

УДК 539.37, 539.42

DOI: 10.32326/1814-9146-2022-84-3-386-396

## ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ СКОРОСТИ ДЕФОРМАЦИИ НА СКЛОННОСТЬ УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ У8 К ДЕФОРМАЦИОННОМУ СТАРЕНИЮ\*

© 2022 г. **Нагичева Г.С.<sup>1</sup>, Нохрин А.В.<sup>1</sup>, Мелехин Н.В.<sup>1</sup>,  
Берендеев Н.Н.<sup>1</sup>, Брагов А.М.<sup>1</sup>, Баландин В.В.<sup>1</sup>,  
Гундорин В.В.<sup>2</sup>, Курепин С.А.<sup>2</sup>, Смирнов А.С.<sup>2</sup>**

<sup>1</sup>*Национальный исследовательский Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород, Российская Федерация*

<sup>2</sup>*Государственный научно-исследовательский институт машиностроения им. В.В. Бахирева, Нижегородская обл., Дзержинск, Российская Федерация*

nagicheva@nifti.unn.ru

*Поступила в редакцию 10.02.2022*

Исследовано влияние скорости и степени деформации на масштаб эффекта деформационного старения углеродистой стали У8 со структурой пластинчатого перлита, представляющего собой эвтектоидную смесь пластичных пластин феррита и хрупких пластин вторичного цементита  $Fe_3C$ . Проведены исследования микроструктуры и свойств стали У8 после квазистатической осадки, динамического сжатия (обработка ударом) и взрывной обработки. Показано, что низкотемпературный отжиг (150–500 °С) недеформированной стали У8 приводит к монотонному снижению твердости. Установлено, что квазистатическая осадка и динамическое сжатие углеродистой стали приводят к реализации эффекта деформационного старения, проявляющегося в повышении твердости при отжиге деформированной стали У8. Увеличение степени и скорости деформации сопровождается повышением твердости отожженной стали. Показано, что обработка взрывом не приводит к заметному повышению механических свойств углеродистой стали, а также к изменению морфологии пластин цементита. Эффект деформационного старения стали У8 после взрывного нагружения отсутствует. Высказано предположение, что эффект деформационного старения стали У8 после квазистатической осадки и динамического нагружения (сжатия) обусловлен повышением плотности решеточных дислокаций, дальнедействующие поля внутренних напряжений от которых приводят к диссоциации пластин цементита  $Fe_3C$  и повышению концентрации атомов углерода в кристаллической решетке феррита. Отсутствие эффекта деформационного старения углеродистой стали после взрывного нагружения обусловлено малостью степени взрывной деформации и малыми временами процесса нагружения, что не позволяет обеспечить существенное повышение плотности решеточных дислокаций в феррите.

*Ключевые слова:* углеродистая сталь, перлит, деформационное старение, динамическое нагружение.

\* Выполнено при поддержке Минобрнауки России (проект №0729-2020-0060).

## Введение

В настоящее время углеродистые эвтектоидные 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 [1]. Процессы пластической деформации и разрушения композита  $Fe-Fe_3C$  определяют многие эксплуатационные характеристики изделий, изготавливаемых из этих сталей [2].

Сталь У8 со структурой пластинчатого перлита является удобным объектом для изучения процессов пластической деформации и разрушения пластин цементита. Отметим, что существуют несколько гипотез о характере движения дислокаций в пластинчатой структуре  $Fe-Fe_3C$ . Некоторые исследователи полагают, что дислокации в перлите передвигаются только в пределах зерен феррита [3–6] и не пересекают межфазных границ. Существует также мнение, что дислокации могут «пересекать» межфазную границу по ограниченному числу кристаллографических плоскостей под действием приложенного внешнего напряжения [7–10]. Ряд авторов разделяет механизмы деформации тонко- и грубопластинчатого перлита, а деформацию зерен перлита рассматривают как поведение однофазного материала с заданными механическими свойствами [11, 12].

Еще более неоднозначная ситуация имеет место при попытке анализа механизмов высокоскоростной деформации сталей со структурой пластинчатого перлита [13]. В статьях [14, 15] показано, что процесс пластической деформации зерен перлита может сопровождаться частичным разрушением пластин цементита за счет деформационно-стимулированного «отрыва» атомов углерода от частиц  $Fe_3C$ . Это приводит к увеличению концентрации углерода в пластинах феррита [1] и может способствовать реализации эффекта деформационного старения (ДС) [16]. Эффект ДС часто отрицательно влияет на ударную вязкость сталей, но при выборе оптимальных режимов термомеханической обработки эффект ДС может обеспечить оптимальное сочетание прочности, твердости и пластичности стали [17].

Целью настоящей статьи является исследование склонности углеродистых сталей к ДС после различных видов деформирования. Особое внимание уделяется изучению ДС после высокоскоростного нагружения углеродистой стали.

