

ЗАКАЛКА С ПОСЛЕДУЮЩИМ ОБОГАЩЕНИЕМ УГЛЕРОДОМ НЕПРЕВРАЩЕННОГО АУСТЕНИТА (Q&P ОБРАБОТКА) МАРТЕНСИТНОЙ КОРРОЗИОННОСТОЙКОЙ СТАЛИ AISI 414

С.В. Рущиц¹, А.М. Ахмедьянов¹, А.Н. Маковецкий², А.О. Красноталов¹

¹ Южно-Уральский государственный университет, г. Челябинск, Россия,

² ПАО «Челябинский трубопрокатный завод», г. Челябинск, Россия

Термическая обработка, заключающаяся в закалке стали до температуры внутри интервала мартенситного превращения с последующим перераспределением углерода между образовавшимся мартенситом и непревращенным аустенитом (Q&P обработка) применена к коррозионностойкой стали мартенситного класса AISI 414 (15X13H2). Моделирование режимов Q&P обработки выполнено на симуляторе термомеханических процессов Gleeble 3800. Фазовые превращения в процессе обработки изучались с помощью контактного dilatометра, измеряющего изменение диаметра образца в месте приварки термопары.

После аустенитизации при 1150 °С в течение 3 мин температура начала мартенситного превращения исследуемой стали составила 270 °С. Для реализации Q&P обработки образцы закачивали до температур 250, 200, 150 и 100 °С. Перераспределение углерода между образовавшимся мартенситом и непревращенным аустенитом осуществлялось в процессе 3-минутной выдержки при 450 °С.

Закалка до температур 200–250 °С с последующим отжигом при 450 °С не обеспечивает обогащение непревращенного аустенита углеродом, достаточное для подавления мартенситного превращения при последующем охлаждении до комнатной температуры. Понижение температуры закалки до 150 °С с последующим отжигом при 450 °С приводит к полной термической стабилизации непревращенного аустенита вплоть до температур –60 °С, что обеспечивает за счет TRIP эффекта высокую низкотемпературную вязкость исследуемой стали ($KCV_{-60} = 59 \text{ Дж/см}^2$), превосходящую значения, заложенные в требования к высокопрочным трубным сталям. Сделан вывод о перспективности Q&P обработки исследуемой стали для получения высокопрочного состояния с высоким уровнем низкотемпературной вязкости.

Ключевые слова: мартенситные коррозионностойкие стали; Q&P обработка; стабилизация остаточного аустенита; TRIP эффект.

Введение

Конструкционные материалы, в частности, автомобильные, судостроительные и трубные стали, должны обладать наряду с высокой прочностью повышенным уровнем пластичности и вязкости. Однако потенциал традиционных видов термомеханической и термической обработки в дальнейшем улучшении соотношения прочности и пластичности конструкционных материалов в значительной степени исчерпан. В связи с этим, в последние годы активно разрабатывается новый вид термической обработки, получивший название Quenching and Partitioning (Q&P) [1–5]. Сталь после нагрева в аустенитное состояние подвергается закалке до заданной температуры в интервале мартенситного превращения (стадия quenching). Затем сталь выдерживают при той же или более высокой температуре для диффузионного перехода атомов углерода

из мартенситных кристаллов в непревращенный аустенит (стадия partitioning). Повышение концентрации углерода в аустените стабилизирует его по отношению к последующему мартенситному превращению и обеспечивает сохранение аустенита при дальнейшем охлаждении до комнатной температуры. Таким образом, достигается основная цель Q&P обработки – формирование структуры, состоящей из обедненного углеродом мартенсита с прослойками высокоуглеродистого термически стабильного аустенита. При деформации остаточный аустенит превращается в мартенсит, что обеспечивает рост прочности при одновременном повышении пластичности и вязкости за счет реализации TRIP-эффекта.

Применение Q&P обработки к малоуглеродистым низколегированным сталям (с добавками около 1 % кремния или алюминия

для подавления выделений цементита в процессе стабилизирующей выдержки), позволило получить превосходную комбинацию прочности (предел прочности 1000–1400 МПа) и пластичности (относительное удлинение 10–20 %) [2, 6–9] с высоким уровнем вязкости [7, 9].

