

ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ НАГРЕВОВ НА СВОЙСТВА МАРТЕНСИТНО-СТАРЕЮЩИХ СТАЛЕЙ ПРИ ИЗГОТОВЛЕНИИ СИЛОИЗМЕРИТЕЛЬНЫХ УПРУГИХ ЭЛЕМЕНТОВ

Л.В. Тарасенко, М.В. Унчикова

МГТУ им. Н.Э. Баумана, Москва
e-mail: lvt1959@rambler.ru; Unchikova_mv@mail.ru

Исследовано влияние технологических нагревов при наклейке тензорезисторов и сварке на механические и коррозионные свойства мартенситно-стареющих сталей для силоизмерительных упругих элементов. Проанализировано влияние химического состава сталей на склонность к межкристаллитной коррозии, установлен способ повышения коррозионной стойкости сварных соединений за счет применения пескоструйной обработки.

Ключевые слова: мартенситно-стареющие стали, ударная вязкость, карбидная сетка, межкристаллитная коррозия, анодные поляризационные кривые.

EFFECT OF TECHNOLOGICAL HEATING ON PROPERTIES OF MARTENSITIC-AGEING STEELS IN MANUFACTURING OF FORCE-MEASURING ELASTIC ELEMENTS

L.V. Tarasenko, M.V. Unchikova

Bauman Moscow State Technical University, Moscow, Russia
e-mail: lvt1959@rambler.ru; unchikova_mv@mail.ru

The technological heating effect in tensoresistor gluing and in welding on the mechanical and corrosion properties of martensitic-ageing steels for force-measuring elastic elements is studied. The influence of steel's chemical composition on susceptibility to intercrystalline corrosion is analyzed; a method for improving the corrosion stability of welds at the expense of application of grit blasting is established.

Keywords: martensitic-ageing steels, impact toughness, carbide grid, intercrystalline corrosion, anode polarization curves.

В настоящее время в различных отраслях промышленности находят широкое применение тензометрические электронные весы, точность которых, среди других факторов, определяется и свойствами силоизмерительного упругого элемента (СУЭ). С учетом условий эксплуатации материал такой массивной детали, как СУЭ, должен иметь не только свойства, необходимые упругому элементу (высокое сопротивление микропластическим деформациям), но и сопротивление динамическим нагрузкам (необходимый уровень ударной вязкости), а также стойкость к атмосферной коррозии. В связи с этим для СУЭ оказалось перспективным замена материала: применение вместо углеродистых сталей с цинковым покрытием коррозионно-стойких мартенситно-стареющих сталей. С учетом условий эксплуатации и технологии изготовления для СУЭ были рекомендованы марки сталей 08X15H5Д2Т (ЭП410 или ВНС-2) и 06X14H6Д2МБТ (ЭП817 или ВНС-2М) [1].

В этих сталях, разработанных для силовых деталей авиастроения, баланс легирующих феррито- и аустенитообразующих элементов подобран таким образом, что после закалки от 1000 °С сталь ЭП410 имеет мартенситную структуру, а в стали ЭП817 в мартенситной структуре сохраняется до 30 % остаточного аустенита, что требует проведения обработки холодом [2]. Последующее старение в интервале температур от 400 до 550 °С приводит к дисперсионному упрочнению за счет выделения высокодисперсных частиц ε -Cu. В то же время нагрев выше 500 °С сопровождается обратным $\alpha \rightarrow \gamma$ превращением, в результате которого образуется до 25...30 % ревертированного аустенита, что обеспечивает благоприятное сочетание прочности, надежности и коррозионной стойкости [3]. Однако применительно к силоизмерительным упругим элементам термообработка, приводящая к образованию ревертированного аустенита, неприемлема из-за снижения релаксационной стойкости и увеличения неупругих эффектов [4].

Поэтому для термической обработки СУЭ из сталей ЭП410 и ЭП817 были разработаны специальные режимы, включающие в себя двухступенчатое старение (475 °С+450 °С), что исключало образование аустенита и благоприятно влияло на упругие характеристики сталей и коррозионную стойкость.

