

УДК 669.01

Расчетное определение свойств легированных сталей на основе моделирования технологических процессов

А.С. Куркин

Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана, Российская Федерация, 105005, г. Москва, 2-я Бауманская ул., д. 5, стр. 1
E-mail: ackurkin@mail.ru

Тезисы. Представлена методика определения свойств материала на основе моделирования структурных превращений при изготовлении конструкции. Обосновано применение твердости в качестве объективного и воспроизводимого параметра, связывающего механические свойства легированной стали с ее химическим и фазовым составами. Приведены регрессионные модели для расчета твердости фазовых компонентов по химическому составу. Предложены процедура моделирования фазовых превращений стали при заданном термическом цикле и способы определения необходимых для этого параметров по опубликованным диаграммам структурных превращений различных марок сталей.

Свойства материала в различных зонах сварной конструкции определяются химическим составом и технологической наследственностью этих зон. Причем, как правило, изменения термомеханического воздействия на металл в процессе изготовления конструкции сильнее влияют на его важнейшие свойства, чем изменения химического состава (на этом, в частности, базируется использование марок стали с достаточно значительной вариацией легирования в пределах марки). В зоне термического влияния сварного шва могут возникать прослойки, свойства металла в которых отличаются на десятки процентов от свойств основного металла. Как правило, эти изменения свойств оказывают негативное воздействие на качество всей конструкции. Однако их можно использовать с целью улучшения необходимых свойств материала без дорогостоящего легирования. Для такого направленного воздействия необходимы надежные средства моделирования протекающих в материале физических процессов.

Научные основы моделирования структурных превращений металлов были заложены в середине XX в. в работах академика Колмогорова и ряда западных ученых [1–4]. Однако до настоящего времени задача расчетного прогнозирования свойств материала по его химическому составу и истории технологического воздействия далека от практического решения. Отчасти это можно объяснить ограниченными возможностями регулирования такого воздействия.

При литье, сварке, прокатке технологам приходится решать комплекс сложных задач, и получение требуемых свойств металла – лишь одна из них. Поэтому все нежелательные результаты технологического процесса часто пытаются исправить последующей термической обработкой. Однако в случае толстостенных массивных деталей ее возможности весьма ограничены. Управлять термическим циклом и процессами превращений удастся лишь в небольшом поверхностном слое такой детали.

Ситуация меняется по мере появления новых аддитивных технологий. Их первым представителем можно считать многослойную сварку, а современным вариантом – 3D печать. Когда вся масса материала образуется путем добавления небольших слоев, возникает возможность направленного воздействия на свойства материала в каждом слое. Но для этого средства моделирования процессов должны быть выведены на новый уровень.

Далее в статье показано развитие компьютерных методов определения свойств материала по его химическому составу и технологической наследственности.

Ключевые слова: сварная конструкция, свойства легированной стали, моделирование фазовых превращений стали, твердость стали, бейнит, феррито-перлит, диаграмма распада аустенита.

Корреляция твердости со структурным составом стали

Одной из проблем при обработке результатов экспериментальных исследований является отсутствие надежных средств количественной оценки структурного состава. Как правило, регистрируют косвенные параметры (плотность, магнитные свойства, тепловые эффекты), связь которых со структурой материала не является однозначной. Особенности применяемой регистрирующей аппаратуры и случайные факторы существенно влияют на получаемые результаты.

Анализ диаграмм структурных превращений стали показывает, что именно твердость является наиболее надежным и объективным параметром, однозначно связанным со структурным составом. На рис. 1 видно, что твердость (HV) стали существенно зависит от скорости охлаждения, которую можно рассчитать по времени охлаждения. В данном случае на диаграмме (см. рис. 1) это параметр $t_{8/5}$ – время охлаждения в интервале температур от 800 до 500 °С. Однако при наиболее высоких скоростях охлаждения ($t_{8/5} < t_{БС}$, см. рис. 1), когда в структурном составе преобладает мартенсит (М), твердость остается постоянной: $HV = HV_M$. Так же постоянна твердость при низких скоростях охлаждения $t_{8/5} > t_{ФПФ}$, см. рис. 1, обеспечивающих преобладание феррито-перлитной структуры (ФП): $HV = HV_{ФП}$. Из этого можно сделать вывод,

что существуют две структуры: мартенситная и феррито-перлитная, каждая из которых обладает вполне определенным комплексом механических свойств (в частности, твердостью).

