

Д.Н. Тогобицкая, О.В. Кукса, А.В. Пучиков, О.В. Узлов, А.Н. Хулин

**ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ВЕЛИЧИН КРИТИЧЕСКИХ ТОЧЕК
ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ A_{c1} , A_{c3} ДЛЯ
МАЛОУГЛЕРОДИСТЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ
МЕТОДОМ ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ
НА ОСНОВЕ ПАРАМЕТРОВ МЕЖАТОМНОГО
ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ**

Аннотация. Получены аналитические выражения, позволяющие рассчитать температуру критических точек фазовых превращений A_{c1} и A_{c3} для низкоуглеродистых конструкционных сталей. Представлен сравнительный анализ с наиболее известными зависимостями других авторов. Подтверждена адекватность полученных моделей с возможностью их использования для расчета значений A_{c1} и A_{c3} низкоуглеродистых конструкционных сталей для оперативного расчета и интеграции моделей в АСУ ТП.

Ключевые слова: состав, свойства, параметры межатомного взаимодействия, температура критических точек, фазовые превращения, прогнозирование.

Введение. Наиболее характерными параметрами при нагреве стали являются критические точки фазовых превращений A_{c1} и A_{c3} . В соответствии с величинами их температурных значений назначают режимы термической обработки для придания сталям необходимых эксплуатационных свойств.

Для доэвтектоидных сталей (содержание углерода в стали менее 0,8%) обычно выбирают температуру закалки по формуле $A_{c3} + 30...50^{\circ}\text{C}$. В некоторых случаях доэвтектоидные стали закалывают в интервале температур между A_{c1} и A_{c3} . При этом структура стали обычно состоит из мартенсита и нерастворенного феррита. Такой процесс называется неполной закалкой и теоретически является браком. На практике такую схему используют, чтобы снизить коробление деталей или исключить трещинообразование в высоколегированных сталях. Заэвтектоидные стали обычно нагревают под закалку до тем-

ператур $A_{c1} + 30...50^{\circ}\text{C}$. В этом случае после закалки структура стали состоит из мартенсита и вторичного нерастворённого цементита, который повышает твердость и износостойкость изделий.

Наряду с экспериментальными методами (например, с дилатометрическими) все чаще для расчетов критических точек A_{c1} и A_{c3} используются эмпирические уравнения. Математическая обработка репрезентативной выборки экспериментальных данных дает возможность построения моделей, связывающих температуры критических точек с химическим составом легированных сталей. Обширный экспериментальный материал по показателям A_{c1} и A_{c3} можно найти в справочной литературе по термической обработке металлов [1-8].

Из отечественных исследователей наиболее часто используются зависимости (1,8) полученные Винокуром Б.В., из зарубежных – зависимости (5,10), полученные Яцеком Трзаском [7], которые активно используются учеными различных стран Европейского Союза. Ниже представлены некоторые зависимости, получившие наибольшее распространение:

$$A_{c1} = 723 - 7,08\text{Mn} + 37,7\text{Si} + 18,1\text{Cr} + 44,2\text{Mo} - 8,95\text{Ni} + 50,1\text{V} + 21,7\text{Al} + 3,18\text{W} + 297\text{S} - 830\text{N} - 11,5\text{CSi} - 14\text{MnSi} - 3,1\text{CrSi} - 57,9\text{CMo} - 15,5\text{MnMo} - 5,28\text{CNi} - 6\text{MnNi} + 6,77\text{SiNi} - 0,8\text{CrNi} - 27,4\text{CV} + 30,8\text{MoV} - 0,84\text{CrCr} - 3,46\text{MoMo} - 0,46\text{NiNi} - 28\text{VV}$$

(1) [1];

$$A_{c1} = 723 - 16,9\text{Ni} + 29,1\text{Si} + 6,83\text{W} - 10,7\text{Mn} + 16,9\text{Cr} + 290\text{As}$$

(2) [2];

$$A_{c1} = 712 - 17,8\text{Mn} - 19,1\text{Ni} + 20,1\text{Si} + 11,9\text{Cr} + 9,8\text{Mo}$$

