06

# Исследование деформационного старения углеродистой стали У8, подвергнутой динамическому нагружению

© Г.С. Нагичева,[1] А.В. Нохрин,[1] Н.В. Мелехин,[1] Н.Н. Берендеев,[1] А.М. Брагов,[1] В.В. Баландин,[1] А.Н. Сысоев,[1] М.Ю. Грязнов,[1] В.В. Гундорин,[2] С.А. Курепин,[2] А.С. Смирнов[2]

[1] Национальный исследовательский Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского
603022 Нижний Новгород, Россия
[2] Государственный научно-исследовательский институт машиностроения им. В.В. Бахирева,
606002 Дзержинск, Нижегородская обл., Россия
e-mail: nagichevags@gmail.com

*Поступило в Редакцию 21 июля 2023 г.*
*В окончательной редакции 23 сентября 2023 г.*
*Принято к публикации 21 октября 2023 г.*

Исследована склонность к деформационному старению (ДС) образцов углеродистой стали У8, подвергнутых (i) динамической осадке, реализованной путем метания стального плоского ударника с использованием газовой пушки; (ii) взрывному нагружению цилиндрической заготовки и (iii) квазистатической осадке. Для оценки степени деформации после динамического нагружения использовали метод конечных элементов с применением модели Джонсона–Кука. Масштаб эффекта ДС определяли по изменению микротвердости ($\Delta Hv$) стали после отжига в интервале температур 150–500°C, а также по изменению высоты пика Снука–Кестера на температурной зависимости внутреннего трения. Показано, что наибольший масштаб эффекта ДС в стали У8 наблюдается после динамической осадки со скоростью $\sim 300$ m/s ($\Delta Hv = 300-350$ MPa). Установлено, что малый масштаб эффекта ДС в стали после взрывного нагружения ($\Delta Hv < 80$ MPa) обусловлен малостью степени деформации.

**Ключевые слова:** сталь, перлит, деформационное старение, динамическое нагружение, твердость, внутреннее трение, модель Джонсона–Кука.

DOI: 10.61011/JTF.2024.01.56908.186-23

## Введение

Эффект деформационного старения (ДС) заключается в повышении твердости стали при отжиге после деформации [1]. Эффект ДС часто отрицательно влияет на ударную вязкость сталей, но при оптимизации режимов термодеформационной обработки может обеспечить оптимальное сочетание прочности, твердости и пластичности стали [2]. В настоящее время существует хорошо развитая теория ДС сталей, в которой основное внимание уделяется взаимодействию подвижных атомов углерода и азота с решеточными дислокациями [3]. Например, в рамках модели Коттрелла атомы углерода и азота, обладающие высокой диффузионной подвижностью в кристаллической решетке железа даже при малых температурах, блокируют движение дислокаций и, тем самым, способствуют повышению твердости стали [4].

Углеродистые стали широко применяются в машиностроении для изготовления высокоответственных изделий. В нормализованном состоянии такие стали имеют структуру пластинчатого перлита, представляющего собой эвтектоидную смесь хрупких пластин цементита $Fe_3C$ и пластичного феррита [5]. Сопротивление пластической деформации и разрушению композита $Fe-Fe_3C$ определяет многие эксплуатационные характеристики изделий, изготавливаемых из этих сталей [6]. Отметим, что дальнодействующие поля внутренних напряжений, формируемые решеточными дислокациями, приводят к разрушению пластин $Fe_3C$ и увеличению концентрации атомов углерода в решетке феррита [7,8]. Вследствие этого масштаб эффекта ДС в углеродистых сталях со структурой пластинчатого перлита тесно связан с вопросом о плотности и характере распределения дислокаций.

Отметим, что механизмы высокоскоростной деформации сталей со структурой пластинчатого перлита являются объектом активного изучения [9]. Вплоть до настоящего момента отсутствует единая физическая теория процесса динамической деформации композитов $Fe-Fe_3C$, в которых толщина пластин феррита и цементита может варьироваться от сотни нанометров до единиц микрон [10,11].

Целью настоящей работы является исследование склонности стали У8 к ДС после различных видов деформирования. Особое внимание уделяется изучению ДС после высокоскоростного нагружения углеродистой стали. Низкотемпературное охрупчивание высокоответственных элементов конструкций, изготовленных из стали У8, после их динамического нагружения является нежелательным процессом и может привести к снижению их эксплуатационных характеристик. Поэтому задача изучения эффекта ДС сталей после динамического нагружения имеет большую практическую актуальность.

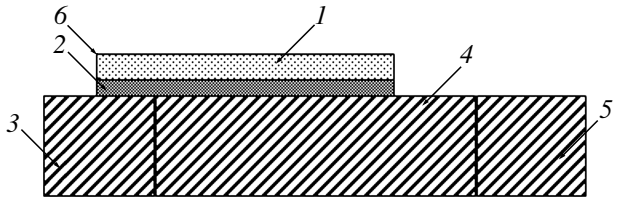


**Рис. 1.** Схема проведения испытаний: *1* — взрывчатое вещество (ВВ), *2* — подложка, *3* — приставной цилиндр, *4* — образец, *5* — откольный цилиндр, *6* — место инициирования ВВ.

## 1. Методика эксперимента

Объектом исследования являлась сталь У8 в нормализованном состоянии. Образцы исследовались в исходном состоянии, после квазистатической и динамической осадки на заданную степень деформации, а также после взрывной обработки.

Квазистатическая осадка цилиндрических образцов Ø 12.1 mm и начальной высотой $h = 11.9$ mm осуществлялась с помощью гидравлического пресса EU-40 (40 tf). Осадка образцов осуществлялась при комнатной температуре до степени деформации $\varepsilon = 5.4$, 6.9, 15.1 и 34.7%. Средняя скорость нагружения составляла 1 mm/s; средняя скорость деформации стального образца составляла $\sim 0.08\,\mathrm{s}^{-1}$.

Методика динамического сжатия была реализована с помощью газовой пушки ПГ-20 калибром 20 mm, позволяющей метать образцы со скоростью до 800 m/s (при использовании сжатого гелия) [12,13]. Ударное нагружение осуществлялось стальным плоским ударником диаметром 19.8 mm и высотой 1.5 mm, который ударялся по исследуемому образцу стали У8 диаметром 14 mm и длиной 6 mm, находящемуся в высокопрочной стальной обойме сечением $36 \times 5.5$ mm с отверстием под образец. Разница между длиной образца и толщиной стальной обоймы регулировала степень деформации образца. Средняя степень деформации составляла 5%. Амплитуда волны сжатия зависела от скорости ударника (209–654 m/s).

Методика взрывного нагружения была реализована на полигоне АО „ГосНИИмаш им. В.В. Бахирева“. На рис. 1 изображена схема взрывного нагружения цилиндрической заготовки диаметром 128 mm из стали У8. Заводной участок инициирования располагался на приставном кругу. Для уменьшения влияния волн разгрузки к торцевой поверхности приставлялся „откольный“ цилиндр. Режимы испытаний представлены в табл. 1.

