

## МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

УДК 691.87:691.714:539.434

© Ефременко В.Г.<sup>1</sup>, Зурнаджи В.И.<sup>2</sup>

### ПЕРСПЕКТИВЫ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ Q&P-ТЕХНОЛОГИИ ТЕРМООБРАБОТКИ ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ КОМПЛЕКСА МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СТАЛИ

*В статье представлен обзор зарубежных публикаций по исследованию влияния режимов Q&P-термической обработки на механические и эксплуатационные свойства конструкционных сталей. Проанализированы механизм структурообразования при Q&P-обработке, влияние легирующих элементов и микроструктуры на механические свойства сталей с различным содержанием углерода. Представлена классификация видов Q&P-обработки, описаны ее перспективы в получении относительно недорогих высокопрочных сталей.*

**Ключевые слова:** Q&P-технология, аустенит, мартенсит, прочность, пластичность, TRIP-эффект.

*Єфременко В.Г., Зурнаджи В.І. Перспективи використання Q&P-технології термообробки для підвищення комплексу механічних властивостей сталі. У статті представлений огляд зарубіжних публікацій по дослідженню впливу режимів Q&P-термічної обробки на механічні та експлуатаційні властивості конструкційних сталей. Проаналізовано механізм структуроутворення при Q&P-обробці, вплив легуючих елементів і микроструктури на механічні властивості сталей з різним вмістом вуглецю. Представлена класифікація видів Q&P-обробки, описані її перспективи в отриманні відносно недорогих високоміцних сталей.*

**Ключові слова:** Q&P-технологія, аустеніт, мартенсит, міцність, пластичність, TRIP-ефект.

*V.G. Efremenko, V.I. Zurnadgy. Perspectives of using Q&P-heat treatment process for improving complex of mechanical properties of steel. The article provides an overview of foreign publications on the influence of modes Q&P (quenching and partitioning) heat treatment on mechanical and operational properties of structural steels with different carbon content. The mechanism of structure formation in Q&P-treated steels is analyzed, it is shown that Q&P-treatment results in formation of a microstructure containing tempered martensite, lower bainite (polygonal ferrite) with an increased amount of residual austenite which provides TRIP-effect when loaded. The values of strength and plastic properties, achieved in the low-carbon, medium-and high-carbon steel as a result of Q&P-processing are presented. The effect of alloying elements (Mn, Si, Al, Cr, Mo, Nb etc.) on the properties of the Q&P-steels is described. It is shown the crucial role of silicon and aluminum in formation of residual austenite and carbides-free bainite. The parameters of Q&P-processing, determining the amount of residual austenite and its ability to deformation martensite transformation during deformation are analyzed. The classification of types Q&P-treatment, depending on the additional operations of heat treatment such as preliminary hardening, heating in the intercritical temperature range, tempering for dispersed carbides precipitation, is given. The prospects of Q&P-processing to produce relatively inexpensive high strength steels are described.*

**Keywords:** Q&P-technology, austenite, martensite, strength, plasticity, TRIP-effect.

<sup>1</sup> д-р техн. наук, профессор, ГВУЗ «Приазовский государственный технический университет», г. Мариуполь, [ygefremenko@mail.ru](mailto:ygefremenko@mail.ru)

<sup>2</sup> студент, ГВУЗ «Приазовский государственный технический университет», г. Мариуполь,

**Постановка проблеми.** В связи с потребностью в снижении веса стальных конструкций и, как следствие, экономии энергетических и сырьевых ресурсов, постоянно растет акцент на разработку новых высокопрочных сталей и развитие технологий их термообработки. Высокопрочные стали применяют при изготовлении болтов и крепежных изделий, высокоскоростных роторов, валов и многих других деталей машин и механизмов. Эти стали используют в космической, ракетной, авиационной технике, а также в ряде отраслей приборостроения. Получение высокопрочных сталей возможно за счет легирования, применения особых методов термообработки в сочетании с деформацией, а также за счет производства сталей высокой чистоты.

