

УДК 620.198

А.А. Маликов¹, Е.В. Маркова¹, О.В. Чечуга¹**ПРИМЕНЕНИЕ ЭЛЕКТРОИСКРОВЫХ МЕТОДОВ
УПРОЧНЕНИЯ ПОВЕРХНОСТИ ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ
ЭКСПЛУАТАЦИОННОЙ СТОЙКОСТИ ИНСТРУМЕНТОВ**

DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-4-19-25

Представлен анализ возможности применения электроискровых методов для поверхностного упрочнения деталей инструментального производства. Объектами исследования служат поверхностные слои сталей 60С2ХА, 45ХН2МФА и 35ХРА после проведения электроэрозионной обработки и электроискрового легирования. Приведены результаты металлографического, микрорентгеноспектрального и рентгеноструктурного методов, а также результаты испытания образцов на изнашивание. Представлены распределения микротвердости в поверхностном слое образцов при электроискровом легировании хромом и карбидом хрома.

Ключевые слова: электроэрозионная обработка, электроискровое легирование, напряжения, микроструктура, износ, субструктура, поверхностный слой, микротрещины.

А.А. Malikov¹, E.V. Markova¹, O.V. Chechuga¹**APPLICATION OF ELECTRIC DISCHARGE METHODS
OF SURFACE HARDENING FOR TOOL LIFE DURABILITY**

The paper presents an analysis of the possibility of using electrospark methods for surface hardening of parts of tool production. The objects of study are the surface layers of steel 60C2XA, 45XH2MFA and 35XPA after the electrical discharge treatment and electrospark alloying. The results of metallographic, micro-x-ray diffraction, and x-ray diffraction methods are presented, as well as the results of wear tests of samples. The distributions of microhardness in the surface layer of samples during electrospark alloying with chromium and chromium carbide are presented.

Keywords: electrical discharge machining, electrospark alloying, stresses, microstructure, wear, substructure, surface layer, micro-cracks.

¹Федеральное государственное образовательное учреждение высшего образования «Тульский государственный университет» [Federal State Budgetary Institution of Higher Education «Tula State University»]; e-mail: info@tsu.tula.ru

Введение

Одним из направлений развития машиностроительного производства является внедрение технологических процессов, повышающих ресурс изделий, при сохранении экономичности их изготовления. К числу таких процессов можно отнести электрофизические и электрохимические методы обработки поверхности изделий, позволяющие создавать поверхностно-активный слой с высокими механическими свойствами [1–3].

Обеспечение высоких технологических и экономических показателей процессов поверхностного упрочнения в значительной мере зависит от верного выбора самой операции электрообработки, ее режимов и способов воздействия данной обработки на упрочняемые материалы [4, 5].

К деталям, работающим в условиях высоких контактных давлений и скоростей относительного скольжения при одновременном наложении раз-

личных вибраций и ударов, предъявляются повышенные требования по таким критериям, как износостойкость, усталостная долговечность, контактная жесткость, а также коррозионная стойкость. Данные критерии порой являются взаимно исключаящими, что затрудняет выбор операции для поверхностного упрочнения.

Наиболее достоверными являются стендовые испытания партий деталей и образцов после проведения поверхностного упрочнения. Однако прогнозирование свойств на основании только результатов испытаний зачастую является экономически неоправданным или в принципе невозможным процессом.

Рациональный выбор режима упрочнения может производиться на основании результатов металлофизического и металлографического анализов, которые позволяют оценить эксплуатационные свойства деталей с покрытиями на основании знания их структуры, субструктуры и свойств поверхностного слоя.

Материалы и методы

Целью представленных исследований является анализ возможности применения электроискровых методов для поверхностного упрочнения деталей инструментального производства. Объектами исследования служат стали марок 60С2ХА, 45ХН2МФА и 35ХРА. По данным марочника сталей и сплавов, сталь 60С2ХА относится к конструкционным рессорно-пружинным сталям и применяется для изготовления крупных высоконагруженных пружин и рессор ответственного назначения; конструкционная легированная сталь 45ХН2МФА – для изготовления торсионных валов, коробок передач и других нагруженных деталей, работающих при скручивающих повторно-переменных нагрузках и испытывающих динамические нагрузки; конструкционная легированная сталь 35ХРА – для изготовления крепежных деталей, работающих при температурах не более 400°C.

