Міністерство освіти і науки України
ХАРКІВСЬКИЙ НАЦІОНАЛЬНИЙ АВТОМОБІЛЬНО-ДОРОЖНІЙ УНІВЕРСИТЕТ

ЗБІРНИК НАУКОВИХ ПРАЦЬ

82-ї Міжнародної наукової конференції студентів університету
12-13 травня 2020 року

Харків
ХНАДУ
2020

УДК 621.785+ УДК 669.017: 621.73+ УДК 621.791.311+ УДК 620.22.001.66+ УДК 621.791.037+ УДК 621.791+ УДК 620.17+ УДК 621.791+ УДК 669.017+ УДК 621.791.01+ УДК 629.793+ УДК 621.9.025:621.787+

Збірник наукових праць. 82 Міжнародна наукова конференція студентів університету (12-13 травня 2020 року, м. Харків). Харків, 2020. 94 с.

РЕДАКЦІЙНА КОЛЕГІЯ
Глушкова Д.Б. – професор, д.т.н.
Дощечкіна І.В. – професор, к.т.н.
Лалазарова Н.О. – доцент, к.т.н.

Зміст

Вступ…….. 4

Гнатюк А.А., Саенко В.А. ОПРЕДЕЛЕНИЕ ОПТИМАЛЬНЫХ ПАРАМЕТРОВ ПОКРЫТИЯ ДЛЯ ДЕТАЛЕЙ ПРЕСС-ФОРМ МЕТОДОМ ТЕОРИИ ПЛАНИРОВАНИЯ…… 5

Семенчук В.В. ЗМІНА СТРУКТУРИ ПОВЕРХНЕВОГО ШАРУ ІОННИМ БОМБАРДУВАННЯМ ТА ЇЇ ВПЛИВ НА ПЛАСТИЧНУ ДЕФОРМАЦІЮ І ВЛАСТИВОСТІ ВИРОБУ. ……... 13

Pluzhnykov D.O. IMPROVING THE QUALITY OF BRAZED JOINTS BY USING IRON-NICKEL ALLOY - BASED SOLDER …… 17

Омельченко В.В., Орлов М.С. ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ СТАНУ ПОВЕРХНІ НА КОРОЗІЙНУ СТІЙКІСТЬ СЕРЕДНЬОВУГЛЕЦЕВОЇ СТАЛІ …… 24

Кортяк А.С., Козинчук С.Я. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПЛАЗМЕННОГО ПОКРЫТИЯ НА СТОЙКОСТЬ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ФОРМ…….. 29

Покуль В.О. ПОЛІПШЕННЯ ЯКОСТІ ПОВЕРХНЕВОГО ШАРУ ПРИ ПОВІТРЯНО-ДУГОВОМУ РІЗАННІ СТАЛЕЙ…….. 35

Плужніков Д.О. ПІДВИЩЕННЯ ЗНОСОСТІЙКОСТІ Й ВІДНОВЛЕННЯ ЗНОШЕНИХ ПОВЕРХОНЬ ДЕТАЛЕЙ ВУЗЛІВ ТЕРТЯ МАШИН МЕТОДАМИ ЕІЛ……. 39

Рябоштан Н.В. ПІДВИЩЕННЯ ДОВГОВІЧНОСТІ ВИРОБІВ З ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ ТЕРМІЧНОЮ ОБРОБКОЮ ТА НАСТУПНИМ ППД …….. 48

Zhukov I.D., Volovik I.A. ESTABLISHING THE REASONS FOR EMERGENCY TURBINE CASTING AFTER OPERATION 100 THOUSAND. HOURS…… 55

Фенько С.А. ПІДВИЩЕННЯ ЗНОСОСТІЙКОСТІ ПРИ РЕНОВАЦІЇ РОБОЧИХ ПОВЕРХОНЬ, ЩО ЕКСПЛУАТУЮТЬСЯ В УМОВАХ АБРАЗИВНОГО ЗНОСУ І КОНТАКТНИХ НАВАНТАЖЕНЬ…….. 58

Колесник М.Ю., Видашенко М.И. ПОВЫШЕНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ ДЕТАЛЕЙ МАШИН МЕТОДОМ ИОННОЙ ИМПЛАНТАЦИИ..... 62

Гусейнов Е.С. ШВИДКІСНИЙ ЦИКЛІЧНИЙ РЕКРИСТАЛІЗАЦІЙНИЙ ВІДПАЛ ДЛЯ ПІДВИЩЕННЯ ПЛАСТИЧНОСТІ ХОЛОДНОКАТАНОЇ ЛИСТОВОЇ СТАЛІ…….. 67

Rybak M. K. CAST IRON WELDING BY ELECTRODES WITH THE OXIDIZING COVERING…… 73

Коростельова Є.В. ПІДВИЩЕННЯ ЗНОСОСТІЙКОСТІ ДЕТАЛЕЙ ПАЛИВНОЇ АПАРАТУРИ ЛАЗЕРНОЮ ОБРОБКОЮ ……..... 79

Новосельцев І.Е. ДОСЛІДЖЕННЯ МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ Й ТРІЩИНОСТІЙКОСТІ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ СТАЛІ 09Г2С…… 84

Михайлов Д.І. ДРОБОСТРУМІННЕ ЗМІЦНЕННЯ ТВЕРДОСПЛАВНОГО ІНСТРУМЕНТА ……..... 90

Вступ

12-13 травня 2020 року на кафедрі технології металів та матеріалознавства відбулася 82 Міжнародна наукова конференція студентів університету, яка проводилася он-лайн. Цей науковий захід присвячений 90-й річниці Харківського національного автомобільно-дорожнього університету.

На конференції розглядалися питання підвищення довговічності деталей машин, які вирішуються в основному за рахунок вибору якісних матеріалів та ефективних способів їх обробки. Широко використовується поверхнева обробка для підвищення зносостійкості і механічних властивостей виробу вцілому – нанесення іоно-плазмових покриттів, іонне бомбардування, поверхневе пластичне деформування, лазерна обробка, іонна імплантація та ін.

Для зміцнення поверхневого шару широко використовують наплавлення робочих поверхонь, модифікування деталей трибосистем із застосуванням висококонцентрованих потоків енергії, до яких відноситься електроімпульсна обробка, що дозволяє одержувати покриття з високими фізико-механічними й триботехнічними властивостями.

На конференції була приділена увага технологіям зварювання, розвиток яких впливає на прогрес у різних галузях промисловості і будівництва.

Обмін думками з питань, пов'язаних з вирішенням проблем підвищення довговічності машин, вдосконалення методів поверхневої обробки та технологій зварювання, учасниками конференції є корисним і актуальним.

УДК 621.785

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ОПТИМАЛЬНЫХ ПАРАМЕТРОВ ПОКРЫТИЯ ДЛЯ ДЕТАЛЕЙ ПРЕСС-ФОРМ МЕТОДОМ ТЕОРИИ ПЛАНИРОВАНИЯ[1]

Гнатюк А.А., ст. гр. МС-31-17, Саенко В.А., ст. гр. МС-21-18, ХНАДУ

Аннотация. *Установлены оптимальные значения твердости, шероховатости поверхности стали 3Х3М3Ф, толщины наносимого покрытия с точки зрения износостойкости деталей объёмного гидропривода. При обработке результатов эксперимента использовался метод математического моделирования.*
Ключевые слова: *подложка, адгезия, отслаивание, шероховатость, износостойкость, математическое моделирование.*

ВИЗНАЧЕННЯ ОПТИМАЛЬНИХ ПАРАМЕТРІВ ПОКРИТТЯ ДЛЯ ДЕТАЛЕЙ ПРЕС-ФОРМ МЕТОДОМ ТЕОРІЇ ПЛАНУВАННЯ

Гнатюк А.А., ст. гр. МС-31-17, Саєнко В.А., ст. гр. МС-21-18, ХНАДУ

Анотація. *Встановлені оптимальні значення твердості, шорсткості поверхні сталі 3Х3М3Ф, товщини покриття, що наноситься, з точки зору зносостійкості деталей об'ємного гідроприводу. При обробці результатів експерименту використовувався метод математичного моделювання.*
Ключові слова: *підкладка, адгезія, відшаровування, шорсткість, зносостійкість, математичне моделювання.*

DETERMINATION OF OPTIMUM COATING PARAMETERS FOR PRESS DETAILS BY THE METHOD OF PLANNING THEORY

Gnatyuk A.A., st. of gr. MS-31-17, Saenko V.A., st. of gr. MS-21-17, KhNAHU

Abstract. *The optimal values of hardness, surface roughness of 3Kh3M3F steel, and the thickness of the applied coating were established from the point of view of wear resistance of parts of a volume hydraulic drive. When processing the results of the experiment, the method of mathematical modeling was used.*
Key words: *substrate, adhesion, peeling, roughness, wear resistance, mathematical modeling.*

Введение

Широкие возможности открывает использование плазменных покрытий, в частности химическое осаждение из газовой среды, конденсации вещества в условиях ионной бомбардировки (КИБ).

Однако при этом большое значение имеет не только состав наносимого покрытия, но и такие параметры, как твердость подложки, шероховатость поверхности, на которую наносится покрытие, толщина покрытия.

[1] Робота виконана під керівництвом професора Глушкової Д.Б.

Состояние вопроса

В качестве одного из показателей выбрана твердость. Она легко поддается проверке в любой точке изделия без ущерба для целостности как до, так и после эксплуатации.

Практика эксплуатации изделий, изготовленных из стали с нанесением на рабочие поверхности плазменных покрытий, показала, что шероховатость поверхности изделия, на которое наносится покрытие, должна быть не менее 0,48 Ra. В противном случае наблюдается отслаивание наносимого покрытия из-за плохой адгезии его с подложкой. Поэтому одной из задач является определение шероховатости обрабатываемой поверхности, обеспечивающей наилучшую адгезию покрытия с основным металлом.

Материал и методика исследования

Материалом исследования была сталь 3Х3М3Ф. Термическая обработка – улучшение, обеспечивающее наилучшее сочетание прочностных и пластических свойств. После указанной термической обработки твердость колеблется в пределах 42…46 HRC.

Толщина наносимого покрытия изменяется в пределах от 3 до 6 микрон, что соответствует хорошей адгезии. Меньшая толщина не оказывает существенного влияния на свойства изделия, а в случае толщины более 6 микрон наблюдается отслаивание из-за плохой адгезии с подложкой.

Так как твердость принимает только целые значения, то было решено провести пять серий экспериментов (соответственно получая значения твердости 42, 43, 44, 45, 46).

Результаты эксперимента и их обсуждение

Как принято в теории планирования эксперимента [1, 2], толщину покрытия и шероховатость будем называть факторами и обозначать X_1 и X_2, а износ откликом и обозначать Y. Исходя из изложенных выше соображений, принимаем, что границами существования (изменения) факторов является $X_{1min}=3$; $X_{1max}=6$; $X_{2min}=0,10$; $X_{2max}=0,48$. Интервалы варьирования факторов соответственно $\Delta X_1=6-3=3$; $\Delta X_2=0,48-0,1=0,38$.

Сначала был проведен факторный эксперимент первого порядка, целью которого было получить математическую модель зависимости Y от X_1 и X_2 в виде линейного полинома. Для этого был реализован (при каждом значении твердости) полный факторный эксперимент типа 2^n. Его результаты представлены в табл. 1 – 5.

Таблица 1 - Значения толщины покрытия,
шероховатости и износа при твердости подложки 42 HRC

№ опыта	X_1	X_2	Y
1	3	0,1	6,5
2	3	0,48	7,3
3	6	0,1	3,3
4	6	0,48	4,5

Таблица 2 - Значения толщины покрытия,
шероховатости и износа при твердости подложки 43 HRC

№ опыта	X_1	X_2	Y
1	3	0,1	6,3
2	3	0,48	7,0
3	6	0,1	4,0
4	6	0,48	4,4

Таблица 3 - Значения толщины покрытия,
шероховатости и износа при твердости подложки 44 HRC

№ опыта	X_1	X_2	Y
1	3	0,1	5,6
2	3	0,48	6,2
3	6	0,1	3,6
4	6	0,48	4,0

Таблица 4 - Значения толщины покрытия,
шероховатости и износа при твердости подложки 45 HRC

№ опыта	X_1	X_2	Y
1	3	0,1	3,5
2	3	0,48	3,8
3	6	0,1	2,1
4	6	0,48	2,4

Таблица 5 - Значения толщины покрытия,
шероховатости и износа при твердости подложки 46 HRC

№ опыта	X_1	X_2	Y
1	3	0,1	4,4
2	3	0,48	4,8
3	6	0,1	3,0
4	6	0,48	3,4

Замечание: по каждой строке планов таблиц 1-5 проводилось два опыта, а в таблицу в качестве значения Y записывалось среднее значение. По каждой из таблиц 1–5 рассчитывалось уравнение регрессии

$$\hat{Y} = b_0 + b_1 X_1 + b_2 X_2. \quad (1)$$

Результаты расчета представлены в табл. 6.

Таблица 6 - Результаты расчета коэффициентов линейного уравнения регрессии

Значение твердости	b_0	b_1	b_2
42	9,14	-1	2,63
43	11,76	-2,26	2,31
44	8,68	-0,82	1,45
45	7,62	-0,7	1,32
46	5,70	-0,47	1,05

Затем была проведена проверка по критерию Фишера при уровне значимости q=0,05 адекватности полученных уравнений путем сравнения расчетного критерия Фишера – $F_р$ с табличным $F_т$. Во всех случаях $F_р > F_т$, следовательно, уравнения не являются адекватными. В связи с этим было принято решение продолжить эксперименты, дополнив полученные планы 2^n до центральных композиционных планов второго порядка. Реализации этих планов даны в табл. 7 – 11.

Таблица 7 - Значения толщины покрытия, шероховатости и износа при твердости подложки 42HRC в результате экспериментов по плану второго порядка

№ опыта	X_1	X_2	Y
1	3	0,1	6,5
2	3	0,48	7,3
3	6	0,1	3,3
4	6	0,48	4,5
5	4,5	0,29	5,2
6	4,5	0,1	4,8
7	4,5	0,48	5,4
8	3	0,29	6,8
9	6	0,29	4,2

Таблица 8 - Значения толщины покрытия, шероховатости и износа при твердости подложки 43 HRC в результате экспериментов по плану второго порядка

№ опыта	X_1	X_2	Y
1	3	0,1	6,3
2	3	0,48	7,0
3	6	0,1	4,0
4	6	0,48	4,4
5	4,5	0,29	5,2
6	4,5	0,1	4,8
7	4,5	0,48	5,4
8	3	0,29	6,8
9	6	0,29	4,2

Таблица - 9 Значения толщины покрытия, шероховатости и износа при твердости подложки 44 HRC в результате экспериментов по плану второго порядка

№ опыта	X_1	X_2	Y
1	3	0,1	5,6
2	3	0,48	6,2
3	6	0,1	3,6
4	6	0,48	4,0
5	4,5	0,29	5,0
6	4,5	0,1	4,4
7	4,5	0,48	5,2
8	3	0,29	6,0
9	6	0,29	3,8

Таблица 10 - Значения толщины покрытия, шероховатости и износа при твердости подложки 45 HRC в результате экспериментов по плану второго порядка

№ опыта	X_1	X_2	Y
1	3	0,1	3,5
2	3	0,48	3,8
3	6	0,1	2,1
4	6	0,48	2,4
5	4,5	0,29	2,51
6	4,5	0,1	2,45
7	4,5	0,48	2,76
8	3	0,29	3,5
9	6	0,29	2,17

Таблица 11 - Значения толщины покрытия, шероховатости и износа при твердости подложки 46 HRC в результате экспериментов по плану второго порядка

№ опыта	X_1	X_2	Y
1	3	0,1	4,4
2	3	0,48	4,8
3	6	0,1	3,0
4	6	0,48	3,4
5	4,5	0,29	4,0
6	4,5	0,1	3,8
7	4,5	0,48	4,1
8	3	0,29	4,6
9	6	0,29	3,4

По каждой из таблиц расчитано уравнение регрессии

$$Y = b_0 + b_1 Y_1 + b_2 X_2 + b_{11} X_1^2 + b_{12} X_1 X_2 + \\ + b_{22} X_2^2. \qquad (2)$$

Результаты расчета представлены в табл. 12.

Таблица 12 - Значения коэффициентов регрессии

Значение твердости	Значение коэффициентов регресии					
	b_0	b_1	b_2	b_{11}	b_{12}	b_{22}
42	11,76	-2,26	2,31	0,35	0,13	-2,77
43	10,82	-2,02	4,01	-0,26	0,14	-2,31
44	7,21	-0,66	3,98	-0,18	0	-2,77
45	7,57	-1,79	-0,99	0,02	0,15	2,91
46	5,25	-0,31	2,3	0	-0,01	-2,31

Для наглядности графическое изображение поверхности отклика дано на рис. 1 – 5.

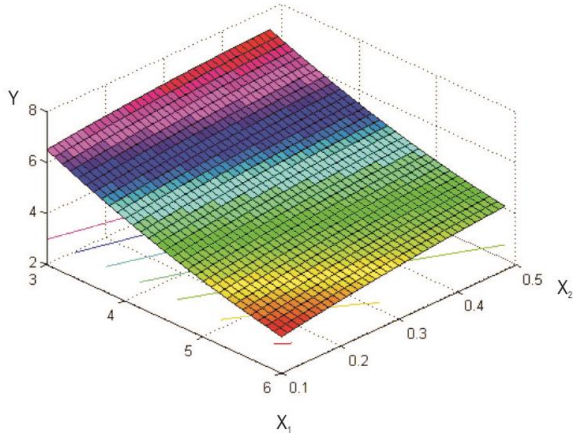


Рисунок 1 - Поверхность отклика для твердости 42 HRC

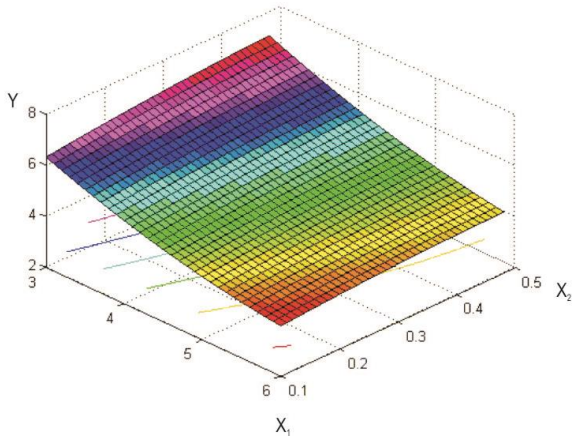


Рисунок 2 - Поверхность отклика для твердости 43 HRC

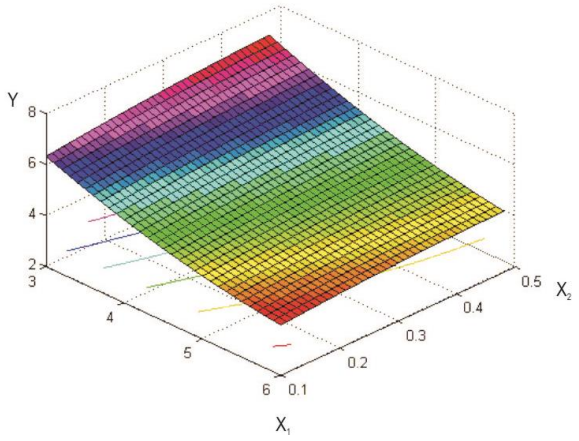


Рисунок 3 - Поверхность отклика для твердости 44 HRC

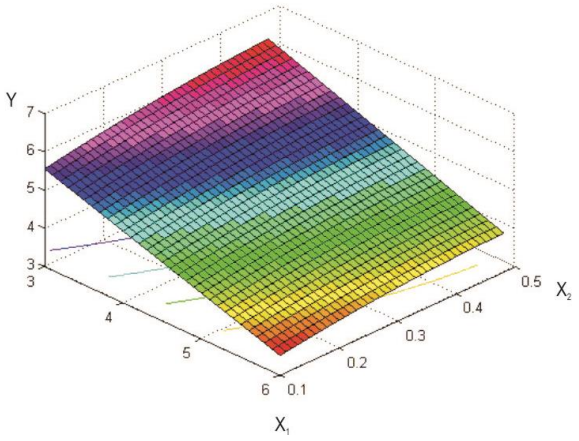


Рисунок 4 - Поверхность отклика для твердости 45 HRC

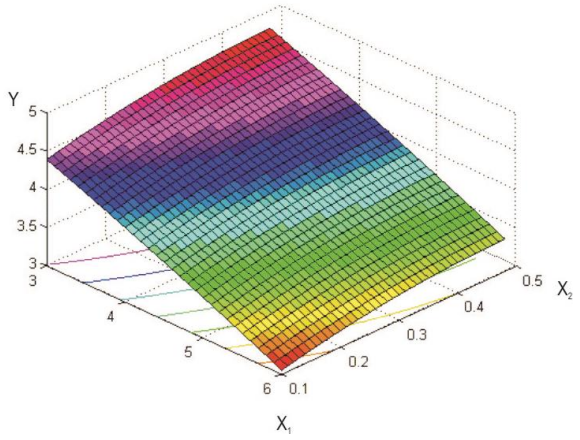


Рисунок 5 - Поверхность отклика для твердости 46 HRC

Теперь найдем наименьшее значение функции Y в области

$$\begin{cases} 3 \le X_1 \le 6 \\ 0{,}1 \le X_2 \le 0{,}4\delta. \end{cases} \tag{3}$$

По известной теореме это [3] значение принимается или на границе области или в стационарной точке. Координаты (X_1^0, X_2^0) стационарной точки определяются как решение системы уравнений

$$\begin{cases} \dfrac{\partial Y}{\partial X_1} = 0 \\ \dfrac{\partial Y}{\partial X_2} = 0, \end{cases} \tag{4}$$

которая в нашем случае имеет вид

$$\begin{cases} b_1 + b_{12} X_2 + 2b_{11} X_1 = 0 \\ b_2 + b_{12} X_1 + 2b_{22} X_2 = 0. \end{cases} \tag{5}$$

Решая ее по формулам

$$\begin{aligned} X_1^0 &= \frac{-2b_{22}b_1 + b_2 b_{12}}{4b_{11}b_{22} - b_{12}^2}, \\ X_2^0 &= \frac{-2b_{11}b_2 + b_{12}b_1}{4b_{11}b_{22} - b_{12}^2}. \end{aligned} \tag{6}$$

Получаем

при T=42	X_1^0=7,31	X_2^0=0,88
при T=43	X_1^0=7,60	X_2^0=0,43
при T=44	X_1^0=141,50	X_2^0=-3,76
при T=45	X_1^0=6,01	X_2^0=0,15
при T=46	X_1^0=-10,50	X_2^0=0,5

Как мы видим, только в одном случае при T=45 можно считать, что стационарная точка (X_1^0=6, X_2^0=0,15) принадлежит области определения факторов, в остальных случаях наименьшее значений функции Y достигается на границе. Произведя прямой подсчет, найдем наименьшее значение в каждом случае. В табл. 13 указаны координаты экстремальной точки и значение Y в ней.

Таблица 13 - Значения отклика в экстремальной точке

Значение твердости	Координаты экстрем. точки		Значение отклика
	X_1	X_2	Y
42	6	0,1	3,43
43	6	0,1	3,96
44	6	0,1	3,5
45	6	0,15	2,11
46	6	0,1	3,06

Как видно из этой табл. 13, наименьшее значение износа прогнозируется при значении твердости равной 45, толщине покрытия 6 и шероховатости 0,15. Для подтверждения этой гипотезы был проведен эксперимент по определению износостойкости при твердости 45, шероховатости 0,16 и толщине покрытия равной 6. Полученный износ 2,2 действительно оказался наименьшим.

Выводы

1. Для оценки износостойкости деталей, на которые наносится покрытие, были выбраны следующие параметры: твердость подложки, шероховатость поверхности, толщина покрытия.
2. С помощью теории планирования эксперимента установлена зависимость между твердостью, толщенной наносимого покрытия и шероховатостью поверхности.
3. Наименьший износ имеет место при твердости 45, шероховатости 0,16 Ra и толщине покрытия 6 микрон.

Литература

1. Налимов В.В. Статические методы планирования экстремальных экспериментов / В.В. Налимов, Н.А. Чернова. - М. : Наука, 1995. 340 с.
2. Хикс Ч. Основные принципы планирования эксперимента / Ч. Хикс. - М. : Мир, 1997. - 406 с.
3. Фихтенгольц Г.М. Курс дифференциального и интегрального исчисления. Том 1 / Г.М. Фихтенгольц. - М. : Изд-во физико-мат. литературы, 1998. - 608 с.

УДК 669.017: 621.73

ЗМІНА СТРУКТУРИ ПОВЕРХНЕВОГО ШАРУ ІОННИМ БОМБАРДУВАННЯМ ТА ЇЇ ВПЛИВ НА ПЛАСТИЧНУ ДЕФОРМАЦІЮ І ВЛАСТИВОСТІ ВИРОБУ[2]

Семенчук В.В., ст. гр. МС 41 - 16, ХНАДУ

Анотація. *Показано, що низькоенергетичне іонне бомбардування (ІБ) забезпечує субмікроструктурування поверхневого шару і суттєво впливає на поведінку при розтяганні, що приводить до зміни міцності і пластичності виробу в цілому, хоча властивості металу в серцевині не змінюються. ІБ також може бути використана для поліпшення пластичності листової сталі*

Ключові слова: іонне бомбардування*, субмікрокристалічна структура, розтягання, міцність, пластичність втомна міцність, штампуємість .*

ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ИОННОЙ БОМБАРДИРОВКОЙ И ЕЁ ВЛИЯНИЕ НА ПЛАСТИЧЕСКУЮ ДЕФОРМАЦИЮ И СВОЙСТВА ИЗДЕЛИЯ

Семенчук В.В., ст.гр. МС 41 -16, ХНАДУ

Аннотация. *Показано, что низкоэнергетическая ионная бомбардировка (ИБ) обеспечивает субмикроструктурирование поверхностного слоя и существенно влияет на поведение при растяжении, что приводит к изменению прочности и пластичности изделия в целом, хотя свойства металла в сердцевине не меняются. ИБ также может быть использована для улучшения пластичности листовой стали.*

Ключевые слова: ионная бомбардировка*, субмикрокристаллическая структура, растяжение, прочность, пластичность усталостная прочность, штампуемость.*

CHANGE OF THE SURFACE LAYER STRUCTURE BY ION BOMBING AND ITS INFLUENCE ON PLASTIC DEFORMATION AND PRODUCT PROPERTIES

Semenhuk V., st. of gr. MS 41 -16, KhNAHU

Annotation. *It is shown that low-energy ion bombardment (IB) provides submicrostructuring of the surface layer and significantly affects the tensile behavior, which leads to a change in the strength and ductility of the product as a whole, although the properties of the metal in the core do not change. IB can be used to improve the ductility of sheet steel.*

Keywords: ion bombardment*, submicrocrystalline structure, tensile strength, ductility fatigue strength, formability.*

Вступ

Останнім часом найбільш пріоритетним напрямом наукових досліджень є перспективні субмікрокристалічні (СМК) і нанокристалічні (НК) матеріали нового покоління, які завдяки особливостям структури дозволять отримати більш високий рівень експлуатаційних і технологічних характеристик традиційних конструкційних матеріалів та розширити сфери їх використання.СМК знаходять все більш широке застосування в багатьох галузях народного господарства для збільшення ресурсу виробів.

[2] Робота виконана під керівництвом професора Дощечкіної І.В.

Отримати субмікро- і нанорозмірні структури в об'ємі реальних виробів можна, головним чином, лише методами інтенсивної пластичної деформації [1]. Однак ці методи технологічно дуже складні і не позбавлені недоліків.

Численні дослідження свідчать, що ефективним способом підвищення характеристик матеріалів є створення ультрадрібнозернистих структур лише в поверхневому шарі.

Безсумнівно актуальному питанню впливу структурного стану поверхневого шару на деформаційне поведінку і формування властивостей вироби в цілому і присвячене дане дослідження.

Аналіз публікацій і мета роботи

В роботах [1-8] показано, що поверхня відіграє визначну роль в деформаційній поведінці та руйнуванні твердого тіла. Значний вплив обробки поверхні на характеристики міцності та діаграму «напруження-деформація» відображений в роботах [4-6].

Автори [7] свідчать, що при напруженні, яке дорівнює границі текучості, деформація поверхневого шару зразка з армко - заліза в три раза більша (2,52 %,), ніж в середині зразка (0,84 %).

Як відомо, для зміни структури та властивостей поверхні широко використовується іонно-плазмова обробка (ІПО), яка здрібнює зерно до субмікро-нанокристалічних розмірів.

Авторами [8] показано, що іонно-плазмова обробка не тільки змінює властивості поверхні, але й значно (до 40 %) збільшує показники міцності всього виробу без втрати пластичності. При цьому вирішальне значення має операція іонного бомбардування, яка забезпечує 80 – 88 % загального зміцнення. Подальше нанесення покриття може підвищити міцність не більше, ніж на 4 - 5 %.

В роботі [9] також доведено, що обробка поверхні концентрованими потоками енергії приводить до структурно - фазових перетворень і зміни багатьох властивостей матеріалу. За допомогою такої обробки можливо керувати властивостями як поверхні, так і всього об´єму матеріалу виробу.

Об'єктом досліджень переважно були кольорові метали або сплави. Що стосується впливу поверхні на поведінку під напруженням та властивості виробів з конструкційних сталей, які є основним матеріалом в багатьох галузях народного господарства, то таких досліджень досі мало, хоча саме це питання є актуальним для сучасного матеріалознавства.

Метою даної роботи є дослідження впливу низькоенергетичного ІБ поверхні на поведінку при пластичному деформуванні та властивості виробів із тонколистових маловуглецевих сталей

Матеріали і методи дослідження

Дослідження проводили на промислових листових сталях 20 (товщиною 1,2 мм) і 08кп (товщиною 0,5 мм) стандартного хімічного складу. Оскільки ставилася мета отримати відомості про зміну об'ємних властивостей при розтяганні, випробуванню піддавалися реальні плоскі розривні зразки (200 × 20 × 1,2 мм), виготовлені з відпаленої сталі 20 після

ІБ низькоенергетичними (~ 1,5 кеВ) іонами титану на установці « Булат - 3». в середовищі аргону (~на установці « Булат - 3 ». Режими оббрбки: U = 900 В, I = 95 А, τ = 30 – 60 с.

Випробування на розтяг проводилися на розривній машині згідно з існуючим стандартом.

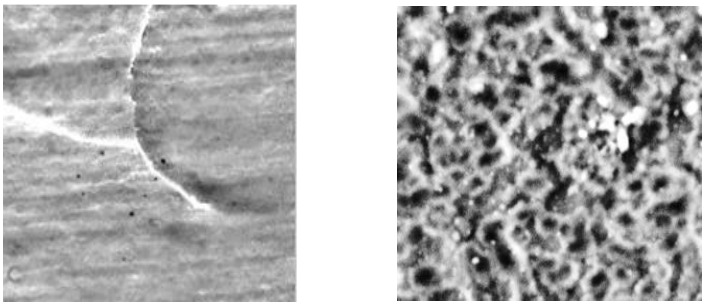
Мікроструктура вивчалася на електронному мікроскопі REM-106 SELMI.

Твердість вимірювалась на приладі Віккерса при навантаженні 5 кгс (49,03 Н). Видержка під навантаженням складала 15 с.

Результати дослідження

Короткочасне бомбардування виробів низькоенергетичними іонами призводить до інтенсивного фрагментації структури. При мікроструктурних дослідженнях реєструється дуже суттєве подрібнення зерна від 40 мкм до 500 нм в тонкому поверхневому шарі (рис. 2).

Слід підкреслити, що при такій обробці немає глибинного зміцнення (всього до 1 мкм), що підтверджують дані вимірювання мікротвердості по перетину плоских зразків - на глибині проникнення індентора ~ 0,7 мкм фіксується твердість на рівні вихідного стану (табл.1).

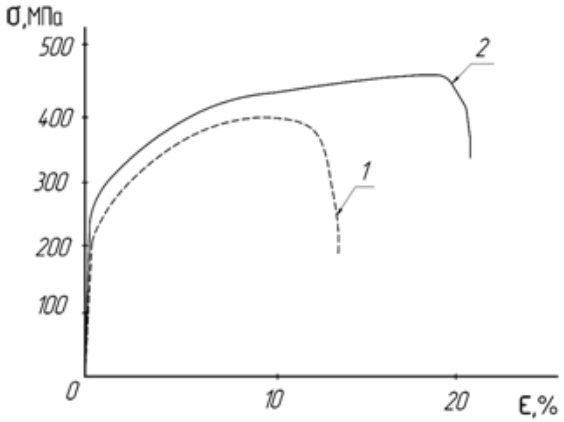


а б

× 8000

Рисунок 2 – Мікроструктура сталі 20 до (а) і після (б) іонного бомбардування

Поведінку плоских зразків при випробуванні на розтяг демонструють криві напруження - деформація (рис.1). Отримані результати свідчать, що після іонного бомбардування одночасно збільшуються і міцність, і пластичність. Кількісні характеристики цих властивостей наведено в табл. 1.



1 - після відпалу; 2 - після відпалу + ІБ

Рисунок 1 – Діаграма розтягання плоских зразків сталі 20

Таблиця 1 – Механічні характеристики плоских зразків зі сталі 20 після різної обробки

Вид обробки	$\sigma_в$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ, %	$\delta_р$, %	ψ, %	HV_5
Відпал	390	220	13	11	15	130-133
Відпал + ІБ	425	250	23	20	39	129-132

З таблиці видно, що при підвищенні границі текучості σ_{02} на 14 % відносне подовження δ зростає на 76 %, рівномірне подовження $\delta_р$ - на 81 %, а відносне звуження ψ - більш ніж в 2 рази. Такої дуже високою пластичності в поєднанні з підвищенням міцності не можна досягти жодним з відомих способів обробки. Аналогічний ефект отриманий і для сталі 08кп.

Значне збільшення рівномірного прдовження повинно вплинути на технологічну пластичність і відповідно на деформівність сталі. Ця властивість дуже важлива для заготовок із холоднокатаної тонколистової сталі 08 кп, яка призначена для виготовленя виробів способами холодного пластичного деформування (витягування, згинання, розплющування тощо). Здат-

ність її до деформування визначається за діаметром сферичної лунки при видавлюванні (з технологічна проба за Ериксеном). Для сталі 08кп ГОСТ 9094-93 регламентує тільки категорію ВГ (вельми глибокого витягування) з глибиною лунки до 9,0 мм при товщині листа 0,5 мм.

Результати випробувань на видавлювання за Ериксеном наведені в таблиці 2.

Таблиця 2 – Результати випробувань на видавлювання

Стан	Глибина лунки, мм	Здатність до витягування
До обробки	9,05	ВГ
ІБ одностороннє	10,7	ВОСВ
ІБ з обох сторін	10,9	ВОСВ

З таблиці видно, що ІБ поверхні листа суттєво збільшує технологічну пластичність та змінює здатність до витягування сталі 08кп з категорії ВГ до ВОСВ (вельми особливо складного витягування), яка передбачена для більш чистої за хімічним складом та більш пластичної сталі.

Висновки

1.Субмікроструктурований стан поверхні після ІБ суттєво впливає на поведінку зразків при розтяганны та формування їх властивостей при розтяганні - підвищується міцність при значному зростанні = пластичності. Серцевина зразків залишається незмінною.

2. ІБ поверхні холоднокатаного листа зі сталі 08кп суттєво збільшує технологічну пластичність та змінює здатність її до витягування з категорії ВГ до ВОСВ, яка визначена ГОСТ 9094-93 для більш пластичної сталі 08Ю.

3. ІБ можна розглядати як самостійну обробку для підвищення конструктивної міцності та надійності виробів, яка має значний практичний інтерес

Література

1. Валиев Р.З. Получение объёмных ультрамелкозернистых матерыалов методом интенсивной пластической деформации / Р.З. Валиев, Ю. Эстрин, З. Хорита, Т. Г. Ленгдон, М.Дж. Зехетбауер, Ю. Т.// Нанотехника. - 2006. - № 4. - С. 57 - 65.

2. Кунченко Ю. В. О формировании микро- нанослойных покытий методом вакуумно-дугововo осаждения / Ю.В. Кунченко, В.В. Кунченко, Г.Н. Картмазов, І.М. Неклюдов // Физическая инженерия поверхни. - 2004. - Т. 2. - № 1. - С. 102 - 108.

3. Панин В. Е. Наноструктурирование поверхностных слоёв і нанесением наноструктурных покрытий - еффективный способ упрочнения современных конструкционных и инструментальных материалов / В.Є. Панин, В.П. Сергеев, А.В. Панин // ФММ. - 2007. - Т. 104. - № 6. - С. 71 - 74.

4. Степанов А.В. Явления искусственного сдвигообразования / А. В. Степанов // Журнал технической физики. – 1951. – Т. 21. – С. 401 – 411.

5. Смолякова Л.Г. Влияние структурного состояния поверхности молибденовой проволоки на характер кривых деформации / Л.Г. Смолякова, В.Ф. Терентьев // Физика и химия обработки материалов. – 1969. – №4. – С. 74 – 77.

6. Погребняк А.Д. Влияние высокодозной имплантации ионов металлов и газов на физико-механические свойства титановых сплавов / А. Д. Погребняк, Н. К. Ердыбаева, Л. В. Маликов // Вопросы атомной науки и техники. – 2008. – № 1. – С. 81 – 92.

7. Шабалин В.И. О механизме пластической деформации металлов / В.И. Шабалин // Доклады академии наук СССР. – 1962. – Т. 144. – № 3. – С. 551 – 553.

