]. В случае применения упрочнения поверхностного слоя для расчета предела контактной выносливости материалов предполагается использование зависимостей (1) или (2):

$$\sigma_{H\text{lim}} = 23 \text{ HRC}_9 \text{ [8];} \quad (1)$$

$$\sigma_{H\text{lim}} = 1,25 \text{ HV [9].} \quad (2)$$

В первом случае твердость науглероженного слоя должна составлять не ниже 56 HRC, во втором – после азотирования может находиться в диапазоне 550–750 HV (50–60 HRC). Применение указанных зависимостей для ресурсной оценки деталей, от которых требуется сохранение высокой геометрической точности поверхностного слоя, является обоснованным даже с учетом того, что твердость сердцевины, например, зубьев шестерен, как правило, оказывается значительно более низкой, чем приведенные значения, характеризующие свойства поверхностного слоя. Разрушение поверхностного слоя, как правило, приводит к прекращению эксплуатации деталей передач. В то же время эксплуатация деталей штамповой оснастки и прокатного оборудования зачастую предполагает сохранение работоспособности инструмента в период контролируемого изнашивания его поверхностного слоя на некоторую глубину, которая исчисляется допуском на размеры и форму поковки. В этом случае свойства сердцевины будут играть достаточно существенную роль, особенно при упрочнении поверхностного слоя азотированием на сравнительно небольшую глубину. Присутствие в наружном слое мелких карбонитридов, а также легирование крупных первичных карбидов и твердого раствора азотом [10] может изменить механику зарождения поверхностных дефектов и способ-

ность сплава противостоять контактному износу. Исходя из широкого применения полутеплостойких штамповых сталей типа X12, X12M и т. п., а также возможности упрочнения их азотированием [10], [11], исследование процесса контактного изнашивания указанных материалов представляет интерес с точки зрения взаимодействия карбидной фазы с металлической матрицей, поверхностный слой которой является азотистой α -фазой. Многочисленные литературные данные, опосредованно обосновывающие возможность финишного упрочнения указанных сталей при 500–560 °С, базируются, в первую очередь, на градиенте свойств модифицированного слоя и его фазовом составе. Они, как правило, носят рекомендательный характер без рассмотрения конкретных примеров апробации результатов упрочнения в условиях, моделирующих эксплуатацию штампового инструмента [10], [12]–[14].

Учитывая, что азотирование, равно как и насыщение азотом одновременно с углеродом при температурах не выше 560 °С, приводит к формированию близких по морфологии слоев [12]. В работе использовали возможность упрощения технологии химико-термической обработки за счет проведения низкотемпературной нитроцементации.

Цель работы – исследовать механизм разрушения и выявить закономерности изнашивания диффузионных слоев инструментальной стали X12M под воздействием циклических контактных напряжений в условиях, соответствующих эксплуатации штампового инструмента.

Методики и объекты исследований

Для исследований на контактное изнашивание применяли образцы из стали X12M, предварительная термическая обработка которых проводилась по режимам, приведенным в таблице.

Режимы термической обработки образцов из стали X12M

Режим термической обработки		Номер партии образцов, маркировка на рис. 2		
		1 (□)	2 (▲)	3 (●)
Закалка	Первый подогрев, °С	425		
	Второй подогрев, °С	825		
	Окончательный нагрев, °С	1170	1140	1040
	Охлаждающая среда	воздух		масло
	Криогенная обработка	–196		–196
Отпуск, °С		550 (3 раза)		200
Твердость, HRC		58–60	60–61	65–66