Исходя из опыта применения указанных материалов, для изготовления ответственных деталей автоматических машин эти стали выбраны для исследования возможностей повышения эксплуатационных свойств при процессах поверхностного упрочнения [4, 5].

В данной работе изучали детали инструментального производства: штампы, пресс-формы и крепежные изделия.

Усталостная долговечность и ударная вязкость в значительной мере определяются структурой металла по всему его сечению, но усталостное разрушение начинается всегда с поверхности, поэтому структура поверхностного слоя при усталостном нагружении, и в особенности при трении, оказывает значительное влияние на эксплуатационные характеристики деталей [5–8].

Для исследования структуры слоя, испытывающего влияние операций поверхностного упрочнения, изготавливали шлифы, перпендикулярные обработанной поверхности. Измерение микротвердости производили на микротвердомере ПМТ-3 по ГОСТ 9450–76 с нагрузкой 0,5 Н. В качестве образцов использовали металлографические шлифы. Размеры образцов: диаметр 30 мм, длина 10 мм, что соответствует ГОСТ 2999–75. Количество измерений для каждого образца – не менее 30. Относительная погрешность ~2%.

Микроскопический анализ проводили с помощью микроскопа Axio Observer. D1m в диапазоне увеличений – от $\times 100$ до $\times 1000$. Количество остаточного аустенита определяли методом гомологических пар [9]. Для более точного определения количества остаточного аустенита применяли магнитный метод экспрессной оценки количества остаточного аустенита, основанный на измерении ЭДС индукции [9]. Для измерений использовали образцы диаметром 3 мм и длиной 50 мм. Относительная погрешность определения количества остаточного аустенита этим методом составила 2%.

Микрорентгеноспектральный анализ проводили на растровом электронном микроскопе INSPECTS фирмы FEJ, оснащенный микродисперсионным анализатором EDAX, а также на микроанализаторе MAP-2.

Электроискровое легирование (ЭИЛ) проводили на установке ЭФИ-4 при силе тока 1,5–2,0 А, энергии импульса 0,3–0,4 Дж и частоте 50 Гц. В качестве материалов для легирующих электродов применяли хром и карбид хрома Cr_3C_2 .

Электроэрозсионную обработку (ЭЭО) проводили на станке 4Д723 при двух режимах. В режиме производительного съема энергия импульса составила 1,2–1,6 Дж, длительность 360 мкс при токе 30–40 А и скважности 2. В чистовом режиме соответствующие значения параметров были: 0,07–0,08 Дж, 12–40 мкс, 5–20 А, скважность 3.

Испытания на изнашивание сталей осуществляли на лабораторной установке согласно схеме «диск–палец» в режиме сухого трения в присутствии абразивной карборундовой пыли при контактном давлении ~0,5 МПа и скорости скольжения ~20 м/мин. Анализировали потерю массы цилиндрического пальца через каждые 5 или 10 мин изнашивания (или через 100 и 200 метров пути соответственно). Точность измерения потери массы составляла 0,001 г (или 1 мг). Погрешность измерения для объема выборок, равного 5, при уровне значимости 0,05 составляла не более 25%.

Термическую обработку исследуемых сталей проводили по следующим режимам:

45ХН2МФА – закалка при 860°C (масло), отпуск при 450°C (масло), отжиг (1100°C);

60С2ХА – закалка при 870°C (масло), отпуск при 420°C (вода), отжиг (1100°C);

35ХРА – закалка при 860°C (масло), отпуск при 500°C (вода), отжиг (1100°C).

