

С. В. Бобыр

АНАЛИТИЧЕСКИЕ МОДЕЛИ ПРЕВРАЩЕНИЯ АУСТЕНИТА В СТАЛИ С УЧЕТОМ ВНУТРЕННИХ НАПРЯЖЕНИЙ

Институт черной металлургии им. З. И. Некрасова НАН Украины

Целью работы является обзор аналитических моделей распада аустенита с учетом внутренних напряжений, полученных различными авторами. Показано, что общим недостатком известных работ является пренебрежение влиянием напряженно-деформированного состояния, возникающего в процессе термообработки деталей, на кинетику структурных превращений, в то время как имеющиеся экспериментальные данные свидетельствуют о существенном влиянии напряжений и деформаций на структурные превращения. Установлено, что накопленные к настоящему времени экспериментальные данные не позволяют достоверно описать влияние напряженного состояния на структурные переходы при термообработке сталей для инструмента горячей деформации. Предложено простое теоретическое выражение для расчета количества образующегося мартенсита в зависимости от напряжения в γ -фазе. Теоретически показано, что учет действующего в γ -фазе напряжения приводит к повышению температуры конца образования мартенсита. Экспериментальное изучение указанного влияния особенно удобно проводить в изотермических условиях при одноосном растяжении. Показано, что для достоверного прогнозирования структурного состояния инструмента горячей деформации при термообработке необходимо проведение комплексного исследования, связанного с экспериментальным изучением влияния напряжений на превращения всех типов и создание на базе полученных опытных данных адекватной математической модели распада аустенита с учетом указанного влияния.

Ключевые слова: сталь, термообработка, структурные превращения, напряжения и деформации, мартенсит

Современное состояние вопроса

Экспериментальное исследование структурных превращений стали в результате термической обработки заключается в построении изотермических (ИТД) и термокинетических диаграмм (ТКД), а также в изучении ее прокаливаемости [1,2]. В тоже время, экспериментальное изучение структурных превращений имеет ограниченное применение. ИТД используются только для качественной оценки влияния химического состава на процесс распада аустенита. ТКД не могут дать достоверных сведений о структуре стали, если режим охлаждения отличается от режимов охлаждения в экспериментах. По этой причине ТКД используются только для количественной оценки устойчивости аустенита

при непрерывном охлаждении.

В области моделирования кинетики фазовых превращений наиболее фундаментальные исследования были проведены в работах А.Н. Колмогорова и М. Аврами, которые описывают аналитические уравнения, где объем вновь образуемой фазы ставится в зависимость от вероятности зарождения центров, линейной скорости их роста и прошедшего времени [3,4].

Фундаментальные обзоры математического моделирования процесса фазовых превращений представлен в работах [1,5,6], в которых указано, что существующие аналитические модели не учитывают явно процесс нестационарного зарождения, а это противоречит физике процесса. Также отмечено, что аналитические модели не позволяют рассматривать процесс образования отдельных зерен и их роста.

Помимо аналитических моделей существует подход, заключающийся в имитации процесса зарождения и роста на основе модели И.Л. Миркина, в которой предлагается изучать процесс кристаллизации с помощью двухмерных схем [7].

Модель учитывает стохастическую природу процесса, инкубационный период и позволяет получить размер зерна. В тоже время стохастическая природа образования центров кристаллизации в модели не реализована в полном объеме. В данной модели пространство расплава и кристаллов представляется в виде набора элементарных фрагментов, наподобие растрового изображения в компьютерной графике, что затрудняет реализацию модели в трехмерном пространстве, а также описание процесса в непрерывном пространстве и времени.

В работах [8-10] авторами развита диффузионная модель превращения аустенита, основанная на использовании физических принципов термодинамики. Полученные уравнения для скорости образования перлита и межпластиночного расстояния от величины переохлаждения с высокой степенью соответствуют экспериментальным данным для углеродистых сталей.

В работе [11] предложена методика расчета структурных превращений при произвольном охлаждении по ИТД, в которой для перехода от изотермической кинетики превращений к нестационарным температурным условиям применяется правило аддитивности. Указанное правило справедливо для изокинетических реакций, т. е. таких, для которых скорость процесса зависит только от V и t , а не от «термической траектории», по которой система пришла в данное состояние. В этом случае изотермическая кинетика процессов зарождения и роста обычно описывается уравнением Аврами [9]:

$$V_{\alpha} = 1 - \exp(-Kt^n), \quad (1)$$

где K , n – коэффициенты, зависящие от вида ИТД; V – объемная доля продукта превращения.

