



УДК 669.

DOI: 10.21122/1683-6065-2019-1-49-56

Поступила 21.01.2019

Received 21.01.2019

РАЗРАБОТКА МЕРОПРИЯТИЙ ПО ОПТИМИЗАЦИИ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА В ЦЕМЕНТУЕМОЙ МАРКЕ СТАЛИ 16MnCrS5 ДЛЯ УСТРАНЕНИЯ ПРИЧИН ВОЗНИКНОВЕНИЯ РОСТА КРУПНЫХ АУСТЕНИТНЫХ ЗЕРЕН

И. А. КОВАЛЕВА, И. А. ОВЧИННИКОВА, С. В. СТЕФАНОВИЧ, ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», г. Жлобин, Гомельская обл., Беларусь, Промышленная, 37. E-mail: nl.icm@bmz.gomel.by

Проблема трения, износа деталей машин и режущих инструментов, необходимость повышения ресурса работы машин делает задачу создания новых высокопроизводительных, энергосберегающих технологий упрочнения одной из основных в машиностроении. В машиностроении важна проблема повышения физико-механических и эксплуатационных свойств в тонких поверхностных слоях (~10 мкм) таких деталей, как валы, зубчатые колеса, мерительный инструмент, сверла, цилиндры двигателей внутреннего сгорания и т. д. В настоящее время указанные задачи во многих случаях решаются путем нанесения упрочняющих покрытий. Цементация экономична. Применяемая в настоящее время металлургическими заводами технология выплавки цементуемых сталей не обеспечивает стабильного получения в изделиях мелкозернистой структуры. В то же время мощности машин и агрегатов растут и для получения деталей, которые смогут выдерживать более высокие нагрузки при сохранении своих габаритных размеров, необходимы новые марки стали. Сложность конфигурации шестерен, имеющих тонкий зуб и массивную втулку, и необходимость минимального коробления, делают термообработку их такой же трудной и ответственной, как и сложного инструмента, например фасонных фрез. Поэтому для изготовления шестерен необходимо назначать сталь только с мелким наследственным размером зерна. В настоящей статье речь пойдет о разработке и освоении производства цементуемой стали в условиях ОАО «Белорусский металлургический завод – управляющая компания холдинга «Белорусская металлургическая компания, в частности о марке стали 16MnCrS5 по заказу европейского производителя редукторов и электродвигателей. Для определения размера зерна металл необходимо подвергнуть специальным видам обработки для проявления определенных характеристик. Рассмотренные результаты позволяют сделать выводы о необходимости корректировки химического состава стали марки 16MnCrS5 введением системы модифицирующих элементов, которая позволит уменьшить склонность стали к перегреву, следовательно, уменьшит размер аустенитного зерна. На основе выявленных закономерностей по влиянию карбидообразующих элементов определена дальнейшая система модифицирования стали, включающая в себя комплекс элементов V, Nb, Ti.

Ключевые слова. Цементация, зубчатые передачи, стали для цементации, аустенитное зерно, перегрев, цементованный слой, карбидообразующие элементы, карбиды, нитриды, самодиффузия, «мнимая» цементация, границы зерен, дисперсные частицы.

Для цитирования. Ковалева, И. А. Разработка мероприятий по оптимизации химического состава в цементуемой марке стали 16MnCrS5 для устранения причин возникновения роста крупных аустенитных зерен / И. А. Ковалева, И. А. Овчинникова, С. В. Стефанович // Литье и металлургия. 2019. № 1. С. 49–56. DOI: 10.21122/1683-6065-2019-1-49-56.

DEVELOPMENT OF ACTIONS ON OPTIMIZATION OF CHEMICAL COMPOSITION OF CARBURIZED STEEL GRADE 16MnCrS5 TO ELIMINATE THE CAUSES OF THE GROWTH OF LARGE AUSTENITE GRAINS

I. A. KOVALEVA, I. A. OVCHINNIKOVA, S. V. STEFANOVITCH, OJSC «BSW – Management Company of Holding «BMC», Zhlobin city, Gomel region, Belarus, 37, Promyshlennyya str. E-mail: nl.icm@bmz.gomel.by

