

<https://doi.org/10.21122/2227-1031-2025-24-5-361-372>

УДК 621.785.4:791

Влияние постсварочной термической обработки на механические свойства и характер разрушения сварных соединений стали Р91

Инж. А. Л. Миньков¹⁾

¹⁾Белорусский национальный технический университет (Минск, Республика Беларусь)

Реферат. Жаропрочная сталь Р91 с высоким содержанием хрома используется при изготовлении элементов котлов и паропроводов, работающих под давлением пара до 31 МПа и при температурах до 600 °С. Однако повышенная диффузионная ползучесть, обуславливающая образование в зоне термического влияния (ЗТВ) сварного соединения трещин III или IV типов, значительно снижает срок эксплуатации сварных конструкций из данной стали. Цель работы – разработка технологии, включающей до- и постсварочную термическую обработку стали, позволяющую обеспечить равенство значений микротвердости сварного шва и ЗТВ при сохранении ее высокой ударной вязкости. В работе исследовано влияние режимов постсварочной термической обработки стали Р91 на механические свойства и характер разрушения при испытании на ударный изгиб ослабленного участка в зоне термического влияния. Получены экспериментальные зависимости усилия разрушения от времени при ударе маятника и прогиба образцов от усилия разрушения, с использованием которых определены: энергия зарождения трещины, полная энергия разрушения, максимальная величина прогиба образца до разрушения, максимальное усилие и усилие разрушения, время до разрушения. Показано, что сочетание пятикратной досварочной термоциклической обработки (ТЦО) в диапазоне температур 700–1050 °С с дальнейшей TIG сваркой с тепловложением не более 4,4 кДж/см в каждый проход и пятикратной постсварочной ТЦО в диапазоне 700–1050 °С с последующей пятикратной ТЦО в диапазоне 300–700 °С позволяет повысить значения ударной вязкости до 96,8 Дж/см² в ослабленном участке зоны термического влияния, что значительно превышает величину ударной вязкости (29 Дж/см²) в ослабленном участке ЗТВ при стандартной термической обработке. При этом за счет до- и постсварочной ТЦО удалось добиться максимальной стабильности значений микротвердости в ЗТВ.

Ключевые слова: сталь Р91, сварные соединения, постсварочная термоциклическая обработка, зона термического влияния, микротвердость, излом, ударная вязкость

Для цитирования: Миньков, А. Л. Влияние постсварочной термической обработки на механические свойства и характер разрушения сварных соединений стали Р91 / А. Л. Миньков // *Наука и техника*. 2025. Т. 24, № 5. С. 361–372. <https://doi.org/10.21122/2227-1031-2025-24-5-361-372>

Influence of Post-Weld Heat Treatment on Mechanical Properties and Fracture Character of Welded Joints of Steel Grade P91

A. L. Minkov¹⁾

¹⁾Belarusian National Technical University (Minsk, Republic of Belarus)

Abstract. Steel P91 is a heat-resistant steel with a high chromium content used in the manufacture of boiler and steam pipeline components operating at steam pressures up to 31 MPa and temperatures up to 600 °C. However, increased diffusion

Адрес для переписки

Миньков Артем Леонидович
Белорусский национальный технический университет
просп. Независимости, 65/14,
220013, г. Минск, Республика Беларусь
Тел.: +375 17 293-93-71
minkov@bntu.by

Address for correspondence

Minkov Artem L.
Belarusian National Technical University
65/14, Nezavisimosty Ave.,
220013, Minsk, Republic of Belarus
Tel.: 375 17 293-93-71
minkov@bntu.by

creep, which causes the formation of type III or IV cracks in the heat-affected zone (HAZ) of a welded joint, significantly reduces the service life of welded structures made from this steel. The purpose of the work is to develop a technology combining pre- and post-weld heat treatment (PWHT) of steel to ensure equality of the microhardness values of the weld and HAZ, while maintaining its high impact toughness. The work investigates the effect of PWHT regimes of P91 steel on the mechanical properties and nature of destruction during impact bending testing of a weakened sector in the HAZ. Experimental dependences of the fracture force on time during a pendulum impact and the deflection of samples on the fracture force were obtained, using which the following were determined: crack initiation energy, total fracture energy, maximum deflection of the sample before fracture, maximum force and fracture force, time before fracture. It is shown that a combination of fivefold pre-weld thermal cycling treatment (TCT) in the temperature range of 700–1050 °C with subsequent TIG welding with heat input of no more than 4.4 kJ/cm in each pass and fivefold post-weld TCT in the range of 700–1050 °C with subsequent fivefold TCT in the range of 300–700 °C allows to increase the impact toughness values to – 96.8 J/cm² in the weakened HAZ zone, which significantly exceeds the impact toughness value (29 J/cm²) in the weakened HAZ zone during standard heat treatment. At the same time, due to pre- and post-weld TCT, it was possible to achieve maximum stability of microhardness values – in the HAZ.

Keywords: steel grade 91, welded joints, post-weld thermocyclic heat treatment, heat affected zone, microhardness, fracture, impact toughness

For citation: Minkov A. L. (2025) Influence of Post-Weld Heat Treatment on Mechanical Properties and Fracture Character of Welded Joints of Steel Grade P91. *Science and Technique*. 24 (5), 361–372. <https://doi.org/10.21122/2227-1031-2025-24-5-361-372> (in Russian)

Введение

Высокохромистая сталь ферритно-мартенситного класса P91 (российский аналог 10X9MФБ) относится к жаропрочным сталям. Она была разработана в середине 1970-х гг. для изготовления толстостенных элементов котлов (колонна, магистральная паровая труба и др.) и трубопроводов-паропроводов ядерных реакторов, работающих при давлении пара до 31 МПа и температуре до 600 °C. В табл. 1 приведен химический состав стали марки P91.

Технология производства труб из стали P91 – горячая прокатка с последующей нормализацией от температуры 1050 °C. Сварку толсто-

стенных труб проводят с большим количеством проходов и с минимальным тепловложением в каждый наплавляемый слой. Стандартная постсварочная термическая обработка (ПТСО): нормализация от 1050 °C и высокий отпуск 700 °C.

Многопроходную сварку образцов труб диаметром 48,5 мм и толщиной 6,08 мм (рис. 1) проводили методом TIG в среде аргона с тепловложением до 4,4 кДж/см в каждый проход в горизонтальном положении. Сварка осуществлялась в четыре прохода при силе сварочного тока 90–110 А и напряжении дуги 12–14 В.

В табл. 2 показаны режимы досварочной [2, 3] и постсварочной термообработки.

