# Исследование структуры и свойств

# Физические методы исследования и контроля

## МОДЕЛИРОВАНИЕ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ ПРИ СВАРКЕ ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

### © А. С. Куркин, Э. Л. Макаров, А. Б. Куркин, Д. Э. Рубцов, М. Э. Рубцов<sup>1</sup>

Статья поступила 6 февраля 2015 г.

Представлена математическая модель процесса распада аустенита в легированной стали в условиях сварочного термического цикла, ориентированная на компьютерную обработку. Показано, что каждое диффузионное фазовое превращение можно описать с помощью четырех параметров (двух границ температурного интервала превращения и двух параметров уравнения Аврами, мартенситное — с помощью трех. Представлена методика определения необходимых температурно-временных параметров модели по химическому составу стали. На основе литературных данных получены регрессионные модели температурных интервалов и параметров кинетики феррито-перлитного, бейнитного и мартенситного превращений. Показано, что недостатки существующих визуальных методов анализа итогового фазового состава сталей — причина неточности и несогласованности опубликованных диаграмм. В качестве наиболее объективного и воспроизводимого критерия итогового фазового состава выбрана твердость образца, с которой коррелирует ряд других механических свойств материала. Для проверки разработанных моделей результаты расчета твердости 140 легированных сталей после охлаждения с различными скоростями сопоставлены с экспериментальными данными.

Ключевые слова: фазовые превращения; легированная сталь; компьютерное моделирование; идентификация модели.

Как правило, цель компьютерного моделирования процесса сварки — оценка свариваемости, т.е. вероятности получения качественного (бездефектного) соединения с заданным комплексом свойств металла шва и зоны термического влияния (ЗТВ). Требуется также установить уровень и распределение остаточных сварочных напряжений и деформаций в сварном соединении для последующего контроля работоспособности сварной конструкции. Однако при этом нужно учитывать, что существенное влияние на точность получаемых результатов оказывает корректность учета фазовых превращений металла шва и ЗТВ.

Теория фазовых превращений стали и сплавов разработана давно, но ее применение затрудняет недостаток и недостоверность данных по сплавам различных марок. К тому же содержание компонентов сплава одной и той же марки имеет некоторый разброс, который влияет на параметры превращений. При сварке зоны сварного соединения подвержены различным и сложным термическим циклам, поэтому процедура экспериментального определения параметров (идентификация модели) длительная и дорогостоящая, требующая специального оборудования и квалифицированного персонала. В общем случае превращение носит диффузионный характер и развивается во времени. Кинетику процесса описывают степенным уравнением Аврами

$$p = 1 - \exp(at^n), \tag{1}$$

где p — степень превращения (процентное соотношение массы образовавшейся новой фазы к общей массе материала, участвующего в превращении); t — время протекания превращения; n и a — параметры процесса, зависящие от температуры. При некоторых температурах превращение идет не до конца. В этом случае доля массы материала, участвующего в превращении, от всей массы материала также может определяться температурой.

Для выявления и схематизации температурных зависимостей рассмотрим термокинетические диаграммы (ТКД) распада аустенита при охлаждении легированной стали (рис. 1). При анализе процесса распада аустенита (A) обычно рассматривают образование смеси из трех основных фаз: феррито-перлитной ( $\Phi\Pi$ ) (поскольку эти две фазы имеют близкие свойства и перекрывающиеся температурные интервалы превращений, их часто объединяют,), бейнитной ( $\mathcal{E}$ ) и мартенситной (M).

<sup>&</sup>lt;sup>1</sup> МГТУ им Н. Э. Баумана, Москва, Россия.