Для проведения исследований из деформированной заготовки на электроэрозионном станке вырезались цилиндрические образцы диаметром 19.8 mm и высотой 11 mm. Образцы вырезались из области прилегания подложки с ВВ (зона детонации), центральной области цилиндрической заготовки и зоны, противоположной области прилегания ВВ (область отражения ударной волны). Аналогичные образцы вырезались из недеформированной заготовки для проведения сравнительных исследований. В качестве ВВ использовался ТГ4 ($v = 4$ km/s).

Для исследований микроструктуры сталей использовался металлографический микроскоп Leica DM IRM и растровый электронный микроскоп Jeol JSM-6490. Для измерения твердости ($Hv$) использовался твердомер HVS-1000 (нагрузка 0.2 kg). Измерения микротвердости проводились в центральной зоне образцов. Для определения масштаба эффекта ДС, пропорционального величине изменения твердости $\Delta Hv$ [1], проводили 1-часовые отжиги образцов в воздушной печи ЭКПС-10. Исследование температурной зависимости внутреннего трения ($Q^{-1}$) и модуля упругости ($G$) проводилось с использованием обратного крутильного маятника, в режиме непрерывного нагрева со скоростью 4°C/min, при частоте $\omega = 9$ Hz. Исследования внутреннего трения (ВТ) проводились с использованием образцов $1.5 \times 1.5 \times 45$ mm, вырезанных из заготовок, подвергнутых квазистатической осадке и взрывному нагружению. Исследования ВТ для образцов, подвергнутых динамическому сжатию, не проводились вследствие малости размеров образцов (см. выше), что не позволило изготовить образцы стандартного размера. Метод ВТ, изучающий перестройку кристаллической структуры материала при нагреве или при приложении периодических механических напряжений, является одним из классических методов изучения процессов старения сплавов [14–16]. В основе метода ВТ лежит предположение о возможности стимулирования процессов перемещения атомов примесей в кристаллической решетке за счет приложения внешнего периодически изменяющегося механического напряжения [14–16]. Как известно, частотная и/или температурная зависимости релаксационного ВТ имеют вид кривой с максимумом, положение которого соответствует правилу резонанса $\omega\tau = 1$, где $\tau$ — характерное время релаксации, зависящее от температуры в соответствии с уравнением Аррениуса. Температура и/или частота колебаний, при которых наблюдается пик ВТ, зависят от типа атома примеси и механизма их перескока в кристаллической решетке [14–16]. Высота пика ВТ пропорциональна концентрации атомов примеси. На зависимостях $Q^{-1}(T)$ в стали, при температурах, близких к комнатным, наблюдается релаксационный пик Снука, который связывают с диффузионным перемещением атомов примесей внедрения (обычно углерода или азота) в решетке феррита [14,16]. При повышенных температурах наблюдается пик Сунка–Кёстера, высота которого пропорциональна концентрации атомов примесей внедрения на ядрах решеточных дислокаций. Таким образом, определяя по зависимости $Q^{-1}(T)$ высоту пика Снука при $T \sim 60$°C и высоту пика Снука–Кёстера при $T \sim 240$°C, можно судить о характере изменения концентрации атомов примесей углерода в решетке феррита и на ядрах решеточных дислокаций соответственно [14,16].

Моделирование взрывного нагружения стальной заготовки осуществлялось методом конечных элемен-

**Таблица 1.** Режимы взрывного нагружения цилиндрической заготовки из стали У8

| № режима | Наполнитель подложки | Размер частиц, $\mu$m | Содержание наполнителя, % | $\delta$, mm | $\rho$ подложки, g/cm$^3$ | $h$, mm |
|---|---|---|---|---|---|---|
| 1 | – | – | – | – | – | 6 |
| 2 | Мел МТД-2 | – | 60 | 2 | 1.9 | 6 |
| 3 | $SiO_2$ | 30–80 | 75 | 2 | 1.78 | 6 |
| 4 | 80% Абрис-С+20% микросфер | – | 60 | 2 | 1.46 | 6 |
| 5 | Мел МТД-2 | 30–80 | 80 | 4 | 1.32 | 6 |

Примечание. $\delta$ — толщина подложки, $h$ — толщина слоя ВВ.

тов, с использованием пакета ANSYS Workbench. Для решения задачи использовалась модель пластичности Джонсона–Кука [17], которая учитывает зависимость напряжения течения от скорости деформирования и температуры материала:

$$\sigma = (A + B\overline{\varepsilon}^{p^n})(1 + C\ln\dot{\varepsilon}^*)\big(1 - (T^*)^m\big),$$

$$T^* = (T - T_0)/(T_m - T_0). \qquad (1)$$

Здесь $\overline{\varepsilon}^p$ — эффективная пластическая деформация; $\dot{\varepsilon}^* = \dot{\overline{\varepsilon}}^p/\dot{\varepsilon}_0$ — эффективная скорость пластической деформации; $\dot{\varepsilon}_0 = 1\,\mathrm{s}^{-1}$; $T_0, T$ и $T_m$ — температура окружающей среды, эффективная температура внутри материала в данный момент времени и температура плавления материала, соответственно. Уравнение (1) содержит пять констант, которые определяются эмпирическим путем: $A$ — статический предел текучести, $B$ — модуль деформационного упрочнения, $n$ — коэффициент деформационного упрочнения, $C$ — коэффициент, учитывающий влияние скорости деформации, $m$ — численный коэффициент, учитывающий влияние температуры на прочность стали. Для определения констант стали У8 в модели (1) проведена серия динамических испытаний образцов стали У8 по схеме теста Тейлора [18]. Результаты испытаний представлены в Приложении. На основании анализа результатов испытаний с использованием пакета ANSYS Workbench были определены численные значения констант для стали У8 в модели Джонсона–Кука: $A = 378\,\mathrm{MPa}$, $B = 664\,\mathrm{MPa}$, $n = 0.2$, $C = 0.07$, $m = 1.6$.

## 2. Экспериментальные результаты и их обсуждение

### 2.1. Квазистатическая осадка

В исходном состоянии сталь У8 имеет микроструктуру грубопластинчатого перлита с разной дисперсностью пластин цементита (рис. 2, *a*). Исследования образцов после квазистатической осадки показали, что заметных изменений микроструктуры стали У8 не происходит; фрагментации пластин цементита не выявлено (рис. 2, *b, c*). Твердость стали У8 в исходном состоянии составляет $Hv = 2740 \pm 60\,\mathrm{MPa}$. Квазистатическая осадка стали У8 до степени деформации 34.7% приводит к незначительному повышению $Hv$ до $2970 \pm 100\,\mathrm{MPa}$. Таким образом, квазистатическая деформация не оказывает существенного влияния на твердость стали У8 — среднее приращение твердости стали У8 после деформации до 34.7% составляет $\sim 240\,\mathrm{MPa}$.