Их испытания показали, что наиболее высокой стойкостью к контактному изнашиванию отличаются образцы партии 3 [15]. Поверхностное упрочнение проводили при температурах 520 и 560 °С в твердом карбюризаторе на основе древесного угля, модифицированного мочевиной. При указанных температурах поверхностный слой насыщается преимущественно атомарным азотом [12]. Благодаря большому содержанию карбидов в исходной структуре сплава, синтез упрочненного слоя в случае так называемого «чистого» азотирования приводит к формированию в поверхностном слое карбонитридных фаз [10]. Общая длительность химико-термической обработки составляла 17 ч при температуре 560 °С и 140 ч – при 520 °С. В качестве оснастки использовали контейнер из жаропрочной стали 09X18H10T диаметром 70 мм, высотой 100 мм, с толщиной стенок около 2 мм. В первом приближении считали, что длительность сквозного прогрева контейнера и его содержимого до температуры насыщения составляла незначительный период по сравнению с общей продолжительностью всего

процесса ХТО. Герметичность внутреннего содержимого контейнера обеспечивали путем заделки затвора между стаканом и крышкой контейнера смесью натриевого жидкого стекла и кварцевого песка.

ДюрOMETрические испытания проводили на приборах Роквелла и ПМТ-3. Исследование микроструктуры осуществляли на оптическом микроскопе Метам РВ22. Оценку удельного объема карбонитридной фазы проводили методом случайных секущих.

Экспериментальную оценку контактного изнашивания проводили на установке для испытания материалов на контактную усталость и износ [16]. Установка обеспечивает контактное нагружение торцевой поверхности плоской части образца за счет его прокатывания по рабочей поверхности дискового контртела. С целью моделирования контактного взаимодействия при трении без проскальзывания контртело в виде диска крепится на шарикоподшипнике в державке штока, а образец с плоской рабочей поверхностью – в ячейке вращающейся планшайбы. Перемещение образца по круговой траектории при встрече с дисковым контртелом, закрепленном на подпружиненном штоке, вызывает его проворачивание, исключая проскальзывание на контактных поверхностях. Ширина дискового контртела и толщина рабочей части образца позволяет точно рассчитать площадь контактной поверхности, а схема нагружения реализует пульсирующее контактное нагружение по полоске (рис. 1). Подобный подход применяется при исследовании изнашивания материалов, как в условиях качения, так и скольжения в зоне контакта [7].

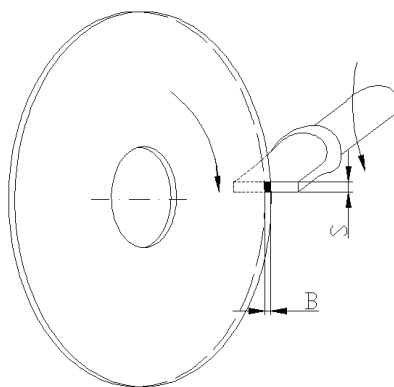


Рис. 1. Схема контактного взаимодействия экспериментального образца с дисковым контртелом

Боковые поверхности рабочей части образца полировали для изучения структурных изменений в поверхностном слое металла. Оценку износа образца проводили путем прямого замера глубины лунки износа с помощью индикатора часового типа с точностью 0,01 мм. Полученные значения сравнивали с результатами измерения на инструментальном микроскопе при 50-кратном увеличении. Каждая партия, подвергнутая испытаниям, состояла из 8-ми образцов. Статистическую обработку результатов испытаний для каждого уровня наработки проводили путем интервальной оценки математического ожидания величины износа с помощью критерия Стьюдента при доверительной вероятности 0,95.

Результаты исследований и их обсуждение

В результате 17-часового насыщения стали X12M поверхностная твердость образцов первой и второй партий составила около 9000 МПа при твердости сердцевины, близкой к 6000 МПа. У образцов третьей партии указанные показатели оказались ниже примерно на 1000 МПа. Структура образцов первой и второй партий перед финишным упрочнением формировалась в результате дисперсионного твердения, что

позволило достичь более высокой теплостойкости сплава и сохранить повышенную твердость сердцевины [17]. Снижение температуры насыщения до 520 °С и увеличение длительности процесса позволили получить более высокий уровень твердости в образцах всех партий. При этом отмеченный эффект повышенной стойкости к длительному нагреву до температуры химико-термической обработки проявился только у образцов первой партии, закаленных с температуры 1170 °С. Твердость сердцевины оказалась несколько выше 6000 МПа по сравнению с 5500 МПа у образцов второй и третьей партий. Одновременно с этим поверхностная твердость образцов, подвергавшихся более длительному насыщению, составила около 7600 МПа.