В последние годы Q&P обработка была успешно использована для повышения комплекса свойств некоторых промышленных коррозионноустойчивых сталей мартенситного класса [10–12]. Так, закалка стали AISI 410 (Fe–0,1 % C–12 % Cr) до температуры 240 °C и последующая выдержка при 450 °C в течение 6 мин обеспечила ~ 15 % обогащенного углеродом остаточного аустенита [10]. За счет TRIP эффекта достигнуто общее удлинение 22 % при пределе прочности 1200 МПа. Указывается, что добавки кремния в данном случае не являются обязательными, так как выделение карбидов в процессе стабилизирующей выдержки при 450 °C в значительной степени подавляется высоким содержанием хрома [10]. Тем не менее, легирование стали AISI 1 % кремния дополнительно увеличило долю остаточного аустенита и, как следствие, пластичность стали [11]. Применение Q&P обработки к стали AISI 420 (Fe–0,3 % C–13 % Cr) показало, что присутствие в структуре «свежего» мартенсита, образованного в процессе охлаждения от температуры стабилизирующей выдержки, приводит к резкому падению пластичности и хрупкому разрушению и потому не допустимо [12]. В оптимальном режиме Q&P обработки (закалка до 80 °C с отжигом при 450 °C в течение 3 мин) обеспечивается наилучшее соотношение прочности и пластичности (предел прочности 1570 МПа, общее удлинение 16 %).

В настоящей работе Q&P обработка применена к коррозионноустойчивой стали мартенситного класса AISI 414 (Fe–0,15 % C–12,5 % Cr–2 % Ni). В силу перспективности использования указанной стали в трубной промышленности особое внимание уделено возможности обеспечить за счет Q&P обработки значения низкотемпературной вязкости,

заложенные в технические требования к трубным изделиям.

Материал и методика исследований

Химический состав исследуемой коррозионноустойчивой стали 15X13H2 (AISI 414) мартенситного класса приведен в табл. 1. Образцы для исследования вырезались из горячекатаной трубы, прошедшей термическую обработку, включающую закалку из межкритического интервала и последующий двукратный отпуск.

Режимы Q&P обработки воспроизводились на физическом симуляторе термомеханических процессов Gleeble 3800. Использовались цилиндрические образцы диаметром 6 мм. Температура образца контролировалась хромель-алюмелевой термопарой, приваренной к его центральной части. Фазовые превращения в процессе обработки изучались с помощью контактного дилатометра, измеряющего изменение диаметра образца в месте приварки термопары.

Цилиндрические образцы нагревали в вакууме до температуры аустенитизации 1150 °C со скоростью 10 °C/c и выдерживали 180 с. Высокая температура нагрева обеспечивала полное растворение карбидов, присутствующих в исходной структуре [12]. После аустенитизации один из образцов был охлажден со скоростью 20 °C/c до комнатной температуры. Остальные образцы охлаждались с той же скоростью до заданной температуры T_z в интервале мартенситного превращения (100 °C–250 °C). После 60-секундной паузы при температуре закалки образцы нагревали, как и в работах [11, 12], до 450 °C и выдерживали 180 с для осуществления перераспределения углерода между мартенситом и аустенитом. Далее следовало охлаждение образцов до комнатной температуры со скоростью 20 °C/c (рис. 1).

Избранные режимы Q&P обработки были повторены на образцах квадратного сечения размерами 10×10 мм и длиной 55 мм с целью проведения последующих испытаний на ударную вязкость KCV при температурах 0 °C и –60 °C.

Таблица 1

Химический состав исследуемой стали

C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	Mo
0,14	0,52	0,28	0,012	0,002	12,45	2,26	0,15	0,10

