

ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ НАУГЛЕРОЖЕННЫХ СЛОЕВ БЫСТРОРЕЖУЩИХ СТАЛЕЙ ПРИ ДЕЙСТВИИ НА НИХ ПУЛЬСИРУЮЩИХ КОНТАКТНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ

ПАНТЕЛЕЕНКО Ф. И., СТЕПАНКИН И. Н., ПОЗДНЯКОВ Е. П., АСТРЕЙКО А. В.

Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Республика Беларусь;

Гомельский государственный технический университет имени П. О. Сухого,

г. Гомель, Республика Беларусь, e-mail: igor-stepankin@mail.ru

Введение. Технологии поверхностного упрочнения быстрорежущих сталей, основанные на изменении структуры поверхностного слоя, достаточно продуктивно реализуются химико-термической обработкой [1–3]. В результате достигается повышение эксплуатационных характеристик режущего инструмента, а также некоторых видов штамповой оснастки. Её работоспособность во многом обусловлена способностью поверхностного слоя противостоять изнашиванию в условиях действия на материал высоких по амплитуде пульсирующих контактных напряжений. Такие условия работы характерны для чеканочных и высадочных штампов при изготовлении которых применяют быстрорежущие стали. Высокое присутствие таких элементов как вольфрам, ванадий и молибден, позволяет рассматривать науглероживание быстрорежущих сталей эффективным процессом упрочнения, при котором в поверхностном слое формируется специфический композиционный материал, с большим количеством легированных карбидов. При этом в составе практически всех быстрорежущих сталей присутствует хром. В результате, при повышении содержания углерода достигается не только дополнительное легирование карбидной фазы, но и формируется некоторая доля остаточного аустенита, способствующего увеличению вязкости металлической матрицы науглероженного слоя [4].

Целью работы являлось исследование влияния термохимической обработки на основе науглероживания с последующей закалкой сталей Р6М5 и Р18 на стойкость данных сплавов к изнашиванию в условиях действия пульсирующих контактных напряжений.

Объекты и методики исследований. Объектом исследования являлись быстрорежущие стали Р6М5 и Р18. Для изменения их износоустойчивости в условиях контактного изнашивания поверхностный слой экспериментальных образцов модифицировали посредством науглероживания. Цементацию осуществляли в среде древесного угля модифицированного углекислым барием в течение 8 часов. Затем образцы извлекали из контейнеров и, не охлаждая, нагревали под закалку в соляной ванне с выдержкой 15 секунд на один миллиметр толщины в минимальном сечении. Изотермическую закалку выполняли в соляных ваннах при температуре 600 °С с выдержкой до выравнивания температуры по всему сечению. После чего производили охлаждение принудительным обдувом воздухом из промышленной магистрали (давлением 5 атм.). Завершали закалку охлаждением в жидком азоте. Отпуск проводили не позднее 0,5 часа после закалки при температуре 560 °С.

Металлографический анализ диффузионных слоев на всех этапах исследований проводили на оптическом микроскопе METAM PB22. Твердость обработанных поверхностей измеряли на прессе Роквелла, а микротвердость – на приборе ПМТ-3 при нагрузке 2Н.

Испытание на контактное изнашивание проводили на оригинальной установке [5], которая обеспечивает контактное нагружение торцевой поверхности плоской части образца за счет его прокатывания без проскальзывания по рабочей поверхности дискового контртела. Перемещение образца по круговой траектории при встрече с подпружиненным штоком, на котором закреплен диск контртела, вызывает его проворачивание. Ширина дискового контртела и толщина рабочей части образца позволяют точно рассчитать площадь контактной поверхности, а схема нагружения реализует пульсирующее контактное нагружение по полоске. Подобный подход применяется при исследовании изнашивания материалов, как в условиях качения, так и скольжения в зоне контакта [6].

