

УДК 669 + 539.374 + 539.424

**ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ ОТПУСКЕ  
НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ С 1.6%Si****© 2024 г. В. А. Дудко<sup>1,2,\*</sup>, Д. Ю. Юзбекова<sup>1,2</sup>, академик РАН М. Н. Ерохин<sup>1</sup>,  
С. М. Гайдар<sup>1</sup>, Р. О. Кайбышев<sup>1</sup>**

Поступило 21.12.2023 г.

После доработки 21.12.2023 г.

Принято к публикации 12.02.2024 г.

Низкотемпературный отпуск стали типа 54ХГС2ФБ обеспечивает сочетание высокого предела текучести  $\sigma_{0.2}=1890$  МПа с относительным удлинением после разрыва  $\delta=6\%$  и ударной вязкостью  $KCV=11$  Дж/см<sup>2</sup> за счет выделения нестехиометрического  $\eta$ -карбида  $Fe_2C$ . Кремний подавляет выделение цементита с неравновесным содержанием легирующих элементов как из мартенсита, так и при распаде остаточного аустенита. Цементит с равновесным содержанием легирующих элементов выделяется при 500°C отпуске, что обеспечивает сочетание  $\sigma_{0.2}=1360$  МПа с  $\delta=9\%$  и  $KCV=18$  Дж/см<sup>2</sup>.

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

**DOI:** 10.31857/S2686740024020116, **EDN:** KGMDSX

Низколегированные высокопрочные стали с промежуточными карбидами с пределом текучести  $\sigma_{0.2} \geq 1400$  МПа применяются для изготовления деталей самолетов и ракет [1]. Наиболее широкое применение нашли стали AISI4340 с 0.3 вес. %Si и 300М с 1.6 вес. %Si и одинаковым содержанием других легирующих элементов [1, 2]. Термическая обработка этих сталей представляет собой закалку и низкотемпературный отпуск, который приводит к образованию структуры отпущенного мартенсита с промежуточными  $\eta$ -карбидами  $Fe_2C$  и остаточного аустенита в форме пленок по границам реек [1–3]. Обеспечение достаточной пластичности и ударной вязкости в этих сталях достигается сочетанием вакуумно-дугового переплава и прецизионной термической обработки [1, 2]. Применение этих сталей для изготовления автомобильных деталей, деталей сельскохозяйственной и железнодорожной техники требует упрощения технологий получения и обработки

этих сталей, а также снижения стоимости используемых легирующих элементов. Для решения этой задачи необходимо понимать фазовые превращения, протекающие при отпуске низколегированных высокопрочных сталей и причины их влияния на механические свойства.

В настоящее время достаточно детально изучены фазовые превращения в высокопрочных сталях с низким содержанием Si, которые идут в несколько стадий [4, 5]. Стадия I связана с выделением промежуточных  $\eta$ -карбидов в интервале температур 200–320°C [4, 5]. На стадии II происходит распад остаточного аустенита, причем эта стадия идет одновременно со стадиями I и III [4, 5]. На стадии III происходит выделение цементита по границам структурных элементов мартенсита в температурном интервале 250–400°C [4, 5]. Содержание элементов замещения во всех карбидах, выделяющихся на стадиях I–III, и в мартенситной матрице одинаково. Такие карбиды называются пара-равновесными [4, 6]. На стадии IV идет сфероидизация и рост цементита при температурах >420°C, причем он обогащается Mn и Cr, а содержание в нем Si падает до 0%. Такой цементит называется орто-равновесным [4, 6].

<sup>1</sup>Российский государственный аграрный университет – МСХА имени К.А. Тимирязева, Москва, Россия

<sup>2</sup>Белгородский государственный национальный исследовательский университет, Белгород, Россия

