



УДК 621.833:621.785.4.52

Поступила 05.02.2017

ФАКТОРЫ, ВЛИЯЮЩИЕ НА КАЧЕСТВО СТРУКТУРЫ ДЕТАЛЕЙ, ОБРАБАТЫВАЕМЫХ НА ВАКУУМНОЙ ЛИНИИ «MODULTHERM 7/1»

THE FACTORS INFLUENCING QUALITY OF STRUCTURE OF WORKPIECES PROCESSED ON THE VACUUM LINE «MODULTHERM 7/1»

С. П. РУДЕНКО, А. Л. ВАЛЬКО, А. Н. ЧИЧИН, Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси, г. Минск, Беларусь, ул. Академическая, 12. E-mail: Sprud.47@mail.ru

S. P. RUDENKO, A. L. VALKO, A. N. CHICHIN, Joint Institute of Mechanical Engineering of the National Academy of Sciences of Belarus, Minsk, Belarus, 12, Akademicheskaya str. E-mail: Sprud.47@mail.ru

Приведены результаты металлографических исследований структурных составляющих цементованных слоев и сердцевины зубчатых колес после химико-термической обработки на вакуумной линии «ModulTherm 7/1» фирмы «ALD Vacuum Technologies GmbH». Установлено, что причиной образования продуктов немартенситного превращения аустенита в цементованных слоях и сердцевине обрабатываемых деталей является недостаточная охлаждающая способность закалочного модуля вакуумной линии «ModulTherm 7/1».

Results of metallographical observations of structural constituent of carburized cases and a core of gears after thermochemical treatment on a vacuum line «ModulTherm 7/1» made by corporation «ALD Vacuum Technologies GmbH» are given. It was established that the cause of formation of non martensitic transformations of austenite in carburized cases and in a core of workpieces is insufficient cooling capacity of the hardening module of a vacuum line «ModulTherm 7/1».

Ключевые слова. Зубчатые колеса, химико-термическая обработка, вакуумная цементация, охлаждающая способность.

Keywords. Tooth gears, thermochemical treatment, vacuum carbonization, cooling capacity.

Процесс вакуумной цементации в среде ацетилена имеет ряд преимуществ перед традиционными методами химико-термической обработки в эндогазовой атмосфере. Линия химико-термической обработки «ModulTherm 7/1» фирмы «ALD Vacuum Technologies GmbH» позволяет существенно сократить продолжительность процесса цементации за счет активации насыщающей атмосферы при высоком качестве химико-термической обработки, значительно улучшить условия труда и повысить экономичность процесса упрочнения [1].

В процессе вакуумной цементации происходит непосредственная абсорбция сталью углерода, который откладывается на очищенной поверхности деталей в результате разложения ацетилена без присутствия газов. Поверхностная концентрация углерода регулируется температурой насыщения, количеством подаваемого газа. Молекулы ацетилена способны адсорбироваться на насыщаемой поверхности и диссоциировать ($C_2H_2 \rightarrow 2[C] + H_2$), обеспечивая интенсивное поступление углерода на насыщаемую поверхность. В этих условиях и реализуется режим циклической подачи ацетилена. Цементованный слой формируется по механизму реакционной диффузии углерода – путем частичного растворения легированного цементита на пассивной стадии цикла и его возобновления на активной стадии. Отпадает необходимость контроля углеродного потенциала атмосферы.

В процессе вакуумной цементации деталей происходит чередование циклов насыщения и диффузии, причем, чем чаще осуществляется циклирование, тем быстрее протекает процесс науглероживания, что объясняется лучшими условиями газообмена на поверхности насыщения. Последовательное осуществление вакуумирования и подачи газа позволяет удалять из глухих отверстий воздух и отработанную науглероживающую среду и обеспечивать поступление свежих порций газа во внутренние полости деталей, создавая на них слой, аналогичный слою, образуемому на внешних поверхностях. Этот режим характеризует группа параметров: длительность цикла $\tau_{ц}$, продолжительность активного периода τ_a и паузы $\tau_{п}$, суммарное время стадий цикла $\Sigma\tau_a$ и $\Sigma\tau_{п}$, а также число циклов N . В зависимости от соотношения этих

параметров циклические режимы подачи ацетилена имеют множество вариантов, что дает возможность изменять структурное состояние, насыщенность, фазовый состав цементованного слоя и также его свойства.