Результаты исследований и их обсуждение. Известно, что традиционная термическая обработка быстрорежущих сталей заканчивается проведением трехкратного отпуска при температуре дисперсионного твердения или обработкой холодом с однократным отпуском [7, 8]. В обоих случаях достигается максимальная стабилизация α -фазы, за счет превращения остаточного аустенита в легированный мартенсит, с одновременным выделением вторичных карбидов. Целью отпуска является достижение максимально полного превращения аустенита в мартенсит. После окончания термической обработки доля остаточного аустенита по различным данным не превышает 0,5–3 %. Стремление к максимально полному превращению аустенита, связано с его низкой устойчивостью к динамическому старению и локальному разупрочнению твердого раствора за счет протекания дислокационных процессов. В тоже время известно, что науглероживание быстрорежущих сталей повышает стабильность остаточного аустенита в составе модифицированного слоя [9]. Можно ожидать, что эта особенность остаточного аустенита будет способствовать снижению интенсивности динамического старения твердого раствора при действии на поверхностный слой пульсиру-

щего контактного напряжения. При этом повышенное содержание карбидной фазы в науглероженном слое обеспечит дополнительный эффект повышения износостойкости.

Изменение температуры закалки быстрорежущей стали Р6М5, привело к различному распределению твердости в поверхностном слое (табл. 1, рис. 1). Видно, что у образцов партий 3–5 твердость сердцевины близка к значениям, характерным для неупрочненного сплава. Общая толщина модифицированного слоя составляет не менее 0,6 мм, что в совокупности с высокой твердостью сердцевины позволяет прогнозировать высокую стойкость материала к микропластическим деформациям. Твердость образцов первой и второй партий снижена за счет более низкой температуры закалки. При этом в образцах четвертой и пятой партий, несмотря на проведенную обработку холодом, обнаружено присутствие остаточного аустенита. Экспериментальные исследования показали, что при контактном напряжении 1420 МПа износ науглероженного слоя стали Р6М5 происходит по зависимостям, аналогичным неупрочненному сплаву (рис. 2). Очевидным эффектом науглероживания является увеличение контактного напряжения, при котором, образцы 3–5 пятой партии практически не изнашиваются до наработки в 10 тысяч циклов. Этот показатель соизмерим со стойкостью неупрочненных образцов испытанных при контактном напряжении 1280 МПа [10]. Наибольшей износоустойчивостью отличаются образцы четвертой партии, в которых был выявлен структурно свободный аустенит, рисунок 3. Его присутствие оказывает благоприятное влияние на способность сплава снижать микронапряжения [11]. Морфология карбидных слоев, содержащих остаточный аустенит (партии 4 и 5), имеет существенные различия. Как видно из рис. 3, а поверхностный слой, образцов четвертой партии характеризуется мартенситным строением с присутствием микрообъемов аустенита между иглами пересыщенного α твердого раствора. В поверхностном слое пятой партии, рис. 3, б присутствуют признаки перегрева, с образованием ледебуритной сетки между зернами с крупноигольчатым мартенситом. Внутри зерен можно различить объемы остаточного аустенита. Износоустойчивость образцов пятой партии, а также третьей, в которой не отмечено наличия остаточного аустенита (рис. 3, в), несколько ниже, чем у образцов четвертой партии.

Таблица 1

Режимы термической и химико-термической обработки науглероженных образцов из стали Р6М5, подвергнутых криогенной обработке

Номер партии образцов	Температура аустенитизации (цементации), °С	Температура нагрева под закалку, °С	Закалочная среда	Температура отпуска, °С
1	920	1000	Воздух, жидкий азот –196 °С	560
2		1050		
3		1100		
4		1150		
5		1200		