8. Пономаренко І.В. Підвищення конструктівної міцності стальоих виробів шляхом поверхневого наноструктурування іоннім бомбардуванням: автореферат дис. ... кандидата технічних наук: спец. 05.02.01 «Матеріалознавство» / І.В. Пономаренко. - Харків, 2011. – 21с.

9. Алехин В. П. Физика прочности и пластичности поверхностных слоев материалов / В. П. Алехин – М.: Наука, 1983. – 280 с.

УДК 621.791.311

IMPROVING THE QUALITY OF BRAZED JOINTS BY USING IRON-NICKEL ALLOY - BASED SOLDER[3]

Pluzhnykov D.O., st. of gr. MS-32т1-17, HNAHU

Abstract. *This paper presents research and development of gallium solder paste with iron-nickel fillers. The aim of the research is to reduce the curing time of the solder paste, to extend the curing temperature range, and to improve its performance. Within the framework of this work the analysis of modern literature data has been carried out. Interaction of components in Fe-Sn, Ni-Sn, Ni-Ga, Fe-Ga, 50H-Sn, 36H-Sn, 36H-Ga, 50H-Ga systems has been studied. Reactive diffusion parameters are calculated.*
Key words: *gallium, tin, pripoi paste, iron-nickel alloys, interaction, reactive diffusion, interaction products.*

ПІДВИЩЕННЯ ЯКОСТІ ПАЯНИХ З'ЄДНАНЬ ВИКОРИСТАННЯМ ПРИПОЇВ НА ОСНОВІ ЗАЛІЗО - НІКЕЛЕВИХ СПЛАВІВ

Плужніков Д.О., ст. гр. МС-32т1-17, ХНАДУ

Анотація. *У даній роботі представлені дослідження й розробка галієвих паст - припоїв із залізо-нікелевими наповнювачами. Метою досліджень є скорочення часу затвердіння паст припоїв, розширення температурного інтервалу затвердіння, підвищення експлуатаційних характеристик. У рамках даної роботи проведений аналіз сучасних літературних даних. Досліджена взаємодія компонентів у системах Fe-Sn, Ni-Sn, Ni-Ga, Fe-Ga, 50H-Sn, 36H-Sn, 36H-Ga, 50H-Ga. Розраховані параметри реактивної дифузії.*
Ключові слова: *галій, олово, пасти-припої, залізо-нікелеві сплави, взаємодія, реактивна дифузія, продукти взаємодії.*

ПОВЫШЕНИЕ КАЧЕСТВА ПАЯНЫХ СОЕДИНЕНИЙ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ПРИПОЕВ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗО - НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ

Плужников Д.А., ст. гр. МС-32т1-17, ХНАДУ

Аннотация. *В данной работе представлены исследования и разработка галлиевых паст - припоев с железо-никелевыми наполнителями. Целью исследований является сокращение времени затвердевания паст- припоев, расширение температурного интервала затвердевания, повышение эксплуатационных характеристик. В рамках данной работы проведен анализ современных литературных данных. Исследовано взаимодействие компонентов в системах Fe-Sn, Ni-Sn, Ni-Ga, Fe-Ga, 50H-Sn, 36H-Sn, 36H-Ga, 50H-Ga. Рассчитаны параметры реактивной диффузии.*
Ключевые слова: *галлий, олово, пасты-припои, железо-никелевые сплавы, взаимодействие, реактивная диффузия, продукты взаимодействия.*

Introduction

Interaction of solid and liquid components of diffusion-hardening composite solder on the basis of light - fusible metals is important at development of new technologies of welding of dissimilar materials and restoration of damaged elements of various responsible designs. Development and study

[3] Робота виконана під керівництвом доцента Багрова В.А.

of composite solder pastes based on gallium, indium, lead and zinc are becoming more and more important.

Using gallium as the main component for diffusion-hardening pastes (metal adhesives) is expedient because of a number of advantages: low melting point, the ability to wet different materials well, as well as actively reacting with refractory metals and alloys to form intermetallic compounds. Along with the advantages, gallium solder paste has disadvantages. The main ones are long curing time, diffuse porosity and high cost.

Analysis of publications and purpose of research

At the moment there are quite a lot of works in the literature devoted to determination of diffusion parameters in double metal systems with limited and unlimited solubility. However, for multiphase and multicomponent systems there is not so much data, especially for intermetallic compounds. It is known [1] that in intermetallic (intermediate) phases at their formation diffusion rate is higher than in pure metals.

Reactive diffusion is a process of formation of new phases, different from the initial ones. This diffusion takes place inside a separate phase. Specific compositions are fixed at the interface, which correspond to the boundaries of the two-phase region of interacting phases in the state diagram [2 - 4]. The concentration of components across the width of the diffusion layer during reactive diffusion is determined by concentration jumps at the transition points of one phase to another. Reactive diffusion results in chemical compounds (intermediate phases).

The mechanisms of phase formation at the boundary of solid and liquid metals at reactive diffusion are divided into three types [5-7]:

1 The result of the interaction of A and B is a chemical reaction with the formation of ABx intermetallide, the reaction rate is not related to dissolution.

2 Diffusion of liquid alloy components into a solid, crystalline lattice of the solid solution is reconstructed into a lattice corresponding to the intermetallic compound for achieving the ultimate solubility (Cx).

3 Immersion in liquid metal (B) refractory (A). The intermetallic compounds are formed by a chemical reaction (A) and (B) in a saturated melt of component A. The first phase is formed and is in equilibrium with the liquid solution at a given temperature (the fusion phase itself at a given temperature). The appearance of the intermetallic phase may not be in the order of their alternating, (according to the state diagram), under conditions of nonequilibrium interaction of solid and liquid phases [5, 6].

The processes of formation of new intermetallic compounds at the interface of solid and liquid phases have an essential practical significance in the development of new diffusion-hardening solder paste because they form a complex of properties of soldered compounds [7].

Thus, the interaction of liquid gallium with more refractory metals (Cu, Ag, Fe, Ni, Al, Co, etc.) and alloys occurs with the formation of intermediate phases (intermetallic), which makes it possible to use gallium as the basis for a large number of diffusion-hardening soldering pastes.

At present, the production of new diffusion-hardening pastes solderable on a gallium base is becoming an increasingly important topic. The problems of obtaining heterogeneous compounds such as metal-ceramics, etc., under conditions of temperature not exceeding 25-300 ° C have appeared. Application of gallium-based pastes allows solving these problems [8-15].

Gallium solder paste actively wet different materials without using fluxes. However, the mechanical properties of soldering compounds are determined by diffusion processes between the atoms of composite filler paste-solder and the material is joined. For joining non-metallic materials (glass, quartz, ceramics, etc.) the strength will depend on the nature of the paste-solder bond and the material will join [8-9].

At the same time, the soldering properties of the bond also depend on the method of preparation, the surface condition of the parts to be joined, the size of the gap, etc. [8-9].

Purpose of work. The purpose of these studies is to reduce the curing time of paste solderings, to expand the curing temperature interval, to increase operating characteristics. To achieve this goal, we have carried out a set of studies on the choice of new and inexpensive filler-alloys such as solid solutions gallium pastes - solderings (metal adhesives).

Research methods and materials

To clarify the nature and mechanism of formation of new phases in the interaction of composite components of gallium-based pastes it is necessary to identify the parameters that determine the process - the thickness of the diffusion layer, the rate of formation and growth of new phases, the coefficients of mutual diffusion.

This paper considered the interaction of composite components of gallium solder paste at the interface of a hard alloy - melt at an isothermal holding time of 10 to 50 hours at temperatures of 500 and 300 ˚C, the composition and structure of new phases, and calculated coefficients of reactive diffusion in the new phases created.

To determine the influence of the composition of a solid initial phase on the kinetics of phase formation, pure metals Fe, Ni, and fame with a single phase structure of 36N and 50N were used. The basis for the liquid phase at this stage of research was pure Ga and Sn. The interaction goes on the schemes

$$\begin{aligned} &A + C_{1,2} \rightarrow A_n C_m : B + C_{1,2} \rightarrow B_n C_m \\ &\left[(A + B) + C_{1,2} \right] \rightarrow \left(A_n C_m + D_k C_e \right) \end{aligned} \quad (1)$$

The components shown in Table 1 were used for the production of experimental samples.

Table 1 - Source materials

Metal	Brand
gallium	ГЛ-0 ГОСТ 12797-77
tin	ОВЧ-000 ГОСТ 860-75
Iron	ГОСТ 3836—47
nickel	ГОСТ 4038-79
nickel iron alloy	36Н ГОСТ14082-78
nickel iron alloy	50Н ГОСТ 10160-75

Output samples for research were contact plates 10 × 10 mm 2 and 4 mm thick of iron and nickel wetted with tin and gallium, as well as round billets with diameters of 10 and 8 mm with alloys 36N and 50N respectively, with a central recess of 4 mm in diameter of 5 mm for liquid tin and gallium casting.

After wetting (pouring) the samples with tin and gallium, they were subjected to isothermal holding for 10 to 50 hours at 300 and 500 °C. Then grinders were produced for metallographic and other studies.

Preparation of samples for microstructure examination includes several stages: grinding, polishing, chemical etching.

Grinding was carried out manually on sandpaper, sequentially with a gradual reduction of abrasive grains of sandpaper (800, 1000 and 1500). After grinding, the samples were rinsed with water.

Polishing was also carried out manually on diamond paste, after polishing the samples were washed with water, the polished surface was wiped with alcohol soaked wool and dried.

The muffle furnace PL10 was used for isothermal exposure of samples, it is designed for analytical work with different materials, as well as for heat treatment under constant conditions. Maximum furnace heating temperature is up to 1250 ˚C.

After isothermal exposure grinding was prepared for metallographic studies using Axio Obserwer microscope. The task of metallographic research was to identify the number, shape and width of diffuse layers. To reveal the microstructure of the base metal and new phases were formed an etchant with the composition: H_2O_2 - 5 ml, NH_4OH - 25 ml, H_2O - 20 ml.

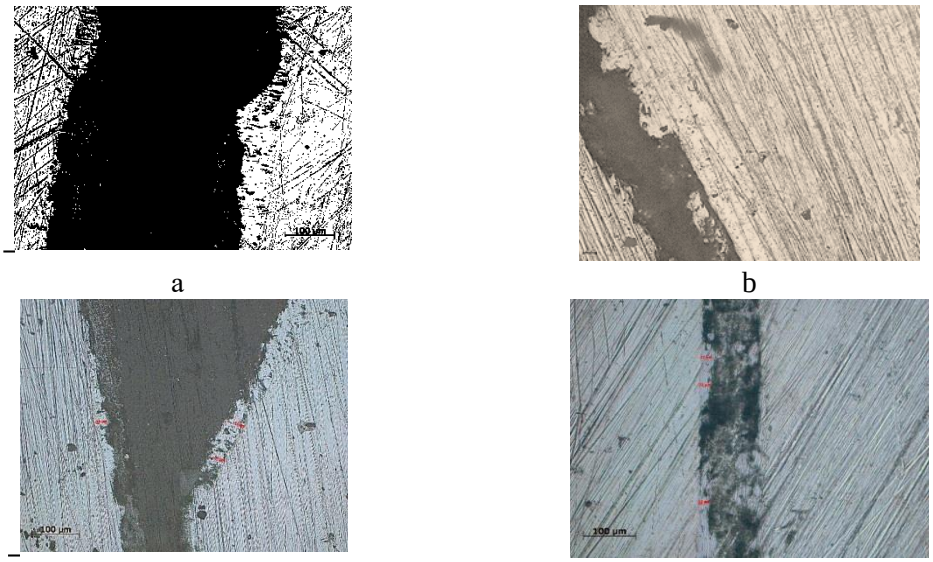
Previously, the microdermabrasion was studied on the optical microscope Carl Zeiss Jena at magnifications from ×200 and above, and studied in more detail in the scanning electron microscope (SEM) JEOL JSM 7001F at an accelerating voltage of 10 and 15 kV, at different magnifications.

The distribution of chemical elements in the transition zone was investigated using an energy dispersion spectrometer. The detector of energy dispersion spectrometer is able to register up to 50 elements with the measurement. The spectrometer allows to analyze chemical elements from B to U.

Microhardness tests were performed with the PMT-3 device. Measurements were made by pressing a quadrangular diamond pyramid with a load of 100 g. Each measurement was carried out not less than three times, at calculations on each point there was an arithmetic mean value. The microhardness along the cross-section of the sample from the edge (source material) to the interaction zone (diffusion layer) was studied.

Research findings

The microstructures of transition zones obtained on an iron and nickel sample after contact with liquid tin are shown in Fig. 1.



a b c d

a, b - on an iron and nickel sample, respectively, after contact with tin at 500 ˚C, exposure time 50 h;
c, d - on an iron and nickel sample after contact with tin at 300 ˚C, exposure time 50 h
Figure 1 - Microstructures by intermetallic phase

Microstructure of samples consists of the base metal (iron and nickel) and a layer of the intermetallic phase, at a longer exposure time the structure did not change, and the width of the intermetallic phase increased.

When measuring the width of the layer of the intermetallic phase obtained at different holding times and temperatures, the growth curves of the new phases were constructed (Fig. 2, 3).

The obtained results are graphically depicted in coordinates x - layer thickness in micrometers and τ - exposure time in hours. As can be seen, the growth curves are parabola-shaped and the reactive diffusion parameters are close.

Fig. 4 shows diagrams of microhardness values distribution during transition from the base metal to intermetallic phase. The value of microhardness was formed by intermetallide higher than in the initial phase. Microhardness changes abruptly.

Microhardness value of intermetallide is higher than in the initial phase. Microhardness changes abruptly. The microstructure of samples consists of the base metal (iron and nickel) and an adjacent layer of the intermetallic phase. An increase in exposure time leads to an increase in the thickness of the diffusion layer, while the structure of the intermetallide does not change.

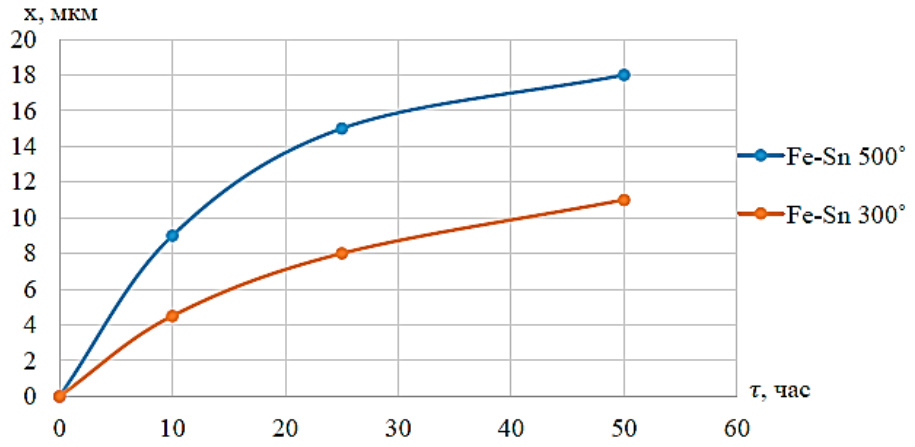


Figure 2 - New phase growth curves at the interface between iron and liquid tin, t = 500, 300 ˚C

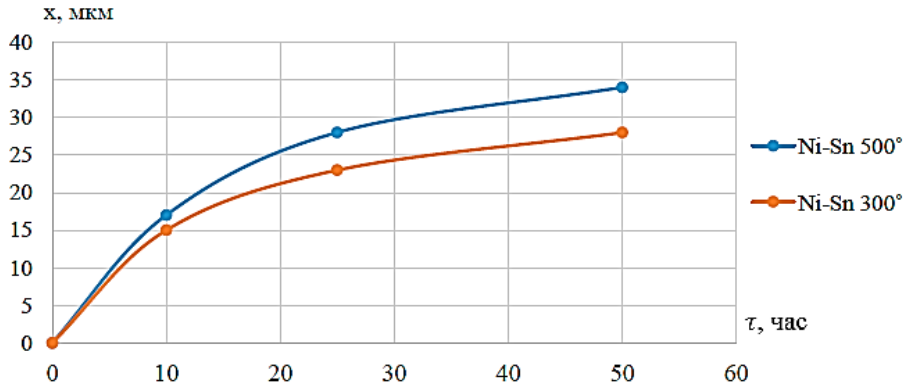
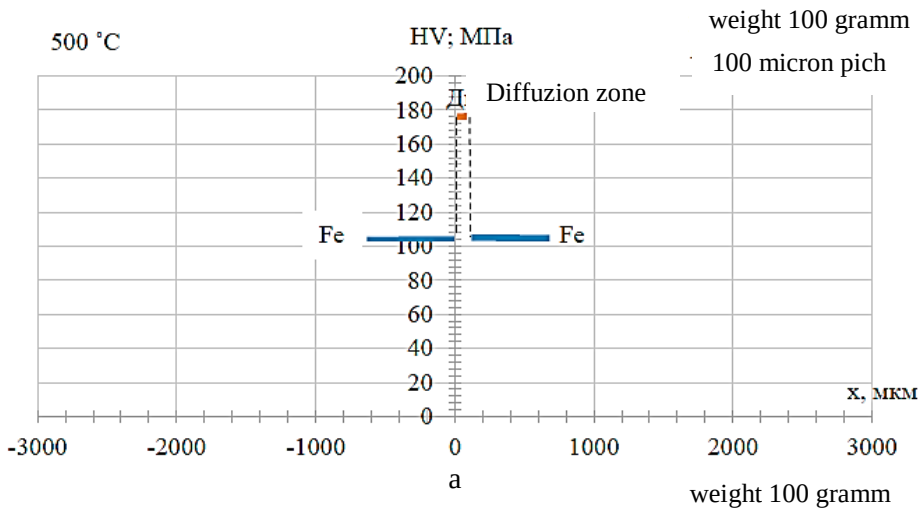
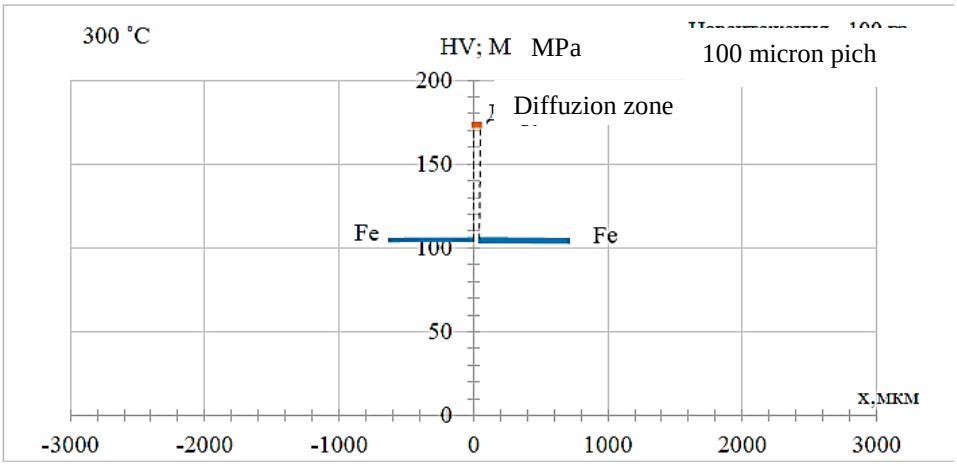


Figure 3 - New phase growth curves at the interface between nickel and liquid tin, t = 500, 300 ˚C

The transition zone structure consists of a basic iron-nickel alloy and an adjacent diffusion layer with a clear boundary. The structure of the diffusion layer did not change as the exposure time increased. Comparing the obtained data, we can state that the growth rate of new phases on iron-nickel alloys at contact with gallium is much higher than with pure nickel and iron. In this case, the micro-hardness of samples of iron-nickel alloys (50H and 36n) changes at the interface with liquid gallium by jumps. For all samples, the microhardness value of the intermetallic phase is higher than that of the original alloy.





b

a - at 500 ˚ C; b - at 300 ˚ C

Figure 4 - Microhardness change at phase interface Fe-Sn

At comparison of curves of concentration of elements with diagrams Fe-Ga, it is possible to assert, that phases FeGa3 and Fe3Ga4 were formed, since these compounds correspond to concentration of elements on the diagram (Ga - 78,4 %; Fe - 21,6 % and Ga – 61 %, Fe – 39 % (by weight)).

Based on the data of elemental analysis (Table 2), throughout the layer of new phases, it can be concluded that the concentration of gallium in the system (Fe-Ni) - Ga on the diffusion layer is stable within Ga – 73 %, Ni – 15 %, Fe – 13 %.

Table 2 - Elemental composition of linear spectra, sample

Spectrum	Fe	Ni	Ga
Line Spectrum(1)	14.13	16.27	69.60
Line Spectrum(2)	12.90	13.29	73.81
Line Spectrum(3)	12.25	14.67	73.08
Line Spectrum(4)	9.80	17.05	73.15
Line Spectrum(5)	12.13	15.20	72.68
Line Spectrum(6)	9.50	20.25	70.25
Line Spectrum(7)	10.58	15.44	73.98
Line Spectrum(8)	13.78	10.67	75.55
Line Spectrum(9)	14.46	10.83	74.70
Line Spectrum(10)	50.49	49.46	0.05
Line Spectrum(11)	48.89	51.11	
Line Spectrum(12)	48.49	51.51	
Line Spectrum(13)	49.93	50.07	

It gives an opportunity to assume that either the phase of triple intermetallic with Ga72Ni15Fe13 composition (by mass) or the mixture of double intermetallic compounds was formed.

Conclusion

1. The kinetics of phase formation at interaction of Fe, Ni and iron of nickel alloys 36n and 50n with liquid gallium and tin was studied. In the course of research it was found that intermetallic

compounds are not always formed by parabolic dependence in coordinates: thickness of diffusion layer and contact time. The reactive diffusion parameters were calculated and it was found that effective reactive diffusion coefficients at gallium contact are higher in Fe-Ga, Ni-Ga systems than in Fe-Sn, Ni-Sn systems.

2. It was found that at interaction of iron-nickel alloys with liquid gallium the rate of formation of new phases can be regulated. Iron-nickel alloys with high nickel content in gallium solder paste can be used both as curing accelerators and as stabilizers (low Ni content). At the same time, the cutting temperature can be guaranteed to reach over 700 °C.

Literature

1. Ершов, Г.С. Диффузия в металлических расплавах / Г.С. Ершов , В.П. Майборода; – Киев: Наукова думка, 1990. - 221 с.
2. Арзамасов Б.Н. Материаловедение: Учебник для высших технических учебных заведений / Б.Н Арзамасов, И.И. Сидорин. Г.Ф. Косолапов. – М.: Машиностроение, 1986. – 384с.
3. Бекман И.Н. Математика диффузии: Учебное пособие / И.Н. Бекман. – Москва : Издательство «Онто Принт», 2016. – 400 с.
4. Герцрикен, С.Д. Диффузия в металлах и сплавах в твердой фазе / С.Д. Герцрикен, И.Я. Дехтяр; Москва: Государственное Издательство физико-математической литературы, 1960. – 536 с.
5. Бугаков, В.З. Диффузия в металлах и сплавах /В.З. Бугаков. – М.: Гостехиздат, 1949. – 206 с.
6. Бокштейн С.З. Диффузия в металлах / С.З. Бокштейн. – М.: Металлургия, 1978. –248с.
7. Лашко, Н.Ф. Контактные металлургические процессы при пайке /Н.Ф. Лашко, С.В. Лашко;– М.:Металлургия, 1977. – 192 с.
8. Драновский, М.Г. Научные проблемы соединения материалов галлиевыми пастами / М.Г. Драновский // Тезисы докладов / Научно-техническое общество машиностроительной промышленности. – Москва, 1972. – С. 3–5.
9. Тихомирова О.И. Теоретические проблемы разработки галлиевых паст / О.И. Тихомирова // Тезисыдокладов / Научно-техническое общество машиностроительной промышленности. – Москва, 1972. – С. 6–10.
10. Казаков, В.С. Разработк агаллиевых паст-припоев для низкотемпературной пайки медных и титановых сплавов с керамикой: дис.канд.техн.наук: 05.03.06 ./Казаков Владимир Сергеевич .– Красноярск, 2007. – 134 с.
11. Скачков, В.М. Влияние твердой компоненты диффузионно – твердеющих припоев на свойства соединительного слоя /В.М. Скачков, С.П. Яценко, Л. А.Пасечник, Н.А.Сабирзянов //Межвузовский сборник научных трудов/ ФГБУН «Институт химии твердого тела УрОРАН».– Екатеринбург, 2015.– № 7.–С. 463 – 470.
12. Взаимодействие композиционных составляющих галлиевых паст-припоев / В.И. Темных, В.С. Казаков, Е.В. Темных, Г.М. Зеер, А.К. Абкарян, П.А. Растовцев // Техника и технологии: журнал сибирского федерального университета / Сибирский Федеральный Университет. – Красноярск, 2012. – Т. 5, № 3. – С. 285–293.
13. Изучение взаимодействия механохимически полученных твердых растворов Cu-Incc жидким галлием и структуры металлических цементов на их основе / Т.Ф. Григорьева, С.А. Ковалева, А.П. Баринова, П.А. Витязь, Н.З. Ляхов // Физика металлов и металловедение / Институт химии твердого тела и механохимии СОРАН. – Новосибирск, 2011. – №1.– С. 47–53.
14. Кинетика фазообразования порошковых композитов системы Fe–Ga при механохимическом сплавлении / П.А. Витязь, С.А. Ковалева, Т.Ю. Киселева, Т.Ф. Григорьева // Металловедение. Металлургия / Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси, Московский государственный университет им. М.В. Ломоносова, Институт химии твердого тела и механохимии СОРАН. – 2012. – №1. – С. 5–11.
15. Хохлова Ю.А. Особенности межзеренного массопереноса галлия в алюминиевом сплаве при твердофазной активации соединяемых поверхностей / Ю.А. Хохлова, В.Е. Федорчук, М.А. Хохлов //Автоматическая сварка / Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины. – Киев, 2011. – Т.6, №4. – С.64–71.

УДК 620.22.001.66

ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ СТАНУ ПОВЕРХНІ НА КОРОЗІЙНУ СТІЙКІСТЬ СЕРЕДНЬОВУГЛЕЦЕВОЇ СТАЛІ[4]

Омельченко В.В., ст. гр. МС-31-17, ст. гр. Орлов М.С., ст. гр. МСм-11-19, ХНАДУ

Анотація. *Проведені дослідження впливу стану поверхні зразків із сталі 40, яку піддавали термічній обробці за різними режимами, на показники корозійної стійкості у морській воді. Дослідження показали, що зменшення висоти нерівностей призводить до зниження корозійних показників, особливо суттєво для сталі із структурою троостит відпуска.*
Ключові слова: *вуглецева сталь, термічна обробка, структура, шорсткість, корозія, корозійні показники.*

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ СОСТОЯНИЯ ПОВЕРХНОСТИ НА КОРРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

Омельченко В.В., ст. гр. МС-31-17, ст. гр. Орлов М.С., ст. гр. МСм-11-19, ХНАДУ

Аннотация. *Проведены исследования влияния состояния поверхности образцов из стали 40, которую подвергали термической обработке по различным режимам, на показатели коррозионной стойкости в морской воде. Исследования показали, что уменьшение высоты неровностей приводит к снижению коррозионных показателей, особенно существенно для стали со структурой троостит отпуска.*
Ключевые слова: *углеродистая сталь, термическая обработка, структура, шероховатость, коррозия, коррозионные показатели.*

STUDY OF THE INFLUENCE OF THE SURFACE STATE ON THE CORROSION RESISTANCE OF MEDIUM-CARBON STEELTHE CORROSION RESISTANCE OF MEDIUM-CARBON STEEL

Omelchenko V.V., st. of gr. MC-31-17, Orlov M.S.,
master of gr. MS-51-19, KhNAHU

Abstract. *The studies carried out on the influence of the surface state of samples of steel 40, which was subjected to heat treatment in various modes, on the corrosion resistance in sea water. Studies have shown that reducing the height of irregularities leads to a decrease in corrosion indicators, especially essential for steel with a troostite tempering structure.*
Key words: *sprayer needle, high speed steel, structure, hardening, tempering, laser treatment, abrasive wear.*

Вступ

Корозією називають руйнування металів внаслідок хімічної або фізичної взаємодії їх з корозійним середовищем [1]. В результаті корозії метал втрачає свої фізико-механічні властивості (міцність, пластичність), внаслідок чого виходить з ладу обладнання, машини, механізми, руйнуються металеві конструкції.

В даний час боротьбу з корозією ведуть відразу в декількох напрямах: намагаються змінити середовище, в якому працює металевий виріб; вплинути на корозійну стійкість самого матеріалу; запобігти контакту між металом і агресивними речовинами зовнішнього середовища. Корозійну стійкість сталей можна підвищити введенням в їх склад спеціальних легуваль-

[4] Робота виконана під керівництвом доцента Лалазарової Н.О.

них елементів, нанесенням захисних покриттів, пасивацією та ін. методами [2]. Ідеальний захист від корозії на 80 % забезпечується правильною підготовкою поверхні і тільки на 20 % якістю використовуваних захисних покриттів і способом їх нанесення.

Морській корозії піддаються: металева оббивка днищ суден, підводні трубопроводи, морська авіація, різні металоконструкції, що знаходяться у воді, металеві конструкції в портах, прокатні валки на блюмінгу, які охолоджуються морською водою, а також деталі морського озброєння (буї, знаки, огородження) та ін.

Аналіз публікацій

Корозія обумовлена протіканням хімічних або електрохімічних реакцій і є наслідком термодинамічної нестійкості металів у вільному стані [3]. Більш поширена електрохімічна корозія. Термодинамічна стабільність будь-якого матеріалу залежить від ряду факторів, які описуються комплексом параметрів якості, що включає геометричні і фізико-механічні параметри стану поверхневого шару, які формуються в процесі виготовлення деталі [4]. Повністю запобігти корозії металів неможливо, тому єдиним шляхом боротьби з нею є пошук способів її уповільнення, наприклад, технологічними методами - формуванням певної якості поверхневого шару термічною (структура) та механічною (шорсткість) обробкою.

При електрохімічній корозії на кородуючій поверхні передбачається стабільна або переміжна локалізація анодних і катодних процесів. Для появи катодно-анодних ділянок необхідна умова нерівномірності запасу енергії на якійсь ділянці поверхні металу. Тоді одна група атомів матиме більший запас енергії, а інша – менший. Це призводить до різної швидкості віддачі електронів навіть однаковими атомами металу на його поверхні. Значить, на одній ділянці буде йти віддача, а на іншій – прийом електронів.

Поділення металу на анодні і катодні ділянки обумовлене електрохімічною неоднорідністю поверхні [5]. Така неоднорідність пов'язана з різницею фізичного стану і структури поверхні.

У зв'язку з цим мета роботи - забезпечення корозійної стійкості виробів машинобудування технологічними методами: формуванням певної якості поверхневого шару термічною та механічною обробкою, що сприяє підвищенню довговічності виробу в цілому.

Методика дослідження

Дослідження проводилися на середньовуглецевій сталі 45, яка має хімічний склад: 0,48 % C; 0,033 % Al; 0,17 % Si; 0,013 % V; 0, 25 % Cr; 0,40 % Mn; 98,33 % Fe; 0,090 % Ni; 0,12 % Cu; 0,20 % Mo; Ti <7 PPM; Nb < 0, 004 %; 0,034 % S; 0,03 % P, що визначали портативним лазерним аналізатором Laser Z200 C+. Дослідження проводилися на зразках у вигляді кілець діаметром 40 мм і шириною 12 мм. Зразки вирізали з однієї заготовки і піддавали термічній обробці в лабораторній печі моделі СНОЛ за режимами: відпал, нормалізація, гартування з низьким, середнім і високим відпуском. Після термічної обробки зразки піддавали чистовому точінню надтвердим інструментальним матеріалом на основі кубічного нітриду бору – гексаніт-Р (композит К10) з подачею S = 0,07 мм/об і S = 0,14 мм/об, максимальною швидкістю різання V = 150 м/хв, глибиною різання t = 0,2 мм. Дослідження шорсткості проводили на вимірювачі шорсткості поверхні TR-200 за параметром Ra.

В якості показника корозії розраховували втрату маси на одиницю площі поверхні Δm, г/м^2 за формулою

$$\Delta m = \frac{m_0 - m_1}{S}$$

де m_0 - маса зразка до випробувань, г;

m_1 - маса зразка після випробувань і видалення продуктів корозії, г;

S - площа поверхні зразка, м^2.

Масу зразків вимірювали на електронних вагах з точністю 0,0001 г.

Зразки надівали на оправку, яка виготовлена із сталі 45, і затискали гайкою. В цьому випадку корозії піддавалася тільки циліндрична поверхня зразків, що дозволило досліджувати вплив якості поверхні на процес корозії (рис. 1).

Рисунок 1 – Схема розташування зразків при проведенні корозійних випробувань

Оправка із зразками повністю занурювалася у воду, воду не перемішували. Через кожні 4 доби (96 годин) проводили взвішування зразків. Корозійні випробування проводили на протязі 16 діб для дослідження швидкості корозії.

Дослідження впливу структури та шорсткості поверхневого шару на корозійний показник вуглецевої сталі у морській воді

Корозійна стійкість деталей машин в певній мірі визначається показниками якості поверхні, яка формується в основному на фінішних операціях обробки. Одним з основних показників якості поверхні, що впливають на корозійну стійкість, є шорсткість.

Класичний спосіб чистової обробки поверхонь деталей машин - шліфування [6]. Однак шліфування супроводжується виділенням великої кількості тепла і високими температурами різання, що може привести до прижогів, які викликають зміну фізико-механічних властивостей поверхневого шару, зокрема за рахунок появи неоднорідності структури і твердості [6], тріщин в результаті дії сумарних залишкових внутрішніх напружень. Це призводить до зниження якості поверхонь деталей і, як наслідок, корозійної стійкості.

Одним з перспективних способів чистової обробки поверхонь деталей є чистове точіння надтвердими матеріалами (НТМ). Цей спосіб простий в реалізації, забезпечує високу якість оброблених поверхонь деталей, має високу продуктивність, успішно конкурує зі шліфуванням, не супроводжується значними структурними змінами поверхневого шару оброблюваних деталей.

Методика проведення експерименту з визначення корозійної стійкості сталевих зразків, оброблених інструментами з НТМ, включала прискорені випробування при повному зануренні в морську воду при температурі 20 °С на 384 години.

Проводили порівняльні корозійні випробування і визначали корозійний показник – втрату маси на одиницю площі поверхні Δm, г/м^2 зразків після різних видів термічної обробки з різною шорсткістю поверхні. Зразки обточували з двома значеннями подачі 0,07 мм/об і 0,14 мм/об, що забезпечувало різну шорсткість поверхні.

За результатами випробувань були побудовані діаграми (рис. 1) – залежність показника втрати маси Δm від якості поверхневого шару (шорсткості) і виду термічної обробки (структури).

Шорсткість поверхні і структура мають сумарний вплив на корозійні показники. Для того, щоб виявити вплив саме структури на корозійний показник, порівняли показники втрати маси після корозійного впливу для зразків із сталі після гартування з низьким, середнім і високим відпуском, які мають практично однакову вихідну шорсткість. Показник втрати маси для структури троостит відпуску має найменше значення (рис. 2).

Це є підтвердженням того, що значний вплив на корозійні показники має структура сталі, точніше ступінь дисперсності карбідів. Із збільшенням дисперсності корозійні властивості сталі покращуються.

Таким чином, найбільш сприятливою з точки зору корозійної стійкості є структура з дрібнодисперсними глобулярними карбідами, що рівномірно розподілені по тілу зерна. Сталь з такою структурою піддається при інших рівних умовах загальній рівномірній корозії. Сталь із структурою мартесит відпуску має меншу корозійну стійкість, ніж сталь із структурою троос-

тит відпуску, що можна пояснити високим ступенем нерівноважності структури мартенсит відпуска.