Общая толщина слоя повышенной твердости после насыщения в течение 17 ч приближается к 200 мкм (рис. 2, а). По данному показателю рассматриваемые модифицированные слои превосходят аналогичные слои, полученные азотированием при низком давлении в течение 3 ч [10]. Основной причиной, по которой длительность вакуумного азотирования ограничена указанным временем, а глубина модифицированного слоя не превысила 100 мкм, является формирование по границам зерен матрицы сплошной сетки нитридов, так называемой γ' -фазы. Ее присутствие в подповерхностном слое считается нежелательным из-за повышения хрупкости металла вследствие проявления преимущественно интеркристаллитного механизма разрушения.

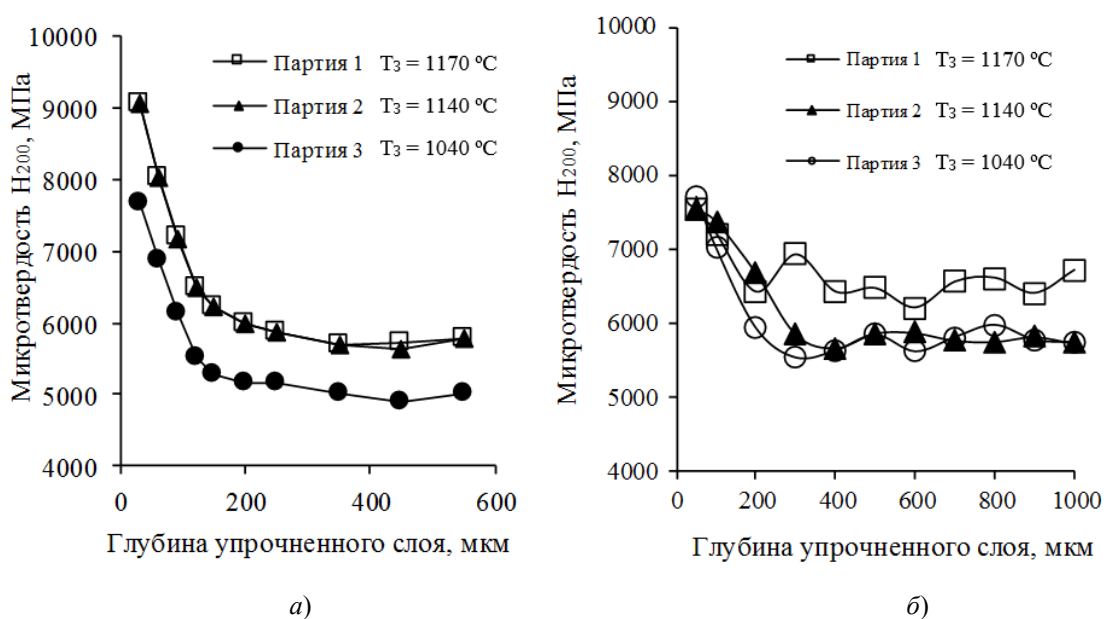


Рис. 2. Распределение микротвердости по сечению образцов, упрочнение которых проводили в течение 17 (а) и 140 (б) ч

