

УДК 669.14.018.8

## РАСЧЕТНАЯ ОЦЕНКА РАСТВОРИМОСТИ АЗОТА И ФАЗОВОГО СОСТАВА В СТАЛИ НА ОСНОВЕ Fe-13% Cr ПРИ ЕЕ ДОПОЛНИТЕЛЬНОМ ЛЕГИРОВАНИИ (Mn, Mo, V, Nb)<sup>1</sup>

©2023 г. М.В. Костина<sup>1\*</sup>, Л.Г. Ригина<sup>1\*, 2\*</sup>, В.С. Костина<sup>1\*</sup>,  
А.Э. Кудряшов<sup>1\*</sup>, Р.С. Федорцов<sup>1\*</sup>

<sup>1\*</sup>ФГБУН Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН (ИМЕТ РАН), Москва

E-mail: mvk@imet.ac.ru

<sup>2\*</sup>ГНЦ РФ АО «Научно-производственное объединение «Центральный научно-исследовательский институт технологии машиностроения» (ГНЦ РФ АО «НПО «ЦНИИТМАШ»), Москва

Поступила в редакцию 30 ноября 2022 г.

После доработки 23 декабря 2022 г. принята к публикации 26 декабря 2022 г.

Выполнены расчетные оценки растворимости азота в модельных сталях разного состава на основе Fe-13%Cr при дополнительном легировании (небольшим количеством от сотых долей процента до 1,5%) элементами (Mn, Mo, V, Nb), повышающими растворимость азота в твердых растворах на основе железа. Исследовано 60 вариантов составов. На основе ранее полученных собственных экспериментальных данных для азотсодержащих сталей с 16% Cr-5% Ni-Nb для мартенситной стали сделана предварительная оценка коэффициента композиционной устойчивости азота  $K_y$ , используемого при расчетах его (азота) растворимости. Полученная величина  $K_y$  ниже, чем для аустенитных сталей. Для сталей всех вариантов состава с рассчитанным содержанием азота и разным содержанием дополнительных легирующих элементов (Mn, Mo, V, Nb) выполнены оценки фазового состава с использованием модифицированной диаграммы Шеффлера—Делонга и неравновесной диаграммы Потака—Сагалевич для сталей, обработанных на твердый раствор. Показано в том числе, что все композиции Fe-13%Cr-Mn, Mo, V, Nb с низким содержанием углерода (0,03—0,05%) при максимальной расчетной растворимости азота в металле находятся в мартенситно-ферритной области. Расчетом получена температура начала мартенситного превращения  $M_n$  с использованием эмпирической формулы Финклера—Ширры и установлено наличие корреляции между  $M_n$  и отношением  $Ni_{экр}/Cr_{экр}$  (эквиваленты по хрому и никелю, рассчитанные по формулам для модифицированной диаграммы Шеффлера—Делонга).

*Ключевые слова:* сталь; мартенсит; аустенит; феррит; азот, углерод; фазовые превращения; диаграмма Шеффлера—Делонга; диаграмма Потака—Сагалевич.

Анализ механических и коррозионных свойств промышленно выпускаемых и лабораторных сталей<sup>2</sup> на основе Fe-13%Cr после разных видов термической обработки (ТО) показывает, что режим их ТО — это всегда компромисс между попытками обеспечить прочность, пластичность и коррозионную стойкость. С повышением температуры аустенитизации перед закалкой в результате интенсификации растворения карбидов твер-

дость закаленной на мартенсит стали возрастает и тем больше, чем выше в стали содержание углерода [1—4]. Закаленные стали с 13%Cr обладают высокой коррозионной стойкостью [5, 6], но их использование ограничивает отсутствие пластичности. После закалки и низкого отпуска при 200—300 °C эти стали имеют высокую прочность, малопластичны [1, 2, 7—10] и сохраняют неплохую коррозионную стойкость [11—13], так как при низком отпуске выделяется небольшое количество карбидов. Переход к пластичному состоянию, в котором эти стали обладают приемлемой ударной вязкостью, обусловлен фазовым превращением мартенсита

<sup>1</sup>Исследование выполнено за счет средств гранта Российского научного фонда №22-23-01036.

<sup>2</sup>Здесь и далее в статье содержание элементов в стали приведено в мас.%.

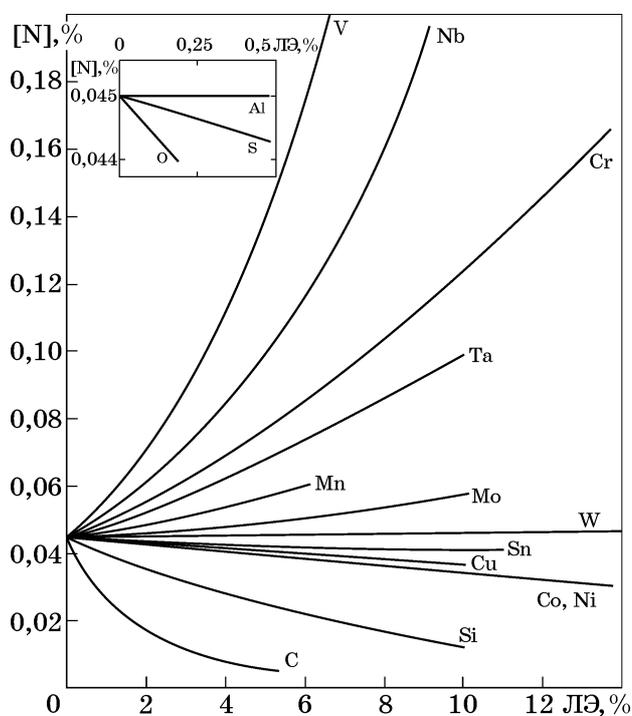
в феррит при среднем и высоком отпуске при 500—750 °С, когда выделяется значительное количество карбидной фазы и происходит ее коагуляция [8—10]. Однако при этом достигаются относительно невысокие прочностные характеристики [8—10], а коррозионная стойкость хуже, чем после низкого отпуска [11—13]. Для повышения свойств этих сталей были опробованы режимы ТО с двойной закалкой и двойным отпуском, ТО с захлаживанием до криогенных температур [10, 14, 15], но каких-либо свойств, принципиально отличающихся от таковых после стандартных обработок, получено не было. Поэтому исследования по поиску альтернативных вариантов обработки продолжаются. Первый из них — изменение фазового состава и структуры в результате так называемой Q and P-обработки (quenching and partitioning treatment) [16—19], под которой понимают ТО, заключающуюся в закалке стали до температуры внутри интервала мартенситного превращения с последующей ее ТО для перераспределения углерода между образовавшимся мартенситом и непревращенным аустенитом. Второй вариант — воздействие на свойства сталей на основе Fe-13%Cr дополнительным легированием [4, 20—22]. Используются и сочетания указанных способов воздействия на структуру и свойства сталей на основе Fe-13%Cr [23—26].

Представляет интерес изучить влияние легирования на свойства стали на основе Fe-13%Cr азотом как элементом внедрения, замещающим углерод, либо дополняющим его. Азот, вводимый в хромсодержащие стали взамен углерода, образует при ТО нитриды хрома типа CrN и Cr<sub>2</sub>N, не выводящие из твердого раствора хром в столь большом количестве, как карбиды Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub>, и не образующие (при легировании в равновесной концентрации) сплошных цепочек нитридов по границам зерен в отличие от указанных карбидов. Азот способствует заметному твердорастворному упрочнению, стабилизирует аустенит. Исследований сталей на основе Fe-13%Cr, легированных азотом, не много [3, 16, 21, 26], азот в этих сталях содержится, как правило, в малых количествах (0,02% [16], 0,08% [3]) и его вклад в формирование свойств сталей не ясен. Только в работе [26] приведены данные об экспериментах по Q and P-обработке стали с 13% Cr-0,258% C-0,166% N, не приведших к практически по-

лезным результатам. В статье [21] объекты исследования — сплав и сталь с 13% Cr, содержащие соответственно 0 и 0,14% C со сверхравновесной концентрацией азота 0,24% (оба проявили себя как непластичные материалы).

Цель настоящей работы — выполнить для сталей на основе Fe-13%Cr с разными уровнями содержания углерода, дополнительно легированных элементами (Mn, Mo, V, Nb), повышающими растворимость азота в твердых растворах на основе железа, расчетные оценки растворимости азота, а для составов с рассчитанным содержанием азота провести расчеты фазового состава (равновесного и неравновесного) и температур фазовых превращений с участием аустенита, феррита, мартенсита.

