

## ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ

УДК 539.319

### НЕЙТРОН-ДИФРАКЦИОННОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ЗАКРЕПЛЕНИЙ И ТЕРМООБРАБОТКИ НА ОСТАТОЧНЫЕ НАПРЯЖЕНИЯ В СТАЛЬНОМ СВАРНОМ ШВЕ

© 2022 г. И. Д. Карпов<sup>а</sup>, \*, В. Т. Эм<sup>а</sup>, И. Г. Карпов<sup>б</sup>, А. В. Ильин<sup>б</sup>

<sup>а</sup>НИЦ “Курчатовский институт”, пл. Академика Курчатова, 1, Москва, 123182 Россия

<sup>б</sup>НИЦ “Курчатовский институт” – ЦНИИКИМ “Прометей”, Шпалерная, 49, Санкт-Петербург, 191015 Россия

\*e-mail: Karпов\_ID@nrcki.ru

Поступила в редакцию 19.04.2022 г.

После доработки 28.06.2022 г.

Принята к публикации 29.06.2022 г.

Методом дифракции нейтронов исследованы остаточные напряжения в X-образном сварном шве стальных пластин толщиной 32 мм. Изучено влияние предварительного закрепления свариваемых деталей и послесварочной термообработки на распределение остаточных напряжений. Распределение напряжений близко к симметричному относительно центральной линии сечения шва и явно асимметрично относительно середины толщины шва. Максимальные растягивающие (продольные) напряжения находятся в той половине шва по толщине, которая сваривалась первой. Пиковое значение продольных напряжений в пластине с закреплениями 800 МПа (98% предела текучести металла шва) значительно выше, чем в пластине без закреплений 530 МПа. Область максимальных сжимающих (поперечных) напряжений (–400 МПа) в пластине с закреплениями находится в первой половине толщины шва, а в пластине без закреплений во второй половине. После термообработки растягивающие и сжимающие напряжения, в целом, остались, соответственно, растягивающими и сжимающими. Максимальные растягивающие (продольные) напряжения уменьшились до 270 МПа в пластине с закреплениями и 220 МПа в пластине без закреплений. Максимальные сжимающие (поперечные) напряжения в обеих пластинах уменьшились до –170 МПа.

*Ключевые слова:* дифракция нейтронов, остаточные напряжения, стали, сварной шов, термообработка

**DOI:** 10.31857/S0015323022090054

#### ВВЕДЕНИЕ

При сварке расплавленный металл шва после затвердевания охлаждается с гораздо более высокой температуры, чем основной металл. Большая разница в степени сжатия металла шва и основного металла при охлаждении приводит к появлению больших растягивающих напряжений в сварном шве [1, 2]. В случае использования в качестве металла шва ферритной стали, еще одним фактором, влияющим на распределение остаточных напряжений, является объемное расширение металла шва, связанное с  $\gamma$  –  $\alpha$ -фазовым переходом, которое приводит к образованию сжимающих напряжений в зоне, где произошел переход.

Остаточные напряжения могут значительно ухудшить усталостную прочность и коррозионную стойкость сварного соединения [3–8]. Поэтому количественная информация об остаточных напряжениях, в особенности, величина и местонахождение максимальных растягивающих напряжений, важна для надежной оценки прочности и срока эксплуатации сварного соедине-

ния. Она также необходима для верификации различных расчетных моделей. В случае швов большой толщины необходима информация о напряжениях внутри сварного шва, поскольку большое количество проходов и сильные ограничивающие условия приводят к сложной картине распределения напряжений по толщине соединения.

С целью снижения деформаций конструкций свариваемые детали часто закрепляются различными способами, кроме того многие сварные швы располагаются на уже скрепленных деталях. Наиболее частым видом закрепления являются ребра жесткости. Для уменьшения остаточных напряжений обычно используется термообработка. Поэтому нужна надежная количественная информация о влиянии закреплений и термообработки на остаточные напряжения.

Благодаря большой проникающей способности нейтронов в большинстве металлов, метод дифракции нейтронов (ДН) в настоящее время является единственным методом, который позволяет неразрушающим способом измерить все три

компоненты тензора напряжения внутри массивных деталей (в стали толщиной до 50 мм) [2, 9]. Рентгеновским методом можно измерить напряжения только на поверхности или приповерхностных слоях (в стали ~20 мкм). Поэтому в настоящее время нейтронный метод широко используется для измерения остаточных напряжений в массивных сварных соединениях.

В последние годы нейтронным методом интенсивно исследовали напряжения в сварных соединениях пластин большой толщины ( $\geq 20$  мм) с *I*-образной разделкой кромок [9–15]. Эти исследования показали, что в *V*-образных сварных швах максимальные растягивающие продольные напряжения образуются в верхней половине шва вблизи поверхности или на глубине, которая может достигать 40% толщины пластины. В зависимости от технологических параметров сварки (ширина шва, тепловложение, последовательность нанесения валиков и др.) образуется один максимум на центральной линии шва вблизи верхней поверхности или два максимума, расположенные симметрично относительно центральной линии шва. В последнем случае максимумы могут находиться в зоне металла шва или вне этой зоны. Пиковые значения продольных растягивающих напряжений близки к пределу текучести металла шва и, в некоторых случаях, превышают его.

Впервые распределение напряжений в сварных швах с *X*-образной разделкой кромок было изучено экспериментально в работе [16] методом удаления и расслоения блоков (УРБ). Перед сваркой пластины были закреплены приваренными ребрами жесткости, которые сохранялись при исследовании. Было показано, что в *X*-образном сварном шве ферритной стали толщиной 50 мм продольные напряжения являются растягивающими в металле шва и основном металле с пиковым значением 740 МПа (~150% предела текучести металла шва), расположенном на центральной линии сечения шва (ЦЛ) в середине толщины (корне) шва. Поперечные напряжения были растягивающими в той половине шва по толщине, которая сваривалась первой, и сжимающими во второй. В распределении по толщине как продольных, так и поперечных напряжений при удалении от ЦЛ сохранялся локальный максимум в середине толщины. После термообработки (600°C, 2 ч) так же как, и до термообработки, в корне шва наблюдался максимум продольных напряжений, который уменьшился с 740 до 140 МПа.