Однако при окончательных рекомендациях следовало учесть, что после упрочняющей термообработки в цикле изготовления СУЭ применяется технологический трехступенчатый нагрев (выдержка при 70 °С 1 ч \rightarrow 140 °С, 2 ч \rightarrow 180 °С, 6 ч), необходимый для наклейки тензорезистора на СУЭ. Дополнительному нагреву СУЭ подвергается и в процессе сварки — для изоляции тензорезистора от коррозионной среды. Первый технологический нагрев условно назовем ТН 1, а сварочный нагрев — ТН 2.

Если нагрев материала при сварке приводит к образованию карбидов хрома по границам зерен и, как следствие, локальному снижению электродного потенциала, то в атмосферных условиях будет развиваться межкристаллитная коррозия (МКК). Кроме того, пограничное выделение карбидов хрома отрицательно сказывается на характеристиках надежности и провоцирует коррозионное растрескивание. В связи с этим влияние ТН 1 оценивали по изменению механических свойств: твердости и ударной вязкости; влияние ТН 2 — по изменению коррозионной стойкости.

Цель работы — оценка влияния технологических нагревов на изменение механических и коррозионных свойств сталей ЭП410 и ЭП817.

Материал и методика исследования. Исследования проводили на сталях промышленных плавок, химический состав которых приведен в таблице. Термическая обработка включала следующие операции:

Химический состав сталей

Марка стали	Содержание элементов, %								
	C	Cr	Ni	Mo	Si	Mn	Cu	Ti	Nb
ЭП410 (08X15H5Д2Т)	0,05	14,2	5,35	–	0,45	0,54	2,2	0,05	–
ЭП817 (06X14H6Д2МБТ)	0,066	14,5	6,0	1,64	0,50	0,62	2,03	0,08	0,37

закалку от 1000 °С, обработку холодом от –70 °С в течение 2 ч (только для стали ЭП817), старение в течение 1 ч при температурах 425, 450, 475, 500, 515 °С.

Твердость после трехступенчатого нагрева ТН 1 измеряли на приборе ТК-2М по шкале HRC₃ в соответствии с ГОСТ 9013–59; испытания на ударную вязкость проводили на маятниковом копре по ГОСТ 9454–60.

Склонность сталей к МКК оценивали по результатам металлографического анализа после электролитического травления шлифов, которые предварительно закаливали и выдерживали при температуре 750 °С в течение 1 мин или 10 мин. Электролитическое полирование проводили в 5%-ном водном растворе плавиковой кислоты. Ток при травлении составлял 0,38...0,78 А, время варьировали от 15 до 38 с. Микроструктуру исследовали на микроскопе Leitz Metallovert. Появление карбидной сетки определяли по повышенной травимости границ зерен.

Для оценки коррозионных свойств сварных соединений сталей ЭП410 и ЭП817 были построены анодные поляризационные кривые (АПК) для основного металла и зоны термического влияния (ЗТВ). Анодные поляризационные кривые позволяют определить электрохимические свойства стали, общий характер зависимости скорости анодного растворения от потенциала, установить значения критических параметров, характеризующих склонность к пассивации, а также скорость растворения в пассивном состоянии и потенциал перехода в область транспассивации.

Потенциодинамические испытания проводили в кислой среде, хлорсодержащем электролите 0,01 н. NaCl + 0,01 н. HCl. Для исследования оставляли рабочую поверхность площадью в 1 см², остальную поверхность изолировали лаком, устойчивым в растворах, содержащих ионы хлора; АПК снимали на потенциостате П-5848 в режиме автоматической развертки потенциала со скоростью 0,25 мВ/с.

Результаты исследований и обсуждение. Анализ изменения механических свойств сталей в результате применения ТН 1 показал, что твердость образцов, состаренных при 425 и 475 °С, практически не изменяется, а при 425 °С — незначительно снижается. При этом происходит повышение ударной вязкости (рис. 1). Наблюдаемый характер изменения свойств, вероятно, обусловлен существенной релаксацией