\*E-mail: dudko@bsu.edu.ru

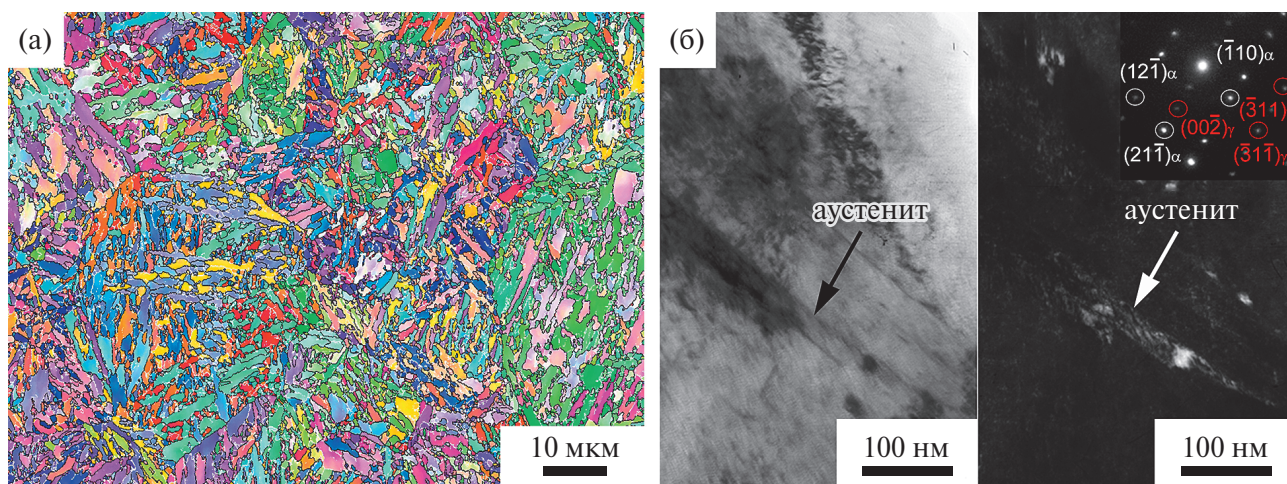


Рис. 1. Структура после закалки: карта разориентировок (а), остаточный аустенит по границам рек (б).

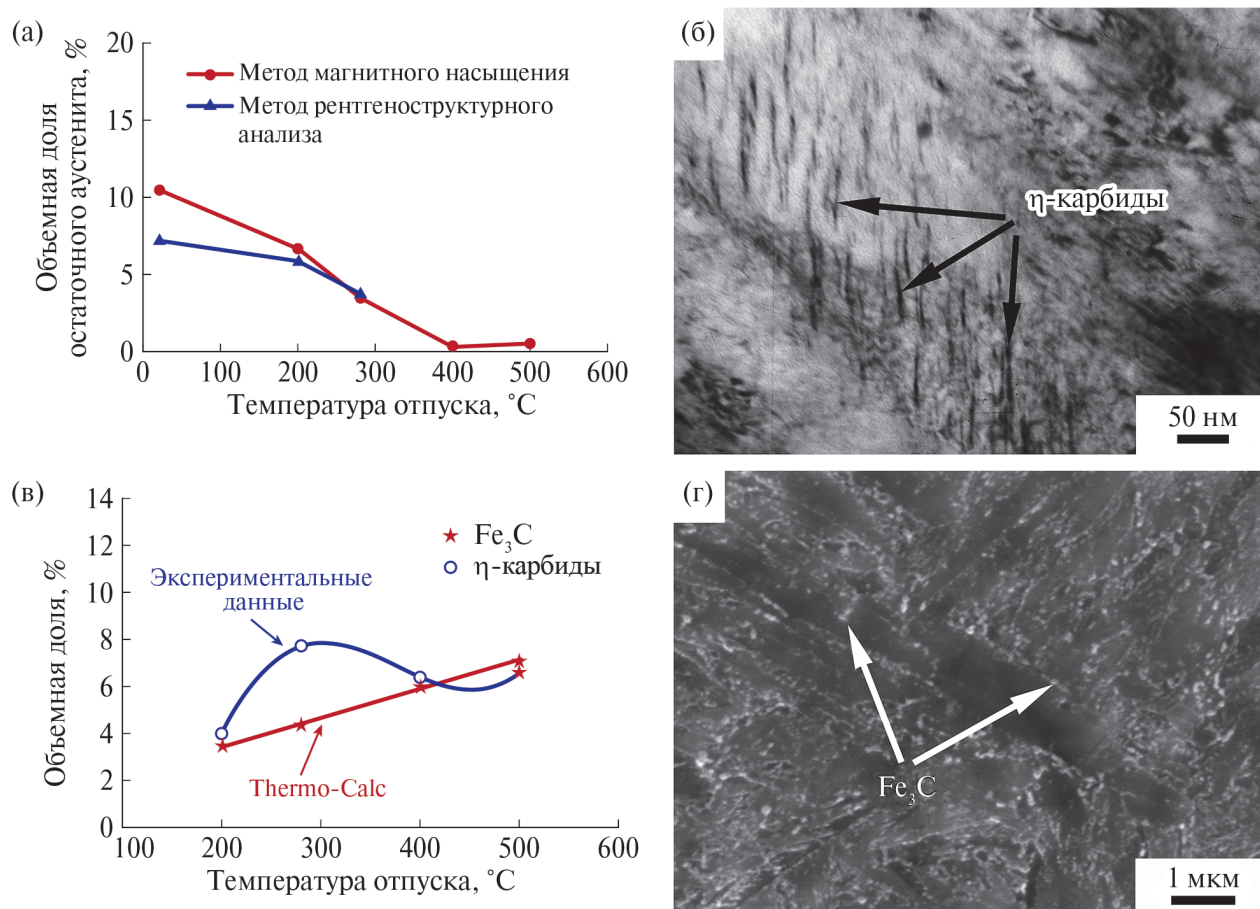
Введение  $\geq 1.5$  вес.%Si в низколегированные стали подавляет образование пара-цементита в интервале температур отпуска  $250\text{--}400^\circ\text{C}$ , что устраняет либо существенно уменьшает снижение пластичности и ударной вязкости в результате развития необратимой отпускной хрупкости [5–7]. Соответственно, стадия IV отпуска сразу следует за стадией I, причем перекрытие стадий I и II не вызывает охрупчивания, поскольку при распаде остаточного аустенита выделяются промежуточные карбиды. Подавление стадии III за счет легирования кремнием позволяет поднять температуру низкотемпературного отпуска без риска развития необратимой отпускной хрупкости. Это открывает возможности для производства высокопрочных сталей с промежуточными карбидами без применения дорогостоящих металлургических технологий.

