У2041189

МИНИСТЕРСТВО ВЫСШЕГО И СРЕДНЕГО СПЕЦИАЛЬНОГО ОБРАЗОВАНИЯ СССР

МОСКОВСКИЙ ОРДЕНА ЛЕНИНА И ОРДЕНА ТРУДОВОГО КРАСНОГО ЗНАМЕНИ ВЫСШЕЕ ТЕХНИЧЕСКОЕ УЧИЛИЩЕ ИМЕНИ Н.Э. БАУМАНА

На правах рукописи

Э. Г. КУРКУМЕЛЛИ

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ФАЗОВЫХ СОСТАВЛЯЮЩИХ ИЗНОСОСТОЙКИХ НАПЛАВОЧНЫХ СПЛАВОВ НА СОПРОТИВЛЕНИЕ АБРАЗИВНОМУ ИЗНАШИВАНИЮ И УДАРНЫМ НАГРУЗКАМ

320—Металловедение и термическая обработка металлов

Автореферат диссертации, представленной на соискание ученой степени кандидата технических наук

Москва 1970

НА ДОМ НЕ ВЫДАЕТСЯ

МИНИСТЕРСТВО ВЫСШЕГО И СРЕДНЕГО СПЕЦИАЛЬНОГО ОБРАЗОВАНИЯ СССР

МОСКОВСКИЙ ОРДЕНА ЛЕНИНА И ОРДЕНА ТРУДОВОГО КРАСНОГО ЗНАМЕНИ ВЫСШЕЕ ТЕХНИЧЕСКОЕ УЧИЛИЩЕ ИМЕНИ Н.Э. БАУМАНА

На правах рукописи

Э. Г. КУРКУМЕЛЛИ

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ФАЗОВЫХ СОСТАВЛЯЮЩИХ ИЗНОСОСТОЙКИХ НАПЛАВОЧНЫХ СПЛАВОВ НА СОПРОТИВЛЕНИЕ АБРАЗИВНОМУ ИЗНАШИВАНИЮ И УДАРНЫМ НАГРУЗКАМ

320—Металловедение и термическая обработка металлов

Автореферат диссертации, представленной на соискание ученой степени кандидата технических наук

НТБ МГТУ им. Н.Э. Баумана
2041189
50,00 р.
Куркумелли З.Г. Исследование влияния фазо

Москва 1970

М Г Т У
им Н Э Баумана
Библиотека

Работа выполнена во Всесоюзном научно-исследовательском институте по строительству магистральных трубопроводов, "ВНИИСТ".

Научные руководители: проф., докт.техн.наук
Л.С.ЛИВШИЦ

канд.техн.наук
Н.А.ГРИНБЕРГ

Официальные оппоненты: проф., докт.техн.наук
Ю.А.ГЕЛЛЕР

канд.техн.наук
А.В.СУПОВ

Ведущее предприятие: трест "Союзпроводмеханизация" Министерства газовой промышленности СССР.

Автореферат разослан " " _____ 1970 г.

Защита диссертации состоится " " _____ 1970 г. на заседании совета факультета АМ МВТУ им.Баумана, г. Москва, 2-я Бауманская, 5.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке института.

Характерной особенностью современного машиностроения является интенсивный рост мощностей и рабочих скоростей машин В связи с этим повышается нагруженность деталей и скорость их изнашивания. Вопросы надежности и долговечности узлов и отдельных деталей машин в этой связи занимают в современной промышленности одно из ведущих мест. В большинстве случаев долговечность и работоспособность машин определяется в значительной мере износостойкостью наиболее нагруженных деталей. Производство биметаллических деталей (способом наплавки) является одним из весьма эффективных средств повышения износостойкости деталей машин.

Большую группу среди износостойких наплавочных материалов представляют материалы, используемые для повышения срока службы разнообразных элементов строительных, дорожных, землеройных, почвообрабатывающих, горнорудных и других типов машин, работающих при абразивном воздействии внешней среды. Причем наиболее распространенным видом абразивного изнашивания является изнашивание со значительными ударными нагрузками; этому виду изнашивания подвергаются самые различные детали машин и механизмов во многих отраслях промышленности.

Материалы, применяемые для работы в условиях абразивного изнашивания, это, как правило, высоколегированные сплавы с большим содержанием углерода. Структура таких сплавов обычно состоит из твердой фазы (карбиды, бориды и др.) и основы - матрицы различного строения.

В большинстве работ наибольшее внимание уделялось роли твердой фазы, значительно меньше исследований, в которых устанавливалась бы связь между фазовым составом матрицы, при том или ином количестве карбидной фазы, с основными свойства-

ми сплавов. Важнейшей структурной составляющей матрицы, которая может во многом определить поведение сплава в условиях абразивного изнашивания и динамических нагрузок, является аустенит, поэтому настоящая работа в основном связана с рассмотрением трех задач: I) выяснение роли аустенита в формировании основных свойств сплавов (износостойкость, сопротивляемость динамическим нагрузкам, твердость) при различных сочетаниях его с другими структурными составляющими; 2) определение оптимальных количеств аустенитной фазы для чисто абразивного изнашивания, абразивного изнашивания с ударами и изнашивания с преобладанием сильных динамических нагрузок; 3) изучение влияния аустенита на свойства износостойких сплавов в зависимости от количества карбидной фазы.

I. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Анализ существующих наплавочных материалов показал, что в настоящее время нашей промышленностью используется более двадцати различных систем легирования наплавочных сплавов. Наиболее распространены системы, где главным легирующим элементом является хром. Чаще всего легирование хромом сочетают с такими элементами как Mn, Ni, B . Системы легирования $C-Cr-Mn, C-Cr-Ni, C-Cr-B$ используют для получения сплавов эксплуатируемых при всех видах абразивного изнашивания, т.е. при изнашивании без ударных нагрузок и с ударами различной интенсивности. Поэтому, вышепоставленные вопросы решались на основе изучения сплавов таких систем легирования, как $Fe-C-Cr-Ni, Fe-C-Cr-Ni-B, Fe-C-Cr-Mn$ и $Fe-C-Cr-Mn-B$.

Изменение содержания никеля или марганца позволяет регулировать количество аустенита, а изменение содержания угле-

рода количество и характер выделения карбидной фазы. В пределах одной серии сплавов содержание углерода, хрома и бора было постоянным, что определило одинаковое для каждой серии строение, количество, расположение и форму карбидных и боридных выделений.

Бор является перспективным легирующим элементом, который в последние годы все шире применяется для повышения износостойкости наплавочных сплавов как у нас в стране, так и в зарубежной практике. Для изучения влияния бора на свойства сплавов были исследованы серии сплавов с различным содержанием данного элемента.

В работе оценивали следующий комплекс основных свойств наплавочных сплавов: износостойкость, сопротивление ударным нагрузкам и твердость (HV). Испытания на износ производили на машине Х4-Б по методике, разработанной в ГОСНИИ машиноведения.

Испытания сплавов на способность их сопротивляться ударным нагрузкам проводились на специальной машине, сконструированной во ВНИИСТе. В этой машине используется свободное падение груза (3 кг) с высоты 500 мм (55 ударов в минуту) на консольно закрепленный образец (I50х40хI2). Критерием оценки сопротивляемости наплавок ударным нагрузкам являлось число ударов, вызывающее первую трещину в наплавленном металле.

Для изучения связи основных свойств сплавов с их микростроением проводили металлографический анализ; в некоторых случаях применялось цветное тепловое травление.

Кристаллическое строение электролитически выделенных осадков карбидной и боридной фаз изучалась с помощью рентгеноструктурного анализа.

Определение количества аустенита в исследуемых многофазных сплавах проводилось по специально разработанной методике рентгеноанализа [3]. Количество твердых фаз определяли химическим методом.

2. ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ АУСТЕНИТА НА ОСНОВНЫЕ СВОЙСТВА ХРОМОНИКЕЛЬБОРИДНЫХ СПЛАВОВ

Fe-C-Cr-Ni-B сплавы

Серии хромоникельборидных сплавов отличались количеством твердой фазы вследствие различного их легирования углеродом и хромом. Количество аустенита регулировали за счет изменения содержания никеля (табл.I).

Сопоставление свойств хромоникельборидных сплавов I,II и III серий позволяет судить о роли количества аустенита в основе сплавов с высоким содержанием углерода (порядка 2%) при различном характере выделения, расположения и строения карбидной фазы, обусловленном уровнем легирования хромом.

Структура сплавов первой серии состоит из крупных первичных карбидов и карбидной эвтектики. Металлическая основа сплавов состоит из аустенита с мартенситом в пропорции, зависящей от содержания никеля в сплаве. В сплавах II и III серий уменьшение содержания хрома привело к смещению эвтектической концентрации углерода, и сплав стал доэвтектическим.

Увеличение количества аустенита в сплавах всех 3-х серий не приводит к заметному повышению ударостойкости. Несмотря на то, что количество аустенита в сплавах II и III серий доходит до 35-60%, сопротивляемость действию ударных нагрузок остается на очень низком уровне, по-видимому, в связи с боль-

шим количеством карбидных и боридных фаз, равных в сумме, по данным химического анализа, 34-40%. Твердость сплавов всех трех серий с увеличением количества аустенита падает.

Влияние же аустенита на износостойкость сплавов с доэвтектической и заэвтектической структурой различно. В заэвтектических сплавах (I серия) с увеличением количества аустенита износостойкость возрастает. Особенно заметен рост износостойкости при увеличении аустенита до 10% (0,75% Ni). С повышением количества аустенита с 10% до 25% (до 19% Ni) износостойкость практически не меняется.

Таблица I

Наименование наплавленных сплавов	Средний химический состав наплавленного металла в %				Количество аустенита в %	Твердость HV, кг/мм2	Относительная износостойкость, ε	Число ударов до первой трещины, К
	C	Cr	Ni	B				
I	2	3	4	5	6	7	8	9
Серия I								
У20Х22Р	2,0	21,0	нет	0,75	5	810	2,4	5
У20Х22РН	1,9	20,5	0,75	0,60	10	730	3,6	4
У20Х22РН3	2,1	22,0	3,20	0,75	18	710	3,8	4
У20Х22РН5	1,8	23,0	4,60	0,80	21	700	3,8	5
У20Х22РН9	2,2	23,0	9,00	0,85	25	590	3,8	4
Серия II								
У20Х17Р	2,0	17,5	нет	0,60	15	740	3,3	4
У20Х17РН	2,0	17,0	0,70	0,65	25	710	2,7	5
У20Х17РН3	2,1	16,0	3,50	0,60	41	620	2,5	4
У20Х17РН5	1,9	17,0	4,60	0,70	46	620	2,4	10
У20Х17РН9	2,1	17,5	9,00	0,65	60	580	2,2	16

I	2	3	4	5	6	7	8	9
Серия Ш								
У20Х7Р	2,2	6,5	нет	0,30	IO	680	2,6	4
У20Х7РН	2,I	6,7	I,60	0,33	I8	650	2,6	5
У20Х7РН2	I,9	8,0	2,IO	0,40	25	600	2,5	IO
У20Х7РН4	2,0	7,2	4,80	0,35	35	550	2,0	IO

Примечание: Содержание Mn и $Si \leq$ I%,

Повышение износостойкости сплавов с ростом, в определенных пределах, количества аустенита можно объяснить тем, что при наличии большого количества твердых частиц аустенит препятствует выкрашиванию имеющихся в сплаве первичных карбидов.