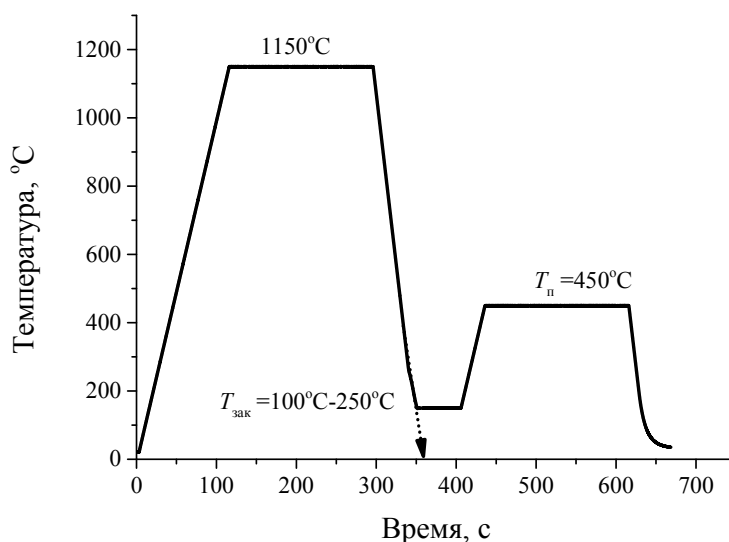


Рис. 1. Схема моделирования Q&P обработки

Результаты и их обсуждение

Перегибы, наблюдаемые на дилатограммах, указывают на то, что образование аустенита при нагреве исследуемой стали происходит в две стадии (рис. 2). Первая стадия превращения начинается при температуре $A_{c1} = 640^{\circ}\text{C}$ и заканчивается при температуре 730°C . Вторая стадия, сопровождаемая более сильным дилатометрическим эффектом, происходит в интервале температур $775-840^{\circ}\text{C}$ (A_{c3}). Подобное двухстадийное образование аустенита ранее обнаружено в супермартенситной коррозионностойкой стали Fe–0,02% C–12,3% Cr–5,6% Ni–2% Mo [13]. Авторы [13] полагают, что обнаруженное явление обусловлено локальной неоднородностью распределе-

ния никеля, сформировавшейся при нагреве в межкритический интервал. Вероятно, и в нашем случае на первой стадии превращения аустенит образуется из участков α -фазы, обогащенных никелем, тогда как на второй стадии происходит образование аустенита из участков, обедненных этим элементом.

На рис. 3 толстыми линиями (кривая 1) представлены участки дилатограммы образца, охлажденного после аустенитизации до комнатной температуры. Единственный перегиб на кривых охлаждения при 270°C отвечает температуре M_n начала мартенситного превращения. На рис. 3 (тонкие линии) приведены участки дилатограмм образцов, закаленных до разных температур T_3 в интервале

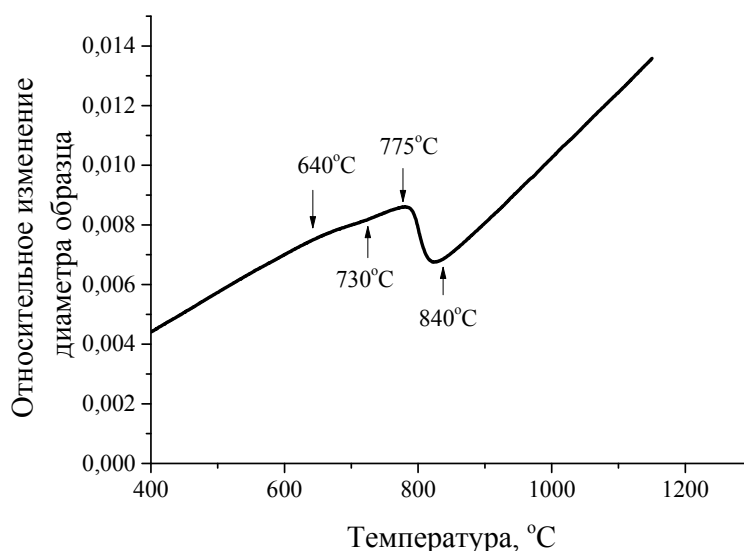


Рис. 2. Фрагмент дилатограммы, отвечающий стадии нагрева до температуры аустенитизации