В работе [17] было исследовано распределение напряжений по толщине (50 мм) вдоль ЦЛ стального сварного шва с *X*-образной разделкой кромок методом конечных элементов (КЭ). В отличие от работы [16] исследовали пластину со сварным швом без закреплений. Распределения продольной и поперечной компонент были весьма схожи. Мак-

симальные напряжения находились примерно на глубине 10 мм от обеих поверхностей. В отличие от результатов, полученных методом УРБ [16], в корне шва находился минимум, а не максимум продольных и поперечных напряжений. Продольные напряжения были растягивающими по всей толщине, однако поперечные изменялись от растягивающих вблизи поверхностей к сжимающим вблизи середины толщины.

Можно было предположить, что расхождение результатов, полученных в работах [16] и [17], связано с тем, что в первой исследовали пластины с закреплениями, а во второй без них. Целью настоящей работы было исследовать остаточные напряжения в *X*-образном стальном сварном шве неразрушающим методом ДН, изучить влияние закреплений и термообработки на распределение остаточных напряжений.

## ОБРАЗЦЫ И МЕТОДИКА ИЗМЕРЕНИЙ

**Приготовление образцов.** В качестве основного металла использовали листовую прокат толщиной 32 мм из ферритной низкоуглеродистой легированной конструкционной стали российского производства, изготовленной методом контролируемой термомеханической прокатки. По химическому составу (табл. 1) и механическим свойствам используемая сталь является аналогом таким сталям как Armstrong® Ultra 960, Optim 960 QC, XABO 960 и соответствует категории S960QL по EN ISO 10025-6. Сварку производили ручным дуговым способом штучными покрытыми плавящимися электродами (ММА/111). В качестве сварочного материала использовали ферритные электроды российского производства номинальным диаметром 4.0 мм с покрытием основного типа. Химический состав электродов приведен в табл. 1. По механическим свойствам наплавленного металла данные электроды являются аналогами электродов ESAB OK 75.75 и соответствуют по ГОСТ 9467 категории Э85, согласно EN ISO 18275-A категории E 79 A-B.

Механические свойства материалов, определенные экспериментально по методике аналогичной EN 10002-1:2001 на образцах круглого сечения диаметром 6 мм и рабочей частью длиной равной 5 диаметрам образца, представлены в табл. 2.

Подготовку кромок под сварку выполняли газопламенным способом с последующей механической абразивной зачисткой. Ручную сварку выполняли по направлению проката в стык, по двухсторонней симметричной *X*-образной разделке в раскладку валиков. Количество слоев было 7 на одну сторону, а общее количество проходов 20 на одну сторону. С обеих сторон сварки было массивное усиление высотой ~6.5 мм над

**Таблица 1.** Химический состав стали и электродов (в мас. %)

Материал	C	Si	Mn	Cr	Ni	Al	V	Cu	Mo	S	P
Сталь	0.10	0.17	0.42	0.75	2.80	0.02	0.08	1.15	0.54	0.005	0.012
Электрод	0.07	0.25	0.70	0.89	2.50			0.92	0.51	0.015	0.012

**Таблица 2.** Механические свойства основного металла и металла шва

Зона сварного соединения	Предел текучести, МПа	Предел прочности, МПа	Удлинение, %
Основной металл	1040	1140	17
Металл шва	820	910	16

поверхностью пластины так, что толщина сварного шва в центре была ~45 мм. Эскиз разделки кромок и фотография макрошлифа поперечного сечения шва представлены на рис. 1.

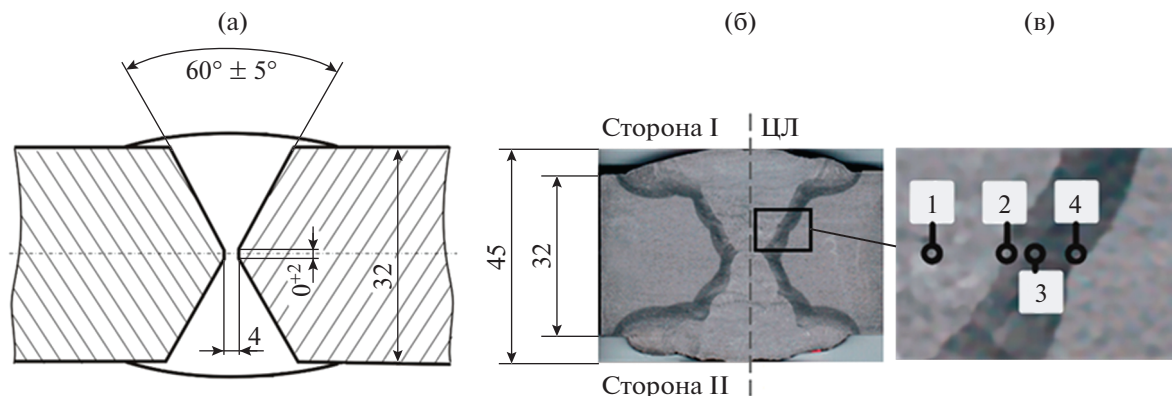
Сварку производили прямым током обратной полярности по режиму: сила тока = 180 А, напряжение на дуге 25 В, скорость сварки 3.5 мм/с. Расчетная погонная энергия 1.4 кДж/мм. Перед сваркой производили предварительный подогрев листов до 100°C. Межпроходную температуру выдерживали в диапазоне 100–200°C. По окончании сварки обеспечивали замедленное охлаждение с помощью термоизоляционных матов.

На рис. 2 представлены микрофотографии, полученные с областей металла шва и зоны термического воздействия (ЗТВ), указанных на рис. 1в. Микроструктура металла шва преимущественно бейнитная со слабо выраженными ферритными областями. Ширина ферритных полос равна 21.5 мкм. Крупнозернистая ЗТВ преимущественно имеет структуру мартенсита. Мелкозернистая ЗТВ определяется как бейнит с размером зерна 40.7 мкм. Мартенсит в этой зоне отсутствует.

В межкритической ЗТВ по границам бейнитных зерен произошло повышенное карбидообразова-

ние (размер зерна бейнита 32.3 мкм). В мелкозернистой и межкритической ЗТВ наблюдается полосчатая структура, что характерно для структуры листа, прошедшего термомеханическую обработку (а именно прокатку). Протяженность (толщина) ЗТВ равна 3.61 мм.

