

## High-pressure phases in the $\text{Al}_{86}\text{Ni}_6\text{Gd}_4\text{Tb}_2\text{Er}_2$ alloy

S. G. Menshikova<sup>†,1</sup>, V. V. Brazhkin<sup>2</sup>, V. I. Lad'yanov<sup>1</sup>, B. E. Pushkarev<sup>1</sup>, A. A. Suslov<sup>1</sup>

<sup>†</sup>svetlmensh@mail.ru

<sup>1</sup>Udmurt Federal Research Center, RAS, 34 T. Baramzina St., Izhevsk, 426067, Russia

<sup>2</sup>Institute for High Pressure Physics, RAS, 14 Kaluga Highway, Moscow, 108840, Russia

The combination of various extreme influences (ultrahigh pressures, torsion under pressure and equal channel angular pressing, ultralow and ultrahigh temperatures, strong electric and magnetic fields, ultrafast cooling from the melt) allows us to significantly expand the region of metastable states and to obtain materials with different structural hierarchy: amorphous, quasi- and nanocrystalline. The key extreme parameter in the work is high pressure. High pressure phases are thermodynamically stable at high pressures. The methods of X-ray diffraction analysis and electron microscopy were used to study the structure, elemental, and phase composition of the hypereutectic  $\text{Al}_{86}\text{Ni}_6\text{Gd}_4\text{Tb}_2\text{Er}_2$  (hereinafter, at.%) alloy during solidification of the melt at a rate of 1000 deg/s under ultrahigh pressure of 3 and 7 GPa. Samples for research were obtained in a high-pressure chamber of the toroid type. The alloy was heated and melted by passing alternating current through the sample. The structure of all the obtained samples is homogeneous, dense, without shrinkage shells. Solidification of the melt under pressure of 3 and 7 GPa leads to a change in the phase composition of the alloy, the alloy remains hypereutectic. At a pressure of 7 GPa, metastable crystalline phases were obtained. The combination of high solidification rate and mechanical compaction made it possible to obtain alloys with a crushed structure and high density. The average microhardness of samples obtained under pressure is ~4 times higher than the microhardness of the initial sample due to solid-solution and dispersion hardening. Despite the fact that the alloy is glass-forming, amorphous phases were not detected under the selected solidification conditions.

**Keywords:** aluminum-based alloy, melt, high pressure, microstructure, electron microscopy.

УДК: 544.32, 538.91

## Фазы высокого давления в сплаве $\text{Al}_{86}\text{Ni}_6\text{Gd}_4\text{Tb}_2\text{Er}_2$

Меньшикова С. Г.<sup>†,1</sup>, Бражкин В. В.<sup>2</sup>, Ладьянов В. И.<sup>1</sup>, Пушкарев Б. Е.<sup>1</sup>, Суслов А. А.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Удмуртский федеральный исследовательский центр УрО РАН, ул. Т. Барамзиной, 34, Ижевск, 426067, Россия

<sup>2</sup>Институт физики высоких давлений РАН, Калужское ш., 14, Москва, 108840, Россия

Сочетание различных экстремальных воздействий (сверхвысокие давления, кручение под давлением и равно-канальное угловое прессование, сверхнизкие и сверхвысокие температуры, сильные электрические и магнитные поля, сверхбыстрое охлаждение из расплава) позволяет существенно расширить области метастабильных состояний и получать материалы с различной структурной иерархией: аморфной, квази- и нанокристаллической. Ключевым экстремальным параметром в работе является высокое давление. Фазы, область термодинамической устойчивости которых соответствует области высоких давлений, называют фазами высоких давлений. Методами рентгеноструктурного анализа и электронной микроскопии исследованы структура, элементный и фазовый состав заэвтектического сплава  $\text{Al}_{86}\text{Ni}_6\text{Gd}_4\text{Tb}_2\text{Er}_2$  (здесь и далее по тексту ат.%) при затвердевании расплава со скоростью 1000 град/с под сверхвысоким давлением 3 и 7 ГПа. Образцы для исследований получали в камере высокого давления типа «тороид». Нагрев и плавление сплава проводили пропусканием переменного тока через образец. Структура всех полученных образцов однородная, плотная, без усадочных раковин. Затвердевание расплава под давлением 3 и 7 ГПа приводит к изменению фазового состава сплава, сплав остается заэвтектическим. При давлении 7 ГПа получены метастабильные кристаллические фазы. Сочетание высокой скорости затвердевания и механического уплотнения дало возможность получить сплавы с измельченной структурой и высокой плотностью. Средняя микротвердость образцов, полученных под давлением, в 4 раза выше микротвердости исходного образца за счет твердорастворного и дисперсионного упрочнения. Несмотря на то, что сплав является стеклообразующим, в выбранных условиях затвердевания аморфные фазы не обнаружены.

