

УДК 669.112.227.3

ПРЕВРАЩЕНИЯ АУСТЕНИТА В МЕЖКРИТИЧЕСКОМ ИНТЕРВАЛЕ ТЕМПЕРАТУР В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ Fe-C

©2024 г. Л.В. Спивак^{1*}, Н.Е. Щепина^{2*}

^{1*}Пермский государственный национальный исследовательский университет, Пермь
E-mail: lspivak2@mail.ru

^{2*}Естественнонаучный институт Пермского государственного национального
исследовательского университета, Пермь

Поступила в редакцию 7 июня 2023 г.

После доработки 27 октября 2023 г. принята к публикации 15 ноября 2023 г.

Методами дифференциальной сканирующей калориметрии высокого разрешения (DSC) изучены процессы, происходящие при термоциклировании доэвтектидных сталей в межкритическом (между точками A_1 и A_3) интервале температур. Показана возможность разделения по температурам и скорости протекания прямого и обратного превращений перлит $\rightleftharpoons$ аустенит и феррит $\rightleftharpoons$ аустенит. Оба процесса превращения рассматриваются как проявление фазового превращения I рода. При этом для сталей, в легировании которых преобладают ферритостабилизирующие элементы, указанные переходы более четко разделяются по температурам своей реализации. Высказано предположение, что отмеченные закономерности имеют общий характер при нагреве и обратных превращениях аустенита при охлаждении в межкритическом интервале температур доэвтектидных сталей, созданных на базе системы Fe-C.

Ключевые слова: перлит; феррит; аустенит; калориметрия; фазовый переход; межкритический температурный интервал; термодинамика.

Диаграмма состояния (ДС) Fe-Fe₃C немецкого материаловеда Ф. Кёрбера (см. [1]) опубликована в 1949 г. и принята Союзом немецких металлургов в качестве официальной диаграммы. До настоящего времени она, как и трактовка процессов, происходящих между критическими точками при нагреве и охлаждении сталей, не претерпела значимых изменений. На этот факт, несмотря на качественные изменения за минувший период в аппаратном исследовании структурно-фазовых превращений и в соответствующих теоретических представлениях о происходящих при термоциклировании таких сплавов превращениях, обращено внимание в ряде последних публикаций (см. например [2]).

Обзором относительно недавних достижений в экспериментальных и теоретических исследованиях структурно-фазовых превращений в сплавах системы Fe-C может служить работа [3]. При этом следует учитывать следующие два обстоятельства. Во-первых, большинство исследований структурно-фазовых превращений в сплавах на ДС Fe-C

связано с рассмотрением превращений аустенита при его охлаждении после нагрева выше точек A_{c3} (или A_{cm}). Во-вторых, весьма мало данных по инструментальным методам непосредственного исследования структурно-фазовых превращений в межкритическом температурном интервале (МКТИ) между точками A_1 и A_3 , полученных на современном аппаратном уровне.

Образование аустенита — необходимый результат термической обработки сталей. Достигнутый в свое время в этом направлении некоторый итог подведен в хорошо известной монографии С.С. Дьяченко [4]. В ней утверждается, что при умеренных скоростях нагрева аустенит образуется по сдвиговому механизму на границе раздела цементит/феррит. Возникшие кристаллы аустенита растут в ферритную фазу с диффузионным перераспределением углерода и легирующих элементов в аустените. Конкретные механизмы такого перехода и их последовательность зависят от состава и термомеханической предыстории стали перед ее аустенитизацией.

В работе [5] постулируется, что в сплавах Fe-Ni-C при вариации скоростей нагрева от 0,05 до 5000 °С/мин реализуются диффузионные, массивные или мартенситные механизмы такой фазовой трансформации.

Как отмечается в работе [6] с использованием дифференциальной сканирующей калориметрии, в низколегированной стали 07ХЗГНМ мартенситного класса аустенит образуется в МКТИ в несколько этапов. Некоторые специфические детали аустенитизации в этих сталях затронуты в исследованиях [7—11].

Комплексное исследование этого явления с использованием дилатометрии, методов дифференциальной сканирующей калориметрии (DSC) и электронной микроскопии привело к предположению (см. [12]), что этапы такой фазовой трансформации могут быть связаны с последовательным возникновением зародышей аустенита по границам субзерен с высокой плотностью дислокаций, на границах цементит/феррит и на границах старых аустенитных зерен (диффузионный процесс). Зерна аустенита прорастают в рекристаллизованную ферритную матрицу.

Позже такой подход был несколько скорректирован [13]. Принято, что на первом этапе зародыши аустенита возникают на границах зерен (субзерен), на втором — на границах реек в пакетном мартенсите. Третий этап — это рост аустенитных зерен за счет оставшейся ферритной фазы. Однако с нашей точки зрения вклад каждого из указанных механизмов образования аустенита в общий дилатометрический эффект такого фазового перехода обоснован достаточно субъективно.

В работе [14] рассмотрена аустенитизация низколегированных мартенситных сталей со структурой пакетного мартенсита после длительного отпуска при 650 °С. На базе данных дилатометрии и структурных исследований выделены два этапа аустенитизации: сдвиговый (бездиффузионный) и диффузионный.