Структура образцов, подвергнутых низкотемпературной нитроцементации, также отличается присутствием γ' -фазы и наличием ϵ -фазы в виде тонкой прослойки на поверхности металла. Максимальная концентрация нитридов γ' -фазы не образует сплошной сетки после 17-часового насыщения и лишь незначительно проявляется в поверхностном слое образцов, упрочненных в течение 140 ч (рис. 3). Толщина ϵ -фазы не превышает 3–5 мкм, что по некоторым данным [12] не всегда способствует зарождению магистральных хрупких трещин вследствие быстрого износа тонкого поверхностного слоя, упругие характеристики которого отличаются от сердцевины металла. Границы крупных первичных карбидов, располагающихся в модифицированном слое, имеют серые участки, которые по результатам исследований в работе [10] идентифицированы как карбонитридные области, сформированные в результате легирования эвтектоидных

карбидов азотом. Увеличение длительности насыщения до 140 ч привело к сплошному легированию некоторых крупных первичных карбидов, располагающихся непосредственно в подповерхностном слое. Все морфологические признаки упрочненных слоев, сформированных в стали X12M в результате низкотемпературной нитроцементации, находят свое отражение и при азотировании указанного сплава при низком давлении в течение 1–3 ч. Применение большей длительности процесса – 17 ч и затем ее увеличение до 140 ч неоднозначно отразилось на росте толщины слоя повышенной микротвердости. Она увеличилась незначительно – с 200 до 300 мкм. Однако при этом доля карбонитридной фазы в наружном слое толщиной около 100 мкм достигла 35 % по сравнению с 12 % после 17-часового насыщения.

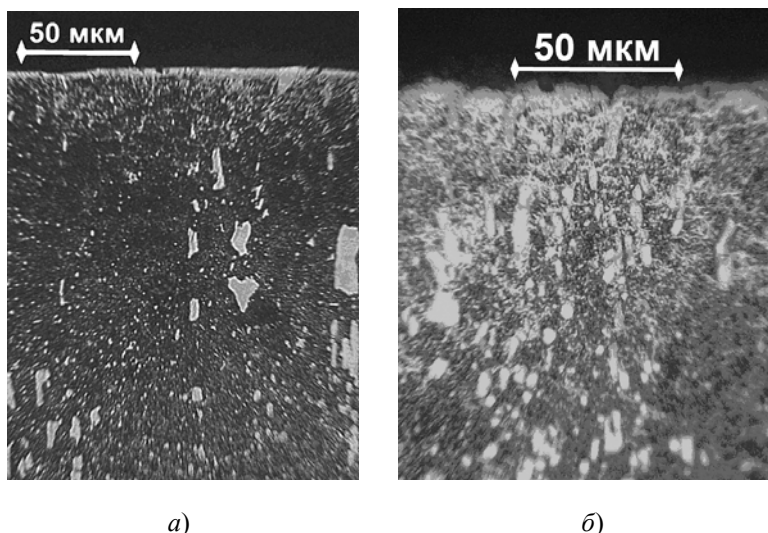


Рис. 3. Структура поверхностного слоя стали X12M, упрочненного низкотемпературной нитроцементацией в течение:
а – 17 (560 °С) и б – 140 ч (520 °С)

Учитывая, что минимальная поверхностная твердость, полученная в результате упрочнения всех образцов, составила около 7600 МПа, предел контактной выносливости сплава при расчете по зависимости (2), учитывающей результаты дюрометрических испытаний с применением индентора Виккерса, должен составлять около 950 МПа. В случае перевода значений микротвердости в шкалу HRCэ и расчета по зависимости (1) данная характеристика достигает 1403 МПа, это значение на 50 % выше. В связи с полученным разбросом прогнозируемых величин предела контактной выносливости начальные испытания образцов проводили при контактом напряжении 1330 МПа. Ранее проведенные эксперименты показали, что образцы партии 3 (табл. 1) без упрочненного слоя практически не изнашивались при амплитуде контактного напряжения 1280 МПа [15].

