

РАСЧЕТНАЯ ОЦЕНКА ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЙ НАСЛЕДСТВЕННОСТИ ДЛЯ ОБОСНОВАНИЯ БЕЗОПАСНОСТИ ЭКСПЛУАТАЦИИ СВАРНЫХ КОНСТРУКЦИЙ

Куркин А.С. (МГТУ им. Н.Э. Баумана, Москва, Россия)

Введение

Развитие теории, программного обеспечения и компьютерной техники способствует росту точности и достоверности прочностных расчетов сложных металлоконструкций. Одним из главных факторов, ограничивающих возможности расчетных методов, является недостаток надежных данных о свойствах материалов. Это относится, в первую очередь, к сварным, а также литым и кованым конструкциям, материал которых подвергается в процессе изготовления высокотемпературному термомеханическому воздействию. При этом в материале возникают зоны с различными свойствами, существенно влияющие на напряженное состояние и прочность конструкций. Дополнительное влияние на напряженное состояние конструкции в процессе ее эксплуатации оказывает возникающее при ее изготовлении поле остаточных технологических деформаций и напряжений.

Испытание стандартных образцов для определения свойств материалов требует больших материальных и временных затрат. В связи с неоднородностью и рассеянием свойств в сварных соединениях необходимо испытание большого количества образцов для последующей статистической обработки полученных данных. При решении прикладных задач такой подход, как правило, недоступен.

В связи с этим неоднократно предпринимались попытки использования опубликованных результатов ранее проведенных испытаний различных сплавов. Найти в справочной литературе необходимые данные удается редко. В пределах марки сплава предусмотрен значительный допуск на содержание легирующих элементов, что приводит к существенному разбросу свойств. Решение этой проблемы возможно путем построения регрессионных моделей, связывающих свойства сплава с его химическим составом. Как правило, в число параметров модели приходится включать скорость охлаждения при термической обработке, которая оказывает более значительное влияние на свойства, чем вариация химического состава. Это существенно затрудняет практическое использование модели, поскольку информация об условиях термообработки обычно неполная.

1. Модели твердости структурных компонентов легированной стали

Влияние скорости охлаждения связано с тем, что от нее зависит структурный состав материала. Именно он, наряду с химическим составом, определяет свойства сплава. Таким образом, модель для расчетного определения свойств должна опираться на данные химического и структурного состава, а методика ее применения должна включать экспресс-методы экспериментального определения этих данных. Для контроля химического состава сталей наиболее эффективны спектрометрические методы, а для контроля структурного состава - измерение твердости. Простота и оперативность этих методов позволяет увеличить количество замеров и повысить достоверность определения свойств за счет статистической обработки собранных экспериментальных данных.

Анализ диаграмм структурных превращений стали показывает, что именно твердость является наиболее надежным и объективным параметром, однозначно связанным с структурным составом. Как правило, все исследования структурных превращений при термообработке сплавов завершаются измерением твердости, поэтому в литературе накоплен большой объем экспериментальных данных. Зависимость

твердости стали от скорости охлаждения монотонная, но нелинейная (рис. 1). На ней видны ступени постоянной твердости с плавными переходами между ними.

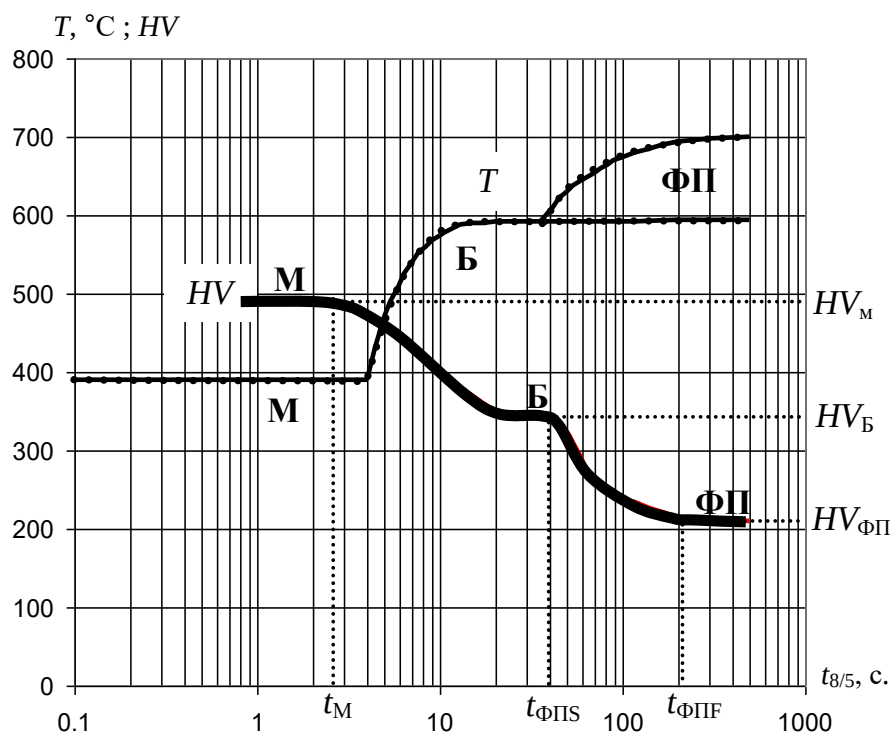


Рис. 1. Зависимости температуры начала распада аустенита (T) и твердости (HV) стали 26Г2С от скорости охлаждения [1] ($t_{8/5}$ – время охлаждения от 800 до 500 °С)

Из этого следует вывод о существовании в составе стали нескольких структур с фиксированной твердостью. На диаграмме наблюдается ступень, когда содержание одной из структур приближается к 100 %, а переходы между ступенями связаны с изменением процентного содержания структур. Всего на рис. 1 можно выделить три структуры: мартенситную с твердостью по Виккерсу $HV_M=490$, бейнитную с $HV_B=340$, а также смесь близких по твердости ферритной и перлитной структур с $HV_{ФП}=210$.

Наличии в составе стали нескольких структурных компонентов (аустенита, феррита, перлита, бейнита и мартенсита), свойства каждого из которых зависят от химического состава и температуры, но не зависят истории предшествовавших нагревов и охлаждений, позволяет разбить сложную задачу расчета свойств стали на две более простых: определение свойств отдельных компонентов и расчет изменений процентного содержания компонентов в процессе нагрева и охлаждения.