Целью настоящего исследования является рассмотрение фазовых превращений при отпуске и их влияния на механические свойства в стали типа 54ХГС2ФБ.

Была исследована сталь Fe–0.53C–1.6Si–0.9Mn–0.76Cr–0.014V–0.05Nb–0.015Al–0.011N–0.008S–0.006P (в вес.%), выплавленная в открытой индукционной печи с последующим электрошлаковым переплавом. После 4 ч отжига при  $1150^\circ\text{C}$  сталь была прокована с последующей нормализацией. Термическая обработка включала в себя аустенитизацию при температуре  $900^\circ\text{C}$  в течение 40 мин с последующей закалкой в воду и 1 ч отпуск при температурах 200, 280, 400,  $500^\circ\text{C}$ .

Испытания на растяжение проводились на образцах с длиной рабочей части 35 мм и поперечным сечением  $7\times 3$  мм на испытательной машине “Instron 5882”, а испытания на ударную вязкость были выполнены на стандартных образцах типа 11 по ГОСТ 9454-78 размером  $55\times 10\times 10$  мм и 2-мм концентратором вида V на копке “Instron SI-1M” 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 работах [6–8]. Объемную долю остаточного аустенита определяли с помощью рентгеноструктурного анализа на дифрактометре Rigaku Ultima IV по методике, описанной в работе [9]. Идентификацию карбидов проводили на фольгах с использованием просвечивающего электронного микроскопа JEM-2100, оборудованного приставкой INCA для энергодисперсионного анализа по методике, описанной в работах [6–9]. Программа Thermo-Calc с базой данных TCFE7 была использована для расчетов равновесных концентраций углерода в феррите и удельного объема карбидов при различных температурах отпуска, а также для равновесного химического состава цементита.

Закалка приводит к формированию структуры пакетного мартенсита (рис. 1а) с размером исходных аустенитных зерен (ИАЗ) 14 мкм за счет присутствия карбонитридов  $M(C,N)$ ,



**Рис. 2.** Влияние отпуска на фазовый состав: зависимость удельного объема остаточного аустенита от температуры отпуска (а), промежуточный η-карбид Fe<sub>2</sub>C после низкотемпературного отпуска (б), зависимость удельного объема карбидов от температуры отпуска – при  $T \leq 400^\circ\text{C}$  промежуточные карбиды, при  $500^\circ\text{C}$  цементит (в), цементит после  $500^\circ\text{C}$  отпуска (г).

