

УДК 621.791.927.5

Влияние углерода на эффект вторичного твердения стали системы Fe–C–Ni–Cr–Mo–Si–Ti–Al, полученной наплавкой порошковой проволокой

Е.Н. Еремин, Н.О. Кузьмин, С.А. Бородихин, А.А. Бояркин

ОмГТУ

The effect of carbon on the secondary hardening process of the Fe–C–Ni–Cr–Mo–Si–Ti–Al steel system obtained by surfacing with a powder wire is studied

E.N. Eremin, N.O. Kuzmin, S.A. Borodikhin, A.A. Boiarkin

Omsk State Technical University

Для наплавки износостойких покрытий широко применяют порошковые проволоки на основе высокопрочных сталей с эффектом вторичного твердения. Исследованы особенности карбидно-интерметаллидного упрочнения старением экономнолегированной стали H7X6M2C2TiO с различной концентрацией углерода, полученной наплавкой порошковой проволокой. Установлено, что наилучшие показатели дюрOMETрических свойств такая сталь имеет после старения при температуре 550 °C в течение двух часов при концентрации углерода 0,25 %. В этом случае микротвердость матрицы достигает 681 HV, упрочняющих фаз — 1098 HV, а твердость стали — 53 HRC. Показано, что структура стали после старения состоит из мартенсита и пятнадцати видов соединений фазовых составляющих. Установлено, что упрочнение стали обусловлено образованием комплексов из одиннадцати интерметаллидов — NiAl, Cr_{0,92}Mo_{3,08}, Fe_{0,875}Mo_{0,125}, Fe_{0,68}Si_{0,25}Cr_{0,1}, D₂Ti, Mo_{0,984}Ni_{0,016}, Ti₃Al, Ni₃Ti, FeCr, AlFe, NiTi₂ — и четырех карбидов — TiD_{0,707}C_{0,5}, Cr₃C₂, TiC, SiC. Достаточно высокие значения твердости такой стали после старения позволяют рекомендовать порошковую проволоку, созданную на ее основе, для износостойкой наплавки покрытий.

EDN: ALDTDL, <https://elibrary/alddl>

Ключевые слова: экономнолегированная сталь, наплавка порошковой проволокой, интерметаллиды, упрочнение стали, фазовые составляющие, дюрOMETрические свойства

Powder wires based on high-strength steels with the effect of secondary hardening are widely used for surfacing wear-resistant coatings. The aim of the work was to study the features of carbide-intermetallic hardening by aging of low-alloy steel Ni7Cr6Mo2Si2TiAl with different carbon concentrations obtained by surfacing with powder wire. It has been established that such steel has the best durometric properties as a result of aging at a temperature of 550 °C for 2 hours at a carbon concentration of 0.25 %. In this case, the microhardness of the matrix reaches 681 HV, the hardening phases — 1098 HV, and the hardness of the steel reaches 53 HRC. It is shown that the structure of steel after aging consists of martensite and 15 types of compounds of phase components. It was found that the hardening of steel is caused by the formation of complexes of eleven intermetallides NiAl, Cr_{0,92}Mo_{3,08}, Fe_{0,875}Mo_{0,125}, Fe_{0,68}Si_{0,25}Cr_{0,1}, D₂Ti, Mo_{0,984}Ni_{0,016}, Ti₃Al, Ni₃Ti, FeCr, AlFe, NiTi₂, and four carbides TiD_{0,707}C_{0,5}, Cr₃C₂, TiC, SiC. Sufficiently high hardness val-

ues of such steel after aging make it possible to recommend powder wire based on it for wear-resistant coating.

EDN: ALDTDL, <https://elibrary.altdtl>

Keywords: economically alloyed steel, surfacing with powder wire, intermetallides, steel hardening, phase components, durometric properties

Сталь — основной машиностроительный материал подавляющего большинства технологических процессов изготовления изделий различного назначения. Свойства стали определяют продолжительность эксплуатации изготовленных из нее деталей и узлов механизмов и машин [1, 2]. Повышение их долговечности требует применения высокопрочных сталей.

В области разработки новых высокопрочных сталей все большее внимание уделяют исследованию сталей с эффектом вторичного твердения (упрочнения), обусловленного термической обработкой [3–5]. По технологическим и механическим свойствам стали такого типа являются весьма перспективными материалами. Благодаря специфическому механизму упрочнения технология изготовления изделий из этих сталей отличается простотой. Именно поэтому они получили довольно широкое применение в промышленности как конструкционные для изготовления разнообразных изделий ответственного назначения.

В то же время они перспективны и для создания различных функциональных покрытий на деталях, эксплуатируемых в условиях изнашивания разного вида [6–10]. Такие детали, как правило, имеют короткий период эксплуатации, что снижает ресурс всего оборудования и приводит к его остановке. От технологических перерывов на ремонты зависит эффективность такого оборудования и, соответственно, конкурентоспособность промышленного предприятия. Для нанесения таких покрытий широкое применение нашла наплавка порошковыми проволоками, позволяющая получать слои металла многих систем легирования [11–14].

Лучше других изучены высоколегированные высокопрочные стали на основе системы Fe–Ni–Co–Mo [3–5], обладающие высокой степенью упрочнения в результате старения (отпуска) и значительной твердостью. Однако высокая стоимость и дефицитность элементов, обеспечивающих упрочнение стали этой системы, ограничивает ее широкое использование. Наиболее важное значение приобретает сочетание высоких характеристик механических и эксплуатационных свойств при минимальном

содержании дорогих и дефицитных легирующих элементов, что достигается в экономнолегированных сталях [15–18].