У доэвтектических сплавов (П и Ш серии) с увеличением количества аустенита износостойкость не увеличивается, как это отмечалось у аналогичных заэвтектических сплавов, а, наоборот, падает. По-видимому, при большом содержании углерода (~ 2%) и соответственно карбидов (34–40%) благоприятное влияние аустенита на "закрепление" карбидов особенно заметно, когда имеются крупные структурно-свободные выделения частиц этой фазы. В целом износостойкость и твердость сплавов с доэвтектической структурой (П и Ш серии) находятся на более низком уровне, чем у сплавов с заэвтектической структурой (серия I). Невысокая сопротивляемость изнашиванию у сплавов Ш серии объясняется еще и тем, что у этих сплавов, вследствие низкого содержания хрома (7%), наряду со специальными карбидом M_7C_3 наблюдается карбид цементитного типа M_3C.

Тот факт, что сплавы с высоким содержанием твердых фаз (35–40%) во всех случаях очень хрупки, независимо от количест-

ва аустенита и характера микроструктуры, позволило предположить, что снижение количества твердых фаз, в частности карбидной, может сказаться положительно на пластических свойствах сплавов. Такие сплавы с меньшим количеством твердых фаз были получены за счет уменьшения содержания углерода (I,4-I,2%) в наплавленном металле (табл.2).

Уменьшение содержания углерода в сплавах заметно отразилось на строении боридной фазы. Вместо боридов типа $M_2(B,C)$ которые присутствовали в сплавах I,П и Ш серий, в сплавах IУ серии содержатся бориды значительно более богатые металлическими атомами $M_{23}(C,B)_6$.

Таблица 2

Наименование наплавленных сплавов	Средний химический состав наплавленного металла, %				Количество аустенита, %	HV_{30}, кг/мм2	Относительная износостойкость, ε	Число ударов до первой трещины, К
	C	Cr	Ni	B				
1	2	3	4	5	6	7	8	9
Серия IУ								
УI4Х20Р	I,40	20,5	нет	0,7I	I4	830	3,4	4
УI4Х20РН	I,35	I9,5	I,30	0,69	25	650	3,4	20
УI4Х20РН3	I,38	I9,5	2,90	0,70	35	650	3,3	35
УI4Х20РН6	I,39	I9,7	5,70	0,69	46	457	3,3	77
УI4Х20РН9	I,40	20,5	8,80	0,73	58	380	2,2	I00
Серия У								
УI2ХI4Р	I,22	I4,0	нет	0,45	I4	750	3,5	5
УI2ХI4РН	I,I8	I3,8	0,85	0,43	23	740	3,2	5
УI2ХI4РН2	I,2I	I2,9	I,75	0,45	3I	520	3,2	I0
УI2ХI4РН3	I,I4	I4,I	2,90	0,45	39	490	3,I	I8

1	2	3	4	5	6	7	8	9
ЭИ2Х14Р4Н4	1,16	13,7	3,90	0,45	43	480	3,1	50
ЭИ2Х14Р4Н5	1,18	14,2	5,00	0,44	48	450	3,1	80
ЭИ2Х14Р4Н7	1,18	13,9	6,90	0,42	55	400	2,7	100
ЭИ2Х14Р4Н8	1,14	14,2	8,00	0,44	59	360	2,2	>200
ЭИ2Х14Р4Н10	1,22	14,5	9,70	0,45	62	325	2,0	>200

Уменьшение количества карбидо-боридной фазы и изменение строения боридов создало предпосылки для повышения вязкости (ударостойкости) сплавов, сохранив их столь же высокий уровень износостойкости. Тем не менее уменьшение карбидной фазы до 22-27% само по себе не является достаточным условием для повышения пластических свойств сплава. Так, в сплавах, не содержащих никеля, т.е. с относительно небольшим количеством аустенита (14%), не удается получить хорошую ударостойкость. Только повышение содержания никеля в сплаве и соответствующий рост количества аустенита приводит к сильному и нарастающему увеличению сопротивления ударным нагрузкам. При увеличении содержания никеля в сплаве до 5-6% и соответственно количества аустенита до 46-48% сплавы рассматриваемой серии сочетают довольно высокую износостойкость с высоким сопротивлением ударным нагрузкам (более 70 ударов по принятой методике).

Сплавы, с содержанием аустенита вне отмеченного интервала, имеют принципиально отличные свойства. Сплавы с количеством аустенита до 43% обладают высокой износостойкостью при низкой сопротивляемости ударным нагрузкам. Сплавы, содержащие аустенит более 50%, наоборот, способны хорошо сопротивляться ударным нагрузкам при относительно невысокой износостойкости.

Экспериментальные данные, полученные при изучении вышеприведенных сплавов (I-У серии) показывают, что в сплавах при большом количестве выделений твердых фаз ($\geq$ 35%) материал оказывается настолько хрупким, что наличие в основе сплава вязкой составляющей - аустенита, даже в значительных количествах (60%) не может привести к созданию ударостойкого сплава. Такие сплавы могут применяться эффективно лишь в условиях чисто абразивного воздействия среды, без ударных нагрузок.

При меньших количествах твердых фаз (20-30%) получение и увеличение содержания аустенита в основе сплава является эффективной мерой повышения его ударостойкости. Здесь можно четко выделить 3 области, соответствующие разным условиям работы.

Первая область - это сплавы с содержанием аустенита I5-45%, которые целесообразно применять для деталей машин, работающих в условиях активного абразивного изнашивания без действия ударных нагрузок.

