

УДК 536.424.1

ИССЛЕДОВАНИЕ КИНЕТИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ТВЕРДОФАЗНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ СПЛАВОВ Х30Н60М9 и Х23Н65М13 В ТЕМПЕРАТУРНОМ ИНТЕРВАЛЕ 500—650 °С ПО ДАННЫМ ТЕРМОГРАВИМЕТРИЧЕСКОГО АНАЛИЗА

©2023 г. Д.Л. Михайлов^{1*}, В.А. Ермишкин^{2*}, Н.А. Минина^{2*}, С.П. Кулагин^{2*}¹ООО «Промдеталь», Великий Новгород

E-mail: oopromkey@gmail.com

²ФГБУН Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва

E-mail: vermishkin@imet.ac.ru

Поступила в редакцию 17 ноября 2022 г.

После доработки 4 апреля 2023 г. принята к публикации 27 апреля 2023 г.

Приведены результаты исследования структурных состояний однофазных сплавов Х30Н60М9 и Х23Н65М13 для условий нагрева образцов со скоростью 1,0 °С/мин. Структурные состояния образцов сплавов получены закалкой в воде. Температуры закалки сплавов составили соответственно 1107 и 1135 °С. Приведены результаты термического анализа образцов рассматриваемых сплавов в условиях инертного газа (аргона) без проведения его доочистки от кислорода, объемная доля которого составила до 0,003 мас.%. Характеристикой состояния структуры предложен показатель скорости увеличения массы (привес) образца. По экспериментальным результатам увеличения масс образцов предложен оригинальный способ расчета этого кинетического показателя как скорости твердофазного превращения (далее коэффициент превращения k). Рассмотрены истинные значения увеличения массы (привесы), отнесенные к истинным значениям температур в температурном интервале 500—650 °С, когда шкалы переменных и значений переменных показаны в интервале значений 0...1. В результате выполнения работы найдено подтверждение улучшенных теплофизических характеристик для сплава Х30Н60М9 в рассматриваемом температурном интервале в сравнении со сплавом Х23Н65М13. Расчетные показатели коэффициентов превращения образцов сплавов подтверждены опытными данными определения количества энтальпии в рассматриваемых грациях температурного интервала, для чего расчетом определены площади под графиками ДТА образцов сплавов Х30Н60М9 и Х23Н65М13 для условий нагрева образцов со скоростью 1,0 °С/мин. Установлено, что распад структуры твердого раствора для сплава Х23Н65М13 более выражен в температурном интервале 500—650 °С.

Ключевые слова: сплав Х30Н60М9; сплав Х23Н65М13; доля; увеличение массы (привес); истинные значения; структурное состояние; термогравиметрический анализ.

В настоящее время отечественная металлургия испытывает дефицит в жаропрочном, коррозионно-стойком сплаве, годном для условий эксплуатации в кислых средах, с возможностью применения в температурном интервале до 700 °С. В качестве решения этой задачи в работе предложены композиции Ni-Cr-Mo, в которых никель — матрица, а массовая доля участия легирующих элементов (Cr, Mo) находит равновесие с соответствующими фазами для необходимого температурного интервала эксплуатации. Исследованы однофазные (ГЦК фаза) сплавы Х30Н60М9 [1] и Х23Н65М13 [2]. Сплав Х23Н65М13 (марка ХН62М) в настоящее

время предлагается как перспективный материал с высокими механическими и коррозионными свойствами, с возможностью использования его для монтажа технологического оборудования для передела минерального сырья с участием хлоридов в условиях повышенных температур до 700 °С.

Ранее установлено [2—5], что однофазные структуры рассматриваемых никелевых композиций в результате нагрева в температурном диапазоне 400—700 °С упрочняются, теряя свои служебные свойства, по причине старения, изменения структуры, выпадения избыточной фазы. В указанном диапазоне температур растет плотность дис-

локаций, выпадают карбиды, сигма-фаза, металлические ОЦК фазы хрома и молибдена, интерметаллидные фазы, например по типу $\text{Ni}_2(\text{CrMo})$.