Результаты испытаний показали, что уже после 200 циклов нагружения глубина лунки износа на всех испытуемых образцах достигла величины 0,4 мм, а после 400 циклов – 0,6 мм (рис. 4, а). Причина интенсивной деформации металла в области полоски контакта (рис. 5) заключается в возникновении высоких по величине эквивалентных напряжений не только в области модифицированного слоя, но и в подслое, отличающемся пониженной твердостью. Этот процесс сопровождался не только изменением структуры металла, но и образованием трещин в зоне концентрации максимальных касательных напряжений (рис. 6). Их снижение при испытании с меньшей амплитудой контактного напряжения происходит не так интенсивно, как уменьшение эквивалентных напряжений. Это сохраняет высокую вероятность заро-

ждения начальных трещин в области границ полосы контакта в широком диапазоне эксплуатационных нагрузок. Проведение следующего этапа испытаний при амплитуде контактного напряжения до 1030 МПа подтвердило данное предположение (рис. 4, б) – интенсивность роста лунки износа замедлилась незначительно.

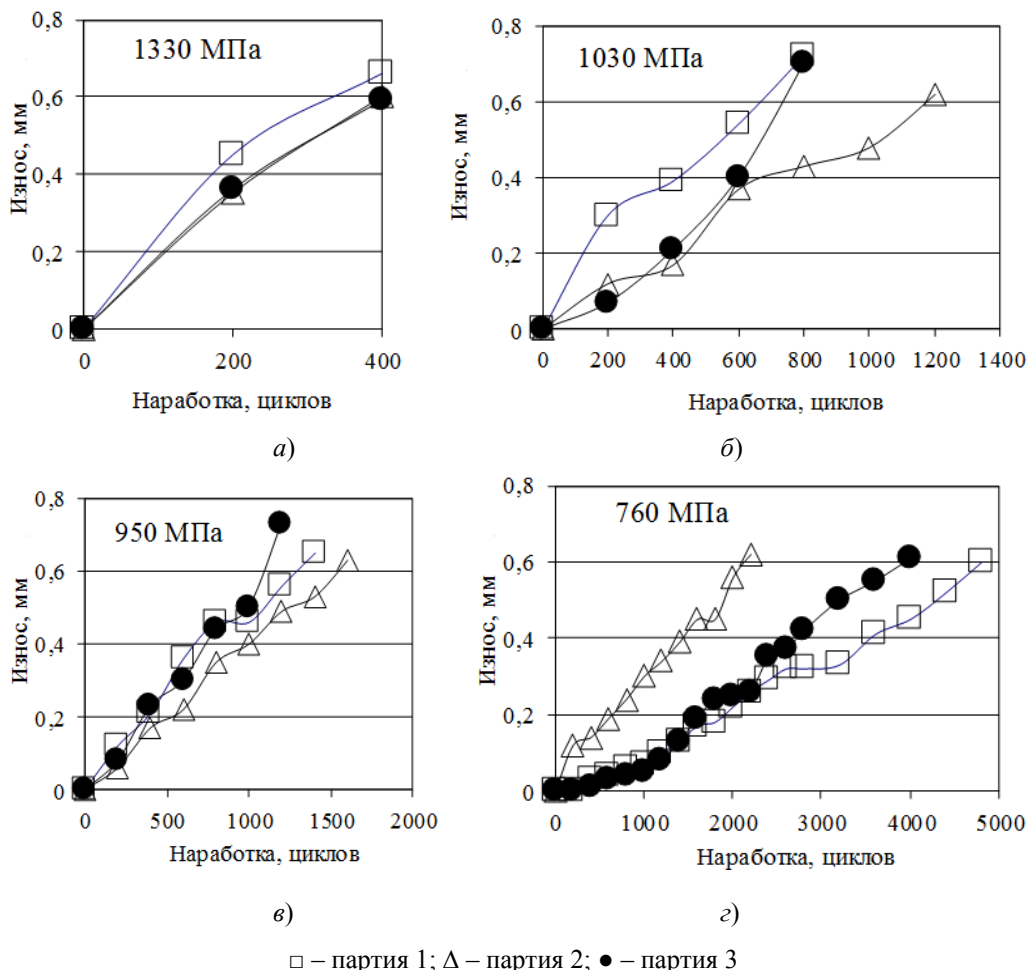


Рис. 4. Результаты испытаний образцов из стали Х12М, модифицированных посредством низкотемпературной нитроцементации при 560 °С в течение 17 ч (а, б) и при температуре 520 °С – в течение 140 ч (в, г)