Уравнение Аврами, или, как оно еще называется, Колмогорова-Джонсона-Мейла-Аврами [6,7], используется во многих математических моделях, описывающих распад аустенита (см. например, [11-14]).

Аддитивность реакции заключается в следующем: если при температуре t_1 , за время τ_1 объемная доля продукта распада составляет $V = f(t_1, \tau_1)$, а затем температура резко меняется на t_2 , то ход превращения будет описываться кинетикой:

$$V = f(t_2, t + \tau_2 - \tau_1), \quad (2)$$

где τ_2 – время, необходимое для достижения степени превращения V_1 при температуре t_2 .

Описанный метод использован в работе [15], в которых уравнение (1) применено для описания распада аустенита как в перлитной, так и в бейнитной областях. Результаты расчета для перлитного превращения согласуются с экспериментальными данными. Однако интервал бейнитного превращения, определенный экспериментально, расположен выше, чем это прогнозируется при использовании правила аддитивности. Это коррелирует с результатами работ [16-18], подтверждающих, что процессы, протекающие в переохлажденном аустените во время инкубационного периода перлитного превращения в его верхней области, вызывают ускорение последующего бейнитного превращения. Для учета этого эффекта предложено смещать влево бейнитную область ИТД в зависимости от истории охлаждения по формулам:

$$\tau_{нб}^j = \tau_{нб}^{1-anj}, \quad \tau_{нб}^j / \tau_{кб}^j = \tau_{нб} / \tau_{кб}, \quad (3)$$

где $\tau_{нб}$ и $\tau_{нб}^j$ – время начала (конца) бейнитного превращения при мгновенном охлаждении до температуры выдержки и при непрерывном охлаждении соответственно; a_n – параметр, зависящий от химического состава стали; J – безразмерная величина.

С помощью численного эксперимента из условия лучшего согласования опытных и расчетных данных определены значения параметра a_n для некоторых марок стали.

Анализ представленных работ показывает, что математическое моделирование распада аустенита при термообработке возможно с применением как ТКД, так и ИТД. В первом случае предпочтительнее использование кинетических моделей. Во втором – целесообразно применение теории изокинетических реакций.

Общим недостатком описанных выше работ является пренебрежение влиянием напряженно-деформированного состояния, возникающего в процессе термообработки деталей, на кинетику структурных превращений, в то время как имеющиеся экспериментальные данные [19-22] свидетельствуют о существенном влиянии напряжений и деформаций на структурные превращения.

Целью настоящей работы является обзор аналитических моделей распада аустенита с учетом внутренних напряжений, полученных

различными авторами.

Изложение основных результатов исследования

Напряжения при термической обработке стальных изделий возникают вследствие объемных деформаций, связанных с неравномерностью температурного поля и неодновременностью протекания структурных превращений. Причем деформации, обусловленные структурными переходами, соизмеримы с температурными деформациями [23]. Описание температурных и структурных деформаций обычно проводится с помощью суммарного коэффициента линейного расширения, равного [3]:

$$a = d\varepsilon / dt, \quad (4)$$

где ε - свободная деформация, учитывающая температурные и структурные изменения. Значения ε можно определить по дилатограмме [3] стали в зависимости от структурного состава исходя из правила аддитивности [24].

Выполненные в работах [19-21] исследования проводились в изотермических условиях при одноосном растяжении. Установлено, что пластическая деформация порядка 20...30% значительно уменьшает инкубационный период и увеличивает скорость протекания перлитного превращения. Для бейнитного превращения характерно ускорение процесса в ходе самого деформирования, при снятии нагрузки скорость превращения довольно быстро понижается до своего «нормального» значения. Таким образом, определяющим фактором ускорения бейнитного превращения является действующее напряжение [19]. Пластическая деформация, сопутствующая нагружению, оказывает значительно меньшее влияние и не может быть отнесена к ускоряющим факторам.

Максимальная скорость бейнитного превращения в ненагруженном состоянии приходится на середину процесса, однако для превращения под нагрузкой характерно увеличение скорости распада аустенита на начальных стадиях процесса [20]. Данный факт объясняется ускорением перестройки кристаллической решетки под напряжением, что в свою очередь приводит к уменьшению продолжительности диффузионных процессов перераспределения углерода, необходимых для хода превращения, и, как следствие, к замедлению реакции на заключительных стадиях. Этим же объясняется уменьшение предельной степени распада аустенита при увеличении нагрузки. В статье [19] отмечено, что зависимость кинетических параметров бейнитного превращения от действующего напряжения должна быть «сильной» (экспоненциальной).