Изменение твердости при охлаждении с различными скоростями связано с изменением процентного содержания этих структур. У некоторых сталей на диаграмме изменения HV (см. рис. 1) видна дополнительная горизонтальная площадка $t_{БФ} < t_{8/5} < t_{ФПС}$, соответствующая твердости третьей структуры – бейнита (Б): $HV = HV_B$. Такая явная площадка наблюдается только у тех сталей, в отношении которых при непрерывном охлаждении возможно получение чисто бейнитной структуры с малым содержанием мартенсита, феррито-перлита и остаточного аустенита (А). Между площадками имеются переходные области, где присутствуют две или три структуры. В интервале $t_{БС} < t_{8/5} < t_{БФ}$ (см. рис. 1) содержание бейнитной структуры возрастает от 1 до 99 %. Аналогично в интервале $t_{ФПС} < t_{8/5} < t_{ФПФ}$ увеличивается содержание феррито-перлитной 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. Для определения твердости бейнитной структуры можно воспользоваться диаграммами

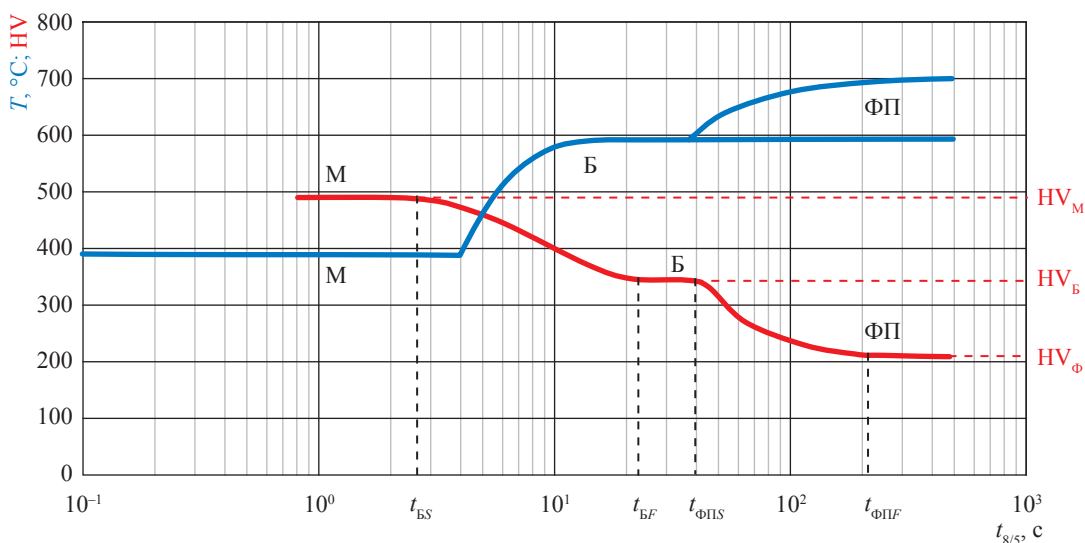


Рис. 1. Структурные превращения и твердость стали 26Г2С при различных скоростях охлаждения* [5]: T – температура

* На рис. 1 и далее в статье подстрочными индексами М, ФП, Б, А маркированы параметры, отвечающие соответствующим структурам (см. выше).

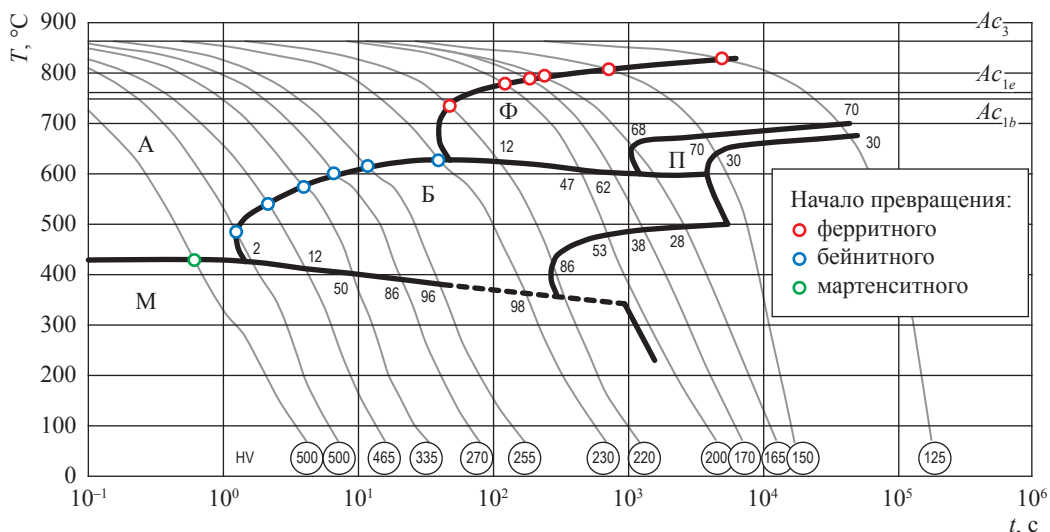


Рис. 2. Структурные превращения стали 20ГСМ при непрерывном охлаждении [6]: t – время охлаждения