Вторая область - сплавы с содержанием аустенита 45-55% для работы в условиях одновременного воздействия абразивного изнашивания и ударных нагрузок.

Третья область - сплавы с содержанием аустенита более 55% для деталей машин, работающих в условиях значительных ударных нагрузок и при небольшом абразивном изнашивании.

Fe - C - Cr - Ni сплавы

Изучено влияние аустенита на свойства сплавов аналогичных рассмотренным, но не содержащих бора. Сплавы серии УI (таблица 3) могут рассматриваться как аналоги боросодержащих

сплавов серии I, а сплавы серии УП, как аналоги боросодержащих сплавов серии П. Заэвтектические сплавы (серия УI) имеют выделения крупных структурно-свободных карбидов M_7C_3, правда, в меньшем количестве чем карбо-боридная фаза у сплавов легированных бором (вследствие отсутствия боридов). Крупные выделения структурно-свободных карбидов в заэвтектических сплавах обеспечивают высокую износостойкость и обуславливают низкое сопротивление ударным нагрузкам, как и в сплавах, легированных бором; увеличение же содержания аустенита в сплавах, не содержащих бор, повышает их ударостойкость.

У сплавов с доэвтектическим строением исключение из сплава бора привело к очень резкому повышению ударостойкости (более чем в 30 раз), поэтому увеличение содержания аустенита в сплавах практически мало сказывается на и без того высокой ударостойкости материала.

Износостойкость доэвтектических сплавов без бора, будучи ниже износостойкости боросодержащих сплавов, при увеличении количества аустенита, еще более понижается.

В заэвтектических сплавах введение никеля и увеличение количества аустенита также снижает износостойкость, но, как отмечалось, значительно повышает при этом ударостойкость. При содержании в заэвтектических сплавах около 2% никеля (I8-20% аустенита) они приобретают довольно хорошее сочетание ударостойкости и износостойкости.

Следует отметить, что в заэвтектических сплавах, легированных бором, в партии без никеля содержится лишь 5% аустенита, а в аналогичных сплавах с доэвтектической структурой, несмотря на отсутствие никеля, аустенита

Таблица 3

Наименование наплавленных сплавов	Средний химический состав наплавленного металла в %			Количество аустенита в %	HV_{30}, кг/мм2	Относительная износостойкость, ε	Число ударов до первой трещины, К
	C	Cr	Ni				
Серия УI							
У20Х22	2,0	23,0	-	I4	695	3,0	20
У20Х22Н	2,I	2I,4	0,8	I6	660	2,9	20
У20Х22Н2	I,9	22,4	I,6	I8	600	2,7	25
У20Х22Н3	2,0	20,0	3,0	2I	520	2,5	40
У20Х22Н9	2,I	23,0	8,5	25	5I0	2,2	50
Серия УП							
У20ХI8	I,9	I7,0	-	54	550	2,5	I80
У20ХI8Н	2,0	I8,0	0,7	55	550	2,4	200
У20ХI8Н2	I,8	I7,5	I,7	57	540	2,I	>300
У20ХI8Н3	2,I	I8,5	3,0	60	5I5	2,0	>300
У20ХI8Н9	2,I	I8,5	9,0	66	5I0	2,0	>300

в три раза больше; еще резче сказывается влияние микроструктуры в сплавах не содержащих бор. Здесь в доэвтектических сплавах не легированных никелем содержание аустенита почти в четыре раза больше, чем у аналогичных заэвтектических сплавов.

Характерно влияние бора на содержание аустенита в сплавах. С введением бора в заэвтектические сплавы (без никеля) содержание аустенита снижается почти в три раза, а легирование бором доэвтектических сплавов приводит к еще большему уменьшению аустенитной фазы (в 3,5 раза).

Сплавы с различным содержанием бора

Для более детального рассмотрения влияния бора на свой ства сплавов, выяснения механизма этого влияния были дополнительно изучены пять серий хромистых сплавов, позволяющих судить об изменениях свойств не только в зависимости от различного содержания в них бора, но и в зависимости от наличия в сплавах других легирующих элементов, и, в первую очередь, углерода (таблица 4). В нескольких характерных по свойствам сплавах было исследовано распределение легирующих элементов между карбидной, боридной фазами и твердым раствором.

Анализируя сплавы с различным содержанием бора, можно отметить характерное влияние этого элемента на изменение микроструктуры при увеличении его количества в сплавах. С введением бора, при сохранении неизменного состава по прочим элементам, доэвтектические сплавы становятся эвтектическими, а при дальнейшем увеличении содержания бора появляются и избыточные карбиды. Таким образом бор способствует выпадению избыточных карбидов при меньшем содержании углерода и карбидообразующих элементов.

С увеличением содержания бора в сплавах наблюдается интенсивное возрастание микротвердости эвтектики в среднем от 680 кг/мм2 до 850 кг/мм2. При сильном увеличении (X1350), в оптический микроскоп можно наблюдать неравномерное распределение боридной фазы; бориды склонны располагаться предпочтительно по границам зерен твердого раствора и первичных карбидов довольно плотными колониями в твердом растворе эвтектики.