Таблица 1

Химический состав стали марки P91 [1]

Chemical composition of steel grade P91 [1]

Элемент	C	Cr	Mo	Si	Mn	V	Nb	N	Fe
% мас.	0,10	9,00	0,92	0,23	0,46	0,18	0,08	0,084	Основа

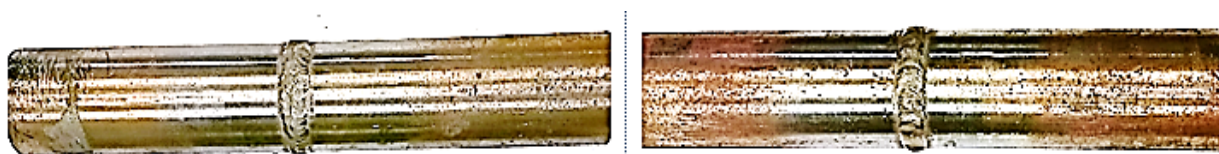


Рис. 1. Внешний вид сваренных образцов из стали P91

Fig. 1. External appearance of welded samples of steel P91

Таблица 2

Режимы до- и постсварочной термической обработки
Pre- and post-weld heat treatment modes

Обозначение режима термической обработки	Последовательность и режимы операций
ТО 1	Нормализация в диапазоне 20–1050 °С с выдержкой 30 мин при 1050 °С с последующим охлаждением на воздухе до 20 °С, далее предсварочный подогрев до 250 °С, TIG сварка с тепловложением до 4,4 кДж/см в каждый проход, затем нормализация при 20–1050 °С с выдержкой 30 мин и высокий отпуск (720 °С) с выдержкой 30 мин и последующим охлаждением на воздухе до 20 °С
ТО 2	Двойная нормализация в диапазоне 20–1050 °С с выдержкой 30 мин при 1050 °С с последующим охлаждением на воздухе до 20 °С, далее предсварочный подогрев до 250 °С, TIG сварка с тепловложением до 4,4 кДж/см в каждый проход, затем двойная нормализация при 20–1050 °С с выдержкой 30 мин при 1050 °С с последующим охлаждением на воздухе до 20 °С
ТО 3	Высокотемпературная трехкратная термоциклическая обработка (ТЦО) в диапазоне 700–1050 °С со скоростью нагрева 100 °С/мин, выдержка при 1050 °С 1 мин и охлаждение до 700 °С с двукратным повторением, TIG сварка с тепловложением до 4,4 кДж/см в каждый проход, затем трехкратная высокотемпературная ТЦО при 700–1050 °С со скоростью нагрева 100 °С/мин, выдержка при 1050 °С 1 мин, охлаждение до 700 °С с двукратным повторением и охлаждение на воздухе с 700 до 20 °С
ТО 4	Высокотемпературная пятикратная ТЦО в диапазоне 700–1050 °С со скоростью 100 °С/мин, выдержка при 1050 °С 1 мин и охлаждение до 700 °С с четырехкратным повторением, TIG сварка с тепловложением до 4,4 кДж/см в каждый проход, затем высокотемпературная трехкратная ТЦО при 700–1050 °С со скоростью нагрева 100 °С/мин, выдержка при 1050 °С 1 мин и охлаждение до 700 °С, а затем среднетемпературная трехкратная ТЦО при 700–300 °С и охлаждение на воздухе с 300 до 20 °С
ТО 5	Высокотемпературная трехкратная ТЦО в диапазоне 700–1050 °С со скоростью нагрева 200 °С/мин, выдержка при 1050 °С 1 мин и охлаждение до 700 °С с двукратным повторением, TIG сварка с тепловложением до 4,4 кДж/см в каждый проход, затем высокотемпературная пятикратная ТЦО при 700–1050 °С со скоростью нагрева 200 °С/мин, выдержка при 1050 °С 1 мин и охлаждение на воздухе до 20 °С
ТО 6	Высокотемпературная пятикратная ТЦО в диапазоне 700–1050 °С со скоростью нагрева 200 °С/мин, выдержка при 1050 °С 1 мин и охлаждение до 700 °С с четырехкратным повторением, TIG сварка с тепловложением до 4,4 кДж/см в каждый проход, затем высокотемпературная пятикратная ТЦО при 700–1050 °С со скоростью нагрева 200 °С/мин, выдержка при 1050 °С 1 мин и охлаждение до 700 °С, потом среднетемпературная пятикратная ТЦО при 300–700 °С и далее охлаждение на воздухе до 20 °С
ТО 7	Среднетемпературная трехкратная ТЦО в диапазоне 300–860 °С со скоростью нагрева 100 °С/мин, выдержка при 860 °С 1 мин и инерционное охлаждение до 300 °С, выдержка 1 мин при 300 °С с двукратным повторением, TIG сварка с тепловложением до 4,4 кДж/см в каждый проход, затем среднетемпературная трехкратная ТЦО в диапазоне 860–300 °С – нагрев со скоростью 100 °С/мин, выдержка при 860 °С 1 мин и охлаждение до 300 °С, выдержка 1 мин при 300 °С с двукратным повторением и далее охлаждение на воздухе до 20 °С
ТО 8	Среднетемпературная трехкратная ТЦО в диапазоне 300–860 °С со скоростью нагрева 200 °С/мин, выдержка при 860 °С 1 мин и охлаждение инерционное до 300 °С, выдержка 1 мин при 300 °С с двукратным повторением, TIG сварка с тепловложением до 4,4 кДж/см в каждый проход, затем среднетемпературная пятикратная ТЦО в диапазоне 300–860 °С со скоростью нагрева 200 °С/мин, выдержка при 860 °С 1 мин и охлаждение до 300 °С, выдержка 1 мин при 300 °С с четырехкратным повторением и далее охлаждение на воздухе до 20 °С

**Методика и оборудование
для исследований**

Образцы из труб диаметром 48,5 мм и толщиной 6,08 мм (рис. 1) подвергали нормализации в печи электрической SNOL 7,2/1300, а ТЦО проводили на установке индукционного нагрева с обратной связью ФТИ-40/10-50.

Испытание на ударный изгиб (КCU) образцов, вырезанных из трубной заготовки,

проводили на маятниковом копре PSWO 30 (СТБ ЕН 10045-1-200) после их досварочной термообработки, сварки и постсварочной термообработки (ПСТО). Образцы для определения ударной вязкости изготавливали с концентратором в ослабленной зоне. Режимы испытаний: скорость движения маятника $V_0 = 5,6$ м/с; начальная энергия маятника $E_0 = 147$ Дж; расстояние между опорами копра 40 мм.

Основные параметры разрушения определяли по следующим формулам [4–6]:

$$E_3 = E_n(1 - E_n/4E_0), \quad (1)$$

где E_n – полная энергия разрушения, Дж; E_3 – энергия зарождения трещины, Дж;

$$E_n = V_0 \int_0^t F dt, \quad (2)$$

где F – усилие, Н; t – время, мкс;

$$B = (1 - F_{xp} / F_o) \cdot 100 \%, \quad (3)$$

где B – волокнистая составляющая в изломе образца, %; F_{xp} – площадь хрупкого участка в изломе, мм²; F_o – общая площадь излома образца, мм²;

$$\xi = [(HV_{o,m} - HV_{o,y}) / HV_{o,m}] \cdot 100 \%, \quad (4)$$

где ξ – коэффициент ослабления, %; $HV_{o,m}$ – микротвердость основного металла; $HV_{o,y}$ – то же ослабленного участка в зоне термического влияния (ЗТВ).

Режимы испытаний: скорость движения маятника $V_0 = 5,6$ м/с; начальная энергия маятника $E_0 = 147$ Дж; расстояние между опорами копра 40 мм.

В данной работе приведены результаты экспериментальных исследований влияния режимов ПСТО на механические свойства и характер разрушения при испытании на ударный изгиб ослабленного участка, который определен методом измерения микротвердости по поверхности образца от оси шва до основного металла.

Для измерения микротвердости после сварки и термической обработки (ТО) использовали микротвердомер ПМТ-3М (нагрузка 500 г) в соответствии с методикой, изложенной в [7]. На образцах после сварки и термообработки методом фрезерования с минимальной подачей удаляли поверхностный слой металла на глубину 1 мм. Измерения проводили вдоль поверхности образца от центра шва до основного металла на длине 20 мм с шагом 1 мм. Значение микротвердости принималось среднее из пяти измерений от центра шва и по длине образца, проводимых параллельно с промежутком 1 мм.