распада аустенита при непрерывном охлаждении (рис. 2). Каждая из ниспадающих кривых показывает термический цикл охлаждения одного образца и заканчивается указанием на его итоговую твердость (см. значения HV в кружочке). Числа на пересечениях кривых термического цикла с линиями температуры начала следующего превращения показывают итоговый процент предыдущей структуры в составе данного образца.

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 дает значение твердости бейнитной структуры, а линии показывают изменение твердости при переходе от мартенсита к бейниту и от бейнита к феррито-перлиту. В общем случае твердость можно рассчитать по формуле

$$HV = p_{ФП}HV_{ФП} + p_BHV_B + p_MHV_M + p_AHV_A, \quad (1)$$

где p – процентное содержание фазы; суммарная концентрация всех фаз $p_{ФП} + p_B + p_M + p_A = 1$.

В случае наличия в составе стали только двух фаз (ФП + Б или Б + М) эта же формула (1) позволяет однозначно рассчитать фазовый состав по твердости. Для этого необходимо знать твердость фазовых компонентов. Регрессионный анализ данных из атласов [5–9] позволил получить для каждой фазы

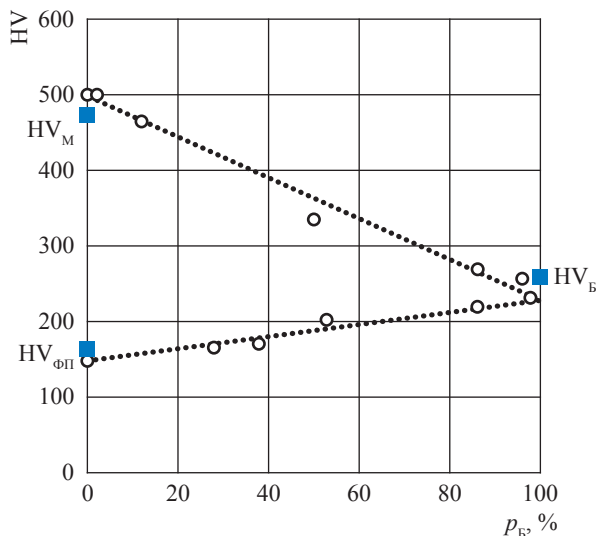


Рис. 3. Соотношение фазового состава и твердости стали 20ГСМ

зависимость твердости по Виккерсу от химического состава:

$$HV_{ФП} = 100 + 301C + 20Mn + 25Si - 41Mo + 57Al - 24Cu + 35V + 176Ti - 6W, \quad (2)$$

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

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

Формулы (2)–(4) получены по результатам обработки данных более 250 марок сталей с коэффициентами корреляции 0,93; 0,91

и 0,97 и стандартными отклонениями 16HV, 25HV и 33HV. Стали имели пределы легирования, %: $0,01 < C < 0,5$; $Si < 1$; $Mn < 2$; $Cr < 5$; $Ni < 5$; $Mo < 1$; $V < 1$; $Nb < 0,3$; $Al < 1$; $Cu < 1$; $Ti < 0,2$; $W < 4$ (суммарное содержание легирующих элементов не превышало 7 %). В каждую формулу вошли только те из перечисленных легирующих элементов, содержание которых оказывает существенное влияние на твердость фазы. Результаты расчета твердости по формулам (2)–(4) показаны квадратными точками на рис. 3: $HV_{ФП} = 161$; $HV_B = 259$; $HV_M = 474$.

Моделирование превращений для расчета фазового состава

Имеется возможность рассчитать механические свойства легированной стали в каждой точке конструкции, если известен термический цикл, испытанный ею в процессе изготовления. Вначале необходимо определить фазовый состав. Имеются несколько достаточно простых уравнений для описания кинетики фазовых превращений при постоянной температуре. Из них наиболее известными и проверенными являются уравнения Колмогорова – Аврами [1, 3, 4]

$$-\ln(1-p) = (vt)^n \quad (5)$$

и Остина – Рикетта [2]

$$\frac{p}{1-p} = (vt)^n. \quad (6)$$

Сопоставления этих уравнений проведены в ряде работ [10, 11]. Каждое из них содержит два параметра, зависящие от температуры, при которой протекает превращение: показатель экспоненты n и коэффициент скорости превращения v . Чтобы моделировать процессы превращений, для каждого вида протекающих превращений требуется знать температурные зависимости этих параметров применительно к каждой марке стали.

