

## РАЗРАБОТКА ВЫСОКОВАНАДИЕВОГО СПЛАВА ДЛЯ ПЛАЗМЕННО-ПОРОШКОВОЙ НАПЛАВКИ НОЖЕЙ ДЛЯ РЕЗКИ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

**Е. Ф. ПЕРЕПЛЕТЧИКОВ**

ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ. 03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Приведены результаты исследований структуры, твердости и износостойкости сплавов на основе железа, содержащих до 4,5 % С и 15 % V. Изучена зависимость структуры и типа карбидов от химического состава этих сплавов. Проведен анализ влияния структуры на износостойкость при абразивном изнашивании наплавленного металла, близкого по составу к исследованным сплавам, в исходном состоянии и после термической обработки. Установлено, что наплавленный металл этого типа имеет высокую износостойкость вследствие образования мартенситной структуры с небольшим количеством остаточного аустенита и с дисперсными, равномерно распределенными карбидами ванадия и карбидами типа  $Me_{23}C_6$ . Библиогр. 6, табл. 1, рис. 3.

*К л ю ч е в ы е с л о в а:* плазменно-порошковая наплавка, износостойкость, дилатометрический анализ, порошки для наплавки, высокованадиевые сплавы

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. 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. По этой причине тонколезвийный инструмент изготавливают либо из сильнодеформированных сталей, у которых карбидная сетка разрушена в процессековки и прокатки, либо из порошковых инструментальных сталей, технология производства которых исключает саму возможность появления крупнозернистой структуры и карбидной неоднородности. В связи с этим при выборе системы легирования наплавленного металла предпочтение отдается ванадию, образующему очень мелкие и твердые карбиды [1–3]. Применению ванадия в качестве легирующего элемента в электродных и присадочных материалах для дуговой наплавки препятствует его способность образовывать шпинели, что затрудняет отделимость шлаковой корки. По этой причине массовую долю ванадия в порошковых проволоках для дуговой наплавки инструментальных сталей ограничивают 0,5 % [2].

Более широкие возможности для легирования наплавленного металла ванадием открываются при использовании плазменно-порошковой наплавки (ППН) в инертных защитных газах.

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

Для инструментальных сталей очень важно выбрать оптимальное соотношение концентраций углерода и карбидообразующих элементов. В зависимости от стехиометрического состава образующихся карбидов на каждый процент ванадия в стали требуется 0,175 ( $V_4C_3$ ), 0,196 ( $V_6C_5$ ) или 0,236 % С (VC). Для обеспечения наилучшего сочетания свойств сплава желательнее, чтобы отношение ванадия к углероду в нем находилось в пределах 3,5...4,0 [4]. При наличии в стали других карбидообразующих элементов содержание углерода должно быть достаточным для образования соответствующих карбидов и упрочнения матрицы. С учетом этого для исследований были выбраны сплавы, химический состав которых приведен в таблице.

Хром и молибден, помимо участия в образовании карбидов, придают сплавам восприимчивость к закалке и обеспечивают получение мартенситной основы. Хром при содержании около 15 % должен также обеспечить антикоррозионные свойства сплавов.

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

Номер плава	Массовая доля элементов, %							Твердость <i>HRC</i>	Потеря массы, мг
	C	Mn	Si	Cr	V	Mo	Ni		
1	3,95	0,91	1,07	16,76	14,15	2,03	-	45...48	12,30
2	4,25	1,76	1,43	16,72	15,18	1,97	-	50...54	5,05
3	4,38	1,11	1,05	16,65	14,62	2,01	-	60...62	4,40
4	4,45	1,01	0,64	16,03	14,66	2,00	1,08	60...62	4,60
5*	4,68	1,00	0,80	14,15	14,91	2,10	1,30	55...59	5,42

\* Содержание ниобия составляет 1,05 %.

Сплавы № 4 и 5 легировали никелем. Ожидалось, что это приведет к образованию аустенита в их структуре. Сплав № 5 к тому же легировали ниобием, что дало возможность провести оценку свойств сплава при использовании еще одного сильного карбидообразователя.

С учетом того, что опытные сплавы предполагалось использовать 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 на реальном инструменте для резки неметаллических материалов. Наиболее важными параметрами ППН являются ток дуги  $I_d$ , скорость наплавки  $v_n$  и скорость подачи порошка [5]. В опытах использовали  $I_d = 140...280$  А и  $v_n = 2,0...5,3$  м/ч. В исследованном диапазоне параметров режима доля основного металла в наплавленном 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 %.

В целом состав наплавленного металла отличается от состава присадочного (электродного) металла вследствие его перемешивания с основным металлом, а также окисления или селективного испарения легирующих элементов [6]. При ППН по оптимальным режимам доля основного металла в наплавленном слое не превышает 5...8 %, сварочная ванна надежно защищена аргоном от окисления, а в составе исследуемых сплавов нет легко испаряющихся элементов. В связи с этим состав наплавленного металла практически соответствует составу порошка [5].

