

ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ СХЕМЫ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ НА ОСНОВЕ Q&P-ПРИНЦИПА

Ефременко В. Г., Зурнаджи В. И., Гаврилова В. Г.

В статье представлен обзор публикаций по новой технологии термической обработки стали «Quenching and Partitioning» (Q&P). Проанализированы и систематизированы литературные данные о влиянии химического состава металла и параметров данной технологии на микроструктуру и комплекс механических свойств стали. Показано, что Q&P-обработка ведет к получению микроструктуры, состоящей из отпущенного мартенсита, мартенсита закалки и остаточного аустенита, что обеспечивает улучшенное сочетание прочности и пластичности за счет TRIP-эффекта. Проанализированы факторы, влияющие на количество остаточного аустенита и его склонность к деформационному мартенситному превращению при нагружении. Представлена классификация технологических схем Q&P-обработки, а также описаны ее перспективы в получении относительно недорогих высокопрочных сталей.

У статті представлений огляд публікацій з нової технології термічної обробки сталі «Quenching and Partitioning» (Q&P). Проаналізовано та систематизовано літературні дані щодо впливу хімічного складу металу і параметрів даної технології на микроструктуру і комплекс механічних властивостей сталі. Показано, що Q&P -обробка веде до отримання микроструктури, що складається з відпущеного мартенситу, мартенситу гартування та залишкового аустеніту, яка забезпечує підвищене поєднання міцності та пластичності за рахунок TRIP-ефекту. Проаналізовано фактори, які впливають на кількість залишкового аустеніту та його схильність до деформаційного мартенситного перетворення при навантаженні. Представлено класифікацію технологічних схем Q&P-обробки, а також описані її перспективи в отриманні недорогих високоміцних сталей.

The article presents an overview of new technology of steel heat treatment named "Quenching and Partitioning" (Q&P). Literature data on the effect of chemical composition and parameters of this technology on the microstructure and complex of mechanical properties are analyzed and systematized. It is shown that Q&P treatment leads to a microstructure consisting of tempered martensite, fresh martensite and residual austenite which ensures improved complex of strength and ductility. The factors affecting the amount of residual austenite and its ability to deformation martensite transformation are analyzed. The classification of Q&P-process' modifications is presented, as well as its prospects in obtaining relatively cheap high-strength steels.

Ефременко В. Г.

Зурнаджи В. И.

Гаврилова В. Г.

д-р техн. наук, проф.,
зав. каф. Ф ГВУЗ ПГТУ
vgefremenko@mail.ru
аспирант ГВУЗ ПГТУ
vadim.zurnadzhi@mail.ru
канд. техн. наук, доц.,
зав. каф. МиПТ ГВУЗ ПГТУ

ГВУЗ ПГТУ – Государственное высшее учебное заведение «Приазовский государственный технический университет», г. Мариуполь.

УДК 691.87:691.714:539.434

Ефременко В. Г., Зурнаджи В. И., Гаврилова В. Г.

ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ СХЕМЫ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ НА ОСНОВЕ Q&P-ПРИНЦИПА

В связи с необходимостью экономии сырьевых ресурсов все большую актуальность приобретают технологии производства, позволяющие получать повышенный комплекс механических свойств на низколегированных сталях. Новым направлением в этой сфере является термическая обработка, основанная на принципе «Quenching and Partitioning» (Q&P), что в переводе с английского означает «закалка и разделение (по углероду)». Данная технология обеспечивает перераспределение углерода между пересыщенным α -твердым раствором (мартенситом) и аустенитом; это повышает стабильность последнего и позволяет сохранить его в структуре при охлаждении до комнатной температуры, что благоприятно влияет на комплекс свойств. Учитывая то, что в отечественной литературе данные о Q&P-технологии практически отсутствуют, анализ особенностей и перспектив этой технологии в получении высокопрочного состояния в низколегированных сталях представляет определенный интерес.

Цель работы – провести анализ литературных данных о влиянии параметров Q&P-термической обработки на структуру и механические свойства низколегированной стали.