Результаты и обсуждение

Металлографические исследования показали, что поверхностный слой при обработке всех взятых для исследований марок сталей делится на три зоны. Первая представляет собой участки оплавленного металла в виде нетравящихся белых натеков. Этот слой не обладает сплошностью при любых режимах обработки и имеет максимальную твердость. Вторая зона – сплошная (изоструктурная с основой), также обладает повышенной твердостью, но в отличие от первой является сплошной. Это слой вторичной закалки. Третья зона просматривается в виде темной полосы, параллельной поверхности, и имеет пониженную твердость – зона отпуска (рис. 1 и 2).

Рентгеноструктурный анализ (табл. 1) свидетельствует о наличии в поверхностных слоях растягивающих остаточных напряжений и повышенного содержания остаточного аустенита – до 12%. ЭЭО на режиме производительного съема характеризуется близкими к предельным искажениями

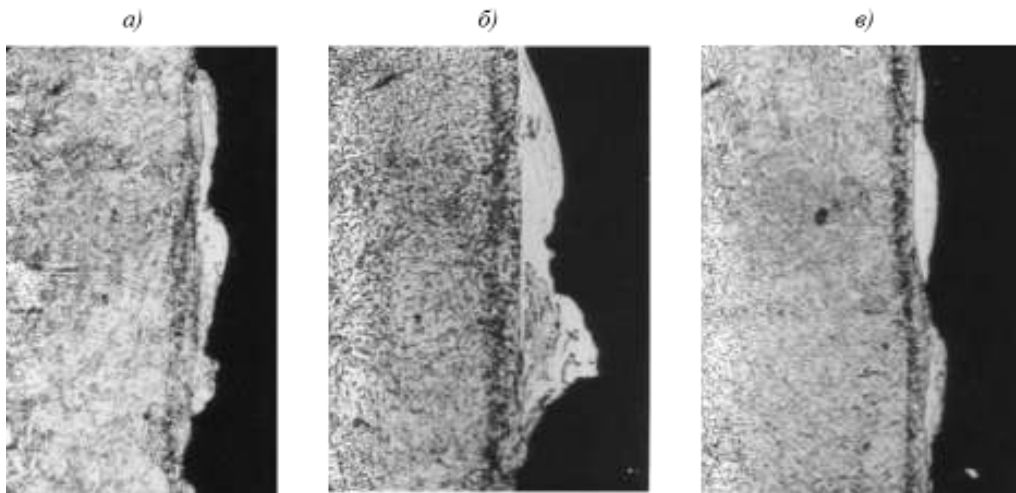


Рис. 1. Структура (×300) сталей 45XН2МФА (а), 60С2ХА (б) и 35ХРА (в) после закалки и отпуска при электроэрозионной обработке

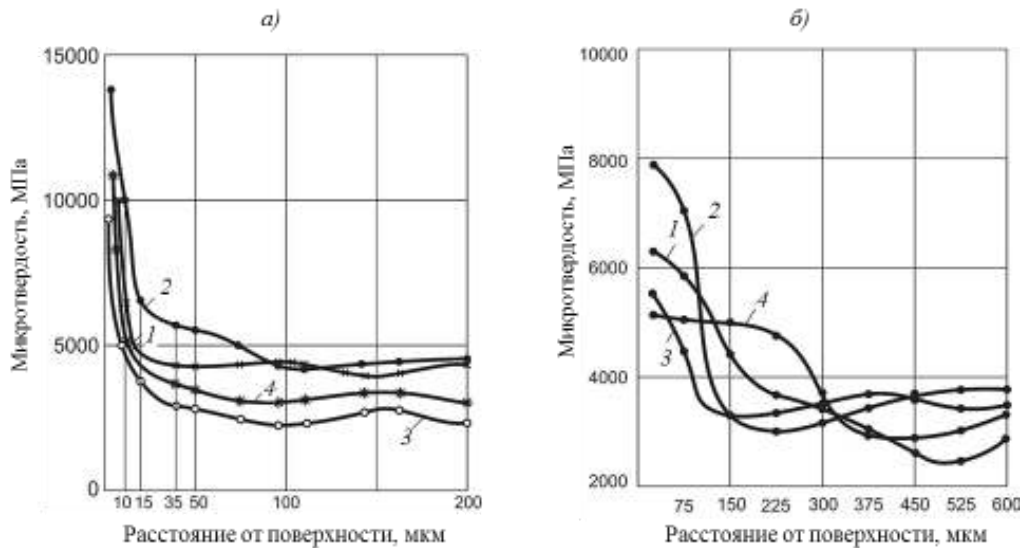


Рис. 2. Распределение микротвердости в поверхностном слое образцов из стали 35ХРА, легированных хромом (1, 3) и карбидом хрома (2, 4) при электроискровом легировании (а) и электроискровом легировании с последующим лазерным оплавлением поверхности (б):