В последние годы активно развивается направление термообработки, которое в западной научной литературе получило название «Quenching and Partitioning», сокращенно – Q&P. В переводе с английского это означает «закалка и перераспределение (углерода)». Поскольку в отечественной литературе данные о Q&P-технологии практически отсутствуют, представляет интерес анализ ее особенностей и перспектив в получении высокопрочного состояния сталей.

**Анализ последних исследований и публикаций.** В 2003 году J.G. Speer предложил теорию «Ограниченного паравывесия углерода» («Constrained Carbon Paraequilibrium»), позволяющую рассчитать количество углерода, который может диффундировать из свежего пересыщенного углеродом мартенсита закалки в аустенит [1]. Базируясь на этой теории, была обоснована и предложена технологическая схема термической обработки стали, получившая название «Quenching and Partitioning – Q&P» («Закалка и разделение») [2]. Ввиду перспективности данная технология активно исследуется и развивается в последние годы [3-11].

**Цель работы** – анализ известных экспериментальных данных о влиянии параметров термической обработки по технологии Q&P на структуру и механические свойства сталей с различным содержанием углерода.

**Изложение основного материала.** Основная задача Q&P-обработки – создание многофазной структуры, содержащей повышенное количество остаточного аустенита ( $A_{ост}$ ), обладающего способностью к деформационному мартенситному превращению (ДМП). При нагружении такой аустенит претерпевает, превращаясь в мартенсит деформации, что обеспечивает рост прочности при одновременном повышении пластичности за счет реализации TRIP-эффекта (TRIP – transformation induced plasticity (пластичность, наведенная превращением)). Поэтому низкоуглеродистые стали, обработанные по Q&P-технологии, обладают повышенной прочностью 900-1800 МПа в сочетании с достаточной пластичностью ( $\delta = 7-21\%$ ) (рис. 1) [6]. По комплексу свойств они превосходят двухфазные (феррито-мартенситные) и мартенситные стали. В среднеуглеродистой стали состава 0,54% C; 0,84% Mn; 0,15% Cr; 0,9% Si в результате Q&P-обработки достигнуты следующие свойства: предел текучести – 969 МПа; предел прочности при растяжении – 1907 МПа; относительное удлинение – 17% [8].

Основные этапы Q&P-обработки представлены на рис. 2. После аустенитизации (стадия А) производится закалка с охлаждением до температуры  $t_1$ , лежащей в интервале между точками  $M_n$  и  $M_k$  (стадия Q-«quenching»). После короткой выдержки при этой температуре (в течение которой выравнивается температура по сечению образца и в нем образуется определенное количество мартенсита закалки), следует нагрев и выдержка при температуре, достаточной для активизации диффузии углерода (стадия P-«partitioning»). Как правило, ее выбирают несколько выше температуры  $M_n$ . На стадии «partitioning» происходит межфазное перераспределение углерода: он диффундирует из мартенсита в остаточный аустенит, поскольку растворимость углерода в  $\gamma$ -фазе значительно выше, чем в мартенсите. Движущей силой процесса «разделения» является стремление системы к минимуму свободной энергии за счет уменьшения энергии упругой деформации решетки мартенсита. В результате аустенит насыщается углеродом, что понижает его мартенситную точку и повышает устойчивость к мартенситному превращению при последующем охлаждении. Мартенсит, образовавшийся на стадии Q, претерпевает распад на стадии «partitioning». По завершении стадии P следует окончательное охлаждение, в процессе которого формируется структура, состоящая из отпущенного мартенсита, остаточного аустенита и свежезакаленного мартенсита (последний образуется из насыщенного углеродом аустенита при охлаждении в интервале температур  $M_n \dots M_k$ ). Эта структура сочетает микроучастки с различной прочностью и пластичностью, что в совокупности обеспечивает повышенный комплекс свойств стали в связи с реализацией эффекта естественного композита. Толщина мартенситных реек составляет порядка 100 нм [8].