В работе [15] указывается на значительное расхождение результатов DSC при нагреве и охлаждении сталей перлитного класса в МКТИ между точками A_1 — A_3 (A_m) с данными по температурам критических точек A_{c3} (A_{cm}) A_{r3} , A_{rm} на ДС Fe-C. В частности, в заэвтектоидных сталях не фиксируются критические точки A_{cm} и A_{rm} , а весь тепловой эф-

фект при нагреве и охлаждении локализуется вблизи точки A_1 . Аналогичная картина зафиксирована и для низкоуглеродистых сталей, содержащих <0,2 мас.% С.

При нагреве эвтектоидной стали У8 в области перехода перлита в аустенит тепловой эффект превращения составил 40 ± 1 Дж/г [15]. При охлаждении тепловой эффект такого перехода равен 50 ± 1 Дж/г. Как при нагреве, так и при охлаждении имеется близкое соответствие между температурами максимумов (минимумов) сигналов DSC и вторыми производными сигнала DSC по температуре в этом же температурном интервале. По формальному признаку это является особенностью DSC зависимостей в районе температур регистрации фазового перехода I рода (см. [16—20]).

Для среднеуглеродистых сталей при нагреве также отсутствует возможность по данным DSC достаточно корректно оценить температуру точки A_{c3} . Однако при охлаждении такая возможность появляется.

Образование аустенита — фазовый переход и если выделение аустенита является следствием обратного перлитного превращения, то точно так же, как при полиморфных превращениях в чистом железе, этому переходу по Гиббсу свойственно неинвариантное равновесие. Аналогично происходит образование перлита из аустенита. Так что трансформации перлита в аустенит и обратно также должны рассматриваться как фазовые переходы I рода (ФП-1), хотя особого внимания в приведенных выше литературных источниках за исключением работ [3, 21] на это не обращалось.

Таким образом, при нагреве в МКТИ доэвтектоидных сталей реализуются два процесса: переход перлита в аустенит и переход феррита в аустенит. Каждый из них характеризуется своим механизмом фазовой трансформации и разными температурами максимальной скорости перехода. Можно допустить, что при этом возникают два типа аустенитного состояния со своими структурно-фазовыми, морфологическими, концентрационными и другими особенностями: аустенит как результат перлитного превращения (A_{π}) и аустенит как результат перехода избыточного феррита в аустенит (A_{ϕ}). Аналогично и для стали после ее нагрева выше точки A_{c3} и последующего охлаждения: из A_{ϕ} образуется феррит, а из A_{π} — перлит.

Следует обратить внимание на терминологическую особенность при описании возникновения аустенита при нагреве сталей выше точки A_{c1} и выделения при последующем охлаждении избыточного феррита из аустенита (после его нагрева выше точки A_{c3}). В первом случае авторы обычно подчеркивают, что аустенит прорастает в ферритную фазу, во втором — что из аустенита выделяются зерна феррита (см. например работы [3—7, 10—19]).

С позиций термодинамики при нагреве это просто переход перлита и феррита в аустенит. Аустенит рассматривается как более стабильная фаза для этих условий в МКТИ. При охлаждении, наоборот, происходит переход аустенита в более термодинамически стабильные состояния — феррит и перлит. Другими словами, происходит фазовый переход в системе, степень свободы в которой по Гиббсу равна нулю или единице. Этот процесс перехода не идет изотермически в МКТИ и реализуется только при изменении температуры, что фактически и наблюдается.

В отличие от этого при прямом и обратном превращении перлита в аустенит наблюдается неинвариантное равновесие. Ему отвечает точка A_1 (линия) на ДС Fe-C и перлитно-аустенитное превращение имеет явные черты ФП-I.

В настоящей работе для проверки справедливости изложенных выше предположений с использованием возможностей, которые предоставляют современные методы по калориметрическому анализу фазовых превращений и соответствующих подходов к интерпретации результатов таких измерений, исследованы фазовые превращения в МКТИ

дозвтектоидных сталей перлитного и мартенситного классов.

Материалы и методика экспериментов. Объектом исследования служили дозвтектоидные стали перлитного и мартенситного классов. Химический состав сталей приведен в таблице. Критические точки для этих сталей взяты по данным [22].

Данные по DSC получены с помощью прибора STA «Jupiter» 449 фирмы Netzsch. Нагрев и охлаждение проводили в среде аргона (99,999 % Ar). Скорость потока газа 25—30 мл/мин. Масса образцов колебалась в пределах 180—210 мг. Обработка экспериментальных данных по DSC реализована с использованием программного обеспечения Proteus Analyses и пакета Fityk. Для исключения возможности появления при исследовании фазовых превращений артефактов, обусловленных трудно учитываемыми особенностями эксперимента, выполняли сглаживание экспериментальных данных полиномом 6—8 степени.

