

УДК 669.15-198

Производство CBC-нитрида феррованадия для выплавки высокопрочных низколегированных сталей

М. Х. Зиатдинов¹, И. М. Шатохин²¹ Томский государственный университет (г. Томск, Россия)² ООО "НТПФ "Эталон" (г. Магнитогорск, Россия)

Представлены результаты исследований по разработке нового легирующего материала плавленого нитрида феррованадия FERVANIT, предназначенного для использования при выплавке высокопрочных низколегированных сталей. Исследования процесса самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (CBC) в системе феррованадий – азот позволили создать новую промышленную технологию производства сплавов на основе нитрида ванадия. CBC-технология характеризуется отсутствием потребления электроэнергии, экологической безопасностью и хорошими эксплуатационными характеристиками продукта.

Ключевые слова: феррованадий, нитрид ванадия, высокопрочная низколегированная сталь, самораспространяющийся высокотемпературный синтез, CBC.

Выпуск высокопрочных низколегированных сталей (HSLA-steels) постоянно увеличивается благодаря большой экономической эффективности их использования. Строительство и автомобильная индустрия, мосто- и судостроение, железнодорожный и трубопроводный транспорт — вот неполный перечень отраслей экономики, в которых эти стали практически незаменимы. Высокие эксплуатационные характеристики их достигаются микролегированием такими карбидо- и нитридообразующими металлами, как Al, Ti, V, Nb и др. При охлаждении и в результате применения специальных режимов прокатки и термообработки в металлическом слитке выделяются мелкодисперсные карбиды, нитриды и/или карбонитриды указанных металлов. Размеры выделений обычно составляют от нескольких до десятков нанометров. Такие нанокомпонентные стали прочны, пластичны, хорошо свариваются и сохраняют свои эксплуатационные характеристики при экстремально низких температурах [1, 2]. Среди большого разнообразия марок высокопрочных низколегированных сталей особой экономичностью выделяются стали, микролегированные ванадием и азотом. Нитриды и карбонитриды ванадия, образующиеся в стали при охлаждении и термомеханической обработке в виде мельчайших наноразмерных частиц, способствуют сильному измельчению зерна. Совместное воздействие механизмов дисперсионного упрочнения и измельчения зерна приводит к качественному улучшению всего комплекса механических характеристик стали [3].

В настоящее время в сталеплавильном производстве микролегирование азотом проводят или азотсодержащим газом, или специально полученными лигатурами. Причем на практике часто одновременно используют оба легирующих. Часть азота поглощается расплавом непосредственно из газовой фазы, а окончательную корректировку состава осуществляют азот-

содержащим сплавом. Такой легирующий сплав с азотом может применяться как в традиционном кусковом виде, так и в качестве наполнителя порошковой проволоки. Со времени начала разработки и производства HSLA-сталей с нитридванадиевым упрочнением в 1960 – 1970 гг. было предложено множество различных сплавов для их совместного введения в сталь. Эти сплавы получали либо твердофазным азотированием порошков, либо азотированием расплавов [4, 5]. Однако в настоящее время практически используют лишь два материала: нитрид феррованадия и карбонитрид ванадия, которые производятся по твердофазной технологии. Карбонитрид ванадия был разработан более 30 лет назад и известен в настоящее время как сплав NITROVAN. Среди привлекательных сторон этой лигатуры можно отметить высокое содержание азота (до 16 %) и то, что получают его непосредственно из оксида ванадия углеродтермическим восстановлением в вакуумных печах [6]. Сложности применения карбонитрида ванадия на практике связаны с его высокой температурой плавления (> 2400 °C) и низкой плотностью брикетов (~3 г/см³). При выплавке стали это приводит к тому, что снижается степень усвоения не только азота, но и ванадия. Кроме того, азот нестабильно поглощается расплавом от плавки к плавке [7]. Аналогичная картина наблюдается и при использовании азотированного феррованадия, полученного в вакуумных печах. Для производства нитрида феррованадия также используют печную технологию, сырьем в этом случае являются порошки стандартного феррованадия [8].

Растворимость азота в жидким феррованадии сравнительно высока. Сплав, содержащий 41,5 – 50,6 % V, при 1900 °C и атмосферном давлении растворяет 3,8 – 5,3 % N. Количество растворенного азота снижается при повышении температуры и уменьшении давления [9]. Однако, несмотря на хорошую растворимость

Таблица 1. Состав исходных ферросплавов, %

Марка ферро- ванадия	V (Nb)	Mn	C	Si	Al	S	P
FeV80	78,8	0,3	0,10	0,71	1,61	0,02	0,05
FeV60	59,2	0,2	0,06	0,80	1,25	0,02	0,05
FeV50	52,4	2,6	0,18	1,11	0,02	0,02	0,07
FeV40	41,6	3,4	0,25	1,37	0,02	0,02	0,08
FeNb60	(60,6)	—	0,08	1,01	2,1	0,01	0,07
FeSi75	—	—	0,07	76,7	1,1	0,005	0,02
Mn95	—	96,3	0,09	0,7	—	0,02	0,05

азота в феррованадиевом расплаве, азотирование жидких сплавов с целью получения литых лигатур не получило промышленного применения из-за высокой вязкости азотсодержащих феррованадиевых сплавов, а также трудности достижения в них больших концентраций азота в агрегатах большого объема [10].

