

6. Эфрон Л.И. Влияние режимов контролируемой прокатки на измельчение структуры и комплекс механических свойств низкоуглеродистых микролегированных сталей / Л.И. Эфрон, Ю.Д. Морозов, Е.А. Голи-Оглу // Сталь. – 2011. – № 5. – С. 67-72.
7. Ткаченко І.Ф. Розвиток наукових і методологічних основ прогнозування і оптимізації складів і технологій термічного зміцнення комплексно-легованих сталей : автореф. дис. ... д.т.н. : 05.16.01 / І.Ф.Ткаченко; ПДТУ. – Маріуполь, 2007. – 40 с.

**Bibliography:**

1. Marchenko V. Modern trends in development and production of steel and pipes for gas and oil pipelines / V. Marchenko, B. Zinko // Metallurgist – 2008. – № 3. – p. 49-55. (Rus.)
2. Laukhin D. Polygonization of austenite during controlled rolling: monograph / V. Bolshakov, D. Laukhin. – Kiev : «Svidler, AL», 2011. – 242 p. (Rus.)
3. Efron L. Effect of controlled rolling on the structure and properties of microlite-doped steels for large diameter pipes / L. Efron, J. Morozov, E. Goli-Oglu // Metallurg. – 2011. – № 1. – P. 69-74. (Rus.)
4. Duke B. Data Mining: Training Course / B. Duke, A. Samoilenko. – St. Peter, 2001. – 368 p. (Rus.)
5. Tkachenko J. Multi-purpose optimization technology of thermal hardening of welded high strength steels rolled using computer technology «Data Mining» / J. Tkachenko // News Priazov. hold. Technical. University-To : ST. Sciences. Pratzen / PDTU. – Mariupol, 2004. – VIP. 14. – P. 111-117. (Rus.)
6. Efron L. Effect of controlled rolling on the structure refinement and complex mechanical properties of low carbon microalloyed steels / L. Efron, J. Morozov, E. Goli-Oglu // Steel. – 2011. – № 5. – P. 67-72. (Rus.)
7. Tkachenko J. Development of scientific and methodological basis of prediction and optimization of storage and thermal technologies strengthening complex-alloy steels: Abstract. degree. ... Dr. : 05.16.01 / J. Tkachenko; PSTU. – Mariupol, 2007. – 40 p. (Ukr.)

Рецензент: Л.С. Малінов  
д-р техн. наук, проф. ДВНЗ «ПДТУ»

Стаття надійшла 01.04.2012

УДК 621.791.92:669.018.25

©Патюпкин А.В.<sup>1</sup>, Грешта В.Л.<sup>2</sup>, Солидор Н.А.<sup>3</sup>, Рудычев А.С.<sup>4</sup>

**МЕХАНИЗМЫ ДОПОЛНИТЕЛЬНОГО УПРОЧНЕНИЯ И ПОВЫШЕНИЯ  
КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ СТАЛИ 06X23H18M5,  
МИКРОЛЕГИРОВАННОЙ ИТТРИЕМ**

*В статье изучено влияние микролегирования иттрием на дисперсионное упрочнение и повышение коррозионной стойкости стали 06X23H18M5.*

**Ключевые слова:** *наплавленная сталь, кавитационно-коррозионная стойкость, микролегирование, иттрий, σ-фаза, дисперсионное упрочнение, коррозионная стойкость.*

<sup>1</sup> канд. техн. наук, ст. преподаватель, ГВУЗ «Запорожский национальный технический университет», г. Запорожье  
<sup>2</sup> канд. техн. наук, доцент, ГВУЗ «Запорожский национальный технический университет», г. Запорожье  
<sup>3</sup> канд. техн. наук, доцент, ГВУЗ «Приазовский государственный технический университет», г. Мариуполь  
<sup>4</sup> инженер, директор ООО «Производственно-научное объединение «Трубопроводы гидротранспорта»

*Патюкін А.В., Грешта В.Л., Солідор Н.А., Рудичев А.С. Механізми додатково-го зміцнення і підвищення корозійної стійкості сталі 06X23H18M5, що мікролегована ітрієм. В статті вивчено вплив мікролегування ітрієм на дисперсійне зміцнення і підвищення корозійної стійкості сталі 06X23H18M5.*