В 2003 году J.G. Speer предложил теорию «Ограниченного паравравновесия углерода» («Constrained Carbon Paraequilibrium») [1, 2]. Согласно этой теории, если в Fe-C сплавах подавлено выделение карбидов, то в них должно устанавливаться некое метастабильное состояние (паравравновесие) с минимальной свободной энергией, при котором достигается равенство химических потенциалов углерода в аустените и феррите (мартенсите). Это обеспечивается согласованным изменением количества и химического состава фаз. В присутствии медленно диффундирующих примесей (X) их соотношение с железом (Fe/X) является практически неизменным, поэтому равенство химических потенциалов достигается за счет перераспределения углерода [2]. Экспериментальные доказательства диффузии углерода из мартенсита в аустенит были получены при изучении процессов, происходящих при изотермической закалке кремнийсодержащей стали [3, 4].

Базируясь на этой теории, в 2006 году авторы [5] предложили и обосновали технологическую схему термической обработки стали, получившую название «Quenching and Partitioning - Q&P». Ввиду перспективности, эта технология активно исследуется и развивается в последнее десятилетие [6–15].

Целью Q&P-обработки является создание многофазной структуры, содержащей повышенное количество остаточного аустенита ($A_{ост}$), обладающего способностью к деформационному мартенситному превращению (ДМП). Во время нагружения такой аустенит терпелает превращение, что обеспечивает рост прочности при одновременном повышении пластичности за счет реализации TRIP-эффекта. В связи с этим низкоуглеродистые стали, обработанные по Q&P-технологии, обладают повышенной прочностью (900...1800 МПа) в сочетании с достаточной пластичностью ($\delta = 7...21\%$) [9]. 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 % [11].

Основные этапы Q&P-обработки представлены на рис. 1. Технологический процесс состоит из трех этапов: первичной закалки (Initial Quenching), стадии «разделения» (Partitioning) и окончательной закалки (Final Quenching). На первом этапе сталь после аустенитизации

охлаждается до температуры T_Q , которая находится в области между M_H и M_K , для превращения части аустенита в мартенсит. 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. На стадии «разделения» происходит перераспределение углерода из мартенсита в аустенит, что понижает степень пересыщения у первого и повышает стабильность второго, позволяя сохранить большее количество аустенита после окончательной закалки [16, 17]. Движущей силой процесса «разделения» является стремление системы к минимуму свободной энергии за счет уменьшения энергии упругой деформации решетки мартенсита. Как правило, температуру «разделения» выбирают равной или несколько выше температуры M_H .

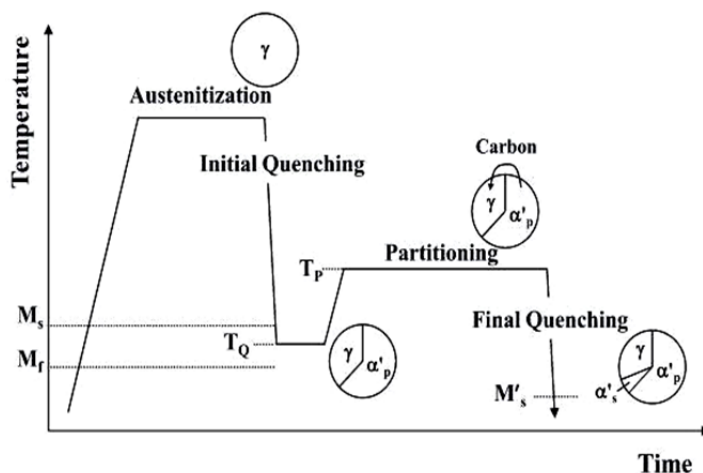


Рис. 1. График режима Q&P-обработки [18]

Следует заметить, что экспериментальные данные о количестве аустенита в результате Q&P-обработки оказываются ниже расчетных, полученных при условии неподвижности границы раздела мартенсит/аустенит и перераспределения всего углерода из мартенсита в аустенит [16, 19]. Разница в экспериментальных и расчетных данных может быть обусловлена формированием бейнита на стадии «разделения» [16] и/или неполным «разделением» углерода. Последнее может быть результатом процессов, протекающих в мартенсите на стадии «Partitioning», таких как: сегрегация атомов углерода на дефектах [20], возникновение кластеров углерода [21], образование карбидов [22].

По завершении второй стадии следует окончательная закалка (в воде, масле или на воздухе). Сообщается, что по сравнению с закалкой в воде охлаждение на воздухе на финальной стадии обработки повышает относительное удлинение низкоуглеродистой стали при некотором снижении ее прочностных свойств [23].