При моделировании термический цикл технологического процесса разбивают по времени t на достаточно мелкие шаги продолжительностью Δt . Температуру принимают постоянной в пределах шага, это позволяет использовать уравнения (5) или (6) для расчета доли новой фазы p в конце шага. В момент перехода к следующему шагу p не изменяется, а T изменяется скачкообразно.

В начале каждого шага следует рассчитать время t_0 , необходимое для получения исходного количества фазы p_0 при температуре данного шага. Значение t_0 можно найти из уравнений (5) или (6), подставив в них значения параметров n и v и p_0 вместо p . Зная Δt , можно рассчитать время конца шага $t_1 = t_0 + \Delta t$ и, подставив его в уравнение (5) или (6), получить долю новой фазы p_1 в конце шага.

Определение параметров превращения по изотермической диаграмме

Необходимые параметры n и v проще всего получить из изотермической диаграммы превращений. Для превращений, протекающих при распаде аустенита, диаграмма представляет собой серии С-образных кривых (рис. 4).

Каждая кривая показывает зависимость времени, необходимого для образования заданного процента новой фазы, от температуры T и позволяет получить функцию $v(T)$. Для получения зависимости $n(T)$ необходимо выбрать значение T и представить точки пересечения соответствующей горизонтальной прямой (см. на рис. 4 красные линии для ФП-превращения и синие – для Б-превращения) с С-образными кривыми в логарифмических координатах $\bar{p}(\bar{t})$. Для уравнения (5) выражения логарифмических координат имеют вид

$$\begin{aligned} \bar{t} &= \ln t; \\ \bar{p} &= \ln[-\ln(1-p)]; \end{aligned} \quad (7)$$

для уравнения (6) – вид

$$\begin{aligned} \bar{t} &= \ln t; \\ \bar{p} &= \ln\left(\frac{p}{1-p}\right). \end{aligned} \quad (8)$$

Логарифмирование приводит выражения (5) и (6) к линейному виду. Если точки на диаграмме $\bar{p}(\bar{t})$ лежат на одной прямой, то значение параметра n равно тангенсу угла наклона этой прямой к оси \bar{t} :

$$n = \frac{\Delta \bar{p}}{\Delta \bar{t}}. \quad (9)$$

В противном случае значения параметров не остаются постоянными в процессе изотермического превращения, что существенно усложняет моделирование. Здесь можно использовать различие формул (5) и (6). Следует выбрать ту из них, для которой диаграмма $\bar{p}(\bar{t})$ ближе к линейной. Это позволяет описать $n(T)$

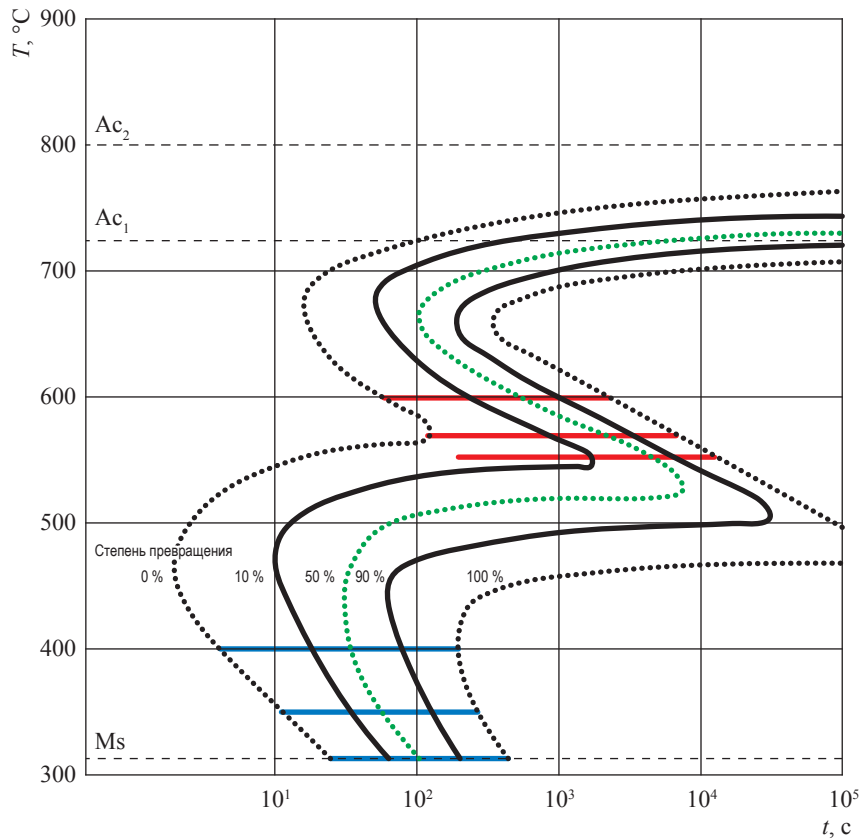


Рис. 4. Диаграмма изотермического превращения стали En19 (41ГХМ) [6]

