

УДК 621.833:621.785.52

С.П. РУДЕНКО, канд. техн. наук; А.Л. ВАЛЬКО
Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси, г. Минск

Л.Р. ДУДЕЦКАЯ, канд. техн. наук
Физико-технический институт НАН Беларуси, г. Минск

И.В. ЕМЕЛЬЯНОВИЧ
Минский тракторный завод, Республика Беларусь

НОВАЯ ЦЕМЕНТУЕМАЯ СТАЛЬ С РЕГЛАМЕНТИРОВАННОЙ ПРОКАЛИВАЕМОСТЬЮ ДЛЯ ЗУБЧАТЫХ КОЛЕС ТРАНСМИССИЙ

Приведены результаты исследований новой экономно-легированной цементуемой стали для зубчатых колес коробок передач тракторов «Беларус». Дан сравнительный анализ прокаливаемости и механических характеристик разных плавок опытной стали. Даны рекомендации по количественному составу легирующих элементов, обеспечивающему высокую прокаливаемость цементованных слоев и сердцевины высоконапряженных зубчатых колес трансмиссий.

Ключевые слова: зубчатое колесо, коробка передач, новая сталь, легирующие элементы, прокаливаемость, механические характеристики

В настоящее время многие предприятия отечественного машиностроения продолжают применять при изготовлении ответственных деталей трансмиссий автотракторной техники дорогостоящие хромоникелевые стали типа 20ХНЗА. При этом, среди конструкторов бытует мнение, что только никельсодержащие марки конструкционных сталей являются подлинно качественными и надежными, а стали безникелевые или малоникелевые могут претендовать только на роль их неадекватных заменителей. Однако, обладая комплексом высоких механических свойств, обеспечиваемых в широком диапазоне рабочих сечений деталей, никелевые стали имеют ряд существенных недостатков. В частности, стали с повышенным содержанием никеля типа 18Х2Н4ВА, 20Х2Н4А весьма нетехнологичны на всех стадиях металлургического передела. Они склонны к образованию литейных дефектов и требуют применения специальных режимов термической и химико-термической обработки.

Наблюдаемое нередко в диффузионных слоях таких сталей повышенное содержание остаточного аустенита препятствует стабильному получению высокой твердости (≥ 59 HRC), в связи с чем в процессе эксплуатации высоконапряженных зубчатых колес нередко возникают поверхностные и глубинные контактные выкрашивания зубьев [1, 2]. Указанные обстоятельства заставляют специалистов при конструировании трансмиссий энергонасыщенных машин применять увеличенные коэффициенты запаса прочности, что неизбежно приводит к увеличению их габаритов. Поэтому возникла настоятельная необходимость в поиске новых, более эффективных марок сталей и способов реализации их преимуществ, достигаемых как при выплавке, так и при дальнейшей термической, деформационной и химико-термической обработке.

С середины прошлого столетия в мировой практике изготовления автотракторной техники наметилась тенденция уменьшения среднего содержания никеля в конструкционных марках стали с заменой их на экономно-легированные хромомолибденовые, хромоникельмолибденовые, легированные бором, титаном и другими сильными карбидообразующими элементами, способствующими получению уже в процессе выплавки наследственно мелкого аустенитного зерна. С развитием исследований были установлены технологические и экономические преимущества комплексно-легированных сталей по сравнению с традиционными, содержащими свыше 2,5 % никеля.

Результаты исследований последних лет [2–3] показали, что эффективность использования легированных сталей для высоконапряженных зубчатых колес определяется свойствами, которые приобретаются в результате финишной химико-термической обработки. Поэтому при обеспечении на этом этапе требуемого качества упрочненных слоев экономно-легированные стали с небольшим содержанием никеля могут успешно применяться для изготовления высоконапряженных зубчатых колес.

Для обеспечения требуемых эксплуатационных показателей (ресурса) зубчатых колес регламентируют величины поверхностной твердости и глубины цементации. Эти величины являются наиболее важными, определяющими конструктивную прочность и технологию термообработки цементуемых зубчатых колес, кроме того, они являются основными контролируемыми параметрами при цементации. Другими не менее важными характеристиками, определяющими технологию ХТО и работоспособность зубчатых колес, являются: распределение твердости по упрочненному слою, эффективная толщина упрочненного слоя и его микроструктура. Регламентирование указанных показателей является гаран-

тией обеспечения высокого уровня сопротивления материала усталостному разрушению.