На рис. 3, *a* представлена зависимость микротвердости от температуры 1-часового отжига стали, подвергнутой квазистатической осадке. Из рис. 3, *a* видно, что с увеличением температуры отжига до 500°C твердость стали в исходном состоянии монотонно снижается от $\sim 2730$ до $\sim 2530\,\mathrm{MPa}$; эффект ДС отсутствует. Зависимость $Hv(T)$ для деформированной стали У8 носит двухстадийный характер с максимумом. Масштаб повышения твердости при отжиге ($\Delta Hv$) зависит от степени предварительной деформации. Максимальное приращение твердости после деформации 5.4, 6.9, 15.1, 34.7% и 1-часового отжига составило $\Delta Hv \sim 155$, 165, 260 и 300 MPa соответственно (рис. 3, *a*). Полученные результаты хорошо соответствуют теории ДС [1] — чем выше степень деформации, тем выше плотность дефектов в структуре стали и, следовательно, тем больше масштаб ДС вследствие образования атмосфер Коттрелла вокруг решеточных дислокаций.

На рис. 3, *b* представлены результаты исследований температурных зависимостей внутреннего трения ($Q^{-1}$) и модуля сдвига ($G$) для стали У8 в различных структурных состояниях. Зависимости $Q^{-1}(T)$ и $G(T)$ для стали У8 в исходном состоянии имеют обычной монотонный характер (рис. 3, *b*): при повышении температуры наблюдается монотонное повышение $Q^{-1}$ и монотонное уменьшение $G$.

Деформация до $\varepsilon = 13\%$ приводит к увеличению ВТ при комнатной температуре от $0.52 \cdot 10^{-3}$ до $1.2 \cdot 10^{-3}$ (рис. 3, *b*). На температурной зависимости ВТ для деформированной стали отчетливо виден пик Снука (высота пика $\Delta Q^{-1} \sim 1.3 \cdot 10^{-3}$) при $T \sim 50$°C, а также пик Снука–Кёстера, максимум которого ($\Delta Q^{-1} \sim 1.45 \cdot 10^{-3}$) соответствует $T \sim 270$°C (рис. 3, *b*). Отжиг деформированной стали при температуре 250°C (1 h) приводит к уменьшению ВТ при комнатной температуре до $0.63 \cdot 10^{-3}$, исчезновению

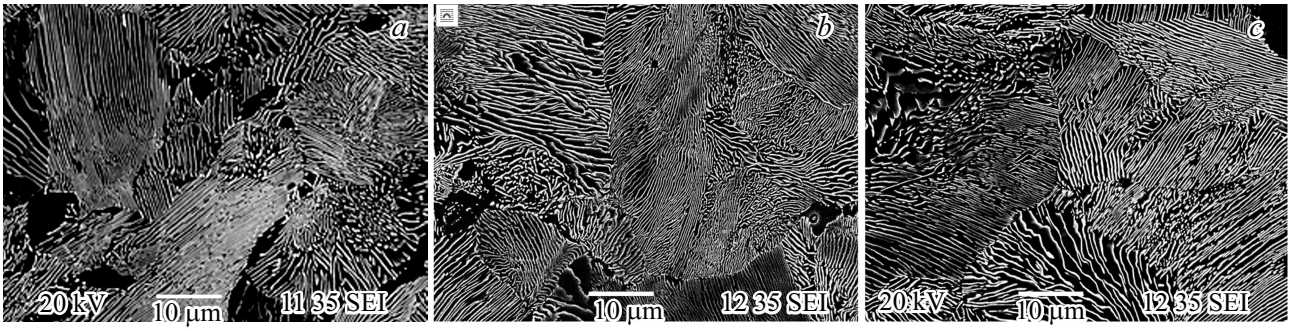


**Рис. 2.** Структура стали У8: *a* — исходное состояние; *b* — осадка на 15.1%; *c* — осадка на 34.7%. РЭМ.

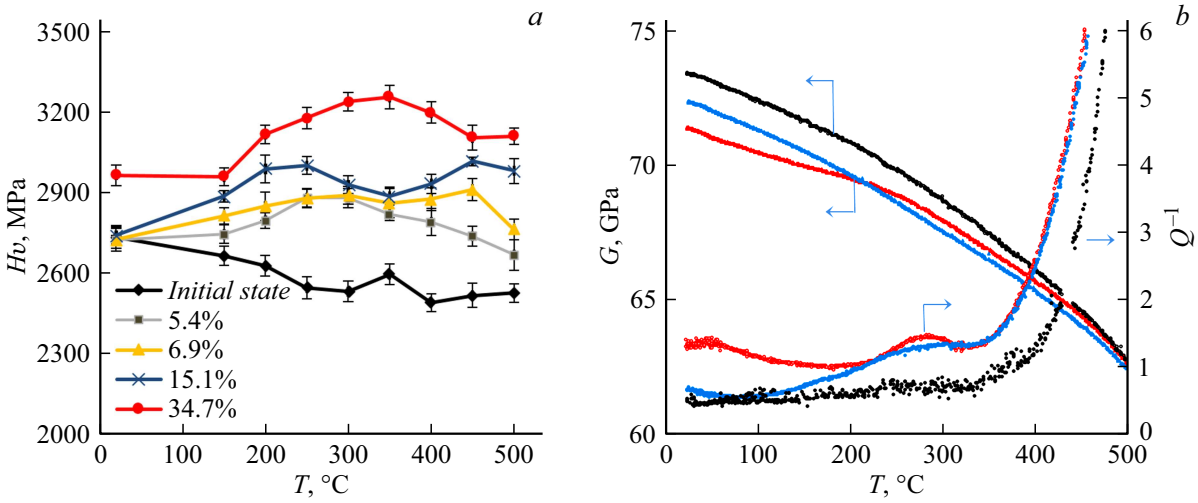


**Рис. 3.** Результаты исследования образцов стали У8 после квазистатической осадки: *a* — зависимость твердости от температуры 1-часового отжига; *b* — температурная зависимость ВТ и модуля упругости стали в исходном состоянии (черные маркеры), подвергнутой квазистатической осадке ($\varepsilon = 13\%$) (красные маркеры) и отжигу при 250°C (синие маркеры).

пика Снука и уменьшению высоты пика Снука–Кёстера до $\Delta Q^{-1} \sim 1.3 \cdot 10^{-3}$ (рис. 3, *b*). Полученный результат свидетельствует о том, что в процессе осадки происходит увеличение плотности дислокаций, сопровождающееся увеличением ВТ при комнатной температуре, а также повышение концентрации атомов углерода в решетке феррита и на ядрах решеточных дислокаций. Отжиг 250°C (1 h) приводит к диффузии атомов углерода из решетки к ядрам дислокаций и, вероятно, к образованию частиц цементита $Fe_3C$ в объеме зерен феррита [19].

## 2.2. Динамическое сжатие

На рис. 4 представлена структура стали У8 после обработки с разной скоростью удара. Существенных различий в микроструктуре стали после нагружения с различной скоростью удара обнаружено не было. Фрагментация пластин цементита незначительна. Увеличение скорости нагружения до 261 m/s приводит к незначительному повышению $Hv$ образцов до 4130 MPa (табл. 2). Средняя твердость образца, продеформированного со скоростью 654 m/s, составляет 4150 MPa.

