

## ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ХРОМОНИКЕЛЬКРЕМНИСТОЙ СТАЛИ В УСЛОВИЯХ ГАЗОЭЛЕКТРИЧЕСКОЙ ДУГОВОЙ НАПЛАВКИ

Ю.И. Лопухов

*Восточно-Казахстанский государственный технический университет (Усть-Каменогорск)  
Казахстан*

Поступила в редакцию 19.02.2009

С помощью ТЕМ, XRD, и SEM анализа обнаружено формирование карбонитридных частиц при наплавке (в азотосодержащей среде).

При увеличении количества слоев при наплавке, объемная доля аустенита увеличивается и падает доля феррита

Одним из основных критериев, определяющих надежность и долговечность трубопроводной арматуры, является устойчивая работа пары уплотнительных поверхностей затвора. Наплавленный металл рабочей зоны этих поверхностей должен удовлетворять весьма жестким требованиям по механическим свойствам, стойкости против задиранья, эрозийной и коррозионной стойкости. Эти показатели зависят от изменения структуры металла.

Существенным недостатком сплава 10X17H8C6Г, который используется в виде на-плавочных электродов ЦН-6Л для наплавки уплотнительных поверхностей затвора трубопроводной арматуры, является склонность его к сигматизации и термическому упрочнению при длительной эксплуатации арматуры с температурой среды 425 ÷ 550 °С [1]. Это может привести к растрескиванию сплава непосредственно на действующем энергообъекте и вызвать аварийную ситуацию. Как уже отмечалось выше, образование  $\sigma$ -фазы возможно также и непосредственно в процессе наплавки при определенных временно-температурных условиях.

Кристаллизация хромоникелькремнистой стали формируется двухфазной структурой с различным соотношением  $\delta/\gamma$ -фаз. При этом  $\delta$ -феррит является метостабильной фазой и при определенных условиях происходит распад с образованием  $\sigma$ -фазы по схеме  $\delta \rightarrow \sigma \rightarrow \gamma$  [2]. Образование  $\sigma$ -фазы в большинстве случаях нежелательно и вызывает охрупчивание сплава.

Повышение стабильности  $\delta$ -феррита и подавление процесса образования  $\sigma$ -фазы мо-

жет быть достигнуто подбором определенного соотношения феррито- и аустенизирующих элементов, входящих в состав сплава.

Исследовались сплавы типа 10X17H8C5 Г2Т, полученные многослойной наплавкой проволокой ПП-АН133 Ø2,6 мм в смеси газов  $N_2 + CO_2$  с различным процентным содержанием азота в составе смеси и в среде аргона. Наплавку проводили на режиме: сварочный ток – 210 ÷ 240 А, напряжение дуги – 26 ÷ 27 В,  $V_H = 17$  м/ч. Расход защитной атмосферы 10 ÷ 14 л/мин.

Азот в металле может образовывать твердый раствор внедрения или находиться в связанном состоянии в виде нитридов. Причем содержание азота определяет степень растворимости его в жидком металле и зависит не только от условий наплавки, но и от химического состава наплавленного металла. В металле, наплавленном проволокой ПП-АН133, присутствуют, как элементы, повышающие растворимость азота (Cr, Mn, Ti), так и элементы, препятствующие его растворению (Si, C). Эффективным нитридообразующим элементом является титан, содержащийся в составе порошковых проволок в виде ферротитана. Наличие титана благоприятно сказывается не только на интенсификации процесса насыщения жидкого металла азотом, но и на формировании структур наплавленного слоя. Титан, соединяясь с азотом, образует нитриды и при кристаллизации металла наплавки выступает в роли эффективного модификатора. Данные электронно-микроскопических исследований свидетельствуют что, образующие нитриды и карбонитриды титана (рис. 1) являются центрами кристаллизации и способствуют измельчению зерна.