**Ключові слова:** *наплавлена сталь, кавітаційно-корозійна стійкість, мікролегування, ітрій,  $\sigma$ -фаза, дисперсійне зміцнення, корозійна стійкість.*

*A.V. Patupkin, V.L. Greshtha, N.A. Solidor, A.S. Rudichev. The mechanisms of additional hardening and increase of corrosion firmness of 1 06X23H18M5 steel microalloyed by yttrium. In this article the influence of micro-alloying with yttrium upon dispersion of solid and increasing of corrosion resistance of 06X23H18M5 steel was investigated.*

**Keywords:** *weld steel, cavitations-corrosive firmness, microalloying, yttrium,  $\sigma$ -phase, dispersion hardening, corrosive firmness.*

**Постановка проблеми.** При восстановлении гидротехники, подверженной кавитационному воздействию агрессивной жидкости, к металлу предъявляются все более высокие и разно-сторонние требования. Однако главными критериями качества остаются прочностные, пласти-ческие, кавитационные и коррозионные характеристики. Получение наплавленного слоя с не-обходимыми служебными свойствами возможно при условии понимания процессов, в резуль-тате которых происходит повышение износостойкости стали. Данная статья посвящена изуче-нию механизмов дополнительного повышения служебных свойств стали 06X23H18M5, микро-легирующей иттрием.

**Анализ последних исследований и публикаций.** Поскольку кавитационное разрушение развивается на поверхности детали, альтернативой объемному легированию является создание кавитационно-коррозионностойких наплавочных материалов с рациональной системой макро- и микролегирующей, которые одновременно обладают повышенными физико-механическими и эксплуатационными свойствами. Проведенные исследования [1-3] в Украине и за рубежом (Бо-гачевым И.Н., Малиновым Л.С., Минцем Р.И., Черной С.М., Погодаевым Л.И., Разико-вым М.И., Векслером Ю.Г. и др.) по разработке и использованию сплавов и наплавочных мате-риалов для защиты металлических изделий от воздействия кавитации, коррозии и абразивного изнашивания, свидетельствуют о перспективности поиска в данном направлении.

**Цель статьи** – более глубокое изучение влияния микролегирующей иттрием на диспер-сионное упрочнение и повышение коррозионной стойкости стали 06X23H18M5.

**Изложение основного материала.** Согласно теории дисперсионного твердения металли-ческих систем [4] на уровне субструктуры действуют механизмы упрочнения сталей за счет торможения дислокаций частицами других фаз. Необходимым условием для образования эф-фекта упрочнения является высокая твердость частиц, что способствует торможению движе-нию дислокаций. Когда частицы не перерезаются дислокациями, последние при увеличении напряжений образуют дислокационные петли по механизму Орована [4]. Оптимальными условиями с точки зрения торможения дислокаций является расстояние между частицами  $D \leq 0,1$  мкм и размер частиц  $d \leq 0,01$  мкм. Согласно данным, полученным на электронном мик-роскопе путем экстрагирования одноступенчатой углеродной репликой, в образцах из стали 06X23H18M5 с остаточным содержанием 0,02% Y обнаружены мелкодисперсные частицы  $\sigma$  фазы, равномерно расположенные в матричном аустените. Размер этих частиц не превышал 0,01 мкм, а расстояние между ними не более 0,1 мкм. Данные показатели свидетельствуют о том, что микролегирующей данной стали иттрием способствует образованию в пластичной матрице мелкодисперсных частиц с высокой твердостью, способствующих дисперсионному упрочнению стали.

Благодаря модифицирующему эффекту иттрия на этапе первичной кристаллизации при появлении дополнительных центров кристаллизации в виде первичных оксисульфидно-иттриевых соединений, облегчается зародышеобразование интерметаллидной  $\sigma$ -фазы, упроч-няющей сталь.