В процессе окончательной закалки формируется структура, состоящая из отпущенного мартенсита, остаточного аустенита в форме «пленок» или блоков (рис. 2) и свежезакаленного мартенсита (последний образуется из насыщенного углеродом аустенита при охлаждении в интервале температур $M_H \dots M_K$). Эта структура сочетает микроучастки с различной прочностью и пластичностью, что в совокупности обеспечивает повышенный комплекс свойств стали в связи с реализацией эффекта естественного композита.

Количество $A_{ост}$ определяется температурой закалки, температурой и длительностью выдержки на стадии «partitioning» и варьируется в зависимости от общего содержания углерода в стали от 6 до 20 % [7, 25]. Не менее важным параметром остаточного аустенита является степень его стабильности к ДМП, влияющая на коэффициент деформационного упрочнения, прочность и пластичность стали [26]. Стабильность остаточного аустенита к ДМП за-

висит от ряда факторов, таких как: локальное содержание углерода и легирующих элементов в аустените [27, 28], размера зерна аустенита [29], морфология аустенитных участков [30], влияние окружающих фаз [30, 31]. После Q&P-обработки концентрация углерода в аустените может достигать высоких значений, вплоть до предельной растворимости углерода в γ -фазе. Концентрация 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 до 0,5 %, то превращение остаточного аустенита в мартенсит при деформации происходит слишком быстро. При концентрации углерода свыше 1,8 % аустенит является очень стабильным и выдерживает холодную пластическую деформацию без ДМП [11]. Как сообщают авторы статьи [11], для обеспечения приемлемой стабильности аустенита содержание углерода в нем должно превышать 1 %. Что касается влияния морфологии, то исследования показали, что аустенит в форме пленок имеет более высокую устойчивость к ДМП, чем аустенит в форме блоков [32].

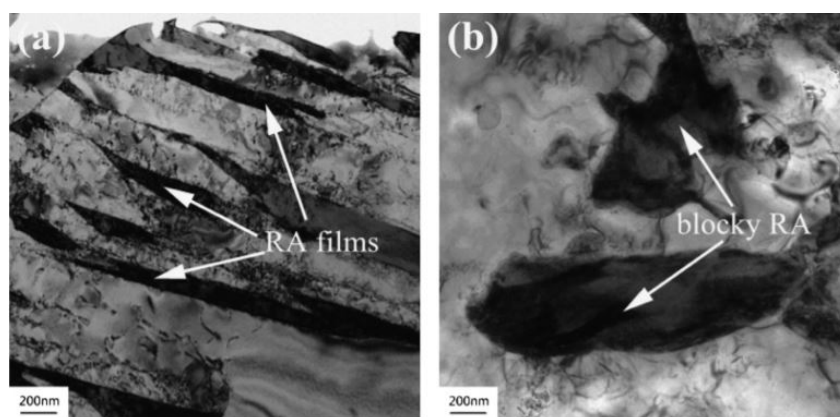


Рис. 2. Морфологические типы аустенита в Q&P-обработанной стали: а) пленочный, б) блочный [24]

Еще одним фактором, определяющим стабильность аустенита, является размер его зерен [14, 25]. Крупные аустенитные зерна менее стабильны к превращению в мартенсит при деформации [23]. Как сообщают авторы статьи [14], оптимальный размер аустенитных зерен составляет 0,01...1,0 мкм. Стабильность и прочность остаточного аустенита также зависят от окружающих его фаз [14]. Чем они прочнее, тем аустенит стабильнее к ДМП [33], поскольку окружающая прочная фаза препятствует сдвиговому превращению, увеличивающему удельный объем металла.

Преимуществом Q&P-обработки является возможность реализации TRIP-эффекта в сравнительно недорогих низколегированных сталях, что делает ее перспективной для широкого промышленного применения.

Обязательными легирующими элементами для Q&P-стали являются кремний (1–3 %) и алюминий (0,06–1,9 %) [34]. Их введение преследует цель подавления выделения карбидов из мартенсита в ходе выдержки на стадии «partitioning» с целью более полного насыщения аустенита углеродом [25]. Влияние кремния на кинетику образования карбидов показано на рис. 3, из которого следует, что кремний сдвигает линии начала выделения цементита и промежуточного карбида в сторону более длительных выдержек. Причиной этого является то, что 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 в Q&P-сталях для повышения прокаливаемости и возможности переохладения до мартенситного интервала без опасности превращения аустенита в перлит или бейнит.

