

Новый взгляд на диаграмму железо – углерод Дмитрия Константиновича Чернова



К. Ю. Шахназаров, профессор кафедры материаловедения и технологии художественных изделий (МитХИ)¹, докт. техн. наук, эл. почта: karen812@yandex.ru



С. А. Вологжанина, профессор кафедры МитХИ¹, докт. техн. наук, эл. почта: vologzhanina_sa@pers.spmi.ru



Р. М. Хузнахметов, аспирант кафедры МитХИ¹

¹ Санкт-Петербургский горный университет императрицы Екатерины II, Санкт-Петербург, Россия.

Трудно переоценить значение диаграммы состояния Fe – C, позволившей открыть новые границы в понимании свойств сплавов на основе железа, начало построения которой положено Д. К. Черновым, выдающимся российским металлургом, в своей научной деятельности связанным с ведущими вузами Санкт-Петербурга. Вместе с тем аномалии свойств и отсутствие их связи со структурой сплавов-смесей и диаграммой состояния известны около века, но не нашли объяснения. А. А. Бочвар, изучая свойства состоящих заведомо из чистых компонентов сплавов-смесей, сделал вывод: «Однозначной зависимости между составом и свойствами, как оказалось, вообще не существует». К такому же заключению пришел И. И. Корнилов: «Но какую-либо строгую связь твердости с диаграммой состояния установить трудно». Гораздо более резко отметили Н. И. Беляев и Н. Т. Гудцов: «Видимый предел упругости не имеет никакой связи со структурой стали». Э. Гудремон, скрывая явную аномалию (максимум предела текучести) провел кривую мимо экспериментальной точки при ~0,5 % C. Максимум предела текучести отожженных сталей при ~0,5 % C показан П. Обергоффером в 1915 г., но оставлен без комментария.

Выполнен анализ диаграммы состояния Fe – C с учетом трех вертикалей, нанесенных Д. К. Черновым в 1916 г., которые не учитывали в последующих редакциях диаграммы. Правило Н. С. Курнакова связывает изменение свойств сплавов с типом диаграммы состояния, однако не дает объяснения многочисленным аномалиям физико-механических свойств сплавов. В связи с этим предложен новый подход к анализу диаграммы состояния, учитывающий три вертикали Д. К. Чернова и линии диаграммы состояния с учетом концентрационных зависимостей и качественных интервалов кристаллизации (перекристаллизации). На основании установленных многочисленных аномалий физико-механических свойств расплавов, аустенита, мартенсита и ферритно-цементитной смеси декларированы промежуточные фазы (~Fe₄₂C, ~Fe₂₄C, ~Fe₁₀C), позволяющие открыть новый взгляд на открытую более 100 лет назад диаграмму.

Декларируемые в статье промежуточные фазы могут быть применимы для объяснения аномалий физико-механических свойств промышленно используемых сталей.

Ключевые слова: железо, углерод, расплав, сталь, карбид, цементит, промежуточная фаза.

DOI: 10.17580/chm.2024.09.01

Введение

«Совершенно игнорируется мое существование...».

Д. К. Чернов. 10.11.1916 [1]

10 ноября 1916 г. в Ялте, в гостинице «Метрополь», после тяжело перенесенной инфлуэнцы, Д. К. Чернов на двух рисунках изобразил свое видение диаграммы Fe – C (**рис. 1**), которая увековечена на его надгробном памятнике в Ялте [2–4, с. 218]. На диаграмме его рукой проведены вертикали при концентрация углерода ~0,5, ~0,9 и ~2,0 %.

Совместим оба рисунка, введя небольшие коррективы: добавим перитектическую часть; ось абсцисс сделаем концентрацию углерода (% C), а не температуру; точку *O* расположим при 0,5 % C, как это принято в официальных диаграммах США, СССР и Германии [3, с. 125; 5, с. 53; 6]. Эти диаграммы

в некоторых частях являются взаимоисключающими друг друга, поэтому последний корректив незначителен.