**Материал и методы расчетов. Материал.** В данной работе материал — это модельные, предназначенные для расчетов стали разных составов на основе Fe-13%Cr. Дополнительные легирующие элементы (ЛЭ — Mn, Mo, V, Nb) выбраны с учетом известных закономерностей их влияния на растворимость азота (фиг. 1). Кремний снижает растворимость азота (см. фиг. 1), поэтому его содержание в сталях, предназначенных для легирования азотом, не должно быть повышен-



Фиг. 1. Влияние содержания ЛЭ (см. у кривых) на равновесную растворимость азота в сталях [27]

ным. Элемент внедрения углерод, как известно, снижает растворимость азота в сталях, так как его атомы занимают в кристаллической решетке аустенита те же позиции, что и атомы азота. В данной работе рассматривали два подхода к выбору содержания углерода: 1) широко опробованная с 80-х годов прошлого века концепция максимальной замены углерода азотом (углерод — примесь); 2) предложенная в 2000-е годы на основе исследований электронной структуры, атомного распределения и термодинамической стабильности физическая концепция совместного легирования сталей углеродом и азотом (Гаврилюк, Шанина, Бернс [28]). Усиленный совместным (C+N) легированием металлический характер межатомных связей может быть использован для разработки высокопрочных коррозионно-стойких сталей с более высокой работой разрушения; эффективной считается величина отношения  $\%C/\%N \approx 1$ .

С учетом изложенного в расчетах растворимости азота в сталях на основе Fe-13%Cr варьировали содержания вводимых ЛЭ следующим образом: Mn — 0 и 1,5%; V — 0 и 0,2%; Nb — 0 и 0,07%; Mo — 0 и 0,5%. Содержание кремния выбрано на уровне 0,3%. Расчеты выполнены для 12 вариантов композиций: 1 — Fe-13%Cr-N; 2 — Fe-13%Cr-Mn-N; 3 — Fe-13%Cr-Mn-Mo-N; 4 — Fe-13%Cr-V-N; 5 — Fe-13%Cr-Nb-N; 6 — Fe-13%Cr-V-Nb-N; 7 — Fe-13%Cr-Mn-V-N; 8 — Fe-13%Cr-Mn-Nb-N; 9 — Fe-13%Cr-Mn-V-Nb-N; 10 — Fe-13%Cr-Mo-V-N; 11 — Fe-13%Cr-Mo-Nb-N; 12 — Fe-13%Cr-Mo-Nb-N. В каждой из композиций было пять уровней содержания углерода: 0,03% (как примесь); 0,15%; 0,20%; 0,25%; 0,30%. Композиция 1 использовалась как базовая для сравнения. Всего в расчетах использовано 60 составов.

**Методы расчетов.** Обоснование формулы для расчетов растворимости азота подробно изложено в нашей работе [29]. Здесь приводим только саму формулу для расчета предельной растворимости азота [N] в многокомпонентном расплаве:

$$\lg[N] = -560/T - 1,06 - (2600/T - 0,39) \{ -0,048 ([Cr] + 0,5[Mn] - 2,45[C] - 0,9[Si] - 0,23[Ni] + 0,27[Mo] + 2,04[V] - 0,12[Cu] - 0,15[S] - [P]) + 3,5 \cdot 10^{-4} ([Cr] +$$

$$+ 0,5[Mn] - 2,45[C] - 0,9[Si] - 0,23[Ni] + 0,27[Mo] + 2,04[V] - 0,12[Cu] - 0,15[S] - [P])^2 + 0,13[N] \} + (700/T - 0,37) + 0,5 \lg p_{N_2}. \quad (1)$$

Формула (1) позволяет учесть влияние температуры, давления и отклонение от закона Сивертса и дает наилучшее соответствие расчетных и экспериментальных результатов.

Отмечалось, что в металлургической практике получения азотсодержащих сталей используются понятия композиционно-устойчивого содержания азота (максимально возможное содержание этого элемента в твердом бездефектном металле) и коэффициента композиционной устойчивости  $K_y$ . Последний характеризует, как соотносятся предел растворимости азота в металле в стандартных условиях и композиционно-устойчивое содержание азота  $[N]_{ky}$ . Коэффициент композиционной устойчивости азота  $K_y$  зависит от парциального давления азота над расплавом, химического состава металла и его фазового состава в интервале температур солидуса—ликвидуса ( $T_S - T_L$ ). Композиционно-устойчивое содержание азота определяют из условия:

$$[N]_{ky} = [N]K_y. \quad (2)$$

Для аустенитных хромникельмарганцевых сталей использовано эмпирически определенное значение коэффициента композиционной устойчивости  $K_y = 0,78$ , которое для данных сталей подтверждено соответствием между расчетным композиционно-устойчивым содержанием азота и фактически полученным для исследованных нами деформируемых и литейных сталей с 0,05% C-21% Cr-8% Ni-15% Mn-Mo, V, N [30—32]. Установлено, что для этих сталей растворимость азота составляет 0,5% N. Для дуплексных сталей  $K_y = 0,45—0,5$ , а для железа — 0,28.

Каким является уровень  $K_y$  для сталей на основе Fe-13%Cr? Мы провели предварительную оценку этого коэффициента, используя немногочисленные литературные данные для сталей на основе Fe-13%Cr и результаты проведенных ранее наших собственных исследований сталей с 0,05% C-(14—16%)Cr-(4—5%)Ni-N, Nb. Содержание хрома, способствующего растворению азота, в последних сталях более высокое, но они в противовес первым содержат 4—5% Ni, снижающего ра-

Сопоставление фактического  $N_{\text{факт}}$  и рассчитанного<sup>1\*</sup>  $[N]$  содержаний азота и вычисленные значения коэффициентов  $K_y$  для сталей с 0,05% С-(14—16%) Cr-5% Ni-N, Nb<sup>2\*</sup> по собственным и литературным [3, 25] данным

№ п. п.	$N_{\text{факт}}$	$[N]$	$K_y = N_{\text{факт}}/[N]$	Содержание в стали, %					
	%			С	Cr	Ni	Mn	Si	Nb
1	0,13	0,195	0,635	0,040	16,25	5,36	0,40	0,54	0,07
2	0,10	0,192	0,52	0,054	15,5	4,62	0,06	0,1	—
3	0,15	0,194	0,785	0,058	15,3	4,63	0,07	0,1	—
4	0,18	0,212	0,928	0,088	15,5	4,65	0,07	0,1	—
5	0,15	0,205	0,71	0,068	15,8	2,38	0,06	0,1	—
6	0,17	0,204	0,83	0,028	15,75	4,25	0,43	0,27	0,06
7	0,14	0,206	0,68	0,027	15,72	4,15	0,39	0,29	0,075
8	0,16	0,176	0,68	0,033	16,1	4,7	0,48	0,48	0,075
9	0,15—0,18	0,195	0,94 (средн.)	0,08—0,12	14,0—14,7	4,2—4,7	0,8—1,2	0,2—0,4	0,03—0,08
10	0,166 <sup>3*</sup>	0,157	1,05	0,258	12,8	—	0,29	0,30	—
11	0,085 <sup>4*</sup>	0,180	0,47	0,14	13,78	—	0,59	0,38	—

<sup>1\*</sup> Расчет по формуле (1).

<sup>2\*</sup> Стали с ~14% Cr содержали также 1,8—2,2% Mo и 0,3—0,5% Cu.

<sup>3\*</sup> По данным [25].

<sup>4\*</sup> По данным [3].

створимость азота. Эти данные приведены в табл. 1. Среди 11 указанных в табл. 1 значений  $K_y$  два очень высокие ( $K_y \approx 1$ ) и два низкие ( $K_y \approx 0,5$ ). Среднее значение  $K_y$  по нашим данным составляет 0,75.

Литературные источники показали максимальное [25] и минимальное [3] значения  $K_y$ , причем в работе [25] получено содержание азота выше расчетного значения при 100%-ном его усвоении. Для тех случаев, когда фактически полученные значения содержания азота в табл. 1 соответствуют минимальному значению  $K_y$ , можно полагать, что при выплавке стали не ставилась задача получить максимальное содержание азота. В среднем с учетом всех данных значение  $K_y$  сохраняется на уровне 0,75. Если не принимать во внимание все слишком высокие и слишком низкие значения, его величина будет равна 0,72, что ниже, чем для аустенитных сталей, но выше, чем для дуплексных. Для оценки по формуле (2) величины  $[N]_{\text{кв}}$  мы приняли  $K_y = 0,72$ .

На основе рассчитанных значений  $\% N = [N]_{\text{кв}}$  проведена оценка влияния на фазовый состав выбранных композиций элементов-аустенито-(Mn, C, N) и ферритообразова-

телей (Mo, V, Nb) с использованием модифицированной фазовой диаграммы Шеффлера—Делонга. Расчеты фазового состава проводили, базируясь на модифицированной диаграмме Шеффлера—Делонга [33], в которой эквиваленты аустенито- и ферритообразования описываются следующими формулами:

$$Ni_{\text{экв}} = Ni + 0,1Mn - 0,01Mn^2 + 18N + 30C + 0,5Cu + 0,5Co, \quad (3)$$

$$Cr_{\text{экв}} = Cr + 1,5Mo + 0,48Si + 2,3V + 1,75Nb + 1,5Ti + 0,75W + 1,75Ta. \quad (4)$$

В формулах (3) и (4) и других расчетных формулах символы ЛЭ = N, C, Si, Mn, Ni, Cr, Mo, V, Nb, W, Cu, Co, Ti, Ta означают их содержание в стали, %.