По-видимому, не имеет практических перспектив и технология получения азотсодержащих феррованадиевых лигатур с использованием плазменной плавки [11] вследствие ее исключительной дороговизны и низкой концентрации азота в конечном продукте.

Таким образом, единственной реальной альтернативой печной технологии производства азотсодержащих легирующих сплавов является СВС-метод. Само-распространяющийся высокотемпературный синтез, или синтез горением, изначально был предназначен для получения порошков бескислородных тугоплавких неорганических соединений. Он основан на высокой экзотермичности реакций образования таких соединений, как карбиды, нитриды, бориды, силициды. Позже СВС-метод был приспособлен для синтеза композиционных легирующих сплавов и других материалов, применяемых в металлургии [12 – 16]. В основу такого варианта СВС-процесса, получившего название “металлургического СВС-процесса”, были положены обменные бескислородные экзотермические реакции с использованием различных ферросплавов в качестве основных сырьевых материалов.

Настоящая работа посвящена разработке промышленной СВС-технологии получения нитрида феррованадия, предназначенного для выплавки высокопрочных низколегированных сталей. Предварительные лабораторные исследования осуществлялись с использованием в качестве сырья промышленных феррованадиевых сплавов различного состава по ГОСТ 27130–80 (табл. 1), а также металлического ванадия, выплавленного металлотермическим способом, по ТУ 48-20-72 чистотой 97,8 % V. Кроме того, при изучении возможности производства различных комплексных лигатур с нитридом ванадия использовались порошки стандартных марок ферросилиция (ФС75, ГОСТ 1415–78), марганца (Мн95, ГОСТ 6008–90), феррониobia (ФН660, ГОСТ 167730–85). Методика проведения исследований аналогична использованной в работах [14, 16].

В системе ванадий – азот образуются два устойчи-

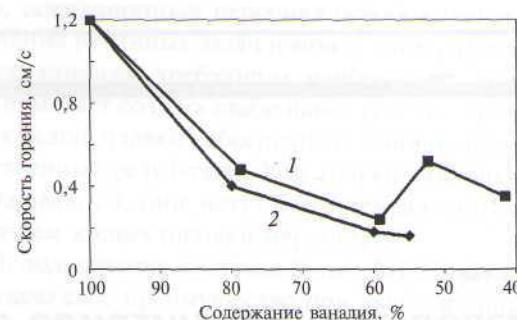


Рис. 1. Влияние содержания ванадия в феррованадии на скорость горения: 1 – сплавы феррованадия; 2 – смеси порошков ванадия и железа

вых нитрида – δ -VN (с областью гомогенности в пределах $VN_{0,68} – VN_{0,98}$) и β -V₂N ($VN_{0,37} – VN_{0,43}$), а также α -твердый раствор азота в ванадии. Кроме того, при определенных режимах охлаждения и термообработки в структуре азотированного ванадия может выделяться ряд нестабильных фаз: $V_{16}N$, $V_{13}N$, V_9N и др. Физико-химические и термодинамические свойства стабильных нитридов ванадия сильно изменяются в пределах области гомогенности. Например, температура плавления мононитрида ванадия снижается от 2340 °C для $VN_{0,98}$ до ~ 2260 °C для $VN_{0,7}$. Взаимодействие ванадия с азотом сопровождается выделением большого количества тепла. Тепловой эффект реакций образования стехиометрического нитрида ванадия VN составляет $217,2 \pm 5$ кДж/моль, а V_2N – $270,6 \pm 5,1$ кДж/моль. Тепло выделяется также при растворении азота в ванадии [17]. Столь высокая экзотермичность реакций нитридообразования позволяет осуществлять процесс насыщения азотом ванадия в режиме самоподдерживающегося горения в широком диапазоне изменения параметров процесса.

Большое тепловыделение при синтезе нитридов ванадия является энергетической основой и для СВС-азотирования промышленных феррованадиевых сплавов, ибо реакции образования нитридов железа неэкзотермичны, а сами нитриды термически неустойчивы. Так, исследования показали, что если в азотируемый порошок ванадия добавлять порошок железа, то скорость горения такой смеси быстро снижается с ростом в ней концентрации железа. Содержание азота в продукте также постепенно уменьшается.