Были подготовлены 4 сварных соединения в виде пластин размерами 280 × 400 со сварным швом, расположенным по стороне 400 (здесь и далее размеры даны в миллиметрах). Два образца перед сваркой были закреплены путем установки приварных ребер жесткости (рис. 3а), обозначим их как ПЗ. Два образца сваривали в свободном состоянии, обозначим их как ПС. Пластины сваривали с одной стороны (Сторона I) затем переворачивали и сваривали с другой стороны (Сторона II). Пластины ПЗ сначала сваривали со стороны ребер жесткости. По окончании сварки две пластины (ПЗ и ПС) подвергали термообработке при температуре 550°C в течение 3 ч и охлаждали в воде. Обозначим пластины после термообработки, соответственно, ПЗТ и ПСТ. Далее с торца каждого сварного соединения методом гидроабразивной резки были отсечены части длиной 100 (рис. 3а) для изготовления макрошлифа и  $d_0$ -образца.



**Рис. 1.** Сварное X-образное соединение, а – схема разделки кромок, б – поперечное сечение шва (ЦЛ – центральная линия сечения шва), в – расположение областей исследования структуры. Размеры даны в миллиметрах.

1. Металл шва 2. ЛС и крупнозернистая ЗТВ 3. Мелкозернистая ЗТВ 4. Межкритическая ЗТВ

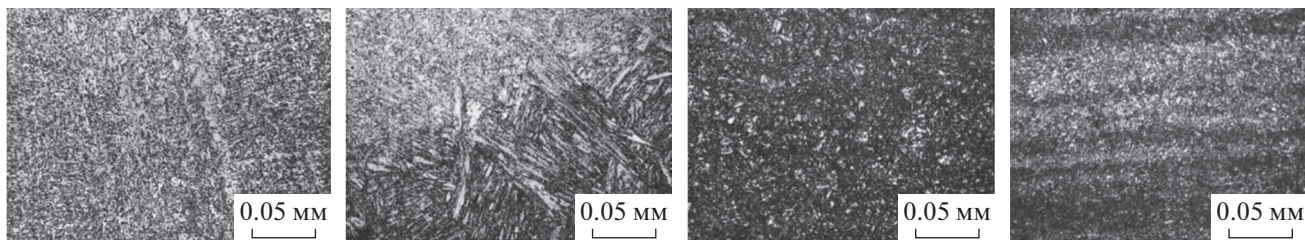


Рис. 2. Микроструктура металла шва и зоны термического влияния (ЗТВ), указанных на рис. 1в. ЛС – линия сплавления.

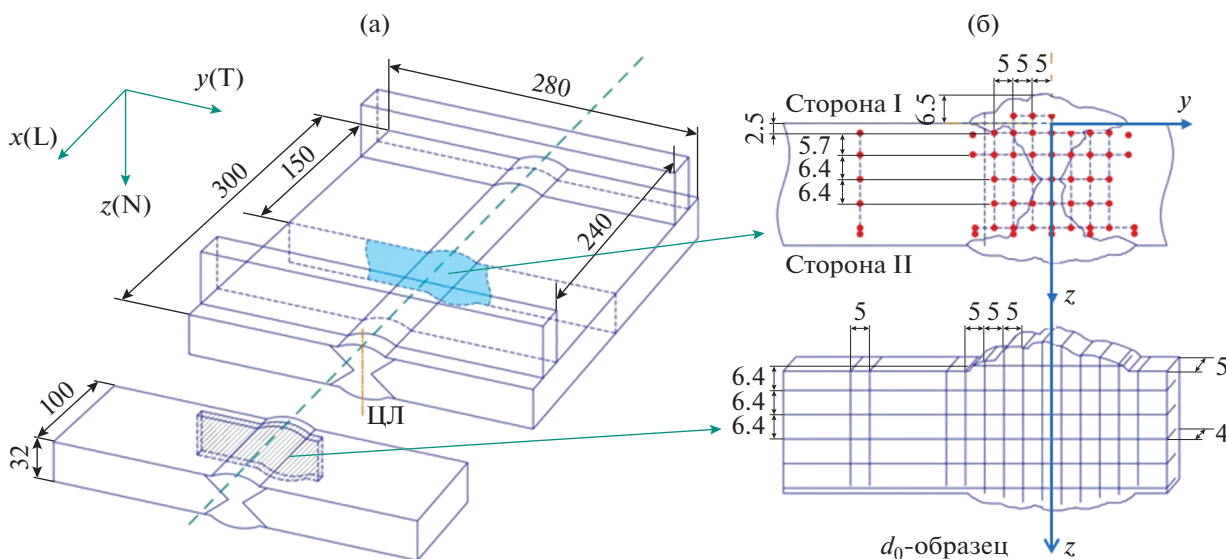


Рис. 3. (а) Схема пластины со сварным швом с закреплениями (ПЗ); (б) схема точек измерения методом ДН (сверху) и схема  $d_0$ -образца (снизу). Размеры даны в миллиметрах. ЦЛ – центральная линия сечения шва.

Таким образом, для исследований методом ДН были приготовлены 4 образца в виде пластин размерами  $280 \times 300 \times 32$  со сварным швом в середине (рис. 3а): два с закреплениями (ПЗ, ПЗТ) и два без закреплений (ПС, ПСТ).

**Измерение напряжений методом дифракции нейтронов.** Нейтрон-дифракционный метод измерения напряжений основан на точном измерении межплоскостного расстояния  $d$  в кристаллической решетке материала. Согласно закону Вульфа–Брэгга  $2d \sin \theta = n\lambda$  ( $n$  – целое число) на нейтронном дифрактометре с постоянной длиной волны нейтронов  $\lambda$  межплоскостное расстояние  $d$  может быть определено путем точного измерения углового положения дифракционного пика  $2\theta$ . Изменение межплоскостного расстояния  $\Delta d$  приводит к сдвигу углового положения дифракционного пика  $\Delta 2\theta$ . Решеточная деформация  $\epsilon$  определяется по сдвигу дифракционного пика [2]:

где  $d$ ,  $\theta$  и  $d_0$ ,  $\theta_0$  межплоскостное расстояние и угол дифракции Брэгга, соответственно, в напряженном и ненапряженном образце.

$$\epsilon = \frac{d - d_0}{d_0} = -(\theta - \theta_0) \operatorname{ctg} \theta_0,$$

где  $d$ ,  $\theta$  и  $d_0$ ,  $\theta_0$  межплоскостное расстояние и угол дифракции Брэгга, соответственно, в напряженном и ненапряженном образце.

