

Закономерности зарождения частиц легированного цементита при науглероживании теплостойких сталей

05, май 2014

DOI: 10.7463/0514.0710529

Семенов М. Ю.

УДК 621.785.52

Россия, ФГУП «ЦНИИЧерМет им. И.П.Бардина»

shigona.podzhogin@vandex.ru

Введение

В связи с высокими эксплуатационными требованиями, предъявляемыми к зубчатым передачам газотурбинных двигателей (ГТД) последних поколений, при изготовлении зубчатых колес для агрегатов авиационных силовых установок применяются комплексно-легированные теплостойкие стали типа 16Х3НВФМБ-Ш и 20Х3МВФ-Ш (табл.) [1]. Дальнейший рост нагрузочно-скоростных характеристик ГТД обусловил промышленное внедрение особо теплостойкой дисперсионно-твердеющей стали 13Х3Н3М2ВФБ [2] (см. табл.).

Таблица. Комплексно-легированные теплостойкие стали

Марка стали	Легировующие элементы, % по массе									Максимальная теплостойкость, °С
	C	Si	Mn	Cr	Ni	W	Mo	V	Nb	
16Х3НВФМБ (ВКС-5)	0,14-0,19	0,6-0,8	0,4-0,7	2,6-3,0	1,0-1,5	1,0-1,4	0,4-0,6	0,35-0,55	0,1-0,2	300
20Х3МВФ	0,15-0,20	0,17-0,37	0,25-0,50	2,4-3,3	≤ 0,50	0,3-0,5	0,35-0,55	0,60-0,85	-	250
13Х3Н3М2ВФБ (ВКС-10)	0,10-0,15	0,17-0,37	0,3-0,6	3,0-3,4	2,7-3,0	0,2-0,5	1,9-2,3	0,05-0,15	0,05-0,15	500

Зубчатые колеса из указанных сталей подвергаются следующим видам химико-термической обработки (ХТО) - цементации, нитроцементации, комбинированной ХТО (цементации с последующим азотированием). При этом основным способом упрочнения

остается вакуумная цементация в среде ацетилена с последующей высокоскоростной закалкой в потоке аргона.

Структура теплостойкой стали после цементации состоит из активной карбидной зоны протяженностью не более 0,3 мм, в которой присутствуют крупные частицы легированного цементита (типа $(Fe,Cr)_3C$) среднего размера 1-3 мкм и дисперсные частицы карбидов вольфрама, молибдена, ванадия и ниобия, размер которых не превышает 0,6-0,7 мкм, а также из области специальных карбидов, в которых присутствуют только выделения тугоплавких карбидов, размер которых уменьшается по мере удаления от поверхности (рис. 1).

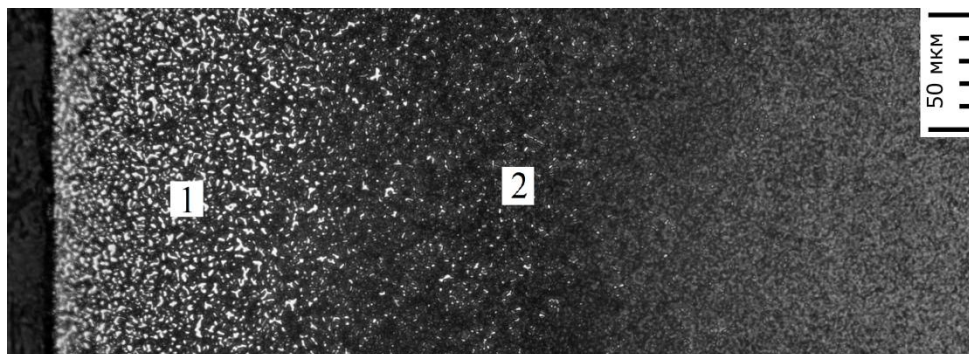


Рис. 1. Микроструктура диффузионного слоя теплостойкой стали 16Х3НВФМБ-Ш после вакуумной цементации: (1) - активная карбидная зона; (2) - зона специальных карбидов

Согласно традиционным представлениям [3], крупные некогерентные выделения, такие как частицы легированного, в основном, хромом цементита, образуются на границах зерен, как правило, в виде разорванной или сплошной сетки. Вместе с тем металлографическими методами установлено, что в теплостойких сталях, содержащих 3 % и более хрома, легированный цементит при соблюдении заданного режима ХТО (т.е. при температуре менее 980 °С) образуется в виде глобулярных частиц (см. рис. 1), которые, как было предположено в работах [4, 5], образуются внутри зерен по дислокационному механизму.