На рис. 1 представлена зависимость скорости горения феррованадия от концентрации в нем ванадия. Для сравнения приведена аналогичная зависимость для смесей порошков ванадия с железом. Видно, что при переходе от металлического ванадия к сплавам FeV80 и FeV60 скорость горения быстро снижается, причем на этом участке скорости горения сплавов V–Fe и смесей порошков V и Fe близки. Однако при дальнейшем уменьшении концентрации ванадия в сплаве при переходе к феррованадию FeV50 скорость горения резко возрастает (более чем вдвое). В то же время увеличение концентрации железа в смеси порошков с 40 до 45 % приводит к дальнейшему монотонному снижению скорости горения. Смесь порошков при массово-

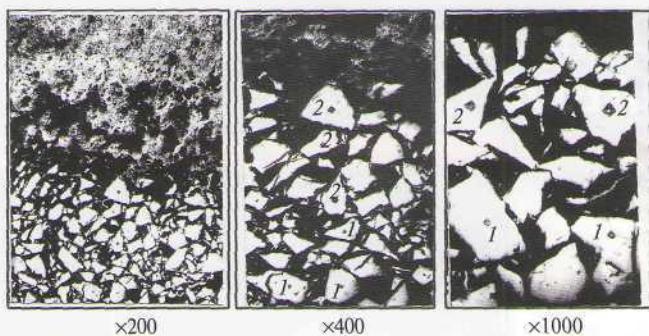


Рис. 2. Микроструктура зоны горения закаленного образца FeV50: 1 — σ -фаза; 2 — α -фаза

вом соотношении ванадия и железа 50:50 проазотировать в режиме горения не удастся.

По данным рентгенофазового анализа исходных сплавов феррованадий FeV80 и FeV60 имеет кристаллическую структуру α -фазы (твердый раствор железа в ванадии), а феррованадий FeV50 и FeV40 — σ -фазы (тетрагональное интерметаллидное эквиатомное единение VFe). В соответствии с диаграммой состояния V-Fe в интервале концентраций 35 — 55 % V при нагреве до 1100 — 1200 °C сплавы претерпевают фазовое превращение. Причем переход σ -интерметаллида в α -твердый раствор происходит с очень большой скоростью [18]. Резкое возрастание диффузионных процессов во время фазового перестроения и непосредственно после него и является причиной неожиданного ускорения горения σ -феррованадия по сравнению с α -сплавом.

На рис. 2 приведены фотографии, полученные со шлифа образца с остановленным закалкой процессом горения. Измерение микротвердости непроазотированных частиц, непосредственно прилегающих к зоне горения (узкий слой образца толщиной ~ 0,1 мм), в которой происходит интенсивное поглощение азота, позволило обнаружить резкое изменение их твердости. Частицы, находящиеся ближе к зоне горения, имеют меньшую микротвердость (~3 кПа), что совпадает с микротвердостью α -феррованадия. Отдаленные от зоны горения частицы с более низкой температурой отличаются намного более высокой микротвердостью (~14 кПа), соответствующей исходному σ -феррованадию.

Послойный рентгенофазовый анализ подтвердил данные металлографических исследований образцов с остановленным фронтом горения. Так, если исходный феррованадий регистрируется как σ -фаза, а конечный продукт состоит из α -железа и δ -мононитрида ванадия, то между ними обнаруживается очень тонкий слой порошка, непосредственно прилегающий к исходному сплаву, который рентгенографически фиксируется как α -твердый раствор железа в ванадии.

Таким образом, механизм ускоренного горения промышленных феррованадиевых сплавов со структурой σ -интерметаллида обусловлен фазовым переходом $\sigma \rightarrow \alpha$, происходящим в зоне прогрева по достижении соответствующей температуры.

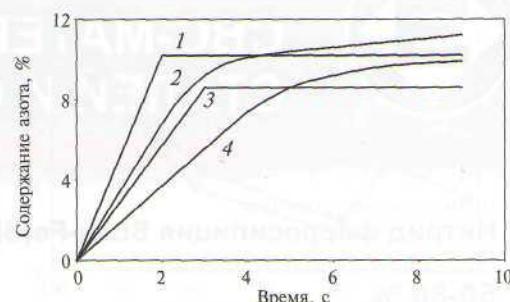


Рис. 3. Гравиметрические кривые азотирования феррованадия: 1 — FeV50; 2 — FeV80; 3 — FeV40; 4 — FeV60

При азотировании модельных феррованадиевых сплавов, а также других ферросплавов было найдено, что поглощение азота обычно происходит в две стадии. Большая часть азота фиксируется сплавом в волне горения во время послойного азотирования, остальная часть поглощается азотосодержащим полупродуктом после прохождения фронта послойного горения в результате объемного дореагирования. Для того чтобы мог реализоваться двухстадийный режим процесса азотирования, необходимы два условия. Во-первых, непосредственно в волне горения степень превращения азотируемого металла (в данном случае ванадия) в нитрид не должна быть максимальной, т. е. должно оставаться горючее для его горения в объемном режиме. Во-вторых, азотосодержащий полупродукт, сформировавшийся за фронтом азотирования, должен сохранять высокую проницаемость (пористость), чтобы азот из окружающего образец пространства мог беспрепятственно поступать внутрь и фиксироваться там в виде соответствующих нитридов. Во многих случаях оба этих условия выполняются.

