

УДК 669.056.017

**В. С. Голубев, В. И. Гуринович, И. А. Романчук**Государственное научное учреждение «Физико-технический институт Национальной академии наук Беларуси»,  
ул. Купревича, 10, 220004 Минск, Республика Беларусь, +375 (17) 267 60 10, gvs\_fti@mail.ru

## ЛАЗЕРНАЯ ПОВЕРХНОСТНАЯ ОБРАБОТКА МАТЕРИАЛОВ И ПУТИ ПОВЫШЕНИЯ ЕЕ ЭФФЕКТИВНОСТИ

В данной работе проведен анализ возможностей лазерного поверхностного упрочнения широкой гаммы металлических материалов на железной основе.

**Ключевые слова:** лазерная закалка; модифицирование; сталь; чугун; микроструктура.

Рис. 2. Табл. 1. Библиогр.: 9 назв.

**V. S. Golubev, V. I. Gurinovich, I. A. Romanchuk**Physical-and-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus, 10 Kuprevicha Str.,  
220004 Minsk, Republic of Belarus, +375 (17) 267 60 10, gvs\_fti@mail.ru

## LASER SURFACE TREATMENT OF MATERIALS AND WAYS TO IMPROVE ITS EFFECTIVENESS

The possibilities of laser surface hardening of a wide range of metallic materials based on iron were analyzed in the article.

**Key words:** laser annealing; modification; steel; cast iron; microstructure.

Fig. 2. Tab. 1. Ref.: 9 titles.

**Введение.** Промышленная обработка материалов стала одной из областей наиболее широкого использования лазеров, особенно после появления лазеров высокой мощности. Лазерная обработка материалов не является еще установившимся и законченным разделом теории и практики обработки материалов концентрированными потоками энергии. Однако в разработке теоретических основ процессов воздействия мощных световых потоков на материалы и в практических применениях указанных процессов достигнуты значительные успехи [1—6]. Применение различных типов лазеров во многих областях машино- и приборостроения и правильная их эксплуатация невозможны без четкого представления о принципах работы оптических квантовых генераторов и об основных физических явлениях, в них происходящих. Преимущества и перспективность использования лазеров в машиностроении определяются не только прогрессом в области собственно лазерной техники, но и умелым, научно обоснованным выбором оптимальных для каждого конкретного применения условий обработки, режимов работы лазера и параметров его излучения.

Работоспособность деталей зачастую определяется свойствами работающих поверхностных слоев. Поэтому технически и экономически целесообразно при изготовлении металлоемких изделий использовать материалы с резко различающимися свойствами для сердцевины и поверхности, используя различные варианты технологий и составов сплавов, в зависимости от назначения, условий работы и требований, предъявляемым к инструменту, деталям машин и механизмам. Изучение структуры и свойств сформированных поверхностей и изменений в основе позволит обоснованно выбирать оптимальное сочетание составов присадочных и основных материалов, а также разрабатывать технологии изготовления

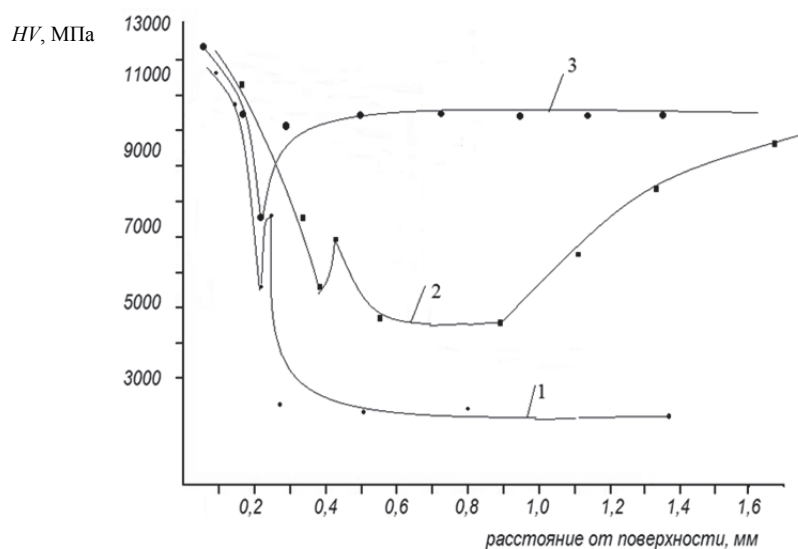
и оптимизировать параметры технологической и термической обработок с использованием лазерного излучения в качестве теплового источника нагрева.