Таблица 4

№№ серий сплавов	Наименование наплавленных сплавов	Химический состав наплавленного металла, % C	Cr	Ni	B	Количество аустенита, %	Строение карбидной и боридной фаз	Микроструктура	HV_{30}, кг/мм2	Относительная износостойкость, ε	Число ударов до первой трещины, K
I	УI4Х20Н6Р	I,40	I9,5	5,7	0,70	45	$M_7C_3+M_{23}(B,C)_6$	Зерна твердого раствора, эвтектика	457	3,3	77
	УI4Х20Н6Р$_{0,4}$	I,40	20,0	6,0	0,45	50	$M_7C_3+M_{23}(B,C)_6$		420	2,5	I60
	УI4Х20Н6Р$_{0,2}$	I,40	20,5	6,2	0,2I	54	$M_7C_3+M_{23}(B,C)_6$	следы	390	I,9	300
	УI4Х20Н6	I,34	I9,0	6,0	нет	62	M_7C_3		370	I,3	>300
II	УI4Х20Р	I,40	20,0	-	0,78	I3	$M_7C_3+M_{23}(B,C)_6$	Зерна твердого раствора, эвтектика	828	3,4	5
	УI4Х20Р$_{0,4}$	I,40	20,5	-	0,40	I4	$M_7C_3+M_{23}(B,C)_6$		730	2,7	30
	УI4Х20Р$_{0,2}$	I,40	I9,5	-	0,20	I7	$M_7C_3+M_{23}(B,C)_6$	следы	560	2,I	90
	УI4Х20	I,40	20,0	-	нет	20	M_7C_3		557	I,4	300
III	УI7Х20Р	I,70	20,0	-	0,87	I0	$M_7C_3+M_2(B,C)$	Избыточные карбиды, эвтектика	845	3,6	5
	УI7Х20Р$_{0,4}$	I,70	I9,5	-	0,44	I6	$M_7C_3+M_2(B,C)$	Эвтектика, небольшое количество зерен твердого раствора	790	3,I	8
	УI7Х20Р$_{0,2}$	I,65	20,5	-	0,I7	30	$M_7C_3+M_2(B,C)$	Зерна твердого раствора, эвтектика	590	2,5	60
	УI7Х20	I,68	20,0	-	нет	32	M_7C_3		560	I,7	I52
IV	У20ХI7Н8Р	2,00	I7,0	8,0	0,75	58	$M_7C_3+M_2(B,C)$	Зерна твердого раствора, эвтектика	580	2,5	I6
	У20ХI7Н8Р$_{0,2}$	I,90	I6,8	7,9	0,25	5	$M_7C_3+M_2(B,C)$	сл.	530	2,3	60
	У20ХI7Н8	2,00	I7,5	7,8	нет	3	M_7C_3		5I7	I,8	>300
V	У20Х20Н3Р	2,00	20,00	3,I	0,75	I8	$M_7C_3+M_2(B,C)$	Избыточные карбиды, эвтектика	7I0	3,8	4
	У20Х20Н2Р$_{0,4}$	2,00	20,0	2,0	0,40	25	$M_7C_3+M_2(B,C)$	Эвтектика	620	3,4	9
	У20Х20Н3Р$_{0,2}$	2,I0	20,5	2,6	0,20	32	$M_7C_3+M_2(B,C)$	сл. Зерна твердого раствора, эвтектика	560	3,0	30
	У20Х20Н3	2,00	I9,0	3,I	нет	35	M_7C_3		520	I,9	>250

Приложение: Содержание Mn и $Si \leq$ I%

Тип образующегося боридного соединения определяется не только количеством бора, но и содержанием углерода. При изучении образования боридов рентгенографическим методом было обнаружено, что в сплавах с содержанием углерода I,2-I,4% образуется карборид типа $M_{23}(C,B)_6$, а при увеличении содержания углерода до I,7-2,0% вместо $M_{23}(C,B)_6$ появляется борид $M_{2(C,B)}$.

Бор распределяется между боридами и карбидной фазами, причем основная его часть содержится в боридных фазах. Легирование карбидов бором приводит к заметному повышению их твердости. Так микротвердость первичных карбидов хрома M_7C_3, с введением в сплав 0,7-0,8% бора, возрастает с I270 кг/мм2 до I700 кг/мм2. Боридные фазы преимущественно состоят из атомов *Fe*, кроме того (в значительно меньших количествах) в них присутствуют *Cr, Ni и Mn*.

Таким образом структурные формулы карборида и борида имеют следующий вид: $(Fe,Cr,Ni,Mn)_{23}(B,C)_6$ и $(Fe,Cr,Ni,Mn)_2(B,C)$.

Наличие бора в сплавах приводит также к изменению величины характерного отношения M/C, определяющего образование данного типа карбида. В сплавах с добавками бора специальные карбиды хрома M_7C_3 образуются при других характерных отношениях Cr/C, чем в аналогичных сплавах без бора. Как правило, в присутствии бора специальные карбиды хрома образуются при более низком количественном отношении Cr/C.

Наши исследования рентгеновским методом количества аустенита и α -фазы в сплавах показали, что в высокоуглеродистых, хромистых и хромоникелевых сплавах легирование бором

приводит к уменьшению количества γ -фазы. Более резкое уменьшение количества аустенита наблюдается в тех случаях, где благодаря введению бора, меняется характер микроструктуры, исчезают зерна избыточного твердого раствора, и появляется эвтектическая и заэвтектическая структура с крупными первичными карбидами.

3. ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ ОСТАТОЧНОГО АУСТЕНИТА НА ОСНОВНЫЕ СВОЙСТВА ХРОМОМАРГАНЦЕВОБОРИДНЫХ СПЛАВОВ

Исследование сплавов содержащих марганец показало, что некоторые закономерности выявленные в никелевых сплавах наблюдаются и в этих сплавах.

Как для $Fe-C-Cr-Ni-B$ заэвтектических сплавов, так и для сплавов системы легирования $Fe-C-Cr-Mn-B$ увеличение содержания аустанита до определенных пределов (I7-2I%), сказывается положительно на сопротивлении абразивному изнашиванию. Повышение содержания аустенита сверх указанных пределов приводит к падению износостойкости сплавов. Для доэвтектических сплавов, как и при легировании никелем, характерно понижение сопротивления изнашиванию с увеличением количества аустенита. Твердость для сплавов обеих систем легирования с возрастанием в них аустенита во всех случаях падает (таблица 5).

