

СТОЙКОСТЬ К ПИТТИНГОВОЙ КОРРОЗИИ ВЫСОКОАЗОТИСТЫХ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ. РОЛЬ ОБЪЕМНОЙ И ПОВЕРХНОСТНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ОБРАБОТОК*

Проблема экономии никеля в настоящее время успешно решается при создании безуглеродистых Cr-Mn-сталей аустенитного класса с высоким содержанием азота ($> 0,4$ масс. %). Высокоазотистые аустенитные стали (ВАС) в закаленном состоянии характеризуются наилучшим сочетанием прочности и вязкости по сравнению с аустенитными сталями других систем легирования [1]. В отличие от Cr-N- [2], Cr-Mn-N ВАС того же класса обладают высоким сопротивлением коррозионному растрескиванию под напряжением [3]. Кроме того, азот, находящийся в твердом растворе, повышает их стойкость к общей и локальным видам коррозии, в частности к питтинговой коррозии (ПК). Показано, что с повышением содержания азота в Cr-N-, Cr-Ni-N и Cr-Ni-Mn-N-сталях наблюдается значительное повышение потенциала питтингообразования.

Целью работы было исследование влияния поверхностной фрикционной обработки (ФО) в условиях трения скольжения, а также объемной холодной пластической деформации (ХПД) на коррозионные свойства ВАС на параметры ПК.

В работе исследована коррозионно-стойкая сталь 07X16AG13M3 с высоким содержанием азота (0,8 мас. % N) в состоянии после следующих обработок:

- горячая пластическая деформации при 1200–1240 °С, последующий отжиг – аустенитизация в течение 1 часа при температуре 1150 °С и закалка в воде (ГД+З);
- фрикционная обработка (ГД+З+ФО);
- холодная пластическая деформация (ГД+З+ХПД);
- последующее старение (ГД+З+ХПД+С).

В работе проведены исследования ПК стали в 3,5 %-растворе хлорида натрия комнатной температуры с использованием электрохимической лаборатории VoltaLab 10-PGZ100 в соответствии с ГОСТ 9.912-89.

* Работа выполнена при финансовой поддержке грантов РФФИ № 11-03-00065 а, № 10-08-96057-р_урал-а.

Кривая ПК после закалки (рис. 1, *a*) показала высокое сопротивление стали образованию питтингов, однако, выявила некоторую нестабильность пассивного состояния после закалки, сопровождавшуюся увеличением тока коррозии при поляризации на обеих ее ветвях.

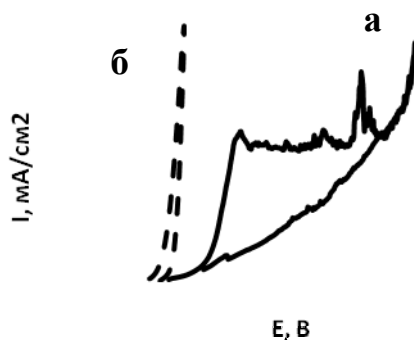


Рис. 1. Кривые питтинговой коррозии стали 07X16AG13M3: *a* – после горячей пластической деформации при 1200–1240 °С и последующий отжиг – аустенитизация в течение 1 часа при температуре 1150 °С с закалкой в воде (ГД+З); *б* – поверхностной фрикционной обработка (ГД+З+ФО)

Исследование ПК после ФО показало (рис. 1, *б*), что ФО резко снижает потенциал $E_{\text{по}}$ до значений порядка $-0,35$ В.