Для того чтобы обнаружить стадийность поглощения азота при фильтрационном горении сплавов, пользуются двумя приемами. В первом случае осуществляют горение в специальной СВС-установке, где непрерывно регистрируется изменение массы образца в течение всего процесса. На рис. 3 представлены кривые, полученные с использованием такой установки для промышленного феррованадия. Видно, что кривые изменения массы образцов с течением времени для сплавов FeV80 и FeV60 качественно отличаются от аналогичных зависимостей для сплавов FeV50 и FeV40. Гравиметрические кривые, относящиеся к σ -сплавам, имеют излом, после которого масса образцов остается неизменной. Те же кривые, относящиеся к α -феррованадию (FeV80 и FeV60), излома не имеют. После линейного участка, соответствующего стадии послойного горения, кривые плавно стремятся к максимальному значению (объемное догорание). Таким образом, можно констатировать, что при азотировании феррованадиевого сплава, состав которого лежит в пределах существования α -фазы (содержание ванадия более 55 %), реализуется двухстадийный режим поглощения азота. На первой стадии в режиме послойного горения поглощается ~75 % N, оставшееся количество азота фиксируется в α -феррованадии

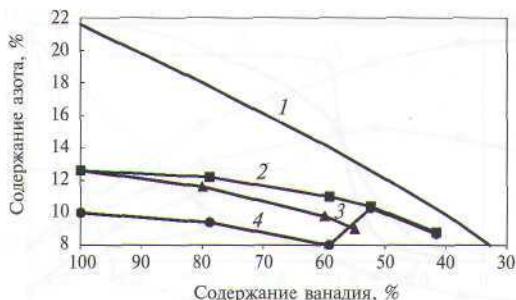


Рис. 4. Влияние содержания ванадия в феррованадии на степень азотирования

в режиме объемного догорания. Сплав, по концентрации ванадия лежащий в пределах существования σ -фазы (35–55 % V), азотируется в одностадийном режиме. Весь азот, зафиксированный в интерметаллидном сплаве в виде мононитрида ванадия, поглощается им на стадии послойного горения.

Подтверждением различного механизма насыщения азотом α - и σ -феррованадия служат результаты, полученные другим способом, а именно послойным химическим анализом закаленных образцов. Путем резкого охлаждения недогоревших образцов горение останавливалось. Далее проводился их химический анализ с использованием метода Кельдаля. Пробы брались из слоев, непосредственно прилегающих к фронту горения со стороны продуктов азотирования (на расстоянии $\sim 0,5$ мм). Полученные результаты представлены на рис. 4. Кривая 1 — это расчетные значения максимально возможного содержания азота при условии полного превращения ванадия в стехиометрический мононитрид. Кривые 2 и 3 — содержание азота в продуктах горения соответственно сплавов и смесей при медленном остывании образцов. Кривая 4 относится к концентрации азота в закаленных образцах. При сравнении кривых 2 и 4 видно, что если для ванадия и α -феррованадия (сплавы с 78,8 и 59,2 % V) концентрация азота в закаленных образцах заметно ниже, чем содержание его в медленно остывавших образцах, то для σ -феррованадия (сплавы с 52,4 и 41,6 % V) соответствующие концентрации практически совпадают. Таким образом, подтверждается вывод, сделанный из экспериментов по непрерывному взвешиванию образцов во время азотирования. При горении сплавов, по составу соответствующих σ -интерметаллиду, азот фиксируется в продукте в одну стадию непосредственно в зоне послойного горения. Если азотируется феррованадий со структурой α -твердого раствора, то поглощение азота двухстадийное. Однако, несмотря на это, степень превращения ванадия в нитрид в σ -феррованадии выше, чем в α -феррованадии: 83 и 84 % для сплавов FeV50 и FeV40 и 68 и 79 % для сплавов FeV80 и FeV60. Для металлического ванадия эта величина еще меньше — 58 %.