Для выявления характера зависимости твердости от структурного состава стали можно воспользоваться диаграммами распада аустенита при непрерывном охлаждении (рис. 2). Тонкими линиями представлены термические циклы охлаждения образцов, а пересекающими их жирными линиями – температуры начала различных превращений аустенита. Числа у жирных линий показывают процентное содержание образовавшейся структуры к моменту начала следующего превращения, а числа в кружочках – твердость по Виккерсу каждого образца после полного охлаждения.

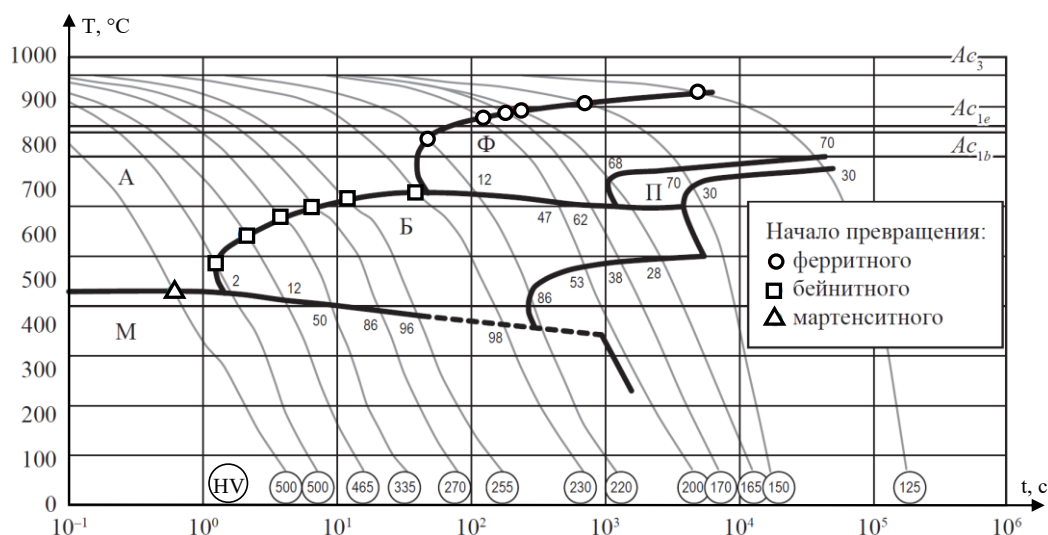


Рис. 2. Распад аустенита при непрерывном охлаждении стали 20ГСМ [2]

На диаграмме зависимости твердости испытанных образцов от процентного содержания бейнитной структуры p_B экспериментальные точки выстраиваются вдоль двух прямых линий, пересекающихся при $p_B=100\%$ (рис. 3). Точка пересечения этих прямых дает значение твердости бейнитной структуры, а линии показывают изменение твердости при переходе от бейнита к мартенситу и к феррито-перлиту. Прямые линии свидетельствуют о линейной зависимости твердости стали от ее структурного состава

$$HV = HV_{ФП} p_{ФП} + HV_B p_B + HV_M p_M + HV_A p_A, \quad (1)$$

где суммарная концентрация всех структурных компонентов (феррито-перлита, бейнита, мартенсита и аустенита) $p_{ФП} + p_B + p_M + p_A = 1$.

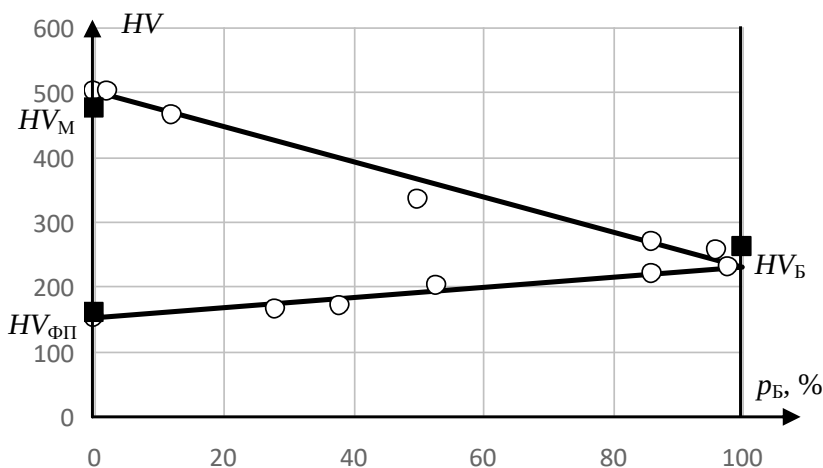


Рис. 3. Зависимость твердости стали 20ГСМ от содержания бейнитной структуры

Металловеды часто различают несколько разновидностей мартенситных, бейнитных и других структур, однако такой подход является неконструктивным при разработке методики расчетного определения механических свойств легированной стали.

В случае присутствия в составе стали только двух структурных компонентов (ФП+Б или Б+М) формула (1) позволяет также однозначно рассчитать структурный состав по твердости. Для этого необходимо знать твердость структурных компонентов. Регрессионный анализ данных из атласов [1–5] позволяет получить для каждого компонента зависимость твердости по Виккерсу от химического состава [6]

$$HV_{ФП} = 100 + 301C + 20Mn + 25Si - 41Mo + 35V + 57Al - 24Cu + 176Ti, \quad (2)$$

$$HV_B = 167 + 214C + 48Si + 35Cr + 28Ni + 133V + 105Al + 274Nb, \quad (3)$$

$$HV_M = 262 + 977C - 301C^2 + 26Si + 9Ni + 24Mo + 8W. \quad (4)$$

Каждая из формул (2–4) получена по результатам обработки данных более 250 марок сталей с коэффициентами корреляции 0,95, 0,95 и 0,98 и стандартными отклонениями 15, 17 и 24 HV. Стали имели пределы легирования в %: $0,01 < C < 0,5$; $Si < 1$; $Mn < 2$; $Cr < 5$; $Ni < 5$; $Mo < 1$; $V < 1$; $Nb < 0,3$; $Al < 1$; $Cu < 1$; $Ti < 0,2$; $W < 4$ (суммарное содержание легирующих элементов не превышало 7%). В каждую формулу входят только те из перечисленных легирующих элементов, содержание которых оказывает существенное влияние на твердость структурного компонента. Всего выявлено 12 элементов, влияющих на твердость. Результаты расчета твердости по формулам (2–4) показаны квадратными точками на рис. 3: $HV_{ФП}=161$, $HV_B=259$, $HV_M=474$. На рис. 4 показано сопоставление всех экспериментальных значений твердости с результатами расчетов по формулам (2–4). Разделение на структурные компоненты существенно повышает точность и достоверность расчетной оценки твердости.

