DEFORMATION STRUCTURE OF HIGH-PURITY IRON AFTER EXPLOSIVE LOADING IN SPHERICAL SYSTEMS

A. V. Dobromyslov^{1*}, E. A. Kozlov², N. I. Taluts¹

¹M.N. Miheev Institute of Metal Physic, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences,
18 S. Kovalevskoy St., Ekaterinburg, Russian Federation

²Russian Federal Nuclear Center – Zababakhin All-Russian Research Institute of Technical Physics,
P.B. 245, Snezhinsk, Chelyabinsk oblast, 456770, Russian Federation

*Corresponding author. E-mail: Dobromyslov@imp.uran.ru;
address for correspondence: ul. S. Kovalevskoy, 18, 620990, Ekaterinburg, Russian Federation.
Tel.: +7 343 3783824; Fax: +7 343 3745244

The deformation structure of high-purity iron after loading by spherically converging shock waves is studied by optical metallography, transmission electron microscopy, and microhardness measurements. It is revealed that high-rate plastic deformation of iron proceeds by slip. Shear bands and bands of strain localization along grain boundaries are formed in the course of loading. A mixed structure consisting of dislocation cells and bands is observed at the microlevel. Under realized loading conditions, high-rate plastic deformation of iron proceeds in the ε -phase; therefore twins are not formed. The deformation structure of high-purity iron is compared with the structure of Armco iron formed after similar loading conditions. The found difference is explained by different mobility of dislocations.

Keywords: iron, shock waves, high-rate plastic deformation, structure.

DOI: 10.17804/2410-9908.2016.6.069–079

References

1. Lan Y., Klaar H.I., Dahl W. Evolution of dislocation structure and deformation behavior of iron at different temperature: Part.I. Strain hardening curves and cellular structure. *Metallurgical Transactions A*, 1992, vol. 23, iss. 2, pp. 537–544. DOI: 10.1007/BF02801171.
2. Arnold W. *Dynamisches Werkstoffverhalten von ArmcoEisen bei Stoßwellenbelastung*. Fortschr.-Ber. VDI Reihe 5 Nr. 247, Düsseldorf, Germany, VDI-Verlag, 1992, 248 S.
3. Smith C.S., Fowler C.M. Further metallographic studies on metals after explosive shock. In: P.G. Shewmon and V.F. Zackay, eds. *Response of Metals to High Velocity Deformation*, Inter Science Publishers Inc., New York, 1961, pp. 309–341.
4. Lobodyuk V.A., Savvakina G.I., Fedas N.P., Khandros L.G. Effect of shock waves on the change in the structure of Armco iron. In: *Metallofizika: sbornik statey*. Vyp. 53 [Metal Physics: Collection of Papers, iss. 53]. Kiev, Naukova Dumka Publ., 1974, pp. 46–50. (In Russian).
5. Johnson J.N., Rohde R.W. Dynamic deformation twinning in shock-loaded iron. *J. Appl. Phys.*, 1971, vol. 42, no. 11, pp. 4171–4182.
6. Kozlov E.A., Telichko I.V., Gorbachev D.M., Pankratov D.G., Dobromyslov A.V., Taluts N.I. The metastability and incompleteness of the alpha-epsilon phase transformation in unalloyed iron loading pulses: Specific features under the effect of threshold of the deformation behavior and structure of armco iron. *The Physics of Metals and Metallography*, 2005, vol. 99, no. 3, pp. 300–313.
7. Leslie W.C., Hornbogen E., Dieter G.E. The structure of shock-hardened iron before and after annealing. *Journal of the Iron and Steel Institute*, 1962, vol. 200, part 8, pp. 622–633.
8. Altshuler L.V. The use of shock waves in high-pressure physics. *Uspekhi fizicheskikh nauk*, 1965, vol. 85, iss. 2, pp. 199–258. (In Russian).