## Методика эксперимента

Объект исследования – 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 осуществлялась с помощью гидравлического пресса EU-40. Осадка образцов происходила при комнатной температуре до степени деформации 5,4, 6,9, 15,1 и 34,7%. Средняя скорость деформирования составляла 1 мм/с.

Методика динамического сжатия была реализована с помощью газовой пушки ПГ-20 калибра 20 мм, позволяющей метать образцы со скоростью до 800 м/с (при использовании сжатого гелия). Ударное нагружение осуществлялось стальным плоским ударником диаметром 19,8 мм и высотой 1,5 мм по исследуемому образцу диаметром 14 и длиной 6 мм, находящемуся в обойме сечением  $36 \times 5,5$  мм с от-

вертием под образец. Амплитуда волны сжатия зависела от скорости ударника (209, 261 м/с). Средняя степень деформации составляла 5%. Деформированные образцы исследовались в центральной части (center), на тыльной стороне образца относительно удара (back) и на лицевой стороне, на которую пришелся удар (front).

На рис. 1 изображена схема взрывного нагружения цилиндрической заготовки диаметром 128 мм из стали У8. На рисунке обозначено: 1 – взрывчатое вещество (ВВ), 2 – подложка, 3 – приставной цилиндр, 4 – образец, 5 – откольный цилиндр, 6 – место инициирования ВВ. Заводной участок инициирования располагался на приставном круге. Для уменьшения влияния волн разгрузки к торцевой поверхности приставлялся «откольный» цилиндр. Режимы испытаний представлены в таблице 1.

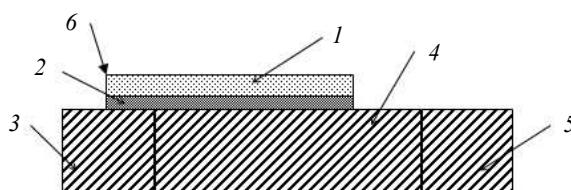


Рис. 1. Схема проведения испытаний

Для проведения исследований из деформированной заготовки на электроэрозионном станке вырезались цилиндрические образцы диаметром 19,8 мм и высотой 11 мм. Аналогичные образцы вырезались из недеформированной заготовки для проведения сравнительных исследований.

Таблица 1

Описание режимов взрывного нагружения

№ режима	Наполнитель подложки	Размер частиц, мкм	Содержание наполнителя, %	$\delta$ , мм	$\rho_{\text{подложки}}$ , г/см <sup>3</sup>	$h$ , мм
1	–	–	–	–	–	6
2	Мел МТД-2	–	60	2	1,9	6
3	SiO <sub>2</sub>	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 взрывчатого вещества.

Для исследований микроструктуры сталей использовался металлографический микроскоп Leica DM IRM и растровый электронный микроскоп Jeol JSM-6490. Для измерения твердости HV использовали твердомер HVS-1000. Для определения масштаба эффекта ДС, пропорционального величине изменения твердости HV [18], проводили одночасовые отжиги образцов в воздушной печи ЭКСП-10.

## Экспериментальные результаты

### Квазистатическая осадка

В исходном состоянии сталь У8 обладала структурой пластинчатого перлита с разной дисперсностью пластин цементита (рис. 2а). Исследования образцов после квазистатической осадки показали, что заметных изменений микроструктуры стали У8 не происходит (рис. 2б, в).

