

2. Предложенный метод формообразования КВП обеспечивает возможность обработки роторов одновинтовых насосов резанием и поверхностным пластическим деформированием на универсальном токарно-затыловочном станке, что исключает необходимость создания специального станка.

3. Реализация результатов исследования позволила освоить производство роторов винтовых насосов и отказаться от их закупки за рубежом.

ЛИТЕРАТУРА

1. Балденко, Д. Ф. Одновинтовые гидравлические машины / Д. Ф. Балденко, Ф. Д. Балденко, А. Н. Гноевых. Т. 1. – М.: ООО ИРЦ Газпром», 2005. – 341 с.

2. Люкшин, В. С. Теория винтовых поверхностей в проектировании режущих инструментов / В. С. Люкшин. – М.: Машиностроение, 1968. – 372 с.

3. Коновалов, Е. Г. Основы новых способов металлообработки / Е. Г. Коновалов. – Минск: Изд-во АН БССР, 1961. – 257 с.

4. Федотенок, А. А. Кинематическая структура металлорежущих станков / А. А. Федотенок. – М.: Машиностроение, 1970. – 403 с.

5. Гончаров А. А. Технологическое обеспечение качества формообразования циклоидальных винтовых поверхностей при обработке непрофилированным инструментом на многоцелевых станках: автореф. дис. ... канд. техн. наук : 05.02.08 / А. А. Гончаров; МВТУ им. Н. Э. Баумана. – М., 2020. – 16 с.

6. Станок для обработки винтовых поверхностей: Патент РБ на полезную модель № 4118 / В. А. Данилов, А. А. Чепурной; заявитель Учреждение образования Полоцкий государственный университет. – Заявка № u 20070465 от 25.06.2007.

Поступила 14.05.2022

УДК 621.793

Девойно О. Г., Косякова И. М., Кардаполова М. А.

О МИКРОСТРУКТУРЕ, МИКРОТВЕРДОСТИ И ИЗНОСОСТОЙКОСТИ

ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ СЕРОГО ЧУГУНА ПОСЛЕ

ЛАЗЕРНОГО УПРОЧНЕНИЯ

*Белорусский национальный технический университет,
Минск, Беларусь*

В статье описана эффективность лазерной закалки серого чугуна СЧ20. Основные свойства поверхностного слоя серого чугуна при лазерном упрочнении, включая микроструктуру, микротвердость, трибологические свойства и износостойкость, были сопоставлены со свойствами чугуна в исходном состоянии. Установлено, что лазерное упрочнение при правильном выборе скорости и диаметра лазерного луча обеспечивает пяти-десятикратное повышение износостойкости серого чугуна по сравнению с исходным состоянием. Соответствующий выбор значений скорости и диаметра лазерного излучения обеспечивает стабильные и низкие коэффициенты трения и очень значительное повышение износостойкости по сравнению со значениями, достигнутыми для чугуна в исходном состоянии.

Введение. Чугун – один из наиболее распространенных конструкционных материалов, используемый в первую очередь в серийном и массовом производстве. В зависимости от назначения могут использоваться белые, серые, ковкие или высокопрочные чу-

гуны. Серые чугуны характеризуются хорошими литейными свойствами и широко используются в машиностроении. Их высокая хрупкость делает невозможным их использование для деталей, работающих при растяжении или изгибе. Поэтому серый чугун используется только для деталей, работающих под давлением. В промышленности используются технологии, повышающие свойства готовых к использованию пресс-форм из традиционных марок чугуна. Такие технологии включают механическое и термическое упрочнение поверхностного слоя, а также поверхностное легирование заготовок.