В зарубежной литературе предложен прогноз структурного состояния в случае склонности к выпадению избыточных фаз, в частности $\text{Ni}_2(\text{CrMo})$ [3], при длительном нагреве в температурном диапазоне 400—700 °С для никелевых композиций $\text{Ni}_{0,66}\text{Cr}_{1-x}\text{Mo}_x$ (x — содержание, ат. %). Структурное состояние предлагается оценивать с помощью показателя отношения содержаний легирующих элементов (Mo/Cr) в атомных процентах. Чем ниже этот показатель, тем однородней и стабильней структура сплава. Например, для рассматриваемых однофазных сплавов получим: $\text{Mo/Cr}_{(\text{X30H60M9})} = 0,23 < \text{Mo/Cr}_{(\text{X23H65M13})} = 0,404$. Также в статье [3] предложена формула расчета температуры растворения (°С) избыточной упрочняющей фазы $\text{Ni}_2(\text{CrMo})$: $t_f = 625,8 + 217,4x - 70,9x^2$, где x — это показатель Mo/Cr. Для расчетного показателя $\text{Mo/Cr}_{(\text{X30H60M9})} = 0,23$ температура растворения упрочняющей фазы $t_{f1} = 672,12$ °С, а для показателя $\text{Mo/Cr}_{(\text{X23H65M13})} = 0,404$ температура $t_{f2} = 702,06$ °С. Поэтому вывод данной работы о том, что распад структуры твердого раствора более выражен и существенен для сплава X23H65M13 по причине выпадения избыточной фазы $\text{Ni}_2(\text{CrMo})$, мнением зарубежных исследователей [3] подтверждается.

В данной работе предлагается оригинальный инструмент оценки кинетики твердофазного превращения структур никелевых сплавов и, как следствие, их структурного состояния и работоспособности.

Материалы и экспериментальные методы. Исследовались образцы, изготовленные из отечественных жаропрочных коррозионно-стойких никелевых сплавов X30H60M9 и X23H65M13. Данные о их химическом составе приведены в массовых процентах. В составе сплава X30H60M9 (ВИАМ), %: Cr 29,6; Mo 8,75; Al 0,21; Fe 0,011; Mn 0,0033; C 0,0089; La 0,0012; Si 0,018; S 0,0025; P 0,00746. В составе сплава X23H65M13 (марка ХН62М, Электросталь), %: Cr 23,21; Mo 12,78; Al 0,11; Fe 0,47; Mn 0,03; C 0,005; Nb 0,03; Si 0,06; S 0,003; P 0,004.

Режим испытания сплавов: скорость нагрева образцов 1,0 °С/мин в инертном газе

(аргон высокой чистоты); диапазон температур 400—850 °С. В процессе испытания записаны кривые изменения массы образцов сплавов. Анализ термогравиметрических (ТГ) кривых позволил получить сравнительные оценки скорости увеличения массы (привес) образцов сравниваемых сплавов в температурном интервале 500—650 °С.

Теоретические данные. Рассмотрим увеличение массы как кинетическую характеристику структуры. Отнесем увеличение массы на текущем этапе i к суммарному увеличению массы на конечном этапе и обозначим это как долю привеса образца в истинных значениях:

$$\Delta m_i / \Delta m_\Sigma = M_i. \quad (1)$$

В уравнении (1) M_i — кинетический показатель твердофазного превращения на i -том этапе, зависящий от температуры, т.е. являющийся функцией температуры $M_i(t)$ (аргумент функции — температура, а значение функции — отношение $\Delta m_i / \Delta m_\Sigma$). Показатели, приведенные на абсциссе и ординате графиков, рассчитаны в истинных значениях интервала (0...1). Запишем уравнение (1) в виде следующей функции:

$$f(t_i/t_\Sigma) = (\Delta m_i / \Delta m_\Sigma). \quad (2)$$

Предлагая соответствие аргумента значению функции f на полученных экспериментальных данных, имеем соответствие двух множеств:

$$t_i/t_\Sigma := \Delta m_i / \Delta m_\Sigma. \quad (3)$$

При соблюдении однозначного соответствия двух множеств (когда f определена как биекция и когда существует обратная функция f^{-1} , для которой $f^{-1}(y) = x \Leftrightarrow f(x) = y$) используем логарифмическую функцию в программном комплексе Excel, аппроксимируем ее как функцию натурального логарифма с коэффициентом детерминации не менее 0,85, т.е.

$$\Delta m_i / \Delta m_\Sigma = \ln(t_i/t_\Sigma).$$

Далее, предлагая также в графическом редакторе Excel экспоненциальную функцию как обратную функцию натурального логарифма, запишем

$$t_i/t_\Sigma = \exp(\Delta m_i / \Delta m_\Sigma) = y. \quad (4)$$

Таблица 1

**Исходные данные по привесам, долям привесов в температурном интервале
500—650 °С при нагреве со скоростью 1,0 °С/мин**

$t_i, ^\circ\text{C}$	Привес образца $\Delta m_i, \text{мг}$		Доля привеса $\Delta m_i/\Delta m_\Sigma$		Доля t_i/t_Σ
	X30H60M9	X23H65M13	X23H65M13	X30H60M9	
(·) 500 –					
525	0	0,016	0,070796	0	0,8076923
540	0,0066	0,0329	0,145575	0,070213	0,8307692
545	0,0058	0,034	0,150442	0,061702	0,8384615
550	0,00796	0,04285	0,189602	0,084681	0,8461538
575	0,0397	0,1005	0,44469	0,42234	0,8846154
585	0,0497	0,1194	0,528319	0,528723	0,9
595	0,0560	0,1375	0,608407	0,595745	0,9153846
615	0,0673	0,1656	0,732743	0,715957	0,9461538
620	0,0660	0,173	0,765487	0,702128	0,9538462
625	0,0860	0,1964	0,869027	0,914894	0,9615385
$t_\Sigma = 650$	0,0940	0,2260	1	1	1

