

УДК 691.87:691.714:539.434

В. И. Зурнаджи¹, д-р техн. наук В. Г. Ефременко¹,
д-р техн. наук М. Н. Брыков², А. В. Джеренова¹¹ Приазовский государственный технический университет, г. Мариуполь² Запорожский национальный технический университет, г. Запорожье

ВЛИЯНИЕ МАРТЕНСИТА НА КИНЕТИКУ БЕЙНИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ В СТАЛЯХ 60С2ХФА И 55С3Г2ХФМБА

Описано влияние подстуживания ниже точки M_n (до 160 °С и 200 °С) на кинетику бейнитного превращения в сталях 60С2ХФА и 55С3Г2ХФМБА при изотермической выдержке в диапазоне 225–350 °С. Показано, что в большинстве случаев появление мартенсита ускоряет начало превращения, но приводит к замедлению его окончания или ранней приостановке за счет стабилизации аустенита.

Ключевые слова: мартенсит, аустенит, бейнитное превращение, бейнит, кинетика.

Введение

Бейнитное превращение является важным инструментом обеспечения высокого комплекса механических свойств конструкционных низколегированных сталей [1]. В настоящее время большие усилия предпринимаются для разработки технологий получения низкотемпературного бескарбидного бейнита с наноразмерными фазово-структурными составляющими (т. н. нанобейнита) [1–3]. Бескарбидный нанобейнит обладает высокой прочностью на разрыв (до 2000–2100 МПа) в сочетании с удовлетворительной пластичностью и вязкостью, что важно для тяжело нагруженных ответственных деталей различного оборудования. Получение нанобейнита сопряжено с длительными выдержками в районе температуры M_n , что необходимо для завершения превращения аустенита в условиях пониженной диффузионной подвижности углерода [5, 6]. Чрезмерно длительная (до десяти суток) выдержка сдерживает широкое использование нанобейнитных сталей в промышленности.

Последние исследования [4, 5] показали возможность ускорения низкотемпературного превращения аустенита за счет предварительного получения в структуре некоторой доли мартенсита закалки. По мнению авторов [4], в этом случае ускорение бейнитной реакции обеспечивается за счет увеличения количества мест потенциального зарождения α -фазы в процессе пластической деформации аустенита растущими мартенситными кристаллами. Приведенные результаты были получены для низкоуглеродистых сталей. Подобные исследования для рессорных сталей, содержащих 0,5–0,6 % углерода, до настоящего времени не проводились. Вместе с тем, рессорные кремнийсодержащие стали, легированные повышенным количеством кремния, представляют в этом плане интерес, поскольку получение бескарбидного бейнита возможно лишь в присутствии повышенного содержания кремния или

алюминия, тормозящих выделение карбидов в процессе бейнитного превращения.

Целью данной работы являлось исследование влияния предварительного подстуживания на кинетику изотермического превращения аустенита в рессорных высококремнистых сталях в области температур, близких к точке M_n .

Материал и методики исследований

Материалом исследования являлись сталь 60С2ХФА промышленного изготовления (0,53 % С; 1,46 % Si; 0,44 % Mn; 0,95 % Cr; 0,10 % V; 0,016 % S; 0,013 % P) и экспериментальная сталь 55С3Г2ХФМБА (0,56 % С; 2,50 % Si; 1,70 % Mn; 0,50 % Cr; 0,21 % Mo; 0,12 % V; 0,05 % Nb; 0,006 % S; 0,015 % P). Пруток диаметром 20 мм из стали 60С2ХФА проковывали в полосу толщиной 6 мм, из которой изготавливали образцы размерами 2 × 10 × 12 мм. Сталь 55С3Г2ХФМБА выплавляли в индукционной 60-кг печи и разливали в слитки диаметром 80 мм. Далее следовала ковка и прокатка в полосу толщиной 15 мм, из которой вырезали образцы диаметром 2 мм и длиной 20 мм.