Процесс поверхностного плавления чугуна с шаровидной формой графита был исследован в [1]. Было подтверждено наличие восстановленного аустенита и мартенсита в большинстве обработанных слоев. Износ аустенитного серого чугуна и ковкого чугуна, в которые были добавлены добавки Fe-Si-Mg и Ca-Si, был изучен в [2]. Показано, что дополнительная термообработка увеличивает коэффициент сухого трения, что очень важно для пар трения. Влияние поверхностного плавления и затвердевания на структуру и твердость чугуна с шаровидной формой графита было исследовано в [3]. Для поверхностного плавления использовались лазерный луч и метод TIG. Исследование показало, что поверхностное плавление привело к полному растворению графитовых конкреций и повторному затвердеванию дендритной структуры, а лазерное воздействие позволило сформировать более благоприятную микроструктуру. Микротвердость чугуна после дополнительной плавки значительно возросла. Экспериментальные исследования твердофазных превращений при лазерном упрочнении поверхности чугуна были проведены в [4] с целью изучения влияния условий обработки на геометрию, размер и твердость зоны термического воздействия. Удалось при оптимальных условиях обработки обеспечить увеличение микротвердости на значительной глубине и образование микрометрических углублений, что позволяет значительно улучшить эффект смазки. Влияние закалки и лазерного упрочнения поверхности на износ серого чугуна было исследовано в [5]. Выявлено, что при лазерной обработке образовалась зона упрочнения, содержащая ледебурит твердостью около 68 HRC. Зона термического воздействия содержала мартенсит с твердостью около 66 HRC, а подложка имела значительно пониженную твердость. Влияние закалки и лазерной упрочняющей обработки на износостойкость серого чугуна было проанализировано в [6] и описаны особенности микроструктуры, микротвердости и износостойкости серого чугуна. Поведение при скольжении износостойкого аустенитного чугуна, закаленного лазером, было описано в [7].

Таким образом, лазерное упрочнение поверхности чугунных деталей показало свою высокую эффективность, но применяется оно, в первую очередь, для ковких чугунов. Проводятся исследования изменений их структуры и механических свойств, но эксплуатационные (трибологические) свойства изучались только в условиях сухого абразивного трения. Целью данного исследования был комплексный анализ изменений микроструктуры, микротвердости поверхностного слоя и его износостойкости в условиях смазочного трения и измененной плотности поверхностной энергии с целью обеспечения эффективности лазерного упрочнения серого чугуна.

1. Материалы и методы.

Исходный материал. В качестве исходного материала использовался серый чугун СЧ20 (рис. 1). Это перлитно-ферритный чугун с пластинчатой формой графита.

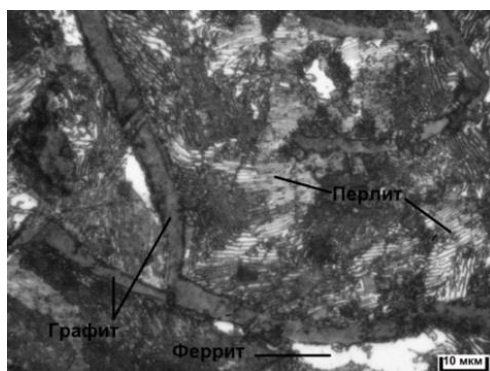


Рис. 1. Микроструктура исходного серого чугуна СЧ20

Химический состав и механические свойства чугуна СЧ20 представлен в табл. 1 и 2.

Таблица 1 – Химический состав серого чугуна СЧ20

Содержание элемента, %					
С	Si	Mn	S	P	Fe
3,3–3,5	1,4–2,4	0,7–1	до 0,15	до 0,2	~93

Таблица 2 – Механические свойства чугуна СЧ20

Предел прочности при растяжении σ_B , МПа	Твердость по Бринеллю НВ
200	170–210

Условия Лазерного Упрочнения. Для лазерной обработки использовался CO_2 -лазер непрерывного действия Комета мощностью 1 кВт. Анализ влияния условий лазерной обработки на изменение свойств поверхностного слоя проводился при диаметрах лазерного луча $d = 1$ и 2 мм и скоростях переплава $v = 100 \dots 600$ мм/мин. Коэффициент перекрытия был равен 1,0.

Трибологические испытания. Исследования сравнительной износостойкости проводили на машине трения Amsler A-135, позволяющая производить эксперименты при постоянных скоростях вращения оси $3,5 \text{ с}^{-1}$ и $6,6 \text{ с}^{-1}$ постоянной нагрузке от 4,90 до 1962 Н, а также определять момент трения и работу трения. Исследования проводили на неподвижном контртеле (колодка) и вращающемся образце (диск). Номинальная поверхность соприкосновения колодки и вращающегося диска в результате износа не изменяется. Во время исследований скорость вращения достигала 200 об/мин, а приложенная сила – 500 Н и 1000 Н. Используя результаты исследований, рассчитали по μ_{ch} – коэффициент трения скольжения в момент времени.