Чтобы узнать скорость увеличения массы (привес) образца как скорость изменения кинетической характеристики, необходимо вычислить производную функции y , т.е. $y'(t) = (1/\Delta m_\Sigma) \exp(\Delta m_i/\Delta m_\Sigma)$. Коэффициент в показателе степенной функции (4) характеризует скорость привеса образца для функции (2), т.е. является кинетической характеристикой изменения состояния.

Экспериментальные данные. Шаг 1. Температура из температурного интервала и привесы переводим в доли (истинные значения, табл. 1).

Шаг 2. Приводим в соответствие множества данных; температурные интервалы и привесы (все в долях, все в истинных значениях).

Шаг 3. С использованием полученных данных выбираем функцию в программном комплексе Excel, аппроксимируем ее к логарифмической с коэффициентом детерминации не менее 0,85; при этом большее число разбинок исследуемого температурного интервала приближает коэффициент детерминации к единице. Этим шагом подтверждаем логарифмическую зависимость аргумента (температуры) от значения функции (привеса образца).

Шаг 4. Меняем значения абсциссы на значения ординаты и значения ординаты на значения абсциссы, т.е. температура — ордината, привес — абсцисса. Назначаем функцию в Excel, аппроксимируем ее к экспоненциальной.

При этом необходимо учитывать, что коэффициент детерминации должен быть не менее 0,85.

Шаг 5. Дифференцируем экспоненциальную функцию, получаем выражение для расчета скорости твердофазного превращения.

Расчетно-графическая часть. В качестве иллюстрации способа приводится расчет по данным табл. 2.

Используя эти данные при выполнении экспериментальных шагов 1—3, подтверждаем логарифмическую зависимость $\Delta m_i/\Delta m_\Sigma = \ln(t_i/t_\Sigma)$ с коэффициентом детерминации не менее 0,85 (фиг. 1): по оси абсцисс — доли температур t_i/t_Σ , по оси ординат — доли привесов $\Delta m_i/\Delta m_\Sigma$ в температурном интервале 500—625 °С. Подтверждено, что графики соответствуют логарифмической зависимости $\Delta m_i/\Delta m_\Sigma = \ln(t_i/t_\Sigma)$ для сплавов X30H60M9 (1) и X23H65M13 (2).

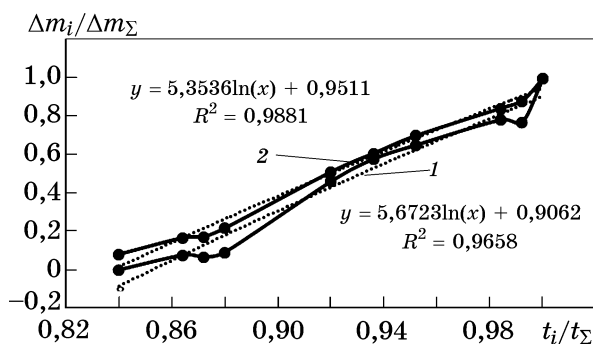
Далее после выполнения шагов 4 и 5 получаем обратную экспоненциальную функцию, дифференцируем ее и рассчитываем скорость привеса, коэффициент скорости превращения k обоих сплавов (фиг. 2, а, б). Для сплава X23H65M13 скорость превращения $k_2 = 0,186$ как численное значение представленной на фиг. 2, а производной функции $f'(\Delta m_i/\Delta m_\Sigma) = 0,186$ для температурной точки 625 °С в температурном интервале 500—625 °С.

Для сплава X30H60M9 скорость превращения $k_1 = 0,173$ как численное значение

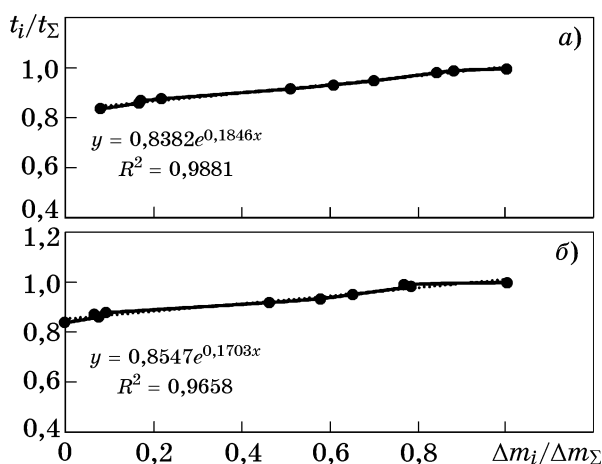
Таблица 2

Экспериментальные данные по привесам, долям привесов в температурном интервале 500—625 °С

