



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-4-88-97>
УДК 621.785.4: 791

Поступила 28.11.2024
Received 28.11.2024

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЗМА РАЗРУШЕНИЯ СТАЛИ P91 НА УДАРНЫЙ ИЗГИБ ПОСЛЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ТЕРМООБРАБОТКИ ДО СВАРКИ

Ф. И. ПАНТЕЛЕЕНКО, Белорусский национальный технический университет,
г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65. E-mail: panteleyenkofi@tut.by
В. А. ЗЕЛЕНИН, Физико-технический институт НАН Беларуси,
г. Минск, Беларусь, ул. Купревича, 10. E-mail: vazelenin@mail.ru
А. Л. МИНЬКОВ, Белорусский национальный технический университет,
г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65. E-mail: mal200515@mail.ru

Исследовано влияние режимов предварительной термической обработки (ТО) стали P91 на образования трещины при испытании на ударный изгиб. Экспериментально получены кривые зависимости изменения усилия во времени и изменения прогиба образца в зависимости от усилия, по которым определены энергия зарождения трещины, энергия развития трещины, максимальная величина прогиба образца до разрушения, максимальное усилие и усилие разрушения, скорость деформирования, время до разрушения, количество волокнистой составляющей, ударная вязкость, коэффициент интенсивности напряжений. Методами оптической микроскопии исследованы изломы. Показано, что стандартная досварочная термическая обработка (ТО) стали P91 – двойная нормализация значительно снижает ударную вязкость, переводя излом в квазихрупкое состояние. Использование различных вариантов термоциклической обработки (ТЦО) увеличивает общую энергию разрушения и минимизирует количество хрупкой составляющей, при этом после ТЦО разрушение носит в основном внутрикristаллитный характер.

Ключевые слова. Термоциклическая обработка, излом, ударная вязкость, энергия зарождения трещины, энергия развития трещины, величина прогиба образца до разрушения, максимальное усилие и усилие разрушения, скорость деформирования, время до разрушения, количество волокнистой составляющей, коэффициент интенсивности напряжений.

Для цитирования. Пантелеенко, Ф. И. Исследование механизма разрушения стали P91 на ударный изгиб после предварительной термообработки до сварки / Ф. И. Пантелеенко, В. А. Зеленин, А. Л. Миньков // Литье и металлургия. 2024. № 4. С. 88–97. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-4-88-97>.

RESEARCH OF FRACTURE MECHANISM OF STEEL GRADE P91 ON IMPACT BENDING AFTER PREHEAT TREATMENT BEFORE WELDING

F. I. PANTELEENKO, Belarusian National Technical University,
Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave. E-mail: panteleyenkofi@tut.by
V. A. ZELENIN, Physical-Technical Institute of the National Academy of Science of Belarus,
Minsk, Belarus, 10, Kuprevicha str. E-mail: vazelenin@mail.ru
A. L. MINKOV, Belarusian National Technical University,
Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave. E-mail: mal200515@mail.ru

The influence of modes of preliminary heat treatment (HT) of P91 steel on crack formation during impact bending test has been investigated. Curves of dependence of force variation in time and specimen deflection variation depending on the force have been experimentally obtained, by which the following were determined: crack nucleation energy, crack development energy, maximum value of specimen deflection before fracture, maximum force and fracture force, strain rate, time before fracture, amount of fibrous component, impact toughness, stress intensity coefficient. The fractures were investigated by optical microscopy methods. It is shown that standard pre-welding heat treatment (HT) of P91 steel – double normalization significantly reduces impact toughness, transforming the fracture into a quasi-brittle state. The use of different variants of thermocyclic treatment (TCT) increases the total fracture energy and minimizes the amount of brittle component, while after TCT the fracture has mainly intracrystalline character.

Keywords. Thermocyclic treatment, fracture, impact toughness, crack nucleation energy, crack development energy, sample deflection value before fracture, maximum force and fracture force, strain rate, time to fracture, amount of fibrous component, stress intensity coefficient.

For citation. Panteleenko F.I., Zelenin V.A., Minkov A.L. Research of fracture mechanism of steel grade P91 on impact bending after preheat treatment before welding. Foundry production and metallurgy, 2024, no. 4, pp. 88–97. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-4-88-97>.

Высокохромистая сталь феррито-мартенситного класса P91 (10X9MФБ) относится к жаропрочным сталям и была разработана компанией «Oak» (США) в середине 1970-х годов для применения при изготовлении толстостенных элементов котлов (колонна, магистральная паровая труба и др.) и трубопроводов-паропроводов ядерных реакторов. Сталь P91 создана на основе трубной стали P9 (9% Cr и 1% Mo) за счет оптимизации состава сплава введением V, Nb и N, которые значительно улучшили стойкость к ползучести труб, работающих при давлении пара 31 МПа и температуре до 600 °С (табл. 1).

Т а б л и ц а 1. Химический состав стали марки 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

Технология производства труб из стали P91 заключается в горячей прокатке и последующей нормализации от температуры 1050 °С.

Главный недостаток стандартной термической обработки (нормализации) – это неспособность одновременно повышать прочность и пластичность. Такая задача решается путем термоциклической обработки (ТЦО), при которой на структуру влияют многократные фазовые превращения и связанный с ними фазовый наклеп. Градиенты температуры стимулируют термодиффузию, а термические и межфазные напряжения способствуют снятию остаточных напряжений [2]. Основное структурное изменение при ТЦО стали P91 – сильная фрагментация. Фрагментация (измельчение) микроструктуры один из способов, который одновременно повышает прочность и ударную вязкость металла [3]. ТЦО выбрана как альтернатива стандартной термообработке – нормализации.