На рис. 5 представлена зависимость $Hv(T)$ для стали У8 после динамического сжатия. Анализ результатов показывает, что отжиг при 300°C приводит к повышению твердости стали, предварительно подвергнутой нагружению со скоростью 291 m/s, на $\Delta Hv \approx 300$ MPa. Таким образом, масштаб ДС в стали, подвергнутой динамической осадке на степень деформации $\sim 5\%$, оказывается в $\sim 2$ раза больше, чем в случае квазистатической осадки на ту же степень деформации. Увеличение скорости до 654 m/s и отжиг 200–300°C (1 h) приводит к повышению твердости центральной части образца до $\sim 4300$ MPa.

Из сравнения рис. 5 и 3, *a* следует отметить, что максимальная твердость для стали У8 после динамического сжатия (удара) наблюдалась при более низкой температуре отжига, чем в случае образцов, подвергнутых квазистатической осадке. Максимальное приращение твердости при ДС наблюдается для материала центральной части продеформированного образца (табл. 2).

Два последовательных нагружения одного образца со скоростью 300 m/s не приводят к повышению твердости по сравнению с однократным нагружением со скоро-

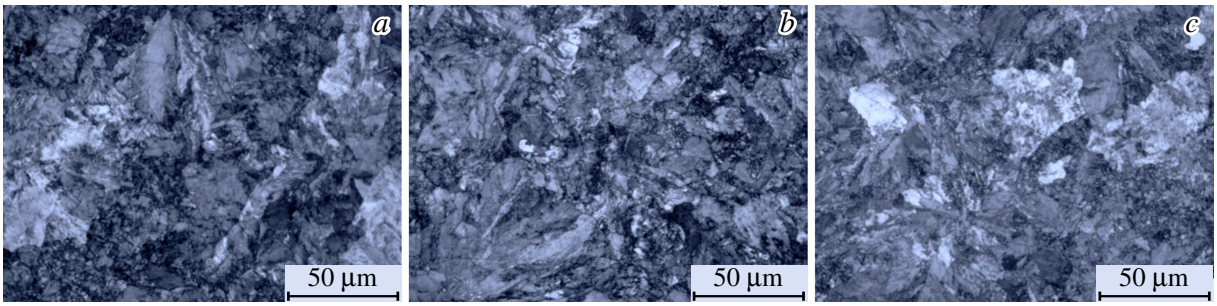


**Рис. 4.** Микроструктура стали У8 после деформации с разной скоростью: *a* — без деформации, *b* — 209 m/s, *c* — 261 m/s. Металлография.

**Таблица 2.** Твердость образцов стали У8 после динамического сжатия

| Скорость удара, m/s | 0 (исходное состояние) | 209 | 235 | 261 | 291 | 654 | 300 + 300 |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| $Hv$, MPa | 3800 ± 200 | 3800 ± 200 | 4200 ± 100 | 4100 ± 200 | 3900 ± 200 | 4150 ± 50 | 3900 ± 200 |

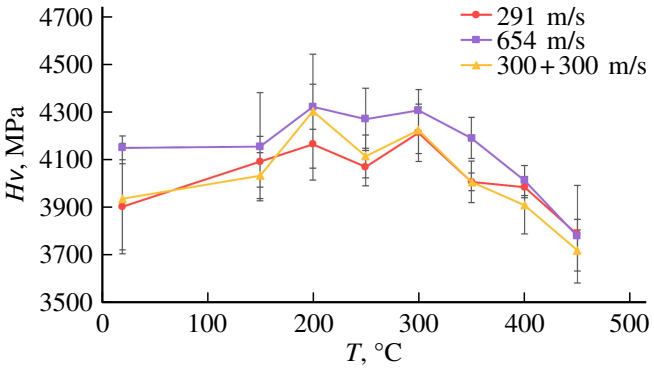


**Рис. 5.** Зависимость твердости от температуры 1-часового отжига стали У8, подвергнутой динамической осадке с различной скоростью.

стью 291 m/s. Из табл. 2 видно, что твердости образцов совпадают в пределах погрешности измерений. Среднее приращение твердости в результате ДС составляет ∼ 350 MPa, что незначительно превышает масштаб ДС при отжиге стали, подвергнутой однократному нагружению со скоростью 291 m/s (∼ 300 MPa).

## 2.3. Обработка взрывом

Сталь У8 после обработки взрывом имеет грубопластинчатую перлитную микроструктуру (рис. 6, *a*), в которой присутствуют единичные области сфероидизированного перлита. Среднее значение твердости стали У8 в исходном состоянии составило ∼ 2100 MPa. Твердость областей со структурой пластинчатого перлита составляет ∼ 2500 MPa, сфероидизированный перлит имеет меньшую твердость (∼ 1900–2000 MPa).

В образцах, подвергнутых взрывному упрочнению по режиму № 1 (нагружение без подложки, (табл. 1)), встречаются хаотически направленные острые трещины (рис. 6, *b*); твердость стали практически не изменяется в пределах погрешности измерения. В случае обработки взрывом по схеме с подложкой (режимы № 2–5, табл. № 1), трещины отсутствуют (рис. 6, *c*). Взрывная обработка не привела к изменению соотношения объемных долей пластинчатого и сфероидизированного перлита в структуре стали (в пределах погрешности измерения ±10 vol.%).

Обработка взрывом сопровождается незначительным повышением твердости в областях пластинчатого и сфероидизированного перлита до ∼ 2700 и ∼ 2100 MPa соответственно. Максимальная твердость стали У8 (∼ 2150 MPa для режима № 4) наблюдалась на поверхности стальной заготовки в области, непосредственно прилегающей к месту крепления ВВ — в зоне наибольшего воздействия ударной волны.

На рис. 7, *a* представлены зависимости $Hv(T)$ для стали У8, подвергнутой взрывному нагружению по различным режимам. Образцы для исследований вырезаны из центральной части стальной заготовки. Видно, что заметного повышения $Hv$ при отжиге не происходит и масштаб ДС составляет от ∼ 20 (для режимов № 1, 5) до ∼ 80 MPa (режимы № 3, 4). Как видно из рис. 7, *a*, разброс свойств „от образца к образцу“ оказывается больше, чем возможный масштаб увеличения Hv при отжиге. Таким образом, масштаб эффекта ДС в случае взрывного упрочнения мал и не превышает естественного разброса механических свойств.