$t_i, ^\circ\text{C}$	Привес образца $\Delta m_i, \text{мг}$		Доля t_i/t_Σ	Доля привеса $\Delta m_i/\Delta m_\Sigma$	
	X30H60M9	X23H65M13		X30H60M9	X23H65M13
(·) 500 °С –					
525	0	0,0160	0,840	0	0,081466
540	0,0066	0,0329	0,864	0,076744	0,167515
545	0,0058	0,0340	0,872	0,067442	0,173116
550	0,00796	0,04285	0,880	0,092558	0,218177
575	0,0397	0,1005	0,920	0,461628	0,511711
585	0,0497	0,1194	0,936	0,577907	0,607943
595	0,0560	0,1375	0,952	0,651163	0,700102
615	0,0673	0,1656	0,984	0,782558	0,843177
620	0,0660	0,1730	0,992	0,767442	0,880855
$t_\Sigma = 625$	0,0860	0,1964	1	1	1



Фиг. 1. Подтверждение логарифмической зависимости $\Delta m_i/\Delta m_\Sigma = \ln(t_i/t_\Sigma)$



Фиг. 2. Определение вида функции роста доли привеса сплавов X23H65M13 (а) и X30H60M9 (б)

представленной на фиг. 2, б производной функции $f'(\Delta m_i/\Delta m_\Sigma) = 0,173$ для температурной точки 625 °С в температурном интервале 500—625 °С.

Остальные коэффициенты превращения в соответствующих температурных интервалах (табл. 3) были пересчитаны аналогичным образом для сплавов X30H60M9 ($r_1(k_1, h_1)$) и X23H65M13 ($r_2(k_2, h_2)$).

Обсуждение результатов вычислений. Расчетные данные подтверждены экспериментально: проведена количественная оценка энтальпии образцов, для чего на дериватографе TGA/SDTA851eLF/1600 С с помощью программы «STARe» (версия 11.00a(Build 4393) «MettlerToledo» AG 1993-2012) были подсчитаны площади под графиками ДТА. Образцы в рассматриваемых температурных интервалах нагревались со скоростью 1,0 °С/мин. Размерность энтальпии с·°С определяли с помощью интегральной суммы, площади под графиком ДТА.

Коэффициент корреляции в температурном интервале 500—650 °С подтвердил высокую связь расчетных и экспериментальных данных, т.е. коэффициента твердофазного превращения k и удельной энтальпии $H_m = H/m$ (m — масса образца). Для сплава X23H65M13 получен коэффициент корреляции r_2 , а для сплава X30H60M9 — r_1 (см. табл. 3).

Таблица 3

Данные для расчета коэффициента корреляции r для множеств $\{k_i\}$ и $\{H_{mi}\}$ в интервале температур 500—650 °С

Интервал, °С	k_1	H_1	H_{m1} , с·°С/мг	k_2	H_2	H_{m2} , с·°С/мг
500—550	0,0436	45,72	0,2922	0,076	51,57	0,4638
500—575	0,0659	53,70	0,3432	0,0998	–2,15	–0,0193
500—585	0,093	47,67	0,3047	0,1136	–39,65	–0,3566
500—595	0,1059	116,37	0,7437	0,129	118,5	1,0658
500—615	0,1332	348,89	2,2296	0,158	362,04	3,2563
500—620	0,138	390,45	2,4952	0,167	353,48	3,1792
500—625	0,173	495,33	3,1654	0,186	374,63	3,3695
500—650	0,19	816,55	5,2181	0,214	862,73	7,7596
	$r_1(k_1, H_1)$			$r_2(k_2, H_2)$		
	0,926327			0,9067		

Принята размерность энтальпии H_i — с·°С. Масса m_1 образца сплава Х30Н60М9 составляет 156,431 мг, масса m_2 образца сплава Х23Н65М1 — 111,180 мг, погрешность измерения изменения массы образца — 0,02 мг. Удельные значения энтальпий H_{mi} в табл. 3 пересчитаны на единицу массы.

В настоящей работе предлагается способ оценки структурного состояния сплава посредством коэффициента превращения массы образца (его привеса). Экспериментально подтверждено, что данный способ характеризует высокую связь коэффициента превращения k_i и удельной энтальпии H_{mi} с коэффициентом корреляции r не менее 0,9.

Использование энтальпии в работе допустимо при выполнении двух условий: постоянная масса образца и постоянное давление. В качестве аргумента можно предложить факт незначительности привеса (до 0,2% массы образца). В этом случае свободная энергия Гиббса (внутренняя энергия) будет определяться энтальпией.