Средний размер зерна определяли по ГОСТ 5639 на травленной поверхности микрошлифов с помощью микроскопа МИ-1Т с программным обеспечением SIAMS 800 при увеличении 200, 500 и 1000 крат. Травление осуществляли реактивом: 1 мл концентрированной азотной кислоты; 10 мл концентрированной соляной кислоты; 10 мл воды и 2,5 г двуххромовокислого калия. Способ травления – протиранием.

Изломы образцов изучали на стереометрическом микроскопе «Альтами» с десятикратным увеличением. По кривым зависимости изменения усилия разрушения во времени и кривым изменения прогиба образца в зависимости от усилия разрушения определены: энергия зарождения трещины, полная энергия разрушения, величина прогиба до разрушения образца, максимальное усилие разрушения, время до разрушения. По изломам образцов определено количество волокнистой составляющей.

Результаты исследований и их обсуждение

В работах [2, 3] исследовано изменение механических свойств (микротвердости и ударной вязкости) после различных режимов досварочной термообработки и сварки образцов из стали Р91. Результаты исследований влияния режимов досварочной ТО и сварки на распределение микротвердости по сечению сварного шва представлены кривой 1 на рис. 2. Кривая 2 на рис. 2 отражает изменение распределения микротвердости по сечению сварного шва в результате проведения постсварочной ТО по режимам, приведенным в табл. 2.

Определение микротвердости проводили по поверхности от оси шва до основного металла. Установлено значительное влияние режимов досварочной и постсварочной термообработок на тренд колебания микротвердости. Изменение микротвердости наблюдается как в сварном шве, так и по всей длине зоны термического влияния. Как показано в работе [4], при эксплуатации сварного соединения разрушение с вероятностью 95 % происходит путем образования трещин III или IV типа в ослабленном участке ЗТВ.

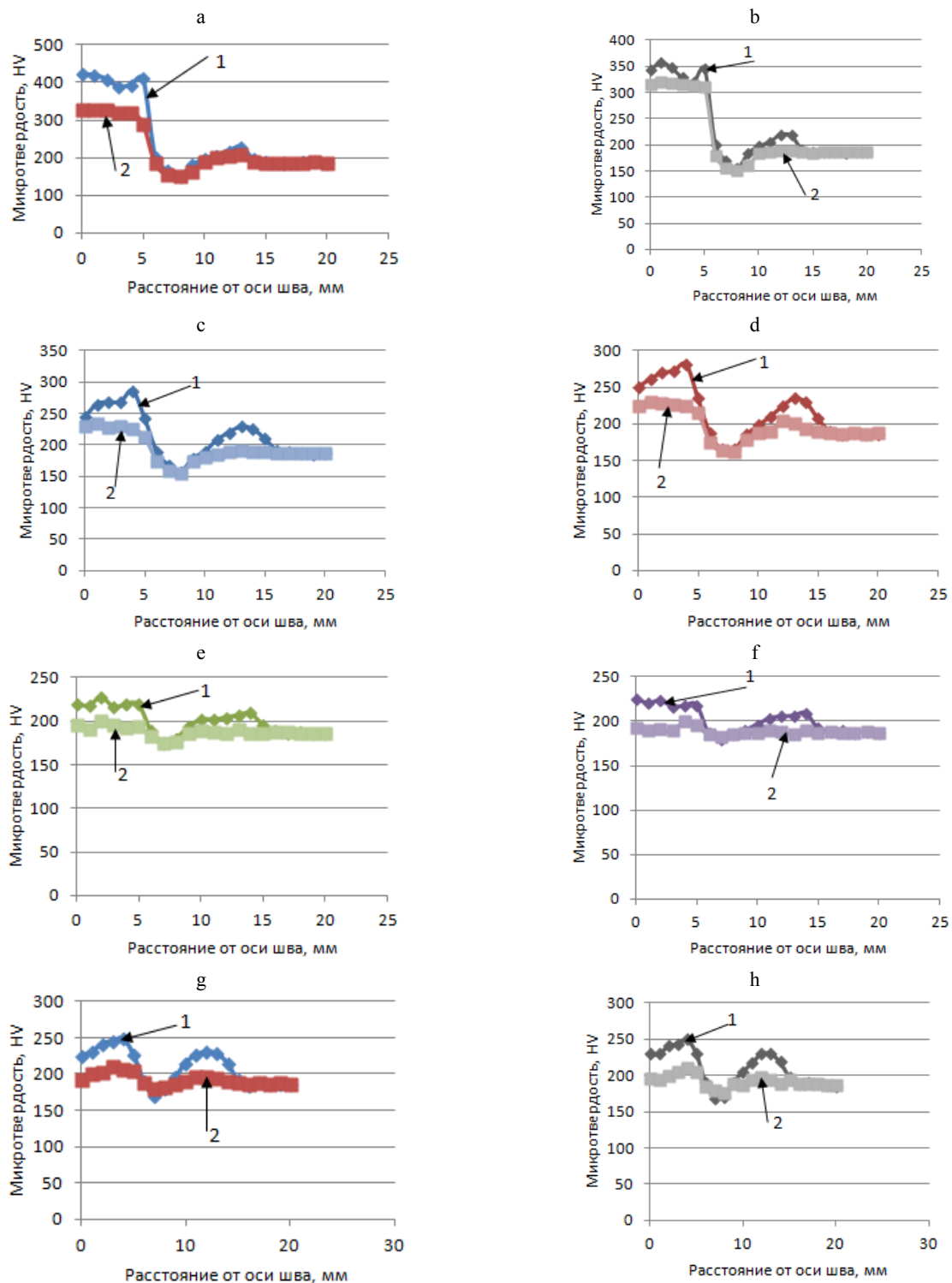


Рис. 2. Влияние постсварочной термической обработки на изменение распределения микротвердости по сечению сварного шва и зоны термического влияния: 1 – микротвердость шва и зоны термического влияния после досварочной термической обработки и сварки; 2 – то же после дополнительной постсварочной термической обработки.

Режимы термической обработки: а – 1; б – 2; в – 3; д – 4; е – 5; ф – 6; г – 7; h – 8 (табл. 2)

Fig. 2. Influence of post-weld heat treatment on the change in the distribution of microhardness over the cross-section of the weld and heat-affected zone (HAZ): 1 – microhardness of the weld and heat-affected zone after pre-weld heat treatment and welding; 2 – the same after additional pre-weld heat treatment.

Regimes of heat treatment: а – 1; б – 2; в – 3; д – 4; е – 5; ф – 6; г – 7; h – 8 (Table 2)

Размеры и расположение ослабленного участка ЗТВ соответствуют области падения микротвердости, которая располагается не в зоне роста зерна, как предполагалось ранее [2, 3], а в зоне частичной перекристаллизации.

Досварочная стандартная ТО – нормализация и высокий отпуск (табл. 2, режим ТО 1) снижают микротвердость в шве (рис. 2а), а также в ЗТВ и расширяют ослабленный участок шва.

Двойная досварочная и двойная постсварочная нормализации (режим ТО 2) способствуют снижению микротвердости в шве, а также снижению и выравниванию микротвердости в ЗТВ (рис. 2б). ТО 2 также увеличивает ослабленный участок.

Трех- и пятикратная досварочная термоциклическая обработка и трехкратная постсварочная ТЦО в диапазоне температур 700–1050 °С со скоростью нагрева 100 °С/мин, а также последующая трехкратная среднетемпературная ТЦО в диапазоне 700–300 °С (табл. 2, режимы ТО 3 и 4) снижают и выравнивают микротвердость в шве и в ЗТВ, но почти не влияют на размеры и микротвердость ослабленного участка ЗТВ (рис. 2с и рис. 2д).