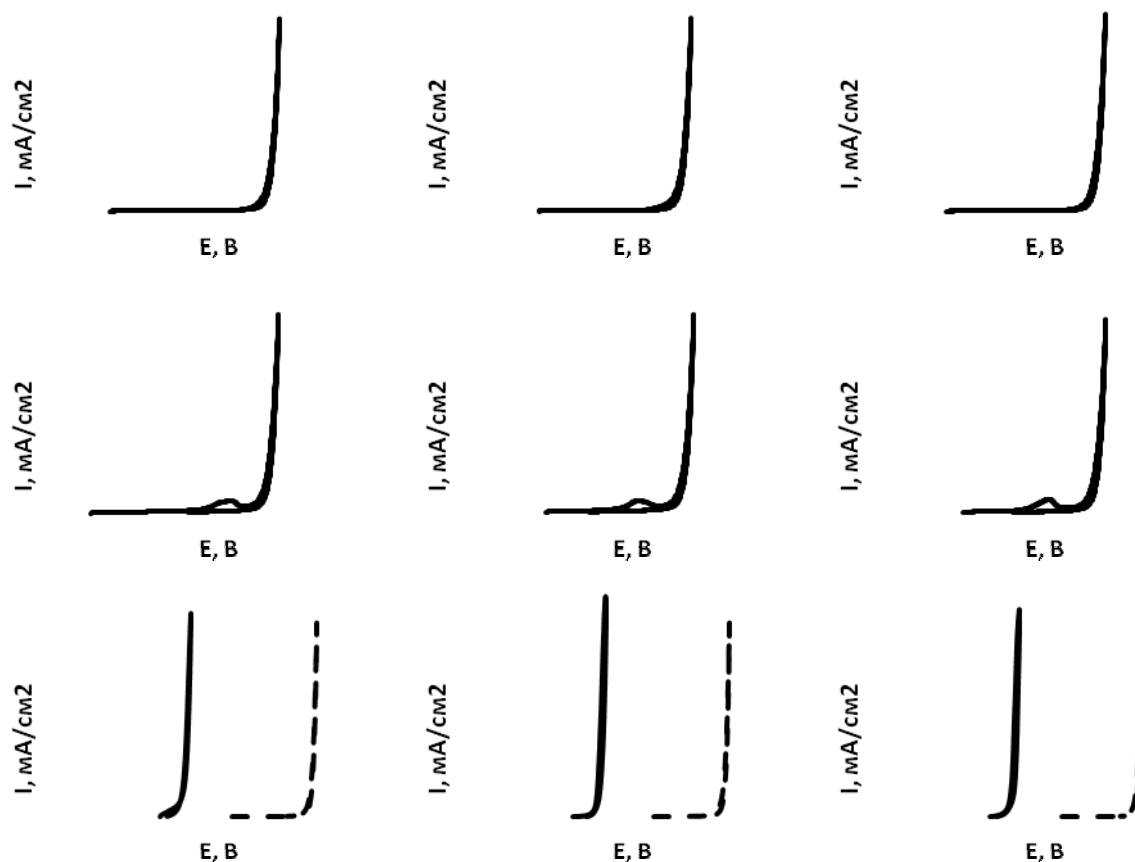


Рис. 2. Кривые питтинговой коррозии стали 07X16AG13M3 в зависимости от степени ХПД: *а* – 18 %; *б* – 27 %; *в* – 53 %; и от температуры старения (ГД+З+ХПД+С): *з* – 18 %+500 °С; *д* – 27 %+500 °С; *е* – 53 %+500 °С; *ж* – 18 %+800 °С; *з* – 27 %+800 °С; *и* – 53 %+800 °С (штриховой линией на рис. *ж–и* показаны кривые ПК, приведенные соответственно на рис. *а–в*)

Было изучено также влияние объемной ХПД на стойкость стали 07X16AG13M3 к ПК. Образцы испытаны после ХПД при 18, 27 и 53 %, а также после дополнительного старения при 500 и 800 °С в течение 2 часов. Результаты испытаний приведены на рис. 2. Показано, что сталь после ХПД устойчиво пассивна ($I \cong 0 \text{ А/см}^2$) вплоть до потенциала перепассивации, что свидетельствует о деформационной стабильности аустенита к $\gamma \rightarrow \varepsilon$ - и $\gamma \rightarrow \alpha$ -мартенситным превращениям и достаточно высокой химической однородности γ -твердого раствора.

Как показано на рис. 2, *з–е* ХПД с последующим старением при 500 °С не оказывает влияния на потенциал питтингообразования по сравнению с закаленным состоянием, хотя на кривой ПК появился небольшой пик коррозионного тока. Появление этого пика связано, вероятно, с увеличением объемной доли выделений нитридов CrN вследствие эффекта деформационно-стимулированного распада и

появлением их на дефектах кристаллического строения, таких как границы зерен и двойников. Как следствие, проявилась локализованная неоднородность химического состава аустенита вблизи частиц и в остальном объеме γ -твердого раствора.

Было также показано, что старение при 800 °С (2 ч) после ХПД существенно сдвигает потенциал питтингообразования $E_{\text{по}}$ в отрицательную область до $-0,2$ В (рис. 2, *ж-и*), что вызвано начальными стадиями расслоения γ -твердого раствора по механизму прерывистого распада.

Выводы

Исследование коррозионных свойств ВАС 07Х16АГ13М3 показало, что: а) после закалки питтинги хотя и не образуются (до $E_{\text{тп}} = 1,5$ В), но пассивация и репассивация сталей затруднена; б) поверхностная фрикционная обработка резко ухудшает коррозионные свойства стали, снизив потенциал $E_{\text{по}}$ до $-0,35$ В; в) структура стали после объемной пластической деформации имеет наиболее высокую стойкость к питтинговой коррозии, практически не снижающуюся после нагрева при 500 °С в течение 2 ч.

Список использованной литературы

1. Шнайдель М.О. Новые азотосодержащие аустенитные нержавеющие стали с высокими прочностью и пластичностью // *МиТОМ*. 2005. № 11. С. 9–14.
2. Berezovskaya V.V., Bannykh O.A., Kostina M.V. [et al.] Effect of Aging and cold plastic Deformation on Structure and stress corrosion cracking in high nitrogen steels // *Proceedings of 10-th International Conference on High Nitrogen Steels. HNS 2009. 6–8 July 2009, Moscow, Russia. MISIS. 2009. P. 96–101.*
3. Березовская В.В., Костина М.В., Блинов Е.В. [и др.]. Коррозионные свойства аустенитных Cr-Mn-Ni-N-сплавов с разным содержанием марганца // *Металлы*. 2008. № 1. С. 36–41.