

192 с. 7. Чудина О.В. Поверхностное легирование железоуглеродистых сплавов с использованием лазерного нагрева / *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1994, № 12., С. 2 – 7. 8. Мендыгалиева З.Ж., Кипшакбаев А.И., Хасенов М.У. О лазерном легировании стали У10 при использовании порошка Cr – Ni – В<sub>4</sub>C – Si / *Физика и химия обработки материалов*. - № 2 – 1992. С. 149 – 152. 9. Алексеев А.Г., Бовкун Г.А. и др. Свойства, получение и применение тугоплавких соединений Справочник. Под ред. Косолаповой Т.Я. – М.: *Металлургия*. – 1964 – 456 с. 10. Филянд М.А., Семенова Е.И. Свойства редких элементов. Справочник. под ред. Филянда М.А. – М.: *Металлургия*. – 1964 – 456 с. 11. Дриц М.Е., Будберг П.Б., Бурханов Г.С. Свойства элементов: Справочник Под редакцией Дрица М.Е. *Металлургия*. – 1985 – 672 с. 12. Диаграммы состояния двойных металлических систем. Справочник под общей ред. акад. Н.П. Лякишева. - Т. 1. – М.: *Машиностроение*. – 1996. – 992 с. 13. Диаграммы состояния двойных металлических систем. Справочник под общей ред. акад. Н.П. Лякишева. - Т. 2. – М.: *Машиностроение*. – 1997. – 1024 с. 14. Трение, изнашивание и смазка. Справочник В 2 кн. Кн. 2. Под ред. И.В. Крагельского и В.В. Алишина. – М. *Машиностроение*. 1979. – 358 с. 15. Самсонов Г.В., Серебрякова Т.И., Неронов В.А. Бориды М.: - *Атомиздат* – 1975. – 376 с. 16. Самсонов Г.В., Эпик А.П. Тугоплавкие покрытия. Справочник. – М.: *Металлургия*. 1973. – 400 с. 17. Кржижановский Р.Е., Штерн З.Ю. Теплофизические свойства неметаллических материалов (карбиды). Справочная книга. Л.: *Энергия*, - 1976. 18. Кислый П.С., Кузенков М.А., Бондарук Н. И., Грабчук Б.Л. Карбид бора. Киев: *Наукова думка*. 1988 С. 194 – 199, 217 с. 19. Тугоплавкие металлы в машиностроении. Справочник. Под ред. А.Т. Туманова и К.И. Портного М.: *Машиностроение*. 1967. С. 68 – 80, 90 – 103. 20. Максимович Г.Г., Шатинский В.Ф., Лютый Е.М. и др. Высокотемпературная работоспособность металлов и сплавов в агрессивных средах. – К. – Киев – *Наука думка*. – 1982. - С. 104. 21. Киреев В.А. Методы практических расчетов в термодинамике химических реакций – М.: – *Химия*, 1978. – 620 с. 22. Войтович Р.Ф. Окисление карбидов и нитридов – К.: *Наукова думка*. – 1981. – 265 с. 23. Войтович Р.Ф. Тугоплавкие соединения. Термодинамические характеристики. Справочник. – Киев: *Наукова думка*. – 1971 г - 220 с. С. 15 – 17. 24. Термодинамические свойства индивидуальных веществ – Справочное издание. В 4-х томах. Изд. 3-е М.: *Наука*, 1978. – 480 с. 25. Мирошникова Л. Д., Алямовский С.И., Переляев В.А. и др. Фазообразование в системе Та – Та<sub>2</sub>О<sub>5</sub> в термобарических условиях "Журнал Неорганическая химии", 1989., т. 34, Вып. № 1, с. 184-187. 26. Савицкий Е.М., Бурханов Г.С., Поварова К.Б. и др. Тугоплавкие металлы и сплавы. М.: *Металлургия*. – 1986 - 352 с С.116.

УДК 621.373.826

*Кобяков О.С., Кардаполова М.А., Королева А.Н.*

## **ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНОЙ И ПРОЧНОСТНОЙ НЕОДНОРОДНОСТИ ЗОН ЛАЗЕРНОГО ТЕРМОУПРОЧНЕНИЯ ВЫСОКОПРОЧНОГО ЧУГУНА ВЧ50**

*Белорусский национальный технический университет  
Минск, Беларусь*

Использование локальных высокотемпературных источников нагрева, таких как: лазерный, электронно-лучевой, микроплазменный – позволяет формировать зону расплава весьма малых размеров при строго фиксированном подводе тепловой энергии и скорости перемещения зоны нагрева. Как показывает анализ, процессы происходящие при зонном оплавлении, во многом идентичны тем, что наблюдаются при зонной перекристаллизации металлов с целью удаления примесей или выращивания монокристаллов из расплава [1].