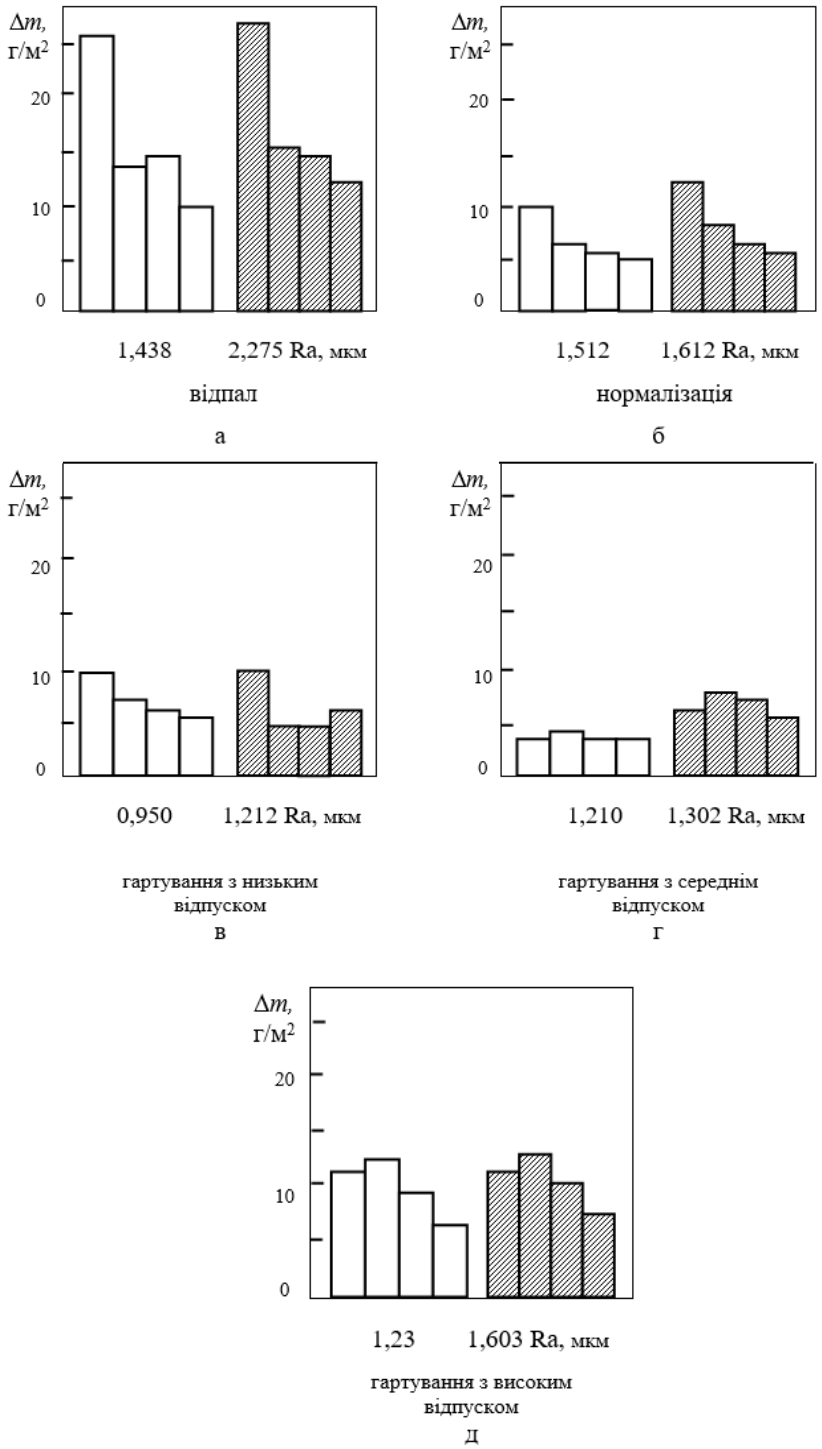


Рисунок 2 – Корозійний показник Δ*m* в залежності від вихідної шорсткості і виду термічної обробки

Таким чином на основі проведених випробувань встановлено, що на корозійні показники – втрату маси при впливі корозійного середовища і швидкість корозії – впливає якість поверхневого шару сталі, яка в даному випадку визначається шорсткістю і структурою. Оптимальною, з точки зору мінімального впливу корозійного середовища, є структура з дрібними сферо-

ідизованими карбідами – тростит відпуску. Зменшення висоти нерівностей в процесі механічної обробки сприяє зменшенню корозійних показників у всіх випадках.

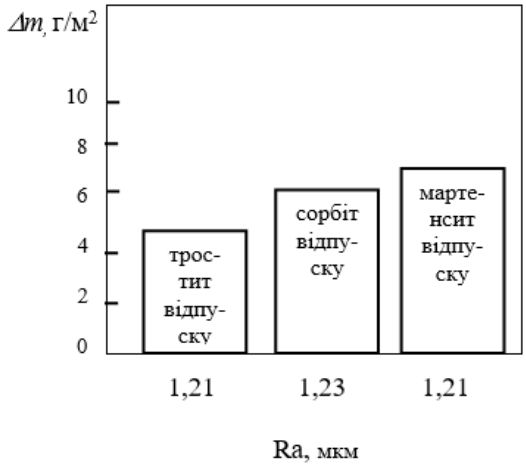


Рисунок 2 – Вплив структури сталі на показник Δm

Отримання якості поверхневого шару сталевих виробів з оптимальними параметрами дозволяє зменшити шкідливий вплив корозійного середовища і тим самим збільшити довговічність виробу в цілому.

Висновки

1. Проведені дослідження показали, що якість поверхневого шару, яка визначається шорсткістю і структурою, впливає на корозійний показник середньовуглецевої сталі.
2. Аналіз проведених досліджень показав, що для всіх сталевих зразків із збільшенням вихідної шорсткості корозійні показники збільшуються в залежності від структури на різну величину, корозійний вплив на поверхнях зразків – не рівномірний.
3. Дослідження показали, що рівень корозійного показника залежить від форми і дисперсності карбідів - найбільш сприятливою з точки зору корозійної стійкості є структура з дрібнодисперсними глобулярними карбідами, що рівномірно розподілені по тілу зерна.
5. Отримано підвищення корозійної стійкості у морській воді зразків з середньовуглецевої сталі формуванням певної якості поверхневого шару термічною (гартування з середнім відпуском) та механічною обробкою (точіння гексанітом-Р з отриманням мінімальної шорсткості), що сприяє підвищенню довговічності виробу в цілому.

Література

1. Мудрук А. С. Гончаренко П. В. Коррозия и вопросы конструирования. К. : Техніка, 1984. 135 с.
2. Маттссон Э. Электрохимическая коррозия / пер. со швед. В. М. Новаковского, Т. Я. Сафоновой / под ред. Я. М. Колотыркина. М.: Металлургия, 1991. 156 с.
3. Авдеенко А. П., Поляков А. Е. Коррозия и защита металлов : краткий курс ле-кций. Краматорск, ДГМА, 2003. 104 с.
4. Иванов А. Ю. Леонов Д. Б. Оценка влияния шероховатости поверхности на коррозионную стойкость изделий машиностроения. *Научно-технический вестник информационных технологий, механики и оптики*. 2013. № 6 (88). С. 143-147.
5. Казанков А. Ю. Влияние структурных особенностей углеродистых и низколегированных сталей на их коррозионную стойкость в водных средах : дис…канд. техн. наук : 05.16.01. Москва, 2016. 145 с.
6. Маталин А. А. Технологические методы повышения долговечности деталей машин. Киев : Техніка, 1971. 144 с.

УДК 621.785

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПЛАЗМЕННОГО ПОКРЫТИЯ НА СТОЙКОСТЬ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ФОРМ[5]

Кортяк А.С., Козинчук С.Я., ст. гр. МС-21-18, ХНАДУ

Аннотация. *Предложены стали, способные заменить сталь 3Х2В8 по термической выносливости. Установлено, что нанесение плазменного покрытия существенно повышает эксплуатационные характеристики сталей-заменителей.*
Ключевые слова: *термическая выносливость, коррозионная стойкость, количество термоциклов, плазменное покрытие.*

ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ПЛАЗМОВОГО ПОКРИТТЯ НА СТІЙКІСТЬ МЕТАЛЕВИХ ФОРМ

Кортяк А.С., Козінчук С.Я., ст. гр. МС-21-18, ХНАДУ

Анотація. *Запропоновані сталі, що можуть замінити сталь 3Х2В8 за термічною витривалістю. Встановлено, що нанесення плазмового покриття суттєво підвищує експлуатаційні характеристики сталей-замінників.*
Ключові слова: *термічна витривалість, корозійна стійкість, кількість термоциклів, плазмове покриття.*

THE INVESTIGATION OF INFLUENCE OF PLASMA`S COATING ON THE STABILITY OF METALICAL FORM

Kortyak A.S., Kozinchuk S.Ya., st. of gr. MS-21-19, KhNAHU

Abstract. *It is proposed the steels, ability to substitute steel 3X2B8 on heat-treating`s durability. It is established, that application of plasma's coating rises essentially operational characteristics of steels-substituters.*
Key words: *hermal endurance, corrosion resistance, the number of thermal cycles, plasma coating.*

Введение

Одним из перспективных способов получения отливок является литье под давлением (ЛПД). Этот метод позволяет получать отливки высокой точности, практически исключает их дальнейшую механическую обработку, обеспечивает высокую производительность труда. Вместе с тем литье под давлением имеет ряд существенных недостатков, главным из которых является низкая стойкость дорогостоящих пресс-форм, особенно при литье медных сплавов. До настоящего времени основные мероприятия по повышению стойкости пресс-форм ЛПД медных сплавов были направлены на изыскание материалов с лучшим сочетанием прочностных и пластических характеристик. Однако область действия этих мероприятий ограничена высокой стоимостью и дефицитностью новых материалов.

При литье под давлением сплавов на медной основе главной причиной выхода из строя формообразующих деталей пресс-форм является термическая усталость их материала, которая заключается в разрушении деталей под действием циклических температурных напряжений, вызванных неравномерным распределением температуры в стенке формы. Основную ответ-

[5] Робота виконана під керівництвом професора Глушкової Д.Б.

ственность за разрушение несет тонкий поверхностный слой: в нем отмечаются максимальные значения напряжений и температуры, он же испытывает на себе агрессивное действие жидкого металла. Поэтому решение задачи повышения стойкости пресс-форм может быть достигнуто за счет воздействия на тонкий поверхностный слой с целью повышения его сопротивления циклическим температурным напряжениям и агрессивной среде. При существующей технологии изготовления пресс-форм все формообразующие детали полностью изготавливаются из одной и той же высоколегированной стали. Поскольку внутренние слои работают в менее жестких условиях, они могут быть изготовлены из менее дорогостоящих сталей, обеспечивающих необходимый комплекс свойств.

Все это определяет актуальность задачи создания поверхностного слоя, который позволяет повысить стойкость пресс-форм и заменить вольфрамсодержащие стали экономнолегированными.

Такой поверхностный слой должен иметь: низкую теплопроводность для увеличения градиента температур, хорошее адгезионное взаимодействие с основным металлом пресс-формы, низкое адгезионное взаимодействие с расплавом, высокую окалиностойкость и коррозионную стойкость.

Экспериментальные и производственные данные по влиянию методов химической, химико-термической обработки, поверхностного легирования на стойкость пресс-форм показывают, что ни один из опробованных методов не дает устойчивых промышленных результатов.

На основании известных из литературных источников свойств плазменных покрытий показана перспективность их применения для повышения срока эксплуатации пресс-форм.

Анализ свойств материалов, которые могут быть применены в качестве покрытий, позволил остановиться на нитриде титана, обладающего:

1) хорошими сопротивляемостью разрушению при значительных колебаниях температур и напряжений, окалиностойкостью и антикоррозийностью;
2) высокими модулем упругости, микротвердостью и теплоустойчивостью;
3) низкими теплопроводностью и адгезионным взаимодействием с медными сплавами во всем диапазоне рабочих температур до 1000° С.

Кроме того, расходуемые материалы (титан и азот) не являются дефицитными и широко используются в промышленности.

Цель и постановка задачи

Целью настоящего исследования было изыскать возможность замены стали 3Х2В8 другими сталями и установить влияние плазменного покрытия на эксплуатационные характеристики предложенных сталей-заменителей.

Материал и методика исследования

Материалом исследования были стали 3Х2В8, 5ХНМ, 4Х5МФС. Испытания на термическую выносливость проводились по методике, имитирующей работу реальных литейных форм.

Покрытия наносили с помощью вакуумно-плазменной установки «Булат» методом конденсации с применением ионной бомбардировки.

Метод включает два основных этапа: 1 – очистка, нагрев и активация поверхности подложки бомбардировкой ионами осаждаемого материала, ускоренными до энергии требуемой величины; 2 – осаждение покрытия при непрерывной ионной бомбардировке конденсата в режиме, обеспечивающем формирование покрытия с необходимыми служебными свойствами.

В процессе ионной очистки бомбардируемыми частицами достигается удаление газов и нагрев поверхности деталей. Бомбардировка поверхности позволяет получать атомно чистую поверхность детали, что повышает скорость поверхностных реакций, происходящих при дальнейшем осаждении покрытия. Имеющий при этом место нагрев способствует усилению диффузионных процессов между покрытием и поверхностью.

Очистка ионной бомбардировкой, нагрев и активация упрочняемой детали обеспечивает высокую адгезию к ней покрытия.

Результаты эксперимента и их обсуждение

Наличие плазменных покрытий на деталях пресс-форм оказывает влияние на уровень и характер распределения температурной нагрузки на рабочих поверхностях под покрытием.

Методом математического анализа получено уравнение, выражающее зависимость температуры формообразующей детали как функцию расстояния от поверхности и от времени. Сравнивая полученные значения температуры в течение одного цикла с приведенными в литературе аналогичными значениями температурной нагрузки деталей без плазменного покрытия, можно отметить, что рабочие слои пресс-форм с покрытием, хотя и подвержены воздействию переменных температур, но максимальная температура снижена на 100-150° С. Изменение температурной нагрузки позволяет понизить требования к материалам пресс-форм литья под давлением медных сплавов. Они могут быть выбраны из сталей, применяемых при литье под давлением алюминиевых и цинковых сплавов, имеющих температуры расплава 600-650° С.

После анализа химического состава применяемых в настоящее время в качестве материалов для пресс-форм литья под давлением полутеплостойких сталей нами были выбраны не содержащие дефицитный вольфрам стали 4Х5МФС и 5ХНМ. Ранее проведенными на кафедре исследованиями доказана целесообразность замены стали 3Х2В8Ф сталью 4Х5МФС для пресс-форм литья под давлением алюминиевых сталей. Содержание хрома в этой стали доведено до 5 % для обеспечения ее глубокой прокаливаемости, что позволяет производить закалку на воздухе. Высокое содержание в стали ванадия позволяет предупредить ее крупнозернистое строение. В ее карбидной фазе значительная доля приходится на карбид $M_{23}C_6$. В литературе указывается, что такая сталь обладает более высокой пластичностью, чем сталь 3Х2В8Ф при одинаковых значениях предела прочности [1].

Сталь 5ХНМ – полутеплостойкая сталь повышенной вязкости и высокой прокаливаемости. Повышенная вязкость достигается легированием никелем, а высокая прокаливаемость – марганцем и хромом. Благодаря присутствию молибдена обе стали мало чувствительные к хрупкости 2-го рода, возникающей после отпуска 500-560 °С.

Закалку выбранных марок стали производили при температурах, обеспечивающих растворение большей части карбидов и получение высоколегированного мартенсита. После закалки стали подвергались высокотемпературному отпуску ($t_{отп}$ = 550° С для стали 4Х5МФС, $t_{отп}$ = 500 °С для стали 5ХНМ) с целью получения высоких значений ударной вязкости и предела выносливости.

Коэффициенты термического расширения выбранных марок сталей ($\alpha_{4Х5МФС} = 10{,}1 \cdot 10^{-6}$ град$^{-6}$, $\alpha_{5ХНМ} = 8{,}9 \cdot 10^{-6}$ град$^{-6}$) близки своему значению коэффициенту термического расширения нитрида титана ($\alpha_{TiN} = 9{,}35 \cdot 10^{-6}$ град$^{-6}$).

С целью получения сравнительных данных по термической выносливости сталей, способных заменить 3Х2В8Ф, проводились испытания термической выносливости на установке, позволяющей испытывать на термическую выносливость материалы с любым источником нагрева, точно воспроизводить тепловой режим работы металлической формы, дает возможность варьировать длительность нагрева и уровень температуры, получить как качественные сравнительные, так и количественные данные по термической усталости материалов. Работает установка в автоматическом режиме. Часть образцов для испытания на термическую выносливость подвергнута сульфоцианированию и низкотемпературному цианированию, которые по данным практики наиболее эффективны в практике литья под давлением.

Первая серия испытаний включила в себя испытания образцов из стали 3Х2В8Ф, 5ХНМ, 5ХНМ с покрытием, 4Х5МФС, 4Х5МФС с покрытием. Испытывали одновременно по 4 образца, в каждую группу испытуемых образцов обязательно входил эталон.

Анализ полученных результатов показал, что после 500 циклов суммарная длина трещин на образцах из стали 5ХНМ с покрытием в 3 раза меньше, чем без покрытия; на образцах из стали 4Х5МФС с покрытием в 3,5-4 раза меньше, чем из той же марки стали без покрытия. После 1500 циклов у образцов из стали 5ХНМ с покрытием суммарная длина трещин в 5 раз меньше, а из стали 4Х5МФС с покрытием – в 4 раза меньше, чем у образцов из той же стали без покрытия.

В то же время суммарная длина трещин у образцов из стали 3Х2В8Ф на протяжении всего периода испытаний в 2,5-3 раза больше, чем у образцов из сталей 5ХНМ и 4Х5МФС с покрытием.

Полученные результаты позволяют сделать вывод, что стали марок 5ХНМ и 4Х5МФС после нанесения на них покрытия нитрида титана могут быть использованы в качестве материалов-заменителей стали 3Х2В8Ф для пресс-форм при литье под давлением медных сплавов.

Следующей серией были испытания образцов, подвергнутых различным видам поверхностной обработки: низкотемпературному цианированию, сульфоцианированию и нанесению плазменных покрытий нитрида титана толщиной от 2 до 7 мкм. Анализ полученных результатов показал, что наибольшую термическую выносливость имеют образцы из обеих марок стали с плазменным покрытием. Суммарная длина трещин у образцов после низкотемпературного цианирования и сульфоцианирования мало отличаются друг от друга и значительно превосходят по величине длину трещин у образцов из стали 3Х2В8Ф.

Для определения влияния толщины покрытия нитрида титана на термическую выносливость сталей 4Х5МФС и 5ХНМ на образцы из этих марок сталей после термообработки и шлифовки наносили покрытия 2, 3, 4, 5, 7 мкм. У образцов с покрытием толщиной 2 мкм эффект повышения термической выносливости выражен слабо, длина трещин разгара после 500 циклов в 3 раза больше, чем у образцов с покрытием толщиной от 3 до 5 мкм. У образцов с покрытием толщиной 7 мкм после 1000 циклов резко увеличивается длина трещин, наблюдается повсеместное скалывание покрытия ввиду плохой адгезии.

Таким образом, на повышении термической выносливости наиболее эффективно сказывается наличие плазменных покрытий нитрида титана толщиной 3-5 мкм.

При проведении испытаний на термическую выносливость одновременно велось наблюдение за изменением твердости испытуемых образцов. Исходная твердость образцов из сталей 3Х2В8Ф, 4Х5МФС, 5ХНМ составляла 42-45 $HRC_э$. После 2000 циклов у образцов из стали 3Х2В8Ф твердость составляет 32-35 $HRC_э$, а у образцов из сталей 4Х5МФС и 5ХНМ с покрытием нитрида титана толщиной 3-5 мкм – 38-40 $HRC_э$, без плазменного покрытия 28-30 $HRC_э$. Это свидетельствует о хорошей теплостойкости сталей с плазменным покрытием, что важно для деталей пресс-форм ЛПД.

Подбирались давление реакционного газа в камере установки, температура разогрева подложки, на которую наносится покрытие и продолжительность осаждения.

Критерием оценки оптимальных параметров нанесения покрытий являлось количество термоциклов, которое выдерживает образец с покрытием до разрушения.

Для определения требуемого давления азота, обеспечивающего получение на рабочих поверхностях деталей пресс-форм покрытий с наилучшими эксплуатационными характеристиками, нитрид титана наносился при различных парциальных давлениях азота – от $3 \cdot 10^{-3}$ до 1 Па (табл. 1).

Таблица 1 – Влияние парциального давления азота на характеристики покрытия

Давление азота, Па	$3 \cdot 10^{-3}$	$3 \cdot 10^{-2}$	$4 \cdot 10^{-1}$	1
Микротвердость, ГПа	22	26	23	18
Цвет покрытия	серый	желтовато-серый	желтый	буро-золотистый
Стойкость деталей с покрытием (цикл) сталь 5ХНМ	3500	5000	9000	11500
Сталь 4Х5МФС	3000	5000	9500	12000

Полученные покрытия отличаются количеством капельной фазы, которая существенно уменьшается с увеличением давления. Следует отметить, что у образцов с покрытием, полученных при давлениях азота $3 \cdot 10^{-3}$, $3 \cdot 10^{-2}$ Па, наблюдается значительное налипание расплава, которое заметно уменьшается с ростом давления и, начиная с 1 Па, практически отсутствует.

Большая твердость приводит к росту хрупкости покрытия, что вызывает быстрое его разрушение под действием знакопеременных напряжений и термических ударов. Наличие значительного количества капельной фазы интенсифицирует процесс разрушения.

На рис.1 представлена зависимость термоциклов деталей с плазменным покрытием от давления азота. Из графика следует, что покрытие нитрида титана, полученное при давлении азота 1 Па, наиболее эффективно защищает рабочие поверхности деталей пресс-форм от разрушения и для двух сталей практически одинаковая зависимость числа термоциклов от давления азота.

Другим важным параметром, оказывающим существенное влияние на стойкость деталей с плазменным покрытием, является температура рабочей поверхности при ионной бомбардировке, которая изменялась от 300 до 700° С. Наибольшую стойкость при эксплуатации имеют детали с плазменным покрытием, нанесенным при температуре подложки 500° С. Этой температуре соответствует и наилучшая адгезия с подложкой (табл. 2).

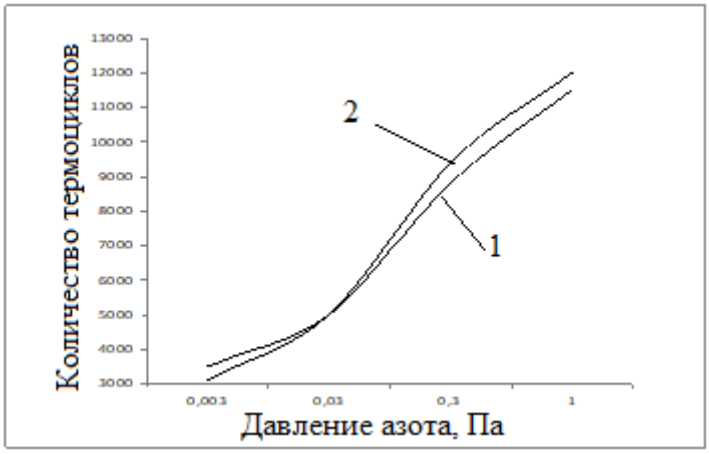


Рисунок 1 – Зависимость между парциальным давлением азота и количеством термоциклов: 1 – сталь 5ХНМ, 2 – сталь 4Х5МФС

Таблица 2 – Влияние температуры ионной бомбардировки на адгезию покрытия с подложкой и стойкость деталей при эксплуатации

Марка стали	Адгезия (в числителе) и стойкость, цикл (в знаменателе) при температуре, ° С						
	без покрытия	200	300	400	500	600	700
4Х5МФС	- / 2000	0,50 / 2500	0,65 / 3500	0,75 / 7500	1 / 12000	0,75 / 7500	0,5 / 5000
5ХНМ	- / 2000	0,50 / 2100	0,60 / 3400	0,70 / 4000	1 / 11000	0,70 / 7000	0,5 / 4000

На рис. 2 представлена зависимость числа термоциклов от температуры ионной бомбардировки. Наглядно видно, что оптимальной температурой является 500° С. Наблюдается одинаковая закономерность для сталей 5ХНМ и 4Х5МФС.

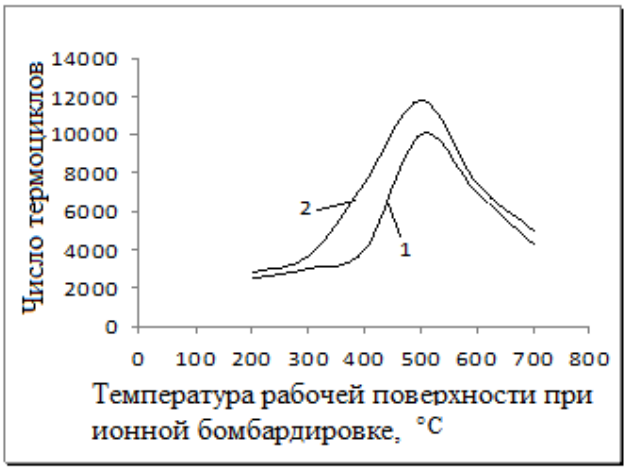


Рисунок 2 – Зависимость числа термоциклов от температуры рабочей поверхности при ионной бомбардировке: 1 - сталь 5ХНМ, 2 - сталь 4Х5МФС

При более низких температурах наблюдается тенденция полного отслаивания покрытия, при этом стойкость деталей пресс-форм увеличивается незначительно. При температурах выше температуры отпуска наблюдается разупрочнение материала пресс-форм, что приводит к снижению стойкости.

Выводы

1. Стали марок 5ХНМ и 4Х5МФС после нанесения плазменного покрытия могут быть использованы в качестве материалов-заменителей стали 3Х2В8 для пресс-форм при литье под давлением медных сплавов.
2. На повышение термической выносливости наиболее эффективное влияние оказывает наличие плазменных покрытий нитрида титана толщиной 3…5 мкм.
3. Наибольшая стойкость при эксплуатации деталей достигается с плазменным покрытием, нанесенным при температуре подложки 500 °С. Этой температуре соответствует и наилучшая адгезия с подложкой.

Литература

1. Хасун А. Наплавка и напыление / А. Хасун. – М.: Машиностроение, 1996. – 237 с.
2. Определение оптимальных значений твердости, шероховатости поверхности материала, толщины наносимого покрытия для деталей объемного гидропривода / И. Л. Розницын, Д.Б. Глушкова, В.П. Тарабанова, А.П. Любченко // Вестник ХНАДУ. – 2009. - № 46. - С.64-65.
3. Защитные покрытия на металлах // Сб. ст. – Киев.: Наукова думка. – 2002. – 210 с.

УДК 621.791.037

ПОЛІПШЕННЯ ЯКОСТІ ПОВЕРХНЕВОГО ШАРУ ПРИ ПОВІТРЯНО-ДУГОВОМУ РІЗАННІ СТАЛЕЙ[6]

Покуль В.О., ст. гр. МС-51-19, ХНАДУ

Анотація. *Досліджено вплив технології повітряно - дугового різання вуглецевих і легованих сталей на структурні зміни в поверхневому слое. Вирішено питання поліпшення якості металу поверхні різу*
Ключові слова: *різання, сталь, зміцнення, поверхня, мікротвердість, структри, мартенсит.*

УЛУЧШЕНИЕ КАЧЕСТВА ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ПРИ ВОЗДУШНО-ДУГОВОЙ РЕЗКЕ СТАЛЕЙ

Покуль В.О., ст. гр. МС-51-19, ХНАДУ

Аннотация. *Исследовано влияние технологии воздушно – дуговой резки углеродистых и легированных сталей на структурные изменения в поверхностном слое. Решен вопрос улучшения качества металла поверхности реза*
Ключевые слова: *резка, сталь, упрочнение, поверхность, микротвёрдость, структра, мартенсит.*

IMPROVING THE QUALITY OF THE SURFACE LAYER IN THE AIR-ARC CUTTING OF STEELS

Pokul V.O., master of gr. MS-51-19, KhNAHU

Annotation. *The influence of air-arc cutting technology of carbon and alloy steels on structural changes in the surface layer is investigated. The issue of improving the quality of the cutting surface is resolved.*
Keywords: *cutting, steel, hardening, surface, microhardness, structure, martensite.*

Вступ

Різання металу було і залишається одним з основних технологічних процесів, який щпроко застосовувується при виготовленні металевих виробів. Воно здійснюється з використанням самих різних методів і ріжучих інструментів. Широке поширення в промисловості отримав спосіб повітряно-дугового різання, який об'єднує в собі два процеси - розплавлення металу теплом електричної дуги і видування рідкого металу струменем стисненого повітря [1,2]. Повітряно-дугове різання широко використовують для різання вуглецевих, легованих і високолегованих сталей, чавуну, кольорових металів, підготовки канавок під зварювання, виливків, дефектних ділянок зливків, лиття та і зварювання, зрізу заклепок, пробивання отворів при виконанні ремонтних і будівельних робіт.Цей спосіб можна використовувати для розділового та поверхневого різання листового і профільного прокату товщиною до 20 - 25 мм.

Повітряно-дугове різання має певні переваги: висока продуктивність, економічність, можливість різання металів різного хімічного складу, простота і дешевизна методу. При правильному веденні процесу розплавлений метал повністю видаляється і поверхня основного металу, внаслідок короткочасності впливу нагріву, не змінює свого складу і відрізняється гарною якістю. Однак часто спостерігається істотне підвищення твердості в

[6] Робота виконана під керівництвом професора Дощечкіної І.В.

районі крайок різу і наявність тріщин і таке явище істотно залежить від правильного вибору параметрів процесу різання.

Аналіз публікацій

Для повітряно - дугового різання використовують вугільні або графітові електроди. У літературі є відомості про зміну хімічного складу поверхневого шару при різанні вугільним електродом, але вони досить суперечливі. Так автори [3] відзначають збільшення вмісту вуглецю в кромці різу всього на 0,06 - 0,08%. Згідно роботі [4] можливо його підвищення до 0,7%. Є також відомості про відсутність навуглецьовування поверхні різу [5] Висновок про підвищення вуглецю в поверхневму шарі автори роблять лише на підставі даних про значне підвищення твердості. Навуглецьовування кромок різу ускладнює подальшу механічну обробку виробу. У зв'язку з цим на практиці при застосуванні повітряно- дугового різання часто висувається безпідставна вимога видалення з поверхні різу шару металу товщиною до 2 - 3 мм, що істотно знижує ефективність і доцільність застосування цього методу.

Мета і постановка задачі

Мета даної роботи - вивчити вплив параметрів повітряно - дугового різання на структурні зміни і можливість навуглецьовування кромок різу.

Завдання дослідження –дослідити структурні зміни і виявити причини підвищення твердості в районі різу, дати рекомендації щодо їх усунення.

Методика досліджень

Оброблялися пластини зы сталей 40, 40Х, 32Х06Л і ЗОХ2Н2М розміром 200 х 200 х 20 мм. Різка здійснювалася вручну графітовим електродом перетином 10 х 10 мм. Режим різання: ток 500 - 600 А, полярність - зворотна, тиск повітря в мережі 0,4 - 0,6 МПа. Виплавку канавок виробляли в нижньому положенні при двох кутах нахилу електроду до оброблюваної поверхні - 30 і 60 °. Дослідженню пыдлягали вирізані з пластин темплети розміром 60 х 30 х 15 мм. На одній частині темплетов виплавку канавок при обох кутах нахилу електроду здійснювали в один прохід (з'єм металу 3 4 мм), а на іншій частині - в два проходи (з'єм металу 6 - 8 мм). Мікротвердість вимірювали на приладі ПМТ-3 пірамідою Віккерса при навантаженні 0,490 Н тривалістю 5 с. Вимірювання проводили в поперечному перерізі темплету з шорсткістю поверхні 30 мкм.

Результати досліджень

Рисунок 1 ілюструє дані мікротвердості у крайок різу і в зоні термічного впливу в залежності від параметрів повітряно-дугового різання.

Як видно, характер зміни мікротвердості у всіх досліджуваних сталей однаковий. Максимальна твердість реєструється по крайках різу і зберігається приблизно однаковою на відстані 0,02 мм від крайок. У міру віддалення від поверхні різу мікротвердість знижується і на глибині 1,0 - 1,2 мм досягає тих же значень, що і в основному металі.

У всіх досліджуваних марок сталей найбільш високі показники мікротвердості в зоні термічного впливу відзначаються після різання в один прохід при куті нахилу електрода 60 ° (рис.1, криві 3), а найнижчі значення мікротвердості - після різання в два проходи з кутом нахилу електроду 30 ° (криві 2).

Для пояснення впливу різних умов різання на зазначені зміни мікротвердості був проведений мікроструктурний аналіз. Результати досліджень показали, що при різанні сталей 40, 40Х, 32Х06Л і ЗОХ2Н2М в один прохід з кутом нахилу електроду 60 ° у крайок різу формується мікроструктура мартенситу з мікротвердістю H_{50} 520 - 550 (рис.1 криві 3). У сталей 32Х06Л і ЗОХ2Н2М по крайках різу є тріщини глибиною до 1 мм.

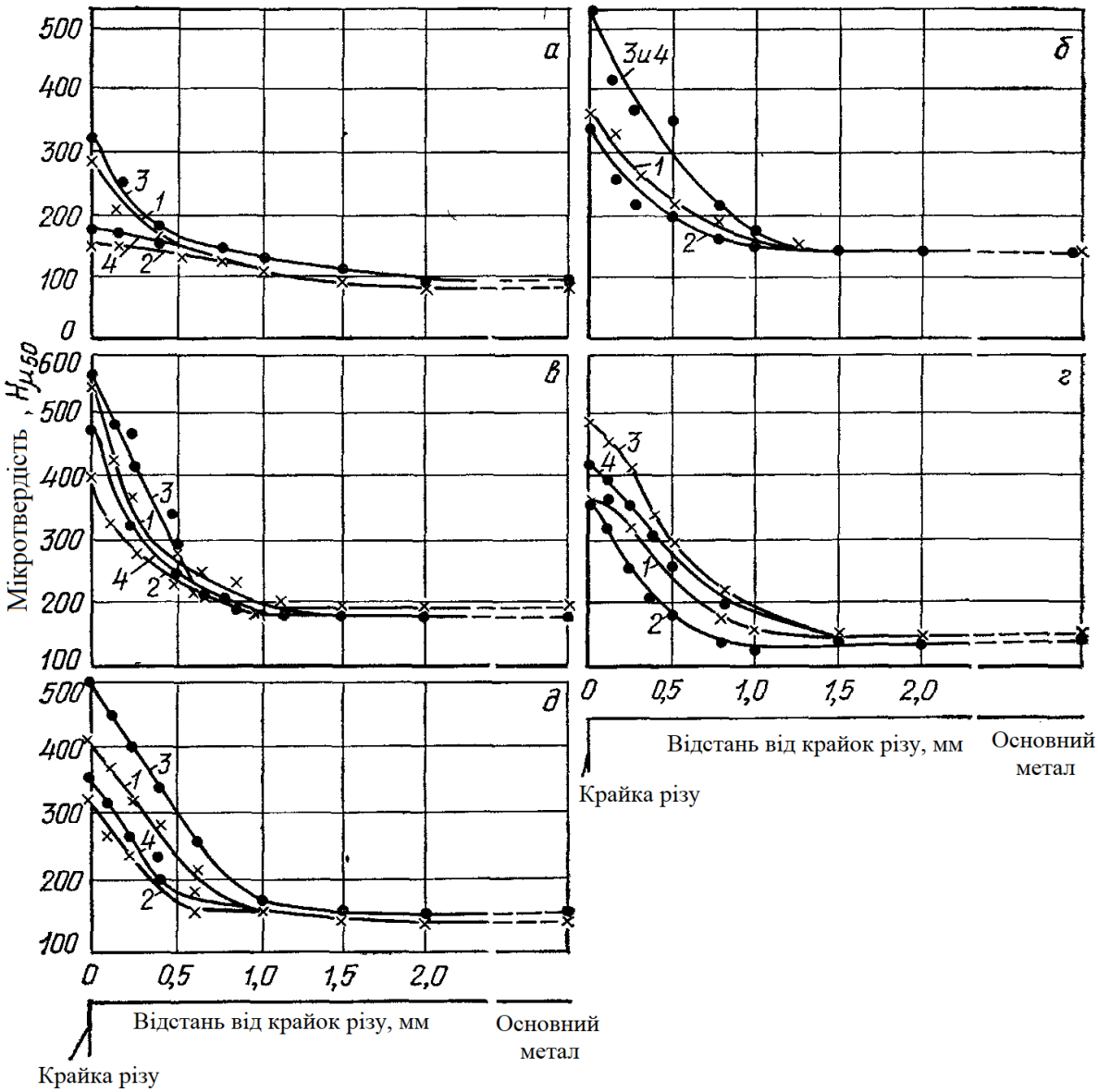


Рисунок 1 - Зміна мікротвердості в районі різу сталей СтЗ (а), 40 (б), 40Х (в), 32Х06Л (г), ЗОХ2Н2М (д): 1 - різка в один прохід з кутом нахилу електрода 30 °; 2 - два проходи, 30 °; 3 - один прохід, 60 °; 40 - два проходи, 60 °

У сталі СтЗ такий режим різання забезпечує на поверхні мікроструктуру сорбітизованного перліту та фериту (позиція а, крива 3 на малюнку). При різанні в два проходи з кутом нахилу електрода 60 ° під час другого різу має місце часткове відпалювання структур, що сформувалися після першого проходу, в результаті чого мікротвердість знижується У разі ж різання в два проходи, але з кутом нахилу електрода 30 ° відбувається неповне гартування внаслідок недостатнього теплового впливу на метал, і тому у крайок різу відзначається і більш низька мікротвердість (криві 2 на рисунку 1). На глибині понад 1,5 мм від кромок різу метал не зазнає структурних змін, і всі сталі, мають структуру, характерну для нормалізованого або відпаленого стану.

З метою з'ясування можливого навуглецевування поверхні при повітряно-дугового різання були проведені спеціальні експерименти. Частина темплетов сталей з високою поверхневою мікротвердістю після різання була піддана відпалу при температурі 600 ° С протягом 1 год, а інша частина - високому відпуску при тій же температурі протягом того ж часу. Відпал за

вказаним режимом привів до вирівнювання твердості по всьому перетину темплетов. Так, у сталі СТ3 після різання в один прохід з кутом нахилу 60 град і наступного відпалу мікроструктура на поверхні і в серцевині темплету ферритно-перлитна і мікротвердість від кромки різу до основного металу однакова і дорівнює $H\mu_{50}$ 148 - 160. У поверхневому шарі збільшення перлітной складової в мікроструктурі не виявлено. Аналогічна картина спостерігається і для сталей 40 і 40 Х. Після різання і відпалу мікротвердість по всьому перетину темплетів знаходиться в межах H_{50} = 182 - 210, а мікроструктура являє собою ферит і перліт.

Після різання досліджуваних сталей в один прохід з кутом нахилу електрода 60 ° і подальшого високого відпустки при 600 ° С мікротвердість у крайок різу і в зоні термічного впливу помітно знизилася. Так, у сталей 40 і 40 Х безпосередньо після різу твердість поверхні була H_{50} = 560 і H_{50} = 500, а після відпуску стала відповідно H_{50} = 310 і H_{50} = 270. Отримані після відпуску структури свідчать про розпад мартенситу.