**Методология и методы исследования.** Основными причинами выхода из строя быстроизнашивающихся элементов деталей машин и инструментов являются износ, деформация, выкрашивание, образование трещин на поверхности и кромках, а также излом. Следовательно, необходимо подбирать материалы с достаточной стойкостью к абразивному износу, высокими прочностными свойствами, трещиностойкостью и работой ударного разрушения. Для успешного применения лазерного излучения в качестве источника нагрева и создания идеального инструмента необходимо решить проблему создания слоистых структур с нужными эксплуатационными свойствами, используя лазерные технологии. При этом необходимо исследовать влияние энергетических режимов и исходных состояний подслоя на формирование поверхностных упрочняющих слоев и их физико-механические свойства, а также изучить переходные слои и зоны термического воздействия в основном металле.

Для такого решения использовали лазерное термоупрочнение без изменения химического состава поверхности (лазерная закалка) и с изменением химического состава (модифицирование), без оплавления и с частичным оплавлением поверхности. Обработку поверхности проводили с использованием CO<sub>2</sub>-лазера непрерывного действия «Комета-2». Режимы лазерной обработки для сталей подобраны в зависимости от плотности мощности лазерного излучения установки, линейных скоростей перемещения лазерного луча, расстояния между лазерными дорожками и диаметра лазерного пятна. Параметры обработки были следующими: 450...600 Вт, 30...70 мм / с, 1 мм и ~2 мм соответственно. В качестве основного металла для образцов использовали малоуглеродистые (сталь 30 и 35), среднеуглеродистые стали (сталь 45 и 60ПП), конструкционные мало- и среднелегированные (30ХГСА, 42CrMo4, 51CrV4), а также инструментальные стали У8, 9ХС, 9ХФ, ХВГ, бейнитный чугун и др. Наплавленный слой формировали, нанося на поверхность шликерным методом и оплавляя порошки износостойких составов сплавов на никелевой и кобальтовой основах, содержащих карбиды Cr, V, W, бориды и другие тугоплавкие соединения высокой твердости. Микроструктурный анализ проводили в поперечных сечениях перпендикулярно поверхности травленных шлифов на оптическом микроскопе Neophot, дюрометрический — на микротвердомере ПМТ-3.

**Результаты исследования и их обсуждение.** На основании большого объема экспериментальных исследований установлено, что образование структур зависит от режимов лазерной обработки, исходного состояния подложки, искаженности кристаллической решетки и стойкости полученных структур к релаксационным процессам. Глубина получаемых слоев, в основном, зависит от технологических параметров процесса лазерной обработки, плотности энергии излучения, поглощательной и отражательной способности, а также теплофизических свойств основного материала. Твердость упрочненных и переходных слоев определяется как параметрами процесса, так и химическим составом слоев и основы, количественным и фазовым составом фаз в слоях, морфологией структурных составляющих, дисперсностью фаз и термической устойчивостью мартенсита к процессам разупрочнения. На формирование структуры оказывают влияние скорости нагрева и охлаждения, градиент теплоотвода, коэффициенты теплопроводности.

Приведено характерное изменение микротвердости в поверхностных слоях стали 9ХФ при лазерном модифицировании (рисунок 1). Видно, что в наплавленном слое могут достигаться высокие твердости порядка 12 000 МПа (72 HRC) и 7 500...7 700 МПа (60...61 HRC) в зоне перекристаллизации. Твердость основы за зоной перекристаллизации в образцах, упрочненных с использованием сырой основы, осталась на уровне 2 200...2 300 МПа (20...21 HRC)