Трехкратная досварочная и пятикратная постсварочная ТЦО в диапазоне температур 700–1050 °С со скоростью нагрева 200 °С/мин (табл. 2, режим ТО 5) почти выравнивают микротвердость в шве и в ЗТВ, но также не влияют на размеры и микротвердость ослабленного участка ЗТВ (рис. 2е).

Пятикратные досварочные и постсварочная ТЦО в диапазоне температур 700–1050 °С со скоростью нагрева 200 °С/мин с последующей пятикратной среднетемпературной ТЦО в диапазоне 700–300 °С (табл. 2, режим ТО 6) выравнивают микротвердость шва и ЗТВ и почти нивелируют ослабленный участок ЗТВ (рис. 2ф).

Трехкратные досварочные и постсварочная ТЦО в диапазоне температур 300–860 °С со скоростью нагрева 100 °С/мин (табл. 2, режим ТО 7) почти выравнивают микротвердость в шве и в ЗТВ, снижают размеры и приближают микротвердость ослабленного участка ЗТВ к микротвердости основного металла (рис. 2г).

Трехкратные досварочные и пятикратная постсварочная ТЦО в диапазоне температур 300–860 °С со скоростью нагрева 200 °С/мин (табл. 2, режим ТО 8) почти выравнивают значения микротвердости в шве и в ЗТВ, снижают

размеры ослабленного участка ЗТВ и приближают значения микротвердости к микротвердости основного металла (рис. 2h).

Влияние режимов досварочной термообработки, сварки и постсварочной ТО на ударную вязкость ослабленного участка в ЗТВ стали Р91 представлено на рис. 3.

После стандартной ТО – нормализации и высокого отпуска (табл. 2, режим ТО 1) значения ударной вязкости составляют 28,7 Дж/см² после сварки и 29,6 Дж/см² после последующей ПСТО, что менее чем в три раза (98 Дж/см²) по сравнению с величинами исходной ударной вязкости до сварки и после предварительной ТО.

Двойная нормализация (рис. 3, режим ТО 2) способствует получению самых низких величин ударной вязкости по сравнению с другими режимами ТО: 25,5 Дж/см² – после сварки и 27,4 Дж/см² – после последующей ПТСТО.

После трехкратной высокотемпературной ТЦО при 700–1050 °С со скоростью нагрева 100 °С/мин (рис. 3, режим ТО 3) величина ударной вязкости составляет 34,1 Дж/см², тогда как сразу после сварки 26,1 Дж/см².

Значения ударной вязкости, полученные по режиму ТО 4 (рис. 3), после сварки 35,7 Дж/см², а после трехкратной постсварочной высокотемпературной ТЦО при 700–1050 °С с последующей трехкратной среднетемпературной ТЦО при 700–300 °С со скоростью нагрева 100 °С/мин составляют 45,8 Дж/см².

После пятикратной постсварочной высокотемпературной ТЦО при 700–1050 °С со скоростью нагрева 200 °С/мин (рис. 3, режим ТО 4) значение ударной вязкости составляет 46,1 Дж/см², а после сварки 36,2 Дж/см².

Режим ТО 6 (рис. 3) позволяет получить наибольшие значения ударной вязкости как после сварки (76,7 Дж/см²), так и после постсварочной ТЦО (96,8 Дж/см²) по сравнению с другими режимами ТО.

Значения ударной вязкости, полученные по режиму ТО 7 (рис. 3) следующие: после сварки 50 Дж/см², а после постсварочной ТЦО 65 Дж/см². Значения ударной вязкости, полученные по режиму ТО 8, после сварки 58,3 Дж/см², а после постсварочной ТЦО 78,5 Дж/см². Хотелось бы отметить, что постсварочная ТО по режимам 7 и 8, которая проводилась в диапазоне температур 300–860 °С, отличается только скоростью нагрева (ТО 7 – 100 °С/мин, а ТО 8 – 200 °С/мин) и количеством циклов (ТО 7 – три, а ТО 8 – пять).

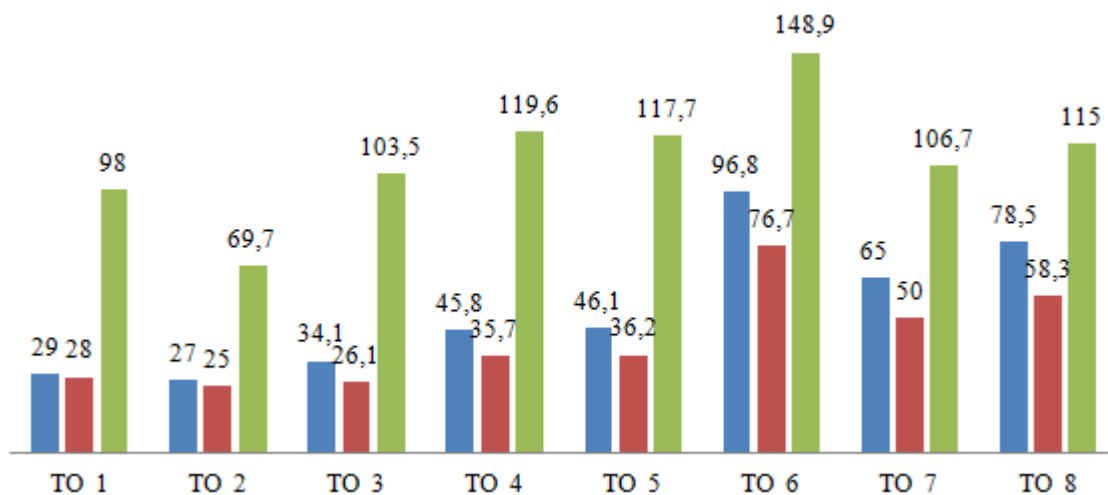


Рис. 3. Изменение ударной вязкости в зависимости от режима термической обработки (табл. 2):

■ – ударная вязкость после досварочной термической обработки; ■ – то же после сварки;
■ – то же после постсварочной термообработки

Fig. 3. Change of impact toughness depending on the heat treatment regimes (Table 2):

■ – Impact toughness after pre-weld heat treatment; ■ – Impact toughness after welding;
■ – Impact toughness after post-weld heat treatment (PWHT)

На рис. 4 показано изменение среднего размера зерна: после досварочной ТО, ослабленного участка ЗТВ после сварки и ослабленного участка ЗТВ после ПСТО в зависимости от режимов ТО. Размер зерна указан в микрометрах.

Наиболее крупные зерна получены по режиму ТО 2 (табл. 2): после сварки – 105 мкм, после постсварочной ТО – 90 мкм, а наимень-

шие – по режиму ТО 6 (табл. 2): после сварки – 27 мкм, после постсварочной ТО – 22 мкм.

Полученные значения ударной вязкости и среднего размера зерна свидетельствуют о том, что стандартная постсварочная ТО (ТО 1, табл. 2) не способствует сохранению приемлемых механических свойств. Постсварочная ТО в совокупности с досварочной ТО способствует снижению среднего размера зерна и сохранению высоких значений ударной вязкости.