толщиной реек 190 нм, плотностью дислокаций  $10^{15} \text{ м}^{-2}$ . Большинство ИАЗ содержит более 4 пакетов, различающихся плоскостями  $\{111\}_\gamma$ , а большинство пакетов состоит из блоков, принадлежащих к шести различным ориентациям соотношениям Курдюмова–Закса  $[\bar{1}\bar{1}1]_{\alpha'} \parallel [101]_\gamma$ ,  $(011)_{\alpha'} \parallel (111)_\gamma$  [8–10]. Соответственно, мартенситное превращение привело к формированию структуры пакетного мартенсита с минимально возможными упругими деформациями [10]. Остаточный аустенит располагается в основном по границам реек в форме пленок толщиной 25 нм (рис. 16). Отпуск не приводит к заметным изменениям параметров структуры пакетного мартенсита, но сильно влияет на фазовый состав.

Распад остаточного аустенита начинается при температуре  $< 200^\circ\text{C}$  и после отпуска при  $400^\circ\text{C}$  он практически отсутствует (рис. 2а). Переходные η-карбиды Fe<sub>2</sub>C в виде пластин длиной 53 нм и толщиной 5 нм выделяются при  $200^\circ\text{C}$  (рис. 2б) и их удельный объем достигает 8% максимума при  $280^\circ\text{C}$  (рис. 2в). Известно [11], что стехиометрическое содержание углерода в η-карбиде составляет 33 ат.% и для такого удельного объема карбидов необходимо большее количество углерода, чем его имеется в стали. Следовательно, выделение экспериментально наблюдаемого удельного объема η-карбидов возможно только за счет отклонения их химического состава от стехиометрии [4]. Нестехиометрические η-карбиды могут образовываться при содержании углерода от 13 ат.% и вполне

**Таблица 1.** Стадийность отпуска в стали типа 54ХГС2ФБ

| Температурный интервал отпуска, °С | Стадия отпуска | Фазовые превращения                                                                                  | Комментарии                                                                                                                                           |
|------------------------------------|----------------|------------------------------------------------------------------------------------------------------|-------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|
| 200–400                            | I              | Выделения промежуточных $\eta$ -карбидов в матрице                                                   | В интервале 200–300°С выделяются нестехиометрические карбиды, а при более высокой температуре происходит их трансформация в стехиометрические карбиды |
| >200–400                           | II             | Распад остаточного аустенита по механизму бейнитного превращения с выделением промежуточных карбидов | Размер промежуточных карбидов, выделяющихся по границам бейнитного феррита больше размера карбидов, выделяющихся в ферритной матрице                  |
| >400                               | IV             | Выделение и рост орто-цементита                                                                      | Цементит формирует цепочки по границам                                                                                                                |

устойчивы при содержании углерода от 13 ат. % [4]. Длина пластин переходного карбида после отпуска при 280°С увеличивается до 70 нм, а толщина до 7 нм. После отпуска при 400°С эти размеры увеличиваются до 100 нм и 10 нм соответственно, а удельный объем переходного карбида уменьшается до 6% (рис. 2в). Такое количество переходных карбидов соответствует содержанию в них углерода в количестве 25 ат. % при термодинамически равновесном содержании углерода в феррите. Очевидно, что распад мартенсита полностью завершается при  $T \geq 280^\circ\text{C}$ . Никаких признаков выделения цементита при температурах  $T \leq 400^\circ\text{C}$  выявлено не было, а содержание таких элементов, как Cr, Mn, Si, в промежуточных карбидах и матрице одинаково. То есть промежуточный  $\eta$ -карбид является пара-равновесным.