Измеряются деформации в трех взаимно-перпендикулярных направлениях ( $x$ ,  $y$ ,  $z$ ) и, пользуясь обобщенным законом Гука, определяются напряжения в этих направлениях [2]:

$\sigma_i = E[(1 - 2\nu)\epsilon_i + \nu(\epsilon_x + \epsilon_y + \epsilon_z)] / (1 + \nu)(1 - 2\nu)$ , где  $i = x, y, z$ ;  $E$  и  $\nu$ , соответственно, модуль Юнга и коэффициент Пуассона. Компоненты напряжений в направлении  $x$ ,  $y$  и  $z$  определены как продольная (L), поперечная (T) и нормальная (N), как показано на рис. 3. В эксперименте измеряет-

ся дифракция от сравнительно малого пробного объема (ПО), который выделяется в образце с помощью щелей в кадмиевых экранах, установленных в падающем и отраженном пучках нейтронов. В каждой точке в образце измеряется деформация/напряжение, усредненное по ПО.

Исследование остаточных напряжений проводили на стресс-дифрактометре СТРЕСС на реакторе ИР-8 (максимальная мощность 8 МВт) НИЦ “Курчатовский институт” при мощности реактора 6 МВт. Благодаря использованию оригинальной схемы монохроматизации, возможности прибора для измерения напряжений на глубине (50 в стали при пробном объеме 80 мм<sup>3</sup> и времени измерения 1 ч) сравнимы с возможностями других современных приборов на более мощных реакторах [18, 19]. Двойной монохроматор PG(002)/Si(220) из пиролитического графита и фокусирующего идеального монокристалла кремния выводит монохроматические нейтроны с фиксированной длиной волны  $\lambda = 0.156$  нм, которая оптимальна для измерения напряжений на глубине в ферритной стали [20]. Использовали дифракционный пик (112) ОЦК-решетки ферритной стали ( $2\theta \approx 82^\circ$ ), который наименее чувствителен к микронапряжениям [2]. ПО задавали щелями шириной 3 в кадмиевых экранах, установленных в падающем и отраженном нейтронных пучках. Высота щели в падающем пучке была 20 (ПО = 3 × 3 × 20) при измерении нормальной (z) и поперечной (y) компонент и 5 (ПО = 3 × 3 × 5) при измерении продольной (x) компоненты. В обоих случаях пространственное разрешение вдоль толщины шва было 4. Распределение напряжений по толщине измеряли в середине пластины, в поперечном сечении шва, в точках, указанных на рис. 3б. Заметим, что  $y = 0$  соответствует ЦЛ, а  $z = 0$  соответствует поверхности пластины (Сторона I) на глубине 6.5 от поверхности шва при  $y = 0$ .

Свободный от напряжений образец для измерения  $d_0$  ( $d_0$ -образец) был приготовлен с помощью электроэрозионной резки проволокой диаметром 0.25 (рис. 3). Из каждой отрезанной от сварных соединений части длиной 100 была вырезана пластина толщиной 5 и была приготовлена обычная “гребенка” [2] с зубьями ( $\sim 40(z) \times 5(x) \times 5(y)$ ) вдоль нормального (z) направления. Затем в этой гребенке для уменьшения напряжений в зубьях длиной  $\sim 40$  [21] было сделано несколько надрезов (шириной 0.25 и глубиной 4) вдоль поперечного (y) направления перпендикулярно зубьям. Такая двумерная гребенка использовалась как  $d_0$ -образец.

Для расчетов напряжений использовали значения модуля Юнга  $E_{112} = 225$  ГПа и коэффициента Пуассона  $\nu_{112} = 0.28$ , соответствующие отражающим плоскостям (112) ферритной стали [2].

## ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

**Остаточные напряжения в образцах с закреплениями.** На рис. 4 представлены распределения продольных (L) и поперечных (T) напряжений по толщине в пластинах ПЗ и ПЗТ на расстояниях  $y = 0, \pm 5, \pm 10, \pm 15$  от ЦЛ. На рис. 5 представлены двумерные картограммы распределения напряжений в этих пластинах, построенные по всем измеренным точкам.

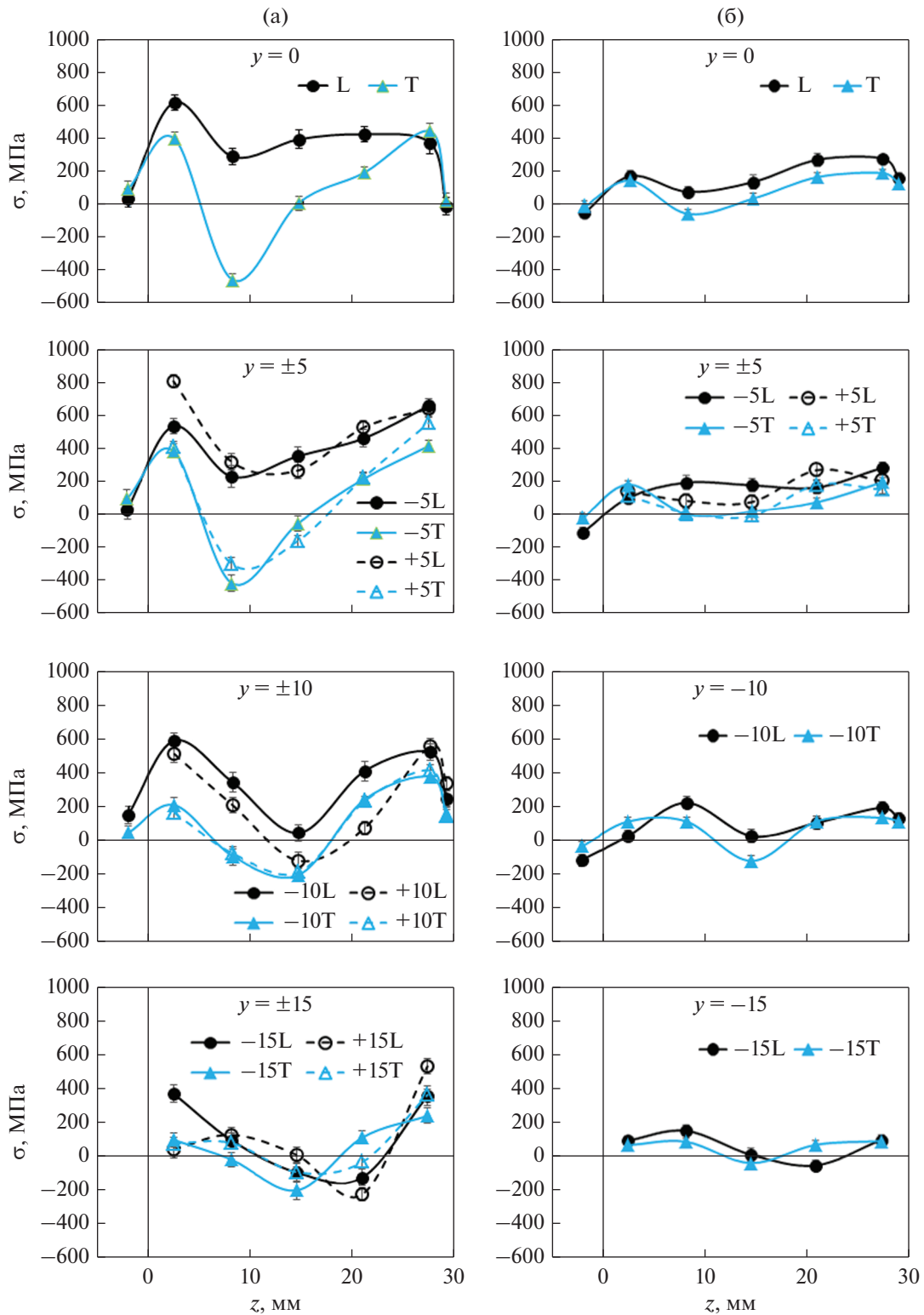
В пластине ПЗ (рис. 4а, 5а) распределение продольных и поперечных напряжений близко к симметричному относительно ЦЛ, хотя различие в величине напряжений в некоторых симметричных точках значительно. Максимумы растягивающих продольных и поперечных напряжений расположены в металле шва на глубине  $z = 2.5$  и  $z = 27.5$  ( $\sim 10$  от поверхностей шва) по обе стороны ( $y = \pm 5$ ) от ЦЛ.