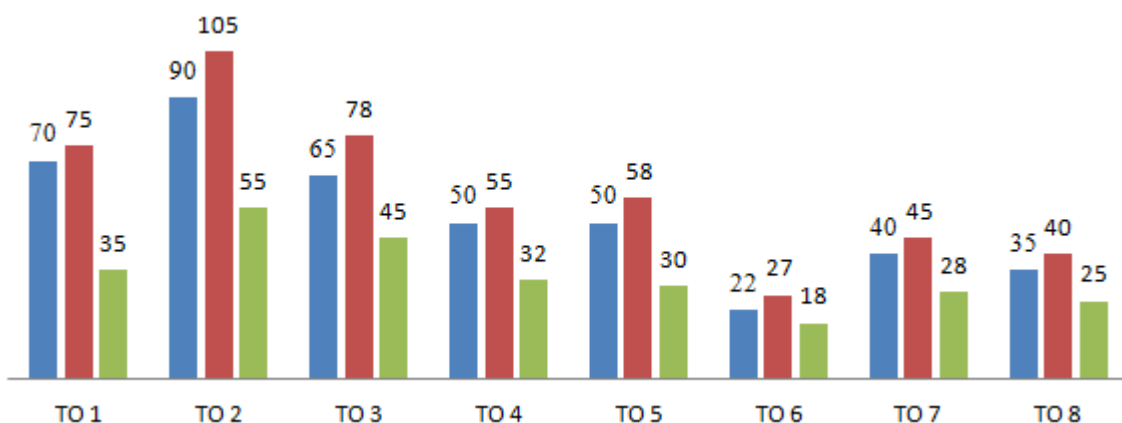


Рис. 4. Изменение среднего размера зерна в зависимости от режимов термической обработки (табл. 2):

■ – средний размер зерна после досварочной термической обработки; ■ – то же после сварки;
■ – то же после постсварочной термообработки

Fig. 4. Change of the average grain size depending on the heat treatment regimes (Table 2):

■ – Average grain size after pre-weld heat-treatment; ■ – Average grain size after welding;
■ – Average grain size after post-weld heat treatment (PWHT)

Особенно на размер зерна и ударную вязкость влияют скорость нагрева, количество циклов нагрев – охлаждение, максимальная и минимальная температуры нагрева и охлаждения при термоциклировании.

Влияние усилия разрушения на величину прогиба образца в зависимости от режима ПСТО, а также изломы образцов, полученные при испытании на ударный изгиб, показаны на рис. 5.

На рис. 6 показано влияние режимов ПСТО на основные параметры разрушения: энергию зарождения трещины, полную энергию разрушения, величину прогиба до разрушения образца, максимальное усилие разрушения, время до разрушения, усилие начала пластической деформации, конечное усилие разрушения,

коэффициент разупрочнения, количество волокнистой составляющей. Все перечисленные параметры разрушения, кроме коэффициента разупрочнения и количества волокнистой составляющей, были рассчитаны по кривым, полученным экспериментально по изменению усилия разрушения во времени, а также по изменению прогиба образца в зависимости от усилия разрушения. Расчет проводился по методике, изложенной в [2].

Постсварочная стандартная ТО (табл. 2, ТО 1), нормализация и высокий отпуск расширяют ослабленный участок, при этом коэффициент разупрочнения ослабленного участка ЗТВ составляет 18,7 % (рис. 6i).

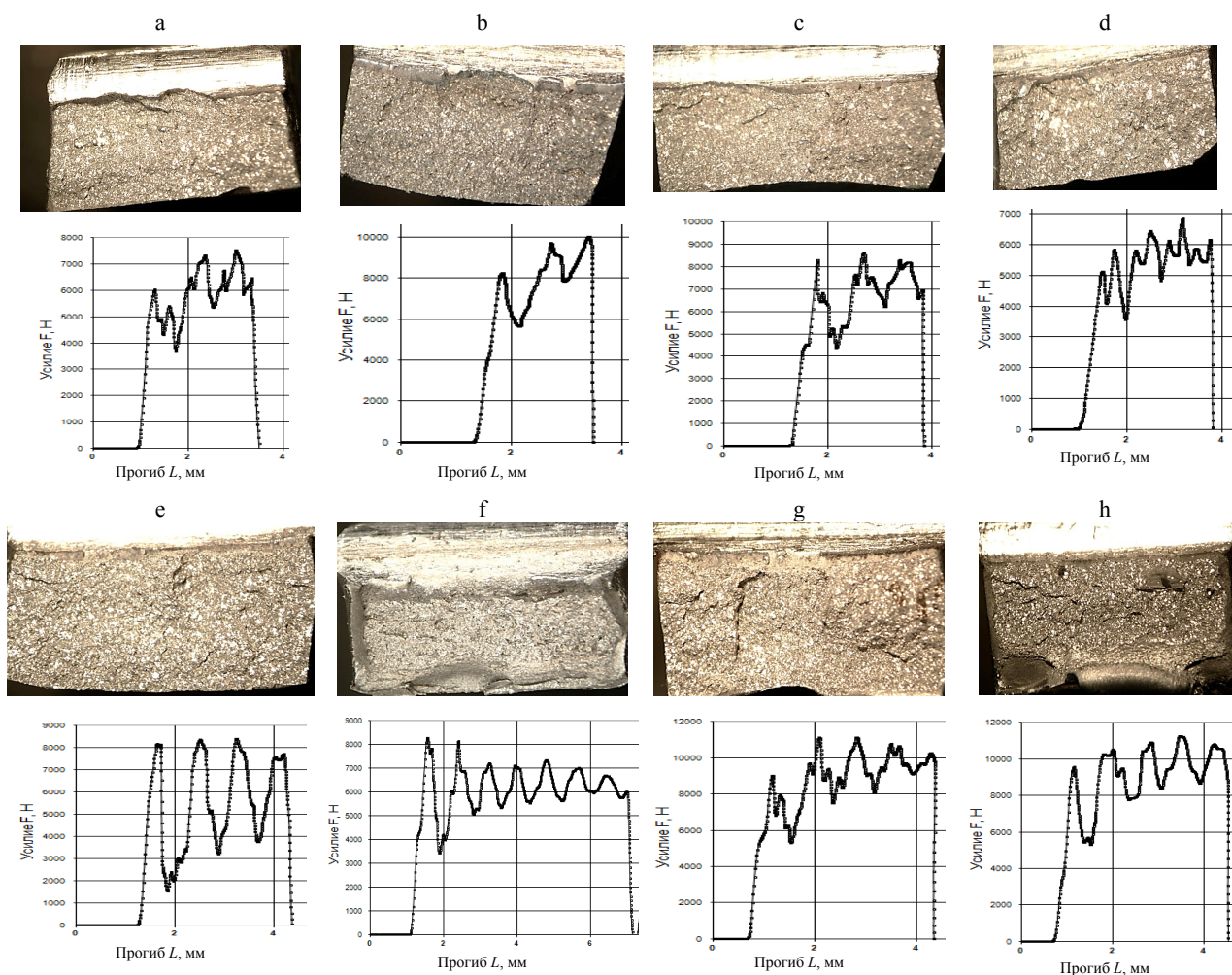


Рис. 5. Влияние усилия разрушения на величину прогиба образца в зависимости от режима постсварочной термической обработки (табл. 2), а также изломы образцов, полученные при испытании на ударный изгиб: режим термической обработки: а – 1, б – 2, в – 3, д – 4, е – 5, ф – 6, г – 7, h – 8

Fig. 5. Effect of the breaking force on the value of the deflection depending on the post-weld heat treatment regimes (Table 2), as well as the fractures of the samples obtained during the impact bending test: а – HT 1, б – HT 2, в – HT 3, д – HT 4, е – HT 5, ф – HT 6, г – HT 7, h – HT 8