Взрывная обработка приводит к увеличению $Q^{-1}$ стали У8 при комнатной температуре от $0.52 \cdot 10^{-3}$ до $0.82 \cdot 10^{-3}$. Как видно из рис. 7, *b*, на температурной зависимости ВТ наблюдается пик Снука–Кёстера при ∼ 275°C, высота которого достаточно мала ($\Delta Q^{-1} \sim 0.80 \cdot 10^{-3}$). Пик Снука на зависимости $Q^{-1}(T)$ для обработанной взрывом стали У8 отсутствует. Полученный результат свидетельствует о том, что в процес-

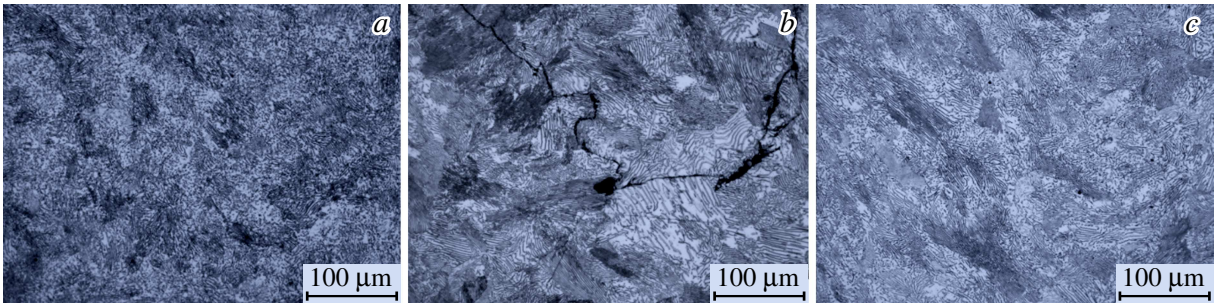


**Рис. 6.** Микроструктура образцов, вырезанных из зоны детонации: *a* — исходное состояние, *b* — режим № 1, *c* — режим № 5 (табл. 1). Металлография.

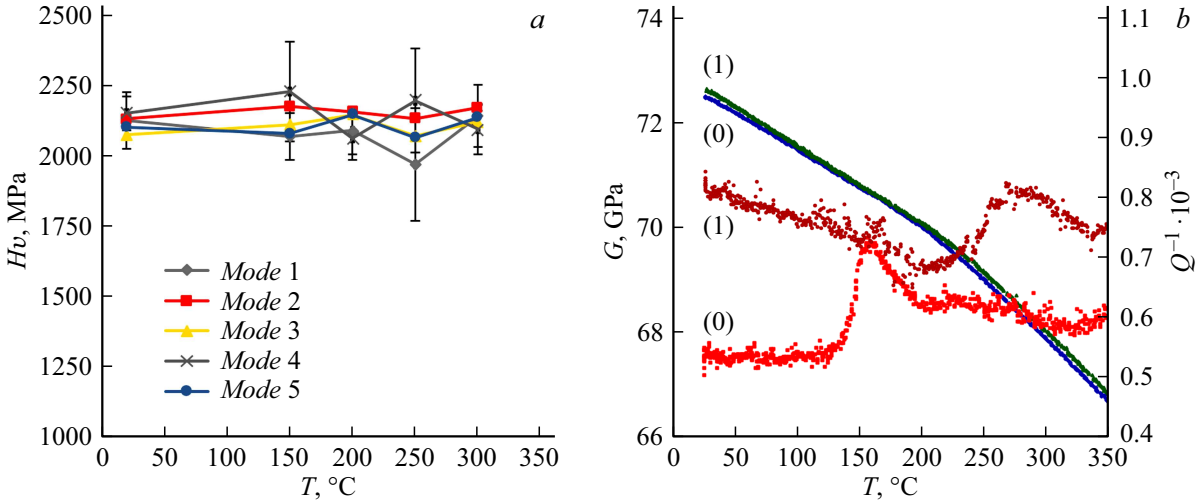


**Рис. 7.** Результаты исследований стали У8, подвергнутой взрывному нагружению: *a* — зависимость твердости от температуры 1-часового отжига, *b* — температурная зависимость ВТ и модуля упругости стали в исходном состоянии (0) и после взрывного нагружения (1)

се взрывной обработки хоть и происходит повышение концентрации атомов углерода на ядрах решеточных дислокаций, но их концентрация мала. Данный вывод хорошо согласуется с результатами исследований изменений твердости — как видно из рис. 7, *a* в процессе отжига стали У8, подвергнутой обработке взрывом, не наблюдается увеличения твердости, характерного для эффекта ДС [1].

## 3. Обсуждение результатов

Анализ результатов показывает, что квазистатическая осадка не приводит к существенному изменению микроструктуры стали У8. Пластины цементита не претерпевают дополнительную фрагментацию по сравнению с исходным состоянием. При этом, очевидно, что при осадке происходят изменения структуры стали на атомарном уровне. Осадка приводит к увеличению плотности дислокаций и концентрации атомов углерода в кристаллической решетке феррита ($\alpha$-Fe), которые при нагреве выступают в качестве точечных барьеров для скольжения дислокаций. Об этом косвенно свидетельствует повышение твердости деформированной стали при отжиге (рис. 3, *a*), которое обусловлено образованием атмосфер Коттрелла вокруг ядер решеточных дислокаций [4]. В соответствии с [19] можно предположить, что повышенная концентрация атомов углерода была сформирована за счет частичного разрушения пластин цементита в поле дальнодействующих напряжений решеточных дислокаций. Отметим, что приращение твердости при ДС ($\Delta Hv$) увеличивалось с повышением степени деформации стали У8. Следовательно, эффект ДС чувствителен к степени предварительной деформации, что хорошо соответствует известным результатам, представленным в работе [20].

Динамическое нагружение оказывает существенное влияние на твердость стали У8 – увеличение скорости удара привело к повышению плотности дислокаций и, как следствие, к увеличению $Hv$ стали. Интересно отметить, что масштаб повышения твердости при отжиге стали, предварительно подвергнутой динамическому нагружению, оказывается заметно больше, чем масштаб ДС после квазистатической осадки (рис. 3). В частности,

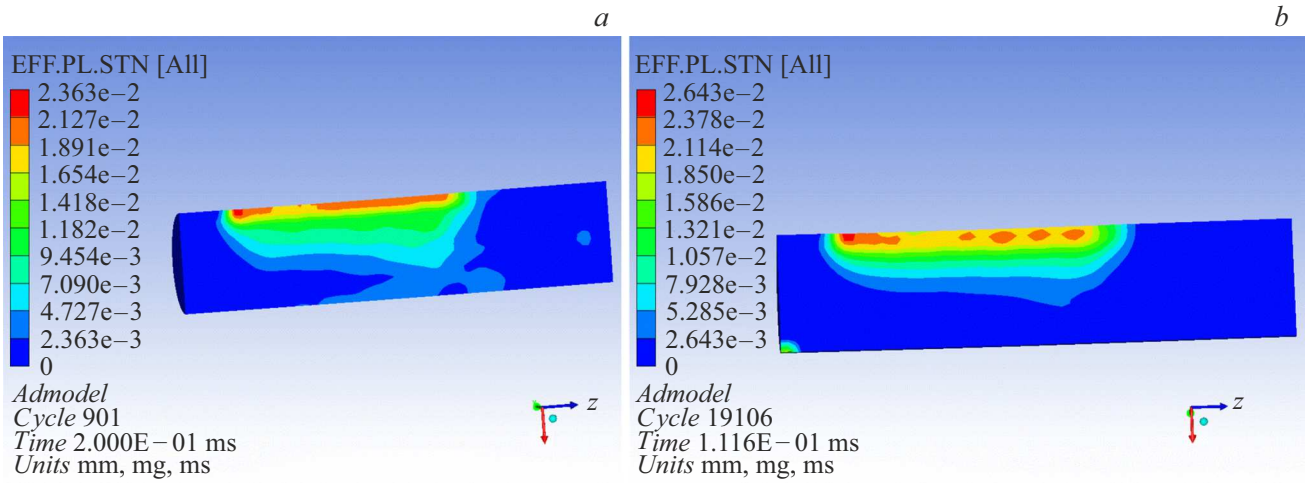


**Рис. 8.** Распределение пластических деформаций в цилиндрической заготовке из стали У8: *a* — случай нагружения без подложки (режим № 1); *b* — случай нагружения с подложкой (режим № 2).