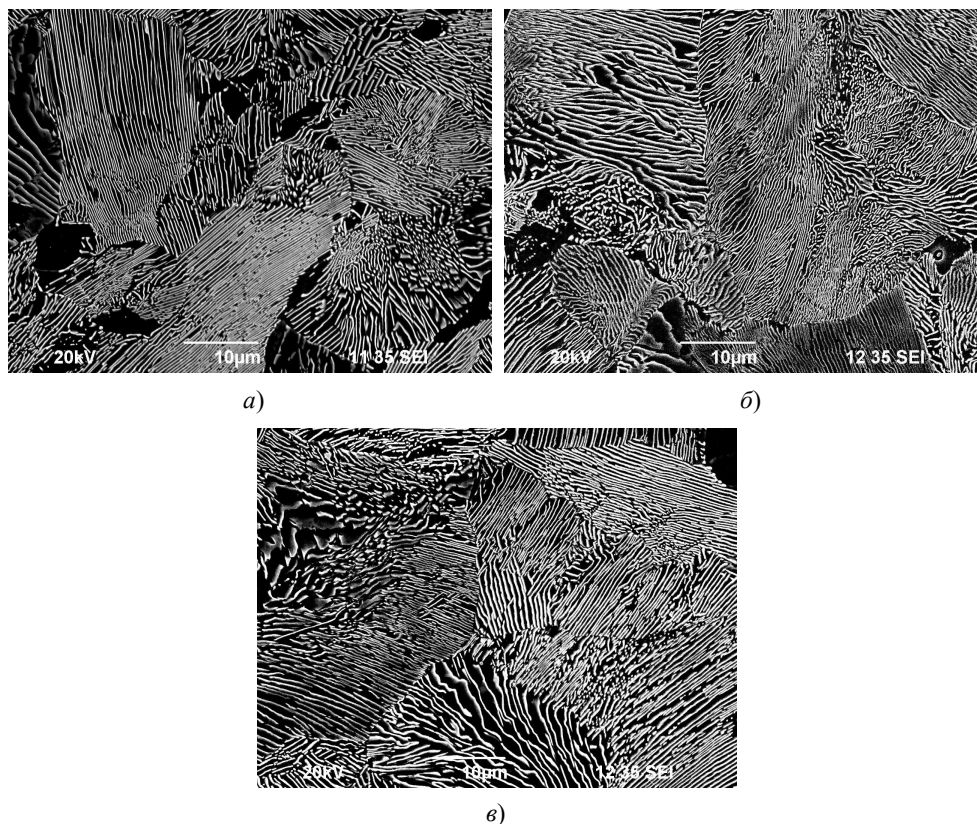


Рис. 2. Структура стали У8: а) исходное состояние; б) осадка на 15,1%; в) осадка на 34,7%

Твердость стали в исходном состоянии  $HV = 2735 \pm 55$  МПа. Деформация квазистатической осадкой стали У8 до 34,7% приводит к незначительному повышению HV до  $2970 \pm 95$  МПа. С увеличением температуры отжига до 500 °C твердость стали У8 в исходном состоянии монотонно понижается от ~2730 до ~2530 МПа (рис. 3).

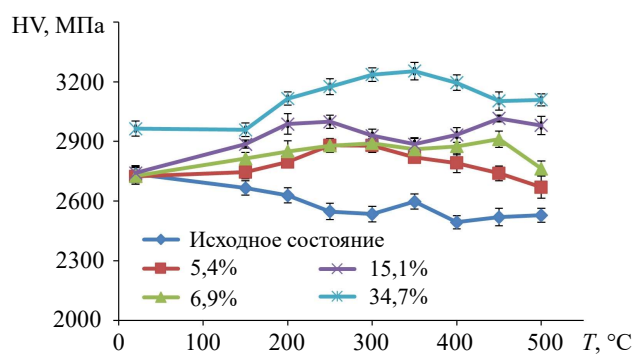


Рис. 3. Зависимость твердости стали У8 от температуры отжига

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  $\Delta HV$  после деформации 5,4, 6,9, 15,1, 34,7% и отжига составило ~155, 165, 260 и 300 МПа

соответственно (см. рис. 3). Полученные результаты соответствуют классической модели ДС [10] – чем выше степень деформации, тем выше плотность дефектов в структуре углеродистой стали У8 и, следовательно, тем больше масштаб ДС (изменения твердости  $\Delta HV$ ) вследствие образования атмосфер Коттрелла вокруг решеточных дислокаций.

#### *Динамическое сжатие*

На рис. 4 представлена микроструктура 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. Максимальная твердость образцов стали У8 после динамического нагружения наблюдается в центральной части образцов. Увеличение скорости нагружения до 261 м/с приводит к незначительному повышению твердости центральной части образцов до ~4130 МПа (таблица 2).

