

АНАЛИЗ СТАБИЛЬНОСТИ РАЗМЕРА АУСТЕНИТНОГО ЗЕРНА ЦЕМЕНТУЕМОЙ ХРОМОМАНГАНЦЕВОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ ВНЕПЕЧНОЙ ОБРАБОТКИ

В. М. КОНСТАНТИНОВ, д-р техн. наук
Белорусский национальный технический университет
Н. А. ХОДОСОВСКАЯ, И. А. КОВАЛЁВА
ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК»

В работе представлены результаты исследований по анализу технологии производства цементуемых сталей со стабильной величиной аустенитного зерна с апробацией изменений в технологию внепечной обработки. После корректировки технологии внепечной обработки стали размер аустенитного зерна в исследуемых образцах соответствовал 3–5 баллу. Результаты металлографических исследований показывают, что корректировка технологии внепечной обработки стали марки 16MnCrS5 не позволила в полной мере добиться поставленной цели, то есть получить величину зерна аустенита в цементуемой стали не крупнее 5 балла. Выработана дальнейшая стратегия по совершенствованию технологии производства цементуемых марок стали, устойчивых к росту аустенитного зерна при высокотемпературном нагреве и длительной выдержке.

Ключевые слова: величина аустенитного зерна; внепечная обработка; высокотемпературный нагрев; длительная выдержка; микроструктура; модифицирование; зародыши.

THE INFLUENCE OF STEEL TREATMENT ON THE VALUE AUSTENITE GRAINS OF CEMENTED STEEL GRADES

V. M. KONSTANTINOV, Dr. of Engineering Sciences
Belarusian National Technical University
N. A. HODOSOVSKAYA, I. A. KOVALIOVA
OJSC "BSW – Management Company of Holding "BMC"

The paper presents research results on the development of the technology for the production of case-hardened steels with a stable austenite grain size with approbation of changes in the out-of-furnace processing technology. After adjusting the technology of out-of-furnace processing of steel, the maximum size of

austenite grains in the studied samples corresponded to 3–5 points. The results of metallographic studies show that the adjustment of the technology of out-of-furnace processing of steel grade 16MnCrS5 did not allow to fully achieve the goal, that is, to obtain an austenite grain size in case-hardened steel no larger than 5 points. The further strategy has been developed to improve the technology for the production of carburized steel grades that are resistant to the growth of austenite grains during high-temperature heating and long-term holding in the conditions.

Keywords: *austenite grain size; out-of-furnace processing; high temperature heating; long exposure; microstructure; modification; embryos.*

Одним из эффективных путей получения высоких показателей конструктивной прочности стальных изделий является обеспечение действительной мелкозернистой структуры. Для улучшаемых, инструментальных и ряда других конструкционных сталей дисперсное действительное зерно может быть получено традиционными методами термической и деформационно-термической обработок. Значительно сложнее ситуация для цементуемых сталей. Наличие длительной высокотемпературной выдержки в аустенитной области при цементации провоцирует рост аустенитного зерна. Ситуация усугубляется также возможным неравномерным ростом зерна. В ряде случаев значительная разнотернистость признается более опасной, чем равномерная крупнозернистость.

Известными приемами достижения дисперсного аустенитного зерна является обеспечение наследственной мелкозернистости стали регламентированным введением ряда легирующих элементов. Как правило, микролегирование стали осуществляют сильными карбидообразователями (Ti, V, Ta, Nb, Zr и др.). Также распространено раскисление алюминием [1]. Указанные элементы образуют карбиды, карбонитриды, оксиды и обеспечивают барьерный эффект торможения роста аустенитного зерна. Ряд горофильных элементов воздействуют на граничные области зерна.

Для ряда цементуемых низкоуглеродистых сталей (16MnCrS5, 20MnV6, 18ХГТ, 25ХГТ, Е470), производство которых освоено в условиях ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», необходимо обеспечить получение стабильного мелкого аустенитного зерна при высокотемпературном нагреве и длительной выдержке. Так, в соответствии с требованиями некоторых потреби-

лей размер аустенитного зерна после заданной термообработки (нагрев до температуры 925–980 °С и выдержка от 8 до 50 ч) не должен быть ниже 5 балла согласно шкалам стандартов ISO 643 [2] или ASTM E 112 [3]. При металлографических исследованиях было установлено, что максимальный размер аустенитного зерна в исследуемых образцах указанных марок стали не стабилен. Диапазон составляет от 0 до 5 балла (рисунок 1) [4]. Это неприемлемо, так как известно, что допустима разноструктурность не более двух номеров.

