

УДК 691.87:691.714:539.434

ОБЪЕМНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ ПРИ НАГРЕВЕ В СТАЛИ 60С2ХФА,
ПОДВЕРГНУТОЙ Q-n-P-ОБРАБОТКЕ*Журнаджи В.И.¹, аспирант кафедры материаловедения и перспективных технологий (vadim.zurnadzhy@gmail.com)**Ефременко В.Г.¹, д.т.н., профессор, заведующий кафедрой физики**Брыков М.Н.², д.т.н., профессор кафедры технологии и оборудования сварочного производства**Гаврилова В.Г.¹, к.т.н., доцент, зав. кафедрой материаловедения и перспективных технологий**Цветкова Е.В.¹, к.ф.-м.н., доцент кафедры физики*¹ Приазовский государственный технический университет
(87500, Украина, Донецкая обл., Мариуполь, ул. Университетская, 7)² Запорожский национальный технический университет
(69063, Украина, Запорожье, ул. Жуковского, 64)

Аннотация. Представлены результаты исследования фазово-структурных превращений и объемных изменений, протекающих при нагреве в рессорной высококремнистой стали 60С2ХФА, подвергнутой Q-n-P-обработке. Исследовали сталь, содержащую 0,53 % С; 1,46 % Si; 0,44 % Mn; 0,95 % Cr; 0,10 % V; 0,016 % S; 0,013 % P. Образцы стали подвергли Q-n-P-обработке по режимам: аустенитизация при 880 °С; закалка с завершением охлаждения при температуре 120, 160, 200 и 240 °С; последующая выдержка в течение от 10 до 3600 с при 220, 250 и 300 °С; окончательное охлаждение в воде. Объемные изменения при нагреве изучали с применением оптического дифференциального dilatометра при скорости нагрева 1 К/с. В качестве эталона использовали закаленный образец стали 60С2ХФА, стабилизированный высоким отпуском. Количество остаточного аустенита определяли рентгенографическим методом с использованием дифрактометра ДРОН-3 с железным излучением. Установлено, что на кривых нагрева Q-n-P-образцов четко выявляются участки, соответствующие различным превращениям при отпуске. На dilatограммах Q-n-P-образцов обнаруживается резкое повышение величины dilatометрического эффекта, соответствующего второму превращению при отпуске (270 – 430 °С). Это указывает на рост доли остаточного аустенита в результате проведения Q-n-P-обработки по сравнению с закаленным состоянием (что подтверждено рентгенографическим исследованием). В то же время уменьшается величина эффекта, соответствующего третьему превращению при отпуске. Для получения максимального количества остаточного аустенита в стали 60С2ХФА температура «partitioning» должна составлять 260 – 300 °С, а температура завершения закалки – 160 – 240 °С. При этом количество остаточного аустенита существенно повышается по мере увеличения температуры закалки. Длительность стадии «partitioning» должна выбираться с учетом экстремального характера зависимости доли остаточного аустенита от времени выдержки. В результате выполнения работы показана возможность эффективного применения dilatометрического метода для анализа структурного состояния и выбора оптимального режима Q-n-P-обработки стали.

Ключевые слова: Q-n-P-обработка, закалка, dilatометрия, остаточный аустенит, мартенсит, перераспределение углерода, превращения при отпуске.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-1-42-48

ВВЕДЕНИЕ

«Quenching and Partitioning» (Q-n-P) – новая технология термической обработки, предложенная в начале 2000-х годов [1 – 5]. Она заключается в следующем:

- закалка («quenching» – «Q») с охлаждением до температуры, лежащей между точками M_n и M_R ;
- последующая выдержка («partitioning» – «P») при более высокой температуре;
- окончательное охлаждение.

Целью Q-n-P является получение в низколегированных сталях многофазной (мартенситно-аустенитной или мартенситно-бейнитно-аустенитной) структуры, содержащей повышенное количество остаточного аустенита ($A_{ост}$). Такая структура обладает улучшенным комплексом механических свойств за счет наличия вязких микросоставляющих и прев-

ращения аустенита в мартенсит при деформации (ТРИП-эффект) [6 – 10]. Рост доли аустенита достигается благодаря насыщению γ -фазы углеродом при его диффузионном перераспределении («partitioning») из мартенсита, полученного на стадии закалки [11, 12]. Для этого сразу после закалки проводят выдержку при температуре в районе точки M_n . Более эффективное насыщение обеспечивается при повышенных (не менее 1 %) количествах кремния или алюминия, увеличивающих термодинамическую активность углерода в γ -фазе и замедляющих выделение карбидов из аустенита [13 – 15]. Этому условию соответствуют кремнийсодержащие рессорно-пружинные стали по ГОСТ 14959, что делает их перспективными при использовании Q-n-P-обработки. Вместе с тем, свойства этих сталей после данной обработки остаются практически неисследованными.

Количество и стабильность фаз в конечной микроструктуре зависят от режима Q-n-P-обработки, а именно, от температуры подстуживания на стадии «Q», а также от температуры и продолжительности выдержки на стадии «P» [16]. Для изучения фазово-структурного состояния Q-n-P-сталей обычно используют электронномикроскопический и рентгеноструктурный метод анализа [17 – 20]. В то же время, значительную информацию может дать более оперативный дилатометрический метод, поскольку как мартенсит, так и аустенит при нагреве претерпевают превращения, сопровождаемые объемными изменениями. В литературе практически отсутствуют данные о дилатометрических исследованиях Q-n-P-обработанных сталей, что не позволяет судить о применимости этого метода для указанных сталей.

