

УДК 669.15.26-194

**ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ХРОМИСТОЙ КОРРОЗИОННОСТОЙКОЙ СТАЛИ****\*д.т.н., проф. Мищенко В.Г., \*\*к.ф.-м.н., доц. Снежной Г.В.,  
\*к.ф.-м.н., доц. Снежной В.Л., \*к.ф.-м.н., доц. Меньяло В.И.***\* Запорожский национальный университет,**\*\* Запорожский национальный технический университет*

Хромистые коррозионностойкие стали ферритного класса ферромагнитны, обладают высоким электросопротивлением и имеют ряд определенных преимуществ в сравнении с хромоникелевыми и хромомарганцевыми сталями. К таким преимуществам относятся отсутствие никеля, который значительно повышает стоимость листов, и марганца, который снижает сопротивление коррозии. Однако, хромистые стали не лишены и недостатков: их стойкость к межкристаллитной коррозии значительно меньше в сравнении с хромоникелевыми сталями, кроме этого, они не способны самопассивироваться на воздухе. Им не свойственны также высокая вязкость и пластичность, что обусловлено, прежде всего, кристаллическим строением а также повышенной структурной нестабильностью. Следовательно, улучшение физико-механических и служебных свойств этих сталей может быть связано с поиском эффективного механизма стабилизации ферритной структуры.

Наиболее надежным способом, из всех известных, является многокомпонентное легирование. Исследование сталей разного уровня легирования, выполненное с использованием математических методов планирования эксперимента, позволило построить ряд зависимостей, описывающих взаимосвязь между содержанием легирующих элементов, структурой и свойствами, характеризующимися соотношением фазовых составляющих, пластичностью и др.

Определение комплексного влияния легирующих элементов, в том числе РЗМ и ЩЗМ, на свойства коррозионностойких сталей осуществляли с использованием метода математического планирования эксперимента Бокса-Уилсона.

Для выбора легирующих комплексов, а также факторов и интервалов их варьирования использованы:

- литературные данные о качественном и количественном влиянии легирующих элементов на фазовый состав и свойства хромистых и других коррозионностойких сталей;

-экспериментальные и литературные данные по термической и термомеханической обработке хромистых коррозионностойких сталей мартенсито-ферритного и ферритного классов.

Уровни и интервалы варьирования факторов легирующего комплекса С-Сг-Ti-V приведены в таблице 1. В качестве параметров оптимизации для этого легирующего комплекса принимали фазовый состав (коэффициент ферритообразования  $K_f$ ) [1] и величину относительного удлинения. Этот легирующий комплекс использовали при разработке состава стали, применяемой для производства сварных изделий из листов и труб, выполняемых методами электроконтактной сварки.

Таблица 1  
Уровни и интервалы варьирования факторов легирующего комплекса С-Сг-Тi-V

Наименование	Содержание легирующих элементов, (% масс.)			
	С (X1)	Сг(X2)	Тi(X3)	V(X4)
Основной уровень	0,05	16,0	0,4	0,4
Интервал варьирования	0,02	2,0	0,3	0,2
Верхний уровень (+)	0,07	18,0	0,7	0,6
Нижний уровень (-)	0,03	14,0	0,1	0,2

С помощью регрессионного анализа результаты экспериментов обработаны и сведены в табл. 2.

Таблица 2  
Результаты регрессионного анализа легирующих комплексов

Легирующий комплекс	Уравнение регрессии	Дисперсия параметра оптимизации	Доверительный интервал	Критерий Фишера, F	
				Расчетный	Табличный
С-Сг-Тi-V	$\delta_5=4.17-75C+43.32Ti+$ $+0.83Cr+25.625V-$ $-2.083CrTi-312.5CV, \%$	0.584	$\pm 1.162$	11.042	19.2
	$K_{\phi}=-0.115-8.5C+$ $+0.085Cr+0.4Ti$	0.00207	0.07	13.9	19.2

Для всех легирующих комплексов с целью уменьшения количества опытных плавов реализована полуреплика  $2^{4-1}$  с определяющим контрастом  $I=x_1 x_2 x_3 x_4$ .