Азотирование феррованадия, так же как и других ферросплавов и металлов, при давлении до 15 МПа происходит в типичном режиме фильтрационного горения. Отличительным внешним проявлением тако-

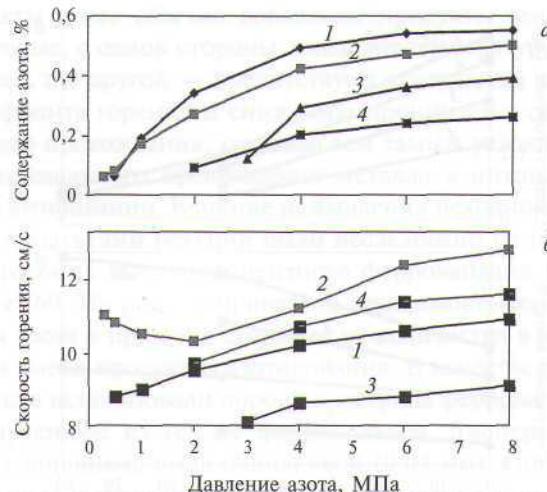


Рис. 5. Влияние давления азота на скорость горения (а) и степень азотирования (б) феррованадия (1–4 см. на рис. 3)

го типа СВС-процесса является сильная зависимость закономерностей горения и состава продуктов реакции от давления азота, дисперсности исходного порошка и проницаемости порошковой шихты. На рис. 5–7 представлены соответствующие зависимости для сплавов FeV80, FeV60, FeV50 и FeV40. Во всех случаях повышение давления азота, уменьшение размера частиц исходного сплава и увеличение пористости азотируемых образцов приводят к росту скорости горения. Количество азота в продуктах сгорания выше при азотировании более крупного порошка, при использовании высокого давления азота и образцов с большей проницаемостью. Эти результаты вполне ожидаемы и качественно совпадают с данными, полученными при горении модельных сплавов, близких по составу к промышленным. Аналогичные результаты были получены также ранее при азотировании порошков металлов и других ферросплавов [14, 16, 19].

Температура горения при азотировании феррованадия была измерена микротермопарным методом с использованием вольфрам-рениевых термопар BP5/BP20. На рис. 8 приведены типичные профили температур для α - и σ -феррованадия. Температура в волне горения интерметаллидного сплава нарастает с очень большой скоростью и далее в течение продолжительного времени остается неизменной. Скорость повышения температуры горения α -феррованадия заметно меньше, однако при этом достигается более высокая температура. Измеренные в работе максимальные температуры горения в зависимости от условий процесса изменяются в довольно широких пределах: для сплава FeV80 — от 1780 до 2060 °C, для FeV60 — от 1630 до 1830 °C, для FeV50 — от 1480 до 1560 °C и для FeV40 от 1420 до 1490 °C. Анализ полученных результатов показал, что в общем случае максимальные температуры хорошо коррелируются с содержанием азота в продукте: чем больше азота поглощается сплавом, тем более высокий разогрев фиксируется при горении. Качественные различия температурных профилей свидетельствуют о раз-

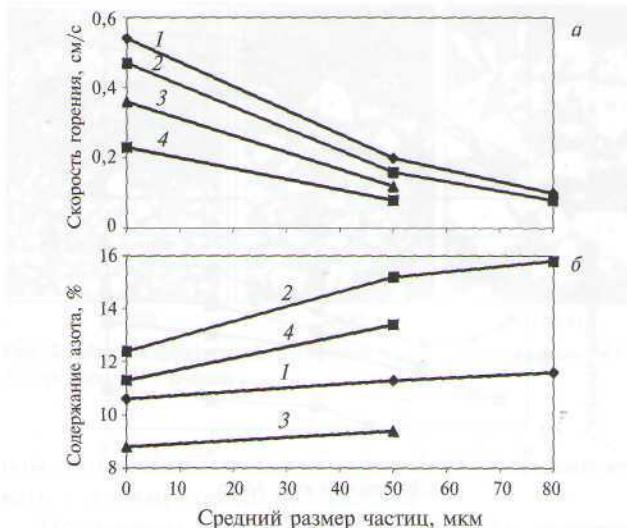


Рис. 6. Влияние дисперсности порошка на скорость горения (а) и степень азотирования (б) феррованадия (1 – 4 см. на рис. 3)

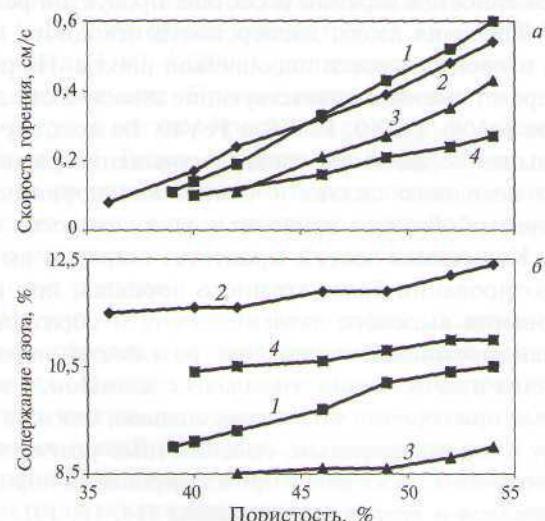


Рис. 7. Влияние пористости образцов на скорость горения (а) и степень азотирования (б) феррованадия (1 – 4 см. на рис. 3)

личном механизме горения α - и σ -феррованадия: поглощение азота интерметаллидным сплавом происходит в одну стадию, а твердорастворным — в две.