и $\nu(T)$ достаточно простыми формулами [12]. На рис. 5 показана кинетическая диаграмма бейнитного превращения для стали En19 при температуре 400 °С (см. рис. 4) в двух видах логарифмических координат. Сопоставление показывает, что в данном случае целесообразно использовать для моделирования уравнение (6).

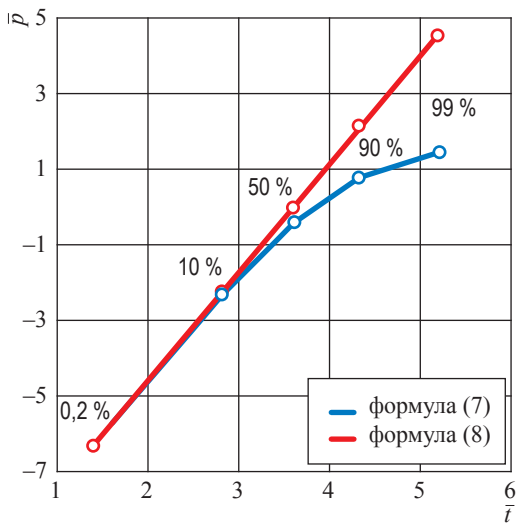


Рис. 5. Кинетическая диаграмма бейнитного превращения стали En19 при $T = 400$ °С

Определение параметров превращения по термокинетической диаграмме

В условиях заводской лаборатории более доступным является метод испытания материала при непрерывном нагреве или охлаждении с различными скоростями. Он не требует столь сложного оборудования и такой высокой квалификации персонала, как испытания в изотермических условиях, и при этом обеспечивает большую достоверность результатов за счет приближения условий испытаний к реальным технологическим процессам. Именно так получено большинство опубликованных в атласах [5–9] диаграмм (см. рис. 1, 2). На одной из них (см. рис. 1) аргументом является параметр $t_{8/5}$. Средняя скорость охлаждения в интервале температур от 800 до 500 °С

$$w_{8/5} = \frac{300}{t_{8/5}}. \tag{10}$$

Достоинством диаграммы на рис. 2 является возможность судить о количестве разновидностей испытанных при ее построении образцов. Их термические циклы показаны на диаграмме ниспадающими линиями, по ним также можно определить скорость

охлаждения w и построить график $HV(w)$, аналогичный рис. 1.

Сложность определения параметров фазовых превращений легированных сталей по таким диаграммам связана с тем, что при распаде аустенита происходит ряд превращений, и итоговая твердость является их суммарным результатом. На диаграмме представлены температуры начала каждого превращения. Обычно под началом превращения понимают появление в структурном составе 1 % новой фазы.

Чтобы воспользоваться термокинетической диаграммой распада аустенита, приходится принять ряд допущений, несколько снижающих точность определения параметров уравнений (5) или (6):

1) феррит и перлит имеют близкие свойства и перекрывающиеся температурные интервалы превращений, поэтому их целесообразно объединить в одну фазу ФП;

2) анализ формы С-образных кривых показывает, что для феррито-перлитного и бейнитного превращений параметры превращения n и v можно принять не зависящими от T . Это допущение возможно в том случае, если реальный термический цикл технологического процесса близок к условиям охлаждения образца при испытаниях (охлаждение с постоянной скоростью или при постоянной температуре окружающей среды);

3) при охлаждении различных образцов, а также точек реальной конструкции исходная температура равна максимальной температуре нагрева, а конечная – комнатной температуре. При различных скоростях охлаждения образцы проходят через те же интервалы температур, в каждом из которых протекает соответствующее превращение. Отличие состоит только в длительности пребывания материала в каждом из этих интервалов.

Согласно перечисленным допущениям в образовании ФП-фазы участвует весь имеющийся аустенит, и ее количество зависит только от времени пребывания в температурном интервале превращения. В бейнит превращается аустенит, оставшийся после ФП-превращения к моменту начала бейнитного превращения, в мартенсит – остаток аустенита от двух превращений (ФП и Б).