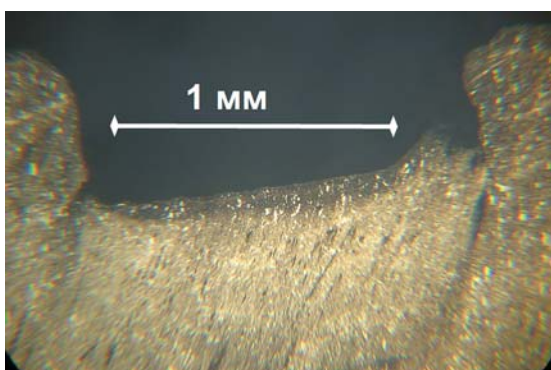


Рис. 5. Деформация поверхности образцов, упрочненных в течение 17 ч (560 °С) под действием контактного напряжения 1300 МПа

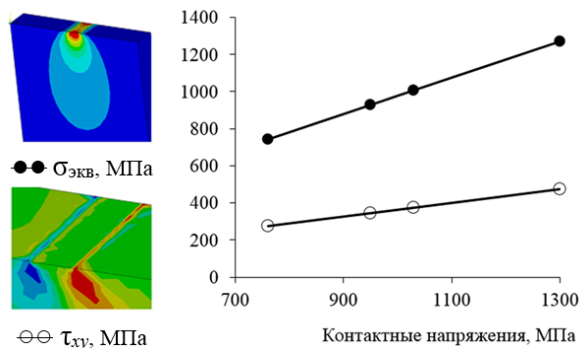


Рис. 6. Влияние величины контактных напряжений на уровень эквивалентных (●), касательных (○) напряжений и характер их распределения по сечению образца

Дальнейшие испытания проводились на образцах, упрочненных при температуре 520 °С в течение 140 ч. Их результаты выявили некоторое повышение стойкости к изнашиванию упрочненной поверхности при дальнейшем снижении амплитуды контактного напряжения – 950 и 760 МПа. В последнем случае после первого этапа испытаний (в течение 200 циклов) выявлена совместная деформация крупных карбонитридов и окружающего их твердого раствора. Массивные включения проявляют способность к осадке (рис. 7, а), которая для частиц, выходящих на поверхность, заканчивается растрескиванием. Карбонитриды, расположенные в подслое, разворачиваются и постепенно приобретают глобулярную форму. На первых этапах испытаний геометрическая форма контактной поверхности не претерпевает существенных изменений (рис. 7, б).

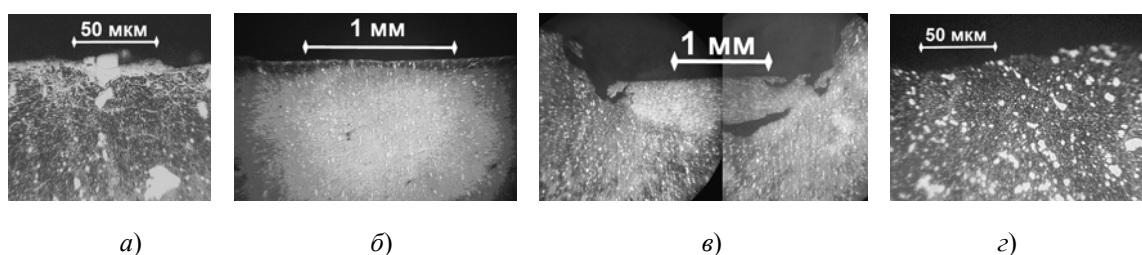


Рис. 7. Структура поверхностного слоя образцов из стали X12M, упрочненных низкотемпературной нитроцементацией в течение 140 ч при температуре 520 °С после 200 (а, б) и 4800 (в, з) циклов нагружения контактным напряжением 760 МПа