Известно, что экономическая эффективность использования ванадия может возрасти в случае применения различных его комплексных сплавов, в том числе азотсодержащих [4, 5]. В настоящей работе исследуется возможность получения сложных азотированных ванадийсодержащих сплавов в комбинации с марганцем, ниобием и кремнием. Источниками этих компонентов служили порошки стандартных промышленных сплавов: феррониобия, марганца и ферросилиция. Несмотря на то, что теплоты образования нитридов кремния Si_3N_4 , ниobia NbN и марганца Mn_3N_2 вполне сопоставимы с экзотермичностью нитридов ванадия, интенсивность их взаимодействия с азотом оказалась намного меньше. Как видно на

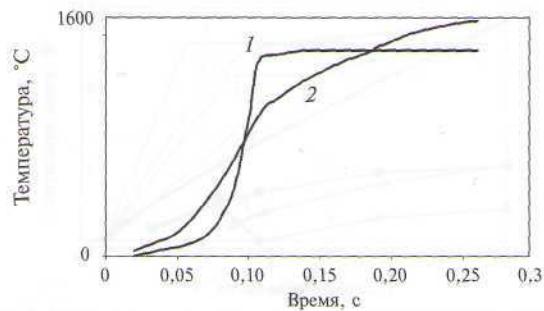


Рис. 8. Температурные профили горения феррованадия: 1 — σ -FeV; 2 — α -FeV

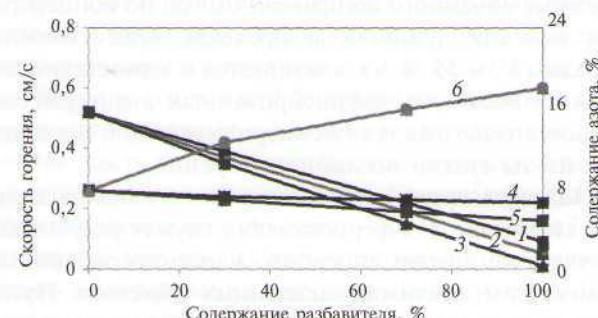


Рис. 9. Влияние разбавления ферросплавами на скорость горения (1 – 3) и степень азотирования феррованадия (4 – 6): 1 и 4 — FeNb; 2 и 5 — Mn; 3 и 6 — FeSi

рис. 9, все три добавки снижают скорость горения феррованадия. Марганец и ниобий несколько уменьшают концентрацию азота в продуктах сгорания, а ферросилиций, наоборот, значительно ее повышает. Таким образом, СВС-технология позволяет производить любые комплексные лигатуры, включающие V, Nb, Mn и/или Si, с использованием в качестве сырья порошков стандартных ферросплавов на их основе. Концентрация азота близка к максимальным значениям, соответствующим для выбранных составов.

По результатам лабораторных исследований, полученным с использованием промышленных феррованадиевых сплавов, была создана технология производства нитрида феррованадия на больших установках с рабочим объемом $0,15\text{ m}^3$. Скорость горения в таких промышленных СВС-реакторах определяется по показаниям расходомера, установленного на входе в установку. После инициирования горения путем подачи электрического импульса на зажигающее устройство реактора расход азота резко возрастает, быстро достигая постоянного значения. Процесс азотирования с постоянным расходом соответствует стадии послойного стационарного горения. Окончание этой стадии фиксируется расходомером также по резкому изменению скорости поглощения азота. Причем при азотировании σ -феррованадия расход азота снижается практически до нуля, что подтверждает отсутствие стадии дореагирования в объемном режиме. В случае азотирования α -феррованадия после момента быстрого снижения скорости поглощения азота, фиксируемого расходомером, насыщение азотом сплавом продолжается при более низком и посто-