В [4] показано, что соединения ниобия Nb(CN) и ванадия V(CN) стабильны до температур 1200 и 1100 °С соответственно. В связи с этим образующиеся при ТЦО карбиды и нитриды ванадия и ниобия становятся дисперсионно-упрочняющей фазой, тем самым снижают склонность к росту зерна, а значит, сталь P91 становится слабо чувствительной к перегреву при сварке.

В данной работе приведены результаты экспериментальных исследований влияния режимов предварительной термоциклической обработки (ПТЦО) стали P91 на механизм разрушения при испытании на ударный изгиб. По кривым зависимости изменения усилия разрушения во времени и кривым изменения прогиба образца в зависимости от усилия разрушения определены энергия зарождения трещины, энергия развития трещины, величина прогиба до разрушения образца, максимальное усилие и усилие разрушения, скорость деформирования, время до разрушения, коэффициент интенсивности напряжений. По изломам образцов посчитано количество волокнистой составляющей.

Методика и оборудование исследований

Образцы из труб диаметром 48,5×6,08 мм подвергали нормализации в печи электрической SNOL 7,2/1300, а ТЦО – на установке индукционного нагрева с обратной связью ФТИ-40/10–50.

Испытание на ударный изгиб (ККУ) образцов, вырезанных из трубной заготовки диаметром 48,5×6,08 мм, после досварочной термообработки проводили на маятниковом копре PSWO 30 (СТБ ЕН 10045-1-200).

На рис. 1 показана схема разрушения образца при испытании по Шарпи на ударный изгиб. Исходные данные при испытании: скорость движения маятника $V_0 = 5,6$ м/с; начальная энергия маятника $E_0 = 15$ кгс·м = $15 \cdot 9,81 = 147,15$ Дж; расстояние между опорами копра – 40 мм.

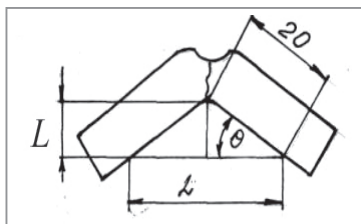


Рис. 1. Схема разрушения образца по Шарпи [5]: L – величина прогиба образца, мм; Θ – угол изгиба

$$E_{\Pi} = E_3 + E_p, \quad (1)$$

где E_{Π} – полная энергия разрушения, Дж; E_3 – энергия зарождения трещины, Дж; E_p – энергия роста трещины, Дж.

$$E_{\text{п}} = E_3(1 - E_3/4E_0) [3], \quad (2)$$

$$E_3 = V_0 \int_0^t F dt [3], \quad (3)$$

где F – усилие, Н; t – время, мкс.

$$B = (1 - F_{\text{хр}}/F_0) \cdot 100, \quad (4)$$

где B – волокнистая составляющая в изломе образца; $F_{\text{хр}}$ – площадь хрупкого участка в изломе, мм², F_0 – общая площадь излома образца, мм².

$$V = \Delta\tau / \Delta L, \quad (5)$$

где V – скорость деформации образца, м/с; $\Delta\tau$ – время деформации до разрушения, мкс; ΔL – прогиб образца до разрушения, мм.

$$K_q = Fh / (W\sqrt{H^3}) [7], \quad (6)$$

где K_q – коэффициент интенсивности напряжений, МПа·√мм; F – усилие, Н; h – глубина концентратора напряжений, мм; H , W – соответственно высота и ширина образца, мм.

Изломы образцов исследовали на стереометрическом микроскопе Альтами с увеличениями 10 крат.

Параметры термической обработки приведены в табл. 2 и на рис. 2.

Таблица 2. Режимы термической обработки

Режим ТО № 1	Нормализация – нагрев до 1050 °С, выдержка 30 мин и охлаждение на воздухе инертное
Режим ТО № 2	Нормализация двойная – нагрев до 1050 °С, выдержка 30 мин и охлаждение на воздухе инертное до 20 °С с повторением по тем же режимам
Режим ТО № 3	Высокотемпературная ТЦО в диапазоне 1050–700 °С трехкратная – нагрев со скоростью 100 °С/мин, выдержка при 1050 °С 1 мин и охлаждение инерционное до 700 °С с двукратным повторением
Режим ТО № 4	Высокотемпературная ТЦО в диапазоне 1050–700 °С пятикратная – нагрев со скоростью 100 °С/мин, выдержка при 1050 °С 1 мин и охлаждение инерционное до 700 °С с четырехкратным повторением
Режим ТО № 5	Высокотемпературная ТЦО в диапазоне 1050–700 °С трехкратная – нагрев со скоростью 200 °С/мин, выдержка при 1050 °С 1 мин и охлаждение инерционное до 700 °С с двукратным повторением
Режим ТО № 6	Высокотемпературная ТЦО в диапазоне 1050–700 °С пятикратная – нагрев со скоростью 200 °С/мин, выдержка при 1050 °С 1 мин и охлаждение инерционное до 700 °С с четырехкратным повторением
Режим ТО № 7	Среднетемпературная ТЦО в диапазоне 860–300 °С трехкратная – нагрев со скоростью 100 °С/мин, выдержка при 860 °С 1 мин и охлаждение инерционное до 300 °С, выдержка 1 мин при 300 °С с двукратным повторением
Режим ТО № 8	Среднетемпературная ТЦО в диапазоне 860–300 °С трехкратная – нагрев со скоростью 200 °С/мин, выдержка при 860 °С 1 мин и охлаждение инерционное до 300 °С, выдержка 1 мин при 300 °С с двукратным повторением

Результаты исследований и их обсуждение

Характер поверхности изломов ударных образцов позволяет оценить их сопротивление распространению трещин [6]. На рис. 3, *а–з* показаны поверхности изломов, на которых видны характерные области разрушения. Область 1а – область зарождения трещины, область 1б – область стабильного роста; область 2 – зарождение трещины в боковой части; область 3 – зона хрупкого разрушения; область 4 – зона долома.