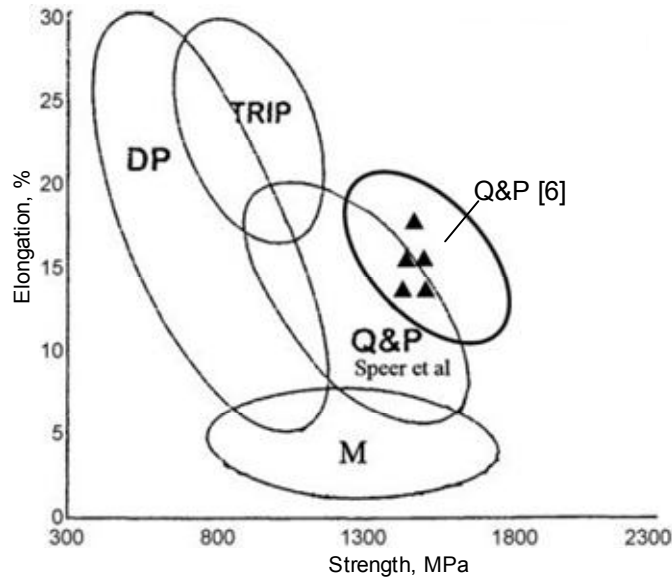


Рис. 1 – Схематическая иллюстрация взаимосвязи предела прочности при растяжении и относительного удлинения низкоуглеродистых сталей различного класса: двухфазных (DP), мартенситного класса (M), TRIP-сталей, сталей после Q&P-обработки [6]

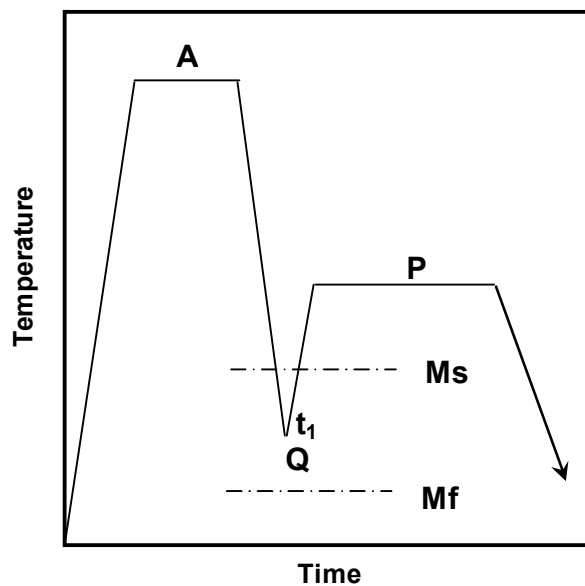


Рис. 2 – График режима Q&P-обработки [7]

Количество  $A_{ост}$  определяется температурой закалки, температурой и длительностью выдержки на стадии «partitioning» и составляет в зависимости от общего содержания углерода в стали 7...20% [4, 12]. Концентрация углерода в нем может достигать высоких значений 1,3...1,4% [3], что значительно выше равновесного состояния стали.  $A_{ост}$  залегает между мартенситными кристаллами в виде пленочных включений или прослоек (рис. 3). Исследования показали, что аустенит в форме пленок имеет более высокую стабильность к деформационному мартенситному превращению, чем аустенит в форме блоков [13]. Содержание углерода в остаточном аустените определяет кинетику ДМП при нагружении, что существенно влияет на соотношение прочностных и пластических свойств стали. Если концентрация углерода в аустените составляет 0,5%, то превращение остаточного аустенита в мартенсит при деформации происходит слишком быстро. При концентрации углерода выше 1,8% аустенит является очень стабильным и выдерживает холодную пластическую деформацию без ДМП [8]. Как сообщают ав-

торы статьи [8], для обеспечения приемлемой стабильности аустенита, содержание углерода в нем должна быть выше 1%. Состояние остаточного аустенита определяется, в основном, температурой приостановки закалки на стадии Q, а также температурой и длительностью выдержки на стадии P.