Измерительное оборудование. Исследования микротвердости проведены на приборе ПМТ-3 путем вдавливания в испытуемый образец четырехгранной алмазной пирамиды с углом при вершине 136° при нагрузке 20 г (0,19 Н), 50 г (0,49 Н) и 100 г (0,98 Н) (ГОСТ 9450–76).

Рентгеновские съемки произведены на дифрактометре ДРОН 3.0 Си-монохроматическим излучением при скорости поворота образца 1 град/мин в медном монохроматизированном излучении в максимально возможном интервале углов от 10° до 78° . Результаты рентгенологического анализа были обработаны с помощью программного обеспечения ARSANAL.

Трибологические испытания проводились с использованием машины трения А-135. Значения момента трения и времени трения регистрировались соответствующими

датчиками, а значения температуры в зоне трения измерялись хромель-алюмелевой термопарой. Цифровой микроскоп Dino Lite использовался для измерения износа образцов с точностью 0,001 мм.

Статистическая обработка результатов проводилась с использованием программного пакета Statistica 13. Для подтверждения результатов тесты были повторены три раза в каждой точке измерения, и рассчитанная стандартная погрешность составила 5 %.

2. Результаты.

Микроструктура упрочненных слоев. При обработке серого чугуна лазерным лучом с оплавлением поверхностного слоя зона лазерного воздействия неоднородна по глубине и имеет слоистую структуру (рис. 2, а). Верхний слой (зона оплавления) образуется при закалке из жидкого состояния. В этом слое графит полностью растворяется. После охлаждения и затвердевания структура представляет собой дендриты аустенита, которые выросли во время кристаллизации расплавленного металла, которые окружены дисперсным ледебуритом. Дендриты обычно имеют оси первого и второго порядка, реже оси третьего порядка, так как для их формирования недостаточно времени.

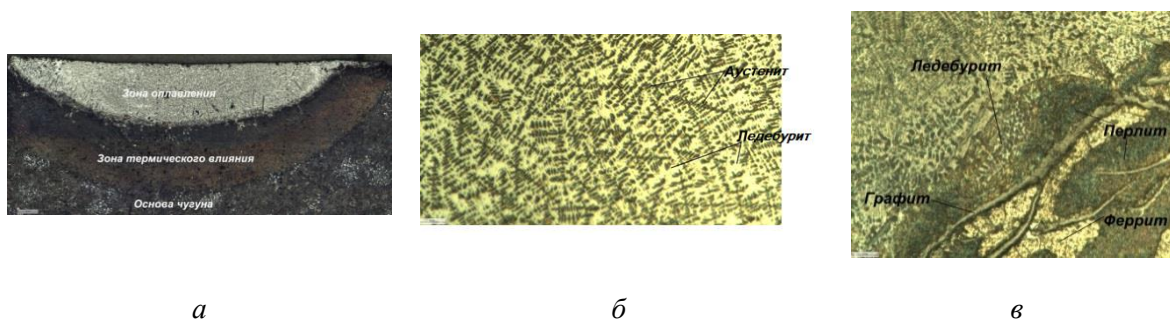


Рис. 2. Микроструктуры чугуна в зоне лазерного воздействия: (а) общий вид, (б) зона оплавления, (в) зона термического влияния

Кристаллизация завершается образованием столбчатой ячеисто-дендритной структуры, при этом дендриты вытянуты в направлении отвода тепла (рис. 2, б). Микроструктура верхнего слоя практически не зависит от параметров лазерной обработки.

Второй слой (зона термического влияния или закалка из твердой фазы) образуется при охлаждении с закалкой. Его нижняя граница определяется нагревом до температуры точки A_{c1} , и в этом слое происходит как полная, так и неполная закалка. Этот слой характеризуется значительной неравномерностью структуры по глубине. Ближе к зоне оплавления, благодаря высоким скоростям охлаждения, из зоны однородного аустенита образуется пластинчатый ледебурит. Однако в областях, более близких к исходным металлическим структурам, ледебуриты образовались из зоны неоднородного аустенита во время охлаждения (рис. 2, в).