Кроме того, для расчетной оценки фазового состава использовали полуколичественную структурную диаграмму Я.М. Потака и Е.А. Сагалевич, разработанную для малоуглеродистых коррозионно-стойких сталей [34] и учитывающую влияние азота и всех перечисленных ЛЭ на количество аустенита, мартенсита и феррита в структуре. Математический подход к расчету фазового состава на

основе закономерностей данной диаграммы приведен в работе [35]. В статье данная диаграмма приведена при рассмотрении результатов с нанесенными на нее нашими расчетными данными.

Согласно диаграмме Потака—Сагалевиц хромовые эквиваленты мартенсито- ( $\alpha$ ) и ферритообразования ( $\delta$ -феррит) оценивают на основе содержаний ЛЭ (%) по формулам:

$$Cr_{\text{ЭКВ}}^{\alpha} = 20 - [Cr + 1,5Ni + 0,7Si + 0,75Mn + K_{\alpha}(C + N) + 0,6Mo + 1,5V + 0,2Cu], \quad (5)$$

$$Cr_{\text{ЭКВ}}^{\delta} = Cr - 1,5Ni + 2Si - 0,75Mn - K_{\delta}(C + N) + Mo + 1,5V + 0,9Nb - 0,5Cu, \quad (6)$$

где  $K_{\alpha}$ ,  $K_{\delta}$  — коэффициенты влияния каждого ЛЭ соответственно на мартенсито- и ферритообразование.

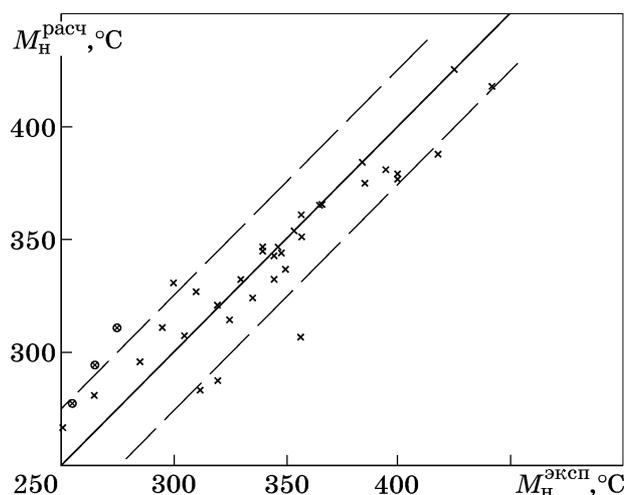
На диаграмме Потака—Сагалевиц расчетные значения  $Cr_{\text{ЭКВ}}^{\delta}$  откладываются вдоль оси абсцисс, а вдоль оси ординат — значения результирующего влияния ЛЭ на хромовый эквивалент мартенситообразования  $Cr_{\text{ЭКВ}}^{\alpha}$  (т.е. на соотношение в структуре стали аустенита  $\gamma$  и мартенсита  $\alpha(M)$ , определяемое температурой превращения  $\gamma \rightarrow \alpha$ ). Фазовый состав стали выявляют по точке пересечения координат по диаграмме.

Как и в случае диаграммы Шеффлера, влияние каждого ЛЭ на величину обоих эквивалентов нормируется фиксированным коэффициентом по отношению к хрому, но величины коэффициентов  $K_{\alpha}$  и  $K_{\delta}$  перед суммой  $(C+N)$  в формулах (5) и (6) переменные и зависят от суммарного содержания этих элементов в стали (см. на графике-вкладке на диаграмме Потака—Сагалевиц):  $K_{\alpha} = 30—35$ ,  $K_{\delta} = 28—31$  при  $\%C + \%N = 0,17—\leq 0,30$ . Если значение  $Cr_{\text{ЭКВ}}^{\delta} < 6$ , то в структуре стали феррит будет отсутствовать; при значении  $Cr_{\text{ЭКВ}}^{\delta} \geq 6$  в стали образуется феррит, а при  $Cr_{\text{ЭКВ}}^{\alpha} \leq -4$  начнется образование аустенита.

Расчетные оценки температуры начала мартенситного превращения  $M_{\text{H}}$  (в иностранной литературе  $M_s$ ) выполняли, применяя известные эмпирические формулы. Использовали справочник с базой данных для расчета критических температур стали [36]. Проанализировав условия, ограничивающие возможности применения тех или иных расчетов, выбрали формулу Финклера и Ширры [37] (Finkler and Schirra):

$$M_{\text{H}} = 635 - 474\{C + 0,86[N - 0,15(Nb + Zr)] - 0,066(Ta + Hf)\} - (33Mn + 17Cr + 17Ni + 21Mo + 39V + 11W). \quad (7)$$

Формула (7) — результат исследования 38 сталей с содержанием хрома от 8 до 14% (фиг. 2) с последующим сравнением экспериментальных значений температур  $M_{\text{H}}$  с рассчитанными. Получено, что среднее значение отклонения расчетных и экспериментальных температур начала мартенситного превращения от линии тренда, описываемой формулой (7), составляет 25 °С.



Фиг. 2. Сравнение экспериментальных и рассчитанных температур  $M_{\text{H}}$  для 38 сталей на основе 8—14% Cr и содержании ~1 ат.% C, Mn, Ni, Mo, W, V [37]

**Результаты расчетов.** Далее в сводных табл. 2—6 приведены результаты расчетов композиционно-устойчивого содержания азота, вычисленного из условия  $\%N = [N]_{\text{КУ}} = 0,72[N]_{\text{РАСЧ}}$  и характеризующего растворимость азота в металле 15 модельных композиций пятью уровнями содержания углерода (%C), а также результаты расчетов фазового состава и температур фазовых превращений.

Результаты расчетов  $Ni_{\text{ЭКВ}}$  и  $Cr_{\text{ЭКВ}}$  и соответствующий им фазовый состав каждой композиции нанесены на увеличенную область диаграммы Шеффлера—Делонга (фиг. 3).

Из данных той части табл. 2, которая отражает влияние на растворимость азота ЛЭ, входящих в твердый раствор (Cr, Mn, Mo), следует, что в стали с 13% Cr при минимальном содержании углерода расчетная предельная растворимость азота составляет 0,121%. При увеличении содержания угле-

Таблица 2

**Оценка влияния Mn и Mo на  $[N]_{\text{ку}}$  и результаты расчетов фазового состава  
(по диаграммам: модифицированной Шеффлера—Делонга (Ш.—Д.) и Потока—Сагалевиц (П.—С.))\*  
и температуры начала образования мартенсита при охлаждении**

Композиция (см. фиг. 3 и 4)	% C	% Mn	% Mo	% N= $[N]_{\text{ку}}$	$Ni_{\text{экв}}$	$Cr_{\text{экв}}$	Фазы Ш.—Д.	$Cr_{\text{экв}}^{\delta}$	$Cr_{\text{экв}}^{\alpha}$	Фазы П.—С.	$M_{\text{н}}$ , °C
Fe-13% Cr-N (1 — ●)	0,03	—	—	0,121	3,1	13,1	M+Ф	9,3	2,0	84% M+16% Ф	351
	0,15	—	—	0,117	6,6	13,1	M	6,1	-1,7	98% M+2% Ф/M	295
	0,20	—	—	0,116	8,1	13,1	M	4,7	-3,2	M	272
	0,25	—	—	0,114	9,6	13,1	M/M+A	3,3	-4,7	92% M+8% A	249
	0,30	—	—	0,113	11,1	13,1	M+A	2,0	-6,3	89% M+11% A	226
Fe-13% Cr-Mn-N (2 — ●)	0,03	1,5	—	0,130	3,4	13,1	M+Ф/M	8,0	0,6	92% M+8% Ф	297
	0,15	1,5	—	0,126	6,9	13,1	M	4,7	-3,0	M	242
	0,20	1,5	—	0,124	8,4	13,1	M	3,4	-4,6	93% M+7% A	219
	0,25	1,5	—	0,123	9,9	13,1	M+A	2,0	-6,1	88% M+12% A	196
	0,30	1,5	—	0,121	11,3	13,1	M+A	0,7	-7,6	86% M+14% A	173
Fe-13% Cr-Mn-Mo-N (3 — ○)	0,03	1,5	0,5	0,131	3,4	13,8	M+Ф	8,5	0,3	88% M+12% Ф	286
	0,15	1,5	0,5	0,128	6,9	13,8	M	5,2	-3,4	M	231
	0,20	1,5	0,5	0,126	8,4	13,8	M/M+A	3,8	-4,9	93% M+7% A	208
	0,25	1,5	0,5	0,125	9,9	13,8	M+A	2,5	-6,4	92% M+8% A	185
	0,30	1,5	0,5	0,123	11,4	13,8	M+A	1,1	-8,0	84% M+16% A	162

\*В табл. 2—6 сокращены названия диаграмм: Ш.—Д. (Шеффлера—Делонга) и П.—С. (Потока—Сагалевиц).