The problem of friction, wear of machine parts and cutting tools, the need to increase the life of machines makes the task of creating new high-performance, energy-saving technologies of hardening one of the main in engineering. In mechanical engineering, the problem of improving the physical, mechanical and operational properties in thin surface layers (~10 microns) of such parts as shafts, gears, measuring tools, drills, cylinders of internal combustion engines, etc. is important. Currently, these tasks are often

solved by applying reinforcing coatings. Cementation is economical. The technology of cemented steels smelting, which is currently used by metallurgical plants, does not ensure stable production of fine-grained structure in products. At the same time, the capacity of machines and units are growing, and to obtain parts that can withstand higher loads while maintaining their overall dimensions, new steel grades are needed. The complexity of the configuration of gears with a thin tooth and a massive sleeve, and the need for minimal warping make heat treatment as difficult and responsible as a complex tool, such as shaped cutters. Therefore, for the manufacture of gears you want to assign steel with small hereditary grain size. In this article we will focus on the development and production of cemented steel in the conditions of OJSC «BSW – Management Company of Holding «BMC», in particular, the steel brand 16MnCrS5 commissioned by the European manufacturer of gearboxes and motors. To determine the grain size of the metal must be subjected to special types of processing for the manifestation of certain characteristics. These results allow us to draw conclusions about the need to adjust the chemical composition of steel grade 16MnCrS5 by introducing a system of modifying elements, which will reduce the tendency of steel to overheating, therefore, reduce the size of austenitic grains. On the basis of the revealed regularities on the influence of carbide-forming elements, a further system of steel modification is determined, which includes a complex of elements V, Nb, Ti.

Keywords. Cementation, gears, steel for cementation, austenitic grain, overheating, cemented layer, carbide-forming elements, carbides, nitrides, self-diffusion, «imaginary» cementation, grain boundaries, dispersed particles.

For citation. Kovaleva I. A., Ovchinnikova I. A., Stefanovitch S. V. Development of actions on optimization of chemical composition of carburized steel grade 16MnCrS5 to eliminate the causes of the growth of large austenite grains. Foundry production and metallurgy, 2019, no.1, pp. 49–56. DOI: 10.21122/1683-6065-2019-1-49-56.

Проблема трения, износа деталей машин и режущих инструментов, необходимость повышения ресурса работы машин делает задачу создания новых высокопроизводительных, энергосберегающих технологий упрочнения одной из основных в машиностроении.

Традиционная объемная закалка не удовлетворяет возрастающим требованиям ресурса работы стальных деталей. Поэтому все большее применение получает поверхностное упрочнение сталей [1].

В машиностроении важна проблема повышения физико-механических и эксплуатационных свойств в тонких поверхностных слоях (~10 мкм) таких деталей, как валы, зубчатые колеса, мерительный инструмент, сверла, цилиндры двигателей внутреннего сгорания и т. д.

Зубчатые колеса являются составной частью силовых передач, применяемых в машиностроении. В процессе эксплуатации эти детали подвергаются сложному силовому воздействию, вызывающему упругое и пластическое деформирование, наклеп, мало- и многоцикловую усталость, изменение химического состава в поверхностном слое. Долговечность стали, из которой изготавливают зубчатые передачи, характеризуется группой критериев, где основными являются механические свойства, а также структура и свойства диффузионных слоев, формирующихся при цементации.

В настоящее время указанные задачи во многих случаях решаются путем нанесения упрочняющих покрытий. Однако необходимость расходов на порошки и реактивы в этом случае, а также серьезная проблема обеспечения необходимой адгезии в системе «покрытие–деталь» стимулировали развитие другого подхода к решению задачи упрочнения сталей – их обработку с применением источников концентрированной энергии (электронная, лазерная, плазменная обработка, высокоэнергетическая индукционная закалка) [2]. Названные методы высокопроизводительны и позволяют получить высокую твердость и износостойкость поверхностного слоя при сохранении исходной структуры внутри материала.

Тем не менее, для низкоуглеродистых сталей эти методы малоприменимы. Высокие показатели качества поверхностного слоя в этих случаях дает комбинированная химико-термическая обработка–высокотемпературное диффузионное насыщение поверхностей углеродом (цементация) при одновременной скоростной закалке. Цементацию применяют для повышения твердости, теплостойкости, износостойкости деталей [3].

Наиболее известны твердая и газовая цементации [4]. Ниже A_{C1} цементацию не ведут, так как α -железо практически не растворяет углерод и на поверхности детали образуется лишь тонкий слой цементита. Нижний порог температуры нагрева составляет 900–950 °С. Температура процесса определяет глубину слоя. Чем выше температура, тем в соответствии с диаграммой состояния Fe-C больше содержание углерода в слое, но не выше 2% [1].

Обычно цементацию ведут так, чтобы содержание углерода в наружном слое не превышало 1,1–1,3%, более высокое содержание углерода ведет к образованию в слое вторичного цементита и повышению хрупкости слоя.