В свою очередь, измельчение зерна способствует не только повышению предела текуче-сти по теории Петча-Холла, но и способствует повышению износостойкости исследуемых ста-

лей. Объясняется это тем, что на границах аустенитных зерен сосредоточены вредные примеси, в частности, сера. Чем мельче зерно, тем больше общая протяженность границ зерен, соответственно, тем меньше влияние вредных примесей, расположенных на границах. Благодаря рафинирующему эффекту, возникающему при микролегировании иттрием, количество неметаллических включений в опытной стали значительно уменьшилось с одновременной их сфероидизацией. Данные факты подтверждаются петрографическими исследованиями наплавленного металла.

Повышению кавитационно-коррозионной стойкости стали 06X23H18M5 с остаточным содержанием 0,02% Y способствует распределение  $\sigma$ -фазы и карбидов непосредственно в аустенитном зерне, а не на границе и приграничной области. Такое распределение избыточных фаз экранирует поверхность металла в восстановительных и слабоокислительных средах и затрудняет ее растворение [5]. Таким образом, происходит повышение стойкости нержавеющей стали против общей коррозии и коррозионного растрескивания под напряжением. Одновременно с этим следует учитывать, что одним из механизмов МКК является образование избыточных фаз с более низкой коррозионной стойкостью по сравнению с матрицей. В данном случае, образование  $\sigma$ -фазы с большей коррозионной стойкостью может способствовать увеличению сопротивления МКК.

С целью изучения влияния модифицирования иттрием на коррозионную стойкость стали 06X23H18M5 выполнен потенциостатический анализ скорости коррозии образцов в растворах серной кислоты.

При анализе коррозионной стойкости сталей и сплавов необходимо учитывать, что в их состав входят легирующие и примесные элементы. Участие их в окислительно-восстановительных процессах вызывает иногда значительное изменение коррозии.

Локальный характер активации пассивной поверхности в химических растворах обусловлен особенностью коррозии пассивирующихся металлов. Ранее считалось, что наружный пассивный слой представляет гомогенное образование. Выполненные позднее исследования процессов коррозии позволили пересмотреть и уточнить природу данного постулата. Было установлено, что образующаяся на металлах обычной или технической степени чистоты пассивная пленка представляет гетерогенную систему, т.е. в агрессивных средах на поверхности сталей формируются участки с различным защитным эффектом. Причиной этому является нестационарная активность состава, структуры и защитная функция пассивного слоя на поверхности конструкции.

Ведущим показателем гетерогенности является нестационарное распределение участков анодного процесса окисления металла пассивного слоя. Нестабильный характер рассредоточения анодного и катодного процессов на разрушающемся металле провоцирует наведение в системе локальных токов. Последние вызывают преимущественную миграцию анионов к участкам с повышенной анодной активностью, что увеличивает процесс депассивации.

При потенциодинамических исследованиях был проведен анализ коррозионной стойкости сплава ЭИ-943 (06X23H28M3ДЗТ – эталон) [6] и нержавеющей сталей 06X23H18M5, 06X23H18M5 + ост. Y (рис. 1).

Область активного растворения сплава ЭИ-943 ограничена отрезком анодной кривой с координатами:  $E_1 = - (0,03 \dots 0,013)В$ ;  $i_1 = -0,01 \dots +0,67 А/м^2$ , потенциал Фляде (т. I) отмечен при  $E_1 = - 0,03В$  и  $i_1 = 0,70 А/м^2$ . С ростом потенциала происходит активно-пассивный переход сплава в пассивное состояние (т. I-II,  $E_2 = - 0,03 \dots +0,2В$ ;  $i_2 = 0,18 \dots 0,70 А/м^2$ ). Пассивная область его ограничена потенциалами и токами анодного процесса: начало  $E_2 = -0,2В$ ,  $i_2 = 0,18А/м^2$ ; завершение –  $E_4 = 1,1В$ ,  $i_1 = 0,36 А/м^2$ . На этом участке отмечены два пика (точки III и IV), обусловленные, вероятно, растворением Cu. Подтверждением правомерности образования первого пика является реакция  $Cu_2O + 2H^+ = 2Cu^{2+} + H_2O + 2e^-$  [6], поскольку при потенциале +0,511 В медь теряет электроны и в растворе  $H_2SO_4$  выделяются ионы высшей валентности ( $Cu^{2+}$ , раствор окрашивается в голубой цвет). По мере увеличения потенциала активизируется процесс депассивации (максимум отмечен при  $E = 0,8 В$ ). Второй пик расположен в области потенциалов  $E = 1,0-1,06 В$  и  $i = 0,4 А/м^2$ , этот фактор, вероятно, вызван развитием питтингообразования. Положительнее  $E \geq 1,15 В$  отмечено интенсивное растворение сплава ЭИ-943.

