

ЛЕГИРОВАНИЕ СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ АЗОТОМ ИЗ ДУГОВОЙ ПЛАЗМЫ: ТЕОРИЯ И ПРАКТИКА (Обзор. Часть 1)

И.В. Шейко, Г.М. Григоренко, В.А. Шаповалов

Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины.

03680, Киев-150, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Рассмотрены особенности легирования металлических материалов азотом, в том числе и из газовой фазы при плазменно-дуговом переплаве. В отличие от других легирующих элементов азот в стандартных условиях находится в газообразном состоянии. Поэтому использование его как легирующего элемента имеет свои особенности. Показано, что скорость абсорбции азота при ПДП чрезвычайно высока и это позволяет получать слитки, в которых содержание азота превышает стандартную растворимость газа в жидкой стали при температуре ликвидуса. Влияние азота как легирующего элемента сравнимо с влиянием углерода. На ряде примеров показано, что используя метод плазменно-дугового переплава представляется возможным в промышленных масштабах легировать стали азотом до концентраций, значительно превышающих его стандартную растворимость в металле. Выплавленные в плазменно-дуговых печах слитки отличаются высоким качеством поверхности и имеют плотную макроструктуру несмотря на высокое содержание азота. Растворенный в металле азот достаточно равномерно распределен в объеме слитков. Библиогр. 29, табл. 3, ил. 3.

Ключевые слова: дуговая плазма; легирование; растворимость газа; пороговая концентрация; азотсодержащие ферросплавы; плазменно-дуговой переплав; микроструктура; аустенитная структура; нержавеющие стали; инструментальные стали

Повышение прочности металла и улучшение его качества — одна из основных проблем металлургии, от решения которой зависит надежность и долговечность деталей и конструкций, а также металлоемкость современных машин. Из большого многообразия способов повышения служебных характеристик сталей важная роль принадлежит легированию, в том числе и азотом.

Азот как легирующий элемент хромоникелевых и хромоникельмарганцовистых сталей известен давно [1, 3, 4]. Легирование стали азотом позволяет в ряде случаев повысить качественные показатели, а применение азота практически не наносит урон окружающей среде.

Влияние азота как легирующего элемента сравнимо с влиянием углерода. Атомные радиусы азота и углерода близки между собой. Отношение атомных радиусов азота (углерода) и металлов меньше 0,59, что способствует образованию фаз внедрения. В некоторых случаях отношение атомных радиусов углерода и металлов больше 0,59. Поэтому твердый раствор азота в металлах более устойчив и, несмотря на то, что термодинамическая прочность нитридов хрома в хромистых сталях довольно высокая, карбиды хрома выпадают из раствора легче, чем нитриды. В результате влияние азота на коррозионную стойкость проявляется в меньшей степени, чем углерода [1–5].

Азот и углерод образуют с железом сплавы со сходными диаграммами состояния. Процесс изотермического превращения азотистого аустенита аналогичен превращению аустенита в сплавах железа с углеродом [3]. Однако коэффициент диффузии азота в железе примерно в два раза ниже (при 950 °C $D_N = 6,5 \cdot 10^{-8}$, а $D_C = 1,3 \cdot 10^{-7}$ см²/с). Поэтому распад азотистого аустенита более медленный процесс, чем превращение аустенита в сплавах железа с углеродом [6].

Другим преимуществом азота по сравнению с углеродом является возможность повышения прочностных свойств стали за счет большей растворимости в аустените азота (2,8 % N), чем углерода (2,14 % C) [1, 6]. Влияние азота как легирующего элемента на свойства стали разнообразно и, как правило, его введение сопровождается повышением прочностных характеристик [1, 7].

Введение азота в стали и сплавы, содержащие элементы с большим сродством к азоту, приводит к образованию мелкодисперсных нитридов, которые способствуют измельчению структуры [7].