Таблица 3

**Оценка влияния V и Nb на  $[N]_{\text{ку}}$  и результаты расчетов фазового состава и температуры  
начала образования мартенсита при охлаждении**

Композиция (см. фиг. 3 и 4)	% C	% V	% Nb	% N= $[N]_{\text{ку}}$	$Ni_{\text{экв}}$	$Cr_{\text{экв}}$	Фазы Ш.—Д.	$Cr_{\text{экв}}^{\delta}$	$Cr_{\text{экв}}^{\alpha}$	Фазы П.—С.	$M_{\text{н}}$ , °C
Fe-13% Cr-V-N (4 — ●)	0,03	0,20	—	0,126	3,19	13,56	M+Ф	9,6	1,7	81% M+19% Ф	341
	0,15	0,20	—	0,122	6,72	13,56	M	6,5	-1,9	97% M+3% Ф	285
	0,20	0,20	—	0,121	8,20	13,56	M/M+A	5,2	-3,3	M	262
	0,25	0,20	—	0,119	9,67	13,56	M+A	3,9	-4,8	93% M+7% A	239
	0,30	0,20	—	0,118	11,14	13,56	M+A	2,6	-6,3	88% M+12% A	216
Fe-13% Cr-Nb-N (5 — ●)	0,03	—	0,07	0,122	3,12	13,22	M+Ф	9,5	2,1	83% M+17% Ф	355
	0,15	—	0,07	0,118	6,65	13,22	M	6,4	-1,4	98% M+2% Ф	299
	0,20	—	0,07	0,117	8,13	13,22	M	5,1	-2,9	M	276
	0,25	—	0,07	0,115	9,60	13,22	M/M+A	3,7	-4,4	94% M+6% A	253
	0,30	—	0,07	0,114	11,07	13,22	M	2,4	-5,9	90% M+10% A	230
Fe-13% Cr-V-Nb-N (6 — ●)	0,03	0,20	0,07	0,127	3,21	13,68	M+Ф	9,7	1,7	81% M+19% Ф	345
	0,15	0,20	0,07	0,123	6,74	13,68	M	6,5	-1,9	97% M+3% Ф	289
	0,20	0,20	0,07	0,122	8,21	13,68	M/M+A	5,2	-3,4	M	276
	0,25	0,20	0,07	0,120	9,69	13,68	M+A	3,9	-4,8	93% M+7% A	243
	0,30	0,20	0,07	0,119	11,16	13,68	M+A	2,6	-6,3	88% M+12% A	220

Таблица 4

**Оценка влияния Mn, V и Nb на  $[N]_{\text{кв}}$  и результаты расчетов фазового состава и температуры начала образования мартенсита при охлаждении**

Композиция (см. фиг. 3 и 4)	% C	% Mn	% V	% Nb	% N= $[N]_{\text{кв}}$	Ni <sub>экв</sub>	Cr <sub>экв</sub>	Фазы Ш.—Д.	Cr <sub>экв</sub> <sup>δ</sup>	Cr <sub>экв</sub> <sup>α</sup>	Фазы П.—С.	M <sub>н</sub> , °C
Fe-13% Cr-Mn-V-N (7 — ●)	0,03	1,5	0,20	—	0,135	3,48	13,56	М+Ф/М	8,4	0,4	90% М+10% Ф	287
	0,15	1,5	0,20	—	0,131	7,01	13,56	М	5,3	-3,1	М	232
	0,20	1,5	0,20	—	0,130	8,48	13,56	М/М+А	4,0	-4,5	94% М+6% А	219
	0,25	1,5	0,20	—	0,128	9,95	13,56	М+А	2,8	-6,0	89% М+11% А	186
	0,30	1,5	0,20	—	0,126	11,42	13,56	М+А	1,5	-7,4	86% М+14% А	163
Fe-13% Cr-Mn-Nb-N (8 — ●)	0,03	1,5	—	0,07	0,131	3,40	13,22	М+Ф/М	8,3	0,8	89% М+11% Ф	301
	0,15	1,5	—	0,07	0,127	6,93	13,22	М	5,2	-2,6	М	246
	0,20	1,5	—	0,07	0,125	8,40	13,22	М	3,9	-4,1	94% М/М+6% А	223
	0,25	1,5	—	0,07	0,124	9,88	13,22	М+А	2,6	-5,5	91% М+9% А	200
	0,30	1,5	—	0,07	0,122	11,35	13,22	М+А	1,3	-7,0	87% М+13% А	177
Fe-13% Cr-Mn-V-Nb-N (9 — ●)	0,03	1,5	0,20	0,07	0,136	3,50	13,68	М+Ф	8,4	0,4	88% М+12% Ф	291
	0,15	1,5	0,20	0,07	0,132	7,03	13,68	М	5,4	-3,1	М	236
	0,20	1,5	0,20	0,07	0,130	8,50	13,68	М/М+А	4,1	-4,5	94% М+6% А	213
	0,25	1,5	0,20	0,07	0,129	9,97	13,68	М+А	2,8	-6,0	90% М+10% А	190
	0,30	1,5	0,20	0,07	0,127	11,44	13,68	М+А	1,5	-7,5	86% М+14% А	167

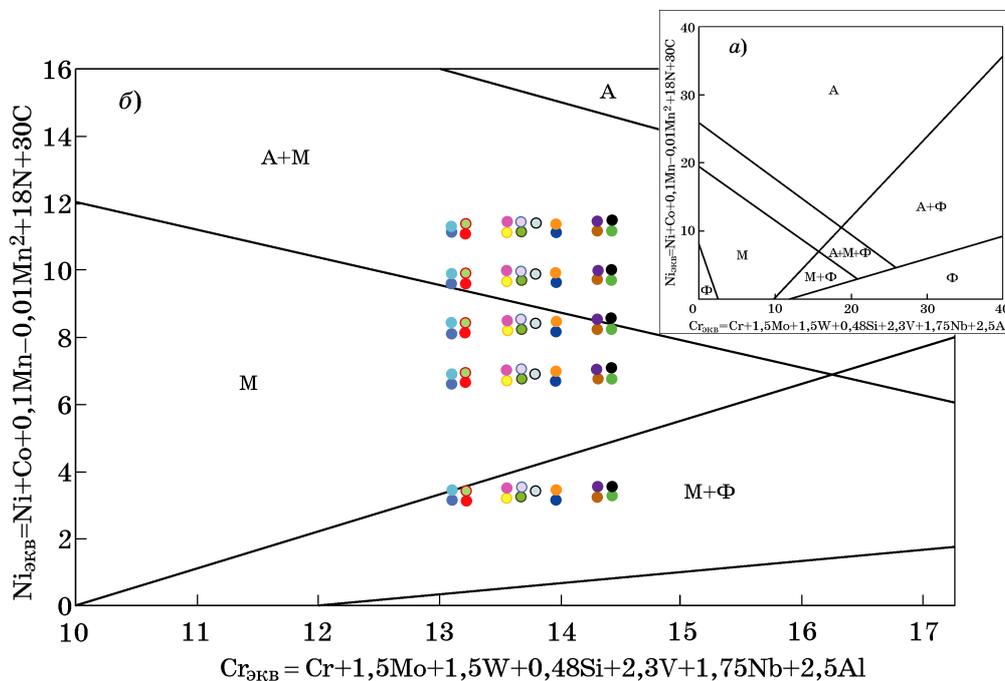
Таблица 5

**Оценка влияния Mo, V и Nb на  $[N]_{\text{кв}}$  и результаты расчетов фазового состава и температуры начала образования мартенсита при охлаждении**

Композиция (см. фиг. 3 и 4)	% C	% Mo	% V	% Nb	% N= $[N]_{\text{кв}}$	Ni <sub>экв</sub>	Cr <sub>экв</sub>	Фазы Ш.—Д.	Cr <sub>экв</sub> <sup>δ</sup>	Cr <sub>экв</sub> <sup>α</sup>	Фазы П.—С.	M <sub>н</sub> , °C
Fe-13% Cr-Mo-V-N (10 — ●)	0,03	0,5	0,20	—	0,127	3,22	14,31	М+Ф	10,3	1,4	75% М+25% Ф	276
	0,15	0,5	0,20	—	0,124	6,75	14,31	М	7,2	-2,1	95% М+5% Ф	221
	0,20	0,5	0,20	—	0,122	8,23	14,31	М/М+А	6,0	-3,5	99% М+1% Ф/М	198
	0,25	0,5	0,20	—	0,121	9,70	14,31	М+А	4,7	-5,0	93% М+7% А	175
	0,30	0,5	0,20	—	0,119	11,17	14,31	М+А	3,4	-6,4	88% М+12% А	152
Fe-13% Cr-Mo-Nb-N (11 — ●)	0,03	0,5	—	0,07	0,123	3,15	13,97	М+Ф	10,1	1,8	78% М+22% Ф	290
	0,15	0,5	—	0,07	0,120	6,68	13,97	М	7,1	-1,7	96% М+4% Ф	235
	0,20	0,5	—	0,07	0,118	8,15	13,97	М/М+А	5,8	-3,1	М	212
	0,25	0,5	—	0,07	0,117	9,63	13,97	М+А	4,6	-4,6	93% М+7% А	189
	0,30	0,5	—	0,07	0,115	11,10	13,97	М+А	3,3	-6,0	90% М+10% А	166
Fe-13% Cr-Mn-Mo-V-Nb-N (12 — ●)	0,03	0,5	0,20	0,07	0,128	3,24	14,43	М+Ф	10,3	1,4	75% М+25% Ф	334
	0,15	0,5	0,20	0,07	0,125	6,77	14,43	М	7,3	-2,1	94% М+6% Ф	278
	0,20	0,5	0,20	0,07	0,123	8,24	14,43	М/М+А	6,0	-3,6	99% М+1% Ф/М	255
	0,25	0,5	0,20	0,07	0,122	9,72	14,43	М+А	4,7	-5,0	93% М+7% А	232
	0,30	0,5	0,20	0,07	0,120	11,19	14,43	М+А	3,5	-6,5	88% М+12% А	209

