

## ЭКОНОМНО-ЛЕГИРОВАННАЯ НИКЕЛЕМ АЗОТСОДЕРЖАЩАЯ КОРРОЗИОННО-СТОЙКАЯ АУСТЕНИТНАЯ СТАЛЬ

Ю.С. Венец, Г.Н. Трезубенко, М.И. Тарасьев, А.В. Рабинович

Национальная металлургическая академия Украины, г. Днепропетровск, Украина

Исследованы структура, механические свойства и коррозионная стойкость малоникелевых азотсодержащих сталей. Установлена возможность производства центробежно-литых труб из сталей с высоким содержанием азота. Показано, что разработанная экономно-легированная сталь типа 03X18Г5АН4 имеет стабильную аустенитную структуру, обладает высоким комплексом механических и антикоррозионных свойств и может использоваться для изготовления конструкций, применяемых в атомной энергетике.

Для изготовления ряда элементов конструкций термоядерных реакторов и литой арматуры для атомной энергетики наиболее широкое применение получили коррозионно-стойкие стали аустенитного класса типа X18H10(T) и X17H14M3(B). Однако наличие значительных содержаний в их составе такого дорогого элемента как никель предопределяет поиск новых экономно-легированных им сталей. Это тем более актуально в Украине, не имеющей собственной сырьевой базы данного элемента. В сталях этого класса никель необходим, прежде всего, для стабилизации аустенитной структуры, для чего можно использовать более доступные в Украине азот и марганец. При этом полностью исключать никель из состава стали нецелесообразно, так как известно, что хромомарганцевые безникелевые стали, как с азотом, так и без него, содержат повышенное количество  $\alpha$ -фазы (>2 балла) и имеют низкую пластичность [1].

С целью разработки оптимального состава низкоуглеродистой хромоникельмарганцевой азотсодержащей марки стали с пониженной концентрацией никеля и технологии производства центробежно-литых труб из неё выполнены экспериментальные плавки, в которых варьировалось содержание основных элементов. При этом необходимое для стабилизации аустенитной структуры ориентировочное содержание элементов в стали оценивалось по диаграмме Шеффлера [2]. Выплавку вели в индукционной печи емкостью тигля 60 кг. Легирование азотом осуществляли азотированным марганцем в конце плавки в печи или в ковше при выпуске. Содержание азота стремились получить максимальным, что связано с возможностью большей замены им никеля и марганца при незначительном уменьшении пластичности и коррозионной стойкости. Содержание азота в стали определяли на газоанализаторе ТС-136 фирмы "Лесо" с точностью  $\pm 0,0001$  мас.%. Металлографический анализ структуры опытного металла проводился на микроскопе "Neofot".

Разливку осуществляли по 2 вариантам: в изложницу круглого сечения емкостью 10 кг и на машине центробежного литья в полу трубку заготовку размером  $O103 \times 35 \times 1000$ . Кокиль, футерованный люнкеритом, и изложницу с надставкой перед заливкой металла нагревали до 500...700°C. Жидкий ме-

талл в изложницу заливали сверху, а во вращающийся в горизонтальной плоскости со скоростью 1800 об/мин кокиль — с торца. Во время разливки и остывания кокиль охлаждался водой.

Исследованы особенности затвердевания опытной высокоазотистой стали, распределение основных элементов (хрома, никеля, марганца и азота) по сечению заготовок, макро- и микроструктура полученного металла, его механические свойства и коррозионная стойкость.

Химический состав опытного металла и количество  $\alpha$ -фазы приведены в табл.1. При изучении микроструктуры слитка, разлитой в изложницу стали состава № 20, обнаружена газовая пористость. Наличие газовых пор, приводящих к браку, связано с высоким содержанием азота в жидком металле, превышающим его растворимость в твердой фазе при температуре кристаллизации [3].