Легирование азотом быстрорежущих сталей (P9 и P6M5) позволяет существенно повысить стойкость инструмента, в том числе и краснеломкость, что объясняется измельчением структуры и образованием мелкодисперсных нитридов, например ванадия [1, 3].

Весьма эффективным является легирование азотом хромоникелевых сталей аустенитного класса. Наряду с повышением прочностных свойств происходит улучшение сопротивляемости межкристаллитной коррозии, измельчение зерна и повышается температурный порог рекристаллизации [1–3]. Азот также как никель и углерод расширяет γ -область. Однако действие азота на γ -область значительно сильнее чем никеля. Известно [4], что 0,15 % N в хромоникелевых сталях эквивалентно 2...4 % Ni, а 0,25 % N эквивалентно 2,5...6 % Ni. Углерод также не менее сильный аустенизатор, но его введение делает сталь более хрупкой, а главный недостаток — он понижает коррозионную стойкость. В противоположность этому азот, находящийся в твердом растворе, повышает коррозионную стойкость сталей с недостаточным запасом аустенизации и не снижает у стабильно аустенитных сталей.

Высокое содержание никеля в сталях аустенитного класса и его высокая стоимость дают основание считать целесообразным частичную замену его элементами, в том числе и азотом, повышающими устойчивость аустенита. Условием получения стали с аустенитной структурой является необходимое соотношение концентраций аустенито- и ферритообразующих элементов, которое определяется по диаграмме Шеффлера (рис. 1).

Диаграмма позволяет определить структурный состав сплава при комнатной температуре в зависимости от содержания элементов, стабилизирующих феррит и аустенит. При этом для учета влияния легирующих элементов используются понятия никель-эквивалент $Ni_{э} = Ni + Co + 0,1Mn - 0,01Mn^2 + 18N + 30C$ и хром-эквивалент $Cr_{э} = Cr + 1,5Mo + 1,5W + 0,48Si + 2,3V + 1,75Nb + 2,5Al$ [8–10]. Замена части никеля азотом существенно снижает стоимость аустенитной стали, сохраняя неизменными ее служебные характеристики.

Влияние азота как упрочняющего элемента аустенитных сталей основано на образовании растворов внедрения азота в аустените [1, 3]. Действие азота на прочность аустенитных сталей почти в два раза сильнее углерода, что хорошо видно из данных табл. 1 и рис. 2.

Стали, легированные азотом обладают высокими механическими свойствами не только при нор-

Таблица 1. Влияние некоторых легирующих элементов на предел текучести стали типа X18H10T в случае присадки 1 % легирующего элемента		
Легирующий элемент	Тип раствора	$\sigma_{0,2}$, кг/мм ²
N	Внедрения	70
C	—»—	40
Cr	Замещения	0,4
Mo	—»—	1,5

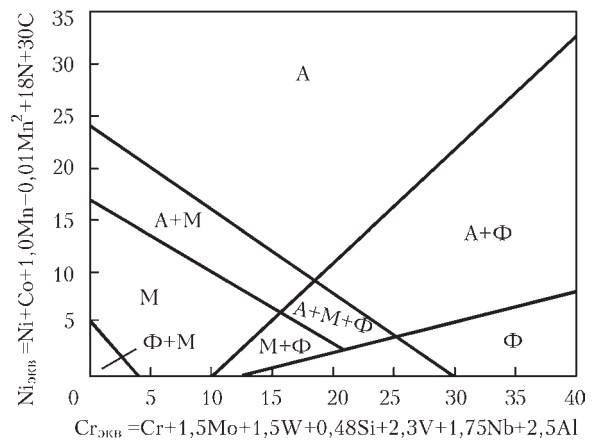


Рис. 1. Структурная диаграмма нержавеющей сталей

мальных температурах, но и при низких ($-195\text{ }^{\circ}\text{C}$ и ниже). Их пластичность и, особенно, ударная вязкость остаются на довольно высоком уровне [5]. Установлено также положительное влияние азота на жаропрочность аустенитных сталей [4].