И. И. Корнилов при описании обоих рисунков сделал утверждение: «Впоследствии свои высказывания о влиянии углерода на положение критических точек Чернов изобразил графически, воспроизведя при этом очертания важнейших линий диаграммы железо – углерод» [2].

Таким образом, важнейшими линиями оказываются также три вертикали: проведенная от 0 °C до ликвидуса (точка *B*) через точку *O* (обе точки находятся при 0,5 % C); опирающаяся снизу в эвтектоидную точку *S* (0,9 % C); опирающаяся снизу в точку *E* (2 % C).

В ходе анализа диаграммы состояния предложено использовать нанесенные на диаграммах состояний вертикали, являющиеся геометрическими образами (символами) промежуточных фаз. Фундаментальным показателем их наличия

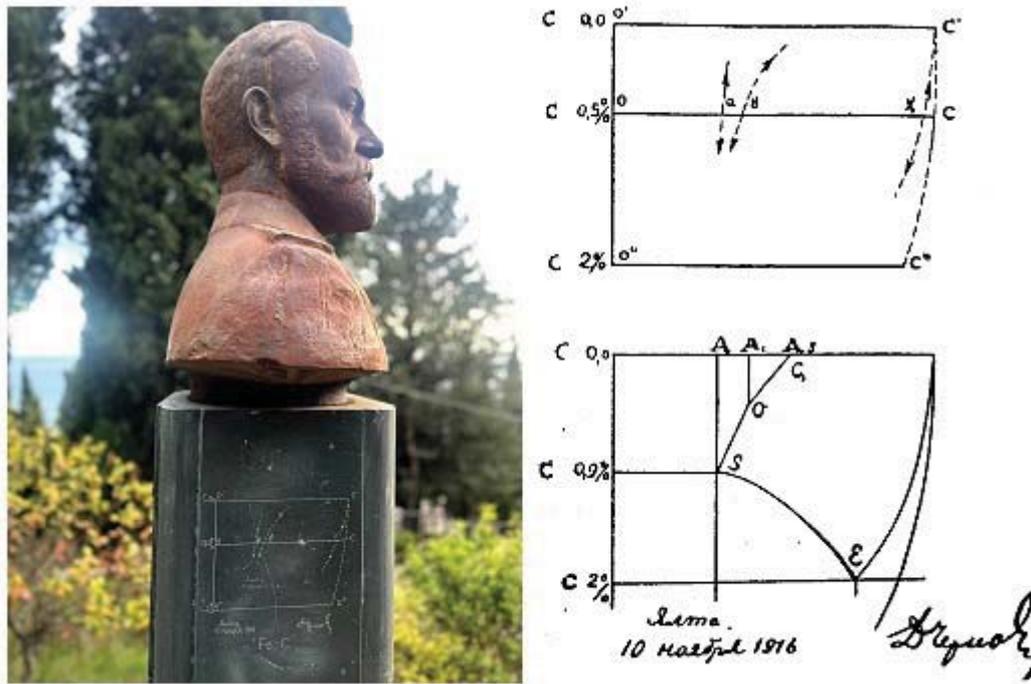


Рис. 1. Диаграмма Fe – С Д. К. Чернова, изображенная на его бюсте в Ялте, 1916 г.

являются «то максимум, то минимум, то просто перелом» на кривых изменения свойств. По мнению В. С. Меськина, «для использования этих кривых принципиально безразлично, чем именно объясняются наблюдаемые отступления» [7, с. 368], как и состояние сплава (жидкое или твердое): свойства расплавов реагируют на промежуточные фазы, образующиеся на несколько сотен градусов ниже температуры ликвидуса [8, с. 16; 9, 10].

Обратимся к исследователю диаграмм состояния М. Хансену: «промежуточная фаза может обладать выраженными химическими свойствами, подобными свойствам типичных соединений, не будучи по характеру своей кристаллической структуры соединением» [10, с. 377].

