



ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОМАГНИТНОЙ ОБРАБОТКИ НА ОСТАТОЧНЫЕ СВАРОЧНЫЕ НАПРЯЖЕНИЯ В СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЯХ УГЛЕРОДИСТЫХ И НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

А. К. ЦАРИЮК, В. Ю. СКУЛЬСКИЙ, кандидаты техн. наук, **С. И. МОРАВЕЦКИЙ**, инж.
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины),
В. А. СОКИРКО, канд. техн. наук (НПК ООО «ДС», г. Николаев)

Приведены результаты оценки влияния электромагнитных воздействий на остаточные сварочные напряжения I и II рода. Показано, что воздействие импульсами тока низкой плотности на сварные соединения низкоуглеродистых сталей оказало специфическое влияние на напряжения I рода, однако не привело к их существенному снижению. Установлено, что обработка вызывает увеличение размера блоков, снижение напряжений II рода и увеличение параметра кристаллической решетки металла шва.

Ключевые слова: сталь, сварные соединения, термическая обработка, электромагнитные воздействия, электрофизическая обработка, деформация, остаточные сварочные напряжения, напряжения I рода, напряжения II рода

Электромагнитные воздействия (ЭМВ) на металлическое тело позволяют при определенных условиях деформировать его без внешней нагрузки или оказывать влияние на его напряженно-деформированное состояние, вызванное внешней нагрузкой или остаточными напряжениями от различных технологических операций [1–6]. В большинстве случаев ЭМВ представляют собой проходящие через исследуемый образец импульсы электрического тока со следующими параметрами: плотность тока $10^2 \dots 10^4$ А/мм², длительность импульса $10^{-3} \dots 10^{-6}$ с. Принимая во внимание широкий диапазон толщин и размеров реальных сварных соединений и неограниченные возможности современных источников тока, изучение способов реализации ЭМВ в сварочном производстве актуально для тех из них, которые могут дать эффект при минимальной плотности тока. Если речь идет о применении этих способов для сварных соединений из ферромагнитных материалов, целесообразен поиск таких видов и режимов ЭМВ, которые позволили бы использовать электромагнитную энергию, аккумулированную в материале, т. е. энергию магнитного поля доменов [7]. Ранее [8] было оценено влияние электрофизической обработки (ЭФО) на механические свойства сварных соединений углеродистых и низколегированных сталей. Показано, что ЭФО (длительность импульса 1...2 с, длительность паузы 5...10 с, длительность фронтов нарастания и спада импульса 0,5...1 с, количество импульсов

за цикл ЭФО ~100, пределы изменения плотности тока в импульсе 5...16 А/мм²) благодаря специфическим ЭМВ способствует получению более равновесной структуры металла ЗТВ сварных соединений этих сталей, что выражается в повышении его ударной вязкости. Целью настоящей работы была оценка влияния ЭФО с малой плотностью тока на уровень остаточных сварочных напряжений (ОСН) I рода и напряжений II рода в сварных соединениях сталей.

Для изучения влияния ЭФО на уровень ОСН I рода были изготовлены образцы сварных соединений из сталей Ст2пс и 20ХМФЛ с размером 300×100×8 мм, в которых создано напряженное состояние, характерное для прямолинейных стыковых однопроходных швов. В качестве критерия уровня ОСН принята продольная составляющая напряжений, для определения которой выбран способ порезки и измерения остаточных упругих деформаций измерительных баз с помощью механического деформометра [9]. В исследованиях был использован механический деформометр с индикатором часового типа, сконструированный на кафедре сварочного производства НТУУ «Киевский политехнический институт»*. База измерения деформометра 50 мм, цена деления индикатора 0,001 мм.

По одному образцу из сталей Ст2пс и 20ХМФЛ были оставлены в состоянии после наплавки, по три образца из каждой стали были подвергнуты ЭФО (рис. 1). Параметры тока обработки задавали и поддерживали системой автоматического управ-

* Авторы выражают благодарность профессору кафедры сварочного производства канд. техн. наук И. М. Жданову за оказанную помощь.