Цементит выделяется после 500°С отпуска в виде частиц круглой формы по границам реек и блоков (рис. 2г). Его химический состав соответствует термодинамически равновесному. Это орто-цементит. Таким образом, 1.6 вес. %Si подавило выделение пара-цементита и, соответственно, стадию III при отпуске (табл. 1). Пара-цементит с высоким содержанием Si имеет очень большую энергию [12], и его выделение при  $\text{Si} \geq 1.5$  вес. % становится невыгодным с точки зрения энергии Гиббса. Кроме того, распад остаточного аустенита на стадии II приводит к образованию промежуточных карбидов, а не пара-цементита [4, 13]. Фазовые превращения на стадиях I и II приводят к образованию структуры феррит- $\eta$ -карбид (табл. 1). Частицы промежуточного карбида внутри ферритной

матрицы полностью растворяются на стадии IV после выделения орто-цементита по границам структурных элементов пакетного мартенсита. То есть уникальной особенностью низколегированных сталей с содержанием  $\text{Si} \geq 1.5$  вес. % является четкое разделение низкотемпературного отпуска, при котором выделяются только промежуточные карбиды, от среднетемпературного, при котором происходит выделение и рост цементита (табл. 1) [6]. Стадийность выделения карбидов при распаде мартенсита может быть записана следующим образом:

Нестехиометрический  $\eta$ -карбид  $\rightarrow$  стехиометрический  $\eta$ -карбид  $\rightarrow \text{Fe}_3\text{C}$  с термодинамически равновесным химическим составом.

Уникальная стадийность фазовых превращений привела к необычной зависимости предела текучести ( $\sigma_{0.2}$ ), временного сопротивления разрушению ( $\sigma_B$ ), относительного удлинения после разрыва ( $\delta$ ) и ударной вязкости (KCV) от температуры отпуска (табл. 2).

Закаленная сталь настолько хрупка, что разрушение при растяжении происходит сразу после начала пластического течения. Это не позволило с приемлемой точностью измерить характеристики прочности. Отпуск при 280°С обеспечивает одновременное повышение прочности и пластичности при сохранении ударной вязкости по сравнению с отпуском при 200°С. То есть высокий удельный объем частиц нестехиометрического  $\eta$ -карбида, располагающихся в ферритной матрице, обеспечивает высокую прочность, а уход углерода из мартенсита — достаточную пластичность.

**Таблица 2.** Механические свойства стали 54ХГС2ФБ после различных режимов обработки

| Температура отпуска, °С | Твердость, HRC | $\sigma_{0.2}$ , МПа | $\sigma_B$ , МПа | $\delta$ , % | KCV, Дж/см <sup>2</sup> |
|-------------------------|----------------|----------------------|------------------|--------------|-------------------------|
| 20                      | 61             | —                    | —                | 0.5          | 5                       |
| 200                     | 59             | 1630                 | 2270             | 4.2          | 11                      |
| 280                     | 56             | 1890                 | 2190             | 6.2          | 11                      |
| 400                     | 51             | 1690                 | 1880             | 7.6          | 11                      |
| 500                     | 46             | 1360                 | 1460             | 9.3          | 18                      |

Уменьшение удельного объема промежуточных карбидов после отпуска при 400°С уменьшает прочность и увеличивает пластичность. 1.6 вес.%Si полностью подавило необратимую отпускную хрупкость за счет предотвращения выделения пара-цементита в форме пластин по границам [4–8, 11]. Кроме того, распад остаточного аустенита сопровождается увеличением пластичности и не влияет на KCV, что противоречит классическим представлениям о роли этой фазы в обеспечении пластичности и ударной вязкости высокопрочных сталей с промежуточными карбидами [1]. Отпуск при 500°С обеспечивает повышение пластичности и ударной вязкости за счет понижения прочностных характеристик, что обеспечивается выделением частиц цементита округлой формы по границам. Следует отметить, что прочность и твердость данной стали оказались на 15–18% выше, чем основных пружинных сталей после аналогичной термической обработки при одинаковых величинах пластичности [14].

Таким образом, сталь типа 54ХГС2ФБ демонстрирует чрезвычайно высокую прочность после низкотемпературного отпуска, приводящего к образованию структуры феррит – нестехиометрический  $\eta$ -карбид с небольшим количеством остаточного аустенита при удовлетворительных величинах пластичности и ударной вязкости, а среднетемпературный отпуск обеспечивает уникальное для пружинных сталей сочетание прочности и пластичности за счет структуры троостита отпуска с зернограницными частицами цементита.