В отличие от других легирующих элементов азот в стандартных условиях находится в газообразном состоянии. Поэтому его использование как легирующего элемента имеет свои специфические особенности.

При выплавке сталей в обычных металлургических агрегатах верхний предел содержания азота ограничивается стандартной растворимостью газа в жидкой стали при температуре ликвидуса. Поскольку главным азотопоглощающим компонентом нержавеющей сталей является хром, то на практике принято, чтобы содержание азота не превышало 1/75...1/100 концентрации хрома в стали. В противном случае в слитках образуются пузыри азотного происхождения.

Чаще всего азот в сталь вводят в процессе плавки путем присадки азотсодержащих ферросплавов. Наибольшее распространение для легирования стали получили ферросплавы хрома

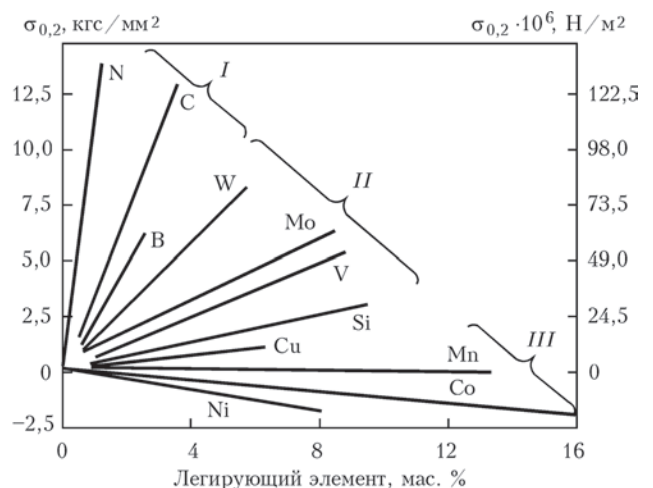


Рис. 2. Изменение предела текучести аустенитной стали типа 18-10 при легировании различными элементами: I — внедрения; II — ферритообразующие; III — аустенитообразующие

и марганца, содержащие азот. Получение этих ферросплавов связано с определенными трудностями технического характера. Так, по наиболее распространенной в настоящее время газо-термической технологии производства азотированного феррохрома расход электроэнергии составляет не менее 9000 кВт·ч/т. Азотированные ферросплавы содержат до 10 % азота. Его усвоение при легировании стали не превышает 70 % и зависит от ряда технологических параметров. Причем, чем выше требуемая концентрация азота, тем ниже коэффициент его усвоения [11–14]. Существенными недостатками легирования азотсодержащими ферросплавами является дополнительное загрязнение стали кислородом и неметаллическими включениями. Кроме того, при последующей разливке стали, возможна частичная потеря азота, а сами слитки не лишены пороков ликвационного и усадочного происхождения. Отмеченные недостатки являются основными факторами, повышающими стоимость азотистых сталей.

Другим распространенным методом азотирования является насыщение жидкого металла газообразным азотом путем его продувки в конвертере либо в ковше [13, 15–17]. При наличии установки ковш–печь или конвертера азотирование из газовой фазы более экономично по сравнению с азотированием ферросплавами и нет ограничений по составу металла. Однако азотирование продувкой расплава азотсодержащими газовыми смесями в кинетическом плане процесс довольно медленный и мало производительный. Поэтому требуется продолжительное время для получения стали с заданным количеством азота.

При выплавке сталей в обычных металлургических агрегатах верхний уровень содержания азота ограничивается стандартной растворимостью газа в жидкой стали при температуре ликвидуса [1, 18, 19]. Для выплавки стали с концентрацией азота, превышающей стандартную растворимость, прибегают к выплавке и разливке в условиях избыточного давления [20, 21]. При этом легирование азотом может проводиться как из газовой фазы, так и азотированными ферросплавами. Полученный металл далее разливается в изложницы или литейные формы, что приводит к возникновению в особенно крупных слитках химической и структурной неоднородности. При производстве слитков из сложнолегированных высокоазотистых сталей в них образуется химическая и структурная неоднородность, снижающая прочностные показатели [13, 14, 16].