Таким чином, результати проведених експериментів свідчать про відсутність помітного навуглецьовування крайок при повітряно-дугового різання, що негативно позначається на якості поверхні металу. Значне підвищення твердості у крайок обумовлено аустенитно - мартенситним перетворенням, що протікає при певних параметрах різання. Щоб уникнути надмірного зміцнення поверхневих шарів, обумовленого формуванням мартенситних структур, повітряно-дугове поверхневе різання слід здійснювати з кутом нахилу електроду 30 – 40°. Такий режим різання забезпечує менший тепловий вплив на метал і приводить до формування менш твердих структур на поверхні різу.

. Встановлено, що глбина зон термічного впливу для всіх досліджуваних марок сталей істотно залежить від параметрів процесу. Зі збільшенням кута нахилу електрода при різанні в один і два проходи зростає глибина зони термічного впливу. Це можна пояснити тим, що при більшому куті нахилу електрода кілька зменшується швидкість різання і метал встигає прогрітися на велику глибину, що супроводжується відповідними структурними перетвореннями. Зі збільшенням числа проходів глибина зони термічного впливу у всіх досліджуваних сталей також стає більшою, так як при повторному різанні збільшується тепловий вплив на метал.

Висновок

Результати проведених експериментів свідчать, що значне підвищення твердості крайок при поверхневому повітряно-дуговому різанні обумовлено аустенитно-мартенситним перетворенням (гартуванням), а не навуглецьовуванням поверхні.

Щоб уникнути надмірного зміцнення поверхневих шарів, обумовленого утворенням мартенситних структур, різання сталей доцільно проводити з кутом нахилу електрода 30 - 40 °. Це забезпечує меншу теплову дію на метал і, як наслідок, формування менш твердих структур на поверхні різу. По можливості різання необхідно виконувати в кілька проходів, що також дозволить зменшити зміцнення.

Література

1. Шапиро И.С. Некоторые вопросы воздушно-дуговой резки металлов / И.С. Шапиро // Труды ВНИИавтоген. - М.: Машгиз. – Вып. XI. – 1964. – С. 32 – 39.

2.Дуговая резка металлов Формат файла: MS Word 190,79 Кб Опубликовано: 2016-01-25. https://www.bibliofond.ru/view.aspx?id=868620

3. Васильев К.В. Газоэлектрическая резка металлов / К.В. Васильев. – М.: Машгиз, 1968. – 132 с.

4. Гофман Ю.М. О допустимости воздушно – дуговой строжки для выплавки трещин на сталях / Ю.М Гофман, М.П. Таскаев // Сварочное производство. – 1992. – № 4. – С. 11 – 17.

5. Казаков С.И. Сварка плавлением и термическая резка металлов: учебное пособие / С.И. Казаков. - Курган: Изд-во Курганского гос. ун-та, 2014. - 365 с.

УДК 621.791

ПІДВИЩЕННЯ ЗНОСОСТІЙКОСТІ Й ВІДНОВЛЕННЯ ЗНОШЕНИХ ПОВЕРХОНЬ ДЕТАЛЕЙ ВУЗЛІВ ТЕРТЯ МАШИН МЕТОДАМИ ЕІЛ[7]

Плужніков Д.О., ст. гр. МС-32т1-17, ХНАДУ

Анотація. *На основі проведених досліджень встановлено, що товщина формованого покриття залежить від хімічного складу матеріалу легуючого електрода й енергетичних режимів ЕІЛ: найбільша товщина покриття утворюється при обробці електродом ІМХ2, що дозволяє рекомендувати ЕІЛ електродам ІМХ2 для підвищення зносостійкості й відновлення зношених поверхонь деталей вузлів тертя машин; експериментальні залежності мікротвердості покриттів в залежності від напруги й розрядної ємності конденсаторів мають екстремальний характер з максимумами при напрузі U=120-140 В та розрядної ємності С=120 мкФ.*
Ключові слова: *сталь, порошковий дріт, легований флюс, структура.*

ПОВЫШЕНИЯ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ И ВОССТАНОВЛЕНИЯ ИЗНОШЕННЫХ ПОВЕРХНОСТЕЙ ДЕТАЛЕЙ УЗЛОВ ТРЕНИЯ МАШИН МЕТОДАМИ ЭИЛ

Плужников Д.А., ст. гр. МС-32т1-17, ХНАДУ

Аннотация. *На основе проведенных исследований установлено, что толщина формируемого покрытия зависит от химического состава материала легирующего электрода и энергетических режимов ЭИЛ: наибольшая толщина покрытия образуется при обработке электродом ИМХ2, что позволяет рекомендовать ЭИЛ электродам ИМХ2 для повышения износостойкости и восстановления изношенных поверхностей деталей узлов трения машин; экспериментальные зависимости микротвердости покрытий в зависимости от напряжения и разрядной емкости конденсаторов имеют экстремальный характер с максимумами при напряжении U = 120-140 В и разрядной емкости С = 120 мкФ.*
Ключевые слова: *сталь, порошковая проволока, легированный флюс, структура.*

INCREASE OF WEAR RESISTANCE AND RESTORATION OF WORN SURFACES OF DETAILS OF KNOTS OF FRICTION OF MACHINES BY METHODS EYL

Pluzhnykov D.O, st. of gr. MS-32t1-17, HNAHU

Abstract. *On the basis of the carried out researches it is established that the thickness of formed covering depends on chemical composition of a material of an alloying electrode and power modes of EIL: the greatest thickness of a covering is formed at processing by an electrode IMX2 that allows to recommend EIL to electrodes IMX2 for increase of wear resistance and restoration of worn out surfaces of details of knots of a friction of cars; experimental dependences of microhardness of coverings depending on pressure and discharge capacitance of capacitors have extreme character with a maximum at voltage U = 120-140 V and discharge capacitance C = 120 μF.*
Key words: *steel, cored wire, alloyed flux, structure.*

Вступ

Розвиток сучасного машинобудування пов'язане із застосуванням нових прогресивних технологічних процесів, що дозволяють підвищити ресурс і надійність, забезпечити працездат-

[7] Робота виконана під керівництвом доцента Багрова В.А.

ність деталей і інструментів у жорстких умовах експлуатації, дії динамічних і статичних контактних, силових і теплових навантажень. Своєю чергою, надійність і ресурс сучасної техніки значною мірою залежать від працездатності й терміну служби вузлів тертя (трибосистем), обумовлених експлуатаційними властивостями матеріалів з яких вони виготовлені й, головним чином, їх зносостійкістю. У зв'язку із цим методи поверхневого зміцнення матеріалів трибосистем здобувають усе більшу актуальність і вагомість.

Перспективними методами поверхневого зміцнення й модифікування є методи, засновані на обробці матеріалів концентрованими потоками енергії й речовини (КПЕ). Про унікальний вплив зазначеного впливу на формування структури, мікроструктури, властивостей поверхні, а також згодом на процеси тертя й зношування металів вказується в роботах К.К. Намитокова, Г.В. Самсонова, А.В. Білого, Н.Н. Рикаліна, А.А. Углова, Ю.А. Биковского, Г.І. Бровера, Ю.К. Машкова, Б.Т. Грязнова і ін.

У промисловості залежно від умов експлуатації виробів застосовуються різні методи поверхневого зміцнення сталей і сплавів, такі як поверхневе пластичне деформування, хіміко-термічна обробка, формування зносостійких покриттів (мікродугове оксидування, напилювання й ін.), високоенергетичні методи (лазерна, іонно-променева обробка й ін.) і різні їхні комбінації. Найбільш перспективними є методи поверхневого модифікування деталей трибосистем із застосуванням висококонцентрованих потоків енергії, до яких ставиться електроімпульсна обробка (ЕІЛ), що дозволяє одержувати покриття з високими фізико-механічними й триботехнічними властивостями.

Робота присвячена дослідженню впливу електроімпульсної обробки конструкційної сталі на структуру, елементний і фазовий склад, механічні й триботехнічні властивості модифікованого поверхневого шару, а також розробці й оптимізації технологічних режимів ЕІЛ, що забезпечують підвищену зносостійкість оброблюваних деталей.

Аналіз публікацій та мета досліджень

Усі відомі на сьогоднішній день методи зміцнення поверхонь можна розбити на п'ять основних груп залежно від технологічного приймання зміни поверхневих або об'ємних властивостей матеріалу: 1) утвір тонких плівок на поверхні; 2) високоенергетичні методи, пов'язані зі зміною хімічного складу й структури поверхневого шару; 3) механічний вплив на поверхню; 4) об'ємна й поверхнева зміна структури й властивостей термообробкою; 5) комбіновані методи.

Мета роботи: Встановлення закономірностей формування зносостійких покриттів на сталі методом електроімпульсної обробки, що забезпечують підвищення зносостійкості сталевих деталей вузлів тертя машин.

Методи і матеріали дослідження

У якості об'єкта експериментальних досліджень використовували конструкційну леговану сталь 15ХГН2ТА, яка широко застосовується для виготовлення шестерень, осей, втулок, валів коробок передач автомобілів, багатоцільових гусеничних і колісних машин і інших видів техніки [23].

Таблиця 1 – Хімічний склад сталі 15ХГН2ТА

C	Si	Mn	Ni	S	P	Cr	Ti	Fe
0,13-0,18	0,17-0,37	0,7-1,0	1,4-1,8	до 0,025	до 0,025	0,7-1,0	0,03-0,09	до 96,0

Обробка зразків здійснювалася на установках для електроімпульсної обробки моделі ИМЕИ-02-2-IMES на технологічних режимах, що забезпечують: анодно-катодна напруга U = 40-160 В; розрядна ємність конденсаторів С = 34-240 мкФ.

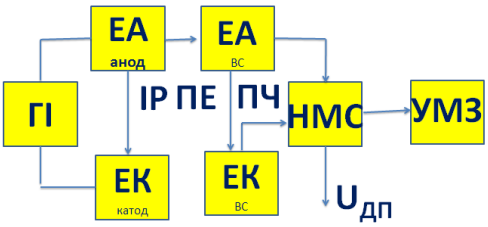
Поверхні сталевих зразків обробляли різними легувальними електродами (ЛЕ): стандартним електродом марки Т15К6 (TiC -15 %, Co – 6 %, WC - 79 %); електродом ИМХ21 (WC –

Co – 50 %, Ni – Cr – B – Si – 50 %); електродом Ш2 (TiC – 60 %, Ni – Cr – Al – 40 %, шеєлітовий концентрат CaWO4).

Методика дослідження включала вивчення впливу матеріалу легувального електрода й технологічних режимів обробки на мікротвердість і товщину покриттів, формованих при електроімпульсній обробці. Мікротвердість формованих поверхневих шарів визначалася за допомогою мікротвердоміра ПМТ-3М при навантаженні на індентор 0,49 Н. Товщина покриттів визначалася на горизонтальному оптиметрі ИКГ-3 відносним методом виміру. Дослідження структури й фазового складу модифікованого поверхневого шару сталі 15ХГН2ТА після електроімпульсної обробки проводилося методом рентгенофазового аналізу вихідних і модифікованих зразків на дифрактометрі D8 ADVANCE (Bruker) у Си-Ка випромінюванні в області кутів 5 120 (20). Для дослідження елементного складу вихідної поверхні сталі 15ХГН2ТА й поверхневих шарів, модифікованих ЕІЛ різними електродами, а також покриттів, сформованих електродом ИМХ2 на різних режимах після триботехнічних випробувань використовували растровий електронний мікроскоп Jeol JCM-5700 і рентгенівський енергодисперсійний спектрометр ЕІЛ. Дослідження характеристик триботехнічних властивостей робили на спеціальній установці, створеної на базі настільного свердлильного верстата за схемою тертя «палець-диск» при контактному тиску Р=2,66 МПа й швидкості ковзання V=1,20 м/с. У якості контрзразків були використані циліндричні пальці з композиційного матеріалу на основі ПТФЕ.

Результати досліджень

Процес утворення концентрованого потоку електронів при електричному розряді і його взаємодії зі сталевою основою можна представити у вигляді структурної схеми термодинамічних процесів у системі «легуючий електрод (анод) - оброблювана деталь (катод)» (рис. 1).



ГІ - генератор імпульсів; ЕА - анод у вихідному стані; ЕК - катод у вихідному стані; ІР - іскровий розряд; ПЕ - потік електронів; ПЧ - потік часток; ЕАВС - анод у збудженому стані; ЕКВС - катод у збудженому стані; НМС - нестійка модифікована структура; УМЗ - стійка модифікована структура

Рисунок 1 - Структурна схема термодинамічних процесів при ЕІО

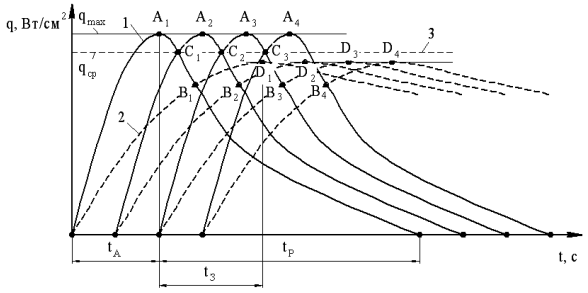
При зближенні легуючого електрода з поверхнею оброблюваної деталі напруженість електричного поля зростає, між ними виникає іскровий електричний розряд (ІР). Потік електронів (ПЕ) спрямовується до поверхні катода (ЕК). Кінетична енергія загальмованих електронів акумулюється в поверхневих шарах анода, переводячи його в збуджений стан ($ЕА_{ВС}$). Щільність потоку зростає, перевершуючи критичне значення, при якому метал анода плавиться, з нього виділяється потік дрібних часток (ПЧ), що направляється до поверхні катода. Частки нагріваються, закипають, «вибухають», і, досягаючи поверхні катода, утворюють сильні адгезійні зв'язки й частково дифундують на незначну глибину, модифікуючи тонкий поверхневий шар. Слідом за частками рухається анод і через частки, пов'язані з поверхнею катода, проходить другий імпульс струму, що супроводжується механічним ударом прискореної маси анода. При механічному контакті електродів у зоні взаємодії проходять дифузійні процеси переносу мікрочастинок на катод, хімічні реакції між частками електрода-анода й структурними елементами матеріалу катода й формування нестійкої модифікованої структури (НМЗ). У такому режимі роботи системи «анод - катод» на поверхні катода внаслідок дисипативних процесів формується тонкий шар покриття стійкої модифікованої структури (УМЗ).

Розвиток активаційних і дисипативних енергетичних процесів при ЕІЛ можна представити у вигляді схеми формування енергетичних потоків з використанням тимчасових залежно-

стей щільності потужності іскрового розряду активаційного процесу (рис. 2, крива 1) і теплового дисипативного процесу (рис. 2, крива 2). Щільність потужності одиничного іскрового розряду досягає максимального значення до кінця періоду активації в крапці A_1 за час 1_A. Потім вона знижується до нуля за час $1;_P$ внаслідок розсіювання енергії.

Теплові процеси відбуваються повільніше, тому максимальна щільність потужності теплового дисипативного потоку досягається в точці $Б_1$ з деяким запізнюванням на час $1;_З$. У точці B_1 щільність потужності теплового дисипативного потоку стає рівною щільності потужності іскрового розряду, тобто досягається баланс між потоком електричної енергії, що й приділяється потоком теплової енергії.

Розглянутий процес характеризує розвиток енергетичних процесів одиничного електричного розряду. У реальному процесі ЕІЛ імпульси електричних розрядів випливають один за іншим з інтервалом 0,5 (10^{-6} – 10^{-5}) сек. (рис. 2), а тривалість одиничного іскрового впливу становить 10^{-4} – 10^{-3} сек, але тривалість існування активної фази не перевищує 10^{-6} – 10^{-5} сек. При цьому, у точці A_1 питома потужність починає зменшуватися.



1 - залежність щільності потужності активаційного процесу; 2 - залежність щільності потужності дисипативного (теплового) процесу; 3 - щільність потужності при стаціонарному процесі
Рисунок 2 - Схема формування енергетичних активаційних і дисипативних потоків при ЕІЛ

У точці C_1 питома потужність електричної енергії знову починає підвищуватися, взаємодіючи з потоком наступного імпульсу й у крапці A_2 досягає максимального рівня. Потім потужність знижується до крапки C_2 і далі триває циклічне коливання питомої потужності електричного потоку.

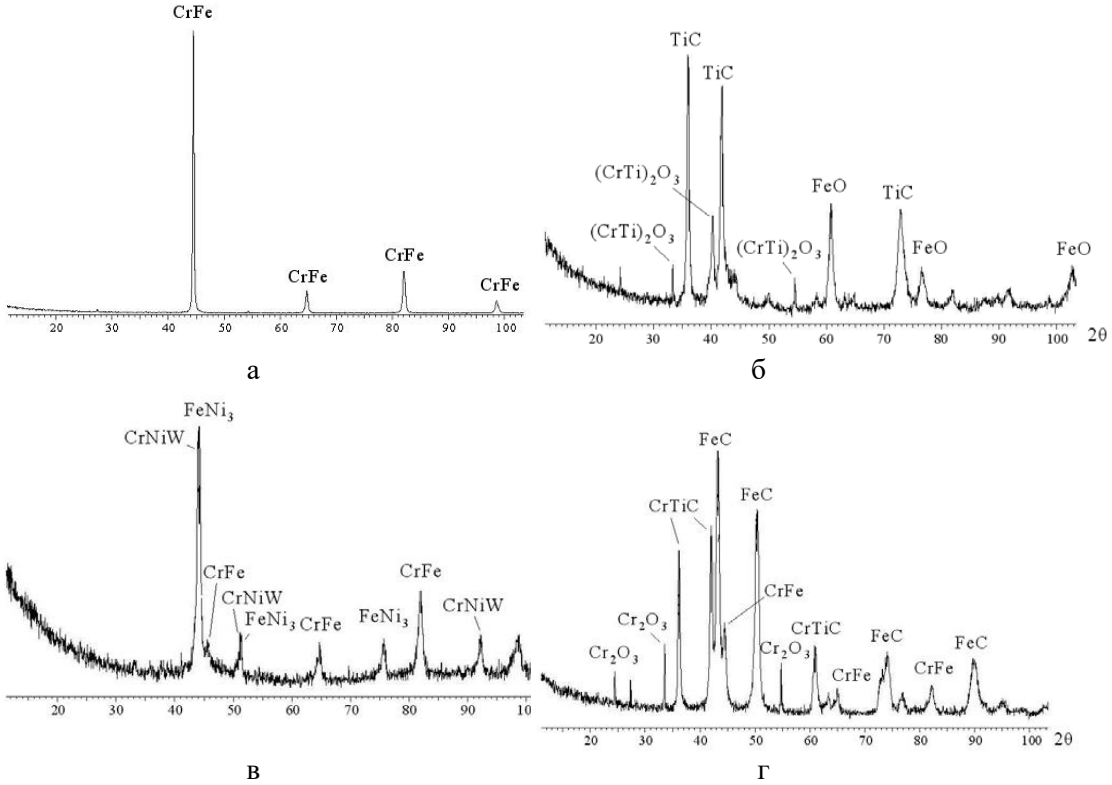
Таким чином, у системі встановлюються й одночасно стійко функціонують два енергетичні потоки: 1 - активаційний потік електричної енергії, 2 - дисипативний потік теплової енергії. Одночасне функціонування двох енергетичних потоків приводить систему до стаціонарного термодинамічного стану й забезпечує формування стійкого покриття на поверхні катода.

З рентгенограм вихідних поверхонь зразків (рис. 3, а) видно, що сталь 15ХГН2ТА містить чотири інтенсивні піки, які ставляться до твердого розчину типу CrFe.

На рис. 3, б-г наведені рентгенограми поверхонь зразків, модифікованих ЕІЛ різними електродами. Розшифрування рентгенограм покриттів показало, що електроіскрова обробка стандартним електродом Т15К6 приводить до утвору в поверхневому шарі карбіду титану (TiC), а також фаз: $(CrTi)_2O_3$ і FeO в незначній кількості (рис. 3, б). При цьому піків від вихідного матеріалу практично не спостерігається, що говорить про відсутність перемішування матеріалу легуючого електрода й основи. Поверхневий шар, сформований при ЕІЛ електродом Ш2, містить фази: CrFe, FeC, CrTiC та Cr_2O_3 (рис. 3, г).

Обробка рентгенограм показала також, що в поверхневому шарі, модифікованому електродом ИМХ2 спостерігаються інтенсивні піки, відповідні складним інтерметалідам: $FeNi_3$, CrNiW (рис. 3, в), а також піки від положки (CrFe). У результаті електроіскрової обробки легуючим електродом ИМХ2 на поверхні зразків утворюється шар, що представляє собою суміш і. Утвір інтерметалідів за участю заліза, хрому й нікелю є наслідком мікрометалургійних процесів, що протікають на катоді в результаті перемішування й хімічної взаємодії компонентів електрода з матеріалом основи. При електроіскровій обробці сталі 15ХГН2ТА вхідні до складу електрода ИМХ2 мікролегуючі елементи й самофлюсуючі добавки забезпечують утвір захисної атмосфери, яка перешкоджає формуванню оксидів у поверхневому шарі.

Наведені результати експериментального дослідження впливу матеріалу й режимів ЕІЛ на товщину й мікротвердість покриттів. З діаграм (рис. 4) видно, що з підвищенням енергетичних режимів ЕІЛ: напруги від 80 В до 160 В и ємності від 34 мкФ до 240 мкФ товщина покриттів збільшується при будь-якому матеріалі ЛЕ. При цьому, при обробці електродом Т15К6 товщина покриття збільшується на 48,6 %, при обробці електродом ИМХ2 - на 75 %, при обробці електродом Ш2 - на 83,3 %.



15ХГН2ТА (а), Т15К6 (б); ИМХ2 (в); Ш2 (г)

Рисунок 3 - Рентгенограми поверхневих шарів зразків зі сталі 15ХГН2ТА, легованих електродами на режимах: U=80-120 В, С=34-120 мкФ, t=3-4 хв

Аналіз експериментальних залежностей мікротвердості покриттів на зразках зі сталі 15ХГН2ТА, від анодно-катодної напруги й розрядної ємності конденсаторів, показав, що підвищення енергетичних режимів обробки по-різному впливає на характер зміни мікротвердості покриттів при зміні матеріалу легуючого електрода (рис. 5, 6).

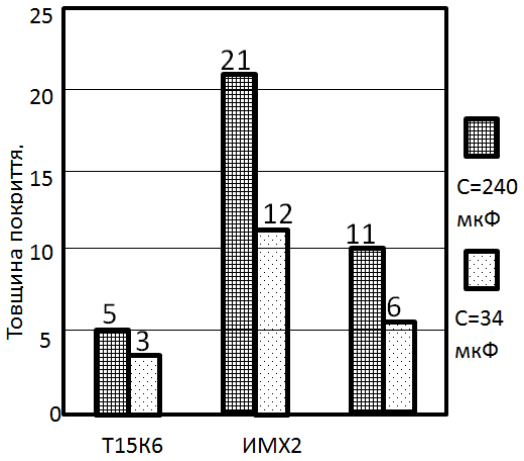
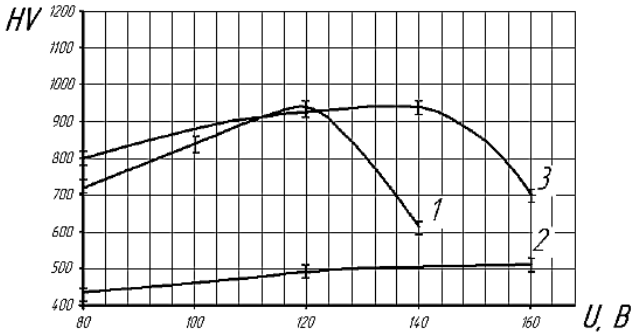


Рисунок 4 - Товщина покриттів зразків зі сталі 15ХГН2ТА при різних матеріалах електродів

Кількісний хімічний склад вихідного (не модифікованого) зразка й покриттів на сталевих зразках, оброблених електродами Т15К6, Ш2 і ИМХ2, наведені в таблиці 2.

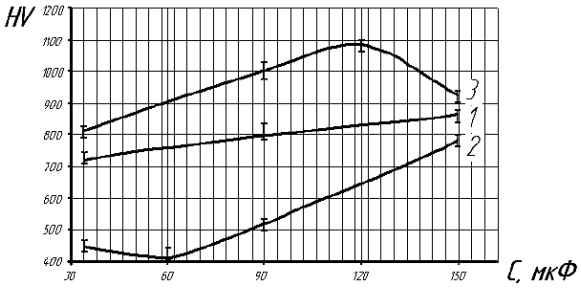
Таблиця 2 - Елементний склад покриттів на зразках зі сталі 15ХГН2ТА

Зразок	Хімічний елемент, %							
	Fe	Cr	Mn	Ni	Si	Ti	W	O
Сталь 15ХГН2ТА	95,3	1,09	1,95	1,66				
Покриття ЛЕ Т15К6	54,87					12,34	32,8	
Покриття ЛЕ ИМХ2	23,73	14,39		58,02	3,86			
Покриття ЛЕ Ш2	47,05			7,32		29,56		16,07



1 - Т15К6; 2 - Ш2; 3 - ИМХ2

Рисунок 5 - Залежність мікротвердості поверхневих шарів зразків, модифікованих ЕІЛ різними електродами, від анодно-катодної напруги при С = 34 мкФ

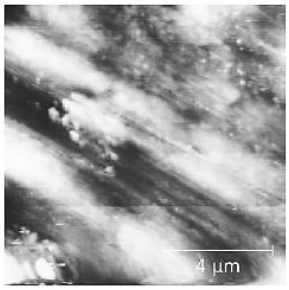


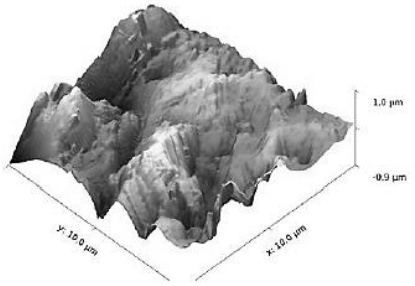
1 - Т15К6; 2 - Ш2; 3 - ИМХ2

Рисунок 6 - Залежність мікротвердості поверхневих шарів зразків, модифікованих ЕІЛ різними електродами, від розрядної ємності при U= 80 В

Наведені результати показують, що елементний склад вихідної поверхні зразка зі сталі 15ХГН2ТА відрізняється від складу покриттів і поверхневих шарів зразків, модифікованих ЕІЛ різними електродами. У модифікованих зразках не встановлена наявність ряду елементів сталі 15ХГН2ТА: хрому, марганцю й нікелю при обробці електродом Т15К6, хрому й марганцю при обробці електродом Ш2, марганцю й титану при обробці електродом ИМХ2.

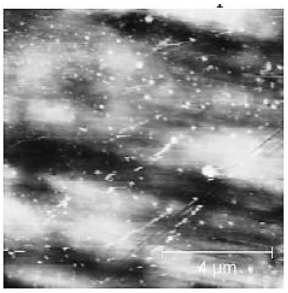
Дослідження впливу електроімпульсної обробки на топографію покриттів, сформованих методом ЕІЛ на режимах: U=80-160 В; С=34-240 мкФ, проводилося в режимі к-АСМ (рис. 7 - 9).

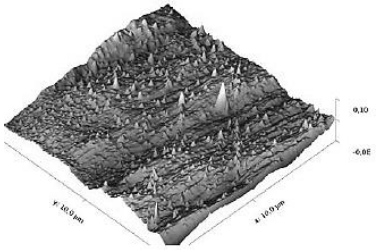




2D-поверхня 3D-поверхня

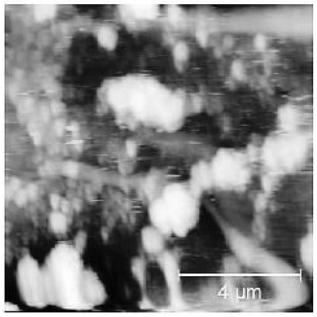
Рисунок 7 - Топографія поверхні зразка, обробленого електродом Т15К6 на режимах: U=120 В; С=34 мкФ (Е= 0,25 Дж)

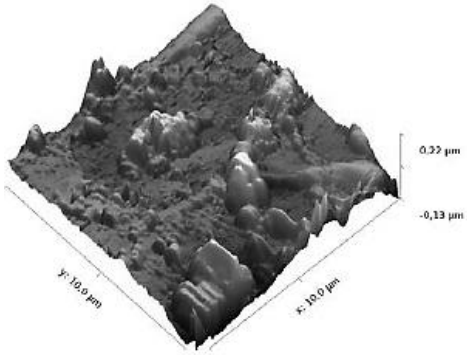




2D-поверхня 3D-поверхня

Рисунок 8 - Топографія поверхні зразка, обробленого електродом Ш2 на режимах: U = 80 В; С= 150 мкФ (Е = 0,48 Дж)





2D-поверхня 3D-поверхня

U = 160 В; С = 240 мкФ (Е = 3,07 Дж)
Рисунок 9 - Топографія поверхні зразка, обробленого електродом ИМХ2 на режимах

Виконане дослідження дозволило також визначити характерний розмір структурних елементів (D) та висотні параметри шорсткості поверхні: середнє арифметичне відхилення профілю (R_a), глибину найбільшої западини (R_V) і висоту найбільшого виступу (R_P) профілю поверхонь зразків (табл. 3).

Аналіз отриманих значень параметрів шорсткості досліджуваних поверхонь показує, що параметри: R_a, R_P змінюються залежно від матеріалу електрода. Параметри збільшуються в наступному порядку: вихідний стан поверхні 1 - обробка електродом Т15К6, 2 -обробка електродом Ш2, 3 - обробка електродом ИМХ2 (табл. 3). При цьому, параметр R_a збільшується в 1,5-3, 9 рази. Найбільше збільшення параметра шорсткості R_a до 6,3 і параметра R_P до 538,3 нм спостерігається при обробці електродом ИМХ2. Це може бути пов'язане з більш високим рівнем енергетичного впливу при електроіскровій обробці даним електродом.

Таблиця 3 - Параметри поверхні вихідного й модифікованих зразків

Зразок / Параметр	Характерний розмір структури D, нм	R_a, мкм	Висота найбільшого виступу профілю R_P, нм	Глибина найбільшої западини профілю R_V, нм
Сталь 15ХГН2ТА (вихідна)	2000-2500	-1,6	379,0	344,8
Покриття ЛЕ Т15К6	200-250	-2,5	477,3	378,5
Покриття ЛЕ Ш2	150-200	-3,2	504,1	485,7
Покриття ЛЕ ИМХ2	250-300	-6,3	538,3	484,4

Отримані значення (табл. 3) характерних розмірів структурних елементів поверхні показують, що в модифікованих зразках у порівнянні з вихідним станом вони зменшуються в 8-13 разів. Мінімальні розміри параметра *D* отримані при обробці електродом Ш2

Висновки

1. На основі критичного аналізу переваг і недоліків відомих методів поверхневого зміцнення деталей з метою підвищення їх механічних і триботехнічних властивостей встановлено, що одним з найбільш перспективних методів є ЕІЛ, при якій потоками часток високої щільності енергії забезпечується створення поверхневих структур з підвищеними механічними й триботехнічними властивостями при значній простоті технологічного встаткування й економічності процесу.

2. Встановлено, що товщина сформованого покриття залежить від хімічного складу матеріалу легувального електрода й енергетичних режимів ЕІЛ: найбільша товщина покриття утворюється при обробці електродом ИМХ2, що в 4 рази більше, чим при обробці серійним електродом Т15К6; підвищення енергетичних режимів ЕІЛ приводить до збільшення товщини покриття не залежно від матеріалу ЛЕ, що дозволяє рекомендувати ЕІЛ електроди Т15К6, ИМХ2, Ш2 для підвищення зносостійкості й відновлення зношених поверхонь деталей вузлів тертя машин.

3. Встановлено, що мікротвердість покриттів залежить від режимів електроімпульсної обробки й матеріалу легувального електроду. Експериментальні залежності мікротвердості покриттів в залежності від напруги й розрядної місткості конденсаторів мають екстремальний характер з максимумами при напрузі U=120-140 В та розрядної місткості С=120 мкФ.

Література

1. Абляз, Т. Р. Анализ структурных изменений в поверхностном слое деталей после электроэрозионной обработки [Текст] / Т. Р. Абляз // Вестник Южно–Уральского государственного университета. Серия: «Машиностроение». –2015. – Т.15, №4. – С. 62-69.

3. Артамонов, Б. А. Электрофизические и электрохимические методы обработки материалов [Текст]: учеб. пособие (в 2-х томах). Т.I. Обработка материалов с применением инструмента. / Б. А. Артамонов, Ю. С. Волков, В. И. Дрожалова [и др.]; под ред. Смоленцева В. П. – М. : Высшая школа, 1983. – 247 с., ил.

4. Артамонов, Б. А. Электрофизические и электрохимические методы обработки материалов [Текст]: учеб. пособие (в 2-х томах). Т.II. Обработка материалов с использованием высококонцентрированных источников энергии. / Б. А. Артамонов, Ю. С. Волков, В. И. Дрожалова [и др.]; под ред. В. П. Смоленцева. – М. : Высшая школа, 1983. – 208 с., ил.

5. Астапов, Е. С. Создание одно и двухслойных электроискровых окалиностойких покрытий на вольфрамокобальтовых твердых сплавах / Е. С. Астапов, А. С. Борилко // Физика: фундаментальные и прикладные исследования, образование / Материалы Всероссийской молодежной научной конференции. – 2012. – С. 59-62.

6. Бажин, П. М. СВС – экструзия многофункциональных электродных материалов для электроискрового легирования [Текст] : автореферат диссертации на соискание ученой степени кандидата технических наук: 01.04.17 / Бажин Павел Михайлович – Черноголовка, 2009. – 21с.

7. Бурумкулов, Ф. Х. Состояние и развитие электроискровых технологий и оборудования в России и за рубежом [Текст] / Ф. Х. Бурумкулов, В. И. Иванов // Труды ГОСНИТИ. – 2012. – Т.109. – №2. – С. 127-139.

8. Васин, П. А. Нанесение хромового покрытия на сталь 40Х методом электроискрового легирования [Текст] / П. А. Васин, В. А. Винокуров, Е. В. Найденкин // Новые материалы. Создание, структура, свойства – 2013 / Сборник трудов XIII Всероссийской школы – семинара с международным участием. – 2013. – С. 83-86.

9. Верещака, А. С. Работоспособность режущего инструмента с износостойкими покрытиями [Текст] / А. С. Верещака – М. : Машиностроение. 1993 – 337 с., ил.

10. Верещака, А. С. Режущие инструменты с износостойкими покрытиями [Текст] / А. С. Верещака, И. П. Третьяков – М. : Машиностроение. 1986. – 192с., ил.

11. Верхотуров, А. Д. Белый чугун в качестве электродов для электроискровой обработки [Текст] / А. Д. Верхотуров, Е. В. Муромцева, С. Н. Химухин // Перспективные материалы. 2005. №2. С. 61-66.

12. Верхотуров, А. Д. Технология электроискрового легирования металлических поверхностей [Текст] / А. Д. Верхотуров, И. М. Муха – Киев: Техника. 1982. – 184 с.

13. Верхотуров, А. Д. Формирование износостойкого покрытия методом ЭИЛ твердыми сплавами и переходными металлами IV – VI групп [Текст] / А. Д. Верхотуров, Л. А. Коневцов, Я. А. Востриков // Вестник института тяги и подвижного состава. – 2014. – №10. – С. 3-8.

14. Вольферц, Г. А. Электроискровое легирование рабочих органов почвообрабатывающих машин [Текст] / Г. А. Вольферц, А. А. Максимов, В. В. Цицилин, В. М. Бояринцев // Ползуновский альманах. – 2004. – №4. – С. 138-139.

15. Востриков, Я. А. Классификация электродных материалов для электроискрового легирования [Текст] / Я. А. Востриков, Л. А. Коневцов, В. М. Макиенко, А. Д. Верхотуров // Научно-техническое и экономическое сотрудничество стран АТР в XXI веке. – 2013. – Т.1. – С 93-97.

16. Гитлевич, А. Е. Электроискровое легирование металлических поверхностей [Текст] / А. Е. Гитлевич, В. В. Михайлов, Н. Я. Парканский, В. М. Ревуцкий – Кишинев: Издательство «Штиинца», 1985. – 196 с.

17. Григорьев, С. Н. Технологические методы повышения износостойкости контактных площадок режущего инструмента [Текст]: монография / С. Н. Григорьев, В. П. Табаков, М. А. Волосова. – Ульяновск: Ульяновский ГТУ, 2012. – 268 с.

18. Гуляев, В. А. Увеличение износостойкости режущего инструмента методом электроискрового нанесения покрытий [Текст] / В. А. Гуляев, А. О. Кучеров // Новый университет. – 2014. – №10 (32). – С. 4-8.

19. Иванов, В. И. Упрочнение и увеличение ресурса объектов электроискровым методом: классификация, особенности технологии [Текст] / В. И. Иванов, Ф. Х. Бурумкулов // Электронная обработка материалов. – 2010. – №5 (265). – С. 27-36.

20. Иванов, В. И. Электроискровые покрытия: классификация по технологическим признакам [Текст] / В. И. Иванов, Ф. Х. Бурумкулов // В сборнике: Фундаментальные основы научно- технической и технологической модернизации АПК (ФОНТиТМ – АПК – 13) / материалы Всероссийской науч.-практ. конф., 2013. – С. 131-135.

21. Иванов, Г. П. Технология электроискрового упрочнения инструментов и деталей машин [Текст] / Г. П. Иванов – М. : Машиностроение. 1961. – 303 с.