Анализ полученных уравнений регрессии свидетельствует о неоднозначности влияния легирующих элементов на показатель пластичности сварных соединений, выполненных роликовой сваркой внахлест. Углерод в уравнении регрессии со знаком минус, что способствует снижению пластичности сварных соединений и это достаточно полно изучено и описано в литературе. Хром, и особенно, титан и ванадий, являясь феррито- и карбонитридообразующими элементами, повышают этот показатель. Однако, парное взаимодействие хрома и титана имеет отрицательное воздействие. Это обусловлено некоторым перелегированием твердого раствора титаном, избыток которого иногда возникает в процессе связывания углерода и азота в карбонитридную фазу. Отрицательное влияние углерода и ванадия вызвано положительным и более эффективным воздействием нитридов ванадия [2, 3]. Влияние легирующих элементов на фазовый состав ( $K_{\phi}$ ) коррозионностойкой стали оказалось менее сложным: углерод понижал, а хром и титан повышали этот показатель. Коэффициент ванадия оказался незначимым, что вполне объяснимо, если учесть пределы его содержания в стали и сравнительно невысокий ко-

эффицент ферритообразования  $\cong 1,5$ . Поскольку влияние углерода, хрома и титана на пластичность сварных соединений описано в литературе достаточно хорошо, то представляет интерес исследовать влияние ванадия на повышение пластичности сварных соединений, выполненных роликовой сваркой. С этой целью, задавая содержание углерода – 0,05%, хрома – 16,0% и титана – 0,4%, произвели расчет показателя пластичности  $\delta_5^{cb}$  сварных соединений в зависимости от ванадия (табл.3).

Как следует из уравнения регрессии и результатов дополнительных опытов №№ 12,13,14,15,16 (см. табл.3) с увеличением содержания ванадия пластичность сварных соединений возрастает. Однако при содержании ванадия в стали выше 0,6% прирост пластичности сварных соединений прекращается, а при содержании ванадия 1,0% наблюдается некоторое снижение пластичности. Таким образом, верхний предел содержания ванадия в стали не должен превышать 0,8%.

На пластичность сварных соединений двухфазных сталей большое влияние оказывает эффект упрочнения, вызванный появлением структур закалки. Поэтому с целью оптимизации химического состава исследована микроструктура опытных сталей. Согласно ранее проведенных исследований одна из опытных плавок №6 имела очень низкий коэффициент ферритообразования 0,56 и, следовательно, должна иметь двухфазную структуру (рис.1, 2). После травления реактивом Виллелла проявляется структура металла – феррит окрашивается в темный цвет, а в светлый – мартенсит (см.рис.1).

Таблица 3

Значение пластичности основного металла и сварных соединений  $\delta_5$  и коэффициента фазности  $K_{\phi}$  в зависимости от содержания ванадия

Номер опыта	Содержание легирующих элементов (% масс)				Значение показателя свойств		
	C	Cr	Ti	V	$\delta_5$ , %	$\delta_5^{cb}$ , %	$K_{\phi}^*$ , %
12	0,05	16,1	0,41	0,22	44	19,0	0,960
13	0,06	16,0	0,43	0,41	43	20,5	0,962
14	0,05	15,9	0,39	0,63	41	26,0	0,990
15	0,04	16,2	0,40	0,81	40	26,5	1,08
16	0,05	16,1	0,41	1,12	40	24,0	1,13

$\delta_5^{cb}$  – пластичность сварных соединений;

$K_{\phi}^*$  – коэффициент фазности расчетный [1].

На рис.3 представлена типичная структура двухфазных опытных сталей №№ 1, 3, 4, имеющих коэффициент ферритообразования ( $K_{\phi}$ ) соответственно 0,825, 0,84 и 0,71, что значительно больше чем у плавки №6 - 0,56. Микроструктура этих плавок состоит, в основном, из феррита и небольшого количества мартенсита, что хорошо видно после травления в реактиве для титана. Внутри зерен расположены мелкие карбиды. При увеличении времени травления в реактиве для титана происходит интенсивное растравливание круглых включений.