Излом после двойной нормализации (рис. 3, *б*) показывает, что он имеет квазихрупкий характер с большой центральной хрупкой зоной и минимальными пластичными областями. Трещина зародилась в области 1а, 1б и 2. Максимальное усилие разрушения – 11410 Н. Ударная вязкость составляет 69,7 Дж/см². Полная энергия разрушения $E_{\text{п}} = 38,2$ Дж, энергия зарождения трещины $E_3 = 36,3$ Дж, а время до разрушения – 800 мкс. Количество волокнистой составляющей $B = 58\%$. Очевидно (рис. 4, *в* и рис. 5, *в*), что зарождение трещины началось уже при прогибе образца около 1 мм, далее трещина затормозилась, так как в подповерхностной части виден волокнистый излом, проходящий от области 1а через область 1б. Шесть пиков на кривых (рис. 4, *б* и рис. 5, *в*) соответствуют зарождению и росту трещины в областях 1а и 1б (см. рис. 3, *б*). Разрушение образца произошло при прогибе 5,78 мм (см. рис. 4, *б*). Дальнейшие пики – это область долома образца (см. рис. 3, *б*).

Излом после нормализации (см. рис. 3, *а*) имеет большее количество волокнистой составляющей – 58% по сравнению с образцом после двойной нормализации. Центральная хрупкая зона 2а имеет хрупкий

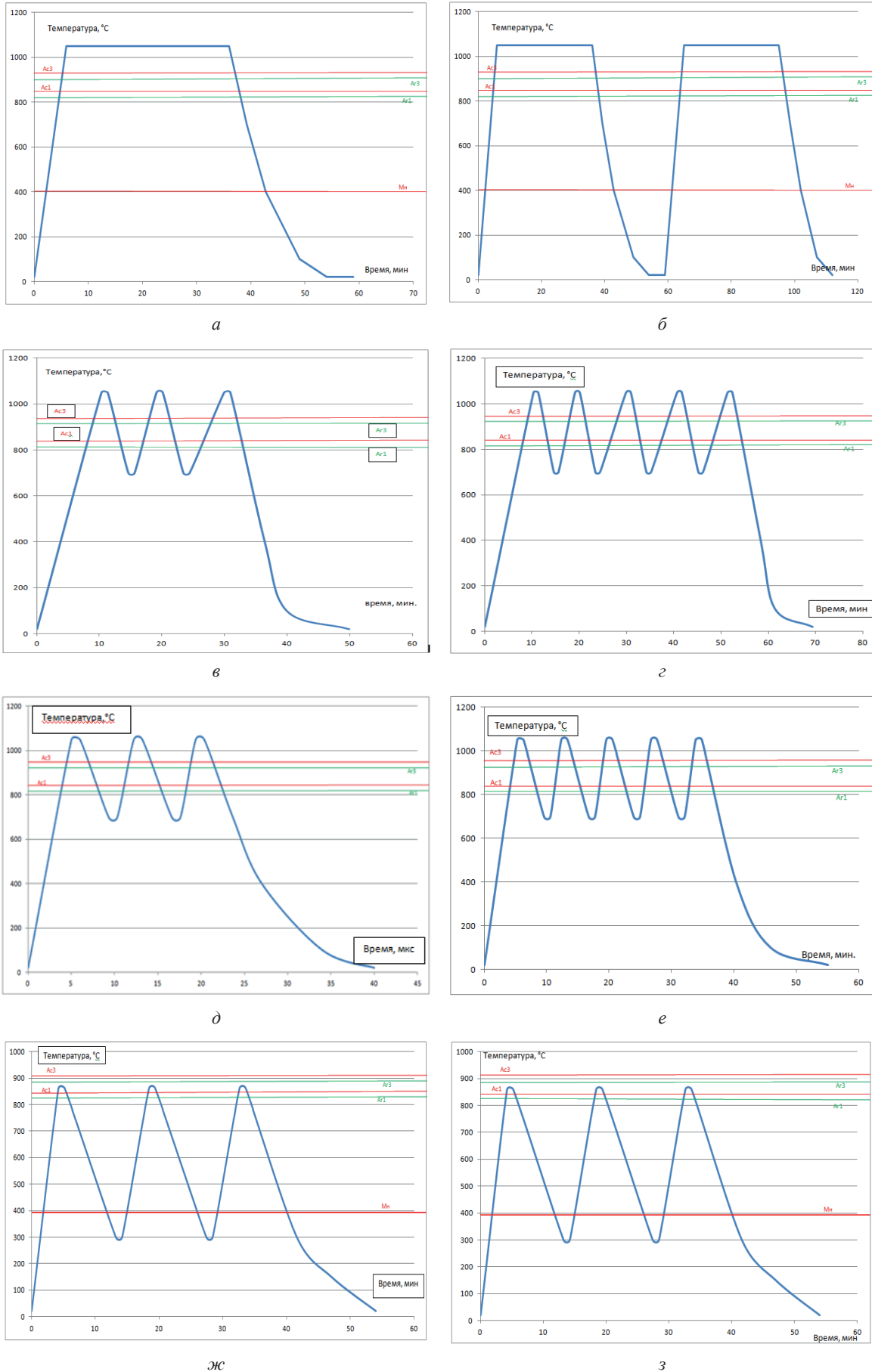


Рис. 2. Графическое изображение режимов термической обработки:
a – ТО № 1; *б* – ТО № 2; *в* – ТО № 3; *г* – ТО № 4; *д* – ТО № 5; *е* – ТО № 6; *ж* – ТО № 7; *з* – ТО № 8