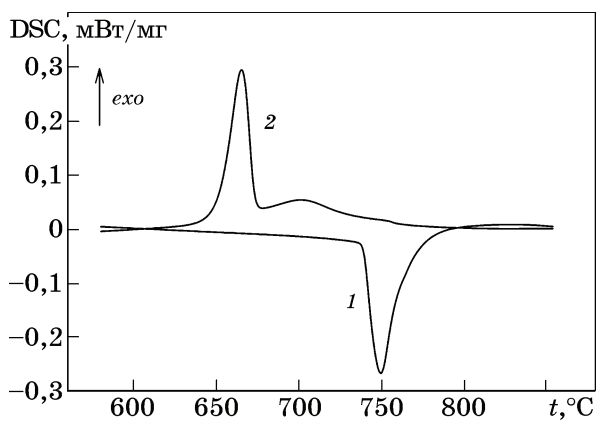
Показано, что такое представление экспериментальных данных по DSC практически не влияет на характеристики эндо- или экзотермических эффектов, которые регистрируются экспериментально: температуры начала и завершения процесса; температуры максимальной скорости процессов; тепловые эффекты процессов структурно-фазовых превращений и др. В то же время такой подход позволяет снизить влияние случайных факторов на результаты измерений.

Результаты экспериментов и их обсуждение. Типичный вид зависимости сигнала DSC при термоциклировании стали 40 показан на фиг. 1. При нагреве эндотермический

Химический состав экспериментальных сталей*

Сталь	Содержание элемента, мас. %										
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	V	Ti	Nb	S	P
40	0,38	0,22	0,62	0,28	0,30	—	—	—	—	0,035	0,030
38X2MЮА	0,41	0,38	0,37	1,57	0,31	0,17	0,73	Al 0,83	—	0,015	0,014
20X3МВФ	0,19	0,23	0,41	2,93	0,33	0,42	0,73, W 0,41	—	—	0,014	0,012
07X3ГНМ	0,07	0,27	0,93	3,25	1,06	0,20	0,05	—	—	0,009	0,008
10X3ГЗМФ	0,10	0,37	2,75	2,76	0,19	0,41	0,12	0,002	—	0,011	0,021
14X2Г2НМФБ	0,14	0,27	2,25	2,10	1,22	0,42	0,09	—	0,06	0,006	0,020

*Содержание меди в сталях 0,12—0,22%.



Фиг. 1. Изменение сигнала DSC при нагреве (1) и охлаждении (2) стали 40 ($A_{c1} = 724^\circ\text{C}$, $A_{c3} = 790^\circ\text{C}$, $A_{r1} = 680^\circ\text{C}$, $A_{r3} = 760^\circ\text{C}$)

пик аппроксимируется для всех скоростей нагрева двумя подпиками: низко- (P_{c1}) и высокотемпературным (P_{c2}). Для скорости нагрева $10^\circ\text{C}/\text{мин}$ это показано на фиг. 2, а. Подпик P_{c2} отражает процесс, протекающий во всем температурном интервале регистрации превращения. Суммарный тепловой эффект превращения несколько уменьшается при увеличении скорости нагрева, но в среднем его значения близки к 33 ± 1 Дж/г.

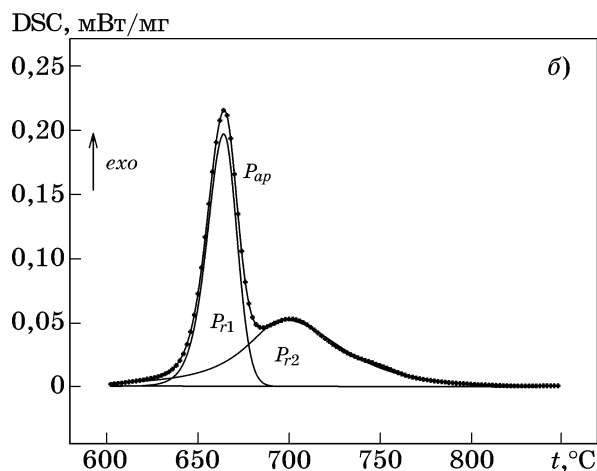
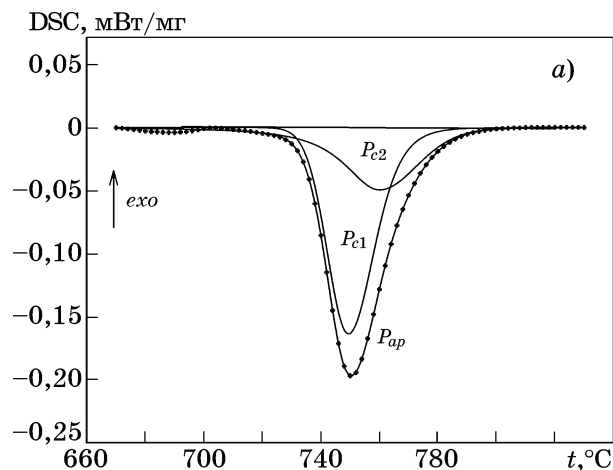
С увеличением скорости нагрева максимум скорости эндотермического эффекта превращения смещается в область более высоких температур. Соответственно смещается и положение подпиков P_{c1} и P_{c2} . Это позволяет с использованием уравнения Киссенера (см. [23]) провести оценку энергии активации Q , кДж/моль, процессов, ответственных за подпики P_{c1} и P_{c2} :

$$Q = -R \frac{d \ln(\beta / T^2)}{d \ln(1 / T)}, \quad (1)$$

где R — газовая постоянная; T — температуры максимумов на зависимости сигнала DSC при нагреве, К; β — скорость нагрева.