Исследование мартенситного превращения [23] показало, что приложенное напряжение повышает температуру начала превращения и ускоряет процесс на начальной стадии. В дальнейшем превращение идет менее интенсивно и заканчивается при температуре, более низкой, чем в

ненагруженном состоянии. Вид нагружения (растяжение или кручение) практически не оказывает влияния на полученные результаты. Содержание остаточного аустенита повышается при увеличении нагрузки [22]. Приведенные факты указывают на аналогичный характер влияния напряжений на бейнитное и мартенситное превращения, что объясняется одинаковым (сдвиговым) механизмом превращений.

Перлитное превращение, являющееся диффузионным процессом, на внешнее напряжение реагирует иначе и значительно слабее [20]. При изучении влияния всестороннего сжатия на ход не мартенситных превращений в доэвтектоидных сталях зафиксировано замедляющее воздействие.

В работе [25] предложена математическая модель закалки стали с учетом влияния напряжений на перлитное и мартенситное превращения. Для описания перлитного превращения в неизотермических условиях использована теория изокинетических реакций [9]. Принято, что ход перлитного превращения зависит от среднего напряжения. При описании изотермической кинетики по уравнению Аврами (1) предложено заменить коэффициент K следующим выражением:

$$K_a = K(t) \exp(nc\sigma_0), \quad (5)$$

где σ_0 – среднее напряжение [26]; c – экспериментально найденный коэффициент, t – температура стали.

Для мартенситного превращения принята зависимость от интенсивности напряжений:

$$V_m = (1 - V_p) \{ 1 - \exp[-a(M_s - t + b \sigma_i)] \}, \quad (6)$$

где σ_i – интенсивность напряжений [26]; a , b – константы, полученные экспериментально.

В работе [27] описанный подход обобщен на случай последовательного распада аустенита в перлитной, бейнитной и мартенситной областях. При математическом моделировании перлитного и бейнитного превращений использованы формулы, аналогичные полученным в работе [28] для бейнитного превращения без нагрузки в предположении аддитивного хода процесса. Объемную долю перлита при произвольном режиме охлаждения с учетом зависимости (5) определяют по формуле:

$$V = 1 - \exp \left[- \left\{ \int_{\tau_1}^{\tau} K_p(t)^{1/a} \exp(c_p \sigma_0) d\tau \right\}^a \right] \quad (7)$$

Применительно к бейнитному превращению использовано более сложное выражение:

$$V = (1 - V_b) m \exp \left[- \left\{ \int_{\tau_1}^{\tau} Kb(t)^{1/a} \exp(c_b \sigma_0) d\tau \right\}^a \right] \quad (8)$$

Множитель m позволяет учесть наличие у многих легированных сталей предельной степени бейнитного превращения, которая при заданных температуре и напряженно-деформированном состоянии не может быть превышена при увеличении продолжительности процесса. Значение m вычисляют по формуле:

$$m = (B_s - t + a_B \sigma_0 + b_1 \sigma_1 + g_B \varepsilon_1^p) d, \quad (9)$$

где B_s – температура начала бейнитного превращения в стали, не подвергающейся механическому воздействию; ε_1^p – интенсивность пластических деформаций [26]; a_B , b_1 , g_B , d – эмпирические константы.

Для мартенситного превращения использовано уравнение [29]:

$$V_M = (1 - V_p - V_B) \{ 1 - \exp[-a(M_s - t + a_M \sigma_0 + b_M^i \sigma_1 + g_M \varepsilon_1^p)] \}, \quad (10)$$

где a_M , b_M^i , g_M , a – эмпирические константы.

Вследствие отсутствия экспериментальных данных для определения многочисленных параметров математической модели, значения части констант положены равными нулю, другие приближенно приняты по работам [18]. Расчеты произведены для закалки на бейнит в воде цилиндрических деталей диаметром 1 м с варьированием констант. В ходе численного эксперимента выявлена существенная зависимость определяемого структурного состава от задания констант.

Основное допущение работы, заключающееся в том, что смещение области бейнитных превращений ИТД описывается так же, как для перлитной, соотношением (5), вряд ли оправдано. Бейнитное превращение, как и мартенситное, имеет сдвиговый характер [20], и поэтому для него, как и для мартенситного превращения [25], целесообразно принять зависимость кинетических параметров процесса от интенсивности напряжений. Такое предположение сделано в работе [30], в которой смещение ИТД под действием сложного напряженного состояния осуществлено по зависимостям, полученным для простого растяжения при замене σ на σ_i .