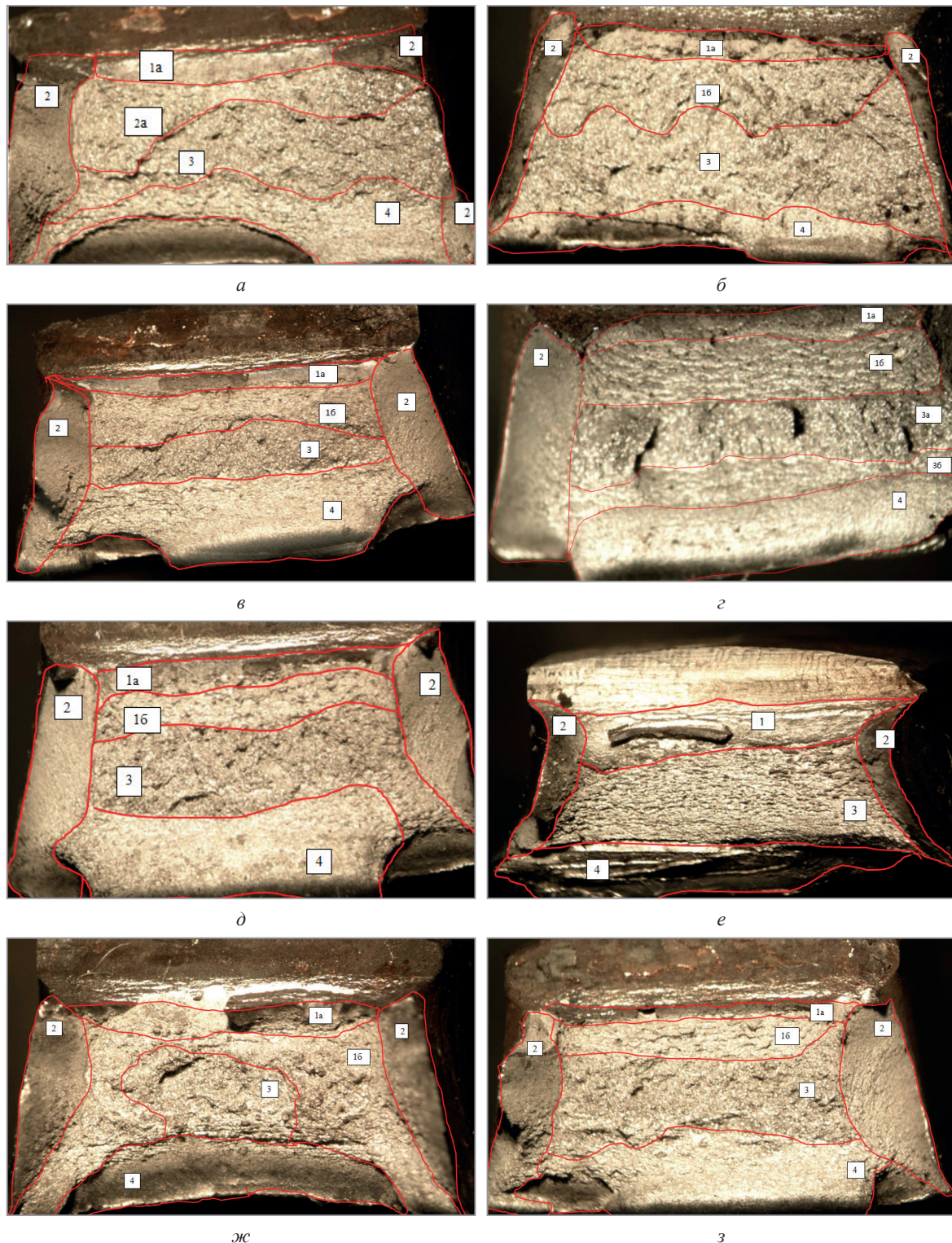


Рис.3. Изломы после различных режимов ТО:
a – ТО № 1; *б* – ТО № 2; *в* – ТО № 3; *г* – ТО № 4; *д* – ТО № 5; *е* – ТО № 6; *ж* – ТО № 7; *з* – ТО № 8

камневидный излом. Ударная вязкость – 98 Дж/см². Максимальное усилие разрушения – 8700 Н. Полная энергия разрушения $E_{\text{п}} = 52,4$ Дж, энергия зарождения трещины $E_3 = 51$ Дж, а время до разрушения – 1324 мкс. После возрастания усилия разрушения до максимального значения 8700 Н (рис. 4, *a*), что соответствует прогибу образца 6 мм, усилие разрушения изменяется плавно до 5031 Н, при прогибе – 9,39 мм. Разница в структуре излома после нормализации и двойной нормализации связана, по-видимому, с тем, что в исходной структуре стали было крупное исходное зерно феррита, а после нагрева и выдержки часть зерен успела рекристаллизоваться и образующийся мартенсит после нормализации наследует исходное крупное зерно, а двойной нагрев-охлаждение еще более усугубляет этот процесс.

Излом (рис. 3, в) после высокотемпературной ТЦО в диапазоне 1050 – 700 °С трехкратная – нагрев со скоростью 100 °С/мин (вариант ТО № 3) показывает, что область 3 имеет хрупко-пластичный характер излома, а остальные части излома 1а, 1б, 2, 4 разрушались по пластичному механизму. Начало разрушения соответствует не резким скачкам усилия по сравнению с предыдущим образцом, а монотонному без особых резких пиков (рис. 4, в и рис. 5, в). После 15 небольших импульсов увеличение нагрузки – спад нагрузки и достижения прогиба образца 6 мм наблюдается спад усилия разрушения с 11089 Н (F_{max}) до 9414 Н. Это соответствует началу образования магистральной трещины и переходу разрушения в область 3 (см. рис. 3, в). Ударная вязкость составляет 103,5 Дж/см². Полная энергия разрушения – 55,9 Дж, энергия зарождения трещины – 54,9 Дж, а время до разрушения – 930 мкс. Количество волокнистой составляющей – 64%. Низ образца имеет вязкий излом, а центральная область – смешанный характер разрушения (квазипластичный).