ЦЕЛЬ РАБОТЫ

Исследовать объемные изменения, протекающие при нагреве в стали 60С2ХФА, подвергнутой Q-n-P-обработке.

МЕТОДИКА

Материалом исследований служила рессорно-пружинная сталь 60С2ХФА по ГОСТ 14959 следующего химического состава, %: 0,53 С; 1,46 Si; 0,44 Mn; 0,95 Cr; 0,10 V; 0,016 S; 0,013 P (определен методом оптической эмиссионной спектроскопии на спектрометре ARL-4460 Thermo Fisher Scientific). Исходные катаные прутки diam. 20 мм подвергали горячей пластической деформации в полосу толщиной 5 мм, из которой вырезали заготовки размером 3×3×25 мм. После проведения Q-n-P-обработки из заготовок получали дилатометрические образцы diam. 2 мм и длиной 20 мм. Для Q-n-P-обработки использовали аустенитизационную печь и две ванны с металлическими расплавами: одну – со сплавом Вуда (для закалки на стадии «Q»), вторую – со сплавом ПОС-60 (для выдержки на стадии «P»).

Q-n-P-обработку проводили следующим образом. На стадии «quenching» образцы аустенитизировали при 880 °С в течение 5 мин, после чего переносили в ванну, где охлаждали до температуры «Q» (120, 160, 200, 240 °С) с выдержкой 5 с. На стадии «Partitioning» образцы выдерживали от 10 до 3600 с при температуре «P» (220, 250, 300 °С), далее следовало окончательное охлаждение в воде. Таким образом, каждой из температур «Q» соответствовали выдержки при трех температурах «P» (варианты режимов Q-n-P-обработки приведены в таблице). Температуру «Q» выбирали ниже точки M_n стали 60С2ХФА, составляющей 257 °С (определена магнитометрическим методом). Для сравнения исследовали образец, подвергнутый закалке в воде (20 °С) от 880 °С (выдержка 5 мин).

Объемные изменения образцов при нагреве фиксировали с помощью оптического дифференциального

Номера вариантов Q-n-P-обработки стали 60С2ХФА

Numbers of the variants of Q&P-treatment for steel 60Si2CrV

Температура «Partitioning», °C	Температура «Quenching», °C:			
	120	160	200	240
220	1	4	7	10
260	2	5	8	11
300	3	6	9	12

дилатометра. Образцы нагревали в печи дилатометра со скоростью ~1 К/с, запись вели в интервале температур 100 – 600 °С, фиксируя перемещение светового зайчика на барабане, удаленном от зеркала на расстоянии 400 мм. В качестве эталона при дифференциальной записи использовали образец из стали 60С2ХФА, подвергнутый закалке от 880 °С в воду и отпуску при 650 °С в течение 4 ч для стабилизации микроструктуры и отсутствия превращений в интервале температур нагрева. Количество остаточного аустенита определяли рентгенографическим методом на дифрактометре ДРОН-3 при использовании железного K_α -излучения.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

На рис. 1 представлена дилатограмма закаленного образца, на которой можно выделить несколько характерных участков. На участке AB (100 – 260 °С) фиксируется ход кривой вверх, т.е. превалирует расширение эталона. На участке BC (260 – 400 °С) кривая идет вниз с небольшим наклоном, что указывает на более значительное расширение образца. На участке CD

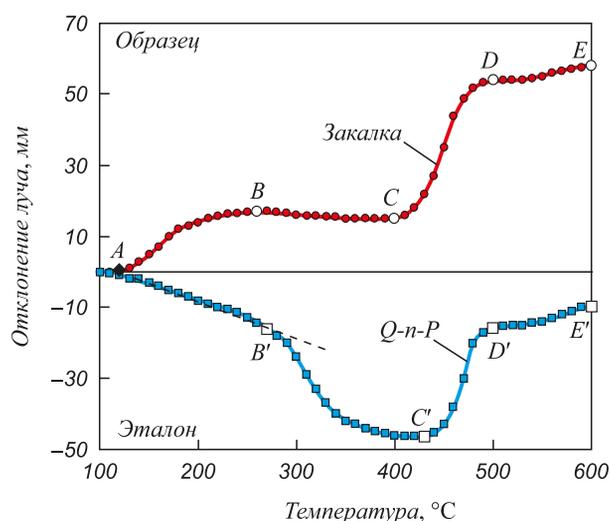


Рис. 1. Дифференциальные дилатометрические кривые нагрева стали 60С2ХФА: закаленный образец и образец, подвергнутый Q-n-P-обработке по варианту № 6 (длительность «P» 300 с)

Fig. 1. Differential dilatometric heating curves of 60Si2CrV steel: as-quenched sample and sample, subjected to Q&P-treatment according to variant no. 6 (“Partitioning” duration 300 s)