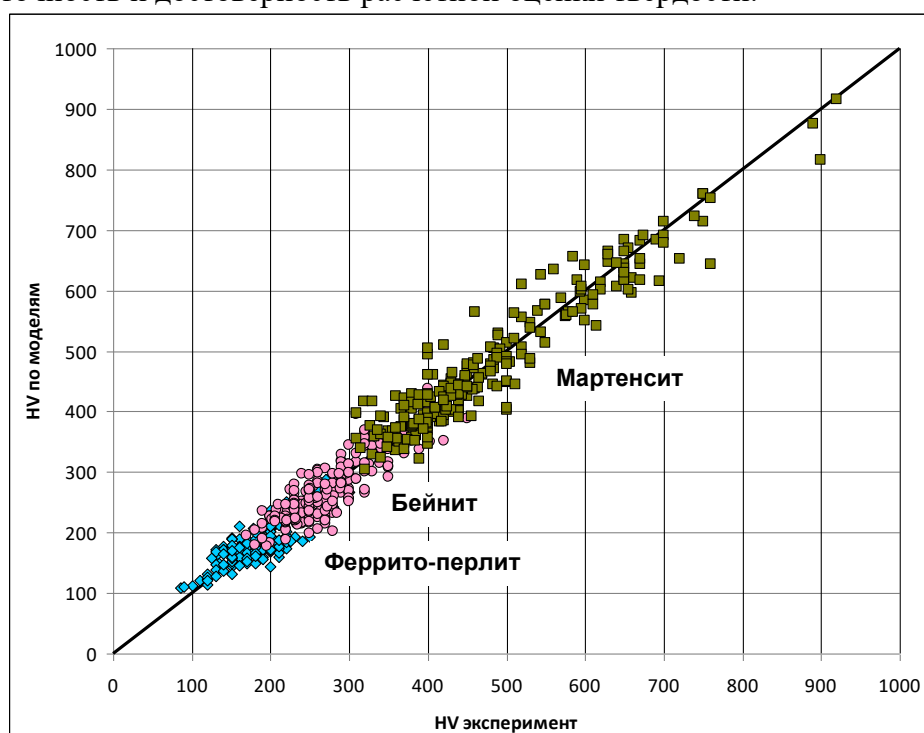


Рис. 4. Экспериментальная проверка регрессионных моделей твердости

Влияние легирующих элементов на свойства компонентов имеет сложный характер. Только углерод и кремний во всех случаях повышают твердость. Твердость мартенсита почти полностью зависит от углерода, влияние на нее остальных элементов проявляется только при минимальном содержании углерода. Слабее всего углерод влияет на твердость бейнита. Молибден повышает твердость мартенсита и снижает твердость феррито–перлита. Большие коэффициенты в формулах указывают на эффективность микролегирования ванадием, титаном, ниобием и алюминием.

2. Механические свойства структурных компонентов легированной стали

Среди опубликованных атласов структурных превращений сталей особое место занимает работа [3]. Во-первых, образцы при испытаниях имели высокую начальную температуру, близкую к температуре плавления стали (1350 °С). Это позволяет применять полученные результаты для расчета свойств стали во всей околошовной зоне сварных соединений. Во-вторых, после охлаждения каждого образца была измерена не только его твердость, но также все основные механические свойства: временное

сопротивление σ_B , предел текучести σ_T , относительное удлинение δ_5 , поперечное сужение ψ и ударная вязкость KCV .

Обработка результатов этих испытаний позволила построить для всех свойств материала диаграммы, подобные рис. 3. На рис. 5 видно, что каждый структурный компонент имеет определенные значения механических свойств, причем они не зависят скорости охлаждения образца. Свойства структурных компонентов являются функциями от химического состава стали и могут быть найдены из регрессионных уравнений, аналогичных (2–4). Свойства стали в целом могут быть найдены по ее структурному составу и свойствам ее структурных компонентов из уравнений, аналогичных (1).

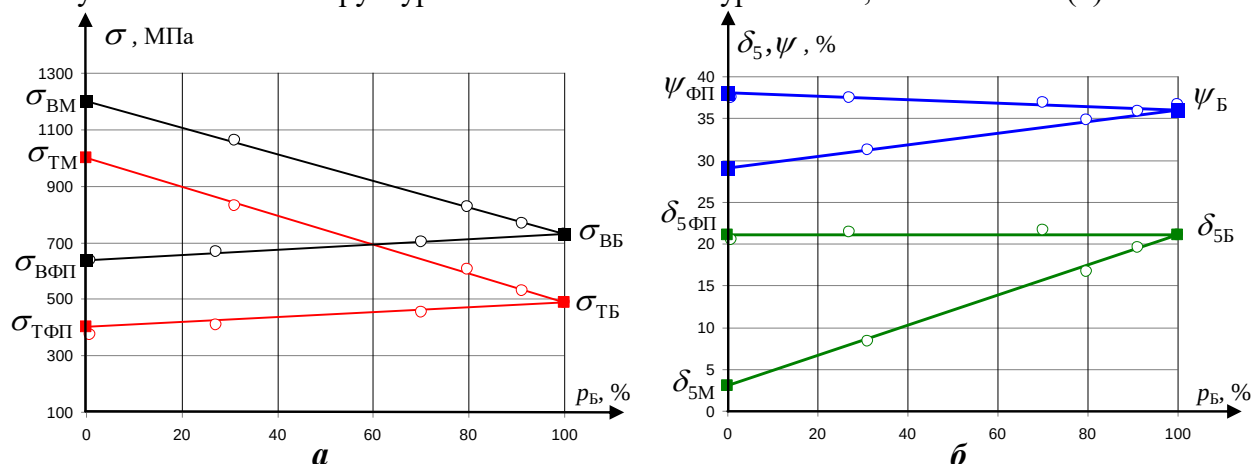


Рис. 5. Зависимости свойств стали 15XCHD от содержания бейнитной структуры:

$a - \sigma_B$ и σ_T ; $b - \delta_5$ и ψ

2. Кинетика структурных превращений стали и сплавов

Для расчета структурного состава стали необходимо знать пройденный в процессе ее обработки термический цикл и параметры уравнения структурных превращений. При высокой температуре процессы превращения имеют диффузионный характер (аустенитное превращение при нагреве стали, ферритное и перлитное при охлаждении). С понижением температуры диффузия замедляется, характер превращения переходит в бездиффузионный (бейнитное и мартенситное превращения).