В верхней области зоны термического влияния чугунная матрица вокруг графита расплавляется и насыщается углеродом. В этой области формируются следующие структурные компоненты: тонкая область с преобладанием феррита вблизи хлопьев графита, затем пластинчатый ледебурит, смесь ледебурита и аустенита и, наконец, однородная область феррита и перлита. Увеличение скорости лазерного пятна снижает плотность поверхностной энергии и вызывает снижение степени насыщения углеродом железной матрицы вокруг графитовых включений. В нижней части зоны термического влияния увеличивается незавершенность аустенитизации, поэтому основной твердый раствор насыщен углеродом в меньшей степени.

Рентгеновский анализ образцов чугуна выявил характерные изменения в содержании основных структурных компонентов после лазерной обработки (рис. 3, б). По мере увеличения плотности поверхностной энергии содержание аустенита γ -Fe в чугуне увеличивается, количество цементита Fe_3C уменьшается, а содержание графита колеблется

в пределах 5,7–4,6 % (рис. 4). Следует добавить, что аустенит отсутствует в исходном чугунае.

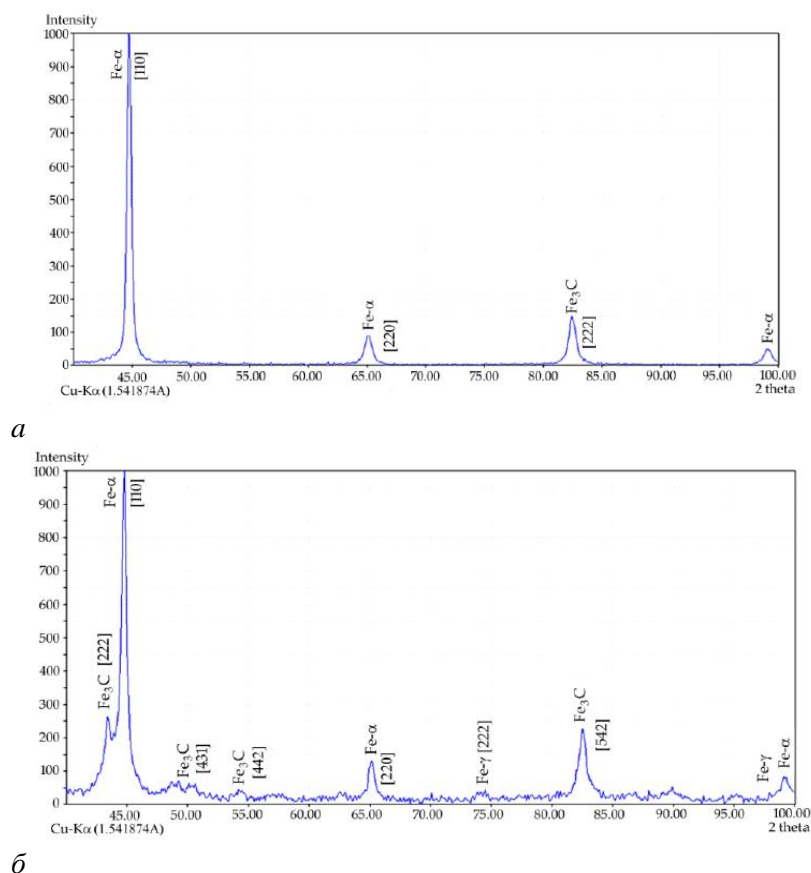


Рис. 3. Рентгенограммы для чугуна: а – в исходном состоянии; б – после лазерной закалки

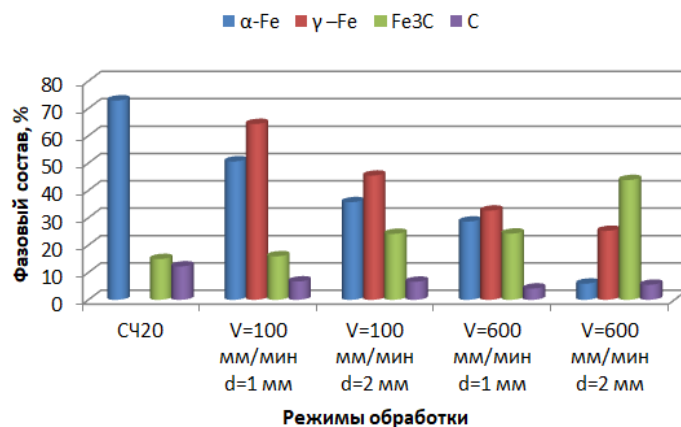


Рис. 4. Содержание структурных компонентов в чугунае в зависимости от плотности энергии при применении лазерного упрочнения

Изменение глубины упрочненного слоя после лазерной закалки. Глубина зоны оплавления, а также глубина зоны термического влияния зависят от скорости перемещения лазерного луча. Корреляция отрицательная – с увеличением скорости перемещения лазерного луча она уменьшается. Как видно из рис. 5, глубиной зоны оплавления и зоны термического влияния зависит от диаметра луча лазера – чем больше диаметр луча лазера, тем больше глубина.