22. Купцов, С. Г. Разработка технологии электроискрового легирования быстрорежущей стали твердыми сплавами на основе фаз внедрения [Текст] / С. Г. Купцов, М. В. Фоминых, Д. В. Мухинов, [и др.] // Известия Самарского научного центра Российской академии наук. – 2010. – Т.12. – №1 (2). – С. 407-411.

23. Лебедев, М. П. Создание и исследование электродов на основе карбидов вольфрама и титана для механизированного электроискрового легирования [Текст] / М. П. Лебедев, С. В. Николенко, А. Д. Верхотуров, Н. А. Сюй // Вестник Инженерной школы Дальневосточного федерального университета. – 2015. – №1 (22). – С. 20-36.

УДК 620.17

ПІДВИЩЕННЯ ДОВГОВІЧНОСТІ ВИРОБІВ З ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ ТЕРМІЧНОЮ ОБРОБКОЮ ТА НАСТУПНИМ ППД[8]

Рябоштан Н.В., ст. гр. МС-42т3-18, ХНАДУ

Анотація. *Запропонована комплексна обробка, яка є ресурсозберігаючою та екологічно чистою, включає об'ємну термічну обробку і наступне поверхневе пластичне деформування алмазним вигладжуванням, що забезпечує підвищення довговічності (зносостійкості) за рахунок отримання оптимальних параметрів якості поверхневого шару – поверхневого зміцнення, мінімальної шорсткості з високим рівнем відносної опорної довжини.*
Ключові слова: *высокопрочный чугун с шаровидным графитом, термическая обработка, структура, наклёп, шероховатость, износостойкость, алмазное выглаживание.*

ПОВЫШЕНИЕ ДОЛГОВЕЧНОСТИ ИЗДЕЛИЙ ИЗ ВЫСОКОПРОЧНОГО ЧУГУНА ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКОЙ И ПОСЛЕДУЮЩИМ ППД

Рябоштан Н.В., ст. гр. МС-42т3-18, ХНАДУ

Аннотация. *Предложена комплексная обработка, которая является ресурсосберегающей и экологически чистой, и включает объёмну термическую обработку и последующее поверхностное пластическое деформирование алмазным выглаживанием, что обеспечивает повышение долговечности (износостойкости) за счёт получения оптимальных параметров качества поверхностного слоя - поверхностного упрочнения, минимальной шероховатости с высоким уровнем относительной опорной длины.*
Ключевые слова: *высокопрочный чугун с шаровидным графитом, термическая обработка, структура, наклёп, шероховатость, износостойкость, алмазное выглаживание.*

INCREASING LONGEVITY OF PRODUCTS FROM HIGH-DURABILITY CAST IRON BY HEAT TREATMENT AND SUBSEQUENT SPD

Ryaboshtan N.V., st. of gr. MS-42т3-18, KhNAHU

Abstract. *A complex treatment is proposed, which is resource-saving and environmentally friendly, and includes volumetric heat treatment and subsequent surface plastic deformation by diamond smoothing, which ensures increased durability (wear resistance) by obtaining optimal parameters of the surface layer quality - surface hardening, minimum roughness with a high level of relative reference length.*
Key words: *ductile iron, heat treatment, structure, hardening, roughness, wear resistance, diamond smoothing.*

Вступ

Широке застосування високоміцного чавуну з кулястим графітом (ВЧКГ) обумовлено унікальним поєднанням експлуатаційних і ливарних властивостей, що перевищують властивості легованих і модифікованих сірих і ковких чавунів, а також багатьох легованих сталей. Високоміцні чавуни мають: високу твердість і міцність у поєднанні з достатньою пластичністю і ударною в'язкістю, високу демпфуючу здатність, зносостійкість [1]. Номенклатура виливків з ВЧКГ в транспортному машинобудуванні досить велика. Вона включає: колінчасті і розподільні вали, блоки циліндрів, кронштейни ресор, картери заднього моста, диференціала і дільника,

[8] Робота виконана під керівництвом доцента Лалазарової Н.О.

шатуни, гальмівні барабани, диски зчеплення, маховики, вихлопні колектори, кришки підшипників, маточини, зубчасті колеса, поршні, поршневі кільця, корпуси турбін, сервоциліндри, кулаки заднього моста, поворотні шкворні, водила планетарного механізму кінцевої передачі, корпуси передньої осі, важелі поворотного кулака та ін. У звязку із зростанням потужностей машин рівень механічних властивостей ВЧКГ повинен бути досить високий. Сучасними напрямами отримання необхідного рівня властивостей ВЧКГ є вдосконалення технології лиття чавуну, термічної обробки та легування [2].

Аналіз публікацій

Властивості високоміцних чавунів залежать від форми, розмірів, кількості графітних включень і структури металевої матриці, яку можна змінювати термічною обробкою [2]. В литому стані чавун характеризується розвиненою ліквацією всіх елементів, що входять до його складу. Спостерігається зворотна ліквація кремнія і пряма марганця і фосфора [2]. Для отримання високих службових властивостей чавуну необхідно послабити ліквацію кремнія та інших хімічних елементів. Найбільш поширені види термічної обробки, що використовуються для чавунів з кулястим графітом: відпал, нормалізація, подвійна нормалізація, низькотемпературний феритизуючий відпал, гартування, відпуск, ізотермічне гартування, поверхневе гартування, термоциклічна обробка, об′ємне гартування та ін. [3, 4]. Найбільш прогресивною термічною обробкою ізотермічне гартування.

У звязку з тим, що більшість деталей з ВЧКГ працюють в умовах тертя і зношування, то використовують різні методи поверхневого зміцнення: поверхневе гартування СВЧ, хіміко-термічна обробка (азотування), хромування, лазерна та плазмова обробка, зміцнення на «білий шар», методи поверхевого пластичного деформування обкатуванням та алмазним вигладжуванням (ППД) [5-8]. Поверхневе пластичне деформування визначає якість поверхневого шару, яка впливає на зносостійкість і довговічність виробу [9, 10].

На основі проведеного аналузу публікацій була визначена мета роботи. Мета даної роботи - підвищення довговічності валів з ВЧКГ, що працюють в умовах помірних контактних напружень, за рахунок об′ємної термічної обробки та наступного ППД.

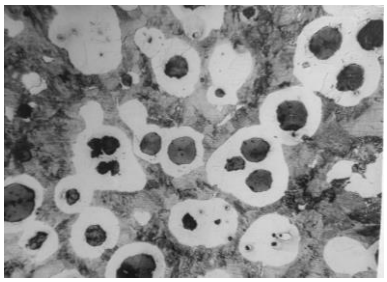
Методика дослідження

Дослідження проводилися на високоміцному чавуні хімічного складу: 3,3-3,8 % C; 2,4-3,2 % Si; C+1/3 Si = 4,25-4,35 %; 0,004-0,007 % S; 0,5-0,9% Mn; 0,045-0,008 % P; 0,05-0,1 % Cr; 0,1-0,15 % Ni; 0,04-0,09 % Mg, який широко використовується в промисловості і не містить дефіцитних легуючих елементів і модифікаторів. Хімічний склад визначали на портативному лазерному аналізаторі Laser Z200 C+. Дослідження проводилися на чавунних зразках у вигляді кілець діаметром 60 мм шириною 12 мм, що отримані з однієї відливки.

В литому стані ВЧКГ має структуру крупнопластинчастого перліту, фериту у вигляді облямівки навкруги включень графіту і кулястого графіту (рис. 1). Для проведення досліджень використовували режим ізотермічного гартування, що впливає на хімічну і структурну неоднорідність чавуну та дозволяє отримували достатньо високий рівень механічних властивостей (табл.1).

Таблиця 1 – Режим термічної обробки і механічні властивості ВЧКГ

Режим термічної обробки	Структура чавуну	Твердість чавуну		$\sigma_в$, МПа	δ, %
		HBW	HRC		
Ізотермічне гартування (нагрів до 880 °С, витримка 1,5 години, охолодження в розплаві солей при 400 °С на протязі 15 хв	Верхній бейніт+ферит+ +аустеніт+КГ	341-375	36-40	1200	6



збільшення ×340
Рисунок 1 – Мікроструктура досліджуваного чавуну в литому стані, травлення 4% азотною кислотою

Визначення показника міцності $\sigma_в$ і пластичності δ виконували на розривній машині моделі UIT STM 50. Макротвердість вимірювали за методом Брінелля на твердомірі моделі UIT HBW-1 та за методом Роквелла на твердомірі Роквелла. Мікротвердість структурних складових вимірювали на мікротвердомірі ПМТ-3 згідно загальноприйнятої методики за ГОСТ 9450-76. Дослідження шорсткості проводили на портативному вимірювачі шорсткості моделі TR200 за параметром Ra.

Кільця з ВЧКГ виготовляли на токарному верстаті з відливки діаметром 65 мм, потім кільця піддавали чорновій механічній обробці різцями із твердого сплаву ВК8, термічній обробці за різними режимами і чистовій обробці різцями з надтвердого інструментального матеріалу гексаніт-Р. Після чистового точіння кільця, надіті на оправку, закріплювали на токарному верстаті 1К62 і піддавали вигладжуванню за допомогою алмазного вигладжувача, який закріплювали у спеціальному пристосуванні і піджимали пружиною.

Випробування на тертя та зношування проводили за схемою «ролик-колодка» на машині тертя СМЦ-2.

Підвищення довговічності термічною обробкою та алмазним вигладжуванням

Аналіз роботи розподільних валів показав, що вони працюють в умовах помірних контактних напружень, знакозмінних навантажень та тертя і зносу. Тому матеріал і обробка валів повинні забезпечувати достатню міцність, пластичність та ударну в'язкість за перерізом, і високу якість поверхневого шару опорних поверхонь, які повинні опиратися зносу. Властивості деталей залежать від складу і структури чавуну. Були проведені дослідження впливу об′ємної термічної обробки ВЧКГ – ізотермічного гартування - на його структуру та механічні властивості (табл. 1). Ізотермічне гартування забезпечує високий рівень твердості, міцності в сукупності з достатньою пластичністю.

Опорні поверхні розподільного валу мають низьку шорсткість поверхні (за вимогами креслення), працюють в умовах тертя і зношування. В період початкового зносу, який має місце в період припрацювання, відбувається зміна розмірів і форми нерівностей. При цьому висота нерівностей зменшується або збільшується до якогось «оптимального» значення, різного для різних умов тертя. Якщо оптимальну для даних умов тертя висоту нерівностей створити в процесі обробки, то в процесі зносу вона не зміниться, а час припрацювання і зносу будуть найменшими. Для створення оптимальної якості поверхні використовували алмазне вигладжування.

Алмазне вигладжування чавуну має ряд особливостей внаслідок характерної для всіх чавунів неоднорідності структури, наявності графітних включень.

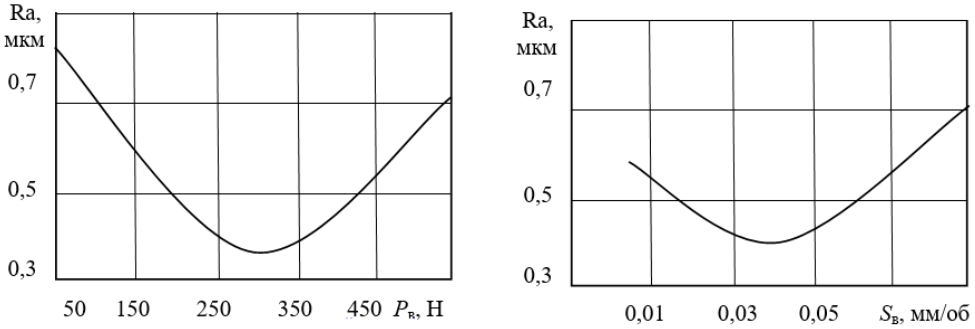
Характер залежностей шорсткості і мікротвердості від основних технологічних параметрів аналогічні як для вигладжування чавунів, так і для обробки середньовуглецевих сталей не дивлячись на те, що контактування індентора з оброблюваною поверхнею чавуну супроводжується не постійними режимами ковзання при деформації різних за твердістю ділянок графіту і металу основи.

Алмазне вигладжування – це фінішна обробка деталей к ВЧКГ. Зразки спочатку піддавали термічній. Потім - чистовому точінню різцем із гексанітом-Р за режимом: S=0,07 мм/об, t=0,1 мм, V=6,0 м/с. Після точіння проводили дослідження впливу основних параметрів

вигладжування – зусилля вигладжування та подачі індентора – на шорсткість обробленої поверхні (рис. 1). Шорсткість обробленої поверхні оцінювали за показником R_a (середнє арифметичне відхилення профілю) і t_p (відносна опорна довжина профілю, де p – значення рівня перетинів профілю).

Інтервали варіювання змінних факторів були обрані на основі літературних даних і аналізу технологічного процесу обробки.

Великий вплив на шарсткість поверхні має зусилля вигладжування $P_в$, при обробці чавуну із бейнітною структурою мінімальна висота нерівностей досягається при зусиллях 250-300 Н (рис. 2). У випадку, коли вигладжування виконується із зусиллям меншим 150 Н, інструмент контактує з поверхнею виробу по вершинах нерівностей, опорна площа яких мала, а також має місце неповне згладжування нерівностей. При обробці із зусиллям більше 300 Н збільшуються пластичні спотворення, виникає надзміцнення, з'являються мікротріщини поверхневого шару, що призводить до зростання висоти нерівностей, погіршення якості поверхні і зниження стійкості вигладжувача.



а б

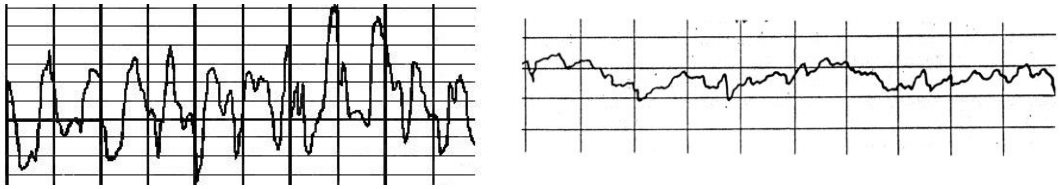
а – $V_в$=100 м/хв, $S_в$=0,04 мм/об, i = 1; б – $V_в$=100 м/хв; $P_в$=250 Н, i = 1

Рисунок 2 – Вплив зусилля вигладжування (а) і подачі (б) на шорсткість обробленої поверхні високоміцного чавуну, який піддавали термічній обробці за різними режимами

Істотний вплив на шорсткість має подача при вигладжуванні. Мінімальна шорсткість досягається при подачах 0,03-0,05 мм/об (рис. 1). При роботі з меншими подачами має місце перенаклеп поверхневого шару внаслідок великої кратності прикладання навантаження і спотворення мікропрофілю, що призводить до зростання шорсткості. Якщо подачі більше 0,05 мм/об, то зменшується ступінь пластичної деформації і збільшується шорсткість. Результати випробувань узгоджуються з даними робіт [9, 10].

Для чавуну із бейнітною структурою отримали шорсткість 0,32 мкм. Отримана шорсткість відповідає вимогам до якості поверхні опорних шийок – 0,32 мкм.

За допомогою вимірювача шорсткості записували профілограми поверхні чавуну із бейнітною структурою, який піддавали чистовому точінню інструментом з гексанітом-Р (рис. 3, а) і точінню з наступним алмазним вигладжуванням (рис. 3, б).



а б

а – точінням, б – точінням і алмазним вигладжуванням
вертикальне збільшення × 20000; горизонтальне збільшення × 400

Рисунок 3 – Профілограма поверхні виробу з високоміцного чавуну після обробки

Провели аналіз профілю поверхні ВЧКГ з бейнітною структурою після точіння гексанітом-Р і точіння та алмазного вигладжування з $P_в$=350 Н, S=0,04 мм/об, $V_в$ = 100 м/хв за показником відносної опорної довжини профілю $t_р$ (табл. 2).

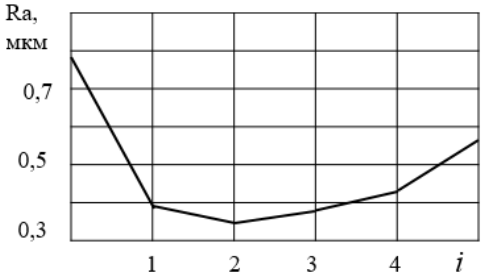
Таблиця 2 – Зміна відносної опорної довжина $t_р$ після точіння та наступного алмазного вигладжування

Відносна опорна довжина $t_р$, %	
Після точіння	Після точіння і алмазного вигладжування
38	58

З таблиці 2 видно, що алмазне вигладжування збільшує опорну довжину в 1,5 рази. Отже, вигладжена поверхня має набагато більшу несучу здатність в порівнянні з обточеною. Це забезпечує істотне скорочення часу і величину припрацювання зміцненої поверхні. Відповідальні деталі машин, що працюють в умовах тертя і зносу при значних контактних навантаженнях, повинні мати велику площу опорної поверхні. При наявності гострих високих нерівностей, коли фактична площина контакту мала, виникають значні контактні навантаження, що призводить до руйнування вершин нерівностей і інтенсифікації зносу на ділянці припрацювання. При збільшенні площі контакту контактні навантаження зменшуються і інтенсивність зносу на ділянці припрацювання теж зменшується.

Дослідження показали, що швидкість вигладжування слабо впливає на шорсткість поверхні. Наприклад, при зміні швидкості від 60 до 180 м/хв величина шорсткості має практично однакову величину. Збільшення швидкості обробки понад 200 м/хв призводить до погіршення якості поверхні, з'являються кольори мінливості, алмаз перегрівається, що призводить до інтенсифікації його зносу. На основі проведених досліджень можна рекомендувати при вигладжуванні високоміцного чавуну швидкість в інтервалі 90-150 м/хв.

Шорсткість поверхні також залежить від числа робочих ходів вигладжуючого інструменту (рис. 4). Найбільший ефект досягається при першому проході вигладжування, коли спостерігається зменшення шорсткості в найбільшому ступені.



$P_в$=250 Н, S=0,04 мм/об, $V_в$ = 100 м/хв

Рисунок 4 – Вплив кількості робочих ходів на шорсткість поверхні після алмазного вигладжування

При збільшенні числа проходів при вигладжуванні до двох-трьох шорсткість зменшується в меншій мірі, так як при повторних проходах вигладжувач переміщується вже по згладженій поверхні. Збільшення кількості проходів більше чотирьох призводить до перенаклепу поверхневого шару, в результаті чого збільшується шорсткість і можуть з'явитися тріщини. При фінішній обробці високоміцного чавуну раціонально проводити вигладжування за 1-2 проходи.

Дослідження мікротвердості зразків з ВЧКГ після різних режимів зміцнення за перерізом показали, що мікротвердость поверхневого шару після алмазного вигладжування збільшується для чавуну з бейнітною структурою – на 30 % (табл. 3).

Збільшення мікротвердості пояснюють появою наклепу за рахунок збільшення щільності дефектів кристалічної будови, подрібнення зерна, створення залишкових напружень, зменшення кількості залишкового аустеніту. Глибина зміцненого шару складає 0,3-0,4 мм.

Таблиця 3 – Порівняння мікротвердості серцевини та поверхневого шару після зміцнення ППД

Мікротвердість серцевини $H_{100(ср)}$, МПа	Мікротвердість поверхневого шару $H_{100(ср)}$, МПа	Приріст мікротвердості, %
5390	7700	30

На основі проведених досліджень були розроблені рекомендації з оптимальних режимів алмазного вигладжування (табл. 4).

Таблица 4 – Оптимальні режими алмазного вигладжування високоміцного чавуну після об′ємної термічної обробки

Оптимальні режими обробки			Ra, мкм
$P_в$, Н	$S_в$, мм/об	$V_в$, м/хв	
280	0,03 – 0,05	100 – 120	0,3 – 0,4

Поверхневе пластичне деформування алмазним вигладжуванням виробів з ВЧКГ дозволяє отримувати мінімальну шорсткість поверхневого шару і зміцнення поверхневого шару на 25-30 %.

У роботі досліджували вплив об′ємної термічної обробки та алмазного вигладжування на зносостійкість чавуну. Випробування проводилися на зразках після ізотермічного гартування та ізотермічного гартування і алмазного вигладжування. У таблиці 5 наведені результати випробувань.

Чавун після ізотермічного гартування і алмазного вигладжування має зносостійкість на 30 % вищу, ніж після ізотермічного гартування. Підвищення зносостійкості після алмазного вигладжування пов′язане, вірогідно, з кілька аспектами. По-перше, в процесі алмазного вигладжування створюється оптимальна шорсткість – зменшується висота нерівностей і змінюється їх форма – збільшується відносна опорна довжина.

Таблиця 3 – Результати випробувань на зносостійкість

Стан чавуну і вид термічної обробки	Мікротвердість серцевини $H_{100(ср)}$, МПа	Мікротвердість поверхневого шару $H_{100(ср)}$, МПа	Сумарний знос в міліграмах за 140 год випробувань
1. Ізотермічне гартування	5390	5390	0,0097
2. Ізотермічне гартування і алмазне вигладжування	5390	7700	0,0075

Це призводить до зменшення ділянки припрацювання і зносу вцілому. По-друге, алмазне вигладжування створює наклеп, напруження стиску, подрібнення зерна, що теж позитивно впливає на зносостійкість. По-третє, відбуваються фазові перетворення залишкового аустеніту і утворення карбідів, що призводе до збільшення твердості поверхневого шару і зносостійкості вцілому.

Таким чином на основі проведених досліджень можна рекомендувати в якості оптимального режиму обробки ВЧКГ для деталей, які працюють в умовах помірних контактних навантажень, що забезпечує поєднання достатнього рівня механічних властивостей серцевини та зносостійкості поверхневого шару, наступний: ізотермічне гартування та наступне алмазне вигладжування. Механічні властивості, які отримують за цим режимом: 341-375 HBW, $\sigma_в$=1200 МПа, δ=6 %, шорсткість після алмазного вигладжування – Ra = 0,3-0,4 мкм при $P_в$=250 Н.

Низькі значення шорсткості, зміна форми профілю нерівностей і структури в поверхневу шарі, збільшення твердості поверхневого шару забезпечують підвищення зносостійкості і довговічності виробу вцілому.

Висновки

1. Високоміцний чавун з кулястим графітом відрізняється високою технологічністю (хорошими ливарними властивостями), економічністю, високим комплексом властивостей після різних режимів термічної обробки, добре працює в умовах тертя, тому його можна рекомендувати для виготовлення валів складної форми – колінчастих, розподільчих.

2. Отримання необхідного комплексу механічних властивостей за перерізом, які забезпечують здатність валу працювати в умовах знакозмінних ударних навантажень, забезпечується проведенням нормалізації з міжкритичного інтервалу, подвійної нормалізації, ізотермічного гартування.

3. Для підвищення зносостійкості поверхонь, що працюють в умовах тертя і зносу, запропоновано проводити після об′ємної термічної обробки алмазне вигладжування, яке дозволяє оптимізувати якість поверхневого шару. Алмазне вигладжування відрізняється простотою реалізаціїї та економічністю.

4. Розроблені режими алмазного вигладжування виробів з ВЧКГ, які мають різну структуру, що дозволяє отримувати оптимальну шорсткість – мінімальну висоту нерівностей і зкруглену форму.

5. Для підвищення зносостійкості виробів, які працюють в умовах помірних контактних навантажень, з ВЧКГ рекомендовано проводити ізотермічне гартування та наступну обробку ППД алмазним вигладжуванням. Механічні властивості, які отримують за цим режимом: 341-375 HBW, $\sigma_в$=1200 МПа, δ=6 %, шорсткість після алмазного вигладжування – Ra = 0,3-0,4 мкм при $P_в$=250 Н.

Література

1. Александров Н. Н. Чугуны с шаровидным и вермикулярным графитом и аустенитно-бейнитной матрицей. Современные материалы для литых деталей. М. : Металлург, 2004. 419 с.

2. Солнцев Л. А., Зайденберг А. М., Малый А. Ф. Получение чугунов повышенной прочности. Харьков : Вища школа. Изд-во при Харьк. ун-те, 1986. 152 с.

3. Чугун: Справочное издание / под. ред. А. Д. Шермана и А. А. Жукова. М.: Металлургия, 1991. 576 с.

4. Неижко И. Г. Термическая обработка чугуна. К.: Наукова думка, 1992. – 208 с.

5. Мищук Л. Н., Юдина Т. Ю. Изучение микроструктуры, химического состава и свойств поверхностной зоны высокопрочных чугунов после азотирования. *Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана*. Сер. Машиностроение. 2018. № 4. С. 84-91.6. 25. Скойбеда А. Т., Калина А. А., Девойно О. Г. Лазерное упрочнение зубчатых колёс из высокопрочного чугуна. *Актуальные вопросы машиноведения.* 2019. Т. 8. С. 289-293.

7. Яковлев Ф. И. О превращениях при индукционном нагреве перлитного и ферритного чугуна с шаровидным графитом. *Металловедение и термическая обработка*. 1987. №6. С. 2-5.

8. Влияние лезвийно-упрочняющей механической обработки высокопрочного чугуна на качество поверхностного слоя / Путятина Л.И., Тимофеева Л.А., Федченко И.И., Лалазарова Н.А. *Современные проблемы технологии металлов и качества сварных соединений* : Материалы Международной научно-технической и научно-практической конференции 23-24 вересня 2014 р. Харків : ХНАДУ, 2014. С. 100-103.

9. Одинцов Л. Г. Финишная обработка деталей алмазным выглаживанием и вибровыглаживанием. М. : Машиностроение, 1981. 160с.

10. Торбило В. М. Алмазное выглаживание. М. : Машиностроение, 1972. 105 с.

УДК 621.785

ESTABLISHING THE REASONS FOR EMERGENCY TURBINE CASTING AFTER OPERATION 100 THOUSAND. HOURS[9]

Zhukov I.D., student of group MS-41-16, Volovik I.A., master of gr. MS-51-19, HNAHU

Abstract. *One of the most important tasks of power engineering is to increase the reliability and performance of turbine parts. In our work, the research material was casting of a steam distribution housing made of steel 15Х2М2ФБС turbine Pridneprovskaya state district power station after operating 100 thousand hours. One of the main factors preventing the formation of a stone-like fracture is the purity of steel and, above all, the absence of sulfides and nitrides.*
Key words: *turbine, stone-like fracture, steel purity, sulfides, nitrides.*

ВСТАНОВЛЕННЯ ПРИЧИН ОКРИХЧУВАННЯ ВИЛИВКІВ ТУПБІН ПІСЛЯ ЕКСПЛУАТАЦІЇ 100 ТИС. ГОДИН

Жуков І.Д., ст. гр. МС-41-16, Воловік І.О., магістр гр. МС-51-19, ХНАДУ

Анотація. *Для оцінки стану металу і прогнозування довговічності корпусів блоку клапанів паророзподілу доцільним є дослідження структури виливків після тривалих термінів експлуатації. У нашій роботі матеріалом дослідження був виливок корпусу паророзподілу, виготовлений зі сталі 15Х2М2ФБС турбіни Придніпровської ГРЕС після експлуатації 100 тис. годин. Показано, що одним з головних чинників, що перешкоджають утворенню каменеподібного зламу, є чистота сталі і, перш за все, відсутність сульфідів і нітридів.*
Ключові слова: *турбіна, кам'яноподібний злам, чистота сталі, сульфіди, нітриди.*

УСТАНОВЛЕНИЕ ПРИЧИН ОХРУПЧИВАНИЯ ОТЛИВОК ТУПБИН ПОСЛЕ ЭКСПЛУАТАЦИИ 100 ТЫС. ЧАСОВ

Жуков И.Д., ст. гр. МС-41-16, Воловик И.А., магистр гр. МС-51-19, ХНАДУ

Аннотация. *Для оценки состояния металла и прогнозирования долговечности корпусов блока клапанов парораспределителя целесообразно исследование структуры отливок после длительных сроков эксплуатации. В нашей работе материалом исследования была отливка корпуса парораспределителя, изготовленная из стали 15Х2М2ФБС турбины Приднепровской ГРЭС после эксплуатации 100 тыс. часов. Показано, что одним из главных факторов, препятствующих образованию камневидного излома, является чистота стали и, прежде всего, отсутствие сульфидов и нитридов.*
Ключевые слова: *турбина, камневидный излом, чистота стали, сульфиды, нитриды.*

One of the most important tasks of power engineering is to increase the reliability and performance of turbine parts. During the operation of castings of turbines in a metal, structural transformations occur, which results in a change in the level of mechanical properties. Individual turbine parts operate under very difficult conditions. So, the valve block of steam distribution works under conditions of a difficult stress state with an alternating loading cycle, being subjected to various types of deformation - tension, compression, shear, etc.

To assess the condition of the metal and predict the durability of the valve body of the steam distribution valve block, it seems advisable to study the structure of castings after long periods of operation. In our work, the research material was casting of a steam distribution housing made of steel 15Х2М2ФБС turbine Pridneprovskaya state district power station after operating 100 thousand hours.

[9] Робота виконана під керівництвом професора Глушкової Д.Б.

To study the state of the metal after operation, metallographic and electron microscopic analyzes were performed.

The nature of the fracture was studied using electron diffraction studies of the surface of fractures using a scanning microscope. As shown by metallographic studies, the structure of the casting consists of bainite, ferrite and ferrite-carbide mixture. During operation, the decomposition of bainite into a ferrite-carbide mixture and the differentiation of structural components are observed.

The study of the mechanical properties of the metal after operation showed that of all the properties, the toughness is most significantly reduced. Typically, when evaluating the properties of heat-resistant steels, a low level of toughness at 20 ° C is alarming, since it is assumed that such "embrittlement" reduces the ductility of steel and can cause accidental destruction of the metal in operation.

To obtain complete information about the structural state of the metal after operation, the microstructure of fractures was studied. The need for such a study is due to the fact that the feature of steel 15X2M2FBS is the presence of a stone-like fracture. In the table 1 shows a comparison of the impact strength with the microfractographic characteristics of metal fractures. The ever-increasing needs of modern engineering raise an acute question about the use of steels prone to stone-like fracture.

So, in [1], a theory of the formation of a stone-like fracture was developed, which relates the appearance of this defect to precipitation from austenite during slow cooling after overheating of non-metallic impurities — sulfides — due to a change in solubility with temperature.

Table 1. Comparison of microfractographic characteristics of the fracture of the casting with the number of sections of the stone-like fracture and the values of impact strength

impact strength, j / cm^2	stone fracture percentage	micrographic signs of plastic deformation
65	80	fracture areas with accumulation of pits of various sizes, mainly small
55	10	the accumulation of pits alternate with traces of micro bursts, there are tongues and ridges
23	30	the fracture surface consists of facets of quasi-splits and steps
15	-	grooves of fatigue with a rough steep relief, elements of a brooky pattern

As can be seen from a comparison of the results given in table. 1, the presence of a large percentage of stone-like fracture is not accompanied by brittle fracture. Thus, in the presence of 80% stone-like fracture, accumulations of small dimples are observed in fractograms, which is a hallmark of fracture.

Particles with a higher tendency to form a stable stone-like fracture are studied on the chips of the samples by electron fractal studies. It can be sulfide inclusions, nitride phase. Local enrichment of grain boundary volumes with such inclusions leads to the fact that subsequent heat treatment cannot “remove” these particles from the boundaries of former austenitic grains, and they appear to be “fixed”, and the boundaries are sharply weakened, hence the stone-like fracture.

It should be noted that the sections of the stone-like fracture are fragile and viscous.

A comparison of the microstructure with the fractures indicates that one of the causes of the stone-like fracture is large grain.

Another reason for the appearance of a stone-like fracture is the presence of impurities in steel in the form of sulfides or nitrides, which are located at the grain boundaries and weaken them.

The nature of the destruction is affected by ferritic layers around the bainitic grains, which, participating in the destruction, form a streamy pattern.

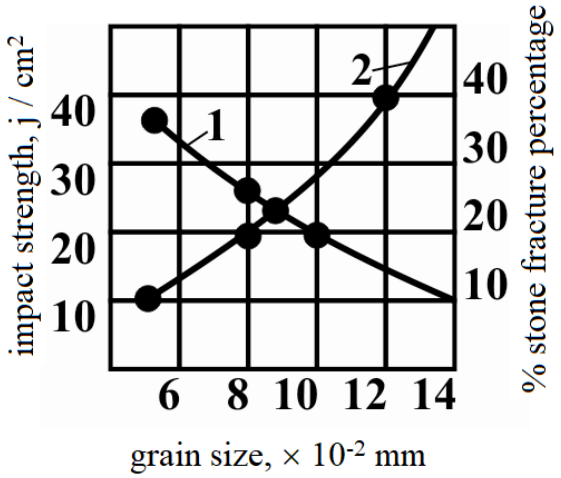


Figure 1 - The relationship between toughness and fracture structure parameters: curve 1 - between toughness and grain size; curve 2 - between the percentage of stone-like fracture and grain size

Summarizing the results obtained, we can say that a stone-like fracture can be brittle and viscous. If, for some reason, either related to the initial heat treatment, or to the operating conditions, the cold brittleness threshold is shifted to the right, in this case a stone-like fracture is accompanied by brittle fracture.

Conclusion

1. One of the main factors preventing the formation of a stone-like fracture is the purity of steel and, above all, the absence of sulfides and nitrides.
2. Overheating of steel during preliminary or final heat treatment makes grain boundaries weakened. Subsequent operation, which takes place under conditions of elevated temperatures and stresses, leads to the fact that the grain boundaries are the place where local enrichment with inclusions occurs, which contributes to the formation of a stone-like fracture.

Literature

1. Коломбье Я. Нержавеющие и жаропрочные стали / Я. Коломбье, И. Гофман. – М.: Металлургия, 2002. - 352 с.

УДК 621.791

ПІДВИЩЕННЯ ЗНОСОСТІЙКОСТІ ПРИ РЕНОВАЦІЇ РОБОЧИХ ПОВЕРХОНЬ, ЩО ЕКСПЛУАТУЮТЬСЯ В УМОВАХ АБРАЗИВНОГО ЗНОСУ І КОНТАКТНИХ НАВАНТАЖЕНЬ[10]

Фенько С.А., магістр МС-51-19, ХНАДУ

Анотація.*Запропоновано систему легування наплавлення для відновлення з одночасним підвищенням зносостійкості зношеної робочої поверхні опорного катка гусеничної машини. Рекомендований склад і режим наплавлення забезпечили підвищення зносостійкості катків зі сталі 38ХС більш ніж в 3 рази.*
Ключові слова: *твердість, знос, наплавка, легування, структура, зносостійкість*

ПОВЫШЕНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ ПРИ РЕНОВАЦИИ РОБОЧИХ ПОВЕРХОНОСТЕЙ, ЕКСПЛУАТИРУЮЩИХСЯ В УСЛОВИЯХ АБРАЗИВНОГО ИЗНОСА И КОНТАКТНИХ НАГРУЗОК

Фенько С.А, магистр МС-51-19, ХНАДУ

Аннотация.*Предложена система легирования наплавки для восстаноовленния при одновременном повышении износостойкости изношенной рабочей повекрхности опорного катка гусеничной машины. Рекомендуемый состав и режимы наплавки обеспечили повышение износостойкости катков из стали 38ХС более, чем в 3 раза.*
Ключевые слова: *твердость, износ, наплавка, легирование, структура, износостойкость*

INCREASED WEAR RESISTANCE DURING THE RENOVATION OF WORK SURFACES OPERATING UNDER CONDITIONS OF ABRASIVE WEAR AND CONTACT LOADS

Fenko S.A., master of gr. MS-51-19, KHNAD

Abstract. *A surfacing alloying system has been proposed for reconditioning while increasing the wear resistance of the worn working surface of the track roller of the track machine. The recommended composition and surfacing modes provided an increase in wear resistance of 38XC steel rollers by more than 3 times.*
Key words: *hardness, coldness, surfacing, surfacing, structure, wear resistance*

Вступ

Гусеничні машини в цілому надійні конструкції і працюють десятки років. Однак ці машини мають деталі, які передчасно виходять з ладу внаслідок значного зносу. Статистика свідчить, що 80% відмов припадають на деталі ходової системи, які експлуатуються в умовах інтенсивного абразивного зносу без змащення (метал по металу) в поєднанні з високими контактними навантаженнями і ударами. До таких деталей відноситься пара тертя каток - гусениця. За третину встановленого моторесурсу знос робочої поверхні ободу катків вимагає їх заміни. В наш час є певні труднощі виробництва запчастин, а простої техніки дорого обходяться народному господарству. У зв'язку з цим актуальним є питання пошуку раціонального, економного методу відновлення поверхні катків з одночасним підвищенням зносостійкості.

[10] Робота виконана під керівництвом професора Дощечкіної І.В.

Стан питання

Високопродуктивним та економічно вигідним способом підвищення зносостійкості робочої поверхні як відновлених, так і нових деталей є наплавка.

Усільськогосподарській і дорожньо-будівельній техніці частка відновлювальних робіт шляхом зносостійкого наплавлення сягає близько 70% [1].

Наплавлення дозволяє багаторазово відновлювати зношені деталі і забезпечує робочій поверхні необхідні експлуатаційні властивості, що дозволяє збільшити ресурс роботи машини і знизить витрати на виготовлення нових одиниць.

До найбільш ефективних і економічних методів підвищення зносостійкості поверхонь, які працюють в умовах тертя та значних контактних і ударних навантажень, відноситься електротермохімічнее зміцнення [2,3]. Суть методу полягає в розплавленні при певних режимах поверхневого шару з присадкою в рідку ванну карбідотворних елементів (C, Cr, Mn, B, Ti). Для зменшення інтенсивності абразивного зносу і збільшення опору ударним навантаженням необхідно забезпечити високу твердість поверхні і зберегти при цьому достатній рівень в'язкості і стійкість до значного деформування і утворення тріщин при ударах.