Цементация экономична. Применяемая в настоящее время металлургическими заводами технология выплавки цементуемых сталей не обеспечивает стабильного получения в изделиях мелкозернистой структуры. В то же время мощности машин и агрегатов растут и для получения деталей, которые смогут

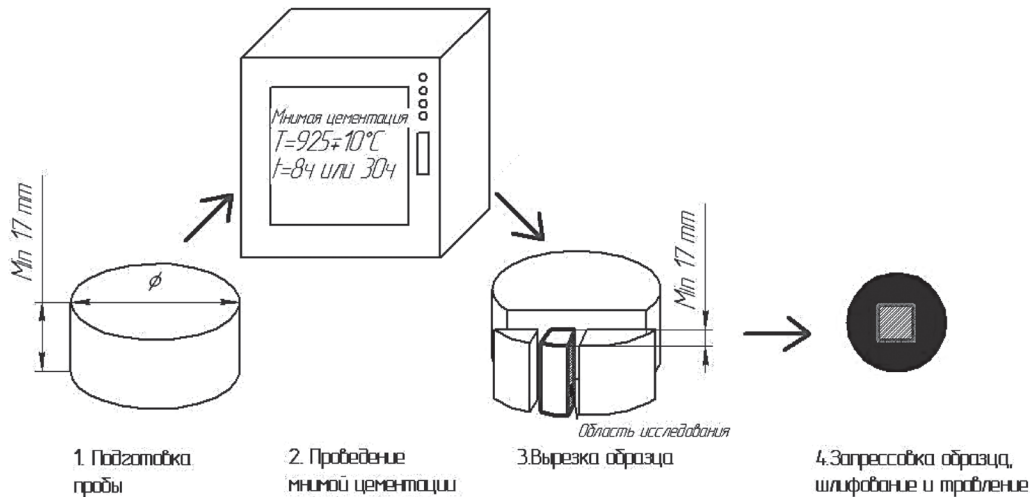


Рис. 1. Методика подготовки образцов

выдерживать более высокие нагрузки при сохранении своих габаритных размеров, необходимы новые марки стали.

Существует значительный интерес к разработке и использованию нового поколения цементуемых сталей для автомобильной промышленности с целью повышения температуры цементации. Обычную газовую цементацию проводят при температурах от 870 до 930 °С от нескольких часов до суток в зависимости от желаемых свойств изделий. Уже давно известно, что повышение температуры цементации значительно сокращает время цикла цементации. Одним из важных препятствий, ограничивающих использование высоких температур науглероживания, является чрезмерное укрупнение зерна аустенита, которое происходит во время процесса цементации.

Наиболее широкое распространение для цементации получили низкоуглеродистые стали. Применяют стали с низким содержанием углерода с тем, чтобы после цементации, закалки и низкого отпуска получить твердый поверхностный слой и вязкую сердцевину.

В зависимости от степени упрочняемости сердцевины различают три группы цементуемых сталей: с не упрочняемой, со слабо упрочняемой и с сильно упрочняемой сердцевиной.

К первой группе относятся углеродистые стали марок 10, 15, 20. Их применяют для малоответственных деталей с не упрочняемой сердцевиной и деталей небольших размеров. Под цементованным слоем при закалке аустенит превращается в феррито-перлитную смесь.

Вторую группу составляют низколегированные хромистые стали марок 15Х, 20Х, имеющие слабо упрочняемую сердцевину. Дополнительное легирование малыми добавками ванадия (сталь 15ХФ) позволяет получить более мелкое зерно, что улучшает пластичность и вязкость стали.

Стали третьей группы используют для изготовления деталей, испытывающих значительные ударные нагрузки, имеющих большее сечение или сложную конфигурацию или подвергающихся действию больших знакопеременных напряжений. В состав этих сталей вводят никель: 20ХН, 12ХНЗА, 12Х2Н4А. Ввиду его дефицитности никель иногда заменяют марганцем, вводя, кроме того, небольшое количество титана или ванадия для измельчения зерна (18ХГТ).

Легирование хромоникелевых сталей вольфрамом или молибденом (например, сталь марки 18Х2Н4ВА или 18Х2Н4МА) дополнительно стабилизирует переохлажденный аустенит, а, следовательно, еще больше увеличивает прокаливаемость стали. В результате закалки в масле сердцевина деталей приобретает структуру мартенсита. Такие стали применяют для крупных тяжело нагруженных деталей типа зубчатых колес, осей и др. Эти детали устойчивы к динамическим нагрузкам [5].

Цементованный слой мелкозернистой стали обладает хорошими качествами. В нем лучше распределяется цементит, чем в крупнозернистой стали; мелкозернистая сталь менее склонна к образованию шлифовочных трещин. Важно иметь мелкое зерно и для обеспечения высокого качества сердцевины. Непосредственным, первичным следствием перегрева металла при цементации является рост зерна. Процесс этот идет самопроизвольно, так как он ведет к уменьшению свободной поверхностной энергии системы [6].

