

ОСОБЕННОСТИ ПРОЦЕССОВ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ ПРИ ИЗГОТОВЛЕНИИ ТРУБ ИЗ ФЕРРИТНО-АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ

В. И. Большаков*, д. т. н., **Т. А. Дергач***, к. т. н., **С. А. Панченко****,

А. Е. Балев**

**ГВУЗ «Приднепровская государственная академия строительства и архитектуры»*

***ЧАО «СЕНТРАВИС ПРОДАКШН ЮКРЕЙН»*

Введение

За последние десятилетия в различных отраслях промышленности и в строительстве существенно расширилось применение металлопродукции из коррозионностойких хромоникелевых и хромоникельмолибденовых ферритно-аустенитных сталей [1-4], которые были разработаны как эффективные заменители более дорогостоящих аустенитных сталей.

ЧАО «СЕНТРАВИС ПРОДАКШН ЮКРЕЙН» («СПЮ»), г. Никополь, является единственным предприятием в Украине и СНГ, выпускающим трубы из указанных сталей (табл. 1) для внутреннего рынка и на экспорт.

Таблица 1

Химический состав труб из наиболее распространенных duplexных сталей, выпускаемых «СПЮ».

Марка стали	Содержание химических элементов, %									
	C	Si	Mn	P	S	N	Cr	Mo	Ni	Др.
S 32205	0,03	1,0	2,0	0,03	0,02	0.14-0.2	22-23	3.0-3.5	4.5-6.5	-
S 32750	0,03	0,8	1.2	0,035	0,02	0.24-0.3	24-26	3.0-5.0	6.0-8.0	Cu 0.5

Целью работы явилось повышения коррозионной стойкости и конкурентоспособности горячепрессованных труб из ферритно-аустенитных сталей на основе изучения процессов структурообразования и управления структурой при их изготовлении.

Результаты исследований и их обсуждение

Исследования большого количества трубных заготовок \varnothing 180-270 мм из различных ферритно-аустенитных (duplexных и суперduplexных) сталей разных плавок, включающие анализ химического состава, микроструктуры и стойкости к питтинговой коррозии, показали следующее.

Трубные заготовки, как правило, характеризуются неоднородной структурой с чередующимися объемами деформированных ферритной и аустенитной фаз, рисунок 1а, и наличием интерметаллидных фаз, рисунок 1б. Наиболее неблагоприятной из них является интерметаллидная σ -фаза, выделяющаяся по эвтектоидной реакции: α (δ) \rightarrow $\sigma + \gamma_2$ или непосредственно из феррита в диапазоне температур 600-1000 $^{\circ}$ C с интенсификацией процесса при 800-950 $^{\circ}$ C (в зависимости от степени легирования стали), рисунок 2 [4], таблица 1. Выделение σ -фазы способствует обеднению прилегающих к ней зон феррита хромом и молибденом и снижает стойкость стали к локальным видам коррозии: питтинговой, межкристаллитной и коррозионному растрескиванию.

Кроме того, установлено, что неблагоприятное соотношение ферритообразующих (в основном хрома, молибдена, кремния) и аустенитообразующих (никеля, азота, марганца) элементов в пределах марочного состава в трубных заготовках может привести к нарушению необходимого баланса ферритной и аустенитной фаз (40-60%) в их структуре.

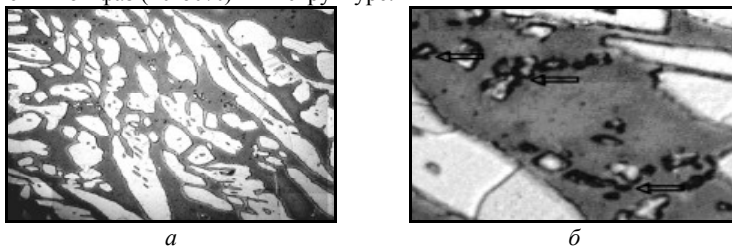


Рис. 1. Микроструктура трубной заготовки из стали 02X22H5AM3 (а, $\times 400$) с выделениями σ -фазы в феррите (б, $\times 1000$).

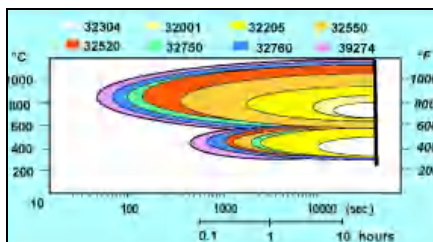


Рис. 2. Типичные изотермические диаграммы выделения интерметаллидных фаз в наиболее распространенных ферритно-аустенитных сталях [4].

Структурная неоднородность трубной заготовки отрицательно сказывается на ее технологической пластичности и деформируемости в горячем состоянии и может оказать наследственное неблагоприятное влияние на структуру и коррозионную стойкость готовых труб.

На основании проведенных исследований уточнены требования к химическому составу и структуре трубной заготовки из ферритно-аустенитных сталей, что способствовало улучшению ее деформируемости при прессовании, повышению однородности структуры, а также улучшению качества поверхности и свойств горячепрессованных труб.