На сопротивляемость ударным нагрузкам увеличение аустенитной фазы не оказывает влияния; для заэвтектических сплавов той и другой систем легирования ударостойкость чрезвычайно низка.

При исследовании свойств доэвтектических марганцовис-

204189

тых сплавов типа УI2XI4ГР, оказалось, что для этих сплавов нельзя найти такое сочетание свойств, которое бы, как у сплавов с никелем (сплавы, типа УI2XI4НР), позволило совместить довольно высокий коэффициент износостойкости при значительном сопротивлении ударным нагрузкам. Легирование аустенита марганцем (более 70% от общего содержания в сплаве) и хромом повышает его прочность, но при этом снижается пластичность и вязкость по сравнению с аустенитом легированным никелем. Кроме того, с увеличением содержания марганца в сплаве более 0,8-I,0%, значительно растут зерна твердого раствора. Снижает пластические свойства хромомарганцевоборидных сплавов и очень неравномерное легирование твердого раствора.

Изучение свойств доэвтектических сплавов с низким содержанием хрома (7%, 3%) показало, что снижение легирования в сплавах типа УХ7РГ и даже УХ3РГ не привело к падению их общего уровня износостойкости. Сопротивление изнашиванию осталось на уровне сплавов с более высоким содержанием хрома (УХI4РГ). Снижение содержания хрома в сплаве привело к исчезновению специальных карбидов, но не уменьшало, а наоборот, увеличило количество боридных фаз. Обладая высокой твердостью, бориды, в достаточной мере, компенсируют отсутствие специальных карбидов.

Были также исследованы четыре серии хромомарганцовистых сплавов с переменным содержанием бора.

Изучение сплавов с различным содержанием бора показало общность и некоторое различие в образовании боридов в сплавах различных систем легирования. Как и в хромоникельборидных сплавах, было обнаружено, что в сплавах с относительно

Таблица 5

Наименование наплавленных сплавов	Средний химический состав наплавленного металла, %				Количество аустенита, %	Относительная износостойкость, ε	Число ударов до первой трещины, K	Твердость HV_{30}, кг/мм2	Микротвердость, кГ/мм2		
	C	Cr	Mn	B					Первичный твердый раствор	Первичные карбиды	Эвтектика
Серия I											
У25Х24РГ2	2,40	22,5	I,8	0,80	I0	2,5	5	5I2	-	I700	930
У25Х24РГ3	2,60	24,0	3,I	0,80	I3	3,I	4	657	-	I700	894
У25Х24РГ4	2,50	23,5	4,0	0,82	I4	3,3	3	690	-	I760	870
У25Х24РГ6	2,60	23,0	5,6	0,83	I6	3,5	5	786	-	I760	860
У25Х24РГ9	2,40	24,0	8,5	0,79	I7	3,5	4	750	-	I700	860
У25Х24РГI2	2,55	24,5	I2,5	0,80	20	3,2	4	675	-	I700	800
Серия II											
УI2ХI4РГ	I,20	I3,5	I,3	0,54	26	2,6	5	600	730	-	970
УI2ХI4РГ3	I,I2	I4,5	3,5	0,55	37	2,5	6	58I	700	-	980
УI2ХI4РГ4	I,I6	I3,8	4,I	0,56	4I	2,4	4	560	705	-	I000
УI2ХI4РГ6	I,I8	I4,7	6,3	0,62	44	2,3	5	575	732	-	I000
УI2ХI4РГ7	I,22	I4,I	7,2	0,64	50	2,I	4	570	730	-	980
УI2ХI4РГII	I,24	I4,5	II,2	0,65	59	I,8	4	570	705	-	I000
Серия III											
УI3Х7РГ	I,30	6,6	I,I	0,25	26	2,6	I0	500	590	-	765
УI3Х7РГ2	1,28	6,8	I,6	0,25	30	2,5	9	5I6	5I6	-	760
УI3Х7РГ4	I,32	7,2	3,6	0,25	40	2,2	I0	5I6	627	-	760
УI3Х7РГ6	I,34	7,2	6,0	0,25	5I	2,0	I0	470	467	-	780
Серия IУ											
УI3Х3РГ	I,30	2,8	0,4	0,I9	22	2,6	II	460	494	-	485
УI3Х3РГ	I,30	3,0	I,0	0,I9	24	2,5	I0	500	485	-	734
УI3Х3РГ2	I,24	3,5	2,0	0,20	30	2,5	I3	500	490	-	740
УI3Х3РГ2	I,38	2,5	2,5	0,I8	33	2,0	I0	500	485	-	730
УI3Х3РГ3	I,30	3,0	3,2	0,2I	37	2,0	II	490	480	-	735
УI3Х3РГ7	I,30	3,0	6,6	0,20	5I	I,8	I2	380	490	-	760

невысоким содержанием углерода (I,2-I,3%) образуются в первую очередь карбобориды типа $M_{23}(B,C)_6$. С увеличением количества бора до 0,80% наряду с карбоборидами $M_{23}(B,C)_6$ образуются бориды типа $M_2(B,C)$, в сплавах же хромоникельборидных увеличение бора даже до 0,78%не приводит к появлению боридов $M_2(B,C)$. С увеличением содержания углерода карбоборид $M_{23}(B,C)_6$ исчезают и в сплавах находится лишь один борид $M_2(B,C)$. Таким образом,как и в хромоникелевых сплавах,на образование данного типа соединений бора влияет не только количество содержащегося в сплаве бора, но и уровень легирования углеродом.

С увеличением количества бора аустенита в сплаве становится меньше.