Кроме указанного недостатка следует отметить, что умножение выражения в фигурных скобках уравнения (8) на величину m , зависящую от температуры, приводит к нарушению правила аддитивности (правила Шайля), определяемого условием [31]:

$$\int_{\tau_1}^{\tau_2} \frac{d\tau}{\tau_v(t)} = 1 \quad (11)$$

где $\tau_v(t)$ – время изотермического достижения степени превращения V при температуре t ; $\tau_2 - \tau_1$ – время достижения при неизотермическом процессе.

Авторами статьи [32] при исследовании ускорения хода мартенситного превращения под действием растягивающих напряжений, протекающего при отрицательных температурах в хромоникелевых сталях, сделано предположение, что кинетика распада зависит как от среднего напряжения, так и от интенсивности напряжений.

В работе [33] теоретически найдено выражение, устанавливающее влияние уровня напряжений в γ -фазе на скорость образования мартенсита dn_α/dt :

$$dn_\alpha/dt = (L_{11}\Delta\varphi + L_{12}\sigma_\gamma)e^{-\frac{v}{L}t}. \quad (12)$$

где $\Delta\varphi$ – термодинамическая сила для железа – изменение химического потенциала при переходе частиц из γ -фазы в α -фазу, σ_γ – напряжение в γ -фазе; L_{11} и L_{12} – коэффициенты, зависящие от температуры превращения; v – скорость распространения микродеформации в образце (~ 1000 м/с); L – характеристическое расстояние, на которое распространяется микродеформация сдвига (размер мартенситных реек или пластин). На начальном этапе образования структуры сдвига оно имеет величину порядка диаметра аустенитного зерна (~ 100 мкм), а затем при понижении температуры уменьшается [33].

Интегрируя скорость образования мартенсита, определяемую формулой (12) при постоянной температуре и времени от 0 до ∞ , получаем следующее простое теоретическое выражение для расчета количества образующегося мартенсита в зависимости от напряжения в γ -фазе:

$$n_\alpha = n_{\alpha 0} + L_{12} \sigma_\gamma, \quad (13)$$

где $n_{\alpha 0}$ – количество мартенсита, которое образуется при отсутствии напряжений в γ -фазе. Это количество может быть рассчитано по формуле Козытина – Марбургера [34], или по более точной формуле, предложенному в работе [35]:

$$n_{\alpha 0} = A_m \left(1 - \exp \left(-K_\alpha \frac{M_s - T}{T - M_f} \right) \right) \quad (14)$$

где A_m – количество аустенита, сохранившегося до температуры M_s ; M_s – температура начала образования мартенсита; M_f – температура конца образования мартенсита; K_α – коэффициент, характеризующий скорость образования мартенсита вблизи температуры M_s .

Учет действующего в γ -фазе напряжения по выражениям (13) и (14) приводит к повышению температуры конца образования мартенсита M_f .

Тем не менее, накопленные к настоящему времени экспериментальные данные не позволяют достоверно описать влияние напряженного состояния на структурные переходы при термообработке сталей для инструмента горячей деформации. Изучение указанного

влияния особенно удобно проводить в изотермических условиях при одноосном растяжении. Для достоверного прогнозирования структурного состояния инструмента горячей деформации при термообработке необходимо проведение комплексного исследования, связанного с экспериментальным изучением влияния напряжений на превращения всех типов и создание на базе полученных опытных данных адекватной математической модели распада аустенита с учетом указанного влияния.

Выводы

1. Анализ представленных работ показывает, что математическое моделирование распада аустенита при термообработке возможно с применением как ТКД, так и ИТД. В первом случае предпочтительнее использование кинетических моделей. Во втором – целесообразно применение теории изокинетических реакций. При этом обычно не учитывается влияние напряженно-деформированного состояния, возникающего в процессе термообработки деталей, на кинетику структурных превращений.

2. Накопленные к настоящему времени экспериментальные данные не позволяют достоверно описать влияние напряженного состояния на структурные переходы при термообработке сталей. Предложено простое теоретическое выражение для расчета количества образующегося мартенсита в зависимости от напряжения в γ -фазе.

3. Для достоверного прогнозирования структурного состояния инструмента горячей деформации при термообработке необходимо проведение комплексного исследования, связанного с экспериментальным изучением влияния напряжений на превращения всех типов и создание на базе полученных опытных данных адекватной математической модели распада аустенита с учетом указанного влияния.