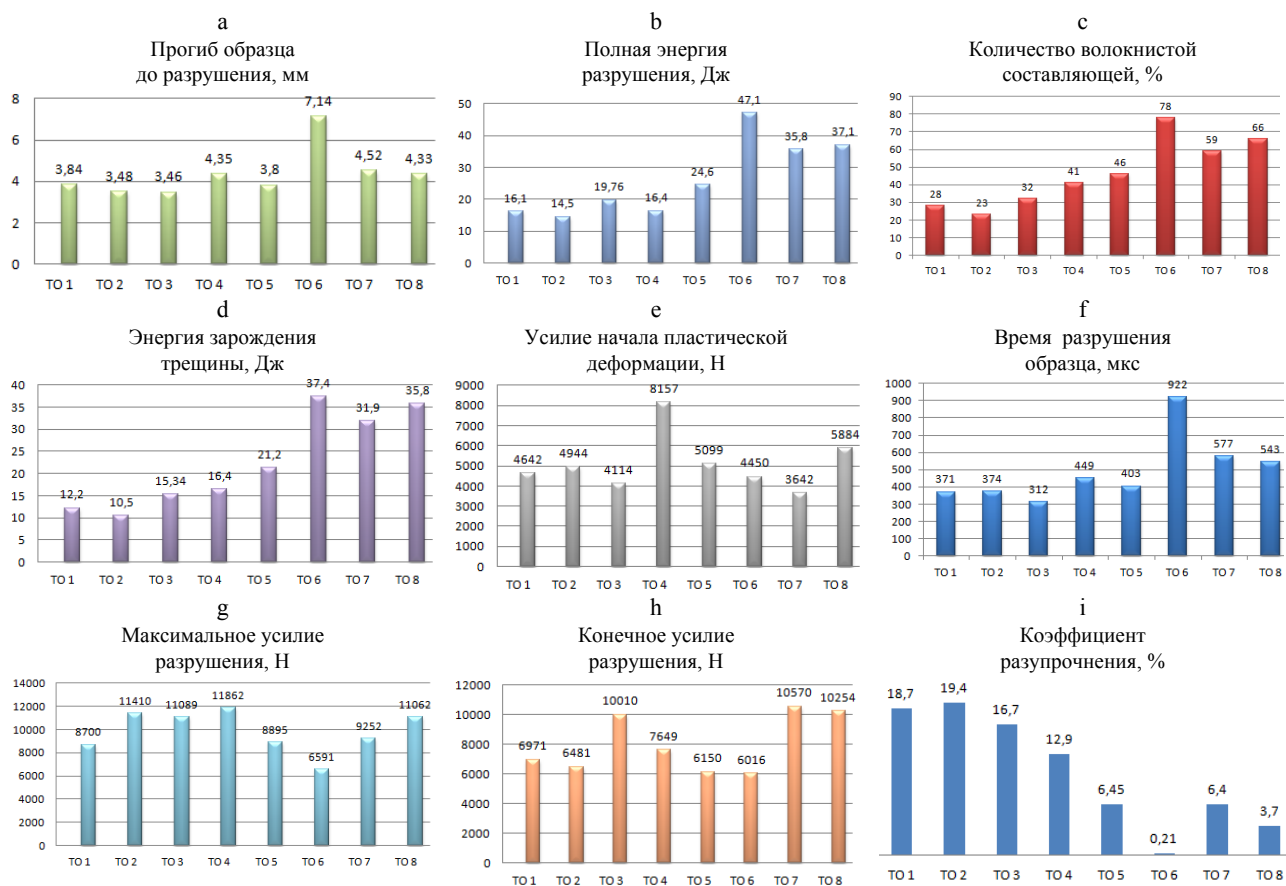


Рис. 6. Изменение характеристик разрушения в зависимости от режимов постсварочной термической обработки (табл. 2): а – величина прогиба образца до разрушения; б – полная энергия разрушения; с – количество волокнистой составляющей; д – энергия зарождения трещины; е – усилие начала пластической деформации; ф – время разрушения образца; г – максимальное усилие разрушения; h – конечное усилие разрушения; i – коэффициент разупрочнения

Fig. 6. Changes of the fracture characteristics depending on the post-weld heat treatment (PWHT) regimes (Table 2): а – value of sample deflection before the fracture; б – total destruction energy; с – amount of fibrous component; д – crack initiation energy; е – force of the onset of plastic deformation; ф – time of sample destruction; г – maximum force fracture; h – final fracture force; i – weakening coefficient

Кроме того, наблюдается небольшое снижение среднего размера зерна с 75 мкм после сварки до 70 мкм после ПТСО (рис. 4). Полная энергия разрушения составляет 16,1 Дж (рис. 6b) при величине прогиба образца до разрушения 3,84 мм (рис. 6a). Излом ослабленного участка ЗТВ квазихрупкий (рис. 5a) с количеством волокнистой составляющей 28 % (рис. 6c). График изменения усилия разрушения в зависимости от прогиба образца проходит через три пика с небольшими расщеплениями (рис. 5a), при этом максимальное усилие разрушения 8700 Н (рис. 6g), а конечное усилие разрушения 6971 Н (рис. 6h). Каждый подъем усилия разрушения до пика соответствует возрастанию усилия до образования трещины, а спад усилия – росту трещины до торможения, и так, пока не происходит полное разрушение испытываемого образца. Появляющиеся далее пики

после достижения усилия разрушения нулевого значения соответствуют зоне долома. Первое отклонение от линейного тренда изменения усилия разрушения во времени соответствует концу упругой деформации и является усилием начала пластической деформации. Максимальное усилие разрушения соответствует максимуму кривой. Последняя точка усилия разрушения до момента резкого спада соответствует конечному усилию разрушения и соответственно максимальному прогибу образца, после которого происходит полное разрушение образца на две половины.

Двойная досварочная нормализация, так же как и двойная постсварочная нормализация (табл. 2, ТО 2), увеличивает ослабленный участок зоны термического влияния. Коэффициент разупрочнения ослабленного участка ЗТВ составляет 19,4 % (рис. 6i), а средний

размер зерна 105 мкм после сварки и 90 мкм (рис. 4) после постсварочной ТО, полная энергия разрушения 14,5 Дж (рис. 6b.), при прогибе образца до разрушения 3,48 мм (рис. 6a). Излом ослабленного участка ЗТВ квазихрупкий (рис. 5b) с количеством волокнистой составляющей 23 % (рис. 6c), а график изменения усилия разрушения в зависимости от прогиба образца проходит через три пика с заостренными концами (рис. 5b). Максимальное усилие разрушения 11410 Н (рис. 6g), а конечное усилие разрушения 6481 Н (рис. 6h).

Досварочная трехкратная ТЦО в диапазоне 700–1050 °С со скоростью нагрева 100 °С/мин и постсварочная трехкратная ТЦО при 700–1050 °С со скоростью нагрева 100 °С/мин (табл. 2, ТО 3) почти не влияют на размеры ослабленного участка ЗТВ (рис. 2c). Коэффициент разупрочнения ослабленного участка ЗТВ составляет 16,7 % (рис. 6i), а средний размер зерна 78 мкм после сварки и 65 мкм (рис. 4) после постсварочной ТО, полная энергия разрушения составляет 19,76 Дж (рис. 6b), а прогиб образца до разрушения 3,46 мм (рис. 6a). Излом ослабленного участка ЗТВ квазихрупкий (рис. 5c) с количеством волокнистой составляющей 32 % (рис. 6c), а график изменения усилия разрушения в зависимости от прогиба образца проходит через три пика (рис. 5c). Максимальное усилие разрушения 11089 Н (рис. 6g), а конечное усилие разрушения 10010 Н (рис. 6h).