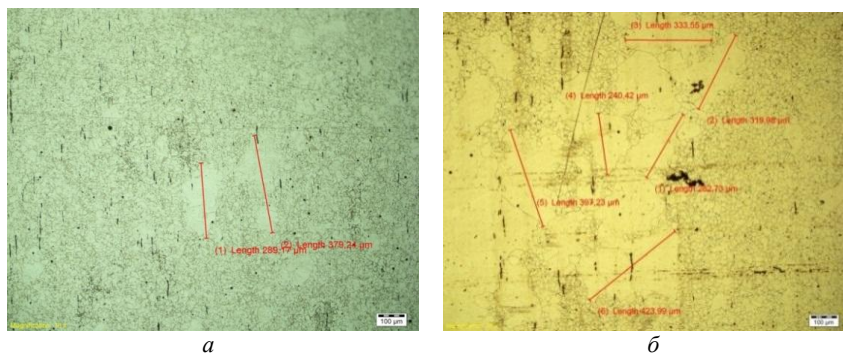


Рисунок 1 – Микроструктура образца стали 16MnCr5 после термообработки:
a – 2,0 балл (нагрев до 930 °С, выдержка – 8 ч);
б – 0 балл и процесс растворения зерен (нагрев до 930 °С, выдержка – 30 ч)

Для решения данной задачи было опробовано внесение коррективов по карбидообразующим элементам (ванадий, титан, ниобий, алюминий) в пределах значений, нормируемых спецификацией потребителя, при внепечной обработке стали [5]. Однако при дальнейшей отработке технологии производства цементуемых марок стали и оценке влияния дополнительной присадки ниобия однозначных стабильных результатов достигнуто не было. Для получения требуемых значений по величине аустенитного зерна минимально достаточное количество ниобия на практике оказалось выше допустимого уровня его содержания, указанного в спецификации потребителя.

Учитывая неоднозначные результаты ранее проведенных исследований, был выполнен анализ причин и путей, обеспечивающих получение стабильной величины аустенитного зерна цементуемой стали.

Технологические приемы при выпечной обработке стали, как правило, интенсифицируют следующие процессы [6]:

1. Взаимодействие металла с жидким шлаком или твердыми шлакообразующими материалами (интенсивное перемешивание специальной мешалкой, продувка газом, вдувание твердых шлакообразующих материалов непосредственно в массу металла, электромагнитное перемешивание и т. п.).

2. Газовыделение (обработка металла вакуумом или продувка инертным газом).

3. Взаимодействие с вводимыми в ванну материалами для раскисления и легирования (подбор комплексных раскислителей оптимального состава; введение реагентов в глубь металла в виде порошков, блоков, специальной проволоки; с использованием патронов, выстреливаемых в глубь металла; искусственное перемешивание для улучшения условия удаления продуктов раскисления и т. д.; организация тем или иным способом перемешивания ванны, интенсификация процессов массопереноса – обязательное условие эффективности процесса).

Наряду с металлургическими процессами выпечной обработки важное значение имеют структурные факторы обеспечения барьерного и горофильного эффектов. К ним следует отнести следующие:

1. Физико-механические и термодинамические характеристики синтезируемых тугоплавких фаз. Известно, что растворимость в аустените различных карбидов, карбонитридов, оксикарбидов существенно отличается. Так, по данным М. И. Гольдшейна в стали 10 при температуре 1100 °С растворено не более 0,025 % ниобия. Для титана эта величина составляет 0,05 %. По данным Э. Э. Блюма, наиболее медленно в аустените растворяются карбонитридные комплексы, например, AlN , $V(CN)$. Высокой термодинамической стабильностью в аустените обладают тугоплавкие соединения ниобия [7]. Следует отметить также позитивное влияние микролегирования ниобием на устойчивость границ аустенитного зерна.

2. Отдельным важным направлением является обеспечение рационального, равномерного распределения карбидных, карбонитридных, оксикарбидных частиц на границах первичных зерен. Наличие в структуре стали тугоплавких дисперсных частиц не является достаточным условием формирования дисперсного аусте-

нитного зерна. Неравномерное скопление тугоплавких частиц, их удаленность друг от друга могут привести к разнотекстурности и крупнотекстурности. В этом случае барьерный эффект тугоплавких частиц будет обеспечивать устойчивость крупнотекстурной структуры (рисунок 1, б). Поэтому условия первичной кристаллизации и охлаждения после внепечной обработки имеют существенное значение.

В настоящее время в ходе внепечной обработки стали производители добиваются очень низких содержаний фосфора и серы, значительного снижения загрязненности стали неметаллическими включениями и концентрации водорода в готовой продукции. На завершающей стадии внепечной обработки за счет проведения модифицирования и микролегирования удается существенно повысить физико-механические, эксплуатационные и технологические свойства стали.