Требуемое распределение микротвердости по толщине слоя поверхностно-упрочненных зубчатых колес определяется путем расчета ресурса в каждой зоне упрочненного слоя и сравнения полученного значения с регламентированной долговечностью. Ресурс зубчатых колес определяется по методике [4], в основу которой положена теоретически обоснованная и экспериментально доказанная гипотеза о том, что основным критерием работоспособности высоконапряженных зубчатых колес является глубинная контактная усталость зубьев [5]. Расчет выполняется по компьютерной программе с представлением результатов в виде графика распределения микротвердости по упрочненному слою, полученного по условию обеспечения регламентированной долговечности [4].

Возможность формирования регламентированного распределения твердости (микротвердости) по глубине слоя определяется распределением углерода в слое, прокаливаемостью стали, а также интенсивностью охлаждения при закалке. Поэтому следующим этапом выбора стали является определение послойного содержания углерода, обеспечивающего требуемое распределение микротвердости по толщине слоя после проведения полного цикла ХТО. На данном этапе определяют прокаливаемость стали в зависимости от ее химического состава экспериментальным методом [1], или аналитически с использованием программы «SteelPro» [6]. Причем, важное внимание уделяется изучению прокаливаемости не только сердцевины, но и диффузионного слоя в зависимости от содержания углерода с построением изоуглеродных диаграмм прокаливаемости стали.

С использованием разработанного подхода для высоконапряженных шестерен редукторной части коробки передач трактора «Беларус» на основе стали 20ХГНМ предложена новая марка стали с уменьшенным до 0,7 % содержанием никеля. Зарубежные аналоги данной марки стали: 8620 — США, 20NiCrMo2 — Евросоюз, 2506 — Польша, SNCM220 — Япония.

Выплавку стали производили в индукционной печи ИО-102 вместимостью 0,15 т с кислой футеровкой в литейной лаборатории ЛитО РУП «МТЗ» с последующим электрошлаковым переплавом на экспериментальной установке Института технологии металлов НАН Беларуси. Для обеспечения мелкозернистой структуры, повышения физико-механических свойств

и прокаливаемости применили микролегирование стали ниобием, величина добавки которого составляла 0,03–0,08 %, и бором в количестве 0,002–0,012 %. Химический состав четырех опытных плавки стали приведен в таблице 1. Следует отметить, что, согласно ГОСТ 4543, бор вводят в борсодержащие стали в количестве не более 0,005 %, а остаточная массовая доля его составляет не менее 0,001 %. Полученный химический состав опытных плавки стали соответствует марке 20ХГНМБР, кроме плавки № 4, которая соответствует марке 20ХГНМР.

Преимущество ниобия перед другими сильными карбидообразующими элементами заключается в том, что выделяющиеся частицы карбида ниобия имеют более благоприятную морфологию для эффективного сдерживания роста зерен при нагреве. Микролегирование ниобием в количестве 0,02–0,04 % повышает предел текучести (на 15–25 %), предел прочности (на 8–15 %), ударную вязкость (на 12–25 %) стали [7].

Известно, что бор при содержании в пределах 0,0005–0,003 % значительно увеличивает прокаливаемость углеродистых и низколегированных сталей [8, 9]. С повышением содержания углерода в стали влияние бора на прокаливаемость уменьшается. При содержании углерода 0,2 % коэффициент усиления прокаливаемости стали при легировании бором составляет 1,8–2,4, а при содержании углерода 0,9 % — 1,1 [9].

Механические свойства продольных образцов из новой стали определяли на испытательном оборудовании ЦЗЛ Минского тракторного завода и Физико-технического института. Исследование прокаливаемости проводили на торцовой установке в Объединенном институте машиностроения НАН Беларуси согласно ГОСТ 5657–69 и РТМ ОИМ 36–2011.

Результаты исследований показали, что по сравнению со сталью 20ХГНМ ГОСТ 4543–71 предел текучести опытной стали 20ХГНМБР увеличивается в 1,25 раза, ударная вязкость — в 2–2,3 раза (таблица 2).

