

ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОГО ДЕФОРМАЦИОННОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА СТРУКТУРУ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

© 2017

Л.С. Горюлева, младший научный сотрудник

Э.С. Горкунов, доктор технических наук, академик РАН, главный научный сотрудник

С.М. Задворкин, кандидат физико-математических наук,
заведующий лабораторией технической диагностики

Институт машиноведения Уральского отделения Российской академии наук, Екатеринбург (Россия)

А.В. Макаров, доктор технических наук, старший научный сотрудник,
заведующий отделом материаловедения и лабораторией механических свойств

Институт физики металлов имени М.Н. Михеева

Уральского отделения Российской академии наук, Екатеринбург (Россия)

Институт машиноведения Уральского отделения Российской академии наук, Екатеринбург (Россия)

Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, Екатеринбург (Россия)

Ключевые слова: высокоуглеродистая сталь; гидроэкструзия; микроструктура; механические свойства; магнитные свойства.

Аннотация: Метод гидроэкструзии, как один из видов интенсивного деформационного воздействия, является эффективным средством улучшения механических свойств металлов и сплавов. Улучшение механических свойств происходит в основном за счет диспергирования структуры и увеличения плотности дислокаций. Большое количество работ посвящено влиянию деформирования на структуру и механические свойства металлов и сплавов. Однако в литературе гораздо меньше внимания уделено изучению физических характеристик материала, упрочненных с помощью интенсивного деформационного воздействия. Подобные исследования необходимы для разработки неразрушающих физических методов диагностики состояния таких материалов. Проведены исследования структуры высокоуглеродистой стали методами сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии, механические испытания на растяжение и ряд магнитных измерений. Показано, что экструдирование приводит к диспергированию структуры высокоуглеродистой стали У8А. При экструдировании в ферритной составляющей перлитной структуры стали происходит формирование ячеистых, фрагментированных и субмикроструктурных структур в условиях протекания динамического возврата, непрерывной динамической и постдинамической рекристаллизации, обуславливающих уменьшение плотности дислокаций в теле зерна при истинной деформации более 1,62. Прочностные характеристики стали У8А с ростом истинной деформации изменяются монотонно: временное сопротивление увеличивается в 2 раза, а условный предел текучести – в 3,6 раза. Установлено, что на прочностные характеристики превалирующее влияние оказывает дисперсность структуры, а плотность дислокаций играет второстепенную роль. В отличие от механических характеристик коэрцитивная сила, максимальная магнитная проницаемость, остаточная индукция и скорость распространения упругих волн более чувствительны к изменению плотности дислокаций.

ВВЕДЕНИЕ

В настоящее время все большее распространение получает такой путь улучшения комплекса эксплуатационных свойств материалов, как интенсивное деформационное воздействие (ИДВ) [1; 2]. При этом повышение прочностных характеристик происходит в основном за счет диспергирования структуры и повышения плотности дислокаций [3]. Отличительной особенностью такого метода ИДВ, как гидроэкструзия (гидропрессование), является возможность обработки хрупких материалов (в частности, высокоуглеродистых сталей) в широком диапазоне деформаций [4]. Кроме того, такой способ деформирования препятствует образованию трещин в обрабатываемом материале.

Влиянию деформирования на структуру и механические свойства чистых металлов и сплавов, в том числе таких широко распространенных материалов, как стали, посвящено большое количество работ [5–7]. Однако в литературе гораздо меньше внимания уделено изучению физических характеристик материалов, упрочненных с помощью ИДВ. Подобные исследования необходимы для разработки неразрушающих физических методов диагностики состояния таких материалов.

В настоящей работе с целью определения влияния параметров структуры на физико-механические свойства были проведены электронно-микроскопические исследования структуры и определен ряд физических и механических характеристик образцов стали У8А, подвергнутых гидроэкструзии при комнатной температуре на различные степени деформации.

ОБРАЗЦЫ И МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЯ

Объектом исследования служила горячекатаная прутковая сталь У8А (0,8 масс. % С) диаметром 18 мм. Гидроэкструзию прутков в состоянии поставки проводили при комнатной температуре по маршруту $\varnothing 18 \rightarrow \varnothing 12 \rightarrow \varnothing 10 \rightarrow \varnothing 8 \rightarrow \varnothing 6$ мм. Это обеспечило получение четырех экструдатов с истинной деформацией $e=0,81; 1,17; 1,62; 2,19$. Истинную деформацию рассчитывали по формуле [8]:

$$e = 2 \ln(D_0/D_i), \quad (1)$$

где D_0 – диаметр прутка в исходном состоянии;
 D_i – диаметр прутка после i -го прохода прессования.