При введении добавок непосредственно перед затвердеванием в расплав, минимально перегретый над температурой ликвидуса, дополнительно реализуется механизм инокулирования как за счет ввода готовых (частиц железа в составе модификаторов), так и получения искусственных (оксидов, нитридов, карбонитридов) подложек, действующих в качестве зародышей в кристаллизующемся расплаве. Это воздействие, как правило, не ограничивается влиянием на первичную структуру и свойства литой стали, но сказывается также и на качестве деформируемого и термически обработанного изделия. Трансформация модифицирующей добавки в микролегующую реализуется как за счет механизма воздействия на зеренную структуру, так и за счет формирования вторичных фаз различной природы и растворимости (и, соответственно, степени дисперсности). При этом вводимые реагенты работают в стали не только как модификаторы включений, но и как микролегующие элементы, способные взаимодействовать с вредными примесями. В полной мере положительное влияние активной добавки реализуется той ее частью («эффективной»), которая будет находиться в твердом растворе в так называемом «чистом», неокисленном состоянии, остающемся после неизбежных потерь при вводе в жидкий металл. Именно с помощью этой части можно осуществить более глубокое воздействие на микроструктуру стали, чистоту границ зерен,

реализовать возможность образования соединений с цветными примесями, водородом и т. п. [5].

В результате выполненного анализа были внесены некоторые изменения в технологию внепечной обработки при производстве стали марки 16MnCrS5. Они осуществлялись с целью получения термодинамически устойчивых оксидов, нитридов и карбонитридов, которые, как известно, оказывают существенное влияние на формирование вторичной структуры и конечные свойства проката и готовых стальных изделий. Наследственная величина зерна в значительной степени определяется процессами, протекающими при легировании и раскислении стали [6].

После разливки непрерывнолитые заготовки сечением 300×400 мм были прокатаны в круглый сортовой прокат диаметром 120 мм. Для исследования величины аустенитного зерна были отобраны пробы проката и подвергнуты нагреву до 930 °С с последующей выдержкой в печи около 50 ч и охлаждением в масле. В ходе металлографического исследования образцов, проведенного с использованием инвертированного металлографического микроскопа отраженного света Olympus GX-51 с цифровой системой изображений, было определено, что максимальный размер аустенитного зерна в исследуемых образцах соответствует 3–5 баллу (рисунок 2). Отмечено некоторое уменьшение разнотерности аустенитного зерна. Количество более крупных аустенитных зерен и их размер стали меньше. Гигантских отдельных аустенитных зерен в анализируемом случае нет. Есть основания полагать, что это обусловлено не только формированием тугоплавких карбонитридов, но и равномерностью их расположения в первичном зерне.

Выводы. Проанализировано влияние внепечной обработки на изменение размера аустенитного зерна цементуемой стали 16MnCrS5. Установлено, что наличие тугоплавких ниобийсодержащих фаз в аустенитной структуре стали является необходимым, но недостаточным условием получения равномерной мелкозернистой структуры аустенита не более 5 балла. Весьма существенным условием является обеспечение рационального, равномерного распределения тугоплавких частиц на границах первичных зерен при кристаллизации слитка. Предложены некоторые пути совершенствования технологии производства цементуемых марок стали, устойчивых к росту аустенитного зерна при высокотемпературном

нагреве и длительной выдержке. Получено некоторое уменьшение разносторонности аустенита в цементуемой хромомарганцевой стали (3–5 балл).