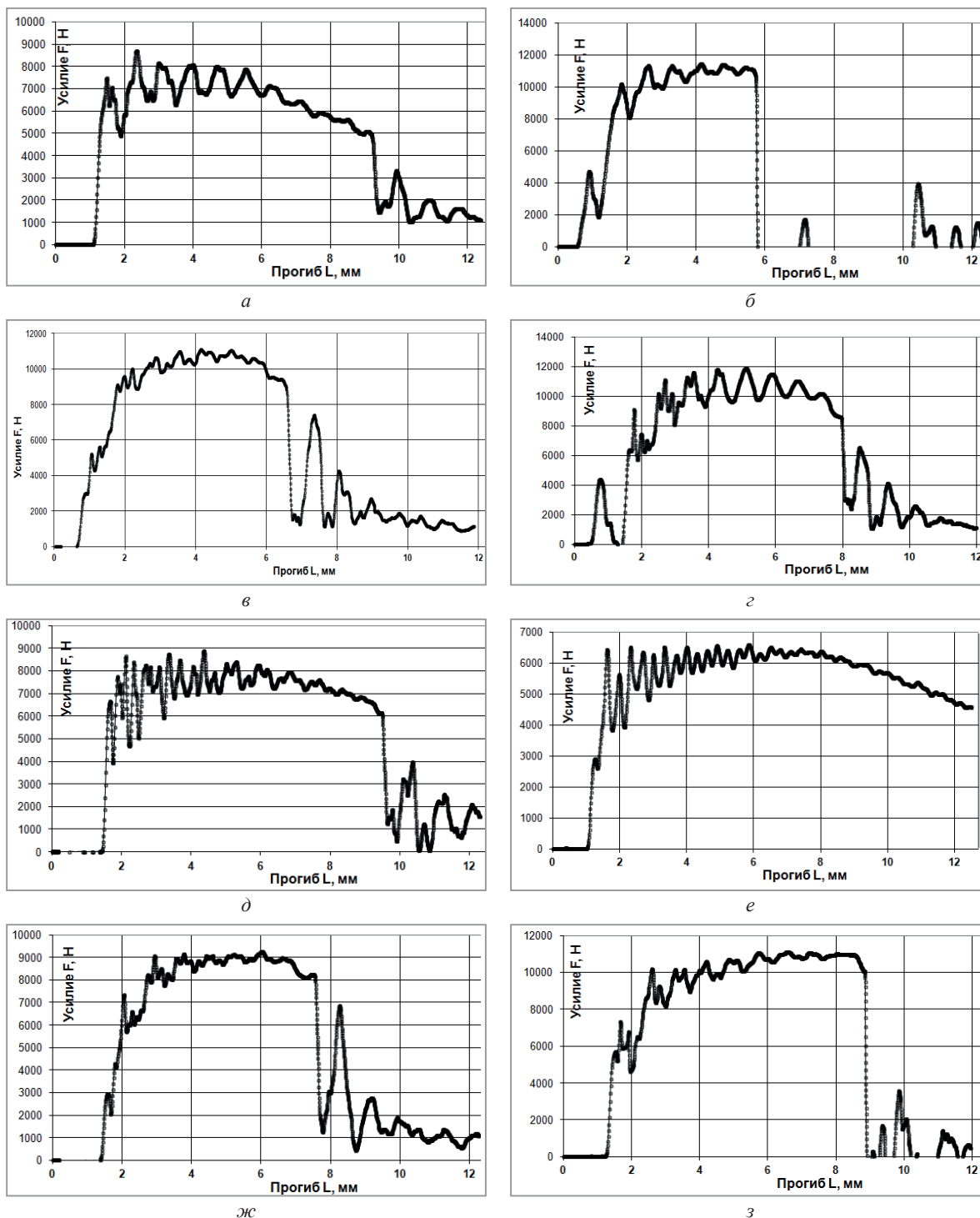


Рис.4. Зависимость величины прогиба L от усилия после различных режимов ТО:
 а – ТО № 1; б – ТО № 2; в – ТО № 3; г – ТО № 4; д – ТО № 5; е – ТО № 6; ж – ТО № 7; з – ТО № 8

Излом (см. рис. 3, з) после пятикратной высокотемпературной ТЦО в диапазоне 1050–700 °С со скоростью нагрева 100 °С/мин (вариант ТО № 4) показывает, что область 3 явно разделяется на две подобласти 3а и 3б. Область 3а имеет три крупных включения, имеющих хрупкий характер излома, окруженных волокнистой составляющей, а остальные части области 3 и 3а имеют чисто волокнистую структуру излома. Области излома 1а, 1б, 2, 4 разрушались по пластичному механизму. Начало разрушения имеет резко выраженный пик усилия разрушения, который соответствует зарождению трещины