Если представить полученные при разных скоростях нагрева данные в координатах $\ln(\beta / T^2) - 1/T$, то энергию активации будет характеризовать тангенс угла наклона прямой в этих координатах. Для энергии активации процесса, ответственного за появления подпика P_{c1} , получено $Q_{c1} = 810$ кДж/моль и $Q_{c2} = 420$ кДж/моль для подпика P_{c2} .

Процесс, отвечающий за появление подпика P_{c2} , менее энергетически затратен, и предположительно связан с переходом избыточного феррита в аустенит. Отношение под-



Фиг. 2. Структура эндо- (а) и экзотермического (б) участков DSC зависимостей при термоциклировании стали 40 со скоростью $10^\circ\text{C}/\text{мин}$ в МКТИ: точки — экспериментальные данные; P_{ap} — результат аппроксимации; P_{c1} , P_{c2} , P_{r1} , P_{r2} — подпики

пиков P_{c1}/P_{c2} имеет среднее значение для рассмотренных скоростей нагрева $2,0 \pm 0,8$. С увеличением скорости нагрева отношение тепловых эффектов механизмов, ответственных за появление подпиков P_{c1} и P_{c2} , заметно уменьшается и стремится к единице.

При охлаждении, если судить об этом по данным DSC (см. фиг. 1), превращение начинается при температуре, близкой к температуре, при которой завершается превращение при нагреве. На DSC зависимости в МКТИ достаточно хорошо различаются область выделения феррита из аустенита и переход аустенита, оставшегося после выделения основной части феррита, в перлит (см. фиг. 1 и фиг. 2, б).

Структура экзотермического эффекта представлена на фиг. 2, б суперпозицией двух подпиков. Образованию феррита из аустени-

та отвечает подпик P_{r2} , он расположен во всем температурном интервале охлаждения в МКТИ. Локализованный максимум сигнала DSC (подпик P_{r1}) отвечает, очевидно, за образование перлита из аустенита после выделения из него при более высоких температурах ферритной составляющей. Как первый процесс, так и второй описываются функциями с максимумом (см. фиг. 2, б).

Отношения тепловых эффектов, ответственных за появление подпиков P_{r1} и P_{r2} , для разных скоростей охлаждения всегда больше единицы ($1,7 \pm 0,3$). Суммарный тепловой эффект превращения аустенита доэвтектоидной стали 40 при охлаждении заметно больше теплового эффекта при нагреве этой стали. В среднем он равен 45 ± 5 Дж/г. Максимуму подпика P_{r1} отвечает средний тепловой эффект 26 ± 4 Дж/г.

С увеличением скорости охлаждения наблюдается некоторая трансформация сигнала DSC, но общие закономерности при этом сохраняются: во всех случаях выделению феррита из аустенита отвечает максимум скорости этого процесса.

Если обратиться к ДС Fe-C, то для сталей доэвтектоидного состава количество феррита при его переходе в аустенит меняется по зависимости без экстремума. Точно так же, как и при охлаждении, количество образующегося из аустенита феррита плавно увеличивается с понижением температуры в МКТИ.

Таким образом, отмеченные на DSC зависимости особенности (появление экстремумов) не согласуются с монотонным характером выделения феррита из аустенита и перехода феррита в аустенит при нагреве, который следует из известной ДС Fe-C (см., например, работу [24]).

Можно допустить, что фактически существуют, возможно, какое-то время, два вида аустенита: один образуется из перлита (ферритно-цементитная смесь эвтектоидного состава), другой — при переходе феррита в аустенит. При охлаждении аустенита процессы его превращения в феррит, а затем в перлит протекают в обратном порядке.

При этом как при нагреве, так и при охлаждении процессы перехода перлита в аустенит и аустенита в перлит протекают более выражено, чем процессы перехода избыточного феррита в аустенит и выделения феррита из аустенита при термоциклировании доэвтектоидной стали 40 в МКТИ.

Таким образом, проведенный анализ позволяет предполагать, что в МКТИ образуются при нагреве достаточно стабильные поразному структурно-организованные фракции аустенита, одна из которых связана с образованием аустенита из перлита (A_{π}), а другая (A_{ϕ}) возникает при переходе избыточного феррита в аустенит.

Аналогично и при охлаждении: из аустенита A_{ϕ} выделяется избыточный феррит (этот процесс имеет максимум скорости и реализуется во всем МКТИ), а из аустенита A_{π} (вблизи точки A_{r1}) происходит образование перлита (ферритно-цементитная смесь эвтектоидного состава).

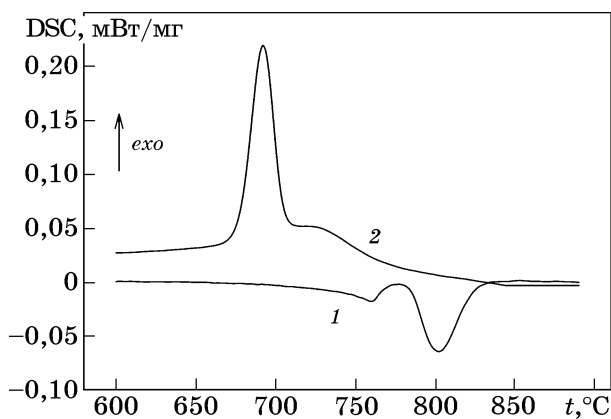
Поиск среднеуглеродистых сталей с подобным дифференцированием аустенитизации в два этапа привел к стали типа нитроллой (38X2MЮА). В ней совершенно четко различаются два этапа трансформации исходной структуры в аустенит при нагреве в МКТИ (фиг. 3 и 4). Изменения сигнала DSC при нагреве этой стали в МКТИ однотипны для рассмотренных скоростей нагрева.