Различие между диффузионными и бездиффузионными превращениями не является принципиальным, те и другие развиваются во времени. Но при высоких температурах, как правило, наблюдаются большие градиенты и скорости изменения температуры, поэтому структурное превращение развивается как неравновесный переходный процесс. С понижением температуры скорость охлаждения падает, поэтому степень превращения успевает достигнуть равновесного значения, зависящего только от текущей температуры.

Уравнение кинетики диффузионного превращения в изотермических условиях имеет вид

$$F(p) = (vt)^n, \quad (5)$$

где p – степень превращения (отношение массы образовавшейся новой структуры к общей массе материала, участвующего в превращении), t – время от начала превращения. Уравнение содержит два параметра, зависящие от химического состава сплава и температуры, при которой протекает превращение: показатель экспоненты n и коэффициент скорости превращения v . Логарифмирование уравнения (5) позволяет привести его к линейному виду

$$\ln F = n \ln v + n \ln t. \quad (6)$$

Представление экспериментальных данных в логарифмических координатах $\ln F - \ln t$ позволяет убедиться в применимости уравнения (5) для конкретной марки стали, выбрать наиболее адекватное выражение для функции степени превращения $F(p)$, а также определить значения параметров n и v .

Для каждого конкретного сплава параметры n и v являются функциями температуры. Согласно экспериментальным данным [7], показатель экспоненты n слабо зависит от температуры. Как правило, эта зависимость имеет линейный характер. Во многих случаях можно с достаточной точностью считать значение этого параметра постоянным во всем температурном интервале превращения.

Наиболее температурно-чувствительным является коэффициент скорости превращения v , вследствие чего процесс диффузионного распада аустенита представлен на изотермической диаграмме превращения в виде семейства характерных С-образных кривых. Каждая кривая отображает зависимость времени t достижения заданной степени превращения p от температуры T . На параметр v влияют два основных фактора, связанных с температурой:

$$v = v_0 \varphi_{\Delta} \varphi_T, \quad (7)$$

где φ_{Δ} и φ_T – безразмерные функции от температуры.

Первый фактор – разность свободных энергий распадающейся и образующейся фаз. Для каждого превращения данного сплава существует равновесная температура T_s , при которой значения свободных энергий участвующей в нем пары структур равны. При этой температуре обе структуры существуют в равновесии, и превращение не происходит, $v(T_s) = 0$. По разные стороны от равновесной температуры процесс идет в противоположных направлениях. Структура с большей свободной энергией распадается, превращаясь в структуру с меньшей свободной энергией. По мере удаления от равновесной температуры скорость превращения растет (рис. 6).

В экспериментах наблюдается степенная зависимость [8] скорости превращения от перегрева или переохлаждения $\Delta T = |T - T_s|$:

$$\varphi_{\Delta} = \left(\frac{\Delta T}{T} \right)^m = \left| \frac{T - T_s}{T} \right|^m, \quad (8)$$

где T и T_s – температура по Кельвину.

Второй фактор – скорость диффузионных процессов, которая неограниченно убывает при приближении температуры к абсолютному нулю. Влияние этого фактора на скорость превращения можно выразить экспоненциальной функцией

$$\varphi_T = \exp\left(-\frac{u}{T}\right). \quad (9)$$

Совокупность этих двух факторов дает зависимость вида

$$v = v_0 \left| \frac{T - T_s}{T} \right|^m \exp\left(-\frac{u}{T}\right), \quad (10)$$

где T_s , v_0 , m , u – параметры процесса превращения, зависящие от состава сплава.

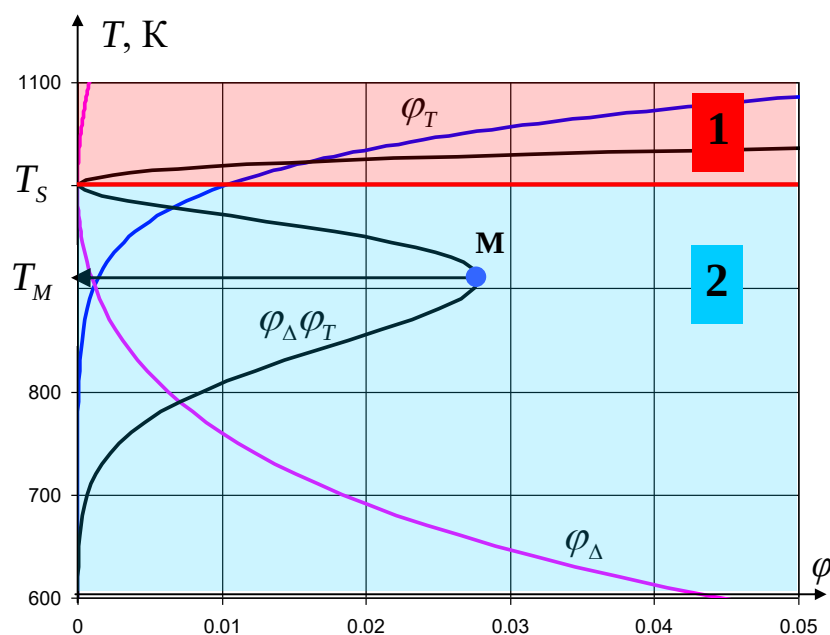


Рис. 6. Схема зависимости скорости превращения от температуры:
1 – при перегреве, 2 – при переохлаждении

Наблюдаемая при экспериментах длительность превращения обратно пропорциональна его скорости (рис. 7).

Уравнение (10) дает адекватное математическое описание большинства экспериментальных диаграмм изотермических диффузионных превращений.