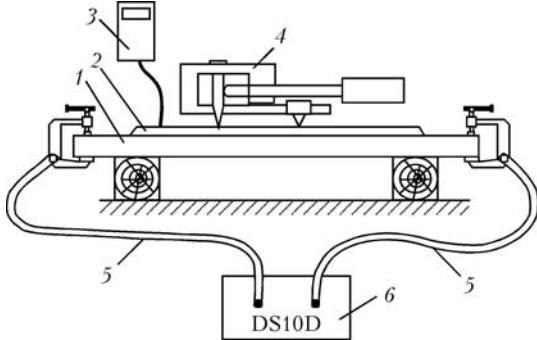


Рис. 1. Схема проведения ЭФО с изучением характера деформирования образца: 1 — обрабатываемый образец; 2 — шов; 3 — мультиметр; 4 — деформометр; 5 — кабели; 6 — установка для ЭФО

ления установки DS10D: форма импульса — трапецеидальная, амплитуда знакопеременного тока 4...8 кА, длительность амплитудного тока 2,0 с, длительность нарастания и спада импульса 1,5 с, длительность паузы между импульсами 10 с. Параметры тока соответствуют частоте электромагнитного поля 0,2 Гц, которая меньше критической $f_{кр} \approx 2,5$ Гц, для образцов толщиной 8 мм, что исключает скин-эффект. Образцы подключали к установке с помощью четырех пар гибких кабелей со струбцинами таким образом, что ток протекал вдоль образца. Температуру нагрева образцов при ЭФО контролировали с помощью серийного мультиметра марки M890G, оснащенного хромель-алюмелевой термопарой.

Во время ЭФО также контролировали характер деформирования образцов (по одному из каждой стали). С этой целью указанные образцы обрабатывали на воздухе сериями по 2...10 импульсов тока. Деформометр был постоянно установлен в отверстия базы в непосредственной близости от наплавленного валика.

Остальные образцы (по два из каждой стали) обрабатывали без контроля характера деформирования. Их помещали в диэлектрическую ем-

кость с водой для минимизации нагрева вследствие теплового действия электрического тока.

Характер деформирования образцов показан на рис. 2. Деформация образцов представлена в виде двух составляющих: деформации теплового удлинения образца и деформации, связанной с электродинамическими процессами, которые вызваны импульсами электрического тока. Первая составляющая всегда была положительной и возрастала с увеличением количества импульсов, пропущенных через образец, что характерно для теплового удлинения. Вторая составляющая деформации не может быть отождествлена с температурной деформацией, так как изменялась синхронно с импульсами тока. Как видно из рис. 3, деформации не отличаются постоянством даже на протяжении малой серии импульсов тока, о чем свидетельствуют изменения знака и значения деформации измеряемой базы. Общее количество импульсов, пропущенных через образцы, и их максимальные температуры по завершению цикла ЭФО приведены в табл. 1.

Для оценки продольных ОСН использовали указанный выше деформометр. По измеренным значениям σ строили эпюры (рис. 4). Для стали Ст2пс в состоянии после сварки волокна активной зоны испытывают растяжение, максимум которого наблюдается в наплавленном металле и по значению соизмерим с его пределом текучести. В случае стали 20ХМФЛ в активной зоне растягивающие напряжения несколько снижены, что связано с прохождением $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения, протекающего при сравнительно низкой температуре и частичном восстановлении упругих свойств металла шва и ЗТВ. В волокнах реактивной зоны обоих образцов действуют напряжения сжатия. Некоторая неуравновешенность эпюр может объясняться учетом поперечной составляющей ОСН. Таким образом, эпюры продольных ОСН в образцах каждой стали в состоянии после сварки не противоречат установившимся представлениям