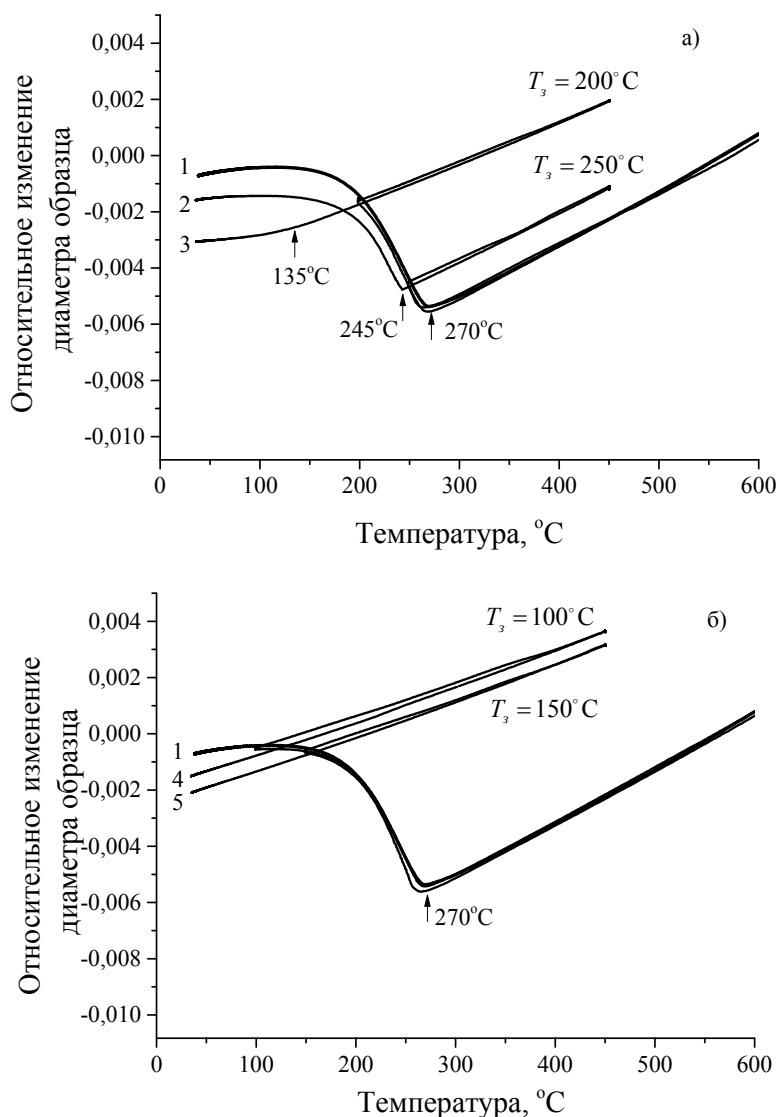


Рис. 3. Фрагменты дилатограмм, отвечающие стадии закалки, последующему отжигу при 450 °С и охлаждению до комнатной температуры

мартенситного превращения, затем нагретых до 450 °С и охлажденных до комнатной температуры в соответствии со схемой Q&P обработки, представленной на рис. 1.

При закалке до температуры 250 °С (кривая 2 на рис. 3а) лишь небольшая часть аустенита превращается в мартенсит. Соответственно невелико и обогащение углеродом непревращенного аустенита в процессе выдержки при 450 °С. При последующем охлаждении сохранившийся аустенит вновь испытывает мартенситное превращение, хотя температура его начала падает с 270 до 245 °С.

С понижением температуры закалки до 200 °С (кривая 3 на рис. 3а) полнота мартенситного превращения возрастает. Степень обогащения углеродом непревращенного аус-

тенита в процессе отжига при 450 °С также увеличивается. Однако и в этом режиме обработки полной стабилизации оставшегося аустенита до комнатной температуры не происходит: ниже 135 °С образуется небольшое количество «свежего» мартенсита.

При понижении температуры закалки до температур 150 и 100 °С количество образовавшегося мартенсита еще более возрастает (кривые 4 и 5 на рис. 3б). Во время выдержки при 450 °С углерод настолько сильно обогащает прослойки сохранившегося аустенита, что он оказывается стабильным при последующем охлаждении до комнатной температуры, о чем свидетельствует отсутствие перегибов на соответствующих участках дилатограмм.

Помимо перехода атомов углерода из мартенсита в аустенит во время стабилизирующего отжига высокохромистых сталей может происходить выделение карбидных фаз, препятствующее обогащению аустенита углеродом и нежелательное в целях Q&P обработки [10, 12]. Указанный процесс сопровождается объемными изменениями, что позволяет зафиксировать выделения карбидов методами дилатометрии [12].

