



ВЫСОКОВАНАДИЕВЫЕ СПЛАВЫ ДЛЯ ПЛАЗМЕННО-ПОРОШКОВОЙ НАПЛАВКИ ИНСТРУМЕНТОВ

Е. Ф. ПЕРЕПЛЕТЧИКОВ, И. А. РЯБЦЕВ, Г. М. ГОРДАНЫ, кандидаты техн. наук
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Рассмотрены структура, твердость и износостойкость двух групп высокоуглеродистых высокованадиевых сплавов на железной основе с различным содержанием хрома (5...7 и 14...17 %). Установлено, что в высокоуглеродистых высокованадиевых сплавах наивысшую износостойкость при абразивном изнашивании имеют материалы с мартенситной структурой с небольшим количеством остаточного аустенита и с дисперсными, равномерно распределенными карбидами ванадия и карбидами типа Me_2C_6 .

Ключевые слова: высокованадиевые высокоуглеродистые сплавы, порошки для наплавки, плазменно-порошковая наплавка, износостойкость

В различных отраслях промышленности существует необходимость резки неметаллических материалов — дерева, бумаги, картона, кожи и других материалов растительного или животного происхождения. Работоспособность инструментов для резки неметаллических материалов прежде всего зависит от стойкости режущих кромок против выкрашивания и абразивного изнашивания. В некоторых случаях, например, у ножей промышленных мясорубок, большую роль играет антикоррозионная стойкость их материала. Выкрашивание режущих кромок можно предотвратить, если металл, из которого изготовлен нож, будет иметь мелкозернистую структуру с дисперсной, равномерно распределенной упрочняющей карбидной фазой. Вместе с тем, доля карбидной фазы в структуре металла должна быть как можно большей, поскольку от этого зависит абразивная износостойкость инструментальных сталей и сплавов. Антикоррозионную стойкость ножей при сохранении высокой твердости можно обеспечить путем легирования хромом (более 12 %) [1].

В настоящее время для экономии дорогостоящих инструментальных сталей при изготовлении различного рода инструментов, в том числе ножей холодной и горячей резки различных материалов, достаточно широко применяется наплавка [2]. В этом случае корпус инструмента изготавливается из относительно дешевой конструкционной стали, а его рабочие кромки или рабочие поверхности — из инструментальной стали.

Основными легирующими элементами для инструментальных сталей и сплавов являются вольфрам, молибден и хром, которые при наплавке образуют сравнительно крупные (до 50 мкм) карбиды. Именно это приводит к выкрашиванию рабочих кромок ножей. В отличие от указанных элементов ванадий, образующий очень мелкие и в то же время твердые и износостойкие карбиды, является весьма перспективным легирующим элементом для

инструментальных сталей и сплавов, предназначенных для наплавки инструментов для холодной резки неметаллических материалов [3–5].

В электродных и присадочных материалах для дуговой наплавки применению ванадия в качестве легирующего элемента препятствует его способность к образованию шпинелей, в результате чего затрудняется отделимость шлаковой корки. По этой причине массовую долю ванадия в порошковых проволоках для дуговой наплавки инструментальных сталей ограничивают 0,5 % [2]. Более широкие возможности по легированию ванадием наплавленного металла открываются при использовании плазменно-порошковой наплавки в инертных защитных газах.

С целью создания принципиально нового класса наплавочных материалов для ножей холодной резки неметаллических материалов исследовали сплавы на основе железа в виде порошков с расчетной массовой долей ванадия до 20 % и углерода до 4,5 %. Порошки для наплавки расплывались азотом.

В первой группе порошков из сплавов № 1–3 (таблица), предназначенных для наплавки инструментов для резки неметаллических материалов, не обладающих коррозионностойкими свойствами, расчетное содержание хрома составляло 5,0...6,5 %. Кроме того, в этой группе сплавов изменяли содержание ванадия примерно от 10 до 20, а углерода — от 2,6 до 4,2 %. Во второй группе порошков (№ 4–6), которые предполагается использовать для наплавки ножей, обладающих повышенными антикоррозионными свойствами, массовая доля ванадия равнялась 14...17 %, а массовая доля хрома и углерода в каждом из этих сплавов находилась на одном уровне (примерно 15,0 и 4,5 %).