Проведенные Д. К. Черновым вертикали упираются концами в точки *B* и *E* диаграммы Fe – С. В этих точках имеет место очевидное качественное изменение протяженности по температуре интервала кристаллизации. В точках *S* и *O* (из-за изгиба линии *GOS* в точке *O* [3]) присутствует качественное изменение интервала перекристаллизации. Особенно отметим, что качественное изменение интервала кристаллизации является фундаментальным признаком наличия промежуточных фаз — конгруэнтно или инконгруэнтно плавящиеся фазы, соединения типа σ -фазы в системе Fe – Сг.

Для науки и практики важное значение имеет понимание причин и механизмов получаемых аномалий свойств в сталях. Для их объяснения необходим новый взгляд на диаграмму Fe – С с проведенными Д. К. Черновым тремя вертикалями при концентрациях углерода ~0,5, ~0,9 и ~2,0 %.

Полученная информация позволяет прогнозировать свойства стальных конструкций и инструментов и гарантировать их надежную эксплуатацию, в том числе применяемых в горнодобывающей отрасли [11–13].

Целью данной работы является анализ аномалий свойств и диаграммы состояния, позволяющий найти дополнительные подтверждения в пользу признаков наличия в системе Fe – С промежуточных фаз $\sim\text{Fe}_{42}\text{C}$, $\sim\text{Fe}_{24}\text{C}$, $\sim\text{Fe}_{10}\text{C}$.

Анализ и обобщение проведенных исследований

Не делая различий между разными структурами конденсированного состояния (расплавом, аустенитом, мартенситом и ферритно-цементитной смесью), приведем примеры аномалий («то максимумов, то минимумов, то просто переломов» [7], в пользу признаков наличия промежуточной фазы $\sim\text{Fe}_{42}\text{C}$ при ~0,5 % С.

1. У доэвтектидных отожженных сталей [14, с. 480] и у высокоотпущенных после закалки [15, с. 144] абсолютный максимум предела текучести, что, по мнению авторов, нельзя объяснить как формой цементита, так и количественным соотношением феррита и перлита, т. е. металлографической структурой.

2. У отожженных сталей с пластинчатым и зернистым цементитом [16, с. 61] кривые твердости сталей пересекаются при 0,5 % С, что исключает влияние второго влияющего фактора — формы цементита; первым является концентрация углерода.

Привлечем метод аналогий: девять кривых коэффициента линейного расширения у сплава железа с 25 % Ni при температуре 100–900 °С пересекаются в одной точке [17, 18], что исключает влияние температуры — второго влияющего фактора; первым является концентрация никеля. Следовательно (установлено экспериментально), сплав с 25 % Ni является ярким индивидом, ниже ~350 °С обнаружена фаза Fe_3Ni . Поэтому сталь с 0,5 % С можно считать таким же индивидом, каким

является фаза Fe_3Ni , проявляющая себя экстремумом вязкости расплава [19, с. 56; 20], нулевой магнитной индукцией в слабых полях [14] сплава из двух самых известных ферромагнетиков.

3. Определенные шведским металловедом К. Бенедиксом [17] максимумы электросопротивления после закалки и отжига стали, содержащей 0,5 % С. В 1904 г. К. Бенедикс феррит в сталях с $>0,5$ % С назвал ферронитом [3].

4. У отожженных сталей минимальное значение модуля Юнга [21].

5. У расплавов минимальная плотность [22].

6. У расплавов (1575 °С) и аустенита (1100 °С) наименьшее значение магнитной восприимчивости [19].

7. Максимум энергии активации вязкого течения расплавов [19, 23, 24, с. 150], у четырех кривых вязкости расплавов — изгиб (1550–1700 °С) [19].

8. Электросопротивление как расплавов (1600 °С), так и аустенита (1200 °С) [24, с. 153; 25] имеет максимум.

Обратимся к аналогии: максимум и у сплава состава фазы Fe_3Ni (25 % Ni) на семи кривых при 0–1100 °С [14].