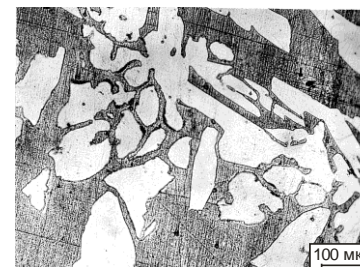


Рис. 1. Микроструктура опытной стали (плавка №6). Полирование на квасцах, травление в реактиве Виллелла.



Рис. 2. Микроструктура опытной стали (плавка №6). Полирование окисью хрома, травление в реактиве Марбле.

Опытные плавки №№2,5,7,8 были однофазными ( $K_f > 1$ ) ферритными. Одна из плавков имела наиболее мелкие карбиды и нитриды титана, расположенные в зерне, так как содержала минимальное количество титана (рис.4, 5).

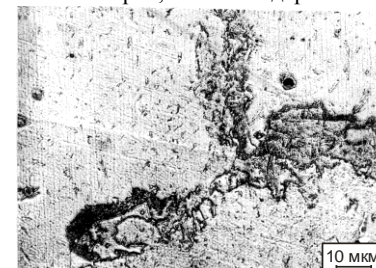


Рис. 3. Микроструктура опытной стали (плавка №1).

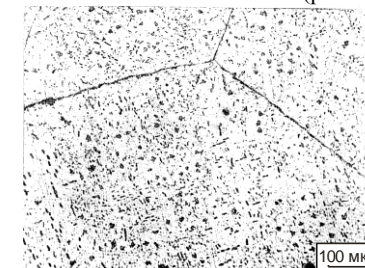
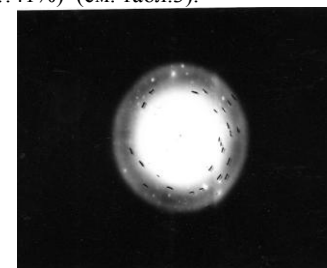
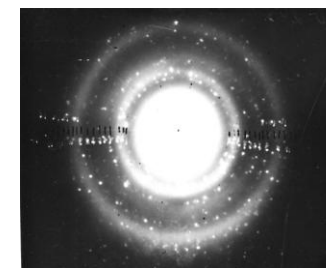


Рис. 4. Микроструктура опытной стали (плавка №7).

Верхний предел содержания титана и ванадия в стали выбран соответственно 0,7% мас. и 0,6% мас. и обусловлен наиболее высокими показателями пластичности основного металла, который имеет средние показатели ( $\delta_5 \cong 40...41\%$ ) (см. табл.3).



а



б

Рис. 5. Электронограммы с упрочняющей фазы опытных сталей: а - игольчатые выделения, расположенные по зерну; б - пограничные выделения.

Нижняя граница содержания этих элементов составляет 0,4% мас. и 0,3% мас. ограничивается появлением мартенситной составляющей по границам зерен в сварном шве, что способствует хрупкости (рис.6).

Согласно уравнения регрессии установлено отрицательное влияние углерода на пластичность сварных соединений. Однако в условиях открытой выплавки в электродуговых печах получить его содержание менее 0,05% невозможно.

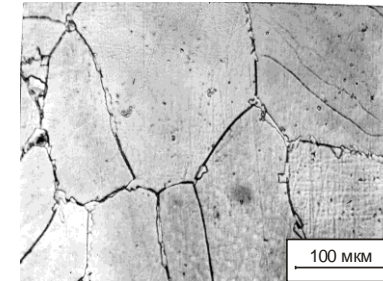


Рис. 6. Микроструктура сварной точки опытной плавки №1 ( $K_{\phi}=0,825$ ).

Проверку протекания  $\alpha \rightarrow \gamma$  превращения проводили дилатометрическим методом на специально приготовленных образцах. Независимо от подготовки образцов (с предварительным отжигом или без отжига) вид и характер диаграмм сталей 05X17ФТч и 05X17ч идентичен (рис.7).