Для инструментальных сталей очень важно выбрать оптимальное соотношение содержания углерода и карбидообразующих элементов. В зависимости от стехиометрического состава карбидов на каждый процент ванадия в стали требуется следующая массовая доля углерода: V_4C_3 — 0,175 %; V_6C_5 — 0,196 %; VC — 0,236 %. Для обеспечения наилучшего сочетания свойств сплава желательно, чтобы отношение ванадия к углероду в нем на-



Химический состав, твердость и износ исследованных высокоуглеродистых высокованадиевых сплавов на основе железа

№ сплава	Массовая доля элементов, %							Твердость, HRC	Износ, мг
	C	Mn	Si	Cr	V	Mo	Ni		
1	2,59	0,82	0,98	5,50	10,30	1,30	—	60...63	14,40
2	3,70	0,76	1,14	5,17	13,40	1,02	—	55...58	5,60
3	4,23	1,07	1,15	6,43	20,20	1,30	—	60...62	4,40
4	4,25	1,76	1,43	16,72	15,18	1,97	—	50...53	7,65
5	4,45	1,01	0,64	16,03	14,66	2,00	1,08	60...62	6,42
6*	4,68	1,00	0,80	14,15	14,91	2,10	1,30	55...58	6,42

* В сплаве № 6 содержание ниобия составляет 1,05 %.

ходило в пределах 3,5...4,0 [6]. При наличии в стали других карбидообразующих элементов массовая доля углерода должна быть такой, чтобы ее было достаточно для образования соответствующих карбидов и упрочнения матрицы.

Хром и молибден, не только участвуют в образовании карбидов, но и делают сплавы восприимчивыми к закалке и обеспечивают получение мартенситной основы. Кремний и марганец вводятся в сплавы в качестве раскислителей.

Сплавы № 5 и 6 дополнительно легировали никелем. Ожидалось, что это приведет к образованию в структуре сплавов дополнительного количества остаточного аустенита и повысит их антикоррозионные свойства. Сплав № 6 был легирован также ниобием, что дало возможность провести оценку свойств этого сплава при использовании еще одного сильного карбидообразующего элемента.

С учетом того, что в будущем предполагается использовать опытные сплавы для изготовления биметаллических ножей различного назначения, исследовали твердость, износостойкость и структуру наплавленного металла с химическим составом, соответствующим опытным сплавам.

Первоначально было проведено исследование сварочно-технологических свойств высокоуглеродистых высокованадиевых сплавов. Наплавку проводили плазменно-порошковым способом, в качестве основного металла использовали пластины из стали Ст3. В них была сделана разделка под наплавку, размеры которой соответствовали размерам таковой на реальном инструменте для резки неметаллических материалов. Наиболее важными параметрами плазменно-порошковой наплавки являются ток дуги I_d , скорость наплавки v_n и скорость

подачи порошка [7, 8]. В опытах использовали следующий режим наплавки: $I_d = 140...280$ А; $v_n = 2,0...5,3$ м/ч. С повышением скорости наплавки пропорционально увеличивали подачу порошка (чтобы сечение наплавленного валика оставалось постоянным) и частоту периодических колебаний плазмодуговой горелки таким образом, чтобы шаг наплавки сохранялся равным примерно 1,5 мм. Размах колебаний плазмодуговой горелки устанавливали на 1...3 мм больше ширины разделки. Расход плазмообразующего, транспортирующего и защитного газов во всех опытах поддерживали постоянным. Для сравнения одновременно с опытными высокоуглеродистыми высокованадиевыми сплавами проводили наплавку кобальтхромвольфрамовыми сплавами — стеллитами, широко применяемыми при наплавке режущего инструмента.