Если рассмотреть энтальпию с точки зрения квантово-механической модели для случая высоких температур, когда $h\nu \ll k_B T$ (где k_B — постоянная Больцмана; T — термодинамическая температура, К) и тепловое равновесие происходит согласно распределению Больцмана, то в этом случае средняя энергия осциллятора будет определена как $\bar{U} \cong k_B T$ [6]. Таким образом, в случае высоких температур средняя энергия осциллятора близка к классической, т.е. пропорциональна подведенной температуре, что подтверждает возможность оценки состояния микроструктуры

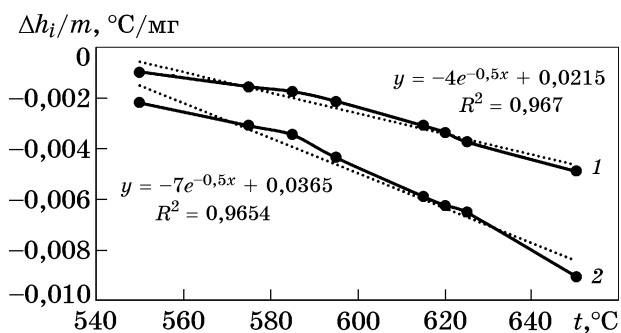
ры термодинамическим параметром — энтальпией, которая является функцией температуры. На основании этого можем заключить, что способ оценки состояния микроструктуры коэффициентом превращения также может быть предложен в качестве инструмента для исследований, так как он также является функцией температуры и коррелирует с энтальпией. Необходимо отметить, что предложенный способ является более эффективным инструментом, так как определить площадь пика теплового эффекта под графиком ДТА для структур металлических материалов (сплавов) затруднительно [7] по причине частого отсутствия пика теплового эффекта. Например, тепловой эффект может быть выражен не явно (см. в табл. 3 значения H_2 для температурных интервалов 500—575 и 500—585 °С не были определены).

В частном случае (для получения более корректного математического соответствия) в работе предложена характеристика теплового состояния системы, для чего был предложен параметр теплового состояния Δh_i . Параметр Δh_i — экспериментальный и определен как разность температур образца и печи. Скорость его изменения $v(\Delta h_i)$ получена аппроксимацией (при условии, что коэффициент детерминации не менее 0,9) зависимости изменения теплового состояния Δh_i , отнесенного к единице массы образца (т.е. удельного значения $\Delta h_i/m$, °С/мг), от приложенной температуры в интервале 500—650 °С (фиг. 3, табл. 4). Результат подтвердил мнение о том, что меньший коэффици-

Таблица 4

Данные для определения зависимостей $\Delta h_i/m = f(t_i)$ исследованных сплавов в интервале температур 500—650 °С

Интервал, °С	Δh_1 , °С	$\Delta h_1/m_1$, °С/мг	Δh_2 , °С	$\Delta h_2/m_2$, °С/мг
500—550	–0,15	–0,0001	–0,24	–0,0022
500—575	–0,24	–0,0015	–0,34	–0,0031
500—585	–0,27	–0,0017	–0,38	–0,0034
500—595	–0,33	–0,0021	–0,48	–0,0043
500—615	–0,48	–0,0031	–0,65	–0,0058
500—620	–0,52	–0,0033	–0,69	–0,0062
500—625	–0,58	–0,0037	–0,72	–0,0065
500—650	–0,76	–0,0049	–1,0	–0,009