Оптимальные значения  $I_d$  при различных скоростях наплавки обеспечивают хорошее формирование и постоянную ширину и высоту валиков. Несмотря на то, что ППН высокоуглеродистыми

высокованадиевыми сплавами велась без предварительного подогрева, не было замечено ни одного случая трещино- и порообразования в наплавленном металле.

Для оценки износостойкости высокованадиевых сплавов была выбрана методика испытаний на изнашивание закрепленным абразивом. В качестве абразива использовали корундовую шкурку зернистостью 180 мкм, площадь трения составляла 1 см<sup>2</sup>, давление 30 Н, время испытания 20 с. Оценку износостойкости проводили по потере массы испытываемых образцов.

Образцы для металлографических исследований вырезали из наплавленного металла и подвергали травлению в реактиве Мураками.

Образцы для дилатометрических исследований размером 3×3×25 мм изготавливали из металла, наплавленного порошками выбранных сплавов плазменным методом. В дилатометре Шевенара образцы нагревали со скоростью 2,5 °С/мин до 430, 630 и 1045 °С, выдерживали при этих температурах 2 ч и затем охлаждали со скоростью 40 °С/мин. В быстродействующем дилатометре при имитации термического цикла наплавки образцы нагревали до 1150 °С со скоростью 130 °С/с и без выдержки охлаждали со скоростью 7,5 °С/с.

В таблице также представлены результаты испытаний на износостойкость сплавов, 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.

Установлено, что сплавы № 1 и 2 имеют наименьшую твердость (*HRC* 45...54). В процессе отпуска при 600 °С в течение 1 ч она возрастает до *HRC* 59, по-видимому, вследствие выделения карбидов и распада остаточного аустенита с образованием мартенсита. Сплавы № 3 и 4 после наплавки имеют максимальную твердость (*HRC* 60...62). После отпуска вплоть до 550 °С твердость этих

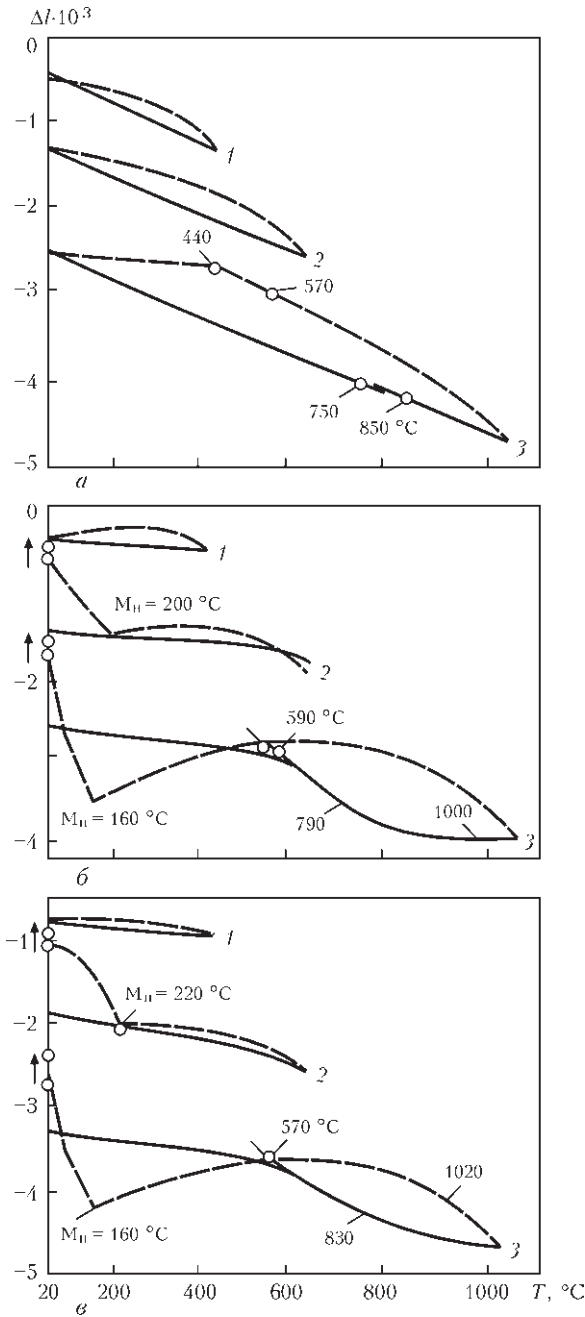


Рис. 1. Кривые нагрева до различных температур с выдержкой 2 ч (сплошные линии) и последующего охлаждения (штриховые) в dilatометре Шевенара сплавов № 1 (а), 3 (б) и 5 (в): 1 — температура нагрева 430; 2 — 630; 3 — 1045 °С;  $\Delta l$  — изменение длины

сплавов практически сохраняется на исходном уровне. При более высокой температуре отпуска она начинает уменьшаться.