Основной целью технологических опытов было определение оптимального диапазона значений тока дуги для различной производительности наплавки. При этом нижние пределы значений I_d определяли из условия получения при заданной скорости наплавки гарантированного бездефектного сплавления наплавленных валиков с основным металлом, а верхние пределы — из условия получения доли основного металла в наплавленном не выше 10 %. Для определения максимально допустимых значений тока дуги было исследовано его влияние на долю основного металла в наплавленном слое (см. рис. 1).

В исследованном диапазоне параметров режима доля основного металла в наплавленном слое изменяется от 0 до 25 %. В области малых значений тока повышение на 10 А приводит к увеличению доли основного металла в наплавленном на 2...5 %.

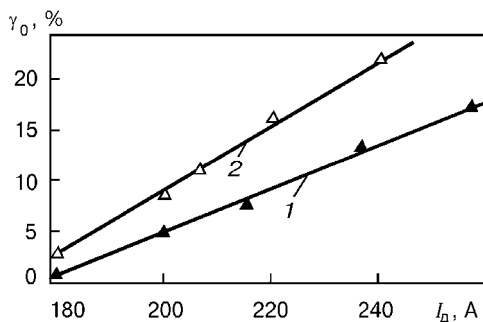


Рис. 1. Влияние тока дуги I_d на долю основного металла γ_0 в слое, наплавленном различными сплавами при $v_n = 3,7$ м/ч: 1 — высокованадиевый сплав; 2 — стеллит

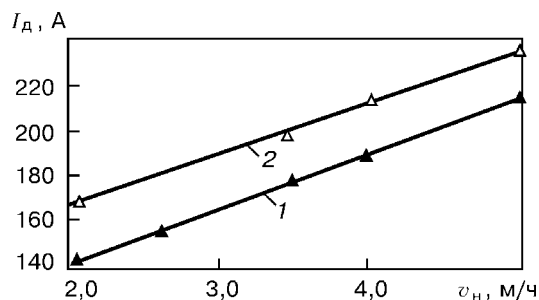


Рис. 2. Изменение тока дуги I_d в зависимости от скорости наплавки v_n ; 1, 2 — то же, что и рис. 1



Оптимальные значения тока дуги при различных скоростях наплавки приведены на рис. 2. Валики, наплавленные на рекомендуемых режимах, имеют хорошее формирование и постоянную ширину и высоту.

Несмотря на то что наплавка высокоуглеродистыми высокованадиевыми сплавами велась без предварительного подогрева, не было замечено ни одного случая появления трещин и пор в наплавленном металле.

По сравнению со стеллитами высокоуглеродистые высокованадиевые сплавы более экономичны и технологичны, поскольку их наплавка возможна на токе дуги, имеющим меньшее значение (см. рис. 1 и 2).

Для оценки износостойкости высокоуглеродистых высокованадиевых сплавов выбрана методика с закрепленным абразивом. Условия испытаний были следующими: абразив — корундовая шкурка с зернистостью 180 мкм; площадь трения — 1 см²; нагрузка — 30 Н; время испытаний — 20 с. Оценку износостойкости производили исходя из потери массы испытуемых образцов.

В таблице представлены результаты испытаний износостойкости сплавов № 1–6, наплавленных на оптимальных режимах. Для сравнения отметим, что у широко известной инструментальной стали Р6М5Ф2, испытанной в тех же условиях, потеря массы составила 19,2, а у твердого сплава типа ВК8 — 1,6 мг. Как видно из приведенных данных, высокоуглеродистые высокованадиевые сплавы по износостойкости занимают промежуточное положение между инструментальными сталями и твердыми сплавами, но значительно дешевле последних.

Из испытанных высокоуглеродистых высокованадиевых сплавов наихудшей износостойкостью отличался сплав № 1 с пониженным по сравнению с остальными материалами содержанием углерода и ванадия. Очевидно, что для обеспечения высокой износостойкости массовая доля ванадия должна составлять не менее 13 %, а углерода — не менее 4 %. Наилучшая износостойкость была отмечена у сплавов № 2 и 3 с массовой долей хрома 5,0...6,5 %. Из сплавов с повышенным содержанием хрома лучшую износостойкость имели сплавы № 5 и 6 (см. таблицу).