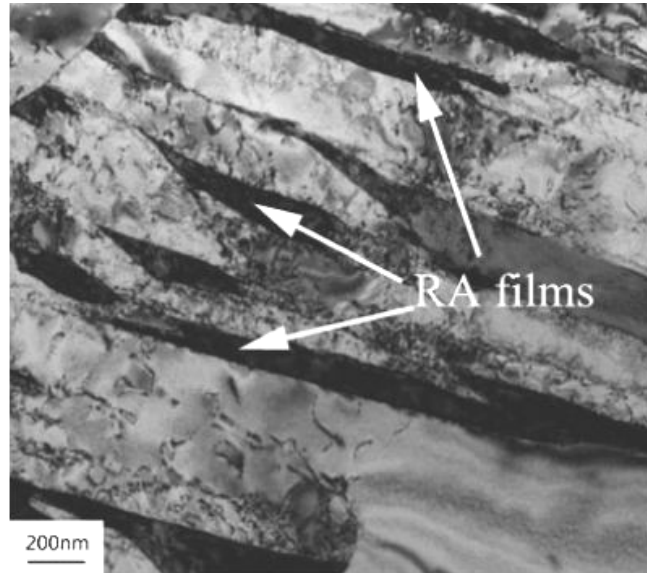


Рис. 3 – Остаточный аустенит (RA - retained austenite) в виде пленок между мартенситными пластинами [13]

Стабильность аустенита так же зависит от размера его зерен [8, 9]. Большие аустенитные зерна легче превращаются в мартенсит при деформации [9]. Как сообщают авторы статьи [8], оптимальный размер аустенитных зерен лежит в диапазоне 0,01-1,0 мкм. Стабильность и прочность остаточного аустенита также зависят от окружающих его фаз [8]. Чем прочнее фаза, окружающая аустенит, тем он стабильнее к ДМП [14], поскольку окружающая прочная фаза препятствует сдвиговому превращению, увеличивающему удельный объем металла.

При длительных выдержках на стадии «partitioning» возможно частичное превращение аустенита в нижний бейнит. В этом случае количество остаточного аустенита снижается, и формируется более сложная мультифазная структура. Авторы статей [15, 16] сообщают, что образование бескарбидного бейнита невозможно полностью исключить при Q&P-процессе. Для того чтобы минимизировать образование бейнита и укрупнение карбидов, следует использовать короткие выдержки при «разделении» (от нескольких десятков секунд до нескольких минут) [15]. Тем не менее, такое короткое время «разделения» не является благоприятным для массивных стальных изделий в промышленном производстве, т.к. трудно достичь равномерности нагрева по большому сечению во время столь короткой выдержки. Таким образом, для широкого применения Q&P-процессов необходимо обеспечить увеличение выдержки для проведения «разделения» без опасности формирования карбидов или протекания бейнитного превращения. Этому способствует кремний: известно, что в кремнийсодержащих сталях образуется бескарбидный бейнит, что положительно сказывается на свойствах стали.

Особенностью Q&P-обработки является то, что она позволяет реализовывать возможности TRIP-эффекта в сравнительно недорогих низколегированных сталях, что делает ее перспективной для широкого промышленного применения. Как правило, Q&P-обработку применяют для низко- или среднеуглеродистых сталей (0,10...0,45% C), содержащих 1,5-3,0% Mn, до 0,5% Cr, а также 0,006-1,0% Al и 1,5-2,5% Si [17]. Известно также использование Q&P-обработки и для высокоуглеродистой стали [18]. Особая роль здесь отводится кремнию и алюминию. Эти элементы препятствуют выделению карбидов из мартенсита в ходе выдержки на стадии «partitioning», обеспечивая тем самым более полное насыщение аустенита углеродом [12]. Кремний и алюминий повышают активность углерода в аустените и делают термодинамически невыгодным выделение карбидов, поскольку накопление этих элементов на границе раздела «феррит/аустенит» приводит

к резкому повышению свободной энергии системы. Марганец и (или) хром применяют для повышения прокаливаемости стали и возможности ее переохлаждения до мартенситного интервала без опасности превращения аустенита в перлит или бейнит.