(400 – 500 °С) кривая идет резко вверх, сменяясь затем более пологим нарастающим участком *DE*. Сопоставляя профиль кривой с классической dilatометрической кривой нагрева закаленной стали [21], можно сделать вывод, что рост на участке *AB* связан с первым превращением при отпуске, т.е. с начальной стадией распада мартенсита, сопровождающегося уменьшением объема закаленного образца. На участке *BC* образец расширяется интенсивнее эталона, т.е. в нем идет процесс, компенсирующий усадку, связанную с распадом мартенсита. Таким процессом, очевидно, является второе превращение при отпуске [21], т.е. распад остаточного аустенита, вызывающий рост удельного объема стали. Начиная с ~400 °С, основной вклад в изменение длины образца вносит третье превращение (дораспад мартенсита), приводящее к наиболее интенсивному уменьшению периода решетки мартенсита. В результате длина образца резко уменьшается, что выражается в скачке вверх дифференциальной кривой на участке *CD*. При температуре свыше ~500 °С кривая имеет пологий восходящий характер. Поскольку к моменту завершения третьего превращения практически весь углерод выходит из решетки мартенсита, более интенсивное

тепловое расширение эталона на участке *DE*, по всей видимости, связано с протеканием в закаленном образце рекристаллизации фазонаклепанного феррита, что также сопровождается уменьшением удельного объема металла.

Проведение Q-n-P-обработки существенно повлияло на характер объемных изменений в стали при нагреве (результаты частично представлены на рис. 2). Сравнение с закаленным состоянием (см. рис. 1) показало, что произошло общее смещение кривой вниз относительно закаленного образца. Резко возросла величина объемного эффекта на отрезке *B'C'* (аналогичном участку *BC* при закалке), при этом начало участка сместилось к 270 °С. Если считать этот эффект следствием $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения при распаде остаточного аустенита, то можно констатировать резкое увеличение доли $A_{ост}$ в структуре Q-n-P-образца по сравнению с закаленным состоянием. Это предположение было подтверждено проведением рентгенографических исследований закаленного образца и образца, подвергнутого Q-n-P-обработке по режиму № 6 («P» – 300 с). Анализ дифрактограмм, представленных на рис. 3, показал присутствие повышенного количества $A_{ост}$ (24,2 %) в Q-n-P-образце,

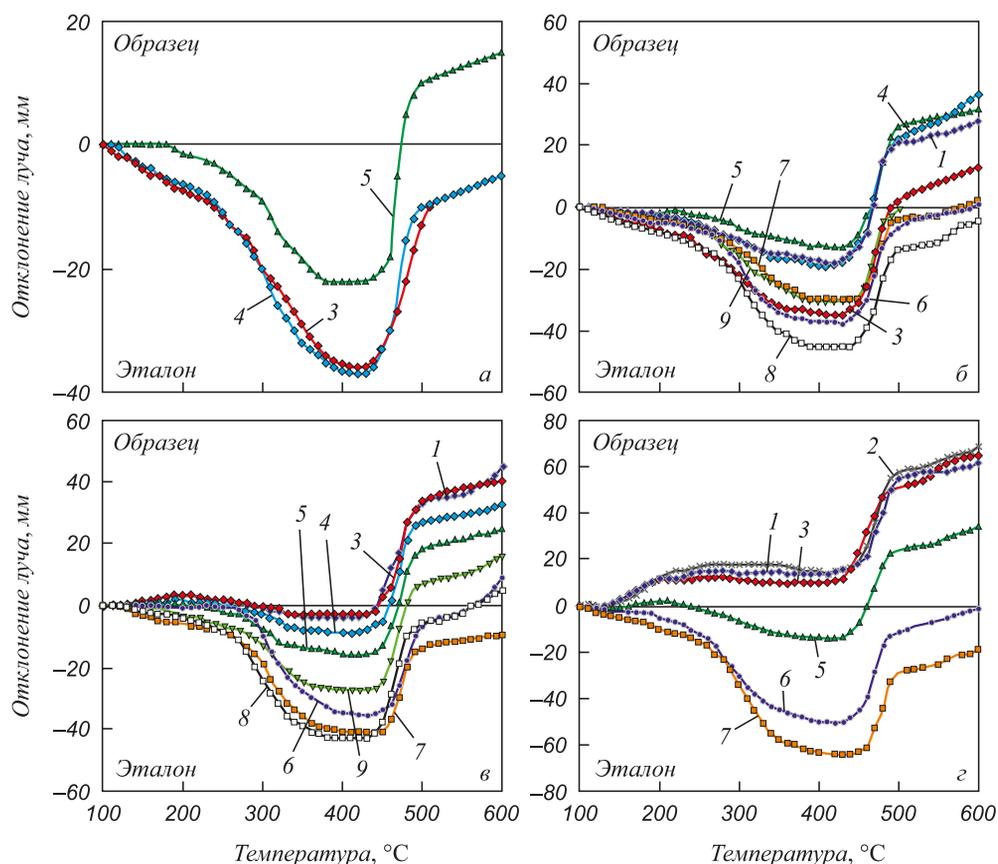


Рис. 2. Дифференциальные dilatометрические кривые нагрева стали 60С2ХФА, подвергнутой Q-n-P-обработке по вариантам: № 2 (а); № 5 (б); № 8 (в); № 11 (г) при различной длительности выдержки на стадии «Partitioning», с: 1 – 10; 2 – 20; 3 – 30; 4 – 60; 5 – 300; 6 – 600; 7 – 1200; 8 – 1800; 9 – 3600