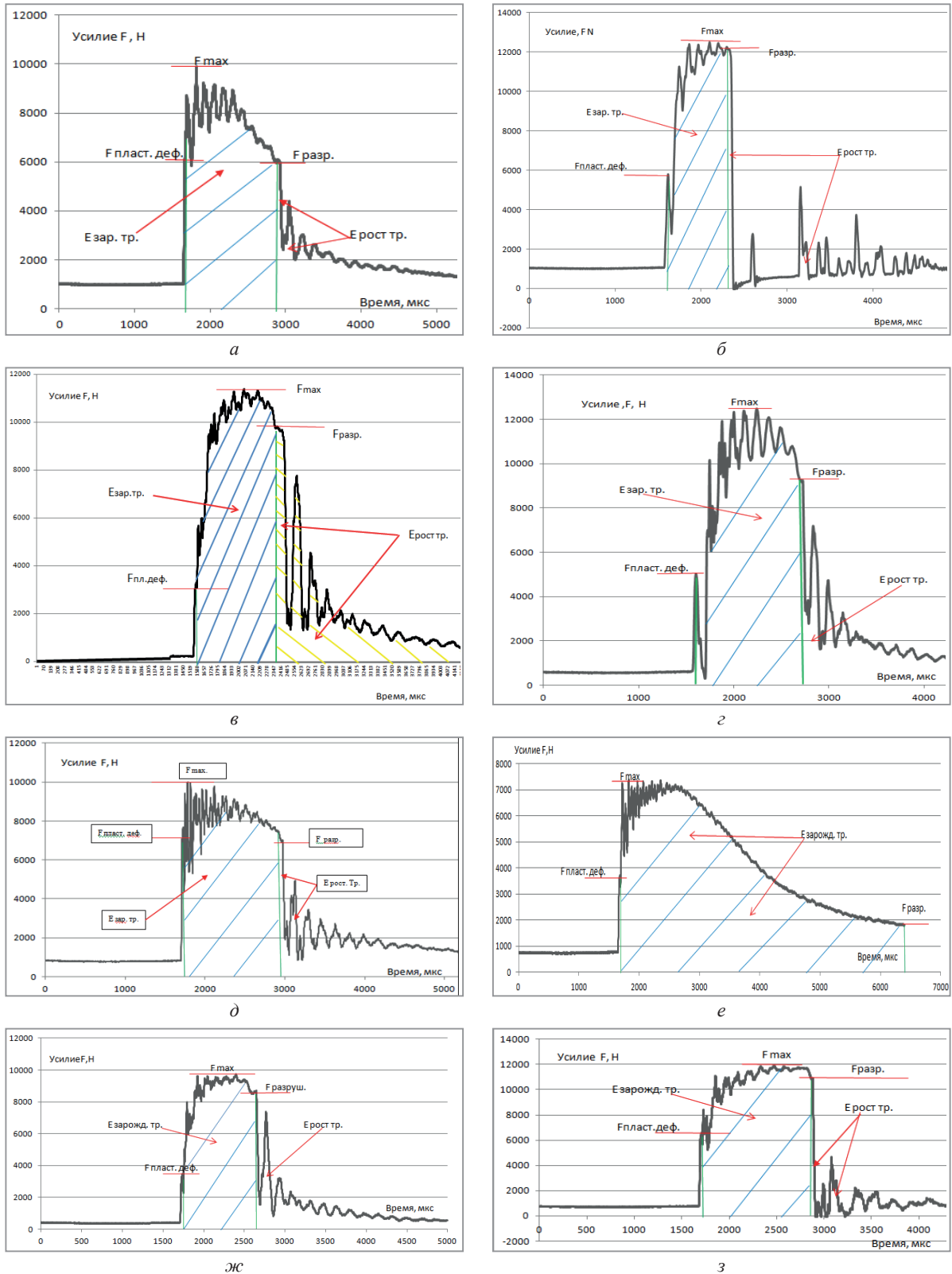


Рис. 5. Изменение усилия разрушения во времени в зависимости от режима ТО:
 а – ТО № 1; б – ТО № 2; в – ТО № 3; г – ТО № 4; д – ТО № 5; е – ТО № 6; ж – ТО № 7; з – ТО № 8

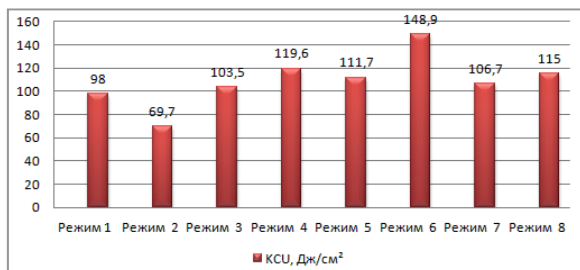
в области 1а (рис. 4, з и рис. 5, з). После восьми импульсов увеличение нагрузки – спад нагрузки и достижения прогиба образца 8 мм наблюдается спад усилия разрушения с 11862 до 8606 Н. Это соответствует началу образования магистральной трещины и переход разрушения в область 3а (см. рис. 3, д). Ударная вязкость составляет 119 Дж/см². Полная энергия разрушения – 63,6 Дж, энергия зарождения трещины – 59,8 Дж, время до разрушения – 1193 мкс. Количество волокнистой составляющей – 85%. Низ образца имеет вязкий излом, а центральная область – излом с тремя смешанными хрупко-вязкими зонами.

Наиболее оптимальными свойствами обладает образец после пятикратной высокотемпературной ТЦО (1050–700 °С) – нагрев со скоростью 200 °С/мин (вариант ТО № 6). Излом (см. рис. 3, е) полностью волокнистый. Ударная вязкость – 148,9 Дж/см², максимальное время разрушения – 2348 мкс и минимальная скорость разрушения – 5,3 м/с.

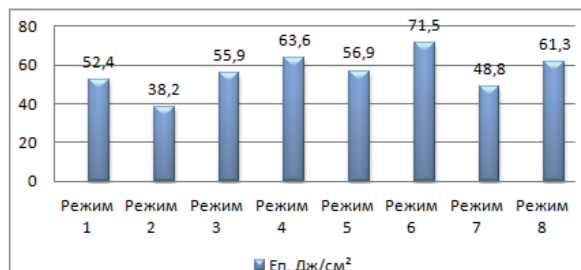
Экспериментально полученные кривые зависимости изменения прогиба образца от усилия разрушения при испытании на ударный изгиб после различных вариантов ТО показаны на рис. 4, а – з.