Оценка влияния Mn, Mo, V и Nb на  $[N]_{\text{КВ}}$  и результаты расчетов фазового состава и температуры начала образования мартенсита при охлаждении

Композиция (см. фиг. 3 и 4)	% C	% Mn	% Mo	% V	% Nb	% N= $[N]_{\text{КВ}}$	Ni <sub>ЭКВ</sub>	Cr <sub>ЭКВ</sub>	Фазы Ш.—Д.	Cr <sub>ЭКВ</sub> <sup>δ</sup>	Cr <sub>ЭКВ</sub> <sup>α</sup>	Фазы П.—С.	M <sub>н</sub> , °C
Fe-13%Cr-Mn-Mo-V-N (13 — ●)	0,03	1,5	0,5	0,20	—	0,137	3,51	14,31	M+Φ	8,9	0,1	86% M+14% Φ	276
	0,15	1,5	0,5	0,20	—	0,133	7,04	14,31	M	5,9	-3,4	M	221
	0,20	1,5	0,5	0,20	—	0,131	8,51	14,31	M/M+Φ	4,7	-4,9	93% M+7% A	198
	0,25	1,5	0,5	0,20	—	0,130	9,98	14,31	M+A	3,4	-6,3	88% M+12% A	175
	0,30	1,5	0,5	0,20	—	0,128	11,45	14,31	M+A	2,1	-7,8	84% M+16% A	152
Fe-13%Cr-Mn-Mo-Nb-N (14 — ●)	0,03	1,5	0,5	—	0,07	0,132	3,43	13,97	M+Φ	8,8	0,5	87% M+13% Φ	290
	0,15	1,5	0,5	—	0,07	0,129	6,96	13,97	M	5,8	-3,0	M	235
	0,20	1,5	0,5	—	0,07	0,127	8,43	13,97	M/M+A	4,5	-4,4	93% M+7% A	212
	0,25	1,5	0,5	—	0,07	0,125	9,91	13,97	M+A	3,3	-5,9	90% M+10% A	189
	0,30	1,5	0,5	—	0,07	0,124	11,38	13,97	M+A	2,0	-7,4	86% M+14% A	166
Fe-13%Cr-Mn-Mo-V-Nb-N (15 — ●)	0,03	1,5	0,5	0,20	0,07	0,138	3,53	14,43	M+Φ	9,0	0,0	86% M+14% Φ	287
	0,15	1,5	0,5	0,20	0,07	0,134	7,06	14,43	M	6,0	-3,5	99% M+1% Φ/M	232
	0,20	1,5	0,5	0,20	0,07	0,132	8,53	14,43	M+A	4,7	-4,9	92% M+8% A	208
	0,25	1,5	0,5	0,20	0,07	0,131	10,00	14,43	M+A	3,4	-6,4	88% M+12% A	179
	0,30	1,5	0,5	0,20	0,07	0,129	11,47	14,43	M+A	2,2	-7,8	84% M+16% A	156



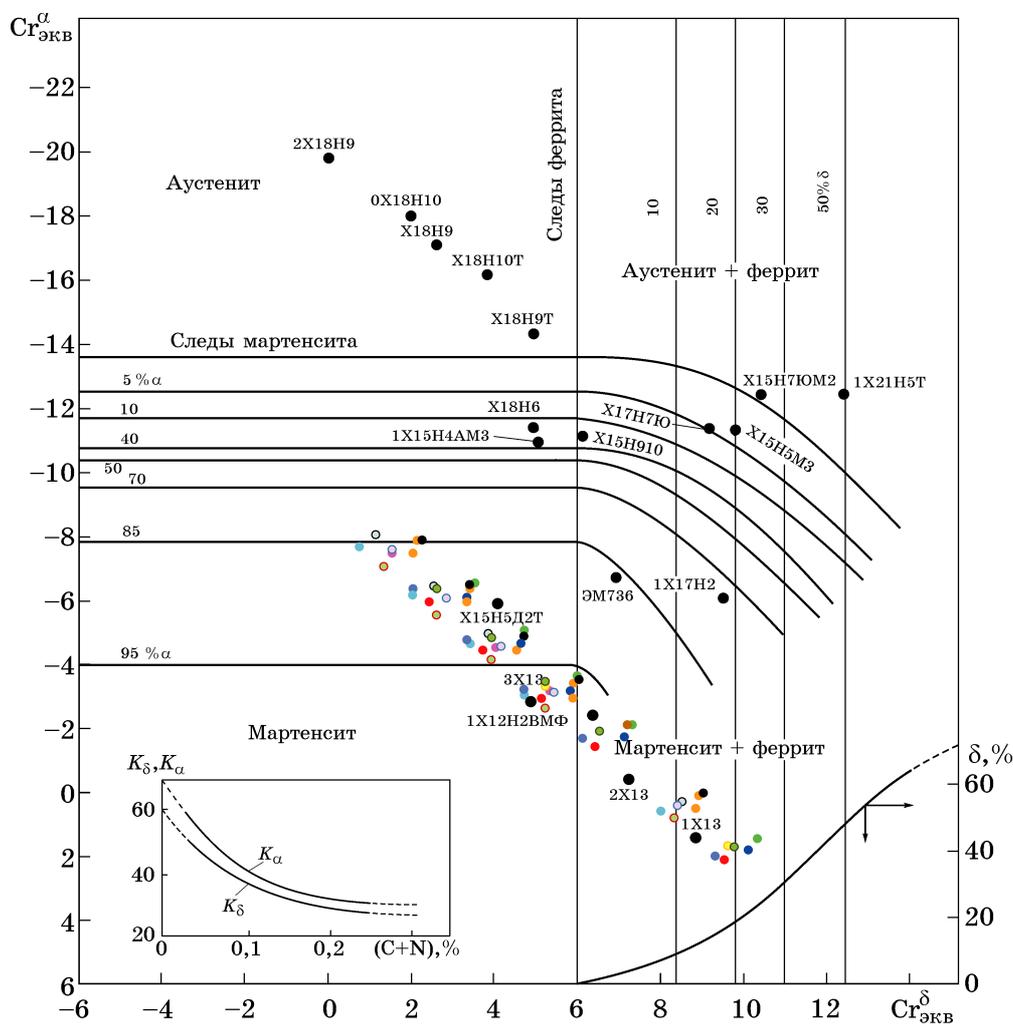
Фиг. 3. Модифицированная диаграмма Шеффлера—Делонга: *a* — общий вид (фазы: А — аустенит, М — мартенсит; Φ — феррит); *б* — увеличенная область диаграммы с составами композиций 1—15 из табл. 2—6: ● — 1, ● — 2, ○ — 3, ● — 4, ● — 5, ● — 6, ● — 7, ● — 8, ○ — 9, ● — 10, ● — 11, ● — 12, ● — 13, ● — 14, ● — 15

рода она снижается. Введение 1,5% Mn приводит к росту  $[N]_{\text{КУ}}$  до 0,13%. Добавление 0,5% Mo к легированной марганцем стали увеличивает содержание азота незначительно. По данным табл. 3 можно судить о влиянии на растворимость азота элементов-карбидо- и нитридообразователей (V и Nb). Ванадий более эффективен, добавление ниобия в количестве 0,07% оказывает слабое влияние (именно в таком количестве ниобий вводили в исследованные азотсодержащие стали типа 05X16H5AB). Как видно из табл. 4, совместное введение марганца и ванадия позволяет достичь содержания азота 0,135% в низкоуглеродистой стали. Расчетные данные табл. 5 показывают, что одновременное легирование молибденом, ванадием и ниоби-

ем дает тот же эффект растворимости азота, что и введение 1,5% Mn без добавок других ЛЭ (см. табл. 2). Согласно данным табл. 6 максимальная растворимость азота в низкоуглеродистой стали при совместном введении марганца, молибдена, ванадия и ниобия достигает 0,138%.

Комментируя данные фиг. 3 и табл. 2—6 в части расчета фазового состава модельных композиций 1—15, можно отметить следующее их распределение по группам сталей:

- все низкоуглеродистые составы с 0,03% C попадают в область существования феррита или на границу существования смеси фаз М+Ф/М (композиции 7 и 8);
- все составы с 0,15% C попадают в область существования мартенсита;



Фиг. 4. Структурная диаграмма Потака—Сагалевиц для деформируемых коррозионно-стойких сталей (после обработки на твердый раствор) [35] с нанесенной областью расчетных значений, охватывающей варианты композиций 1—15 из табл. 2—6 с расчетным содержанием азота  $\%N=[N]_{\text{КУ}}$ ;  $\alpha$  — мартенсит,  $\delta$  — феррит

*Примечание:* указанные на диаграмме марки сталей в настоящее время обозначаются с отличием, касающимся отображения информации о содержании углерода. Например, приведенные на диаграмме стали 1X13, 2X13, содержащие 0,10 и 0,20 % углерода, сейчас имеют обозначение 10X13, 20X13

· композиции с 0,20% С в зависимости от величины отношения  $Ni_{\text{экв}}/Cr_{\text{экв}}$  находятся либо в мартенситной области недалеко от границы фаз М/М+А, либо на этой границе. На практике это означает, что в таких сталях при определенных условиях ТО может сохраниться остаточный аустенит. Только один состав из 15 рассмотренных вариантов с 0,20% С имеет согласно расчету мартенситно-аустенитную структуру (рядом с границей фазовых областей) — это сталь с максимальным содержанием ЛЭ, повышающих растворимость азота (см. фиг. 3 и табл. 6);

· все композиции с 0,25 и 0,30% С имеют мартенситно-аустенитную структуру, кроме состава с 0,25% С без дополнительных ЛЭ (Mn, Mo, V, Nb).