Мета і постановка задачі

Метою роботи є підвищення зносостійкості відновленої поверхні зношених ободів опорних катків гусеничних машин.

Для реалізації мети треба вирішити наступні задачі: підібрати хімічний склад і забезпечити структуру для отримання необхідних експлуатаційних властивостей наплавленого шару, а також розробити оптимальний режим наплавлення.

Матеріал і методика досліджень

Дослідження проведено на зразках сталі 38ХС, з якої виготовляють катки. Розмір зразків 60 х 20 х 20 мм. Для легування на поверхню перед її оплавленням наносили пасти певного хімічного складу на основі рідкого скла. Товщина шару пасти дорівнювала 0,5 – 0,6 мм. Склад досліджених паст наведено в таблиці 1. Після нанесення пасти зразки сушили, потім оплавляли, варіюючи силу струму (150, 180, 200 А), і охолоджували на повітрі і в воді.

Таблиця 1 – Твердість оплавлених поверхонь пастами різного складу
(I = 180А, охолодження у воді)

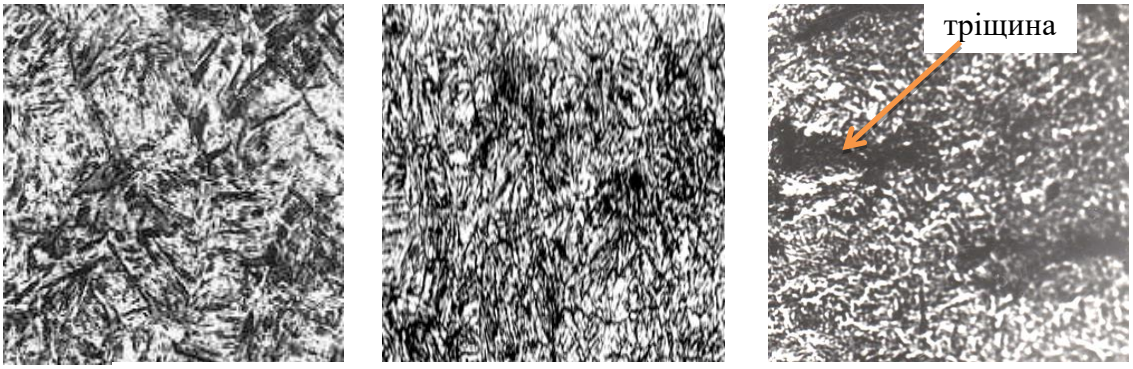
№	Склад паст	Твердість, HRC
1	100% CrC	58 ... 59
2	90% CrC, 10% FeBAlSi (ферроборал)	60 ... 61
3	2% C, 70% FeCr, 10% FeBAlSi, 18% TiO2	62 ... 63

Результати досліджень

Попередні експерименти показали, що охолодження оплавлених зразків у воді забезпечує більш високу твердість поверхні і відсутність знеміцнення в зоні термічного впливу. Тому всі подальші експерименти проводили з охолодженням у воді.

При оплавленні поверхні з силою струму 150А формується шар глибиною 2,0 мм зі структурою троститу і твердістю 46 - 48 HRC (рис.1, а). Оплавлення поверхні, із силою струму I = 180А і подальшим охолодженням у воді реєструється оплавлений поверхневий шар глибиною 4,5 мм з мікроструктурою дрібноголчастого мартенситу з твердістю 54- 56 HRC (рис 1. б). На границі зони термічного впливу із основним металом структура являє собою сорбіт із дрібними ділянками троститу, яка має твердість 36 - 38 HRC. При підвищенні сили струму до 200А

формується зміцнена зона глибиною до 7 мм зі структурою дрібноголчастого мартенситу та із численними глибокими тріщинами. Твердість поверхні від 56-58 HRC (рис. 1.в). Найкращі результати отримані при оплавленні з силою струму 180А.



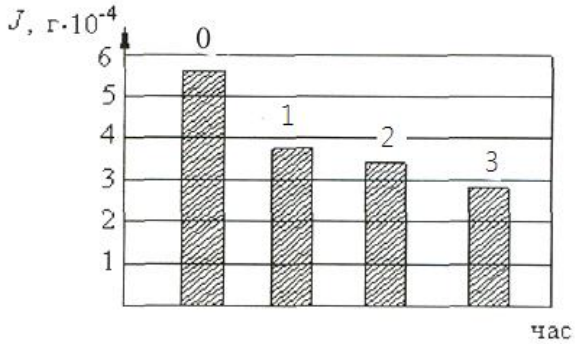
а б в

а – оплавлення із силою струму I = 150А, охолодження у воді;
б - I = 180А; в - 200А, х500
Рисунок 1– Мікроструктура поверхневого шару після оплавлення
за різними режимами

При використанні пасти, що містить 100% CrC фіксується зміцнений шар глибиною ≈ 3,5мм. Твердість поверхні 58 -59 HRC. (таблиця 1). Для підвищення зміцнення використовували пасту, що містить 90% CrC і 10% FeBAlSi (фероборал). Глибина шару проплавления збільшилася до 4,5 мм. Твердість зросла до 60 - 61HRC. Застосування пасти складу варіанта 3 забезпечило зміцнений шар ≈ 5,5 мм з твердістю 62 - 63 HRC.

Зразки, наплавлені пастами всіх досліджуваних варіантів (таблиці 1) випробовувались на зносостійкість за схемою «метал по металу» з прошарком абразиву за складом подібного грунту (кварцовий пісок і глина). Знос оцінювали за втратою маси зразків, зважуючи їх до і після випробування. Точність зважування 0,01 мг.

Результати досліджень показали, що втрата маси зразка, наплавленого з використанням пасти варіантів 3, зменшилася більш ніж в 3 рази в порівнянні із подібним зразком без наплавлення (рис.2). Про це свідчить і зовнішній вигляд поверхонь зразка після досліджень на зносостійкість (рис.3).



О - зразок без наплавлення, 1- наплавлення за варіантом 1,
2 – за варіантом 2, 3 - за варіантом 3
Рисунок 2 –. Зношування зразків, що наплавлені за разними варіантами

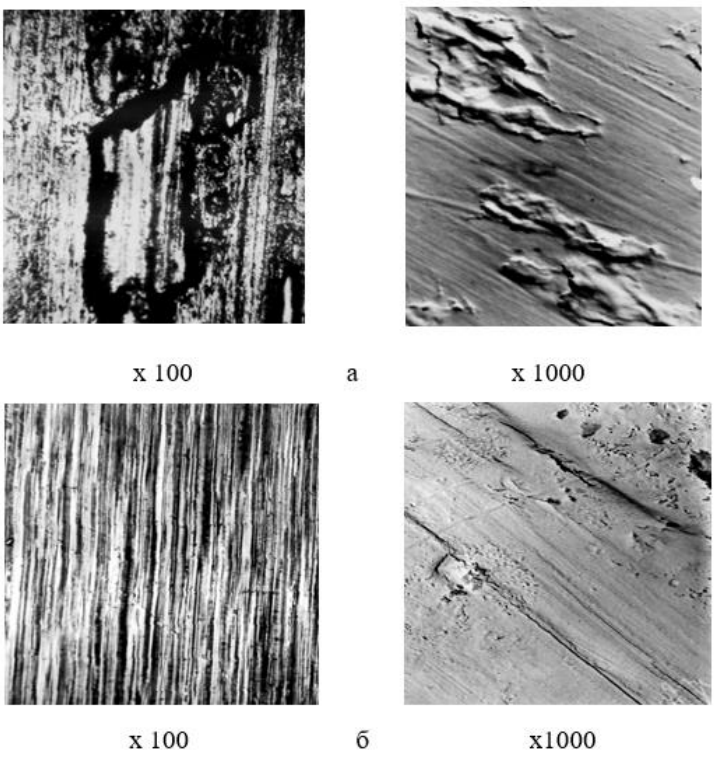


Рисунок 2 – Поверхня тертя зразків без наплавлення (а) і після наплавлення за варіантом 3 (б)

Висновки

1. Розроблено склад і режим наплавлення, що забезпечує підвищення зносостійкості зразків зі сталі 38ХС більш ніж в 3 рази.

2. Багатошарову наплавку можна рекомендувати для відновлення і підвищення зносостійкості робочої поверхні опорних ковзанок гусеничних машин.

Література

1. Ремонт машин та обладнання: Підручник для вузів / Сідашенко О.І., Науменко О.А., Скобло Т.С. та ін. – Харків: кп «Міська друкарня» ХНТУСГ, 2010. – 743с.

2. Лепинских Б.М., Истомин С.А. Электрохимическое легирование и модифицирование металла / Б.М. Лепинских, С.А. Истомин. Отв. ред. А.В. Кайбичев. – М.: Наука, 1984. – 144 с.

3. Приходько Э.В. Металлохимия комплексного легирования / Э.В. Приходько. – М.: Металургия, 1983. – 184 с.

4. Сафронов И.И. Основы рационального легирования сплавов / Под ред.. В.С. Калмуцкого; АН ССРМ, Ин-т прикл. физики. – Кишинев: Штиинца, 1991. – 278с.

5. G. Bocchi. Powder coating technology / Advanced materials and processes. – 1999. – V. 155. - №4. – P. 26 – 26.

УДК 669.017

ПОВЫШЕНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ ДЕТАЛЕЙ МАШИН МЕТОДОМ ИОННОЙ ИМПЛАНТАЦИИ[11]

Колесник М.Ю., магистр гр. МС-51-19, Выдашенко М.И., ст. гр. МС-41-16, ХНАДУ

***Аннотация**. Исследована структура, микротвердость, износостойкость изделий из серого чугуна после ионной имплантации поверхности азотом, бором и углеродом. Выбран оптимальный имплантируемый элемент.*
***Ключевые слова:** структура, микротвердость, износостойкость, ионная имплантация.*

ПІДВИЩЕННЯ ЗНОСОСТІЙКОСТІ ДЕТАЛЕЙ МАШИНИ МЕТОДОМ ІОННОЇ ІМПЛАНТАЦІЇ

Колесник М.Ю., магістр гр. МС-51-19, Видашенко М.І., ст. гр. МС-41-16, ХНАДУ

***Анотація**. Досліджені структура, мікротвердість, зносостійкість виробів з сірого чавуну після іонної імплантації поверхні азотом, бором і вуглецем. Вибраний оптимальний елемент, що імплантується.*
***Ключові слова**: структура, мікротвердість, зносостійкість, іонна імплантація.*

THE INCREASING OF WEAR RESISTANCE MACHINE'S DETAILS BY METHOD OF ION-IMPLANTATION

Kolesnik M.Yu., master of gr. MS-51-19, Vydashenko M.I., st. of gr. MS-11-19, KhNAHU

***Abstract**. It is researched the structure, microhardness, wear resistance of grey iron's details after ion-implantation of surface by nitrogen, boron, carbon. It is chosed the optimum element.*
***Key words:** structure, microhardness, wear resistance, ion-implantation.*

Введение

Большое количество деталей машин работают в условиях повышенного износа и требуют применения дорогих легированных сталей.

Одним из условий внедрения ресурсосберегающих технологий является замена легированных сталей более дешевым материалом, а повышение долговечности деталей машин достигается разработкой новых методов упрочнения поверхностного слоя.

В этом плане перспективным является метод ионной имплантации, который позволяет изготавливать такие детали, как тормозные диски, маховики двигателя, блоки цилиндров и другие из ординарных дешевых материалов с высокими служебными свойствами.

Преимущества этого метода – малая длительность процесса внедрения элементов, относительная однородность их распределение, низкая температура процесса, возможность обработки деталей любой конфигурации.

Одним из важных факторов, определяющих износостойкость покрытия, является выбор имплантируемого элемента, что и послужило целью настоящей работы.

[11] Робота виконана під керівництвом професора Глушкової Д.Б.

Материал и методика исследования

Материалом, который подвергался ионной имплантации, является серый чугун, широко используемый в различных отраслях машиностроения.

Несмотря на хрупкость, прочность и пластичность он имеет ряд преимуществ перед сталью: высокие литейные и антифрикционные свойства, нечувствителен к дефектам поверхности, быстро гасит вибрации и резонансные колебания.

Упрочнение поверхности изделий, выполненных из серого чугуна, позволяет расширить сферу промышленного использования. Химический состав серого чугуна, на который наносилось ионно-плазменное покрытие, представлен в табл. 1

Таблица 1 Химический состав серого чугуна

Количество элементов, %						
C	Si	Mn	Ni	S	P	Fe
3,49	2,49	0,56	0,08	0,06	0,11	остальное

Цель работы

Ионная имплантация рабочих поверхностей деталей машин из серого чугуна проводилась раздельно ионами N, B, C. Испытания на износостойкость были выполнены на машине СМЦ-2

Рентгеноспектральный анализ осуществлялся на дифрактометре ДРОН-3 в излучении C_0K_α. Для определения фазового состава регистрировались дифракционные линии в диапазоне углов $\theta = 20° – 80°$.

С помощью микроструктурного анализа определялся размер зерна. Микротвердость измерялась на приборе ПМТ-3.

Результаты исследования и их обсуждение

В тонком поверхностном слое происходят структурные изменения, которые оказывают решающее влияние на свойства. При этом важны не только структурные изменения в тонких поверхностных слоях, но и те, которые происходят на большей глубине, соответствующей пробегу ионов вплоть до границы их проникновения, а также дефекты, создаваемые в результате столкновения летящей частицы с атомами мишени.

Как показали исследования микроструктуры серого чугуна, который подвергался ионной имплантации как ионами N, так и ионами B и C, на определенной глубине наблюдается измельчение зерна (рис. 1)

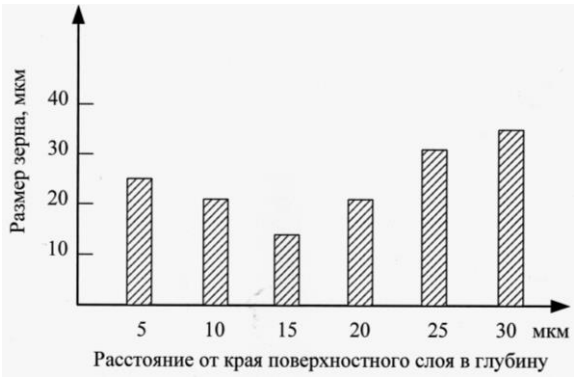
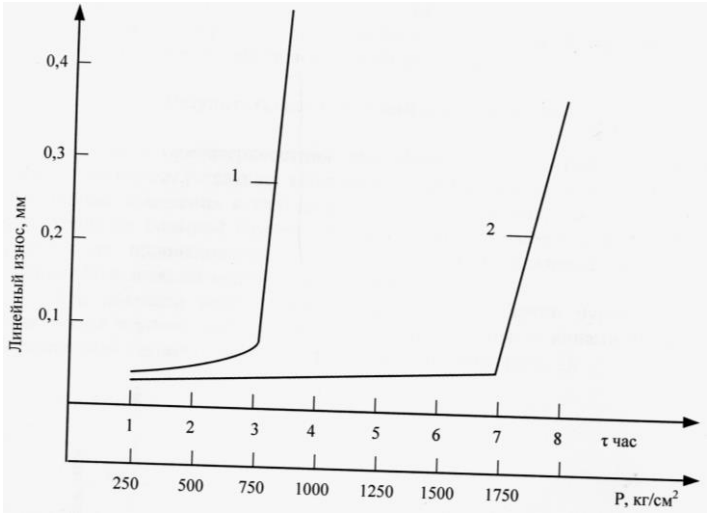


Рисунок 1 - Гистограммы размера зерна от края в глубину

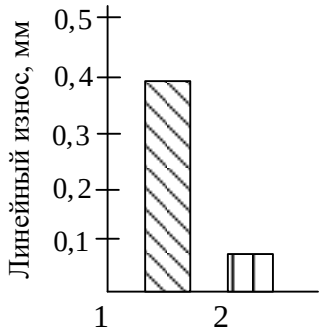
Как следует из гистограмм, наименьший размер зерна наблюдается на глубине 15 мкм. Этот факт, по всей вероятности, связан с тем, что ионная имплантация активизирует подложку, способствуя зародышеобразованию на первом этапе формирования покрытия.

Результаты износных испытаний представлены на рис. 2, где сравнивается износ чугуна, необработанного и после имплантации ионами азота. Из полученных данных видно, что необработанный чугун разрушается через 3часа, причем интенсивный износ начинается уже с первого часа испытаний. Чугун, который прошел обработку ионами азота, начинает разрушаться через 7 часов испытаний при нагрузке 1750 кг/см^2, причем износа поверхности за первые 4 часа испытаний практически не наблюдается. В случае напыления чугуна ионами бора и углерода износостойкость несколько ниже, чем после напыления ионами азота.



1 – необработанный чугун; кривая 2 – чугун после ионной имплантации азота
Рисунок 2 - Зависимость линейного износа от времени и нагрузки

Наглядно повышение износостойкости за счет имплантации азота продемонстрировано гистограммами, приведенными на рис. 3.



1 – необработанный серый чугун; 2 – чугун после ионной имплантации азотом
Рисунок 3 - Гистограммы линейного износа за 4 часа при нагрузке 1000 кг/см^2

По-видимому, высокая износостойкость поверхности чугуна после ионной имплантации азота может быть связана с тем, что на поверхности формируется плотный и твердый слой, который в какой-то степени выравнивает гетерогенную структуру чугуна, с одной стороны, а с другой стороны создает в материале специфические дефекты, которые упрочняют его и в значительной степени способствуют повышению износостойкости.

Результаты изменения микротвердости после ионной имплантации азота, бора и углерода соответственно представлены на рис. 4, 5, 6.

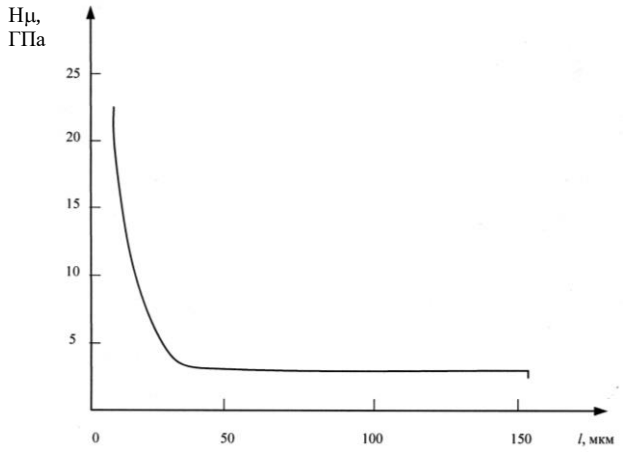


Рисунок 4 - Изменение микротвердости чугуна после ионной имплантации азота от поверхности к центру

Изменение микротвердости проводились в направлении от поверхности к центру на шлифах, вырезанных перпендикулярно имплантированному слою.

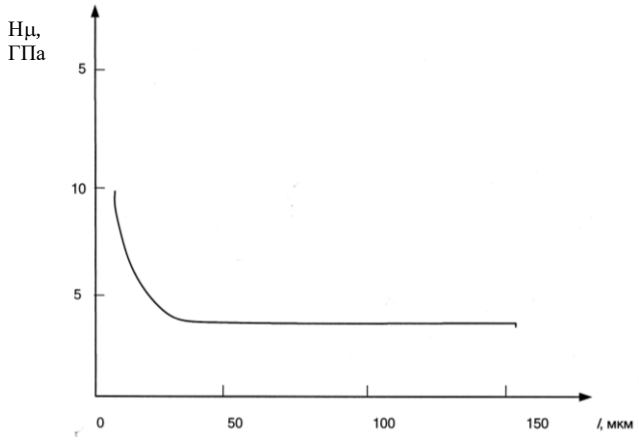


Рисунок 5 - Изменение микротвердости чугуна после ионной имплантации бора от поверхности к центру

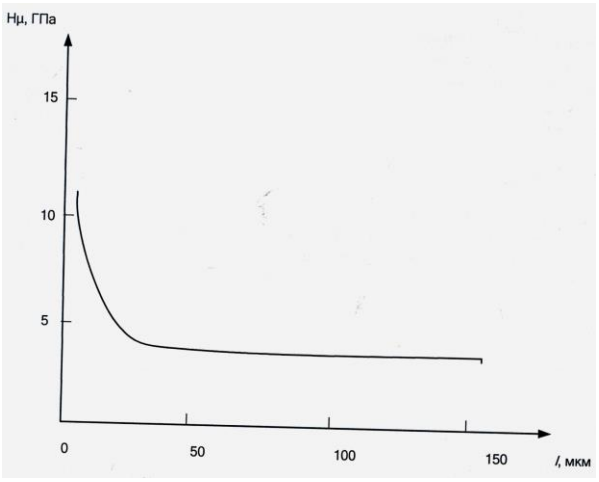


Рисунок 6 - Изменение микротвердости чугуна после ионной имплантации углерода от поверхности к центру

В результате ионной имплантации серого чугуна во всех случаях получено повышение микротвердости.

Из приведенных графиков следует, что чугун после ионной имплантации ионами азота имеет наибольшую твердость – она в среднем составляет 21500 МПа у поверхности и постепенно понижается на расстоянии 50 мкм в глубь образца от поверхности до значений, характерны для исходного чугуна (рис. 4). Таким образом микротвердость поверхностного слоя повышается в 6 раз.

После ионной имплантации бора микротвердость чугуна у поверхности составляет в среднем 10100 МПа и понижается также на расстоянии 50 мкм к сердцевине (рис. 5). Микротвердость поверхностного слоя повышается в 2,5 раза.

При ионной имплантации углерода микротвердость чугуна у поверхности в среднем имеет значение 11000 МПа с дальнейшем понижением к центру образца (рис. 6). Микротвердость поверхностного слоя повышается в 3 раза.

Повышение микротвердости чугуна в результате имплантации ионов азота. бора и углерода, по-видимому можно объяснить наличием большого количества специфических дефектов, которые образуются в процессе такой обработки, а также закрепления их образующимися дисперсными фазами, соответственно, нитридами, боридами и карбидами.

Изучение фазового состава упрочненных поверхностей чугуна показало, что в образцах, обработанных азотом, основную фазу составляет нитрид Fe_3N, кроме того присутствует нитрид Fe_2N, но в гораздо меньших количествах.

В образцах, которые были имплантированы ионами углерода, образуется только карбид железа Fe_3C, а в образцах, имплантированных бором, образуются две фазы FeB и Fe_2B.

Выводы

1. После ионной имплантации азотом, бором, углеродом в приповерхностной области чугунных образцов происходит измельчение перлитных колоний.

2. Ионная имплантация повышает микротвердость поверхностного слоя: ионы азота увеличивают микротвердость в ~ 6 раз, а ионы углерода и бора в ~ 2,5...3 раз.

3. Из исследованных имплантированных элементов при ионной имплантации поверхности серого чугуна наибольшую износостойкость и микротвердость обеспечивает азот.

Литература

1. Арифов Е.А. Взаимодействие атомных частиц с поверхностью метала / Е.А. Арифов. – Х., 1998. – 290 с.

2. Федоров А.В. Исследование свойств поверхности стали после ионной имплантации / А.В. Федоров // Поверхность. – 1996. – №8. – С. 123–131.

УДК 669.141.24

ШВИДКІСНИЙ ЦИКЛІЧНИЙ РЕКРИСТАЛІЗАЦІЙНИЙ ВІДПАЛ ДЛЯ ПІДВИЩЕННЯ ПЛАСТИЧНОСТІ ХОЛОДНОКАТАНОЇ ЛИСТОВОЇ СТАЛІ[12]

Гусейнов Е.С., ст. гр. МС-51-19, ХНАДУ

Анотація. *Встановлені оптимальні параметри нагріву та охолодження швидкісного циклічного рекристалізаційного відпалу. Досліджені температурно - часові режими подальшого перестарювання для унеможливлення процесів природного деформаційного старіння при тривалому вилежуванні. Отримані властивості кращі ніж після ковпакового відпалу*
Ключові слова: *холоднокатана сталь* 08 кп*, тонкий лист, циклічний рекристалізаційний відпал, швидкісний нагрів, перестарювання, деформаційне старіння, мікроструктура, показники міцності та пластичності.*

СКОРОСТНОЙ ЦИКЛИЧЕСКИЙ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИОННЫЙ ОТЖИГ ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ ПЛАСТИЧНОСТИ ХОЛОДНОКАТАНОЙ ЛИСТОВОЙ СТАЛИ

Гусейнов Э.С., ст. гр. МС-51-19, ХНАДУ

Аннотация. *Установлены оптимальные параметры нагрева и охлаждения скоростного циклического рекристаллизационного отжига. Исследованы температурно - временные режимы дальнейшего перестаривания для предотвращения процессов природного деформационного старения при длительном вылеживании. Полученные свойства лучше, чем после колпакового отжига*
Ключевые слова: *холоднокатаная сталь* 08кп*, тонкий лист, циклический рекристаллизационный отжиг, скоростной нагрев, перестаривание, деформационное старение, микроструктура, показатели прочности и пластичности*

HIGH-SPEED CYCLIC RECRYSTALLIZATION ANNEALING TO INCREASE THE DUCTILITY OF COLD ROLLED SHEET STEEL

Huseynov E.S., master of gr. MS-51-19, KHNADU

Abstract. *The optimal parameters of heating and cooling of high-speed cyclic recrystallization annealing are established. The temperature - time regimes of further overriding are investigated to prevent the processes of natural deformation aging with long aging. The properties obtained are no worse than after bell annealing*
Keywords: *cold rolled, steel* 08 кп, *thin sheet, cyclic recrystallization annealing, high-speed heating, overcooking, strain aging, microstructure, strength and ductility indicators.*

Вступ

Одним з найбільш затребуваних у виробництві різних видів металопродукції є тонколистовий холоднокатаний прокат, який широко застосовується у всіх галузях народного господарства: машинобудуванні, авіації, будівництві, хімічній промисловості, енергетиці, промисловості побутової техніки.

З листового прокату товщиною від 0, 5 мм виготовляють двошарові згорнуто паяні трубки для гальмівних і паливних систем тракторів, автомобілів, сільськогосподарських машин, а також для багатьох агрегатів побутового використання.

[12] Робота виконана під керівництвом професора Дощечкіної І.В.

Технологіях виготовлення труб потребує різних видів пластичної деформації - розтягування, стиснення, згинання, обтиснення Для цього сталь повинна мати високу технологічну пластичність [1]. Зазвичай для знеміцнення наклепану холоднокатану сталь піддають енерговитратному, недостатньо продуктивному і коштовному рекристалізаційному відпалу в ковпакових печах. Крім того, після такої обробки метал за своїми властивостями не придатний для виробництва згорнуто паяних трубок малого діаметру.

В роботі вирішувалося актуальні питання забезпечення холоднокатаній тонкій смузі зі сталі 08кп високої технологічної пластичності при достатній міцності та запобігання природного старіння метала, призначеного для виготовлення згорнуто паяних трубок.

Стан питання

На сьогодні на вітчизняних металургійних комбінатах традиційним способом термічної обробки листового холоднокатаного прокату для забезпечення пластичності при виготовленні виробів з нього є рекристалізаційний відпал рулонів в садочних ковпакових печах періодичної дії [2-4]. Цей спосіб має значні недоліки: процес триває кілька діб, із-за нерівномірності нагріву листових рулонів отримають неоднорідну структуру і властивості, має місце зневуглецьовування і окиснення поверхні, злипання витків в рулоні, які йдуть в брак. Для отримання сталевого листа хорошої якості після рекристалізаційного відпалу необхідна додаткова операція поверхневого наклепу в холодному стані - дресирування [5].

Після рекристалізаційного відпалу в ковпакових забезпечується рівень властивостей ($\sigma_в$ = 256 - 360 МПа, δ не менше 28 %), який згідно з ГОСТ 9045–93 відповідає категорії ВГ (вельми глибокого витягування) для листа товщиною 0,5 мм. Однак такі властивості не задовольняють вимоги (δ = 34 – 35 %) до листових заготовок при виготовленні двошарових згорнуто паяних трубок малого діаметру.

Завдяки малій концентрації вуглецю і майже повній відсутності кремнію, який сильно зміцнює ферит, сталь 08 кп не дуже міцна, має високу пластичність і добре деформується в холодному стані. Але містить багато шкідливих домішок (азоту, сірки, фосфору), які не повністю виділяються із твердого розчину фериту при відпалі, що призводить до деформаційного (природного) старіння протягом часу.

.Для запобігання вказаних недоліків в останні роки за кордоном успішно використовують безперервні агрегати швидкісної термообробки холоднокатаного листового металу, однак існуючі в науковій літературі відомості стосовно режимів такої обробки досить обмежені і суперечливі. Вирішення цих питань є на часі і має безумовне практичне значення.

. Мета і постановка задач

Мета роботи – підвищення технологічної пластичності при збереженні міцності холоднокатаного тонкого листа зі сталі 08 кп з метою бездефектного виготовлення згорнуто паяних трубок малого діаметра.

Для реалізації мети вирішувалися наступні задачі: визначення оптимальних параметрів (нагріву, видержки та умов охолодження) швидкісного циклічного рекристалізаційного відпалу і наступного перестарювання тонких стрічкових заготовок для упередження їх природного старіння.

Матеріал і методика досліджень

Дослідженню підлягала холоднокатана маловуглецева листова сталь 08 кп товщиною 0,5 мм серійної плавки Маріупольського металургійного комбінату.

Для отримання високої технологічної пластичності холоднокатані стрічки зі сталі 08 кп піддавали швидкісному (нагрів і охолодження~100 °С / с) дворазовому циклічному рекристалізаційному відпалу при температурах 680, 700 та 720 °С з видержками 8, 12 та 42 с.

Охолодження металу між циклами здійснювали двома способами: відразу до кімнатної температури та до 400° С після першого нагріву перед другим і до кімнатної температури після повторного нагрівання. температури.

З метою попередження можливості природного старіння відпалену сталь піддавали перестарюванню при температурі 400 °С. Час перестарювання варіювався від 1 до 30 хвилин. Раніше виконані дослідження довели недоцільність більш тривалої видержки.

Ефективність відпалу та перестарювання оцінювали по мікроструктурі сталі і її механічним властивостям.

Результати досліджень

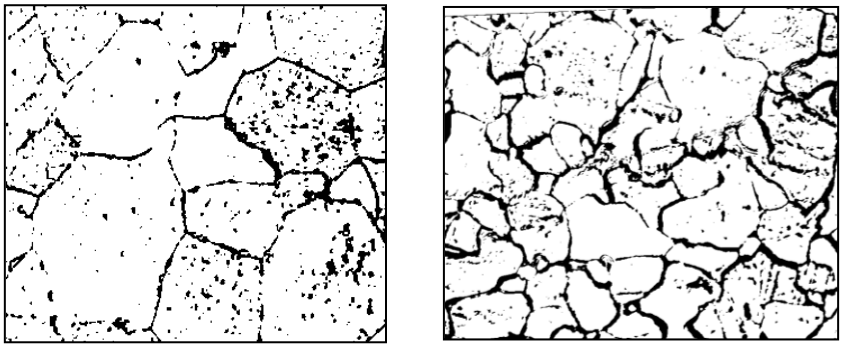
Після холодної прокатки із ступенем деформації 60% сталь мала яскраво виражену текстуру (рис. 1), зерно розміром 65 мкм і наступні властивості: тимчасовий опір $б_в$ = 650 МПа, відносне подовження δ = 1, 9 %.

×500

Рисунок 1– Мікроструктура сталі 08кп у вихідному холоднокатаному стані

Рекристалізаційний відпал холоднокатаного листа зі сталі 08кп знімає наклеп, після холодного прокатування, забезпечує рівноважну структуру фериту з подрібненим зерном, мінімальною кількістю дефектів кристалічної будови і знеміцнює сталь, що гарантує її ефективну обробку при виготовленні виробів способами холодного деформування. В науковій літературі для забезпечення високої технологічної пластичності рекомендується розмір зерна 7 або краще 8 балу (від 22 до 30 мкм). При дуже дрібному зерні при деформуванні виникає пружний ефект, що суттєво утруднює процес і сприяє значному і швидкому зношуванню обладнання. Велике зерно призводить до зниження ударної в`язкості та окрихчення сталі.

Як показали дослідження при рекристалізаційному відпалу при 680 °С лише після після 40 - секундної видержки спостерігається подрібнення зерна до 35 - 40 мкм, має місце різнозернистість, (рис. 2).

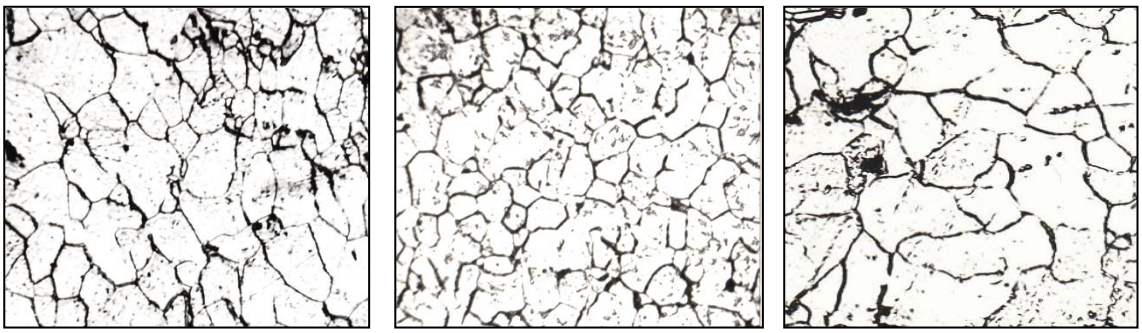


а б

×500

Рисунок 2 –Мікроструктура сталі 08кп після циклічного відпалу при 680 °С з видержкою 12 (а) і 40 сек (б) та старіння протягом 30 діб

При підвищенні температури відпалу до 700 °С процеси первинної рекристалізації починаються вже після видержки 12 секунд – зерно подрібнюється від 20 до 27 мкм, що відповідає 7 і 8 номеру шкали оцінювання (рис. 3, а). Із збільшенням видержки зерно укрупнюється. В разі рекристалізаційного відпалу при 720 °С вже після видержки 8 секунд зерна здрібнюються до 16 до 18 мкм (рис. 3, б). З часом видержки зерна суттєво зростають (рис. 3, в), що свідчить про розвиток процесів збиральної рекристалізації. Час природного старіння сталі протягом 30 діб на величину зерна практично не впливає

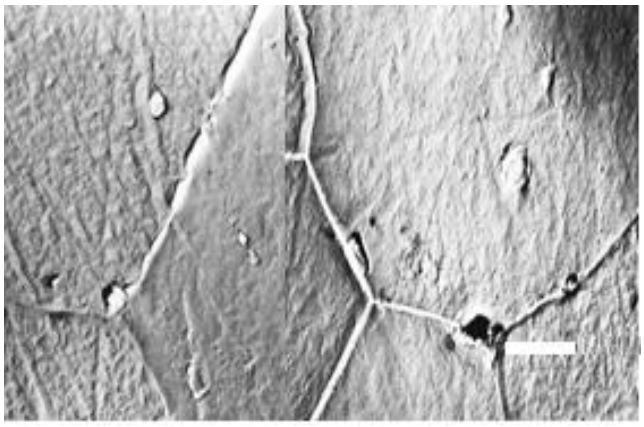


а б в

×500

Рисунок 3 – Мікроструктура сталі 08 кп після циклічного відпалу при 700 °С з видержкою 12 (а) і при 720 °С з видержками 8 (б) та 40 сек (в) та наступного старіння протягом 30 діб

Електронномікроскопічні дослідження мікроструктури показали, шо після вилежування металу протягом місяця фіксується потовщення границь зерен та наявність в матричних зернах фериту дрібних часток (рис. 4).



×15000

Рисунок 4 – Вплив старіння на мікроструктуру сталі після циклічного відпалу при 700 °С з видержкою 12 сек

Після швидкого нагріву і охолодження ферит пересичений атомами вуглецю і азоту, які не встигають виділитися. З часом сталь буде позбуватися цих зайвих шкідливих елементів, які виділяються у вигляді дрібних карбідів заліза нітридів та карбонитридів. Ці фази дуже крихкі, внаслідок чого зростає міцність і стрімко падає пластичність, про що свідчить зміна механічних властивостей сталі протягом часу (рис. 5).

Рівноважний структурний стану металу, більш високі показники пластичності їх стабілізацію при подальшому природному старінні можна досягти із застосуванням додаткової термічної обробки - перестарювального відпуску (перестарювання)..

Дослідженню підлягала сталь після циклічного рекристалізаційного відпалу при 700 °С з видержкою 12 секунд і охолодженням між циклами і кінцевим на повітрі, наступного перестарювання при 400 °С з видержками 2, 5, 15 хвилин і подальшого природного старіння протягом місяця.

Перестарювання впродовж 5 хвилин забезпечує найкраший рівень властивостей, які залишаються незмінними після 30 діб вилежування металу (рис. 6).

Це пояснюється забезпеченням рівноважного стану структури, очищення границь зерен за рахунок повного виділення карбідів, нитридів і карбонитридів з твердого розчину та їх коагуляції, про що свідчать електронно-мікроскопічні дослідження структури (рис. 7). Коагуляція карбідів і нітридів при перестарюванні призводить до «звільнення» дислокацій, збільшення кількості систем ковзання, зменшення міцності і суттєвого підвищення пластичності та покращення деформівності металу [5].