Сталь, сохраняющая мелкое зерно в процессе длительной выдержки при температуре цементации, позволяет производить закалку непосредственно после науглероживания с температуры, при которой производилась химико-термическая обработка: снижая стоимость изготовления и уменьшая коробление

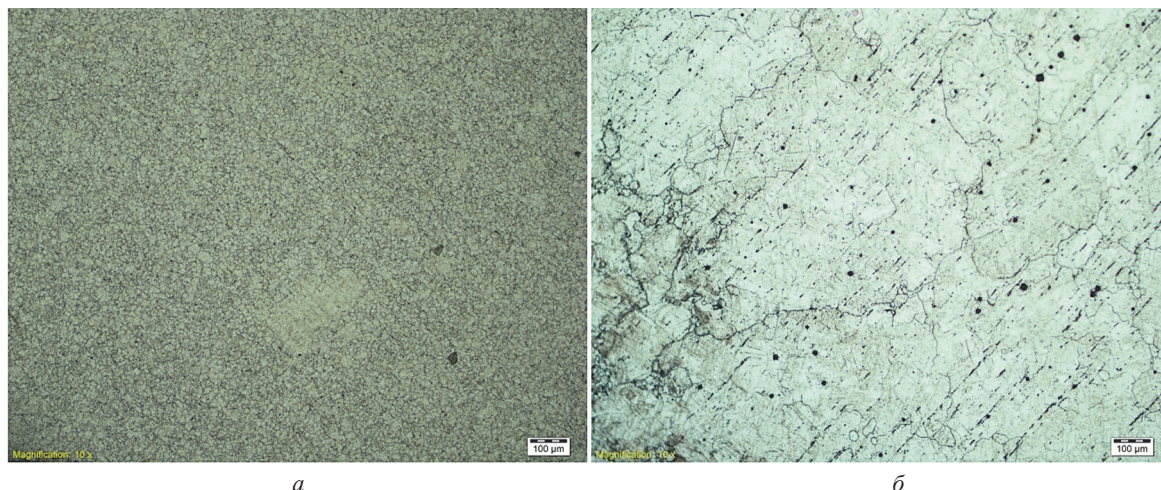


Рис. 2. Микроструктура образца стали марки 16MnCrS5 после мнимой цементации: *a* – температура 930 °С, время 8 ч; *б* – температура 925° С, время 30 ч

деталей. Для сохранения мелкозернистости стали при длительном нагреве, кроме тщательного раскисления, нужно подобрать соответствующие модифицирующие элементы.

В современном машиностроении существует потребность в материалах, обладающих высоким уровнем механических свойств, которые определяются химическим составом и структурой. Базовым параметром структуры является размер аустенитного зерна.

В настоящей статье речь пойдет о разработке и освоении производства цементуемой стали в условиях ОАО «Белорусский металлургический завод–управляющая компания холдинга «Белорусская металлургическая компания», в частности о марке стали 16MnCrS5 по заказу европейского производителя редукторов и электродвигателей.

Для определения размера зерна металл необходимо подвергнуть специальным видам обработки для проявления определенных характеристик. Оценку аустенитного зерна, согласно заказу, проводили методом мнимой цементации по стандартам ISO 643 (Сталь. Микрографическое определение видимого размера зерна, 2012) или ASTM E 112 (Стандартные методы определения среднего размера зерна, 2013). Вырезка образцов по предложенной методике фирмы показана на рис. 1.

Следует отметить, что в образце, подвергнутом мнимой цементации, можно исследовать все зерна, находящиеся в плоскости сечения (Стандарт ASTM E 112).

При исследовании образцов стали марки 16MnCrS5 по методу мнимой цементации после выдержки при температуре 925±10 °С времени 8 и 30 ч были выявлены крупные зерна аустенита, что не соответствует требованиям, предъявленным фирмой (не более 5-го балла согласно шкалам стандартов ISO 643 или ASTM E 112).

Перед специалистами Исследовательского центра – отраслевой лаборатории технологий металлургического и сталепроволочного производства была поставлена задача – определить причины роста зерна и разработать мероприятия для устранения данного несоответствия.

Первый этап исследований – установление размера аустенитных зерен в стали 16MnCrS5 (табл. 1), промышленно-производимой на ОАО «БМЗ – УКХ «БМК», к которой ранее не предъявлялись требования к перегреву, а именно склонность аустенитного зерна к росту.

Таблица 1. Химический состав стали, мас. %

Марка стали	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Al	Mo	Ti	V	Nb	B	N ₂
16MnCrS5	0,180	0,210	1,040	0,009	0,034	1,040	0,110	0,032	0,013	0,0016	0,0430	0,0015	0,0003	0,0088
16MnCrS5 Требования	0,17– 0,22	0,10– 0,30	1,00– 1,30	<0,035	0,03– 0,04	0,90– 1,10	<0,3	0,02– 0,05	<0,08					<0,015

Размер зерна, выявленный по методике, составил 2-й балл после 8 ч. После термической обработки в течение 30 ч границы аустенитных зерен мигрировали и произошло объединение мелких зерен в крупные (рис. 2).