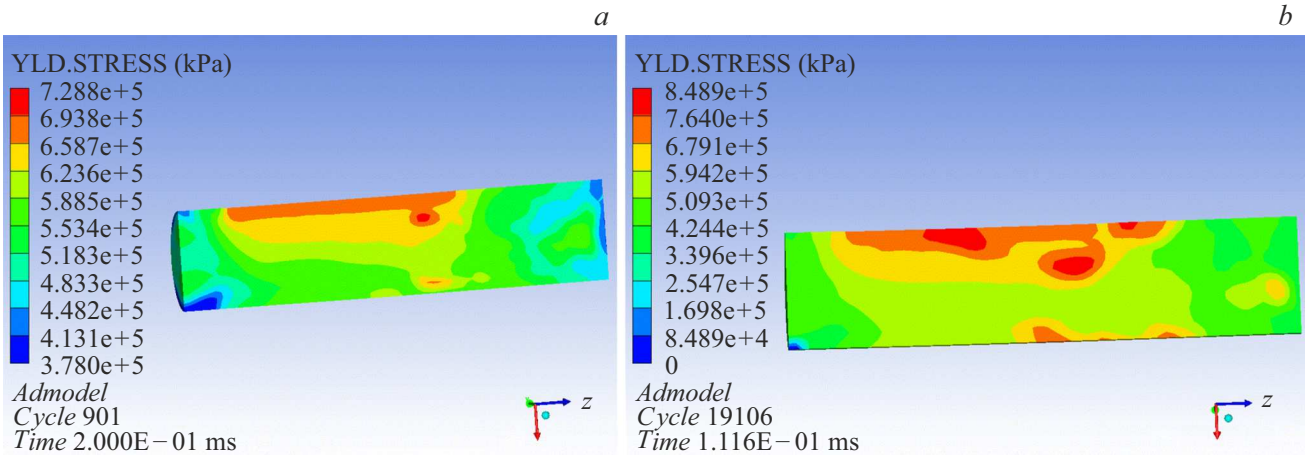


**Рис. 9.** Распределение расчетных значений предела текучести в цилиндрической заготовке из стали У8: *a* — режим № 1; *b* — режим № 2 (табл. 1).

как уже было указано выше, величина $\Delta Hv$ стали после динамической осадки на $\sim 5\%$ в 3–3.5 раза больше, чем после квазистатической осадки на ту же степень деформации. По нашему мнению, основной причиной наблюдаемого эффекта является повышенная плотность дислокаций в стали после высокоскоростного нагружения [21]. Второй причиной, вероятно, может быть иной характер пространственного распределения дислокаций по сравнению с квазистатическим нагружением [22], что влияет на величину поля внутренних напряжений в материале и, как следствие, на концентрацию атомов углерода в кристаллической решетке феррита.

Твердость стали У8 после обработки взрывом по сравнению с исходным состоянием практически не изменила своего значения. Это свидетельствует о том, что взрывная обработка не привела к повышению плотности решеточных дислокаций и концентрации атомов углерода в кристаллической решетке феррита. Данный вывод подтверждается результатами исследований эффекта ДС — как видно из рис. 8, обработка взрывом не привела к повышению твердости стали при отжиге. Одной из наиболее вероятных причин этого является, по нашему мнению, быстрое затухание ударной волны в объеме стальной заготовки, что не позволяет достичь большой степени пластической деформации и, как следствие, обеспечить срабатывание дислокационных источников в зернах феррита.

Поскольку корректное измерение степени деформации при одностороннем взрывном нагружении цилиндрической стальной заготовки представляет сложную методическую задачу, то данное предположение было проверено с помощью компьютерного моделирования методом конечных элементов в программной среде ANSYS Workbench. Анализ полученных результатов показал, что пластическая деформация стального цилиндра происходит достаточно неоднородно. Из рис. 8

видно, что степень локальной пластической деформации стальной заготовки даже в области детонации мала ($\sim 2-2.5\%$) и уменьшается при удалении от области расположения ВВ.

Расчет значений условного предела текучести $\sigma_{0.2}$ в соответствии с моделью Джонсона–Кука (см. уравнение (1)) свидетельствует о том, что при взрывном нагружении должно наблюдаться весьма существенное упрочнение стальной заготовки (рис. 9). Анализ результатов компьютерного моделирования показывает, что для некоторых режимов упрочнения величина $\sigma_{0.2}$ должна увеличиваться более чем в 2 раза (от $\sim 380$ до $700-900$ MPa). В силу известной корреляции между твердостью, пределом текучести и пределом прочности стали [23], следовало бы ожидать заметного повышения твердости стальной заготовки после взрывного нагружения. Как было показано выше, вне зависимости от режима взрывного нагружения твердость заготовки изменяется очень слабо. По нашему мнению, одной из вероятных причин отсутствия существенного повышения твердости является более интенсивный разогрев металла в процессе взрывного нагружения по сравнению с испытаниями по тесту Тейлора. Как известно, амплитуда ударной волны в случае взрывного нагружения существенно превосходит аналогичную характеристику в случае обычных динамических испытаний, в том числе — методом Тейлора [24]. Поскольку температура разогрева материала пропорциональна амплитуде ударной волны [25,26], то в случае взрывного нагружения можно ожидать более существенного разогрева металла и в соответствии с уравнением (1) более заметного снижения величины предела текучести металла.

## Выводы

Микроструктура стали У8 при квазистатической и динамической деформации не претерпевает значительных изменений; фрагментации пластин цементита в перлите не наблюдается (при степенях деформации менее 15%).

Наибольший масштаб эффекта ДС в стали У8 наблюдается после квазистатического нагружения — приращение твердости ($\Delta Hv$) после осадки до степени деформации 34.7% и 1-часового отжига при 350°C достигает $\Delta Hv = 300$ MPa. Величина $\Delta Hv$ стали после динамической осадки на $\sim 5\%$ в $3-3.5$ раза больше, чем после квазистатической осадки на туже степень деформации. Температура, при которой наблюдается максимальное увеличение твердости стали после динамической осадки, составляет $200-300$°C. В случае взрывной обработки существенного повышения твердости не наблюдается; масштаб эффекта ДС после взрывной обработки также мал ($\Delta Hv < 80$ MPa). По нашему мнению, это связано с быстрым затуханием взрывной волны в стальной заготовке и с ее разогревом.