Рис. 2. Микроструктура цементованного слоя модельного сплава на основе железа, содержащего 1 % Cr, подвергнутого цементации [4]

Принципиальное значение механизма зарождения частиц цементита обусловлено крайне негативным влиянием цементитной сетки по границам зерен на контактную выносливость диффузионных слоев (ее кратным снижением), в связи с чем цементитная сетка является недопустимым дефектом при цементации. Известно, что сетка образуется и при недостаточном содержании хрома в стали (рис. 2).

Одновременно принятый механизм зарождения частиц цементита оказывает существенное влияние на расчет скорости зародышеобразования и, как следствие, размера образующихся карбидных частиц [4], являющегося важной характеристикой диффузионного слоя. Таким образом, решение задачи о приоритетном механизме зародышеобразования является частью решения общей задачи построения универсальной математической модели цементации комплексно-легированной стали.

В этой связи, определение преимущественного механизма образования легированного цементита является важной научной задачей, имеющей существенное практическое значение. Особое значение решение данной задачи принимает в связи с ожидаемым в перспективе увеличением требуемой теплостойкости до 600 °С и выше, следствием чего явится необходимость применять в дальнейшем стали, содержащие до 10 % хрома [6].

Ранее решение подобной задачи было выполнено отечественными учеными в 1990-х годах [7], однако ввиду недостаточной производительности вычислительной техники того времени возникла необходимость в упрощении расчетного алгоритма за счет внесения существенных допущений в физическую модель. Кроме того проведение точных расчетов было затруднено ввиду отсутствия результатов тонких экспериментальных исследований флуктуаций концентрации карбидообразующих элементов, существенным образом влияющих на закономерности карбидообразования, которые стали доступны исследователям в настоящее время [8].

Полученные новые данные расширяют имеющиеся представления о процессах карбидообразования в сталях, легированных хромом, и дают возможность с большей достоверностью устанавливать механизмы зарождения цементитной фазы при цементации.

Вместе с тем, на данный момент в научной литературе отсутствуют соответствующие современному уровню знаний о фазовом составе карбидной фазы в теплостойких сталях расчетные исследования процесса зародышеобразования цементитной фазы в сталях, легированных хромом.

В этой связи, в качестве цели настоящей работы принята задача проверки, выдвинутой в работах [4,5] теоретической гипотезы и определения наиболее вероятного механизма зарождения частиц легированного цементита при цементации расчетным путем.

Методика численного эксперимента

Скорость зарождения частиц новой фазы определяли по формуле [9]:

$$I_i = N_i \frac{h}{kT} \exp\left(-\frac{\Delta G_H + \Delta g_*}{kT}\right), \quad (1)$$

где N_i – количество возможных мест зарождения по принятому механизму; h – постоянная Планка; k – постоянная Больцмана; T – температура; ΔG_H – энергия активации образования зародыша по данному механизму; Δg^* – энергия перехода атома через границу раздела фаз. Температуру вакуумной цементации приняли равной 940 °С.

Энергию активации образования зародыша закритического размера рассчитывали по формуле [9]:

$$G_H = K_i \frac{16\pi(v_K)^2 \sigma_{\gamma K}^3}{3(\Delta g_K)^2}, \quad (2)$$

K_i - коэффициент пропорциональности, отражающий влияние дефекта кристаллического строения на уменьшение энергетического порога зарождения; v_K - объем образующейся карбидной фазы, приходящийся на 1 атом углерода; $\sigma_{\gamma K}$ - удельная поверхностная энергия границы раздела γ -Fe и Fe_3C ; Δg_K - изменение свободной энергии Гиббса, приходящееся на 1 атом углерода.

Изменение свободной энергии Гиббса рассчитывали следующим образом:

$$\Delta g_K = \Delta g_{(Fe,Cr)_3C} \approx \Delta g_{Fe_3C} X_{Fe} + \Delta g_{Cr_{23}C_6} X_{Cr}, \quad (3)$$

где X_{Fe} , X_{Cr} - атомные концентрации железа и хрома в зародыше легированного цементита, соответственно.