Высокотемпературное прессование сплошной трубной заготовки на горизонтальном гидравлическом прессе с большой (до 95%) степенью разовой деформации и ускоренным охлаждением горячепрессованных труб в воде способствует существенному преобразованию структуры стали: повышению ее однородности, увеличению степени вытянутости фаз в направлении деформации, рис. 3а, измельчению ферритных и аустенитных зерен. Однако оно не обеспечивает высокую степень однородности структуры, рис. 3б, и отсутствие интерметаллидных фаз, рис. 3в, г.

Такая структура не гарантирует требуемый потребителями высокий ком-

плекс коррозионных и эксплуатационных свойств труб, в частности, стойкость к питтинговой коррозии (ПК) при испытании при повышенных температурах в 6%-ном растворе FeCl_3 по ASTM G-48 и стойкость к КР. Поэтому товарные горячепрессованные трубы с повышенными требованиями по коррозионной стойкости необходимо подвергать термической обработке.

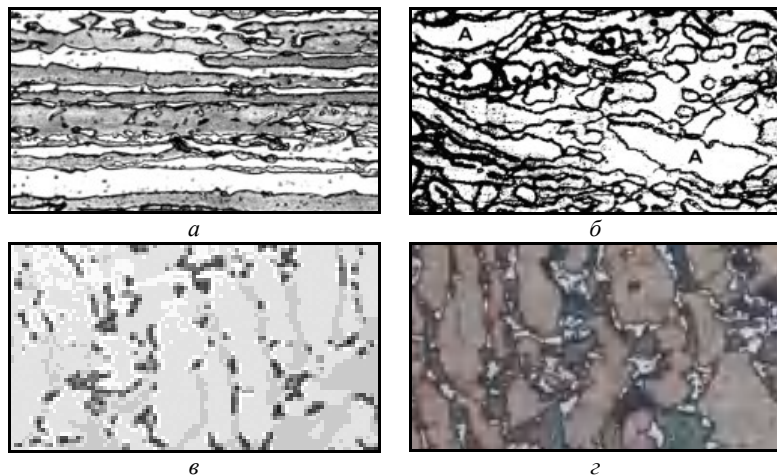


Рис. 3. Микроструктура горячепрессованных труб из стали 02Х22Н5АМЗ: *а, б* – продольный и поперечный шлифы, А – аустенит, $\times 400$; *в, г* – выделение σ -фазы (темного и белого цвета соответственно), $\times 800$.

Установлено, что термическая обработка горячепрессованных труб по действующей технологии (закалка от температур $1050-1070^\circ\text{C}$) способствует дальнейшему повышению степени однородности структуры стали и частичной коагуляции фаз, рис. 4*а*. Однако, при этом не всегда достигается полное растворение σ -фазы и требуемая стойкость труб к ПК и КР.

Систематическими исследованиями процессов структурообразования при термической обработке образцов горячепрессованных труб установлены следующие закономерности.

Повышение температуры нагрева под закалку и времени выдержки при нагреве способствуют:

- гомогенизации химического состава стали, увеличению степени коагуляции и некоторому изменению химического состава ферритной и аустенитной фаз, рис. 4*б*, умеренному росту ферритных и аустенитных зерен, рис. 5, и увеличению полноты превращения σ -фазы;

- увеличению (до $\sim 78\%$) поверхности специальных низкоэнергетических границ зерен $\Sigma 3$ ($\Sigma 3^n$) в теории решеток совпадающих узлов (PCY) в аустенитной составляющей стали, рис. 6, обладающих повышенной коррозионной стойкостью, и соответственно уменьшению поверхности активных высокоэнергетических границ зерен общего типа.

Ранее было показано [5], что укрупнение зерен и увеличение поверхности специальных границ $\Sigma 3^n$ способствует значительному повышению коррозион-

ной стойкости труб из аустенитных Cr-Ni сталей, что в большей степени проявляется при их испытании в особо агрессивных средах.

Однако, увеличение до недопустимых пределов (более 60%) содержания феррита в стали может привести к снижению стойкости труб к ПК и КР.

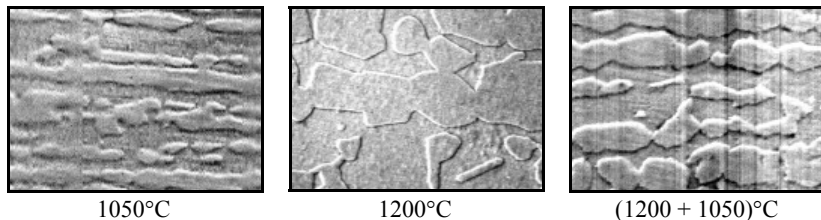


Рис. 4. Влияние режима закалки на микроструктуру труб, $\times 1000$, РЭМ.