Высокопрочный чугун ВЧ50 можно представить в виде сплава, содержащего основной легирующий элемент в виде сферического графита, а также ряда легирующих примесей, вводимых в состав металла. Тогда оплавленный металл можно рассматривать в виде бинарного сплава, примеси в котором, в процессе зонного лазерного оплавления, могут повышать или понижать температуру расплава.

Согласно существующей теории процесса зонной перекристаллизации примеси могут повышать или понижать температуру расплава, отталкиваться движущимся фронтом кристаллизации в расплав или накапливаться вблизи фронта. Такое состояние примесей в расплаве принято характеризовать через эффективный коэффициент  $k_e$  распределения примесей [2].

При  $k_0 < 0$  примесь понижает температуру плавления основного расплава, а при  $k_0 > 0$  – повышает. Коэффициент  $k_0$  можно выразить через соотношение  $k_0 = \frac{P\zeta}{P\zeta\beta}$ , где

$C_{ж}$  – концентрация примеси в жидкой фазе, а  $C_{тв}$  – в твердой. Сравнительно легкоплавкие соединения и эвтектики будут отталкиваться фронтом в расплав, а тугоплавкие соединения – накапливаться у фронта кристаллизации. Распределение концентрации примеси вдоль оплавленной поверхности при различных значениях  $k_0$  после однократного прохода расплавленной зоной, показано на рисунке 1.

Одновременно наблюдаются два процесса массопереноса примеси. При значениях  $k_0 > 0$  примесь повышает температуру расплава и ее накопление происходит на начальных участках (область  $d_1$ ) оплаиваемой поверхности. Затем происходит выравнивание средней концентрации примеси, однако за счет оттеснения примеси в расплав при  $k_0 < 1$  она постепенно накапливается на конечном участке (область  $d_2$ ) оплаиваемой поверхности. В целом ряде работ, например [3,4,5], отмечалось аномальное перераспределение примеси по глубине зоны оплавления легированных сталей лучом лазера, а также периодичность распределения примеси по длине монокристаллов, полученных электронной бестигельной зонной плавкой.

Перераспределение легирующих примесей может влиять на физико-механические и эксплуатационные свойства материалов. Такое перераспределение нельзя объяснить чисто диффузионными процессами или массопереносом вещества термоконвективными потоками в зоне расплава. Наиболее вероятными, по-видимому, следует считать процессы, происходящие в расплаве при зонной перекристаллизации металла в условиях возникновения, так называемого, эффекта “концентрационного переохлаждения” расплава у границы фронта кристаллизации. Согласно теории данного процесса [6], происходит периодическое накопление примеси перед движущимся фронтом при  $k_0 > 1$  до такой критической концентрации, которая способствует значительному повышению температуры плавления в локальной области, что приводит к скачкообразному продвижению фронта, захвату участка расплава с повышенной концентрацией примеси и кристаллизации металла. Затем фронт кристаллизации продвигается с меньшей скоростью до нового накопления примеси, имеющей критическую концентрацию, что приводит к захвату обогащенного примесью слоя.

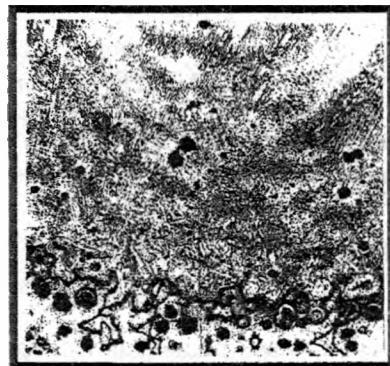


Рисунок 2 – Микроструктура зоны лазерного термоупрочнения с проплавлением поверхностного слоя чугуна ВЧ50. Слоистый характер распределения микроструктуры по глубине зоны оплавления. Скорость движения зоны нагрева 1000 мм/мин; мощность излучения 2кВт; увеличение X 500.

от поверхности до исходного металла (Таблица 1).