**Рис. 1.** Традиционная (*a*) и линейная (б)  $T_{KL}$  распада аустенита ( $A_3$  — температура начала распада аустенита)

ТКД наиболее надежны и в большей степени соответствуют условиям сварочных процессов. Если построить диаграмму в линейных координатах [1], выбрав в качестве аргумента скорость охлаждения w (рис. 1,  $\delta$ ), то линии охлаждения с постоянной скоростью примут вид вертикальных прямых, а границы  $\Phi\Pi$ - и E-превращений будут иметь протяженные практически прямолинейные наклонные участки. При этом тангенс угла  $\varphi$  наклона касательной к кривой начала превращения  $T_1(w)$  в каждой ее точке (рис. 2) будет равен инкубационному периоду превращения при соответствующей температуре [1]:

$$\tau_1 = \operatorname{tg} \varphi = \frac{\mathrm{d}T_1}{\mathrm{d}w}.$$
 (2)

Линейный характер участка кривой означает слабую зависимость скорости превращения от температуры в соответствующем температурном интервале. При распаде аустенита такие участки (скоростью превращения максимальна) наблюдаются в серединах температурных интервалов всех превращений диффузионного типа.

Если аппроксимировать кривые (см. рис. 1,  $\delta$ ) линейной функцией (см. рис. 2, a), то это позволит для каждого превращения найти эквивалентный температурный интервал, в пределах которого скорость превращения можно принять не зависящей от температуры, а за его пределами — равной нулю. Это соответствует преобразованию С-образной кривой на изотермической диаграмме превращения в П-образную (см. рис. 2,  $\delta$ ).

Такая аппроксимация приведет к некоторым погрешностям в пределах температурного интервала: на



**Рис. 2.** Схематизация термокинетической (*a*) и изотермической (*б*) диаграммы: н, к — границы интервала превращения; нэ, кэ — границы эквивалентного интервала; нл, кл — границы линейного участка с постоянной скоростью превращения

концах участков  $T_{\rm H} - T_{\rm H\Im}$  и  $T_{\rm K\Im} - T_{\rm K}$  реальная скорость превращения будет занижена (принята равной нулю), а на концах  $T_{\rm H\Im} - T_{\rm H\varPi}$  и  $T_{\rm K\varPi} - T_{\rm K\Im}$  — завышена (принята такой же, как в середине участка  $T_{\rm H\varPi} - T_{\rm K\varPi}$ ). При этом средняя скорость и количество образовавшейся фазы будут близки к реальным при любой скорости охлаждения (если она постоянна в пределах всего интервала).

Если построить на  $T_{\rm KJ}$  серию кривых, соответствующих различным уровням превращения, то они будут иметь вид, подобный кривой начала превращения (см. рис. 2, *a*), но с различным масштабом по оси *w* (чем выше процент превращения, тем меньше максимальная скорость охлаждения  $w_{\rm max}$ , при которой может быть достигнут такой процент). Однако температурные границы останутся одинаковыми при любой степени превращения.

Если образцы для построения  $T_{\rm KJ}$  испытывать не при постоянной скорости, а при постоянной интенсивности охлаждения (в условиях сварочного термического цикла), то температура будет снижаться по экспоненциальной зависимости

$$T = T_0 e^{-kt},\tag{3}$$

которую обычно характеризуют средней скоростью охлаждения в интервале от 600 до 500 °C ( $w_{6/5}$ ) или временем охлаждения от 800 до 500 °C ( $t_{8/5}$ ).

Для линейной аппроксимации  $T_{\rm KJ}$  необходимо использовать логарифмическую шкалу температуры. Подстановка  $\theta = \ln T$  приводит выражение (3) к виду

$$\theta = \theta_0 - kt, \tag{4}$$

т.е. к равномерному изменению во времени температурной функции  $\theta$ , которую можно использовать при расчетах вместо температуры. Тогда вместо равномерной скорости охлаждения можно использовать показатель экспоненты k или эквивалентные ему параметры  $w_{6/5}$  и  $1/t_{8/5}$ .

Для расчета параметров превращений по химическому составу сплава применяют регрессионные модели, которые получают обработкой ранее опубликованных экспериментальных диаграмм.