9. При кратковременном индентировании твердость аустенита (при 910 и 1000 °С) [26–28] имеет максимум. И. И. Корнилов оставил это без комментариев, хотя максимум означает снижение твердости аустенита (твердого раствора) при содержании углерода (примеси внедрения) больше ~0,5 %. Вопреки очевидному максимуму, обнаруживающие его исследователи делают вывод: «Твердость аустенита тем выше, чем больше в нем содержание углерода» [29–31], скрывая таким образом сингулярную точку — показатель наличия промежуточной фазы.

10. Структурно свободный феррит и феррит в перлите теряют способность упрочнения в результате естественного старения после субкритической закалки от температуры 680 °С сталей с $>0,5$ % С [15, 20, 32].

Отметим также качественные изменения структуры и свойств, которые известны из литературы по металлосведению. Например, при концентрации $>0,5$ % С мартенсит изменяет морфологию от дислокационной к двойникованной, становясь катастрофически хрупким, хотя является твердым раствором, становится тетрагональным без оговорок на самоотпуск в процессе закалочного охлаждения [14, 32], его твердость почти не повышается; феррит теряет способность быть видманштеттовым [14, 15].

Доводами в пользу признаков наличия фазы $\sim Fe_{10}C$ при ~2 % С являются.

1. Локальный минимум плотности при температуре 1000 °С [19, 23], ее скачкообразное уменьшение при температуре 1800 °С [21].

2. Изгибы кривых магнитной восприимчивости расплавов при температуре 1550 °С [19, 22] и четырех линий равной вязкости расплавов [24, с. 145; 26].

3. В твердом и жидком состояниях вблизи ~2 % С максимумы теплосодержания [21, 26].

4. При 2 % (и при 0,5 % С) [21] максимумы вязкости и энергии активации вязкого течения и свободного объема расплавов [23].

5. Изгиб кривой, характеризующей структуру ближнего порядка расплавов. «По-видимому, в данном случае имеет

место переход от δ -подобной структуры к γ -подобной» [3]. Этот «переход» считается заканчивающимся при ~0,5 % С [19]. В данной работе существенно, что и при ~0,5, и при ~2 % С наблюдаются аномалии свойств, которые можно по-разному интерпретировать.

Доводами в пользу признаков наличия фазы $Fe_{24}C$ при ~0,9 % С являются.

1. У отожженных и закаленных сталей максимальные значения модулей Юнга и сдвига [21], что исключает влияние структуры на сингулярную точку.

В работе А. М. Самарина [21] качественно одинаковый вид кривых обоих модулей упругости антиподов по структуре — продуктов отжига и закалки — объясняется как «другая дополнительная причина». Это довольно неопределенное понятие, по мнению авторов, можно заменить признанием фазы $Fe_{24}C$.

2. У стали с концентрацией 0,89 % С максимумы твердости и электросопротивления [14, 32].

3. «Из всех сплавов на основе железа лишь у чистого железа и стали эвтектоидного состава (~0,8 % С) физический предел текучести отсутствует» [33].

4. «В двух случаях — при содержании углерода ~0,8 % С и у чистого железа — площадка текучести отсутствует...» [33].

Природа особых свойств эвтектоидной стали в работе [33] не обсуждается.

Таким образом, эвтектоидная сталь, как и Fe, является индивидом. Отметим, что их объединяет нулевой интервал перекристаллизации.

5. На VI Международном конгрессе Общества исследований металлов, который состоялся в 1912 г. в г. Нью-Йорке, γ -твердый раствор эвтектоидного состава получил название «гарденит». Ввел этот термин американский металлосвед Г. М. Хоу, назвавший в 1903 г. Д. К. Чернова «моим другом ... отцом металлографии железа» [3].

Проведенные рукой Д. К. Чернова три вертикали на диаграмме Fe – С при 0,5, 0,9 и 2,0 % С удовлетворяют двум фундаментальным признакам, присущим промежуточным фазам:

– им соответствуют качественные изменения протяженности по температуре интервалов кристаллизации (перекристаллизации);

– им отвечают аномалии свойств расплава, аустенита, мартенсита и ферритно-цементитной смеси, что соответствует экспериментально установленному феномену «металлургической наследственности» — «сложному, во многом неизученному вопросу» [15, 22, 34].