Механические свойства, с ростом содержания бора, изменяются не одинаково у сплавов с заэвтектической и доэвтектических структурой. Так, сопротивление ударным нагрузкам заэвтектических сплавов не зависит от количества бора в сплаве (во всех случаях весьма низкое), а ударостойкость доэвтектических сплавов резко снижается с увеличением содержания этого элемента. Сопротивление изнашиванию и твердость (HV) в том и другом случае возрастает с ростом в сплаве бора, но у заэвтектических сплавов это нарастание износостойкости и твердости происходит более интенсивно.

4. НОВАЯ $Cr-Mn-B$ ПОРОШКОВАЯ ПРОВОЛОКА ДЛЯ НАПЛАВКИ

В землеройных и почвообрабатывающих машинах наиболее остро нуждаются в упорчнении такие распространенные детали, как катки гусеничного хода тракторов, бульдозеров, трубоук-

ладчиков, поддерживающие и направляющие ролики и ведущие шестерни (беговая дорожка) роторного экскаватора, Все эти детали весьма дорогостоящие, дефицитны и металлоемки. Между тем, сроки их эксплуатации чрезвычайно малы. Например, срок службы направляющих и поддерживающих роликов ротора примерно 600 часов, ведущей шестерни привода ротора - всего лишь 490 часов. Для наплавки больших рабочих поверхностей, какими обладают рассматриваемые детали, необходимо применять механизированный метод нанесения упрочняющего покрытия. Метод автоматической наплавки открытой дугой порошковой проволокой с внутренней защитой является одним из наиболее производительных, позволяющий не только восстанавливать деталь, но и,в значительной степени,упрочнять ее. Ввиду того, что катки, ролики, шестерни обладают значительной рабочей поверхностью - для их наплавки следует применять недорогие проволоки.

Как показали исследования низколегированных хромомарганцовистых сплавов (I,2-I,3%C), содержащих бор, значительное понижение легирования сплавов не ухудшает их износостойкость, так как при этом положительно изменяется состав твердой фазы. Для упрочнения цилиндрических деталей землеройных, строительных и почвообрабатывающих машин была разработана новая порошковая проволока не содержащая дорогих компонентов с удовлетворительной стойкостью против абразивного изнашивания (авторское свидетельство № I72861). Металл, наплавленный данной проволокой, имеет следующий химический состав: 0,7-I,3% C; 3-5% Cr ; I,5-3% Mn ; 0,I7-0,30% B ; 0,2-0,4% Si . Микроструктура подобных сплавов состоит из дендритов твердого раствора (аустенитно-мартенситных) и эвтектики. Содержание

углерода и марганца в указанном количестве позволяет получить в этих сплавах до 30% аустенитной фазы, что положительно сказывается на пластических свойствах наплавленного металла. Введение бора в количестве 0,2-0,3% обеспечивает при данном уровне углерода получение 20-25% твердой фазы, состоящей из боридов $M_2(B,C)$ и карбоборидов $M_{23}(B,C)_6$. Твердость наплавленного металла - 54-60 HR_C .

Новая порошковая проволока УІОХ4Г2Р-О имеет газошлаковую защиту, что позволяет производить автоматическую наплавку открытой дугой.

Для широких опытно-промышленных испытаний были выбраны такие дефицитные металлоемкие детали, как ролики и шестерни ротора роторного экскаватора ЭР-7А. Испытания производили при рытье траншей для прокладки газопроводов в различных районах нашей страны в летних и зимних условиях. Сравнивали серийные направляющие и поддерживающие ролики с аналогичными роликами, упрочненными наплавкой порошковой проволокой УІОХ4Г2Р-О. Износ беговых дорожек роликов определяли по изменению диаметра за время эксплуатации с точностью до 0,5 мм. Величины износа испытываемых деталей измерялись через каждые 100 часов работы экскаватора, но не менее четырех раз за весь период испытаний.

В результате проведенных испытаний было установлено, что стойкость деталей упрочненных наплавкой порошковой проволокой ПП-УІОХ4Г2Р-О повысилась в среднем в 2,5 раза по сравнению с серийными.

В настоящее время для роторных экскаваторов треста "Союзпроводмеханизация" Министерства газовой промышленности зав д МЭМЗ "Газстроймашина", серийно изготавливает упрочнен-

ные ролики, наплавленные порошковой проволокой ПП-У10Х4Г2Р-О. По предварительным расчетам экономическая эффективность (за год) от применения на роторных экскаваторах треста "Союзпроводмеханизация" роликов, упрочненных наплавкой порошковой проволокой ПП-У10Х4Г2Р-О составит сумму порядка 100000 руб.

ВЫВОДЫ

1. Оптимальное сочетание износостойкости и вязкости наплавленного слоя определяется типом, количеством, расположением твердых фаз и строением матрицы. Состояние матрицы оказывает существенное влияние на формирование основных свойств износостойких сплавов. Эффективной мерой повышения износостойкости и ударостойкости является достижение в матрице оптимального содержания аустенита. Оптимальное количество аустенита, определяющее получение заданных свойств, зависит от легированности аустенита, определяющей его прочность и вязкость; наличия и количества карбидов, карбоборидов и боридов; общего характера микростроения сплава.

2. В заэвтектических сплавах при количестве твердых фаз превышающем 35% увеличение содержания аустенита повышает износостойкость сплавов. Наиболее высокую износостойкость можно получить при образовании в матрице 15-21% аустанита (3-4% *Ni* или 6-10% *Mn*). Увеличение содержания аустенита в заэвтектических сплавах не приводит к повышению сопротивления ударным нагрузкам. Данные сплавы целесообразно применять при работе в условиях сильного абразивного изнашивания без ударных нагрузок.