Технология Q&P является базовой, на ее основе разработаны следующие различные модификации:

1) Q-Q&P – обработка с двойной закалкой, в результате которой происходит двойная фазовая перекристаллизация, изделия получают более дисперсную структуру (рис. 4), что приводит к более полной реализации механизма зернограничного упрочнения, и как следствие, - к повышению комплекса механических свойств в сравнении с Q&P-обработкой. Авторы [6] объясняют это повышением доли  $A_{ост}$  в связи с тем, что мелкие зерна аустенита более стабильны к мартенситному превращению из-за более низкой температуры начала мартенситного превращения. Как следствие, образцы, термообработанные по схеме Q&Q-P, характеризовались более сильным упрочнением при нагружении за счет более длительного и выраженного TRIP-эффекта;

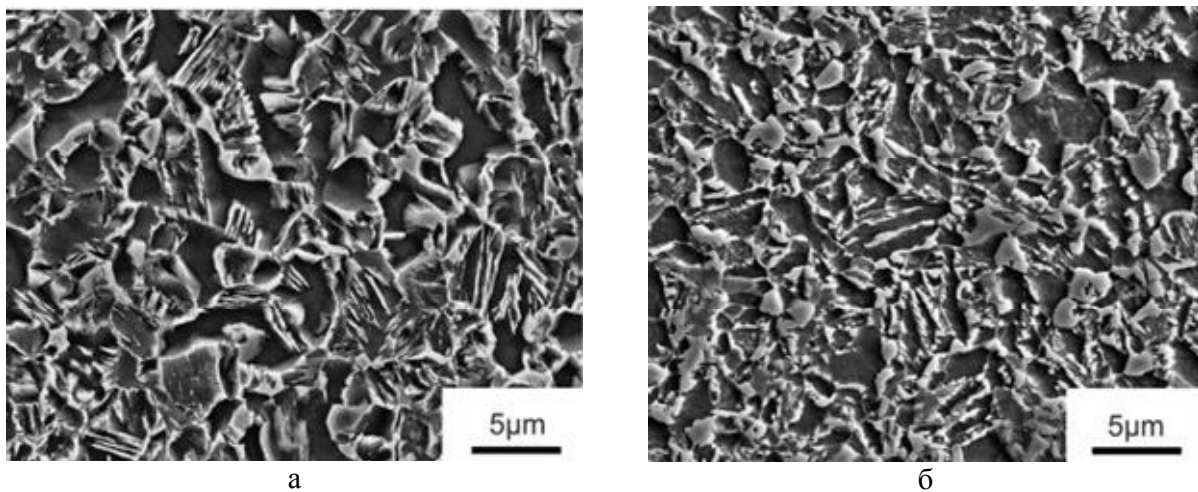


Рис. 4 – Микроструктура стали, содержащей 0,18% C; 1,48% Si; 1,44% Mn; 0,15% Al; 0,025% Nb после обработок Q&P (а) и Q-Q&P (б) [6]

2) IA-Q&P (IA – intercritical austenization) – обработка с нагревом в МКИ позволяет получить в структуре определенное количество полигонального феррита вместе с мартенситом и  $A_{ост}$ . В результате этого дополнительно повышаются пластические свойства стали. В результате IA-Q&P-обработки с «разделением» при 400°C в течение 10 с в стали, содержащей 0,2% C; 1,5% Si; 1,9% Mn, получен предел прочности на разрыв 990-1100 МПа и относительное удлинение 29,3%, что представляет собой хорошую комбинацию прочности и пластичности [2];

3) Q&P-T-обработка (T-tempering). Сочетает Q&P-обработку с последующим отпуском. Рекомендуется к применению в тех случаях, когда необходимо получить более высокие прочностные свойства стали. Повышение свойств достигается за счет механизма дисперсионного упрочнения при выделении равномерно распределенных дисперсных карбидов и карбонитридов в процессе отпуска. Данная обработка может применяться для сталей, микролегированных сильным карбидообразующими элементами (Mo, Nb, V). Так, в стали, содержащей 0,2% C; 1,5% Mn; 1,5% Si; 0,05% Nb; 0,13% Mo, реализацией Q&P-T-обработки с отпуском при 400°C достигнут предел прочности при растяжении 1500 МПа при относительном удлинении 15%.