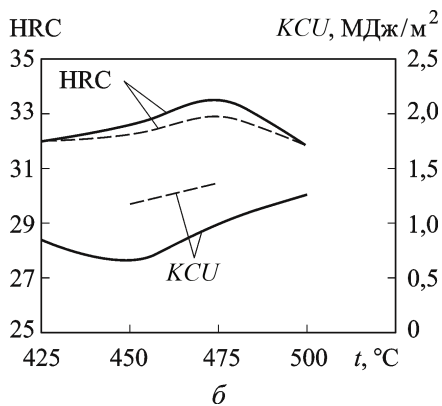
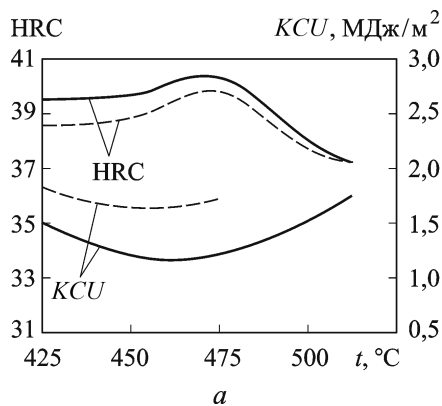


Рис. 1. Зависимость твердости HRC и ударной вязкости KCU сталей ЭП817 (а) и ЭП410 (б) от температуры старения:

штриховые линии — старение с последующим технологическим нагревом по режиму: 70 °С, 1 ч → 140 °С, 2 ч → 180 °С, 6 ч; сплошные линии — без технологического нагрева

напряжений при длительном нагреве в диапазоне 140... 180 °С. Таким образом, технологический нагрев ТН 1 готовой детали не ухудшает, а улучшает свойства изделия.

Образование карбидной сетки при ТН 2 возможно при медленном охлаждении сталей ЭП410 и ЭП817 из аустенитной области вследствие уменьшения растворимости углерода с понижением температуры или при нагреве закаленной стали в область температур образования карбидов. Таким образом, в сварных изделиях МКК может возникнуть как в наплавленном металле из-за медленного охлаждения шва, так и в основном металле, в ЗТВ, где металл нагревается выше линии сольвуса.

Анализ термокинетических кривых выделения карбидной сетки [5] при охлаждении сталей ЭП410 и ЭП817 (рис. 2) показывает, что в стали ЭП 410 карбидная сетка начинает формироваться при температуре 560 °С после выдержки 1 ч. С повышением температуры время до начала ее образования резко уменьшается. В стали ЭП817, содержащей молибден, начало образования карбидной сетки при нагреве сдвигается к более высоким температурам. После выдержки в течение 1 ч карбидная сетка в структуре стали появляется, только начиная с температуры

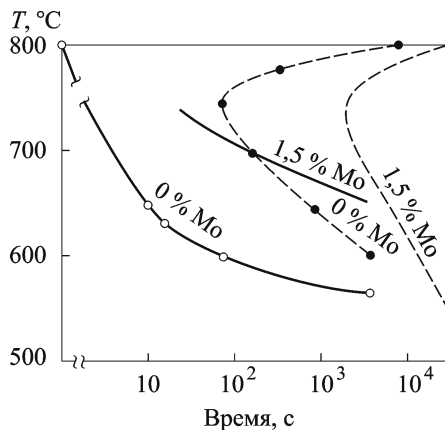


Рис. 2. Влияние термокинетических условий нагрева (сплошные линии) и охлаждения (штриховые линии) на начало образования карбидной сетки в сталях ЭП410 (0% Мо) и ЭП817 (1,5% Мо)

650 °С, что объясняется понижением термодинамической активности углерода и диффузионной подвижности других атомов в присутствии молибдена. Благоприятное влияние этого элемента проявляется также при охлаждении аустенита: время начала образования карбидной сетки сдвигается к большим выдержкам (см. рис. 2).

Сравнение термокинетических кривых появления карбидной сетки показывает, что при нагреве сетка формируется из мартенсита значительно быстрее, чем при той же температуре при охлаждении аустенита. Это различие объясняется различием скоростей диффузии углерода в α -Fe и γ -Fe, а также различной поверхностной энергией на границах раздела $\text{Fe}_{\alpha}\text{-Me}_{23}\text{C}_6$ и $\text{Fe}_{\gamma}\text{-Me}_{23}\text{C}_6$. Таким образом, наиболее вероятной областью появления карбидной сетки в сварном шве является ЗТВ.