Основой многих нержавеющей экономнолегированных высокопрочных твердеющих сталей является система Fe–Ni–Cr [3–5, 15]. Для получения мартенситной матрицы такие стали должны содержать 6...12 % Ni и 6...8 % Cr. На этой основе разработана группа твердеющих сталей системы Fe–Ni–Cr–Mo–Si–Ti–Al [3, 5, 15] содержащих 6...8 % Ni, 6...8 % Cr, 2...3 % Mo и до 2 % Si, Ti и Al. Однако существенным недостатком таких сталей является сравнительно небольшой эффект упрочнения, а следовательно, и низкая твердость. Поэтому их используют для изготовления высокопрочных ответственных деталей, большей частью сварных изделий.

Более высокий эффект упрочнения сталей можно обеспечить созданием различных дисперсных промежуточных фаз. Эффективность упрочнения такими фазами определяется составом и строением выделяющихся частиц, размером, характером распределения в матрице, взаимодействием с ней и влиянием выделения на структуру [3, 7, 19–21]. Такие факторы обуславливают служебные свойства стали. Известна возможность степени упрочнения таких сталей введением углерода. В этом случае к эффективным фазам, вызывающим значительное упрочнение, можно отнести карбиды железа, титана, хрома, молибдена и комплексные соединения на их основе [3, 5, 15, 16, 22–24].

На основании изложенного одной из перспективных композиций может быть сталь H7X6M2C2TЮ, легированная углеродом, которую можно использовать для наплавки покрытий повышенной твердости. Однако особенности упрочнения таких сталей в результате старения не изучены.

Цель работы — исследование влияния концентрации углерода на упрочнение стали этой системы.

Объект и методы исследования. Объектом исследования являлся металл покрытий, наплавленных порошковыми проволоками,

Таблица 1

Расчетные составы экспериментальных порошковых проволок

Номер состава	Содержание компонентов в порошковой проволоке, %									
	Ni	FeCr	Cr	Mo	FeSi	FeTi	FeAl	Na ₂ SiF ₆	Fe	
									порошок	лента
1	8,5	0	8	3,5	2,7	5,0	2,0	0,3	17,6	52,4
2	8,5	4	4	3,5	2,6	5,2	1,8	0,3	18,8	51,3
3	8,5	8	0	3,5	2,6	5,2	1,8	0,3	19,7	50,4

созданных на основе стали H7X6M2C2TЮ. Исследовали низко-, средне- и высокоуглеродистые составы. В состав первой проволоки углерод специально не вводили. Его наличие обусловлено лентой и порошковой шихтой сердечника проволоки. В состав второй и третьей проволоки углерод вводили использованием углеродистого феррохрома. Расчетные составы экспериментальных порошковых проволок приведены в табл. 1.

В качестве оболочки использовали стальную ленту 08кп размером 15×0,5 мм по ГОСТ 503–81. В качестве шихты применяли смесь порошков никеля ПНЭ по ГОСТ 9722–97, высокоуглеродистого феррохрома FeCr70C70LSLP по ГОСТ 4757–91 (ИСО 5448–81), хрома Х99 по ГОСТ 5905–2004, молибдена по ТУ 113-07-11.004–89, ферросилиция FeSi45 по ГОСТ 1415-93, ферротитана ФТи70С1 по ГОСТ 4761–91, ферроалюминия ФА50 по ТУ ВУ 691918593.001–2018, кремнефтористого натрия по ТУ 113-08-587–86 и железа ПЖР2 по ГОСТ 9849–86.

Металл образцов получали наплавкой полуавтоматом ПДГО-510 валиков покрытий в аргоне на пластины из стали Ст3 размером 200×50×10 мм экспериментальными порошковыми проволоками диаметром 2,4 мм в три слоя.

Упрочнение термической обработкой проводили при режимах, включавших в себя нагрев наплавленного металла до температуры 550 °С и выдержку в течение 1...2 ч [15].

Металлографические исследования наплавленного металла выполняли на оптическом микроскопе AXIO Observer Alm (Carl Zeiss). Микроструктуру выявляли химическим травлением в реактиве состава: CuSO₄ — 4 г; HCl — 20 мл; H₂O — 20 мл.

ДюрOMETрические исследования проводили на образцах металла как после наплавки, так и после старения. Твердость металла измеряли по методу Роквелла на приборе ТК-2. Микротвердость структурных составляющих наплавленного металла определяли по методу Виккерса с помощью микротвердомера Shimadzu HNV-2 при нагрузках 10 и 25 г.

Концентрацию углерода в исследуемом металле находили методом инфракрасной спектроскопии путем сжигания пробы при температуре 1350 °С в атмосфере кислорода с использованием анализатора METABAK-CS30. В качестве пробы использовали металлическую стружку массой 500 мг, точность определения углерода составляла 0,001 %.

Рентгенофазовый анализ выполняли на многофункциональном рентгеновском дифрактометре Shimadzu XRD-7000. Для обработки и анализа дифракционных спектров применяли пакет программы Match.

Результаты исследований и их обсуждение. Химические составы сталей, полученных наплавкой экспериментальными порошковыми проволоками, приведены в табл. 2.

Таблица 2

Химический состав исследуемых сталей

Номер состава	Концентрация химических элементов в стали, %									
	C	Ni	Cr	Mo	Si	Ti	Al	S	P	Fe
1	0,11	6,95	6,02	2,02	1,97	1,97	0,61	0,0058	0,0033	Остальное
2	0,25	6,57	6,03	2,19	1,99	1,29	0,61	0,0052	0,0031	»
3	0,66	6,93	6,33	2,07	1,94	1,14	0,54	0,0081	0,0067	»

Распределение твердости HRC по высоте валика покрытий l после наплавки экспериментальными порошковыми проволоками с концентрацией углерода $C = 0,10; 0,25$ и $0,70$ % показано на рис. 1. Видно, что концентрация углерода оказывает существенное влияние на твердость металла после наплавки, которая определяет возможность механической обработки созданных покрытий.