Деформирование экструзией начинали при комнатной температуре, однако в процессе деформирования,

возможно, происходило повышение температуры, которое, согласно расчетам, не превышало 200 °С.

Рентгеноструктурный анализ (РСА) экструдатов проводили на дифрактометре SHIMADZU XRD 7000 с использованием K_{α} -излучения хромового анода. Методом моментов [9] по линии (211) α -фазы определяли размеры областей когерентного рассеяния (ОКР).

Исследование микроструктуры стали У8А в исходном состоянии и после экструдирования на поперечных и продольных шлифах выполняли методом дифракции обратнорассеянных электронов (EBSD) на электронном сканирующем микроскопе MIRA 3LMH с шагом сканирования 100 нм. Считали, что малоугловые границы (МУГ) имеют разориентировку меньше 15°, большеугловые границы (БУГ) – больше 15° [10; 11]. Кроме того, исследование структуры осуществляли с использованием просвечивающего электронного микроскопа JEM-200CX методом тонких фольг, которые вырезали поперек направления прессования. Плотность дислокаций рассчитывали по формуле [12]:

$$d = 2Nn/Lt, \quad (2)$$

где N – увеличение;

n – количество пересечений секущих с линиями дислокаций;

L – длина секущих, см;

t – толщина фольги, см.

Механические свойства (временное сопротивление σ_b , условный предел текучести $\sigma_{0,2}$ и относительное удлинение после разрыва δ) стали в исходном состоянии и после гидроэкструзии определяли на пятикратных цилиндрических образцах с головками на универсальной испытательной машине INSTRON 8801. Погрешность определения механических характеристик не превышала 5 %.

Магнитные характеристики образцов (коэрцитивную силу H_c , максимальную магнитную проницаемость μ_{\max} , остаточную магнитную индукцию B_r) определяли из предельных петель магнитного гистерезиса на магнитно-измерительном комплексе Remagraph C-500. Погрешность определения магнитных характеристик не превышала 3 %.

С применением анализатора магнитных шумов Баркгаузена (МШБ) MICROSCAN 600 определяли среднеквадратичное значение напряжения МШБ (U) и число скачков Баркгаузена (N) при частоте перемагничивания 115 Гц в пакете из 10 циклов. Погрешность определения параметров МШБ не превышала 5 %.

С помощью двойного электромагнитно-акустического преобразования (ЭМАП) по резонансной методике с использованием проходных датчиков определяли скорость распространения упругих волн V . При этом погрешность определения скорости распространения упругих волн не превышала 2 %.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

На рис. 1 представлены типичные ориентационные EBSD-карты микроструктуры стали У8А в исходном состоянии. Сталь в исходном состоянии имеет структуру зернистого перлита со средним размером зерен примерно 20 мкм. Анализ спектра углов разориентировок

границ свидетельствует о развитой субзеренной структуре материала в исходном состоянии.

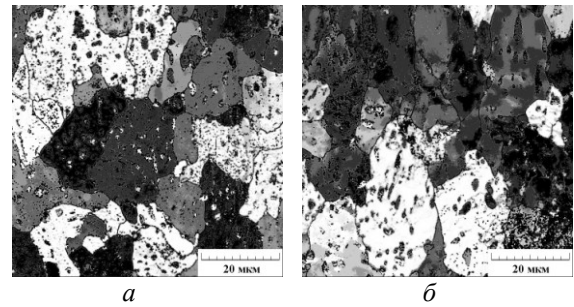


Рис. 1. Ориентационные EBSD-карты микроструктуры стали У8А в исходном состоянии: а) поперечное сечение; б) продольное сечение

Из рис. 2, где представлены EBSD-карты, полученные с продольных шлифов образцов после экструдирования, видно, что с увеличением истинной деформации происходит измельчение структурных элементов. Отметим, что при степени деформации более 1,62 в структуре наблюдается некоторое количество неравноосных зерен.