**Ключевые слова:** сплав на основе алюминия, расплав, давление, микроструктура, электронная микроскопия.

## 1. Введение

Развитие современных областей авиа-, ракетостроения и других наукоемких областей промышленности требует принципиально новых подходов при создании материалов нового поколения, обладающих одновременно комплексом необходимых служебных свойств. Для многих сплавов резервы дальнейшего улучшения их свойств за счет традиционных методов легирования и термообработки оказались исчерпанными, во многих случаях существенно ограничены и не удовлетворяют этим требованиям. Вместе с тем структуру материалов и, соответственно, их свойства можно изменять в широких пределах в условиях, далеких от состояния равновесия, используя для этих целей различные экстремальные воздействия: сверхвысокие давления [1], кручение под давлением и равноканальное угловое прессование [2,3], сверхнизкие и сверхвысокие температуры [4,5], сильные электрические и магнитные поля [6,7], сверхбыстрое охлаждение из расплава [8,9] и др. Сочетание этих методов позволяет дополнительно существенно расширить области метастабильных состояний и получать материалы с различной структурной иерархией: аморфной (в т.ч. объемно-аморфной), квази- и нанокристаллической, и, соответственно, с широким спектром их различных свойств [10,11].

В рамках такого направления исследований в последних наших работах [12–14] мы использовали совместно высокие температуры и быструю закалку из расплава, одновременно воздействуя на расплав высоким давлением (несколько ГПа) применительно к сплавам на основе алюминия типа Al-ПМ-РЗМ. Сплавы данного типа как в литом, так и в аморфно-нанокристаллическом состоянии представляют большой интерес вследствие их высоких технологических свойств и широкого использования в различных областях промышленности [15,16]. Показана возможность модифицирования структуры, получение новых фаз и аномально пересыщенных твердых растворов в модельных сплавах  $Al_{90}Y_{10}$  и  $Al_{87}Ni_8Y_5$  [12–14]. Ключевым экстремальным параметром в работах [12–14] является высокое давление. Фазы, область термодинамической устойчивости которых соответствует области высоких давлений, называют фазами высоких давлений [17,18]. Основные типы камер высокого давления, используемых за рубежом и в России, рассмотрены в монографии [19]. К ним относятся, в частности, камера «цилиндр-поршень», камера «тороид», наковальни Бриджмена и др. Для многих научных и практических целей фазу вещества высокого давления необходимо сохранять в нормальных условиях. Обычно для этих целей выбирают соответствующий режим обработки: снижают сначала температуру сжатого вещества, а затем давление [13,20]. Различные вариации термобарических режимов получения материалов рассмотрены в работе [20]. К ним относятся: затверждение высокомолекулярных жидкостей в условиях постоянно действующего высокого давления (несколько ГПа) при скоростях охлаждения  $\sim 10^3$  град/с [21]; плавление при невысоком давлении (0.5–1 ГПа), далее — резкое увеличение давления

до 3–7 ГПа, что приводит к большому переохлаждению [22]; импульсное давление в процессе затвердевания [23]; метод, где давление используется для создания различных полиморфных модификаций вещества, а кинетика превращений, в основном, регулируется температурой [24]; фазовый наклеп — многократный переход по давлению вблизи давления фазового перехода (диффузионного или мартенситного), где давление используется как фактор, инициирующий фазовый переход [20]; сильная пластическая деформация, в вещество вводятся дефекты (вакансии и дислокации) [25]; прессование ультрадисперсных частиц (конгломерат малых частиц 1–5 нм) под высоким давлением [26]. В зависимости от поставленных задач, предпочтительнее тот и иной метод.