1, 2 – после закалки и отпуска; 3, 4 – после отжига

Таблица 1

Параметры субструктуры, количество остаточного аустенита ($A_{ост}$) и зональные напряжения ($\sigma_{ост}$) в образцах после электроэрозионной обработки

Сталь	Термическая обработка	Вид ЭЭО*	Параметры субструктуры		$A_{ост}$, %	$\sigma_{ост}$, МПа
			размер блоков, нм	плотность дислокаций $\rho \cdot 10^{11}$, см ⁻²		
35ХРА	Закалка+отпуск	ЭЭО ₁	15	33	6	732
		ЭЭО ₂	17	27	6	686
	Отжиг	ЭЭО ₁	24	14	6	342
		ЭЭО ₂	79	9	9	686
60С2ХА	Закалка+отпуск	ЭЭО ₁	15	36	14	745
		ЭЭО ₂	16	30	12	771
	Отжиг	ЭЭО ₁	25	15	5	320
		ЭЭО ₂	68	10	5	560
45ХН2МФА	Закалка+отпуск	ЭЭО ₁	22	15	10	220
		ЭЭО ₂	60	2	12	200
	Отжиг	ЭЭО ₁	20	10	5	150
		ЭЭО ₂	65	8	5	150

* ЭЭО₁ – производительный съем; ЭЭО₂ – чистовая обработка.

Распределение микротвердости в поверхностном слое образцов из сталей 60С2ХА и 45ХН2МФА

Сталь	Материал легирующего электрода	Термическая обработка	Микротвердость, МПа, на расстоянии от поверхности, мкм					
			5	10	15	30	50	100
60С2ХА	Хром	Закалка+отпуск	11000	4100	4200	4100	3800	4000
		Отжиг	10000	4200	3800	4000	3800	3800
	Карбид хрома	Закалка+отпуск	12000	4500	4600	4200	4000	4100
		Отжиг	10500	5000	4200	4600	3800	3800
45ХН2МФА	Хром	Закалка+отпуск	9000	3800	3600	3600	4000	4000
		Отжиг	8200	3600	3500	3500	3600	3600
	Карбид хрома	Закалка+отпуск	12500	4500	4500	4200	4500	4500
		Отжиг	11000	4500	4500	4000	4000	4100

субструктуры и измельчением блоков, что оказывает благоприятное влияние на износостойкость. Растягивающие напряжения и остаточный аустенит в поверхностном слое являются недостатком данного метода упрочнения, так как отрицательно сказываются на усталостной долговечности. Проведенное последующее электрохимическое полирование способствует практически полному устранению остаточного аустенита. Согласно данным рентгеноструктурного и металлографического анализов, можно сделать вывод, что аустенит содержится в оплавленном отбеленном слое, так как именно он удаляется при полировании.

Микротвердость поверхностного слоя в образцах из стали 45ХН2МФА составляет >11000 МПа при толщине зоны 0,03–0,04 мм. Сочетание черновой и чистовой обработок дает твердость до 8000 МПа при условии, что при чистовой обработке удаляется слой, равный высоте шероховатости от ЭЗО в режиме производительного съема. Более высокие значения съема приводят к снижению твердости до 6000 МПа, а толщина упрочненного слоя составляет 0,010–0,015 мм. Непосредственно под зоной упрочнения расположена область пониженной твердости, появившаяся в процессе отпуска. Твердость ее для термически упрочненной стали ниже твердости основы на 1000 МПа, а размеры по глубине составляют 0,05–0,10 мм. На отожженной стали при режиме производительного съема в зоне термического влияния наблюдается повышение твердости (по сравнению с основой) на 500 МПа.