Кинетику превращения аустенита в стали 60С2ХФА исследовали магнитометрическим методом [6], а в стали 55С3Г2ХФМБА – с применением оптического дилатометра. Последний метод более чувствительно реагирует на структурные изменения, однако его можно применять лишь для сталей с повышенной устойчивостью аустенита, что необходимо для замедленного (в условиях дилатометра) переохлаждения образца до температуры выдержки. Сталь 60С2ХФА обладает пониженной устойчивостью аустенита, поэтому образцы необходимо переохлаждать ускоренно, для чего более подходит ванна магнитометра. Образцы аустенизировали в электрической муфельной печи при 880 °С в течение 5 мин, далее обрабатывали по двум схемам. Схема «ИЗО»: изотермическая обработка с выдержкой в печи дилатометра (ванне магнитометра). Схема «Q+ИЗО»: подстуживание (закалка – Q) до 160 (200) °С

с последующим переносом в печь дилатометра (ванну магнитометра) для изотермической выдержки. Подстуживание образцов из стали 60С2ХФА проводили в расплаве сплава Вуда, а из стали 55С3Г2ХФМБА – на воздухе.

Температуру изотермической выдержки выбирали выше мартенситной точки M_n стали. Эту температуру определяли дилатометрическим методом; в этом случае аустенизированные при 880 °С образцы охлаждали на воздухе до полного остывания. Точку M_n находили по перегибу на дилатометрической кривой охлаждения: 257 °С – для стали 60С2ХФА и 240 °С – для стали 55С3Г2ХФМБА.

Экспериментальная часть и анализ полученных результатов

На рис. 1 представлены кривые, характеризующие развитие бейнитного превращения аустенита в стали 60С2ХФА как с подстуживанием ниже точки M_n (схема Q+ИЗО), так и без него (схема ИЗО).

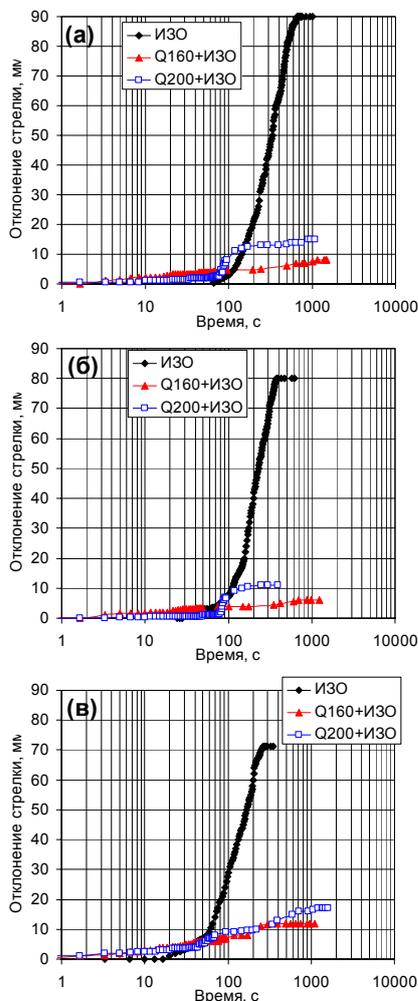


Рис. 1. Кинетика изотермического превращения аустенита в стали 60С2ХФА:

а – 270 °С, б – 300 °С, в – 350 °С

Видно, что кривые для режима ИЗО имеет классический вид, характерный для кинетики изотермического превращения, когда нарастание скорости процесса сменяется ее замедлением с выходом на горизонталь, соответствующим завершению превращения. С повышением температуры изотермы уменьшается прирост α -фазы, что связано с увеличением доли аустенита, остающегося непревращенным в результате бейнитного превращения [7]. Предварительное подстуживание резко уменьшает отклонение стрелки самописца магнитометра, что свидетельствует об уменьшении количества возникающей α -фазы. Чем ниже температура подстуживания, тем в большей мере проявляется этот эффект. Он связан с превращением части аустенита в мартенсит при охлаждении ниже точки M_n , следовательно меньшая часть аустенита превращается в ферромагнитную α -фазу в процессе бейнитного превращения.