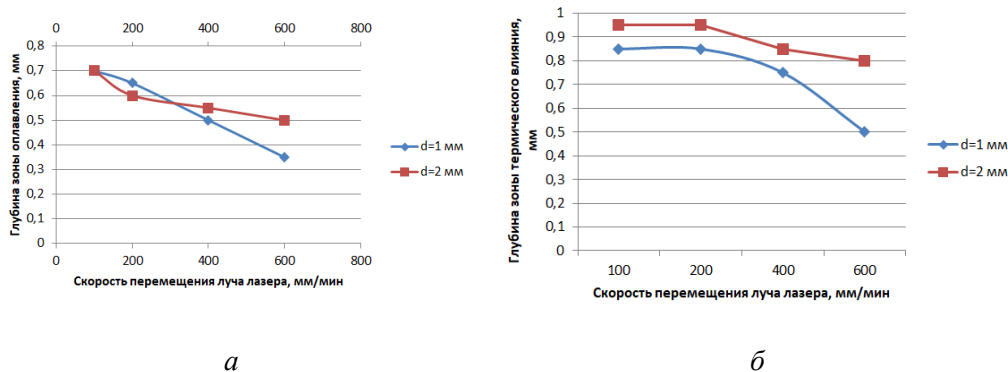


Рис. 5. Влияние скорости лазерного луча:

а – на глубину зоны оплавления; б – на глубину зоны термического влияния

Изменение микротвердости упрочненного поверхностного слоя. Лазерное упрочнение серого чугуна существенно влияет на микротвердость поверхностного слоя, приводя к увеличению микротвердости (рис. 6). В зависимости от параметров лазерной обработки микротвердость закаленного чугуна увеличивается в 2–3,5 раза по сравнению с микротвердостью исходного чугуна ($H_{\mu} = 1900 \dots 2300$ МПа).

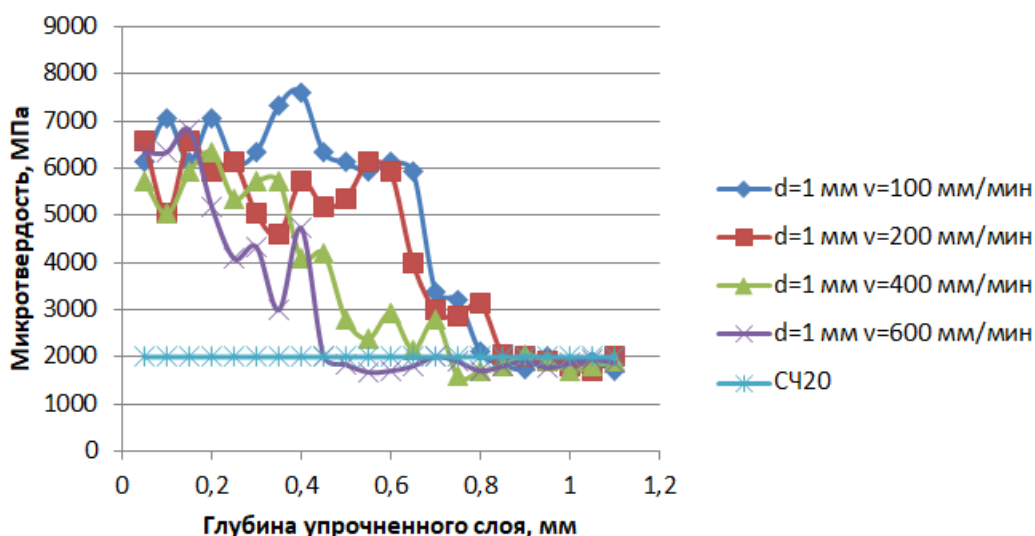


Рис. 6. Распределение микротвердости по глубине после лазерной закалки

Трибологическое поведение поверхностного слоя чугуна после лазерного упрочнения. Анализ изменений времени мгновенных коэффициентов трения (МКТ) образцов серого чугуна после лазерной закалки показал, что при относительно низких нагрузках значения МКТ практически постоянны, т. е. условия лазерной обработки, а также время трения не влияют (рис. 7, а). С увеличением нагрузки МКТ изменяются, и по истечении времени обкатки их значение после лазерного упрочнения уменьшается на 20–30 % по сравнению с исходным чугуном и стабилизируется со временем (рис. 7, б).