На рисунке 1 приведены усредненные результаты исследования прокаливаемости опытных плавки сталей 20ХГНМБР, а также сталей 20ХГНМ и 20ХНЗА (ГОСТ 4543). Из приведенных результатов видно, что прокаливаемость сталей 20ХГНМБР (плавки 1 и 2) и 20ХГНМ идентична, причем минимальную прокаливаемость имеет плавка 1 с недопустимо низким содержанием марганца. Сталь 20ХГНМБР плавки 3, содержащая 0,012 % бора и 0,08 % ниобия, обладает самой высокой прокаливаемостью.

Таблица 1 — Химический состав опытных плавки стали 20ХГНМБР

№ плавки	Массовая доля элементов, %									
	C	Si	Mn	Ni	S	P	Cr	Mo	Nb	B
1	0,20	0,32	0,48	0,66	0,015	0,016	0,55	0,23	0,045	0,004
2	0,21	0,31	0,63	0,62	0,013	0,014	0,63	0,21	0,028	0,004
3	0,22	0,31	0,71	0,62	0,013	0,013	0,62	0,21	0,08	0,012
4	0,21	0,25	0,65	0,61	0,013	0,013	0,61	0,21	0,004	0,012

мостью. Твердость на расстоянии 10 мм от поверхности для стали данной плавки составляет 45 HRC, в то время как для стали 20ХНЗА — 35 HRC.

Заготовки деталей из хромоникелевой стали 20ХГНМБР, полученные методом объемной штамповки, подвергали изотермическому отжигу, состоящему из аустенизации, регламентированного подстуживания до температуры перлитного превращения, выдержки при этой температуре, необходимой для завершения перлитного превращения, и охлаждения на воздухе. Температура аустенизации заготовок задавалась выше точки A_{C3} на 30–50 °С. При этой температуре аустенизации достигается необходимая степень легированности аустенита при наличии определенного количества нерастворенных карбидов, которые, являясь дополнительными центрами кристаллизации, способствуют формированию равнозернистой структуры. Для формирования оптимальной дифференцированной феррито-перлитной структуры длительность подстуживания с температуры аустенизации до температуры перлитного превращения составляет 4–10 мин в зависимости от габаритов заготовки и условий работы камеры подстуживания. Длительность изотермической выдержки составляла от 2 до 4 часов. После изотермической выдержки охлаждение заготовок осуществлялось на воздухе. Твердость поковок находилась в пределах 179–229 НВ.

Склонность аустенитного зерна к росту определяли применительно к температуре цементации 930 °С. Шлифы образцов после соответствующей термообработки подвергали травлению в реактиве по патенту № 15273. Балл зерна плавки стали № 1–4 составил соответственно № 9, 8, 8, 6.

Химико-термическая обработка шестерен, изготовленных из второй плавки опытной стали, выполнялась по серийным технологическим процессам: на вакуумной линии ModulTherm 7/1, на линии цементационных агрегатов «Ипсен» и в проходном нитроцементационном безмуфельном агрегате (БМА). Распределение микротвердости образцов, прошедших обработку по трем технологиям ХТО, приведено на рисунке 2. Результаты исследования микроструктуры упрочненного слоя представлены в таблице 3.

Микроструктура упрочненного слоя после обработки на линии ModulTherm 7/1 состояла из средне-

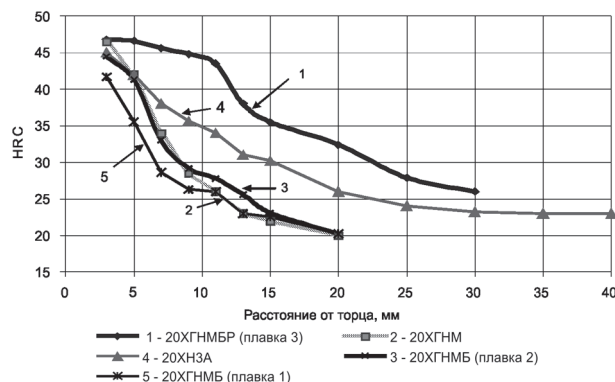


Рисунок 1 — Прокаливаемость сталей 20ХГНМБР (1, 3, 5), 20ХГНМ (2) и 20ХНЗА (4)

игольчатого мартенсита 5 балла и остаточного аустенита 2–3 балла, на расстоянии 0,3 мм от поверхности наблюдался бейнит в количестве 5 об. %, карбиды не были обнаружены. Величина зерна цементованного слоя, выявленная травлением по патенту № 15273, составляла № 8 согласно ГОСТ 5639. Поверхностная твердость упрочненного слоя и сердцевины составляла соответственно 62 HRC и 25 HRC.