Влияние сварки на свойства сталей исследовали на образцах после упрочняющей термообработки — закалки и старения при 475 °С. Поверхность оплавливали электрической дугой ($I = 180$ А) в течение 16 с. После прекращения горения дуги неравномерное охлаждение сварного соединения привело к формированию различных структур по мере удаления от зоны оплавления. Если зона оплавления имела мартенситную структуру, формирующуюся при быстром охлаждении из аустенитной области, то ЗТВ с дисперсной структурой отличалась повышенной травимостью, что свидетельствовало о снижении коррозионной стойкости.

Для оценки коррозионных свойств сварных соединений сталей ЭП410 и ЭП817 были построены АПК для основного металла и ЗТВ. Результаты, представленные на рис. 3, *а* подтверждают данные металлографических исследований о более низкой коррозионной стойкости ЗТВ по сравнению с основным металлом. Кроме этого сравнение АПК исследуемых сталей показывает более низкую коррозионную стойкость стали ЭП410, что выражается в больших почти на порядок значениях тока коррозии на всех стадиях анодного растворения и меньшем сопротивлении питтинговой коррозии. Сопротивление питтинговой коррозии определяется потенциалом питтингообразования, который для ЗТВ стали ЭП410 составляет 80 мВ, а для стали ЭП817 — 280 мВ. Стадия активного растворения, переход в область транспассивации, в стали ЭП410 также начинается при значительно меньших значениях потенциала (см. рис. 3, *а*).

Для восстановления коррозионной стойкости была проведена пескоструйная обработка сварных соединений, которая по данным потенциодинамических исследований практически устранила различие электрохимических свойств основного металла и ЗТВ исследуемых сталей, а также привела к увеличению потенциала питтингообразования до 200 мВ для ЗТВ стали ЭП410 и 350 мВ — для стали ЭП817

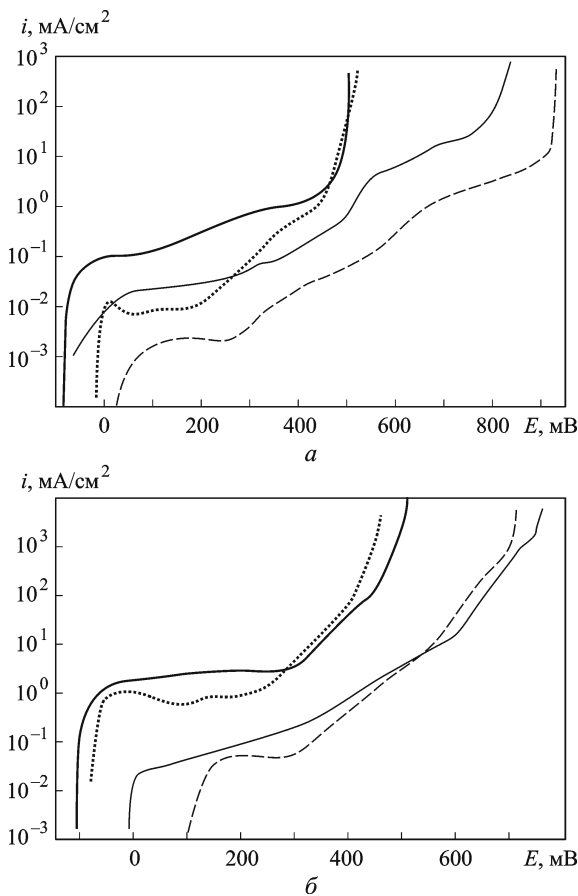


Рис. 3. Анодные поляризационные кривые сварных соединений сталей ЭП410 (——) и ЭП817 (—) (а); то же после пескоструйной обработки (б): штриховые линии – основной металл; сплошные линии — зона термического влияния

(рис. 3, б). Благоприятное влияние пескоструйной обработки объясняется, очевидно, созданием на поверхности напряжений сжатия, а также удалением появляющихся при сварке оксидных пленок, которые в случае их образования при высоких температурах состоят из оксидов хрома, что существенно понижает электродный потенциал поверхности.

Выводы. 1. Технологические нагревы, включенные в маршрут изготовления тензодатчика и необходимые для наклейки тензорезисторов на силоизмерительные упругие элементы из коррозионно-стойких сталей, благоприятно влияют на механические свойства изделия: повышают ударную вязкость без заметного снижения твердости.