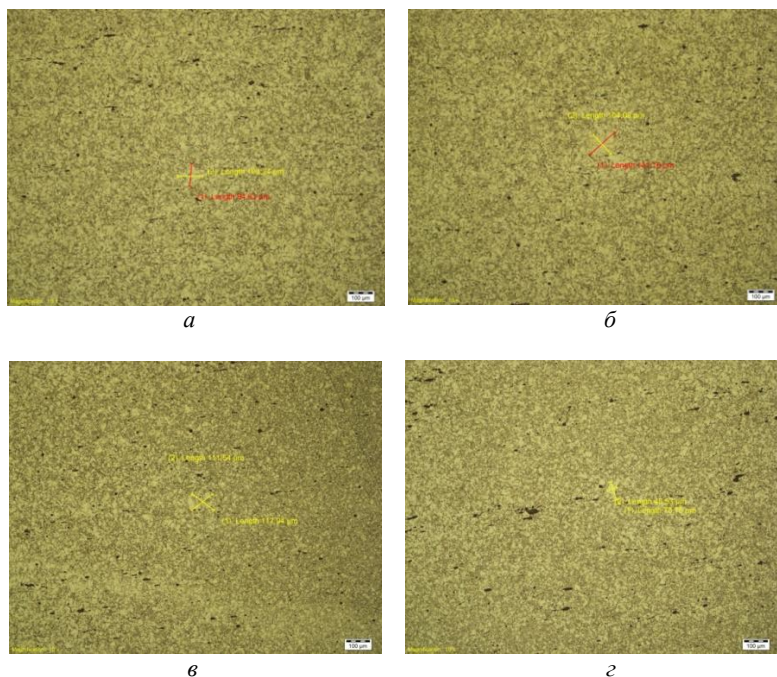


Рисунок 2 – Микроструктура образца стали 16MnCrS5 после термообработки (нагрев до 930 °С, выдержка – 50 ч):
а – 4,0 балл; б – 3,0 балл; в – 3,5 балла; г – 5,5 балла

Список литературы

1. **Зинченко, В. М.** Инженерия поверхности зубчатых колес методами химико-термической обработки / В. М. Зинченко – М.: МГТУ им. Баумана, 2001. – 303 с.
2. **Сталь.** Микрографическое определение видимого размера зерна: ISO 643, четвертое издание. – 2019-12. – 26 с.
3. **Стандартные методы для определения средней величины зерна:** ASTM E 112-13, 2013. – 69 с.

4. **Ходосовская, Н. А.** Комплексное исследование морфологии аустенита цементуемых сталей после высокотемпературной выдержки / Н. А. Ходосовская, И. А. Ковалева // *Сталь*. – 2022. – № 2. – С. 23–26.

5. **Ходосовская, Н. А.** Исследование воздействия ниобия на размер зерна аустенита цементуемых сталей при высокотемпературной термической обработке / Н. А. Ходосовская, И. А. Ковалева // *Литейное производство и металлургия 2022: сборник трудов международного науч.-техн. конф.* – Минск, 2022. – С. 79–83.

6. **Голубцов, В. А.** Теория и практика добавок в сталь вне печи / В. А. Голубцов. – М.: Инфра-М, 2022. – 444 с.

7. **Чичин, А. И.** Высокотемпературная вакуумная цементация зубчатых колес трансмиссий энергонасыщенных машин: автореф. дис. ... канд. техн. наук: 05.16.01 / А. И. Чичин; Белорусский национальный технический университет. – Минск, 2023. – 22 с.

References

1. **Zinchenko, V. M.** *Inzheneriya poverhnosti zubchatyh koles metodami himiko-termicheskoy obrabotki* [Engineering of gear surfaces using chemical-thermal treatment methods] / V. M. Zinchenko. – Moscow: Moscow State Technical University named after Bauman Publ., 2001. – 303 p.

2. **Stal'.** *Mikrograficheskoe opredelenie vidimogo razmera zerna* [Steel. Micrographic determination of apparent grain size]: ISO 643, fourth edition. – 2019-12. – 26 p.

3. **Standartnye metody dlya opredeleniya srednej velichiny zerna** [Standard Methods for Determining Average Grain Size]: ASTM E 112-13, 2013. – 69 p.

4. **Hodosovskaya, N. A.** *Kompleksnoe issledovanie morfologii austenita cementuemykh stalej posle vysokotemperaturnoy vyderzhki* [Comprehensive study of the morphology of austenite in case-hardened steels after high-temperature holding] / Hodosovskaya N. A., Kovaleva I. A. // *Stal' = Steel*. – 2022. – No. 2. – P. 23–26.

5. **Hodosovskaya, N. A.** *Issledovanie vozdejstviya niobiya na razmer zerna austenita cementuemykh stalej pri vysokotemperaturnoj termicheskoy obrabotke* [Study of the effect of niobium on the grain size of austenite in case-hardened steels during high-temperature heat treatment] /

N. A. Hodosovskaya, I. A. Kovaleva // sbornik trudov mezhdunar. nauch.-tekhn. konf. "Litejnoe proizvodstvo i metallurgiya 2022" [Foundry and metallurgy 2022]. – Minsk, 2022. – P. 79–83.

6. Golubcov, V. A. *Teoriya i praktika dobavok v stal' vne pechi* [Theory and practice of additives to steel outside the furnace] / V. A. Golubcov. – Moscow: Infra-M Publ., 2022. – 444 p.

7. CHichin, A. I. *Vysokotemperaturnaya vakuumnaya cementaciya zubchatyh koles transmissij energonasyshchennyh mashin* [High-temperature vacuum carburization of transmission gears of energy-saturated machines]: avtoref. dis. ... kand. tekhn. Nauk: 05.16.01 / A. I. CHichin; Belarusian National Technical University. – Minsk, 2023. – 22 p.

Поступила 16.11.2023

Received 16.11.2023