Досварочная пятикратная ТЦО в диапазоне 700–1050 °С со скоростью нагрева 100 °С/мин и постсварочная трехкратная ТЦО в диапазоне при 700–1050 °С со скоростью нагрева 100 °С/мин, затем среднетемпературная трехкратная ТЦО в диапазоне 700–300 °С (табл. 2, ТО 4) почти не влияют на размеры ослабленного участка ЗТВ (рис. 2d).

Коэффициент разупрочнения ослабленного участка ЗТВ составляет 12,9 % (рис. 6i), а средний размер зерна 55 мкм после сварки и 50 мкм (рис. 4) после постсварочной ТО, полная энергия разрушения составляет 16,4 Дж (рис. 6b), а величина прогиба образца до разрушения 4,35 мм (рис. 6a). Излом ослабленного участка ЗТВ квазихрупкий с количеством волокнистой составляющей 41 % (рис. 6c), а график изменения усилия разрушения в зависимости от прогиба образца проходит через четыре пика (рис. 5d). Максимальное усилие разрушения 11862 Н (рис. 6g), а конечное усилие разрушения 7649 Н (рис. 6h).

Досварочная трехкратная ТЦО в диапазоне 700–1050 °С со скоростью нагрева 200 °С/мин и постсварочная пятикратная ТЦО при 700–1050 °С со скоростью нагрева 200 °С/мин (табл. 2, ТО 5) незначительно влияют на размеры ослабленного участка ЗТВ (рис. 2e). Коэффициент разупрочнения ослабленного участка ЗТВ составляет 6,45 % (рис. 6i), а средний размер зерна 58 мкм после сварки и 50 мкм (рис. 4) после постсварочной ТО, полная энергия разрушения составляет 24,5 Дж (рис. 6b), при прогибе образца до разрушения 3,8 мм (рис. 6a). Излом ослабленного участка ЗТВ квазихрупкий с количеством волокнистой составляющей 46 % (рис. 6c).

Изменение усилия разрушения в зависимости от прогиба образца проходит через четыре заостренных пика с большой амплитудой от 1500 до 8200 Н на первом пике и от 3600 до 6150 Н на четвертом (рис. 5d). Максимальное усилие разрушения 8895 Н (рис. 6g), а конечное усилие разрушения 6150 Н (рис. 6h).

Досварочная пятикратная ТЦО в диапазоне 700–1050 °С со скоростью нагрева 200 °С/мин и постсварочная пятикратная ТЦО при 700–1050 °С со скоростью нагрева 200 °С/мин, затем среднетемпературная пятикратная ТЦО при 700–300 °С (табл. 2, ТО 6) почти устраняют ослабленный участок ЗТВ (рис. 2f). Коэффициент разупрочнения ослабленного участка ЗТВ составляет 0,21 % (рис. 6i), а средний размер зерна 27 мкм после сварки и 22 мкм (рис. 4) после постсварочной ТО, полная энергия разрушения составляет 47,1 Дж (рис. 6b) при прогибе образца до разрушения 7,14 мм (рис. 6a). Излом ослабленного участка ЗТВ пластичный с количеством волокнистой составляющей 78 % (рис. 6c), изменение усилия разрушения в зависимости от прогиба образца проходит через семь пиков (рис. 5f). Максимальное усилие разрушения 6591 Н (рис. 6g), а конечное усилие разрушения 6016 Н (рис. 6h).

Досварочная трехкратная ТЦО в диапазоне 300–860 °С со скоростью нагрева 100 °С/мин и постсварочная трехкратная ТЦО при 300–860 °С со скоростью нагрева 100 °С/мин (табл. 2, режим ТО 7) снижают размеры и приближают микротвердость ослабленного участка ЗТВ к микротвердости основного металла (рис. 2g). Коэффициент разупрочнения ослабленного участка ЗТВ составляет 6,4 % (рис. 6i), а средний размер зерна 45 мкм после сварки и 40 мкм (рис. 4) после постсварочной ТО, полная энергия раз-

рушения составляет 35,8 Дж (рис. 6b) при прогибе образца до разрушения 4,52 мм (рис. 6a). Излом ослабленного участка ЗТВ почти пластичный с количеством волокнистой составляющей 59 % (рис. 6с), а изменение усилия разрушения в зависимости от прогиба образца проходит через пять заостренных пиков (рис. 5g). Максимальное усилие разрушения 9252 Н (рис. 6g), а конечное усилие разрушения 10570 Н (рис. 6h).

Досварочная трехкратная ТЦО в диапазоне 300–860 °С со скоростью нагрева 200 °С/мин и постсварочная пятикратная ТЦО при 300–860 °С со скоростью нагрева 200 °С/мин (табл. 2, режим ТО 8) снижают размеры и приближают микротвердость ослабленного участка ЗТВ к микротвердости основного металла (рис. 2h). Коэффициент разупрочнения ослабленного участка ЗТВ составляет 3,7 % (рис. 6i), а средний размер зерна 40 мкм после сварки и 35 мкм (рис. 4) после постсварочной ТО, полная энергия разрушения составляет 37,1 Дж (рис. 6b), при прогибе образца до разрушения 4,33 мм (рис. 6a). Излом ослабленного участка ЗТВ пластичный с количеством волокнистой составляющей 59 % (рис. 6с), а график изменения усилия разрушения в зависимости от прогиба образца проходит через пять пиков (рис. 5h). Максимальное усилие разрушения 11062 Н (рис. 6g), а конечное усилие разрушения 10254 Н (рис. 6i).

Для надежной и безотказной работы сварных соединений паропроводов необходимо обеспечить максимальное равенство механических свойств шва, ЗТВ и основного металла [5].

Исследования, проведенные в рамках выполнения совместного проекта нами и китайскими коллегами из Шинь-Яньского университета показали, что структура фрагментированного субблочного безуглеродистого мартенсита, упрочненного по всему объему зерна мелкодисперсными карбидами Me_{23}C_6 , где Me – Fe, Cr, Mo и карбонитридов Nb и V наиболее стойка к крипу [8]. Вышеуказанная структура получается, как показано в работах [2, 3, 9, 10], за счет многократных скоростных фазовых превращений при ТЦО, что создает фазовый наклеп, а градиент температуры стимулирует термодиффузию [9, 10]. Основное структурное изменение при ТЦО стали P91 – сильная фрагментация (измельчение) зерна.

До- и постсварочная ТО 1 и ТО 2 (табл. 2) не обеспечивают равенства твердости шва и ЗТВ, а также не устраняют образование ослабленной зоны ЗТВ с низкой ударной вязкостью.

Вышеприведенные данные по механическим свойствам, параметрам разрушения, размеру ослабленного участка ЗТВ после до- и постсварочных ТО 3–6 (табл. 2) позволяют сделать вывод, что наиболее значимыми факторами, повышающими общую энергию разрушения, ударную вязкость и снижающими средний размер зерна, при использовании ТЦО являются скорость нагрева и количество циклов при термоциклировании. Увеличение скорости нагрева со 100 до 200 °С/мин и количества циклов в диапазоне нагрева 700–1050 °С с трех до пяти позволяет не только выровнять значения микротвердости от оси шва до основного металла, но и создать структуру с мелким зерном размером от 22 до 50 мкм, что обуславливает высокие значения ударной вязкости сварных соединений.