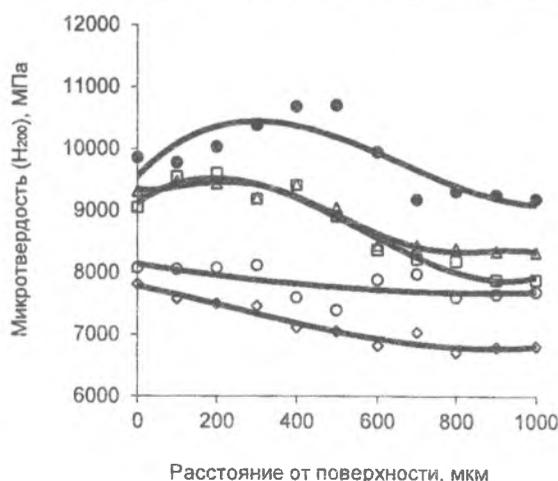


Рис. 1. Распределение микротвердости по сечению образцов из стали Р6М5, упрочненных науглероживанием:
 ◊ – партия 1; ○ – партия 2; □ – партия 3; △ – партия 4; ● – партия 5; ■ – партия 6



Рис. 2. Кривые контактного изнашивания образцов из стали Р6М5 упрочненной науглероживанием, испытанной при испытании контактным напряжением с амплитудой 1420 МПа:
 ◇ – партия 1; ○ – партия 2; □ – партия 3; Δ – партия 4; ● – партия 5; ■ – партия 6

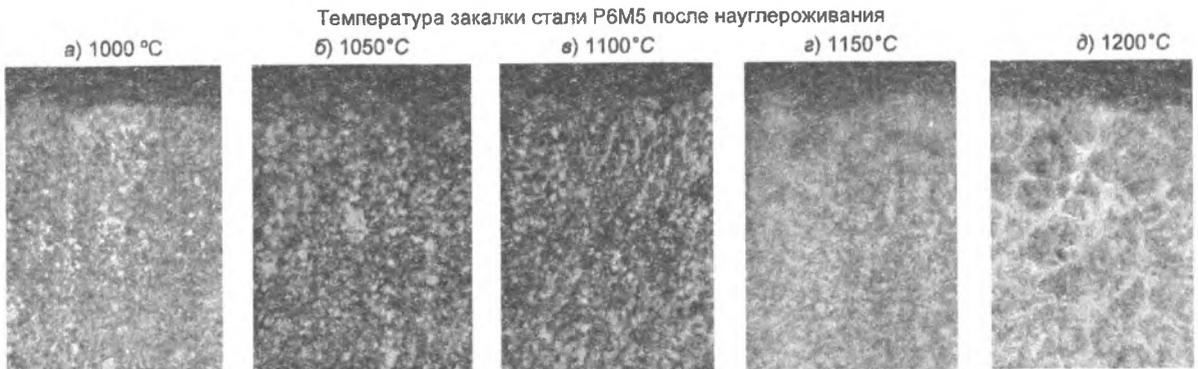


Рис. 3. Структура ($\times 50$) карбидных слоев стали Р6М5 полученных в соответствии с режимами указанными в табл. 2

До начала отделения с контактной поверхности образцов четвертой партии мелких фрагментов металла, структурные изменения в поверхностном слое незначительны (рис. 4, а). Накопление дефектов в металлической матрице сдерживается остаточным аустенитом. После его динамического старения происходит отделение поверхностного слоя без образования крупных трещин (рис. 4, б). Кривые износа для всех партий образцов, подвергнутых науглероживанию (рис. 2), отражают циклический характер изнашивания из чередующихся фаз накопления внутрикристаллических повреждений и последующего скалывания поверхностного слоя.