(3) [3];

$$A_{c1} = 754,83 - 32,25\text{C} - 17,76\text{Mn} + 23,32\text{Si} + 17,3\text{Cr} + 4,51\text{Mo} - 15,62\text{V}$$

(4) [4];

$$A_{c1} = 742 - 29\text{C} - 14\text{Mn} + 13\text{Si} + 16\text{Cr} - 17\text{Ni} - 16\text{Mo} + 45\text{V} + 36\text{Cu}$$

(5) [7];

$$A_{c1} = 739 - 22\text{C} - 7\text{Mn} + 2\text{Si} + 14\text{Cr} + 13\text{Mo} - 13\text{Ni}$$

(6) [8];

$$A_{c3} = 912 - 370\text{C} - 27,4\text{Mn} + 27,3\text{Si} - 6,35\text{Cr} - 32,7\text{Ni} + 95,2\text{V} + 70,2\text{Ti} + 72,0\text{Al} + 64,5\text{Nb} + 5,57\text{W} + 332\text{S} + 276\text{P} - 485\text{N} - 900\text{B} + 16,2\text{CMn} + 32,3\text{CSi} + 15,4\text{CCr} + 48,0\text{CNi} + 4,8\text{MnNi} + 4,32\text{SiCr} - 17,3\text{SiMo} - 18,6\text{SiNi} + 40,5\text{MoV} + 174\text{CC} + 2,46\text{MnMn} - 6,86\text{SiSi} +$$

$$0,322\text{CrCr} + 9,9\text{MoMo} + 1,24\text{NiNi} - 60,2\text{VV}$$

(7) [1];

$$A_{c_3} = 910 - 203\sqrt{C} + 44,7\text{Si} - 15,2\text{Ni} + 31,5\text{Mo} + 104\text{V} + 13,1\text{W} - 30\text{Mn} + 11\text{Cr} + 20\text{Cu} - 700\text{P} - 400\text{Al} - 120\text{As} - 400\text{Ti}$$

(8) [2];

$$A_{c_3} = 871 - 254,4\sqrt{C} - 14,2\text{Ni} + 51,7\text{Si}$$

(9) [3];

$$A_{c_3} = 925 - 219 - 7\text{Mn} + 39\text{Si} - 16\text{Ni} + 13\text{Mo} + 97\text{V}$$

(10) [7];

$$A_{c_3} = 902 - 255C - 11\text{Mn} + 19\text{Si} - 5\text{Cr} + 13\text{Mo} - 20\text{Ni} + 55\text{V}$$

(11) [8];

Результаты исследований. В настоящей работе проведен сравнительный анализ моделей, разработанных по методике ИЧМ, на основе параметров межатомного взаимодействия [9], с наиболее известными моделями расчета A_{c_1} и A_{c_3} . Исследование проводилось на данных низкоуглеродистых конструкционных низко- и сложнолегированных сталей. Особое внимание уделено конструкционной стали 09Г2С, которая обладает спектром важных потребительских свойств, благодаря которым данная сталь получила широкое распространение и признание [6].

С целью выявления основных закономерностей, влияния состава сталей на критические точки фазовых превращений (A_{c_1} и A_{c_3}) были сформированы выборки на основе справочных данных [1-5]. Для сталей конструкционных низколегированных для сварных конструкций, а также для конструкционных сложнолегированных низкоуглеродистых сталей (фрагмент выборки – табл. 1) выполнен анализ влияния химического состава на исследуемые величины путем его «свертки» на основе параметров межатомного взаимодействия. В частности: среднее межъядерное расстояние – d ; градиент изменения радиуса иона при изменении его заряда – $\text{tg}\alpha$; физико-химический эквивалент зарядового состояния – ZY и его микронеоднородности – ΔZY , а также параметр направленной зарядовой плотности – ρ_l .