9. Zukas E.G., Fowler C.M. The behavior of iron and steel under impulsive loading. In: P.G. Shewmon and V.F. Zackay, eds. *Response of Metals to High Velocity Deformation*, Inter Science Publishers Inc., New York, 1961, pp. 343–369.
10. Meyers M.F., Murr L.E. Defect generation in shock-wave deformation. In: M.F. Meyers, L.E. Murr, eds. *Shock Waves and High-Strain-Rate Phenomena in Metals*, Plenum Press, New York, 1981, pp.487–530.
11. Dobromyslov A.V., Kozlov E.A., Taluts N.I. High-strain-rate deformation of armko iron induced by spherical and quasi-spherical converging shock waves and the mechanism of the α - ϵ transformation. *The Physics of Metals and Metallography*, 2008, vol. 106, no.5, pp. 531–541. DOI: 10.1134/S0031918X08110136.
12. Kanel G.I., Razorenov S.V., Garkushin G.V., Ashitkov S.I., Komarov P.S., Agranat M.B. Deformation resistance and fracture of iron over a wide strain rate range. *Physics of the Solid State*, 2014, vol. 56, no. 8, pp. 1569–1573. DOI: 10.1134/S1063783414080113.
13. Garkushin G.V., Naumova N.S., Atroshenko S.A., Razorenov S.V. Influence of the reversible α - ϵ phase transition and preliminary shock compression on the spall strength of armco iron. *Technical Physics*, 2016, vol. 61, no. 1, pp. 84–90. DOI: 10.1134/S1063784216010102.
14. Kozlov E.A., Dobromyslov A.V., Taluts N.I., Voltz Ch. Effect of spherically converging shock waves on deformation and phase behavior of high-purity iron. *The Physics of Metals and Metallography*, 2012, vol. 113, no. 10, pp. 1007–1015. DOI: 10.1134/S0031918X12100055.
15. Kamenetskaya D.S., Piletskaya I.B., Shiryaev V.I. *Zhelezo vysokoy stepeni chistoty* [High-Purity Iron]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1978, 248 p. (In Russian).
16. Maddin R., Chen N.K. Geometrical aspects of the plastic deformation of metals single crystals. In: B. Chalmers, R. King, eds. *Progress in Metal Physics 5*, Pergamon Press Ltd., London, 1954, vol. 5, pp. 69–125.
17. Dobromyslov A.V., Dolgikh G.V., Taluts N.I., Shmatov V.T., Beresnev B.I. Influence of hydrostatic pressure upon geometry of slipping in monocrystals of siliceous iron. *Fizika metallov i metallovedenie*, 1982, vol. 54, iss. 2, pp. 332–338. (In Russian).

Подана в журнал: 15.11.2016

УДК 669.1:539.89

DOI: 10.17804/2410-9908.2016.6.069–079

ДЕФОРМАЦИОННАЯ СТРУКТУРА ВЫСОКОЧИСТОГО ЖЕЛЕЗА ПОСЛЕ ВЗРЫВНОГО НАГРУЖЕНИЯ В СФЕРИЧЕСКИХ СИСТЕМАХ

А. В. Добромислов^{1*}, Е. А. Козлов², Н. И. Талуц¹

¹Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики металлов имени М.Н. Михеева Уральского отделения Российской академии наук, ул. С. Ковалевской, 18, 620990, Екатеринбург, Российская Федерация

²Федеральное государственное унитарное предприятие Российский Федеральный Ядерный Центр – Всероссийский научно-исследовательский институт технической физики имени академика Е. И. Забабахина, а/я 245, 456770, Снежинск, Челябинская обл., Российская Федерация

*Ответственный автор. Электронная почта: Dobromyslov@imp.uran.ru; адрес для переписки: ул. С. Ковалевской, 18, 620990, Екатеринбург, Российская Федерация. Телефон: +7 (343) 378–38–24; Факс: +7 (343) 374–52–44

Методами металлографии, просвечивающей электронной микроскопии, а также измерением микротвердости изучена деформационная структура железа высокой чистоты после нагружения сферически сходящимися ударными волнами. Обнаружено, что высокоскоростная пластическая деформация железа осуществляется скольжением. В процессе нагружения происходит локализация деформации, приводящая к образованию полос сдвига, а в глубоких слоях шарового образца – дополнительно полос локализации деформации по границам зерен. На микроуровне формируется смешанная структура, состоящая из ячеистой и полосовой структуры. При реализованных режимах нагружения высокоскоростная пластическая деформация протекает в ε -фазе, поэтому двойники не образуются. Проведено сравнение деформационной структуры высокочистого железа со структурой армко-железа, формирующейся после аналогичных условий нагружения. Обнаруженное различие в деформационной структуре изученных металлов связывается с разной подвижностью дислокаций.