Ближе к поверхностям ( $z = -0.25; z = 29$ ) и середине толщины шва они уменьшаются. Наибольшее значение растягивающих продольных напряжений 800 МПа наблюдалось в первой половине толщины шва на Стороне I ( $z = 2.5, y = 5$ ). На глубине 7.5 вдоль ЦЛ наблюдается локальный минимум продольных растягивающих напряжений  $\sim 270$  МПа. С удалением от ЦЛ локальный минимум смещается из первой половины толщины во вторую: от  $z = 7.5$  при  $y = 0$  до  $z = 20$  при  $y = \pm 15$ . При этом значение минимума уменьшается от 270 МПа при  $y = 0$  до нуля при  $y = \pm 10$ , и далее напряжения переходят в сжимающие до  $-200$  МПа при  $y = \pm 15$ . Растягивающие поперечные напряжения с максимумами 400 МПа заметно ниже, чем продольные. Сжимающие поперечные напряжения значительно выше, чем продольные, с максимумом  $-400$  МПа в широкой области ( $-10 \leq y \leq 10$ ) в первой половине толщины шва ( $z = 7.5$ ).

После термообработки напряжения значительно уменьшились (рис. 4б, 5б). При этом, в целом, растягивающие и сжимающие напряжения остались, соответственно, растягивающими и сжимающими. Максимальные растягивающие продольные напряжения уменьшились до 270 МПа, а максимальные сжимающие поперечные напряжения до  $-170$  МПа.

**Остаточные напряжения в образцах без закреплений.** На рис. 6 представлены двумерные картограммы распределения напряжений в пластинах ПС и ПСТ, построенные по результатам нейтронных измерений. В пластине ПС (рис. 6а) так же, как и в пластине ПЗ (рис. 5а) распределение продольных и поперечных напряжений близко к симметричному относительно ЦЛ и явно асимметрично относительно середины толщины шва.

В целом, распределение продольных напряжений имеет сходство с распределением напряжений



**Рис. 4.** Распределение продольных (L) и поперечных (T) напряжений по толщине в пластине ПЗ (а) и ПЗТ (б) на расстояниях  $y = 0, \pm 5, \pm 10, \pm 15$  от ЦЛ.

в пластине ПЗ, однако по величине они значительно ниже. Пиковое значение (530 МПа) наблюдается вблизи поверхности в первой половине толщины

шва на Стороне I ( $z = 2.5, y = 5$ ). Так же, как и в пластинах ПЗ растягивающие поперечные напряжения ниже, чем продольные.

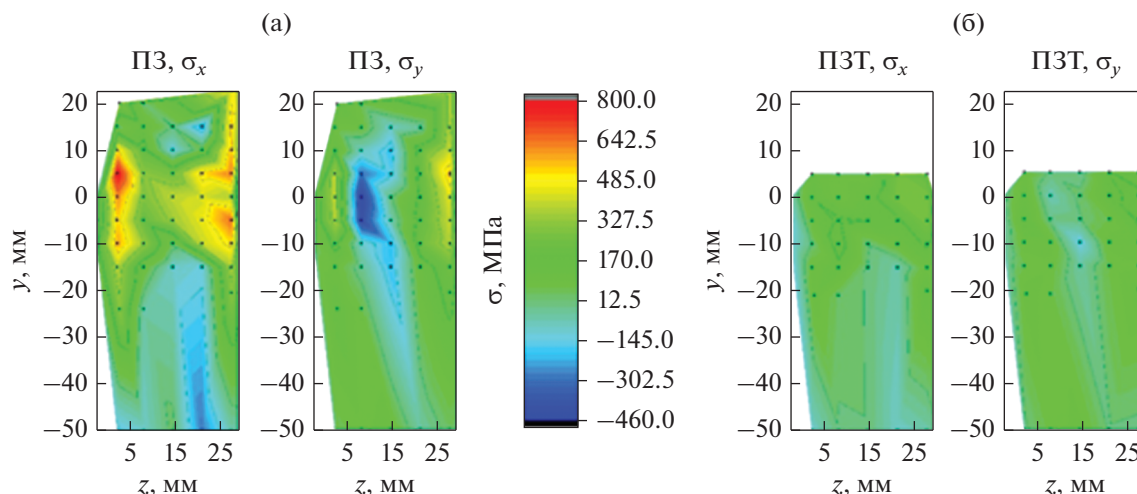


Рис. 5. Двумерная картограмма распределения продольных ( $\sigma_x$ ) и поперечных ( $\sigma_y$ ) напряжений в пластинах ПЗ (а) и ПЗТ (б).