Были проведены исследования микроструктуры высокоуглеродистых высокованадиевых сплавов. Образцы для металлографических исследований вырезали из пластин стали Ст3 толщиной 18 мм, наплавленных порошками из опытных сплавов № 1–6 на следующих режимах: $I_d = 180...200$ А; $v_{н} = 3,5$ м/ч; охлаждение после наплавки на воздухе. По данным металлографических исследований, структура высокоуглеродистых высокованадиевых сплавов состояла из карбидов, мартенсита и остаточного аустенита. Количество остаточного аустенита в исследованных сплавах может изменяться, что влияет на их твердость и износостойкость. На рис. 3 приведена характерная микроструктура высокоуглеродистых высокованадиевых сплавов № 2 и 5.

Формирование структуры при затвердевании высокоуглеродистых высокованадиевых сплавов можно представить следующим образом. Карбиды

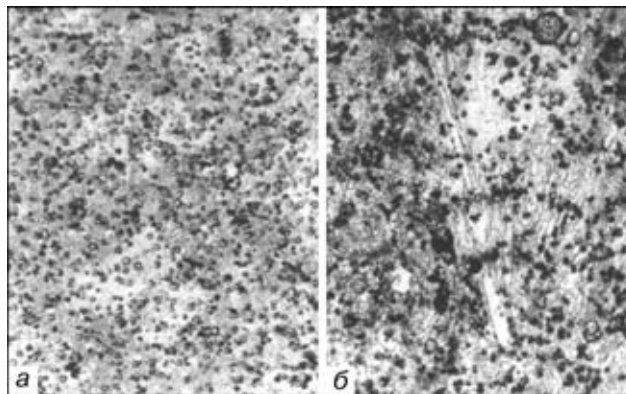


Рис. 3. Микроструктура (×320) высокоуглеродистых высокованадиевых сплавов № 2 (а) и № 5 (б)

ванадия первыми выделяются из расплава и являются зародышами, вокруг которых кристаллизуется обедненный легирующими элементами аустенит. В процессе охлаждения происходит превращение аустенита в мартенсит. Внешние области зерен состоят из высоколегированного аустенита, который сохраняется при охлаждении до комнатной температуры.

Для структуры всех исследованных сплавов характерно достаточно равномерное распределение каждой из структурных составляющих по сечению наплавленного валика. Ширина переходной зоны между наплавленным и основным металлами составляет 0,01...0,20 мм.

Как правило, высокую износостойкость при абразивном изнашивании имеют сложнолегированные сплавы с карбидным упрочнением, имеющие высокую твердость. При этом матрица таких сплавов, кроме высокой твердости, должна обладать также способностью удерживать в процессе изнашивания прочные и твердые карбиды.

В работе [9] высказано предположение о том, что карбиды прочно удерживаются матрицей, если в процессе кристаллизации устанавливается сопряжение кристаллических решеток на границе карбид–матрица.

С целью определения параметров кристаллической решетки проведен рентгеноструктурный анализ образцов наплавленного металла типа высокоуглеродистых высокованадиевых сплавов на установке «Дрон-3». Для измерения параметров были выбраны линии (211) в α -железе и (311) в γ -железе. В выбранных интервалах углов отражения расчетная погрешность определения параметров решетки составила $\pm 0,0003$ у α -железа и $\pm 0,0002$ у γ -железа. В исследованных сплавах размер решетки α -железа был равен $(0,2864...0,2867) \pm 0,0003$, а γ -железа — $(0,3587...0,3599) \pm 0,0002$ нм. Размер кристаллической решетки карбида ванадия VC, по данным работы [4], составлял 0,4135...0,4166 нм.