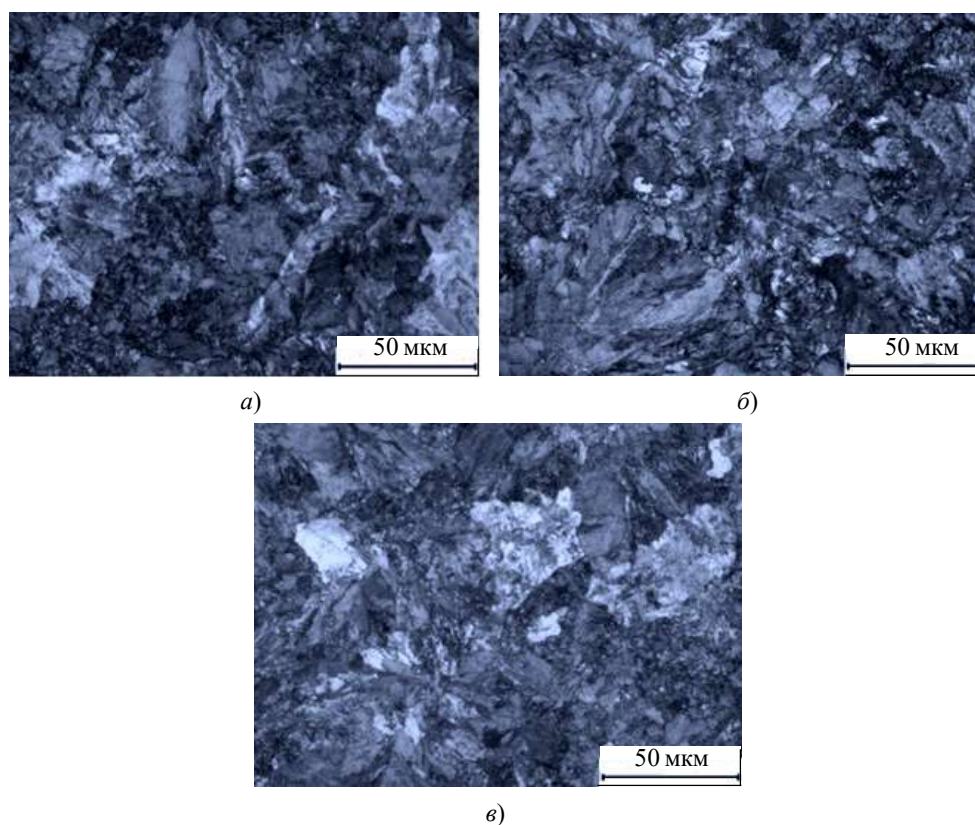


Рис. 4. Микроструктура стали У8 без деформации (а) и после деформации со скоростями 209 м/с (б), 261 м/с (е)

Таблица 2

#### **Твердость образцов стали У8 после динамического сжатия**

	HV, МПа	HV <sub>back</sub> , МПа	HV <sub>center</sub> , МПа	HV <sub>front</sub> , МПа
Исходное состояние	3800±190	–	–	–
Скорость удара 209 м/с	3730±130	3830±200	3830±180	3825±145
Скорость удара 261 м/с	4015±175	3800±85	4130±185	3705±140
Масштаб ДС HV, МПа	690±20	480±30	650±35	470±30

На рис. 5 представлена зависимость  $HV(T)$  для образцов стали У8 после динамического сжатия. Анализ результатов показывает, что отжиг при температуре 200 °С приводит к повышению твердости на  $HV = 500\text{--}600$  МПа для образца после обработки ударом со скоростью 261 м/с. Из сравнения рис. 3 и рис. 5 видно, что максимальная твердость для стали У8 после динамического сжатия (удара) наблюдалась при более низкой температуре отжига, чем в случае образцов, подвергнутых квазистатической осадке.

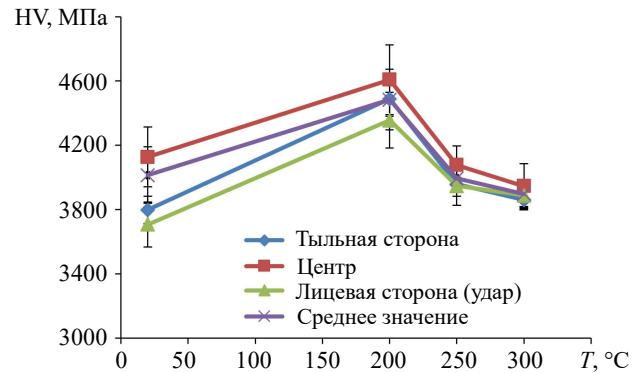


Рис. 5. Зависимость твердости стали У8 от температуры отжига (динамическое сжатие, 261 м/с)

#### Обработка взрывом

Сталь У8 после обработки взрывом обладает пластинчатой перлитной микроструктурой (рис. 6а), в которой присутствуют области сфероидизированного перлита.

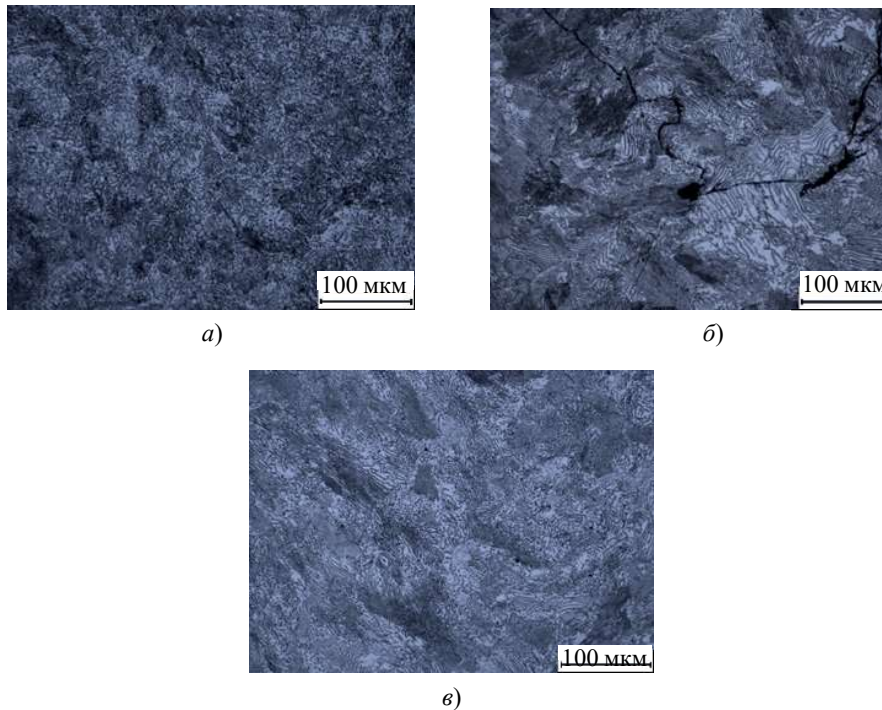


Рис. 6. Структура образцов, вырезанных из зоны детонации: а) исходное состояние, б) режим №1, в) режим №5 (см. табл. 1)

Среднее значение твердости стали У8 в исходном состоянии составило  $\sim 2100$  МПа. Твердость областей с пластинчатой структурой перлита составляет  $\sim 2500$  МПа, области сфероидизированного перлита имеют меньшую твердость ( $\sim 2000$  МПа).