#### 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. *Malakondaiah G., Srinithas M., Rama Rao P.* Ultrahigh-strength low alloy steels with enhanced fracture toughness // *Progr. Mater. Sci.* 1997. V. 42 P. 209–242.
2. *Li Jihang, Zhan Dongping, Jiang Zhouhua, Zhang Huishu, Yang Yongkun, Zhang Yangpeng.* Progress on improving strength-toughness of ultra-high strength martensitic steels for aerospace applications: a review // *J. Mater. Res. Technol.* 2023. V. 23. P. 172–190.
3. *Euser V.K., Williamson D.L., Findley K.O., Clarke A.J., Speer J.G.* The Role of Retained Austenite in Tempered Martensite Embrittlement of 4340 and 300-M Steels Investigated through Rapid Tempering // *Metals*. 2021. V. 11. P. 1349.
4. *Clarke A.J. et al.* Perspectives on quenching and tempering 4340 steel // *Metall. Mater. Trans. A*. 2020. V. 51. P. 4984–5005.
5. *Bhadeshia H.K.D.H., Honeycombe R.* Steels: microstructure and properties. 4th ed.. Butterworth-Heinemann, Oxford, UK. 2017. P. 237–270.
6. *Borisov S. et al.* Tempering behavior of a Si-rich low-alloy medium carbon steel // *Metals*. 2023. V. 13. P. 1403.
7. *Борисова Ю.И. и др.* Структура, фазовый состав и механические свойства высокопрочной стали с промежуточным карбидом h-Fe<sub>2</sub>C // *ФММ*. 2023. Т. 124. № 12. С. 1–15.
8. *Mishnev R. et al.* Quench and Tempered Embrittlement of Ultra-High Strength Steels with Transition Carbides // *Metals*. 2023. V. 13. P. 1399.
9. *Tkachev E. et al.* Effect of quenching and tempering on structure and mechanical properties of a low-alloy 0.25 C steel // *Mater. Sci. Eng. A*. 2023. V. 868. P. 144757.
10. *Galindo-Nava E.I., Rivera-Díaz-del-Castillo P.E.J.* A model for the microstructure behaviour and strength evolution in lath martensite // *Acta Mater.* 2015. V. 98. P. 81–93.

11. *Bhadeshia H.K.D.H.* Theory of Transformation in Steels. Boca Raton (FL, USA): CRC Press. Taylor & Francis group, 2021.
12. *Bhadeshia H.K.D.H.* Cementite // Inter. Mater. Rev. 2020. V. 65. P. 1–27.
13. *Bhadeshia H.K.D.H.* Physical Metallurgy of Steels in Physical Metallurgy / Ed. by D.E. Laughlin, K. Hono. Amsterdam, Netherlands: Elsevier, 2014. P. 2157–2214.
14. *Yamada Y., Kuwabara T.* Materials for Springs. Berlin, Heidelberg: Springer Verlag, 2007.

## EFFECT OF TEMPERING ON PHASE TRANSFORMATIONS IN LOW-ALLOY STEEL WITH 1.6%Si

**V. A. Dudko<sup>a,b</sup>, D. Y. Yuzbekova<sup>a,b</sup>, Academician of the RAS M. N. Erokhin<sup>a</sup>,  
S. M. Gaidar<sup>a</sup>, R. O. Kaibyshev<sup>a</sup>**

<sup>a</sup>*Russian State Agrarian University – Moscow Timiryazev Agricultural Academy, Moscow, Russia*

<sup>b</sup>*Belgorod State University, Belgorod, Russia*

Low temperature tempering of a 0.53%C–1.6%Si–0.9%Mn–0.76%Cr–0.14%V–0.05%Nb steel provides combination of high yield stress  $\sigma_{0.2}=1890$  MPa with elongation-to-failure  $\delta=6\%$  and Charpy V-notch (CVN) impact energy of 11 J/cm<sup>2</sup> due to precipitation of non-stoichiometric  $\eta$ -carbide Fe<sub>2</sub>C. Silicon suppresses precipitation of para-equilibrium cementite both from martensite and retained austenite. Orthoequilibrium cementite precipitate upon tempering at 500°C providing combination of  $\sigma_{0.2}=1360$  MPa with  $\delta=9\%$  and CVN impact energy of 18 J/cm<sup>2</sup>.

*Keywords:* steel, mechanical properties, microstructure, phase transformation