Кривые изменения усилия разрушения во времени в зависимости от режима ТО показаны на рис. 5, а – з. Площадь внутри заштрихованной области – это энергия зарождения трещины E_z , а первое отклонение от линейного тренда изменения усилия разрушения во времени соответствует концу упругой деформации и является усилием начала пластической деформации $F_{\text{пласт.деф}}$. Максимальное усилие разрушения соответствует максимуму кривой F_{max} . Последняя точка усилия разрушения до момента резкого спада соответствует $F_{\text{разр.}}$ и соответственно максимальному прогибу образца, после которого происходит полное разрушение образца на две половины.

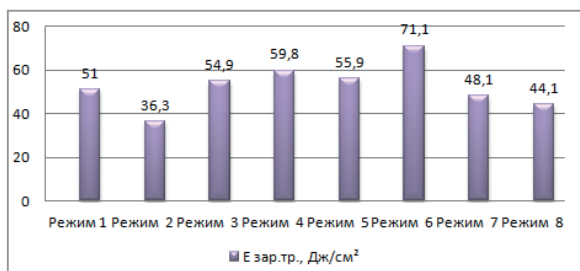
По кривым зависимости изменения усилия разрушения во времени и кривым зависимости величины прогиба от усилия разрушения определены энергия зарождения трещины, энергия развития трещины, величина прогиба до разрушения образца, максимальное усилие и усилие разрушения, скорость деформирования, время до разрушения и коэффициент интенсивности напряжений (рис. 6, а–л).



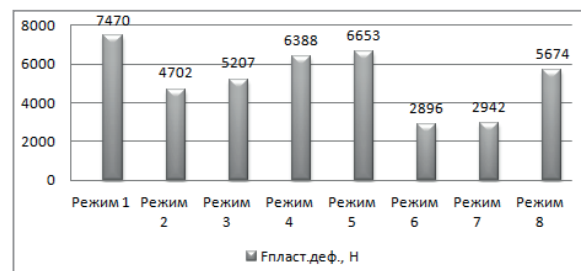
Влияние режима ТО на ударную вязкость (КСУ)



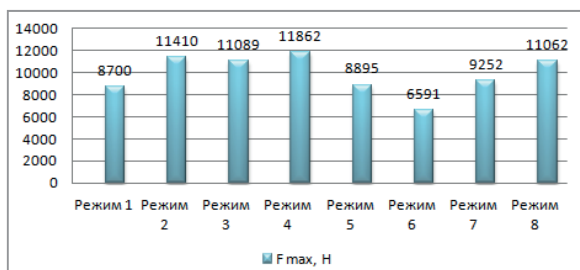
Влияние режима ТО на полную энергию разрушения (E_п)



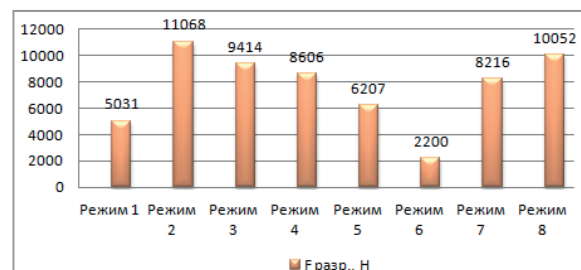
Влияние режима ТО на энергию зарождения трещины (E_{зар.тр.})



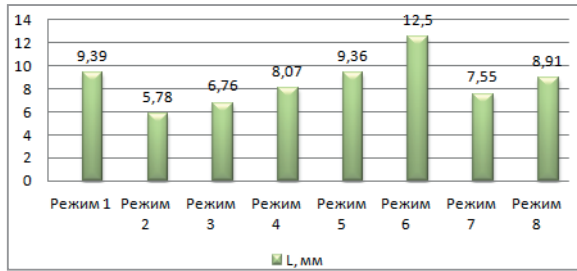
Влияние режима ТО на усилие начала пластической деформации (F_{пласт.деф.})



Влияние режима ТО на максимальное усилие разрушения (F_{max})

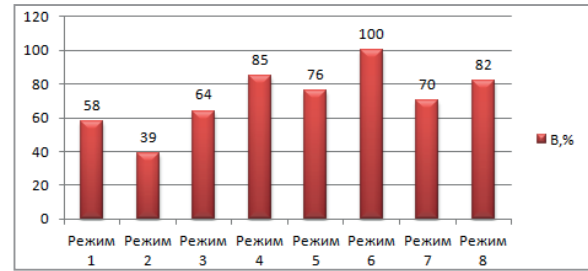


Влияние режима ТО на усилие разрушения (F_{разр.})



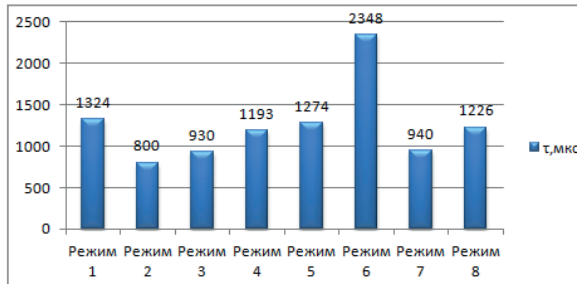
Ж

Влияние режима ТО на величину прогиба образца (L)



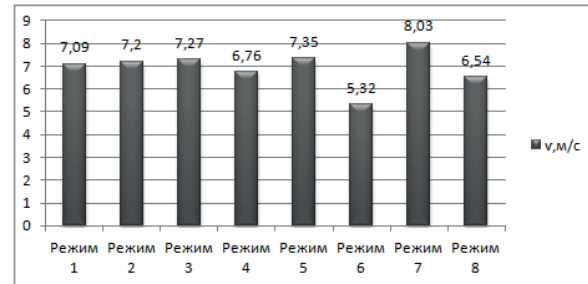
З

Влияние режима ТО на количество волокнистой составляющей (B)