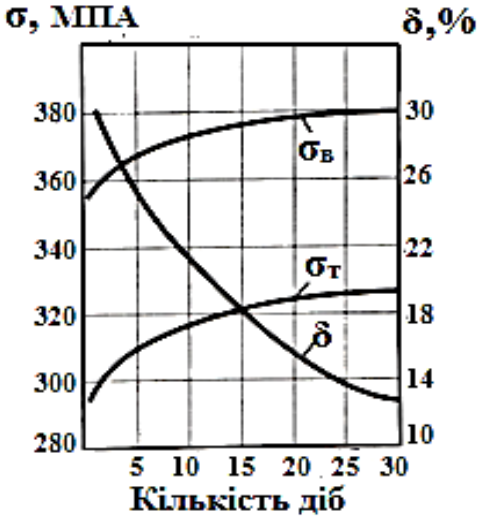
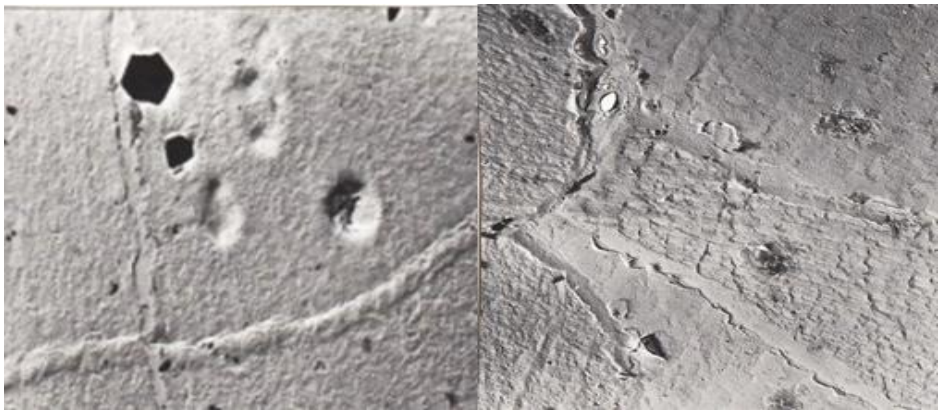


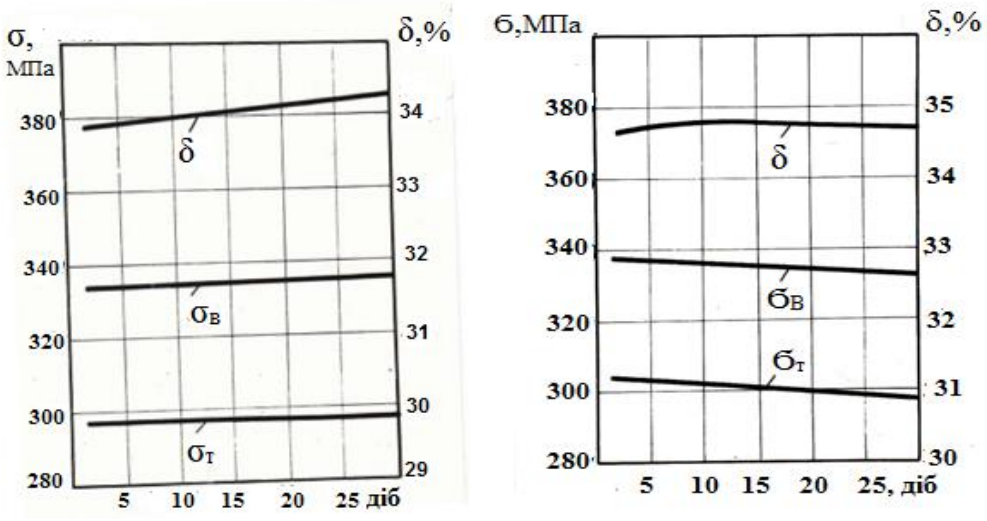
Рисунок 5 – Механічні властивості сталі після циклічного відпалу при 700 °С, 12 сек і наступного старіння протягом місяця

.



× 1500

Рисунок 6 – Мікроструктура сталі після циклічного рекристалізаційного відпалу та перестарювання при 400 °С протягом 5 хв



.

Рисунок 3.10 – Механічні властивості сталі після циклічного рекристалізаційного відпалу, перестарювання протягом 2хв (а) і 5 хв (б) та природного старіння протягом місяця

Висновки

1. Встановлені темиературно - часові параметри дворазового циклічного відпалу та наступного перестарювання, що забезпечують холоднокатаній тонкій стрічці зі сталі 08 кп високу технологічну пластичність та можливість бездефектного глибокого витягуванням, згинання і обтиснення при виготовленні згорнуто паяних трубок, які пройшли 100 % контроль якості.

2. Властивості холоднокатаної тонколистової сталі після обробки за рекомендованими режимами кращі, ніж після ковпакового відпалу, і залишаються незмінними протягом місяця.

Література

1. Прудникова О.Р. Выбор стали и технологии производства при изготовлении тонкостенных электросварных труб и изделий из них / О.Р. Прудникова, Э.Д. Щербаков, В.П. Лапин // Литьё и металлургия. – 2011. – № 3 (51). – С. 216 – 221.

2. Конспект лекцій з дисципліни "Вступ до спеціальності. Розділ «Обробка металів тиском»»" / Укладач С.В. Єршов. Дніпродзержинськ: ДДТУ, 2015. – 92 с.

3. Рудской А.И. Теория и технология прокатного производства: учебное пособие / А.И. Рудский, В.А. Лунев. - СПб: Наука, 2005. – 540 с .

4.http://metallopraktik.ru/novosti/termicheskiy-otzhig-v-kolpakovyih-pechah-i-struktura-metalla:Термический отжиг в колпаковых печах и структура металла (краткий обзор).

5. Гладченкова Ю.С. Управление структурой и свойствами проката из низкоуглеродистых и низколегированных сталей для получения изделий методами штамповки: автореф. дис. канд. техн. наук: 05.16.01. Москва, 2016. – 147 с.

УДК 621.791.01

CAST IRON WELDING BY ELECTRODES WITH THE OXIDIZING COVERING[13]

Rybak M. K., st. of gr. MS-41-16, KhNAHU

Annotation. *Application issues of manual arc cold-welding of cast iron by electrodes on Cv-08A wire with oxidizing coating containing oxidizing agents, slag-forming and stabilizing elements of marble, hematite, quartz sand, chromium oxide, aluminum powder, mica and soda are considered.*
Key words: *cast iron, welding, oxidizing agents, hematite, coating.*

ЗВАРЮВАННЯ ЧАВУНУ ЕЛЕКТРОДИ З ОКИСЛЮВАЛЬНИМ ПОКРИТТЯМ

Рибак М. К., ст. гр. МС-41-16, ХНАДУ

Анотація. *Розглянуті питання застосування ручного дугового холодного зварювання чавуну електродами на дроті Св-08А з окислювальним покриттям, що містить окислювачі, шлакообразующие і стабілізуючі елементи - мармур, гематит, кварцовий пісок, оксид хрому, алюмінієвий порошок, слюду і соду.*
Ключові слова: *чавун, зварювання, окислювачі, гематит, покриття.*

СВАРКА ЧУГУНА ЕЛЕКТРОДАМИ С ОКИСЛИТЕЛЬНЫМ ПОКРЫТИЕМ

Рыбак М. К., ст. гр. МС-41-16, ХНАДУ

Анотация. *Рассмотрены вопросы применения ручной дуговой холодной сварки чугуна электродами на проволоке Св-08А с окислительным покрытием, содержащим окислители, шлакообразующие и стабилизирующие элементы - мрамор, гематит, кварцевый песок, оксид хрома, алюминиевый порошок, слюду и соду.*
Ключевые слова: *чугун, сварка, окислители, гематит, покрытие.*

Introduction

In iron castings different defects are detected at different processing stages. In addition, the reduced strength and high brittleness of grey irons in some cases lead to breakdowns during operation of the parts made of them, which in turn leads to failure or downtime [1].

Welding processes are widely used to eliminate defects in cast iron castings and to repair damaged parts.

State of the question

Noteworthy is the work carried out by P.S. Elistratov on the development of EMF type electrodes on Sv-08 wire coated with oxidative form. Under conditions of high-temperature phase of the welding arc carbon is the most active oxidizing agent. Oxidized carbon as CO gas is removed from the welding bath. The large thickness of the coating and high values of welding current used at welding by the electrodes of MES did not allow to establish optimal limits of electrode manufacturability [1]

[13] Робота виконана під керівництвом доцента Багрова В.А.

Purpose and mission statement

The purpose of this work was to create electrodes for cold welding of cast iron on the rods from Cv-08A wire and coating containing oxygen-containing component - hematite, which differ from the electrodes of the brand MES with improved welding and technological properties and high quality of the molten metal by changing the slag and alloying coating system.

Research Materials and Methodology

Metal electrodes for manual arc welding, manufactured by pressing method, were used for research. Rods of electrodes were made of steel welding wire of Sv-08A grade according to GOST 2246 with diameter of 3 and 4 mm.

The electrodes were coated with sour look. Aluminium powder of PAP-1 grade according to GOST 4135 was used as a weld metal deoxidizer. Hematite (Fe2O3) in accordance with GOST 4418 was used as an oxidizing component.

Coating weight factor of electrodes was 0.45...0.47 at coating thickness on the side of 0.8 mm of electrodes with diameter of 3 mm, and 1 mm - electrodes with diameter of 4 mm. 5 versions of electrodes were produced. For comparison, the EMF electrodes were manufactured.

Welding and surfacing of samples for testing hardness and chemical composition of weld metal and molten metal, as well as welding and technological properties of electrodes, in accordance with the requirements of GOST 9466, were produced both on alternating and direct current of forward and reverse polarity. Welding transformer TD-502.U3 and rectifier VDU-504 were used as power sources. Current strength for 3 mm diameter electrodes was 100 ... 120 A, and for 4 mm diameter electrodes - 160 ... 180 A.

For manufacture of welded samples plates from cast iron of mark СЧ 21 according to GOST 1412 with thickness of 30 mm were used. Preparation of edges for welding of butt joints corresponded to GOST 9466. Hardness of metal of a seam and the clad metal was measured on device ТК-2 (on a scale С), microhardness was measured on device ПМТ-3, at loading 100 g. Samples for chemical analysis of molten metal were taken from three upper layers of eight-layer cladding in accordance with GOST 7122.

Results of the study and their discussion

The general character of the microstructure of the welded seams was estimated with the help of the optical microscope MIM-8M on transverse microsections of 15x25x30 mm, etched in 5% nitric acid alcohol solution.

The main task in the development of ZTM-Ch electrodes was the maximum removal of carbon from the weld metal due to its oxidation with oxygen of the gas and slag phases of the arc.

To study the degree of carbon burnout from the weld metal the multilayer cladding with the height of 20 mm by the studied electrodes on the mechanically processed plate surface from grey cast iron of mark СЧ 21 was made and the chemical analysis of the weld metal by depth with the step of 1 mm from the top of the clad metal to the base metal was made.

The obtained results show that in the weld metal molten by the developed electrodes with increasing distance from the base metal the carbon content in the weld metal decreases sharply and reaches the minimum required values at the height of 6-7 mm. This corresponds to the second pass at welding with 4 mm diameter electrodes. The content of Si, Mn alloying elements as well as P and S harmful impurities is also reduced.

At welding by electrodes of mark SES the decrease in the content of carbon in weld metal is less intensive and the level of carbon below 0,12 % is reached at height more than 10 mm that corresponds to the third pass. The reduction is similar to that of other elements.

The results obtained confirm the assumption of a more complete decarburization of the weld metal by the composition of ZTM-Ch electrodes coating, which makes it possible to conduct further studies.

Graphically, the results of these studies are shown in fig. 1.

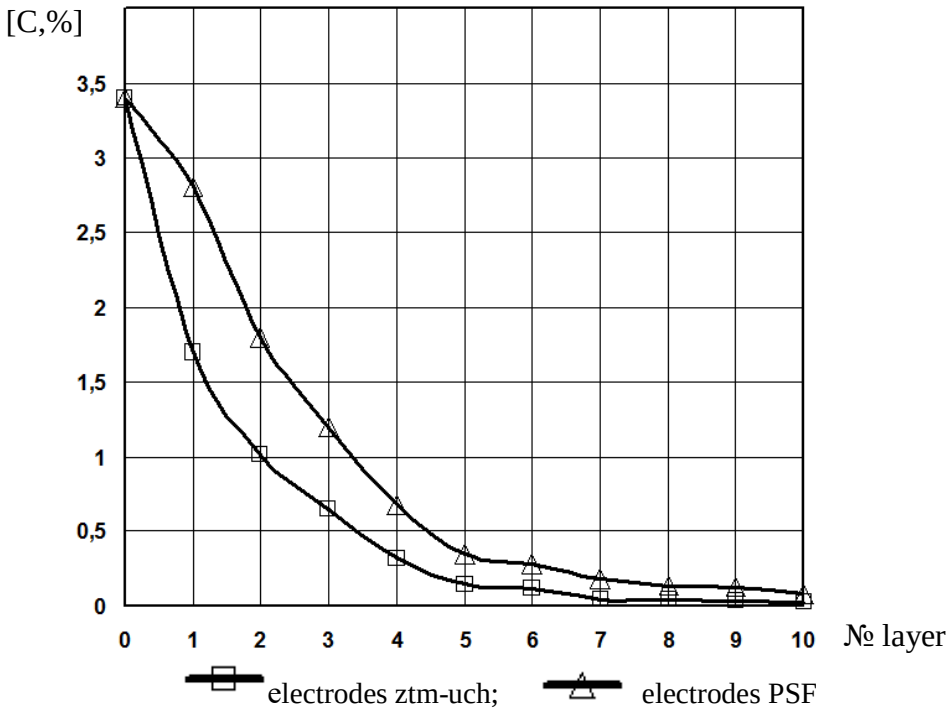


Figure 1 - Dependence of carbon content in metal on seam height

In order to study the effect of carbon content in the molten metal on the hardness, the dependence of the hardness of the molten metal on the seam height was studied. Measurements were made on three-layer cladding grinding in seven points with a pitch of 1 mm (fig. 2).

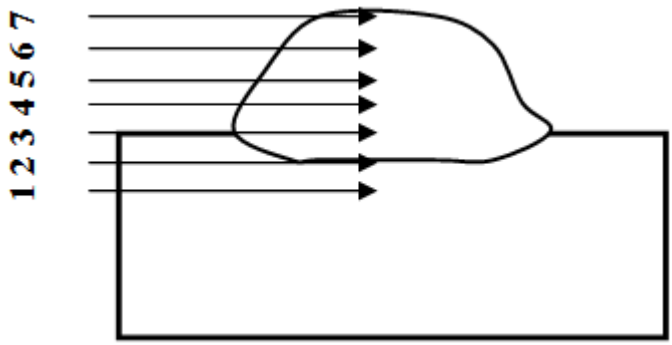


Figure 2 - Diagram of hardness measurement of molten metal

The results of hardness measurements are given in table 1.

As can be seen from Table 1, the hardness of the molten metal decreases in the height of the seam. Maximum weld metal hardness in the fusion zone (point #2).

Table 1 - Hardness of the molten metal, HRC

Electrode option	Numbers of points (from below up through 1 mm)						
	1	2	3	4	5	6	7
electrodes PSF	18	55	48	46	42	35	20
electrodes ztm-uch	18	43	38	30	20	17	16

As can be seen from Table 1, the hardness of the molten metal decreases in the height of the seam. Maximum weld metal hardness in the fusion zone (point #2).

At electrodes ZTM-UCH hardness of metal in the fusion zone is much lower than at electrodes of PSF that allows to mechanically process welded seams.

The study of macrostructure of welded samples at cladding from 1 to 5 layers (fig. 3) showed that the alloy line of cast iron-steel is smooth without obvious defects and discontinuities. The molten metal in all samples is dense, without cracks and slips.

A smooth transition from the base metal (grey cast iron СЧ 21) to the cladding is seen on the undressed slate (fig. 4). The amount of structurally free graphite gradually decreases as it is removed from the base metal in full accordance with the degree of cast iron decarburization with oxygen of coating.

The width of the thermal influence zone revealed after metallographic etching (fig. 5) is 0.3-0.35 mm.

The structure of the basic metal is plate graphite, matrix is sorbite-like and thin-plate pearlite with insignificant amount of ferrite.

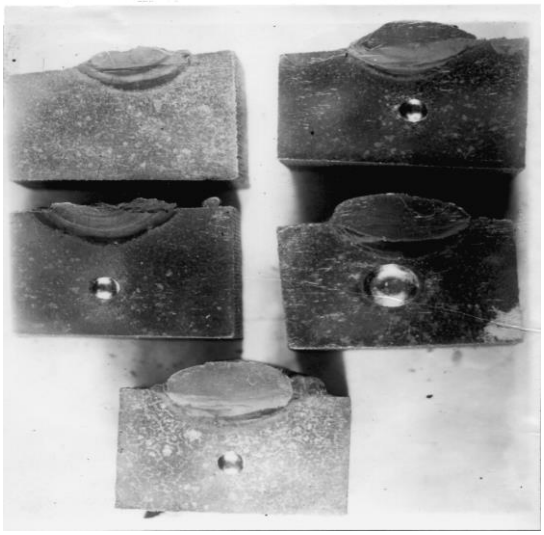
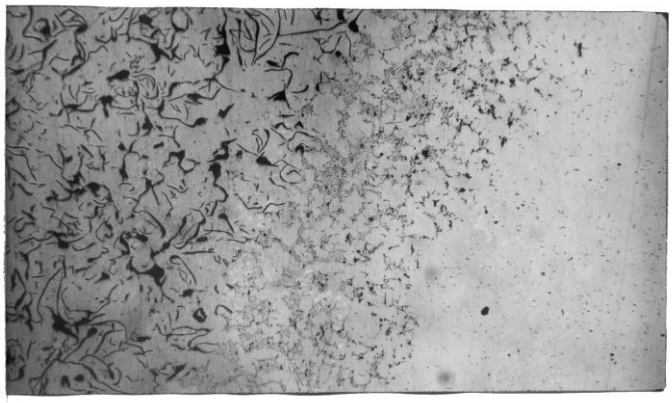


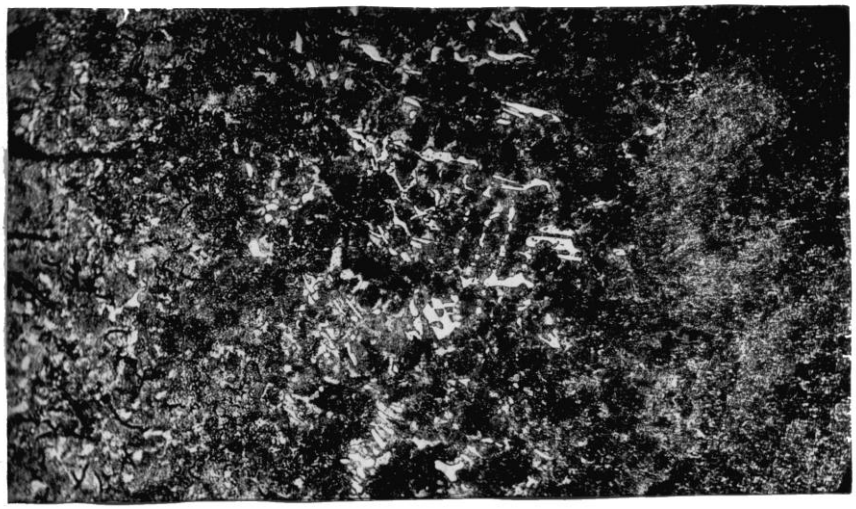
Figure 3 - Macrostructure of Weld Joints

In the zone of thermal influence - troosto sorbitol and annealed graphite, Hμ = 297-420 (HRC = 29-43). Cement and ledeburitis needles are also observed (needle hardness Hμ = 742, HRC 61). The width of the section with the presence of needle structure is 0.1-0.2 mm.



×100, not damaged

Figure 4 - Melting zone of cast iron-steel



×450

Figure 5 - Microstructure of cast iron-steel melting zone

The structure of the molten metal in the area immediately adjacent to the main one is a large grain of troto-sorbit with a hardness of Hμ = 420 (HRC = 43). Then troostosorbit Nμ = 322-420 (HRC 32-43) with light areas of troosto-martensite Nμ = 464 (HRC 46).

With removal - troostosorbit and small ferrite inclusions Nμ = 254-350 (NRC 23-35).

Near the surface - a structure typical for cast low-carbon steel (Hμ = 170-254).

The results of chemical analysis of three-layer surfacing of cast iron plates СЧ 21, made by electrodes ZTM-UCH diameter of 4 mm at currents 140, 160 and 180 A in reverse polarity are presented in Fig. 6, 7.

As can be seen from the results of research with increasing current strength at welding at straight and reverse polarity the degree of carburization of weld metal increases, which is explained by an increase in melting of the main metal - cast iron. Depending on the number of welds, the carbon content of the weld decreases, which is explained by dilution of metal of previous welds with molten electrode metal. Similar dependencies are observed for Mn and Si.

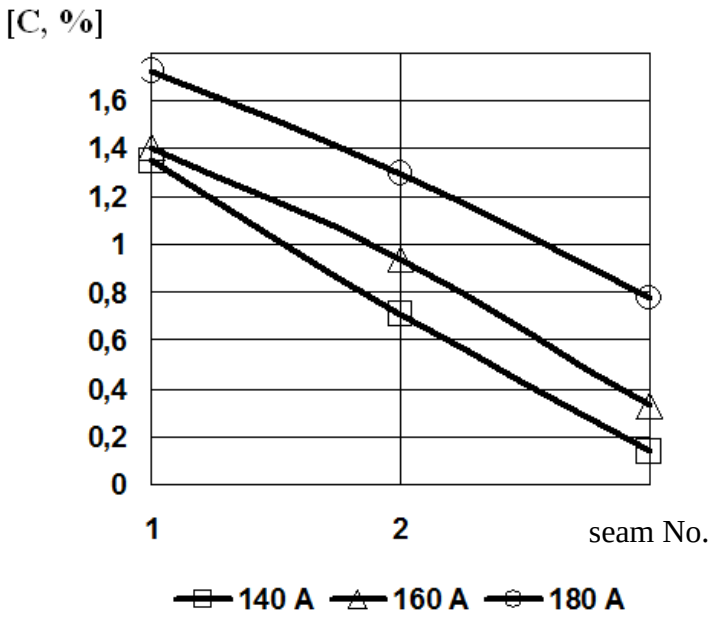


Figure 6 - Dependence of the carbon content in the weld metal on the current strength at reverse polarity welding

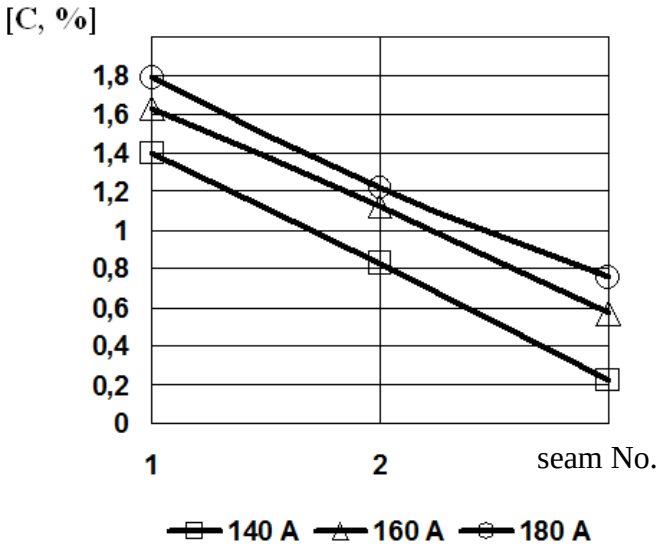


Figure 7 - Dependence of carbon content in the weld metal on the current strength at direct polarity welding

Conclusions

1. Electrodes for cold welding of cast iron on Cv-08A wire with oxidizing coating have been developed.

2. The quality of the molten metal is high, without pores and cracks. Alloy line of steel-iron is smooth, with gradual change of carbon content.

3) The hardness of the molten metal varies in height of the molten metal from HB 200 in the upper layers to HRC up to 43 - near the alloy zone. In the thermal-influence zone, the hardness increases to 61 NRC. The width of the cement-ledeburite zone is 0.1-0.2 mm.

4. With increasing current strength at welding at straight and reverse polarity the degree of carburization of weld metal increases.

5. The technology of multilayer cold arc welding of cast iron parts and welding of defects in castings is developed.

6. Introduction of the developed electrodes will allow to correct foundry defects in castings and to restore the broken cast iron parts of various machines and mechanisms that will prolong their service life.

Literature

1. Иванов Б.Г. Сварка и резка чугуна / Б.Г. Иванов, Ю.И. Журавицкий, В.И. Левченков. – М: Машиностроение, 1977. - 208 с.

2. Левченков В.И. Состояние и перспективы развития сварки чугура (обзор) / В.И. Левченков // Сварочное производство. - 1988. - №2. – С. 2-4.

3. А.С. 1031702 СССР, МПК В 23 К 35/365. Состав электродного покрытия / Н.А. Калин, В.П. С.В. Кафтанов, К.К. Евдокимов и др. - Опубл. 30. 07. 83; Бюл. № 28.

УДК 629.793

ЗМІЦНЕННЯ ДЕТАЛЕЙ ПАЛИВНОЇ АПАРАТУРИ ЛАЗЕРНОЮ ОБРОБКОЮ[14]

Коростельова Є.В., ст. гр. МС-41-16, ХНАДУ

Анотація. *Запропоновано для забезпечення високого рівня зносостійкості ділянок голки розпилювача, які піддаються абразивному зносу, використовувати об'ємну термічну обробку і локальне зміцнення імпульсною лазерною обробкою лазерами малої потужності.*
Ключові слова: *голка розпилювача, швидкорізальна сталь, гартування, відпуск, лазерна обробка, тривалість імпульсу, абразивний знос.*

УПРОЧНЕНИЕ ДЕТАЛЕЙ ТОПЛИВНОЙ АППАРАТУРЫ ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКОЙ

Коростелёва Е.В., ст. гр. МС-41-16, ХНАДУ

Аннотация. *Предложено для обеспечения высокого уровня износостойкости участков иглы распылителя, которые подвергаются абразивному износу, использовать объёмную термическую обработку и локальное упрочнение импульсной лазерной обработкой лазерами малой мощности.*
Ключевые слова: *игла распылителя, быстрорежущая сталь, закалка, отпуск, лазерная обработка, длительность импульса, абразивный износ.*

STRENGTHENING OF DETAILS OF FUEL EQUIPMENT BY LASER PROCESSING

Korosteleva E.V., st. of gr. MS-41-16, KhNAHU

Abstract. *It is proposed to use volumetric heat treatment and local hardening by pulsed laser treatment with low-power lasers to ensure a high level of wear resistance of the spray needle sections that are subjected to abrasive wear.*
Key words: *sprayer needle, high speed steel, hardening, tempering, laser treatment, pulse duration, abrasive wear.*

Вступ

Підвищення якості і ефективності дорожньо-будівельних машин, їх довговічності і ремонтоздатності сприяє прискоренню темпів роботи на всіх стадіях будівельного виробництва. Надійність машин в значному ступені залежить від надійності дизелів та їх паливної апаратури [1]. Вирішальний вплив на роботу дизелів має стан паливоподаючої системи і особливо її прецизійних деталей. Від стану поверхні цих деталей залежить протікання процесів сумішоутворення і згоряння в циліндрах двигуна, які визначають економічні, динамічні та експлуатаційні показники всієї машини. Ресурс паливної апаратури обмежується в значній мірі зносостійкістю прецизійних пар [2].

Аналіз публікацій

Практика показує, що близько 25 – 30 % всіх відмов дизельних двигунів припадає на паливну апаратуру. Важливим вузлом паливної апаратури є розпилювач форсунки - елемент системи вприскування, призначений для дозованої подачі палива, його розпилення в камері

[14] Робота виконана під керівництвом доцента Лалазарової Н.О.

згоряння (впускному колекторі) і утворення паливо-повітряної суміші. Від правильної роботи розпилювача (і системи подачі палива в цілому) залежить якість роботи двигуна, його довговічність, відповідність екологічним нормам.

Дорожньо-будівельні машини, як правило, працюють в умовах запиленого і забрудненого середовища, що сприяє попаданню у вузли тертя абразивних частинок [1, 2]. Абразивну дію мають також самі продукти зносу. Абразивні частинки попадають на поверхні тертя разом із маслом і паливом. На процес зносу деталей паливної апаратури значний вплив має якість палива і масла. Паливо і масло створюють корозійне середовище, що сприяє газовій і кислотній корозії прецизійних деталей. Продукти корозії також мають абразивний вплив на деталі розпилювача. Деталі паливної апаратури працюють в умовах напівридкого змащення, високих температур (100–280 °С), агресивного середовища (дизельне паливо), тертя, високого тиску, ударних навантажень (швидкість відносного переміщення 1,85 м/с і вище).

Розпилювач складається з корпусу і голки. Голку розпилювача зазвичай виготовляють із сталі Р18 і піддають стандартній об′ємній термічній обробці - гартуванню і трикратному відпуску. Голка-розпилювача зношується по робочій циліндричній поверхні, запорному конусу, верхньому заплечику і торцю хвостовика (рис. 1).

Рисунок 1 – Голка розпилювача

В процесі роботи голки під дією динамічного навантаження можуть виникати задирки, які викликають її зависання в направляючому отворі корпусу розпилювача. Зависання голки може відбуватися також через наявність у паливі сірки, яка сприяє утворенню коксу (нагару) на внутрішній поверхні розпилювача і на конусній поверхні голки. Порушення щільності прилягання поверхні конусу голки і корпусу розпилювача може привести до прориву горючих газів із камери згоряння в середину розпилювача.

Проведений аналіз умов роботи і особливостей зносу деталей прецизійної пари паливної апаратури дозволив зробити висновок, що під час експлуатації ведучим видом зносу у голки є абразивний з наступним переходом у мікросхоплювання [2].

Для попередження заклинювання і зависання голки, зменшення інтенсивності зношування необхідно зменшувати шорсткість робочих поверхонь і підвищувати зносостійкість поверхонь тертя, теплостійкість деталей, що працюють в умовах високих температур. Виходячи з цього можна визначити вимоги до деталей прецизійних пар. Ці деталі повинні мати високу твердість, зносостійкість, корозійну стійкість, достатню теплостійкість, високу точність і низьку шорсткість.

Підвищення зносостійкості деталей паливної апаратури забезпечують різними способами зміцнення: термічною обробкою; хіміко-термічними методами; фізичними і фізико-хімічними методами (наплавлення, лазерна обробка, лазерне легування, електроіскрова обробка, іонно-плазмова) та ін. [3]. На основі проведеного аналізу публікацій була визначена мета роботи. Мета даної роботи – зміцнення голки розпилювача термічною обробкою і поверхневим імпульсним лазерним гартуванням лазером малої потужності [4].

Методика дослідження

Хімічний склад сталі Р18 (0,73–0,83 % С, 0,20–0,50 % Si, 0,20–0,50 % Mn, ≤0,030 % S, ≤0,030 % P, 3,80–4,40 % Cr, ≤0,60 % Ni, Mo≤1,0 %, 1,00–1,40% V, ≤0,25 % Cu, 17,0–18,5 % W, ≤0,50 % Co) визначали на портативному лазерному аналізаторі Laser Z200 C+. Дослідження проводилися на зразках однакового діаметра 6 мм, одержаних з однієї плавки. Металографічні дослідження проводилися за загальноприйнятою методикою за ГОСТ 9450-76 на металографічному мікроскопі. Для виявлення структури сталі застосовували травлення реактивом: 4 % азотної кислоти, інше – етиловий спирт. Фазовий склад визначали методом рентгеноструктурного аналізу. Визначення мікротвердості проводили втискуванням чотиригранної алмазної піраміди

з навантаженням 100 г на дослідницькому комплексі на основі мікротвердоміра ПМТ-3. Для лазерного зміцнення використовували твердотільний YAG-лазер потужністю 5 Вт (діодне накачування, довжина хвилі випромінювання λ=1,064 мкм, імпульсний режим).

Термічна обробка та поверхневе зміцнення голки розпилювача

В литому стані сталь Р18 має структуру ледебуритної евтектики, яку усувають гарячою деформацією (куванням) шляхом подрібнення первинних карбідів. Для покращення оброблюваності (зниження твердості до 207 - 255 НВ) після гарячої пластичної деформації сталь піддавали ізотермічному відпалу. Високі експлуатаційні властивості вироби з швидкорізальних сталей набувають після гартування і триразового відпуску. Для зменшення тривалості термічної обробки запропоновано піддавати голку розпилювача гартуванню і обробці холодом. Структура сталі після гартування являє собою високолегований мартенсит, нерозчинені залишкові карбіди і залишковий аустеніт. Кількість залишкового аустеніту зменшується приблизно до 3-5 %, що супроводжується збільшенням твердості (вторинна твердість). Після обробки холодом сталь піддавали одноразовому відпуску при t=550-570 °С на протязі 60 хв.

Для поверхневого зміцнення в роботі запропоновано використовувати імпульсне лазерне випромінювання.

В роботі проводили дослідження впливу тривалості імпульсу на мікротвердість H_{100} загартованого шару. Тривалість імпульсу визначає густину енергії випромінювання, тобто енергію в імпульсі. Залежність, що наведена на рис. 2, а, має максимум мікротвердості при τ=3 мс. При τ=3 мс також спостерігається максимальна кількість карбідів (рис. 2, б).

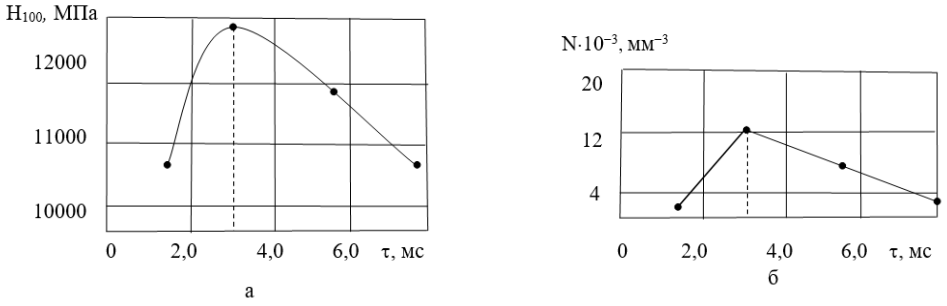


Рисунок 2 – Залежність твердості (а) загартованого шару і кількості карбідів (б) від тривалості імпульсу

Металографічними дослідженнями не вдалось знайти різницю між структурою сталей після лазерного гартування імпульсами різної довжини. Однак при рентгеноструктурному аналізі таку різницю знайдено. Так, при τ_i=3,0 мс в сталі мінімум залишкового аустеніту, тоді як після лазерного гартування імпульсами 1,5 і 8,0 мс в структурі знайдено ~15 % залишкового аустеніту.

Для всіх досліджуваних значень τ_i після лазерного гартування від температури T_c в структурі сталей присутні вторинні карбіди, їх кількість також залежить від тривалості імпульсу.

Між залежностями мікротвердості, кількістю залишкового аустеніту і числом вторинних карбідів від довжини імпульсу спостерігається хороша кореляція. Це є свідоцтвом того, що характер зміни мікротвердості обумовлений різним характером дисперсійного твердіння і різною кількістю залишкового аустеніту.

На рис. 3 наведена залежність мікротвердості від енергії в імпульсі.

Максимальну твердість отримують при енергії в імпульсі 8,5 Дж. Таким чином, максимальна твердість досягається після лазерного гартування від температур близьких до T_c імпульсами тривалістю 3 мс. Для того, щоб нагріти поверхневий шар до T_c, густина енергії імпульсів складає 120 Дж·см$^{-2}$, густина потужності 40 квт·см$^{-2}$.

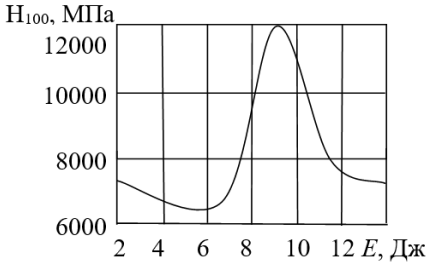


Рисунок 3 – Залежність твердості від енергії в імпульсі

Зниження твердості при збільшенні тривалості імпульсу (і щільності енергії) пояснюється оплавленням поверхні і утворенням менш твердих структурних складових, збільшенням кількості залишкового аустеніту. Обробка з оплавленням порушує також геометрію поверхні.

Розподіл твердості за глибиною зміцненого шару наведено на рис. 4. Глибина зміцненого шару при лазерному зміцненні на оптимальних режимах досягає 0,15-0,2 мм.

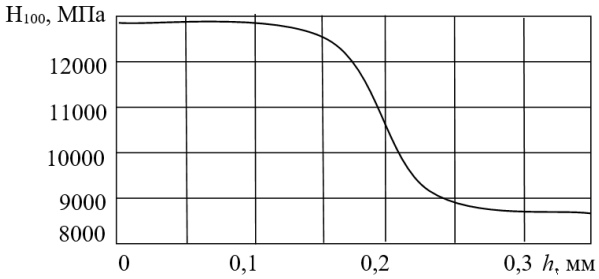


Рисунок 4 – Зміна мікротвердості за глибиною зони лазерного впливу

Широке розповсюдження лазерного імпульсного термічного зміцнення обумовлено формуванням специфічних метастабільних структур, які мають високий опір зносу і мікроруйнуванню в процесі тертя. Як правило під дією лазера на поверхні утворюється тонкий зміцнений шар з підвищеною твердістю і корозійною стійкістю, що має структуру легованого мартенситу, карбідів і залишкового аустеніту.

В залежності від режиму випромінювання, якості поверхневого шару, вихідного хімічного складу і структури сталі Р18 твердість зміцненого шару може досягати 11500–12900 МПа.

Порушення режимів лазерної обробки (збільшення енергії в імпульсі, збільшення тривалості імпульсу) сприяє оплавленню поверхневого шару (рис. 5).