Fig. 2. Differential dilatometric heating curves of 60Si2CrV steel, subjected to Q&P-treatment according to variants no. 2 (a), no. 5 (б), no. 8 (в) and no. 11 (г) with different «partitioning» duration at s: 1 – 10; 2 – 20; 3 – 30; 4 – 60; 5 – 300; 6 – 600; 7 – 1200; 8 – 1800; 9 – 3600

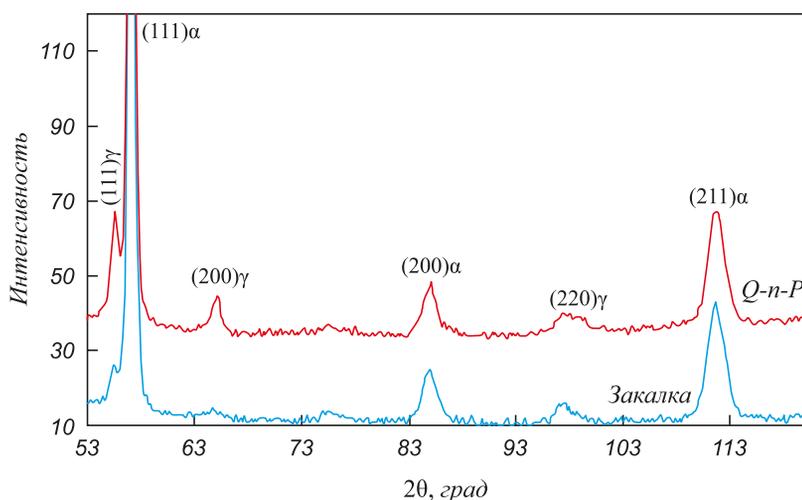


Рис. 3. Дифрактограммы стали 60С2ХФА: закаленный образец и образец, подвергнутый Q-n-P-обработке по варианту № 6 (длительность «P» 300 с)

Fig. 3. XRD patterns of 60Si2CrV steel: as-quenched sample and sample, subjected to Q&P-treatment according to variant no. 6 ("Partitioning" duration 300 s)

в то время как в закаленном образце доля $A_{\text{ост}}$ составила лишь 9,8 %.

Присутствие повышенного количества $A_{\text{ост}}$ объясняет ход кривой вниз на начальном участке ($A'B'$), что указывает на более активное расширение Q-n-P-образца в интервале температур 100–270 °С. Это связано с тем, что аустенит обладает более высоким (в 1,3–1,4 раза) [22], чем феррит, коэффициентом линейного теплового расширения, поэтому смесь α - и γ -фаз (в Q-n-P-образце) расширяется при нагреве более интенсивно, чем α -фаза (в закаленном образце).

Кроме того, мартенсит, присутствующий в Q-n-P-образце, подвергся отпуску на стадии «P», следовательно при нагреве в печи dilatометра в интервале 100–260 °С этот образец не испытывал первого превращения, что также способствовало более интенсивному расширению Q-n-P-образца по сравнению с эталоном. Следует отметить, что участок $C'D'$, относящийся к до-распаду мартенсита, начинается в Q-n-P-образце при более высокой температуре (430 °С). Смещение точки перегиба C вверх по температурной шкале вероятно вызвано более растянутым процессом распада остаточного аустенита, который завершается в Q-n-P-образце при более высокой температуре, чем в закаленном. И, наконец, величина эффекта $C'D'$ примерно на 25 % ниже аналогичного эффекта в закаленном образце. Это является следствием перераспределения части углерода из мартенсита в аустенит на стадии «partitioning», в результате чего мартенсит в Q-n-P-образце обладает меньшей степенью тетрагональности, и при выделении цементита период его решетки уменьшается не столь значительно.

Анализ полученных данных показывает, что для большинства Q-n-P-режимов вид dilatограмм соответствует представленному на рис. 1, т.е. со снижением

кривой на этапе AB и резким «провалом» на участке BC . В особенности это относится к режимам по вариантам № 1–6. При более высоких температурах «Q» (особенно при 240 °С) кривые для режимов с малой продолжительностью выдержки на стадии «partitioning» (10–45 с) схожи с кривой для случая закалки.

Поскольку Q-n-P-обработка нацелена на повышение доли остаточного аустенита, то наибольший интерес представляет анализ величины dilatометрического эффекта на участке BC . Именно этот эффект отражает распад остаточного аустенита и, следовательно, косвенно характеризует количество $A_{\text{ост}}$ в образце. Данные о величине эффекта BC для разных Q-n-P-режимов сведены на рис. 4. Из него следует, что при $Q = 160–240$ °С величина эффекта сначала нарастает по мере увеличения длительности «partitioning», а достигнув максимума, снижается при длительных выдержках. При этом время «partitioning», необходимое для достижения максимального эффекта, обратно пропорционально температуре «P». При $Q = 120$ °С фиксируется обратная картина: величина эффекта максимальна при начальных выдержках, снижаясь или не изменяясь по мере дальнейшего роста времени выдержки.