Ключевые слова: железо, ударное нагружение, высокоскоростная пластическая деформация, структура.

1. Введение

Изучение структуры и механических свойств металлов и сплавов, подвергшихся ударному нагружению, имеет большое значение для понимания деформационного и фазового поведения материалов в условиях высоких давлений и больших скоростей деформации. Известно, что формирование деформационной структуры железа в процессе пластической деформации зависит от нескольких факторов, таких как степень пластической деформации, скорость пластической деформации, температура деформации и присутствие примесей. При низких степенях деформации при комнатной температуре образующаяся деформационная структура содержит отдельные дислокации и плохо сформированную ячеистую структуру, которая с увеличением степени деформации становится более выраженной [1]. Увеличение скорости деформации приводит к появлению в деформационной структуре железа большого количества двойников деформации [2–7]. Влияние ударных волн на структуру и свойства армко-железа изучалось в ряде работ [2–13], однако работ, относящихся к изучению железа высокой чистоты, практически нет [14]. Вместе с тем хорошо известно, что степень чистоты железа по углероду оказывает существенное влияние на предел текучести, временное сопротивление разрыву и температуру хрупко-пластического перехода [15].

Цель данной работы – изучение деформационного поведения железа высокой чистоты при нагружении сферически сходящимися ударными волнами.

2. Материал и методика

Для исследования было взято железо высокой чистоты, содержание примесей в котором приведено в табл. 1. Образец в форме шара диаметром 60 мм был подвергнут нагружению сходящимися детонационными волнами во взрывной сферической системе с наружным радиусом взрывчатого вещества 40 мм (рис. 1 а). Толщина слоя взрывчатого вещества составляла 10 мм. Амплитудное значение давления на поверхности шара было около 60 ГПа. Спецификой данного способа нагружения является то, что изменение во времени давления в каждом слое шара, их амплитудные значения определяются не только величиной и длительностью начального импульса давления, но также и глубиной залегания слоя в шаре. Реализованный режим взрывного нагружения обеспечивал протекание $\alpha \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha$ превращения во всем объеме шара.

Таблица 1 – Химический состав исходного материала, мас. %

Fe	C	Mn	Si	S	P	Cu	Ni	Sn	Mo	N
Основа	0,001	0,050	0,008	0,004	0,005	0,006	0,017	0,002	0,001	0,0033

Претерпевший нагружение и сохраненный образец был разрезан по меридиональному сечению. Для проведения металлографического и электронно-микроскопического исследования, а также измерения микротвердости из одной половины образца были вырезаны столбики квадратного сечения вдоль радиальных направлений, из которых были приготовлены микрошлифы и фольги, находящиеся на различных расстояниях от поверхности шара. Шлиф был также приготовлен по всей плоскости меридионального сечения второй половины образца.

Металлографические исследования проводили на микроскопе Neophot-32, изучение микроструктуры – на электронном микроскопе JEM-200CX. Для травления шлифов использовали 2 %-ый раствор азотной кислоты в этиловом спирте. Утонение фольг для электронно-микроскопического исследования осуществляли электролитически в растворе хромового ангидрида (100 г) в ортофосфорной кислоте (860 мл) при напряжении 22–25 в. Измерение микротвердости проводили на микротвердомере ПМТ-3 при нагрузке 0,49 Н.

Рис. 1. Схема нагружения (а) и общий вид меридионального сечения шара из железа после нагружения (б)

3. Результаты и обсуждение

В результате ударного нагружения в центре шара появилась полость со средним радиусом $\sim 11,1$ мм (рис. 1 б). Вид поверхности полости указывает на протекание хрупкого разрушения в процессе ее формирования. Образование полости обусловлено появлением всесторонних растягивающих напряжений за фронтом сферически расходящейся волны, возникающей после фокусировки сферически сходящейся волны в центре шара. Это приводит к тому, что разрушение сферического образца начинается в его центре. Волны разрежения, возникающие при выходе расходящейся (отраженной от центра) волны на наружную поверхность шара, также участвуют в формировании, а точнее – в росте ранее возникшей полости.

В исходном состоянии железо имеет полностью рекристаллизованную структуру, состоящую из равноосных ферритных зерен (рис. 2 а).