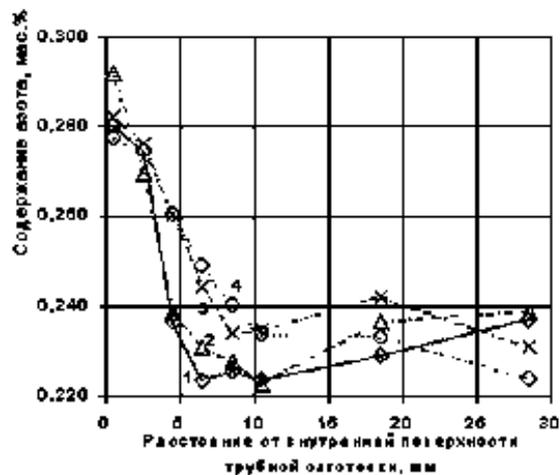


Рис. 1. Распределение азота по сечению трубной центробежно-литой заготовки из стали 03X18Г5АН4 на различном расстоянии от заливочного торца, мм: 1 - 200; 2 - 345; 3 - 635; 4 - 780

Отклонения от ковшевого состава содержаний хрома, никеля и марганца в различных точках по сечению трубной заготовки из центробежно-литого металла были незначительны и не превышали точности их определения. При этом кривые, описывающие распределение азота в различных сечениях центробежно-литой трубы, (рис.1) имеют перегиб, находящийся на границе зоны равноосных зерен.

При исследовании макроструктуры трубной заготовки установлено, что во внутреннем слое с повышенным содержанием азота имеются точечные дефекты (рис.2). Толщина дефектного слоя составляет 0...8 мм, увеличиваясь от заднего (“холодного”) конца заготовки к заливочному (“горячему”).

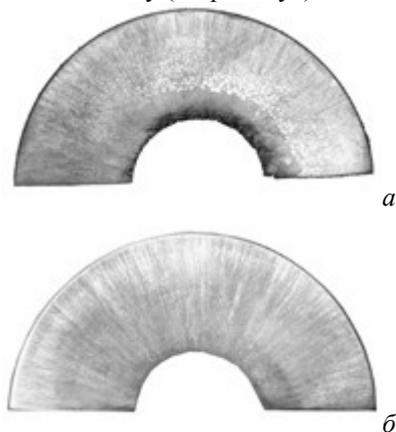


Рис.2 Макроструктура поперечного сечения трубной заготовки из стали 03X18Г5АН4: а - заливочный конец; б - задний конец

По существующей технологии производства центробежно-литых трубных заготовок, в том числе и не легированных азотом, предусмотрена обточка наружной и внутренней поверхности, связанная с необходимостью удаления поверхностных литейных дефектов перед дальнейшим прокатным переделом. Поэтому при обточке опытной трубной заготовки внутренний слой с точечными дефектами, вызван-

ными, вероятно, повышенным содержанием азота, удаляется, и его концентрация по всему сечению литой трубы остаётся равномерно высокой (на уровне растворимости в твердой фазе при температуре кристаллизации). При металлографическом анализе образцов литого металла установлено, что сталь имеет практически аустенитную структуру с расположенной по границам зерен остаточной  $\alpha$ -фазой. Её количество в металле опытных плавок (см.табл.1) достаточно точно совпадает с результатами предварительных оценочных расчетов, выполненных по диаграмме Шеффлера. Это подтверждает возможность использования данной диаграммы, полученной для стали типа 18-10, для прогнозирования фазового состава и малоникелевых азотсодержащих хромомарганцевых сталей в зависимости от соотношения концентраций легирующих элементов.

Испытания на растяжение опытного литого металла проводили по ГОСТ 1497-84 на цилиндрических образцах с  $d_0 = 50$  мм, ударной вязкости — по ГОСТ 9454-84. Результаты испытаний, приведенные в табл. 2, позволяют сделать вывод, что металл всех исследованных составов обладает механическими свойствами, существенно превышающими требования ГОСТ 977-88 к стандартной стали 12X18Н10ТЛ. Проведение стандартных для данного класса сталей термообработок на твердый раствор (отжиг при 1050 – 1150°C с охлаждением в воду) приводит к дополнительному повышению временного сопротивления опытного металла на 75 МПа.