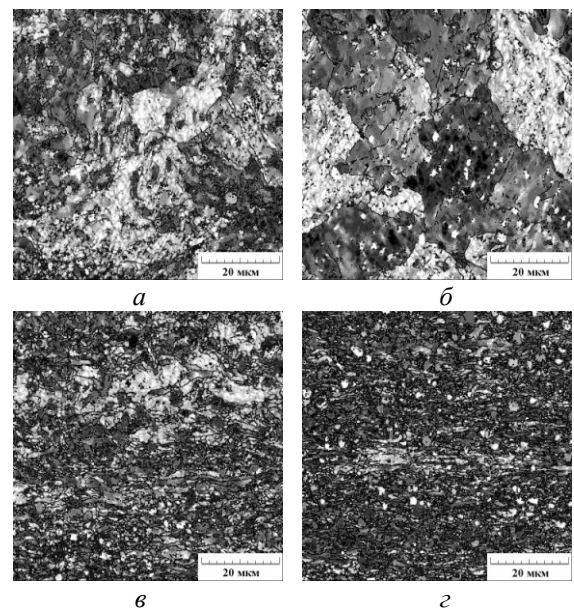


Рис. 2. EBSD-карты микроструктуры стали У8А после гидроэкструзии (продольное сечение): а) при $e=0,81$; б) $e=1,17$; в) $e=1,62$; з) $e=2,19$

На рис. 3 в качестве примера приведены распределения границ зерен и субзерен по углам разориентировки в стали У8А в исходном состоянии и в экструдатах $\varnothing 8$ мм и $\varnothing 6$ мм. Видно, что с увеличением истинной деформации растет общее число границ (БУГ + МУГ), что свидетельствует об уменьшении размера структурных элементов. При этом после последнего этапа деформирования доля малоугловых границ составила около 45 % как в продольном, так и в поперечном

направлении, что значительно меньше доли МУГ в структуре исследованной стали в исходном состоянии.

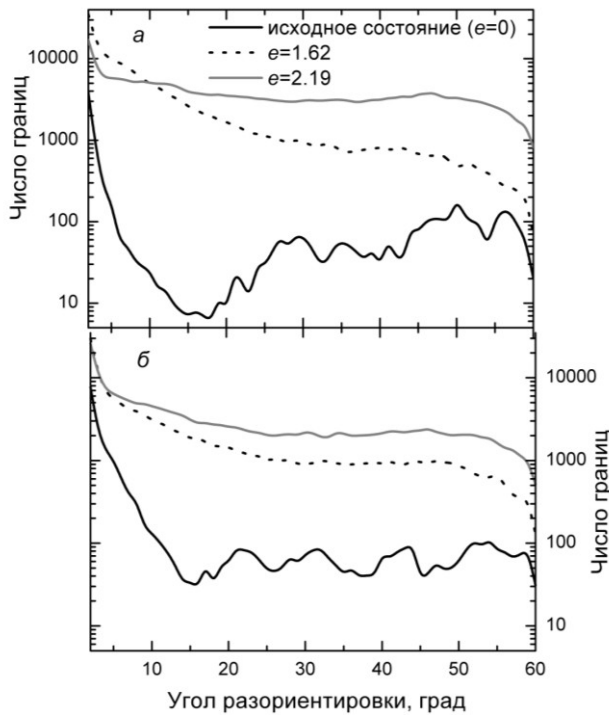


Рис. 3. Распределение границ по углам разориентировок в стали У8А, подвергнутой гидроэкструзии: а) поперечное сечение; б) продольное сечение

Зависимость плотности большеугловых и малоугловых границ от истинной деформации приведена на рис. 4. Видно, что существует однозначная зависимость плотности БУГ от истинной деформации на всем интервале изменения деформации. Причем плотность БУГ в осевом направлении возрастает примерно в 30 раз, а в поперечном сечении – в 60 раз. Соответственно, во столько же раз уменьшается и средний размер зерна: на последнем этапе деформирования он составил в продольном направлении 500 нм, в поперечном – 350 нм.

В таблице 1 представлены значения среднего размера областей когерентного рассеяния. Как видно, с увеличением истинной деформации до $\epsilon=1,62$ размер ОКР уменьшается. Однако при последнем проходе экструдирования ($\varnothing 8 \rightarrow \varnothing 6$ мм) средний размер ОКР возрастает, что может свидетельствовать об освобождении тела зерна (субзерна) от дефектов.

Просвечивающая электронная микроскопия показала (см. рис. 5), что исходная структура исследованной стали состоит из крупных зерен феррита и включений цементита округлой и вытянутой формы (рис. 5 а). Дислокационная структура в зернах феррита имеет ячеисто-сетчатую и сетчатую субструктуру с размерами ячеек около 500 нм с плотными скоплениями на границах раздела фаз феррит – цементит и границах зерен феррита. Плотность дислокаций равна примерно $3 \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$.