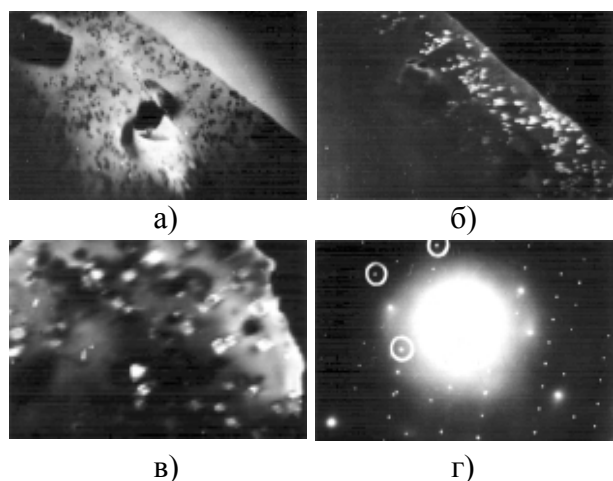


Рис. 1. Карбонитридные частицы в твердом растворе металла, наплавленного порошковой проволокой ПП-АН133 в азотосодержащей среде 70%N<sub>2</sub> + 30%CO<sub>2</sub>. Термообработка ε80% – 1300 °С – вода – 700 °С – 1 час – охлаждение с печью. а) светлое поле ×6000; б) темное поле в рефлексе (220) ×6000; в) темное поле в рефлексе (220) ×20000; г) микродифракционная картина  $C = 50,6$ .

Методом рентгеноструктурного фазового анализа определено количество аустенита и феррита в наплавленном металле в различных защитных средах. Результаты этих исследований (табл. 1) показывают, что с увеличением азота в газовой смеси растет объемная доля аустенита и соответственно падает доля феррита. Следует отметить, что с увеличением количества слоев и высоты наплавки, объемная доля аустенита в наплавленном металле возрастает (рис. 2).

На рис. 3 приведены микроструктуры металла, наплавленного проволокой ПП-АН133 в 100%CO<sub>2</sub>, 70%N<sub>2</sub> + 30%CO<sub>2</sub>, 100%Ar. Из

Таблица 1  
Фазовый состав стали 10X17H8C5Г2Т в зависимости от состава защитной атмосферы при наплавке

Защитная атмосфера, %	Количество, %	
	Аустенит	Феррит
100Ar	33	67
100CO <sub>2</sub>	39	61
70CO <sub>2</sub> + 30N <sub>2</sub>	48	52
50CO <sub>2</sub> + 50N <sub>2</sub>	55	45
70CO <sub>2</sub> + 50N <sub>2</sub>	72	28
N <sub>2</sub>	59	41

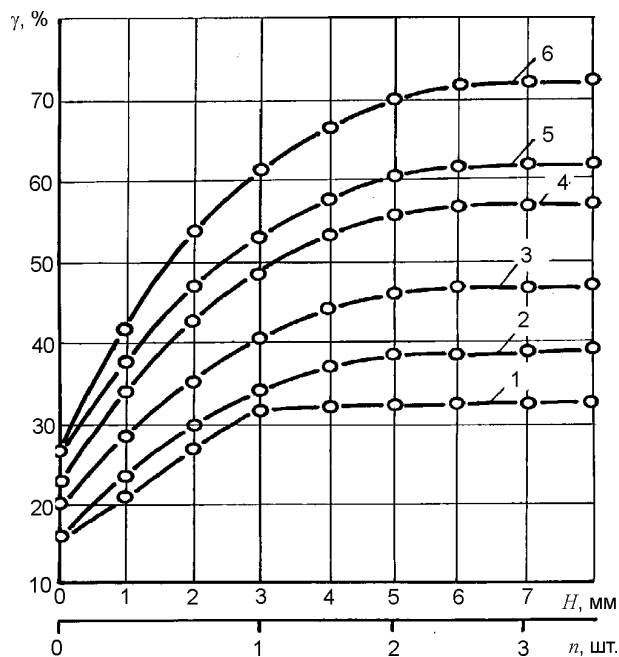


Рис. 2. Объемная доля аустенита в металле, наплавленном порошковой проволокой ПП-АН133 в различных защитных атмосферах в зависимости от высоты наплавки ( $H$ ) и количества слоев ( $n$ ): 1 – Ar; 2 – CO<sub>2</sub>; 3 – 30%N<sub>2</sub> + 70%CO<sub>2</sub>; 4 – 50%N<sub>2</sub> + 50%CO<sub>2</sub>; 5 – N<sub>2</sub>; 6 – 70%N<sub>2</sub> + 30%CO<sub>2</sub>.

