

УДК 669 + 539.374 + 539.424

РОЛЬ ОСТАТОЧНОГО АУСТЕНИТА В ВЫСОКОЙ ПРОЧНОСТИ И ПЛАСТИЧНОСТИ НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ

© 2023 г. Р. В. Мишнев^{1,2,*}, Ю. И. Борисова^{1,2}, академик РАН М. Н. Ерохин¹,
С. М. Гайдар¹, Р. О. Кайбышев¹

Поступило 16.03.2023 г.

После доработки 16.03.2023 г.

Принято к публикации 10.05.2023 г.

Сталь типа 44ХГ2С2М после обработки закалка–распределение (Q&P) имеет высокий показатель произведения прочности на удлинение $\sigma_B \cdot \delta > 30$ ГПа · % и предел текучести $\sigma_{0,2} > 1000$ МПа, что соответствует требованиям для перспективных высокопрочных сталей третьего поколения. Уникальное сочетание прочности и пластичности связано с высокой объемной долей остаточного аустенита $> 25\%$, прочность которого обусловлена высоким содержанием углерода ($\sim 1.3\%$) и высокой плотностью решеточных дислокаций ($\sim 6 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$). Высокая пластичность стали обеспечивается трансформацией остаточного аустенита в мартенсит при растяжении, что приводит к упрочнению стали при пластической деформации и способствует достижению больших величин предела прочности σ_B и относительного удлинения δ .

Ключевые слова: сталь, механические свойства, микроструктура, остаточный аустенит

DOI: 10.31857/S2686740023050097, EDN: URYAUW

Ключевыми характеристиками перспективных высокопрочных сталей – advanced high strength steel (AHSS) являются прочность и пластичность [1]. Материалы могут быть прочными или пластичными, однако сочетание высокой прочности с хорошей пластичностью встречается редко. Общепринятым критерием, характеризующим сочетание прочности и пластичности, является произведение прочности на удлинение: $\sigma_B \cdot \delta$ (МПа · %) [1, 2]. Для AHSS сталей третьего поколения показатель $\sigma_B \cdot \delta$ должен составлять от 20 до 40 ГПа · % [1]. Еще одним из требований к этим сталям является значение предела текучести ($\sigma_{0,2}$) ≥ 1000 МПа [1]. Сочетания таких высоких показателей $\sigma_{0,2}$ и $\sigma_B \cdot \delta$ не было достигнуто в сталях первого и второго поколения [1].

Преодолеть противоречие между прочностью и пластичностью в сталях позволяет разработанная почти 20 лет назад термическая обработка, которая получила название “Quenching and Parti-

tioning”, или Q&P (“закалка–распределение”) [1–4]. Эта обработка включает в себя нагрев выше температуры A_{c3} , полную аустенитизацию с последующим ускоренным охлаждением в расплавленной соли, нагретой до температуры T_3 , между температурой начала (M_n) и конца (M_k) мартенситного превращения. Закалка в нагретой соли обеспечивает образование первичного мартенсита и остаточного аустенита [1–5]. Следующая операция – “распределение” – представляет собой отжиг, который также обычно проводят в расплавленной соли, нагретой до температуры T_p , как правило, выше температуры M_n ; следовательно $T_p > T_3$ [1–5]. При этой операции происходит перераспределение углерода из первичного мартенсита в остаточный аустенит, который обогащается углеродом. Одновременно при “распределении” может происходить бейнитное превращение, но химический состав стали, температура и время распределения подбираются таким образом, чтобы минимизировать удельный объем формирующегося бейнита. Следует отметить, что выделение цементита не допускается при операции “распределение”. Это достигается благодаря высокому содержанию (≥ 1.5 вес. %) Si в Q&P-сталях. Последней операцией в Q&P-обработке является закалка от температуры “распределения”, что приводит к частичной трансформации остаточного аустенита во вторичный мартенсит, ко-

¹Российский государственный аграрный университет – МСХА имени К.А. Тимирязева, Москва, Россия

²Белгородский государственный национальный исследовательский университет, Белгород, Россия

*E-mail: mishnev91@mail.ru

торый отличается от первичного мартенсита высоким содержанием углерода.