Приведенные аргументы в пользу наличия промежуточных фаз цементитного типа подтверждаются результатами исследований с применением современных инструментальных методов фазового анализа сплавов системы Fe – С [35].

Особо отметим, что «необычные соединения со стехиометрическими составами A_8B , A_6B и даже такие неожиданные составы, как $A_{27}B$, $A_{64}B$, и многие другие» [36–38] известны более полувека.

Вертикаль при 0,5 % С, проходящую через точки *O* и *B*, предложено обозначить в честь К. Бенедикса и Д. К. Чернова точками *Be* и *Ch* (рис. 2).

Точка *Be* находится при температуре 0 °С, а *Ch* — при ~1750 °С, когда расплав приобретает структуру ближнего

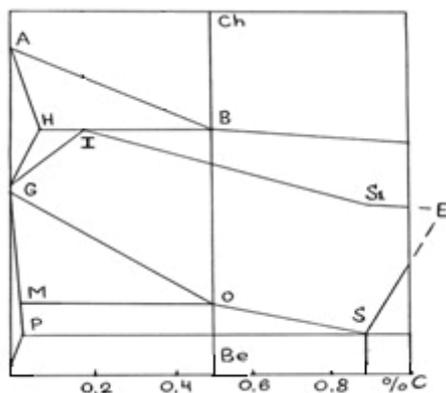


Рис. 2. Схема части диаграммы Fe – C с вертикалью *BeOBCh*

порядка со статистически упорядоченной упаковкой [39]. Отрезок *BCh* (~1490–1750 °C) вертикали *BeOBCh* приведен на Симпозиуме по металлургии и металловедению, посвященном 100-летию открытия Д. К. Черновым полиморфизма железа [39], т. е. узаконен. Очередь — за проведенным Д. К. Черновым в 1916 г. отрезком *BeOB* (~0–1490 °C).

Заключение

«Если за критерий верности или пригодности диаграмм взять степень ее соответствия наблюдаемым на практике

структуре и свойствам промышленных сплавов» [1], то приведенная Д. К. Черновым диаграмма Fe – C с тремя вертикалями при ~0,5, ~0,9 и ~2 % C отвечает этому критерию. Новый взгляд на диаграмму состояния позволяет сделать следующие выводы.

1. Традиционные подходы в рассмотрении диаграмм состояния, как правило, учитывают только фазово-структурные переходы в сплавах системы Fe – C.

2. Показано, что предложенный подход, учитывающий три вертикали Д. К. Чернова, и более внимательное рассмотрение всех линий диаграммы состояния, представляющих концентрационные зависимости качественных интервалов кристаллизации (перекристаллизации), позволяет объяснить аномалии свойств сплавов признаками наличия промежуточных фаз $\sim\text{Fe}_{42}\text{C}$, $\sim\text{Fe}_{24}\text{C}$, $\sim\text{Fe}_{10}\text{C}$ [39].

3. Наличие промежуточных фаз важно учитывать на всех стадиях обработки сплавов: в ходе получения отливок, при обработке материалов давлением, при термической обработке. Учет таких особенностей в сплавах на всех стадиях изготовления изделия позволяет провести грамотный выбор материала для конкретного применения, обеспечивающий его надежную эксплуатацию. ИМ

Библиографический список

См. англ. блок

“Chernye metally”, 2024, No. 9, pp. 4–8
DOI: 10.17580/chm.2024.09.01

On the 185th anniversary of D. K. Chernov

A new look at the iron-carbon diagram of D. K. Chernov

Information about authors

K. Yu. Shakhnazarov, Dr. Eng., Prof., Dept. of Materials Science and Technology of Art Products¹, e-mail: karen812@yandex.ru;

S. A. Vologzhanina, Dr. Eng., Prof., Dept. of Materials Science and Technology of Art Products¹, e-mail: vologzhanina_sa@pers.spmi.ru;