Рис. 2. Структура (а) и микроструктура железа (б) в исходном состоянии

На рис. 3 и 4 приведена серия снимков, характеризующих изменение деформационной структуры образца на различных расстояниях от поверхности нагружения. Видно, что в результате высокоскоростной пластической деформации внутри исходных ферритных зерен происходит образование полос сдвига. В большинстве случаев полосы сдвига однородно заполняют тело зерна β -фазы и непрерывно распространяются от одной стороны зерна до другой. Полосы сдвига распространяются прямолинейно и не обнаруживают признаков волнистости или разветвленности, которые характерны для пластической деформации ОЦК металлов [16, 17]. С увеличением глубины залегания слоя в шаре среднее расстояние между полосами сдвига растет. Так, например, среднее расстояние между полосами сдвига в слое на глубине 1 мм от поверхности шара составляет 6 мкм, а на глубине 10 мм – 15 мкм (рис. 3 а, з).

Существенное изменение деформационной структуры железа происходит в слоях, находящихся на расстояниях 13 мм от поверхности нагружения. В таких слоях наряду с полосами сдвига, распространяющимися внутри зерен, происходит образование полос локализации деформации по границам зерен (рис. 4 а, б). При дальнейшем увеличении глубины залегания слоя плотность полос сдвига еще более уменьшается и появляются области с рекристаллизованным зерном (рис. 4 в).

При электронно-микроскопическом исследовании в исходной структуре железа наблюдается неоднородная дислокационная структура, в некоторых участках присутствуют только отдельные дислокации, в других – клубки дислокаций и дислокационные скопления (рис. 2 б).

Рис. 3. Структура железа после нагружения на различных расстояниях от поверхности:
a – 1; *б* – 3; *в* – 7; *з* – 10 мм

После ударного нагружения в приповерхностных слоях наблюдается сильно фрагментированная структура; местами мелкие фрагменты содержат внутри себя большое количество дислокаций. В слоях, расположенных на расстоянии 5 мм от поверхности шара, наблюдающаяся структура частично состоит из протяженных фрагментов, имеющих плоские границы, а частично из областей с ячеистой структурой (рис. 5 *a*). С увеличением глубины залегания слоя до 8 мм границы фрагментов становятся более четкими. Ячеистая структура по-прежнему присутствует, наряду с этим в некоторых местах наблюдается большое количество геликоидальных дислокаций, образование которых происходит в результате взаимодействия скользящих дислокаций с вакансиями (рис. 5 *б*). При дальнейшем увеличении глубины залегания слоя начинается формирование полосовой структуры (рис. 5 *в*), хотя области с ячеистой структурой все еще наблюдаются (рис. 5 *з*). В слое, расположенном на расстоянии 13,6 мм от поверхности шара, в структуре появляется достаточно большое количество рекристаллизованных зерен. Образовавшиеся в процессе рекристаллизации зерна или частично сохраняют морфологию ранее наблюдающейся фрагментированной структуры или имеют более равновесные границы. Полигонизационные и рекристаллизационные процессы в слое на расстоянии 16,4 мм от поверхности шара усиливаются (рис. 5 *д*, *е*). Микродвойники в деформационной структуре практически не обнаруживаются.

Рис. 4. Структура железа после нагружения на различных расстояниях от поверхности:
а – 13–14; *б* – 14,5; *в* – 18,5 мм

Характерной особенностью деформационной структуры железа, наблюдаемой в работе, является отсутствие двойникования, хотя скорость высокоскоростной деформации при нагружении сферически сходящимися ударными волнами находится в интервале 10^6 – 10^7 с⁻¹. Ранее в работе [7] при изучении структуры железа после нагружения плоскими ударными волнами с амплитудами в диапазоне 7–55 ГПа было установлено, что при давлении 7 ГПа в деформационной структуре присутствуют дислокации и механические двойники, плотность которых возрастает при повышении давления до 11 ГПа. В отличие от этого деформационная структура железа после нагружения ударным волнами с амплитудой 15,5 ГПа и выше содержит только дислокации, имеющие высокую плотность, и полосы сдвига. Отсутствие двойников при нагружении железа ударными волнами с амплитудами давления больше 13 ГПа авторы работы [5] объяснили протеканием $\alpha \rightarrow \epsilon$ превращения. Аналогично этому в работе [6] было показано, что образование двойников при нагружении железа скользящей детонацией слоев взрывчатого вещества происходит только до 13 ГПа. В настоящем исследовании давление на поверхности шара составляло 60 ГПа, что примерно в 4 раза больше давления, необходимого для протекания $\alpha \rightarrow \epsilon$. Поэтому высокоскоростная пластическая деформация в процессе ударного нагружения протекала не в α -фазе, имеющей ОЦК-структуру, в ϵ -фазе, имеющей ГПУ-структуру.