Металл, полученный наплавкой проволокой первого состава, имеет среднюю твердость в пределах 30 HRC. Такой металл легко обрабатывать режущим инструментом.

Металл, наплавленный проволокой второго состава, незначительно превышает (на 4...5 HRC), твердость первого состава и достигает 35 HRC. Такой металл также можно обрабатывать режущим инструментом.

Металл, полученный наплавкой проволокой третьего состава, уже значительно превышает твердость первого состава (на 16...17 HRC) и в среднем достигает 47 HRC. Обработка такого металла режущим инструментом затруднена. Металлографическими исследованиями в таком металле обнаружены микротрещины, наиболее часто в местах сплавления с основным металлом.

Распределение твердости HRC по высоте валика l покрытий, наплавленных экспериментальными порошковыми проволоками, после старения при температуре $T = 50$ °C и различных значениях концентрации углерода C и выдержки t показано на рис. 2. Видно, что твердость низкоуглеродистого наплавленного металла вследствие старения в среднем возрастает на 8 HRC через 1 ч и на 11 HRC после выдержки в течение 2 ч. Максимальная степень упрочнения для этого состава составляет 36 %.

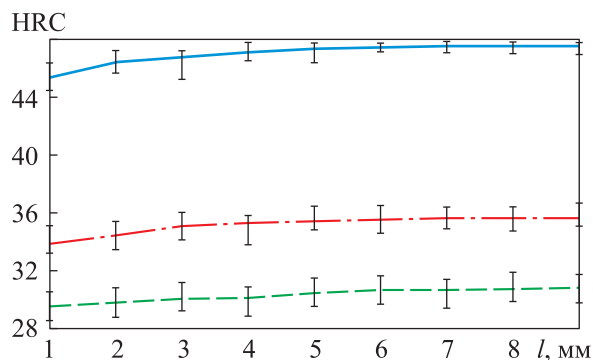


Рис. 1. Распределение твердости HRC по высоте валика покрытий l после наплавки экспериментальными порошковыми проволоками с концентрацией углерода $C = 0,11$ (—), $0,25$ (---) и $0,66$ % (—)

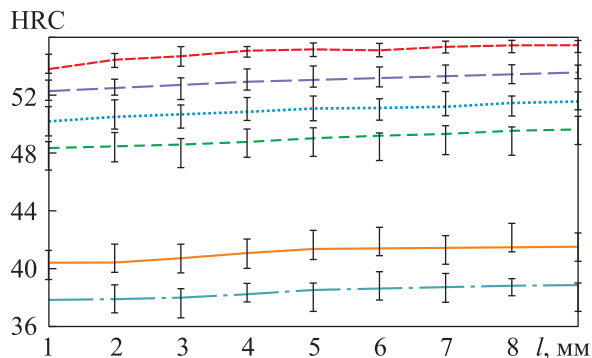


Рис. 2. Распределение твердости HRC по высоте валика покрытий l , наплавленных экспериментальными порошковыми проволоками после старения при температуре $T = 50$ °C и различных значениях концентрации углерода и выдержки:

— $C = 0,10$ %, $t = 1$ ч; — $C = 0,25$ %, $t = 1$ ч;
 $C = 0,70$ %, $t = 1$ ч; — $C = 0,10$ %, $t = 2$ ч;
 $C = 0,25$ %, $t = 2$ ч; $C = 0,70$ %, $t = 2$ ч

Твердость среднеуглеродистого наплавленного металла второго состава вследствие старения в среднем возрастает на 14 HRC через 1 ч и на 18 HRC после выдержки в течение 2 ч. Максимальная степень упрочнения составляет 51 %.

Твердость высокоуглеродистого наплавленного металла третьего состава вследствие старения в среднем увеличивается на 4 HRC через $t = 1$ ч и на 8 HRC через 2 ч. Максимальная степень упрочнения — 17 %.

Таким образом, повышение концентрации углерода в металле покрытий исследуемых составов существенно влияет на твердость металла после наплавки, обеспечивая 30, 35 и 47 HRC соответственно. Максимальная твердость металла после старения, достигаемая после выдержки в течение 2 ч, для первого состава равна 41 HRC, для второго — 53 HRC и для третьего — 55 HRC.

По полученным результатам можно сделать вывод, что наиболее перспективной является среднеуглеродистая сталь, которая имеет относительно невысокую твердость после наплавки, позволяющую осуществлять механическую обработку режущим инструментом со значительным эффектом упрочнения, обеспечивая довольно высокую твердость после старения, что позволяет использовать такой металл для наплавки износостойких покрытий на изделия различного назначения.

Полученные данные обуславливают необходимость проведения исследований характеристик структур и фазовых составляющих, опре-

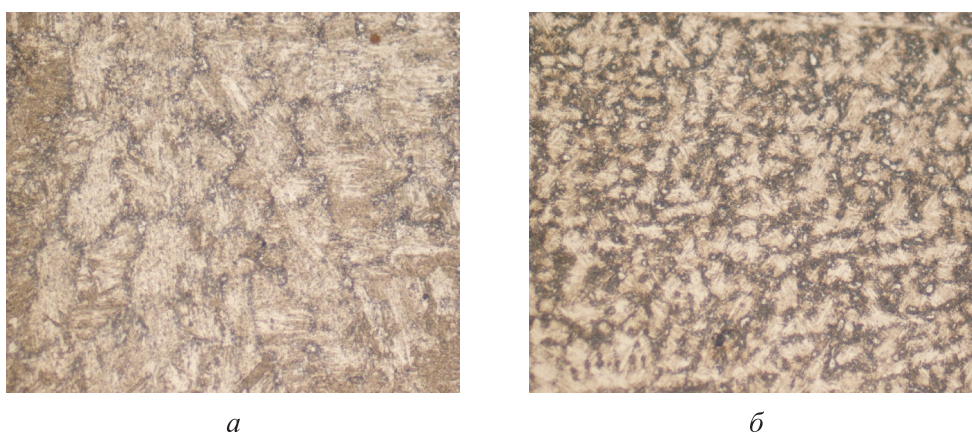


Рис. 3. Структуры металла второго состава после наплавки (а) и старения (б) при увеличении $\times 500$

деляющих механизм упрочнения среднелегированной стали.