При увеличении истинной деформации до 1,62 происходит дробление ферритных зерен с формированием фрагментов размером 100–300 нм (рис. 5 б, 5 в). Дальнейшая деформация развивается посредством возник-

новения и относительных разворотов ячеек развитой дислокационной структуры. Границы ячеек представляют собой сложные дислокационные скопления, а тело самого фрагмента (ячейки) практически свободно от дислокаций. На рис. 5 в наблюдаются также отдельные ограниченные зерна с границами, имеющими полосчатый контраст, что свидетельствует об их совершенстве. Это указывает на процессы динамического возврата [13] и начальные стадии процесса динамической рекристаллизации [14; 15]. Плотность дислокаций при $\epsilon=1,62$ возросла до $8 \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$.

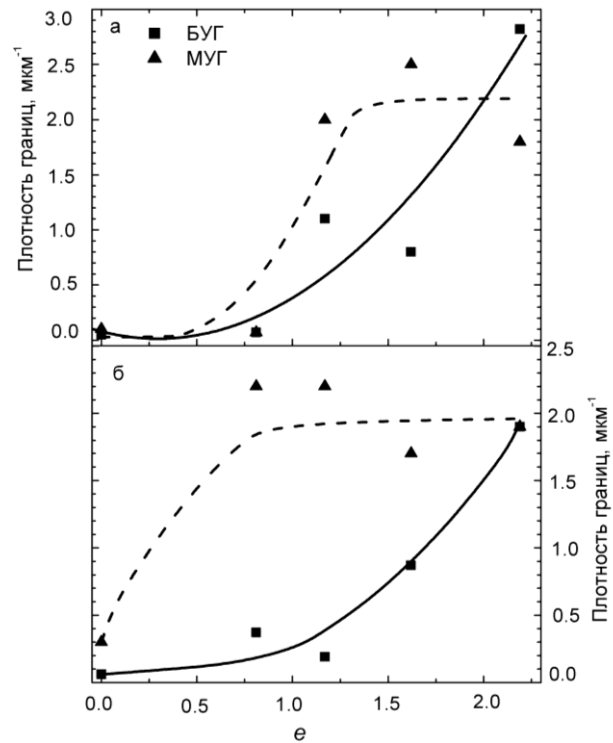


Рис. 4. Изменение плотности границ структурных элементов с увеличением истинной деформации: а) поперечное сечение; б) продольное сечение

Рис. 5 г, 5 д показывают, что при увеличении истинной деформации до 2,19 происходит дальнейшее диспергирование структуры феррита с формированием более совершенных зерен с плотностью дислокаций около $4 \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$. Данный факт подтверждается увеличением размера ОКР. Наблюдаются также структурные элементы с выраженным полосчатым контрастом границ. Это свидетельствует об интенсивном развитии процессов непрерывной динамической рекристаллизации [16–18], которая является характерным механизмом формирования новых зерен в материалах с высокой энергией дефектов упаковки [19]. Непрерывная динамическая рекристаллизация развивается в результате постепенной трансформации субзеренной структуры динамического возврата в зеренную по мере увеличения общей степени деформации.

На рис. 6 приведены зависимости физических характеристик исследованных образцов от истинной деформации. Определяющую роль в формировании уровня физических характеристик стали У8А, подвергнутой

Таблица 1. Механические свойства стали У8А, подвергнутой ИДВ методом гидроэкструзии

Истинная деформация	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	Размер ОКР, нм
0 (Ø18 мм)	590	325	14,0	240
0,81 (Ø12 мм)	940	860	1,5	120
1,17 (Ø10 мм)	1050	960	1,2	110
1,62 (Ø8 мм)	1170	1120	0,9	100
2,19 (Ø6 мм)	1330	1170	1,2	170