На рис. 5 показаны кривые растяжения образцов из среднеуглеродистой стали, приведенные в работе [11]; обращает на себя внимание гораздо большая деформация Q&P-T-образца по сравнению с образцом, прошедшим закалку и отпуск, при близком уровне прочности (Q&T) [4]. Известно применение Q&P-T-обработки с целью повышения абразивной износостойкости высокоуглеродистой стали [18]. Образцы стали, содержащей 1,43% C; 0,68% Si; 1,37% Mn; 2,02% Cr; 0,46% Mo; 0,47% Ni, после Q&P-обработки подвергли отпуску при 400 °C в течение 2 ч. Сравнение с образцами, прошедшими закалку и аналогичный отпуск, показало, что новая

технология обеспечила рост износостойкости на 20%, причем с увеличением нагрузки разница между скоростью износа образцов возрастала;

4) совмещение Q&T-обработки с технологиями противокоррозионной защиты, например, с горячим цинкованием, которое может проводиться на стадии «partitioning».

Недостатком Q&T-технологии является ограниченность ее применения изделиями небольшого сечения. При больших толщинах невозможно обеспечить одновременность протекания процессов структурообразования на различной глубине от поверхности, что приводит к градиенту микроструктуры и механических свойств по сечению изделий. Тем не менее, эта технология требует повышенного внимания с учетом ее перспективности, например, для производства высокопрочного листового проката.

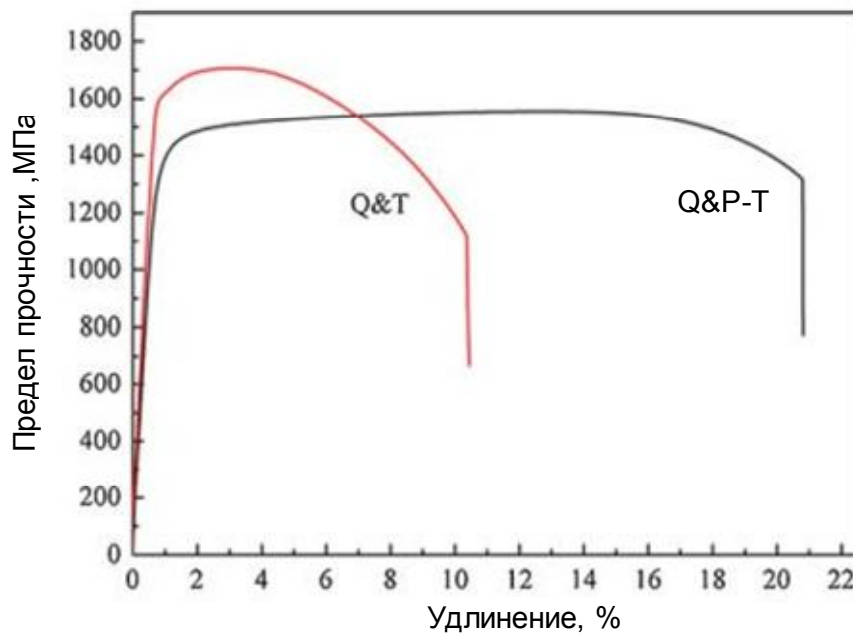


Рис. 5 – Кривые растяжения образцов из среднеуглеродистой стали после закалки с отпуском (Q&T) и Q&P-T-обработки [11]

### Выводы

1. Q&P-обработка является перспективным видом термической обработки стали, позволяющим получать высокий комплекс прочностных и пластических свойств при использовании относительно недорогих сталей (легированных марганцем, кремнием, и в некоторых случаях – микролегированных Mo, Nb, V).

2. Благоприятное сочетание механических свойств достигается благодаря получению микроструктуры, состоящей из дисперсных мартенситных пластин, дисперсных карбидов и остаточного аустенита в виде прослоек между мартенситными кристаллами. В процессе нагружения аустенит претерпевает деформационное мартенситное превращение, обуславливая TRIP-эффект с соответствующим ростом прочности и пластичности стали.

3. Уровень свойств стали, прошедшей Q&P-обработку, определяется, в основном, температурой приостановки закалки на стадии закалки, а также температурой и длительностью выдержки на стадии partitioning. Эти параметры влияют на количество остаточного аустенита и кинетику его превращения в мартенсит деформации при нагружении.

### Список использованных источников:

1. Speer J.G. Carbon partitioning into austenite after martensite transformation / J.G. Speer [et al.] // Acta Materialia. – № 51. – 2003. – P. 2611-2622.
2. 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 [et al.] // Solid State and Materials Science. – № 8. – 2004. – P. 219-237.