Данные рентгеноструктурного анализа свидетельствуют о том, что по некоторым кристаллографическим направлениям наблюдается ориентационное соответствие между кристаллическими решетками карбида ванадия и аустенита карбида ванадия и мартенсита:

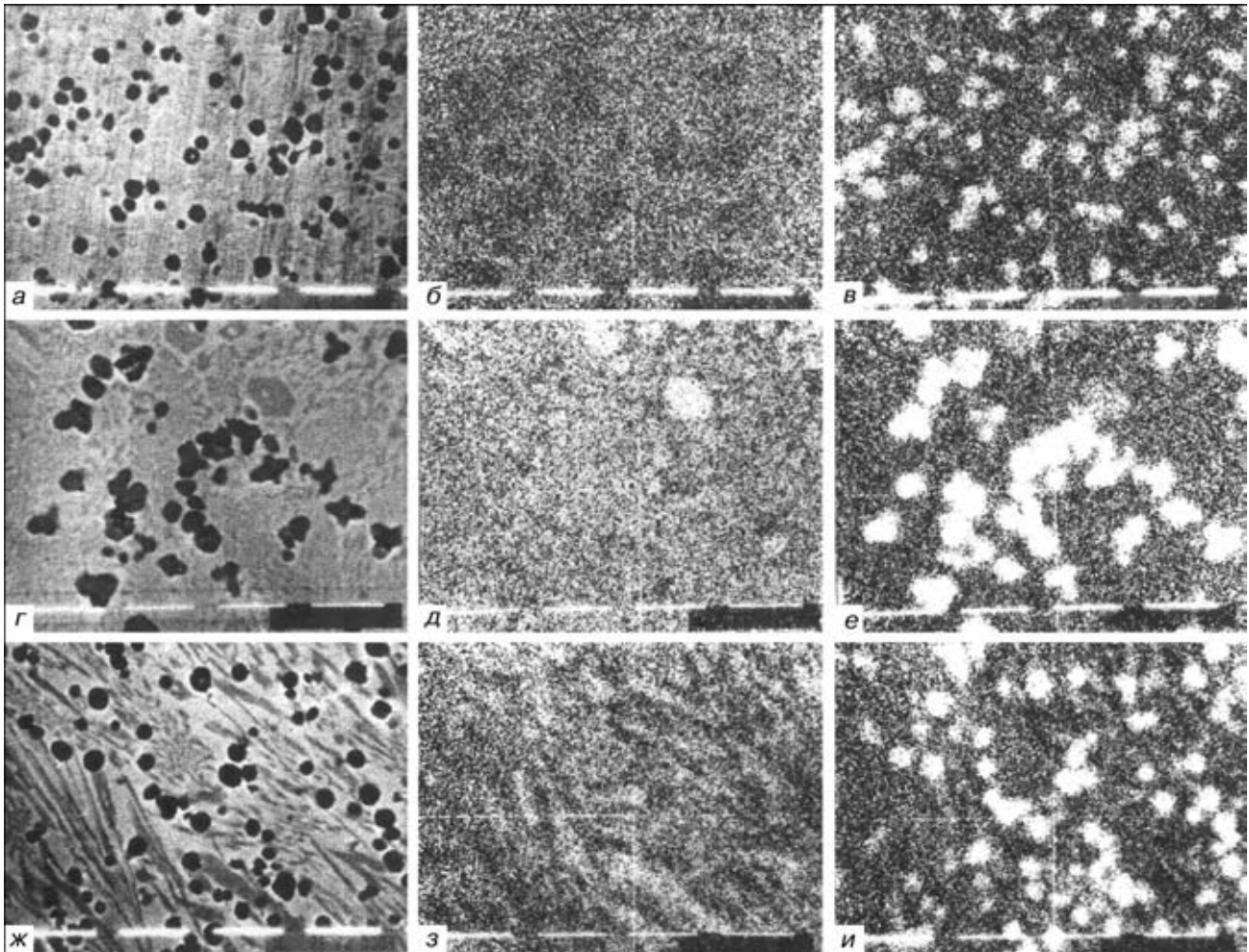
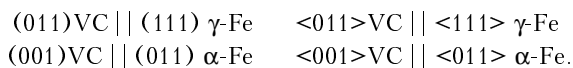