### Финансирование работы

Работа выполнена при поддержке Минобрнауки России (проект № FSWR-2023-0037). Исследования микроструктуры и свойств сталей после взрывного нагружения проводились в рамках договора ННГУ с АО ГосНИИмаш (договор № ФТ-1910-05).

### Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

### Приложение

### Исследование деформационного поведения стали У8 при динамическом нагружении по методу теста Тейлора

Для проведения испытаний по схеме теста Тейлора использованы образцы нормализованной стали У8 диаметром 5 mm и высотой $h = 25$ mm. Образцы разгоняли до скорости $v = 229$ м/с с помощью газовой пушки ПГ-20 калибром 20 mm и сталкивали со стальной преградой. Образец сталкивался с преградой под углом $\sim 86-87°$. Испытания проводились при комнатной температуре. Внешний вид образцов после испытания представлен на рис. П1, *a*. Исследовали микроструктуру стали в зоне соударения образца со стальной преградой (зона № 1 на рис. П1, *a*) и в слабо деформированной области (зона № 2 на рис. П1, *a*).

Результаты исследований микроструктуры образцов представлены на рис. П2. Микроструктура стали У8 в зоне 2 не претерпевает каких-либо значительных изменений после удара. Микроструктура деформированной зоны характеризуется наличием линий локализации деформации, в которых наблюдается интенсивная фрагментация пластин цементита и их ориентация вдоль оси деформации. Зерна сфероидизированного перлита в зоне 1 ориентируются вдоль линий локализации деформации, толщина которых составляет $\sim 5-10\,\mu$m.

При подборе констант использовали программный пакет Ansys Autodyn, где моделировали соударение образца размеров $5\times25$ mm и стальной преграды $90\times60$ mm (рис. П3, *a*). При моделировании для материала преграды использовали характеристики материала Structural Steel из базы материалов ANSYS. На рис. П3, *b* изображена сетка конечных элементов, используемая при решении задачи.

Для определения параметров модели Джонсона–Кука (см. уравнение (1)) для стали У8 проводили сопоставление геометрических параметров модельного объекта и стального образца после столкновения с плоской преградой (рис. П1). Первоначальный выбор констант стали У8 осуществлялся, ориентируясь на константы материала Steel 4340 из базы материалов ANSYS. Было опробовано более 300 комбинаций констант. Путем сопоставления результатов моделирования с экспериментальными данными (рис. П1) определили оптимальный

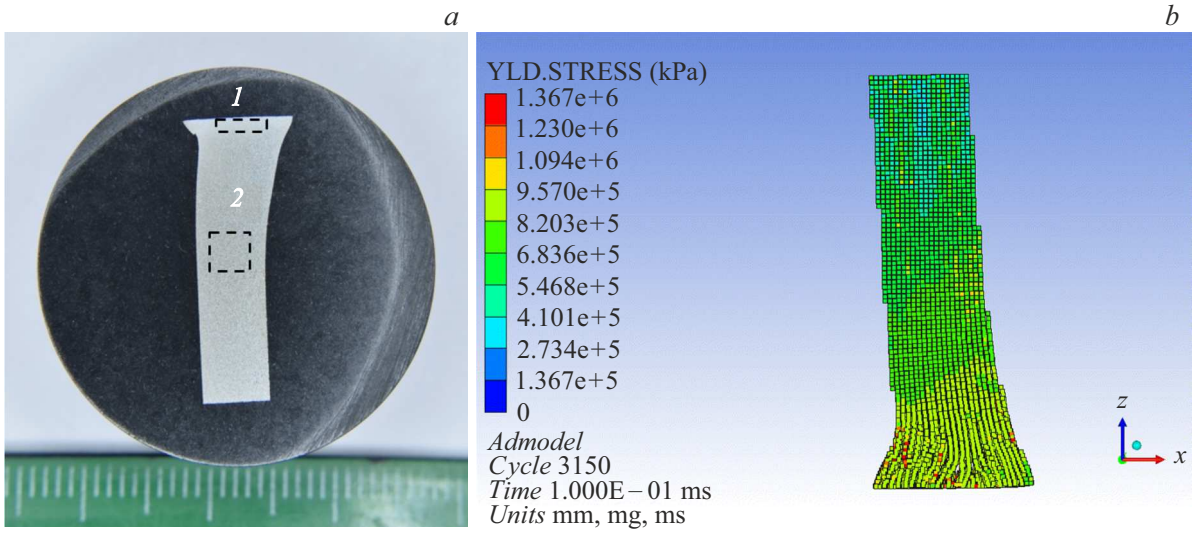


**Рис. П1.** Общий вид образца стали У8 после испытания по методу теста Тейлора (*a*) и результаты компьютерного моделирования (*b*). Зоны *1* и *2* на рис. П1, *a* обозначены штриховыми линиями.