С увеличением скорости нагрева наблюдается некоторое смещение максимумов скорости эндотермических процессов в сторону более высоких температур. На этом основании (см. [23]) были определены энергии активации первого (P_{c1}) и второго (P_{c2}) процессов (фиг. 5), ответственных за изменение скорости выделения теплоты в этом температурном интервале.

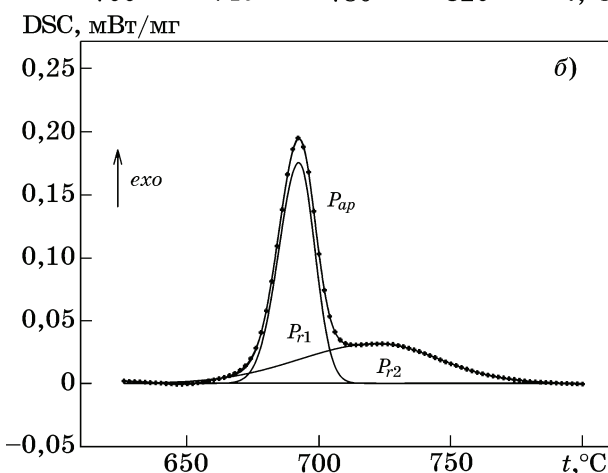
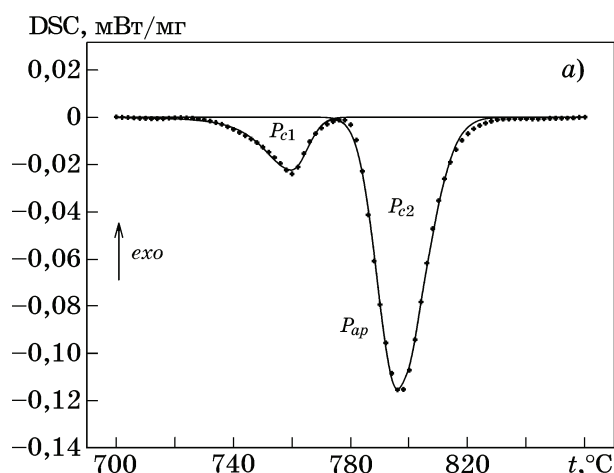
Для первого процесса $Q_{c1} = 1800$ кДж/моль. Это значение выходит за рамки процессов, контролируемых диффузионными механизмами фазовой трансформации [3, 21]. Столь большие значения энергии активации Q_{c1} при оценке методом Киссенджера являются следствием слабого влияния скорости нагрева на смещение максимума скорости таких переходов (см. формулу (1)). Последнее типично для бездиффузионных процессов, например, для массивного фазового превращения.

Температура наблюдения первого процесса, ответственного за развитие эндотермической реакции, позволяет отнести этот процесс к переходу перлита в аустенит, который характеризуется невариантным равновесием.

Второй процесс ($Q_{c2} = 880$ кДж/моль), который реализуется при более высоких температурах, можно связать с превращением избыточного феррита в аустенит. Это значе-

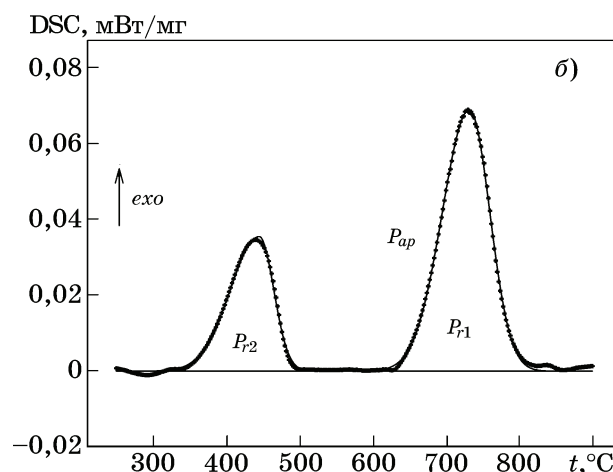
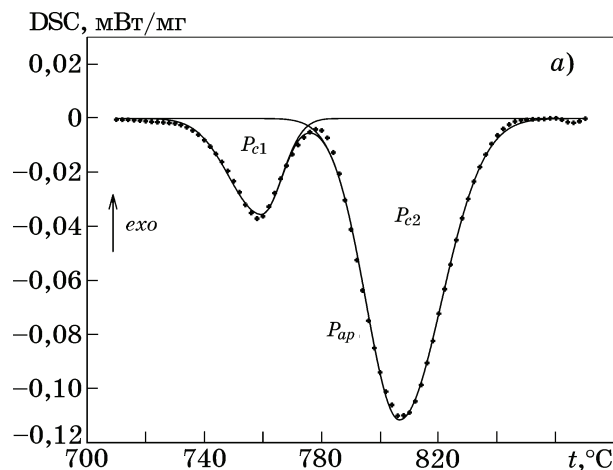