Поступление углерода в тонкий поверхностный слой и запас в нем углерода зависят от суммарного времени насыщения $\Sigma\tau_a$. Продолжительность пассивных стадий $\Sigma\tau_{п}$ определяет диффузионное перераспределение поступающего углерода. Длительность стадии насыщения τ_a и пассивной стадии $\tau_{п}$ формируют длительность одного цикла $\tau_{ц}$.

В процессе цементации активное насыщение деталей углеродом при подаче ацетилена происходит первые 90 с, после чего насыщающая способность науглероживающей среды снижается в связи с наступлением предела растворимости углерода в аустените при данной температуре (960 °С).

Так как в самом начале процесса после первой активной стадии цикла на поверхности образуется сажистый углерод в виде моно- и полислоев, который сохраняет высокую каталитическую активность и легко растворяется в металле во время пассивной стадии первого цикла, формируя толщину цементованного слоя, последующие активные стадии циклов имеют меньшую продолжительность – 30–35 с, а последующие пассивные стадии от цикла к циклу увеличиваются по длительности на 1 мин для обеспечения плавного распределения углерода по толщине цементованного слоя за счет диффузии.

В табл. 1 приведен пример режима циклирования при температуре цементации 960 °С для стали 20ХН3А на толщину слоя 1,2 мм. Первые более короткие по времени циклы создают основной запас углерода в поверхностном слое. Постоянно увеличивающееся от цикла к циклу время пассивной стадии стимулирует плавное распределение в слое концентрации углерода.

Т а б л и ц а 1. Пример режима циклической подачи ацетилена

Номер цикла	τ_a , мин	$\tau_{п}$, мин	$\tau_{ц}$, мин
1	1,5	3,5	5
2	0,58	5,42	6
3	0,58	6,42	7
4	0,58	7,42	8
5	0,5	8,50	9
6	0,5	9,5	10
7	0,5	10,5	11
8	0,5	11,5	12
9	0,5	12,5	13
10	0,5	13,5	14
11	0,5	14,5	15
12	0,5	15,5	16
13	0,5	16,5	17
14	0,5	17,5	18
15		130	130
S	8,25	282,75	291

П р и м е ч а н и е: τ_a – время активных стадий цикла; $\tau_{п}$ – время пассивных стадий цикла; $\tau_{ц}$ – длительность цикла.

На рис. 1 приведен график формирования цементованного слоя, из которого видно, как постепенно от цикла к циклу растет концентрация углерода на активных стадиях циклов τ_a , и как концентрация углерода падает на последующих пассивных стадиях $\tau_{п}$. По окончании активных стадий циклов следует длительная пассивная стадия длительностью 130 мин, на которой происходит выравнивание углеродного профиля в слое посредством диффузионного распределения углерода (рис. 2).

На рис. 3 показан профиль распределения углерода по глубине цементованного слоя после приведенного циклического режима подачи ацетилена. По окончании процесса цементации поверхностное содержание углерода на деталях из стали 20ХН3А составляло 0,7%, что обеспечивало после закалки деталей в среде инертного газа с реверсированием газового потока при давлении 1,6 МПа и скорости вращения двигателей, перемешивающих закалочную газовую смесь, 1500 мин⁻¹ требуемые значения твердости поверхности и сердцевины зубчатых колес, а также равномерность охлаждения всех деталей в садке, находящихся на верхних и нижних уровнях садки (рис. 4).