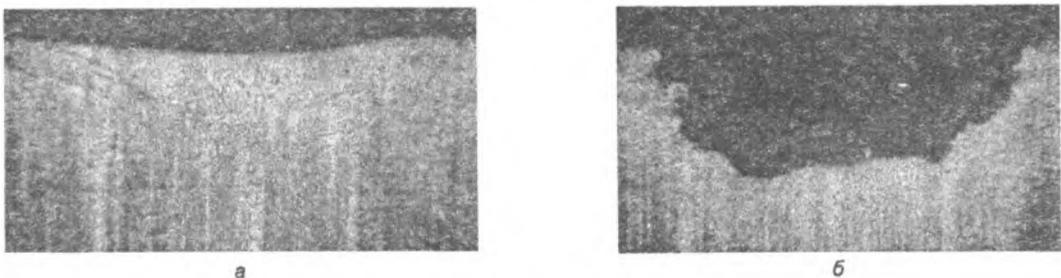


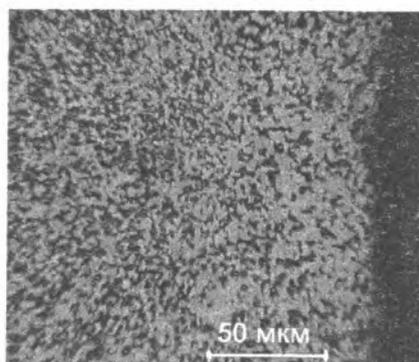
Рис. 4. Микроструктура поверхностного слоя образцов из стали Р6М5 упрочненных науглероживанием (партия 4) после 14100 (а) и 29020 (б) циклов нагружения контактным напряжением 1420 МПа, $\times 50$

Полученные результаты по увеличению стойкости быстрорежущей стали Р6М5 путем науглероживания её поверхностного слоя стали основанием для проведения аналогичных исследований в отношении стали Р18. Режимы термохимической обработки экспериментальных образцов приведены в таблице 2. Для предотвращения перегрева упрочненного слоя и образования ледебуритной сетки, температура закалки стали Р18 после науглероживания составляла 1150 °С.

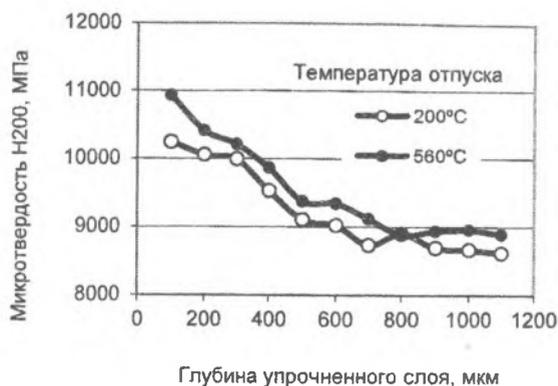
Структура упрочненного слоя, полученная в результате обоих режимов модификации, характеризовалась образованием сплошной карбидной матрицы с небольшим количеством включений твердого раствора. Объем карбидной фазы в наружном слое толщиной не менее 100 мкм достигает 90 % (рис. 5, а). Подобное структурообразование можно объяснить высоким содержанием таких сильных карбидообразующих элементов как вольфрам, хром и ванадий, суммарное содержание которых в стали Р18 составляет порядка 23 %. Проведение отпуска при различных температурах не внесло существенных различий в распределение микротвердости по сечению упрочненных слоев (рис. 5, б).

Режимы термохимической обработки образцов из стали P18

Партия образцов	Режим науглероживания		Температура закали, °С	Температура отпуска, °С
	Длительность, час	Температура, °С		
1	8	920	1150	200
2				560



а



б

Рис. 5. Структура (а) и распределение микротвердости (б) в науглероженном слое стали P18

Анализ закономерностей и механизма изнашивания науглероженных слоев стали P18 показал, что высокое содержание карбидной фазы, морфология которой образует сплошной каркас, являясь, по сути, матрицей негативно сказывается на способности композиционного материала сопротивляться контактному изнашиванию. В течение первых 2000 циклов испытаний, поверхностный слой материала подвергается интенсивному разрушению, образованием лунки износа глубиной около 0,2 мм (рис. 6 и 7). Из-за высокой жесткости карбидной фазы её отделение от основы практически не сопровождается структурными изменениями, характеризующими наклеп. Вязкость металла на первом этапе испытаний достаточно низка, что и является причиной ускоренного износа наружного слоя.