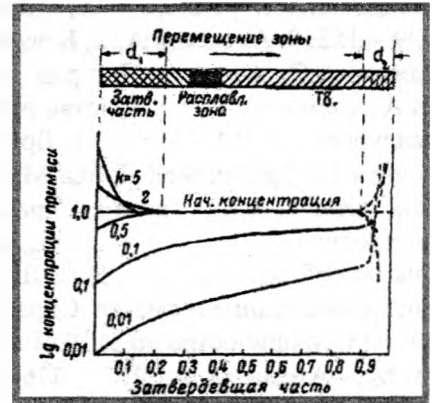


Рисунок 1 – Распределение концентрации примеси вдоль слитка при различных значениях эффективного коэффициента ( $k_0$ ) после однократного прохода расплавленной зоной

В процессе исследований формирования зон лазерного оплавления высокопрочного чугуна ВЧ50, в определенном интервале скоростей, нами было обнаружено слоистое распределение микроструктуры и прочностных свойств по глубине зоны термоупрочнения (рисунок 2). Формирование такой слоистой структуры можно объяснить наличием движущегося температурного фронта кристаллизации в расплаве в условиях высокоскоростного затвердевания расплава. В процессе термоупрочнения, расплавленная зона металла, перемещается вдоль оплавленной дорожки, образуя две границы раздела в виде фронта плавления и фронта кристаллизации. Микроструктура зон лазерного термоупрочнения анализировалась с использованием оптической микроскопии с помощью микроскопов «Neophot», «Эпигност», «MICRO-200» при увеличении от 150 до 1000 раз.

С целью проверки наличия эффекта концентрационного переохлаждения нами были проведены измерения величины микротвердости по глубине зон термоупрочнения чугуна ВЧ50

Таблица 1 – Микротвердость ( $H_{\mu 100}$ ) зон лазерного термоупрочнения чугуна ВЧ50 по глубине закаленного слоя ( $h$ , мм) при различной скорости ( $V$ , мм/мин) лазерного луча и постоянной мощности ( $P = 2$  кВт) излучения: 1 – приповерхностный слой металла  
2 – область оплавления и термического влияния

Слой металла	Скорость лазерного луча, мм/мин								
	3000	2600	2200	1800	1400	1000	600	200	
1	2	3	4	5	6	7	8	9	
1						14270	9740	7340	
						10180	8440	7340	
						10180	9460	8580	
						10180	9460	8940	
						11680	9180	8580	
				7920		9330	8820	8580	
			8940	7070		9330	8920	8240	
			8240	7920		14270	9330	8180	7070
		8940	7340	7070		12260	8940	8660	7070
		8940	7620	7340	8580	11680	9330	8660	7620
		7620	6340	6570	10180	10180	9330	8660	7340
		7620	6340	7070	7070	11140	9330	8660	6810
		8240	6340	6810	8240	8940	9330	8660	7920
		9330	6340	7340	7620	9330	8580	8660	8240
	2	7620	7070	7070	7070	8240	8240	7070	6810
7340		7070	6340	6810	8240	8240	6810	7620	
7340		6340	5720	6810	8240	8240	7340	7620	
6810		6340	6130	6810	8240	8940	7340	7920	
7070		6340	5720	7070	8240	8940	6130	7620	
6340		6340	6340	6810	8580	8940	7340	7620	
6810		8240	5540	7340	7340	8940	7920	7620	
6570		7340	5360	6810	7620	8580	7070	7070	
6570		7340	4880	6130	7620	7920	6130	7620	
6570		6810	5820	6810	6570	8240	6340	6810	
6810		7340	5360	7070	6810	7340	6130		
6810		6570	6810	7070	6570	8580	6340		
7340		7620	5190	7070		8580	7070		
7340		6340	6130	6810		8240	6130		
4880		6340	4220	6570		7070	6810		
3970		6340	3480	6570		7070	6810		
3660		4220	2850	5720		6810	6130		
3660		4220	4220	4220		5560	5720		
3660		4220	3870	3140		7620	6130		
3970		4220	2990	2330		7620	6340		
		4220	3660	2430		7070	6810		
			2920	3300		7070			
			3970	3570		7070			
		3660	3660		5920				

Замеры микротвердости осуществлялись на приборе ПМТ-3 при нагрузке 100 г и времени экспозиции 5 с с интервалом измерений через каждые 0,02мм.

Была выявлена значительная неоднородность распределения прочностных свойств, а также определенная периодичность изменения значений микротвердости. Участки с повторяющимися значениями микротвердости отмечены в Таблице 1 вертикальными линиями.

Участки с одинаковыми значениями микротвердости примыкают к участкам с пониженными прочностными свойствами. Так, разница между максимальными и минимальными значениями микротвердости достигала величины 1500 МПа.

Лазерное термоупрочнение чугуна ВЧ50 проводилось на базе лаборатории Московского инженерно-физического института (МИФИ). Использовалась лазерная аппаратура на основе волоконного иттербиевого диодного лазера ВЛ-3000 выходной мощностью 3000 Вт. Длина волны излучения лазера 1,07 мкм, что позволяет исключить дополнительную операцию нанесения поглощающего покрытия в процессе термообработки.