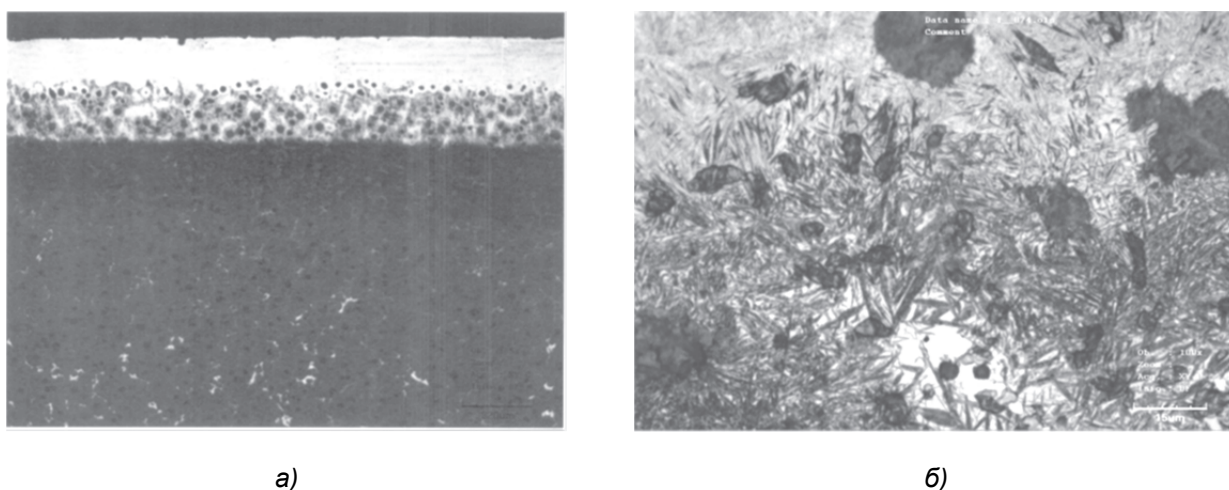


1 — состояние поставки; 2 — после закалки в печи; 3 — спрейерная перезакалка после лазерной обработки

**Рисунок 1. — Изменение микротвердости при лазерном модифицировании стали 9ХФ при различной исходной структуре подслоя**

на глубине порядка 0,5 мм, и далее она примерно одинакова. В образцах с закаленной основой после зоны перекристаллизации наблюдается зона отпуска протяженностью примерно 1,0...1,2 мм, затем прослеживается дальнейший рост значений твердости до исходной по мере уменьшения температуры нагрева образца по сечению из-за снятия напряжений в кристаллической решетке мартенсита и протекания релаксационных явлений. Минимальное значение твердости в этой зоне 4 350...4 400 МПа (44...46 HRC). Достаточно подробно структурные изменения в углеродистых и среднелегированных сталях при лазерной закалке и модифицировании рассмотрены соответственно в работах [4; 7].

В свою очередь микроструктура упрочненного слоя (например, бейнитного чугуна) также меняется в зависимости от удаления от поверхности, подвергнутой воздействию излучения лазера. Приведены характерные зоны упрочненного бейнитного чугуна, содержащего глобулярные графитные включения в исходном состоянии, после лазерной обработки (рисунок 2). В верхнем слое отсутствуют графитовые включения. Это следствие полного расплавления этой части материала под действием лазера. Растворенный углерод из включений графита привел к образованию мелкодисперсного слаботравящегося слоя ледебуритной эвтектики в смеси с дендритами твердого раствора аустенита, закаленного на мартенсит вследствие полного растворения графитных включений в этой части материала и, соответственно, к высокой твердости. Микротвердость этого слоя толщиной до 0,2...0,3 мм составляет 9 000...9 500 МПа (67...68 HRC). На границе отбеленного слоя с зоной термического влияния наблюдаются иглы мартенсита. Зона термического влияния, в которой нагрев и остывание не были такими интенсивными, представляет собой смесь нижнего бейнита, мартенсита и остаточного аустенита. Количество игольчатого мартенсита вглубь основного материала уменьшается, изменяется количество верхнего и нижнего бейнита. Графитные включения присутствуют, наблюдается частичное обогащение приграничных к графиту объемов углеродом в зоне, подвергнутой перекристаллизации. Граница этой зоны и основного материала находится на расстоянии 0,5...0,7 мм от поверхности обработки лазером. Микротвердость колеблется в интервале 7 000...8 000 МПа (60...64 HRC).



а — верхний слой.  $\times 100$ ; б — переходная зона.  $\times 1\,000$

**Рисунок 2. — Микроструктура зоны лазерного упрочнения бейнитного чугуна**

В конечном итоге, варьируя различными значениями мощности, скоростями сканирования, размерами лазерного пятна и параметрами наложения упрочняемых дорожек, получены глубины отбеленного слоя порядка 0,25...0,3 мм с твердостью 67...68 HRC, глубины перекристаллизованного слоя — 0,5...0,7 мм. В сумме глубина этих двух слоев может составлять зону упрочнения примерно 0,9...1,0 мм равномерной толщины. Рассмотрим результаты полученных размеров глубин упрочненных зон и интервалов значений твердостей матрицы твердого раствора на поверхности, при лазерной закалке образцов бейнитного чугуна, в зависимости от линейной скорости перемещения луча (таблица 1).

