

Таблица. Показатели свойств смесевых материалов ПА6/ЛПЭНП-п-ТЭДК-30 мас.% в зависимости от концентрации УНН в ЛПЭНП-п-ТЭДК

[УНН], мас.%	Испытания методом растяжения				Ударная вязкость, кДж/м ²		ПТР, г/10 мин
	$\sigma_{тв}$, МПа	$\sigma_{тн}$, МПа	σ_p , МПа	ϵ_p , %	$a_{он}$	$a_{пн}$	
0	33,4	33,7	59,6 (31,6)	334 (18)	33,5	52,7	3,0
0,01	34,2 (31,8)	33,5 (29,6)	57,1 (45,7)	324 (285)	33,2	50,5	1,3
0,05	33,9 (32,8)	32,9 (29,8)	51,7 (48,7)	282 (298)	30,0	49,8	1,4
0,1	34,9 (32,0)	33,2 (29,7)	60,1 (45,0)	324 (262)	32,6	48,0	0,9
0,3	34,2 (32,7)	33,6 (30,4)	56,5 (46,1)	315 (275)	31,9	51,7	1,2

Примечания: $a_{он}$, $a_{пн}$ – ударная вязкость по Шарпи на образцах с острым и прямоугольным надрезами соответственно, в скобках – значения показателя для образцов со спаем, без скобок – без спаев.

Таким образом, из полученных экспериментальных данных следует, что относительно малые добавки УНН (0,01-0,3 мас.%) оказывают заметное влияние на ход основного процесса (прививку ТЭДК) к макромолекулам ЛПЭНП и с-ПП, а также структуру, механические свойства функционализированных продуктов и их смесей с ПА6.

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 совершенного 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.

Таблица 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

Анализ химического состава приведенных сталей показывает, что содержание серы и фосфора в большинстве случаев соответствует качественным, а в ряде случаев – высококачественным сталям.

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 сталью не обеспечивается.

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/см², ДВС ≥ 50 % нельзя.

Таблица 2. Выдержка из ГОСТ 633

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

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 микролегируемых 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 литературы

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.: Metallurgizdat, 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.