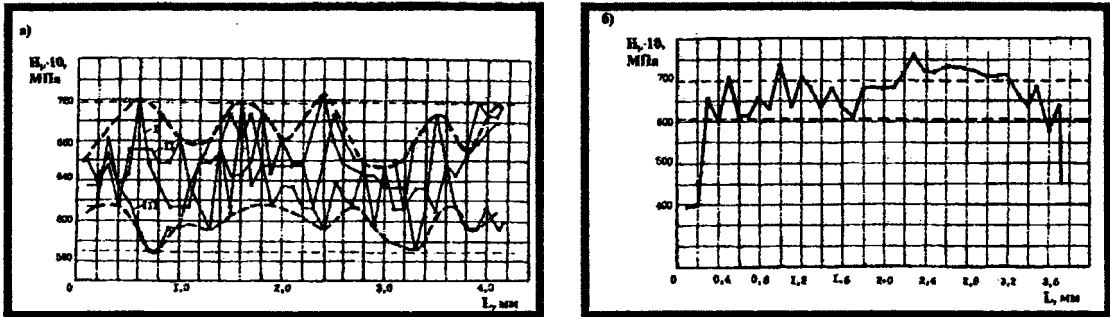


Рисунок 3 – Периодичность значений микротвердости покрытия системы Ni – Cr – В – Si (сплав ПГ - СР3) после микроплазменного оплавления при замерах в продольном (а) и поперечном (б) направлениях. I,II,III – номера измерений.

В процессе микроплазменного оплавления износостойкого покрытия системы Ni – Cr – В – Si (сплав ПГ - СР3) движущимся пятном нагрева сжатой плазмы дугового разряда [7], диаметром 3-3,5 мм, нами наблюдалось периодическое изменение значений микротвердости (Рисунок 3). Как показали измерения микротвердости вдоль оплавленных дорожек наблюдалась достаточно четкая периодичность изменения средних значений микротвердости от максимальных 750 МПа до минимальных 570 МПа. В случае замеров поперек оплавленных дорожек такой закономерности не наблюдалось.

На рисунке 4 представлена физическая модель периодического распределения примеси при наличии эффекта концентрационного переохлаждения на границе фронта кристаллизации.

Данный эффект способствует формированию периодически повторяющихся областей с повышенным ( $\Delta l$ ) или пониженным ( $x$ ) содержанием примеси в виде полос примесного захвата, расположенных поперек оплавленных дорожек.

На значения величины микротвердости и интервал периодичности свойств могут оказывать существенное влияние такие факторы, как: скорость движения зоны, ее диаметр, процентное содержание упрочняющих фаз, плотность мощности теплового источника, толщина оплаваемого покрытия и др. [8]. Однако, физическая сущность происходящих процессов, скорее всего, связана с неоднородным перераспределением примеси и процессами концентрационного переохлаждения расплава у границы фронта кристаллизации.

Таким образом, неоднородное перераспределение упрочняющих фаз, по-видимому, может приводить к изменению физико-механических, структурных и износостойких свойств оплавленных покрытий и термоупрочненных слоев металла. Пятнистость вышеуказанных свойств не столь заметна при реальных процессах изнашивания покрытий, однако, может служить первопричиной формирования микротрещин и разрушения покрытия на участках с пониженным содержанием упрочняющих фаз. Данные исследования предполагается продолжить с использованием более тонких методов, включая электронную микроскопию, рентгено-структурный фазовый анализ и др.

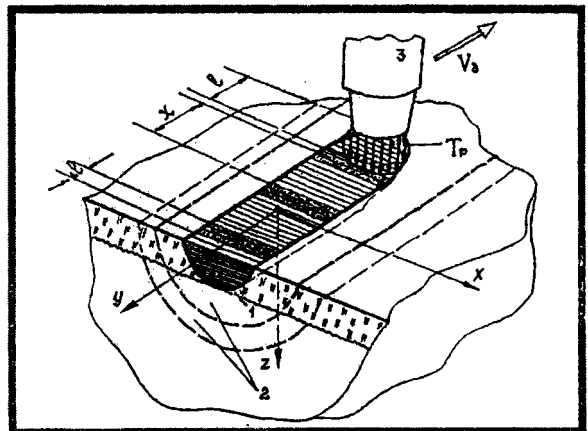


Рисунок 4 – Физическая модель периодического перераспределения примеси по длине дорожки.