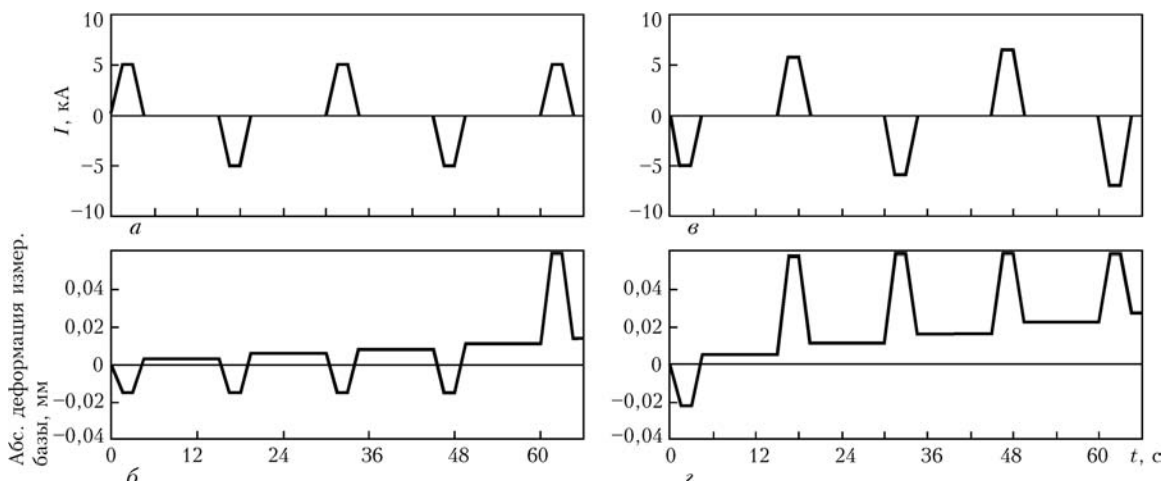


Рис. 2. Характер деформирования экспериментального сварного образца из стали Ст2пс (а, б) и стали 20ХМФЛ (в, г)

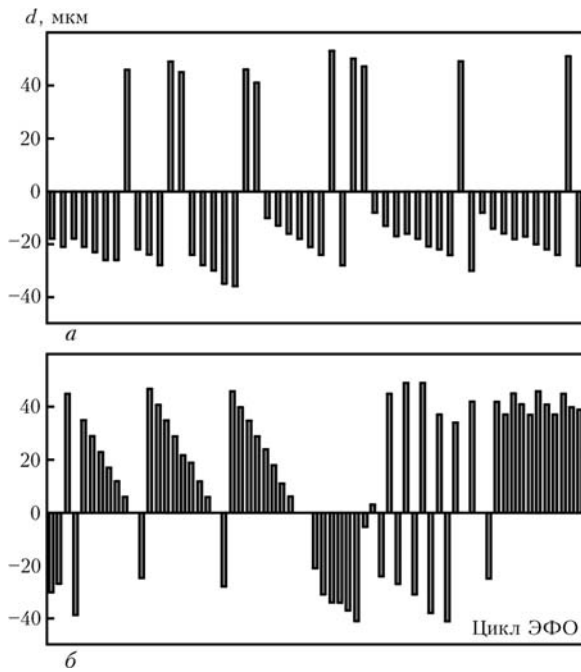


Рис. 3. Изменение электродинамической составляющей деформации экспериментального сварного образца из стали Ст2пс (а) и 20ХМФЛ (б) за полный цикл ЭФО (за вычетом теплового удлинения)

и находятся в нормальном соответствии с ранее полученными опытными данными [9].

Эпюры ОСН любого из трех образцов сталей Ст2пс и 20ХМФЛ в состоянии после ЭФО незначительно отличаются от соответствующих эпюр в состоянии после сварки. Между количеством пропущенных во время ЭФО импульсов и уровнем ОСН четко выраженной зависимости не наблюдается. Наиболее заметным влияние ЭФО оказалось для образцов из стали 20ХМФЛ. Оно сво-

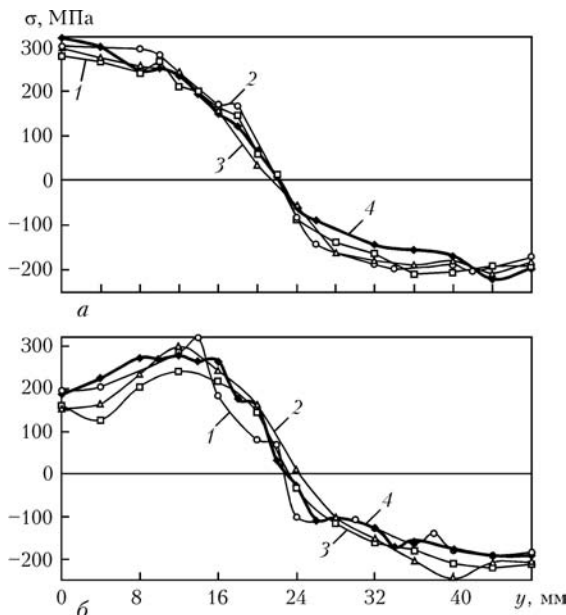


Рис. 4. Распределение продольных ОСН в поперечном сечении трех образцов из стали Ст2пс (а) и 20ХМФЛ (б), подвергнутых ЭФО (1–3) по сравнению с состоянием после сварки (4)