Как видно из рис. 1, а, для сплава № 1 при нагреве до температуры 1045 °С и последующего охлаждения характерно сохранение стабильности структуры. Следует заметить, что в интервале температур 750...850 °С, возможно, происходит растворение в матричной  $\alpha$ -фазе карбидных частиц, а при охлаждении (570...440 °С) наблюдается, по-видимому, бейнитное превращение.

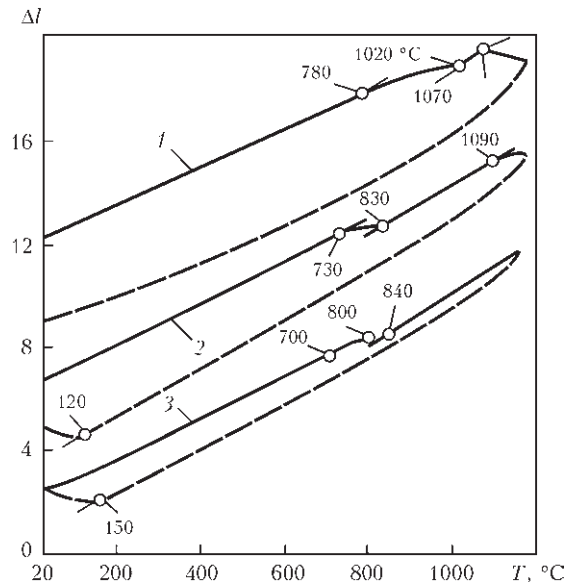


Рис. 2. Кривые нагрева (сплошные линии) и охлаждения (штриховые) сплавов № 1, 3, 5 (1–3) в быстродействующем dilatометре

Иной характер имели dilatометрические кривые сплавов № 3 и 5 (рис. 1, б, в). Кривые нагрева до 430 °С у обоих сплавов незначительно наклонены вниз и полностью обратимы. Увеличение температуры отпуска до 630 °С приводит к небольшому уменьшению длины образца в процессе 2-часовой выдержки, что связано с выпадением карбидов. При охлаждении остаточный аустенит превращается в мартенсит ( $M_n = 200...220$  °С). Мартенситное превращение продолжается в обоих сплавах при выдержке при комнатной температуре (см. стрелки на 1, б, в). Характер кривых нагрева до 1045 °С и охлаждения от этой температуры у сплавов № 3 и 5 примерно одинаков. В интервале температур 790...1000 °С (№ 3) и 830...1020 °С (№ 5) структура сплавов относительно стабильна. Выше этих температур происходит растворение карбидов в аустените, и этот процесс идет с увеличением длины. При охлаждении образцов от 1045 °С в обоих сплавах происходит мартенситное превращение ( $M_n = 160$  °С), которое продолжается в процессе выдержки при комнатной температуре, равно как и при более низких температурах. Наклон кривых у образцов № 3 и 5 соответствует смешанной  $\alpha+\gamma$ -структуре. В этих сплавах природой  $\alpha$ -фазы является мартенсит, структура матрицы состоит из смеси мартенсита и остаточного аустенита.

На рис. 2 приведены dilatометрические кривые нагрева и охлаждения сплавов № 1, 3 и 5, полученные на быстродействующем dilatометре при имитации термического цикла наплавки. У образца № 1 при нагреве в диапазоне 670...880 °С происходит небольшое увеличение длины, возможно, связанное с растворением карбидов. При охлаждении идет монотонное уменьшение длины



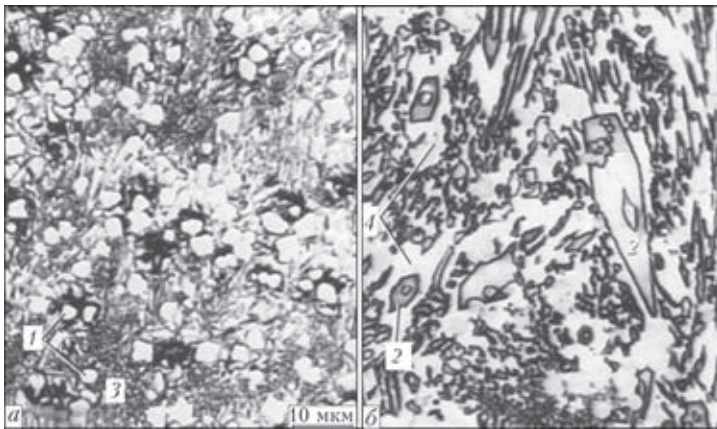


Рис. 3. Микроструктура ( $\times 1000$ ) высокоуглеродистых высокованадиевых сплавов № 2 (а) и 3 (б): 1 — карбид ванадия; 2 — карбид  $Me_7C_3$ ; 3 — мартенситно-аустенитная структура с преобладанием мартенсита; 4 — мартенситно-аустенитная структура с преобладанием аустенита