Низколегированные стали для Q&P-обработки с содержанием углерода от 0.4 до 0.56% характеризуются высоким значением параметра $\sigma_B \cdot \delta \geq 30$ ГПа%, что в 2 и более раз выше, чем в низколегированных автосталях, относящихся к AHSS первого поколения, в сочетании с $\sigma_{0.2} > 1000$ МПа. Особенностью этих сталей является наличие в структуре от 12 до 30% остаточного аустенита в форме блоков после Q&P-обработки [6–8]. Высокая пластичность этих сталей связана с TRIP-эффектом (Transformation induced plasticity – пластичность, наведенная превращением) [9]. При растяжении почти 90% остаточного аустенита превращается в мартенсит деформации [10]. В то же время природа высокого предела текучести в сталях с высоким содержанием остаточного аустенита, обогащенного углеродом после Q&P-обработки, не ясна и мало изучена. Считается, что остаточный аустенит имеет прочность почти в 2 раза ниже, чем предел текучести Q&P-сталей [5], высокая прочность которых может быть обусловлена суммированием прочности высокопрочного мартенсита и низкопрочного аустенита по аддитивному закону [1, 4].

Целью настоящего исследования является установление причин высокого значения предела текучести, относительного удлинения и параметра $\sigma_B \cdot \delta$ в новой стали типа 44XГ2С2М после Q&P-обработки.

Исследования проводились на стали Fe–0.44%С–1.81%Si–1.33%Mn–0.82%Cr–0.28%Mo (в вес. %), которая была получена индукционной плавкой на воздухе с последующим электрошлаковым переплавом. Далее сталь подвергали отжигу при 1150°C в течение 4 ч с последующей ковкой. Образцы толщиной 3 мм были подвергнуты трехступенчатой термической обработке Q&P, включающей аустенитизацию при температуре 900°C в течение 5 мин с последующей закалкой в соляной ванне, нагретой до различных температур T_3 от 140 до 300°C с выдержкой в течение 15 с и последующим “распределением” при температуре $T_p = 400$ °C в течение 60 с в соляной ванне, за которым следовало охлаждение на воздухе.

Испытания на растяжение проводились на образцах с длиной рабочей части 35 мм и поперечным сечением 7 × 3 мм на испытательной машине “Instron 5882” при комнатной температуре. Микроструктурные исследования проводили с помощью растрового электронного микроскопа FEI Quanta 600 FEG, оснащенного анализатором картины дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD). Плотность дислокаций была определена из EBSD-данных по методике, описанной в работе [11]. Объемную долю остаточного аустенита рассчитывали с помощью рентгеноструктурного

анализа (РСА) с использованием дифрактометра Rigaku Ultima IV с размером шага 0.02 град, 40 кВ и 40 мА.

Среднюю концентрацию углерода в остаточном аустените рассчитывали по формуле, приведенной в работе [12]:

$$C_{Oa} = (a_\gamma - 3.547)/0.046, \quad (1)$$

где C_{Oa} – концентрация углерода в остаточном аустените, a_γ – параметр решетки аустенита.

При испытании на растяжение относительное удлинение изменяется от 17.5 до 21.4% в интервале температур закалки 140–250°C, а предел прочности варьируется от $\sigma_B = 1780$ МПа при $T_3 = 140$ °C до 1580 МПа при $T_3 = 250$ °C. В результате при температуре закалки ≤ 250 °C значение $\sigma_B \cdot \delta$ составляет > 30 ГПа · % (рис. 1), что в два раза выше, чем в автосталях, относящихся к AHSS первого поколения [1]. Величина $\sigma_{0.2}$ варьируется от 1370 МПа при $T_3 = 140$ °C до 1170 МПа при $T_3 = 250$ °C. На кривых σ – ϵ не наблюдается площадки текучести, а деформационное упрочнение начинается после достижения предела текучести и идет вплоть до образования шейки. Следовательно, детали из этой стали могут изготавливаться листовой штамповкой [1]. Увеличение температуры закалки от 260 до 300°C ($M_n = 270$ °C) приводит к резкому снижению пластичности и параметра $\sigma_B \cdot \delta$, что сопровождается существенным увеличением как предела текучести, так и предела прочности. Разрушение образца, закаленного при 300°C, происходит при небольшой деформации после достижения предела текучести.