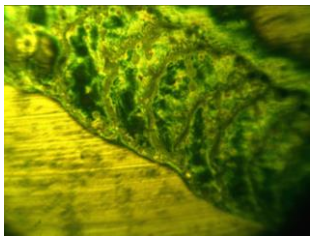


Рисунок 5 – Лазерне зміцнення з оплавленням поверхневого шару

Плавлення сприяє повному розчиненню карбідів, вирівнюванню хімічного складу розплаву і утворенню аустенітної структури. Обробка з оплавленням приводить до погіршення якості поверхні - збільшення шорсткості, порушення геометрії. Для прецизійних деталей паливної апаратури не може бути рекомендований режим з оплавленням поверхневого шару.

Висновки

1. Основним видом зносу прецизійної деталі паливної апаратури голки розпилювача є абразивний з переходом у мікросхоплювання, супутній вид зносу – окислювальний.

2. Рекомендовано замінити стандартний режим об′ємної термічної обробки голки розпилювача із сталі Р18 (гартування і три відпуски) на гартування, обробку холодом і один відпуск, що дозволяє зменшити тривалість термічної обробки.

3. Визначені оптимальні параметри лазерної обробки для отримання максимальної твердості 12900 МПа: енергія в імпульсі 8,5 Дж, імпульси тривалістю 3 мс, густина енергії імпульсів - 120 Дж·см$^{-2}$, густина потужності - 40 квт·см$^{-2}$.

4. Встановлено, що порушення режимів лазерної обробки (збільшення енергії в імпульсі, збільшення тривалості імпульсу) призводить до оплавлення поверхневого шару і сприяє зниженню твердості та погіршенню якості поверхні - збільшення шорсткості, порушення геометрії.

Література

1. Локшин Е. С. Эксплуатация и техническое обслуживание дорожных машин, автомобилей и тракторов. М. : Мастерство, 2002. 464 с.

2. Износ основных деталей дорожных машин / Икрамов У., Ташпулатов М., Иргашев А., Мухамеджанов Б. Ташкент : Изд-во «Фан», 1976. 134 с.

3. Классификация технологий упрочнения, нанесения покрытий и восстановления деталей топливной аппаратуры дизельных двигателей / Шарифуллин С. Н., Адигамов Н. Р., Тополянский П. А., Байниязова А. Т. *Вестник казанского государственного аграрного университета.* 2019. Том 14, № 3 (54). С. 53-59.

4. Афанасьева О. В., Лалазарова Н. А. Влияние параметров импульсной лазерной закалки на структуру и свойства углеродистых сталей. *Прикладная радиоэлекироника*. 2015. Т. 14, №3. С. 262-266

УДК 621.791

ДОСЛІДЖЕННЯ МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ Й ТРІЩИНОСТІЙКОСТІ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ СТАЛІ 09Г2С[15]

Новосельцев І.Е., ст. гр. МС-42т3-18, ХНАДУ

Анотація. *Проведено дослідження структурно-механічної неоднорідності стикових зварних з'єднань сталі 09Г2С, виконаних двостороннім автоматичним зварюванням плавленням. На основі проведених досліджень визначено середні значення й коефіцієнти варіацій границі текучості, тимчасового опору й тріщиностійкості Jc металу з'єднань. Показано, що статистичні варіації границі текучості, тимчасового опору й тріщиностійкості Jc металу різних зон з'єднань не мають чітких кореляцій між собою.*
Ключові слова: *сталь, зварювання, механічні властивості, тріщиностійкість.*

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ СТАЛИ 09Г2С

Новосельцев И. Э., ст. гр. МС-42т3-18, ХНАДУ

Аннотация. *Проведено исследование структурно-механической неоднородности стыковых сварных соединений стали 09Г2С, выполненных двусторонней автоматической сваркой плавлением. На основе проведенных исследований определены средние значения и коэффициенты вариаций предела текучести, временного сопротивления и трещиностойкости J_c металла соединений. Показано, что статистические вариации предела текучести, временного сопротивления и трещиностойкости J_c металла различных зон соединений не имеют четких корреляций между собой.*
Ключевые слова: *сталь, сварка, механические свойства, трещиностойкость.*

RESEARCH OF MECHANICAL PROPERTIES AND CRACK RESISTANCE OF WELD JOINTS OF STEEL 09Г2С

Novoselcev I. E., st. of gr. MS-42t3-18, HNAHU

Abstract. *The research of structural and mechanical heterogeneity of the abutting weld joints of steel 09G2S executed by bilateral automatic welding by melting is conducted. On the basis of the conducted researches mean values and coefficients of variations of a tear strength, temporary resistance and crack resistance of Jc of metal of connections are defined. It is shown that statistical variations of a tear strength, the temporary resistance and crack resistance of J_c of metal of different zones of connections have no accurate correlations among themselves.*
Key words: *steel, welding, mechanical properties, crack resistance.*

Вступ

Однієї з істотних особливостей зварних з'єднань є структурно-механічна неоднорідність металу. Природа й властивості цієї неоднорідності неодноразово досліджувалися, однак, її роль як фактора руйнувань зварних з'єднань залишається до кінця не певною. Негативні ефекти неоднорідності звичайно проявляються в комплексі з перерозподілом полів номінальних і локальних напружень, деформацій, старінням металу, нагромадженням утомлюваних ушкоджень. Істотним є й статистичний фактор структурно-механічної неоднорідності, оскільки формування

[15] Робота виконана під керівництвом доцента Багрова В.А.

вогнищ руйнування зварних з'єднань багато в чому залежить від випадкових розсіювань мікро- й макрохарактеристик різних зон зварного шва. У зв'язку із цим структурно-механічна неоднорідність має особливе значення й розглядається як необхідний елемент комплексного експериментального дослідження міцності й тріщиностійкості зварних з'єднань.

Це спричиняє актуальність проведених досліджень структурно-механічної неоднорідності зварних з'єднань, виконаних дуговим зварюванням плавленням.

Аналіз публікацій

Зварювальні процеси протікають по складним фізико хімічним законам при високій температурі. Оцінка впливу більшості параметрів на зварювальні процеси розраховується наближено по номограмам або емпіричними формулами, складеними на основі статистичних даних 30-40 річної давності [1]. Вибір способу і найкращих режимів зварювання легованих сталей, які працюють в різних умовах, пов'язаний з деякими труднощами: трудомісткість і тривалість виконання дослідження, значні матеріальні витрати, що обмежує кількість варіантів раціонального рішення. Крім того, отримані математичні моделі та залежності не дають візуального представлення про протікання процесів зварювання [2].

Структура і властивості зварних з'єднань з низьколегованих сталей пов'язані з технологічним процесом зварювання і залежать від обраного способу і режимів (фронт газового захисту, швидкість зварювання, напруга дуги, сила зварювального струму, температура попереднього підігріву, температура наступної термообробки й інш.). Крім цього, швидко протікають процеси у зварювальній ванні, створюють нерівноважні умови кристалізації, а незавершеність процесів дифузії й конвективного масоперенесення обумовлює хімічну і структурну неоднорідність [3], що знижує експлуатаційні властивості виробів і в більшості випадків призводить до передчасного руйнування. Найбільшу небезпеку становить зона сплаву наплавленого металу з основним (навколошовна зона), де спостерігається підвищена хімічна і структурна неоднорідність, а також пік концентрації внутрішніх зварювальних напружень.

Мета досліджень

Мета досліджень полягала в одержанні статистичної інформації про характеристики механічних властивостей різних зон зварних з'єднань для наступної розробки розрахункових моделей деформування й розвитку критеріїв руйнування.

Методи і матеріали дослідження

Дослідження виконані на зварних з'єднаннях сталі марки 09Г2С, яка широко застосовується у сучасному машинобудуванні. Сталь 09Г2С застосовується для виготовлення різних деталей і елементів зварних металоконструкцій загального призначення, що працюють при температурі від мінус 70 до плюс 425 °С: парових казанів, апаратів і місткостей, що працюють під тиском; деталей трубопровідних арматур, відповідальних зварних машинобудівних і будівельних конструкцій.

Для виготовлення зразків використовувалися прокатні листи товщиною 10 мм, довжиною 500 мм і шириною 150 мм. Механічні властивості сталей при даній товщині листового прокату відповідно до ДЕРЖСТАНДАРТ 5520-79 представлені в табл. 1.

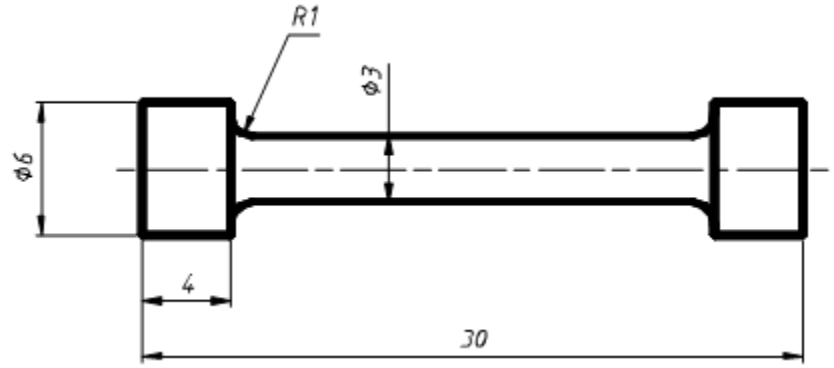
Таблиця 1 - Механічні властивості листового прокату товщиною 10 мм

Сталь	ДЕРЖСТАНДАРТ	Модуль пружності E, МПа	Межа текучості $\sigma_т$, МПа	Тимчасовий опір $\sigma_в$, МПа	Відносне подовження δ_5, %
09Г2С	5520-79	$2{,}1 \cdot 10^5$	325	470	21

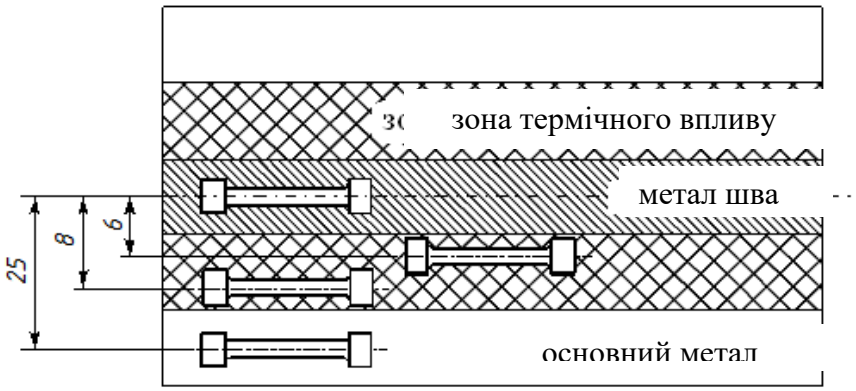
Зварювання проводилося автоматичним способом під флюсом дротом діаметром 2 мм. Для сталі 09Г2С – флюс АН-348А й дріт Св08ГА. Зварювання проводилося з двох сторін. Пер-

ша сторона: струм зварювання 300–320 А, напруга 26–27 В, швидкість 40 м/год, виліт електрода 25 мм. Друга сторона: струм зварювання 410–430 А, напруга 29–40 В, швидкість 40 м/год, виліт електрода 25 мм.

Для визначення характеристик механічних властивостей випробовувалися стандартні циліндричні зразки за ДСТУ 6996 з діаметром робочої частини 3 мм. Зразки вирізалися в поздовжньому напрямку із чотирьох областей зварного з'єднання, розташованих на відстані 0, 6, 8 і 25 мм від центра шва (рис. 1), по чотирі зразка з кожної області.



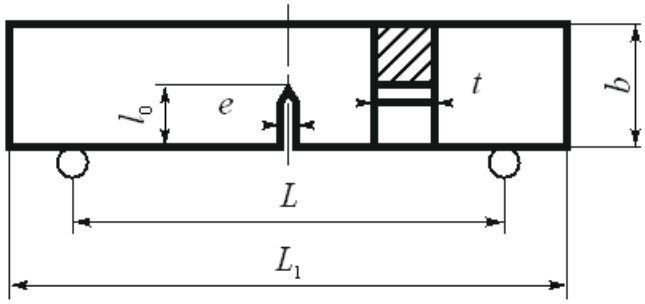
а



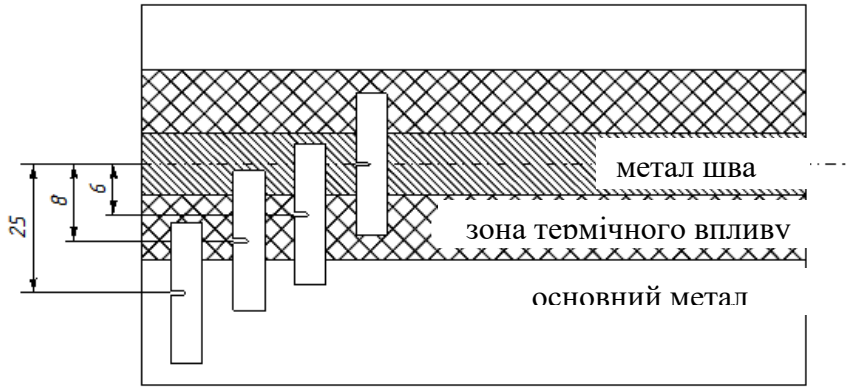
б

Рисунок 1 - Стандартний циліндричний зразок і схема вирізки

Характеристики тріщиностійкості визначалися на плоских прямокутних зразках із крайовою тріщиною відповідно до ДЕРЖСТАНДАРТУ 25.506-85. Геометрія й схема вирізки (рис. 2) аналогічна схемі для циліндричних зразків — по чотирьох зразка з кожної області.



а



б

l_0 = 6 мм; e = 1 мм; t = 6 мм; b = 12 мм; L = 48 мм; L_1 = 54 мм

Рисунок 2 - Плоский прямокутний зразок і схема вирізки

Випробування проводилися на універсальній іспитовій машині BiSS моделі Bi-00-201, призначеної для механічних випробувань на міцність, витривалість і руйнування в інтервалі навантажень до 5 кН із частотою навантаження від 0 до 100 Гц. Для розтягання навернутих циліндричних зразків використовувався реверсор.

Тріщина вирощувалася в умовах циклічного навантаження при трьохточковому вигині з коефіцієнтом асиметрії циклу рівним 0,1 при максимальному навантаженні 1,22 кН для зразків зі сталі 09Г2С.

Випробування циліндричних зразків проводилися із записом діаграм «навантаження – подовження». Механічні характеристики визначалися за ДСТУ 1497-84.

При випробуваннях на трьохточковий вигин по діаграмі «навантаження – переміщення» визначалося критичне значення J-Інтеграла, що відповідає максимальному руйнівному навантаженню по наступній формулі [4]

$$J_C = \frac{\left(1-\mu^2\right)K_C^{*2}}{E} + \frac{A_{pC}}{\left(b-l\right)t}\frac{\chi}{k}, \tag{1}$$

де μ – коефіцієнт Пуассона рівний 0,3;

E – модуль пружності;

l – вихідна довжина тріщини;

b, t – розміри поперечного брутто-перетину зразка (рис. 2, а);

K_c^* – умовний критичний коефіцієнт інтенсивності напружень;

A_{pC} – робота, що відповідає пластичної частини під діаграмою навантаження зразка; χ=2; k =1.

Вихідна довжина тріщини l визначалася як середнє арифметичних вимірів в 3 точках на контурі утомлюваної тріщини, розташованих через рівні проміжки (рис. 3)

$$l = \frac{l_1 + l_2 + l_3}{3}, \tag{2}$$

Умовний критичний коефіцієнт інтенсивності напружень K_c^* визначався по формулі [4]

$$\begin{aligned} K_C^* &= \frac{P_C \cdot L}{t \cdot \sqrt{b^3}} \cdot Y_4, \\ Y_4 &= 3,494\left[1 - 3,396\left(\frac{l}{b}\right) + 5,839\left(\frac{l}{b}\right)^2\right], \end{aligned} \tag{3}$$

де P_C – максимальне навантаження, що діє на зразок;

L – відстань між опорами, рівна 48 мм.

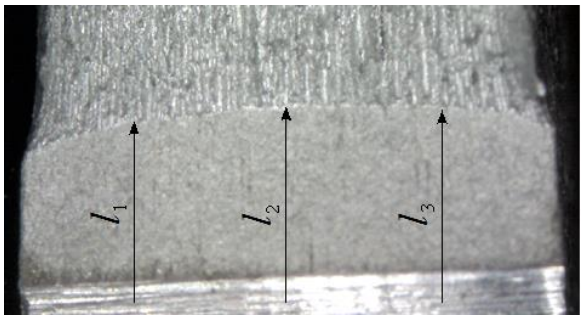


Рисунок 3 - Контур вихідної утомлюваної тріщини

Робота A_{pC} визначалася як площа під діаграмою «навантаження – переміщення», обмежена прямою паралельної лінійної частини діаграми й проведеної через крапку з максимальним навантаженням PC (рис. 4).

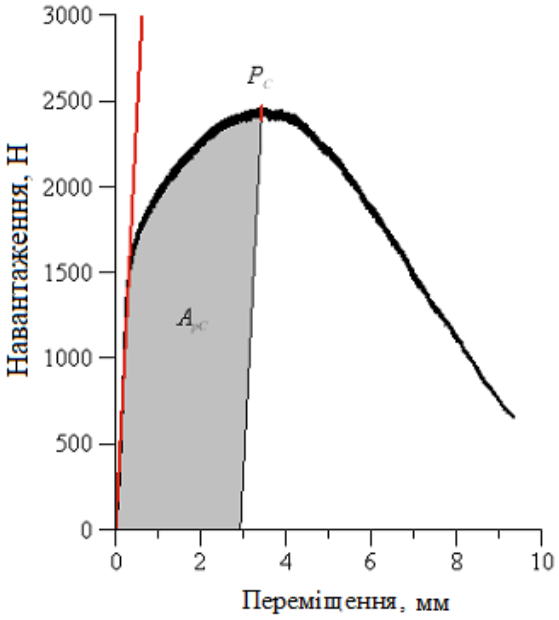


Рисунок 4 - Діаграма деформування зразків із крайовою тріщиною при трьохточковому вигині

Результати досліджень

Варіації структурно-механічних властивостей є основою для формування чисельної моделі оцінки тріщиностійкості зварних з'єднань. Середні значення й коефіцієнти варіації визначалися для трьох зон зварного з'єднання шляхом об'єднання сукупностей експериментальних значень отриманих у кожній зоні [5, 6].

Коефіцієнт варіації визначався по формулі:.

$$\nu = \frac{\sigma}{\overline{x}}, \tag{4}$$

де σ - середньоквадратичне відхилення;

$\overline{x}$ – середнє значення.

Коефіцієнти варіації границі текучості й тимчасового опору у зварному шві зі сталі 09Г2С змінюються в межах від 0,04 до 0,07 і від 0,1 до 0,4 відповідно. Найбільшого значення коефіцієнт варіації *J-Інтеграла* досягає в ЗТВ – 0,26 для 09Г2С. В основному металі зварного шва зі сталі 09Г2С коефіцієнт варіації дорівнює 0,14, у металі шва - 0,07.

Таблиця 2 - Середні значення $\overline{x}$ і коефіцієнти варіації ν механічних властивостей і *J-Інтеграла* в зонах зварного з'єднання

Зона зварного шва	Границя текучості		Тимчасовий опір		J-Інтеграл	
	МПа	ν	МПа	ν	$\overline{x}$, кДж/м^2	ν
09Г2С						
Основний метал	442	0,04	593	0,02	84	0,14
ЗТВ	466	0,07	631	0,01	87	0,26
Метал шва	414	0,06	571	0,04	89	0,07

Згідно з отриманими даними варто відзначити, що варіація J-Інтеграла перевищує варіації інших досліджуваних величин. Найбільше це проявляється для ЗТВ, оскільки в цій зоні істотно виражена мікроструктурна неоднорідність, що впливає на напружений стан у вершині тріщини. Механічні властивості, визначені на циліндричних зразках, менш піддаються впливу неоднорідності, оскільки в процесі деформування задіяні зерна металу за всіма перетинами зразка.

Висновки

1. Проведено дослідження структурно-механічної неоднорідності стикових зварних з'єднань сталі 09Г2С, виконаних двостороннім автоматичним зварюванням плавленням. Визначено середні значення й коефіцієнти варіацій границі текучості, тимчасового опору й тріщиностійкості *Jc* металу з'єднань.

2. Показано, що статистичні варіації границі текучості, тимчасового опору й тріщиностійкості *Jc* металу різних зон з'єднань не мають чітких кореляцій між собою.

3. При чисельному статистичному моделюванні деформування й руйнування зварних з'єднань для кожної розглянутої характеристики необхідно використовувати відповідні їй коефіцієнти варіації. Використання узагальнених коефіцієнтів варіацій може приводити до істотних погрішностей оцінок працездатності зварних з'єднань.

Література

1. Справочник сварщика / Под ред. В.В. Степанова. – М.: Машиностроение, 1974. – 519с.

2. Киселев А.С. Компьютерное моделирование тепловых, структурных и деформационных процессов при термических технологических воздействиях / А.С. Киселёв // Заводская лаборатория. – 1999. – № 10. – С. 41–48.

3. Ларионов Л.Н. Диффузионные процессы в твердой фазе при сварке / Л.Н. Ларионов, В.Р. Рябов. – М.: Машиностроение, 1975. – 180 с.

4. Махутов Н.А. Деформационные критерии разрушения и расчет элементов конструкций на прочность Н.А. Махутов. - М.: Машиностроение, 1981. - 272 с.

5. Степнов М.Н. Вероятностные методы оценки характеристик механических свойств материалов и несущей способности элементов конструкций / М.Н. Степнов. - Новосибирск: Наука, 2005. - 342 с.

6. Лепихин А.М. Прогнозирование надежности сварных соединений по критериям механики разрушения: автореф. дис. … канд. техн.наук: Якутск, ИФТПС, 1987. - 20 с.

УДК 621.9.025:621.787

ДРОБОСТРУМІННЕ ЗМІЦНЕННЯ ТВЕРДОСПЛАВНОГО ІНСТРУМЕНТА[16]

Михайлов Д.І., ст. гр. МС-31-17, ХНАДУ

Анотація. *Наведені результати досліджень впливу швидкості різання і переривчастого характеру обробки на міцність твердосплавних токарних різців та ефективність їх дробоструминного зміцнення.*
Ключові слова: *твердий сплав, чорнове точіння, дробоструминне зміцнення, руйнувальна подача..*

ДРОБЕСТРУЙНОЕ УПРОЧНЕНИЕ ТВЕРДОСПЛАВНОГО ИНСТРУМЕНТА

Михайлов Д.И., ст. гр. МС-31-17, ХНАДУ

Аннотация. *Приведены результаты исследований влияния скорости резания и прерывистого характера обработки на прочность твёрдосплавных токарных резцов и эффективность их дробеструйного упрочнения.*
Ключевые слова: *твёрдый сплав, черновое точение, дробеструйное упрочнение, разрушающая подача.*

SHOT BEAD HARDENING

Mikhailov D.I., st. of gr. MS-31-17, KhNAHU

Abstract. *The results of studies of the influence of the cutting speed and the intermittent nature of the treatment on the strength of hard-alloy turning tools and the efficiency of their shot-peening hardening are presented.*
Keywords: *hard alloy, rough turning, shot-peening hardening, destroying feed.*

Вступ

Ефективність експлуатації сучасного високопродуктивного металорізального обладнання в значній мірі визначається міцністю і надійністю інструменту. Одним з досить простих і ефективних засобів підвищення різальних властивостей твердосплавного інструменту є обробка дробом [1].

Аналіз публікацій

Вченими оптимізована технологія зміцнення, створено відповідне обладнання, досліджено ефективність обробки дробом різців для точіння сталі і чавуну. Встановлено, що зміцнення дозволяє підвищити подачу до 1,3 разів або знизити витрати інструменту до 3 разів. Рекомендовано піддавати зміцненню чорновий і напівчистовий інструмент, напайний і з механічним кріпленням [2].

З урахуванням позитивного ефекту дробоструминного зміцнення інструменту для обробки сталі і чавуну має науковий і практичний інтерес поширення отриманих результатів на більш широке коло оброблюваних матеріалів, зокрема, на титанові сплави. Виробництво цих сплавів зростає випереджаючими темпами, їх номенклатура і діапазон властивостей безперервно розширюються, а роль в народному господарстві і забезпеченні експорту зростає.

[16] Робота виконана під керівництвом доцента Лалазарової Н.О.

Сплави титану мають ряд специфічних властивостей, що обумовлює виникнення в зоні різання температур в 2-3 рази більших, ніж при обробці сплавів на основі заліза і алюмінію [3]. Обробка титанових сплавів характеризується високим контактним тиском, низьким коефіцієнтом усадки стружки, інтенсивними адгезійними явищами [4]. Поверхні заготовок титанових сплавів покриті твердою коринкою з дуже неоднорідною структурою. На поверхні оброблюваних злитків часто є ливарні дефекти значних розмірів типу раковин, тріщин, напливів, непроплавів та ін. [5].

Підвищені силові і теплові навантаження на інструмент призводять до низького рівня його надійності. Аналіз впливів в ряду: властивості титанових сплавів - характеристики процесу їх обробки різанням - процеси, що призводять до відмови інструменту - характеристики його безвідмовності і довговічності - дозволив встановити загальну схему впливу умов різання на надійність інструменту для обробки титанових сплавів [6].

Галузь раціонального застосування дробоструминного зміцнення інструменту багатомірна і має складну форму. Вплив умов різання на ефективність зміцнення інструменту часто визначається зміною механізму його відмови. Верхня межа зони раціонального використання зміцненого інструменту визначається деструкцією зміцнюючих структур, що нівелює зміцнюючий фактор. Так, межа ефективного використання інструменту, зміцненого дробом, визначається знеміцненням його різальної частини внаслідок рекристалізаційних процесів [7] в поверхневому шарі твердих сплавів. Температура різання може перевищити температуру рекристалізації при поєднанні високих швидкостей різання, подач і міцності оброблюваного матеріалу [8].

Дефекти поверхневого шару, похибки геометричної форми злитків та їх установки (центрування) на верстаті обумовлюють динамічний характер навантаження інструменту, в його спектрі виникають перевантаження. Відомо, що перевантаження знижують ефективність поверхневого наклепу [9].

Поверхневий шар злитка має абразивну дію на різальну частину, що може призводити до швидкого видалення зміцненого шару внаслідок його абразивного зношування. Зниження ефективності дробоструминного зміцнення інструменту зв'язується з можливістю зношування зміцненого шару [1]. Рекомендується застосовувати дробоструминне зміцнення твердосплавних різців при обробці титанових сплавів лише при відсутності ливарної коринки [6].

Таким чином, факторами, що визначають можливе зниження ефекту зміцнення інструменту при обробці заготовок чорних металів і титанових сплавів, є: наявність ударів при різанні, підвищена температура і прискорене абразивне зношування.

Оскільки у виробничих умовах ці, а також інші фактори діють в комплексі, взаємопов'язано, важко виокремити їх роздільний вплив на надійність інструменту і ефективність його зміцнення. Доцільно тому вивчити їх в умовах контрольованого лабораторного експерименту.

Мета роботи - вивчити вплив умов різання на надійність інструменту і ефективність його дробоструминного зміцнення.

Методика дослідження

Для диференційного вивчення впливу температури і переривчастості різання на ефективність зміцнення інструменту дробом провели повнофакторний експеримент 2^3 [10]. Підбором рівнів факторів змоделювали необхідні умови випробувань різанням (табл. 1). Лабораторні випробування інструменту на міцність [1] проводили на токарному верстаті мод. 163. Матеріал заготовки – прокат з титанового сплаву, вихідний діаметр - 150 мм, довжина - 1200 мм. Для забезпечення уривчастості різання на поверхні заготовки простругали паз уздовж поздовжньої осі шириною 6 мм.

Випробовувані пластини кріпили прихватом в спеціальній державці власної конструкції, причому різальну пластину кріпили на твердосплавній опорі К20. Опорні поверхні різальних і опорних пластин попередньо притирали на чавунній доводочній плиті. Виліт державки з різцетримача – 40 мм, виліт пластини над підкладкою – 2,5 мм, головний кут в плані – 90 °, радіус при вершині – 0,5 мм.

Випробуванню на міцність піддавали 120 твердосплавних пластин ВК8 до підрізних різців по 15 пластин на кожен іспит. Половину пластин (60 шт) зміцнені дробом на пристрої В-4 власної конструкції. Режими зміцнення були попередньо оптимізовані.

Випробування проводили при частоті обертання заготовки 10 об/хв (V_1 = 0,0785 м/с) і 200 об/хв (V_2 = 1,57 м/с). Глибина різання – 2,0 мм, величину подачі підвищували поступово, час роботи на кожному ступені – 10 с. Критерій відмови – поламка різальної пластини. Фіксували подачу, при якій відбувалася поламка пластини, і час роботи на останньому ступені. Пластини досліджували з чергуванням різних варіантів для дотримання ідентичності умов випробувань і виключення впливу змін жорсткості системи протягом випробувань (рандомізований план експерименту).

Матриця планування експерименту передбачала 8 варіантів умов, для яких наведені результати випробувань: M_{SP} – середня руйнуюча подача з 15 дослідів, S_{SP} – середньоквадратичне (стандартне) відхилення руйнуючої подачі, V_{SP} – коефіцієнт варіації руйнуючої подачі (табл. 2).

Таблиця 1 – Рівні факторів та інтервали їх варіювання

Кодироване позначення фактора	Найменування досліджуваного фактора	Значення фактора, що відповідає його рівням	
		-1	+1
x_1	Наявність уривчастості різання	Відсутнє	Мається
x_2	Швидкість різання	V_1 = 0,0785 м/с	V_2 = 1,57 м/с
x_3	Наявність зміцнення інструменту дро-бом	Відсутнє	Мається

Таблиця 2 – Умови і результати випробувань твердосплавних пластин

№ експерименту	Кодовані значення досліджуваних факторів			Результати випробувань пластин на міцність		
	x_1	x_2		x_1	x_2	
1	+	+	+	0,65	0,18	0,30
2	+	+	-	0,41	0,13	0,39
3	+	-	+	0,97	0,28	0,30
4	+	-	-	0,37	0,17	0,54
5	-	+	+	0,61	0,10	0,17
6	-	+	-	0,46	0,05	0,13
7	-	-	+	1,22	0,40	0,33
8	-	-	-	0,52	0,08	0,17

Методом найменших квадратів розраховували коефіцієнти рівнянь регресії

$$a = b_0+b_1x_1+b_2x_2+b_3x_3+b_{12}x_1x_2+b_{13}x_1x_3+b_{23}x_2x_3+b_{123}x_1x_2x_3, \quad (1)$$

де a – досліджуваний параметр (M_{SP}, S_{SP}, V_{SP});

b – коефіцієнти рівняння регресії (1);

x_1, x_2, x_3 – змінні фактори (табл. 1).

Перевірка отриманих рівнянь (1) за допомогою критерію Фішера [10] підтвердила їх адекватність. Значимість коефіцієнтів рівнянь регресії визначали методом довірчих інтервалів [10] – коефіцієнт значущий, якщо його абсолютна величина більше довірчого інтервалу

$$\Delta = (t \cdot S)/\sqrt{n}, \quad (2)$$

де Δ – довірчий інтервал коефіцієнтів рівняння (1);

t – критерій Стьюдента;

S – середнє середньоквадратичне відхилення руйнуючої подачі (середньоквадратичне значення з 8 результатів в передостанньому стовпці табл. 1);

n – кількість паралельних дослідів (15).

Дробоструминне зміцнення твердосплавного інструменту

Обробкою результатів експерименту отримали наступні рівняння регресії (з урахуванням значущості коефіцієнтів показані тільки значущі). Міцність інструменту, її середньоквадратичне відхилення і коефіцієнт варіації, відповідно

$$M_{SP} = 0{,}65 + 0{,}21x_3 – 0{,}12x_2 – 0{,}11x_2x_3 \quad (3)$$

$$S_{SP} = 0{,}17 – 0{,}06x_2 + 0{,}07x_3 \quad (4)$$

$$V_{SP} = 0{,}29 + 0{,}09x_1 – 0{,}07x_{13} \quad (5)$$

Значення довірчого інтервалу для рівняння (3) дорівнює 0,09, при цьому значимі виявилися лише коефіцієнти при двох факторах і при одній парній взаємодії.

Аналіз рівняння (3) з урахуванням значущості його коефіцієнтів показав, що в досліджуваній області умов обробка дробом (x_3) забезпечила середнє підвищення руйнуючої подачі в 2,0 рази. Значення приросту міцності в результаті обробки дробом знаходяться у верхній частині діапазону величин, знайдених раніше [1, 2]. Це можна порівняти також з підвищенням руйнуючої подачі при оптимальному округленні лез інструмента – від 1,1 до 2,0 разів [1].

Підвищення швидкості різання (x_2) знижує величину руйнуючої подачі (коефіцієнт -0,12) за рахунок посилення впливу механічного і теплового факторів при різанні. У більш вузькому діапазоні зміни швидкості різання (від 0,28 до 0,41 м/с) було відзначено невелике (5 %) підвищення руйнуючої подачі [11], що в нашому експерименті не могло бути виявлено через наявність всього двох значень швидкості. Можна припустити загальну форму залежності руйнуючої подачі від швидкості у вигляді кривої з максимумом. Тоді в [11] могла бути виявлена лише гілка, що сходить, а в нашому експерименті – і та що спадає.

Дуже важливим є наявність значущої взаємодії факторів в рівнянні (3), що показує суттєве зниження ефекту дробоструминного зміцнення з підвищенням температури різання (коефіцієнт -0,11). У вузькому ж діапазоні зміни швидкості був відзначений протилежний ефект: зростання ефекту зміцнення зі збільшенням швидкості [11]. Мабуть, з ростом швидкості різання і, відповідно, температури різальної частини, міцність останньої спершу підвищується внаслідок твердіння, а потім падає через процеси рекристалізації зміцненого шару, аналогічно, наприклад [7].

У той же час, наявність удару при різанні не впливає на ефективність зміцнення дробом (коефіцієнт при x_1 незначний). Це корелює з даними про високу ефективність дробоструминного зміцнення фрез Т5К10 при обробці сталі 40ХН [1]. Несуттєвий вплив динамічного навантаження інструменту на ефективність його зміцнення може бути результатом впливу двох протилежно діючих чинників: наявність ударів при різанні може викликати знеміцнення інструменту, а охолодження різальної частини в перервах між різанням знижує можливий ефект рекристалізації твердого сплаву.

Висновки

1. Дробоструминна обробка інструменту призводить до збільшення руйнуючої подачі при точінні до 2 разів за рахунок зміцнення поверхневого шару твердого сплаву.

2. Переривчастість різання, наявність механічного удару не має істотного впливу на ефективність зміцнення дробом.

3. Основним фактором, що визначає відмінність ефективності зміцнення інструменту при обробці сталей і титанових сплавів, є температура в зоні різання. Значне збільшення температури в зоні різання істотно знижує ефект зміцнення дробом.

4. Якщо не ставиться спеціальне завдання вивчення розсіювання, то при випробуваннях різального інструменту на стійкість, як показник розсіювання, слід приймати середньоквадратичне (стандартне) відхилення періоду стійкості, а при випробуваннях його на міцність – коефіцієнт варіації руйнуючої подачі.

Література

1. Хает Г. Л. Прочность режущего инструмента. М. : Машиностроение, 1975. 168 с.
2. Хает Л. Г., Гах В. М., Левин В. И. Упрочнение твердосплавного режущего инструмента поверхностным деформированием. М. : ВНИИМАШ, 1981. 54 с.
3. Кривоухов В. А., Чубаров А.Д. Обработка резанием титановых сплавов. М.: Машиностроение, 1970. 180 с.
4. Петруха П. Г. Резание труднообрабатываемых материалов. М. : Машиностроение, 1972. 175 с.
5. Титановые сплавы: Плавка и литьё титановых сплавов. М. : Металлургия, 1978. 383 с.
6. Хает Л. Г., Гринберг П. Б. Сборные резцы для чернового точения труднообрабатываемых материалов. М. : ВНИИТЭМР, 1986. 64 с.
7. Влияние нагрева на стабильность упрочнения магниевых сплавов поверхностным наклёпом / Бородин Н. А., Борисов С. П., Степнов М. Н., Хазанов И. И. *Вестник машиностроения*. 1969. № 1. С. 11-13.
8. Хает Л. Г., Лалазарова Н. А., Омельченко Н. В. Эффективность упрочнения режущего инструмента при обработке материалов разной твёрдости. Современная технология упрочнения, восстановления и механической обработки деталей с покрытиями. Киев : Знание, 1993. С. 32-33.
9. Шашин М. Я. Увеличение сопротивляемости разрушению при повторных ударах в случае применения упрочняющих обработок. *Вестник машиностроения*. 1963. № 9. С. 12-14.
10. Адлер Ю. П., Маркова Е. В., Грановский Ю. В. Планирование эксперимента при поиске оптимальных условий. М. : Наука, 1976. 279 с.
11. Хает Л. Г., Брусиловский Б. А. Влияние дробеструйной обработки и скорости резания на прочность твёрдосплавных резцов. Депонированная рукопись, НИИИНФОРМТЯЖМАШ. 1976. № 161. 12 с. (Реферат ВИНИТИ, 1977, № 11).
12. Маслов А. Р. Инструментальные системы машиностроительных производств. М. : Машиностроение, 2006. 336 с.
13. Хает Г. Л., Хает Л. Г., Еськов А. Л. Теория проектирования инструмента и её информационное обеспечение: Маркетинг, квалиметрия, надёжность, оптимизация. Раздел 3. Краматорск : ДГМА, 1994. 137 с.