Высокие давления достаточно давно и успешно используются для получения различных метастабильных фаз в сплавах [27,28], которые не удается получить другими методами. Кроме формирования метастабильных фаз в сплавах, при быстром затвердевании расплава под высоким давлением можно ожидать увеличения взаимной растворимости компонентов, дробление и измельчение зерна, изменение механизмов кристаллизации и т.п. В разных системах высокое давление по-разному влияет на структуру и свойства сплавов [20,29–31].

Цель настоящей работы — изучение возможности формирования новых фаз в многокомпонентном сплаве заэвтектического состава  $Al_{86}Ni_6Gd_4Tb_2Er_2$  при быстром затвердевании высокотемпературного расплава под сверхвысоким давлением.

## 2. Материалы и методики исследования

Исходный слиток  $Al_{86}Ni_6Gd_4Tb_2Er_2$  получали сплавлением металлов в корундовых тиглях в печи Таммана с последующим выпуском в чугунную форму при атмосферном давлении. Образцы для исследований получали в камере высокого давления типа «тороид» [20] (Рис. 1) в зависимости от высокого давления (3 и 7 ГПа). Значения давления выбирали с учетом ранее выполненных работ [12–14,20]. Температура расплава перед закалкой 1770 К. Охлаждение расплава проводили со скоростью 1000 град/с. Нагрев и плавление проводили пропусканием переменного тока через образец, помещенный в тигель из гексагонального нитрида бора. Токоподводами служили пуансоны высокого давления. Фазовый состав образцов определяли методом рентге-

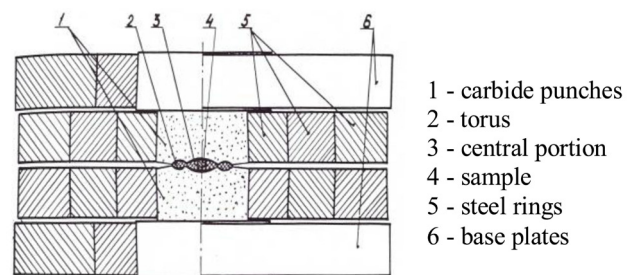


Рис. 1. Общий вид камеры «тороид» [20].

Fig. 1. General view of the «toroid» camera [20].

ноструктурного анализа (PCA) на установке Bruker Advance в  $Cu_{K\alpha}$ -излучении. Для определения элементного состава, морфологии и размера структурных составляющих сплава использовали оптический микроскоп Neophot-21 и растровый электронный микроскоп Philips SEM 515 с программно-аппаратным комплексом для микроанализа Genesis 2000 XMS. Дюретрические измерения (твёрдость по Виккерсу Hv) выполняли на микротвердоме PMT-3M, нагрузка 50 г, выдержка 10 с.

### 3. Результаты исследования

В Табл. 1 представлены условия получения и фазовый состав, а на Рис. 2 — рентгенограммы исходного и полученных под давлением образцов.

Металлографические исследования с учетом данных PCA показали, что структура исходного сплава состоит из крупных первичных кристаллов фазы  $Al_{19}Ni_5(Tb, Gd, Er)_3$  (на Рис. 3а обозначенных цифрой 1) длиной ~400 мкм и толщиной 50 мкм и нерегулярной эвтектики ( $\alpha-Al + Al_3(Gd, Er) + Al_{19}Ni_5(Tb, Gd, Er)_3$ ) (на Рис. 3а обозначена цифрой 2). Концентрационные карты распределения элементов в образце представлены на Рис. 3а. В первичных кристаллах присутствуют все элементы сплава. Согласно данным рентгеноспектрального микроанализа, из всех элементов, исключая Al, в эвтектике больше всего сосредоточено Gd, в наименьшем количестве содержится Ni.