Результаты расчетов фазового состава по диаграммам Шеффлера—Делонга (см. фиг. 3) и Потака—Сагалевиц (фиг. 4) достаточно близки (см. табл. 2—6). При этом, однако, из сопоставления фиг. 3 и 4 хорошо видно, что при расчетах по диаграмме Потака—Сагалевиц получается заметно меньшее число составов в мартенситной области и большее число составов в аустенитно-ферритной и аустенитно-мартенситной областях.

Модельные составы с 0,15% С композиций 1 (см. табл. 2), 4, 5, 6 (см. табл. 3), 10, 11, 12 (см. табл. 5) и 15 (см. табл. 6) согласно диаграмме Потака—Сагалевиц находятся в мартенситно-ферритной области (см. фиг. 4). Содержание мартенсита в них в пределах от ~94 до 98%. В то же время на диаграмме Шеффлера—Делонга данные составы оказываются полностью в мартенситной области.

Расчетный фазовый состав модельных сталей композиций 2 и 8 (0,20% С) и композиции 5 (0,30% С) на диаграмме Шеффлера—Делонга находится в мартенситной области, а на диаграмме Потака—Сагалевиц — в мартенситно-аустенитной области с содержанием 6—10% остаточного аустенита (см. фиг. 3 и 4). Во всех фазовых составах в пределах композиций 4, 6 и 11 с 0,20% С согласно диаграмме Шеффлера—Делонга должен присутствовать аустенит (см. фиг. 3), а на диаграмме Потака—Сагалевиц эти составы находятся в области со 100%-ной мартенситной структурой. Фазовый состав всех модельных сталей, входящих в композиции 10 и 12 с 0,20% С, находится в области М+А на диаграмме Шеффлера—Делонга и в об-

ласти М+Ф на диаграмме Потака—Сагалевиц. Однако для составов с 0,20% С, входящих в композицию 13, наблюдается обратная картина: диаграмма Шеффлера—Делонга прогнозирует фазовый состав М+Ф, а на диаграмме Потака—Сагалевиц эти стали должны находиться в области М+А.

Расчетные температуры начала мартенситного превращения ( $M_H$ ) для всех составов композиций 1—15 также приведены в табл. 2—6. Была предпринята попытка оценить, в какой мере расчетные температуры  $M_H$  коррелируют с величиной отношения  $Ni_{\text{экв}}/Cr_{\text{экв}}$ , вычисленной с применением формул (3) и (4). Для этой оценки использованы температуры  $M_H$  составов, входящих в композиции 1 (Fe-13%Cr-N) и 15 (Fe-13%Cr-Mn-Mo-V-Nb-N) в табл. 2 и 6, т.е. наименее и наиболее легированных модельных сталей на основе Fe-13%Cr. В обоих случаях расчетные точки  $M_H$  образовали линейные зависимости (фиг. 5):

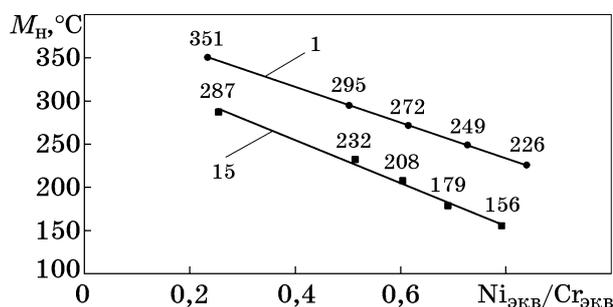
для составов композиции 1

$$M_H = -206,1(Ni_{\text{экв}}/Cr_{\text{экв}}) + 398,8; \quad (8)$$

для составов композиции 15

$$M_H = -248,4(Ni_{\text{экв}}/Cr_{\text{экв}}) + 354,1. \quad (9)$$

В пределах каждой композиции эта температура закономерно снижается с увеличением содержания углерода. Увеличение отношения  $Ni_{\text{экв}}/Cr_{\text{экв}}$ , равно как и нарастание суммарного содержания дополнительных ЛЭ, приводит к снижению  $M_H$ . Значения  $M_H$  для сталей остальных композиций 2—14 нахо-



Фиг. 5. Зависимость температуры начала мартенситного превращения  $M_H$  от отношения  $Ni_{\text{экв}}/Cr_{\text{экв}}$  для сталей вариантов композиций 1 и 15 из табл. 2 и 6 соответственно, т.е. 1 — композиция Fe-13%Cr-N; 15 — композиция Fe-13%Cr-Mn-Mo-V-Nb-N

дятся в пределах полосы, ограниченной линиями для композиций 1 и 15 на фиг. 5.

**Обсуждение результатов.** *О расчетах растворимости азота.* В работе [38] предложена формула расчета растворимости азота и приведены данные по теоретической растворимости азота при 1600 °С и реализованной на практике для сталей с содержанием ~8, 11, 15, 17 и 20% Cr, от 0,096 до 0,22% С, от 0,36 до 1,16% Si, микролегированных Mo, V, Nb, Cu. Наш вариант расчетов для составов плавок из работы [38] с 8 и 10% Cr дает значения [N], отличающиеся от данных [38] лишь тысячными долями процента. Для более высоких содержаний хрома наблюдается увеличивающееся расхождение: наши расчеты дают более высокое значение [N]. Например для плавки М5 стали с 15,43% Cr из работы [38] наш расчет показывает [N] = 0,208% и композиционно-устойчивое содержание азота [N]<sub>кв</sub> = 0,150%, тогда как в указанной работе теоретическая растворимость равна 0,124%, а фактически полученное (актуальное) содержание составило 0,161%, т.е. выше рассчитанного нами значения [N]<sub>кв</sub>. Однако это превышение привело к появлению в слитке плавки М5 газовых пор [38]. Ранее нами в стали с 15% Cr было достигнуто содержание азота 0,15% (см. табл. 1). Таким образом, для стали с 13% Cr наш вариант формулы оценки предельной растворимости азота представляется близким к реализуемому на практике. В работе [39] отмечалось, что при нормальном давлении в расплаве мартенситной коррозионно-стойкой стали растворяется больше азота, если увеличивается содержание углерода, поскольку доля феррита уменьшается при затвердевании.

*О расчетах фазового состава.* В случае реализации менее оптимистичного прогноза по предельной растворимости азота для рассмотренных в нашей работе композиций все расчетные точки сместятся: мартенситная сталь с остаточным аустенитом перейдет в мартенситную область и т.д. Следует учитывать, что на практике возможна реализация схем, предусматривающих в том числе криогенную обработку, термомеханическую обработку, Q and P-обработку [18, 40—42], после которых фазовый состав сплава по сравнению с предсказанным по диаграммам может измениться. Важно также учитывать, что структура и фазовый состав сталей семей-

ства Fe-13%Cr с разной концентрацией углерода определяются большим числом факторов (температура и длительность выдержки в аустенитной области, скорость нагрева; скорость охлаждения из аустенитной области; вариации параметров режима отпуска), влияющих на тип и морфологию карбидов, их растворение и выделение, на фазовые превращения с участием феррита, мартенсита и аустенита.

Во всех рассмотренных вариантах сталей с азотом низкоуглеродистая сталь (с 0,03% С) попадает в мартенситно-ферритную область. На примере стали с <0,2% С и 13% Cr, используемой для обсадных труб [8], применение нашей методики расчетов позволяет оценить, как небольшая добавка азота может влиять на ее фазовый состав. Эта сталь на диаграмме Потака—Сагалевич находится в мартенситно-ферритной области и при 0,18% С может содержать в закаленном состоянии около 10% феррита; при расчете с применением модифицированной диаграммы Шеффлера—Делонга эта сталь находится в мартенситной области. При содержании 0,11% N (ниже предельной расчетной его растворимости для этой стали) на диаграмме Потака—Сагалевич эта же сталь должна быть полностью мартенситной, а на второй диаграмме сдвинется в сторону более высоких значений Ni<sub>экв</sub>. Сами авторы статьи [8] отмечают, что после закалки от 975 °С сталь характеризовалась наличием реечного мартенсита и уровнем твердости 525 HV.