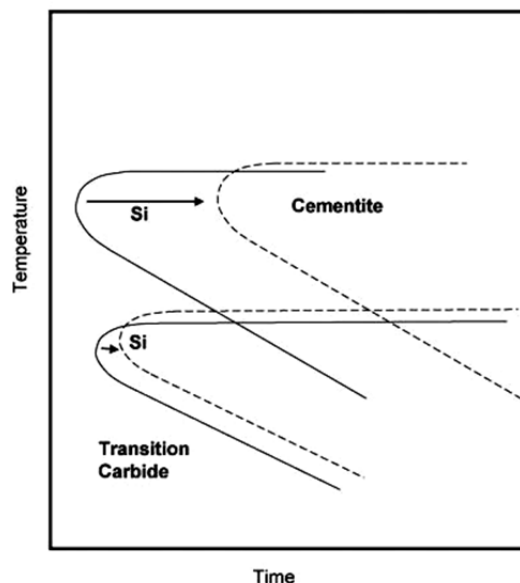


Рис. 3. Влияние кремния на кинетику образование карбидов в стали [35]

К недостаткам базовой Q&P-технологии можно отнести сложность ее применения к изделиям большого 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. Ввиду своей перспективности, базовая Q&P-технология постоянно развивается, разрабатываются различные модификации, целью которых является устранение ее недостатков, либо дальнейшее повышение комплекса свойства стали. На данный момент разработаны следующие модификации Q&P-технологии:

1) Q-Q&P – обработка с двойной закалкой, в результате которой происходит двойная фазовая перекристаллизация и изделия получают более дисперсную структуру (рис. 4). Это приводит к более полной реализации механизма зернограницного упрочнения и, как следствие, – к повышению комплекса механических свойств в сравнении с Q&P-обработкой. Авторы [9] объясняют это также повышением доли $A_{ост}$ в связи с тем, что мелкозернистый аустенит более стабилен к мартенситному превращению при закалке. Как следствие, образцы, термообработанные по схеме Q&Q-P, характеризуются большим упрочнением при нагружении за счет более выраженного TRIP-эффекта;

2) IA-Q&P (IA – intercritical austenization) – обработка с нагревом в межкритический интервал. Позволяет получить в структуре определенное количество полигонального феррита вместе с мартенситом и $A_{ост}$, что дополнительно повышает 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 990...1100 МПа и относительное удлинение 29,3%, что представляет собой хорошую комбинацию механических свойств [2];

3) Q&P-T-обработка (T – tempering) – является модификацией базовой Q&P-обработки, при которой сталь дополнительно легируют сильными карбидообразующими элементами (Mo, Nb, V). Рекомендуются к применению в тех случаях, когда необходимо получить более высокие прочностные свойства стали. Повышение свойств достигается за счет дисперсионного упрочнения при выделении равномерно распределенных дисперсных карбидов и карбонитридов в процессе отпуска. График Q&P-T-обработки представлен на рис. 5;

4) Q-T&P (TP – tempering-associated partitioning) – модификация классической технологии, при которой химический состав обрабатываемой стали подбирается таким образом, чтобы температура первичной закалки совпадала с температурой окружающей среды. Это облегчает применение технологии в промышленных условиях [18];