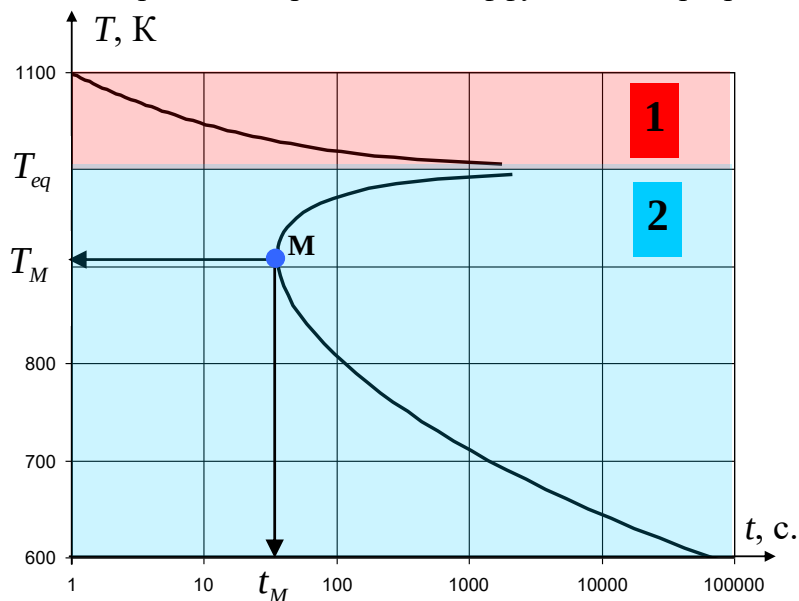


Рис. 7. Схема зависимости времени превращения от температуры:
1 – при перегреве, 2 – при переохлаждении

При температуре выше равновесной, $T > T_S$ оба фактора способствуют росту скорости превращения по мере перегрева (см. рис. 6). Поэтому с ростом перегрева скорость превращения неограниченно возрастает, а время до образования заданного количества высокотемпературной структуры (аустенита) монотонно уменьшается по мере перегрева.

При $T < T_S$ эти факторы разнонаправлены, поэтому с ростом переохлаждения скорость превращения вначале растёт, затем достигает максимума при температуре T_M

и далее неограниченно убывает. При образовании низкотемпературной структуры (например, феррита) время превращения минимально при температуре T_M и возрастает у границ температурного интервала превращения. Из условия экстремума $\frac{dv}{dT} = 0$ получаем уравнение для определения температуры T_M «носа» С-образной кривой:

$$\frac{m}{u} = \frac{1}{T_M} - \frac{1}{T_S}. \quad (11)$$

Уравнение С-образной кривой можно выразить через координаты ее «носа» t_M и T_M

$$t = t_M \exp[M(T) - M(T_M)], \quad (12)$$

где для сокращения записи введено обозначение

$$M(T) = m \ln \frac{T}{T_S - T} + \frac{u}{T}. \quad (13)$$

3. Моделирование структурных превращений в процессе сварки

Уравнения (5) – (13) записаны для изотермических условий, когда температура сплава остается постоянной в процессе превращения, а значения параметров уравнений являются константами. В условиях сварки возможны сложные термические циклы с чередованием нагрева и охлаждения. В этом случае время, необходимое для достижения заданной степени превращения, зависит от параметров процесса. Изменение температуры оказывает такое же действие на развитие процесса, как ускорение или замедление течения времени. При моделировании превращений в неизотермических условиях применимы следующие допущения:

- 1) на кинетику превращения в каждый момент времени влияют только температура в данной точке тела и достигнутая степень превращения;
- 2) скорость и направление изменения температуры, а также предыдущая история процесса не оказывают непосредственного влияния на последующий процесс превращения.

При компьютерном моделировании весь процесс можно разбить на шаги по времени достаточно мелкие для того, чтобы температуру в пределах шага считать постоянной и изменяющейся скачком при переходе на следующий шаг, при этом степень превращения изменяется в течение шага и не изменяется в момент перехода на следующий шаг.

Обозначим индексом i номер шага, а верхними индексами «-» и «+» состояния в начале и конце шага. Температура в течение шага постоянна $T_i^- = T_i^+ = T_i$, степень превращения в начале текущего шага такая же, как в конце предыдущего шага $p_i^- = p_{i-1}^+$

По температуре шага T_i можно определить параметры процесса n_i и v_i , которые, как и температура, постоянны в течение шага. Уравнение (5) позволяет определить виртуальное время начала шага t_i^- , за которое в изотермических условиях при температуре шага T_i достигается степень превращения $p_i^- = p_{i-1}^+$

$$t_i^- = \frac{1}{v_i} \sqrt[n_i]{F(p_i^-)}. \quad (14)$$

Для расчета виртуального времени конца шага нужно к виртуальному времени начала шага прибавить реальную продолжительность шага Δt_i :

$$t_i^+ = t_i^- + \Delta t_i. \quad (15)$$

После этого из уравнения (5) можно найти степень превращения в конце шага p_i^+ .

4. Компьютерная обработка диаграмм структурных превращений

Источником данных о параметрах превращений легированных сталей являются опубликованные результаты изотермических испытаний [2], при которых каждый образец выдерживают при заданной температуре до завершения процесса превращения. Результаты обычно представляют на диаграмме в виде серии С-образных кривых. Каждая кривая (см. рис. 7) соответствует определенной степени превращения. Аргументом для нее является температура испытания, а функцией – время достижения этой степени превращения. Дальнейшая обработка таких диаграмм позволяет определить вид уравнения кинетики превращений и параметры этого уравнения в виде функций от температуры. В процессе обработки диаграмм возникает ряд трудностей, влияющих на точность и достоверность результатов.

1) Перекрывание температурных интервалов различных превращений.

В простейшем случае сплав состоит из двух структур, одна из которых существует при низкой температуре, а другая – при более высокой. Если температурные интервалы прямого и обратного превращений не перекрываются, то превращение идет до конца: при любой температуре в равновесном состоянии существует одна из двух структур.

В области перекрывания интервалов равновесное состояние соответствует наличию обеих структур в определенном соотношении концентраций. Если концентрация одной из фаз ниже равновесной, то превращение идет в направлении образования этой фазы. Фактически, прямое и обратное превращения происходят одновременно, а их скорость по-разному зависит от концентраций распадающейся и образующейся структур. Совокупность этих процессов приводят к достижению динамического равновесия.

В более сложных случаях распад одной из структур (аустенита) приводит к образованию нескольких различных структур (феррита, перлита, бейнита и мартенсита). Перекрывание температурных интервалов нескольких превращений существенно осложняет анализ результатов испытаний. В некоторых случаях объединяют две структуры в одну (например, феррит и перлит в феррито-перлитную смесь). Это связано с существенным перекрыванием температурных интервалов образования этих структур и небольшим различием их свойств.

2) Недостатки качества проведения экспериментов и представления их результатов.

Погрешности могут быть связаны с недостатками регистрирующей аппаратуры и ошибками персонала, а также с недостаточным количеством испытанных образцов. В публикациях результаты экспериментов представлены, как правило, неполно. Часто на диаграмме показывают только С-образные кривые «начала» и «конца» превращения. Этого недостаточно для достоверного определения всех параметров процесса.