В последнее время с целью ускорения насыщения металла азотом при выплавке сталей в индукционных камерных печах под давлением производят обработку полученного расплава низ-

котемпературной плазмой с использованием азотсодержащих газовых смесей [21, 22]. Это позволяет значительно ускорить насыщение сталей и сплавов азотом, довести его концентрацию до значений, существенно превышающих стандартную растворимость, удешевить технологию и снизить их стоимость. Тем не менее, отлитые в изложницы слитки из этих сталей не лишены пороков, характерных для традиционных литейных процессов, таких как химическая, зональная и структурная неоднородность.

В 60–70-е годы прошлого века бурное развитие получил процесс плазменно-дугового переплава (ПДП) сталей и сплавов с формированием слитка в охлаждаемом кристаллизаторе, который позволяет осуществлять легирование азотом из газовой фазы. Характерной особенностью этого процесса легирования является чрезвычайно высокая скорость абсорбции газа жидким металлом, которая на порядок выше, чем в обычных металлургических агрегатах. При ПДП часть поверхности жидкого металла, которая непосредственно контактирует с плазменным факелом, интенсивно поглощает азот в результате того, что в этой зоне с поверхностью расплава молекулы азота взаимодействуют в возбужденном состоянии. Остальная поверхность ванны взаимодействует с азотом в основном колебательном состоянии и поэтому ее можно рассматривать как поверхность, через которую происходит десорбция избыточного азота из расплава. Поэтому динамическое равновесие в расплаве устанавливается в соответствии с соотношением площадей абсорбции и десорбции азота и кинетики этих процессов.

Изначально ПДП выплавки азотсодержащих сталей развивалась в двух направлениях [23]: разработка коррозионностойких экономнолегированных сталей, в которых азот используется как аустенитообразующий элемент (стали с частичной заменой никеля азотом) и их выплавка в печах ПДП; выплавка малоуглеродистых высокопрочных сталей, в которых азот используется как самостоятельный легирующий элемент.

Поэтому разрабатывая стали, содержащие сверхравновесный азот, необходимо было установить величину азотного эквивалента никеля и марганца для области концентраций азота, превышающих уровень его стандартной растворимости. В связи с этим авторы работ [23–25] разделили стали на три группы в зависимости от содержания хрома, %: 18...20, 21...24 и 26...28. Результаты исследований представлены в табл. 2.

Анализ представленных в таблице данных позволяет сделать следующие выводы. ПДП в азотсодержащей атмосфере с формированием слитка в водоохлаждаемом кристаллизаторе об-

Таблица 2. Влияние азота на структуру хромоникелевых сталей

Химический состав, мас. %			Стандартная растворимость азота $S_{N,1873}^{\circ}$ %	Структурный состав	
Cr	Ni	N		Металлографическая оценка	По Шеффлеру без азота
18,3	2,2	0,44	0,18	A + M + Ф	M + Ф
18,3	2,2	0,59	→→	A	A
19,5	4,7	0,33	0,19	A + M + Ф	A + M + Ф
19,5	4,7	0,48	→→	A	A + M + Ф
21,0	3,0	0,45	0,23	A + 10 % Ф	A + M + Ф
21,0	3,0	0,55	→→	A + следы Ф	A + 20 % Ф
21,0	3,0	0,58	→→	A	A + 18 % Ф
21,0	6,0	0,47	0,31	A + 21 % Ф	A + 13 % Ф
21,0	6,0	0,56	→→	A + следы Ф	A + 8 % Ф
21,0	6,0	0,61	→→	A	
23,5	6,5	0,42	0,32	A + 10 % Ф	A + 18 % Ф
23,5	6,5	0,45	→→	A + следы Ф	A + 17 % Ф
23,5	6,5	0,51	→→	A	A + 14 % Ф
28,1	2,3	0,74	0,38	A + 25 % Ф	A + 58 % Ф
27,8	4,8	0,76	0,37	A + 11 % Ф	A + 25 % Ф
27,8	4,0	0,84	→→	A + 8 % Ф	A + 23 % Ф
26,9	8,2	0,92	0,44	A	A + 8 % Ф

Примечание. А — аустенит; М — мартенсит; Ф — феррит.