R. M. Khuznakhmetov, Postgraduate Student, Dept. of Materials Science and Technology of Art Products¹

¹ Empress Catherine II Saint Petersburg Mining University, St. Petersburg, Russia

Abstract: It is difficult to overestimate the significance of the Fe–C phase diagram, the construction of which was initiated by D. K. Chernov, which allowed to open new boundaries in understanding the properties of iron-based alloys. At the same time, anomalies in properties and the lack of connection between them and the structure of alloy mixtures and the phase diagram have been known for about a century, but have not been explained. A. A. Bochvar, studying the properties of alloy mixtures consisting of obviously pure components, concluded: “As it turned out, there is no unambiguous relationship between composition and properties at all.” I. I. Kornilov came to the same conclusion: “But it is difficult to establish any strict connection between hardness and the phase diagram.” N. I. Belyaev and N. T. Gudtsov noted much more sharply: “The apparent elastic limit has no connection with the structure of steel.” E. Gudremon, hiding an obvious anomaly (the maximum yield strength), drew a curve past the experimental point at ~0.5 % C. The maximum yield strength of annealed steels at ~0.5 % C was shown by P. Obergoffer in 1915, but left without comment.

The analysis of the Fe – C phase diagram is performed taking into account three verticals plotted by D. K. Chernov in 1916, which were not taken into account in subsequent editions of the diagram. N.S. Kurnakov’s rule connects changes in the properties of alloys with the type of phase diagram, but does not explain numerous anomalies in the physical and

mechanical properties of alloys. In this regard, a new approach to the analysis of the phase diagram is proposed, taking into account the three verticals of D.K. Chernov and the lines of the phase diagram taking into account concentration dependencies and qualitative intervals of crystallization (recrystallization). Based on the established numerous anomalies in the physical and mechanical properties of melts, austenite, martensite and ferrite-cementite mixture, intermediate phases ($\sim\text{Fe}_{42}\text{C}$, $\sim\text{Fe}_{24}\text{C}$, $\sim\text{Fe}_{10}\text{C}$) are declared, allowing a new look at the diagram discovered more than 100 years ago.

The intermediate phases declared in the article can be used to explain the anomalies of the physical and mechanical properties of industrially used steels.

Key words: iron, carbon, melt, steel, carbide, cementite, intermediate phase.

References

- Chernov D. K. Letter to the editor of the “Journal of the Russian Metallurgical Society”. *Zhurnal Russkogo Metallurgicheskogo obshchestva*. 1916. Part 1. No. 3-4. pp. 189–200.
- Kornilov I. I. Physicochemical bases of heat resistance of alloys. Moscow: Izdatelstvo AN SSSR, 1961. 516 p.
- Tyrkel E. History of the development of the iron-carbon diagram. Moscow: Mashinostroenie, 1968. 280 p.
- Leontiev L. I., Tsukanov V. V., Smirnova D. L. The role of D. K. Chernov in the creation and development of the doctrine of modern metallurgy and metal science. Part 1. The main theoretical and industrial discoveries of D. K. Chernov. *Izvestiya vuzov. Chernaya Metallurgiya*. 2020. Vol. 63. No. 10. pp. 796–801. DOI: 10.17073/0368-0797-2020-10-796-801.
- Leontiev L. I., Tsukanov V. V., Smirnova D. L. The role of D. K. Chernov in the creation and development of the doctrine of modern metallurgy and metal science. Part 2. Scientific and practical confirmation of the D. K. Chernov’s ideas. *Izvestiya vuzov. Chernaya Metallurgiya*. 2020. Vol. 63. No. 11-12. pp. 873–877. DOI: 10.17073/0368-0797-2020-11-12-873-877.
- Bazhin V. Yu. Modern view on anomalies in metal groups of the D. I. Mendeleev’s Periodic table. *Zapiski Gornogo instituta*. 2020. Vol. 239. pp. 520–527.
- Meskin V. S. Ferromagnetic alloys and their properties. Leningrad, Moscow: ONTI NKPT, 1937. 791 p.
- Ershov G. S., Poznyak L. A. Microheterogeneity of metals and alloys. Moscow: Mashinostroenie, 1985. 214 p.