Библиографический список

1. *Физическое* металловедение: Пер. с англ. Т.2. Фазовые превращения / Под ред. Р. Кана и П. Хаазена - М.: Металлургия, 1987. – 492с.
2. *Курдюмов Г.В., Утевский Л.М., Энтин Р.И.*, Превращения в железе и стали - М.: Наука: 1977, - 238с.
3. *Колмогоров А.Н.* Известия АН СССР, серия математическая, 1937, №3, с. 355.
4. *Avrami M.* Kinetics of phase change. I. General theory [J]. Journal of Chemical Physics, 1939, 7(12) P.1103-1112.
5. *Любов Б.Я.*. Кинетическая теория фазовых превращений. – М.: Металлургия, 1969. – 264с.
6. *Кристиан Дж.* Теория превращений в металлах и сплавах. Ч.1. Термодинамика и общая кинетика. – М.: Мир, 1978. – 808с.
7. *Миркин И.Л.* Исследование эвтектоидной кристаллизации стали // Структура и свойства сталей и сплавов: сб. тр. Моск. ин-та стали – М.: Оборонгиз, 1941. – С.5-158.

8. *Большаков В.И., Бобырь С.В.* Кинетические параметры образования перлита в железоуглеродистых сплавах//МиТОМ, 2004, -№8. – С.11-15.
9. *Бобырь С.В., Большаков В.И.* Модели и характеристики прерывистого превращения аустенита в железоуглеродистых сплавах//Успехи физики металлов, 2014, Т.15, С.123-150.
10. *Бобырь С.В., Большаков В.И.* Анализ стационарного эвтектоидного превращения в углеродистой стали на основе положений неравновесной термодинамики //Металлофизика и новейшие технологии, 2016, т. 38, № 7, С.983-995.
11. *Юдин Ю.В., Фарбер В.М.* Особенности кинетики распада переохлажденного аустенита легированных сталей в перлитной области // МиТОМ, 2001. - №2. – С.3-8.
12. *Khan S.A., Bhadeshia H.K.D.H.* The bainite transformation in chemically heterogeneous 300M high-strength steel // Met. Trans., 1990., Vol. 21a, P. 859-875.
13. *Sun N.X., Liu X.D., Lu K.* An explanation to the anomalous Avrami exponent // Scrip. Matr. 1996., Vol. 34, №38., P.1201-1207.
14. *Bhadeshia H.K.D.H.* Some phase transformation in steel // Mater. Sci. and Technol., 1999, Vol. 15, P. 22-29.
15. *Власова Н. В., Адамова Н.А., Сорокин В.Г.* Напряженно-деформированное состояние стальных деталей при регулируемом охлаждении // МиТОМ, 1986., №12, С. 37-41.
16. *Баннова М.И.* Параметры роста α -фазы и связь с устойчивостью аустенита в промежуточной области // Физика металлов и металловедение, 1975, Т.40, Вып. 6, С. 1319-1320.
17. *Об инкубационном периоде перлитного превращения / Л.А. Алексеев, Р.Б. Леви, Л.И. Коган и др. // Физика металлов и металловедение, 1979, Т.47, Вып. 5., С.1005-1009.*
18. *О процессах, протекающих в переохлажденном аустените перед перлитным превращением / А.В. Кулемин, С.З. Некрасова, Р.И. Энтин, В.А. Мешалкин. // Изв. АН Металлы. 1982, №3, С.68-80.*
19. *Зин Чер К., Мартинович И.И., Фалдин А.А.* Влияние напряжений и деформаций на бейнитное превращение в сталях // Новые конструкционные стали и методы их упрочнения: Материалы семинара. – М.: МДНТП, 1984. – С.41-45.
20. *Займовский В.А., Фалдин А.А.* Эффект запоминания формы и структурная наследственность в стали 40ХНЗМ // Физика металлов и металловедение, 1984. – Т.58. – Вып.1. – С.106-112.
21. *О причинах ускорения бейнитного превращения при низкотемпературной деформации аустенита / В.А. Займовский, В.А. Мартинович, О.В. Самедов, А.А. Фалдин // Физика металлов и металловедение, 1986. – Т.61. – Вып.4. – С.760-768.*
22. *Деформирование металлов в условиях проявления пластичности превращения / И.Н. Андронов, С.Л. Кузьмин, В.А. Лихачев и др. // Проблемы прочности, 1983. - №5. – С.96-100.*
23. *Абрамов В.В.* Напряжения и деформации при термической обработке стали. – К.: Вища школа, 1985. – 133с.