Качество микроструктуры цементованных зубчатых колес, кроме требований к распределению углерода и микротвердости по толщине цементованного слоя, характеризуется распределением структурных составляющих по сечению зубчатых колес [2]. Показано, что особое внимание следует уделять продуктам

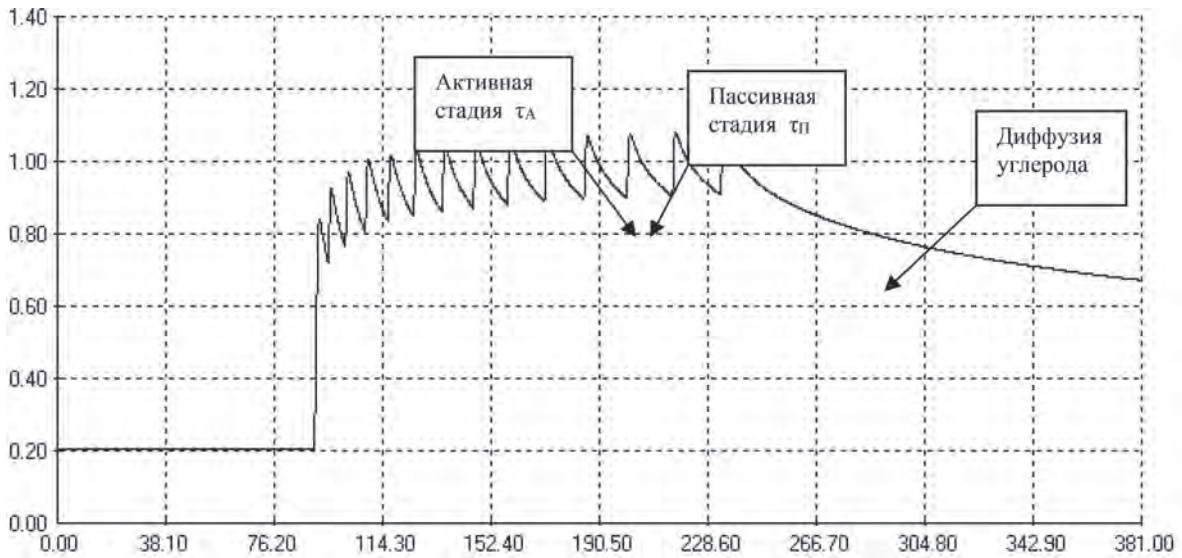


Рис. 1. График формирования цементованного слоя

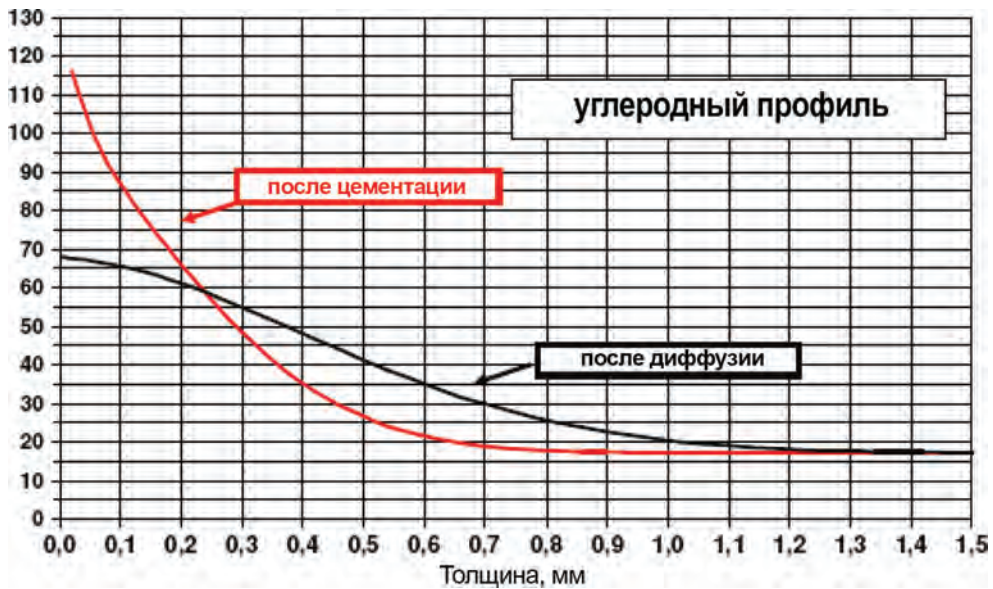


Рис. 2. Выравнивание концентрации углерода посредством диффузии углерода

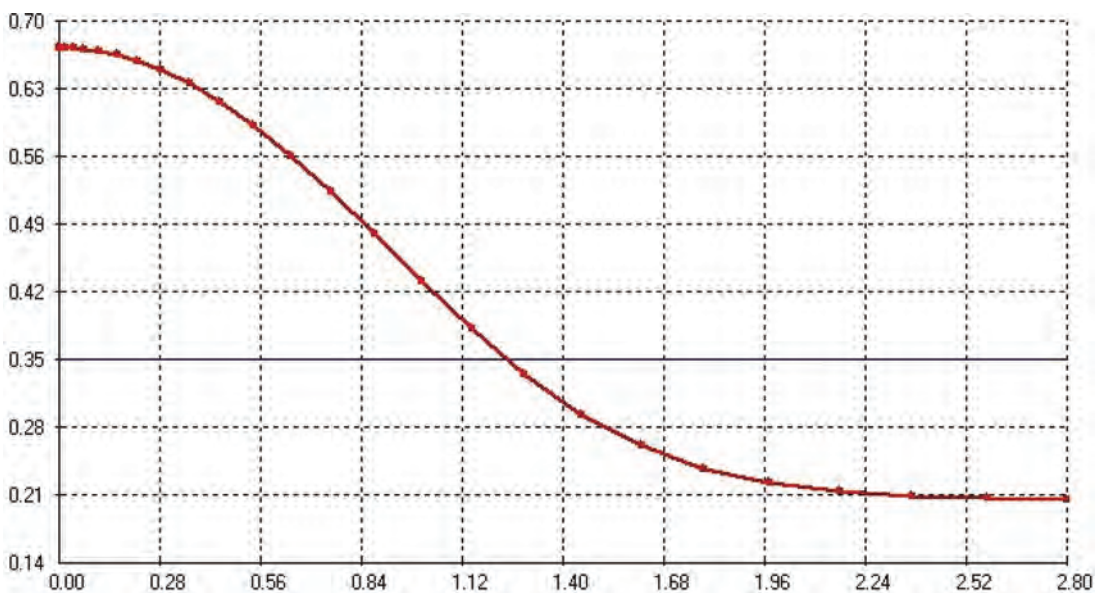