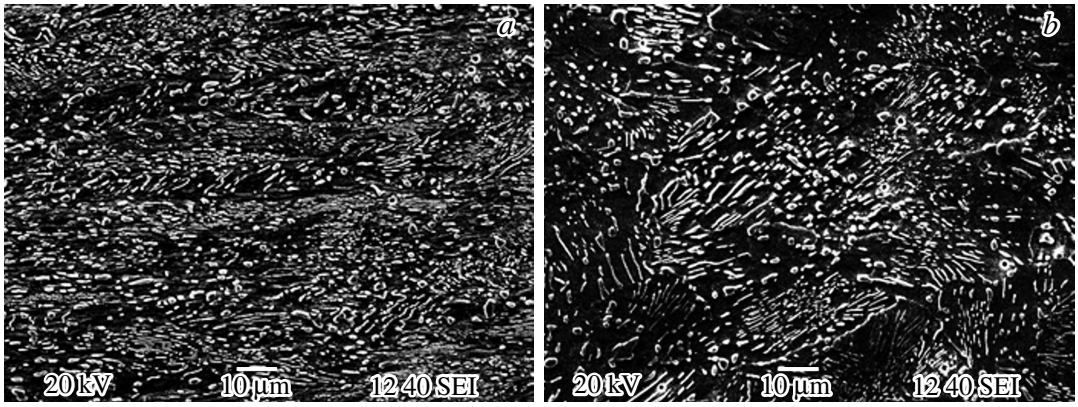


**Рис. П2.** Микроструктура образца стали У8: *a* — зона № *1*; *b* — зона № *2*. РЭМ.

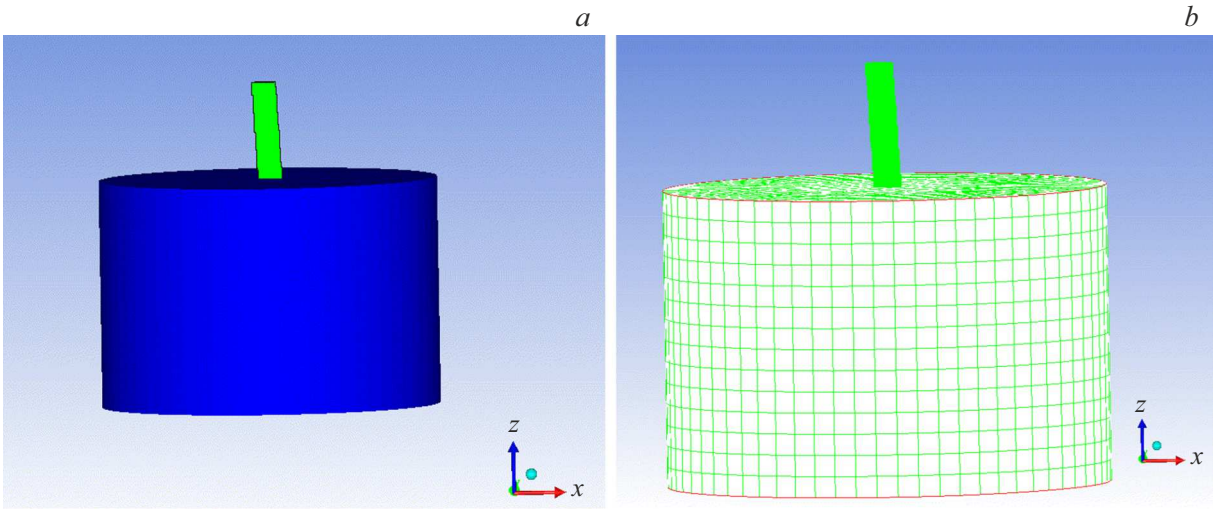


**Рис. П3.** Геометрия системы при моделировании взрывного упрочнения (*a*). Сетка конечных элементов (преграда) и система SPH частиц (образец) (*b*).

набор констант стали У8 в уравнении (1): $A = 378$ MPa, $B = 664$ MPa, $n = 0.2$, $C = 0.07$, $m = 1.6$.

## Список литературы


[1] В.К. Бабич, Ю.П. Гуль, И.Е. Долженков. *Деформационное старение стали* (Металлургия, М., 320 с., 1972)

[2] C.C. Li, W.C. Leslie. Metall. Mater. Trans. A, **9**, 1765 (1978). DOI: 10.1007/BF02663406

[3] A. Karimi Taheri, T.M. Maccagno, J.J. Jonas. Mater. Sci. Technol., **11** (11), 1139 (1995). DOI: 10.1179/mst.1995.11.11.1139

[4] A.H. Cottrell, B.A. Bilby. Proc. Phys. Soc. Lond., **62** (1), 49 (1949). DOI: 10.1088/0370-1298/62/1/308

[5] А.П. Гуляев. *Металловедение* (Металлургия, М., 647 с., 1977)

[6] T. Teshima, M. Kosaka, K. Ushioda, N. Koga, N. Nakada. Mater. Sci. Eng. A, **679**, 223 (2017). DOI: 10.1016/j.msea.2016.10.018

[7] H. Zheng, L. Fu, X. Ji, Y. Ding, W. Wang, M. Wen, A. Shan. Mater. Sci. Eng. A, **824**, 141860 (2021). DOI: 10.1016/j.msea.2021.141860

[8] Ю.Ф. Иванов, А.А. Юрьев, В.Е. Громов, С.В. Коновалов, О.А. Перегудов. Изв. вуз Черн. металл., **61** (2), 140 (2018). DOI: 10.17073/0368-0797-2018-2-140-148

[9] D.A. Porter, K.E. Easterling, G.D.W. Smith. Acta Metall., **26** (9), 1405 (1978). DOI: 10.1016/0001-6160(78)90156-6

[10] В.И. Изотов, В.А. Поздняков, Е.В. Лукьяненко, О.Ю. Усанова, Г.А. Филиппов. ФММ, **103** (5), 549 (2007).

[11] Y. Zhao, Y. Tan, X. Ji, Z. Xiang, Y. He, S. Xiang. Mater. Sci. Eng. A, **731**, 93 (2018). DOI: 10.1016/j.msea.2018.05.114

[12] Вл.Вл. Баландин. ППП, **75** (3), 232 (2013). DOI: 10.32326/1814-9146-2013-75-3-232-237

[13] Вл.В. Баландин, Вл.Вл. Баландин, А.М. Брагов, В.Л. Котов. ЖТФ, **86** (6), 62 (2016). [V.V. Balandin, V.V. Balandin, A.M. Bragov, V.L. Kotov. Tech. Phys., **61** (6), 860 (2016). DOI: 10.1134/S1063784216060037]

[14] М.С. Блантер, Ю.В. Пигузов, Г.М. Ашмарин и др. *Метод внутреннего трения в металловедческих исследованиях* (Металлургия, М., 1991), 248 с.

[15] И.С. Головин. *Неупругость, внутреннее трение и механическая спектроскопия металлических материалов* (МИСИС, М., 2020), 247 с.

[16] А. Новик, Б. Берри. *Релаксационные явления в кристаллах.* Пер с англ. под ред. Э.М. Нагорного, Я.М. Сойфера (Атомиздат, М., 1975), 472 с.

[17] G.R. Johnson, W.H. Cook. Eng. Fract. Mech., **21** (1), 31 (1983).

[18] G.I. Taylor. Proc. R. Soc. Lond., **194** (1038), 289 (1948). DOI: 10.1098/rspa.1948.0081

[19] В.М. Счастливцев, Д.А. Мирзаев, И.Л. Яковлева, К.Ю. Окишев, Т.И. Табатчикова, Ю.В. Хлебникова. *Перлит в углеродистых сталях* (Екатеринбург, УрО РАН, 2006)

[20] К.В. Попов. *Динамическое деформационное старение металлов и хрупкость водородного типа* (Наука, Новосибирск, 1969), 96 с.

[21] W.S. Lee, C.F. Lin. Mater. Sci. Eng. A, **308** (1–2), 124 (2001). DOI: 10.1016/S0921-5093(00)02024-4

[22] P. Lisiecka-Graca, K. Bzowski, J. Majta, K. Muszka. Archiv. Civ. Mech. Eng., **21**, 84 (2021). DOI: 10.1007/s43452-021-00239-x

[23] Н.Н. Давиденков, С.Е. Беляев, М.П. Марковец. Зав. лаб., **21** (10), 964 (1945).

[24] Г.И. Канель, С.В. Разоренов, А.В. Уткин, В.Е. Фортов. *Экспериментальные профили ударных волн в конденсированных средах* (Физматлит, М., 2008), 245 с.

[25] Г.Н. Эпштейн. *Строение металлов, деформированных взрывом* (Металлургия, М., 1988), 280 с.

[26] U. Andrade, M.A. Meyers, K.S. Vecchio, A.H. Chokshi. Acta Metal. Mater., **42** (9), 3183 (1994). DOI: 10.1016/0956-7151(94)90417-0