24. *Морозов Н.П.* Производство и эксплуатация крупных опорных валков /Н.П. Морозов, В.А. Николаев, В.П. Полухин, А.М. Легун/ – М.: Metallurgy, 1977. – 77с.
25. *Wang Z-G., Inoue T.* Analysis of temperature, structure and stress during queching // Journal of the Society Materials Science of Japan. – 1983. - №360 – P.991-1003.
26. *Теоретические основы обработки металлов давлением./* Б.М. Илюкович, А.П. Огурцов, Н.Е. Нехаев, С.В. Ершов. Т.2. – Днепропетровск: РВА «Днепр-ВАЛ», 2002. – 485с.
27. *Лошкарев В.Е.* Математическое моделирование процесса закалки с учетом влияния напряжений на структурные превращения в стали // МиТОМ, 1986. - № 1. – С.86-69.
28. *Utemoto M., Horiuchi K., Tamura I.* Transformation kinetic of bainite during isothermal holding and continuous cooling // Transaction of the Iron and Steel Institute of Japan. – 1982.- Vol 31.- №360. – P.991-1003.
29. *Вафин Р.К., Покровский А.М., Лешковцев В.Г.* Прочность термообрабатываемых прокатных валков. – М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2004. – 264с.
30. *Contribution des contraintes internes d'origine thermice dans le calcul de l'avancement des transformation de phase refroidissement continu d'un acier XC80 /* S. Denis, C. Bas, F.M.B. Fernandes, A. Simon // Memoires et Etudes Scientifique Revue de Metallurgie. – 1986. – Vol. 83. - №10. – P.533-541.
31. *Чернышев А.П.* Компьютерное моделирование структурных и фазовых превращений в неизотермических условиях // Изв. Вузов. Черная металлургия. – 2001. - №2. – С.27-29.
32. *Tanaka K., Sato Y.* Analysis of super-plastic deformation during isothermal martensitic transformation // Res. Mechanica, - 1986. – Vol.17. - №3. – P.241-252.
33. *Bobyр S.V.* Non-equilibrium thermodynamic model austenitic non-diffusion transformation in iron-based alloys. / Machines. Technologies. Materials. International Scientific Journal, 2018., Is. 10, P.415-418.
34. *Christian J.W.* The Theory of Transformations in Metals and Alloys, 1st Edition, Pergamon Press, Oxford, UK, 2002.
35. *Krot P.V., Bobyr S.V., Dedik M.O.* Simulation of backup rolls quenching with experimental study of deep cryogenic treatment / Int. J. of Microstructure and Materials Properties, 2017, Vol.12, No.3/4. – P. 259– 275.

Reference

1. *Fizicheskoye metallovedeniye: Per. s angl. T.2. Fazovyye prevrashcheniya /* Pod red. R. Kana i P. Khaazena - М.: Metallurgiya, 1987. – 492s.
2. *Kurdyumov G.V., Utevskiy L.M., Entin R.I.* Prevrashcheniya v zheleze i stali - М.: Nauka: 1977, - 238s.
3. *Kolmogorov A.N.* Izvestiya AN SSSR, seriya matematicheskaya, 1937, №3, s. 355.
4. *Avrami M.* Kinetics of phase change. I. General theory [J]. Journal of Chemical Physics, 1939, 7(12) P.1103-1112.
5. *Lyubov B.YA..* Kineticheskaya teoriya fazovykh prevrashcheniy. – М.: Metallurgiya, 1969. – 264s.
6. *Kristian Dzh.* Teoriya prevrashcheniy v metallakh i splavakh. CH.1. Termodinamika i obshchaya kinetika. – М.: Mir, 1978. – 808s.