Рис. 3. Распределение углерода по толщине цементованного слоя

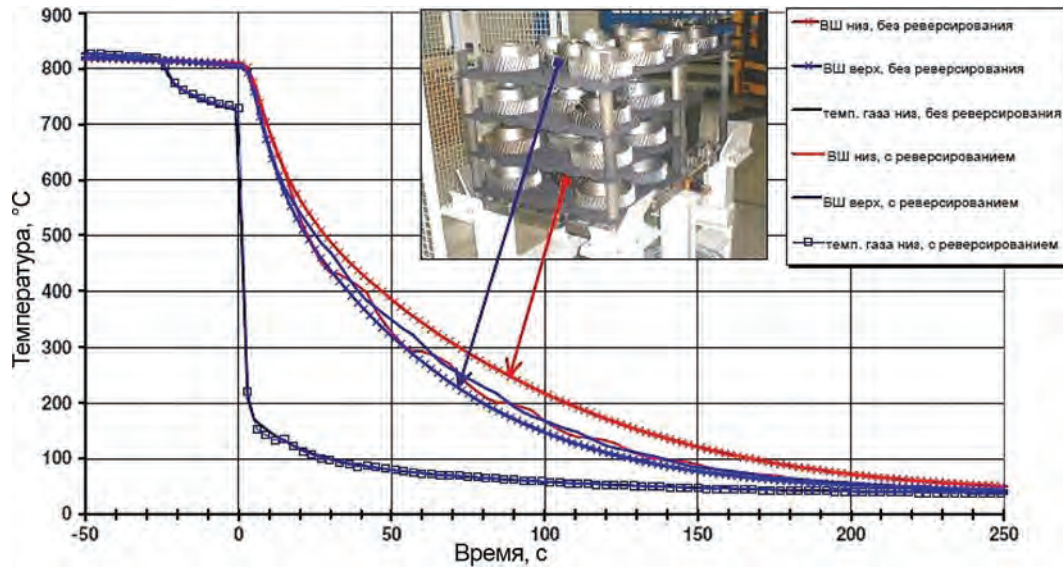


Рис. 4. Кривые охлаждения в основании зуба зубчатых колес

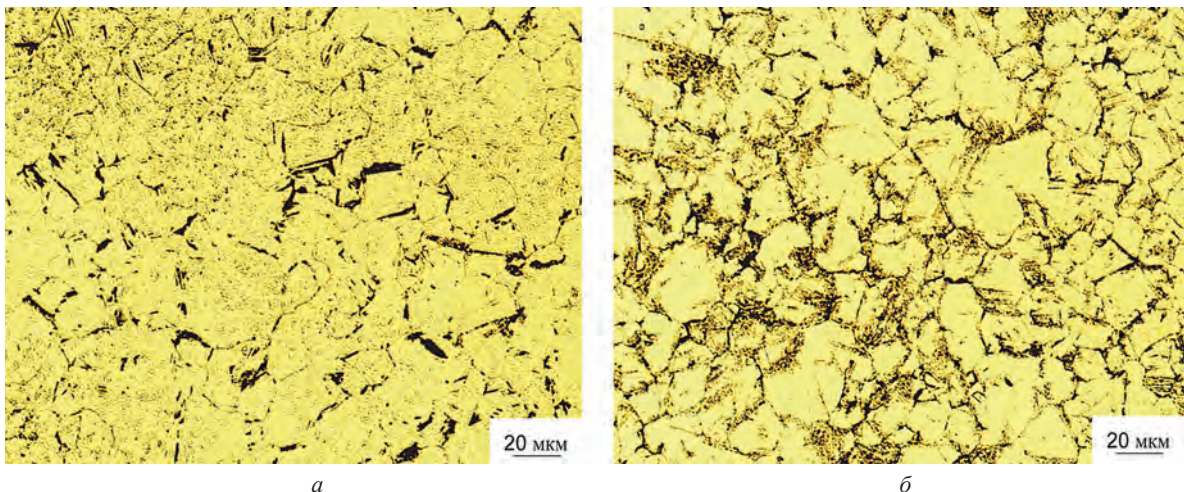


Рис. 5. Микроструктура цементованного слоя основания зуба зубчатого колеса из стали 20ХН3А с включениями пластинчатого (а) и зернистого (б) бейнита по границам и в объеме зерна после травления в реактиве [3]

промежуточного превращения, в частности, бейниту. Установлено, что присутствие в слое бейнитной фазы в количестве 10–20% приводит к снижению долговечности высоконапряженных зубчатых колес в 2 раза.

Металлографические исследования структурных составляющих цементованных слоев с близкими физико-химическими свойствами, в том числе и продуктов промежуточного превращения, проводили с применением металлографического реактива [3]. Разработанный металлографический реактив позволяет идентифицировать микроструктуру путем дифференцированного выявления фазовых и структурных составляющих цементованных слоев, не определяемых общепринятыми методами, но в значительной степени влияющих на работоспособность высоконапряженных деталей [2].