В образцах, обработанных по режиму №1 (нагружение без подложки), встречаются хаотически направленные «острые» трещины (рис. 6б). В случае обработки взрывом по схеме с подложкой в микроструктуре стали трещины отсутствуют (рис. 6в).

Обработка взрывом сопровождается незначительным повышением твердости в областях пластинчатого и сфероидизированного перлита до  $\sim 2700$  МПа и  $\sim 2100$  МПа соответственно. Максимальная твердость стали У8 наблюдалась на поверхности стальной заготовки в области, непосредственно прилегающей к месту крепления ВВ, – в зоне наибольшего воздействия ударной волны.

На рис. 7 представлены зависимости  $HV(T)$  для стали У8, подвергнутой взрывному нагружению по различным режимам. Видно, что заметного повышения твердости при отжиге не происходит:  $\Delta HV$  составляет от  $\sim 15$  МПа (для режимов №1, 5) до  $\sim 70$ – $75$  МПа (режимы №3, 4). Разброс свойств «от образца к образцу» оказывается больше, чем возможный масштаб увеличения твердости стали при отжиге в результате ДС.

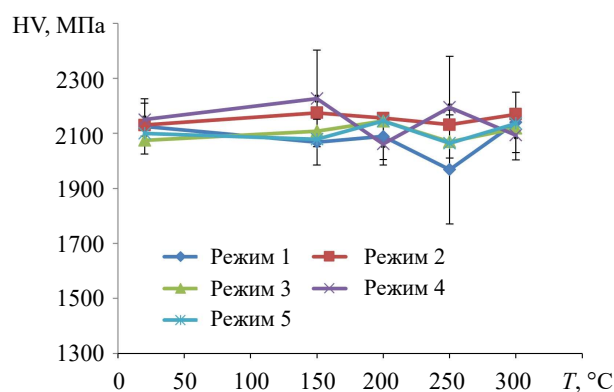


Рис. 7. Зависимость  $HV(T)$  для образцов, вырезанных из центральной части заготовки, подвергнутой взрывному нагружению

### Обсуждение результатов

Анализ результатов показывает, что квазистатическая осадка не приводит к существенному изменению микроструктуры стали У8. Пластины цементита не претерпевают дополнительной фрагментации по сравнению с исходным состоянием. При этом очевидно, что при осадке происходят изменения структуры стали на атомарном уровне. Об этом косвенно свидетельствует повышение твердости деформированной стали при отжиге (см. рис. 3), которое обусловлено реализацией эффекта ДС, связанного с образованием атмосфер Коттрелла на ядрах решеточных дислокаций [19]. После осадки в кристаллической решетке феррита ( $\alpha$ -Fe) присутствует повышенная плотность дислокаций и атомов углерода, которые при нагреве выступают в качестве точечных барьеров для скольжения дислокаций. В соответствии с [20] можно предположить, что повышенная концентрация атомов углерода была сформирована за счет частичной диссоциации пластин цементита в области дальнедействующих полей напряжений решеточных дислокаций.

Отметим, что приращение твердости  $\Delta HV$  при ДС увеличивалось с повышением степени деформации стали У8. Следовательно, можно утверждать, что эффект ДС чувствителен к степени предварительной деформации. Такой вывод хорошо соответствует известным результатам, представленным в [18].

Динамическое нагружение оказывает существенное влияние на механические свойства стали У8: увеличение скорости удара приводило к повышению плотности дислокаций в структуре стали и, как следствие, к увеличению HV стали. Этот вывод подтверждается повышением твердости при отжиге углеродистой стали, предварительно подвергнутой динамическому нагружению (см. рис. 5).

Твердость стали У8 после обработки взрывом по сравнению с исходным состоянием практически не изменила своего значения вне зависимости от режима взрывной обработки. Это свидетельствует о том, что взрывная обработка не привела к повышению плотности решеточных дислокаций и концентрации атомов углерода в кристаллической решетке феррита. Такой вывод подтверждается результатами исследований эффекта ДС: как видно из рис. 7, 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 высоких напряжений и степеней пластической деформации и, как следствие, обеспечить срабатывание дислокационных источников в зернах феррита.