Наличие в поверхностных слоях продуктов немартенситного превращения объясняется невысокой скоростью охлаждения зубчатых колес при их газовой закалке. Второй причиной образования в поверхностных слоях бейнита является недостаточный уровень насыщения углеродом (рисунок 3). При толщине цементованного слоя эвольвенты зуба до полупереходной зоны 1,1 мм максимальное содержание углерода является доэвтектоидным и не превышает 0,65 масс. %. Распределение микротвердости по толщине цементованного слоя, которое формируется в результате полного цикла ХТО, также свидетельствует о доэвтектоидном насыщении и недостаточной скорости охлаждения (см. рисунок 2).

После ХТО на линии камерных агрегатов «Ипсен» микроструктура цементованного слоя по эвольвенте зуба шестерни (плавка 2), выявленная травлением в четырехпроцентном растворе азотной кислоты, состояла из мелко-игольчатого мартенсита 1–3 балла и остаточного аустенита 2 балла, карбиды не выявлены. Величина зерна цементованного слоя составила № 9 ГОСТ 5639. Поверхностная

Таблица 2 — Механические свойства серийной и опытной сталей при $T = 20\text{ °C}$

Сталь	σ_b	σ_T	δ	Ψ	КСУ	Термическая обработка
	МПа	МПа	%	%	кДж/м ²	
20ХГНМ ГОСТ 4543-71	1180–1570	930	7,0	—	590	Закалка 860 °С, масло, отпуск 150–180 °С, воздух
Опытная № 1	1450	1326	8,4	52,4	1340	Закалка 870 °С, масло, отпуск 180 °С, воздух
Опытная № 2	1406	1219	6,6	47,3	1175	
Опытная № 3	1428	1276	8,9	53,6	1180	
Опытная № 4	1365	1239	7,0	51,4	1023	

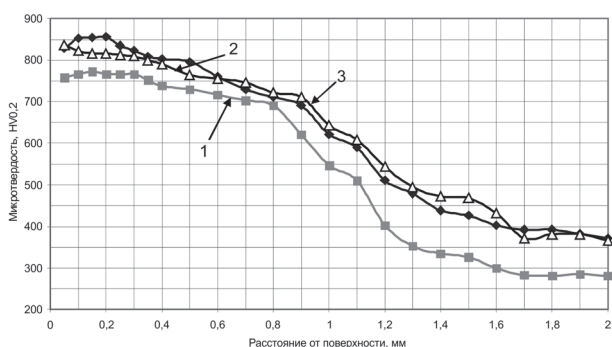


Рисунок 2 — Распределение микротвердости по эвольвенте зуба после ХТО в вакуумной печи (1) и в печи Ипсен (2, 3)

твердость упрочненного слоя и сердцевины была равна соответственно 63–64 HRC и 27–29 HRC. Толщина цементованного слоя до полупереходной зоны составила 1,2 мм при насыщении ниже эвтектоидного. Распределение микротвердости по толщине цементованного слоя оказалось более благоприятным по сравнению с вакуумной цементацией (см. рисунок 2). Эффективная толщина слоя с микротвердостью 700 HV_{0,2} равна 0,9 мм, а с микротвердостью 600 HV_{0,2} — 1,2 мм. Микроструктура сердцевины состояла в основном из сорбита и 5 % видманштеттова феррита при величине зерна № 9.