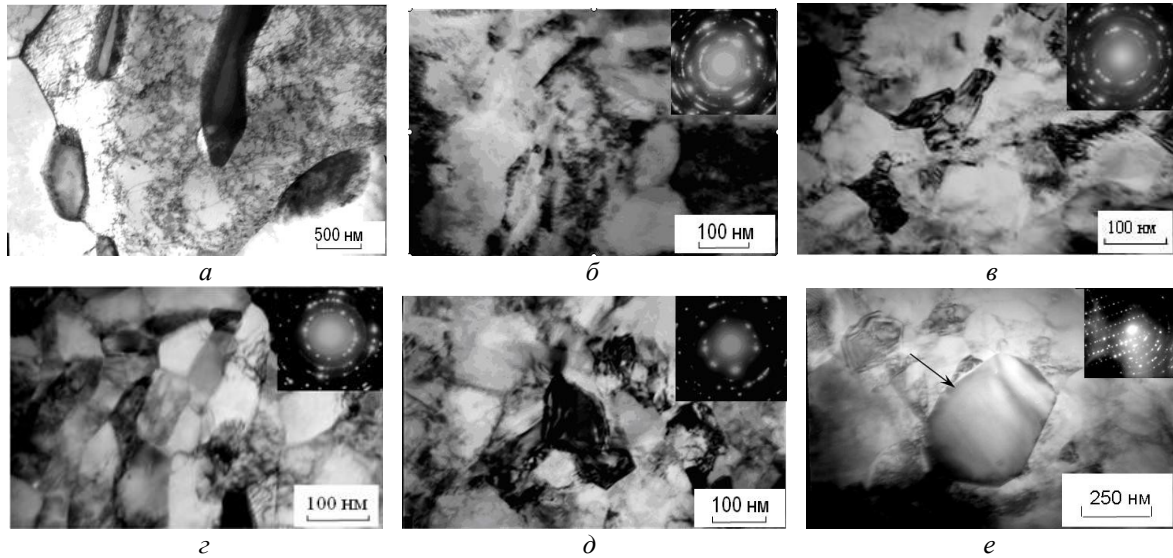


Рис. 5. Структура стали У8 в исходном состоянии (а) и после гидроэкструзии прутка до диаметра 8 мм (б, в) и 6 мм (г-е): светлопольные изображения

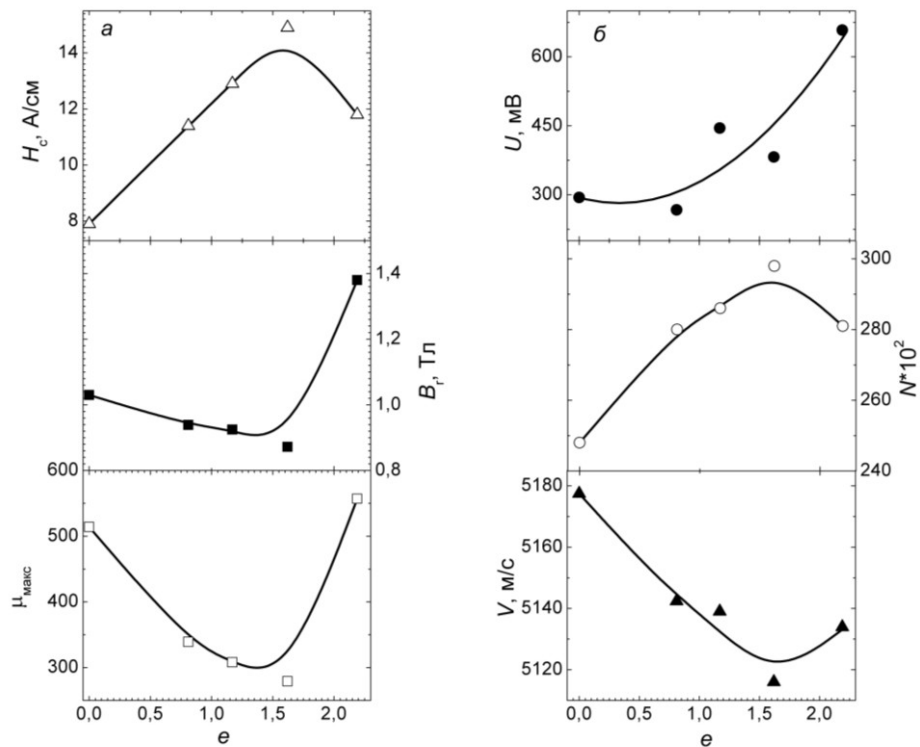


Рис. 6. Зависимости магнитных характеристик и скорости распространения упругих волн от степени пластической деформации экструдированной стали У8А