Фиг. 3. Изменение сигнала DSC при нагреве (1) и охлаждении (2) стали 38X2MЮА ($A_{c1} = 800$ °C, $A_{c3}(A_{cm}) = 940$ °C, $A_{r1} = 730$ °C)



Фиг. 4. Структура эндо- (а) и экзотермического (б) участков DSC зависимостей при термоциклировании стали 38X2MЮА со скоростью 10 °C/мин в МКТИ; точки — экспериментальные данные; P_{ap} — результат аппроксимации; P_{c1} , P_{c2} , P_{r1} , P_{r2} — подпики

ние Q_{c2} позволяет считать, что механизм такого перехода имеет заметную диффузионную составляющую. Причем с увеличением скорости нагрева расстояние по шкале



Фиг. 5. Структура эндо- (а) и экзотермического (б) участков DSC зависимостей при термоциклировании стали 20X3МВФА со скоростью 20 °C/мин в МКТИ: точки — экспериментальные данные; P_{ap} — результат аппроксимации; P_{c1} , P_{c2} , P_{r1} , P_{r2} — подпики; $A_{c1} = 800$ —850 °C; $A_{c3} = 920$ °C; $A_{r1} = 665$ —680 °C; $A_{r3} = 790$ —800 °C

температур между подпиками P_{c1} и P_{c2} увеличивается (для скорости нагрева 5 °C/мин это расстояние равно 37 °C, для 10 °C/мин — 42 °C, для 20 °C/мин — 47 °C, для 40 °C/мин — 50 °C).

Отношение тепловых эффектов первого и второго подпиков равно для всех скоростей нагрева $0,20 \pm 0,01$.

Характер изменения сигнала DSC при охлаждении стали 38X2MЮА (см. фиг. 3 и 4) напоминает изменение сигнала DSC при охлаждении стали 40 (см. фиг. 1). Фиксируется развитие двух процессов, проходящих с разной скоростью (см. фиг. 4, б). Высокотемпературный процесс реализуется во всем температурном интервале МКТИ и характеризуется наличием максимума скорости протекания этого процесса. Во всех без исключения случаях тепловой эффект, обусловли-

вающий появление подпика P_{r1} , всегда заметно больше теплового эффекта, ответственного за появление подпика P_{r2} . Это не соответствует результату, наблюдаемому при нагреве данной стали. По-видимому, причина такого несоответствия связана с разными механизмами трансформации стали 38Х2МЮА в аустенит при нагреве и обратном превращении аустенита при охлаждении. При этом следует учесть, что если при нагреве в МКТИ термодинамический стимул превращения и диффузионная подвижность атомов равнонаправлены (увеличиваются с повышением температуры), то при охлаждении они разнонаправлены (термодинамический стимул превращения увеличивается, а диффузионная подвижность атомов уменьшается).

Следует отметить, что в стали 38Х2МЮА все легирующие элементы являются ферритостабилизирующими. Существуют и низкоуглеродистые стали, при легировании которых преобладают ферритостабилизирующие элементы, например сталь 20Х3МВФА мартенситного класса. При нагреве в МКТИ этой стали также наблюдается разделение по температуре перехода перлита в аустенит и избыточного феррита в аустенит (см. фиг. 5, а). При охлаждении (фиг. 5, б, подпик P_{r1}) происходит перекрытие температурных интервалов реализации этих двух механизмов перехода: аустенита в феррит и аустенита в перлит (ферритно-цементитную смесь эвтектоидного состава). Более того, если при увеличении скорости нагрева дифференциация двух механизмов фазовой трансформации усиливается, то при охлаждении, наоборот, диффузионная компонента обратного превращения подавляется и превращение смещается в область температур бейнитно-мартенситного превращения переохлажденного ниже A_{r1} аустенита (см. фиг. 5, б, подпик P_{r2}).

В стали 20Х3МВФА при нагреве энергия активации механизмов, ответственных за тепловые эффекты в области температур перехода перлита в аустенит (подпик P_{c1}), также заметно превышает энергию активации механизмов, обуславливающих возникновение подпика P_{c2} . Полученные для этой стали средние значения энергии активации соответственно равны: $Q_{c1} = 1800$; $Q_{c2} = 730$ кДж/моль. Причем с увеличением скорости нагрева расстояние по шкале температур между пиками P_{c1} и P_{c2} увеличивается (для скорости нагрева 5 °С /мин это расстояние

равно 65 °С, для 10 °С /мин — 72 °С, для 20 °С /мин — 75 °С, для 40 °С /мин — 85 °С).

Сталь 20Х3МВФА интересна еще и тем, что после цементации она переходит в класс заэвтектоидных сталей, но с прежней системой легирования. При нагреве цементированной стали 20Х3МВФ выше точки A_{cm} и последующем охлаждении ее поведение в МКТИ по данным DSC не отличается от поведения простой заэвтектоидной углеродистой стали (см. [15]).