ладает достаточно широкими технологическими возможностями. Он позволяет получать слитки с содержанием азота, в несколько раз превышающим стандартную растворимость. Увеличение содержания азота в стали приводит к расширению аустенитной области и уменьшению или полному устранению ферритной составляющей.

Группа сталей, содержащих 18...20 % Cr; наиболее распространенная в химическом машиностроении, используется для изготовления аппаратуры для работы в средах средней агрессивности. Введение в стали этого класса азота расширяет γ -область и смещает границу устойчивого аустенита в сторону понижения содержания никеля. Причем введение различного количества азота в сталь позволяет изменить ее структурный состав от трехфазной (аустенит + мартенсит + феррит при 0,35 % N) до чисто аустенитной (0,48 % N).

Группа сталей, содержащих 21...24 % Cr; В зависимости от содержания азота в сталях этой группы их структура изменяется от двухфазной аустенитно-ферритной с 8 % ферритной составляющей до полностью аустенитной.

Группа сталей, содержащая 26...28 % Cr; При введении в сталь азота выше уровня стандартной растворимости (0,92 % N) создаются благоприятные условия для образования однофазной аустенитной структуры уже при 8,2 % Ni. Дальнейшее повышение содержания элементов, способствующих образованию аустенита при почти неизменном содержании хрома, приводит к повышению его устойчивости без изменения структуры стали.

Влияние высоких концентраций азота на структуру хромоникелевых низкоуглеродистых сталей показано на рис. 3 [25].

Структурные диаграммы, представленные на рисунке, построены на основе классической диаграммы Шеффлера. Диаграмма на рис. 3, а соответствует содержанию азота, равному его стандартной растворимости при 1600 °С, б — двухкратному, в — трехкратному и г — четырехкратному пересыщению стали азотом при 1600 °С.

Анализ представленных на рис. 3 диаграмм показывает, что количество никеля, необходимое для получения устойчивого аустенита в хромоникелевой стали, тем меньше, чем выше содержание азота в ней.

Известно, что хром является сильным ферритобразующим элементом и в то же время он способствует вовлечению азота в хромоникелевые и хромоникельмарганцовистые стали. Таким образом, при повышении концентрации хрома в стали одновременно возрастает и содержание азота, как аустенитообразующего элемента. Поскольку расширяющее действие азота на γ -область проявляется сильнее, чем сужающее хрома, то в сталях с высоким содержанием хрома выклинивается область двухфазных структур (A + Ф) и расширяется область чисто аустенитной структуры (рис. 3, в, г). Поэтому при четырехкратном пересыщении жидкой стали азотом представляется возможным получить чисто аустенитную структуру в безникелевых сталях, начиная с 18 % Cr [24, 26].

В реальных условиях переплава скорость насыщения расплава азотом определяет производительность переплавного процесса, а в техно-