Структуры металла второго состава после наплавки и старения приведены на рис. 3. Видно, что после наплавки в металле преобладает мартенситная структура (рис. 3, а). Границы зерен обрамлены выделениями только частично. Внутри зерен наблюдаются частицы упрочняющих фаз.

После старения при температуре $T = 550^\circ\text{C}$ в течение 2 ч в структуре металла доля мартенсита значительно выросла (рис. 3, б). Границы зерен большей частью сформированы. По их границам наблюдается большое количество частиц довольно крупного размера.

Результаты исследования микротвердости структурных составляющих металла второго состава после наплавки и старения приведены

в табл. 3, где М — матрица металла; УФ — упрочняющие фазы.

Установлено, что микротвердость матрицы металла после наплавки составляет 481...508 HV, а упрочняющих фаз — 694...725 HV. После старения картина распределения микротвердости существенно изменилась. У матрицы микротвердость повысилась в 1,3 раза и находится в пределах 648...681 HV, а у упрочняющих фаз — более чем в 1,5 раза и составляет 981...1098 HV. Таким образом, старение оказывает существенное влияние на микротвердость структурных составляющих металла.

Для выявления фазовых составляющих исследуемого металла проведены рентгеноструктурные исследования. Результаты рентгенофазового анализа металла исследуемого состава после наплавки и старения приведены в табл. 4.

Таблица 3

Значения микротвердости структурных составляющих металла после наплавки и старения

Номер укола	Микротвердость, HV	Номер укола	Микротвердость, HV
<i>После наплавки</i>			
1 (М)	481	5 (УФ)	694
2 (М)	496	6 (УФ)	703
3 (М)	502	7 (УФ)	712
4 (М)	508	8 (УФ)	725
<i>После старения</i>			
1 (М)	648	5 (УФ)	981
2 (М)	653	6 (УФ)	1048
3 (М)	674	7 (УФ)	1066
4 (М)	681	8 (УФ)	1098

Таблица 4

Фазовые составляющие металла покрытия после наплавки и старения

Обозначение фазы (номер карточки)		Интенсив- ность пиков	Тип решетки	Параметры решетки	
				табличные	расчетные
После наплавки					
α-Fe	α-Fe (96-110-0109)	С	Кубическая	$a = 2,8730 \text{ \AA}$	$a = 2,87614 \pm 0,00024 \text{ \AA}$
	Cr _{0,8} Ni _{0,2} (96-152-5377)	Ср		$a = 2,8680 \text{ \AA}$	
	Cr _{0,7} Fe _{0,3} (96-152-4270)	ОС		$a = 2,8720 \text{ \AA}$	
Fe ₅ C ₂ (96-152-1832)		С	Моноклинная	$a = 11,5880 \text{ \AA}$ $b = 4,5790 \text{ \AA}$ $c = 5,0590 \text{ \AA}$ $\beta = 97,746^\circ$	$a = 11,60801 \pm 0,00636 \text{ \AA}$ $b = 4,56956 \pm 0,00170 \text{ \AA}$ $c = 5,02911 \pm 0,00457 \text{ \AA}$ $\beta = 97,31795 \pm 0,06830^\circ$
Fe ₂ Ti (96-152-3307)		Ср	Гексагональная	$a = 4,7850 \text{ \AA}$ $c = 7,7990 \text{ \AA}$	$a = 4,77654 \pm 0,00070 \text{ \AA}$ $c = 7,80047 \pm 0,00185 \text{ \AA}$
Fe ₇ Mo ₆ (96-150-1464)		Ср	Тригональная (с гек- сагональными осями)	$a = 4,7402 \text{ \AA}$ $c = 26,0028 \text{ \AA}$	$a = 4,71600 \pm 0,00065 \text{ \AA}$ $c = 26,21827 \pm 0,0063 \text{ \AA}$
Mo _{0,984} Ni _{0,016} (96-152-3377)		Ср	Кубическая	$a = 3,1441 \text{ \AA}$	$a = 3,14257 \pm 0,00031 \text{ \AA}$
Fe ₅ Si ₃ (96-901-5105)		Ср	Гексагональная	$a = 6,72770 \text{ \AA}$ $c = 4,69500 \text{ \AA}$	$a = 6,72786 \pm 0,00144 \text{ \AA}$ $c = 4,68500 \pm 0,00141 \text{ \AA}$
Si ₂ Ti (96-100-9013)		Сл	Орторомбическая	$a = 4,4280 \text{ \AA}$ $b = 4,7790 \text{ \AA}$ $c = 9,0780 \text{ \AA}$	$a = 4,42681 \pm 0,00128 \text{ \AA}$ $b = 4,76272 \pm 0,00175 \text{ \AA}$ $c = 9,13903 \pm 0,00220 \text{ \AA}$
После старения					
α-Fe	α-Fe (96-110-0109)	ОС	Кубическая	$a = 2,8730 \text{ \AA}$	$a = 2,87472 \pm 0,00047 \text{ \AA}$
	Cr _{0,8} Ni _{0,2} (96-152-5377)	С		$a = 2,8810 \text{ \AA}$	
	NiAl (96-900-8803)				
TiD _{0,707} C _{0,5} (96-153-2051)			Тригональная (с гек- сагональными осями)	$a = 3,0821 \text{ \AA}$ $c = 5,04050 \text{ \AA}$	$a = 3,07773 \pm 0,00059 \text{ \AA}$ $c = 5,03926 \pm 0,00174 \text{ \AA}$
Cr ₃ C ₂ (96-591-0109)		Ср	Орторомбическая	$a = 2,8200 \text{ \AA}$ $b = 5,5200 \text{ \AA}$ $c = 11,4600 \text{ \AA}$	$a = 2,80838 \pm 0,00079 \text{ \AA}$ $b = 5,50401 \pm 0,00435 \text{ \AA}$ $c = 11,46957 \pm 0,00225 \text{ \AA}$
Cr _{0,92} Mo _{3,08} (96-153-8537)			Тригональная (с гек- сагональными осями)	$a = 2,9820 \text{ \AA}$ $c = 28,8100 \text{ \AA}$	$a = 2,97977 \pm 0,00108 \text{ \AA}$ $c = 28,88220 \pm 0,03635 \text{ \AA}$
Fe _{0,875} Mo _{0,125} (96-231-0291)			Кубическая	$a = 2,9098 \text{ \AA}$	$a = 2,90995 \pm 0,00037 \text{ \AA}$
Fe _{0,63} Si _{0,27} Cr _{0,1} (96152-4429)				$a = 2,8720 \text{ \AA}$	$a = 2,87472 \pm 0,00047 \text{ \AA}$
D ₂ Ti (96-231-0985)			Тетрагональная	$a = 3,1930 \text{ \AA}$ $c = 4,2670 \text{ \AA}$	$a = 3,19385 \pm 0,00062 \text{ \AA}$ $c = 4,26459 \pm 0,00121 \text{ \AA}$
Mo _{0,984} Ni _{0,016} (96-152-3377)		Сл	Кубическая	$a = 3,1441 \text{ \AA}$	$a = 3,14528 \pm 0,00044 \text{ \AA}$
Ti ₃ Al (96-153-2768)			Гексагональная	$a = 5,7764 \text{ \AA}$ $c = 4,6640 \text{ \AA}$	$a = 5,76462 \pm 0,00122 \text{ \AA}$ $c = 4,66727 \pm 0,00112 \text{ \AA}$
Ni ₃ Ti (96-101-0453)				$a = 5,0960 \text{ \AA}$ $c = 8,3040 \text{ \AA}$	$a = 5,09798 \pm 0,00078 \text{ \AA}$ $c = 8,31255 \pm 0,00195 \text{ \AA}$
TiC (96-153-9506)			Кубическая	$a = 4,3500 \text{ \AA}$	$a = 4,34623 \pm 0,00107 \text{ \AA}$