1 – расплавленная зона металла; 2 – зоны термического влияния в подложке;  $T_p$  – область фронта плавления;  $\Delta l$  – зона с повышенной концентрацией примеси;  $x$  – зона с низкой концентрацией примеси;  $V_s$  – направление движения источника нагрева.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Кобяков О.С., Михайлов С.М., Петушков Е.Е. Некоторые особенности удаления примесей при электронной зонной плавке вольфрама и молибдена // *Металлические монокристаллы: получение и исследование свойств*. М.: Наука, 1978. – С. 39 – 45. 2. Дембовский В. Плазменная металлургия. – М.: Металлургия, 1981. – С. 263 – 269. 3. Кобяков О.С., Михайлов С.М., Петушков Е.Е. Исследование примесной неоднородности в молибденовых монокристаллах // *Монокристаллы тугоплавких и редких металлов, сплавов и соединений*. – М.: Наука, 1977. – С. 23 – 27. 4. Кристал М.Н., Жуков А.А., Кокора А.И. Структура и свойства сплавов, обработанных излучением лазера. – М.: Металлургия, 1983. – 192 с. 5. Рыкалин Н.Н., Углов А.А., Кокора А.И. /Лазерная обработка материалов. – М.: Машиностроение, 1975. – 296 с. 6. Овсиенко Д.Е. Влияние примесей на структуру и образование дислокаций в металлических кристаллах при росте из расплава. – Киев: Наукова думка, 1972. – С. 149 – 153. 7. Кобяков О.С., Гинзбург Е.Г. Использование микроплазменного нагрева в процессах упрочняющей технологии // *Автоматическая сварка*. – 1985. – №5. – С.65 – 67. 8. Кобяков О.С. Некоторые особенности процессов формирования износостойких покрытий системы Ni – Cr – В – Si, оплавленных локальными высокотемпературными источниками нагрева // *Теория и практика машиностроения*, №2/2004, - С. 55 – 58, Минск, БНТУ, УП «Технопринт».

УДК 621.9

*Леванцевич М.А., Максимченко Н.Н., Присевков А.Ф.*

### ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДА ПЛАКИРОВАНИЯ ГИБКИМ ИНСТРУМЕНТОМ ДЛЯ СНИЖЕНИЯ ТРЕНИЯ В НАПРАВЛЯЮЩИХ СКОЛЬЖЕНИЯ СТАНКОВ

*Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси  
Белорусский национальный технический университет  
Минск, Беларусь*

**Введение.** Для снижения трения в направляющих скольжения часто используют аэро- и гидродинамическую разгрузку, однако подобные направляющие требуют высокой сложности изготовления и обладают высокой стоимостью. Эффективным и интенсивно используемым способом снижения трения в направляющих скольжения является формирование на поверхностях трения антифрикционных покрытий различными методами. Одним из таких методов является метод плакирования гибким инструментом (вращающейся металлической щеткой) [1-4]. Однако, как показал анализ имеющейся научно-технической информации, для обработки направляющих скольжения данный метод не использовался. Задачей настоящего исследования являлась оценка применимости метода плакирования гибким инструментом [2] для снижения трения путем формирования антифрикционных покрытий на рабочих поверхностях направляющих скольжения.

**Методы исследования.** Сравнительную оценку триботехнических характеристик (силы трения и коэффициента трения) при включении (пуске) силового стола в режим «быстрый подвод» проводили на испытательном стенде, изготовленном на базе силового стола мод. 1УЕ4536, дополнительно оснащенного кинематически связанной с силовым столом подвижной платформой (рис. 1), с использованием смазочных масел И-20 (ГОСТ 20799-88) и ИНСп-40 (ТУ 0253-007-00151911-93), а также композиционного антифрикционного покрытия на основе меди с добавками

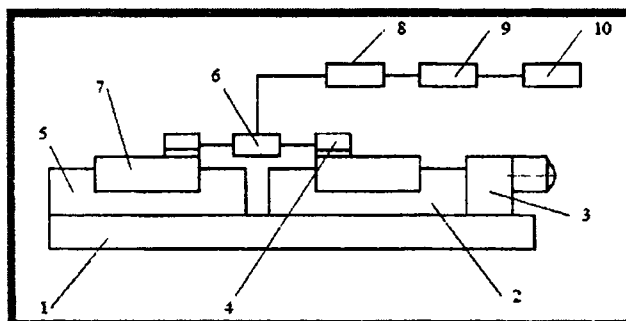


Рисунок 1- Блок-схема стенда для испытаний направляющих скольжения:

1 – основание; 2 – силовой стол; 3 – привод стола; 4 – опоры; 5 – направляющая плита; 6 – измерительный датчик; 7 – платформа; 8 – тензоусилитель; 9 – АЦП; 10 – персональный компьютер