Рост зерна в стали является результатом собирательной рекристаллизации, стимулируемой стремлением системы к уменьшению свободной поверхностной энергии. Это стремление создает только возможность

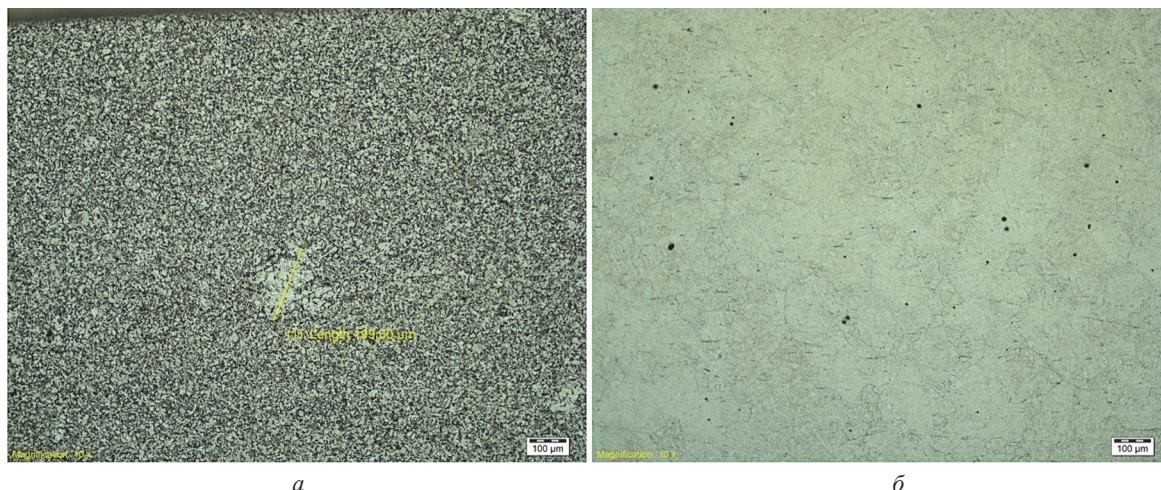


Рис. 3. Микроструктура образца стали марки 20MnV6 после мнимой цементации: *а* – температура 930 °С, время 8 ч; *б* – температура 925 °С, время 30 ч

роста зерен. Для реализации возможности роста необходимы определенные условия. Увеличение зерна осуществляется путем диффузионного перемещения границ зерен. Важнейшим условием является скорость самодиффузии железа. Влияние легирующих элементов на рост зерна заключается в изменении направления диффузии либо ускоряющего фактора, либо скорости самодиффузии железа, либо всех факторов одновременно. Введение в сталь модификаторов создает условия для образования высокодисперсных фаз, обычно располагающихся по границам зерен, играя роль барьеров, препятствующих диффузии.

В хорошо выплавленную, раскисленную и подготовленную сталь добавляют незначительное количество (сотые и десятые доли процента) алюминия, ванадия, кремния, титана и ниобия. Вследствие этого образуются устойчивые оксиды, карбиды и нитриды, которые служат центрами кристаллизации. Располагаясь преимущественно по границам зерен стали, эти частицы эффективно препятствуют их росту [7].

Действие этих элементов связано с положением их в таблице Менделеева и с устойчивостью их соединений, которая зависит от теплоты, выделяющейся при их образовании. Металлы по их сродству к углероду и азоту, прочности и стойкости карбидов и нитридов, и их устойчивость к распаду, располагаются в убывающем ряду: Hf, Zr, Ti, Ta, Nb, W, V, Mo, Cr, Mn, Fe [8].

Вторым этапом явилось определение влияния легирующих элементов или их комплекса на устойчивость к росту аустенитного зерна. Для исследования были выбраны стали, легированные такими элементами, как ванадий, титан, ниобий. Химический состав приведен в табл. 2.

Таблица 2. Химический состав исследуемых сталей, мас. %

Марка стали	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Al	Mo	Ti	V	Nb	B	N ₂
20MnV6	0,180	0,250	1,330	0,014	0,026	0,110	0,180	0,025	0,020	0,0005	0,1120	0,0027	0,0000	
18ХГТ	0,200	0,260	0,890	0,013	0,013	1,060	0,130	0,021	0,017	0,0327	0,0050	0,0020	0,0000	0,0103
25ХГТ	0,240	0,210	0,930	0,012	0,018	1,040	0,140	0,018	0,020	0,0380	0,0041	0,0021	0,0003	0,0093
E470	0,191	0,240	1,537	0,017	0,018	0,090	0,112	0,022	0,022	0,0020	0,1110	0,0320	0,0007	0,0070

Металлографический анализ проводили на травленых микрошлифах с использованием светового микроскопа Olympus GX 51 при увеличении 1000. Размер зерна определяли с помощью программы Olympus Stream Motion. На полученных изображениях поверхности исследуемого материала измеряли максимальный размер аустенитного зерна.