гидроэкструзии, играют такие параметры структуры, как плотность свободных дислокаций и дисперсность структурных элементов. Видно, что такие параметры, как H_c , N , μ_{\max} , B_T и V , изменяются с экстремумом. Измельчение зеренной и субзеренной структур должно приводить к монотонному изменению исследуемых физических параметров со степенью деформации. Единственным структурным параметром, который изменяется немонотонно с ростом степени деформации, является плотность свободных дислокаций. Максимум плотности свободных дислокаций наблюдается при степени деформации $e=1,62$, что соответствует положению экстремумов на зависимостях $H_c(e)$, $N(e)$, $\mu_{\max}(e)$, $B_T(e)$ и $V(e)$. Это можно объяснить тем, что уменьшение плотности дислокаций на последнем этапе экструдирования сопровождается облегчением процессов перемагничивания [20]. Поэтому можно сделать вывод о том, что такие параметры, как H_c , N , μ_{\max} , B_T и V , более чувствительны к изменению плотности свободных дислокаций, чем к изменению дисперсности структуры экструдированной стали У8А. Из всех исследованных физических параметров только среднеквадратичное значение напряжения МШБ U изменяется монотонно во всем интервале изменения деформации. При увеличении степени деформации с 0 до 1,62 вследствие диспергирования структуры и увеличения плотности свободных дислокаций, т. е. при возрастании количества препятствий на пути доменных границ при намагничивании, среднеквадратичное напряжение МШБ возрастает, так что генерируемая за один скачок ЭДС остается примерно постоянной. На последнем этапе экструдирования величина U возрастает больше, чем за все предыдущие стадии деформирования. Это можно объяснить двукратным снижением плотности свободных дислокаций. Таким образом, тело зерна освобождается от дефектов, увеличивается расстояние, преодолеваемое доменной стенкой от препятствия до препятствия, и скорость движения доменных границ, а соответственно, и генерируемая ЭДС.

Механические характеристики исследованных образцов приведены в таблице 1. Прочностные характеристики стали У8А с ростом степени деформации изменяются монотонно: временное сопротивление увеличилось в 1,5 раза, а условный предел текучести – в 2,6 раза уже при первом проходе экструдирования, а при последующих проходах происходит дальнейший их рост. Поскольку прочностные характеристики изменяются монотонно с ростом степени деформации, то можно сделать вывод, что на прочностные характеристики оказывает преобладающее влияние дисперсность структуры, а плотность дислокаций играет второстепенную роль.

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ

Показано, что с увеличением истинной деформации при гидроэкструзии происходит измельчение структурных элементов высокоуглеродистой стали У8А: с увеличением истинной деформации до 2,19 средний размер зерна уменьшается на два порядка. Под действием инициированной гидроэкструзией деформации развиваются процессы динамического возврата и непрерывной динамической рекристаллизации, сопровождающиеся уменьшением плотности дислокаций.

Экструдирование приводит к монотонному росту временного сопротивления и условного предела текучести стали У8А в 2 и 3,6 раза соответственно.

Установлено, что такие параметры, как коэрцитивная сила, число скачков МШБ, максимальная магнитная проницаемость, остаточная индукция и скорость распространения упругих волн, более чувствительны к изменению плотности дислокаций, чем к диспергированию структуры экструдированной стали У8А.

Работа выполнена в рамках гранта РФФИ № 16-38-00586, а также в рамках государственного задания по темам № 01201354598 и № 01201463331.

Статья подготовлена по материалам докладов участников VIII Международной школы «Физическое материаловедение» с элементами научной школы для молодежи, Тольятти, 3–12 сентября 2017 г.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Korshunov L.G., Chernenko N.L., Korznikov A.V. Effect of the severe plastic deformation and aging temperature on the strengthening, structure, and wear resistance of a beryllium bronze // *The physics of metals and metallography*. 2011. Vol. 111. № 4. P. 395–402.
2. Rusakova A.V., Lubenets S.V., Fomenko L.S., Zabrodin P.A. low-temperature micromechanical properties of annealed and hydrostatically extruded Al-3.8 at.% Li alloy // *Low temperature physics*. 2014. Vol. 40. № 3. P. 255–262.
3. Volkov A.Y., Antonova O.V., Kamenetskii B.I., Klyukin I.V., Komkova D.A., Antonov B.D. Production, structure, texture, and mechanical properties of severely deformed magnesium // *The physics of metals and metallography*. 2016. Vol. 117. № 5. P. 518–528.
4. Береснев Б.И., Трушин Е.В. Процесс гидроэкструзии. М.: Наука, 1976. 200 с.
5. Gorkunov E.S., Zadvorkin S.M., Goruleva L.S., Tueva E.A., Veselov I.N., Yakovleva S.P., Makharova S.N., Mordovskoi P.G. The effect of equal channel angular pressing on the mechanical and magnetic properties of 09G2S steel // *Russian Journal of Nondestructive Testing*. 2012. Vol. 48. № 10. P. 568–575.
6. Topolski K., Garbacz H., Pachla W. Progress in hydrostatic extrusion of titanium // *Journal of materials science*. 2013. Vol. 48. № 13. P. 4543–4548.
7. Давыдова Л.С., Петров Ю.Н., Береснев Б.И. Влияние гидроэкструзии на структуру и свойства арможелеза и стали У8 // *Физика металлов и материаловедение*. 1977. Т. 43. № 2. С. 412–418.
8. Богатов А.А., Мижирицкий О.И., Смирнов С.В. Ресурс пластичности металлов при обработке давлением. М.: Металлургия, 1984. 144 с.
9. Русаков А.А. Рентгенография металлов. М.: Атомиздат, 1977. 480 с.
10. Rollett A. Recrystallization and Related Annealing Phenomena. USA: Elsevier Ltd., 2004. 628 p.
11. Горелик С.С., Добаткин С.В., Капуткина Л.М. Рекристаллизация металлов и сплавов. М.: МИСИС, 2005. 432 с.
12. Чернявский К.С. Стереология в материаловедении. М.: Металлургия, 1977. 279 с.
13. Ryan N.D., McQueen H.J. Dynamic Softening Mechanisms in 304 Austenitic Stainless Steel // *Canadian Metall. Quart.* 1990. Vol. 29. P. 147–162.