дится к перераспределению продольных ОСН. В активной зоне ОСН снижаются на 3...25 %, в реактивной зоне наблюдается повышение ОСН примерно на 15 %. Те же тенденции, но при меньших количественных значениях, были отмечены для образцов из стали Ст2пс. Такое влияние вряд ли можно объяснить тепловым действием тока. Образование неоднородных температурных полей (скин-эффекта и динамического пинч-эффекта) в образце исключалось в силу используемых параметров тока и толщины пластин, а любой однородный нагрев должен вести к снижению напряжений во всех точках образца. Даже приняв во внимание все погрешности измерения температуры металла образцов, можно утверждать, что последняя при ЭФО не превышала значения, при котором на поверхности металла, погруженного в воду, начинается ее кипение с образованием и всплыванием пузырьков пара.

Оцениваемое выше напряженное состояние сварного образца представлено остаточными напряжениями I рода, т. е. уравниваемыми в масштабе макроскопического металлического тела. Оно вызвано тем, что металл активной зоны за время термомодеформационного цикла наплавки претерпел не полностью скомпенсированную деформацию пластического укорочения Δ . Снять эти напряжения можно, приложив по продольной оси образца усилие, способное пластически растянуть активную зону на величину, компенсирующую Δ , как это имеет место при механических способах снятия ОСН [10]. Учитывая особенности деформирования образцов во время ЭФО, можно предположить, что выявленное перераспределение ОСН вызвано действием внутри металла объемных усилий электромагнитного происхождения, возникающих при прохождении тока через ферромагнетик. Электродинамическое (силовое) действие электромагнитного поля может быть определено из выражения для обобщенной силы: $F_{\eta} = dW/d\eta$, где F_{η} — составляющая силы; W — энергия электромагнитного поля, запасенная в объеме рассматриваемой системы; η — обобщенная координата. Для цилиндрического образца из

Таблица 1. Параметры ЭФО экспериментальных образцов

Материал образца	№ образца	Суммарное количество импульсов	Охлаждающая среда	T_{max} , °C
Ст2пс	1	48	Вода	65
	2	94		77
	3	50	Воздух	72
20ХМФЛ	1	48	Вода	65
	2	100		86
	3	65	Воздух	93



магнитного материала создается напряженное состояние, имеющее сжимающую радиальную σ_r и растягивающую осевую σ_x составляющие:

$$\sigma_r = F_r/S = -1/2\mu_0(I/2\pi R)^2 = -1/8\mu_0(jR)^2,$$

$$\sigma_x = F_x/S = 1/4\mu_0\mu(I/2\pi R)^2 = 1/16\mu_0\mu(jR)^2,$$

где S — поверхность, на которую действует сила F_η ; μ_0 — магнитная проницаемость вакуума; μ — относительная магнитная проницаемость материала; I — электрический ток; j — плотность тока; R — радиус образца.

Из соотношения $\sigma_x/\sigma_r = \mu/2$ следует, что для немагнитного материала ($\mu = 1$) преобладают сжимающие радиальные механические напряжения σ_r , а для ферромагнетика — растягивающие продольные напряжения σ_x , которые увеличиваются в μ раз ($10 \dots 10^2$ раз). Магнитная проницаемость ферромагнетика зависит от напряженности магнитного поля в нем. При возрастании тока и соответствующем увеличении напряженности магнитного поля, индуцированного этим током, магнитная проницаемость материала сначала возрастает от начального значения μ_n до максимального μ_{max} за счет внутренней электромагнитной энергии доменной структуры, а затем уменьшается, стремясь к значению $\mu = 1$. Именно в момент достижения μ_{max} растягивающие напряжения σ_x увеличиваются на порядок и более.

Напряжения σ_x имеют неполярный характер, т. е. не зависят от полярности протекающего тока, и позволяют объяснить результаты, представленные на рис. 3. Для параметров конструкционных сталей и плотностей тока $j = 6 \dots 16$ А/мм² расчетное напряжение σ_x составляет 2,1...15,3 МПа. При протекании импульса тока происходит взаимодействие напряжения σ_x , которое всегда растягивающее, с ОСН образцов, что и вызывает перераспределение результирующих напряжений. Однако фактическое значение напряжений σ_x и длительность их приложения слишком малы для продольного пластического растяжения образца на заметное значение за время одного импульса тока. Определение условий, необходимых и достаточных для достижения положительного эффекта, является задачей дальнейших исследований.