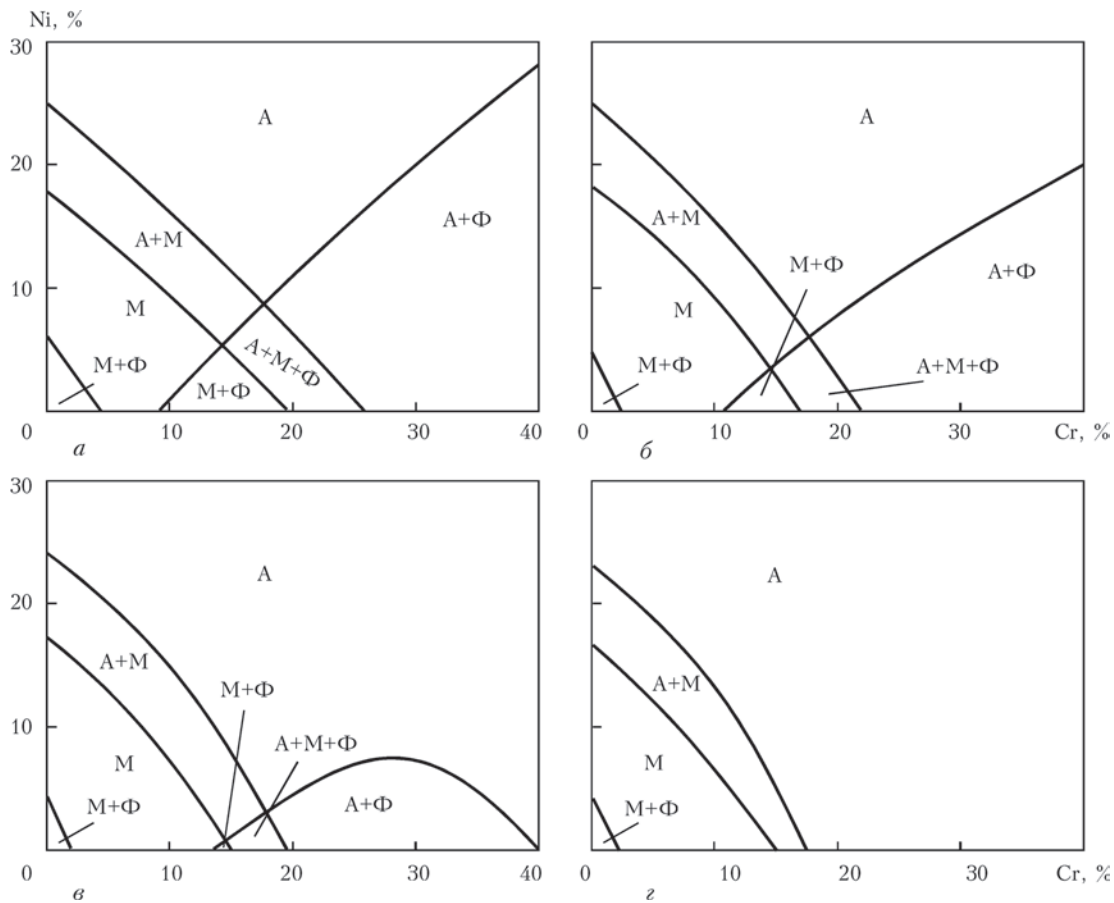


Рис. 3. Структурные диаграммы низкоуглеродистых хромоникелевых сталей с различным содержанием азота: а — $[N] = S_{N, 1873}$; б — $[N] = 2S_{N, 1873}$; в — $[N] = 3S_{N, 1873}$; г — $[N] = 4S_{N, 1873}$

логическом варианте — скорость вытягивания слитка. Относительно влияния скорости вытягивания слитка на содержание азота в хромоникель-марганцовистых сталях в литературе известны несколько противоречивые данные. Так, по данным работы [27] увеличение скорости переплава приводит к заметному снижению концентрации азота в слитке, причем это наблюдается при скорости вытягивания слитка выше 15 мм/мин. По результатам работы [25] при переплаве таких высокохромистых сталей как ЭИ835, ЭИ981 и ЭИ395 скорость вытягивания слитка вплоть до 23 мм/мин не влияет на содержание азота.