Рассмотрим результаты испытания двух образцов, охлаждавшихся с разными скоростями. Из допущений 2 и 3 следует, что зависимость температуры начала превращения от скорости

охлаждения является линейной, поскольку для всех образцов время $\tau_{\text{ФПС}}$ пребывания в температурном интервале ФП-превращения до появления 1 % ФП-фазы должно быть одинаковым. Это позволяет рассчитать инкубационный период превращения $\tau_{\text{ФПС}}$ и верхнюю границу температурного интервала $T_{\text{ФПС}}$ (температуру начала превращения при охлаждении с бесконечно малой скоростью):

$$\tau_{\text{ФПС}} = \frac{T_1 - T_2}{w_2 - w_1}; \quad (11)$$

$$T_{\text{ФПС}} = \frac{T_1 w_2 - T_2 w_1}{w_2 - w_1}, \quad (12)$$

где T_1 и T_2 – температуры начала превращения при скоростях охлаждения соответственно w_1 и w_2 (пара красных точек на рис. 2).

Аналогичные формулы можно использовать для определения параметров бейнитного превращения. Для этого необходимо охлаждение образцов с такими скоростями, при которых за время прохождения через температурный интервал ФП-превращения образуется менее 1 % ФП фазы.

Продолжим анализ зависимости твердости от времени $t_{8/5}$ и скорости охлаждения $w_{8/5}$ на рис. 1. Горизонтальный участок с минимальной твердостью $HV = HV_{\text{ФП}}$ при $t_{8/5} > t_{\text{ФПФ}}$ соответствует полному превращению аустенита в ФП, которое заканчивается раньше, чем пребывание образца в температурном интервале ФП-превращения. Наклонный участок при $t_{8/5} < t_{\text{ФПФ}}$ с более высокой твердостью означает, что после прохождения всего температурного интервала ФП-превращения $\Delta T_{\text{ФПС}} = T_{\text{ФПС}} - T_{\text{ФПФ}}$ распад аустенита не закончился, его оставшаяся часть превратилась в бейнит.

Следующий горизонтальный участок с $HV = HV_{\text{Б}}$ при $t_{8/5} < t_{\text{ФПФ}}$ начинается при такой скорости охлаждения, когда время пребывания образца в температурном интервале ФП-превращения меньше $T_{\text{ФПС}}$. Таким образом, в интервале $t_{\text{ФПС}} < t_{8/5} < t_{\text{ФПФ}}$ образуется смесь из двух фаз – ФП и Б, что позволяет при каждом значении w определить фазовый состав по формуле (1). Для этого необходимо предварительно рассчитать для данной марки стали твердости фаз ФП и Б по формулам (2) и (3).

Полученная зависимость $p_{\text{ФП}}(w)$ может быть использована для определения параметра превращения n по формуле (9), поскольку при неполном превращении время прохождения

образца через температурный интервал превращения $\Delta T_{\text{ФП}}$ обратно пропорционально скорости охлаждения w :

$$\bar{t} = \ln t = \ln \frac{\Delta T_{\text{ФП}}}{w} = \ln \Delta T_{\text{ФП}} - \ln w;$$

$$\Delta \bar{t} = \Delta(\ln t) = -\Delta(\ln w). \quad (13)$$

Зная $\tau_{\text{ФПС}}$ и n , можно по формулам (5) или (6) найти значение 2-го параметра превращения ν и рассчитать время $\tau_{\text{ФПФ}}$ завершения превращения (от начала ФП-превращения до образования 99 % ФП). Далее можно определить нижнюю границу температурного интервала ФП-превращения (см. рис. 1):

$$T_{\text{ФПФ}} = T_{\text{ФПС}} - \Delta T_{\text{ФП}} = T_{\text{ФПС}} - \tau_{\text{ФПФ}} \frac{300}{t_{\text{ФП}}}. \quad (14)$$

Таким образом, получены все необходимые для моделирования параметры ФП-превращения. Аналогичную работу можно проделать для бейнитного превращения, используя верхний участок диаграммы твердости на рис. 2 (от точки t_M).

Как правило, большая часть аустенита, оставшегося после ФП- и Б-превращений, трансформируется в мартенсит. Во многих случаях после закалки стали производят ее повторный нагрев, снижающий твердость. При моделировании этот процесс можно рассматривать как превращение мартенсита в бейнит, а затем в феррито-перлит. Методика его моделирования для расчета итоговой твердости представлена автором ранее [11].

Корреляция твердости с другими механическими свойствами

Одним из способов определения свойств стали является применение экспресс-методов испытания материала. Примером служит определение твердости в различных точках на поверхности детали с помощью твердомера. Процедура определения твердости достаточно проста и стандартизована. Испытания, проведенные разными исследователями, дают хорошую повторяемость результатов. Известно, что твердость находится в корреляции с остальными механическими свойствами материала, в первую очередь с пределом текучести и временным сопротивлением.