При 3 ГПа фазовый состав исходного сплава меняется, сплав кристаллизуется с формированием двух равновесных фаз:  $\alpha-Al$  и  $Al_4Ni(Tb, Gd, Er)$ . Микроструктура образца и концентрационные карты распределения элементов представлены на Рис. 3б. Вследствие дисперсности структуры, как видно из Рис. 3б, однозначно распределение элементов указать невозможно. В указанных условиях сплав затвердевает по заэвтектическому типу: первоначально формируются тонко разветвленные дендриты фазы  $Al_4Ni(Tb, Gd, Er)$ , отчетливо видны оси первого и второго порядков (на Рис. 3б обозначена цифрой 1), далее формируется дисперсная эвтектика ( $\alpha-Al + Al_4Ni(Tb, Gd, Er)$ ) (обозначена цифрой 2 на Рис. 3б).

Микроструктура образца, затвердевшего под давлением 7 ГПа, с концентрационными картами распределения элементов, представлены на Рис. 3с. Давление 7 ГПа приводит к формированию двух фаз:  $Al_3Er^*$  и фазы\*\*, которые при затвердевании расплава выделяются первично. Фаза  $Al_3Er^*$  обладает кубической струк-

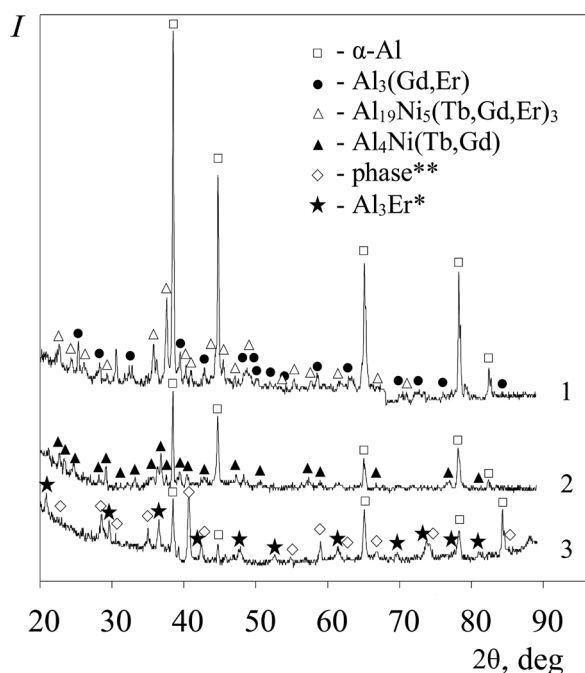


Рис. 2. Рентгенограммы сплава. 1 — исходный образец, 2 — 3 ГПа, 3 — 7 ГПа.

Fig. 2. X-ray diffraction patterns of the alloy. 1 — initial sample, 2 — 3 GPa, 3 — 7 GPa.