Обработка Q&P в интервале температур закалки 140–250°C приводит к формированию структуры, состоящей из первичного мартенсита, вторичного мартенсита и остаточного аустенита (рис. 2). Мартенсит имеет типичную морфологию реечного мартенсита: исходные аустенитные зерна, блоки, пакеты и рейки [13]. Зерна остаточного аустенита имеют неправильную форму и расположены между блоками мартенсита (рис. 2). Средний размер зерен остаточного аустенита составляет 2.65 мкм ($T_3 = 200$ °C). Важно отметить, что структура стали после закалки характеризуется высокой плотностью геометрически необходимых дислокаций, которая характеризует упругий изгиб решетки и определяется из EBSD-картин. При этом плотность дислокаций в остаточном аустените ($\rho = 6.2 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$) и мартенсите примерно одинаковая при $T_3 = 200$ °C, что противоречит ранним представлениям о низкой плотности дислокаций в остаточном аустените в Q&P-сталях [5].

Объемная доля остаточного аустенита увеличивается с 16 до 25% при увеличении T_3 от 140 до 250°C (рис. 3). Последующее повышение темпе-

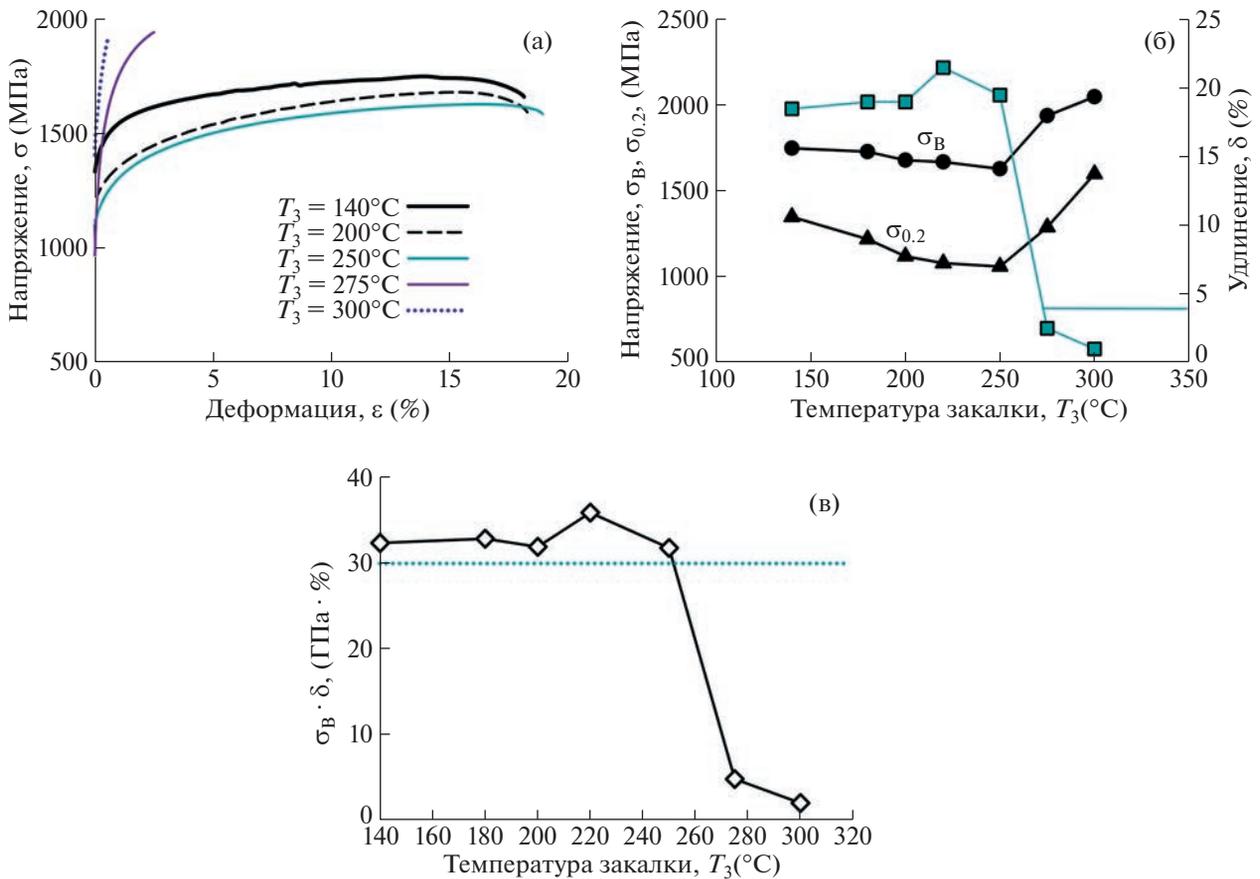


Рис. 1. Инженерные кривые “напряжение–деформация” (а), влияние температуры закалки на механические свойства при растяжении (σ_B , $\sigma_{0.2}$, относительное удлинение) (б), зависимость произведения прочности на удлинение $\sigma_B \cdot \delta$ от температуры закалки исследуемой стали (в).

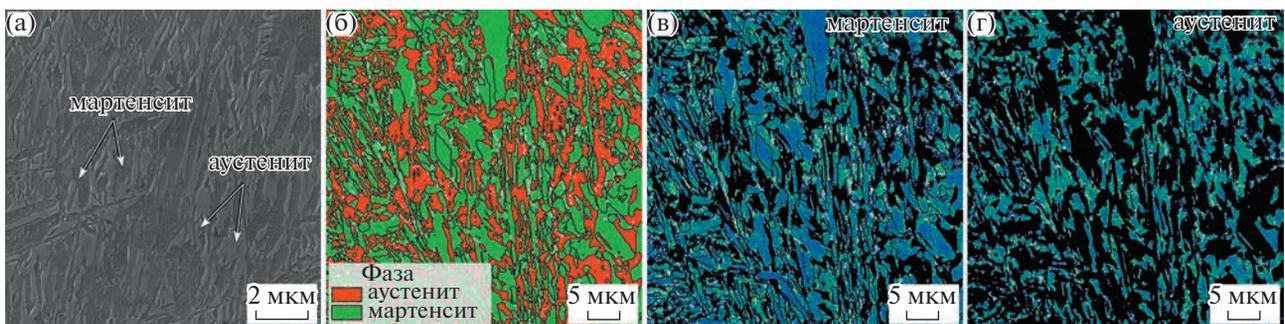


Рис. 2. Микроструктура стали Fe–0.44C после обработки Q&P при температуре закалки 200°C: РЭМ (а) и EBSD-анализ, демонстрирующий фазовый состав (б), КАМ-картина для мартенситной фазы (в), КАМ-картина для аустенитной фазы (г) (КАМ – kernel average misorientations – упругий изгиб решетки).