В работе [4] установлено, что при общем содержании хрома в стали около 3 % (см. табл.), его средняя концентрация в легированном цементите составляет около 6 %. Таким образом, величины X_{Fe} и X_{Cr} являются неизвестными. Вероятно, что в момент зарождения частицы карбида железа и хрома X_{Cr} существенно превосходит 6 %, т.к. в результате анализа дифракции рентгеновских лучей в работе [8] установлено, что в сталях, содержащих около 1,5 % хрома, в легированном цементите были выявлены флуктуации концентрации Cr до 21,4 %. Необходимо отметить, что для хрома в стали численные значения атомных и массовых концентраций практически совпадают.

Значение изменения энергии Гиббса на 1 моль углерода при реакциях образования Fe_3C и $Cr_{23}C_6$ представлено в работе [10]. Данные значения пересчитали на 1 атом углерода (Δg_K).

В работе [11] предложена формула для расчета удельной свободной энергии границы раздела Al и WC по поверхностной энергии алюминия, а также приведенным на 1 атом соответствующего элемента химическим потенциалам вольфрама и углерода. Упростив эту формулу и заменив поверхностную энергию алюминия на поверхностную энергию железа, а поверхностную энергию карбида вольфрама - на поверхностную энергию карбида молибдена, получили выражение:

$$\sigma_{\gamma K} = \sigma_K - \frac{N_a}{2F} kT \ln a_{Fe} - \sigma_{Fe}, \quad (4)$$

где σ_K и σ_{Fe} - поверхностные энергии карбида Fe_3C , среднее значение $\sigma_K = 2,67$ Дж/м² [12], и γ -Fe, рассчитанная по формуле Гилмана, соответственно, $\sigma_{Fe} = 1,31$ Дж/м²; N_a - количе-

ство корреспондирующих атомов двух фаз; F - площадь границы, приходящиеся на N_a атомов; a_{Fe} - термодинамическая активность железа.

Учитывая, что активность железа, являющегося основным компонентом многокомпонентной системы, состоящей также из легирующих элементов и углерода, подчиняется закону Рауля:

$$a_{Fe} \approx x_{Fe},$$

где x_{Fe} - атомная концентрация железа в стали, $x_{Fe} \approx 0,95$, то $a_{Fe} \approx 0,95$ и

$$\frac{N_a}{2F} kT \ln a_{Fe} \approx 0,$$

в результате расчета по формуле (4) получили $\sigma_{\gamma K} \approx 1,36$ Дж/м³.

Установление значений N_i (оценочно) и v_K не вызывает затруднений.

Неизвестные величины Δg^* и K_i определили в соответствии с соотношениями, рекомендованными в работе [9].

При зернограницном механизме карбидообразования коэффициент K_i зависит только от соотношения удельных поверхностных энергий границы зерен аустенита $\sigma_{\gamma\gamma}$ и границы раздела фаз $\sigma_{\gamma K}$ [9]:

$$K_i = \frac{1}{2} \left[2 - \frac{3\sigma_{\gamma\gamma}}{2\sigma_{\gamma K}} + \left(\frac{\sigma_{\gamma\gamma}}{2\sigma_{\gamma K}} \right)^3 \right]. \quad (5)$$

Оценка влияния энергии дислокации на скорость зарождения частиц новой фазы определяется критериальным коэффициентом a_D [9]:

$$K_i = \varphi(a_D) = \varphi \left(\frac{Gb^2}{2\pi^2(1-\mu)} \frac{-\Delta g_K}{v_K \sigma_{\gamma K}^2} \right), \quad (6)$$

где $\varphi(a_D)$ - некоторая функция, определенная на интервале от 0 до 1, $\varphi(0)=1$, при $a_D \rightarrow 1$: $\varphi(a_D) \rightarrow 0$; G - модуль сдвига, b - вектор Бюргерса, μ - коэффициент Пуассона.