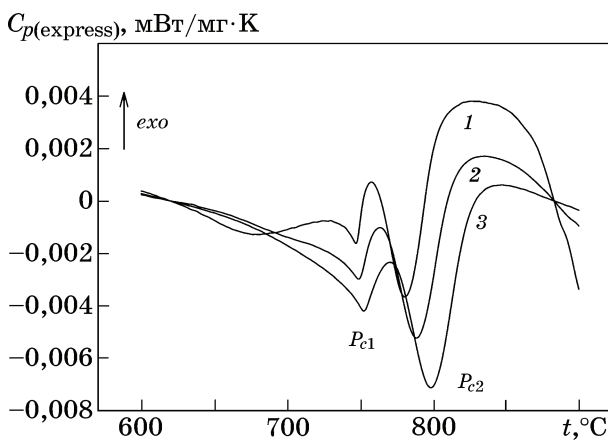
Кроме рассмотренных сталей имеются и другие низколегированные мартенситные стали, в которых нами при нагреве впервые наблюдались: дифференциация по температуре образования аустенита из перлита и аустенита из избыточного феррита (см., например, [6, 12]).

На фиг. 6 показано влияние скорости нагрева на изменение сигнала DSC в МКТИ в стали мартенситного класса 14Х2Г2НМФБ. По оси ординат отложена так называемая приведенная теплоемкость $C_{p(excess)}$, Дж·г⁻¹·К⁻¹, представляющая собой нормированные на скорость нагрева (β) и массу (m_s) образцов данные DSC анализа (см. [25]):

$$C_{p(express)} = \frac{\dot{Q}_s - \dot{Q}_b}{m_s \beta}, \quad (2)$$

где $\dot{Q}_s$, $\dot{Q}_b$ — тепловой поток при нагреве с образцом и базовый тепловой поток соответственно.

Для этой стали получены следующие значения энергии активации перехода перлита в аустенит и феррита в аустенит: $Q_{c1} = 1400$ и $Q_{c2} = 580$ кДж/моль. Представленные на фиг. 6 данные в полной мере подтверждают



Фиг. 6. Изменение сигнала DSC при нагреве стали 14Х2Г2НМФБ в зависимости от скорости нагрева, °С/мин: 1 — 5; 2 — 10; 3 — 20; $A_{c1} = 730$ °С, $A_{c3} = 850$ °С

установленные в работе закономерности. Данные о величине энергии активации возникновения аустенита из перлита, полученные при разных моделях этого процесса, приведены, например, в работах [3, 26, 27].

Выводы. 1. Имеется набор доэвтектоидных сталей с преобладающим влиянием ферритостабилизирующих легирующих элементов. В этих сталях при нагреве дифференцируется процесс перехода в аустенит перлита и избыточного феррита с сохранением структурных особенностей такой трансформации. В неявной форме эта тенденция наблюдается и в простых среднеуглеродистых сталях, например в стали 40 или, как показано ранее, в сталях 30 и 50. Следовательно, отмеченные особенности калориметрических эффектов при термоциклировании таких сталей в межкритическом температурном интервале (МКТИ) являются проявлением некоторой общей закономерности при фазовой трансформации доэвтектоидных сталей при их нагреве и охлаждении в МКТИ.

2. По данным DSC, полученным в настоящей работе, переход избыточного феррита в аустенит, как и образование избыточного феррита из аустенита, происходит по механизмам, весьма близким к традиционным фазовым переходам I рода: зарождение центров перекристаллизации и их рост. Скорость таких процессов должна проходить через максимум в МКТИ, что и фиксируется методами DSC.