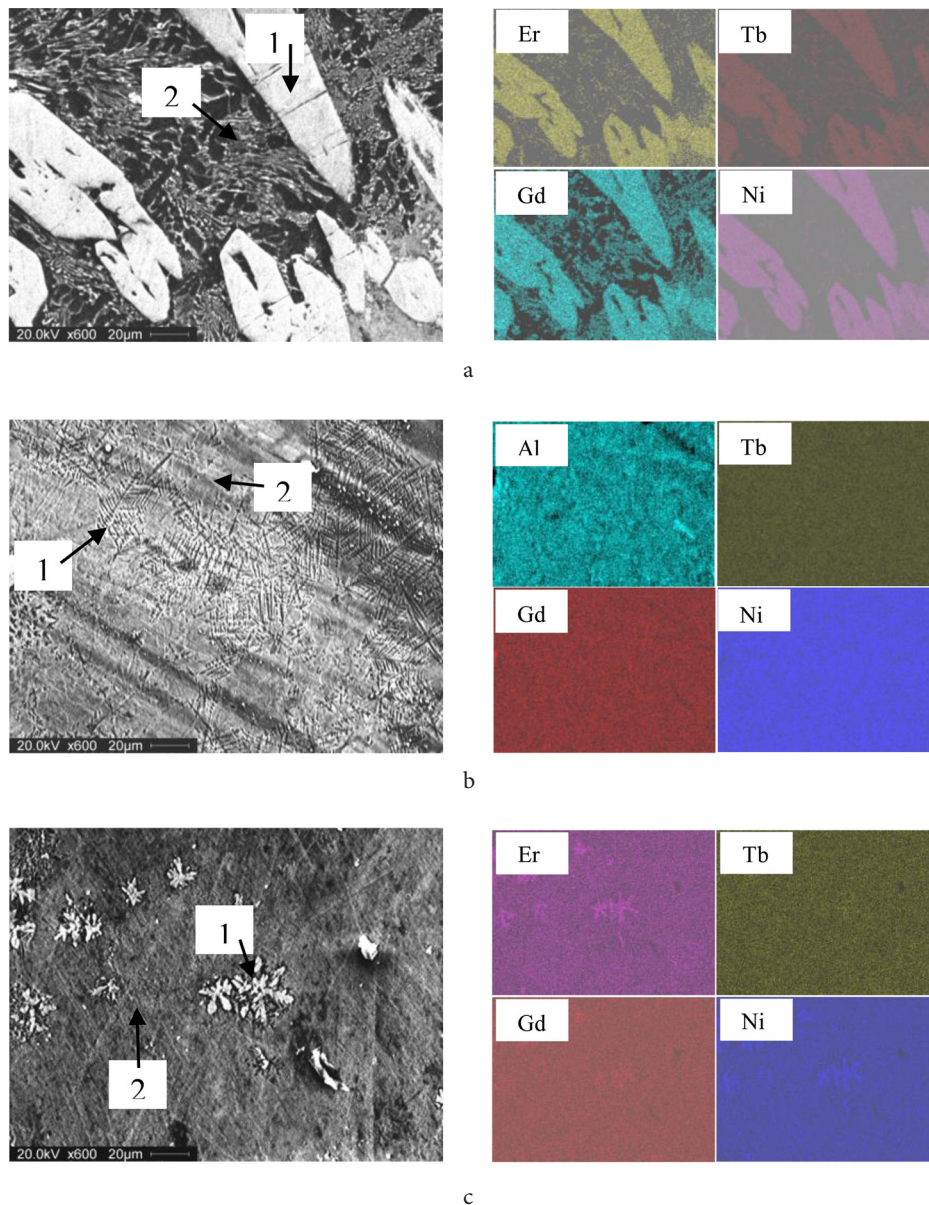
турой, период решетки  $0.4255 \pm 0.0003$  нм (на Рис. 3с обозначена цифрой 1 и представляет собой кристаллы-дендриты). На рентгенограмме (Рис. 2) линии данной фазы соответствуют линиям известной фазы  $Al_3Er$ , период решетки которой  $0.4215 \pm 0.0002$  нм, но смещены в область меньших углов  $2\theta$ . Кроме того, в составе фазы  $Al_3Er^*$  содержится Ni и, в небольшом количестве, Gd и Tb (Рис. 3с), с чем связано, в нашем предположении, увеличение периода решетки данной фазы. По данным рентгеноспектрального микроанализа, процентное содержание элементов в данной фазе: 72%Al, 5%Gd, 2%Tb, 5%Er, 12%Ni. Вторая фаза — фаза\*\*, определена из рентгенограмм на Рис. 2. Фаза\*\*, с кубической структурой близка по составу к фазе  $GdNi_2$  (c15). Линии фазы\*\* смещены в область меньших углов  $2\theta$  по отношению к известной фазе  $GdNi_2$ . Оставшийся Gd, а также Tb, предположительно, растворяются в  $\alpha-Al$  фазе, формируя пересыщенный твердый раствор  $Al(Gd, Tb)$ . После кристаллизации фаз  $Al_3Er^*$  и фазы\*\* формируется дисперсная эвтектика (на Рис. 3с эвтектика обозначена цифрой 2). Содержание элементов в эвтектике, по дан-

Табл. 1. Условия получения и фазовый состав образцов.

Table. 1. Production conditions and phase composition of the samples.