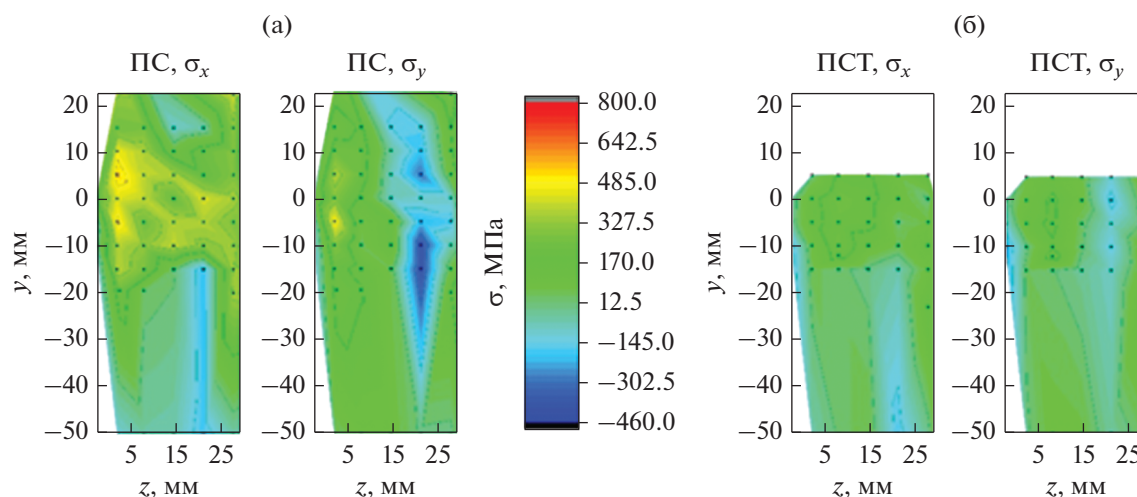


Рис. 6. Двумерная картограмма распределения продольных ( $\sigma_x$ ) и поперечных ( $\sigma_y$ ) напряжений в пластинах ПС (а) и ПСТ (б).

В отличие от пластины ПЗ (рис. 5а), в пластине ПС (рис. 6а) сравнительно большая область сжимающих поперечных напряжений с пиковым значением  $-400$  МПа расположена во второй половине толщины шва, а не в первой.

После термообработки в пластине ПСТ (рис. 6б) напряжения значительно уменьшились. Максимальные растягивающие (продольные) напряжения уменьшились до 220 МПа, а максимальные сжимающие (поперечные) напряжения до  $-170$  МПа.

## ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Сварной шов с X-образной разделкой кромок геометрически симметричен относительно центральной линии сечения шва и середины толщи-

ны и может рассматриваться как два V-образных шва с корнем в середине толщины. Поэтому можно было ожидать некоторое сходство и различие в распределении напряжений в X- и V-образных сварных швах. Распределение продольных и поперечных напряжений близко к симметричному относительно ЦЛ (рис. 5а, 6а), что согласуется с результатами работы [16] и характерно для V-образных сварных швов [9–15]. Распределение напряжений явно асимметрично относительно середины толщины шва, поскольку первая и вторая половина толщины свариваются при различных ограничивающих условиях.

В пластине ПЗ (рис. 5а) максимальные растягивающие продольные напряжения наблюдаются в металле шва вблизи поверхностей пластин по

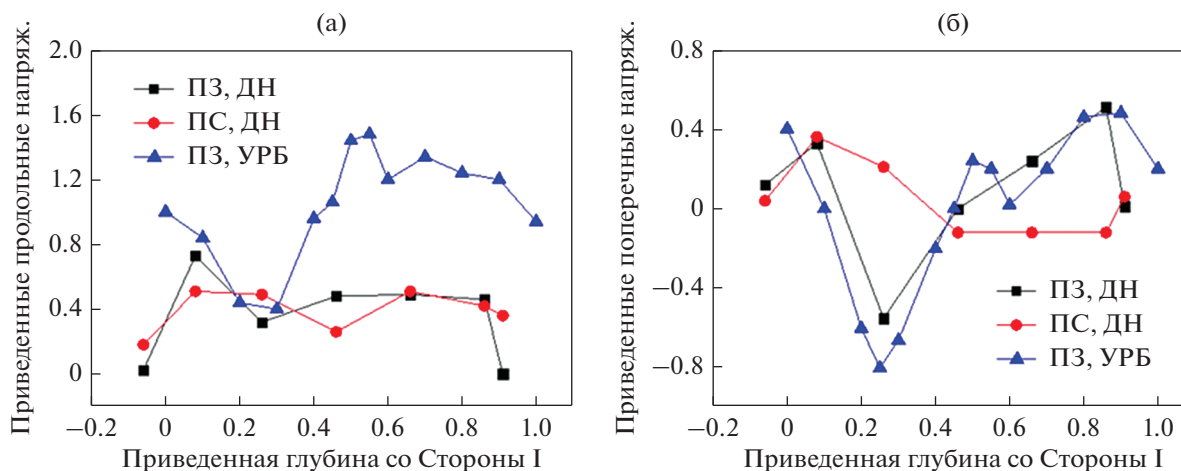


Рис. 7. Распределения продольных (а) и поперечных (б) напряжений по толщине шва вдоль ЦЛ в пластинах ПЗ и ПС, полученные методами ДН и УРБ [16].

обе стороны от ЦЛ. Они постепенно уменьшаются с приближением к середине толщины шва. Во всей области металла шва продольные напряжения являются растягивающими. Они уменьшаются с удалением от ЦЛ и переходят в сжимающие напряжения на расстоянии  $\pm 15$  от ЦЛ в основном металле во второй половине толщины шва. Пиковое значение продольных напряжений (800 МПа) в первой половине толщины, близко к пределу текучести металла шва (820 МПа). Однако эффективное напряжение по Мизесу (560 МПа), рассчитанное с использованием измеренных значений продольной, поперечной и нормальной компонент напряжений, составляет около 68% от предела текучести. В целом, распределения продольных напряжений в пластинах ПЗ и ПС схожи (рис. 5а, б). Однако в пластине ПС продольные напряжения меньше (пиковое значение 530 МПа), и нет четких максимумов на Стороне II.