Окончание табл. 4

Обозначение фазы (номер карточки)	Интенсив- ность пиков	Тип решетки	Параметры решетки	
			табличные	расчетные
После старения				
FeCr (96-152-4008)	ОСл	Кубическая	$a = 2,9000 \text{ \AA}$	$a = 2,90030 \pm 0,00037 \text{ \AA}$
AlFe (96-154-1194)			$a = 2,9100 \text{ \AA}$	$a = 2,90950 \pm 0,00056 \text{ \AA}$
NiTi ₂ (96-152-7849)			$a = 11,3193 \text{ \AA}$	$a = 11,30994 \pm 0,00232 \text{ \AA}$
SiC (96-101-1032)			$a = 4,3580 \text{ \AA}$	$a = 4,35876 \pm 0,00063 \text{ \AA}$
Примечание. D — элементы переходных металлов с учетом химического состава стали Cr, Fe, Mo; C — сильная; Cr — средняя; ОС — очень сильная; Сл — слабая; ОСл — очень слабая.				

Установлено, что основой матрицы металла после наплавки является мартенсит. Структура включает в себя семь видов соединений фазовых составляющих. Доминирующими фазами в ней являются интерметаллид $\text{Cr}_{0,7}\text{Fe}_{0,3}$ и карбид железа Fe_5C_2 . Вместе с ними присутствуют интерметаллиды, большей частью это Fe_2Ti , Fe_7Mo_6 , $\text{Mo}_{0,984}\text{Ni}_{0,016}$, Fe_5Si_3 и небольшое количество Si_2Ti .

Основой матрицы металла после старения также является мартенсит. Высокий эффект упрочнения такого металла проявляется в выделении пятнадцати видов соединений фазовых составляющих. Доминирующими соединениями являются интерметаллиды. Это большей частью NiAl , $\text{Cr}_{0,92}\text{Mo}_{3,08}$, $\text{Fe}_{0,875}\text{Mo}_{0,125}$, $\text{Fe}_{0,68}\text{Si}_{0,27}\text{Cr}_{0,1}$ и D_2Ti , в менее значительном количестве $\text{Mo}_{0,984}\text{Ni}_{0,016}$, Ti_3Al , Ni_3Ti и в очень незначительном — FeCr , AlFe , NiTi_2 . Другой значительной группой соединений являются карбиды, наибольшее количество которых составляют сложные карбиды переходных металлов $\text{TiD}_{0,707}\text{C}_{0,5}$, небольшое — Cr_3C_2 и очень незначительное — TiC , SiC .

Полученные результаты показывают, что особенностью упрочнения среднеуглеродистого металла H7X6M2C2TЮ вследствие старения является формирование мартенситной матрицы с выделением одиннадцати интерметаллидных фаз с участием Fe, Cr, Mo, Ti, Si, Ni, Al и четырех карбидов с присутствием Cr, Ti, Mo, Si

вместо шести интерметаллидных фаз с участием Fe, Ti, Mo, Ni, Si и карбида железа в структуре металла после наплавки.