Если $a_D > 1$, то экстремум изменения свободной энергии Гиббса отсутствует и, соответственно, критический размер зародыша не определен, в связи с чем зарождение идет без преодоления энергетического порога. Скорость зарождения в таком случае ограничивается исключительно скоростью формирования сегрегаций атомов элементов, которая лимитируется диффузионным массопереносом атомов хрома, так как скорость диффузии атомов С превосходит диффузию Сг на несколько порядков.

В целях проверки гипотезы о механизме зарождения провели расчет скоростей зародышеобразования частиц легированного цементита по зернограницному и дислокационному механизмам. Расчеты проводились при помощи разработанной прикладной программы на языке Object Pascal в интегрированной среде Embarcadero Delphi XE5.

Результаты исследований и их обсуждение

Согласно [9] минимальная наблюдаемая скорость зарождения составляет 10^6 м⁻³с⁻¹.

Проведенными расчетами по формулам (1-6) установили, что такая скорость зарождения возникает при образовании флуктуаций хрома не менее 40 % ат. ($X_{Cr} \geq 0,40$).

При средней концентрации в стали хрома 3 % данное значение не дает оснований сомневаться в его достоверности, так как, как сказано выше, при среднем содержании Cr в стали порядка 1,5 % в работе [8] выявлены флуктуации концентрации, достигающие до 20 %.

Необходимо отметить, что атомный радиус хрома практически не отличается от атомного радиуса железа, что является основной причиной хорошей растворимости хрома в цементите. В этой связи, на первый взгляд, отсутствуют причины для образования флуктуаций атомов хрома на дефектах кристаллического строения, так как энергия связи дефектов (дислокаций и межзеренных границ) с атомами хрома не высока.

Однако известно, что на указанных дефектах характерно образование сегрегаций атомов примеси внедрения, в частности углерода (например, известные облака Коттрелла на дислокациях). Данное обстоятельство приводит к возникновению значительного градиента концентраций углерода между дефектными и бездефектными областями.

В этой связи, атомы хрома, являющегося достаточно сильным карбидообразующим легирующим элементом, диффундируют в дефектные области под влиянием градиента концентрации углерода. Данный эффект хорошо изучен и описан, в частности, в работах [13, 14].

Как показали проведенные расчеты, при скорости зарождения цементита, равной $10^6 \text{ м}^{-3} \text{ с}^{-1}$, $a_D = 0,92$. При этом, зарождение происходит по дислокационному механизму, зародышеобразование на границах зерен практически отсутствует (его скорость составляет около $10^{-19} \text{ м}^{-3} \text{ с}^{-1}$).

Таким образом, теоретически обоснованная в работе [5] гипотеза о преимущественно дислокационном механизме зарождения частиц легированного цементита в теплостойких сталях подтверждена результатами численного эксперимента.

Следует отметить, что при возникновении флуктуаций концентрации хрома порядка 45 %, параметр a_D превосходит 1,0 и скорость зародышеобразования резко возрастает. Результаты расчетов для таких исходных данных также свидетельствуют о дислокационном механизме зарождения частиц легированного цементита в аустените при цементации. Так, скорость зарождения частиц вблизи поверхности оценивается по зернограничному механизму как $10^{-12} \text{ м}^{-3} \text{ с}^{-1}$, а по дислокационному - $10^{21} \text{ м}^{-3} \text{ с}^{-1}$.

В теплостойкой стали скопления дислокаций могут образоваться в областях концентрации напряжений в окрестности выделений тугоплавких карбидов молибдена, вольфрама, ванадия и др., которые присутствуют в стали в состоянии поставки, образовавшись еще в процессе плавки. Вместе с тем, рассчитанное значение скорости зарождения $10^{21} \text{ м}^{-3} \text{ с}^{-1}$ представляется существенно завышенным, поскольку не учитывает низкую подвижность атомов хрома в аустените по сравнению со скоростью диффузии атомов углерода.

Известно, что при введении в состав стали значительного количества никеля (обычно 3-4 %) даже при концентрации 3 % хрома при цементации образуется цементитная сет-

ка по границам зерен. С учетом установленных положений о влиянии сегрегаций хрома на механизм зарождения представляется возможным установить основную причину данного феномена, который до настоящего времени объяснялся исключительно свойством никеля стабилизировать аустенит [5]. Вероятно, что отмеченный эффект обусловлен известным снижением диффузионной подвижности хрома в железе под влиянием никеля, который, таким образом, препятствует образованию флуктуаций концентрации хрома на дефектах кристаллического строения, насыщенных углеродом.