Наплавленной стали 06X23H18M5, отличающейся системой легирования от стандартного сплава 06X23H28M3ДЗТ, присущи потенциодинамические зависимости (рис. 1), в принципе,

повторяющие графическое описание процесса коррозии сплава. Наибольшие отклонения значений в характерных точках анодных кривых имеют образцы сталей без иттрия (рис. 1): критический потенциал ( $E_1 = 0,08$  В) и анодный ток растворения ( $i_1 = 0,93$  А/м<sup>2</sup>) возросли в 1,6 и 1,4 раза, соответственно.

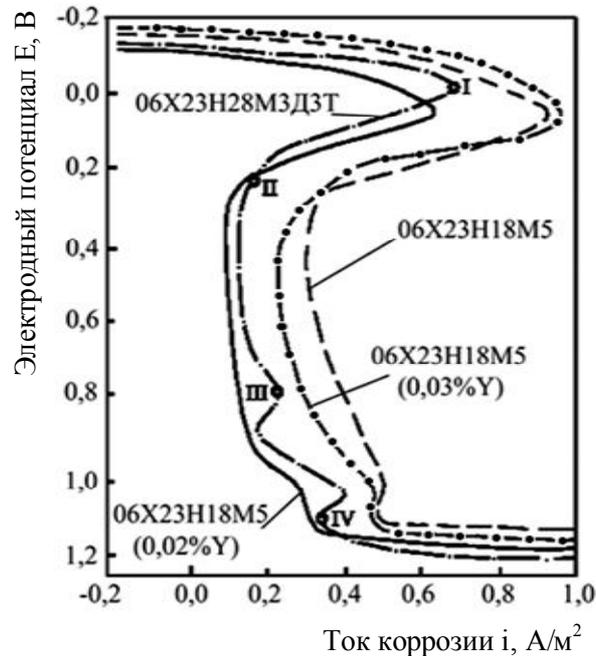


Рис. 1 – Анодные потенциодинамические кривые растворения сталей и сплавов в 42,5% H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>, температура раствора 60°С, скорость развертки потенциала 0,04 В/мин. Данные по сплаву ЭИ-943 согласно [6]. Для сталей 06X23H18M5 без иттрия и с иттрием приведены экспериментальные данные. I-IV – переходные участки коррозионного поведения сталей

Участок активно-пассивного перехода нержавеющей сталей существенно отличается от данного участка сплава ЭИ-943. Переход его в пассивную область имеет координаты: т.П,  $E_2 = -0,32$  В;  $i_2 = 0,25$  А/м<sup>2</sup>, что несколько хуже, чем у стали с остаточным содержанием иттрия - 0,02%. Это согласуется и с гравиметрическими данными скорости коррозии (сталь 06X23H18M5 без иттрия имеет  $K=1,71$  г/(м<sup>2</sup>·ч), в то время как сплав ЭИ-943 – 1,61 г/(м<sup>2</sup>·ч)). Сократилась и область пассивного состояния анодной кривой. На участке II-IV в области пассивного состояния зафиксирован один пик, обусловленный, видимо, развитием питтингообразования.

Известно, что микролегирование иттрием благоприятствует увеличению коррозионной стойкости нержавеющей сталей. Так, сталь 06X23H18M5, с остаточным содержанием 0,02% Y (оптимум присадки иттрия; рис. 1), имеет лучшую стойкость при анодном ее растворении. В пассивной области данным образцам также присущ один пик на потенциодинамической кривой. Следует отметить, что пассивный участок кривой у стали с 0,02% ост. Y обширнее, чем у сплава ЭИ-943. Потенциалы и токи коррозии расположены в области с координатами  $E = 0,25-1,10$  В;  $i = 0,12-0,32$  А/м<sup>2</sup>.