Таким образом, на основании анализа большого объема полученных результатов можно сделать следующие общие выводы. Твердость в основном определяется характером превращений. Поэтому, при одинаковых параметрах процесса лазерной закалки, высокоуглеродистая сталь закаливается лучше, чем низкоуглеродистая, в силу более низких температур  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращения. Для получения одинаковых глубин закаленных зон для высокоуглеродистых сталей нужно повышать скорость перемещения источника энергии. Материалы с кристаллической структурой, близкой к эвтектической (перлитный и бейнитный чугун),

Т а б л и ц а 1 — Характеристики упрочненных зон бейнитного чугуна при лазерном воздействии

Характеристика	Значение			
Линейная скорость перемещения луча, мм / с	30	40	50	60
Глубина белой зоны на поверхности, мм	0,25	0,22	0,18	0,13
Общая глубина зоны термического влияния, мм	0,55	0,50	0,45	0,34
Твердость матрицы в белой зоне на поверхности, МПа / (HRC)	8 480...5 600 / (64...51)	10 080...5 600 / (68...51)	8 480...5 450 / (64...50)	7 740...5 450 / (61...50)
Твердость матрицы на границе перекристаллизации, МПа / (HRC)	4 650 / (50)	5 600 / (51)	5 450 / (49)	3 450 / (38)

и стали со структурой, близкой к эвтектоидной (инструментальные стали), гомогенизируются легче. В кристаллической решетке содержится больше углерода, поэтому они имеют высокую твердость и относительно узкую переходную зону. Для сталей с низким содержанием углерода времени для гомогенизации недостаточно, аустенит содержит меньше углерода, степень упрочнения у них меньше, твердость ниже.

Подобный эффект наблюдается и у высокоуглеродистых сталей, если они содержат включения либо карбиды (хрома, ванадия, вольфрама и др.), которые уменьшают однородность структуры. В этом случае количество растворенного углерода во время короткого температурного цикла при лазерной обработке меньше, чем обычно. Углерод при нагреве образует карбиды, которые кристаллизуются на имеющихся карбидных включениях как на готовых центрах кристаллизации, тем самым обедняя аустенит. Такие материалы упрочняются несколько хуже (сталь 9ХС, ХВГ). При одинаковых параметрах процесса и глубинах зон закалки, скорость закалки серого чугуна выше благодаря более быстрой гомогенизации. Хотя высокоуглеродистые стали закаливаются эффективнее, чем низкоуглеродистые, они часто содержат большое количество остаточного аустенита, что зависит от предварительной термообработки детали. Если для заэвтектоидных сталей температура аустенизации выбирается в  $\gamma$ -области выше температуры  $A_{cm}$ , то количество остаточного аустенита будет велико и твердость уменьшится. При аустенизации на низких температурах (между  $A_{c1}$  и  $A_{cm}$ ) содержание остаточного аустенита меньше, твердость повысится, однако останутся нерастворенные примеси [8; 9].

Если поверхность в рабочей части изделий последовательно закаливается соприкасающимися или перекрывающимися зонами, необходимо исследовать места наложения зон закалки, так как в них свойства отличаются от свойств средней части дорожек. Граница зоны закалки определяется постоянно уменьшающейся температурой и формируется при достижении температуры перлитного превращения. Превращение аустенита там должно поддерживаться более длительным воздействием требуемой температуры (выше или равной  $A_{c1}$ ). В пограничной области температура становится ниже температуры фазовых превращений ( $A_{c1}$ ), и лазерный луч может отпускать мартенситную границу близкорасположенной закаленной зоны. Обычно требуется очень короткое время отпуска для начала распада метастабильной структуры закалки, и в этой зоне может происходить значительное понижение твердости. Таким образом, зоны лазерной закалки будут содержать узкие полосы с пониженной твердостью. Этот эффект проявляется отчетливой в структурах с меньшей термодинамической стабильностью, т. е. там, где материал был охлажден очень быстро и имел перед лазерной обработкой более искаженную кристаллическую решетку, или имел меньшую температуру отпуска. По этой причине в сильно отпущенных сталях твердость зоны лазерной закалки может оказаться ниже твердости исходного материала. В этих местах происходит снижение механических свойств.