Исследования, проведенные ранее [15], показали, что деформация крупных карбидов может сопровождаться их разделением. После чего совместная деформация материала матрицы и фрагментов включений способствует приобретению ими глобулярной формы. Этот процесс в наибольшей степени характеризует поверхностные слои стали X12M, в которых после закалки от температур 1140 и 1170 °С, а также последующего отпуска не проводилась дополнительная упрочняющая обработка. В результате фазовый состав металлической матрицы характеризовался повышенным содержанием остаточного аустенита. Аналогичный механизм взаимодействия карбонитридной фазы и твердого раствора реализован и в рассматриваемом случае. При этом в результате длительной финишной химико-термической обработки, проведенной при температуре дисперсионного твердения, в составе металлической матрицы практически отсутствует остаточный аустенит [13]. К моменту окончания испытаний (рис. 7 в, з) в поверхностном слое выявлено присутствие лишь небольших по размерам включений компактной формы. Очевидно, что демпфирующая роль в структуре стали X12M после дисперсионного твердения в данном случае перешла к α -фазе. В очаге локальной концентрации напряжений под полоской контакта практически не возникает высоких по величине растягивающих напряжений. Вязкость сплава как интегральная характеристика всего композиционного материала не изменяется в худшую сторону вследствие превращения остаточного аустенита, а также выделения и коагуляции карбидной фазы [14]. Таким образом, в металле, заключенном внутри очага деформации и отделенном в некоторых образцах серповидной трещиной, структурные изменения системы «карбидная фаза – матрица α -твердый раствор» сопоставимы с изменениями, протекающими в данном сплаве в случае присутствия в материале матрицы остаточного аустенита. Отличия в стойкости между исследованными партиями образцов свидетельствуют о более высокой стойкости образцов первой партии, закалка которых проводилась с температуры 1170 °С.

Заключение

Упрочнение поверхности стали X12M путем ее насыщения в среде древесного угля, модифицированного мочевиной при температуре классического азотирования – 520–560 °С, позволило получить поверхностно упрочненные слои, морфология которых близка к слоям, формируемым вакуумным азотированием. За счет повышения длительности процесса общая глубина слоя достигла значения не ниже 200 мкм при максимальной твердости 9 ГПа. Твердость сердцевины в зависимости от режимов термохимической обработки находится в диапазоне 5,0–6,5 ГПа.

Низкая толщина модифицированного слоя в совокупности со структурными преобразованиями, протекающими в стали X12M в процессе низкотемпературной химико-термической обработки, не позволяет использовать величину поверхностной твердости в качестве критерия для расчета предела контактной выносливости данного сплава по рекомендуемому ГОСТ 21354–87. Данный способ поверхностной модификации непригоден для упрочнения тяжело нагруженного штампового инструмента, испытывающего высокое сопротивление со стороны материала заготовки, а также при возникновении высокой концентрации эксплуатационных нагрузок на локальных участках гравюры штампов. При разработке упрочняющих технологий следует учитывать, что проведение упрочнения при температурах дисперсионного твердения сплава обеспечивает повышение его теплостойкости при закалке с повышенных температур. Одновременно с этим формируется равновесная структура α -фазы без присутствия остаточного аустенита, обладающая высокой вязкостью. Перечисленные особенности оставляют возможность использования низкотемпературной нитроцементации, а также азотирования для поверхностной модификации сложнопрофильных штампов и пресс-форм, поверхность которых в процессе эксплуатации не подвергается воздействию контактных напряжений выше 700 МПа.