В стали 20MnV6 легирующими элементами являются марганец и ванадий. Максимальный размер зерна аустенита составил 3-й балл после 8 ч выдержки и 1–2-й балл после 30 ч выдержки, так же как и в стали 16MnCrS5 произошла миграция зерен (рис. 3). Содержание ванадия в исследуемой плавке (рис. 3) 0,11% является недостаточным для получения зерен не более 5-го балла.

Следует отметить, что исследование Л. Эрасмуса (рис. 4) по влиянию ванадия на рост зерна подтверждает данный факт [9].

Марки стали 18ХГТ, 25ХГТ используют для цементации, их легирующие элементы – хром, марганец и титан. Величина зерна при исследовании данных плавки составила 2–4-й балл (рис. 5). Отрицательный результат для данных марок сталей, а именно рост отдельных крупных зерен связан с:

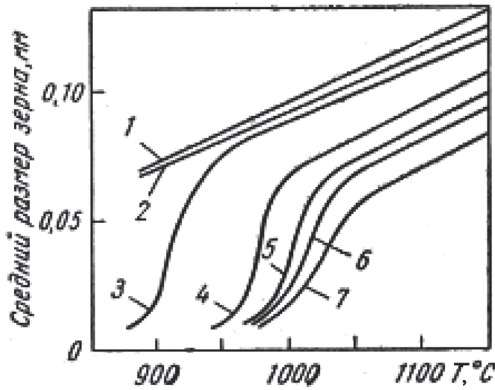


Рис. 4. Влияние содержания ванадия на размер зерна стали с 0,2% углерода: 1 – 0,012%; 2 – 0,032; 3 – 0,056; 4 – 0,102; 5 – 0,142; 6 – 0,205; 7 – 0,260%

- недостатком карбидообразующих веществ, препятствующих росту, и их неравномерном распределении при выплавке и разливке;

- химические элементы Mn, Cr, Mo находились в твердом растворе (аустените), а не в карбидной фазе; находясь в твердом растворе, они уменьшили термодинамическую активность углерода и азота, что способствовало растворимости карбидов и нитридов тугоплавких элементов (Ti, V, Nb) [7].

Марка стали E470 – микролегирована ниобием. Исследования образцов показали удовлетворительный результат согласно требованиям потребителя по размеру аустенитного зерна. После термообработки в течение 8 ч зерно – 7-го балла, а после 30 ч – 5-го балла (рис. 6). В данной плавке наблюдается сдерживание роста зерен за счет влияния ниобия и образования труднорастворимых карбидов и нитридов, расположенных по границам аустенитных зерен. Следует отметить, что незначительный рост отдельных зерен в данной марке стали обусловлен наличием повышенного содержания Mn.

Причинами укрупнения зерна явилось растворение карбидов и нитридов остальных карбидообразующих элементов.

Практикой установлено, что вводимые в сталь элементы оказывают различное качественное и количественное влияние на рост зерна при нагреве. Алюминий, титан, ванадий и ниобий при определенных