На начальном и конечном этапах превращение протекает с малой скоростью, поэтому возрастает погрешность определения времени начала и окончания процесса. Авторы многих публикаций не указывают, образование какого количества новой структуры они принимали за момент начала превращения. На практике это количество зависит от возможностей регистрирующей аппаратуры и обычно составляет от 1 до 5 % [8]. Также отсутствует однозначность регистрации окончания превращения. Чаще всего за окончание принимают образование от 95 до 99 % новой структуры (когда остается от 1 до 5 % распадающейся структуры). Наиболее достоверными являются экспериментальные данные при средних значениях степени превращения (от 10 до 90 % образующейся структуры).

Для отработки методики обработки диаграмм целесообразно использовать данные из авторитетных источников, в которых каждое превращение отображено серией из трех и более С-образных кривых. Вначале необходимо проанализировать сплавы с минимальным перекрытием температурных интервалов различных превращений. Этим требованиям отвечает серия диаграмм распада аустенита в британских никелевых сталях [2].

Для обработки диаграмм была разработана компьютерная программа ТТТ (Time-Temperature Transformation) [9]. После загрузки отсканированная диаграмма появляется в рабочем окне (рис. 8). Клавиатура позволяет плавно изменять значения параметров в таблице, получаемая С-образная кривая отображается на поле диаграммы. Необходимо подобрать четыре основных параметра уравнения кривой (t_M, T_M, T_S, u) из условия минимального отклонения расчетной кривой от экспериментальной кривой на диаграмме.

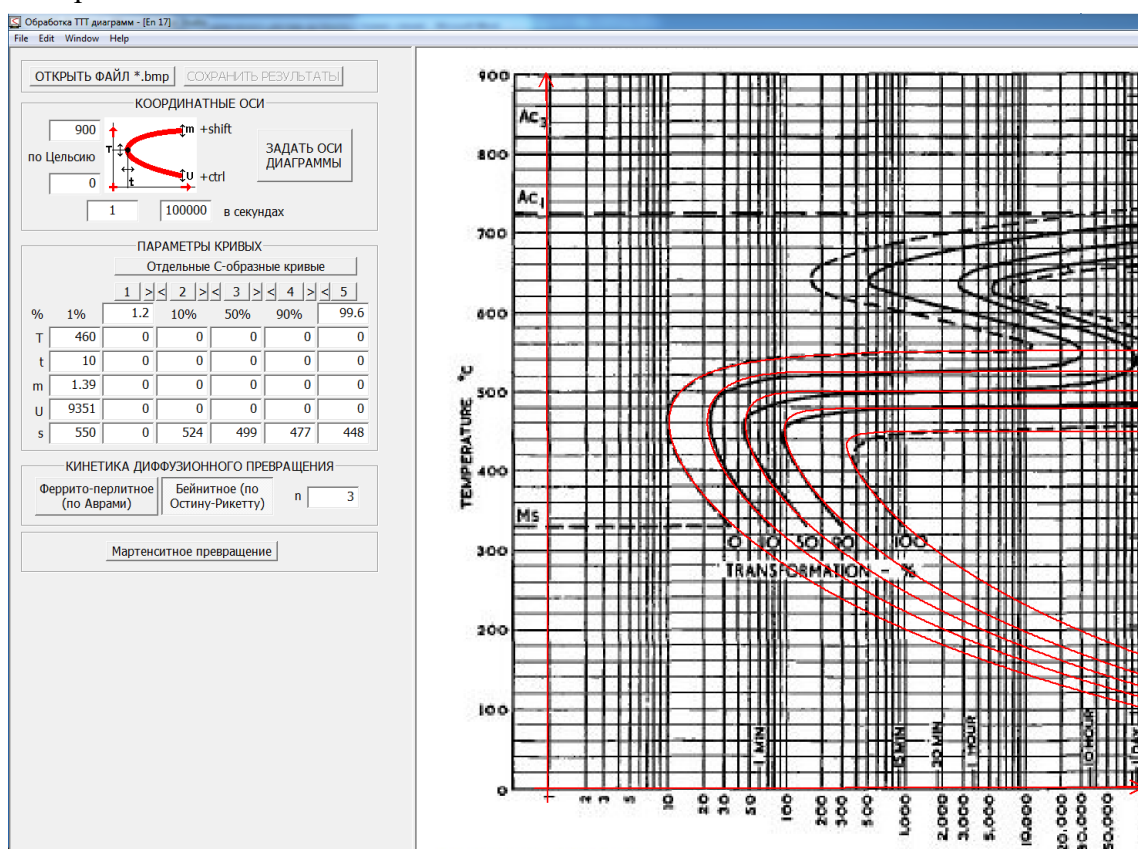


Рис. 8. Интерфейс программы ТТТ

Подбор значения пятого параметра – показателя экспоненты n позволяет моделировать единым уравнением всю серию С-образных кривых данного превращения. Перед этим необходимо выбрать наиболее адекватное выражение для функции степени превращения $F(p)$ формулы (1). Численные эксперименты показали, что для феррито-перлитного превращения легированных сталей лучшее согласование дает модифицированная функция Колмогорова-Аврами [10]

$$F(p) = -p_{\max} \ln \left(1 - \frac{p}{p_{\max}} \right), \quad (16)$$

а для бейнитного превращения – модифицированная функция Остина-Рикетта [11–13]

$$F(p) = \frac{p_{\max} p}{p_{\max} - p}, \quad (17)$$

где $p_{\max}$ – максимально достижимая при данных условиях концентрация образующейся структуры. При полном превращении $p_{\max} = 100\%$.

Бейнитному превращению присущи черты, характерные как для диффузионных, так и бездиффузионных превращений. На части температурного интервала бейнитного превращения наблюдается неполное превращение, $p_{\max}$ растет по мере понижения температуры

$$p_{\max} = \frac{1}{1 + \left(\frac{T_S - T_{50\max}}{T_S - T} \right)^q}, \quad (18)$$

где $T_{50\max}$ – температура, при которой $p_{\max} = 50\%$. Безразмерный параметр q можно найти, опираясь на дополнительное значение температуры $T_{90\max}$, при котором $p_{\max} = 90\%$:

$$q = \frac{\ln 9}{\ln(T_S - T_{90\max}) - \ln(T_S - T_{50\max})}. \quad (19)$$

Результат моделирования бейнитного превращения британской никелевой стали En19 представлен на рис. 8.