Химические составы низко- и сложнолегированных
конструкционных сталей

	C	Si	Mn	Cr	Cu≤	Ni	P≤	S≤	V	Ac ₁	Ac ₃
09Г2	0,115	0,27	1,6	0,2	0,2	0,2	0,03	0,035	-	720	830
09Г2С	0,115	0,65	1,5	0,2	0,2	0,2	0,03	0,035	-	725	860
15Г2СФД	0,15	0,55	1,5	0,2	0,2	0,2	0,038	0,048	0,7	720	850
16Г2АФ	0,16	0,45	1,5	0,3	0,2	0,2	0,038	0,048	0,11	723	907
18Г2АФпс	0,16	0,17	1,5	0,25	0,25	0,25	0,03	0,03	0,12	720	880
20ХГ	0,16	0,22	1,12	0,99	0,2	0,12	0,03	0,03	-	750	845
12ХН2	0,11	0,3	0,5	0,64	0,2	1,59	0,035	0,035	-	735	850
12ХН3	0,11	0,13	0,38	0,87	0,3	3,26	0,025	0,025	-	695	800
12Х1МФ	0,13	0,32	0,63	0,95	0,2	0,3	0,03	0,025	0,19	765	885

После сопоставительного анализа данных были получены обобщающие модели (12, 13), позволяющие прогнозировать величину критических точек Ac₁ и Ac₃ как для конструкционных низколегированных сталей сварных конструкций, так и для сложнолегированных низкоуглеродистых сталей:

$$Ac_1 = 5586,3 - 62464,7tg\alpha - 196,283\Delta ZY + 186,542Rol \quad (r = 0,80) \quad (12);$$

$$Ac_3 = 8073,143 - 88724,4tg\alpha - 623,025ZY + 484,948d \quad (r = 0,71) \quad (13);$$

По полученным выше моделям (12-13) для репрезентативного массива промышленных данных ПАО "ДМК" (сталь 09Г2С) рассчитаны температуры фазовых превращений Ac₁ и Ac₃. Разброс значений показал, что температура фазового превращения Ac₃ для стали 09Г2С изменяется в следующих диапазонах: 845–870°C при заявленных экспериментальных 860°C. Соответственно, для Ac₁: 721–729°C при заявленных 725°C, что свидетельствует о стабильном химическом составе.

Как следует из рис. 1, зависимости для расчета Ac₁ (1) и Ac₃ (7) обладают большей погрешностью данных и несколько завышены для Ac₃. Аналогично, несколько завышены значения Ac₁ и Ac₃ у зависимостей, предложенных J. Trzaska и Hougardy. При оценке Σпогрешн.% для объединенного массива мало- и сложнолегированных низкоуглеродистых конструкционных сталей наименьшей погрешностью при расчете величины Ac₁ обладает модель (12): 1,8016.

Σпогрешн.% по моделям Винокура (1), Trzaska (5), Hougardy (6) для Ac_1 соответственно составила: 2,1157; 2,4675; 1,9147. При аналогичной оценке Σпогрешн.% для расчета величины Ac_3 по моделям (13), Винокура (7), Trzaska (10), Hougardy (11) Σпогрешн.% соответственно составила: 2,687; 2,325; 2,440; 2,273.

В целом, все модели, представленные на рис.1, достаточно точны для практического использования. В то же время, предложенные нами модели (12,13) учитывают изменения в многокомпонентном химическом составе малоуглеродистых сталей и открывают возможность оценки влияния различных легирующих и микролегирующих добавок на величину критических точек Ac_1 и Ac_3 при модификации сталей.