3. Hsu T.Y. Proceedings of 6<sup>th</sup> Pacific Rim International Conference on Advanced Materials and Processing / T.Y. Hsu [et al.] // Material Science Forum, Cheju Island, South Korea. – 2007. – P. 2283-2286.
4. Zhong N. Enhancement of the mechanical properties of a Nb-microalloyed advanced high-strength steel treated by quenching-partitioning-tempering process / N. Zhong [et al.] // Materials Science and Engineering A. – 2009. – № 506. – P. 111-116.
5. Zhou S. High strength-elongation product of Nb-microalloyed low-carbon steel by a novel quenching-partitioning-tempering process / S. Zhou [et al.] // Materials Science and Engineering A. – № 528. – 2011. – P. 8006-8012.
6. Zhang Jun. Enhanced stability of retained austenite and consequent work hardening rate through pre-quenching prior to quenching and partitioning in a Q-P microalloyed steel / Jun Zhang [et al.] // Materials Science & Engineering. – 2014. – A 611. – P. 252-256.
7. Hsu T.Y. Strengthening and toughening mechanisms of quenching-partitioning-tempering steels / T.Y. Hsu, X.J. Jin, Y.H. Rong // Journal of Alloys and Compounds. – 2013. – № 577S. – P. 568-571.
8. Jirkova H. Influence of metastable retained austenite on macro and micromechanical properties of steel processed by the Q&P process / H. Jirkova [et al.] // Journal of Alloys and Compounds. – 2014. – № 615. – P. 163-168.
9. De Knijf D. Effect of fresh martensite on the stability of retained austenite in quenching and partitioning steel / D. De Knijf [et al.] // Materials Science & Engineering A. – 2014. – № 615. – P. 107-115.
10. Liu S.G. Application of quenching-partitioning-tempering process and modification to a newly designed ultrahigh steel / S.G. Liu, S.S. Dong, F. Yang // Materials and Design. – 2014. – № 56. – P. 37-43.
11. Zhang Ke. A new effect of retained austenite on ductility enhancement in high-strength quenching-partitioning-tempering martensitic steel / Ke Zhang [et al.] // Materials Science and Engineering A. – 2011. – № 528. – P. 8486-8491.
12. Nayak S.S. Microstructure-hardness relationship in quenched and partitioned medium-carbon and high-carbon steels containing silicon / S.S. Nayak [et al.] // Materials Science and Engineering. – 2008. – A 498. – P. 442-456.
13. Sun Jing. Microstructure development and mechanical properties of quenching and partitioning (Q&P) steel and an incorporation of hot-dipping galvanization during Q&P process / Jing Sun, Hao Yu // Materials Science & Engineering A. – 2013. – № 586. – P. 100-107.
14. Samek L. Influence of Alloying Elements on the Kinetics of Strain-Induced Martensitic Nucleation in Low-Alloy, Multiphase High-Strength Steels / L. Samek [et al.] // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2006. – Vol. 37, Issue 1. – P. 109-124.
15. Gao Guhui. A carbide-free bainite/martensite/austenite triplex steel with enhanced mechanical properties treated by a novel quenching-partitioning-tempering process / Guhui Gao [et al.] // Materials Science & Engineering. – 2013. – A 559. – P. 165-169.
16. Clarke A.J. Carbon partitioning to austenite from martensite or bainite during the quench and partition (Q&P) process: A critical assessment / A.J. Clarke [et al.] // Acta Materialia. – 2008. – № 56. – P. 16-22.
17. Maheswari N. Influence of alloying elements on the microstructure evolution and mechanical properties in quenched and partitioned steels / N. Maheswari [et al.] // Materials Science & Engineering A. – 2014. – № 600. – P. 12-20.
18. Toji Y. Carbon partitioning during quenching and partitioning heat treatment accompanied by carbide precipitation / Y. Toji, G. Miyamoto, D. Raabe // Acta Materialia. – 2015. – № 86. – P. 137-147.

Рецензент: В.А. Маслов  
д-р техн. наук, проф., ГВУЗ «ПГТУ»

Статья поступила 14.11.2015