Таблица 1

**Химический и фазовый состав металла опытных плавок**

Номер состава	Содержание элементов, мас. %*						Ni <sub>экв</sub>	$\alpha$ -фаза, балл
	C	Cr	Mn	Ni	N	Si		
1.	0,021	18,2	4,55	3,20	0,207	0,73	11,3	1,0
2.	0,024	18,4	5,86	3,15	0,188	0,68	11,5	1,5
3.	0,025	18,4	5,84	3,20	0,231	0,72	12,6	0,5
4.	0,028	17,2	6,03	3,18	0,175	0,66	11,4	0,5
5.	0,037	17,2	5,20	3,00	0,184	0,85	11,3	0,5
6.	0,027	17,9	5,50	3,20	0,182	0,85	11,3	1,0
7.	0,030	16,1	5,20	2,92	0,153	0,39	10,2	0,5
8.	0,029	17,1	4,90	3,32	0,164	0,39	10,7	0,5
9.	0,020	17,2	4,80	3,70	0,160	0,37	10,7	0,5
10.	0,030	17,9	4,32	4,85	0,230**	0,38	14,2	0,5
11.	0,030	17,9	4,32	4,85	0,230**	0,38	14,2	0,5
12.	0,030	17,9	4,32	4,85	0,230**	0,38	14,2	0,5
13.	0,020	18,0	1,75	3,62	0,043	0,19	6,1	5,0
14.	0,020	17,6	2,30	3,47	0,124	0,20	8,2	4,0
15.	0,020	17,6	2,95	3,49	0,192	0,09	10,3	2,5
16.***	0,020	18,0	3,85	3,44	0,252	0,10	12,2	2,0
17.***	0,020	17,6	5,20	3,48	0,326	0,11	14,9	0,5
18.***	0,020	17,6	5,00	3,59	0,328	0,18	14,9	0,5
19.***	0,020	18,0	4,60	3,55	0,331	0,09	14,7	0,5
20.	0,020	18,0	4,10	3,36	0,327	0,13	14,3	0,5

\* содержание серы и фосфора  $\leq 0,020$  мас.%, каждого;

\*\* среднее содержание по длине и сечению стенки обточенной трубы;

\*\*\* кристаллизация металла проходила с высокой скоростью.

Таблица 2

## Механические и антикоррозионные свойства металла опытных плавов

Номер состава	Механические свойства при 20°C					Стойкость металла к МКК		
	$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta_5$ , %	$\psi$ , %	КСУ, кДж/м <sup>2</sup>	вид термообработки		
без термообработки						закалка с 1100°C + отпуск 650°C, 1ч	закалка с 1150°C + отпуск 650°C, 1ч	
1	807	310	38	43	690	стойкие	не стойкие	стойкие
2	752	290	42	48	720			
3	833	323	34	40	620			
4	716	293	43	49	800			
5	772	300	41	49	800			
6	763	307	39	48	810		стойкая	стойкие
7	656	284	46	52	830		не стойкие	
8	697	293	44	49	810		стойкая	
9	703	300	45	48	805		—	—
10	670	305	59	39	—		—	—
11	745	288	63	60	—	—	—	
12.	745	299	65	60	—	—	стойкая*	
**	441	196	25	32	590	—	—	

\* закалка с 1150°;

\*\* сталь 12Х18Н10ТЛ (ГОСТ 977-88).

Таблица 3

## Результаты испытаний стали типа X18Г5АН4 на общую коррозионную стойкость методом ДУ

Режим термической обработки	Плавка № 5					Плавка № 6				
	Скорость коррозии, мм/год									
	Цикл кипячения									
	1	2	3	4	5	1	2	3	4	5
Без т/о	0,7	0,8	0,6	0,4	0,8	0,3	0,3	0,4	0,2	0,3
Отпуск 650°C, 1ч	19,6	34,6	20,3	16,9	35,2	1,2	2,7	4,4	2,7	2,3
Закалка с 1050°C	0,6	0,9	0,6	0,4	1,4	0,3	0,3	0,5	0,3	0,2
Закалка с 1050°C + Отпуск 650°C, 1ч	8,4	28,5	15,8	13,2	1,7	1,0	1,0	0,9	1,8	1,1

При этом влияние азота проявляется значительно сильнее, чем углерода. Например, аустенитная мало-никелевая сталь 45Х17Г13Н3ЮЛ, несмотря на более чем вдвое высокое содержание марганца и почти вдвое большее содержание углерода по сравнению с азотом в опытной стали, имеет временное сопротивление лишь на уровне 500 МПа при более низких пластических характеристиках ( $\delta_5 = 10...15\%$  и  $\psi = 18...22\%$ ). Следует отметить, что опытный металл сохраняет высокий уровень прочности при высоких температурах испытаний. Так временное сопротивление при 1000°C составляет ~600 МПа, что позволяет прогнозировать возможность использования разработанной стали в качестве жаропрочной при температурах до 900...1000°C.