На рис. 4 представлены зависимости относительного изменения диаметра образцов от времени на этапе обработки, следующем за закалкой образцов до разных температур T_3 в интервале мартенситного превращения. Изотермическая выдержка в течение 60 с после окончания закалки при температурах 150 °С и выше (область I) сопровождается слабым уменьшением объема, вероятно, обусловленным выделением малой порции ϵ -карбида или карбидов M_3C . В процессе 180-секундного стабилизирующего отжига при 450 °С (область II) значимых объемных изменений, и, соответственно, дополнительного карбидообразования, не наблюдается.

В отсутствие значительного выделения карбидов можно полагать, что в процессе перераспределения весь углерод из мартенсита переходит в аустенит [2]. В этом случае концентрация углерода в аустените после перераспределения углерода (C') равна отношению концентрации углерода в стали (C) к доле непревращенного аустенита (f_γ):

$$C' = \frac{C}{f_\gamma}. \quad (1)$$

Долю аустенита, не превращенного при закалке до температуры T_3 , оценим по уравнению Койстинена – Марбургера [14]:

$$f_\gamma = \exp[-k(M_n - T_3)], \quad (2)$$

где в качестве параметра k примем значение 0,0151 K^{-1} , полученное в [12] для стали мартенситного класса AISI 420 с 13 % хрома.

Для оценки термической стабильности аустенита требуется знать зависимость температуры M_n от концентрации углерода. В работе [10] для сталей с 12,5 % хрома получено следующее выражение

$$M_n(°C) = 379 - 510 \cdot C \text{ (вес. \%)}.$$

Дополнительное присутствие в исследуемой стали 2 % никеля понижает температуру M_n , но не изменяет зависимость температуры начала мартенситного превращения от содержания углерода. Поэтому модифицируем приведенное выражение так, чтобы при исходной концентрации углерода $C = 0,14\%$ температура M_n оказалась равной наблюдаемой экспериментально величине 270 °С:

$$M_n(°C) = 341 - 510 \cdot C. \quad (3)$$

Используя выражения (1)–(3), получим оценки доли f_γ непревращенного аустенита после закалки до температуры T_3 , концентрации C' в нем углерода после перераспределения и температуры M'_n начала последующего мартенситного превращения (табл. 2).

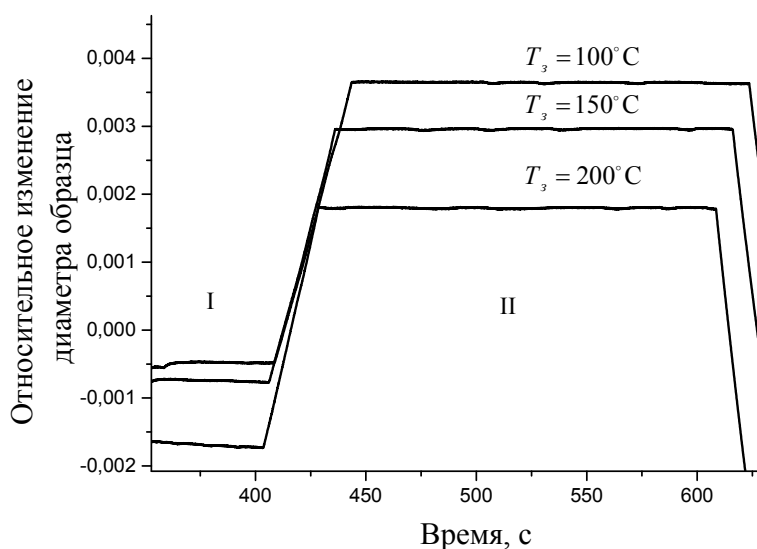


Рис. 4. Относительное изменение диаметра образцов на этапе обработки, следующем за закалкой образцов до разных температур T_3

Таблица 2

Оценка доли непревращенного аустенита и его термической стабильности

$T_3, ^\circ\text{C}$	f_γ	$C', \%$	$M'_H, ^\circ\text{C}$	$(M'_H)_{\text{эксп}}, ^\circ\text{C}$
250	0,74	0,19	245	245
200	0,35	0,40	136	135
150	0,16	0,86	-95	-
100	0,08	1,82	-	-