В качестве источника экспериментальных данных мы использовали атласы [2, 4, 5, 8]. Каждая из представленных в них  $T_{\rm KII}$  построена по результатам испы-



**Рис. 3.** Пример  $T_{KI}$  для стали, легированной Si и Mn [2]

таний достаточно большого числа образцов. Кроме линий начала ферритного (F), перлитного (P), бейнитного (Zw) и мартенситного (M) превращений, на диаграмме показаны графики изменения температуры образцов, а цифрами обозначены проценты образовавшихся фаз и твердость каждого образца после полного остывания (рис. 3).

На рис. 4 приведены кривые начала превращения на линейных  $T_{\rm KJ}$  для различных сталей.

Анализ опубликованных регрессионных моделей для расчета температуры границ интервалов превращений по химическому составу сталей [2, 3, 6, 7] показал, что ни одна из них не обеспечивает достаточной точности (максимальные отклонения от экспериментальных диаграмм превышали 100 градусов [2]). Поэтому мы построили новые модели (зависимости температур начала превращений в °C от содержания легирующих элементов в %):

$$T_{\Phi\Pi H} = 895 - 714C + 678C^2 + 91CMn - -77Mn + 28Cr - 60Ni - 434Al,$$
(5)

$$T_{\rm EH} = 700 - 237\rm{C} - 20\rm{Si} - 26\rm{Mn} - 23\rm{Cr} - - 24\rm{Ni} - 227\rm{Al} - 48\rm{Cu} - 89\rm{V} - 715\rm{Nb}.$$
(6)

Формулы (5) и (6) получены по результатам обработки соответственно 71 и 96 диаграмм с коэффициентами множественной корреляции *R*, ранвыми 0,96 и 0,94, и максимальными погрешностями в пределах 7 %.

Для построения моделей использовали диаграммы с достаточно высокой степенью гомогенизации аустенита (с температурой нагрева свыше 1000 °C) со следующими пределами легирования, %: 0,01 < C < < 0,5; Si < 1; Mn < 2; Cr < 2; Ni < 2; Mo < 1; V < 0,3; Nb < 0,1; Al < 0,1; Cu < 0,5; Ti < 0,05; W < 0,5 (суммарное содержание легирующих элементов не превышало 4 %, в том числе C + Cu < 0,7 %). В формулы вошли только те легирующие элементы, содержание которых оказывает существенное влияние на соответствующий параметр превращения. Влияние гомогенизации необходимо исследовать отдельно (в зависимости от мак-



Рис. 4. Зависимости температуры начала ФП-превращения различных сталей от скорости охлаждения

симальной температуры нагрева и времени пребывания в температурном интервале аустенитизации).

Полученные результаты могут быть в дальнейшем дополнены по мере получения новых экспериментальных данных. Возможно как расширение охватываемого состава легирования путем добавления в уравнения новых членов, так и создание отдельных моделей для каждого класса сталей.

При обработке диаграмм следует иметь в виду неточность и несогласованность существующих визуальных методов анализа итогового фазового состава по микрошлифам. Результаты измерения твердости, с которой коррелирует ряд других механических свойств материала, наиболее надежные и воспроизводимые. Именно твердость (HV) целесообразно принять в качестве критерия итогового фазового состава образца. Для этого необходимо получить зависимости HV от химического состава для каждой фазы. Такие зависимости по Виккерсу мы получили в результате регрессионного анализа данных [2, 4, 5, 8] (легирующие элементы и ограничения по легированию те же, что и для формул (5), (6):

$$HV_{\Phi\Pi} = 105 + 310C + 16Mn - 140Mo, \tag{7}$$

 $HV_{\rm b} = 195 + 136\rm{C} + 29\rm{Si} + 35\rm{Cr} +$ 

$$+29Ni + 132V + 10W + 173Al,$$
 (8)

$$HV_{\rm M} = 289 + 792\rm{C} + 37\rm{Si} + 15\rm{W}.$$
 (9)

Формулы (7) – (9) получены по результатам обработки данных соответственно 40, 42, 100 марок сталей со значениями R, равными 0,89, 0,96, 0,97, и погрешностями до 10, 10 и 3 %.