Рис. 4. Распределение легирующих элементов в высокоуглеродистом высокованадиевом наплавленном металле, полученное на электронном сканирующем микроскопе: а, г, ж — в обратнорассеянных электронах; б, д, з — сканограмма распределения хрома; в, е, и — сканограмма распределения ванадия; а-в — сплав № 2; г-е — № 6; ж-и — № 5



Расчеты, выполненные на основе этих данных, показали, что разница в параметрах кристаллических решеток по указанным направлениям не превышает 5 % у карбида ванадия и аустенита и 2 % у карбида ванадия и мартенсита.

В этом случае на границе аустенит-карбид и мартенсит-карбид возможно образование прочного сопряжения кристаллических решеток, т. е. установление когерентной связи [10]. Реальные частицы карбида ванадия не являются монокристаллическими, поэтому прочное сопряжение возникает лишь на отдельных участках их поверхности, где имеет место благоприятная ориентация зерен карбида ванадия и аустенита, а также карбида ванадия и мартенсита.

По данным микрорентгеноспектрального анализа (рис. 4), в наплавленном металле ванадий образует карбид VC, содержание ванадия в других структурных составляющих ничтожно. Размер карбидов ванадия колеблется в пределах от 2 до 10 мкм. Хром входит в состав матрицы и сложных карбидов типа $Me_{23}C_6$ и Me_7C_3 (рис. 4, в, е, и). Крупноигульчатые карбиды типа Me_7C_3 образуются лишь

в сплавах, содержащих избыточное количество углерода (рис. 4, ж-и).

Структурные составляющие исследованных сплавов имеют следующую микротвердость: карбиды типа VC — $HV_{0,05} 2900 \dots 3000$; карбиды типа $Me_{23}C_6$ — $HV_{0,05} 900 \dots 1300$; мартенсит — $HV_{0,05} 800 \dots 900$; аустенит — $HV_{0,05} 600 \dots 700$.

Из первой группы сплавов (№ 1-3) наиболее перспективным является сплав № 2. По износостойкости он несколько уступает сплаву № 3, но в сравнении с последним более технологичен в производстве и при наплавке.

Из второй группы сплавов (№ 4-6) высокую износостойкость имеют сплавы № 5 и 6. Исследования микроструктуры и микрорентгеноспектральный анализ показали, что в сплаве № 5 карбиды ванадия типа VC и карбиды хрома типа $Me_{23}C_6$ равномерно распределены в структуре сплава и их размер не превышает 10 мкм (рис. 4, г-е). В сплаве № 6, содержащем больше углерода, кроме мелких карбидов ванадия и ниобия типа MeC образуются крупные карбиды хрома типа Me_7C_3 (рис. 4, ж-и), что может привести к выкрашиванию рабочих кромок ножей. По этой причине именно этот сплав более предпочтителен при наплавке ножей с антикоррозионными свойствами.



Выводы

1. Определены оптимальные пределы легирования порошков сплавов системы Fe-C-V-Cr-Mo для плазменно-порошковой наплавки ножей, предназначенных для резки неметаллических материалов. Показано, что при наплавке инструментов для резки неметаллических материалов, не обладающих коррозионными свойствами, наиболее перспективным является порошок, имеющий следующие содержания, мас. %: 4,0 C; 14,0 V; 6,0 Cr; 1,5 Mo. При наплавке ножей с антикоррозионными свойствами массовая доля хрома должна быть увеличена до 14,0 %.

2. Установлено, что в зависимости от химического состава структура высокоуглеродистых высокованадиевых сплавов включает мартенсит и аустенит в различном соотношении, а также значительное количество карбидов основных легирующих элементов — ванадия и хрома. При этом наивысшую износостойкость при абразивном изнашивании обеспечивает мартенситная структура с небольшим количеством остаточного аустенита и дисперсными, равномерно распределенными карбидами ванадия и карбидами хрома типа $Me_{23}C_6$.