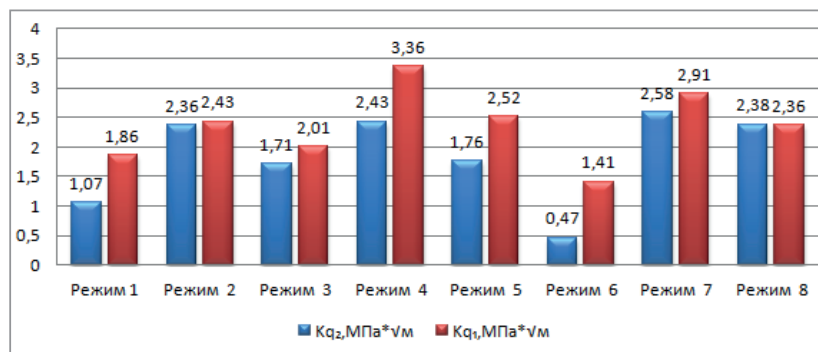
И

Влияние режима ТО на время разрушения образца (τ)



К

Скорость разрушения в зависимости от режима ТО (v)



Л

Влияние режима ТО на коэффициент интенсивности напряжений при максимальной нагрузке K_{q_2} и коэффициент интенсивности напряжений при нагрузке разрушения K_{q_1}

Рис. 6. Влияние режимов ТО на основные параметры разрушения

Выводы

1. Досварочная термообработка (ТО) стали P91 – двойная нормализация значительно снижает ударную вязкость, переводя излом в квазихрупкое состояние.
2. Использование высокотемпературной термоциклической обработки (ТЦО) увеличивает общую энергию разрушения, минимизирует количество хрупкой составляющей в изломе, увеличивает время разрушения, снижает скорость разрушения и коэффициент интенсивности напряжений.
3. Разрушение после ТЦО в основном происходит по внутрикристаллитному механизму.
4. Основное влияние на структуру и свойства стали P91 при ТЦО оказывают скорость нагрева, максимальная температура нагрева, минимальная температура охлаждения, скорости нагрева и охлаждения, а также количество циклов нагрев – охлаждение.
5. Установлено, что повышение скорости нагрева с 100 до 200 °С/мин и увеличение количества циклов с трех до пяти при высокотемпературной ТЦО позволяет повысить ударную вязкость стали до 148,9 Дж/см², при этом излом становится полностью волокнистым, при минимальной скорости разрушения 5,32 м/с с максимальным временем разрушения 2348 мкс, а также с максимальной энергией зарождения трещины 71,1 Дж и минимальными коэффициентами интенсивности напряжений, соответствующими максимальному усилию разрушения 1,41 МПа $\cdot\sqrt{м}$ и усилию начала разрушения 0,47 МПа $\cdot\sqrt{м}$.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Hurtado-Noreña, C.** Evolution of Minor Phases in a P91 Steel Normalized and Tempered at Different Temperatures / C. Hurtado-Noreña, C.A. Danón, M.I. Lippo, P. Bruzzoni // International Congress of Science and Technology of Metallurgy and Materials, SAM-CONAMET. – 2013. – P. 143–146.
2. **Федюкин, В.К.** Термоциклическая обработка: технология, структура и свойства металлических материалов / В.К. Федюкин. – Л.: ИПМаш АН СССР, 1991. – 310 с.
3. **Херцберг, Р.В.** Деформация и механика разрушения конструкционных материалов/ Р.В. Херцберг. – М.: Metallurgia, 1989. – 576 с.
4. **Raghavan, V.** Phase transformation in system C–Cr-Fe-Mo-N-Nb-V/ V. Raghavan // Journal of Phase Equilibria and Diffusion. – 2007. – Vol. 28. – № 3. – P. 236–237.
5. Механика разрушения и механические свойства материалов / Ф.И. Пантелеенко [и др.]. – Минск: БНТУ, 2021. – 207 с.
6. **Ефименко, Л.А.** Metallovedenie i termicheskaja obrabotka svarnyh soedinenij/ Л.А. Ефименко, А.К. Прыгаев, О.Ю. Елагина. – М.: Логос, 2007. – 456 с.
7. **Золоторевский, В.С.** Механические свойства металлов / В.С. Золоторевский. – М.: МИСИС, 1998. – 400 с.

REFERENCES

1. **Hurtado-Noreña C., Danón C.A., Lippo M.I., Bruzzoni P.** Evolution of Minor Phases in a P91 Steel Normalized and Tempered at Different Temperatures. International Congress of Science and Technology of Metallurgy and Materials, *SAM-CONAMET*, 2013, pp. 143–146.
2. **Fedjukin V.K.** *Termociklicheskaja obrabotka: tehnologija, struktura i svojstva metallicheskih materialov* [Thermal cycling: technology, structure and properties of metallic materials]. Leningrad, IPMash AN SSSR Publ., 1991, 310 p.
3. **Herzberg R.V.** *Deformacija i mehanika razrushenija konstrukcionnyh materialov* [Deformation and fracture mechanics of structural materials]. Moscow, Metallurgija Publ., 1989, 576 p.
4. **Raghavan V.** Phase transformation in system C–Cr-Fe-Mo-N-Nb-V. *Journal of Phase Equilibria and Diffusion*, 2007, no. 3, vol. 28, pp. 236–237.
5. **Panteleenko F.I., Sidorov V.A., Gol'cova M.V., Kerzhenceva L.F.** *Mehanika razrushenija i mehanicheskie svojstva materialov* [Fracture mechanics and mechanical properties of materials]. Minsk, BNTU Publ., 2021, 207 p.
6. **Efimenko L.A., Prygaev A.K., Elagina O. Ju.** *Metallovedenie i termicheskaja obrabotka svarnyh soedinenij* [Metal science and heat treatment of welded joints]. Moscow, Logos Publ., 2007, 456 p.
7. **Zolotorevskij V.S.** *Mehanicheskie svojstva metallov* [Mechanical properties of metals]. Moscow, MISIS Publ., 1998, 400 p.