В случае лазерной закалки серого чугуна с перлитной поверхностной структурой твердость в зонах теплового воздействия шириной 0,5 мм может снижаться до 4 500...5 000 МПа. В низкоуглеродистых сталях содержание углерода также определяет их твердость. Зерна феррита не подвергаются закалке из-за недостаточности гомогенной аустенизации. Аустенитные и ферритные стали, не обнаруживающие  $\gamma \leftrightarrow \alpha$  превращений, также не поддаются закалке.

**Заключение.** Средне- и высокоуглеродистые стали, бейнитный чугун оптимальны для лазерного упрочнения. Твердость упрочненных и переходных слоев определяется как параметрами процесса, так и химическим составом слоев и основы, количественным и фазовым составом слоев, морфологией структурных составляющих, дисперсностью фаз и термической устойчивостью мартенсита к разупрочнению. Для успешного лазерного упрочнения инструментальных сталей требуется специальная обработка, типа импульсной спрейерной



закалки. Показано, что для получения, например, одинаковых глубин закаленных зон для высокоуглеродистых сталей нужно повышать скорость перемещения источника энергии. Эффект отпуска при наложении закалочных дорожек проявляется отчетливее в структурах с меньшей термодинамической стабильностью, т. е. там, где материал был охлажден очень быстро и перед лазерной обработкой имел более искаженную кристаллическую решетку или меньшую температуру отпуска. Для снижения эффекта отпуска фокусирование лазерного излучения должно проводиться таким образом, чтобы получалась как можно более широкая ширина дорожки закалки. В этом случае уменьшается количество перекрытий и влияние краевых эффектов, сокращается ширина и количество зон отпуска, улучшаются прочностные характеристики.

#### Список цитируемых источников

1. *Астапчик, С. А.* Лазерные технологии: возможности и перспективы обработки деталей и инструмента / С. А. Астапчик, В. С. Голубев, А. Г. Маклаков // Тяжелое машиностроение. — 2004. — № 2. — С. 33—37.
2. Лазерные технологии в машиностроении и металлообработке / С. А. Астапчик [и др.]. — Минск : Белорус. наука, 2008. — 252 с.
3. *Астапчик, С. А.* Лазерные макротехнологии и оборудование, разработанные в ФТИ НАН Беларуси / С. А. Астапчик, В. С. Голубев, А. Г. Маклаков // Машиностроение и техносфера XXI века : сб. тр. XV науч.-техн. конф., Севастополь, 2008 г. : в 2 т. — Севастополь : [б. и.], 2008. — Т. 1. — С. 73—76.
4. Структурообразование при лазерном модифицировании углеродистых сталей / В. И. Гуринович [и др.] // Машиностроение и техносфера XXI века : сб. тр. XIX науч.-техн. конф., Севастополь, 2013 г. : в 2 т. — Севастополь : [б. и.], 2013. — Т. 2. — С. 176—179.
5. Повышение работоспособности деталей рабочих органов сельскохозяйственных машин / И. Н. Шило [и др.]. — Минск : БГАТУ, 2010. — 320 с.
6. Применение стали 60ПП в качестве материала для изготовления ножей сельскохозяйственных кормоуборочных машин / В. И. Гуринович [и др.] // Современные технологии металлообработки : материалы IV Междунар. науч.-техн. конф. — Минск : Экоперспектива, 2009. — С. 87—92.
7. *Гуринович, В. И.* Структурные изменения в среднелегированных сталях при лазерной закалке и модифицировании поверхности / В. И. Гуринович, В. С. Голубев, Н. Ф. Соловей // Вестн. БарГУ, сер. Технические науки. — 2014. — Вып. 2. — С. 40—45.
8. *Гуляев, А. П.* Металловедение / А. П. Гуляев. — М. : Metallurgy, 1986. — 544 с.
9. *Лахтин, Ю. М.* Химико-термическая обработка металлов / Ю. М. Лахтин, Б. Н. Арзамасов. — М. : Metallurgy, 1985. — 255 с.

Поступила в редакцию 06.05.2017