После ХТО в БМА микроструктура нитроцементованного слоя по эвольвенте зуба шестерни, выяв-

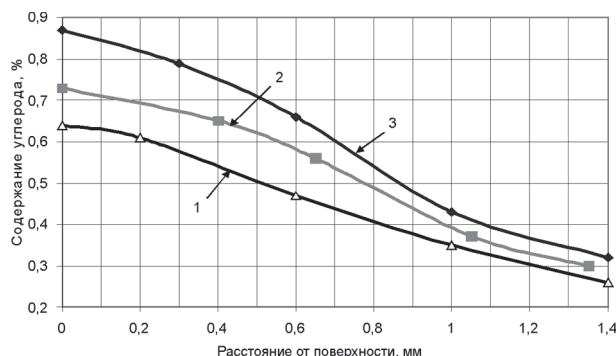


Рисунок 3 — Распределение углерода по толщине зуба после ХТО в вакуумной печи (1) и в печи Ипсен (2, 3)

ленная травлением в четырехпроцентном растворе азотной кислоты, включала мелкоугольчатый мартенсит и остаточный аустенит 1–2 балла, карбиды не выявлены. Величина действительного зерна в цементованном слое и сердцеvine соответствовала баллу № 9 по ГОСТ 5639. Следует отметить неоднородное строение структуры упрочненного слоя и сердцевины, которое можно объяснить более низкой температурой гомогенизации аустенита при ХТО по сравнению с цементацией. Поверхностная твердость и твердость сердцевины зуба равна соответственно 63–64 HRC и 29–30 HRC. Эффективная толщина слоя с микротвердостью 700 HV_{0,2} составила 0,6 мм, а с микротвердостью 600 HV_{0,2} — 0,8 мм. Микроструктура сердцеви-

Таблица 3 — Результаты дюрOMETрических и металлографических исследований шестерен, обработанных по трем схемам ХТО

Контролируемые параметры цементованных зубчатых колес	Единица измерения	ХТО (цементация) на печах «Ipsen»	ХТО (цементация) на вакуумных печах ModulTherm 7/1	ХТО (нитроцементация) на БМА
Поверхностная твердость	HRC	63–64	62	63–64
Эффективная толщина до:	мм			
750 HV _{0,2}		0,6	0,3	0,5
700 HV _{0,2}		0,9	0,8	0,6
600 HV _{0,2}		1,2	0,9	0,7
550 HV _{0,2}	1,3	1,0	0,8	
Глубина залегания троостита	мкм	—	—	—
Содержание карбидов	балл	—	—	—
Содержание бейнита	балл	1	1	1
Дисперсность мартенсита (ГОСТ 8233)	балл	1–3	5	1–3
Размер зерна по ГОСТ5639	балл	9	8	9
Остаточный аустенит	балл	2	2–3	1–2
Твердость сердцевины	HRC	27–29	24–25	29–30

ны зуба содержала малоуглеродистый мартенсит, бейнит и 5–7 % феррита при величине зерна № 9.

Таким образом, в результате проведенных исследований установлено, что качество микроструктуры и эффективная толщина цементованного слоя образцов из опытной стали 20ХГНМБ, прошедших ХТО по трем схемам, полностью удовлетворяет требованиям РТМ ОИМ 34–2010 и стандарта ГОСТ 30634–99 для зубчатых колес с модулем 4,5 мм редукторной части коробки передач трактора «Беларус–1221».

Отметим, что для более нагруженных зубчатых колес трансмиссий с модулем, превышающим 4,5 мм, следует применять сталь с бором 20ХГНМБР, имеющую более высокую твердость сердцевины, или повысить прокаливаемость не содержащей бор стали за счет оптимального состава легирующих элементов. Задача обеспечения требуемой прокаливаемости опытной стали решалась с помощью программы расчета прокаливаемости «SteelPro» (свидетельство регистрации № 330 от 04.08.2011). На рисунке 4 приведены результаты расчета прокаливаемости стали в зависимости от ее химического состава (таблица 4). Расчетная величина прокаливаемости сталей плавки № 1 и 2 полностью соответствует экспериментальным данным, приведенным на рисунке 1. На основании проведенных расчетов разработаны требования по химическому составу опытной стали типа 20ХГНМБ (см. таблицу 4, плавка 5), обеспечивающему необходимую прокаливаемость стали без добавок бора. Увеличение прокаливаемости опытной стали достигается повышением содержания марганца до 1 мас. % при сохранении содержания остальных легирующих элементов в тех же пределах (см. таблицу 1, плавка 3).