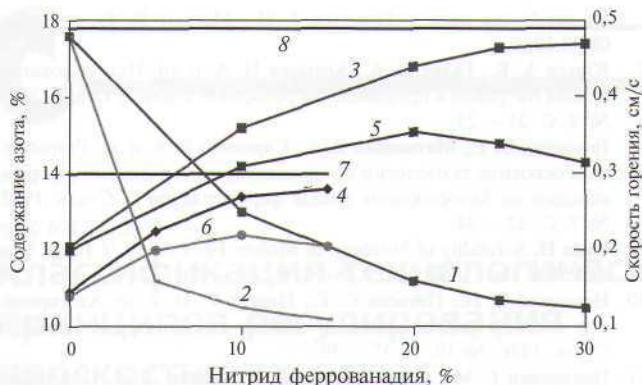


Рис. 10. Влияние разбавления продуктом на скорость горения (1 и 2) и степень азотирования (3 – 6) феррованадия: 1, 3, 5 – FeV80 (FeVN80; 2, 4, 6 – FeV60 (FeVN60); 3 и 4 – общее содержание азота; 5 и 6 – прирост азота при горении; 7 и 8 – предельное содержание азота для FeV60 (7) и FeV80 (8)

янно уменьшающемся его потреблении. Измеренные таким образом скорости горения феррованадия в промышленном СВС-реакторе оказались близкими к результатам, полученным при азотировании на лабораторной установке. Так, продолжительность горения сплава марки FeV50 при давлении 12 МПа составила 5 – 8 мин, что соответствует скорости послойного горения 0,2 – 0,3 см/с. Интенсивность поглощения азота феррованадием составила ~0,1 м³/с. Концентрация азота в продуктах сгорания промышленного феррованадия зависит от марки исходного сплава, давления азота в СВС-реакторе во время горения, дисперсности порошка и ряда других факторов и может изменяться в пределах 8 – 16 %.

Для достижения в продуктах сгорания максимального возможных (предельных) концентраций азота в работе был использован традиционный в этих случаях прием [19]. Для уменьшения экзотермичности

шихты в нее обычно добавляют продукты реакции, которые, с одной стороны, снижают температуру процесса, а с другой – препятствуют коагуляции частиц во фронте горения и снижению проницаемости после его прохождения, создавая тем самым условия для максимального превращения металла в нитрид при доазотировании. Влияние разбавления исходной шихты продуктами реакции было исследовано на примере горения высокопрочного феррованадия FeV80 и FeV60. На рис. 10 приведена зависимость содержания азота в продукте сгорания от количества в исходной смеси продуктов азотирования. В качестве разбавителя использовали порошки нитрида феррованадия, полученные из тех же ферросплавов. Дисперсность всех порошков была одинаковой (0,04 мм). Порошок нитрида феррованадия FeVN80, синтезированного из сплава FeV80, содержал 12,1 % N, а из сплава FeV60 (FeVN60) – 10,9 % N. Из рисунка видно, что предельная концентрация азота в FeV80 достигается при добавлении в шихту 30 % продукта FeVN80, а в FeV60 – 15 % продукта FeVN60. Скорость горения смесей при их разбавлении конечным продуктом быстро снижается при возрастании концентрации последнего.

Для промышленного использования были разработаны два типа СВС-нитрида феррованадия: плавленый и спеченный. Первый для традиционного кускового легирования сталей в ковше либо непосредственно в печном агрегате. Второй эффективен как наполнитель порошковой проволоки и предназначен для доводки концентрации азота перед разливкой. Сырьем для синтеза плавленого нитрида феррованадия служат сплавы FeV40 и FeV50 по ГОСТ 27130, а для спеченного – FeV80 и FeV60. В табл. 2 приведены основные характеристики плавленого СВС-нитрида феррованадия и для сравнения такие же данные для сплава типа NITROVAN и печного азотированного феррованадия по ТУ 14-5-122 – 80.

Таблица 2. Состав и свойства азотсодержащих сплавов ванадия

Показатель	Печной нитрид феррованадия FeV40; FeV50	Сплав типа NITROVAN V ₂ O ₅ , V ₂ O ₃ , углерод	СВС-нитрид феррованадия плавленый FeV40; FeV50
Состав, %:			
ванадий	> 34	76 – 81	44 – 48
азот	4 – 10	10 – 18	9 – 11
углерод	< 0,5	1 – 10	< 0,5
марганец	1 – 4	–	0,5 – 4
примеси	По ГОСТ 27130	Кислород до 1,5	По ГОСТ 27130
Соотношение N:V (по массе)	1:6	1:5	1:5
Фазовый состав	V ₂ N, VN, α-Fe	VCN	VN, α-Fe(Mn)
Плотность, г/см ³	4,0 – 4,5	3,0	6,0 – 6,5
Плотность насыпная, г/см ³	2,2	1,6	3,5
Пористость, %, общая/открытая	40/40	50/50	5/0
Размер кусков, мм	< 100	33×28×23	30 – 60
Количество порошкообразных фракций, %	До 10	До 5	Отсутствуют
Прочность на сжатие, МПа	< 10	< 10	> 100
Температура плавления, °C	~1450	> 2400	~1450
Степень усвоения азота, %	> 50	> 60	> 85
Степень усвоения ванадия, %	> 80	> 75	> 95

Плавленый нитрид феррованадия был использован при выплавке высокопрочных низколегированных сталей, а также рельсовой и быстрорежущей. Степень усвоения азота составила 86 – 98 %. Следует обратить внимание на то, что степень усвоения самого ванадия оказалась также исключительно высокой и достигает более 95 %.