### Заключение

Низкотемпературный (200–300 °С) отжиг приводит к повышению твердости углеродистой стали, предварительно подвергнутой квазистатической осадке до степени деформации ~35% или динамическому сжатию со скоростями 209–261 м/с. Повышение твердости деформированной стали обусловлено реализацией эффекта деформационного старения, связанного с образованием атмосфер Коттрелла из атомов углерода вокруг решеточных дислокаций. Масштаб эффекта деформационного старения (масштаб приращения твердости при отжиге) тем больше, чем выше степень предварительной деформации или скорость удара.

Показано, что в случае взрывного нагружения эффект деформационного старения не наблюдается. Вероятно, это обусловлено малостью степени деформации стальной заготовки в случае взрывного нагружения, а также малым временем взрывного нагружения.

Для повышения эффективности взрывной обработки необходима дальнейшая оптимизация состава и характеристик ВВ, схемы их размещения и материала подложки, которые позволят увеличить степень деформации цилиндрической стальной заготовки с одновременной минимизацией вероятности ее разрушения вследствие образования микротрещин.

Исследования структуры сталей после взрывного нагружения проводились в рамках договора ННГУ с АО «ГосНИИмаш» (договор №ФТ-1910-05).

### Список литературы

1. Гуляев А.П. *Металловедение*. М.: Металлургия, 1977. 646 с.
2. Teshima T., Kosaka M., Ushioda K., Koga N., Nakada N. Local cementite cracking induced by heterogeneous plastic deformation in lamellar pearlite. *Materials Science and Engineering A*. 2017. Vol. 679. P. 223–229. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.10.018>.



3. Dollar M., Bernstein I.M., Thompson A.W. Influence of deformation substructure on flow and fracture of fully pearlitic steel. *Acta Metallurgica*. 1988. Vol. 36. Iss. 2. P. 311–320. [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(88\)90008-9](https://doi.org/10.1016/0001-6160(88)90008-9).
4. Zhang X., Godfrey A., Huang X., Hansen N., Liu O. Microstructure and strengthening mechanisms in cold-drawn pearlitic steel wire. *Acta Materialia*. 2011. Vol. 59. Iss. 9. P. 3422–3430. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2011.02.017>.
5. Nam W.J., Bae C.M., Oh S.J., Kwon S.J. Effect of interlamellar spacing on cementite dissolution during wire drawing of pearlitic steel wires. *Scripta Materialia*. 2000. Vol. 42. Iss. 5. P. 457–463. [https://doi.org/10.1016/S1359-6462\(99\)00372-3](https://doi.org/10.1016/S1359-6462(99)00372-3).
6. Eshelby J.D., Frank F.C., Nabarro F.R.N. The equilibrium of linear arrays of dislocations. *Philosophical Magazine*. 1951. Vol. 42. Iss. 327. P. 351–364. <https://doi.org/10.1080/14786445108561060>.
7. Карькина Л.Е., Кабанова И.Г., Карькин И.Н. Передача деформации через межфазную границу феррит/цементит в углеродистых сталях с крупнопластинчатым перлитом. *Физика металлов и металловедение*. 2018. Т. 119. Вып. 11. С. 1173–1178. DOI:10.1134/s0015323018110050.
8. Karkina L.E., Karkin I.N., Kabanova I.G., Kuznetsov A.R. Crystallographic analysis of slip transfer mechanisms across the ferrite/cementite interface in carbon steels with fine lamellar structure. *Journal of Applied Crystallography*. 2015. Vol. 48. P. 97–106. <https://doi.org/10.1107/S1600576714026107>.
9. Porter D.A., Easterling K.E., Smith G.D.W. Dynamic studies of the tensile deformation and fracture of pearlite. *Acta Metallurgica*. 1978. Vol. 26. Iss. 9. P. 1405–1422. [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(78\)90156-6](https://doi.org/10.1016/0001-6160(78)90156-6).
10. Тихомирова Л.Б., Багаев А.А., Тушинский Л.И. *Структура перлита и конструктивная прочность стали*. Новосибирск: Наука, 1993. 280 с.
11. Изотов В.И., Поздняков В.А., Лукьяненко Е.В., Усанова О.Ю., Филиппов Г.А. Влияние дисперсности перлита на механические свойства, деформационное поведение и характер разрушения высокоуглеродистой стали. *Физика металлов и металловедение*. 2007. Т. 103. Вып. 5. С. 549–560.
12. Zhao Y., Tan Y., Ji X., Xiang Z., He Y., Xiang S. In situ study of cementite deformation and its fracture mechanism in pearlitic steels. *Materials Science and Engineering A*. 2018. Vol. 731. P. 93–101. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.05.114>.
13. Изотов В.И., Гегманова М.Е., Филиппов Г.А., Шишов А.А., Яндимиров А.А. Особенности деформации и разрушения колесной стали с различной дисперсностью перлита. *Металлург*. 2007. №11. С. 33–37.
14. Zheng H., Fu L., Ji X., Ding Y., Wang W., Wen M., Shan A. Microstructural evolution and mechanical property of ultrafine-grained pearlitic steel by cold rolling: The influence of cementite morphology. *Materials Science and Engineering A*. 2021. Vol. 824. Article No 141860. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.141860>.
15. Иванов Ю.Ф., Юрьев А.А., Громов В.Е., Коновалов С.В., Перегудов О.А. Преобразование карбидной фазы рельсов при длительной эксплуатации. *Изв. вузов. Черная металлургия*. 2018. Т. 61. Вып. 2. С. 140–148. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2018-2-140-148>.
16. Бабич В.К., Гуль Ю.П., Долженков И.Е. *Деформационное старение стали*. М.: Металлургия, 1972. 320 с.
17. Rizehvandy S. Multistage strain aging phenomenon of low-carbon steels with rolling pre-strain. *Journal of Materials Research and Technology*. 2021. Vol. 15. P. 7136–7144. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2021.11.119>.
18. Попов К.В. *Динамическое деформационное старение металлов и хрупкость водородного типа*. Новосибирск: Наука, 1969. 96 с.
19. Cottrell A.H., Bilby B.A. Dislocation theory of yielding and strain ageing of iron. *Proceedings of the Physical Society of London*. 1949. Vol. 62. Iss. 1. P. 49–62. DOI: 10.1088/0370-1298/62/1/308.
20. Счастливец В.М., Мирзаев Д.А., Яковлева И.Л., Окишев К.Ю., Табатчикова Т.И., Хлебникова Ю.В. *Перлит в углеродистых сталях*. Екатеринбург: УрО РАН, 2006. 311 с.