Если принять, что величина эффекта BC пропорциональна количеству γ -фазы в образце, то становится очевидным, что режим Q-n-P-обработки оказывает существенное влияние на количество остаточного аустенита в стали 60С2ХФА. Как следует из рис. 4, d , на котором представлена максимальная величина эффекта BC для режимов с повышенной температурой «P» (260 и 300 °С), количество $A_{\text{ост}}$ существенно повышается по мере увеличения температуры «Q» (при этом для обеих температур «partitioning» получены примерно одинаковые результаты). В то же время, при «P», равной 220 °С,

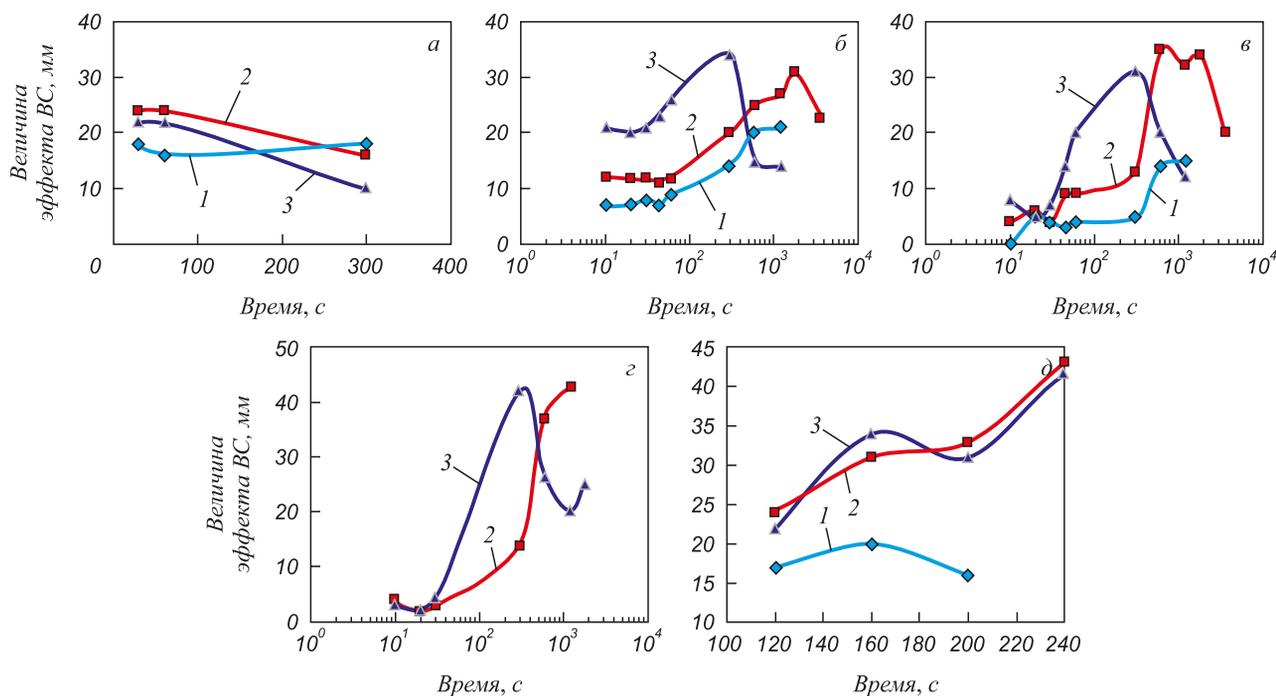


Рис. 4. Величина эффекта ВС на дилатометрах Q-n-P-образцов в зависимости от длительности выдержки на стадии «partitioning» для различных режимов: № 1 – 3 (а); № 4 – 6 (б); № 7 – 9 (в), № 10 – 12 (г). Максимальная величина эффекта ВС в зависимости от температуры «Q» (д). Температура «P», °C:
1 – 220; 2 – 260; 3 – 300

Fig. 4. Values of BC effect on dilatometric curves of Q&P-treated specimens as a function of “Partitioning” duration (a – г) for different regimes: 1 – 3 (a), 4 – 6 (б), 7 – 9 (в), 10 – 12 (г). The maximum values of BC effect as a function of “Quenching” temperature (д) at °C:
1 – 220; 2 – 260; 3 – 300

количество $A_{ост}$ практически не зависит от температуры «Q», находясь на минимальном уровне.

Такие результаты можно объяснить действием двух факторов. Во-первых, с повышением температуры «Q» уменьшается количество мартенсита и, соответственно, растет «базовая» доля аустенита, который можно стабилизировать перераспределением углерода. При этом важна и температура «partitioning», предопределяющая интенсивность диффузии атомов углерода и скорость насыщения им аустенита. Очевидно, что при температуре «P», равной 260 – 300 °C, диффузионные процессы перераспределения идут намного активнее, чем при 220 °C, поэтому в последнем случае количество $A_{ост}$ определяется именно заторможенностью диффузии атомов углерода.