9. Anikeev V. V., Zonnenberg N. N., Nikitin V. I. Heredity of the influence of the composition of charge materials on the quality of steel castings. *Sovremennaya nauka: aktualnye problemy i puti ikh resheniya*. 2015. No. 7 (20). pp. 14–19.
10. Hansen M. Structures of binary alloys. In 2 volumes. Vol. 1. Leningrad, Moscow : Metallurgizdat, 1941. 640 p.
11. Litvinenko V. S., Dvornikov M. V. Methodology for determining the parameters of drilling mode for directional straight sections of well using screw downhole motors. *Journal of Mining Institute*. 2020. Vol. 241. pp. 105–112. DOI: 10.31897/pmi.2020.1.105.
12. Milyuts V. G., Tsukanov V. V., Pryakhin E. I., Nikitina L. B. Development of manufacturing technology for high-strength hull steel reducing production cycle and providing high-quality sheets. *Journal of Mining Institute*. 2019. Vol. 239, Iss. 5. pp. 536–543. DOI: 10.31897/pmi.2019.5.536.
13. Bazhin V. Yu., Issa B. Influence of heat treatment on the microstructure of steel coils of a heating tube furnace. *Journal of Mining Institute*. 2021. Vol. 249. pp. 393–400.
14. Gudremon E. Special steels. In 2 volumes. Vol. 1. Moscow : Metallurgizdat, 1959. 952 p.
15. Moroz L. S. Fine structure and strength of steel. Moscow : Metallurgizdat, 1957. 159 p.
16. Oberhoffer P. Technical iron. Moscow, Leningrad : Metallurgizdat, 1940. 535 p.
17. Yuryev A. A., Gromov V. E., Grishunin V. A., Peregodov O. A. et al. Mechanisms of destruction of lamellar pearlite of differentially hardened rails during long-term operation. *Fundamentalnye problemy sovremennoy materialovedeniya*. 2017. Vol. 14. No. 4. pp. 438–444.
18. Schipachev A. M., Aljadly M., Ganzulenko O. Y., Chernikov D. G. et al. Evaluating the effectiveness of magnetic-pulse treatment for healing continuity defects in the metal of oil and gas pipelines. *Metals*. 2023. Vol. 13, Iss. 11. 1875.
19. Elansky G. N., Kudrin V. A. Structure and properties of liquid metal — smelting technology — quality of steel. Moscow : Metallurgiya, 1984. 239 p.
20. Vasilyev A. A., Sokolov D. M., Sokolov S. S. Investigation and modeling of the effect of pre-deformation of austenite on the kinetics of ferritic transformation. *Letters on Materials*. 2021. Vol. 11, Iss. 1. pp. 90–94. DOI: 10.22226/2410-3535-2021-1-90-94.
21. Samarin A. M., Fedotov S. G., Fedotov I. P., Sinodova E. P. Structure and properties of iron-carbon alloys. *Collection "Metal Science". Proceedings of the Symposium on metallurgy and metal science dedicated to the 100th anniversary of the discovery of iron polymorphism by D. K. Chernov*. Moscow : Nauka, 1971. pp. 231–235.
22. Baum B. A., Khasin G. A., Tyagunov G. V., Klimenkov E. A. et al. Liquid steel. Moscow : Metallurgiya, 1984. 208 p.
23. Tkachenko S. S., Emelianov V. O. Modern investment casting technology for production of artistic castings. *Lityo i metallurgiya*. 2021. No. 1. pp. 49–52.
24. Vertman A. A., Samarin A. M. Properties of iron melts. Moscow : Nauka, 1969. 280 p.
25. Pustovoyt V. N., Dolgachev Yu. V., Karavaev V. P. Decomposition of residual austenite in U12 steel during processing in a magnetic field. *Tendentsii razvitiya nauki i obrazovaniya*. 2021. Vol. 70-2. pp. 71–73. DOI: 10.18411/lj-02-2021-57.
26. Elansky G. N. Structure and properties of metallic melts. Moscow : Metallurgiya, 1991. 160 p.