Установлено, что травлением в реактиве [3] в микроструктуре исследованных образцов из стали 20ХН3А после химико-термической обработки на вакуумной линии «ModulTherm 7/1» фирмы «ALD Vacuum Technologies GmbH» по приведенным режимам выявляется бейнит зернистой и пластинчатой морфологии. На рис. 5 показана микроструктура основания зубчатого колеса № 2, выявленная травлением в разработанном реактиве [3], с включениями по границам и в объеме зерна пластинчатого и зернистого бейнита. Несмотря на то что впадина между зубьями при закалке охлаждается с более низкой скоростью, твердость поверхности зубьев была не ниже 57 HRC.

На рис. 6 показана микроструктура сердцевины зубчатого колеса из стали 20ХН3А после ХТО на линии печей «Irsen», не содержащая продуктов немартенситного превращения.

Таким образом, результаты исследований показали, что в микроструктуре цементованных зубчатых колес после химико-термической обработки на вакуумной линии «ModulTherm 7/1» фирмы «ALD Vacuum Technologies GmbH» могут содержаться образовавшиеся при непрерывном охлаждении в процессе закалки продукты

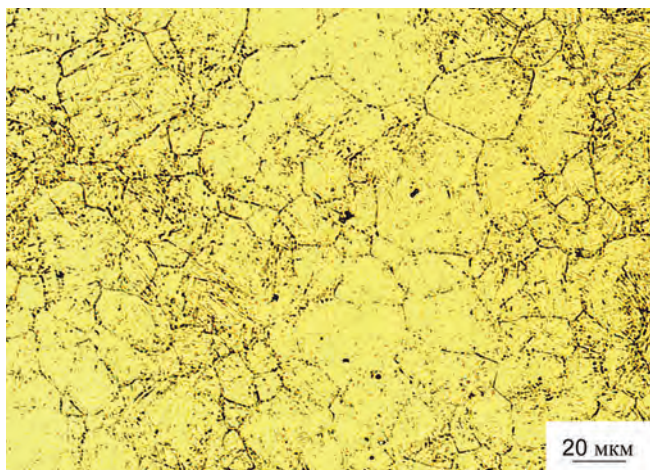


Рис. 6. Микроструктура сердцевины зуба зубчатого колеса из стали 20ХН3А, не содержащей продуктов немартенситного превращения, после ХТО на линии печей «Irsen» и травления в реактиве [3]

промежуточного превращения аустенита–бейнит различного морфологического строения.

Для установления причин образования продуктов промежуточного превращения аустенита при непрерывном охлаждении в процессе закалки на вакуумной линии «ModulTherm 7/1» были выполнены исследования охлаждающей способности закалочного модуля. Охлаждающую способность закалочного устройства определяли по методике ОИМ.324.001ПМ с использованием номограммы (рис. 7), по которой определяли фактор охлаждающей способности H по двум диаметрам ступенчатых образцов, прошедших полный цикл химико-термической обработки.

Последовательность определения заключалась в следующем. Ступенчатые образцы изготавливали из стали 40Х и проводили их полную химико-термическую обработку на вакуумной линии «ModulTherm 7/1». Из середины длины каждой ступени

ступенчатых образцов вырезали темплеты длиной 8–10 мм и на приборе ТК-1 измеряли твердость в центре сечений темплетов малого и большого диаметра. Результаты измерений приведены в табл. 2.

Таблица 2. Результаты измерения твердости ступенчатых образцов

Диаметр ступенчатого образца, мм	Режим закалки: давление, атм./обороты вентилятора, об/мин					
	16/1500			8/3000		
	твердость HRC					
	сторона 1	сторона 2	среднее	сторона 1	сторона 2	среднее
25	43	39	40,8	41	38	39,8
	39	41		42	38	
	43	40		41	39	
12,5	50	47	49,2	49	51	49,8
	51	50		44	54	
	50	47		49	52	