Таблица 3

Ударная вязкость образцов после различных режимов Q&P обработки

$T_{\text{ауст}}, ^\circ\text{C}$	$T_{\text{зак}}, ^\circ\text{C}$	$T_{\text{расп}}, ^\circ\text{C}$	KCV ₀ , Дж/см ²	KCV ₋₆₀ , Дж/см ²
1150	100	450	104	21
1150	150	450	120	58
1050	150	150	119	59

Рассчитанные температуры M'_H обогащенного углеродом аустенита после закалки до температур 250 и 200 °С совпали с их экспериментальными значениями, приведенными в последнем столбце табл. 2. Согласно выполненным оценкам, после закалки до 150 °С с последующим перераспределением углерода при 450 °С непревращенный аустенит оказывается термически стабильным до температуры -95 °С, а после закалки до 100 °С область термической стабильности распространяется вплоть до температуры 0 К.

Как показано в [12], сочетание высокой прочности и высокой пластичности достигается в том случае, если Q&P обработкой удастся предотвратить образование порций «свежего» мартенсита при охлаждении после стабилизирующего отжига, так как такой мартенсит приводит к потере пластичности и хрупкому характеру разрушения. По этой причине режимы Q&P обработки исследуемой стали, предполагающие закалку до температур 200–250 °С, могут быть исключены из дальнейшего рассмотрения. С другой стороны, режимы Q&P обработки, включающие закалку до более низких температур (150 и 100 °С) стабилизируют остаточный аустенит ниже комнатной температуры. Важно проверить, обеспечат ли прослойки остаточного аустенита, полученного по указанным режимам, требуемую для трубных сталей низкотемпературную вязкость ($KCV_{-60} > 50$ Дж/см²). С этой целью режимы Q&P обработки с закалкой до температур 150 и 100 °С были вос-

произведены на образцах, пригодных для последующих стандартных испытаний на ударную вязкость. Результаты трехкратных испытаний при температурах 0 °С и -60 °С приведены в табл. 3.

Ударная вязкость KCV₋₆₀ образцов, закаленных до температуры 100 °С (21 Дж/см²) оказалась ниже требуемого значения (50 Дж/см²), что, вероятно, обусловлено малым количеством остаточного аустенита (около 8 %) и его высокой механической стабильностью, тогда как после закалки до более высокой температуры 150 °С, сохраняющей по нашим оценкам ~ 16 % остаточного аустенита, значения ударной вязкости (58 Дж/см²) превосходят значения, заложенные в требования к высокопрочным трубным сталям.

Понижение температуры аустенитизации с 1150 до 1050 °С в последнем режиме Q&P обработки ($T_3 = 150$ °С) не оказало отрицательного влияния на ударную вязкость, измеренную при температурах 0 °С и -60 °С (см. табл. 3).

Учитывая результаты работы [10] на стали AISI 410 с близким содержанием углерода и хрома, можно полагать, что Q&P обработка исследуемой стали AISI 414, включающая закалку до температуры 150 °С и стабилизирующий отжиг при температуре 450 °С, обеспечит предел прочности не менее 1100 МПа. Таким образом, Q&P обработка стали AISI 414 эффективна для получения высокопрочного состояния с высоким уровнем ударной вязкости вплоть до температуры -60 °С.

Выводы

1. Моделирование режимов Q&P обработки коррозионностойкой стали AISI 414 (15X13H2) показало, что закалка до температур 200–250 °С с последующим отжигом при 450 °С не обеспечивает обогащение аустенита углеродом, достаточное для подавления мартенситного превращения при последующем охлаждении до комнатной температуры.

2. Понижение температуры закалки до 150 °С с последующим отжигом при 450 °С приводит к полной термической стабилизации

непревращенного аустенита вплоть до температур –60 °С, что обеспечивает за счет TRIP эффекта высокую низкотемпературную вязкость исследуемой стали ($KCV_{-60} = 59 \text{ Дж/см}^2$), превосходящую значения, заложенные в требования к высокопрочным трубным сталям.

3. Режим Q&P обработки стали AISI 414, включающий закалку до 150 °С с последующим 3-минутным отжигом при температуре 450 °С перспективен для получения высокопрочного состояния с высоким уровнем низкотемпературной вязкости.