Проанализируем уравнение диффузионной кинетики для случая ПДП, приняв $\beta_a = \beta_0 = \beta$:

$$C_N = \frac{F_a C_N^* + F_0 C_N^p}{F} \left(1 - e^{-\beta \frac{F}{V} \tau} \right). \quad (1)$$

Здесь необходимо отметить, что кинетический фактор $F\tau/V$ есть не что иное, как линейная скорость вытягивания слитка $V_{сл}$. Тогда выражение (1) можно записать следующим образом:

$$C_N = \frac{F_a C_N^* + F_0 C_N^p}{F} \left(1 - e^{-\frac{\beta}{V_{сл}}} \right). \quad (2)$$

Если подставить в уравнение (2) значение скорости вытягивания, то видно, что при скорости примерно до 10 мм/мин выражение в скобках в пределах точности опытов можно приравнять единице. Тогда уравнение примет вид:

$$C_N = \frac{F_a C_N^* + F_0 C_N^p}{F}, \quad (3)$$

или

$$C_N = \frac{F_a K_N^* + F_0 K_N}{F} \sqrt{P_{N_2}}. \quad (4)$$

В установившемся режиме переплава при скоростях вытягивания до 10 мм/мин (в промышленных печах ПДП скорость вытягивания, как правило, не превышает 4...8 мм/мин) металлическая ванна насыщается азотом до концентрации, которая определяется законом Сиверта. Это является прямым подтверждением того, что концентрация азота в металлической ванне определяется динамическим равновесием азота в расплаве, которое зависит от соотношения площадей абсорбции и десорбции азота в металлической ванне и кинетики этих процессов.

1. Королев М.Л. Азот как легирующий элемент в стали. — М.: Metallurgizdat, 1961. — 264 с.