*О расчетах M<sub>H</sub> и полученных зависимостях M<sub>H</sub> = f(Ni<sub>экв</sub>/Cr<sub>экв</sub>).* Выбранная нами для расчета M<sub>H</sub> формула (7) Финклера и Ширры [37] (используется с 1986 г.) получена обработкой достаточно большого экспериментального материала. Применение в расчетах формул (3) и (4) для Ni<sub>экв</sub> и Cr<sub>экв</sub> достаточно хорошо зарекомендовало себя, они являются продуктом нескольких десятков лет эволюции исходной диаграммы Шеффлера [43], созданной в 1949 г. для оценки фазового состава сварных соединений коррозионно-стойких сталей. (Делонг в 1977 г. добавил в базовую формулу для расчета Ni<sub>экв</sub> элемент азот с коэффициентом 30 [44]. В 1999 г. Угловицер с соавторами модифицировали диаграмму Шеффлера—Делонга [33]: для Ni<sub>экв</sub> были уменьшены коэффициенты перед содержаниями азота и марганца; изменена формула расчета Cr<sub>экв</sub>.) Поэтому примечатель-

но, но не вызывает удивления то, что рассчитанные по формуле (7) значения  $M_H$  (см. фиг. 5) линейно зависят от отношения  $Ni_{\text{экв}}/Cr_{\text{экв}}$ , вычисляемого с использованием формул (3) и (4). Фактически, такая согласованность расчетов, полученных на основе разных массивов независимых экспериментальных исследований, — это их дополнительная взаимная верификация. Она обеспечивает возможность предварительной экспресс-оценки температуры  $M_H$ , что может быть удобно при выборе технологии деформационной и термической обработки, и особенно важно, если речь идет о Q and P-обработке, включающей неполную закалку и последующий отжиг для перераспределения углерода между остаточным аустенитом и мартенситом. Именно для сталей на основе Fe-13% Cr сравнение обычной закалки и отпуска с термической Q and P-обработкой подтверждает значительно повышенную прочность материалов в сочетании с хорошей пластичностью во втором случае [41], при том что способность к деформированию остается приемлемой [42].

**Выводы.** 1. Выполнены расчеты предельной растворимости азота в 60 модельных композициях на основе Fe-13% Cr (здесь и везде содержание элементов в мас. %), с 0,3% Si, пятью уровнями содержаниями углерода (0,03; 0,15; 0,20; 0,25 и 0,30%) и варьированием содержаний, %: Mn — 0 и 1,5; V — 0 и 0,2; Nb — 0 и 0,07; Mo — 0 и 0,5. Для расчетов использована формула, учитывающая влияние температуры, давления и отклонение от закона Сивертса и показавшая ранее наилучшее соответствие расчетных и экспериментальных результатов с рассчитанным в данной работе коэффициентом композиционной устойчивости 0,72. Предельные расчетные содержания азота составили от 0,113 до 0,138% в зависимости от заложенного в расчетную модель влияния содержания легирующих элементов.

2. Для сталей с предельным расчетным содержанием азота показано следующее:

- все низкоуглеродистые составы с 0,03% C попадают в область существования феррита  $\Phi$ , либо на границу существования смеси  $M+\Phi/M$ ;

- все составы с 0,15% C попадают в область существования мартенсита M;

- композиции с 0,20% C в зависимости от величины отношения  $Ni_{\text{экв}}/Cr_{\text{экв}}$  находятся

либо в мартенситной области недалеко от границы M/M+A, либо на этой границе;

- все композиции с 0,25 и 0,30% C имеют мартенситно-аустенитную структуру, кроме состава с 0,25% C, не легированного дополнительно Mn, Mo, V, Nb.

3. Расчеты температуры начала мартенситного превращения по эмпирической формуле Финклера и Ширры показали, что имеется корреляция между температурой  $M_H$  и отношением  $Ni_{\text{экв}}/Cr_{\text{экв}}$  (эквиваленты по хрому и никелю рассчитаны по формулам для модифицированной диаграммы Шеффлера—Делонга).

4. Для минимально и максимально легированных составов на основе Fe-13% Cr-N и Fe-13% Cr-Mn-Mo-V-Nb-N с пятью разными уровнями содержания углерода получены соответственно следующие зависимости  $M_H = -206,1(Ni_{\text{экв}}/Cr_{\text{экв}}) + 398,8$  и  $M_H = -248,4(Ni_{\text{экв}}/Cr_{\text{экв}}) + 354,1$ .

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Ивашко, В.В.* Исследование влияния режимов нагрева на структуру и свойства нержавеющей стали 20X13 / В.В. Ивашко // Вестн. БарГУ. Сер. Технические науки. 2015. №3. С.45—48.
2. *Scheuer, C.J.* Effects of heat treatment conditions on microstructure and mechanical properties of AISI 420 steel / C.J. Scheuer, R.A. Fraga, R.P. Cardoso, S.F. Brunatto // 21 CBECIMAT — Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais 09 (13 de Novembro de 2014). — Cuiaba : MT, Brasil, 2014. P.5857—5867.
3. *Xiao Li.* Effect of austenitising heat treatment on microstructure and properties of a nitrogen bearing martensitic stainless steel / Xiao Li, Yinghui Wei // Open Physics. 2019. V.17. P.601—606. DOI : doi.org/10.1515/phys-2019-0061.
4. *Garcia de Andrés, C.* Effects of carbide-forming elements on the response to thermal treatment of the X45Cr13 martensitic stainless steel / C. Garcia de Andrés, L.F. Álvarez, V. López // J. Mater. Sci. 1998. V.33. P.4095—4100. <https://doi.org/10.1023/A:1004424329556>.
5. *Bösing, I.* Influence of heat treatment on the microstructure and corrosion resistance of martensitic stainless steel / I. Bösing, L. Cramer, M. Steinbacher, H.W. Zoch, J. Thöming, M. Baune // AIP. 2019. V.9. Art.065317. P.1—9. <https://doi.org/10.1063/1.5094615>.
6. *Rosemann, P.* Einfluss der Wärmebehandlung auf Mikrostruktur und Korrosionsverhalten kohlenstoffhaltiger nichtrostender Stähle / P. Rosemann, C. Müller, N. Kauss, T. Halle. <https://www.researchgate.net/publication/281243566>.
7. *Behrens, B.-A.* Influence of process parameters on the hot stamping of carbon-martensitic chromium steel sheets / B.-A. Behrens, S. Hübner, C. Sunderkötter, L. Gebel, S. Gnaß, G. Berndt, C. Trimborn, C Pfeiffer // Intern. Deep Drawing Research Group 37th Annual