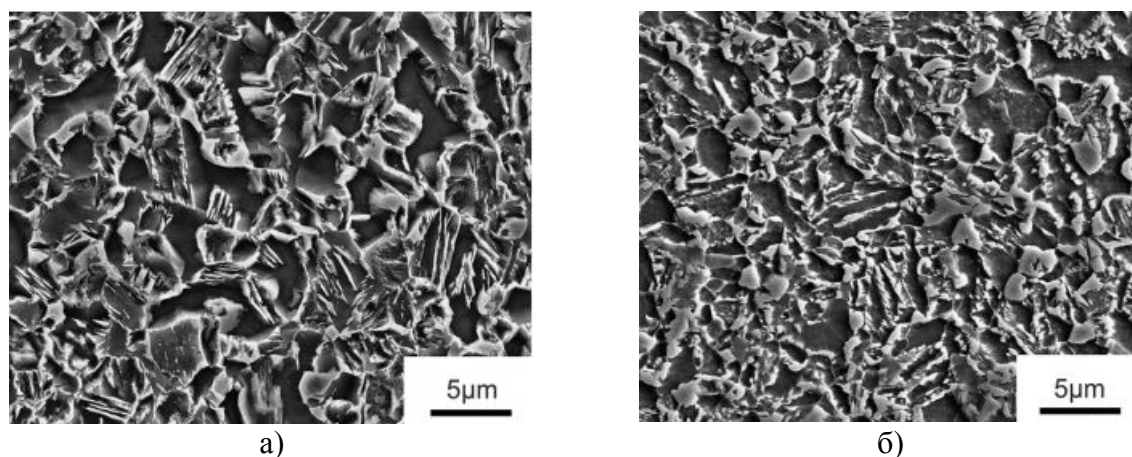


Рис. 4. Микроструктура стали, содержащей 0,18 % C; 1,48 % Si; 1,44 % Mn; 0,15 % Al; 0,025 % Nb, после обработок Q&P (а) и Q-Q&P (б) [9]

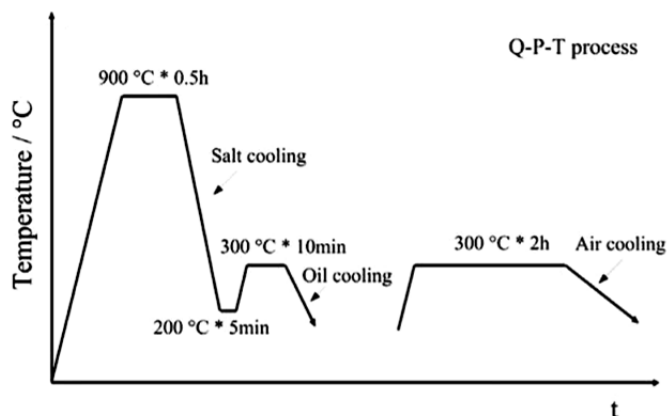


Рис. 5. График Q&P-T-обработки (приведены параметры для стали 20Si2Ni3, содержащей 0,2 % C, 1,5 % Si, 3 % Ni, 1 % Mn) [36]

5) Q-LP (L – long) – модификация базовой Q-n-P-обработки с длительной выдержкой на стадии «разделения». Данная модификация была предложена Huang в 2015 г. [37] с целью облегчения применения Q&P-обработки в промышленных условиях, в частности, при обработке массивных изделий. В результате применения данной технологии образуется многофазная микроструктура, состоящая из мартенсита, бейнита и остаточного аустенита;

6) Q-DP (DP-dynamic partitioning) – модификация, предложенная Li в 2016 году [38]. К преимуществам данной технологии можно отнести возможность достижения более высокого комплекса прочностных свойств за счет постепенного снижения температуры на стадии «partitioning». График данной модификации представлен на рис. 6, а. В результате Q-DP в стали, содержащей 0,30 % C; 1,40 % Si; 1,80 % Mn; 1,30 % Cr; 0,3 % Mo, получен следующий комплекс механических свойств: $\sigma_B=1519$ МПа, $\sigma_T=1336$ МПа, удлинение – 21,3 %, продукт прочности и пластичности (PSE) – 32400 МПа·% при содержании остаточного аустенита, равном 6,3 % [38];

7) B-Q&P (B - bainite) – суть данной технологии заключается в получении бескарбидного бейнита на стадии первичной закалки. График B-Q&P технологии предоставлен на рис. 6, б [39]. Бескарбидный бейнит, образующийся во время изотермической выдержки на первой стадии обработки, разделяет аустенитные зерна, и, как следствие, измельчает конечную микроструктуру, повышает комплекс механических свойств. После обработки стали, содержащей 0,40 % C; 2,10 % Mn; 1,70 % Si; 0,40 % Cr, удалось получить следующий комплекс механических свойств: $\sigma_B=1495$ МПа; равномерное удлинение – 26,2 %, общее удлинение – 31,8 %; PSE – 47500 ГПа % [39];