Выводы

1. Установлено, что наилучшим комплексом свойств обладает среднеуглеродистая сталь H7X6M2C2TЮ с концентрацией углерода 0,25 %, которые достигаются после старения при температуре 550 °C в течение двух часов. Микротвердость матрицы повышается в 1,3 раза, а упрочняющих фаз в 1,5 раза. Степень упрочнения составляет 51 %, а твердость стали достигает 53 HRC.

2. Показано, что высокий эффект упрочнения стали H7X6M2C2TЮ в результате старения обусловлен образованием мартенситной матрицы и выделением доминирующих в структуре комплексов из одиннадцати интерметаллидов — NiAl , $\text{Cr}_{0,92}\text{Mo}_{3,08}$, $\text{Fe}_{0,875}\text{Mo}_{0,125}$, $\text{Fe}_{0,68}\text{Si}_{0,27}\text{Cr}_{0,1}$, D_2Ti , $\text{Mo}_{0,984}\text{Ni}_{0,016}$, Ti_3Al , Ni_3Ti , FeCr , AlFe , NiTi_2 — и четырех карбидов — $\text{TiD}_{0,707}\text{C}_{0,5}$, Cr_3C_2 , TiC , SiC .

3. Достаточно высокие значения твердости среднеуглеродистой экономнолегированной стали H7X6M2C2TЮ после старения позволяют рекомендовать порошковую проволоку, созданную на ее основе, для наплавки деталей подверженных износу.

Литература

- [1] Тененбаум М.М. *Износостойкость конструкционных материалов и деталей машин*. Москва, Машиностроение, 1966. 331 с.
- [2] Рыбакова Л.М., Куксенова Л.И. *Структура и износостойкость металла*. Москва, Машиностроение, 1982. 212 с.
- [3] Sha W., Guo Z. *Maraging steel*. Woodhead Publishing, 2009. 216 p.

- [4] Бодяко М.Н., Астапчик С.А., Ярошевич Г.Б. *Мартенситностареющие стали*. Минск, Наука и техника, 1976. 245 с.
- [5] Перкас М.Д., Кардонский В.М. *Высокопрочные мартенситностареющие стали*. Москва, Металлургия, 1970. 223 с.
- [6] Рябцев И.А., Кусков Ю.М., Рябцев И.И. Наплавочный сплав с повышенным эффектом вторичного твердения. *Материаловедение*, 2006, № 12, с. 37–41.
- [7] Suppari M.G.D.V., Souza R.M., Sinatora A. Effect of hard second phase on cavitation erosion of Fe-Cr-Ni-C alloys. *Wear*, 2005, vol. 258, no. 1–4, pp. 596–603, doi: <https://doi.org/10.1016/j.wear.2004.09.019>
- [8] Райков С.В., Коновалов С.В., Капралов Е.В. и др. Формирование износостойких поверхностных слоев наплавкой. *Известия высших учебных заведений. Черная металлургия*, 2015, т. 58, № 10, с. 769–774, doi: <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2015-10-769-774>
- [9] Нефедьев С.П., Дема Р.Р., Котенко Д.А. Абразивная и ударно-абразивная износостойкость твердых наплавленных покрытий. *Вестник ЮУрГУ. Сер. Металлургия*, 2015, т. 15, № 1, с. 103–106.
- [10] Кальянов В.Н., Багров В.А. Мартенситно-стареющие стали для наплавки штампов. *Сварочное производство*, 2003, № 2, с. 35–37.
- [11] Походня И.К., Шлепаков В.Н., Максимов С.Ю. и др. Исследования и разработки ИЭС им. Е.О. Патона в области электродуговой сварки и наплавки порошковой проволокой (обзор). *Автоматическая сварка*, 2010, № 12, с. 34–42.
- [12] Кондратьев И.А., Рябцев И.А., Черняк Я.П. Порошковая проволока для наплавки слоя мартенситностареющей стали. *Автоматическая сварка*, 2006, № 4, с. 50–53.
- [13] Коберник Н.В., Галиновский А.Л., Панкратов А.С. и др. Опыт применения порошковой проволоки в качестве присадочной при наплавке износостойких покрытий. *Электрометаллургия*, 2020, № 12, с. 19–25.
- [14] Еремин Е.Н., Лосев А.С., Бородихин С.А. и др. Исследование жаростойкости металла покрытия, полученного наплавкой порошковой проволокой 10Г7М3С2АФТЮ. *Известия высших учебных заведений. Машиностроение*, 2020, № 12, с. 26–33, doi: <http://dx.doi.org/10.18698/0536-1044-2020-12-26-33>
- [15] Бирман С.Р. *Экономнолегированные мартенситностареющие стали*. Москва, Металлургия, 1974. 208 с.
- [16] Малинов Л.С., Малинов В.Л. *Экономнолегированные сплавы с мартенситными превращениями и упрочняющие технологии*. Харьков, ННЦ ХФТИ, 2007. 352 с.
- [17] Чейхляк А.П. *Экономнолегированные метастабильные сплавы и упрочняющие технологии*. Харьков, ННЦ ХФТИ, 2003. 212 с.
- [18] Кальянов В.Н. Структура и характеристики износостойкого экономнолегированного наплавленного металла. *Сварочное производство*, 1997, № 4, с. 13–17.
- [19] Кудря А.В., Соколовская Э.А., Ахмедова Т.Ш. и др. Информативность морфологии структур твердых сплавов для прогноза качества наплавки. *Цветные металлы*, 2017, № 12, с. 78–83, doi: <https://doi.org/10.17580/tsm.2017.12.10>
- [20] Buchely M.F., Gutierrez J.C., Leon L.M. et al. The effect of microstructure on abrasive wear of hardfacing alloys. *Wear*, 2005, vol. 259, no. 1–6, pp. 52–61, doi: <https://doi.org/10.1016/j.wear.2005.03.002>
- [21] Buchman V.E., Shipway P.H., McCartney D.G. Microstructure and abrasive wear behaviour of shielded metal arc welding hardfacings used in the sugarcane industry. *Wear*, 2007, vol. 263, no. 1–6, pp. 99–110, doi: <https://doi.org/10.1016/j.wear.2006.12.053>
- [22] Taneike M., Sawada K., Abe F. Effect of carbon concentration on precipitation behavior of M₂₃C₆ carbides and MX carbonitrides in martensitic 9Cr steel during heat treatment. *Metall. Mater. Trans. A*, 2004, vol. 35, no. 4, pp. 1255–1262, doi: <https://doi.org/10.1007/s11661-004-0299-x>
- [23] Коберник Н.В., Панкратов А.С., Петрова В.В. и др. Влияние карбида хрома на структуру наплавленного металла при его введении в состав шихты присадочной порошковой проволоки. *Технология металлов*, 2021, № 10, с. 12–19.
- [24] Чигарев В.В., Малинов В.Л., Зусин А.М. Влияние содержания углерода на износостойкость и свойства наплавленного металла, содержащего метастабильный аустенит. *Сварочное производство*, 2015, № 8, с. 31–34.