ратуры закалки с 250 до 300°C приводит к снижению объемной доли остаточного аустенита до 5%. То есть, если первичный мартенсит не образуется, то при “распределении” не происходит обогащения остаточного аустенита углеродом и он трансформируется в мартенсит при охлаждении с температуры T_p . Уменьшение содержания остаточного аустенита в 5 раз при увеличении температуры закалки свыше M_n коррелирует с падени-

ем пластичности и уменьшением параметра $\sigma_B \cdot \delta$ почти в 10 раз, несмотря на увеличение предела прочности более чем на 40%. Очевидно, что высокая пластичность и высокие значения $\sigma_B \cdot \delta$ данной стали, закаленной при температурах от 140 до 250°C, связаны с деформационным упрочнением при растяжении. Исследование образцов после растяжения в области разрушения (шейки) с помощью РСА показало, что объемная доля

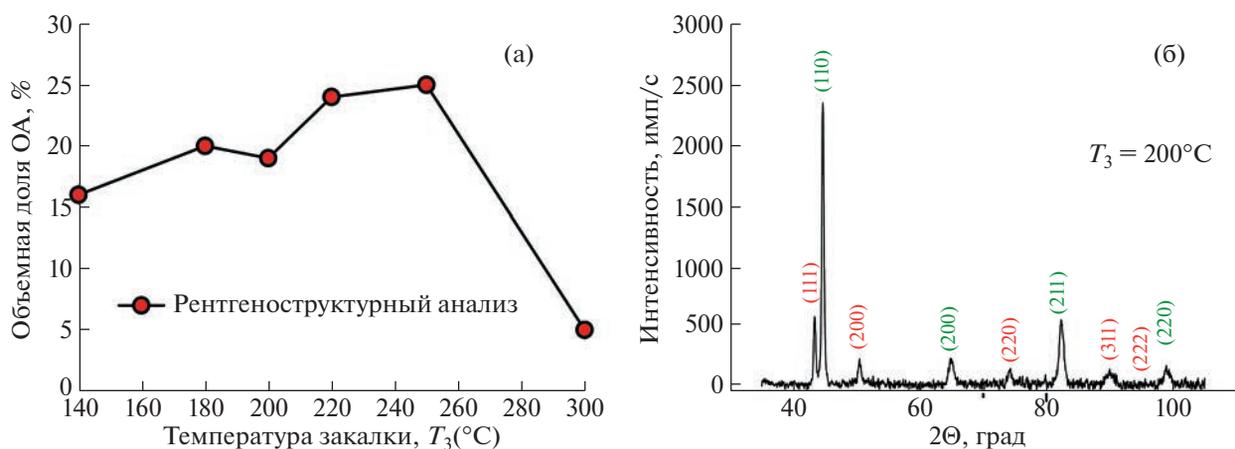


Рис. 3. Влияние температуры закалки на объемную долю ОА (а); типичный спектр РСА после закалки при 200°C (б).

остаточного аустенита в структуре не превышает 3%. Таким образом, более 80% остаточного аустенита трансформируется в мартенсит деформации при растяжении, что и обеспечивает деформационное упрочнение при растяжении, поскольку прочность мартенсита выше прочности аустенита при одинаковом содержании углерода. Это подтверждает предположение о том, что высокая пластичность стали после Q&P-обработки связана с TRIP-эффектом.

Для установления природы высокого значения предела текучести стали типа 44ХГ2С2М необходимо оценить предел текучести ($\sigma_{0.2}$) остаточного аустенита. Это можно сделать на основе правила об аддитивном вкладе различных механизмов упрочнения в общий предел текучести для одной структурной составляющей [14]:

$$\sigma_{0.2} = \sigma_0 + \sigma_{SS} + \sigma_{HP} + \sigma_{disl}, \quad (2)$$

где σ_0 – напряжение трения решетки ~ 63.5 МПа в аустените чистого железа [14, 15], σ_{SS} – твердорастворное упрочнение, σ_{HP} – структурное упрочнение, σ_{disl} – дислокационное упрочнение. Твердорастворное упрочнение (σ_{SS}) определяется содержанием элементов внедрения и замещения и может быть рассчитано с помощью следующего соотношения [14, 15]:

$$\sigma_{SS} = 356.5 \times (\%C) + 20.1 \times (\%Si) + 3.7 \times (\%Cr) + 14.6 \times (\%Mo). \quad (3)$$