14. Кайбышев О.А. Сверхпластичность промышленных сплавов. М.: Металлургия, 1984. 263 с.
15. Humphreys F.J., Hatherly M. Recrystallization and Related Annealing Phenomena. Oxford: Pergamon Press, 1996. 497 p.
16. Belyakov A., Kaibyshev R., Sakai T. New grain formation during warm deformation of ferritic stainless steel // Metall. Mater. Trans. 1998. Vol. 29A. P. 161–167.
17. Narayana Murty S.V.S., Torizuka S., Nagai K. Microstructural evolution during simple heavy warm compression of a low carbon steel: development of a processing map // Mater. Sci. Eng. 2005. Vol. A 410–411. P. 319–323.
18. Tsuzaki K., Xiaoxu H., Maki T. Mechanism of Dynamic Continuous Recrystallization during Superplastic Deformation in a Microduplex Stainless Steel // Acta Mater. 1996. Vol. 44. P. 4491–4499.
19. Belyakov A., Miura H., Sakai T. New grain formation during warm deformation of materials with high and low SFE // Thermomechanical Processing of Steels and Other Materials. TMS, 1997. P. 257–263.
20. Михеев М.Н., Горкунов Э.С. Магнитные методы структурного анализа и неразрушающего контроля. М.: Наука, 1993. 252 с.
6. Topolski K., Garbacz H., Pachla W. Progress in hydrostatic extrusion of titanium. *Journal of materials science*, 2013, vol. 48, no. 13, pp. 4543–4548.
7. Davydova L.S., Petrov Yu.N., Beresnev B.I. Influence of hydroextrusion on structure and property of armco-iron and steel U8. *Fizika metallov i metallovedenie*, 1977, vol. 43, no. 2, pp. 412–418.
8. Bogatov A.A., Mizhiritskiy O.I., Smirnov S.V. *Resurs plastichnosti metallov pri obrabotke davleniem* [Resource of metal ductility at pressure treatment]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1984. 144 p.
9. Rusakov A.A. *Rentgenografiya metallov* [Radiometallography]. Moscow, Atomizdat Publ., 1977. 480 p.
10. Rollett A. *Recrystallization and Related Annealing Phenomena*. USA, Elsevier Ltd. Publ., 2004. 628 p.
11. Gorelik S.S., Dobatkin S.V., Kaputkina L.M. *Rekristalizatsiya metallov i spлавov* [Recrystallization of metals and alloys]. Moscow, MISIS Publ., 2005. 432 p.
12. Chernyavskiy K.S. *Stereologiya v metallovedenii* [Stereology in Metallurgy]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1977. 279 p.
13. Ryan N.D., McQueen H.J. Dynamic Softening Mechanisms in 304 Austenitic Stainless Steel. *Canadian Metall. Quart.*, 1990, vol. 29, pp. 147–162.
14. Kaybyshev O.A. *Sverkhplastichnost promyshlennykh spлавov* [Superplasticity of industrial alloys]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1984. 263 p.
15. Humphreys F.J., Hatherly M. *Recrystallization and Related Annealing Phenomena*. Oxford, Pergamon Press Publ., 1996. 497 p.
16. Belyakov A., Kaibyshev R., Sakai T. New grain formation during warm deformation of ferritic stainless steel. *Metall. Mater. Trans.*, 1998, vol. 29A, pp. 161–167.
17. Narayana Murty S.V.S., Torizuka S., Nagai K. Microstructural evolution during simple heavy warm compression of a low carbon steel: development of a processing map. *Mater. Sci. Eng.*, 2005, vol. A 410–411, pp. 319–323.
18. Tsuzaki K., Xiaoxu H., Maki T. Mechanism of Dynamic Continuous Recrystallization during Superplastic Deformation in a Microduplex Stainless Steel. *Acta Mater*, 1996, vol. 44, pp. 4491–4499.
19. Belyakov A., Miura H., Sakai T. New grain formation during warm deformation of materials with high and low SFE. *Thermomechanical Processing of Steels and Other Materials*. TMS, 1997, pp. 257–263.
20. Mikheev M.N., Gorkunov E.S. *Magnitnye metody strukturnogo analiza i nerazrushayushchego kontrolya* [Magnetic methods of structural analysis and non-destructive testing]. Moscow, Nauka Publ., 1993. 252 p.