№	Условия получения Production conditions	Фазовый состав Phase composition
1	Исходный образец Initial sample	$\alpha-Al$ ; $Al_3(Gd, Er)$ (гекс., hP8/3); $Al_{19}Ni_5(Tb, Gd, Er)_3$ (орт., oC108/4) $\alpha-Al$ ; $Al_3(Gd, Er)$ (hex., hP8/3); $Al_{19}Ni_5(Tb, Gd, Er)_3$ (orth., oC108/4)
2	3 ГПа (1770 K) 3 GPa (1770 K)	$\alpha-Al$ ; $Al_4Ni(Tb, Gd, Er)$ (орт., oC24/5) $\alpha-Al$ ; $Al_4Ni(Tb, Gd, Er)$ (orth., oC24/5)
3	7 ГПа (1770 K) 7 GPa (1770 K)	$\alpha-Al$ , $Al_3Er^*$ (куб., cP4/2), фаза** $\alpha-Al$ , $Al_3Er^*$ (cub., cP4/2), phase**





**Рис. 3.** (Color online) Микроструктура и концентрационные карты распределения элементов образцов: исходный образец (a), 3 ГПа (b), 7 ГПа (c).

**Fig. 3.** (Color online) Microstructure and concentration maps of the distribution of sample elements: initial sample (a), 3 GPa (b), 7 GPa (c).

ным рентгеноспектрального анализа, следующее: 84%Al, 4%Gd, 2%Tb, 1%Er, 5%Ni.

Структура всех полученных образцов однородная, плотная, не обнаружено усадочных раковин. Исследования показали, что средняя микротвердость образцов, полученных под давлением, в ~4 раза выше микротвердости исходного образца за счет твердорастворного и дисперсионного упрочнения.

#### 4. Выводы

Таким образом, затвердевание под давлением 3 и 7 ГПа приводит к изменению фазового состава, при этом сплав остается заэвтектическим. При давлении 7 ГПа и температуре 1770 К получены метастабильные кристаллические фазы. Сочетание высокой скорости затвердевания и механического уплотнения дало

возможность получить сплавы с измельченной структурой и высокой плотностью.

Исследуемый сплав, а также исследованные нами ранее сплавы  $\text{Al}_{90}\text{Y}_{10}$  и  $\text{Al}_{87}\text{Ni}_8\text{Y}_5$  являются стеклообразующими [10,15,16]. В выбранных условиях затвердевания аморфные фазы не обнаружены. Полагаем, что для эвтектических сплавов рассматриваемого типа наибольшее «разупорядочение» (аморфизация) структуры сплава будет происходить при более высоких давлениях (при той же скорости охлаждения расплава ~1000 град/с).

Полученные результаты позволяют сделать заключение о том, что метод сверхвысоких давлений и температур остается перспективным для модификации и изменения уровня свойств, а также получения новых соединений в сплавах на основе алюминия с переходными и редкоземельными металлами.

*Благодарности/Acknowledgments. Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (№ 18-02-00643а), в рамках государственного задания Министерства образования и науки РФ (№ АААА-А17-117022250039-4). Авторы выражают искреннюю признательность С.А. Терёшкиной и М.И. Мокрушиной за помощь в выполнении рентгенофазового анализа./This work was financially supported by the RFFI (No. 18-02-00643а), as part of the state assignment of the Ministry of Education and Science of the Russian Federation (No. АААА-А17-117022250039-4). The authors are sincerely grateful to Ms. S. A. Tereshkina and Ms. M. I. Mokrushina for help in the performing of X-ray phase analysis.*