Концентрация углерода $C_{OA} = 1.38\%$ была получена методом РСА из уравнения (1), а содержание элементов замещения в аустените приняли равным их содержанию в стали, поскольку их перераспределение между структурными составляющими не происходит при Q&P-обработке [3]. Структурное упрочнение (σ_{HP}) можно оценить с помощью уравнения Холла–Петча [14, 16, 17]:

$$\sigma_{HP} = K_{HP} D^{-0.5}, \quad (4)$$

где K_{HP} – коэффициент Холла–Петча. Для данного расчета использовали $K_{HP} = 160$ МПа \cdot мкм $^{0.5}$, полученное для аустенитной стали в работе [14]. Дислокационное упрочнение (σ_{disl}) может быть выражено зависимостью Тейлора [14, 16, 17]:

$$\sigma_{disl} = \alpha M G b \rho^{0.5}, \quad (5)$$

где α – коэффициент дислокационного упрочнения (около 0.24 для материалов с ГЦК-решеткой [16]), M – коэффициент Тейлора = 3.06 получается расчетом из карт разориентировок, G – модуль сдвига ($=75$ ГПа [17]), b – вектор Бюргера ($= 0.25$ нм), ρ – плотность дислокаций, которая при $T_3 = 200^\circ\text{C}$ составляет $\rho = 6.2 \times 10^{14}$ м $^{-2}$.

Согласно расчету по уравнению (2), $\sigma_{0.2}$ для стали после Q&P при 200°C составляет $\sigma_{0.2} = 63.5 + 536.5 + 98.3 + 343.4 = 1041.7$ МПа, что с высокой точностью совпадает с экспериментальным значением $\sigma_{0.2} = 1120$ МПа.

Следовательно, обогащение остаточного аустенита углеродом при операции “распределение” и высокая плотность дислокаций в остаточном аустените играют основную роль в достижении высоких значений $\sigma_{0.2}$ в среднеуглеродистой Q&P-стали. Есть все основания полагать, что пластическая деформация в многофазной структуре, которая образуется в стали типа 44ХГ2С2М после Q&P-обработки, начинается в наименее прочной фазе, которой является остаточный аустенит. Q&P-обработка обеспечивает высокую прочность остаточного аустенита, что и является причиной высоких значений предела текучести среднеуглеродистых Q&P-сталей с большим удельным объемом этой фазы с блочной морфологией.

Таким образом, сталь типа 44ХГ2С2М после обработки Q&P имеет высокие значения как параметра $\sigma_B \cdot \delta > 30$ ГПа%, так и предела текучести $\sigma_{0.2} > 1000$ МПа. Это обусловлено высокой объемной долей остаточного аустенита $\sim 25\%$, который

имеет блочную морфологию, высокое содержание углерода (~1.3%) и высокую плотность решеточных дислокаций ($\sim 6 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$). Морфология остаточного аустенита обуславливает трансформацию подавляющей его части в мартенсит при растяжении (TRIP-эффект), что обеспечивает высокое значение деформационного упрочнения, а это, в свою очередь, позволяет достигать высоких значений предела прочности и относительного удлинения одновременно. Сочетание высокой прочности и пластичности можно получить в Q&P-сталих с высоким содержанием остаточного аустенита, если эта фаза, помимо способности трансформироваться в мартенсит деформации, имеет высокую прочность за счет высокого содержания углерода и высокой плотности дислокаций.

БЛАГОДАРНОСТИ

Исследования выполнены на оборудовании Центра коллективного пользования “Технологии и материалы НИУ “БелГУ”.