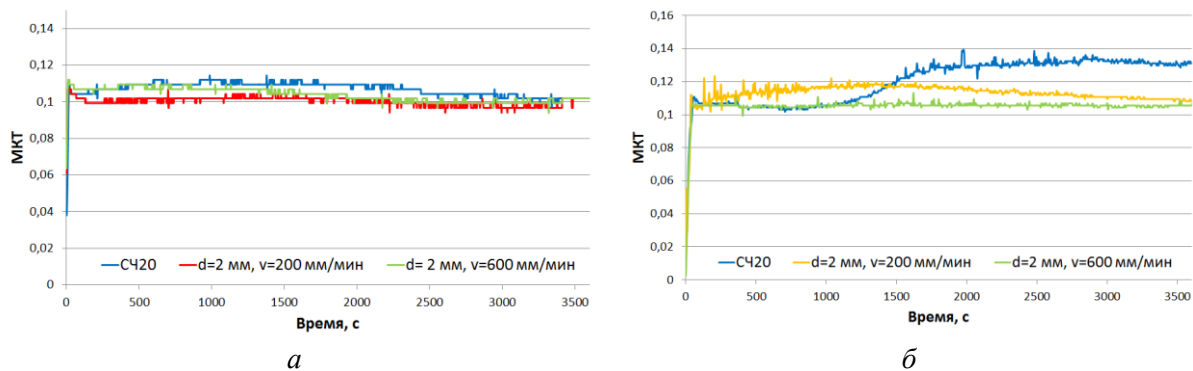


Рис. 7. Изменения времени мгновенного COF после лазерного упрочнения серого чугуна: *а* – при нагрузке 500 Н; *б* – при нагрузке 1000 Н

Температура в зоне трения зависит от уровня нагрузки. Если нагрузки незначительны, температура после приработки не зависит от времени износа или условий лазерного упрочнения (рис. 8, *а*).

Лазерное упрочнение обеспечивает преимущество перед исходным чугуном как по стабильности, так и по уровню температуры. При высоких нагрузках (рис. 8, *б*) температура в зоне трения исходного чугуна достигает 120–140 °С, в то время как в случае применения лазерного упрочнения ее уровень не меняется или даже незначительно снижается. Описанная особенность обусловлена изменением плотности поверхностной энергии лазерного луча.

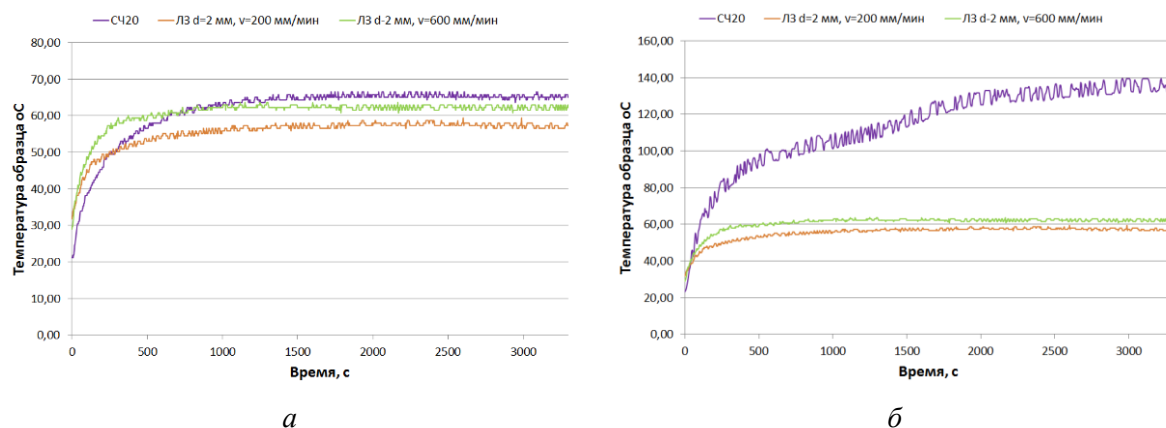


Рис. 8. Изменения температуры трения в зависимости от времени после лазерного упрочнения серого чугуна: *а* – при нагрузке 500 Н; *б* – при нагрузке 1000 Н