С дальнейшим повышением значений электрохимических показателей ( $E$ ,  $i$ ) формируется процесс перепассивации нержавеющей стали 06X23H18M5 + 0,02% ост. Y.

Увеличение остаточного содержания иттрия более 0,02 % вызывает эффект перемодифицирования наплавленной стали, что сопровождается резким снижением ее физико-химических характеристик. Картина электрохимического процесса также ухудшается (рис. 1).

Следующий этап анализа электрохимического поведения сталей 06X23H18M5 без иттрия (эталон) и с остаточным содержанием 0,02% Y включал в себя исследования их коррозионного поведения в растворе 92% H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> при скорости развертки 0,05 В/мин и температуре среды 60°С

(рис. 2). Данные исследования показали существенное смещение критического тока пассивации и анодной кривой в область меньших плотностей тока, что свидетельствует о повышенной коррозионной стойкости стали 06X23H18M5 с остаточным содержанием 0,02% иттрия. Смещение потенциодинамической кривой микролегированной стали в область более высоких потенциалов (рис. 2, 0,02% ост. Y) подтверждает более медленное ее растворение. Повышение растворимости стали 06X23H18M5 + 0,03% ост. Y обусловлено эффектом перемодифицирования.

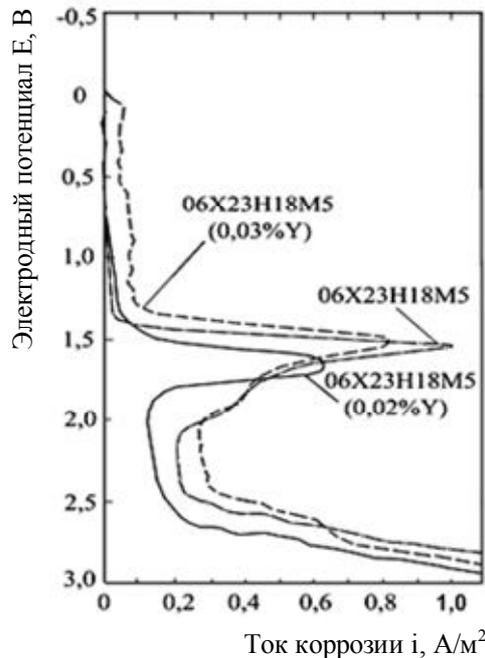


Рис. 2 – Анодные потенциодинамические кривые нержавеющей стали 06X23H18M5, 06X23H18M5 + 0,02 % Y и 06X23H18M5 + 0,03 % Y в 92 % H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> при температуре 60°C

### Выводы

В результате исследований установлено, что механизмы дополнительного упрочнения и повышения коррозионной стойкости стали 06X23H18M5 с остаточным содержанием 0,02% иттрия заключаются в следующем. Распределение мелкодисперсной интерметаллидной  $\sigma$ -фазы преимущественно в аустенитном зерне способствует дисперсионному упрочнению стали и экранированию ее поверхности в восстановительных и слабоокислительных средах, что способствует не только повышению кавитационной стойкости наплавленного материала, но повышению его стойкости против общей коррозии и коррозионного растрескивания под напряжением.

Электрохимические исследования показали, что во всем диапазоне электродных потенциалов ток коррозии микролегированной стали 06X23H18M5 + 0,02% ост. Y ниже тока коррозии сплава 06X23H28M3ДЗТ и стали без иттрия, что свидетельствует о повышении коррозионной стойкости материала. Повышение прочностных характеристик за счет измельчения зерна, реализации процессов выделения  $\sigma$ -фазы и хромистых карбидов, очищения границ зерен от вредных примесей и повышение стойкости против общей коррозии и коррозионного растрескивания обеспечило высокую не только коррозионную, но и кавитационно-коррозионную стойкость микролегированной иттрием стали 06X23H18M5 + 0,02 % ост. Y.