В связи с изложенным, при цементации теплостойкой стали последнего поколения 13ХЗНЗМ2ВФБ представляется целесообразным формировать диффузионный слой таким образом, чтобы за счет ограничения насыщенности цементованного слоя углеродом карбидная фаза состояла из частиц тугоплавких карбидов молибдена, вольфрама, ванадия и ниобия.

Также предложенная физическая модель зародышеобразования на флуктуациях объясняет и образование сетки при повышенных температурах, при которых происходит разрушение связей атомов углерода с дефектами кристаллического строения, а атомов хрома с атомами углерода, что препятствует образованию областей аномально высокой концентрации легирующего элемента.

Заключение

В настоящей статье выполнена проверка гипотезы о дислокационном механизме зарождения частиц карбидов легированного преимущественно хромом цементита в теплостойких сталях.

Выполненные впервые термокинетические расчеты, учитывающие образование флуктуаций концентрации хрома на дефектах кристаллического строения в теплостойких сталях, показали, что при цементации сталей, легированных 3 % хрома и выше, подтвердили предположение о преимущественно дислокационном механизме зародышеобразования частиц карбида типа $(Fe,Cr)_3C$.

Данная схема легирования предотвращает образование сплошной или разорванной цементитной сетки и дает возможность обеспечить высокую несущую способность диффузионных слоев после цементации и закалки.

Одновременно, предложено новое объяснение влияния никеля и повышенных температур на преимущественный механизм зарождения цементитной фазы в виде зернограницной сетки в теплостойких сталях, в которых наряду с хромом вводится значительное количество никеля.

Список литературы

1. Елисеев Ю.С., Крымов В.В., Нежурин И.П., Новиков В.С., Рыжов Н.М. Производство зубчатых колес газотурбинных двигателей. М.: Высшая школа, 2001. 493 с.

2. Лашнев М.М., Смирнов А.Е., Семенов М.Ю. Применение вакуумной нитроцементации для повышения сопротивления схватыванию зубчатых колес из стали ВКС-10 // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2013. № 1 (691). С. 29-33.
3. Мартин Дж.У. Микромеханизмы дисперсионного твердения сплавов: пер. с англ. М.: *Металлургия*, 1983. 167 с.
4. Семенов М.Ю. Управление строением цементованных слоев теплостойких сталей. Часть I // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2013. № 5 (695). С. 31-38.
5. Семенов М.Ю. Управление строением цементованных слоев теплостойких сталей. Часть II // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2013. № 6 (696). С. 32-37.
6. Zheng-Fei Hu. Heat-Resistant Steels, Microstructure Evolution and Life Assessment in Power Plants // In book: Rasul M., ed. *Thermal Power Plants*. InTech, 2012. DOI: [10.5772/26766](https://doi.org/10.5772/26766)
7. Рыжов Н.М., Семенов М.Ю., Фахуртдинов Р.С., Смирнов А.Е. Модель диффузионного роста частиц карбидной фазы в цементованном слое теплостойких сталей // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1998. № 9. С. 26-30.
8. Vodopivec F., Skobir Balantič D.A., Jenko M., et al. Nucleation and growth of $M_{23}C_6$ particles in high-chromium creep-resistant steel // *Materials and technology*. 2012. Vol. 46, no. 6. P. 633-636.
9. Christian J.W. *The theory of transformations in metals and alloys*. Amsterdam, Boston, London, New York, Oxford, Paris: Pergamon, 2002.
10. Фромм Е., Гебхардт Е. Газы и углерод в металлах: пер. с нем. М.: *Металлургия*, 1980. 712 с.
11. Siegel D.J., Hector Jr. L.G., Adams J.B. Adhesion, stability, and bonding at metal/metal-carbide interfaces: Al/WC // *Surface Science*. 2002. Vol. 498. P. 321-336.
12. Chiou Jr. W.C., Carter E.A. Structure and stability of Fe_3C -cementite surfaces from first principles // *Surface Science*. 2003. Vol. 530. P. 87-100.
13. Щербединский Г.В., Кондратченко Л.А. Диффузионный рост фаз в трехкомпонентных системах при наличии взаимного влияния элементов // *Защитные покрытия на металлах: сб. науч. тр. Вып. 5*. Киев: Наукова думка, 1972. С. 23-30.
14. Щербединский Г.В., Исаков М.Г., Трубчиков В.В. Одновременное насыщение и выгорание двух элементов в трехкомпонентном сплаве при конечной скорости массопередачи на поверхности // *Защитные покрытия на металлах: сб. науч. тр. Вып. 7*. Киев: Наукова думка, 1973. С. 57-63.