В случае совпадения твердости образца со значением, найденным по одной из формул (7) - (9), его принимали состоящим на 100 % из соответствующей фазы, а при промежуточных значениях *HV* находили фазовый состав из уравнения

$$HV = HV_{\Phi\Pi}p_{\Phi\Pi} + HV_{\rm B}p_{\rm B} + HV_{\rm M}p_{\rm M} + HV_{\rm A}p_{\rm A}, \quad (10)$$

где суммарная концентрация фаз р $_{\Phi\Pi} + p_{\rm F} + p_{\rm M} + p_{\rm A} =$ = 1. В случае наличия в составе стали только двух фаз



Рис. 5. Соотношение фазового состава и твердости стали

 $(\Phi\Pi + E, E + M)$  формула (10) позволяет однозначно рассчитать фазовый состав по твердости. В общем случае, когда уравнение содержит несколько неизвестных, возможна некоторая неоднозначность оценки фазового состава (процентного содержания  $\Phi\Pi$ , E, M и остаточного A).

На рис. 5 показана зависимость твердости стали от содержания бейнитной фазы, построенная по данным, приведенным на рис. 3. Линейный характер изменения твердости при переходе от  $\Phi\Pi$  к E и от E к M означает наличие у каждой из трех фаз фиксированного значения твердости ( $HV_{\Phi\Pi} = 170$ ,  $HV_{\rm b} = 240$ ,  $HV_{\rm M} = 450$ ) и позволяет объяснить зависимость твердости стали от скорости охлаждения только изменением фазового состава. Для сравнения квадратными точками (см. рис. 5) показаны результаты расчета твердости по формулам (8) – (10)  $HV_{\Phi\Pi} = 177$ ,  $HV_{\rm b} = 230$ ,  $HV_{\rm M} = 452$ ).

По рис. 5 можно также оценить точность результатов измерения фазового состава (см. рис. 3). Отклонение отдельных экспериментальных точек от аппроксимирующих линий  $\Delta p_{\rm b}$  достигает 7 %.

Для определения параметров уравнения Аврами (1) необходимы несколько пар значений p - t, которые можно получить из анализа итогового фазового состава стали, прошедшей различные режимы охлаждения. Время пребывания каждого образца в эквивалентном температурном интервале превращения находим по разности абсцисс точек пересечения кривой охлаждения (см. рис. 3) с границами соответствующего интервала, а количество образовавшейся фазы по итоговой твердости. При этом желательно использовать такие образцы, в которых образуются только две фазы с различными соотношениями процентного состава. Найденные пары значений наносим на диаграмму в логарифмических координатах. Если по одной оси диаграммы отложить ln t, а по другой —  $\ln [-\ln (1-p)]$ , то при n = const функция (1) отобразится прямой линией. По диаграмме можно оценить пригодность собранных данных для определения *n*. Если ряд точек лежит вблизи единой прямой, то в данном интервале температур n = const и его значение равно тангенсу наклона этой прямой к оси  $\ln t$ .

Итоговый фазовый состав стали 09ХГСНД при охлаждении ее с разными скоростями после нагре-



Рис. 6. Фазовый состав стали 09ХГСНД [3]



Рис. 7. Схема определения параметров уравнения Аврами

ва до 1350 °C представлен на рис. 6. Показатель скорости охлаждения  $\tau$  — время охлаждения в секундах в интервале температур 850 – 500 °C.

На рис. 7 те же данные для  $\Phi\Pi$ - и *Б*-превращений представлены в логарифмических координатах. Почти все черные точки, показывающие концентрацию  $\Phi\Pi$ -фазы ( $p_{\Phi\Pi}$ ), лежат вблизи одной прямой. Это означает, что кинетика образования  $\Phi\Pi$ -фазы стали 09ХГСНД может быть описана уравнением (1) с показателем экспоненты  $n_{\Phi\Pi} \approx 1$ .