Рис. 5. Микроструктура шара после нагружения на различных расстояниях от поверхности:
a – 5,2; *б* – 8; *в* – 10,8; *г* – 13,6; *д*, *е* – 16,4 мм

В исходном состоянии микротвердость высокочистого железа составляет 960 МПа. После ударного воздействия микротвердость в приповерхностных слоях увеличивается при-

мерно в 1,5 раза (рис. 6). Затем она еще возрастает и в средних и глубоко расположенных слоях ее среднее значение составляет 1550 МПа. В слоях, расположенных вблизи полости, в которых наблюдается мелкое зерно, микротвердость железа резко понижается до значений примерно 1100 МПа. Несмотря на такое понижение микротвердость в этих слоях все еще оказывается больше, чем микротвердость железа в исходном образце, что связано главным образом с существенно меньшим размером рекристаллизованного зерна по сравнению с размером зерна в исходном состоянии. Следует отметить, что максимальные значения микротвердости в этом шаре несколько ниже, чем максимальные значения микротвердости в шаре из армко-железа, содержащего 0,024 мас. % углерода, подвергнутом аналогичному режиму нагружения [11] и существенно ниже, чем в шаре из высокочистого железа диаметром 166 мм, исследованном нами ранее в работе [12].

Рис. 6. Изменение микротвердости образца вдоль радиального направления. Вертикальные штриховые линии – границы внутренней полости. Горизонтальная штриховая линия – значение микротвердости в исходном состоянии

Сравнение деформационной структуры армко-железа, содержащего 0,024 мас. % углерода [11], и высокочистого железа, исследованного в данной работе, показывает, что уменьшение содержания углерода вносит некоторые изменения в особенности деформационного поведения железа. В высокочистом железе полосы сдвига выражены более четко и распространяются более прямолинейно. Количество полос локализации деформации в армко-железе существенно больше, они более узкие и контрастные. Кроме того, внутри некоторых из них наблюдаются трещины. Различие в деформационной структуре армко-железа и высокочистого железа на микроуровне трудно обнаружить из-за сильной неоднородности структуры.

Разница в деформационном поведении высокочистого железа и армко-железа в основном объясняется тем, что в высокочистом железе дислокации являются более подвижными, так как вблизи них не происходит образования облаков Коттрелла. Поэтому при одинаковых степенях деформации плотность дислокаций в армко-железе может быть больше на порядок [15]. Меньшая подвижность дислокаций в армко-железе не может обеспечить релаксацию действующих напряжений, что приводит к образованию трещин внутри полос локализации деформации.

4. Заключение

Проведенное исследование показало, что высокоскоростная пластическая деформация высокочистого железа в рассматриваемых условиях нагружения протекает скольжением, которое осуществляется главным образом в ε -фазе. В связи с этим образование деформационных двойников не происходит. На средних и глубоких радиусах наблюдается образование полос локализации деформации по границам зерен.

Различие в особенностях деформационной структуры высокочистого железа и армко-железа связывается с разной подвижностью дислокаций.

Благодарность

Работа выполнена в рамках государственного задания ФАНО России (тема «Деформация» № 01201463327) при частичной поддержке проекта УрО РАН № 15-17-2-11.

Электронно-микроскопическое исследование выполнено в ЦКП «Испытательный центр нанотехнологий и перспективных материалов» ИФМ УрО РАН.