Laws of alloyed cementite particles nucleation during heat-resistant steels carburizing

05, May 2014

DOI: 10.7463/0514.0710529

M.Yu. Semenov

I. P. Bardin Central Research Institute of Iron and Steel Industry, 105005, Moscow, Russia

shigona.podzhogin@vandex.ru

The article considers a problem analyzing a nucleation of cementite type carbides in carburized heat-resistant steels for the turbofan engines gear wheels.

The verification of previously hypothesized mechanism of dislocation nucleation particles chromium-alloyed cementite during process of carburizing was accepted as an objective of the work.

As a methodological basis of this paper were accepted the numerical experiments based on the kinetic theory of nucleation, as well as on the known results of experimental studies.

According to the kinetic theory of nucleation, a new phase in the solid solutions take place in the defects of the crystal structure of the metal such as inter-grain boundaries and dislocations clusters. A principle feature of the inter-grain boundary mechanism of nucleation is formation of carbide lattice. It is of great practical interest because the cementite lattice drops mechanical properties of hardened parts.

According to the experimental studies, the average chromium concentration in the alloyed cementite twice exceeds its Cr content in the heat-resistant steels. Furthermore, the areas of abnormally high (more than ten times in comparison with the average content) chromium concentration in cementite have been experimentally revealed.

Numerical experiments have revealed that the nucleation of cementite particles alloyed with chromium (chromium concentration of 3% or more) occurs, mainly, by the dislocation mechanism on the concentration fluctuations of the alloying element. According to calculations, an obligatory prerequisite to start an active nucleation process of new phase in the solid solution is a local increase of the chromium concentration up to 40%.

Despite the lack of physical prerequisites for the formation of chromium precipitates, this phenomenon is explained by a strong chemical affinity of chromium and carbon, causing diffusion of chromium atoms in the region of the carbon atoms clusters. The formation of carbon fluc-

tuations in steel structural defects caused by high binding energy of carbon atoms with dislocations, which is a well known fact.

A determined primary mechanism of cementite particles nucleation on chromium fluctuations satisfactorily explains the other known facts known from experimental studies.

So the introduction of significant amounts of nickel (about 3-4 %) in the 3% chromium- alloyed steel leads to the formation of the cementite lattice. This fact is explained by the known fact that is a reducing chromium diffusion rate in the steel with available nickel, thereby preventing the formation of chromium atom segregations diffusing in the areas of defects saturated with carbon.

Also a phenomenon of the cementite lattice formation with carburizing temperature increasing over 980 °C could be explained by suggested theory. The rise of process temperature causes a sharp increase of carbon and chromium diffusibility that results in destruction of carbon atoms bonds and defects in the crystalline structure and a more uniform distribution of chromium and carbon in steel.

So it is advisable to form diffusion layers in heat-resistant steels of new generation with high nickel content without cementite phase. This layers must by hardened by refractory carbides of tungsten, molybdenum, vanadium, and other strong carbide forming elements.

Publications with keywords: [carburizing](#), [heat-resistant steels](#), [cementite type carbides](#), [kinetic theory of nucleation](#), [defects of the crystal structure](#), [gear wheels for turbofan engines](#)
Publications with words: [carburizing](#), [heat-resistant steels](#), [cementite type carbides](#), [kinetic theory of nucleation](#), [defects of the crystal structure](#), [gear wheels for turbofan engines](#)