Прямая, вблизи которой лежат светлые точки (концентрации бейнита  $p_{\rm b}$ ) на участке быстрого охлаждения ( $\tau < 5$  с), имеет больший наклон, показатель экспоненты в (1) для бейнита  $n_{\rm b} \approx 2,4$ . При более медленном охлаждении ( $\tau > 5$  с) значения  $p_{\rm b}$  располагаются ниже этой прямой в связи с тем, что значительная часть аустенита расходуется на образование  $\Phi\Pi$ -фазы, отчего итоговая концентрация бейнита снижается.

Для получения второго параметра уравнения Аврами можно использовать  $\tau_{50}$  — длительность охлаждения по сварочному термическому циклу в интервале

температур 850 – 500 °С, приводящую к появлению 50 % соответствующей фазы. Параметр определим по точке пересечения наклонных прямых превращения с линией уровня концентрации фазы p = 50 % (см. рис. 7). Для  $\Phi\Pi$ -фазы стали 09ХГСНД  $\tau_{50\Phi\Pi} \approx 35$  с, для бейнитной —  $\tau_{505} \approx 6$  с.

Для применения в расчетах уравнение (1) может быть преобразовано к виду

$$p = 1 - \exp\left[-\left(\frac{t}{t_{50}}\right)^n \ln 2\right],\tag{11}$$

где  $t_{50}$  — период полураспада (время до превращения половины начального количества распадающейся фазы). Его можно рассчитать, зная границы эквивалентного температурного интервала превращения ( $T_{\rm H} - T_{\rm K}$ ), в котором скорость превращения не зависит от температуры:

$$t_{50} = \tau_{50} \, \frac{ln T_{\rm H} - ln T_{\rm K}}{\ln 850 - \ln 500}.$$
 (12)

Для построения регрессионных моделей параметров уравнения Аврами использовали зависимости фазового состава и твердости от скорости охлаждения из атласов ТКД [2, 4, 8].

Как правило, при максимальной скорости охлаждения происходило только *М*-превращение, и твердость после полного остывания соответствовала твердости мартенсита. При меньшей скорости в фазовом составе появлялся бейнит. Его содержание оценивали по снижению твердости с помощью уравнения (10). Перечень легирующих элементов и ограничения по легированию были такими же, как для формул (5), (6).

Для Б-превращения имеем:

$$n_{\rm B} = 4 - 1.4 \text{C} + 0.2 \text{Si} - 1.2 \text{Mn} + 1.6 \text{V} - 2 \text{Cu}$$
 (13)

(49 марок сталей, R = 0.9,  $1.1 < n_{\rm E} < 3.6$ , погрешность до 26 %),

$$ln(\tau_{50b}) = -1,2 + 6,2C + 0,7Si + 1,25Mn + + 0,3Ni + 1,4Mo + 0,9V + 2Cu$$
(14)

(33 марки сталей, R = 0,89,  $1 < \ln(\tau_{50\text{Б}}) < 3,5$ , погрешность до 28 %).

Для ФП-превращения

$$n_{\Phi\Pi} = 1, 1 - 3, 6C + 0,55Mn + 0, 6Cr + 0, 3Ni - -1,9Cu - 0, 6Al + 3, 6C2 - 0, 4Mn2 + 2,9MnC$$
 (15)

(30 марок сталей,  $R = 0,89,0, 5 < n_{\Phi\Pi} < 1,3$ , погрешность до 17 %),

$$ln(\tau_{50\Phi\Pi}) = 0.72 + 1.1Si + 1.1Mn + 3.3Cr + 3.5Ni + 3.7Mo - 7Cu + 5.3Al - 5.2Ti + 9.7MnC (16)$$

(30 марок сталей, R = 0.94, значения от  $1.5 < \ln(\tau_{50\Phi\Pi}) < 5.7$ , погрешность до 19 %).

*М*-превращение может быть описано уравнением [9], аналогичным (11), но с использованием в качестве аргумента температуры вместо времени:

$$p = 1 - \exp[-b(T_{\rm MH} - T)].$$
 (17)

Параметры *М*-превращения получили обработкой 160 диаграмм из атласа [10], на которых были приведены температуры нескольких уровней *М*-превращения.