Литература/References

1. Speer J.G., Matlock D.K., De Cooman B.C., Schroth J.G. Carbon Partitioning into Austenite after Martensite Transformation. *Acta Materialia*, 2003, vol. 51, pp. 2611–2622. DOI: 10.1016/S1359-6454(03)00059-4

2. Speer J.G., Edmonds D.V., Rizzo F.C., Matlock D.K. Partitioning of Carbon from Supersaturated Plates of Ferrite, with Application to Steel Processing and Fundamentals of the Bainite Transformation. *Current Opinion in Solid State Materials Science*, 2004, vol. 8, pp. 219–237. DOI: 10.1016/j.cossms.2004.09.003

3. Edmonds D.V., He K., Rizzo F.C., De Cooman B.C., Matlock D.K., Speer J.G. Quenching and Partitioning Martensite – A Novel Steel Heat Treatment. *Materials Science and Engineering, A*, 2006, vols. 438–440, pp. 25–34. DOI: 10.1016/j.msea.2006.02.133

4. Clarke A.J., Speer J.G., Matlock D.K., Rizzo F.C., Edmonds D.V., Santofimia V.J. Influence of Carbon Partitioning Kinetics on Final Austenite Fraction during Quenching and Partitioning. *Scripta Materialia*, 2009, vol. 61, pp. 149–152. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2009.03.02

5. Speer J.G., De Moor E., Clarke A.J. Critical Assessment 7: Quenching and Partitioning. *Materials Science and Technology*, 2015, vol. 31, no. 1, pp. 3–9. DOI: 10.1179/1743284714Y.00000000628

6. Wang L., Speer J.D. Quenching and Partitioning Steel Heat Treatment. *Metallography, Microstructure, and Analysis*, 2013, vol. 2, no. 4, pp. 268–281. DOI: 10.1007/s13632-013-0082-8

7. Somani M.C., Porten D.A., Karjalainen L.P., Misra D.K. Evaluation of DQ&P Processing Route for the Development of Ultra-High Strength Tough Ductile Steels. *International Journal of Metallurgical Engineering*, 2013, vol. 2 (2), pp. 154–160. DOI: 10.5923/j.ijmee.20130202.07

8. Jin X. Quenching and Partitioning Heat Treatment: High-Strength Low-Alloys. *Encyclopedia of Iron, Steel, and Their Alloys*, 2015, pp. 2761–2775. DOI: 10.1081/E-EISA-120051355

9. Hong S.C., Ahn J.C., Nam S.Y., Kim S.J., Yang H.C., Speer J.D., Matlock D.K. Mechanical Properties of High-Si Plate Steel Produced by the Quenching and Partitioning Process. *Metals and Materials International*, 2007, vol. 13, no. 6, pp. 439–445. DOI.org/10.3365/MMI.2007.12.439

10. Tsuchiyama T., Tobata J., Tao T., Nakada N., Takaki S. Quenching and Partitioning Treatment of a Low-Carbon Martensitic Stainless Steel. *Materials Science and Engineering, A*, 2012, vol. 532, pp. 585–592. DOI: 10.1016/j.msea.2011.10.125

11. Tobata J., Ngo-Huynh K.-L., Nakada N., Tsuchiyama T., Takaki S. Role of Silicon in Quenching and Partitioning Treatment of Low-Carbon Martensitic Stainless Steel. *ISIJ International*, 2012, vol. 52, no. 7, pp. 1377–1382. DOI: 10.2355/isijinternational.52.1377

12. Mola J., De Cooman B.C. Quenching and Partitioning (Q&P) Processing of Martensitic Stainless Steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2013, vol. 44A, pp. 946–967. DOI: 10.1007/s11661-012-1420-1.

13. Bojack A., Zhao L., Morris P.F., Sietsma J. Austenite Formation from Martensite in a 13Cr6Ni2Mo Supermartensitic Stainless Steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2016, vol. 47, no. 5, pp. 1996–2009. DOI: 10.1007/s11661-016-3404-z

14. Koistinen D., Marburger R. A General Equation Prescribing the Extent of the Austenite-Martensite Transformation in Pure Iron-Carbon Alloys and Plain Carbon Steels. *Acta Metallurgica*, 1959, vol. 7, pp. 59–60. DOI.org/10.1016/0001-6160(59)90170-1

Рушиц Сергей Вадимович, д-р физ.-мат. наук, профессор кафедры материаловедения и физико-химии материалов, Южно-Уральский государственный университет, г. Челябинск; rushchitsv@susu.ru.