Характерной особенностью превращения с предварительным подстуживанием является неравномерность его протекания. Она выражается в наличии на кривых участков приостановки (показаны стрелками на рис. 2), которые сменяются участками роста. Можно полагать, что это связано с наличием мартенсита, оказывающим определенное воздействие на аустенит в ходе превращения.

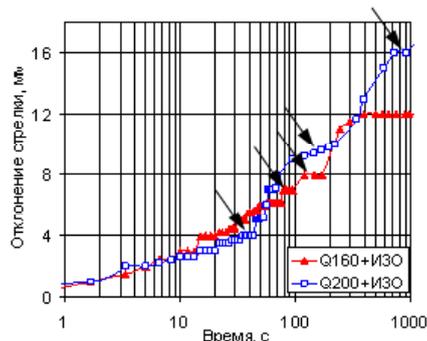


Рис. 2. Особенности кинетики превращения аустенита в стали 60С2ХФА при 350 °С в случае предварительного подстуживания

По мере снижения температуры превращения в стали 60С2ХФА наблюдается замедление бейнитного превращения, что хорошо согласуется с известными данными, приведенными в [8]. Как следует из рис. 1, применение подстуживания ускорило протекание превращения при всех исследованных температурах.

Аналогичная картина характерна и для превращения аустенита в стали 55С3Г2ХМФБА (рис. 3). Отличием от предыдущей стали является то, что максимальное отклонение луча, характеризующее прирост α -фазы (обладающей большим, чем у аустенита, удельным объемом) изменяется по мере роста температуры выдержки немонотонно: от 73 мм при 225 °С до 88 мм при 270 °С и до 10 мм при 300 °С.

В данном случае отклонение луча зависит, очевидно, не только от объемной доли возникшей α -фазы,

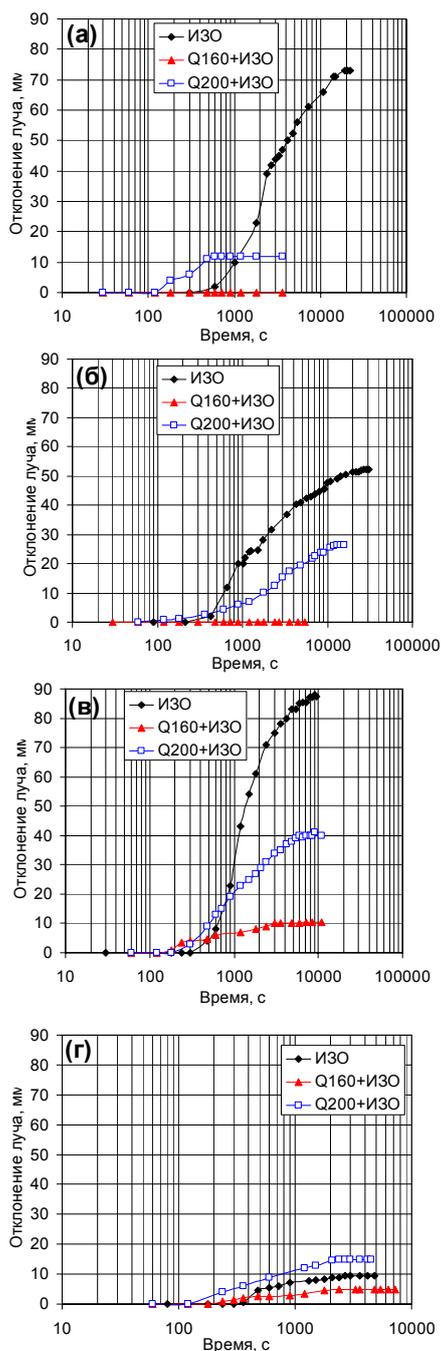


Рис. 3. Кинетика изотермического превращения аустенита в стали 55С3Г2ХМФА:

a – 225 °C, *б* – 250 °C, *в* – 270 °C, *г* – 300 °C

но и от количества растворенного углерода, что определяет ее удельный объем. По мере снижения температуры выдержки содержание углерода в α -фазе бейнита нарастает [7], что увеличивает прирост длины образца на каждый процент превращения. При анализе кинетических кривых обращает на себя внимание весьма незначительное максимальное отклонение луча при 300 °C, в 5–9 раз меньше по сравнению с другими температурами выдержки. Очевидно, в данном случае имеет место существенное торможение бейнитного