Таким образом, Q-n-P-обработка приводит к росту доли остаточного аустенита в стали 60С2ХФА по сравнению с закалкой. Для получения повышенного количества $A_{ост}$ температура «Q» должна быть не ниже 160 °C, а температура «P» – не ниже 260 °C. При выборе режима обработки следует учитывать, что по мере снижения температуры «Q» сокращается продолжительность стадии «partitioning», необходимая для достижения максимального количества $A_{ост}$. Это связано с увеличением количества мартенсита закалки, а, следовательно, и межфазной поверхности раздела «аустенит/мартенсит», через которую происходит перераспределение

атомов углерода. Также необходимо учитывать, что излишне длительные выдержки на стадии «partitioning» приводят к снижению доли $A_{ост}$, что очевидно связано с его распадом, сопровождающимся выделением карбидов.

Проведенные исследования показали, что дилатометрический метод с достаточной чувствительностью реагирует на изменение микроструктурного состояния стали 60С2ХФА, достигаемого Q-n-P-обработкой, а, следовательно, может использоваться для прогнозной экспресс-оценки содержания остаточного аустенита в структуре. Влияние Q-n-P-обработки на механические свойства кремнийсодержащих пружинных сталей представляет интерес для дальнейших исследований.

Выводы

Дилатометрический метод исследований впервые использован для анализа структурного состояния и превращений, протекающих при нагреве в рессорной стали 60С2ХФА, подвергнутой Q-n-P-обработке. Показана возможность применения дилатометрического метода для прогнозирования микроструктуры и выбора оптимального режима Q-n-P-обработки стали.

В Q-n-P-образцах выявлено резкое повышение величины дилатометрического эффекта, соответствующего второму превращению при отпуске (~270 – 430 °C),

что свидетельствует об увеличении доли остаточного аустенита в стали 60С2ХФА в результате проведения Q-n-P-обработки.

Для получения максимального количества остаточного аустенита в стали 60С2ХФА температура «Q» должна составлять 160 – 240 °С, а температура «P» – 260 – 300 °С. Длительность стадии «partitioning» необходимо выбирать с учетом экстремального характера зависимости доли $A_{ост}$ от времени выдержки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Speer J.G., Matlock D.K., De Cooman B.C. etc. Carbon partitioning into austenite after martensite transformation // *Acta Materialia*. 2003. Vol. 51. P. 2611 – 2622.
2. Speer J.G., Edmonds D.V., Rizzo F.C. etc. Partitioning of carbon from supersaturated plates of ferrite, with application to steel processing and fundamentals of the bainite transformation // *Solid State and Materials Science*. 2004. Vol. 8. P. 219 – 237.
3. Edmonds D.V., He K., Rizzo F.C. etc. Quenching and partitioning martensite – A novel steel heat treatment // *Materials Science and Engineering A*. 2006. Vol. 438. P. 25 – 34.
4. Santofimia M.J., Zhao L., Sietsma J. Overview of mechanisms involved during the quenching and partitioning process in steels // *Metallurgical and Materials Transactions: A*. 2011. Vol. 42A. P. 3620 – 3626.
5. Zhong N., Wang X.D., Wang L. etc. Enhancement of the mechanical properties of aNb-microalloyed advanced high-strength steel treated by quenching–partitioning–tempering process // *Materials Science and Engineering A*. 2009. Vol. 506. P. 111 – 116.
6. Юрченко А.Н., Симонов Ю.Н. Микроструктурные особенности, механические свойства и термическая обработка бейнитных сталей // *Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета*. 2016. Т. 18. № 3. С. 160 – 181.
7. Jing S., Hao Y. Microstructure development and mechanical properties of quenching and partitioning (Q&P) steel and an incorporation of hot-dipping galvanization during Q&P process // *Materials Science & Engineering A*. 2013. Vol. 586. P. 100 – 107.
8. Hesse O., Merker J., Brykov M. etc. Zur Festigkeit niedriglegierter Stähle mit erhöhtem Kohlenstoffgehalt gegen abrasiven Verschleiß // *Tribologie und Schmierungstechnik*. 2013. Vol. 60 (6). P. 37 – 43.
9. Koval' A.D., Efremenko V.G., Brykov M.N. etc. Principles of development of grinding media with increased wear resistance. Part 1. Abrasive wear resistance of iron-based alloys // *Journal of Friction Wear*. 2012. Vol. 33 (1). P. 39 – 46.
10. Efremenko V.G., Shimizu K., Cheiliakh A.P. etc. Abrasive resistance of metastable V–Cr–Mn–Ni spheroidal carbide cast irons using the factorial design method // *International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials*. 2016. Vol. 23 (6). P. 645 – 657.
11. Toji Y., Miyamoto G., Raabe D. Carbon partitioning during quenching and partitioning heat treatment accompanied by carbide precipitation // *Acta Materialia*. 2015. Vol. 86. P. 137 – 147.
12. Clarke A.J. Speer J.G., Miller M.K. etc. Carbon partitioning to austenite from martensite or bainite during the quenching and partition (Q&P) process: A critical assessment // *Acta materialia*. 2008. Vol. 56. P. 16 – 22.
13. Курдюмов Г.В., Утевский Л.М., Энтин Р.И.М. Превращения в железе и стали. – М.: Наука, 1977. – 236 с.
14. Maheswari N., Chowdhury S., Kumar K.C. etc. Influence of alloying elements on the microstructure evolution and mechanical properties in quenched and partitioned steels // *Materials science & engineering A*. 2014. Vol. 600. P. 12 – 20.
15. Liu S.G., Dong S.S., Yang F. Application of quenching–partitioning–tempering process and modification to a newly designed ultrahigh steel // *Materials and design*. 2014. No. 56. P. 37 – 43.
16. Huang X., Liu W., Huang Y. etc. Effect of a quenching–long partitioning treatment on the microstructure and mechanical properties of a 0.2 C % bainitic steel // *Journal of materials processing technology*. 2015. Vol. 222. P. 181 – 187.
17. Toji Y. Matsuda H., Herbig M. etc. Atomic-scale analysis of carbon partitioning between martensite and austenite by atom probe tomography and correlative transmission electron microscopy // *Acta materialia*. 2014. Vol. 65. P. 215 – 228.
18. Speer J. G., De Moor E., Findley K.O. etc. Analysis of microstructure evolution in quenching and partitioning automotive sheet steel // *Metallurgical and materials transactions: A*. 2011. Vol. 42A. P. 3591 – 3601.
19. Zhao P., Zhang B., Cheng C. etc. The significance of ultrafine film-like retained austenite in governing very high cycle fatigue behavior in an ultrahigh-strength Mn–Si–Cr–C steel // *Materials science and engineering: A*. 2015. Vol. 645. P. 116 – 121.
20. Santigopal S., Sourav D., Debalay Ch. etc. Development of multi-phase microstructure with bainite, martensite and retained austenite in a co-containing steel through quenching and partitioning (Q&P) treatment // *Metallurgical and materials transactions: A*. 2013. Vol. 13. P. 5653 – 5664.
21. Гуляев А.П. *Металловедение: Учебник для вузов*. 6-е изд., перераб. и доп. – М.: Металлургия, 1986. – 544 с.
22. Шмыков А.А. *Справочник термиста*. – М.: Машгиз, 1961. – 392 с.