27. Yurchenko A. N., Marieva M. A., Grebenkin R. D., Simonov Yu. N. Determination of critical temperature values Ac1 and Ac3 in steels of the alloying system Kh2G2S2MF using the dilatometric method and the test hardening method. *Vestnik Permskogo natsionalnogo issledovatel'skogo politekhnicheskogo universiteta. Mashinostroenie, materialovedenie*. 2019. Vol. 21. No. 3. pp. 85–92. DOI: 10.15593/2224-9877/2019.3.10.
28. Pryakhin E. I., Sharapova D. M. Repair ability of low-alloyed steel strength of K70 (X90) class. *Key Engineering Materials*. 2020. Vol. 836. pp. 131–135.
29. Alekseev V. I., Barakhtin B. K., Zhukov A. S. Chemical heterogeneity as a factor in increasing the strength of steels manufactured using selective laser melting technology. *Zapiski Gornogo instituta*. 2020. Vol. 242. pp. 191–196. DOI: 10.31897/PMI.2020.2.191.
30. Piiraynen V. Yu., Nikitina T. Yu. New in the production of cast armor plates for ball mills. *Liteynoe proizvodstvo*. 2020. No. 3. pp. 36–41.
31. Tsukanov V. V., Smirnova D. L., Efimov S. V., Titova T. I. et al. Computer modeling of the modes of the main heat treatment of the forged billet made of 20Kh3MVFA steel. *Tyazheloe mashinostroenie*. 2020. No. 9. pp. 2–9.
32. Davydov S. V., Filippov R. A., Moroz A. A. Low-temperature decomposition of pearlite in iron-carbon alloys by the reaction of peritectoid transformation. *Naukoemkie tekhnologii v mashinostroyeni*. 2021. No. 2 (116). pp. 3–13. DOI: 10.30987/2223-4608-2021-2-3-13.
33. Ivanova V. S., Terentyev V. F. Physical nature and patterns of destruction. *Collection "Metal Science". Proceedings of the Symposium on metallurgy and metal science dedicated to the 100th anniversary of the discovery of iron polymorphism by D. K. Chernov*. Moscow : Nauka, 1971. pp. 100–107.
34. Okishev K. Yu. Calculation of diagrams of isothermal decomposition of austenite in structural steels. *Vestnik Permskogo natsionalnogo issledovatel'skogo politekhnicheskogo universiteta. Mashinostroenie, materialovedenie*. 2020. Vol. 22. No. 2. pp. 82–89. DOI: 10.15593/2224-9877/2020.2.10.
35. Gorynin V. I., Olenin M. I., Mikhailov M. S., Kondratyev S. Y. Effect of medium-temperature additional tempering on the carbide phase and cold resistance of heat-hardenable steel 09G2SA-A. *Metal Science and Heat Treatment*. 2019. Vol. 60, Iss. 11-12. pp. 722–727.
36. Syrkov A. G., Prokopchuk N. R., Vorobiev A. G., Brichkin V. N. Academician N. S. Kurnakov as the founder of physico-chemical analysis – the scientific base for the development of new metal alloys and materials. *Tsvetnye Metally*. 2021. No. 1. pp. 77–83.
37. Davydov S. V. Carbide transformation of peritectoid type in Fe-C alloys. *Metallurgiya mashinostroyeniya*. 2020. No. 4. pp. 17–26.
38. Kurganov Yu. A., Shcherbakov S. P. Effect of discrete addition of aluminum oxide on the structure and properties of aluminum alloy. *Zapiski Gornogo instituta*. 2020. Vol. 228. pp. 717–721.
39. Kornilov I. I. Status and prospects of research in the field of metallides. *Collection "Metal Science". Proceedings of the Symposium on metallurgy and metal science dedicated to the 100th anniversary of the discovery of iron polymorphism by D. K. Chernov*. Moscow : Nauka, 1971. pp. 246–257.