превращения. Причиной этого может быть активное насыщение аустенита углеродом в ходе бейнитной реакции, чему способствует высокое содержание кремния в стали 55С3Г2ХМФА. Кремний ингибирует выделение карбидов из аустенита, повышая, таким образом, концентрацию углерода в γ -фазе по мере развития превращения. Это явление описано в работе Курдюмова и др. [7], а также в более поздних статьях [9, 10]. Рост содержания углерода увеличивает сопротивление аустенита сдвиговому превращению, т. е. стабилизирует его к бейнитному превращению.

Как и для стали 60С2ХФА, в стали 55С3Г2ХМФА в целом наблюдается ускорение бейнитного превращения после предварительного подстуживания в область мартенситного превращения. Однако при пониженных температурах выдержки (225 и 250 °C) подстуживание до 160 °C привело к резкому торможению превращения, в результате чего оно не выявлялось в течение 60 мин выдержки.

На рис. 4 сведены результаты обработки полученных данных, показывающие ускорение начала превращения в исследованных сталях. В стали 60С2ХФА наибольший эффект наблюдается для выдержки 250 °C (в семь раз); по мере повышения температуры выдержки до 300 °C он снижается до 2 раз. Для стали 55С3Г2ХМФА характер зависимости сохраняется, хотя здесь ускоряющий эффект меньше: 3 раза при 225 и 250 °C и 1,3 раза при 270 и 300 °C.

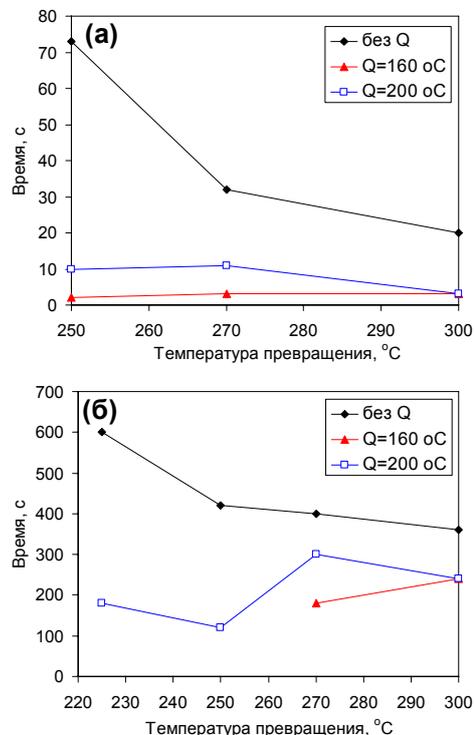


Рис. 4. Время начала превращения аустенита при различных температурах изотермической выдержки:

a – сталь 60С2ХФА, *б* – сталь 55С3Г2ХМФА

Относительно влияния подстуживания на длительность превращения результаты не столь однозначны. В стали 60С2ХФА в целом зафиксировано увеличение времени завершения превращения под влиянием мартенсита (рис. 5а). Обратная картина наблюдается для стали 55С3Г2ХМФБА (рис. 5б): здесь подстуживание ускоряет завершение превращения, причем наиболее резко – при выдержке 225 °С.

Полученные результаты свидетельствуют о наличии существенного влияния атермического мартенсита на кинетику бейнитного превращения в исследованных сталях. Для них характерно значительное ускорение начала превращения. Сдвиговое превращение при подстуживании приводит к пластической деформации аустенита, что создает термодинамические условия для образования первых зародышей α -фазы на начальном этапе бейнитной реакции. Эти условия связаны с понижением энергетического барьера превращения в местах скопления дефектов решетки. С ростом объемной доли мартенсита аустенит деформируется сильнее, приводя к появлению большего числа мест потенциального зарождения α -фазы.