Испытания образцов показали, что ЭЗО в режиме производительного съема сопровождается повышением ударной долговечности на 50–60%, а чистовая ЭЗО – на 80%. В последнем случае сказывается фактор сглаживания поверхности и снижения растрескивания поверхностного слоя, при этом износостойкость образцов повышается на 20–30%. Таким образом, проведенная ЭЗО благоприятно влияет на эксплуатационные характеристики деталей, работающих в условиях трения и вибраций.

В работе изучали воздействие электроискрового легирования (ЭИЛ) на упрочнение поверхност-

ного слоя сталей. Результаты дюротрического анализа свидетельствуют о значительном возрастании твердости поверхностного слоя при всех исследованных режимах легирования (рис. 2, а, табл. 2). Непосредственно у поверхности твердость достигает 12000–15000 МПа и резко уменьшается на глубине 0,01–0,03 мм. После упрочненного слоя на глубине ~0,1 мм расположена зона пониженной твердости. Понижение твердости по сравнению с основой составляет 500–1000 МПа.

Металлографическое исследование показывает, что строение слоя при ЭИЛ аналогично строению слоя, формируемого при ЭЗО.

Механические испытания образцов свидетельствуют о значительном повышении износостойкости по сравнению с термическим упрочнением. Усталость, полученная при ударных воздействиях, снижается при этом до 30% по сравнению с неупрочненными шлифованными образцами. Таким образом, по своим показателям процесс ЭИЛ является одним из самых перспективных с точки зрения повышения эксплуатационных характеристик при трении и износе. Однако снижение усталостной долговечности деталей ограничивает возможности этого метода в условиях повторных ударов и вибраций. Поэтому расширение области применения ЭИЛ связано с разработкой комбинированных процессов, включающих операции термического динамического возврата, снижающего интенсивность субструктурных искажений и плотность дислокаций в поверхностном слое (табл. 3).

Исследования субструктуры и механические испытания образцов после комбинированного процесса ЭИЛ и электронно-лучевой обработки показали, что последняя не способствует повышению долговечности. Наоборот, она значительно снижалась по сравнению с параметрами образцов после легирования. Причиной этого являются высокие термические напряжения при высокоскоростном нагреве мощным источником тепла. Снижения субструктурных искажений при этом не происходит, но формируются микротрещины, снижающие стойкость материала к переменному нагружению.

Таблица 3

Параметры* субструктуры, количество остаточного аустенита ($A_{ост}$) и зональные напряжения ($\sigma_{ост}$) в образцах после электроискрового легирования и лазерной обработки

Сталь	Термическая обработка	Материал легирующего электрода	Параметры субструктуры		$A_{ост}$, %	$\sigma_{ост}$, МПа
			размер блоков, нм	плотность дислокаций $\rho \cdot 10^{11}$, см ⁻²		
35ХРА	Закалка+отпуск	Карбид хрома	104/134	27,1/14,8	11/1	793/671
		Хром	40/94	15,4/14	40/1	763/503
	Отжиг	Карбид хрома	89/156	14,4/12,6	6,5/1	710/432
		Хром	31/144	9,7/15,5	32/1	240/867
60С2ХА	Закалка+отпуск	Карбид хрома	99/110	14,8/22,6	7/2,5	845/525
		Хром	51/144	3,4/14	8/1	285/722
	Отжиг	Карбид хрома	78/92	10/23	5/2	650/420
		Хром	25/40	6/15	5/2	250/600
45ХН2МФА	Закалка+отпуск	Карбид хрома	51/70	3/1,5	–	112/340
		Хром	60/68	6/1,5	–	89/400
	Отжиг	Карбид хрома	40/56	2/2	–	–
		Хром	18/40	4/2	–	–

* В числителе – значения параметров электроискрового легирования, в знаменателе – лазерной обработки.