Литература

1. Lan Y., Klaar H. I., Dahl W. Evolution of dislocation structure and deformation behavior of iron at different temperature. Part. I. Strain hardening curves and cellular structure // *Metallurgical Transactions A*. – 1992. – Vol. 23, iss. 2. – P. 537–544. – DOI: 10.1007/BF02801171.
2. Arnold W. Dynamisches Werkstoffverhalten von ArmcoEisen bei Stoßwellenbelastung. – Fortschr.-Ber. VDI Reihe 5 Nr. 247, Düsseldorf, Germany : VDI-Verlag, 1992. – 248 S.
3. Smith C. S., Fowler C. M. Further metallographic studies on metals after explosive shock // *Response of Metals to High Velocity Deformation* / edited by P. G. Shewmon, V. F. Zackay. – New York : Inter Science Publishers Inc., 1961. – P. 309–341.
4. Воздействие ударных волн на изменение структуры армко-железа / В. А. Лободюк, Г. И. Саввакин, Н. П. Федас, Л. Г. Хандрос // *Металлофизика : сб. науч. статей*. – Киев : Наукова думка, 1974. – Вып. 53. – С. 46–50.
5. Johnson J. N., Rohde R. W. Dynamic deformation twinning in shock-loaded iron // *J. Appl. Phys.* – 1971. – Vol. 42, no. 11. – P. 4171–4182.
6. The metastability and incompleteness of the alpha-epsilon phase transformation in unalloyed iron loading pulses: Specific features under the effect of threshold of the deformation behavior and structure of armco iron / E. A. Kozlov, I. V. Telichko, D. M. Gorbachev, D. G. Pankratov, A. V. Dobromyslov, N. I. Taluts // *The Physics of Metals and Metallography*. – 2005. – Vol. 99, no. 3. – P. 300–313.
7. Leslie W. C., Hornbogen E., Dieter G. E. The structure of shock-hardened iron before and after annealing // *Journal of the Iron and Steel Institute*. – 1962. – Vol. 200, part 8. – P. 622–633.
8. Альтшулер Л. В. Применение ударных волн в физике высоких давлений // *Успехи физических наук*. – 1965. – Т. 85, вып. 2. – С. 199–258.
9. Zukas E. G., Fowler C. M. The behavior of iron and steel under impulsive loading. // *Response of metals to high velocity deformation* / edited by P. G. Shewmon, V. F. Zackay. – New York : Inter Science Publishers Inc., 1961. – P. 343–369.
10. Meyers M. F., Murr L. E. Defect generation in shock-wave deformation // *Shock waves and high-strain-rate phenomena in metals* / edited by M. A. Meyers, L. E. Murr. – New York : Plenum Press, 1981. – P. 487–530.
11. Dobromyslov A. V., Kozlov E. A., Taluts N. I. High-strain-rate deformation of armco iron induced by spherical and quasi-spherical converging shock waves and the mechanism of the α - ϵ transformation // *The Physics of Metals and Metallography*. – 2008. – Vol. 106, no. 5. – P. 531–541. – DOI: 10.1134/S0031918X08110136.
12. Deformation resistance and fracture of iron over a wide strain rate range / G. I. Kanel, S. V. Razorenov, G. V. Garkushin, S. I. Ashitkov, P. S. Komarov, M. B. Agranat // *Physics of the Solid State*. – 2014. – Vol. 56, no. 8. – P. 1569–1573. – DOI: 10.1134/S1063783414080113.
13. Influence of the reversible α - ϵ phase transition and preliminary shock compression on the spall strength of armco iron / G. V. Garkushin, N. S. Naumova, S. A. Atroshenko, S. V. Razorenov // *Technical Physics*. – 2016. – Vol. 61, no. 1. – P. 84–90. – DOI: 10.1134/S1063784216010102.
14. Effect of spherically converging shock waves on deformation and phase behavior of high-purity iron / E. A. Kozlov, A. V. Dobromyslov, N. I. Taluts, Ch. Voltz // *The Physics of Metals and Metallography*. – 2012. – Vol. 113, no. 10. – P. 1007–1015. – DOI: 10.1134/S0031918X12100055.

15. Каменецкая Д. С., Пилецкая И. В., Ширяев В. И. Железо высокой степени чистоты. – М. : Металлургия, 1978. – 248 с.
16. Maddin R., Chen N. K. Geometrical aspects of the plastic deformation of metals single crystals // Progress in Metal Physics 5 / edited by B. Chalmers, R. King. – London : Pergamon Press Ltd., 1954. – Vol. 5. – P. 69–125.
17. Influence of hydrostatic pressure upon geometry of slipping in monocrystals of siliceous iron / A. V. Dobromyslov, G. V. Dolgikh, N. I. Taluts, V. T. Shmatov, B. I. Beresnev // Fizika metallov i metallovedenie. – 1982. – Vol. 54, iss. 2. – P. 332–338.