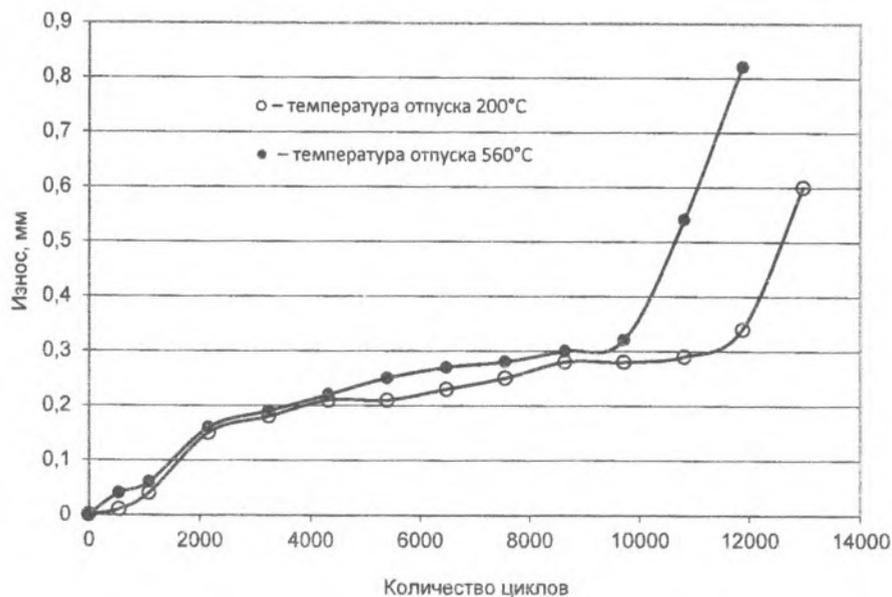


Рис. 6. Закономерности контактного изнашивания образцов из стали P18, термохимическая обработка которых различалась температурой отпуска при испытании контактным напряжением с амплитудой 1300 МПа

После удаления с рабочей поверхности образца сплошного карбидного слоя скорость изнашивания замедляется, что свидетельствует о проявлении вязких характеристик материала матрицы. Для образцов, температура отпуска которых составила 560 °С, период повышенной износоустойчивости сохраняется до 10 000 тысяч циклов нагружения, а для образцов отпущенных при температуре 200 °С до 12 000 циклов. В дальнейшем несущая способность сплава резко ухудшается, что

сопровождается ускоренным разрушением контактной поверхности образцов. Полученные результаты показывают, что вследствие образования большого удельного объема карбидной фазы морфология которой позволяет считать её матричным материалом, способность противостоять контактному изнашиванию после науглероживания у стали Р18 хуже чем у стали Р6М5.

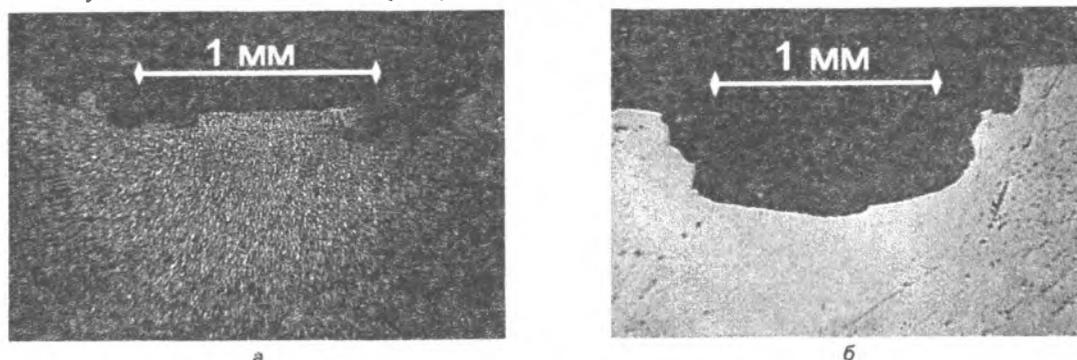


Рис. 7. Состояние рабочих поверхностей образцов из стали Р18 с науглерожённым поверхностным слоем: а – после 1080 циклов испытаний; б – после 2160 циклов испытаний