1. Геллер Ю. А. Инструментальные стали. — М.: Металлургия, 1975. — 584 с.
2. Рябцев И. А., Кондратьев И. А. Механизированная электродуговая наплавка деталей металлургического оборудования. — Киев: Экотехнология, 1999. — 62 с.
3. Гудремон Э. Специальные стали. — М.: Металлургия, 1966. — Т. 2. — 1638 с.
4. Ефимов Ю. В., Барон В. В., Савицкий Е. М. Ванадий и его сплавы. — М.: Наука, 1969. — 254 с.
5. Лившиц Л. С., Гринберг Н. А., Куркумелли Э. Г. Основы легирования наплавленного металла. — М.: Машиностроение, 1969. — 187 с.
6. Мескин В. С. Основы легирования стали. — М.: Металлургия, 1964. — 286 с.
7. Переплетчиков Е. Ф., Гладкий П. В. О влиянии параметров плазменной наплавки на проплавление основного металла // Высокопроизводительные процессы наплавки и наплавочные материалы. — Коммунарск: КМК, 1973. — С. 19–25.
8. Гладкий П. В., Переплетчиков Е. Ф., Фрумпи И. И. Плазменная наплавка хромоникелевых сплавов, легированных кремнием и бором // Автомат. сварка. — 1968. — № 9. — С. 58–62.
9. Износостойкость наплавленного металла системы легирования Fe-C-Cr-Ti-Mo / И. А. Рябцев, И. А. Кондратьев, В. Г. Васильев, Л. К. Дорошенко // Там же. — 2002. — № 4. — С. 48–52.
10. Палатник Л. С., Патиров И. И. Ориентированная кристаллизация. — М.: Металлургия, 1964. — 256 с.

Structure, hardness and wear resistance of two groups of iron-base high-carbon high-vanadium alloys with a different chromium content (5...7 and 14...17 %) are considered. Materials with a martensitic structure and a small amount of retained austenite, as well as with dispersed uniformly distributed vanadium carbides and carbides of the $Me_{23}C_6$ type, were found to have the highest wear resistance under the abrasive wear conditions for the high-carbon high-vanadium alloys.

Поступила в редакцию 28.05.2002

КОРОТКО О ВАЖНОМ

АО «ДАНКО» ПОДПИСАЛ КОНТРАКТ С НКМЗ НА ДАЛЬНЕЙШУЮ ПОСТАВКУ ОБОРУДОВАНИЯ ДЛЯ РЕКОНСТРУКЦИИ ЕМЗ

31 января подписан контракт между АО «ДАНКО» и Ново-Краматорским машиностроительным заводом (г. Краматорск, Донецкой обл.) на поставку оборудования для второй очереди реконструкции Енакиевского металлургического завода. В состав линии непрерывного литья заготовок входит установка внепечного рафинирования стали «печь-ковш» и сортовая МНЛЗ для производства квадратной заготовки от 125 до 170 мм и круглой заготовки диаметром 130 мм.

Основанием для подписания контракта послужило исключительное качество стали и заготовок, полученное на первой линии производства НКМЗ, пущенной на Енакиевском металлургическом заводе 19 декабря 2002 г. По данным отдела технического контроля ЕМЗ, на первой плавке было получено 99 заготовок квадрата 120 мм и выход годного составил 100 %. Производительность установки составляет 900...1000 тыс. т стали в год.

Поставленную Ново-Краматорским машиностроительным заводом высокоскоростную радиальную сортовую МНЛЗ специалисты «ДАНКО» назвали по сортаменту и особенностям оборудования «единственной в своем роде для металлургической промышленности Украины, СНГ и стран Восточной Европы».

Главной особенностью нового контракта является жесткий срок его исполнения. На проектирование и изготовление и комплектную поставку новой линии непрерывной разливки, в том числе систем автоматизированного управления процессами, Ново-Краматорскому машиностроительному заводу отводится всего 10 месяцев.

Пресс-служба НКМЗ