Температура начала М-превращения

 $T_{\rm MH} = 588 - C(597 - 134Si - 154Mn) - -74Si - 92Mn - 12Cr - 20Ni - 12Mo + 163Cu$  (18)

 $(R = 0.92, 186 < T_{\rm MH} < 455$  °С, погрешность до 40 °С).

Для коэффициента *b* проведенный анализ не выявил корреляции с химическим составом сталей. Область рассеяния значений *b* составила от 0,016 до 0,032, среднее значение b = 0,022 (для углеродистых сталей b = 0,011 [9]).

Объем имеющихся экспериментальных данных недостаточен для построения регрессионных моделей нижних границ (конца)  $\Phi\Pi$ - и *Б*-превращений. Поэтому приняли, что  $T_{\Phi\Pi K} = T_{\rm EH}$  и  $T_{\rm EK} = T_{\rm MH}$ . Такое допущение не оказывает существенного влияния на итоговый фазовый состав, а отсутствие перекрытия интервалов превращений (температур, при которых аустенит одновременно расходуется на образование нескольких фаз) упрощает алгоритм моделирования.

На рис. 8, *а* представлены результаты расчетов по (5), (6), (11) – (18) при определении фазового состава стали St 52-3, содержащей, %: 0,13 — C, 0,44 — Si, 1,25 — Mn, 0,77 — Cr, 0,06 — V, 0,77 — Cu. Рассчитанные зависимости содержания бейнита и феррито-перлитной смеси (линии) сопоставили с экспериментальными данными из [2] (светлые точки — содержание бейнита, темные — феррито-перлитной смеси).

Результаты сопоставления с экспериментом ТКД для той же стали представлены на рис. 8,  $\delta$ . Зеленые линии соответствуют появлению 1,5 и 10 % феррито-перлитной смеси, красные — бейнита. Точки отражают экспериментальные данные [2]. Согласно расчетам экспериментально определяемое начало превращения соответствует появлению 5 % новой фазы.

Для комплексной проверки разработанных моделей результаты расчета твердости 140 марок сталей из атласов [2, 4, 5] при различных скоростях охлаждения сопоставили с экспериментальными данными. По химическому составу сталей рассчитывали температурные и кинетические параметры превращений, а также значения твердости фазовых компонент. Затем для каждой скорости охлаждения — итоговый фазовый состав и по нему — твердость. При этом принимали, что аустенит, оставшийся после  $\Phi\Pi$ - и *Б*-превращений, полностью превращается в мартенсит. Результаты представлены на рис. 9 (коэффициент



**Рис. 8.** Рассчитанные зависимости фазового состава (*a*) и ТКД ( $\delta$ ) стали St 52-3

корреляции R = 0,9, стандартная ошибка — 37 единиц по Виккерсу).

Таким образом, представленный алгоритм получения и использования модели распада аустенита обеспечивает возможность моделирования фазовых превращений стали при произвольных циклах охлаждения.

При моделировании исходные данные включают начальную температуру, фазовый состав, а также температурный цикл (зависимость температуры от времени процесса). Сравнение текущего значения температуры с эквивалентными интервалами превращений показывает, какие из этих превращений происходят в данный момент. Формула (13) позволяет вначале определить текущее время данного превращения, а затем — новое содержание образующейся фазы с учетом времени пребывания в интервале превращения.

Если экспериментально найденные параметры превращений для конкретного сплава отсутствуют, они могут быть рассчитаны по химическому составу сплава с использованием представленных регрессионных моделей.

#### ЛИТЕРАТУРА

- 1. Куркин А. С., Макаров Э. Л., Куркин А. Б. Численное моделирование фазовых превращений при решении задач термопластичности / Сварка и диагностика. 2012. № 6. С. 18 – 23.
- Seyffarth P., Kuscher G. Schweiss-ZTU-Schaubilder. Berlin: Veb Verlag Technik, 1983. — 236 p.
- Касаткин О. Г., Зайффарт П. Интерполяционные модели для оценки фазового состава зоны термического влияния при дуговой сварке низколегированных сталей / Автоматическая сварка. 1984. № 1. С. 7 – 11.
- Brozda J., Pilarczyk J., Zeman M. F. Spawalnicze wykresy przemian austenitu CTPc-S. — Katowice: Slask, 1983. — 140 s.