3. В доэвтектических сплавах увеличение содержания

аустенита в основе понижает износостойкость сплавов, но является эффективной мерой повышения их ударостойкости, при условии легирования аустенита никелем. Увеличение содержания аустенита легированного марганцем не повышает ударостойкость сплавов.

Доэвтектические сплавы легированные никелем, содержащие 15–45% аустенита, обладают высокой износостойкостью, но низкой ударостойкостью, поэтому их следует применять в условиях активного абразивного изнашивания без ударных нагрузок.

Сплавы, содержащие 45–55% аустенита, обладают довольно высокой износостойкостью и достаточной ударостойкостью, их целесообразно применять для работы в условиях одновременного воздействия абразивного изнашивания и ударных нагрузок.

Сплавы, содержащие более 55% аустенита, имеют низкую износостойкость, но высокую ударостойкость их следует применять в условиях значительных ударных нагрузок при небольшом абразивном изнашивании.

4. Оптимальное количество твердых фаз в сплаве, определяющее получение заданных свойств, зависит от структуры основы и, в первую очередь, от количества ее аустенитной составляющей. Для получения сплавов с высокой износостойкостью и со значительной стойкостью против ударов, количество твердых фаз не должно превышать 25–30%.

5. Бор в легированных железоуглеродистых сплавах образует бориды $M_2(B,C)$ и карбобориды $M_{23}(B,C)_6$, а также растворяется в карбидах, повышая их микротвердость. Легирование бором карбидов и образование в структуре боридов и карбоборидов определяют высокую износостойкость сплавов. Низкая ударо-

стойкость бористых сплавов определяется не только наличием в структуре твердых и хрупких боридов, но и их расположением в виде цепочек по границам зёрен аустенита и образованием дисперсных выделений бора в эвтектике.

Бором наиболее перспективно легировать сплавы, работающие в условиях сильного абразивного изнашивания и отсутствия ударных нагрузок. При этом, оптимальное содержание бора в углеродистых (2-2,5% С) хромистых и хромоникелевых сплавах составит примерно 0,8-1,2%. Дальнейшее увеличение бора может привести к выкрашиванию частиц твердой фазы.

6. Строение боридов, образующихся в железоуглеродистых сплавах, зависит не только от количества бора в нем, но и от содержания в сплаве углерода, а также других легирующих элементов, входящих в состав боридов (хром и т.д.). В хромоборидных сплавах (0,17-1,0% В) при содержании углерода $\geqslant 2\%$ образуются бориды хрома $M_2(B,C)$ с тетрагональной гранецентрированной решеткой, а при содержании углерода $\leqslant 1,5\%$ карбобориды $M_{23}(B,C)_6$; понижение содержания хрома (3-7%) приводит к образованию борида $M_2(B,C)$ и у сплавов с пониженным содержанием углерода ($\leqslant 1,5\%$).

7. Установлены критерии рационального легирования наплавочных сплавов, которые могут быть положены в основу для создания экономно-легированных сплавов с требуемым комплексом свойств для различных условий работы. В основу установленных критериев положено получение сплавов определенного структурного состояния и фазового состава за счет соответствующего содержания легирующих элементов. Полученные закономерности

позволили разработать новый наплавочный материал - порошковую проволоку ПП-У10Х4Г2Р-О для упрочнения цилиндрических деталей машин, работающих в условиях абразивного изнашивания. Внедрена в производство автоматическая наплавка порошковой проволокой ПП-У10Х4Г2Р-О роликов роторных экскаваторов, что повысило их износостойкость в 2,5 раза.

Основное содержание диссертации опубликовано в следующих работах:

1. Лившиц Л.С., Гринберг Н.А., Куркумелли Э.Г. "О принципах легирования износостойких наплавок", ж."Автоматическая сварка", № 6, 1964 г.

2. Куркумелли Э.Г., Лившиц Л.С., Гринберг Н.А. "Влияние аустенита в наплавленном металле на износостойкость и сопротивляемость ударам", ж."Сварочное производство", № 6, 1965 г.

3. Гринберг Н.А., Куркумелли Э.Г. "Определение количества аустенита в твердых многофазных наплавках", ж."Автоматическая сварка", № 5, 1966 г.

4. Лившиц Л.С., Гринберг Н.А., Щербакова В.С., Вереникина Л.Е., Куркумелли Э.Г. "Влияние распределения легирующих элементов между фазами на свойства износостойких наплавок", ж. "Автоматическая сварка", № 12, 1966 г.

5. Лившиц Л.С., Гринберг Н.А., Куркумелли Э.Г."Основы легирования наплавленного металла (абразивный износ)", издательство "Машиностроение", 1969 г.

6. Лившиц Л.С., Гринберг Н.А., Сапунов Э.П., Куркумелли Э.Г., Кошелев Г.К. "Наплавочная порошковая проволока", авторское свидетельство № 175061. "Бюллетень изобретений", № 6, 1966 г.

Материалы диссертации докладывались на X и XI Московских конференциях по итогам научных и производственных работ в области сварочного производства в 1965 и 1966 гг.; на семинаре "Износостойкие наплавочные материалы и методы наплавки" Московского дома научно-технической пропаганды в 1966 г.; на научно-технической конференции "Современные методы наплавки и износостойкие наплавочные материалы" в г. Харькове, 1967 г.; на научном семинаре "Абразивный износ и повышение износостойкости деталей путем наплавки и напыления" в г. Киеве, 1970 г.

Л-72080 Подписано в печать 4.У.1970г. Формат 60х84/16
Печ. л. 1,75 Уч.-изд. 1,4 Бум. л. 0,9
Тираж 150 экз. Заказ 53

Ротапринт ВНИИСТа