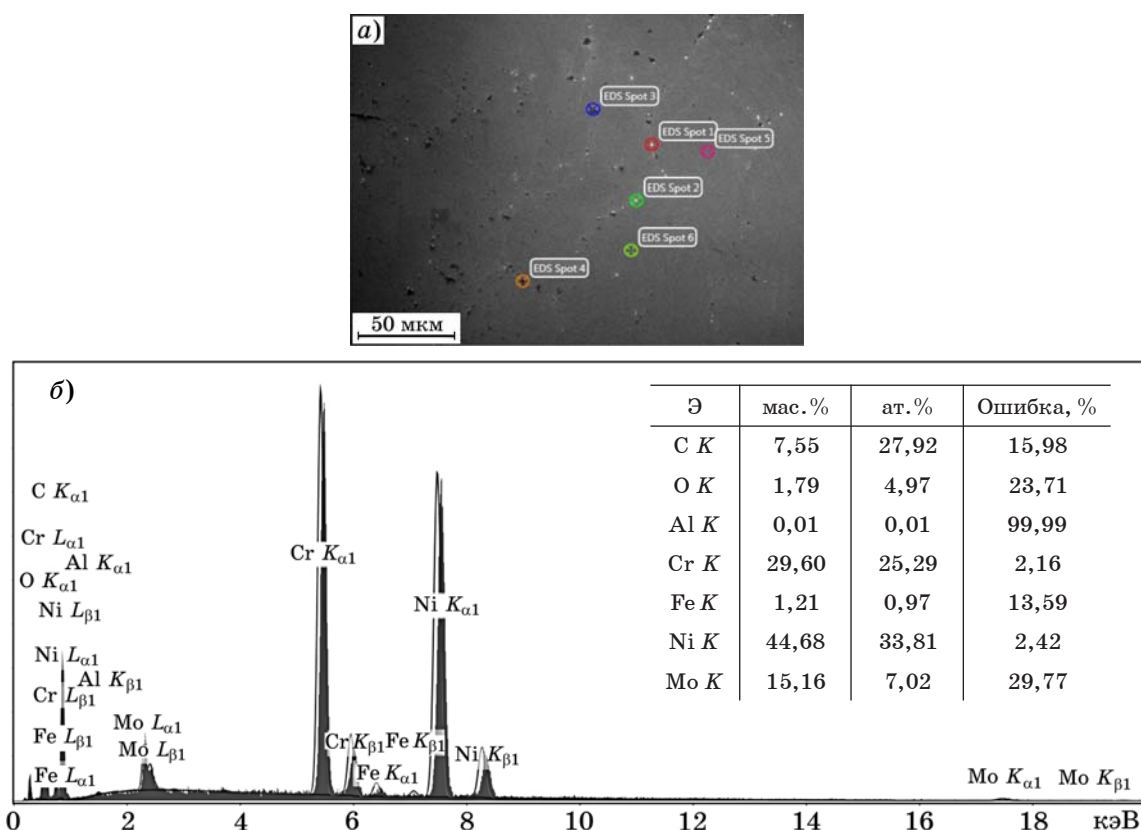
Фиг. 3. Зависимости изменения удельного теплового состояния структур сплавов (1 — X30H60M9; 2 — X23H65M13) от температуры

ент превращения соответствует меньшей скорости изменения теплового состояния в температурном интервале 500—650 °С.

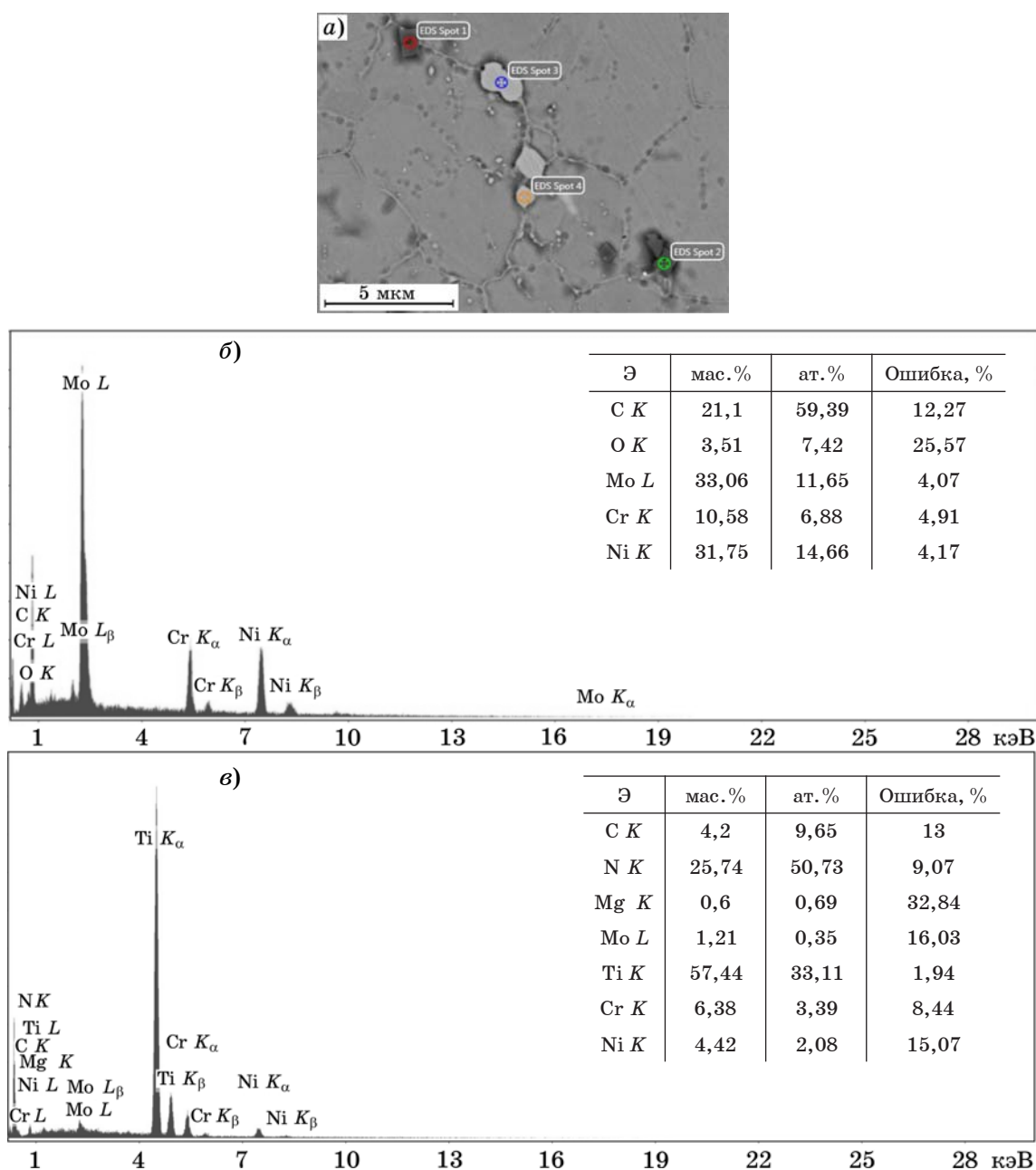
В Excel получены зависимости 1 для сплава X30H60M9 и 2 для сплава X23H65M13 (см. фиг. 3). Аппроксимацией зависимостей получены функции, дифференцированием которых определены значения производных. Далее значения производных взяты по модулю, определены скорости изменения удельного теплового состояния сплавов X30H60M9, X23H65M13 соответственно: $v_1 = |-4 \cdot 10^{-5}| < v_2 = |-7 \cdot 10^{-5}|$ в температурном интервале 500—650 °С. Получено, что ско-