## References

1. Gulyaev A.P. *Metallovedenie [Metal Science]*. Moscow. Metallurgiya Publ. 1977. 646 p. (In Russian).
2. Teshima T., Kosaka M., Ushioda K., Koga N., Nakada N. Local cementite cracking induced by heterogeneous plastic deformation in lamellar pearlite. *Mater. Sci. Eng. A*. 2017. Vol. 679. P. 223–229. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.10.018>.
3. Dollar M., Bernstein I.M., Thompson A.W. Influence of deformation substructure on flow and fracture of fully pearlitic steel. *Acta Metall.* 1988. Vol. 36. Iss. 2. P. 311–320. [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(88\)90008-9](https://doi.org/10.1016/0001-6160(88)90008-9).
4. Zhang X., Godfrey A., Huang X., Hansen N., Liu O. Microstructure and strengthening mechanisms in cold-drawn pearlitic steel wire. *Acta Mater.* 2011. Vol. 59. Iss. 9. P. 3422–3430. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2011.02.017>.
5. Nam W. J., Bae C. M., Oh S.J., Kwon S. J. Effect of interlamellar spacing on cementite dissolution during wire drawing of pearlitic steel wires. *Scripta Mater.* 2000. Vol. 42. Iss. 5. P. 457–463. [https://doi.org/10.1016/S1359-6462\(99\)00372-3](https://doi.org/10.1016/S1359-6462(99)00372-3).
6. Eshelby J.D., Frank F.C., Nabarro F.R.N. The equilibrium of linear arrays of dislocations. *Philos. Mag.* 1951. Vol. 42. Iss. 327. P. 351–364. <https://doi.org/10.1080/14786445108561060>.
7. Kar'kina L.E., Kabanova I.G., Kar'kin I.N. Strain transfer across the ferrite/cementite interface in carbon steels with coarse lamellar pearlite. *The Physics of Metals and Metallography*. 2018. Vol. 119. No 11. P. 1114–1119. <https://doi.org/10.1134/S0031918X18110054>.
8. Karkina L.E., Karkin I.N., Kabanova I.G., Kuznetsov A.R. Crystallographic analysis of slip transfer mechanisms across the ferrite/cementite interface in carbon steels with fine lamellar structure. *J. Appl. Crystallogr.* 2015. Vol. 48. P. 97–106. <https://doi.org/10.1107/S1600576714026107>.
9. Porter D.A., Easterling K.E., Smith G.D.W. Dynamic studies of the tensile deformation and fracture of pearlite. *Acta Metall.* 1978. V. 26. Iss. 9. P. 1405–1422. [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(78\)90156-6](https://doi.org/10.1016/0001-6160(78)90156-6).
10. Tikhomirova L.B., Bataev A.A., Tushinskiy L.I. *Struktura perlita i konstruktivnaya prochnost stali [Pearlite Structure and Structural Strength of Steel]*. Novosibirsk. Nauka Publ. 1993. 280 p. (In Russian).
11. Izotov V.I., Pozdnyakov V.A., Luk'yanenko E.V., Usanova O.Yu., Filippov G.A. Influence of the pearlite fineness on the mechanical properties, deformation behavior, and fracture characteristics of carbon steel. *The Physics of Metals and Metallography*. 2007. Vol. 103. No 5. P. 519–529. <https://doi.org/10.1134/S0031918X07050122>.
12. Zhao Y., Tan Y., Ji X., Xiang Z., He Y., Xiang S. In situ study of cementite deformation and its fracture mechanism in pearlitic steels. *Mater. Sci. Eng. A*. 2018. Vol. 731. P. 93–101. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.05.114>.
13. Izotov V.I., Getmanova M.E., Filippov G.A., Shishov A.A., Yandimirov A.A. Osobennosti deformatsii i razrusheniya kolesnoy stali s razlichnoy dispersnostyu perlita [Feature of deformation and destruction of wheel steel with different dispersion of pearlite]. *Metallurg*. 2007. Vol. 11. P. 33–37 (In Russian).
14. Zheng H., Fu L., Ji X., Ding Y., Wang W., Wen M., Shan A. Microstructural evolution and mechanical property of ultrafine-grained pearlitic steel by cold rolling: The influence of cementite morphology. *Mater. Sci. Eng. A*. 2021. Vol. 824. Article No 141860. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.141860>.
15. Ivanov Yu.F., Yur'yev A.A., Gromov V.E., Konovalov S.V., Peregodov O.A. Transformation of carbides in prolonged rail operation. *Steel in Translation*. 2018. Vol. 48. No 2. P. 97–103. <https://doi.org/10.3103/S0967091218020067>.
16. Babich V.K., Gul' Yu.P., Dolzhenkov I.E. *Deformatsionnoe starenie stali [Deformation Aging of Steel]*. Moscow. Metallurgiya Publ. 1972. 320 p. (In Russian).
17. Rizehvandy S. Multistage strain aging phenomenon of low-carbon steels with rolling pre-strain. *J. Mater. Res. Technol.* 2021. Vol. 15. P. 7136–7144. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2021.11.119>.
18. Popov K.V. *Dinamicheskoe deformatsionnoe starenie metallov i khrupkost vodorodnogo*