## Литература/References

1. S.V. Porova, O.A. Sazonova, V.V. Brazhkin, N.V. Kalyaeva, M.B. Kondrin, A.G. Lyapin. Phys. Solid State. 48 (11), 2177 (2006). (in Russian) [С.В. Попова, О.А. Сазонова, В.В. Бражкин, Н.В. Каляева, М.Б. Кондрин, А.Г. Ляпин. ФТТ. 48 (11), 2177 (2006).] [Crossref](#)
2. V.G. Pushin, A.I. Lotkov, Yu.R. Kolobov, R.Z. Valiev, E.F. Dudarev, N.N. Kuranova, A.P. Dyupin, D.V. Gunderov, G.P. Bakach. Phys. Metals Metallogr. 106, 520 (2008). (in Russian) [В.Г. Пушин, А.И. Лотков, Ю.Р. Колобов, Р.З. Валиев, Е.Ф. Дударев, Н.Н. Куранова, А.П. Дюпин, Д.В. Гундеров, Г.П. Бакач. ФММ. 106, 520 (2008).] [Crossref](#)
3. A.V. Lukyanov, V.G. Pushin, N.N. Kuranova, A.E. Svirid, A.N. Uksusnikov, Yu.M. Ustyugov, D.V. Gunderov. Phys. Metals Metallogr. 119 (4), 374 (2018). (in Russian) [А.В. Лукьянов, В.Г. Пушин, Н.Н. Куранова, А.Э. Свирид, А.Н. Уксусников, Ю.М. Устюгов, Д.В. Гундеров. ФММ. 119 (4), 374 (2018).] [Crossref](#)
4. V.E. Vaganov, A.V. Aborkin, M.I. Alymov, V.D. Berbentsev. Metals. 5, 67 (2015). (in Russian) [В.Е. Ваганов, А.В. Аборкин, М.И. Алымов, В.Д. Бербенцев. Металлы. 5, 67 (2015).]
5. V.S. Edelman. Near absolute zero. Moscow, Science (1983) 176 p. (in Russian) [В.С. Эдельман. Вблизи абсолютного нуля. Москва, Наука (1983) 176 с.]
6. A.P. Korolev, D.M. Mordasov. The behavior of materials in an electric field. FSBEI HPE «TSTU» (2012) 80 p. (in Russian) [А.П. Королёв, Д.М. Мордасов. Поведение материалов в электрическом поле. ФГБОУ ВПО «ТГТУ» (2012) 80 с.]
7. G. Colm, A. Freeman. Physics — Uspekhi. 88 (4), 703 (1966). (in Russian) [Г. Кольм, А. Фриман. УФН. 88 (4), 703 (1966).] [Crossref](#)
8. Z. Wang, X.F. Liu, J.X. Xie. Mater. Sci. Eng. A. 532, 536 (2012). [Crossref](#)
9. H. Fu, S. Song, L. Zhuo, Z. Zhang, J. Hie. Mater. Sci. Eng. A. 650, 218 (2016). [Crossref](#)
10. A.M. Glezer, I.E. Permyakova. Melt hardened nanocrystals. Moscow, FIZMATLIT (2012) 360 p. (in Russian) [А.М. Глезер, И.Е. Пермякова. Нанокристаллы, закаленные из расплава. Москва, ФИЗМАТЛИТ (2012) 360 с.]
11. I.G. Brodova, P.S. Popel, N.M. Barbin, N.A. Batolin. Melts as the basis for the formation of the structure and properties of aluminum alloys. Yekaterinburg, UB RAS (2005) 369 p. (in Russian) [И.Г. Бродова, П.С. Попель, Н.М. Барбин, Н.А. Ватолин. Расплавы как основа формирования структуры и свойств алюминиевых сплавов. Екатеринбург, УрО РАН (2005) 369 с.]
12. S.G. Menshikova, V.V. Brazhkin, V.I. Lad'yanov, B.E. Pushkarev. Journal of Crystal Growth. 524, 125164 (2019). [Crossref](#)
13. S.G. Menshikova, I.G. Shirinkina, I.G. Brodova, V.V. Brazhkin, V.I. Lad'yanov, B.E. Pushkarev. Journal of Crystal Growth. 525, 125206 (2019). [Crossref](#)
14. S.G. Menshikova, I.G. Shirinkina, I.G. Brodova, V.V. Brazhkin. Russian Metallurgy (Metally). 2, 135 (2019). (in Russian) [С.Г. Меньшикова, И.Г. Ширинкина, И.Г. Бродова, В.В. Бражкин. Расплавы. 1, 18 (2019).] [Crossref](#)
15. K. Fan, X. Yue, A. Inoue, C.-T. Liu, X. Shen, P.K. Liaw. Mat. Res. 22 (1), 1 (2019). [Crossref](#)
16. S.G. Rassolov, E.A. Sviridova, V.V. Maximov, V.K. Nosenko, I.V. Zhikharev, D.V. Matveev, E.A. Pershina, V.I. Weaver. Metallofiz. Noveishie Tekhnol. 37 (8), 1089 (2015). (in Russian) [С.Г. Рассолов, Е.А. Свиридова, В.В. Максимов, В.К. Носенко, И.В. Жихарев, Д.В. Матвеев, Е.А. Першина, В.И. Ткач. Металлофизика и новейшие технологии. 37 (8), 1089 (2015).] [Crossref](#)
17. V.F. Degtyareva. Structura i ystoichivost phaz visokogo davlenia v binarnykh splavah sp metallov: Dissertacija na soiskanie stepeni dokhora phiziko-matematicheskikh nauk. Chernogolovka (2002) 205 p. (in Russian) [В.Ф. Дегтярева. Структура и устойчивость фаз высокого давления в бинарных сплавах сп металлов: дисс. докт. ф.-м. наук. Черноголовка (2002) 205 с.]
18. S.M. Stishov. Phase transitions for beginners. Moscow, Troitsk, «Trent» (2014) 90 p. (in Russian) [С.М. Стишов. Фазовые переходы для начинающих. Москва, Троицк, «Трент» (2014) 90 с.]
19. D.S. Cyclis. Technique of physical and chemical research at high and ultrahigh pressures. Moscow, Chemistry (1976) 63 p. (in Russian) [Д.С. Циклис. Техника физико-химических исследований при высоких и сверхвысоких давлениях. Москва, Химия (1976) 63 с.]
20. V.V. Brazhkin. Vliyanie visokogo davlenia na zatverdevanie metallicheskih rasplavov (Pb, In, Cu, dvoynie splavy na osnove medi: Dissertacija na soiskanie stepeni dokhora phiziko-matematicheskikh nauk. Moscow (1996) 150 p. (in Russian) [В.В. Бражкин. Влияние высокого давления на затвердевание металлических расплавов (Pb, In, Cu, двойные сплавы на основе меди): дисс. канд. физ.-мат. наук. Москва (1996) 150 с.]
21. F. Eirich. Rheology. Theory and applications. Moscow, Ed. Foreign. Lit. (1962) 824 p. (in Russian) [Ф. Эйрих. Реология. Теория и приложения. Москва, Изд. иностр. лит. (1962) 824 с.]
22. J.A. Sechar, M. Mohon, C. Divacar, A.K. Singh. Scr. Mat. 18, 1327 (1984). [Crossref](#)
23. J.A. Sechar, G.S. Raddy, P. Venkoteswarrao.