рость изменения удельного теплового состояния (скорость поглощения тепла) образца сплава X23H65M13 больше в сравнении с образцом сплава X30H60M9.

Экспериментально установлен прирост масс для образца сплава X30H60M9 с 538,27 °С, а для образца сплава X23H65M13 с 449,07 °С. Появление этих температурных точек еще требует дальнейшего изучения,



Фиг. 4. Микроструктура поверхности образца сплава X30H60M9 (a) после температурной выдержки при 625 °С (среда — воздух; длительность выдержки 1000 ч) и результаты его EDS анализа (б)



Фиг. 5. Микроструктура поверхности образца сплава X23H65M13 (а) после температурной выдержки при 625 °С (среда — воздух; длительность выдержки 1000 ч) и результаты определения элементного состава (EDS анализ) образца сплава X23H65M13 для фаз spot3 (б), spot4 (б), spot1 (в), spot2 (в). В местах spot1 и spot2 выявлен карбонитрид титана (химическая формула $[(Ti)_{0,65}(NC)_{0,35}]_M$, здесь M — массовое содержание). В химическом составе сплава X23H65M13 допустимо содержание до 0,16 мас.% Ti

однако можно предположить, что это — результат высокотемпературного окисления и свидетельствует о начале трансформации структур сплавов. Для сплава X30H60M9 это демонстрирует фиг. 4. Химический состав областей выпадения фаз на фиг. 4, а (spot1, spot2, spot4, spot5, spot6) идентичен рассмотренному (см. spot3). Места выпадения фаз декорируют границы зерен. Наличие в структуре сплава избыточных фаз подтверждается результатами элементного анализа образ-

ца (EDS анализ). Показано, что это оксикарбидная фаза хрома с молибденом, с высоким содержанием хрома, с участием фазы на основе хрома (α -фаза) с ОЦК кристаллической решеткой [8, 10, 12]. Аналогичные данные для сплава X23H65M13 демонстрирует фиг. 5.

Были обнаружены избыточные фазы. Это оксикарбидная фаза хрома с молибденом, с высоким содержанием молибдена и участием α -фазы молибдена [9, 11, 12]. Химический состав в области spot3 на фиг. 5 иден-

тичен рассмотренному (см. spot4). Места выпадения избыточных фаз расположены на границах зерен.

Следует сделать вывод, что привесы масс для образца 1 (сплав Х30Н60М9) и образца 2 (сплав Х23Н65М13) — результат взаимодействия вещества сплавов с кислородом в столь малых количествах (до 0,003 мас.%) и это указывает на взаимодействие фаз сплавов в разных аллотропических формах (γ и α) с кислородом, на эволюцию структуры от гомогенного γ -состояния к гетерогенному состоянию [8—10] с участием α -форм.

Выводы. 1. Установлено, что способ оценки структурного состояния сплава с помощью коэффициента привеса (увеличения массы образца) k позволяет качественно оценивать структурные превращения образцов. Экспериментально посредством определения площади под кривой на графиках дифференциального термического анализа (ДТА) определены количества энтальпии для сплавов Х30Н60М9 и Х23Н65М13 в рассматриваемых температурных интервалах. Коэффициенты превращения k приведены в соответствии с количествами энтальпии для ряда температурных интервалов. Установлен коэффициент корреляции (не менее 0,9).