Заключение. Проведенные испытания показали, что процесс науглероживания неоднозначно влияет на износостойкость быстрорежущих сталей. Упрочнение стали Р6М5 позволяет существенно повысить эксплуатационные характеристики поверхностного слоя сплава за счет формирования композиционного материала на основе твердого раствора, в котором содержатся разрозненные частицы карбидных включений. Наличие остаточного аустенита в составе твердого раствора благоприятно сказывается на вязкости металлической матрицы. Науглероживание стали Р18 сопровождается образованием сплошного карбидного каркаса толщиной не менее 100 мкм. Доля карбидной фазы в наружном слое достигает 90 %. Такая морфология снижает вязкость материала и его стойкость к воздействию пульсирующих контактных напряжений.

Литература:

1. Лахтин, Ю. М., Арзамасов Б. Н. Химико-термическая обработка металлов / Ю. М. Лахтин, Б. Н. Арзамасов. – М.: Металлургия, 1985. – 256 с.
2. Арзамасов, Б. Н. Ионная химико-термическая обработка сплавов / Б. Н. Арзамасов, А. Г. Братухин, Ю. С. Елисеев, Т. А. Панайоти. – М.: Изд-во МГТУ им. Н. Э. Баумана, 1999. – 399 с.
3. Химико-термическая обработка инструментальных материалов / Е. И. Бельский, М. В. Ситкевич, Н. И. Понкратин, В. А. Стефанович. – Минск: Наука и техника, 1986. – 247 с.
4. Степанкин, И. Н. К вопросу влияния поверхностного модифицирования на эксплуатационные характеристики стали Р6М5 / И. Н. Степанкин // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2015. – № 9. – С. 20–28.
5. Пат. Республ. Беларусь на полезную модель №8260 МПК (2009) G 01 N 3/00 Устройство испытания материалов на контактную усталость и износ / И. Н. Степанкин, Е. П. Поздняков, В. М. Кенько, И. А. Панкратов, Л. В. Степанкина; заявитель Гомельск. гос. техн. ун-т им. П. О. Сухого. – № u20110940, заявл. 23.11.2011. опубл. // Афіцыйны бюлетэнь / Нац. цэнтр інтэлектуал. уласнасці. – 2012. – № 3. – С. 260.
6. Beheshti, Ali On the prediction of fatigue crack initiation in rolling/sliding contacts with provision for loading sequence effect / Ali Beheshti, M.M.Khonsari // Tribology International. 2011. vol. 44. p. 1620–1628.
7. Гуляев, А. П. Теория быстрорежущей стали / А. П. Гуляев // Металловедение и термическая обработка металлов. 1998. №11. С.27–32.
8. Гуляев, А. П. Обработка стали холодом / А. П. Гуляев // Металловедение и термическая обработка металлов. 1998. №11. С.19–26.
9. Чаус, А. С. Научные основы организации структуры и формирования свойств быстрорежущих сталей для литого металлорежущего инструмента : дисс. ... д-ра техн. наук : 12.11.2004 / А. С. Чаус. – Минск, 2004. – 297 с.
10. Степанкин, И. Н. К вопросу контактного изнашивания сталей Х12М и Р6М5 / И. Н. Степанкин // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2017. – № 5. – С. 50–58.
11. Рыжов, Н. М. Технологическое обеспечение сопротивления контактной усталости цементуемых зубчатых колес из теплостойких сталей / Н. М. Рыжов // Металловедение и термическая обработка металлов. 2010. №7. С.39–45.