Э. Жанитским и М. Байертцом [13] приведены данные, свидетельствующие о подобии свойств ряда различных автомобильных

сталей. Были испытаны 14 марок сталей с достаточно широким интервалом содержания легирующих элементов, %: углерода – 0,25...0,5; марганца – 0,3...1,65; никеля – 0...3,75; хрома – 0...1,25; молибдена – 0...0,4. Все образцы вначале подвергались закалке с получением преимущественно мартенситной структуры. Затем за счет изменения температуры отпуска получали образцы различной твердости и испытывали их на разрыв. Химический состав и особенности термической обработки не оказали заметного влияния на соотношение твердости и других свойств – предела текучести, временного сопротивления и относительного удлинения. Для поперечного сужения эта закономерность наблюдалась в более узком диапазоне твердости, чем для остальных свойств.

Выявленные закономерности обобщены в ряде работ в виде корреляционных соотношений твердости с другими свойствами материала. По оценке авторов РД ЭО 0027-2005¹, они обеспечивают точность расчетного определения предела текучести в пределах 15 %, временного сопротивления – 10 %, относительного удлинения – 20 %, поперечного сужения – 30 %. Для металла сварных швов точность несколько хуже, чем для основного металла. Для конкретного материала можно, по-видимому, повысить точность формул, скорректировав их по результатам испытания нескольких образцов.

Экспресс-метод все же требует наличия образцов материала. Во многих случаях необходима полностью расчетная методика, опирающаяся на данные о химическом составе и условиях термической обработки. Целесообразно получить регрессионные модели для расчета всех необходимых свойств по химическому составу, аналогичные формулам (2)–(4) для твердости.

Представленная в работе двухэтапная методика расчета механических свойств легированной стали позволяет вначале по химическому составу стали и термическому циклу технологического процесса рассчитать твердость стали, а затем перейти к определению остальных ее свойств. Исходные данные для

¹ См. РД ЭО 0027-2005. Инструкция по определению механических свойств металла оборудования атомных станций безобразцовыми методами по характеристикам твердости.

расчета могут быть получены из опубликованных атласов диаграмм фазовых превращений. Статистическая обработка данных и их представление в виде регрессионных моделей позволяют повысить оперативность и достоверность расчетов.

Список литературы

1. Колмогоров А.Н. К статистической теории кристаллизации металлов / А.Н. Колмогоров // Изв. АН СССР. Серия математическая. – 1937. – № 3. – С. 355–359.
2. Austin J.B. Kinetics of the decomposition of austenite at constant temperature / J.B. Austin, R.L. Rickett // Transactions of the American Institute of Mining, Metallurgical, and Petroleum Engineers, Incorporated. – 1939. – Т. 135. – С. 396–443.
3. Johnson W.A. Reaction kinetics in processes of nucleation and growth / W.A. Johnson, R.F. Mehl // Transactions of the American Institute of Mining, Metallurgical, and Petroleum Engineers, Incorporated. – 1939. – Т. 135. – С. 416–468.
4. Avrami M. Kinetics of phase change. I: General theory / M. Avrami // Journal of Chemical Physics. – 1939. – Т. 7. – С. 1103–1112.
5. Brozda J. Spawalnicze wykresy przemian austenitu CTPc-S / J. Brozda, J. Pilarczyk, M. Zeman. – Katowice, Polska: Slask, 1983. – 140 с.
6. Vander Voort G.F. Atlas of time-temperature diagrams for irons and steels / G.F. Vander Voort. – Materials Park, OH: ASM International, 1991. – 766 с.
7. Seyffarth P. Schweiss-ZTU-Schaubilder / P. Seyffarth, G. Kuscher. – Berlin: Veb Verlag Technik, 1983. – 236 с.
8. Шоршоров М.Х. Фазовые превращения и изменение свойств стали при сварке / М.Х. Шоршоров, В.В. Белов. – М.: Наука, 1972. – 219 с.
9. Попова Л.Е. Диаграммы превращения аустенита в сталях и бета-раствора в сплавах титана / Л.Е. Попова, А.А. Попов. – М.: Металлургия, 1991. – 504 с.
10. Starink M.J. Kinetics of the decomposition of austenite at constant temperature / M.J. Starink // Journal of Material Science. – 1997. – Т. 32. – С. 397–415.
11. Куркин А.С. Исследование кинетики фазовых превращений легированной стали методами математического моделирования / А.С. Куркин // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 2019. – Т. 85. – № 12. – С. 25–32.
12. Куркин А.С. Обработка диаграмм изотермического распада аустенита для построения полных C-образных кривых / А.С. Куркин, В.Ю. Бобринская // Сварка и диагностика. – 2019. – № 2. – С. 32–37.
13. Janitzky E. The marked similarity in tensile properties of several heat treated SAE steels / E. Janitzky, M. Baeyertz // Metals handbook. – Materials Park, OH: American Society for Metals, 1939. – 515 с.