2. Получено, что значения энтальпии для сплава Х23Н65М13 в рассматриваемых температурных интервалах больше, чем для сплава Х30Н60М9. Следовательно, при одинаковых условиях проведения эксперимента влияние температуры на состояние структуры сплава Х23Н65М13 оказалось существенней, что также подтверждается скоростью изменения удельного теплового состояния (для данного сплава показатели k , ΔH , v увеличены).

3. Очевидно, что в случае отсутствия явно выраженного теплового эффекта, показатель увеличения массы образца (привес) коррелирует с количествами энтальпий и служит объективной оценкой состояния структуры однофазных сплавов, указывает на превращение структуры твердого раствора, на присутствие неравновесных фаз (появление избыточной свободной энергии). Таким образом, чем выше скорость привеса (коэффициент превращения k), тем менее стабильно структурное состояние образца.

4. Полученные в ходе работы результаты свидетельствуют о худшей по сравнению со сплавом Х30Н60М9 термической стабильно-

сти сплава Х23Н65М13 в рассматриваемых интервалах температур по причине более существенного превращения структуры его твердого раствора.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Пат. РФ RU2613805. МПК C22C 19/05 (2006.01), C22C 30/00 (2006.1). Коррозионно-стойкий сплав на основе никеля. Михайлов Д.Л. — №2016105314 ; заявл. 2016.02.17 ; опубл. 21.03.2017.
2. Харин, П.А. Эксплуатационные и технологические свойства сплава ХН62М / П.А. Харин, Н.Г. Зинченко [и др.] // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2019. №34. С.48—58.
3. Pai, H.C. Influence of Mo addition on the solvus temperature of $\text{Ni}_2(\text{Cr}, \text{Mo})$ phase in $\text{Ni}_2(\text{Cr}, \text{Mo})$ alloys / H.C. Pai, M. Sundararaman, B.C. Maji, A. Biswas, M. Krishnan // J. Alloys and Compounds. 2010. V.491. P.159—164.
4. Гамбург, А.С. Исследование нового никелевого сплава ХН62М на стойкость к межкристаллитной коррозии / А.С. Гамбург, А.О. Гусев, А.Ф. Гибадуллина [и др.] // Уральская школа молодых металлургов : сб. матер. и докл. XIX Междунар. науч.-техн. Уральской школы-семинара металлургов — молодых ученых (Екатеринбург, 19—21 ноября 2018). — Екатеринбург : Изд-во Уральского ун-та, 2018. С.389—392.
5. Sabir, F. Study of heat treatment effects on mechanical and structural properties of steel G-35 based on nikel / F. Sabir, O. Ben Lenda, S. Saissi, K. Marbough, L. Zerrouk, A. Ibenfassi, A. Jourani, R. Boulif, E. Saad // J. Sci. Arts Year. 2015. №3(32). P.269—284.
6. Петрунин, Г.И. Теплофизические свойства вещества Земли. Ч.1 / Г.И. Петрунин, В.Г. Попов. — М. : Физический факультет МГУ, 2011. 68 с.
7. Бахриденова, Д.Б. Определение кажущейся энергии активации по кривым ДТА / Д.Б. Бахриденова, А.Б. Алькенова, К.Ж. Жумашев, А.К. Торговец. — Темиртау: Карагандинский гос. индустр. ун-т (Респ. Казахстан), 2012.
8. Обзор от компании HAYNES (USA) — производителя никелевых сплавов. <https://www.haynesintl.com/alloys/corrosion-guide/metallurgy>
9. Xishan Xie. The precipitation and strengthening behavior of $\text{Ni}_2(\text{Mo}, \text{Cr})$ in HASTELLOY® C-22HS® alloy, a newly developed high molybdenum Ni-base superalloy / Xishan Xie, Yanping Zeng, Lizhong Kou, Jianxin Dong, L.M. Pike, Dwaine Klarstrom // Superalloys 2008 : proceedings of the XI Intern. Symp. on Superalloys. DOI : 10.7449/2008/Superalloys_2008_799_805.
10. Jianxin Dong. Structure control of a new-type high-Cr superalloy / Jianxin Dong, Zhongnan Bi, Ning Wang, Xishan Xie, Zhigang Wang // Superalloys. 2008. V.41. P.50. DOI : 10.7449/2008.
11. Суровой, Э.П. Термопревращения в наноразмерных слоях MoO_3 / Э.П. Суровой, Н.В. Борисова // ЖФХ. 2008. Т.82. С.2120—2125.
12. Жилияков, А.Ю. Низкотемпературное старение никель-хром-молибденового сплава G35 / А.Ю. Жилияков, А.А. Попов, С.В. Беликов // Современные проблемы науки и образования. 2014. №4. С.236.