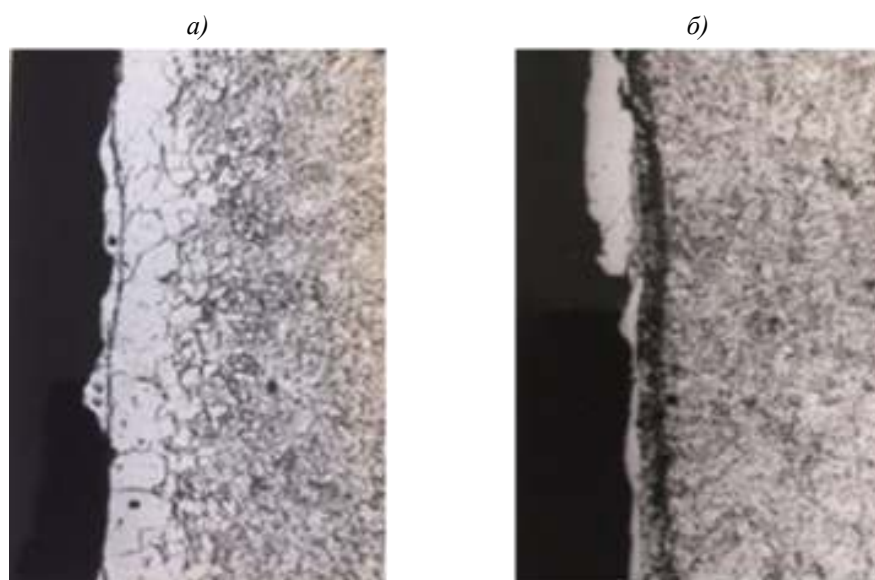


Рис. 3. Структура ($\times 300$) стали 35ХРА после закалки и отпуска при электроискровом легировании хромом (а) и карбидом хрома (б) с последующим лазерным оплавлением

Результаты рентгеноструктурного анализа свидетельствуют о том, что процесс лазерной обработки способствует протеканию вторичной закалки. При этом содержание аустенита (по сравнению с ЭИЛ) значительно снижается, формируются умеренные сжимающие напряжения. Величины микроискажений и плотности дислокаций остаются высокими. Таким образом, результаты исследования субструктуры свидетельствуют об отсутствии значительного ее изменения в результате лазерной обработки.

Лазерное оплавление легированных слоев сопровождается снижением максимальной микротвердости до 6000–7000 МПа, вместо 10000–11000 МПа после нанесения слоя (рис. 2, б). Толщина зоны повышенной твердости увеличивается до 0,1 мм. При этом снижается интенсивность

депрессии твердости на границе легированного слоя, сформированного в процессе отпуска, при его нанесении искровым способом. Следовательно, при лазерном нагреве происходит перераспределение легирующих элементов. Наличие карбидообразующих элементов в нагретом слое снижает критическую скорость охлаждения. В результате возрастает его прокаливаемость и толщина зоны вторичной закалки увеличивается (рис. 3, табл. 4). Поверхностное упрочнение стали 60С2ХА распространяется до глубины 0,8–1,2 мм. Причем характер распределения микротвердости свидетельствует о неполном расплавлении легированного слоя и распределении его элементов в зоне проплавления матрицы.

На рис. 3–5 приведены характерные микроструктуры исследуемых сталей после электроискрового

Распределение микротвердости в поверхностном слое образцов из сталей 60С2ХА и 45ХН2МФА при электронском легировании с последующим лазерным оплавлением поверхности

Сталь	Материал легирующего электрода	Термическая обработка	Микротвердость, МПа, на расстоянии от поверхности, мкм					
			10	50	100	150	300	450
60С2ХА	Хром	Закалка+отпуск	11000	3800	4000	4000	4100	–
		Отжиг	9200	4800	4000	3800	4000	4000
	Карбид хрома	Закалка+отпуск	12000	4000	3500	3800	4000	4500
		Отжиг	10000	5000	4200	3800	3800	–
45ХН2МФА	Хром	Закалка+отпуск	16500	4200	4500	4400	–	–
		Отжиг	14300	6000	5800	5500	5000	–
	Карбид хрома	Закалка+отпуск	11500	3600	3800	4000	3800	–
		Отжиг	12000	6200	6000	5800	5000	–