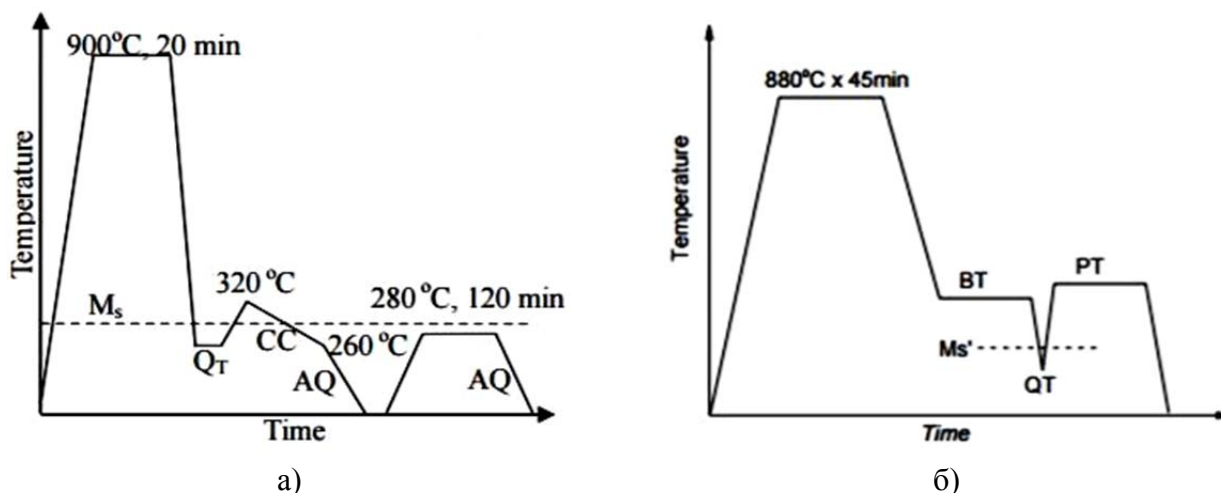


Рис. 6. Графики Q-DP [38] (а) и B-Q&P [39] (б) обработок (QT – температура первичной закалки, CC – непрерывное охлаждение, AQ – закалка на воздухе, BT – выдержка в бейнитном интервале, PT – Partitioning)

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

Ввиду своей перспективности, как классическая Q&P-обработка, так и ее модификации могут найти широкое применение в промышленности. Так, на предприятии Baoshan Iron & Steel Company (Китай) уже выпускается высокопрочная автомобильная сталь AHNS 980 с минимальным пределом прочности 980 МПа, обрабатываемая по Q&P-технологии [40]. Использование Q&P-обработки целесообразно в производстве высокопрочного листового проката и малогабаритных изделий, обладающих повышенной прочностью.

ВЫВОДЫ

1. Применение Q&P-обработки позволяет получить композиционную микроструктуру, состоящую из прочных мартенситных пластин и карбидов, а также вязких участков остаточного аустенита, что в совокупности обеспечивает повышенный комплекс свойств стали. Следует подчеркнуть, что это достигается при обработке относительно недорогих, низколегированных сталей (легированных кремнием, марганцем и в некоторых случаях – микролегированных Mo, Nb, V).

2. В процессе нагружения аустенит, полученный в результате Q&P-обработки, претерпевает деформационное мартенситное превращение, обуславливая TRIP-эффект с соответствующим ростом прочности и пластичности стали.

3. Q&P-обработка предоставляет широкий спектр возможностей регулировки конечных механических свойств стали за счет варьирования температуры первичной закалки, а также температуры и длительности «partitioning». Эти параметры влияют на количество остаточного аустенита и его стабильность, и как следствие, на кинетику превращения в мартенсит деформации при нагружении.