сравнения микроструктур рабочей зоны после различных технологий наплавки можно обнаружить принципиальное отличие. Наплавка в азотосодержащей атмосфере характеризуется значительно большей объемной долей аустенита. Зерна аустенита равномерно распределены в структуре и имеют более равноосную форму в сравнении с наплавкой в углекислом газе или аргоне.

Структурные исследования показали, что в зоне сплавления с основным металлом наблюдается мелкодисперсная ферритно-аустенитная смесь с избыточными выделениями карбонитридных фаз и некоторого количества мартенситной составляющей, объемная доля которой уменьшается с увеличением содержания растворенного азота в металле. Начиная от зоны сплавления, содержание аустенита растет по высоте наплавки и достигает максимального значения в рабочей зоне. Наплавка в азотосодержащих газовых смесях приводит к формированию более дисперсной и однородной структуры при благоприятной в морфологическом отношении ферритной составляющей по сравнению с другими видами наплавки (рис. 3).

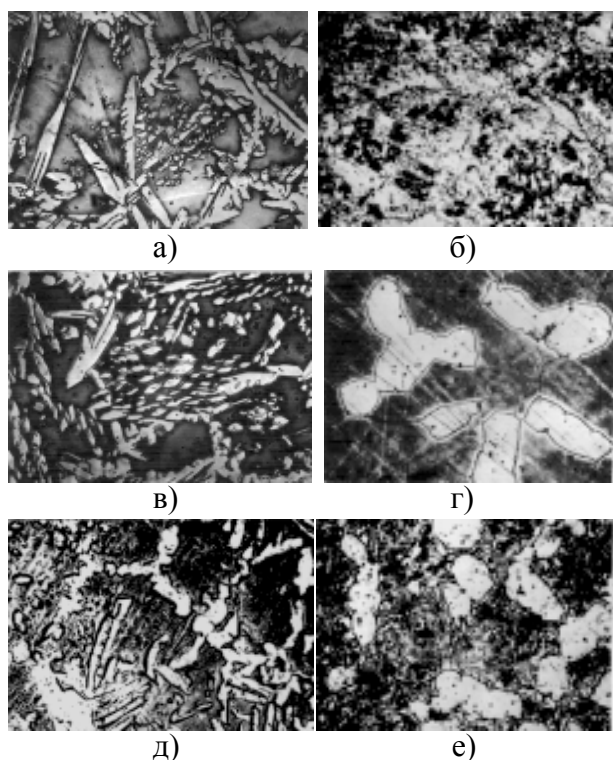


Рис. 3. Микроструктура металла, наплавленного порошковой проволокой ПП-АН133 (X17H8C5Г2Т) в различных защитных средах (X1750) а), б) – Ar; в), г) – 70%N<sub>2</sub> + 30%CO<sub>2</sub>; д), е) – CO<sub>2</sub>; а), в), д) – состояние после наплавки; б), г), е) – после термообработки, нагрев 1200 °С, выдержка 24 часа, закалка в воду, последующее старение при 750 °С в течение 5 часов с охлаждением в воде.

Из-за значительного содержания ферритообразующих элементов в наплавленном металле в процессе кристаллизации образуется метастабильный  $\delta$ -феррит. Одновременно с этим происходит образование первичных карбонитридных частиц, наблюдаемых при металлографических исследованиях (рис. 3б). При последующем охлаждении наплавленного металла метастабильный  $\delta$ -феррит претерпевает распад с образованием  $\sigma$ -фазы.