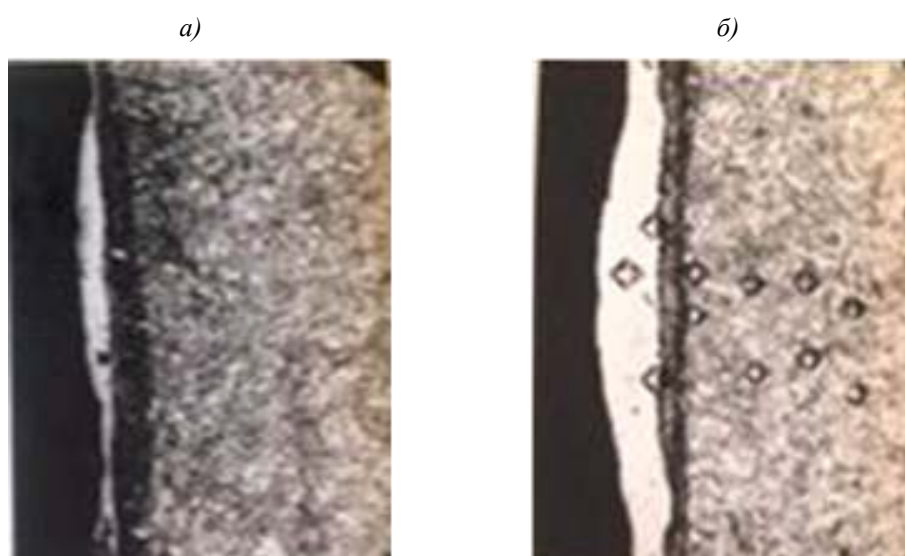


Рис. 4. Структура (×300) стали 60С2ХА после закалки и отпуска при электронском легировании хромом (а) и карбидом хрома (б) с последующим лазерным оплавлением

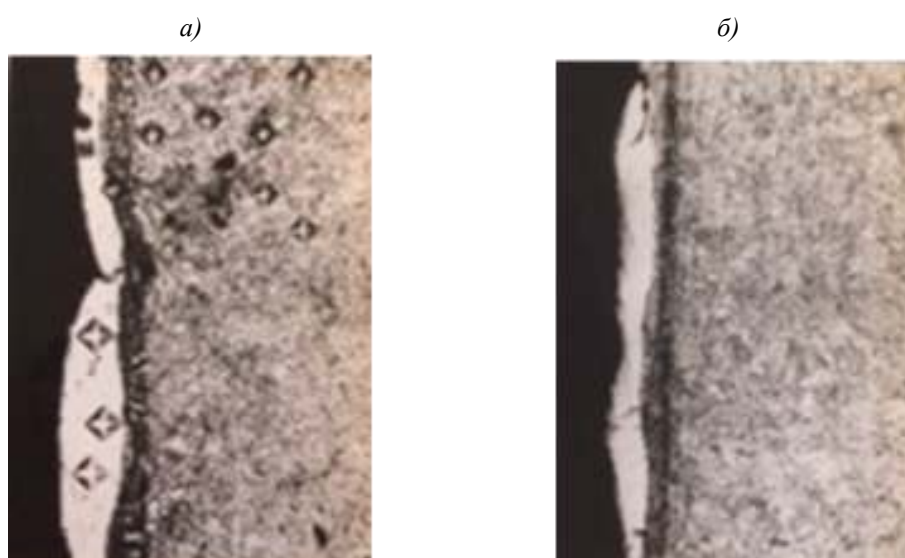


Рис. 5. Структура (×300) стали 45ХН2МФА после закалки и отпуска при электронском легировании хромом (а) и карбидом хрома (б) с последующим лазерным оплавлением

легирования хромом и карбидом хрома и последующего лазерного оплавления.