без каких-либо превращений. На кривой нагрева образца № 3 отмечен перегиб при температурах  $730 \dots 830 \text{ }^\circ\text{C}$ , связанный с  $\alpha + \gamma$ -превращением. В процессе охлаждения наблюдается мартенситное превращение ( $M_n = 120 \text{ }^\circ\text{C}$ ). Кривая сплава № 5 имеет аналогичный характер:  $\alpha + \gamma$ -превращение идет при температурах  $700 \dots 840 \text{ }^\circ\text{C}$ ,  $M_n = 150 \text{ }^\circ\text{C}$ . По-видимому, на  $\alpha + \gamma$ -превращение в обоих случаях накладывается процесс выделения карбидов. Значения точек  $M_n$ , полученные на двух типах дилатометров, несколько отличаются друг от друга, что, возможно, связано с отклонениями в химическом составе образцов наплавленного металла, а также с особенностями методик исследования на этих дилатометрах.

Исследования на быстродействующем дилатометре показывают, что при термическом цикле плазменной наплавки без дополнительной термической обработки высокованадиевые высокоуглеродистые сплавы могут приобрести наиболее благоприятную с точки зрения износостойкости мартенситно-карбидную структуру с небольшим количеством остаточного аустенита. Непосредственные исследования микроструктуры подтвердили выводы дилатометрических исследований о том, что матрица сплава № 3 имеет мартенситную структуру с некоторым количеством остаточного аустенита. Карбиды ванадия типа  $MeC$  и карбиды хрома типа  $Me_{23}C_6$  равномерно распределены в структуре сплава и их размер не превышает  $10 \text{ мкм}$  (рис. 3, а). Сплав № 5 также имеет мартенситно-аустенитную структуру, но вследствие

повышенного содержания углерода в нем образуются, кроме карбидов ванадия и ниобия типа  $MeC$ , и крупноигльчатые карбиды хрома типа  $Me_7C_3$  (рис. 3, б). Замеры микротвердости ( $HV_{0,05}$ ) структурных составляющих исследуемых сплавов показали, что твердость карбидов типа  $MeC$  составляет  $2900 \dots 3000$ , карбидов типа  $Me_7C_3$  —  $900 \dots 1300$ , мартенсита —  $800 \dots 900$ , аустенита —  $600 \dots 700$  и у феррита  $HV_{0,05} = 550 \dots 600$ .

Сплавы № 3 и 5 показали примерно одинаковую износостойкость при абразивном изнашивании, однако в сплаве № 5 карбиды хрома имеют значительные размеры, поэтому для наплавки ножей более предпочтительным будет сплав № 3.

### Выводы

1. Установлено, что в зависимости от химического состава матрица высокоуглеродистых высокованадиевых сплавов может состоять из сочетания различных структурных составляющих — мартенсита, аустенита или легированного феррита. Кроме того в структуре сплавов содержится значительное количество карбидов основных легирующих элементов — ванадия и хрома. Наивысшую износостойкость при абразивном изнашивании обеспечивает мартенситно-карбидная структура с небольшим количеством остаточного аустенита.
2. Термический цикл плазменной наплавки без дополнительной термической обработки обеспечивает получение в высокованадиевом высокоуглеродистом наплавленном металле наиболее благоприятной с точки зрения износостойкости мартенситно-карбидной структуры с небольшим количеством остаточного аустенита.

1. Гудремон Э. Специальные стали. Т. 2. — М.: Металлургия, 1966. — 1638 с.
2. Ефимов Ю. В., Барон В. В., Савицкий Е. М. Ванадий и его сплавы. — М.: Наука, 1969. — 254 с.
3. Лившиц Л. С., Гринберг Н. А., Куркумелли Э. Г. Основы легирования наплавленного металла. — М.: Машиностроение, 1969. — 187 с.
4. Меськин В. С. Основы легирования стали. — М.: Металлургия, 1964. — 286 с.
5. Гладкий П. В., Переплетчиков Е. Ф., Рябцев И. А. Плазменная наплавка. — Киев: Экотехнология, 2007. — 291 с.
6. Рябцев И. А., Кондратьев И. А. Механизированная электродуговая наплавка деталей металлургического оборудования. — Киев: Экотехнология, 1999. — 62 с.

Поступила в редакцию 26.03.2014