2. Месъкин В.С. Основы легирования стали. Изд. 2-е. — М.: Металлургия, 1964. — 234 с.
3. Гудремон Э. Специальные стали. — М.: Металлургия, 1966. — 456 с.
4. Химушин Ф.Ф. Нержавеющие стали. — М.: Металлургия, 1967. — 799 с.
5. Высокопрочные аустенитные стали / М.В. Приданцев и др. — М.: Металлургия, 1969. — 288 с.
6. Попов А.А., Попова Л.Е. Изотермические и термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита. — М.: Металлургия, 1966. — 231 с.
7. Упрочнение конструкционных сталей нитридами / М.И. Гольдштейн, А.В. Гринь, А.В. Блюм и др. — М.: Металлургия, 1970. — 189 с.
8. Колпишон Э.Ю., Иванова М.В., Шитов Е.В. Азотсодержащие стали эквивалентного состава // Черные металлы. — 2007. — Февраль. — С. 10–12.
9. Помарин Ю.М., Бялик О.М., Григоренко Г.М. Вплив газів на структуру та властивості металів і сплавів. — Київ: НТУУ «КПІ», 2007. — 128 с.
10. Cobelli P. Development of ultrahigh strength austenitic stainless steels alloyed with nitrogen: Diss. ... of doctor of technical sciences: Swiss federal institute of technology in Zurich, 2003. — 124 p.
11. Трегубенко Г.Н., Рабинович А.В. Разработка технологии применения нетрадиционных азотсодержащих лигатур при выплавке хромистых, хромомарганцевых и кремний-марганцевых сталей // Металлургическая и горнорудная промышленность. — 2001. — № 5. — С. 31–33.
12. Зиатдинов М.Х., Шатохин И.М. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез азотированного феррохрома // Сталь. — 2009. — № 9. — С. 48–53.
13. Свяжин А.Г., Капусткина Л.М. Стали, легированные азотом // Известия вузов. Черная металлургия. — 2005. — № 10. — С. 36–46.
14. Легирование стали азотом / Л.Г. Ригина, Я.М. Васильев, В.С. Дуб и др. // Электрометаллургия. — 2005. — № 2. — С. 14–21.
15. Ковшеево газовое азотирование полупродукта для получения коррозионно-стойкой азотистой стали / С.С. Быков, А.М. Столяров, В.В. Рожнецев, Г.И. Морозов // Там же. — 2009. — № 3. — С. 16–17.
16. Совершенствование технологии производства полупродукта для получения коррозионностойкой азотистой стали / С.С. Быков, А.М. Столяров, В.В. Рожнецев, Г.И. Морозов // Там же. — 2008. — № 1. — С. 5–8.
17. Шитов Е.В. Повышение эффективности металлургического производства азотсодержащих сталей с целью стабилизации их служебных характеристик: Автореф. дис. ... канд. техн. наук: 05.16.02 / СПбГПУ. — СПб., 2007. — 18 с.
18. Морозов А.И. Водород и азот в стали. — М.: Металлургия, 1968. — 284 с.
19. Азот в металлах. — М.: Металлургия, 1976. — 224 с.
20. Treizer J., Kubish C. Metallurgie und Eigenschaften unter hohem erschmelzener stickstoffhaltiger legierter Stahle. — Berg und Hüttenmänn. Monatsh. — 1963. — 108, № 11. — S. 369–380.
21. Раев Ц. Создание лабораторных и промышленных установок для одностадийного производства высокоазотистой стали // Электрометаллургия. — 2004. — № 2. — С. 6–10.
22. Жекова Л., Раев Ц. Исследование возможности создания высокоазотистых сталей с использованием метода плавки во взвешенном состоянии под высоким давлением // Металлург. — 2007. — № 2. — С. 37–41.
23. Лакомский В.И. Плазменнодуговой переплав / Под ред. Б.Е. Патона. — Киев: Техніка, 1974. — 336 с.
24. Лакомский В.И., Григоренко Г.М., Торхов Г.Ф. Исследование процессов взаимодействия азота с металлом при ПДП / Сб. ст. «Рафинирующие переплавы». — Киев: Наук. думка, 1975. — Вып. 2. — С. 151–159.
25. Аустенитные высокоазотистые хромоникелевые стали, выплавленные в плазменно-дуговых печах / Б.Е. Патон, В.И. Лакомский, Г.Ф. Торхов и др. // ДАН СССР. — 1971. — Т. 198, № 2. — С. 391–393.
26. Клюев М.М. Плазменно-дуговой переплав. — М.: Металлургия, 1980. — 256 с.
27. Хохлов А.А., Игнатенко А.Г. Влияние плазменно-дугового переплава на качество высоколегированной стали, используемой для изготовления сварочной проволоки // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1979. — Вып. 11. — С. 85–89.
28. Мелькумов И.Н. и др. Свойства хромистых сталей с высоким содержанием азота // Металловедение и термическая обработка металлов. — 1970. — № 12. — С. 18–21.
29. Григоренко Г.М., Помарин Ю.М. Водород и азот в металлах при плазменной плавке. — Киев: Наук. думка, 1989. — 200 с.

Peculiarities of alloying of metallic materials with nitrogen, including that from a gas phase in plasma-arc remelting (PAR) are considered. Unlike the other alloying elements, the nitrogen under standard conditions is in a gaseous state. Therefore, its application as an alloying element has its peculiar features. It is shown that the rate of nitrogen absorption in PAR is rather high and allows producing ingots in which the nitrogen content exceeds the standard gas solubility in a molten steel at the liquidus temperature. The nitrogen effect as an alloying element is comparable with the effect of carbon. It is shown on some examples that by applying the method of plasma-arc remelting it seems to be possible in the industrial scales to alloy steel with nitrogen up to the concentrations, much exceeding its standard solubility in metal. Ingots, melted in the plasma-arc furnaces, are characterized by the high quality of surface and have a dense macrostructure in spite of a high nitrogen content. Nitrogen, dissolved in metal, is sufficiently uniformly distributed in the volume of ingots. 29 Ref., 3 Tables, 3 Figures.

Key words: arc plasma; alloying; gas solubility; threshold concentration; nitrogen-containing ferroalloys; plasma-arc remelting; microstructure; austenite structure; stainless steels; tool steels

Поступила 02.03.2016