Проведенные исследования структуры сталей после наплавки в различных газовых средах и после термической обработки показывают, что легирование азотом сталей подавляет выделение  $\sigma$ -фазы. Режимы термической обработки, приведенные на рис. 2б), г), е) выбраны в интервале температур 700 ÷ 800 °С, что соответствует наиболее благоприятному выделению  $\sigma$ -фазы.

На рис. 2б показано наличие выделений  $\sigma$ -фазы после наплавки в среде углекислого газа. Эти выделения представляют собой округлые частицы размерами 10 ÷ 15 мкм. На-

дежно идентифицировать их удалось с помощью электронно-микроскопических исследований и рентгеновского микроанализа. Более мелкие частицы  $\sigma$ -фазы можно было увидеть только при использовании просвечивающего электронного микроскопа (рис. 4, 5).

После наплавки в среде аргона (рис. 3е) обнаруживаются отдельные частицы  $\sigma$ -фазы, хотя их количество значительно меньше, чем при наплавке в CO<sub>2</sub>.

Особенности выделения  $\sigma$ -фазы более подробно изучены методом электронной микроскопии. Результаты исследований свидетельствуют, что  $\sigma$ -фаза в образцах, наплавленных в среде CO<sub>2</sub> изредка проявляется в виде заостренных частиц, которые выделяются внутризеренно (рис. 4).

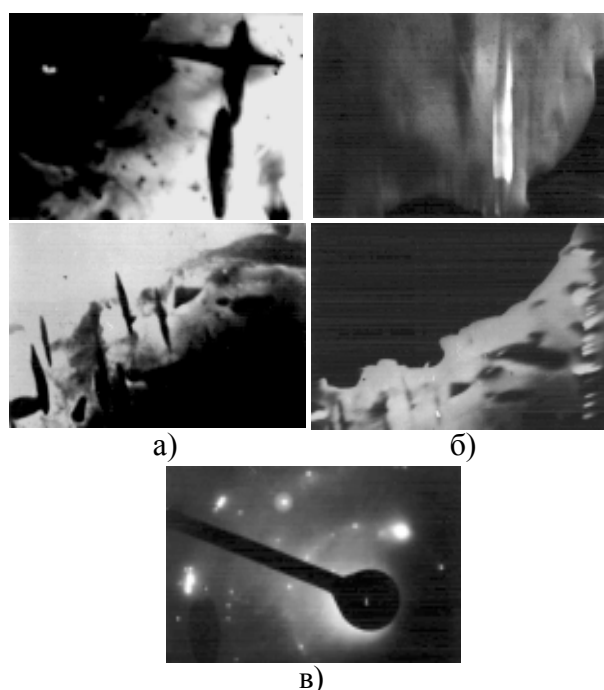


Рис. 4. Выделение  $\sigma$ -фазы в металле, наплавленном порошковой проволокой ПП-АН133 в среде аргона в виде заостренных пластин, типичных для сдвигового превращения. Термообработка:  $\varepsilon$ 80% – 1300 °С – вода – 700 °С – 1 час – охлаждение с печью. а) – светлое поле,  $\times 6000$ ; б) темное поле в рефлексе (010)  $\times 6000$ ; в) микродифракционная картина.

Как правило, наибольшее число выделения  $\sigma$ -фазы наблюдается на межфазных границах  $\delta/\gamma$  (рис. 5б). Сравнивая структуру в исходном состоянии и после термической обработки можно видеть, что частицы  $\sigma$ -фазы после наплавки (рис. 4) встречаются внутри ферритного зерна, их неблагоприятная в морфологическом отношении форма может яв-

ляться дополнительным концентратором напряжений, что может приводить к появлению холодных микротрещин.

Нагрев образцов после закалки вызывает коагуляцию частиц  $\sigma$ -фазы, увеличения их объемной доли и размеров (рис. 5).