Поступила в редакцию 14 августа 2017 г.

После доработки 5 ноября 2017 г.

Принята к публикации 25 декабря 2018 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2019. VOL. 62. NO. 1, pp. 42–48.

VOLUMETRIC CHANGES AT HEATING IN STEEL 60Si2CrV SUBJECTED TO Q&P TREATMENT

V.I. Zurnadzh¹, V.G. Efremenko¹, M.N. Brykov²,
V.G. Gavrilova¹, E.V. Tsvetkova¹

¹Azov State Technical University, Mariupol, Donetsk Region, Ukraine

²Zaporizhia National Technical University, Zaporizhia, Ukraine

Abstract. The paper presents results of the investigation of phase-structural transformations and volumetric changes that occur during heating in high-silicon spring steel 60Si2CrV subjected to Q&P (quenching and partition) treatment. Chemical composition of the steel was: 0.53 % C; 1.46 % Si; 0.44 % Mn; 0.95 % Cr; 0.10 % V; 0.016 % S; 0.013 % P. Steel samples were subjected to Q-n-P treatment as follows: a) austenitization at 880 °C; b) quenching

with the cooling stop at 120, 160, 200 and 240 °C; c) subsequent holding at 220, 250 and 300 °C with duration from 10 to 3600 s; d) final cooling in water. The volumetric changes during heating were studied using an optical differential dilatometer at a heating rate of 1 K/s. As a reference, a sample of the same steel stabilized by high tempering was used. The amount of retained austenite was determined by X-ray diffraction using a diffractometer DRON-3 with Fe-radiation. It is found that on the heating curves of Q&P samples, the sections corresponding to different transformations during tempering are clearly identified. On dilatograms of the Q&P samples, dilatometric effect corresponding to the second transformation during tempering (270 – 430 °C) was found to be increased dramatically, indicating an increase in retained austenite amount compared to

the quenched state as a result of Q&P treatment (as confirmed by X-ray study). At the same time, value of the effect corresponding to the third transformation during tempering was found to be decreased. To obtain the maximum amount of retained austenite in 60Si2CrV steel, the partitioning temperature should be of 260 – 300 °C, while the quenching completion temperature should be of 160 – 240 °C. The amount of retained austenite rises substantially as the quenching temperature increases. Duration of the partitioning stage should be selected taking into account the extreme character of austenite dependence on the partitioning time. As a result of the work, an effective applicability of the dilatometric method for analyzing the steel structural state and choosing the optimal mode of Q&P treatment was demonstrated.

Keywords: Q&P treatment, quenching, dilatometry, retained austenite, martensite, carbon redistribution, tempering transformations.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-1-42-48

