

# ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА УДАРНУЮ ВЯЗКОСТЬ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ, РАБОТАЮЩИХ ПРИ ОТРИЦАТЕЛЬНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Константинов В.М., Галимский А.И., Ковальчук А.В.

*Белорусский национальный технический университет, Минск, Беларусь*  
a-v-kov@yandex.com

Научно-исследовательские работы по исследованию влияния структурных факторов и состава малоуглеродистых низколегированных сталей на их ударную вязкость относятся в основном к 1960–1970 гг., и их результаты изложены в известных монографиях и справочниках. Однако в последние годы возобновился интерес к этой проблеме, появились некоторые новые идеи, направленные на повышение показателей ударной вязкости за счет использования новых схем термической обработки и возможностей нового более совершенно оборудования и систем контроля.

Следует отметить, что в большинстве сталей, по нормам стандартов допускается содержания вредных примесей серы и фосфора в количествах при которых сталь не обладает сочетанием высокой прочности, пластичности, ударной вязкости.

В работе были проанализированы марки сталей (таблица 1), в результате чего отмечена тенденция к повышению качества сталей – снижению содержания серы и фосфора в сталях. Анализ химического состава приведенных сталей показывает, что содержание серы и фосфора в большинстве случаев соответствует качественным, а в ряде случаев – высококачественным сталям.

Табл. 1

Химические составы исследуемых марок сталей

Марка стали	Массовая доля элементов, %, не более								
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Al
ТТ301	0,25-0,29	0,15-0,25	1,10-1,40	0,015	0,010	–	0,25	0,35	не менее 0,020
ТТ309	0,25-0,29	0,15-0,25	1,10-1,40	0,015	0,010	0,30-0,60	0,25	0,25	не менее 0,020
32Г2	0,30-0,35	0,20-0,35	1,25-1,45	0,025	0,025	0,30	0,30	0,30	не менее 0,020
36Г2С	0,34-0,40	0,40-0,70	1,50-1,80	0,035	0,035	0,30	0,30	0,30	0,020-0,060
09Г2С	0,12	0,5-0,8	1,3-1,7	0,035	0,040	0,30	0,30	0,30	0,050

Особый интерес для повышения прочностных и вязких свойств сталей представляет микролегирование алюминием. Для таких сталей необходим подбор оптимальных режимов термической обработки, что связано с особенностями высокотемпературного структурообразования микролегированных алюминием сталей.

Особого внимания заслуживает термическая обработка сталей. Требуемый комплекс эксплуатационных свойств на чистых по вредным примесям и неметаллическим включениям сталях сравнительно легко может быть получен при комплексной термической обработке (закалке и высоком отпуске). При этом структура стали должна быть с карбидами зернистого типа, сорбитом отпуска. Структура тонкопластинчатого перлита, которая может быть получена при отпуске горячедеформированной стали или при нормализации (П+Ф) при той же прочности всегда имеет более низкие характеристики пластичности и ударной вязкости, так как она не обеспечивает выгодного равномерного распределения фосфора в микроструктуре стали. Фосфор сохраняется при этом на бывших границах аустенитных зерен. Главное требование к термической обработке сталей с содержанием фосфора  $\leq 0,025$  % – получение мелкозернистого аустенита. При

этом фосфор располагается преимущественно на границах аустенитных зерен и его концентрация на границе зерна оказывается невысокой, он не вызывает охрупчивания, особенно при отрицательных температурах. При крупнозернистом аустените его концентрация на границах высока, что приводит к хрупкому разрушению при низких температурах.

Анализ механических свойств, полученных на сталях 09Г2С, 32Г2, 36Г2С после различной термической обработки показывает, что требования группы прочности К, Е (выдержка из ГОСТ 633 представлена в таблице 2 обеспечивает сталь 32Г2 после закалки (830–870 °С) и отпуска (610–650 °С). Отметим, что группа прочности Л этой стали не обеспечивается.

Табл. 2

Выдержка из ГОСТ 633

Наименование показателя	Нормы механических свойств сталей по группам прочности		
	К	Е	Л
Временно сопротивление $\sigma_b$ , не менее, МПа (кгс/мм <sup>2</sup> )	687 (70,0)	689 (70,3)	758 (77,3)
Предел текучести $\sigma_t$ , Не менее, МПа (кгс/мм <sup>2</sup> )	491 (50,0)	552 (56,2)	654 (66,8)
Не более МПа (кгс/мм <sup>2</sup> )	– (–)	758 (77,3)	862 (87,9)
Относительное удлинение $d_5\%$ , не менее	12,0	13,0	12,3

Сталь 36Г2С после нормализации (910–930 °С), а так же после закалки и высокого отпуска (860–870 °С, 670–710 °С) обеспечивает группы прочности К, Е. Для некоторых плавок отдельные испытания показывают механические свойства, отвечающие группе прочности Л. Этот факт является весьма существенным, позволяющим прогнозировать перспективность этого направления разработок. Следует отметить, что испытания на ударную вязкость этих сталей при отрицательных температурах не проводили и сделать вывод о выполнении условия  $KCV_{-60^\circ C} \geq 50$  Дж/см<sup>2</sup>, ДВС  $\geq 50$  % нельзя.

В мировой практике для изготовления горячедеформированных насосно-компрессорных труб наиболее часто применяют самые дешевые сорта сталей. Это стали с повышенным содержанием вредных примесей ( $\leq 0,045$ ; 0,035; 0,025 % серы и фосфора) содержат обычно небольшие количества самых дешевых легирующих элементов – марганца и кремния. Высокая ударная вязкость при повышенной прочности обеспечивается проведением закалки с высоким отпуском (сорбит зернистого типа). Однако стали с пониженным содержанием серы и фосфора, после оптимальной термической обработки должно обеспечить повышение прочности и ударной вязкости в более высоких диапазонах.

Довольно широко в мировой практике используют дополнительное микролегирование титаном ниобием и ванадием, которое позволяет получать мелкое зерно аустенита с минимальными концентрациями вредных примесей на границах зерен. Еще один эффективный путь – использование более чистых сталей (таких как ТТ301, ТТ309) дополнительно микролегированных алюминием. Опасность образования относительно крупнодисперсных устойчивых комплексных соединений алюминия, особенно при его концентрации более 0,02 %, может привести к снижению ударной вязкости.

Выполненный анализ тенденций свидетельствует об эффективности комплексного микролегирования. Однако, комплексное микролегирование алюминием и карбидообразующими элементами, такими как титан, ниобий и ванадий, требует проведения ступенчатого высокотемпературного гомогенизирующего отжига перед горячей деформацией.

*Список использованных источников*

1. Ю.П.Солнцев, Е.И.Пряхин, В.Ю.Пирайнен. Специальные материалы в машиностроении. - СПб.: Химиздат, 2004. 640 с.
2. В.М.Горицкий. Диагностика металлов. - М.: Металлургиздат, 2004. 408 с.
3. Производство насосно-компрессорных труб нового поколения. «Сталь» №8, 2002г., с. 74.
4. Фролочкин В.В., Кузнецов В.Ю., Фадеев М.М., Ширяев В.К. Производство насосно-компрессорных труб из непрерывнолитых заготовок. «Сталь» №6, 2002г., с. 56.