4. Разработаны различные технологические схемы термической обработки стали на основе Q&P-принципа, позволяющие в большей степени реализовать преимущество этой технологии и расширить ее применение в промышленности.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. Speer J. G. Carbon partitioning into austenite after martensite transformation / J. G. Speer, D. K. Matlock, B. C. De Cooman [etc.] // *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, D. V. Edmonds, F. C. Rizzo [etc.] // *Solid State and Materials Science*. – № 8. – 2004. – P. 219–237.
3. Курдюмов Г. В. Превращения в железе и сталях / Г. В. Курдюмов, Л. М. Утевский, Р. И. Энтин. – М.: Наука, 1977. – 238 с.
4. Gallagher M. F. Microstructure development in TRIP sheet steels containing Si, Al, and P / M. F. Gallagher, J. G. Speer, D. K. Matlock [etc.] // *44 th Mechanical Working and Steel Processing Conference and the 8 th International Rolling Conference and International Symposium on Zinc-Coated Steels*. – 2002. – P. 153–172.
5. Edmonds D. V. Quenching and partitioning martensite — A novel steel heat treatment / D. V. Edmonds, K. He, F. C. Rizzo [etc.] // *Materials Science and Engineering: A*. – № 438. – 2006. – P. 25–34.
6. Hsu T. Y. Proceedings of 6th Pacific Rim International Conference on Advanced Materials and Processing / T. Y. Hsu, Y. W. Chang, N. J. Kim [etc.] // *Material Science Forum, Cheju Island, South Korea* – 2007. – P. 2283–2286.
7. Zhong N. Enhancement of the mechanical properties of a Nb-microalloyed advanced high-strength steel treated by quenching–partitioning–tempering process / N. Zhong, X. D. Wang, L. Wang [etc.] // *Materials Science and Engineering A*. – № 506. – 2009. – P. 111–116.
8. Zhou S. High strength-elongation product of Nb-microalloyed low-carbon steel by a novel quenching–partitioning–tempering process / S. Zhou, K. Zhang, Y. Wang [etc.] // *Materials Science and Engineering A*. – № 528. – 2011. – P. 8006–8012.
9. 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, Hua Ding, R. D. K. Misra [etc.] // *Materials Science & Engineering*. – A 611. – 2014. – P. 252–256.
10. 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*. – № 577S. – 2013. – P. 568–571.
11. Jirkova H. Influence of metastable retained austenite on macro and micromechanical properties of steel processed by the Q&P process / H. Jirkova, B. Masek, M. F.-X. Wagner [etc.] // *Journal of Alloys and Compounds*. – № 615. – 2014. – P. 163–168.
12. 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 [etc.] // *Materials Science & Engineering A*. – № 615. – 2014. – P. 107–115.
13. 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*. – № 56. – 2014. – P. 37–43.
14. Zhang Ke. A new effect of retained austenite on ductility enhancement in high-strength quenching–partitioning–tempering martensitic steel / Ke Zhang, Meihan Zhang, Zhenghong Guo [etc.] // *Materials Science and Engineering A*. – № 528. – 2011. – P. 8486–8491.
15. Arlazarov A. Characterization and modeling of mechanical behavior of quenching and partitioning steels / A. Arlazarov, O. Bouaziz, J. P. Masse [etc.] // *Materials Science & Engineering A*. – № 620. – 2015. – P. 293–300.
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, J. G. Speer, M. K. Miller [etc.] // *Acta Materialia*. – № 56. – 2008. – P. 16–22.
17. Toji Y. Atomic-scale analysis of carbon partitioning between martensite and austenite by atom probe tomography and correlative transmission electron microscopy / Y. Toji, H. Matsuda, M. Herbig [etc.] // *Acta Materialia*. – № 65. – 2014. – P. 215–228.
18. Seo Eun Jung. Kinetics of the partitioning of carbon and substitutional alloying elements during quenching and partitioning (Q&P) processing of medium Mn steel / Eun Jung Seo, Lawrence Cho, Bruno C. De Cooman // *Acta Materialia*. – № 107. – 2016. – P. 354–365.
19. Bigg T. D. Dynamics of the quenching and partitioning (Q&P) process / T. D. Bigg, D. K. Matlock, J. G. Speer [etc.] // *Solid State Phenomena* – № 172. – 2011. – P. 827–832.
20. Speich G. R. Tempering of low-carbon martensite / G. R. Speich // *Trans Met Soc AIME* – № 245. – 1969. – P. 2553–2564.
21. Clarke A. J. Atomic and nanoscale chemical and structural changes in quenched and tempered 4340 steel / A. J. Clarke, M. K. Miller, R. D. Field [etc.] // *Acta Materialia*. – № 77. – 2014. – P. 17–27.
22. Pierce D. T. Characterization of transition carbides in quench and partitioned steel microstructures by Mössbauer spectroscopy and complementary techniques / D. T. Pierce, D. R. Coughlin, D. L. Williamson [etc.] // *Acta Materialia*. – № 90. – 2015. – P. 417–430.
23. Zhang J. Work hardening behaviors of a low carbon Nb-microalloyed Si–Mn quenching–partitioning steel with different cooling styles after partitioning / J. Zhang, H. Ding, C. Wang [etc.] // *Materials Science and Engineering: A*. – № 585. – 2013. – P. 132–138.
24. Sun J. Microstructure development and mechanical properties of quenching and partitioning (Q&P) steel and an incorporation of hot-dipping galvanization during Q&P process / J. Sun, H. Yu // *Materials Science & Engineering A*. – № 586. – 2013. – P. 100–107.