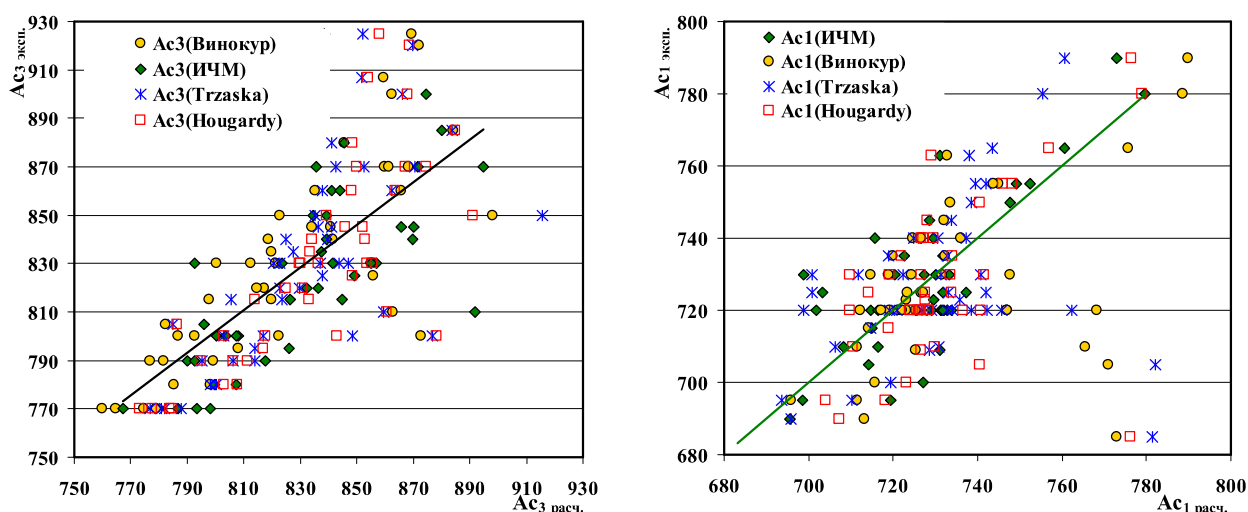


Рисунок 1 – Соотношение экспериментальных и расчетных значений Ac_1 и Ac_3 по моделям ИЧМ (12,13), Винокура (1,7), Trzaska(5,10), Hougardy(6,11), для малоуглеродистых конструкционных сталей

Выводы. На основе представительной выборки данных проведен системный анализ влияния химического состава малоуглеродистых конструкционных сталей на температуру критических точек фазовых превращений Ac_1 и Ac_3 . Высокая информативность параметров межатомного взаимодействия обеспечила высокую точность полученных моделей, которые могут быть использованы для расчета величин критических точек Ac_1 и Ac_3 . Абстрагированность моделей от конкретного химического состава и большая точность по сравнению с аналогами открывает возможность оценки влияния различных легирующих и микролегирующих добавок на величину Ac_1 и Ac_3 при моди-

фикации сталей, а также при их оперативной оценке в системах АСУ ТП.

ЛИТЕРАТУРА

1. Винокур Б.В. Структура конструкционной легированной стали. / Б.В. Винокур, В.Л. Пилюшенко, О.Г. Касаткин // -М.: Металлургия. -1973. -215 с.
2. Andrews, K.W. Empirical Formulae for the Calculation of Some Transformation Temperatures. Journal of the Iron and Steel Institute, 203, Part 7, July 1965, 721-727.
3. Barralis, J. & Maeder, G. Мйtallurgie Tome I: Мйtallurgie Physique. Collection Scientifique ENSAM, 1982, 270 p.
4. Kariya, N. High Carbon Hot-Rolled Steel Sheet and Method for Production Thereof. European patent Application EP 2.103.697.A1, 23.09.2009, 15 p.
5. Попов А.А. Изотермические и термомеханические диаграммы распада переохлажденного аустенита /А.А. Попов, Л.Е. Попова// Справочник термиста. -М.: Металлургия. -1965. -496 с.
6. Ю.П. Солнцев, Г.А. Степанов// Конструкционные стали и сплавы для низких температур.
7. J. Trzaska Calculation of critical temperatures by empirical formulae / Arch. Metall. Mater., Vol.61(2016), №2B, p. 981–986
8. Hougardy, H.P. Werkstoffkunde Stahl Band 1: Grundlagen. Verlag Stahleisen GmbH, Düsseldorf, 1984, p. 229.
9. Приходько Э. В. Эффективность комплексного легирования стали и сплавов / Э. В. Приходько. Киев: Наукова думка.-1995.-292 с.