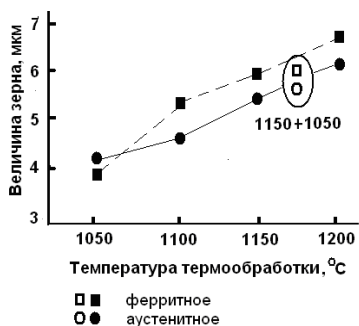


Рис. 5. Влияние термической обработки на величину ферритных и аустенитных зерен в трубах из стали 02X22H5AM3.

Рис. 7. Влияние термообработки на содержание феррита в структуре горячепрессованных труб.

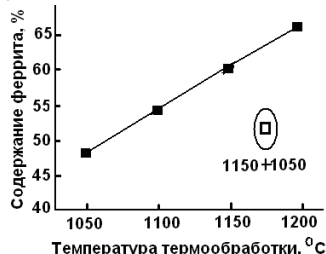
Установлено, что последующая (после высокотемпературной) закалка образцов труб от температур 1050-1090°C (в зависимости от степени легирования стали) способствует восстановлению оптимального баланса ферритной и аустенитной фаз (примерно по 50% каждой) в структуре стали при сохранении повышенного содержания специальных низкоэнергетических границ зерен типа Σ3 в аустените, рис. 5-7.

Такая комплексная термообработка по разработанному режиму двойной закалки [6] способствовала:

- значительному повышению стойкости образцов труб к ПК при испытании в 6%-ном растворе FeCl₃ по методу А, ASTM G-48, – повышению температурного порога питтинговой стойкости (для стали 02X22H5AM3 с 30 до 45°C) и



Рис. 6. Микроструктура образца трубы после двойной закалки, $\times 500$.



снижению более, чем на 2 порядка величины, скорости ПК, табл. 2;

- улучшению коррозионных характеристик при электрохимических исследованиях в хлоридной сероводородсодержащей среде методики NACE TM0177 (насыщенном H₂S растворе 5%NaCl+0,5%CH₃COOH), рис. 8;
- повышению стойкости к КР при испытании в кипящем 45%-ном MgCl₂;
- повышению стойкости к сульфидному коррозионному растрескиванию под напряжением при испытании по методике NACE TM0177 – увеличению в 1,3 раза критического напряжения растрескивания ($\sigma_{кр}$) – с 0,85 до 1,1 ст.

Таблица 2.

Влияние режима термообработки на стойкость к ПК труб из ст 02Х22Н5АМ3.

Режим термообработки	Удельная потеря массы образцов, $\times 10^{-3}$, г/см ² , при температуре, °С			Примечание
	30	40	45	
Закалка от 1050°С	0,08-0,12 (ср. 0,10)	0,63-9,4 (ср. 4,8)	-	питтинги при 40°С
Закалка от (1150+1050) °С	0-0,012 (ср. 0,010)	0,02-0,03 (ср. 0,027)	0-0,034 (ср.0,028)	питтинги отсутствуют
Требования НД	скорость коррозии $\leq 0,10$ г/см ² , отсутствие питтингов			

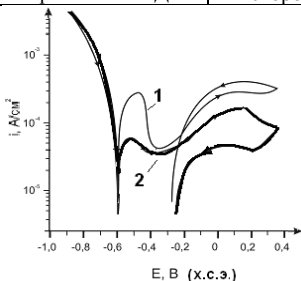


Рис. 8. Анодные поляризационные кривые (АПК) прямого и обратного хода в насыщ. H₂S 5%NaCl+0,5%CH₃COOH образцов труб из стали 02Х22Н5АМ3: кр. 1 – закалка от 1050°С, $i_{нас} = 2,7 \cdot 10^4$ А/см², гистерезис; кр. 2 – закалка от (1150+1050)°С, $i_{нас} = 6 \cdot 10^{-5}$ А/см², т.е. в 4,5 раз ниже.

Выводы

1. Установлены основные закономерности процессов структурообразования при изготовлении горячепрессованных труб из коррозионностойких ферритно-аустенитных сталей.
2. Разработаны научно обоснованные режимы термической обработки и другие технологические мероприятия, обеспечивающие совершенствование структуры и повышение комплекса коррозионных свойств труб.

Список использованных источников

1. Jacques S.J, Gagnepain J. C. and Soullnac P. Corrosion resistance of duplex stainless steels in thermal desalination plants, Corrosion Nace conf. – 2008.
2. Korkhaus J. Application of corrosion-resistant steels in chemical industry // Mater. of the Conf. “Stainless Steel World 99”. – 1999. – P. 27-41.
3. Audoard J.P., Verneau M., Groski J. Corrosion Performance And Field Experience With Super Duplex And Super Austenitic Stainless Steels In FGD Systems.//12th International Corrosion Congress, Houston, USA, 1993.– P 131-138.
4. J. Charles. The history of duplex developments, nowadays DSS properties and duplex market future trends. 8th Duplex stainless Steels conference, 2010, France.
- 5 Т.А. Дергач. Автореферат дис. к.т.н. Днепропетровск. 2004. 26 с.
6. Т.О. Дергач, Л.С. Северина та ін. Спосіб термічного оброблення труб з корозійностійких ферритно-аустенітних сталей. Пат. № 68801. Бюл. №7, 2012.