3. Из экспериментов следует, что интерпретация динамического процесса возникновения аустенита или продуктов его распада в МКТИ только по сугубо структурным исследованиям и построение на их основе соответствующих моделей структурно-фазовой трансформации при всей неоспоримой важности получаемых при этом уникальных результатов не позволяет в полном объеме оценить интегрированную картину, которую можно зафиксировать, опираясь на данные DSC анализа. Подтверждением этого служат, например, значимые (в несколько раз) расхождения в величине энергии активации возникновения аустенита из перлита, полученные при разных моделях этого процесса и непосредственными измерениями методами DSC. В известной мере это относится и к определению величины тепловых эффектов (энтальпии) превращений.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Тыркель, Е. История развития диаграммы железо—углерод / Е. Тыркель; пер. с польск. Г.М. Васильевой; под ред. И.И. Сидорина. — М.: Машиностроение, 1968. 280 с.
2. Давыдов, С.В. Диаграмма состояния сплавов системы Fe-100% С. Ч. 1. Базовые противоречия диаграммы Fe-Fe₃C / С.В. Давыдов // Сталь. №2. 2023. С.5—13
3. Разумов, И.К. К теории фазовых превращений в железе и стали / И.К. Разумов, Ю.Н. Горностырев, М.И. Кацнельсон // ФММ. 2017. Т.118. №4. С.380—408.
4. Дьяченко, С.С. Образование аустенита в железоуглеродистых сплавах / С.С. Дьяченко. — М.: Металлургия, 1982. 128 с.
5. Zel'dovich, V.I. Three mechanisms of formation of austenite and inheritance of structure in iron alloys / V.I. Zel'dovich // Metal. Sci. Heat Treatment. 2008. V.50. №9—10. P.442—448.
6. Клейнер, Л.М. Фазовые и структурные превращения в низкоуглеродистых мартенситных сталях / Л.М. Клейнер, Д.М. Ларин, Л.В. Спивак, А.А. Шапов // ФММ. 2009. Т. 108. №2. С. 1—8.
7. Huang, J. Austenite formation during intercritical annealing / J. Huang, W.J. Poole, M. Militzer, J. Huang // Metal. Mater. Trans. A. 2004. V.35A. P.3363—3375.
8. Chang, M. Kinetics of bainite-to-austenite transformation during continuous reheating in low carbon microalloyed steel / Chang M., Yu H. // Minerals. Metal. Mater. 2013. V.20. №5. P.427—432.
9. Wei, R. Growth of austenite from as-quenched martensite during intercritical annealing in an Fe-0.1C-3Mn-1.5Si alloy / R. Wei, M. Enomoto, R. Hadian, H.S. Zurob, G.R. Purdy // Acta Materialia. 2013. V.61. P.697—707.
10. Фарбер, В.М. Кинетика образования аустенита и влияние нагрева в межкритическом интервале температур на структуру стали 08Г2 / В.М. Фарбер, В.А. Хошинов, О.В. Селиванова, О.Н. Полухина, А.С. Юровских, Д.О. Панов // МИТОМ. 2016. №11. С.11—16.
11. Zhang Xie. Structural transformations among austenite, ferrite and cementite in Fe-C alloys: A unified theory based on ab initio simulations / Zhang Xie, T. Hickel, J. Rogal, S. Fähler, R. Drautz, J. Neugebauer // Acta Materialia. 2015. V.99. P.281—289.
12. Панов, Д.О. Этапы аустенитизации холоднодеформированной низкоуглеродистой стали в межкритическом интервале температур / Д.О. Панов, Ю.Н. Симонов, Л.В. Спивак, А.И. Смирнов // ФММ. 2015. Т. 116. №8. С.846—853.
13. Панов, Д.О. Особенности образования аустенита в низкоуглеродистой стали при нагреве в межкритическом интервале температур / Д.О. Панов, А.И. Смирнов // ФММ. 2017. Т.118. №11. С.1138—1145.
14. Заяц, Л.Ц. Особенности процессов образования аустенита в межкритическом интервале температур в исходно закаленных низкоуглеродистых сталях, разных систем легирования / Л.Ц. Заяц, Д.О. Панов, Ю.Н. Симонов, А.Н. Балахнин, А.И. Смирнов, И.Л. Яковлева // ФММ. 2011. Т.112. №5. С.505—513.
15. Спивак, Л.В. Калориметрия фазовых превращений в углеродистых сталях в межкритическом интер-

- вале температур / Л.В. Спивак, Н.Е. Щепина // Металлы. 2020. №3. С.88—94. — (L.V. Spivak, N.E. Shchepina, «Calorimetry of the phase transformations in carbon steels in the intercritical temperature range». Russian Metallurgy (Metally). 2020. №5. P.583—588.)
16. *van Ekeren P.J.* Handbook of thermal analysis and calorimetry V. 1: Principles and Practice / P.J. van Ekeren ; ed. M.E. Brown. — [S.l.] : Elsevier Science B.V. 1998. P.75—114.
17. Introduction to thermal analysis / ed. M.E. Brown. — N.Y., L., M. : Klier Academic Publ. 2001. 264 p.
18. *Алешкевич, В.А.* Молекулярная физика / В.А. Алешкевич. — М. : Физматлит, 2016. 307 с.
19. *Piatkowski, J.* The application of ATD and DSC methods to study of the EN AC-48000 alloy phase transformations / J. Piatkowski, V. Przeliorz, V. Szysmal // Arch. Found. Eng. 2017. V.17. №2. P.207—211.
20. *Карякин, Н.В.* Основы химической термодинамики / Н.В. Карякин. — М. : Академия, 2003. 463 с.
21. *Haidemenopoulos, G.N.* Physical metallurgy. Principles and design. Engineering & technology, physical sciences / G.N. Haidemenopoulos. — [S.l.]: CRC Press. 2018. 476 p.
22. *Журавлев, В.Н.* Машиностроительные стали : справочник / В.Н. Журавлев, О.И. Николаева ; 3-е изд. — М. : Машиностроение, 1981. 391 с.
23. *Kisinger, H.E.* Reaction kinetics in differential thermal analysis / H.E. Kisinger // Analytical Chemistry. 1957. V.29. P.1702—1706.
24. *Майсурадзе, М.В.* Численное моделирование перлитного превращения в стали 45Х5БФ / М.В. Майсурадзе, Ю.В. Юдин, М.А. Рыжков // МиТОМ. 2014. №9. С.55—59.
25. *Sarge, S.M.* Calorimetry. Fundamentals instrumentation and applications / S.M. Sarge, G.W.H. Höhne, W.F. Hemminger. — Weinheim: Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, 2014. 304 p.
26. Перлит в углеродистых сталях / кол. авторов. — Екатеринбург : Кн. изд-во. 2006. 210 с.
27. *Семенов, М.Ю.* Оценка энергетического порога полиморфного превращения в железе / М.Ю. Семенов, В.С. Крапошин, А.Л. Талис // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2016. №4. С.74—80.