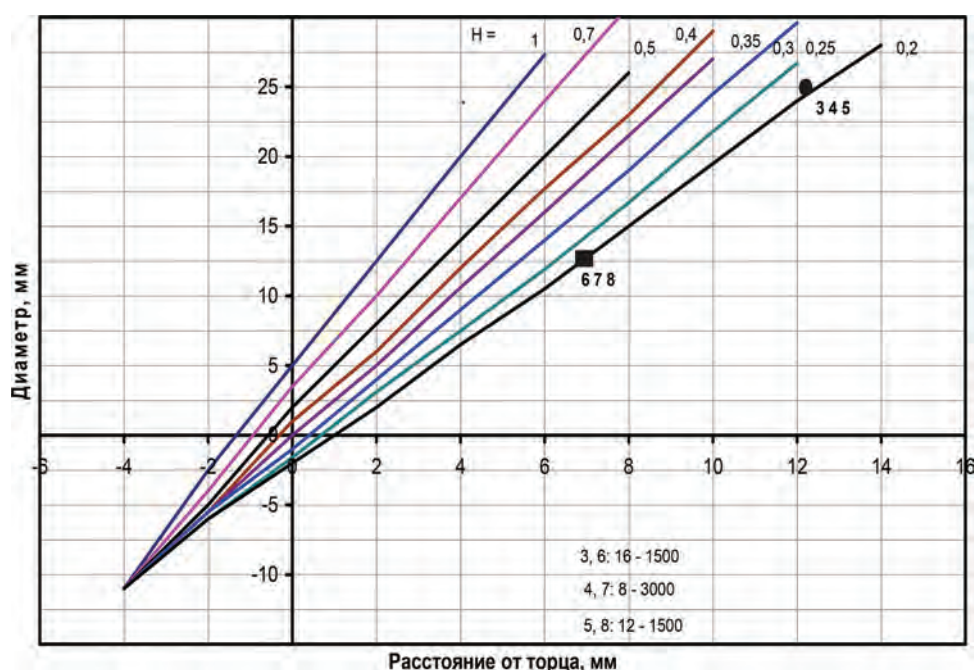
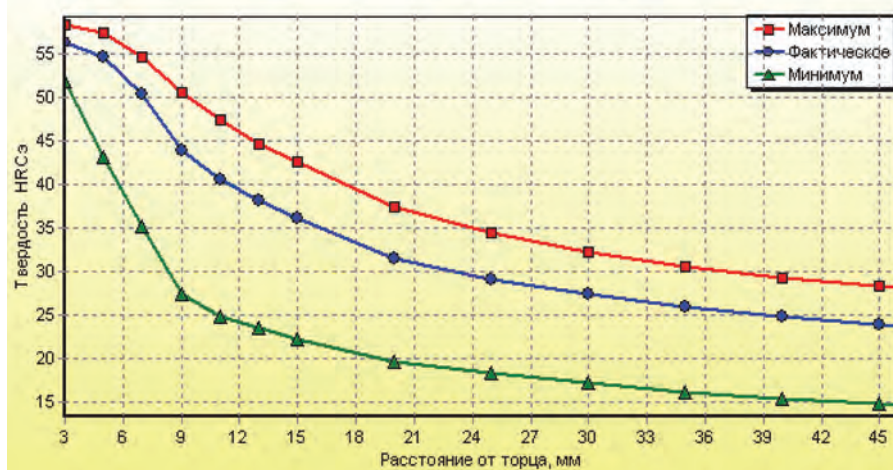


Рис. 7. Охлаждающая способность H закалочной камеры вакуумной линии «ModulTherm 7/1»: ■ – ступенчатые образцы диаметром 12,5 мм; ● – ступенчатые образцы диаметром 25 мм

Распределение твердости стали 40X



	Содержание легирующих элементов, %					
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo
Фактическое	0,4	0,27	0,72	1,1	0	0
Минимум	0,36	0,17	0,5	0,8	0	0
Максимум	0,44	0,37	0,8	1,1	0	0

Рис. 8. Прокаливаемость стали 40X

Прокаливаемость стали 40X рассчитывали по программе «H-Steel» [3] с использованием фактического содержания легирующих элементов в данной стали, а также максимального и минимального их содержания согласно ГОСТ 4543-71.