Таким образом, новая технология производства нитрида феррованадия, основанная на принципах “металлургического СВС-процесса”, позволяет получать продукцию с высокой плотностью, характерной для плавленых лигатур в сочетании с максимальным содержанием азота, характерным для спеченных легирующих материалов. Благодаря композиционной структуре нового сплава (α -Fe(Mn) – δ -VN) плавленый нитрид феррованадия имеет высокую прочность. Вследствие этого полностью исключается разрушение сплава при различных технологических операциях, а также образование не только пылевидных частиц, но и любых кусков менее 10 мм.

Библиографический список

1. Корчинский М. Передовые металлические конструкционные материалы и новая роль микролегированных сталей // Сталь. 2005. № 6. С. 124 – 130.
2. Гольдштейн М. И. Дисперсионное упрочнение стали. – М. : Металлургия, 1979. – 208 с.
3. Смирнов Л. А., Панфилова Л. М., Беленъкий Б. З. Проблема расширения производства ванадийсодержащих сталей в России // Сталь. 2005. № 6. С. 108 – 115.
4. Переялкин В. П. Азотсодержащие легирующие материалы. – М. : Черметинформация, 1972. – 20 с. (Экспресс информация. Серия 5. Вып. 3).
5. Franke H., Fuchs A. Stickstoffhaltige geschmolzene Legierungen und Sinter produkte // Neue Hütte. 1966. Bd. 11, No. 10. S. 604 – 606.
6. Pat. 3334992 US. Vanadium containing addition agent and process for producing same / Downing J. H., Merkert R. F., published 08.08.1965.
7. Юрьев А. Б., Годик Л. А., Козырев Н. А. и др. Использование сплава нитрован в производстве рельсовой стали // Сталь. 2008. № 9. С. 21 – 23.
8. Грищенко С. Г., Матвиенко В. А., Саранкин В. А. и др. Разработка и освоение технологии производства азотированного феррованадия на Запорожском заводе ферросплавов // Сталь. 1982. № 7. С. 42 – 44.
9. Wada H. Solubility of Nitrogen in Molten Fe-V Alloy // Trans. Iron and Steel Inst. 1969. Vol. 9, No 5. P. 339 – 403.
10. Немченко В. П., Пигасов С. Е., Попель С. И. и др. Азотирование жидким ферросплавом в ковшах с пористым дном // Сталь. 1976. № 10. С. 37 – 39.
11. Григоренко Г. М., Лакомский В. И., Соловьев Л. Н. Поведение азота в жидким сплавах железа с ванадием при плазменной плавке // Проблемы специальной электрометаллургии : респ. межведом. сб. – Киев : Наукова думка, 1975. Вып. 1. С. 99 – 104.
12. А. с. 830805 СССР. Сплав для легирования стали и сплавов // М. Х. Зиатдинов, Ю. М. Максимов, А. Г. Мержанов, опубл. 14.01.81. Бюл. № 2.
13. А. с. 1747178 СССР. Способ получения азотированного феррованадия // М. Х. Зиатдинов, Ю. М. Максимов, опубл. 23.04.89, Бюл. № 15.
14. Зиатдинов М. Х., Шатохин И. М. Перспективы производства и применения СВС-нитрида ферросилиция // Сталь. 2008. № 1. С. 26 – 31.
15. Шатохин И. М., Зиатдинов М. Х., Кутищев А. В., Бессмертных А. С. Перспективы получения легирующих материалов нового поколения методом СВС // Вестник МГТУ. 2005. № 3. С. 16 – 23.
16. Зиатдинов М. Х., Шатохин И. М. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез азотированного феррохрома // Сталь. 2009. № 9. С. 48 – 53.
17. Carlson O. N., Smith J. F., Nafziger R. H. Vanadium-Nitrogen System: A Review // Metallurgical Trans. 1986. Vol. 17A, № 10. P. 1647 – 1656.
18. Kitchingman W. J., Bedford G. M. Mechanism and Transformation Kinetics of Alpha-Sigma Phase Transformation in Iron-Vanadium Alloys // Metal Science Journal. 1971. Vol. 5, No. 7. P. 121 – 125.
19. Мержанов А. Г., Боровинская И. П., Володин Ю. Е. О механизме горения пористых металлических образцов в азоте // ДАН СССР. 1972. Т. 206, № 4. С. 905 – 908.