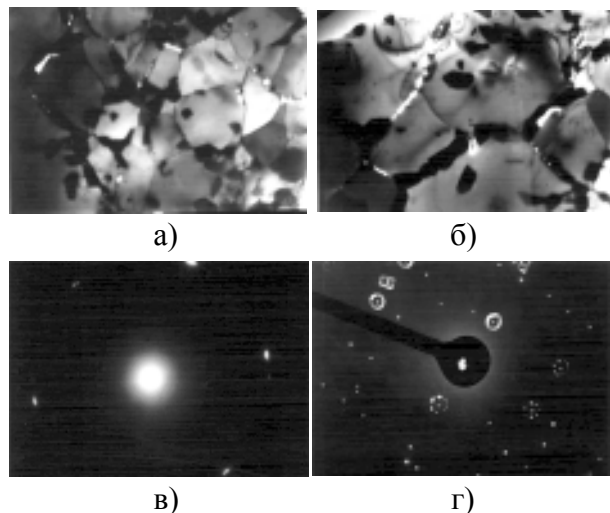


Рис. 5. Выделение  $\sigma$ -фазы на межфазных границах в структуре металла, наплавленного порошковой проволокой ПП-АН133 в среде аргона. Термообработка:  $\varepsilon 80\%$  –  $300\text{ }^\circ\text{C}$  – вода –  $700\text{ }^\circ\text{C}$  – 1 час – охлаждение с печью. а), б) – светлое поле,  $\times 6000$ ; в) – микродифракционная картина железа в рефлексе (110); г) – микродифракционная картина  $\sigma$ -фазы.

Наряду с этим на межфазных границах видны микротрещины, появление которых, по-видимому, связано с исходной неблагоприятной формой частиц  $\sigma$ -фазы. Необходимо также отметить, что в процессе превращения происходят миграции границ, поэтому частицы  $\sigma$ -фазы после термической обработки оказываются на границе  $\alpha$ -фазы.

#### ФОРМУВАННЯ Cr-Ni-Si СТАЛІ В РЕЗУЛЬТАТІ ГАЗОЕЛЕКТРИЧНОГО ДУГОВОГО НАПЛАВЛЕННЯ

Ю.І. Лопухов

За допомогою TEM, XRD, і SEM аналізу виявлене формування карбонітридних частинок при наплавленні (у азотмісткому середовищі).

При збільшенні кількості шарів при наплавленні, об'ємна частка аустеніту збільшується і падає частка фериту.

Из-за значительного содержания ферритообразующих элементов в наплавленном металле метастабильный  $\delta$ -феррит образуется в процессе кристаллизации. Одновременно с этим происходит образование первичных карбонитридных частиц. При последующем охлаждении наплавленного металла метастабильный  $\delta$ -феррит претерпевает распад с образованием  $\sigma$ -фазы.

Данные электронно-микроскопических исследований и микродифракционного анализа позволили выявить некоторые закономерности процесса выделения. Объемная доля  $\sigma$ -фазы зависит от концентрации азота в газовой смеси, уменьшаясь с ростом последней.

При наплавке в азотсодержащих смесях происходит в основном внутризеренное выделение  $\sigma$ -фазы (рис. 3), а на межфазных  $\delta/\gamma$ -границах наблюдается зарождение и рост карбонитридных частиц по механизму прерывистого распада. При наплавке в аргоне выделение  $\sigma$ -фазы происходит преимущественно на межфазных границах (рис. 5б).

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Степин В.С., Рунов А.Е. Термическое упрочнение сплава ЦН-6 для наплавки уплотнительной поверхности арматуры//Сварочное производство. – 1982. – № 7. – С. 24-26.
2. Колчин В.Г., Данилов В.Г. и др. Особенности превращения  $\delta$ -феррита в 2-х фазной хромоникелевой стали//Изв. АН СССР. Металлы. – 1986. – № 2. – С.109-111.

#### THE Cr-Ni-Si STEEL FORMING IN RESULT OF GAS-ELECTRICAL ARC FUSION

Yu.I. Lopukhov

The formation of carbon-nitride particles at fusion (in nitrogen-contain environment) was found by TEM, XRD, and SEM analysis.

Increasing of austenite volume part and decreasing part of ferrite was shown under growing of the layers at fusion.