References

- [1] Tenenbaum M.M. *Iznosostoykost konstruktsionnykh materialov i detaley mashin* [Wear resistance of structural materials and machine components]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1966. 331 p. (In Russ.).
- [2] Rybakova L.M., Kuksenova L.I. *Struktura i iznosostoykost metalla* [Structure and wear resistance of metal]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1982. 212 p. (In Russ.).
- [3] Sha W., Guo Z. *Maraging steel*. Woodhead Publishing, 2009. 216 p.
- [4] Bodyako M.N., Astapchik S.A., Yaroshevich G.B. *Martensitnostareyushchie stali* [Maraging steels]. Minsk, Nauka i tekhnika Publ., 1976. 245 p. (In Russ.).
- [5] Perkas M.D., Kardonskiy V.M. *Vysokoprochnye martensitostareyushchie stali* [High-strength maraging steels]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1970. 223 p. (In Russ.).
- [6] Ryabtsev I.A., Kuskov Yu.M., Ryabtsev I.I. The surfacing alloy with increased effect of secondary hardening. *Materialovedenie* [Material Science], 2006, no. 12, pp. 37–41. (In Russ.).
- [7] Cuppari M.G.D.V., Souza R.M., Sinatora A. Effect of hard second phase on cavitation erosion of Fe-Cr-Ni-C alloys. *Wear*, 2005, vol. 258, no. 1–4, pp. 596–603, doi: <https://doi.org/10.1016/j.wear.2004.09.019>
- [8] Raykov S.V., Kononov S.V., Kapralov E.V. et al. Formation of wear-resistant weld surface layers. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedeniy. Chernaya metallurgiya* [Izvestiya. Ferrous Metallurgy], 2015, vol. 58, no. 10, pp. 769–774, doi: <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2015-10-769-774> (in Russ.).
- [9] Nefediev S.P., Dema R.R., Kotenko D.A. Abrasive and impact-abrasive wear resistance of solid weld deposits. *Vestnik YuUrGU. Ser. Metallurgiya* [Bulletin of the South Ural State University. Ser. Metallurgy], 2015, vol. 15, no. 1, pp. 103–106. (In Russ.).
- [10] Kalyanov V.N., Bagrov V.A. Maraging steels for die surfacing. *Svarochnoe proizvodstvo*, 2003, no. 2, pp. 35–37. (In Russ.).
- [11] Pokhodnya I.K., Shlepakov V.N., Maksimov S.Yu. et al. Research and development at the E.O. Paton electric welding institute in the field of electric arc welding and flux-cored wire surfacing (review). *Avtomaticheskaya svarka* [Automatic Welding], 2010, no. 12, pp. 34–42. (In Russ.).
- [12] Kondratyev I.A., Ryabtsev I.A., Chernyak Ya.P. Flux-cored wire for surfacing a layer of maraging steel. *Avtomaticheskaya svarka* [Automatic Welding], 2006, no. 4, pp. 50–53. (In Russ.).
- [13] Kobernik N.V., Galinovskiy A.L., Pankratov A.S. et al. Application experience of powder wire as filler one when facing wear-resistant coatings. *Elektrometallurgiya*, 2020, no. 12, pp. 19–25. (In Russ.).
- [14] Eremin E.N., Losev A.S., Borodikhin S.A. et al. A study of heat resistance of the metal coating obtained by 10G7M3S2AFTYu flux-cored wire surfacing. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedeniy. Mashinostroenie* [BMSTU Journal of Mechanical Engineering], 2020, no. 12, pp. 26–33, doi: <http://dx.doi.org/10.18698/0536-1044-2020-12-26-33> (in Russ.).
- [15] Birman S.R. *Ekonomnolegirovannye martensitnostareyushchie stali* [Low-alloy maraging steels]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1974. 208 p. (In Russ.).
- [16] Malinov L.S., Malinov V.L. *Ekonomnolegirovannye splavy s martensitnymi prevrashcheniyami i uprochnyayushchie tekhnologii* [Low-alloy alloys with martensitic transformations and strengthening technologies]. Kharkov, NNTs KhFTI Publ., 2007. 352 p. (In Russ.).
- [17] Cheykhlyak A.P. *Ekonomnolegirovannye metastabilnye splavy i uprochnyayushchie tekhnologii* [Low-alloy metastable alloys and strengthening technologies]. Kharkov, NNTs KhFTI Publ., 2003. 212 p. (In Russ.).
- [18] Kalyanov V.N. Structure and characteristics of efficiently alloyed wear-resisting deposited metal. *Svarochnoe proizvodstvo*, 1997, no. 4, pp. 13–17. (In Russ.). (Eng. version: *Weld. Int.*, 1997, vol. 11, no. 10, pp. 816–819, doi: <https://doi.org/10.1080/09507119709454431>)
- [19] Kudrya A.V., Sokolovskaya E.A., Akhmedova T.Sh. et al. Information content of hard alloy structures morphology for the forecast of facings quality. *Tsvetnye metally*, 2017, no. 12, pp. 78–83, doi: <https://doi.org/10.17580/tsm.2017.12.10> (in Russ.).
- [20] Buchely M.F., Gutierrez J.C., Leon L.M. et al. The effect of microstructure on abrasive wear of hardfacing alloys. *Wear*, 2005, vol. 259, no. 1–6, pp. 52–61, doi: <https://doi.org/10.1016/j.wear.2005.03.002>