Бездиффузионное мартенситное превращение развивается сравнительно быстро, поэтому текущий уровень степени превращения близок к максимальному и является функцией температуры [13]

$$p \approx p_{\max} = \frac{1}{1 + \left(\frac{T_S - T_{50\max}}{T_S - T} \right)^q}. \quad (20)$$

Параметры уравнения (20), как и для бейнитного превращения, могут быть найдены по трем экспериментально найденным температурам мартенситного превращения: T_S , $T_{50\max}$ и $T_{90\max}$. Как правило, именно эти температуры можно найти в справочной литературе.

5. Моделирование структурных превращений стали при отпуске

Многие технологические операции завершаются отпуском для восстановления пластичности закаленных зон и снижения остаточных напряжений. В [14] приведены экспериментальные данные о снижении твердости мартенсита при отпуске. Основное снижение происходит достаточно быстро, в течение первых секунд после нагрева. В дальнейшем, начиная примерно с десятой секунды выдержки при постоянной температуре отпуска T , зависимость твердости стали от температуры отпуска и от логарифма времени t выдержки при этой температуре близка к линейной (рис. 9).

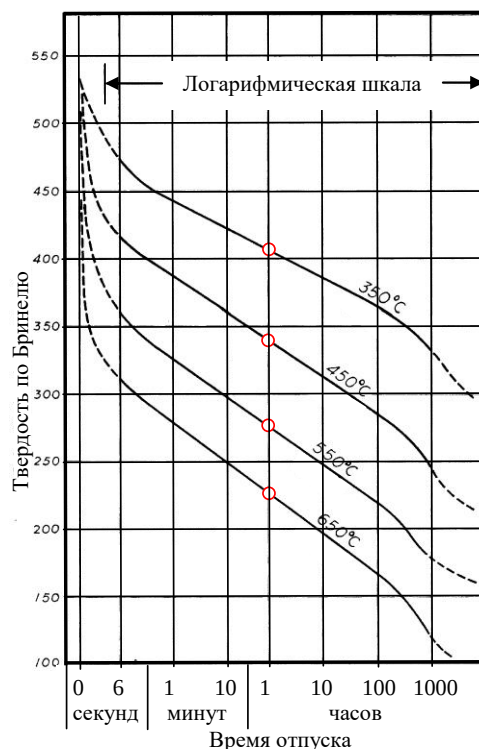


Рис. 9. Зависимость твердости закаленной стали 35 от температуры и времени отпуска

Исходная твердость после закалки равна твердости мартенсита, по мере выдержки она снижается, приближаясь к твердости перлита. Поскольку твердость стали зависит от структурного состава, эффект изменения ее твердости при отпуске может быть интерпретирован как частичное превращение мартенсита в бейнит, а затем в перлит [13,15]. Из уравнений (5) и (16) можно получить зависимость степени превращения от времени

$$p = 1 - \exp \left[- \left(\frac{t}{t_{50}} \right)^n \ln 2 \right], \quad (21)$$

где скорость превращения характеризует период полураспада t_{50} — время достижения степени превращения $p = 50\%$. По мере роста температуры t_{50} снижается экспоненциально и при температуре высокого отпуска (650 °C) составляет доли секунды. Таким образом, превращение мартенсита в бейнит при отпуске происходит в том же температурном интервале, что и бейнитное превращение аустенита при закалке. Ниже этого интервала скорость превращения близка к нулю, а выше превращение происходит практически мгновенно.

Превращение начинается с максимальной скоростью (без инкубационного периода), далее его скорость монотонно убывает. Время распада 95% мартенсита во много раз превышает t_{50} . Это соответствует малому значению показателя экспоненты ($n \approx 0,1$) в формуле (21).

Дальнейшее снижение твердости закаленной стали при нагреве можно рассматривать, как превращение бейнита в перлит.

Проведенная на этой основе статистическая обработка опубликованных диаграмм превращений позволила получить достаточно обоснованные регрессионные модели температурных и временных параметров превращений, а также механических свойств сталей (твердости,) в широком интервале легирования (до 7% суммарной концентрации легирующих элементов).

6. Моделирование образования аустенита при нагреве стали

При высокотемпературной термической обработке контроль за температурой и длительностью нагрева позволяют получить необходимую исходную структуру для последующего охлаждения. При сварке в различных частях шва и околошовной зоны возникает целый спектр термических циклов. Поэтому для сварочных процессов большое значение имеет моделирование структурных превращений в процессе нагрева. При многопроходной сварке часть уложенного валика повторно расплавляется при укладке следующих валиков. Затем происходят еще несколько постепенно убывающих циклов нагрева.

Количество опубликованных экспериментальных данных по кинетике аустенитного превращения при нагреве сталей весьма ограничено. В [4] представлены зависимости температур начала A'_{C1} и завершения A'_{C3} аустенитизации от скорости нагрева w . По ним можно получить зависимость времени аустенитизации в изотермических условиях от температуры на основе следующих допущений:

1) для каждой марки стали существует зависимость времени превращения от температуры, которая является причиной влияния скорости нагрева на границы температурного интервала превращения $A'_{C1} - A'_{C3}$;

2) кинетика превращения может быть описана, как и при распаде аустенита, уравнениями (5), (16) и (21);

3) начало процесса аустенитизации (A'_{C1}) соответствует образованию 5 % аустенита, за завершение (A'_{C3}) – 95%.

4) зависимости времени превращения от температуры $t_{50}(T)$, построенные по экспериментальным зависимостям $A'_{C1}(w)$ и $A'_{C3}(w)$ для одной и той же стали должны ложиться на единую кривую.

Эти допущения были использованы для определения экспоненты n уравнений (5) и (21). Полученная зависимость $t_{50}(T)$ для стали 45 [16] показана на рис. 10. Данные, полученные по $A'_{C1}(w)$ (светлые точки) и по $A'_{C3}(w)$ (черные точки) ложатся на единую кривую при $n \approx 0,8$, при других значениях n они не согласуются друг с другом. Обработка всех данных из [4] позволила установить зависимость параметра n от легирования стали [16]

$$n = 1,94 - 2,7C + 0,57Cr. \quad (22)$$

Зависимости $t_{50A}(T)$ для этих сталей можно аппроксимировать формулой

$$t_{50A} = \frac{\exp(4,66m - 1,22)}{(T - A_{C1})^m}, \quad (23)$$

параметр которой зависит от легирования стали

$$m = 0,63 + 7,4C. \quad (24)$$

Зависимости (22 – 24) требуют уточнения, поскольку они получены по небольшому количеству марок сталей.