При нагреве образцов ферритной стали 05X17ФТч до 1000 °С  $\alpha \rightarrow \gamma$  перехода не зафиксировали. Это свидетельствует о том, что во всем интервале температур сохраняется устойчивая  $\alpha$ -фаза. В стали 05X17ч наблюдали  $\alpha \rightarrow \gamma$  превращение при 875-885 °С, а при ускоренном охлаждении образцов удалось зафиксировать распад определенной доли аустенита в мартенсит по бездиффузионному механизму при температуре 170...180 °С (см. рис.7).

На всех дилатограммах наблюдали изменение формы кривой в интервале температур (600-700 °С), которые связаны с процессами выделения и растворения карбонитридной фазы. Проведенные исследования использованы в разработке режимов горячей прокатки и термообработки хромистых коррозионноустойчивых сталей исследуемых марок.

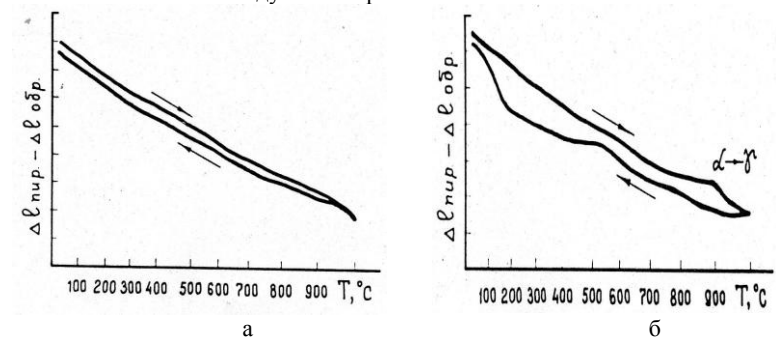


Рис. 7. Дилатограммы хромистых сталей ферритного и феррито-мартенситного классов: а - 05X17ФТч; б - 05X17ч.

Известно, что значительного улучшения структуры и свойств в приведенном легирующем комплексе можно достигнуть введением определенных количеств редкоземельных металлов [1]. Последние, как поверхностно-активные, располагаясь преимущественно по границам зерен и в дефектных местах, способствуют удалению углерода с границ зерен в центр зерен. Введение силикобария в сталь способствовало лучшему раскислению, а также десульфурации металла и, как следствие, более полному усвоению РЗМ. Совместное введение бария и РЗМ значительно улучшило форму и топографию неметаллических включений, что благоприятно сказалось на пластических свойствах как основного металла так и сварных соединений (рис.8).

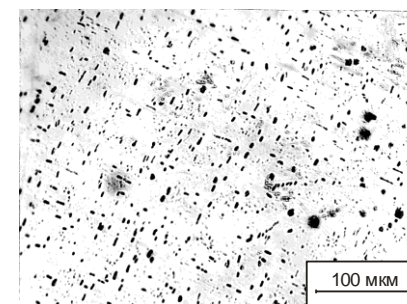


Рис. 8. Форма и расположение неметаллических включений в стали (плавка №2).

Полученные математические зависимости  $-Cr-$  и последующая оптимизация легирующего комплекса  $C-Cr-Ti-V-PZM$  явились методологической базой для создания экономнолегированной коррозионностойкой стали 05X17ФТч.

#### ИСПОЛЬЗОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. Мищенко В.Г. Принципы легирования коррозионностойких двухфазных мартенситно-ферритных сталей /В.Г.Мищенко //Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. - Запоріжжя.-1997.-№2.-С.43-44.
2. Тарасенко Л.В. Закономерности формирования химического состава многокомпонентного карбида  $Me_{23}C_6$  в жаропрочных сталях /Л.В.Тарасенко // Металловедение и термическая обработка.-2000.-№1.-С.6-10.
3. Ющенко К.А. Свойства сварных соединений хромистых сталей типа 04X19АФТ /К.А.Ющенко, Р.И.Морозова, Г.Ф.Настенко //Автоматическая сварка.-1986.-№4.-С.42-44.