REFERENCES

1. Speer J.G., Matlock D.K., De Cooman B.C. etc. Carbon partitioning into austenite after martensite transformation. *Acta Materialia*. 2003, vol. 51, pp. 2611–2622.
2. Speer J.G., Edmonds D.V., Rizzo F.C. etc. Partitioning of carbon from supersaturated plates of ferrite, with application to steel processing and fundamentals of the bainite transformation. *Solid State and Materials Science*. 2004, vol. 8, pp. 219237.
3. Edmonds D.V., He K., Rizzo F.C. etc. Quenching and partitioning martensite – A novel steel heat treatment. *Materials Science and Engineering A*. 2006, vol. 438, pp. 25–34.
4. Santofimia M.J., Zhao L., Sietsma J. Overview of mechanisms involved during the quenching and partitioning process in steels. *Metallurgical and Materials Transactions: A*. 2011, vol. 42A, pp. 3620–3626.
5. Zhong N., Wang X.D., Wang L. etc. Enhancement of the mechanical properties of a Nb-microalloyed advanced high-strength steel treated by quenching–partitioning–tempering process. *Materials Science and Engineering A*. 2009, vol. 506, pp. 111–116.
6. Yurchenko A.N., Simonov Yu.N. Microstructural features, mechanical properties and heat treatment of bainitic steel. *Vestnik Permskogo natsional'nogo issledovatel'skogo politekhnicheskogo universiteta. Mashinostroenie, materialovedenie*. 2016, vol. 18, no. 3, pp. 160181. (In Russ.).
7. Jing S., Hao Y. Microstructure development and mechanical properties of quenching and partitioning (Q&P) steel and an incorporation of hot-dipping galvanization during Q&P process. *Materials Science & Engineering A*. 2013, vol. 586, pp. 100–107.
8. Hesse O., Merker J., Brykov M. etc. Zur Festigkeit niedriglegierter Stähle mit erhöhtem Kohlenstoffgehalt gegen abrasiven Verschleiß. *Tribologie und Schmierungstechnik*. 2013. vol. 60 (6), pp. 37–43. (In Germ.)
9. Koval' A.D., Efremenko V.G., Brykov M.N. etc. Principles of development of grinding media with increased wear resistance. Part 1. Abrasive wear resistance of iron-based alloys. *Journal of Friction Wear*. 2012, vol. 33 (1), pp. 39–46.
10. Efremenko V.G., Shimizu K., Cheiliakh A.P. etc. Abrasive resistance of metastable V–Cr–Mn–Ni spheroidal carbide cast irons using the factorial design method. *International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials*. 2016, vol. 23 (6), pp. 645–657.
11. Toji Y., Miyamoto G., Raabe D. Carbon partitioning during quenching and partitioning heat treatment accompanied by carbide precipitation. *Acta Materialia*. 2015, vol. 86, pp. 137–147.
12. Clarke A.J., Speer J.G., Miller M.K. etc. Carbon partitioning to austenite from martensite or bainite during the quenching and partitioning (Q&P) process: A critical assessment. *Acta materialia*. 2008, vol. 56, pp. 16–22.
13. Kurdiumov G.V., Utevskii L.M., Entin R.I.M. *Prevrashcheniya v zheleze i stali* [Transformations in iron and steel]. Moscow: Nauka, 1977, 236 p. (In Russ.).
14. Maheswari N., Chowdhury S., Kumar K.C. etc. Influence of alloying elements on the microstructure evolution and mechanical properties in quenched and partitioned steels. *Materials science & engineering A*. 2014, vol. 600, pp. 12–20.
15. Liu S.G., Dong S.S., Yang F. Application of quenching–partitioning–tempering process and modification to a newly designed ultrahigh steel. *Materials and design*. 2014, no. 56, pp. 37–43.
16. Huang X., Liu W., Huang Y. etc. Effect of a quenching–long partitioning treatment on the microstructure and mechanical properties of a 0.2 C % bainitic steel. *Journal of materials processing technology*. 2015, vol. 222, pp. 181–187.
17. Toji Y., Matsuda H., Herbig M. etc. Atomic-scale analysis of carbon partitioning between martensite and austenite by atom probe tomography and correlative transmission electron microscopy. *Acta materialia*. 2014, vol. 65, pp. 215228.
18. Speer J. G., De Moor E., Findley K.O. etc. Analysis of microstructure evolution in quenching and partitioning automotive sheet steel. *Metallurgical and materials transactions: A*. 2011, vol. 42A, pp. 3591–3601.
19. Zhao P., Zhang B., Cheng C. etc. The significance of ultrafine film-like retained austenite in governing very high cycle fatigue behavior in an ultrahigh-strength Mn–Si–Cr–C steel. *Materials science and engineering: A*. 2015, vol. 645, pp. 116121.
20. Santigopal S., Sourav D., Debalay Ch. etc. Development of multiphase microstructure with bainite, martensite and retained austenite in a co-containing steel through quenching and partitioning (Q&P) treatment. *Metallurgical and materials transactions: A*. 2013, vol. 13, pp. 5653–5664.
21. Gulyaev A.P. *Metalovedenie: uchebnik dlya vuzov* [Metal science. Textbook for universities]. Moscow: Metallurgiya, 1986, 544 p. (In Russ.).
22. Shmykov A.A. *Spravochnik termista* [Handbook of heat-treater]. Moscow: Mashgiz, 1961, 392 p. (In Russ.).

Information about the authors:

V.I. Zurnadzhi, Postgraduate of the Chair of Material Science and Advanced Technologies (vadim.zurnadzhy@gmail.com)

V.G. Efremenko, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Head of the Chair of Physics

M.N. Brykov, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair of Welding Technology and Equipment

V.G. Gavrilova, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor, Head of the Chair of Material Science and Advanced Technologies

E.V. Tsvetkova, Cand. Sci. (Phys.–Math.), Assist. Professor of the Chair of Physics

Received August 14, 2017

Revised November 5, 2017

Accepted December 25, 2018