Распределение поперечных напряжений имеет четкую асимметрию относительно середины толщины шва (рис. 5а, б) и зависит от наличия или отсутствия ребер жесткости. В пластинах ПЗ область максимальных сжимающих напряжений ( $-400$  МПа) находится в первой половине толщины шва, а в пластинах ПС – во второй половине. В целом, в обеих пластинах растягивающие продольные напряжения больше, чем поперечные, что согласуется с результатами работы [16]. Более высокие продольные напряжения по сравнению с поперечными характерны для V-образных сварных швов [13, 22, 23]. Эксперименты [22] показали, что продольные напряжения увеличиваются с увеличением длины шва. Поперечные и нормальные напряжения значительно меньше и слабо зависят от длины шва. Возможно, это объясняется тем, что жесткость пластины в продольном направлении выше, чем в поперечном.

В отличие от работы [16], выполненной методом УРБ, в данной работе не обнаружены максимумы продольных и поперечных напряжений в середине толщины шва. Напротив, вблизи середины толщины шва напряжения уменьшаются. В результате отжига предыдущих валиков при нанесении последующих можно ожидать уменьшение напряжений в корне шва [13].

Неожиданно низкие напряжения ( $\sim 10\%$  предела текучести металла шва) наблюдались в усилении вблизи поверхностей швов (рис. 4, 5а, б). В отличие от этого в работах [13, 16] на поверхности и вблизи поверхности металла шва наблюдались большие напряжения близкие к пределу текучести. Сравнительно небольшие напряжения ( $\sim 30\%$  предела текучести основного металла) под точками примыкания усиления шва к основному металлу плохо согласуются с большими напряжениями, измеренными в этих точках методом УРБ ( $\sim 140\%$  предела текучести основного металла) в X-образном сварном шве [16] и методом ДН ( $\sim 100\%$  предела текучести основного металла) в V-образном сварном шве [13]. Возможно, низкие напряжения в этих точках связаны с относительно большими размерами усиления.

На рис. 7 представлены распределения остаточных напряжений по толщине шва вдоль ЦЛ, полученные в данной работе методом ДН и в работе [16] методом УРБ. Для сравнения распределения напряжений в швах разной толщины и из разных материалов на графиках указаны глубины, приведенные к толщине сварного шва, а напряжения, приведенные к пределу текучести соответствующего металла шва. Имеется большое различие в распределении продольных напряжений, полученных разными методами (рис. 7а). Оба метода дают растягивающие продольные напряжения вдоль ЦЛ, однако напряжения, полу-



ченные методом УРБ значительно выше и в некоторых точках на 50% превышают предел текучести. Следует указать, что помимо различий в толщине и материале шва имеются другие различия между образцами, изученными в данной работе и работе [16], которые могут быть причиной различий продольных напряжений. В образцах работы [16] предел текучести основного металла был ниже, чем предел текучести металла шва (360 и 500 МПа, соответственно). В наших образцах было обратное: соответственно 1040 и 820 МПа. Теплообразование при сварке в наших образцах и образцах работы [16] было также различным:  $\sim 1.4$  и  $\sim 3$  кДж мм<sup>-1</sup>, соответственно. Учитывая большое расхождение в распределении продольных напряжений, было неожиданным большое сходство в распределении поперечных напряжений (рис. 7б), если не учитывать локальный максимум в корне шва в работе [16]. Видимо, поперечные напряжения менее чувствительны к параметрам сварки и более чувствительны к наличию или отсутствию ребер жесткости.

Сравнение пластин до и после термообработки показывает, что после термообработки напряжения значительно уменьшились, но растягивающие и сжимающие напряжения остались, соответственно, растягивающими и сжимающими.

Так же, как и в не отожженных образцах локальные максимумы напряжений в середине толщины сварного шва, в отличие от работы [16], обнаружены не были. Продольные напряжения остались более высокими, чем поперечные. В пластине с ребрами жесткости максимальные растягивающие продольные напряжения 270 МПа (33% предела текучести металла шва) выше, чем в пластине без ребер жесткости 220 МПа и согласуется с результатами (28% предела текучести металла шва), полученными в работе [16].

## ВЫВОДЫ

Впервые неразрушающим методом дифракции нейтронов проведено исследование влияния закрепления и термообработки на распределение остаточных напряжений в стальном X-образном сварном шве. Результаты проведенных исследований позволяют сделать следующие выводы:

1. Распределение напряжений в X-образном сварном шве близко к симметричному относительно центральной линии сечения шва и явно асимметрично относительно середины толщины шва.
2. Имеется сходство в распределении продольных растягивающих напряжений в пластинах с закреплениями и без закреплений. В обеих пластинах имеются два максимума вблизи поверхности на Стороне I в металле шва по обе стороны от центральной линии сечения шва. В пластине с закреплениями пиковое значение продольных на-

пряжений 800 МПа (98% предела текучести металла шва) выше, чем в пластине без закреплений 530 МПа (65% предела текучести металла шва).

3. Распределение поперечных напряжений сильно зависит от наличия или отсутствия закрепления. В пластине с закреплениями область максимальных сжимающих (поперечных) напряжений ( $-400$  МПа) находится в первой половине толщины шва, а в пластине без закреплений – во второй.

4. Остаточные напряжения в усилении (10% предела текучести металла шва) и под точками примыкания усиления к основному металлу (30% предела текучести основного металла) значительно ниже, чем пределы текучести соответствующих металлов.

5. После термообработки максимальные растягивающие (продольные) и сжимающие (поперечные) напряжения значительно уменьшились, однако они остались, соответственно, растягивающими и сжимающими. В пластине с закреплениями максимальное растягивающее продольное напряжение 270 МПа (33% предела текучести металла шва) несколько ниже, чем в пластине без закреплений 220 МПа (27% предела текучести металла шва). Максимальные сжимающие поперечные напряжения ( $-170$  МПа) одинаковы в обеих пластинах.