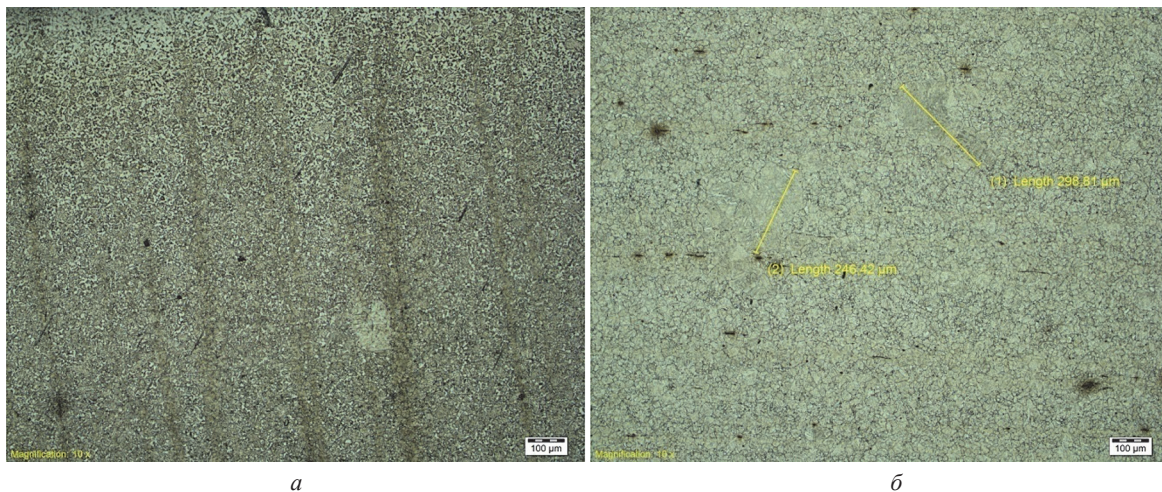


Рис. 5. Микроструктура образца стали марки 18ХГТ после мнимой цементации: а – температура 930 °С, время 8 ч; б – температура 925 °С, время 30 ч

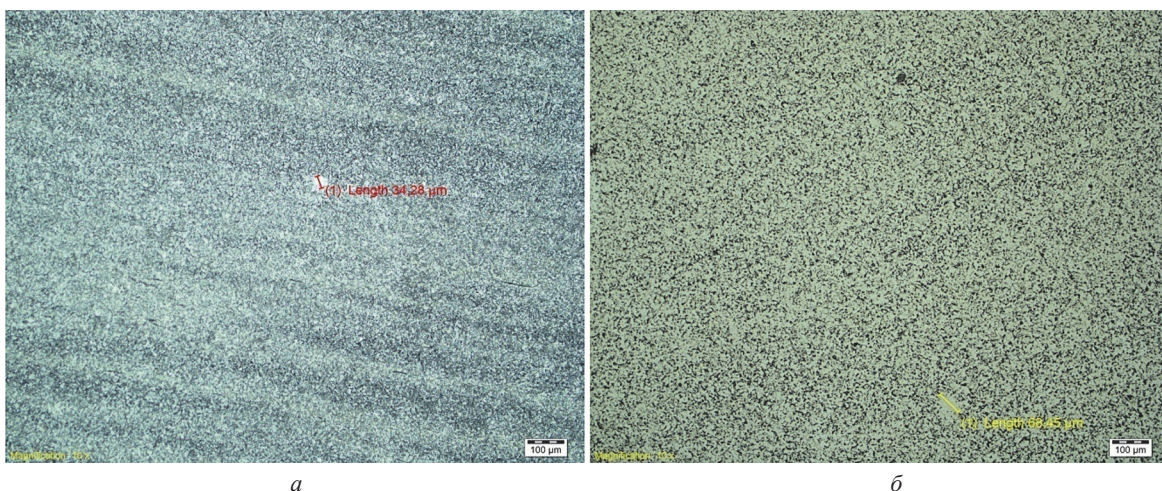


Рис. 6. Микроструктура образца стали марки E470 после мнимой цементации: а – температура 930 °С, время 8 ч; б – температура 925 °С, время 30 ч

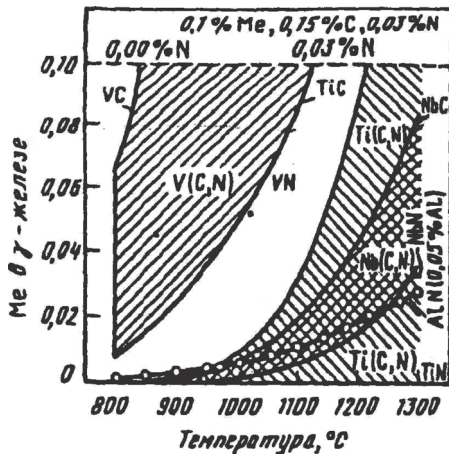


Рис. 7. Растворимость карбонитридов в аустените при разных температурах

условиях ощутимо повышают температуру начала роста зерна уже в малых количествах, порядка 0,03–0,05–0,1%. Степень влияния карбидообразующих элементов обычно усиливается с повышением стойкости образуемых ими карбидов. Некоторые элементы ускоряют рост зерна в стали. К таким элементам относятся углерод, азот, молибден, марганец, а также алюминий и кремний при высоком их содержании в стали [8].

На основании ряда исследований и практического опыта можно считать, что фазами, тормозящими рост зерна в стали, являются главным образом дисперсные нитриды и частично карбиды. Растворение дисперсных фаз приводит к обычному или даже более сильному для данной стали укрупнению зерна.