Ахмедьянов Александр Маратович, начальник лаборатории физического моделирования термомеханических процессов, Южно-Уральский государственный университет, г. Челябинск; akhmedianovam@susu.ru.

Маковецкий Александр Николаевич, канд. техн. наук, ПАО «Челябинский трубопрокатный завод», г. Челябинск; Aleksandr.Makovetskiy@chelpipe.ru.

Красноталов Александр Олегович, аспирант кафедры материаловедения и физико-химии материалов, Южно-Уральский государственный университет, г. Челябинск; Alex.Krasnotalov@chelpipe.ru.

Поступила в редакцию 13 сентября 2018 г.

DOI: 10.14529/met180410

QUENCHING AND PARTITIONING (Q&P) PROCESSING OF MARTENSITIC STAINLESS STEELS AISI 414

S.V. Rushchits¹, rushchitsv@susu.ru,

A.M. Akhmedianov¹, akhmedianovam@susu.ru,

A.N. Makovetskiy², Aleksandr.Makovetskiy@chelpipe.ru,

A.O. Krasnotalov¹, Alex.Krasnotalov@chelpipe.ru

¹ South Ural State University, Chelyabinsk, Russian Federation,

² PJSC “Chelyabinsk Tube-Rolling Plant”, Chelyabinsk, Russian Federation

Heat treatment consisting quenching of steel to a temperature inside the martensitic transformation interval with subsequent carbon partitioning between quenched martensite and retained austenite (Q&P treatment) is applied to martensitic stainless steel AISI 414 (Fe–0.14% C–12.5% Cr–2.3% Ni). Q&P processing was modeled using the thermomechanical simulator Gleeble 3800. Phase transformations during processing were studied using a contact dilatometer, which measures the change in the specimen diameter at the thermocouple spot.

After austenitization at 1150 °C for three minutes, the temperature of the onset of the martensitic transformation of the steel under study was 270 °C. To implement Q&P processing, the samples were quenched to temperatures of 250 °C, 200 °C, 150 °C and 100 °C. The carbon partitioning between the quenched martensite and untransformed austenite was carried out in the process of 3-minute exposure at 450 °C.

It has been shown that quenching to temperatures of 200–250 °C with subsequent annealing at 450 °C does not ensure the enrichment of unconverted austenite with carbon, sufficient to suppress martensitic transformation upon subsequent cooling to room temperature. Lowering the quenching temperature to 150 °C with subsequent annealing at 450 °C leads to complete thermal stabilization of the untransformed austenite up to temperatures of minus 60 °C, which ensures a high low-temperature toughness of the steel under investigation through the TRIP effect, exceeding the values

laid down in the requirements for high-strength pipe steel. The conclusion is made about the prospect of Q&P processing of the investigated steel for obtaining a high-strength state with a high level of low-temperature viscosity.

Keywords: martensitic stainless steels; Q&P heat treatment; stabilization of retained austenite; TRIP effect.

Received 13 September 2018

ОБРАЗЕЦ ЦИТИРОВАНИЯ

Закалка с последующим обогащением углеродом непревращенного аустенита (Q&P обработка) мартенситной коррозионностойкой стали AISI 414 / С.В. Рущиц, А.М. Ахмедьянов, А.Н. Маковецкий, А.О. Красноталов // Вестник ЮУрГУ. Серия «Металлургия». – 2018. – Т. 18, № 4. – С. 89–97. DOI: 10.14529/met180410

FOR CITATION

Rushchits S.V., Akhmedyanov A.M., Makovetskiy A.N., Krasnotalov A.O. Quenching and Partitioning (Q&P) Processing of Martensitic Stainless Steels AISI 414. *Bulletin of the South Ural State University. Ser. Metallurgy*, 2018, vol. 18, no. 4, pp. 89–97. (in Russ.) DOI: 10.14529/met180410