Особенности износа поверхностного слоя чугуна после лазерного упрочнения. Изменения скорости износа поверхностного слоя чугуна после лазерного упрочнения показаны на рис. 9. Регистрируемый характер изменений обусловлен изменениями микротвердости и микроструктуры поверхностного слоя в зависимости от диаметра и скорости перемещения лазерного луча. Правильный выбор условий упрочнения позволяет повысить износостойкость чугуна после упрочнения с пяти до почти десяти раз по сравнению с исходным чугуном.

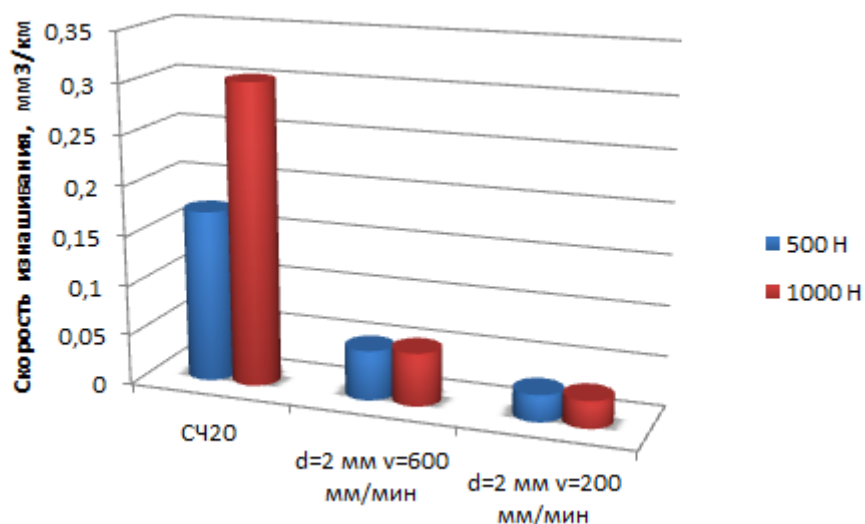


Рис. 9. Влияние плотности энергии лазерного луча на скорость износа чугуна при лазерном упрочнении

Выводы. На основе анализа результатов исследования было установлено следующее:

1. При обработке чугунов лазерным лучом с переплавом и затвердеванием поверхностного слоя их микроструктура неоднородна по глубине и имеет слоистую текстуру. Глубина упрочненного слоя, а также глубина зоны термического влияния зависят от диаметра лазерного луча и скорости его перемещения.

3. При относительно низких нагрузках МКТ после лазерного упрочнения практически постоянны, а при увеличении нагрузок МКТ уменьшается на 20–30 % по сравнению с исходным чугуном. При высоких нагрузках температура исходного чугуна достигает 120–140 °С, в то время как в случае лазерного упрочнения ее уровень значительно ниже. Лазерное упрочнение позволяет повысить износостойкость чугуна в 5–10 раз по сравнению с исходным чугуном.

4. Наиболее важным для инженерной практики является тот факт, что при лазерном упрочнении серого чугуна правильный выбор режимов обработки обеспечивает стабильный и низкий МКТ и очень значительное повышение износостойкости по сравнению с чугуном в исходном состоянии.

5. Правильный выбор значений диаметра и скорости перемещения лазерного луча обеспечивает стабильные и низкие коэффициенты трения и очень значительное повышение износостойкости по сравнению с чугуном в исходном состоянии. Значения диаметра лазерного луча и скорости его перемещения можно легко контролировать, что означает, что различные детали могут эффективно эксплуатироваться после лазерного упрочнения.