Исследовано также влияние ЭФО на уровень напряжений II рода в металле шва сварного соединения низкоуглеродистой стали. Для этого было сварено стыковое соединение стали 20 толщиной 12 мм способом многопроходной ручной дуговой сварки с применением электродов УО-

НИ-13/55. Металл шва содержал, мас. %: 0,085 С; 0,26 Si; 0,58 Mn; 0,13 Ni; 0,07 Cr; 0,019 P; 0,021 S. Два поперечных темплета шириной 36 мм, вырезанные из сварного соединения, были подвергнуты ЭФО на двух различных режимах, выбранных на основе производственного опыта НПК ООО «ДС». Из оставшихся частей сварного соединения одна была подвергнута высокому отпуску при температуре 650 °С (60 мин); вторая — отжигу при 1060 °С (20 мин); третья была оставлена в состоянии после сварки.

Исследование проводили с использованием рентгеновского дифрактометра «ДРОН-УМ1» на отполированной площадке 18×18 мм микрошлифа, содержащей только металл верхних проходов шва (табл. 2).

Послесварочная термообработка (ТО) приводит микроструктуру металла шва в более равновесное состояние: увеличивается размер блоков, отражающий объем металла с относительно совершенной решеткой; снижается уровень ОСН II рода, выражаемый соответствующим коэффициентом. С повышением температуры ТО отмеченные особенности проявляются в большей степени. Таким образом, состояние после сварки характеризуется наименьшим размером блоков и наивысшим уровнем ОСН, а состояние после отжига — наибольшим размером блоков и минимальным уровнем ОСН.

Как видно из табл. 2, ЭФО сварных соединений также существенно повлияла на микроструктуру металла шва, что подтверждается изменениями дифрактометрических характеристик. Размер блоков составил 127...135 нм, что на 35 % больше, чем для отожженного металла. ЭФО также обеспечила снижение ОСН II рода до уровня 0,0005...0,0009.

В металле низкоуглеродистого шва в состоянии после сварки присутствует небольшое количество остаточного аустенита. ЭФО, как и ТО, вызвала распад остаточной γ -фазы. Распад квазиустойчивого остаточного аустенита в металле низкоуглеродистого шва во время ЭФО можно

Т а б л и ц а 2. Результаты рентгеновского дифрактометрического исследования наплавленного металла сварного соединения стали 20

Состояние сварного соединения	Тип кристаллической решетки (a, нм)	Размер блоков (областей когерентного рассеивания), нм	Коэффициент, характеризующий напряжения II рода
После сварки	96,4 % α -Fe (0,28692); 3,6 % γ -Fe (0,36352)	74	0,002
После отпуска (650 °С, 60 мин)	α -Fe (0,28691)	78	0,001
После отжига (1060 °С, 20 мин)	α -Fe (0,28681)	97	0,0005
После ЭФО по режиму № 1	α -Fe (0,28697)	127	0,0005
После ЭФО по режиму № 2	α -Fe (0,28704)	135	0,0009



объяснить изменением его магнитного состояния, приводящим к самопроизвольному появлению малых однодоменных ферромагнитных областей (зародышей), возникающих и аннигилирующих в парамагнитной γ -матрице по статистическим законам [11], а также дестабилизацией напряженного состояния всестороннего сжатия аустенитных участков. В указанной выше части действие ЭФО на металл шва аналогично действию ТО. Вместе с тем, влияние ЭФО на постоянную a кристаллической решетки отличается от воздействия ТО. Термообработка вызывает уменьшение a с 0,28692 (после сварки) до 0,28681 нм (после отжига), тогда как ЭФО приводит к ее заметному росту до 0,28697...0,28704 нм.