ИСТОЧНИК ФИНАНСИРОВАНИЯ

Исследование выполнено при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации, соглашение № 075-15-2021-572 от 31 мая 2021 г.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Fonstein N.* Advanced High Strength Sheet Steels. Springer International Publishing, Cham, 2015.
2. *Xiong Zh., Jacques P.J., Perlade A., Pardo Th.* // Metallurgical Materials Transaction A. 2019. V. 50. P. 3502–3513. <https://doi.org/10.1007/s11661-019-05265-2>
3. *Speer J., Matlock D.K., De Cooman B.C., Schroth J.G.* // Acta Materialia. 2003. V. 51. P. 2611–2622. [https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(03\)00059-4](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(03)00059-4)
4. *Zhao J., Jiang Z.J.* // Progress in Materials Science. 2018. V. 94. P. 174–242. <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2018.01.006>
5. *Seo E. J., Cho L., Estrin Yu., Cooman Br. C. De* // Acta Materialia. 2016. V.113. P. 124–139. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.04.048>
6. *Zhang K., Liu P., Li W., Guo Zh., Rong Y.* // Materials Science and Engineering: A. 2014. V. 619. P. 205–211. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2014.09.100>
7. *An B., Zhang C., Gao G., Gui X., Tan Z., Misra R.D.K., Yang Z.* // Materials Science and Engineering: A. 2019. V. 757. P. 117–123. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.04.099>
8. *Руцциц С.В., Ахмедьянов А.М., Маковецкий А.Н., Красноталов А.О.* // Вестник ЮУрГУ. Сер. Металлургия. 2018. Т. 18. № 4. С. 89–97. <https://doi.org/10.14529/met180410>
9. *Soleimani M., Kalthor A., Mirzadeh H.* // Materials Science Engineering A. 2020. V. 795. 140023. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.140023>
10. *Xiong X.C., Chen B., Huang M.X., Wang J.F., Wang L.* // Scripta Materialia. 2013. V. 68. P. 321–324. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2012.11.003>
11. *Zhilyaev A., Shakhova I., Belyakov A., Kaibyshev R., Langdon Terence G.* // Wear. 2013. V. 305. P. 89–99. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2013.06.001>
12. *Chen K., Jiang Z., Liu F., Li H., Kang C., Zhang W., Wang A.* // Metallurgical and Materials Transactions A. 2020. V. 51. P. 3565–3575. <https://doi.org/10.1007/s11661-020-05777-2>
13. *Kitahara H., Ueki R., Tsuji N., Minamino Y.* // Acta Materialia. 2006. V. 54. P. 1279–1288. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2005.11.001>
14. *Odnobokova M., Belyakov A., Enikeev N., Kaibyshev R., Valiev R.Z.* // Metals. 2020. V. 1614. <https://doi.org/10.1614.10.3390/met10121614>
15. *Gavriljuk V.G., Berns H.* High Nitrogen Steels: Structure, Properties, Manufacture, Applications. B., Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 1999.
16. *Malopheyev S., Kulitskiy V., Kaibyshev R.* // J. Alloys and Compounds. 2017. V. 698. P. 957–966. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2016.12.289>
17. *Odnobokova M.V., Belyakov A.N., Dolzhenko P.D., Kostina M.V., Kaibyshev R.O.* // Materials Letters. 2023. V. 331. 133502. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2022.133502>

THE SIGNIFICANCE OF RETAINED AUSTENITE IN THE HIGH STRENGTH AND PLASTICITY OF MEDIUM CARBON Q&P STEEL

R. V. Mishnev^{a,b}, Y. I. Borisova^{a,b}, Academician of the RAS M. N. Erokhin^a, S. M. Gaidar^a, and R. O. Kaibyshev^a

^aRussian State Agrarian University – Moscow Timiryazev Agricultural Academy, Moscow, Russia

^bBelgorod State University, Belgorod, Russia

The Fe–0.44%C–1.8%Si–1.3%Mn–0.82%Cr–0.28%Mo steel treated by the quenching-partitioning process showed a product of strength and elongation of 30 GPa·% with yield stress of 1350 MPa. Such combination of high ultimate tensile strength and good ductility is attributed to a high portion of retained austenite ($\geq 20\%$) transforming to martensite under tension. The high yield stress is provided by carbon supersaturation of austenite and a high dislocation density in this phase.

Keywords: steel, mechanical properties, microstructure, phase transformation