### Список использованных источников:

1. Богачев И.Н. Новые кавитационностойкие стали для гидротурбин и их термообработка / И.Н. Богачев, Л.С. Малинов, Р.И. Минц. – М. : НИИИНФОРМТЯЖМАШ, 1967. – 47 с.
2. Чернега С.М. Вплив структури та фізико-механічних характеристик на закономірності кавітаційного зношення евтектичних матеріалів / С.М. Чернега, О.І. Трішун, О.В. Тісов // Проблеми тертя та зношування. – 2006. – Вип. 45. – С.97-106.

3. Разиков М.И. Сварка и наплавка кавитационностойкой стали марки 30X10Г10 / М.И. Разиков, С.Л. Миличенко, В.И. Ильин. – М. : НИИМАШ, 1964. – 35 с.
4. Статистическая прочность и механика разрушения сталей / Под ред. В. Даля. – М. : Металлургия, 1988. – 346 с.
5. Исследование влияния  $\sigma$ -фазы на коррозионную стойкость сплавов 03ХН28МДТ и сталей 03Х21Н21М4Б и 10Х17Н13М2Т / [Ю.С. Сидоркина и др.] // Защита металлов. – 1980. – Т. XVI. – № 5. – С. 589-594.
6. Поведение высоколегированных сталей в серной кислоте, насыщенной водородом. / [А.Н.Нефедов и др.] // Защита металлов. – 1989. – Т. IV. – С. 952-955.

**Bibliography:**

1. Bogachev I.N. The new cavitations firmness steels became for hydro-turbines and their heat treatment / I.N. Bogachev, L.S. Malinov, R.I. Mintz. – М. : NIIFORMTYAZHMASH, 1967. – 47 P. (Rus.)
2. Chernega S.M. Influencing of structure and physical-mechanical descriptions on conformity to the law of cavitation proof of eutectic materials / S.M. Chernega, O.I. Trischun, O.V. Tisov // Problemy tertya ta znoshuvannya. – 2006. – V. 45. – P. 97-106 (Ukr.)
3. Razikov M.I. Welding and surfacing of cavitations proof steel of brands 30X10Г10 / M.I Razikov, S.L. Milichenko, V.I. Pyin. – М. : NIIMASH, 1964. – 35 p. (Rus.)
4. Statistical strength and mechanics of destruction of steel / Ed. V. Dal. – М. : Metallurgiya, 1988. – 346 p. (Rus.)
5. Investigation of the influence of  $\sigma$ -phase on the corrosion resistance of alloys 03X21H21M4BT and 10X17H13M2T / [Y.S. Sidorkina etc.] // Zashita metallo. – 1980. – Т. XVI. – № 5. – P. 589-594 (Rus.).
6. The behavior of high-alloyed steels in sulfuric acid saturated with hydrogen / [A.N. Nefedov etc.] // Zashita metallo. – 1989. –Т. IV. – P. 952-955 (Rus.).

Рецензент: Л.С. Малинов  
д-р техн. наук, проф. ГВУЗ «ПГТУ»

Статья поступила 27.03.2012

УДК 621.785:669.15-194.2

©Ткаченко І.Ф.<sup>1</sup>, Уніят М.А.<sup>2</sup>

**ВПЛИВ ПОПЕРЕДНЬОЇ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ НА МІКРОСТРУКТУРУ  
НОРМАЛІЗОВАНОЇ СТАЛІ Е36**

*Вивчено фазово-структурний стан сталі Е36 після термічної обробки, що включала попередню ізотермічну витримку при субкритичних температурах та кінцеву нормалізацію. Встановлено, усунення ферито-перлітової смугастості та подрібнення мікроструктури сталі Е36 після проведеної дослідної термічної обробки в порівнянні зі стандартною нормалізацією. Отримані результати пояснено розвитком процесу перерозподілу хімічних елементів завдяки їх інтенсивній дифузії вздовж меж зерен під час ізотермічної витримки при субкритичних температурах.*

**Ключові слова:** низьколегована листовая сталь, мікроструктура, субкритична температура.

<sup>1</sup> д-р техн. наук, професор, ДВНЗ «Приазовський державний технічний університет», м. Маріуполь

<sup>2</sup> аспірант, ДВНЗ «Приазовський державний технічний університет», м. Маріуполь