Параметр элементарной ячейки связан с межатомным расстоянием, соответствующим такому взаимному положению соседних атомов, при котором уровень потенциальной энергии системы минимален, а силы отталкивания и притяжения равны. Из физики металлов известны следующие факторы, позволяющие влиять на постоянную решетки металла: температура, давление, напряжения I рода и легирование. Поскольку эти условия во всех дифрактометрических экспериментах были неизменны, объяснить наблюдаемое влияние ЭФО довольно сложно. Из процессов, происходящих в сталях во время ТО, уместно упомянуть распад пересыщенного твердого раствора с выделением новых фаз, приводящий к уменьшению концентрации примесей внедрения в твердом растворе, а следовательно, уменьшению a , что и подтверждается экспериментом. Учитывая ключевые факторы влияния электрического тока малой плотности и электромагнитного поля на микроструктуру металла [7, 8], можно предположить следующую причину увеличения параметра a после ЭФО. Скольжение дислокаций (и, возможно, их аннигиляция), вызванное магнитным полем, навходящимся в металл при ЭФО, привело к более равномерному распределению по объему α -фазы примесных атомов внедрения, первоначально сосредоточенных в микросегрегационных скоплениях (атмосферах), связанных с дислокациями. Это могло привести к увеличению среднего содержания примесей в твердом растворе и в итоге вызвать рост параметра a после ЭФО. Для более полного объяснения влияния ЭФО на субмикроструктуру ведутся дополнительные исследования.

В заключение следует отметить, что ЭФО при выбранных параметрах и технике проведения оказывает специфическое влияние на уровень ОСН I рода в сварных соединениях углеродистых и низколегированных сталей: в активной зоне сварных соединений ОСН снижаются на 3...25, в реактивной — возрастают на 0...15 %. ЭФО снижает напряжения II рода до уровня, обеспечиваемого отжигом при температуре 1060 °С, при этом заметно увеличивается параметр a кристаллической решетки α -фазы.

1. Головин Ю. И., Тялин Ю. Н., Умрихин В. М. Поле механических напряжений и прочность цилиндрических проводников в пинчующих электромагнитных полях // Тез. докл. I Всесоюз. конф. «Действие электромагнитных полей на пластичность и прочность металлов и сплавов». (Юрмала, 29 сент.–1 окт. 1987 г.). — М.: Ин-т машиноведения им. А. А. Благонравова АН СССР, 1987. — С. 37.
2. Стрижало В. А., Новогрудский Л. С., Воробьев Е. В. Прочность сплавов криогенной техники при электромагнитных воздействиях. — Киев: Наук. думка, 1990. — 160 с.
3. Стрижало В. А., Воробьев Е. В. Скачкообразная деформация металла в условиях воздействия импульсного магнитного поля и криогенных температур // Пробл. прочности. — 2003. — № 1. — С. 137–142.
4. Щербаков И. П., Чураев Д. В., Светлов В. Н. Исследование изменения субмикрорельефа поверхности медных образцов при пропускании по ним импульсов электрического тока большой плотности // Журн. техн. физики. — 2004. — 74, № 4. — С. 139–142.
5. Влияние электродинамической обработки на напряженно-деформированное состояние теплоустойчивых сталей / Л. М. Лобанов, Н. А. Пашин, В. Ю. Скульский, В. П. Логинов // Автомат. сварка. — 2006. — № 5. — С. 11–15.
6. Изменение напряженно-деформированного состояния после электродинамической обработки сварных соединений алюминиевого сплава АМг6 / Л. М. Лобанов, Н. А. Пашин, В. П. Логинов, В. Н. Смиленко // Там же. — 2007. — № 6. — С. 11–19.
7. Моравецкий С. И., Паршенков Н. А., Сокирко В. А. Особенности электромагнитных воздействий на металлы и их сварные соединения // Там же. — 2007. — № 6. — С. 20–26.
8. К вопросу о механизмах электромагнитных воздействий на механические свойства сварных соединений углеродистых и низколегированных сталей / А. К. Царюк, В. Ю. Скульский, С. И. Моравецкий, В. А. Сокирко // Там же. — 2008. — № 7. — С. 33–37.
9. Винокуров В. А. Отпуск сварных конструкций для снижения напряжений. — М.: Машиностроение, 1973. — 213 с.
10. Касаткин Б. С., Прохоренко В. М., Чертов И. М. Напряжения и деформации при сварке. — Киев: Вища шк., 1987. — 246 с.
11. Бернштейн М. Л., Пустовойт В. Н. Термическая обработка стальных изделий в магнитном поле. — М.: Машиностроение, 1987. — 256 с.

Results of evaluation of the electromagnetic effects on residual welding stresses of the first kind and stresses of the second kind are presented. It is shown that impact by the low-density current pulses on the low-carbon steel welded joints has a specific effect on stresses of the first kind. However, it does not lead to their substantial decrease. It has been established that treatment leads to increase in size of the blocks, decrease in stresses of the third kind, and increase in the crystalline lattice parameter of the weld metal.

Поступила в редакцию 26.01.2008