Используя график прокаливаемости стали 40X (рис. 8), определяли для значений твердости каждого темплета соответствующие им расстояния от торца торцового образца. Откладывая полученные расстояния по оси абсцисс номограммы рис. 7, определяли численное значение фактора интенсивности охлаждения H по пересечению с соответствующим лучом диаграммы. Из полученных результатов следует, что фактор охлаждающей способности закалочной камеры составляет $H = 0,2$, что соответствует интенсивности традиционной закалки в спокойном масле. Данные результаты свидетельствуют о недостаточной охлаждающей способности закалочной камеры вакуумной линии «ModulTherm 7/1», что может являться причиной образования продуктов немартенситного превращения аустенита в цементованных слоях и сердцевине обрабатываемых деталей.

Выводы

Выполнены металлографические исследования структурных составляющих цементованных слоев и сердцевины зубчатых колес из стали 20ХН3А после химико-термической обработки на вакуумной линии «ModulTherm 7/1» фирмы «ALD Vacuum Technologies GmbH». Получено, что после ХТО на линии вакуумных печей в микроструктуре исследованных образцов после травления в реактиве [3] присутствуют продукты немартенситного превращения – бейнит зернистой и пластинчатой морфологии.

Установлено, что причиной образования продуктов немартенситного превращения аустенита в цементованных слоях и сердцевине обрабатываемых деталей, изготовленных из стали 20ХН3А, является недостаточная охлаждающая способность закалочного модуля вакуумной линии «ModulTherm 7/1».

Литература

1. Шипко А. А. Высокотемпературная вакуумная цементация – резерв по снижению энергоемкости производства и улучшению качества зубчатых колес трансмиссий энергонасыщенных машин / А. А. Шипко, С. П. Руденко, А. Л. Валько, А. Н. Чичин // Литье и металлургия. 2016. № 2. С. 104–109.
2. Руденко С. П. Контактная усталость зубчатых колес трансмиссий энергонасыщенных машин / С. П. Руденко, А. Л. Валько. Минск: Беларуская навука, 2014. 126 с.
3. Металлографический реактив для выявления микроструктуры цементованной конструкционной стали: пат. 15273, Республика Беларусь: МПК С 23 F 1/28 / А. Л. Валько, С. П. Руденко, Е. И. Мосунов; А. И. Михлюк; заявитель Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси. – № а20101136; заявл. 23.07.2010; опубл. 30.12.2011 // Афіцыйны бюл. / Вынаходства. Карасныя мадэлі. Прамысловыя узоры. 2011. № 6. С. 132–133.

References

1. Shipko A. A., Rudenko S. P., Valko A. L., Chichin A. N. Vysokotemperaturnaya vakuumnaya tsementatsiya – rezerv po snizheniyu energoemkosti proizvodstva i uluchsheniyu kachestva zubchatykh koles transmissiy energonasyshennykh mashin [High-temperature vacuum cementation – the reserve to reduce the energy intensity of manufacture and improve the quality of transmissions gearwheels of high-energy machines]. *Lit'e i metallurgiya = Foundary production and metallurgy*, 2016, no. 2, pp. 104–109.
2. Rudenko, S. P., Valko A. L. *Kontakt'naya ustalost' zubchatykh koles transmissiy energonasyshennykh mashin* [Contact fatigue of transmissions gearwheels of high-energy machines]. Minsk, Belaruskaya navuka Publ., 2014. 126 p.
3. Valko A. I., e. a. *Metallograficheskiy reaktiv dlya vyyavleniya mikrostruktury tsementovannoy konstruktsionnoy stali* [Metallographic reagent for exposure of microstructure of cemented structural steel]. Patent RB, no. 14748, 2011.