Литература

1. Alfredsson, B. Study on Contact Fatigue Mechanisms : Doctoral Thesis no. 44, 2000 / B. Alfredsson // Department of Solid Mechanics Royal Institute of Technology. – Stockholm, 2000. – 27 p.
2. Olver, A. V. The mechanism of rolling contact fatigue: an update / A. V. Olver // Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part J: Journal of Engineering Tribology. – 2005. – Vol. 5 (219). – P. 313–330.
3. Liu, Y. Fatigue crack initiation life prediction of railroad wheels / Y. Liu, B. Stratman, S. Mahadevan // International Journal of Fatigue. – 2005. – Vol. 28. – P. 747–756.
4. О долговечности и надежности рабочих валков непрерывных листовых станов холодной прокатки / В. В. Бойков [и др.] // Изв. вузов. Черная металлургия. – 1979. – № 12. – С. 107–109.
5. Боровик, Л. И. Эксплуатация валков станов холодной прокатки. – М. : Металлургия, – 1968. – 233 с.
6. Малушин, Н. Н. Повышение качества и долговечности рабочих валков станов холодной прокатки плазменной наплавкой теплостойкими сталями / Н. Н. Малушин // Материалы 13 Междунар. науч.-практ. конф. : в 2 ч. – СПб. : Изд-во политех. ун-та, 2011. – Ч. 1. – С. 203–209.
7. Р 50-54-30–87. Расчеты и испытания на прочность. Методы испытаний на контактную усталость.
8. ГОСТ 21354–87. Передачи зубчатые цилиндрические эвольвентные внешнего зацепления.

9. Семенов, М. Ю. Анализ способов упрочнения зубчатых колес из теплостойких сталей на основе расчетного метода / М. Ю. Семенов, И. Н. Гаврилин, М. Ю. Рыжова // *Металловедение и термич. обработка металлов.* – 2014. – № 1. – С. 42–46.
10. Янушкевич, Б. Роль карбидов в образовании поверхностного слоя стали X153CrMoV12 при азотировании в атмосферах низкого давления (вакуумном азотировании) / Б. Янушкевич, Э. Воловец, П. Куля // *Металловедение и термич. обработка металлов.* – 2015. – № 1 (215). – С. 31–34.
11. Рамазанов, К. Н. Ионное азотирование в тлеющем разряде инструментальной стали X12 в скрещенных электрических и магнитных полях / К. Н. Рамазанов, Р. К. Вафин, Ю. Г. Хусаинов // *Металловедение и термич. обработка металлов.* – 2014. – № 1. – С. 46–49.
12. Лахтин, Ю. М. Химико-термическая обработка металлов / Ю. М. Лахтин, Б. Н. Арзамасов. – М. : *Металлургия*, 1985. – 256 с.
13. Артингер, И. Инструментальные стали и их термическая обработка : справочник / И. Артингер. – М. : *Металлургия*, 1982. – 312 с.
14. Геллер, Ю. А. Инструментальные стали : справочник / Ю. А. Геллер. – М. : *Металлургия*, 1984. – 584 с.
15. Степанкин, И. Н. Стойкость холодновысадочной оснастки и методы ее повышения / И. Н. Степанкин, В. М. Кенько. – Гомель : ГГТУ им. П. О. Сухого, 2014. – 197 с. : ил.
16. Устройство испытания материалов на контактную усталость и износ : полезная модель 8260 Респ. Беларусь, МПК (2009) G 01 N 3/00 / И. Н. Степанкин, Е. П. Поздняков, В. М. Кенько, И. А. Панкратов, Л. В. Степанкина ; опубл. 30.06.2012.
17. Конструкционные материалы : справочник / Б. Н. Арзамасов [и др.] ; под общ. ред. Б. Н. Арзамасова. – М. : *Машиностроение*, 1990. – 688 с.

Получено 05.04.2016 г.