Calculation of properties for alloy steels using simulation of production processes

A.S. Kurkin

Bauman Moscow State Technical University, Bld. 1, Est. 5, 2nd Baumanskaya street,
Moscow, 105005, Russian Federation
E-mail: ackurkin@mail.ru

Abstract. This article presents a procedure for testing material properties using models of structural transformations occurred during fabrication of a welded structure. Author substantiates application of hardness as an objective and replicable parameter, which interlinks mechanical properties of an alloy steel and its chemical and phase composition. He highlights regression models for calculating hardness of the phase components according to their chemical composition, suggests a procedure to model phase transformations of steel when a thermal cycle is given, and lists few methods aimed at determination of necessary parameters according to the publicly released diagrams of structural transformations in steels of various grades.

Keywords: welded structure, behavior of alloy steel, simulation of phase transformations, steel hardness, bainite, ferrite-perlite, austenite decay diagram.

References

1. KOLMOGOROV, A.N. On the statistical theory of metal crystallization [K statisticheskoy teorii kristallizatsii metallov]. *Izvestiya AN SSSR. Seriya matematicheskaya*, 1937, no. 3, pp. 355–359. (Russ.).
2. AUSTIN, J.B., R.L. RICKETT. Kinetics of the decomposition of austenite at constant temperature. *Transactions of the American Institute of Mining, Metallurgical, and Petroleum Engineers, Incorporated*, 1939, vol. 135, pp. 396–443. ISSN 0096-4778.
3. JOHNSON, W.A., R.F. MEHL. Reaction kinetics in processes of nucleation and growth. *Transactions of the American Institute of Mining, Metallurgical, and Petroleum Engineers, Incorporated*, 1939, vol. 135, pp. 416–468.
4. AVRAMI, M. Kinetics of phase change. I: General theory. *Journal of Chemical Physics*, 1939, vol. 7, pp. 1103–1112. ISSN 0021-9606.
5. BROZDA, J., J. PILARCZYK, M. ZEMAN. *Spawalnicze wykresy przemian austenitu CTPc-S*. Katowice, Polska: Slask, 1983. (Pol.).
6. VANDER VOORT, G.F. *Atlas of time-temperature diagrams for irons and steels*. Materials Park, OH: ASM International, 1991.
7. SEYFFARTH, P., G. KUSCHER. *Schweiss-ZTU-Schaubilder*. Berlin: Veb Verlag Technik, 1983. (Germ.).
8. SHORSHOROV, M.Kh., V.V. BELOV. Phase transformations and changes of steel properties at welding [Fazovyie prevrashcheniya i izmeneniye svoystv stali pri svarke]. Moscow: Nauka, 1972. (Russ.).
9. POPOVA, L.Ye., A.A. POPOV. *Diagrams for transformations of austenite in steels and β -solution in titanium alloys* [Diagrammy prevrashcheniya austenite v stalyah i beta-rastvora v splavakh titana]. Moscow: Metallurgiya, 1991. (Russ.).
10. STARINK, M.J. Kinetics of the decomposition of austenite at constant temperature. *Journal of Material Science*, 1997, vol. 32, pp. 397–415. ISSN 0022-2461.
11. KURKIN, A.S. Studying kinetics of phase transformations of alloy steel using mathematical modelling [Issledovaniye kinetiki fazovykh prevrashcheniy legirovannoy stali metodami matematicheskogo modelirovaniya]. *Zavodskaya Laboratoriya. Diagnostika Materialov*, 2019, vol. 85, no. 12, pp. 25–32. ISSN 1028-6861. (Russ.).
12. KURKIN, A.S., V.Yu. BOBRINSKAYA. Processing diagrams for isothermal decay of austenite to plot full C-shaped curves [Obrabotka diagramm izotermicheskogo raspada austenite dlya postroyeniya polnykh C-obraznykh krivyykh]. *Svarka i Diagnostika*, 2019, no. 2, pp. 32–37. ISSN 2071-5234. (Russ.).
13. JANITZKY, E., M. BAEYERTZ. The marked similarity in tensile properties of several heat treated SAE steels. In: *Metals handbook*. Materials Park, OH: American Society for Metals, 1939.