Заключения

С точки зрения энергетической модели разрушения [10–15] для повышения характеристик долговечности материал должен обладать энергией пластической деформации, объемная концентрация которой существенно меньше удельной энергии плавления. Изучение субструктуры покрытий после электроискрового легирования показало, что запасом накопленной энергии дефор-

мации в процессе усталостного нагружения они не обладают. Обеспечение такого запаса с целью повышения долговечности достигается дополнительной обработкой, снижающей степень искажения кристаллической решетки упрочненного слоя. При этом разупрочнение перенаклепанного легированного слоя не должно сопровождаться процессами возврата в предварительно упрочненной матрице детали. В качестве таких дополнительных операций в данной работе рассмотрены возможности электронно-лучевой и лазерной обработок.

ЛИТЕРАТУРА

1. Власов В.М., Нечаев Л.М., Фомичева Н.Б. Влияние концентрации энергии деформации формоизменения на механическое разрушение покрытия // *Успехи современного естествознания*. 2002. №4. С. 103.
2. Абляз Т.Р. Анализ качества обработанной поверхности детали после электроэрозионной обработки // *Современные проблемы науки и образования*. 2014. №2. URL: <http://www.science-education.ru/ru/article/view?id=1293> (дата обращения: 05.07.2018).
3. Блинова Т.А., Пузачева Е.И., Бойко А.Ф. Повышение точности электроэрозионной обработки // *Материалы II Междунар. науч.-практич. конф. «Перспективное развитие науки, техники и технологий»*. Курск: ЮЗГУ, 2012. Т. 1. С. 89–90.
4. Власов В.М., Нечаев Л.М., Фомичева Н.Б. Прогнозирование работоспособности трущихся поверхностей // *Современные технологии в машиностроении: тез. докл. 5-й ВНИК*. Пенза, 2001. Ч. 2. С. 43–44.
5. Нечаев Л.М., Фомичева Н.Б., Маркова Е.В. Распределение внутренних напряжений по глубине поверхностного слоя стали 65С2ВА // *Материалы V Междунар. конф. «Деформация и разрушение материалов и наноматериалов»*. М.: ИМЕТ РАН, 2013. С. 339–340.
6. Ondracek G. Zurquantitativen Gefüge-Feldeigenschaften-Korrelation mehrhasiger Werkstoffe Teil I, II, III // *Metall*. 1982. Vol. 36. No. 12. P. 1288–1290.
7. Нечаев Л.М., Сержантова Г.В., Маркова Е.В. Моделирование характеристик гетерогенности диффузионных зон по показателям микротвердости // *Механика и физика процессов на поверхности и в контакте твердых тел, деталей технологического и энергетического оборудования: межвуз. сб. науч. тр.* Тверь: ТГТУ, 2013. Вып. 6. С. 129–134.
8. Dagani R. Individual Surface Atoms Identified, *Chemical & Engineering News*. Published by American Chemical Society, 2007. P. 13.
9. Тихонова И.В., Гринберг Е.М., Маркова Е.В. Влияние химического состава на количество остаточного аустенита и склонность стали ко вторичной закалке // *Известия ТулГУ. Сер.: Технические науки*. 2012. Вып. 1. С. 114–122.
10. Microwave discharges: Fundamentals and Applications: Proceedings of V International Workshop (Greifswald, July 8–12, 2003) / ed. by A. Ohl. Greifswald: INP, 2003. P. 247–254.
11. Власов В.М., Нечаев Л.М. Работоспособность высокопрочных термодиффузионных покрытий в узлах трения машин. Тула: Приокс. книжн. изд-во, 1994. 237 с.
12. Wirz R.E. Discharge plasma processes of ring-cusp ion thrusters: In partial fulfillment of the requirements for the degree of PhD. Pasadena, California: CA Inst. of Technology, 2005.
13. Филоненко Н.С. Термокинетика фазовых превращений при электромеханической обработке // *Диффузионные процессы в металлах*. Тула: ТПИ, 1975. Вып. 3. С. 131–135.
14. Борисов Ю.С., Харламов Ю.А., Сидоренко С.Л. и др. Газотермические покрытия из порошковых материалов: справочник. Киев: Наукова думка, 1987. 544 с.
15. Кондратов Л.П., Божко Н.Н. Технология материалов и покрытий. М.: МГУП, 2008. 226 с.