По мере развития превращения происходит перераспределение углерода из атермического мартенсита в аустенит [9, 10]. Это стабилизирует аустенит, если в стали присутствует повышенное количество кремния, предотвращающего выделение цементита. К факторам стабилизации относятся и сжимающие напряжения, создаваемые в аустенитных участках кристаллами мартенсита. В этой связи подстуживание до 160 °С более

эффективно стабилизирует аустенит, т. к. обеспечивает большую объемной доли атермического мартенсита. В стали 55С3Г2ХМФБА это даже приводит к полному торможению начала превращения при 225–250 °С, так как энергетически барьер превращения оказывается слишком высок в связи с накоплением большой упругой энергии в аустените.

Несмотря на то, что по мере выдержки действие указанных факторов уменьшается (в связи со снижением содержания углерода в решетке мартенсита), эффект стабилизации, очевидно, приводит к тому, что превращение растягивается во времени, особенно на завершающем этапе. Этот вывод, на первый взгляд, не согласуется с данными для стали 55С3Г2ХМФБА (рис. 5а), показывающими ускорение завершения превращения после подстуживания. Однако представляется, что такое «ускорение» является кажущимся. На самом деле имеет место ранняя приостановка превращения в связи с сильной стабилизацией аустенита за счет насыщения углеродом из мартенсита. В этом проявляется действие кремния, содержание которого в стали 55С3Г2ХМФБА в 1,7 раза превышает таковое в стали 60С2ХФА. В этой связи показателен случай с выдержкой при 225 °С после подстуживания до 200 °С, когда превращение приостановилось уже после 600 с выдержки, что соответствует 33-кратному «ускорению» завершения превращения. При низкой температуре выдержки мартенсит долго сохраняет тетрагональность решетки, обеспечивая стабилизацию аустенита за счет создания в нем сжимающих напряжений. Очевидно, что для продолжения приостановленного превращения требуются более длительные выдержки, чем те, что были использованы при исследовании.

Таким образом, влияние атермического мартенсита на кинетику бейнитного превращения носит сложный характер, что необходимо учитывать при выборе режима термообработки для получения нанобейнитной микроструктуры.

Выводы

1. Предварительное подстуживание сталей 60С2ХФА и 55С3Г2ХМФБА ниже точки начала мартенситного превращения ускоряет начало бейнитного превращения при температурах выше M_n , однако в дальнейшем приводит либо к увеличению времени завершения превращения (сталь 55С3Г2ХМФБА 60С2ХФА), либо к ранней его приостановке (сталь 55С3Г2ХМФБА) в связи с сильной стабилизацией аустенита.

2. Подстуживание до 160 °С подавляет превращения в стали 55С3Г2ХМФБА при температуре изотермической выдержки ниже 270 °С.

Статья подготовлена при финансовой поддержке Министерства образования и науки Украины в рамках госбюджетного проекта 0117U002270.

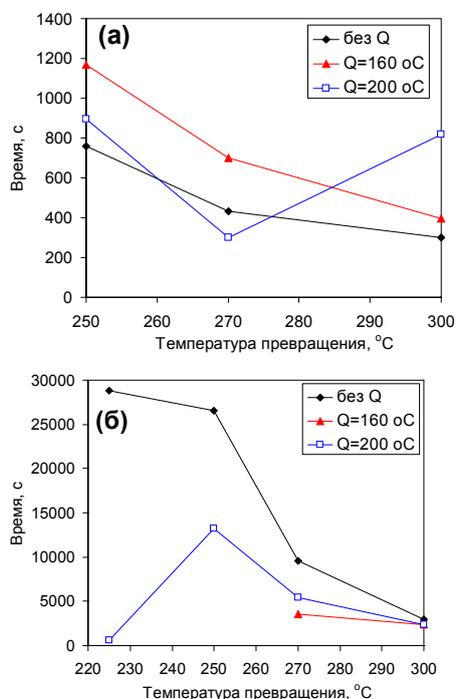


Рис. 5. Время окончания превращения аустенита при различных температурах изотермической выдержки:

а – сталь 60С2ХФА, б – сталь 55С3Г2ХМФБА

Список літератури

1. Юрченко А. Н. Микроструктурные особенности механические свойства и термическая обработка бейнитных сталей / А. Н. Юрченко, Ю. Н. Симонов // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение и материаловедение. – 2016. – Т. 18. – № 3. – С. 161–172.
2. Принципы конструирования химического состава сталей для получения структуры нижнего бескарбидного бейнита при замедленном охлаждении / Ю. Н. Симонов, Д. О. Панов, М. Ю. Симонов и др. // МиТОМ. – 2015. – № 7. – 20–28.
3. Luo Y. Effect of tempering on microstructure and mechanical properties of a non-quenched bainitic steel / Y. Luo, J. M. Peng, H. B. Wang et al. // Materials Science and Engineering: A. – 2010. – № 527. – P. 3433–3437.
4. Navarro-Lopez A. Effect of prior athermal martensite on the isothermal transformation kinetics below M_s in a low-C High-Si steel / A. Navarro-Lopez, J. Sietsma, M. J. Santofimia // Metallurgical and Materials Transactions. – 2016. – Vol. 47A. – P. 1028–1039.
5. De Knijf D. Effect of fresh martensite on the stability of retained austenite in quenching and partitioning steel / D. De Knijf, R. Petrov, Cecilia Fojer et al. // Materials Science & Engineering A. – № 615. – 2014. – P. 107–115.
6. Хлестов В. М. Превращение деформированного аустенита в стали / В. М. Хлестов, Г. К. Дорожко. – Мариуполь : ПГТУ, 2002. – 407 с.
7. Курдюмов Г. В. Превращения в железе и стали / Г. В. Курдюмов, Л. М. Утевский, Р. И. Энтин. – М. : Наука, 1977. – 236 с.
8. Попова Л. Е. Диаграммы превращения аустенита в сталях и бета-раствора в сплавах титана / Л. Е. Попова, А. А. Попов. – М. : Металлургия, 1991. – 503 с.
9. Speer J. G. Carbon partitioning into austenite after martensite transformation / J. G. Speer, D. K. Matlock, B. C. De Cooman etc. // Acta Materialia. – 2003. – Vol. 51. – P. 2611–2622.
10. Speer J. G. Partitioning of carbon from supersaturated plates of ferrite, with application to steel processing and fundamentals of the bainite transformation / J. G. Speer, D. V. Edmonds, F.C. Rizzo et al. // Solid State and Materials Science. – 2004. – Vol. 8. – P. 219–237.

Одержано 04.12.2017

Зурнаджи В.І., Єфременко В.Г., Бриков М.М., Джеренова А.В. Вплив мартенситу на кінетику бейнітного перетворення в сталях 60С2ХФА і 55С3Г2ХФМБА

Описано вплив підстужування нижче від точки M_n (до 160 °С і 200 °С) на кінетику бейнітного перетворення в сталях 60С2ХФА і 55С3Г2ХФМБА при ізотермічній витримці в діапазоні 225–350 °С. Показано, що в більшості випадків поява мартенситу прискорює початок перетворення, але призводить до уповільнення його закінчення або до раннього припинення за рахунок стабілізації аустеніту.

Ключові слова: мартенсит, аустеніт, бейнітне перетворення, бейніт, кінетика.

Zurnadzhy V., Efremenko V., Brykov M., Dzherenova A. Effect of martensite on kinetics of bainite transformation in steels 60Si2CrVA and 55Si3Mn2CrVMoNb

The effect of cooling below M_s point (up to 160 °C and 200 °C) on the kinetics of bainite transformation in steels 60Si2CrVA and 55Si3Mn2CrVMoNb at isothermal exposure in the range of 225–350 °C is described. It is shown that, in most cases, the appearance of martensite accelerates the beginning of transformation, but leads to a slowing its completion or early delay due to the stabilization of austenite.

Key words: martensite, austenite, bainite transformation, bainite, kinetics.