*tipa* [Dynamic Strain Aging of Metals and Hydrogen-Type Brittleness]. Novosibirsk. Nauka Publ. 1969. 96 p. (In Russian).

19. Cottrell A.H., Bilby B.A. Dislocation theory of yielding and strain ageing of iron. *Proc. Phys. Society of London*. 1949. Vol. 62. Iss. 1. P. 49–62. DOI: 10.1088/0370-1298/62/1/308.

20. Schastlivtsev V.M., Mirzaev D.A., Yakovleva I.L., Okishev K.Yu., Tabatchikova T.I., Khlebnikova Yu.V. *Perlit v uglerodistykh stalyakh* [Perlite in Carbon Steels]. Ekaterenburg. UrO RAN. 2006. 311 p. (In Russian).

## INVESTIGATION OF THE EFFECT OF THE STRAIN RATE ON THE TENDENCY OF U8 CARBON STEEL TO STRAIN AGING

**Nagicheva G.S.<sup>1</sup>, Nokhrin A.V.<sup>1</sup>, Melekhin N.V.<sup>1</sup>, Berendeev N.N.<sup>1</sup>,  
Bragov A.M.<sup>1</sup>, Balandin V.V.<sup>1</sup>, Gundorin V.V.<sup>2</sup>, Kurepin S.A.<sup>2</sup>, Smirnov A.S.<sup>2</sup>**

<sup>1</sup>*National Research Lobachevsky State University  
of Nizhny Novgorod, Nizhny Novgorod, Russian Federation*

<sup>2</sup>*Bakhirev State Research Institute of Mechanical Engineering,  
Nizhny Novgorod, Dzerzhinsk, Russian Federation*

The effects of the strain rate and degree on the scale of the strain aging effect in carbon steel U8 with lamellar pearlite microstructure, which is a eutectoid mixture of ferrite plates and brittle plates of secondary cementite Fe<sub>3</sub>C have been investigated. The microstructure and properties of Russian steel U8 after quasistatic compression, dynamic compression (shock processing), and explosion processing have been investigated. A low-temperature annealing (150–500 °C) of the non-deformed steel U8 has been shown to result in a monotonous reduction of hardness. The quasistatic compression and shock processing of the carbon steel were found to result in the strain aging manifested as an increasing hardness at annealing of the deformed steel U8. The increasing of the deformation degree and strain rate was accompanied by the increasing of hardness of the annealed steel. The explosion treatment was shown not to result in a notable improvement of the mechanical properties of carbon steel as well as in a change of the morphology of cementite plates. The deformation aging effect in steel U8 after the explosion loading was absent. The strain aging effect in U8 steel after quasistatic compression and dynamic loading was suggested to originate from an increasing of the lattice dislocation density, the long-range internal stress fields from which lead to the dissociation of the cementite Fe<sub>3</sub>C plates and to increasing of the concentration of carbon atoms in the ferrite crystal lattice. The absence of the strain aging effect in the carbon steel after the explosion loading is due to a small degree of the explosion deformation that doesn't allow providing an essential increasing of the lattice dislocation density in ferrite.

*Keywords:* carbon steel, pearlite, strain aging, dynamic loading.