Рис. 9. Сопоставление расчетных и экспериментальных значений твердости

- Попова Л. Е., Попов А. А. Диаграммы превращения аустенита в сталях и бета-растворах в сплавах титана. — М.: Металлургия, 1991. — 504 с.
- Коновалов А. В., Куркин А. С., Макаров Э. Л., Неровный В. М., Якушин Б. Ф. Теория сварочных процессов. — М.: Изд-во МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2007. — 752 с.
- Ефименко Л. А., Прыгаев А. К., Елагина О. Ю. Металловедение и термическая обработка сварных соединений. — М.: Логос, 2007. — 456 с.
- Шоршоров М. Х., Белов В. В. Фазовые превращения и изменение свойств стали при сварке. — М.: Наука, 1972. — 219 с.
- Koistinen D. P., Marburger R. E. A general equation prescribing the extent of the autenite-martensite transformation in pure iron-carbon alloys and plain carbon steels / Acta Mettalica. 1959. N 7. P. 59 – 60.
- Vander Voort G. F. Atlas of Time-Temperature Diagrams for Irons and Steels. — ASM International, 1991. — 766 p.

#### REFERENCES

- Kurkin A. S., Makarov É. L., Kurkin A. B. Chislennoe modelirovanie fazovykh prevrashchenii pri reshenii zadach termoplastichnosti [Numerical modeling of phase transformations during the solution of thermoplastic problems] / Svarka Diagn. 2012. N 6. P. 18 – 23 [in Russian].
- Seyffarth P., Kuscher G. Schweiss-ZTU-Schaubilder. Berlin: Veb Verlag Technik, 1983. — 236 p.
- Kasatkin O. G., Zaiffart P. Interpolyatsionnye modeli dlya otsenki fazovogo sostava zony termicheskogo vliyaniya pri dugovoi svarke nizkolegirovannykh stalei [Interpolation models for the phase composition estimation of heat-affected zone during arc welding of low-alloy steels] / Automat. Svarka. 1984. N 1. P. 7 – 11 [in Russian].
- Brozda J., Pilarczyk J., Zeman M. F. Spawalnicze wykresy przemian austenitu CTPc-S. — Katowice: Slask, 1983. — 140 s.
- Popova L. E., Popov A. A. Diagrammy prevrashcheniya austenita v stalyakh i beta-rastvorakh v splavakh titana [Diagrams of austenite transformations in steels and beta-solutions of titanium alloys]. — Moscow: Metallurgiya, 1991. — 504 p. [in Russian].
- Konovalov A. V., Kurkin A. S., Makarov Ŭ. L., Nerovnyi V. M., Yakushin B. F. Teoriya svarochnykh protsessov [Theory of welding processes]. — Moscow: Izd. MGTU im. N. Ŭ. Baumana, 2007. — 752 p. [in Russian].
- Efimenko L. A., Prygaev A. K., Elagina O. Yu. Metallovedenie i termicheskaya obrabotka svarnykh soedinenii [Material science and heat treatment of welded joints]. — Moscow: Logos, 2007. — 456 p. [in Russian].
- Shorshorov M. Kh., Belov V. V. Fazovye prevrashcheniya i izmenenie svoistv stali pri svarke [Phase transformations and changing of properties during welding]. — Moscow: Nauka, 1972. — 219 p. [in Russian].
- Koistinen D. P., Marburger R. E. A general equation prescribing the extent of the autenite-martensite transformation in pure iron-carbon alloys and plain carbon steels / Acta Mettalica. 1959. N 7. P. 59 – 60.
- Vander Voort G. F. Atlas of Time-Temperature Diagrams for Irons and Steels. — ASM International, 1991. — 766 p.