Работа выполнена на оборудовании уникальной научной установки “Нейтронный исследовательский комплекс на базе реактора ИР-8”.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Withers P.J., Bhadeshia H.K.* Residual Stress – II: Nature and Origins // *Mater. Sci. Technol.* 2001. V. 17. P. 366–375.
2. *Hutchings M.T., Withers P.J., Holden T.M., Lorentzen T.* Introduction to the Characterization of Residual Stress by Neutron Diffraction. 1st ed. Taylor and Francis. London, 2005. 434 p.
3. *Mochizuki M.* Control of welding residual stress for ensuring integrity against fatigue and stress–corrosion cracking // *Nucl. Eng. Des.* 2007. V. 237. P. 107–123.
4. *Winzer N., Atrens A., Dietzel W., Raja V.S., Song G., Kainer K.U.* Characterisation of Stress Corrosion Cracking (SCC) of Mg–Al Alloys // *Mater. Sci. Eng. A.* 2008. V. 488. № 1–2. P. 339–351.
5. *Barsoum Z., Barsoum I.* Residual stress effects on fatigue life of welded structures using LEFM // *Eng. Fail. Anal.* 2009. V. 16. P. 449–467.
6. *Doremus L., Cormier J., Villechaise P., Henaff G., Nadot Y., Pierret S.* Influence of Residual Stresses on the Fatigue Crack Growth From Surface Anomalies in a Nickel-Based Superalloy // *Mater. Sci. Eng. A.* 2015. V. 644. P. 234–246.
7. *Cheng X., Fisher J.W., Prask H.J., Gnäupel-Herold T., Yen B.T., Roy S.* Residual stress modification by post-weld treatment and its beneficial effect on fatigue

- strength of welded structures // *Int. J. Fatigue*. 2003. V. 25. P. 1259–1269.
8. *Xu M., Chen J., Lu H., Xu J., Yu C., Wei X.* Effects of Residual Stress and Grain Boundary Character on Creep Cracking in 2.25Cr–1.6W Steel // *Mater. Sci. Eng. A*. 2016. V. 659. P. 188–197.
  9. *Woo W., Em V.T., Mikula P., An G.B., Seong B.* Neutron diffraction measurements of residual stresses in a 50mm thick weld // *Mater. Sci. Eng. A*. 2011. V. 528. P. 4120–4124.  
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2011.02.009>
  10. *Paradowska A.M., Price J.W.H., Finlaison T.R., Rogge R.B., Donaberger R.L., Ibrahim R.* Comparison of neutron diffraction measurements of residual stress of steel butt welds with current fitness-for-purpose assessments // *J. Pres. Ves. Technol. Trans. ASME*. 2010. V. 132. P. 051503-7.
  11. *Woo W., An G., Kingston E., Dewald A., Smith D., Hill M.R.* Through-thickness distributions of residual stresses in two extreme heat-input thick welds: a neutron diffraction, contour method and deep hole drilling study // *Acta Mater*. 2013. V. 61. P. 3564–3574.
  12. *Smith D.J., Zheng G., Hurrell P.R., Gill C.M., Pellereau B.M.E., Ayres K., Goudar D., Kingston E.* Measured and Predicted Residual Stresses in Thick Section Electron Beam Welded Steels // *Int. J. Pres. Ves. Pip.* 2014. V. 120–121. P. 66–79.
  13. *Alipooramirabad H., Paradowska A., Ghomashchi R., Kotousov A., Reid M.* Quantification of Residual Stresses in Multi-Pass Welds Using Neutron Diffraction, // *J. Mater. Process. Technol.* 2015. V. 226. P. 40–49.
  14. *Jiang W., Woo W., Wan Y., Luo Y., Xie X., Tu S.T.* Evaluation of through-thickness residual stresses by neutron diffraction and finite-element method in thick weld plates // *J. Pressure Vessel Technol.* 2017. V. 139. №3. P. 031401-11.
  15. *Wan Y., Jiang W., Lu J., Sun G., Kim D.K., Woo W., Tu S.T.* Weld residual stresses in a thick plate considering back chipping: neutron diffraction, contour method and finite element simulation study // *Mater. Sci. Eng. A*. 2017. V. 699. P. 62–70.
  16. *Smith D.J., Garwood S.J.* Influence of postweld heat treatment on the variation of residual stresses in 50 mm thick welded ferritic steel plates // *Int. J. Pres. Ves. Pip.* 1992. V. 51. P. 241–256.
  17. *Shim Y., Feng Z., Lee S., Kim D., Jaeger J., Parritan J.C., Tsai C.L.* Determination of residual stresses in thick-section weldments // *Welding Research Supplement I*. 1992. V. 71. P. 305–312.
  18. *Эм В.Т., Балагуров А.М., Глазков В.П., Карпов И.Д., Микюла Р., Мирон Н.Ф., Соменков В.А., Сумин В.В., Шарун Ж., Шушунув М.Н.* Двойной монохроматор для нейтронной стресс-дифрактометрии // *ПТЭ*. 2017. № 4. С. 75–81. [*Em V.T., Balagurov A.M., Glazkov V.P., Karpov I.D., Mikula P., Miron N.F., Somenkov V.A., Sumin V.V., Šaroun J., Shushunov M.N.* A double-crystal monochromator for neutron stress diffraction // *Instr. exper. techn.* 2017. 60(4). P. 526–532.]  
<https://doi.org/10.7868/S003281621704004>
  19. *Em V.T., Karpov I.D., Somenkov V.A., Glazkov V.P., Balagurov A.M., Sumin V.V., Mikula P., Šaroun J.* Residual stress instrument with double-crystal monochromator at research reactor IR-8 // *Physica B: Condensed Matter*. 2018. V. 551. P. 413–416.  
<https://doi.org/10.1016/j.physb.2018.02.042>
  20. *Woo W., Em V.T., Seong B., Shin E., Mikula P., Joo J., Kang M.* Effect of wavelength-dependent attenuation on neutron diffraction stress measurements at depth in steels // *J. Appl. Cryst.* 2011. V. 44. P. 747–754.  
<https://doi.org/10.1107/S0021889811018899>
  21. *Ganguly S., Edwards L., Fitzpatrick M.E.* Problems in using a comb sample as a stress-free reference for the determination of welding residual stress by diffraction // *Mater. Sci. Eng. A*. 2011. V. 528. P. 1226–1232.
  22. *Ohms C., Hornak P., Wimpory R., Youtsos A.G.* Residual stress analyses based on neutron diffraction in double-V butt welded steel plates // *J. Neutron Res.* 2003. V. 11. P. 273–276.
  23. *Suzuki H., Holden T.M.* Neutron diffraction measurements of stress in an austenitic butt weld // *J. Strain Analysis*. 2006. V. 41. № 8. P. 575–581.