7. *Mirkin I.L.* Issledovaniye evtektoidnoy kristallizatsii stali // *Struktura i svoystva staley i splavov*: sb. tr. Mosk. in-ta stali – M.: Oborongiz, 1941. – S.5-158.
8. *Bol'shakov V.I., Bobyr' S.V.* Kineticheskiye parametry obrazovaniya perlita v zhelezouglerodistykh splavakh//*MiTOM*, 2004, -№8. – S.11-15.
9. *Bobyr' S.V., Bol'shakov V.I.* Modeli i kharakteristiki preryvistogo prevrashcheniya austenita v zhelezouglerodistykh splavakh//*Uspekhi fiziki metallov*, 2014, T.15, S.123-150.
10. *Bobyr' S.V., Bol'shakov V.I.* Analiz statsionarnogo evtektoidnogo prevrashcheniya v uglerodistoy stali na osnove polozheniy neravnovesnoy termodinamiki //*Metallofizika i noveyshiye tekhnologii*, 2016, t. 38, № 7, S.983-995.
11. *Yudin YU.V., Farber V.M.* Osobennosti kinetiki raspada pereokhlazhdenogo austenita legirovannykh staley v perlitnoy oblasti // *MiTOM*, 2001. - №2. – S.3-8.
12. *Khan S.A., Bhadeshia H.K.D.H.* The bainite transformation in chemically heterogeneous 300M high-strength steel // *Met. Trans.*, 1990., Vol. 21a, P. 859-875.
13. *Sun N.X., Liu X.D., Lu K.* An explanation to the anomalous Avrami exponent // *Scrip. Matr.* 1996., Vol. 34, №38., P.1201-1207.
14. *Bhadeshia H.K.D.H.* Some phase transformation in steel // *Mater. Sci. and Technol.*, 1999, Vol. 15, P. 22-29.
15. *Vlasova N. V., Adamova N.A., Sorokin V.G.* Napryazhenno-deformirovannoye sostoyaniye stal'nykh detaley pri reguliruyemom okhlazhdenii // *MiTOM*, 1986., №12, S. 37-41.
16. *Bannova M.I.* Parametry rosta a-fazy i svyaz' s ustoychivost'yu austenita v promezhutochnoy oblasti // *Fizika metallov i metallovedeniye*, 1975, T.40, Vyp. 6, S. 1319-1320.
17. *Ob inkubatsionnom periode perlitnogo prevrashcheniya* / L.A. Alekseyev, R.B. Levi, L.I. Kogan i dr. // *Fizika metallov i metallovedeniye*, 1979, T.47, Vyp. 5., S.1005-1009.
18. *O protsessakh, protekayushchikh v pereokhlazhdenom austenite pered perlitnym prevrashcheniyem* / A.V. Kulemin, S.Z. Nekrasova, R.I. Entin, V.A. Meshalkin. // *Izv. AN Metally.* 1982, №3, S.68-80.
19. *Zin Cher K., Martinovich I.I., Faldin A.A.* Vliyaniye napryazheniy i deformatsiy na beynitnoye prevrashcheniye v stalyakh // *Novyye konstruksionnyye stali i metody ikh uprochneniya: Materialy seminar.* – M.: MDNTP, 1984. – S.41-45.
20. *Zaymovskiy V.A., Faldin A.A.* Effekt zapominaniya formy i strukturnaya nasledstvennost' v stali 40KHN3M // *Fizika metallov i metallovedeniye*, 1984. – T.58. – Vyp.1. – S.106-112.
21. *O prichinakh uskoreniya beynitnogo prevrashcheniya pri nizkotemperaturnoy deformatsii austenita* / V.A. Zaymovskiy, V.A. Martinovich, O.V. Samedov, A.A. Faldin // *Fizika metallov i metallovedeniye*, 1986. – T.61. – Vyp.4. – S.760-768.
22. *Deformirovaniye metallov v usloviyakh proyavleniya plastichnosti prevrashcheniya* / I.N. Andronov, S.L. Kuz'min, V.A. Likhachev i dr. // *Problemy prochnosti*, 1983. - №5. – S.96-100.
23. *Abramov V.V.* Napryazheniya i deformatsii pri termicheskoy obrabotke stali. – K.: Vishcha shkola, 1985. – 133s.
24. *Morozov N.P.* Proizvodstvo i ekspluatatsiya krupnykh opornykh valkov /N.P. Morozov, V.A. Nikolayev, V.P. Polukhin, A.M. Legun/ – M.: Metallurgiya, 1977. – 77s.