25. Nayak S.S. *Microstructure–hardness relationship in quenched and partitioned medium-carbon and high-carbon steels containing silicon* / S.S. Nayak, R. Anumolu, R.D.K. Misra [etc.] // *Materials Science and Engineering*. – 2008. – A 498. – P. 442–456.
26. Zhao P. *The significance of ultrafine film-like retained austenite in governing very high cycle fatigue behavior in an ultrahigh-strength Mn–Si–Cr–C steel* / P. Zhao, B. Zhang, C. Cheng [etc.] // *Materials Science and Engineering: A*. – 2015. – № 645. – P. 116–121.
27. Gao G. *Enhanced ductility and toughness in an ultrahigh-strength Mn–Si–Cr–C steel: The great potential of ultrafine filmy retained austenite* / G. Gao, H. Zhang, X. Gui [etc.] // *Acta Materialia*. – 2014. – № 76. – P. 425–433.
28. Zhao P. *Effect of microstructure on the very high cycle fatigue behavior of a bainite/martensite multiphase steel* / P. Zhao, G. Gao, R. D. K. Misra [etc.] // *Materials Science and Engineering: A*. – 2015. – № 630. – P. 1–7.
29. Gao G. *Tempering Behavior of Ductile 1700 MPa Mn–Si–Cr–C Steel Treated by Quenching and Partitioning Process Incorporating Bainite Formation* / G. Gao, H. Zhang, X. Gui [etc.] // *Journal of Materials Science & Technology*. – 2015. – № 31. – P. 199–204.
30. Luo Y. *Effect of tempering on microstructure and mechanical properties of a non-quenched bainitic steel* / Y. Luo, J. M. Peng, H. B. Wang [etc.] // *Materials Science and Engineering: A*. – 2010. – № 527. – P. 3433–3437.
31. Sakuma Y. *Intercritically annealed and isothermally transformed 0.15 pct C steels containing 1.2 pct Si–1.5 pct Mn and 4 pct Ni: Part II. Effect of testing temperature on stress-strain behavior and deformation-induced austenite transformation* / Y. Sakuma, D. K. Matlock, G. Krauss // *Metallurgical Transactions A*. – 1992. – № 23. – P. 1233–1241.
32. 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*. – №586. – 2013. – P. 100–107.
33. Samek L. *Influence of Alloying Elements on the Kinetics of Strain-Induced Martensitic Nucleation in Low-Alloy, Multiphase High-Strength Steels* / L. Samek, E. De Moor, J. Penning [etc.] // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – Vol. 37, Issue 1. – 2006. – P. 109–124.
34. Maheswari N. *Influence of alloying elements on the microstructure evolution and mechanical properties in quenched and partitioned steels* / N. Maheswari, S. Ghosh Chowdhury, K. C. Hari Kumar [etc.] // *Materials Science & Engineering A*. – № 600. – 2014. – P. 12–20.
35. Speer J. G. *Analysis of microstructure evolution in quenching and partitioning automotive sheet steel* / J. G. Speer, E. De Moor, K. O. Findley [etc.] // *Metallurgical and materials transactions A*. – № 42A. – 2011. – P. 3591–3601.
36. Wang C. *Comparison of three-body impact abrasive wear behaviors for quenching–partitioning–tempering and quenching–tempering 20Si2Ni3 steels* / C. Wang, X. Li, Y. Chang [etc.] // *Wear*. – № 362–363. – 2016. – P. 121–128.
37. Huang X. *Effect of a quenching–long partitioning treatment on the microstructure and mechanical properties of a 0.2 C% bainitic steel* / X. Huang, W. Liu, Y. Huang [etc.] // *Journal of Materials Processing Technology*. – № 222. – 2015. – P. 181–187.
38. Li Q. *Microstructure and mechanical properties of a medium-carbon bainitic steel by a novel quenching and dynamic partitioning (Q-DP) process* / Q. Li, X. Huang, W. Huang // *Materials Science and Engineering: A*. – № 662. – 2016. – P. 129–135.
39. Gui X. *Effect of bainitic transformation during BQ&P process on the mechanical properties in an ultrahigh strength Mn–Si–Cr–C steel* / X. Gui, G. Gao, H. Guo [etc.] // *Materials Science and Engineering: A*. – № 684. – 2017. – P. 598–605.
40. Wang L. *Quenching and partitioning steel heat treatment* / L. Wang, J. G. Speer // *Metallography, Microstructure, and Analysis*. – № 2 (4). – 2013. – P. 268–281.