- Proc. Int. Conf. Rapidly solidified Materials. 5, 605 (1985) (1985).
24. O. Mishima, L. D. Calver, E. Whalley. Nature. 310 (5976), 393 (1984). [Crossref](#)
25. V.A. Pavlov. Phys. Metals Metallogr. 59 (4), 629 (1985). (in Russian) [В. А. Павлов. ФММ. 59 (4), 629 (1985).]
26. I. V. Tananaev, V.B. Fedorov, L. V. Malyukova, E. B. Captains. Doc. USSR Academy of Sciences. 283 (6), 1364 (1985). (in Russian) [И. В. Тананаев, В. Б. Федоров, Л. В. Малукова, Е. В. Капитанов. Докл. АН СССР. 283 (6), 1364 (1985).]
27. S. V. Popova. Physics and technology of high pressures. 11, 3 (1986). (in Russian) [С. В. Попова. Физика и техника высоких давлений. 11, 3 (1986).]
28. E. G. Ponyatovsky, V.E. Antonov, I.T. Belash. Physics — Uspekhi. 137, 663 (1982). (in Russian) [Е. Г. Понятовский, В. Е. Антонов, И. Т. Белаш. УФН. 137, 663 (1982).] [Crossref](#)
29. J.J. Sobczak, L. Drenchev, R. Asthana. International Journal of Cast Metals Research. 25 (1), 1 (2012). [Crossref](#)
30. A.Yu. Basharin, V.S. Dozhdikov A.V. Kirillin, M.A. Turchaninov, L.R. Fokin. Letters to the PTF. 36 (12), 39 (2010). (in Russian) [А. Ю. Башарин, В. С. Дождиков, А. В. Кириллин, М. А. Турчанинов, Л. Р. Фокин. Письма в ЖТФ. 36 (12), 39 (2010).]
31. T. Yin, Y. Fang, W.K. Chong, K.T. Ming, S. Jiang, X. Li, J.L. Kuo, J. Fang, T.C. Sum, T.J. White, J. Yan, Z. X. Shen. Adv. Mater. 30 (2), 1705017 (2018). [Crossref](#)