Растворимость карбидов и карбонитридов в аустените выше, чем нитридов. На рис. 7 представлены данные по растворимости карбонитридов ванадия, ниобия, титана и нитрида алюминия в аустените. Для всех элементов (особенно титана) растворимость карбидов значительно больше, чем нитридов. Нитриды титана практически не растворяются в аустените при всех температурах. Трудно растворимы в аустените нитриды ниобия и алюминия. При реальных температурах нагрева под закалку растворяются карбонитриды ванадия. Следует также отметить, что карбиды и нитриды хрома еще легче переходят в состав аустенита при более низких температурах, чем карбиды и нитриды ванадия [9].

В последние годы все большее значение приобретают низколегированные и малоуглеродистые стали, модифицированные малыми присадками сильных карбидообразующих элементов (ниобий, ванадий и др.) или с нитридной (карбонитридной) фазой. Распространению таких сталей способствуют такие преимущества, как небольшой удельный расход легирующих элементов, существенное повышение прочностных показателей при небольшом снижении или при неизменяющихся значениях пластичности, вязкости и сопротивления хрупкому разрушению (в отдельных случаях с повышением хладостойкости) и улучшение свариваемости. Большинство модифицирующих элементов влияет на свойства стали через измельчение зерна и дисперсионное твердение, в меньшей мере – через упрочнение твердого раствора. Важным является и то, что модифицирование способствует сохранению и получению у низколегированных сталей феррито-перлитной структуры (благодаря измельчению зерна и связыванию части углерода в труднорастворимый карбид). Образование промежуточных структур в сталях повышенной легированности возможно в случае нагрева до высоких температур и перевода большей части второй фазы в твердый раствор.

Рассмотренные в данной работе результаты позволяют сделать выводы о необходимости корректировки химического состава стали марки 16MnCrS5 введением системы модифицирующих элементов, которая позволит уменьшить склонность стали к перегреву, следовательно, уменьшит размер аустенитного зерна. На основе выявленных закономерностей по влиянию карбидообразующих элементов определена дальнейшая система модифицирования стали, включающая в себя комплекс элементов V, Nb, Ti в количестве соответственно 0,12, 0,05 и 0,09%.

ЛИТЕРАТУРА

1. Поляк М. С. Технология упрочнения М.: Машиностроение, 1995. 612 с.
2. Солоненко О. П., Алхимов А. П., Марусин В. В. и др. Высокоэнергетические процессы обработки материалов. Новосибирск: Наука, 2000. 425 с.
3. Полевой С. Н., Евдокимов В. Д. Упрочнение машиностроительных материалов. М.: Машиностроение, 1994. 340 с.
4. Гуляев А. П. Металловедение. М.: Металлургия, 1986. 542 с.
5. Воробьева Г. А., Складнова Е. Е., Ерофеев В. К., Устинова А. А. Конструктивные стали и сплавы: учеб. пособ. СПб.: Политехника, 2013. 199 с.
6. Корецкий Я. Цементация стали. Л.: Гос. Союз. изд-во судостроительной пром-сти, 1962. 231 с.
7. Меськин В. С. Основы легирования стали. М.: Металлургия, 1964. 684 с.
8. Гольдштейн М. И., Грачев С. В., Векслер Ю. Г. Специальные стали. М.: Металлургия, 1999. 408 с.
9. Голиков Н. И. Ванадий в стали. М.: Металлургия, 1968. 291 с.

REFERENCES

1. Poljak M. S. Tehnologija uprochnenija [Hardening technology]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1995. 612 p.

2. Solonenko O. P., Alhimov A. P., Marusin V. V. *Vysokojenergeticheskie processy obrabotki materialov* [High energy materials processing]. Novosibirsk, Nauka Publ., 2000. 425 p.
3. Polevoj S. N., Evdokimov V. D. *Uprochnenie mashinostroitel'nyh materialov* [Hardening engineering materials]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1994. 340 p.
4. Guljaev A. P. *Metallovedenie* [Metal science]. Moscow, Metallurgija Publ., 1986. 542 p.
5. Vorob'eva G. A., Skladnova E. E., Erofeev V. K., Ustinova A. A. *Konstrukcionnye stali i splavy* [Structural steels and alloys]. St. Petersburg, Politehnika Publ., 2013. 199 p.
6. Koreckij Ja. *Cementacija stali* [Steel grouting]. Leningrad, Gosudarstvennoe sojuznoe izdatel'stvo sudostroitel'noj promyshlennosti Publ., 1962. 231 p.
7. Mes'kin B. C. *Osnovy legirovanija stali* [Basics of steel alloying]. Moscow, Metallurgija Publ., 1964. 684 p.
8. Gol'dshtejn M. I., Grachev S. V., Veksler Ju. G. *Special'nye stali* [Special steels]. Moscow, Metallurgija Publ., 1999. 408 p.
9. Golikov N. I. *Vanadij v stali* [Vanadium in steel]. Moscow, Metallurgija Publ., 1968. 291p.