2. При сварочных нагревах СУЭ, изготовленный из стали ЭП817, имеет более высокую структурную стабильность в отношении образования карбидной сетки в ЗТВ по сравнению с ЭП410.

3. Показана возможность повышения коррозионной стойкости сварного соединения за счет проведения пескоструйной обработки.

ЛИТЕРАТУРА

1. *Тарасенко Л. В., Красов Т. А., Унчикова М. В.* Термическая обработка коррозионно-стойкой стали для изготовления силоизмерительных упругих элементов // Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер. Машиностроение. 2007. № 2. С. 82–88.
2. *Потак Я. М.* Высокопрочные стали. М.: Metallurgiya, 1972. 208 с.
3. *Братухин А. Г., Гурвич Л. Я.* Коррозионная стойкость высокопрочных нержавеющей сталей. М.: Авиатехинформ, 1999. 208 с.
4. *Рахштадт А. Г.* Пружинные стали и сплавы. М.: Metallurgiya, 1982. 400 с.
5. *Бирман С. И., Звигинцев Н. В.* Влияние молибдена на свойства высокопрочных нержавеющей сталей типа 14Cr-6Ni // ФММ. 1984. Т. 57. № 4. С. 754–761.

REFERENCES

1. *Tarasenko L. V., Krasov T. A., Unchikova M. V.* Thermal treatment of corrosion-resistant steel for making force measuring elastic elements. Vestnik MGTU im. N.E. Bauman. Ser. Mashinostroenie, 2007, no. 2. pp. 82–88 (in Russian).
2. *Potak Ya. M.* Vysokoprochnye stali [High-strength steels]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1972, 208 p.
3. *Bratukhin A. G., Gurvich L. Ya.* Korroziionnaya stoykost' vysokoprochnykh nerzhaveyushchikh staley [Corrosion resistance of high-strength stainless steels]. Moscow, Aviatekhinform Publ., 1999, 208 p.
4. *Rakhshtadt A. G.* Pruzhinnye stali i splavy [Spring steels and alloys]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1982, 400 p.
5. *Birman S. I., Zvigintsev N. V., et. al.* Effect of molybdenum on the properties of high-strength stainless steels of 14Cr-6Ni type. FMM – The Physics of Metals and Metallography, 1984, vol. 57, no. 4, pp. 754–761 (in Russian).

Статья поступила в редакцию 10.05.2012

Людмила Васильевна Тарасенко – д-р техн. наук, профессор кафедры “Материаловедение” МГТУ им. Н.Э. Баумана. Автор более 200 научных работ и двух книг в области исследования фазового состава, структуры и свойств жаропрочных сталей и сплавов для деталей ГТД, высокопрочных сталей авиационного назначения, алюминий-литиевых сплавов.

Московский государственный технический университет, 105005, Москва, 2-я Бауманская ул., д. 5, стр. 1.

L.V. Tarasenko – Dr. Sci. (Eng.), professor of “Materials Science” department of the Bauman Moscow State Technical University. Author of more than 200 publications and two books in the field of study of phase composition, structure, and properties of heatproof steels and alloys for parts of gas-turbine engines, high-strength steels of aviation purpose, aluminum-lithium alloys.

Bauman Moscow State Technical University, Vtoraya Baumanskaya ul. 5, stroenie 1, Moscow, 105005 Russia.

Марина Васильевна Унчикова – канд. техн. наук, доцент кафедры “Материаловедение” МГТУ им. Н.Э. Баумана. Автор более 40 научных работ в области термической и химико-термической обработки коррозионно-стойких сталей и жаропрочных никелевых сплавов.

Московский государственный технический университет, 105005, Москва, 2-я Бауманская ул., д. 5, стр. 1.

M.V. Unchikova – Cand. Sci. (Eng.), assoc. professor of “Materials Science” department of the Bauman Moscow State Technical University. Author of more than 40 publications in the field of thermal and chemico-thermal treatment of corrosion-resistant steels and heatproof nickel alloys. Bauman Moscow State Technical University, Vtoraya Baumanskaya ul. 5, stroenie 1, Moscow, 105005 Russia.