References

1. Eliseev Yu.S., Krymov V.V., Nezhurin I.P., Novikov V.S., Ryzhov N.M. *Proizvodstvo zubchatykh koles gazoturbinnnykh dvigateley* [Production of turbofan engine gears]. Moscow, Vysshaya shkola Publ., 2001. 493 p. (in Russian).
2. Lashnev M.M., Smirnov A.E., Semenov M.Yu. [Use of vacuum carbonitriding for raising the resistance of gears from steel VKS-10 to seizure]. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*, 2013, no. 1, pp. 29-33. (English Translation: *Metal Science and Heat Treatment*, 2013, vol. 55, iss. 1-2, pp. 29-33. DOI: [10.1007/s11041-013-9574-z](https://doi.org/10.1007/s11041-013-9574-z)).
3. Martin J.W. *Micromechanisms in particle-hardened alloys*. Cambridge, Cambridge University Press, 1980. 201 p. (Russ. ed.: Martin J.W. *Mikromekhanizmy dispersionnogo tverdeniya splavov*. Moscow, Metallurgiya Publ., 1983. 167 p.).
4. Semenov M.Yu. [Control of heat-resistant steel carburized layer structure. Part I]. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*, 2013, no. 5, pp. 31-38. (Russ. ed.: *Metal Science and Heat Treatment*, 2013, vol. 55, iss. 5-6, pp. 257-264. DOI: [10.1007/s11041-013-9616-6](https://doi.org/10.1007/s11041-013-9616-6)).

5. Semenov M.Yu. [Control of Heat-Resistant Steel Carburized Layer Structure. Part II]. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*, 2013, no. 6, pp. 32-37. (Russ. ed.: *Metal Science and Heat Treatment*, 2013, vol. 55, iss. 5-6, pp. 316-321. DOI: [10.1007/s11041-013-9627-3](https://doi.org/10.1007/s11041-013-9627-3)).
6. Zheng-Fei Hu. Heat-Resistant Steels, Microstructure Evolution and Life Assessment in Power Plants. In book: Rasul M., ed. *Thermal Power Plants*. InTech, 2012. DOI: [10.5772/26766](https://doi.org/10.5772/26766)
7. Ryzhov N.M., Semenov M.Yu., Fakhurtdinov R.S., Smirnov A.E. [A model of diffusion growth of carbide-phase particles in the carburized layer of heat-resistant steels]. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*, 1998, no. 9, pp. 26-30. (Russ. ed.: *Metal Science and Heat Treatment*, 1998, vol. 40, iss. 9, pp. 374-377. DOI: [10.1007/BF02466243](https://doi.org/10.1007/BF02466243)).
8. Vodopivec F., Skobir Balantič D.A., Jenko M., et al. Nucleation and growth of M₂₃C₆ particles in high-chromium creep-resistant steel. *Materials and technology*, 2012, vol. 46, no. 6, pp. 633-636.
9. Christian J.W. *The theory of transformations in metals and alloys*. Amsterdam, Boston, London, New York, Oxford, Paris: Pergamon, 2002.
10. Fromm E., Gebhardt E. *Gase und Kohlenstoff in Metallen*. Berlin, Heidelberg, New York: Springer-Verlag, 1976. 747 s. (Russ. ed.: Fromm E., Gebhardt E. *Gazy i uglerod v metallakh*. Transl. from German. Moscow, Metallurgiya Publ., 1980. 712 p.).
11. Siegel D.J., Hector Jr. L.G., Adams J.B. Adhesion, stability, and bonding at metal/metal-carbide interfaces: Al/WC. *Surface Science*, 2002, vol. 498, pp. 321-336.
12. Chiou Jr. W.C., Carter E.A. Structure and stability of Fe₃C-cementite surfaces from first principles. *Surface Science*, 2003, vol. 530, pp. 87-100.
13. Shcherbedinskiy G.V., Kondratchenko L.A. [Phases diffusive growth in ternary systems with mutual influence of elements]. *Zashchitnye pokrytiya na metallakh: sb. nauch. tr.* [Protective coatings on metals: collection of scientific papers]. Iss. 5. Kiev, Naukova dumka Publ., 1972, pp. 23-30. (in Russian).
14. Shcherbedinskiy G.V., Isakov M.G., Trubchikov V.V. [Simultaneous saturation and burnup of two elements in ternary alloy at a finite rate of surface mass transfer]. *Zashchitnye pokrytiya na metallakh: sb. nauch. tr.* [Protective coatings on metals: collection of scientific papers]. Iss. 7. Kiev, Naukova dumka Publ., 1973, pp. 57-63. (in Russian).