- Conference. IOP Conf. Series : Mater. Sci. Eng. 2018. V.418. Atr.012007. P.1—6. DOI :10.1088/1757-899X/418/1/012007.
8. *Ma Hou-Yu*. Effect of heat treatment on microstructural evolution of 13Cr martensitic stainless steel / Ma Hou-Yu, He Yin-Sheng, Lee Kwon-Yeong, Shin Keesam // Key Eng. Mater. Submitted. 2016. V.727. P.29—35. DOI : 10.4028/www.scientific.net/KEM.727.29.
  9. [https://www.rodacciai.com/UPLOAD/datasheets/420B\\_X30Cr13-Nr.1.4028-ENG.pdf](https://www.rodacciai.com/UPLOAD/datasheets/420B_X30Cr13-Nr.1.4028-ENG.pdf).
  10. *Hassan, A.K.F.* Investigation of the effect of austenitizing temperature and multiple tempering on the mechanical properties of AISI 410 martensitic stainless steel / A.K.F. Hassan, Q.A. Jawad // The Iraqi J. Mechan. Mater. Eng. Special Volume Babylon First Intern. Eng. Conf. 2016. Is.C. P.411—435.
  11. *Bonagani, S.K.* Influence of tempering treatment on microstructure and pitting corrosion of 13 wt.% Cr martensitic stainless steel / S.K. Bonagani, V. Bathula, V. Kain // Corros. Sci. 2018. V.131. P.340—354. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2017.12.012>.
  12. *Lu, Si-Yuan*. The effect of tempering temperature on the microstructure and electrochemical properties of a 13 wt.% Cr-type martensitic stainless steel / Lu Si-Yuan, Yao Ke-Fu, Chen Yun-Bo, Wang Miao-Hui, Liu Xue, Ge Xueyuan // Electrochimica Acta. 2015. V.165. P.45—55. <https://doi.org/10.1016/j.electacta.2015.02.038>.
  13. *Zhou, Y.* Accessing the full spectrum of corrosion behaviour of tempered type 420 stainless steel / Y. Zhou, D.L. Engelberg // Mater. Corros. 2021. V.72. №11. P.1718—1729. DOI : 10.1002/maco.202112442.
  14. *Kulkarni, S.* Improvement in mechanical properties of 13Cr martensitic stainless steels using modified heat treatments / S. Kulkarni, P. Srinivas, P.K. Biswal, G. Balachandran, V. Balasubramanian // Proceedings of the 28th ASM Heat Treating Society Conf. (Detroit). 2015. P.335—341.
  15. *Mohamed Hareer S.* Mechanical properties of martensitic stainless steel (AISI420) subjected to conventional and cryogenic treatments / Mohamed Hareer S, Ataiwi Ali H., Dawood Jamal J. // Eng. Technol. J. 2020. V.38. Pt.A. №08. P.1096—1105. <https://doi.org/10.30684/etj.v38i8A.517>.
  16. *Dieck, S.* Improvement of the martensitic stainless steel X46Cr13 by Q&P heat treatment / S. Dieck, M. Ecke, T. Halle, P. Rosemann // Symp. Mater. Join. Technol. IOP Conf. Series: Mater. Sci. Eng. 2020. V.882. Art.012006. DOI :10.1088/1757-899X/882/1/012006.
  17. *Si-Yuan Lua*. Effect of quenching and partitioning on the microstructure evolution and electrochemical properties of a martensitic stainless steel / Si-Yuan Lua, Ke-Fu Yao, Yun-Bo Chen, Miao-Hui Wang, Na Chena, Xue-Yuan Ge // Corros. Sci. 2016. V.103. February P.95—104. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2015.11.010>.
  18. *Eunjung Seo*. Quenching and partitioning (Q&P) processing of AISI 420 stainless steel / Eunjung Seo, Bruno C. De Cooman // The 8th Pacific Rim Intern. Cong. on Advanced Materials and Processing. Springer, Cham. 2013. P.809—817. [https://doi.org/10.1007/978-3-319-48764-9\\_100](https://doi.org/10.1007/978-3-319-48764-9_100).
  19. *Mola, J.* Quenching and partitioning (Q&P) processing of martensitic stainless steels / J. Mola, B.C. De Cooman // Metall Mater. Trans. A. 2013. V.44. P.946—967. <https://doi.org/10.1007/s11661-012-1420-1>.
  20. *Weijian Liu*. Effect of nitrogen on the hot deformation behavior of 0,4C-13Cr martensitic stainless steel / Weijian Liu, Jing Li, Shouhui Li, Xuejun Li // Steel Res. Intern. 2021. V.92. DOI : 10.1002/srin.202100020.
  21. *Григоренко, Г.М.* Свойства сталей типа X13, легированных азотом / Г.М. Григоренко, Ю.М. Полярин, В.В. Лакомский, В.Ю. Орловский, И.И. Алексеев // Общ. вопр. металлургии. 2010. №4. С.26—29.
  22. *Yiwei Zhang*. Temperature dependent phase transformation kinetics of reverted austenite during tempering in 13Cr supermartensitic stainless steel / Yiwei Zhang, Yuande Yin, Diankai Li, Ping Ma, Qingyun Liu, Xiaomin Yuan, Shengzhi Li // Metals. 2019. V.9. №11. P.1203. <https://doi.org/10.3390/met9111203>.
  23. *Junya Tobata*. Role of silicon in quenching and partitioning treatment of low-carbon martensitic stainless steel / Junya Tobata, Kinh-Luan Ngo-Huynh, Nobuo Nakada, Toshihiro Tsuchiyama, Setsuo Takaki // ISIJ Intern. 2012. V.52. №7. P.1377—1382. DOI : 10.2355/isijinternational.52.1377.
  24. *Рущиц, С.В.* Закалка с последующим обогащением углеродом неперезакаленного аустенита (Q&P обработка) мартенситной коррозионно-стойкой стали AISI 414 / С.В. Рущиц, А.М. Ахмедьянов, А.Н. Маковецкий, А.О. Красногалов // Вестн. ЮУрГУ. Сер. Металлургия. 2018. Т.18. №4. С.89—97. DOI : 10.14529/met180410.
  25. *Qiuliang Huang*. Influence of martensite fraction on tensile properties of quenched and partitioned (Q&P) martensitic stainless steels / Qiuliang Huang, C. Schröder, H. Biermann, O. Volkova, J. Mola // Steel Res. Intern. 2016. V.87. №8. March. DOI : 10.1002/srin.201500472.
  26. *Jenicek, S.* Evolution of microstructure and mechanical properties during Q&P processing of medium carbon steels with different silicon levels / S. Jenicek, I. Vorel, J. Kana, K. Opatova, K. Rubesova, V. Kotesovec, B. Masek // IOP Conf. Ser. : Mater. Sci. Eng. 2017. V.181. Art.012035. DOI : 10.1088/1757-899X/181/1/012035.
  27. *Pehlke, R.D.* [S.t.] / R.D. Pehlke, J.F. Elliott // Trans. AIME. 1960. V.218. P.1088.
  28. *Gavriljuk, V.G.* A physical concept for alloying steels with carbon + nitrogen / V.G. Gavriljuk, B.D. Shanina, H. Berns // Mater. Sci. Eng. A. 2008. V.481, 482. 25 May. P.707—712. — (Proceedings of the 7th European Symposium on Martensitic Transformations, ESOMAT 2006). <https://doi.org/10.1016/j.msea.2006.11.186>.
  29. *Костина, М.В.* Азотосодержащие стали и способы их производства / М.В. Костина, Л.Г. Ригина // Изв. вузов. Чер. металлургия. 2020. Т.63. №8. С.606—622. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2020-8-606-622>.
  30. *Блинов, В.М.* О влиянии легирования на предельную растворимость азота в коррозионноустойчивых низкоуглеродистых сплавах Fe-Cr-Mn-Ni-Mo / В.М. Блинов, О.А. Банных, М.В. Костина, Л.Г. Ригина, Е.В. Блинов // Металлы. 2004. №4. С.42—49.
  31. *Костина, М.В.* Разработка новой литейной высококоррозионноустойчивой и высокопрочной аустенитной стали, легированной азотом. Ч.2. Исследование влияния легирования на композиционно-устойчивое со-

- держание азота и фазовый состав после кристаллизации коррозионно-стойких сплавов Fe-Cr-Mn-Ni-Mo-V-Nb / М.В. Костина, Л.Г. Ригина, О.А. Банных, В.М. Блинов, С.О. Мурадян // *Заготовительные пр-ва в машиностроении*. 2011. №4. С.30—38.
32. *Susev, A.A.* Разработка промышленной технологии плазменно-дугового переплава азотсодержащей стали 05X21AG15H8MФ / А.А. Сисев, С.Г. Цимерман, М.В. Костина, А.И. Ильинский, М.М. Перкас, Л.Г. Ригина // *Электрометаллургия*. 2017. №12. С.3—11.
33. *Uggowitzer, P.J.* Nickel-free high nitrogen austenitic stainless steels produced by metal injection moulding. / P.J. Uggowitzer, W.-F. Bähre, H. Wohlfromm, M.O. Speidel // *Mater. Sci. Forum. Switzerland*. 1999. V.318—320. P.663—672. DOI : 10.4028/www.scientific.net/MSF.318-320.663.
34. *Потак, Я.М.* Структурная диаграмма деформируемых нержавеющей сталей / Я.М. Потак, Е.А. Сагалевич // *МиТОМ*. 1971. №9. С.12—16.
35. *Кривоногов, Г.С.* Математическая модель структурной диаграммы малоуглеродистых коррозионно-стойких сталей и ее применение при разработке новых материалов / Г.С. Кривоногов, Е.Н. Каблов // *Металлы*. 2001. №5. С.42—48.
36. *Gorni, A.* Steel forming and heat treating handbook / A. Gorni. — [s.l.] : Sao Vicente SP Brazil, 2019. 219 p. DOI : 10.13140/RG.2.1.1695.9764.
37. *Finkler, H.* Transformation behavior of high temperature martensitic steels with 8 to 14% chromium / H. Finkler, M. Schirra // *Steel Res*. 1986. V.67. №8. August. P.328—336.
38. *Valasamudram, V.* Attainment of nitrogen solubility, characteristic study and its effects on martensitic stainless steel using conventional method of melting in as cast condition / V. Valasamudram, J. Anburaj // *Intern. J. Eng. Technol*. 2018. V.7 (2.24). P.588—591.
39. *Krasokha, N.* Study on nitrogen in martensitic stainless steels / N. Krasokha, H. Berns // *HTM J. Heat Treat. Mater*. 2011. V.66. №3. P.150—164. <https://doi.org/10.3139/105.110099>.
40. *Krishna, S.C.* Microstructure and properties of nitrogen-alloyed martensitic stainless steel / S.C. Krishna, N.K. Karthick, A.K. Jha, Bhanu Pant, P.V. Venkitakrishnan // *Metallogr. Microstruct. Anal*. 2017. V.6. P.425—432. <https://doi.org/10.1007/s13632-017-0381-6>.
41. *Xiao Li.* Constitutive equation and hot processing map of a nitrogen-bearing martensitic stainless steel / Xiao Li, Lifeng Hou, Yinghui Wei, Zhengyan Wei // *Metals*. 2020. V.10(11). P.1502. <https://doi.org/10.3390/met10111502>.
42. *Altenbach, H.* Advanced structured materials / H. Altenbach, M. Brünig, Z.L. Kowalewski // *Plasticity, Damage and Fracture in Advanced Materials*. 2020. V.121. <https://doi.org/10.1007/978-3-030-34851-9>.
43. *Schaeffler, A.L.* Constitution diagram for stainless steel weld metal / A.L. Schaeffler // *Met. Prog*. 1949. V.56. №11. P.680, 681.
44. *Delong, W.T.* Ferrite in austenitic stainless steel weld metal / W.T. Delong // *Weld. Res. Supp*. 1974. V.53. P.273—286.