REFERENCES

1. Korshunov L.G., Chernenko N.L., Korznikov A.V. Effect of the severe plastic deformation and aging temperature on the strengthening, structure, and wear resistance of a beryllium bronze. *The physics of metals and metallography*, 2011, vol. 111, no. 4, pp. 395–402.
2. Rusakova A.V., Lubenets S.V., Fomenko L.S., Zabrodin P.A. low-temperature micromechanical properties of annealed and hydrostatically extruded Al-3.8 at.% Li alloy. *Low temperature physics*, 2014, vol. 40, no. 3, pp. 255–262.
3. Volkov A.Y., Antonova O.V., Kamenetskii B.I., Klyukin I.V., Komkova D.A., Antonov B.D. Production, structure, texture, and mechanical properties of severely deformed magnesium. *The physics of metals and metallography*, 2016, vol. 117, no. 5, pp. 518–528.
4. Beresnev B.I., Trushin E.V. *Protsess gidroekstruzii* [Hydrostatic extrusion process]. Moscow, Nauka Publ., 1976. 200 p.
5. Gorkunov E.S., Zadvorkin S.M., Goruleva L.S., Tueva E.A., Veselov I.N., Yakovleva S.P., Makharova S.N., Mordovskoi P.G. The effect of equal channel angular pressing on the mechanical and magnetic properties of 09G2S steel. *Russian Journal of Nondestructive Testing*, 2012, vol. 48, no. 10, pp. 568–575.

THE INFLUENCE OF INTENSIVE PLASTIC DEFORMATION ON THE STRUCTURE AND PHYSICAL AND MECHANICAL PROPERTIES OF HIGH-CARBON STEEL

© 2017

L.S. Goruleva, junior researcher

E.S. Gorkunov, Doctor of Sciences (Engineering), RAS academician, chief researcher

S.M. Zadvorkin, PhD (Physics and Mathematics), Head of laboratory of technical diagnostics
Institute of Engineering Science of Ural Branch of the Russian Academy Sciences, Yekaterinburg (Russia)

A.V. Makarov, Doctor of Sciences (Engineering), chief researcher,

Head of department of material science and mechanical properties laboratory

M.N. Miheev Institute of Metal Physics of Ural Branch of Russian Academy Sciences, Yekaterinburg (Russia)

Institute of Engineering Science of Ural Branch of Russian Academy Sciences, Yekaterinburg (Russia)

Ural Federal University named after the first President of Russia B.N.Yeltsin, Yekaterinburg (Russia)

Keywords: high-carbon steel; hydrostatic extrusion; microstructure; mechanical properties; magnetic properties.

Abstract: The hydrostatic extrusion method as a type of intensive plastic deformation is an effective way to improve the mechanical properties of metals and alloys. The improvement of mechanical properties is generally a result of the structure dispersing and the increase of dislocation density. A large number of works consider the influence of deformation on the structure and mechanical properties of metals and alloys. However, literature pays far less attention to the study of physical characteristics of a material strengthened by means of intensive plastic deformation. Such investigations are necessary to develop nondestructive physical methods of diagnostics of such materials state. The authors carried out the study of high-carbon steel structure using the methods of scanning and transmission electron microscopy and performed mechanical tensile tests and a number of magnetic measurements. It is shown that the extruding causes the dispersing of U8A high-carbon steel structure. When extruding, the cellular, fragmented and submicrocrystalline structures are formed in ferrite constituent of steel perlitic structure in the conditions of dynamic recovery, continuous dynamic and post-dynamic recrystallization, causing the dislocation density reduction in a grain body under the true strain more than 1.62. With the growth of true strain, strength characteristics of U8A steel change monotonically: ultimate resistance increases twice, and conventional yield strength – by 3.6 times. It is established that the structure dispersion exerts the prevalent influence on strength characteristics, and the dislocation density plays the minor role. Unlike the mechanical characteristics, the coercive force, the maximum magnetic permeability, the residual induction and the elastic waves propagation speed are more sensitive to the dislocation density changes.