Режимы ТО 7 и 8 (табл. 2) показали, что не только увеличение скорости нагрева со 100 до 200 °С/мин и количества циклов с трех до пяти, но и температура нагрева при термоциклировании оказывает существенное влияние на механические свойства, параметры разрушения и размер ослабленного участка ЗТВ. Особенно, если температура нагрева при ТЦО находится между критическими точками A1 и A3 стали P91. Данное обстоятельство, по нашему мнению, способствует многократной фазовой перекристаллизации и, как следствие, созданию фазового наклепа и фрагментации структуры.

ВЫВОДЫ

1. До- и постсварочная нормализация с высоким отпуском, а также двойные до- и постсварочные нормализации не выравнивают колебание значений микротвердости в шве и зоне термического влияния и не устраняют образование ослабленной зоны с низкой ударной вязкостью.

2. Использование до- и постсварочной высокотемпературной термоциклической обработки позволяет увеличить общую энергию и время разрушения, минимизирует количество хрупкой составляющей в изломе, снижает размеры ослабленного участка зоны термического влияния.

3. Основное влияние на механические свойства и характер разрушения зоны термического влияния стали P91 при использовании термоциклической обработки оказывают скорость нагрева, его максимальная температура, а так-

же количество циклов нагрев – охлаждение. Установлено, что увеличение скорости нагрева со 100 до 200 °С/мин и количества циклов с трех до пяти при высокотемпературной термоциклической обработке позволяет повысить ударную вязкость стали P91 до 96,8 Дж/см², при этом излом становится пластичным, с долей волокнистой составляющей 78 %, при максимальном времени разрушения 922 мкс, а также с максимальной энергией зарождения трещины 37,4 Дж.

4. Установлено, что если максимальная температура нагрева при до- и постсварочной термоциклической обработке находится между критическими точками A1 и A3, то наблюдаются явления фазового наклепа и фрагментация структуры, которые существенно повышают ударную вязкость и способствуют выравниванию микротвердости в шве и зоне термического влияния, а также почти нивелируют размер ослабленного участка в ЗТВ.

Работа выполнена в рамках договора с БРФФИ № T23МЭ-027 от 02.05.2023.

ЛИТЕРАТУРА

1. Evolution of Minor Phases in a P91 Steel Normalized and Tempered at Different Temperatures / C. Hurtado-Noreña, C. A. Danón, M. I. Luppó, P. Bruzzoni // International Congress of Science and Technology of Metallurgy and Materials, SAM-CONAMET. 2013. P. 143–146. <https://doi.org/10.1016/j.mspro.2015.04.172>.
2. Пантелеенко, Ф. И. Исследование механизма разрушения стали P91 на ударный изгиб после предварительной термообработки и сварки / Ф. И. Пантелеенко, В. А. Зеленин, А. Л. Миньков // Литье и металлургия. 2024. № 4. С. 141–150. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-4-85-94>.
3. Пантелеенко, Ф. И. Влияние режимов предварительной термической обработки на структуру и механические свойства сварных соединений из стали P91 / Ф. И. Пантелеенко, В. А. Зеленин, А. Л. Миньков // Современные методы и технологии создания и обработки материалов: сб. науч. тр. Минск: Физико-технический институт Национальной академии наук Беларуси, 2024. Кн. 2. С. 48–63.
4. Херцберг, Р. В. Деформация и механика разрушения конструкционных материалов / Р. В. Херцберг. М.: Металлургия, 1989. 576 с.
5. Ефименко, Л. А. Металловедение и термическая обработка сварных соединений / Л. А. Ефименко, А. К. Прыгаев, О. Ю. Елагина. М.: Логос, 2007. 456 с.
6. Хромченко, Ф. А. Ресурс сварных соединений паропроводов / Ф. А. Хромченко. М.: Машиностроение, 2002. 352 с.
7. Пантелеенко, Ф. И. Методология оценки состояния материала ответственных металлоконструкций / Ф. И. Пантелеенко, А. С. Снарский. Минск: БНТУ, 2010. 196 с.
8. Enhanced Creep Lifetime in P91 Steel Weldments via Stabilizing Tempered Martensite Structure / Z. Gu, M. Zhong, A. Minkov [et al.] // International Journal of

Pressure Vessels and Piping. 2024. Vol. 212. Art. 105361. <https://doi.org/10.1016/j.ijpvp.2024.105361>.

9. Федюкин, В. К. Термоциклическая обработка: технология, структура и свойства металлических материалов / В. К. Федюкин. Л.: ИПМаш АН СССР, 1991. 310 с.
10. Смагоринский, М. Е. Справочник по термомеханической и термоциклической обработке металлов / М. Е. Смагоринский, А. А. Булянда, С. В. Кудряшов. СПб.: Политехника, 1992. 414 с.

Поступила 02.06.2025

Подписана в печать 07.08.2025

Опубликована онлайн 30.09.2025

REFERENCES

1. Hurtado-Noreña C., Danón C. A., Luppó M. I., Bruzzoni P. (2015) Evolution of Minor Phases in a P91 Steel Normalized and Tempered at Different Temperatures. *Procedia Materials Science*, 8, 1089–1098. <https://doi.org/10.1016/j.mspro.2015.04.172>.
2. Panteleenko F. I., Zelenin V. A., Minkov A. L. (2024) Research of Fracture Mechanism of Steel Grade P91 on Impact Bending After Preheat Treatment Before Welding. *Litiyo i Metallurgiya = Foundry Production and Metallurgy*, (4), 85–94. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-4-85-94> (in Russian).
3. Panteleenko F. I., Zelenin V. A., Minkov A. L. (2024) The Influence of Preliminary Heat Treatment Regimes on the Structure and Mechanical Properties of Welded Joints Made of P91 Steel. *Sovremennye Metody i Tekhnologii Sozdaniya i Obrabotki Materialov: sb. nauch. tr. Kn. 2* [Modern Methods and Technologies for the Creation and Processing of Materials Collection of Scientific Papers. Book 2]. Minsk, Physical-technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus, 48–63 (in Russian).
4. Herzberg R. V. (1989) *Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials*. Moscow, Metallurgiya Publ. 1989. 576 (in Russian).
5. Efimenko L. A., Prygaev A. K., Elagina O. Yu. (2007) *Metal Science and Heat Treatment of Welded Joints*. Moscow, Logos Publ. 456 (in Russian).
6. Khromchenko F. A. (2002) *Resource of Welded Joints of Steam Pipelines*. Moscow, Mashinostroenie Publ. 352 (in Russian).
7. Panteleenko F. I., Snarsky A. S. (2010) *Methodology for Assessing the Condition of Materials of Critical Metal Structures*. Minsk, Belarusian National Technical University. 196 (in Russian).
8. Gu Z., Zhong M., Minkov A., Panteleenko F., Wang C. (2024) Enhanced creep lifetime in P91 steel weldments via stabilizing tempered martensite structure. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, 212, 105361. <https://doi.org/10.1016/j.ijpvp.2024.105361>.
9. Fedyukin V. K. (1991) *Thermal Cycling: Technology, Structure and Properties of Metallic Materials*. Leningrad, Institute of Mechanical Engineering of the USSR Academy of Sciences. 310 (in Russian).
10. Smagorinsky M. E., Bulyanda A. A., Kudryashov S. V. (1992) *Handbook of Thermomechanical and Thermal Cycling Processing of Metals*. Saint Petersburg, Politekhnik Publ. 414 (in Russian).

Received: 02.06.2025

Accepted: 07.08.2025

Published online: 30.09.2025