Стойкость стали к межкристаллитной коррозии (МКК) оценивали методом АМ и выборочно методом ДУ (ГОСТ 6032–89). Испытаниям на МКК подвергали по 3-4 образца для каждого состояния металла, а по методу ДУ — по 2 образца. Результаты

испытаний, приведенные в табл. 2, свидетельствуют, что литой металл всех плавов при испытании по методу АМ без предварительной термической обработки не склонен к МКК.

Испытания по методу ДУ проводили только с металлом плавов №5,6. Результаты испытаний, представленные в табл. 3, подтверждают отрицательное влияние углерода и провоцирующего отжига при 650°C на склонность стали к коррозии. Как видим, только металл с содержанием углерода  $\leq 0,030\%$  без термической обработки и после закалки с 1050°C полностью отвечает требованиям ГОСТ 6032-84. Практически не склонен он к МКК в среде метода ДУ и после закалки с 1100°C с последующим провоцирующим отжигом (лишь в одном цикле скорость коррозии составляет 0,6 мм/год). Это свидетельствует о целесообразности снижения концентрации углерода в металле ниже 0,030%, если изделие подвергается сварке или предназначено для работы при высоких температурах в агрессивной среде.

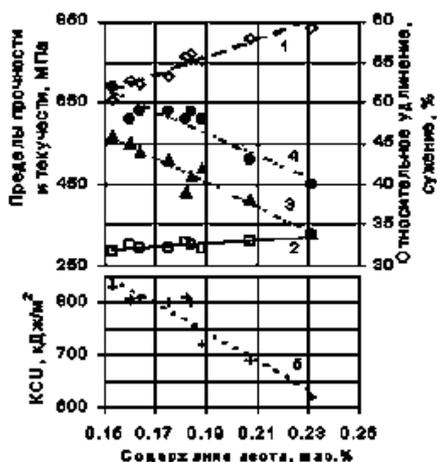


Рис.3 Влияние азота на механические свойства отливок из стали типа Х17НЗАГ5: 1 - предел прочности; 2 - предел текучести; 3 - относительное удлинение; 4 – относительное сужение; 5 - ударная вязкость

На основании проведенных исследований коррозионной стойкости опытной стали можно сделать однозначный вывод, что повышение температуры нагрева под закалку до 1150°C при содержании углерода не более 0,030% не только повышает механические свойства, но и практически исключает склонность металла к МКК

Снижение же содержания углерода до  $\leq 0,020\%$  обеспечивает отсутствие межкристаллитных трещин при всех исследованных видах термовременных воз-

действий, что свидетельствует о пригодности разработанной марки стали для сварки даже в достаточно массивных изделиях.

## ВЫВОДЫ

Разработана экономнолегированная никелем азотсодержащая коррозионностойкая сталь типа 03Х18Г5АН4, которая по механическим свойствам значительно превосходит стандартную сталь 12Х18Н10ТЛ и обладает высокой коррозионной стойкостью в окислительно-восстановительных (метод АМ) и сильно-окислительных (метод ДУ) средах.

Трубы из стали 03Х18Г5АН4 могут быть изготовлены центробежным литьем с последующей холодной деформацией, минуя стадию горячего передела.

## ЛИТЕРАТУРА

1. А.М.Паршин *Структура, прочность и радиационная повреждаемость коррозионно-стойких сталей и сплавов*. Челябинск: "Металлургия", 1988. 656 с.
2. А.П.Гуляев, Т.А. Жадан. *Новые низколегированные нержавеющие стали*. М.: "Машиностроение", 1972. 104 с.
3. Г.Н. Трегубенко Перераспределение азота между фазами при кристаллизации высокоазотистой стали // *Проблемы спец. электрометаллургии*. 1999. №4, с.57 - 66.