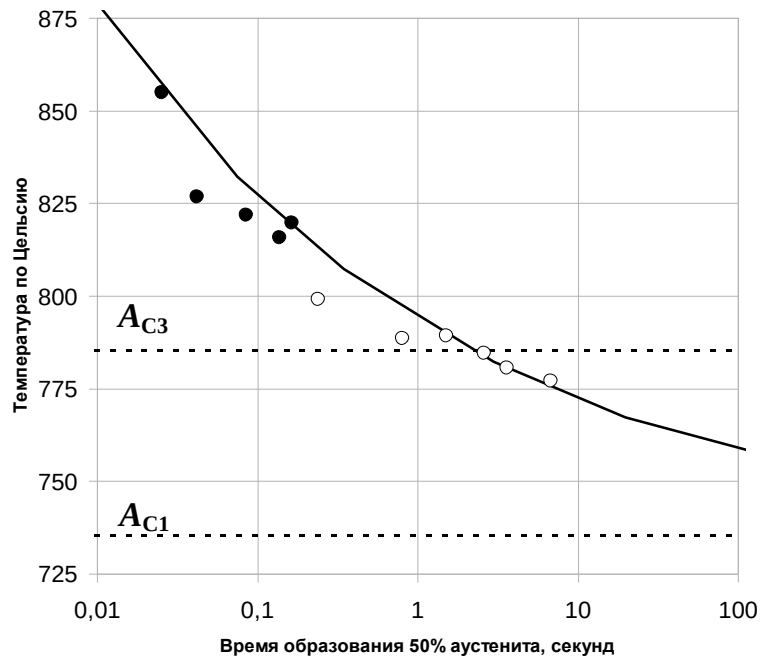


Рис. 10. Время образования 50% аустенита t_{50} для стали 45 в изотермических условиях [16]

Равновесное содержание аустенитной структуры $p_{\max}$ в пределах интервала $A_{C1} - A_{C3}$ изменяется, зависимость $p_{\max}(T)$ близка к линейной

$$p_{\max} \approx 0,05 + \frac{(T - A_{C1})(0,95 - 0,05)}{A_{C3} - A_{C1}}. \quad (25)$$

Для определения границ температурного интервала равновесного аустенитного превращения при нагреве A_{C1} и A_{C3} предложен ряд регрессионных моделей. Наилучшую корреляцию с данными из атласов [1–5] дают формулы, полученные по результатам обработки данных 130 марок сталей с коэффициентами корреляции 0,88 и 0,97 и стандартными отклонениями 11 и 14 K:

$$A_{C1} = 725 + 24Si - 13Mn + 14Cr - 16Ni + 36Mo; \quad (26)$$

$$A_{C3} = 926 - 480C + 67Si - 21Mn - 13Cr - 37Ni + 65Mo + \\ + 137V + 360C^2 + 5,5Cr^2 - 85Mo^2 + 66C(Ni - Si). \quad (27)$$

Заключение

Разработанная методика позволяет извлекать из ранее произведенных и опубликованных экспериментальных исследований данные о свойствах легированных сталей и представлять результаты в виде регрессионных зависимостей параметров моделей от химического состава, аналогично формулам (1) – (4). Наличие такой базы данных позволит сократить объем экспериментов, необходимых при решении практических задач по обоснованию прочности и ресурса оборудования АЭС с учетом технологической наследственности.

Список литературы

1. Brozda J., Pilarczyk J., Zeman M. Spawalnicze wykresy przemian austenitu CTPc-S. Katowice: "Slask", 1983, 140 p.
2. Atlas of Time-Temperature Diagrams for Irons and Steels / Edited by G.F. Vander Voort. – ASM International. – 1991. – 766 p.

3. Seyffarth P., Kuschner G. Schweiss-ZTU-Schaubilder. Berlin: Veb Verlag Technik. 1983. 236 p.
4. Шоршоров М.Х., Белов В.В. Фазовые превращения и изменение свойств стали при сварке. М.: Наука, 1972. 219 с.
5. Попова Л.Е., Попов А.А. Диаграммы превращения аустенита в сталях и бета-растворах в сплавах титана. М.: Металлургия. 1991. 504 с.
6. Куркин А. С. Расчетное определение свойств легированных сталей с учетом фазовых превращений // Проблемы машиностроения и автоматизации, 2020, № 4, С. 47–53.
7. Куркин А.С. Численное моделирование кинетики бейнитного превращения легированных сталей // Сварка и диагностика. – 2019. – № 6. – С. 20–25.
8. Счастливец В.М., Мирзаев Д.А., Яковлева И.Л., Окишев К.Ю., Табатчикова Т.И., Хлебникова Ю.В. Перлит в углеродистых сталях. – Екатеринбург: УрО РАН. – 2006. – 312 с.
9. Куркин А.С., Алексеев В.И. Компьютерная обработка диаграмм изотермического распада аустенита // Сварка и диагностика. – 2021. – № 1. – С. 13–17.
10. Колмогоров А.Н. К статистической теории кристаллизации металлов. // Изв. АН СССР. Серия математическая, 1937, № 3, С. 355–359.
11. Starink M. J. Kinetics of the decomposition of austenite at constant temperature. // Journal of Material Science, 1997, Vol. 32, P. 397–415.
12. Юдин Ю.В., Майсурадзе М.В., Куклина А.А. Использование логистической функции для описания изотермического бейнитного превращения в конструкционных сталях // Сталь. – 2017. – № 3. – С. 52–56.
13. Куркин А.С. Исследование кинетики фазовых превращений легированной стали методами математического моделирования // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 2019. – Т. 85. – № 12. – С. 25–32, DOI 10.26896/1028-6861-2019-85-12-25-32.
14. Bain E. C. Functions of the Alloying Elements in Steel. Cleveland: American Society for Metals. – 1939. – 312 p.
15. Zhang Z., Delagnes D., Bernhart G. Microstructure evolution of hot-work tool steels during tempering and definition of a kinetic law based on hardness measurements // Materials Science and Engineering A, 2004, Vol. 380, p.222–230.
16. Куркин А.С., Макаров Э.Л., Куркин А.Б., Рубцов Д.Э., Рубцов М.Э. Моделирование структурных превращений при нагреве легированной стали // Металловедение и термическая обработка металлов. 2017. – № 4 (742). – С. 55–59.