ЛИТЕРАТУРА

1. Abboud J. H., Benyounis K. Y., Olabi A. G., Hashmi M. S. J. Laser surface treatments of iron-based substrates for automotive application. *J. Mater. Process. Technol.* 2007, 182, 427–431.
2. Akinribide O. J., Akinwamide S. O., Obadele B. A., Ogundare O. D., Ayeleru O. O., Olubambi P. A. Tribological behaviour of ductile and austempered grey cast iron under dry environment. *Mater. Today: Proceed.* 2021, 38(2), 1174–1182.
3. Benyounis K. Y., Fakron O. M. A., Abboud J. H., Olabi A. G., Hashmi M. J. S. Surface melting of nodular cast iron by Nd-YAG laser and TIG. *J. Mater. Process. Technol.* 2005, 170, 127–132.
4. Wang B, Pan Y., Liu Y., Barber G. C., Qiu F., Hu M. Wear behavior of composite strengthened gray cast iron by austempering and laser hardening treatment. *J. Mater. Res. Technol.* 2020, 9(2), 2037–2043.

5. Wang B., Pan Y., Liu Y., Lyu N. Barber G. C., Wang R., Cui W., Qiu F., Hu M. Effects of quench-tempering and laser hardening treatment on wear resistance of gray cast iron. J. Mater. Res. Technol. 2020, 9(4), 8163–8171.

6. Han X., Zhang Z., Pan Y., Barber G. C., Yang H., Qiu F. Sliding wear behavior of laser surface hardened austempered ductile iron. J. Mater. Res. Technol. 2020, 9(5), 14609–14618.

7. Zhang M. X., Pang J. C., Qiu Y., Li S. X., Wang M., Zhang Z. F. Influence of microstructure on the thermo-mechanical fatigue behavior and life of vermicular graphite cast irons. Mater. Sci. Eng. A 2020, 771, 138617.

Поступила 07.07.2022

УДК 621.793.72:533

Девойно О. Г., Кардаполова М. А., Косякова И. М., Болдуева А. А., Погудо Е. В.

**МИКРОСТРУКТУРА И АНАЛИЗ ФАЗОВОГО СОСТАВА ПОКРЫТИЙ
ИЗ МЕХАНИЧЕСКИХ СМЕСЕЙ СПЛАВА НА ОСНОВЕ
НИКЕЛЯ ПГ-12Н-01 И КАРБИДОВ ВОЛЬФРАМА, ХРОМА И БОРА**

*Белорусский национальный технический университет,
Минск, Беларусь*

Изучена микроструктура и фазовый состав покрытий механических смесей на основе сплава ПГ-12Н-01, нанесенных методом плазменного напыления и оплавленного с помощью лазерного нагрева. Установлено, что при лазерном оплавлении формируется характерная для обработанных лазерным излучением слоев дендритная мелкодисперсная структура с дендритами 1 и 2-го порядка, между ветвей которых кристаллизуется легкоплавкая эвтектика, снижающая температуру плавления сплава. Рентгеноструктурный анализ показал, что формируется неравновесная структура γ – раствора никеля, пересыщенная легирующими элементами и упрочняющей фазы, преимущественно в виде боридов никеля и хрома. Такой состав покрытия позволяет в широких пределах варьировать комплексом физико-механических характеристик.

Введение. Основными факторами, влияющими на формирование структуры обработанного лазерным излучением слоя, являются высокая скорость нагрева поверхностного слоя (порядка 104–106 К/с), обусловленная большой плотностью энергии и охлаждения, достигаемая за счет теплоотвода в массу металла. Высокие скорости нагрева приводят к сдвигу точек фазовых превращений, имеющих диффузионную природу. Большая скорость охлаждения расплавленной зоны приводит к неполному протеканию диффузионных процессов, образованию большого числа зародышей и формированию поэтому мелкодисперсной и неравновесной структуры. В процессе лазерной обработки с проплавлением материала основы картина осложняется за счет интенсивного перемешивания ванны расплава.

Методика исследования. На поверхность стали 45 наносили следующие составы порошков толщиной 0,6–0,7 мм: сплав на основе никеля ПГ-12Н-01 и 3 механические смеси, состоящие из 80 % сплава ПГ-12Н-01 и 20 % WC, Cr₃C₂, V₄C, используя установку плазменного напыления УПУ-3Д с плазмотроном ПП-25. Для увеличения прочности сцепления покрытия с основой, а также для уменьшения пористости покрытия, после нанесения вышеуказанных механических смесей образцы подвергали оплавлению газовым резаком с внутриголовочным смешением газов Р1-03П и лазерному оплавлению на установке КОМЕТА-2 с мощностью 1000 Вт.