- [21] Buchman V.E., Shipway P.H., McCartney D.G. Microstructure and abrasive wear behaviour of shielded metal arc welding hardfacings used in the sugarcane industry. *Wear*, 2007, vol. 263, no. 1–6, pp. 99–110, doi: <https://doi.org/10.1016/j.wear.2006.12.053>
- [22] Taneike M., Sawada K., Abe F. Effect of carbon concentration on precipitation behavior of M23C6 carbides and MX carbonitrides in martensitic 9Cr steel during heat treatment. *Metall. Mater. Trans. A*, 2004, vol. 35, no. 4, pp. 1255–1262, doi: <https://doi.org/10.1007/s11661-004-0299-x>
- [23] Kobernik N.V., Pankratov A.S., Petrova V.V. et al. Chromium carbide influence on deposited metal structure when its introducing into charge composition of filler flux-cored wire. *Tekhnologiya metallov* [Technology of Metals], 2021, no. 10, pp. 12–19. (In Russ.).
- [24] Chigarev V.V., Malinov V.L., Zusin A.M. Effect of carbon content on the wear resistance and properties of deposited metal containing metastable austenite. *Svarochnoe proizvodstvo*, 2015, no. 8, pp. 31–34. (In Russ.). (Eng. version: *Weld. Int.*, 2016, vol. 30, no. 8, pp. 642–645, doi: <https://doi.org/10.1080/09507116.2016.1140421>)

Статья поступила в редакцию 20.11.2025

Информация об авторах

ЕРЕМИН Евгений Николаевич — заслуженный работник высшей школы РФ, доктор технических наук, профессор, профессор кафедры «Оборудование и технологии машиностроительных производств». Омский государственный технический университет (644050, Омск, Российская Федерация, пр-т Мира, д. 11, e-mail: eremin.46@mail.ru).

КУЗЬМИН Никита Олегович — старший преподаватель кафедры «Оборудование и технологии машиностроительных производств». Омский государственный технический университет (644050, Омск, Российская Федерация, пр-т Мира, д. 11, e-mail: kuzmin1995nikita@yandex.ru).

БОРОДИХИН Сергей Александрович — кандидат технических наук, заведующий кафедрой «Оборудование и технологии машиностроительных производств». Омский государственный технический университет (644050, Омск, Российская Федерация, пр-т Мира, д. 11, e-mail: saborodikhin@omgtu.ru).

БОЯРКИН Андрей Андреевич — аспирант кафедры «Оборудование и технологии машиностроительных производств». Омский государственный технический университет (644050, Омск, Российская Федерация, пр-т Мира, д. 11, e-mail: boyarkin-an01@yandex.ru).

Information about the authors

EREMIN Evgeniy Nikolaevich — Honored Worker of Higher Education of the Russian Federation, Doctor of Science (Eng.), Professor, Professor of the Department of Equipment and Technologies of Machine-building Industries. Omsk State Technical University (644050, Omsk, Russian Federation, Mira Ave., Bldg. 11, e-mail: eremin.46@mail.ru).

KUZMIN Nikita Olegovich — Senior Lecturer, Department of Equipment and Technology of Machine-Building Production. Omsk State Technical University (644050, Omsk, Russian Federation, Mira Ave., Bldg. 11, e-mail: kuzmin1995nikita@yandex.ru).

BORODIKHIN Sergey Aleksandrovich — Candidate of Science (Eng.), Head of the Department of Equipment and Technology of Machine-Building Production. Omsk State Technical University (644050, Omsk, Russian Federation, Mira Ave., Bldg. 11, e-mail: saborodikhin@omgtu.ru).

BOIARKIN Andrei Andreevich — Postgraduate, Department of Equipment and Technology of Machine-Building Production. Omsk State Technical University (644050, Omsk, Russian Federation, Mira Ave., Bldg. 11, e-mail: boyarkin-an01@yandex.ru).

Просьба ссылаться на эту статью следующим образом:

Еремин Е.Н., Кузьмин Н.О., Бородихин С.А., Бояркин А.А. Влияние углерода на эффект вторичного твердения стали системы Fe–C–Ni–Cr–Mo–Si–Ti–Al, полученной наплавкой порошковой проволокой. *Известия высших учебных заведений. Машиностроение*, 2026, № 8, с. 32–41.

Please cite this article in English as:

Eremin E.N., Kuzmin N.O., Borodikhin S.A., Boiarkin A.A. The effect of carbon on the secondary hardening process of the Fe–C–Ni–Cr–Mo–Si–Ti–Al steel system obtained by surfacing with a powder wire is studied. *BMSTU Journal of Mechanical Engineering*, 2026, no. 8, pp. 32–41.