Выводы. Приведены результаты исследований экономнолегированной стали 20ХГНМБР с различным химическим составом. Установлено, что по срав-

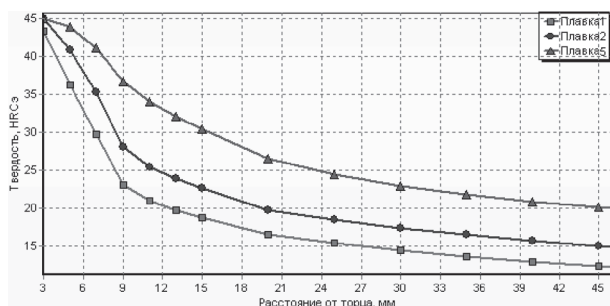


Рисунок 4 — Расчет прокаливаемости конструкционной стали 20ХГНМБ по программе «SteelPro»

Таблица 4 — Химический состав конструкционной стали 20ХГНМБ разных плавки

№ плавки	Содержание легирующих элементов, %							
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Nb	Cu
1	0,20	0,32	0,48	0,55	0,66	0,23	0,045	0,1
2	0,21	0,31	0,63	0,63	0,62	0,21	0,028	0,1
5	0,21	0,31	1,0	0,63	0,61	0,25	0,060	0,1

нению со сталью 20ХГНМ ГОСТ 4543–71, предел текучести опытной стали 20ХГНМБР увеличивается в 1,25 раза, ударная вязкость — в 2–2,3 раза. Получено, что наибольшую прокаливаемость имеет сталь с добавками бора 0,012 мас. % и ниобия 0,08 мас. %. Показано, что плавка стали с наименьшим содержанием марганца (0,46 %) имеет самую низкую прокаливаемость, несмотря на содержание бора в ней до 0,004 %. Разработаны требования к химическому составу стали 20ХГНМБ, обеспечивающему высокую прокаливаемость цементованных слоев и сердцевины зубчатых колес коробки передач трактора «Беларус–1221».

Список литературы

1. Сусин, А.А. Химико-термическое упрочнение высоконапряженных деталей / А.А. Сусин. — Минск.: Беларус. навука, 1999. — 175 с.
2. Зинченко, В.М. Инженерия поверхности зубчатых колес методами химико-термической обработки / В.М. Зинченко. — М.: Изд-во МГТУ им. Баумана, 2001. — 303 с.
3. Технология производства и методы обеспечения качества зубчатых колес и передач / В.Е. Антонок [и др.]; под общ. ред. В.Е. Старжинского, М.М. Кане. — СПб.: Профессия, 2007. — 832 с.
4. Руденко, С.П. Расчет ресурса зубчатых колес трансмиссий энергонасыщенных машин с учетом качества химико-термического упрочнения / С.П. Руденко // Механика машин, механизмов и материалов. — 2010. — № 4. — С. 58–60.
5. Технические требования к качеству цементованных слоев зубчатых колес трансмиссий энергонасыщенных машин / С.П. Руденко [и др.] // Автомобил. пром-сть. — 2011. — № 9. — С. 33–36.
6. Проектирование высокоэффективных технологических процессов химико-термической обработки зубчатых колес трансмиссий энергонасыщенных машин / С.П. Руденко [и др.] // Механика машин, механизмов и материалов. — 2011. — № 2. — С. 67–70.
7. Мохаммед, К. Влияние микролегирования ванадием и ниобием на структуру, свойства и склонность к хрупкому разрушению малоуглеродистых и низколегированных сталей: дис. ... канд. техн. наук / К. Мохаммед. — 1985. — 190 с.
8. Ланская, К.А. Высокохромистые жаропрочные стали / К.А. Ланская. — М.: Металлургия, 1976. — 180 с.
9. Гольдштейн, Я.Е. Низколегированные стали в машиностроении / Я.Е. Гольдштейн. — М.: Машгиз, 1963. — 240 с.

Rudenko S.P., Valko A.L., Dudeckaja L.R., Emeljanovich I.V.
New carburized steel with regulated hardenability for gears of transmissions

Results of researches new is economical-alloyed carburized steels for gears of transmissions of tractors «Belarus» are resulted. The comparative analysis hardenability and mechanical characteristics of different swimming trunks of a skilled steel is given. Recommendations about the quantitative structure of alloying elements providing high hardenability carburized of layers and cores high-stressed of gears of transmissions are given.

Keywords: tooth gear, transmission, new steel, alloying elements, hardenability, mechanical characteristics

Поступила в редакцию 24.02.2013.