25. Wang Z.-G., Inoue T. Analysis of temperature, structure and stress during queching // Journal of the Society Materials Science of Japan. – 1983. - №360 – P.991-1003.
26. *Teoreticheskiye osnovy obrabotki metallov davleniyem.* / B.M. Ilyukovich, A.P. Ogurtsov, N.Ye. Nekhayev, S.V. Yershov T.2. – Dnepropetrovsk: RVA «Dnepr-VAL», 2002. – 485s.
27. Loshkarev V.Ye. Matematicheskoye modelirovaniye protsessa zakalki s uchetom vliyaniya napryazheniy na strukturnyye prevrashcheniya v stali // *MiTOM*, 1986. - № 1. – S.86-69.
28. Umemoto M., Horiuchi K., Tamura I. Transformation kinetic of bainite during isothermal holding and continuous cooling // *Transaction of the Iron and Steel Institute of Japan.* – 1982.- Vol 31.- №360. – P.991-1003.
29. Vafin R.K., Pokrovskiy A.M., Leshkovtsev V.G. Prochnost' termoobrabatyvayemykh prokatnykh valkov. – M.: Izd-vo MGTU im. N.E. Baumana, 2004. – 264s.
30. Contribution des contraintes internes d'origine thermice dans le calcul de l'avancement des transformation de phase refroidissement continu d'un acier XC80 / S. Denis, C. Bas, F.M.B. Fernandes, A. Simon // *Memoires et Etudes Scientifique Revue de Metallurgie.* – 1986. – Vol. 83. - №10. – P.533-541.
31. Chernyshev A.P. Komp'yuternoye modelirovaniye strukturnykh i fazovykh prevrashcheniy v neizotermicheskikh usloviyakh // *Izv. Vuzov. Chernaya metallurgiya.* – 2001. - №2. – S.27-29.
32. Tanaka K., Sato Y. Analysis of super-plastic deformation during isothermal martensitic transformation // *Res. Mechanics,* - 1986. – Vol.17. - №3. – P.241-252.
33. Bobyr S.V. Non-equilibrium thermodynamic model austenitic non-diffusion transformation in iron-based alloys. / *Machines. Technologies. Materials. International Scientific Journal*, 2018., Is. 10, P.415-418.
34. Christian J.W. *The Theory of Transformations in Metals and Alloys*, 1st Edition, Pergamon Press, Oxford, UK, 2002.
35. Krot P.V., Bobyr S.V., Dedik M.O. Simulation of backup rolls quenching with experimental study of deep cryogenic treatment / *Int. J. of Microstructure and Materials Properties*, 2017, Vol.12, No.3/4. – P. 259– 275.

С.В.Бобирь

Аналитичні моделі перетворення аустеніту в сталі з урахуванням внутрішніх напружень

Метою роботи є огляд аналітичних моделей розпаду аустеніту з урахуванням внутрішніх напружень, отриманих різними авторами. Показано, що загальним недоліком відомих робіт є нехтування впливом напружено-деформованого стану, що виникає в процесі термообробки деталей, на кінетику структурних перетворень. У той час як наявні експериментальні дані свідчать про суттєвий вплив напружень і деформацій на структурні перетворення. Встановлено, що накопичені на сьогодні експериментальні дані не дозволяють достовірно описати вплив напруженого стану на структурні переходи при термообробці сталей, зокрема, для інструменту гарячої деформації. Запропоновано просте теоретичне вираз для розрахунку кількості утворюється мартенситу в залежності від напруги в γ -фазі. Теоретично показано, що облік чинного в γ -фазі напруги призводить до підвищення температури кінця освіти мартенситу. Експериментальне вивчення

зазначеного впливу особливо зручно проводити в ізотермічних умовах при одноосовому розтягуванні. Показано, що для достовірного прогнозування структурного стану інструменту гарячої деформації при термообробці необхідне проведення комплексного дослідження, пов'язаного з експериментальним вивченням впливу напружень на перетворення всіх типів і створення на базі отриманих дослідних даних адекватної математичної моделі розпаду аустеніту з урахуванням зазначеного впливу.

Ключові слова: сталь, термообробка, структурні перетворення, напруга, деформація, мартенсит

S.V.Bobyр

Analytical models of austenite transformation in steel with allowance for internal stresses

The aim of the work is to review the analytical models of austenite decay, taking into account the internal stresses obtained by various authors. It is shown that a common drawback of the known works is the neglect of the effect of the stress-strain state arising during the heat treatment of parts on the kinetics of structural transformations, while the available experimental data indicate a significant effect of stresses and strains on structural transformations. It has been established that the experimental data accumulated to date do not allow reliably describing the effect of the stress state on structural transitions during the heat treatment of steels for the hot deformation tool. A simple theoretical expression is proposed for calculating the amount of martensite formed as a function of the voltage in the γ phase. It is theoretically shown that taking into account the voltage acting in the γ phase leads to an increase in the temperature of the end of the formation of martensite. Experimental study of this effect is especially convenient to carry out in isothermal conditions under uniaxial tension. It is shown that in order to reliably predict the structural state of the hot deformation tool during heat treatment, it is necessary to conduct a comprehensive study related to the experimental study of the effect of stresses on all types of transformations and the creation of an adequate mathematical model of austenite decomposition based on the obtained experimental data.

Keywords: steel, heat treatment, structural transformations, stresses and strains, martensite

*Статья поступила в редакцию сборника 12.11.2018 года, прошла внутреннее и внешнее рецензирование (Протокол заседания редакционной коллегии сборника №1 от 26 декабря 2018 года)
Рецензенты: д.т.н., проф. В.Н.Волчук, д.т.н. С.А.Воробей*