

Formation of structural states in mechanically activated powder mixtures Ti + Al exposed to gamma irradiation

M. V. Loginova^{1,†}, V. I. Yakovlev¹, V. Yu. Filimonov¹, A. A. Sitnikov¹,
A. V. Sobachkin¹, S. G. Ivanov¹, A. V. Gradoboev²

[†]anicpt@rambler.ru

¹Polzunov Altai State Technical University, 46 Lenina ave., Barnaul, 656038, Russia

²National Research Tomsk Polytechnic University, 30 Lenina ave., Tomsk, 634050, Russia

In this paper an experimental study of structural state changes in components of mechanically activated Ti + Al powder mixture irradiated with γ -quanta ^{60}Co has been carried out. As an object of study titanium powder with an average particle size of 80 μm and aluminum powder with an average size of 20 μm were selected. The initial mixture corresponded to stoichiometric composition of compound TiAl (Ti–36 wt.% Al). A planetary ball mill AGO-2 was used for mechanical activation of powder mixture. Level of impact of γ -quanta was determined by absorbed doses D_γ [Gy], which increased during experiment from 1×10^3 to 2×10^4 Gy. The dependencies between structure parameters, sizes of coherent scattering regions, microstrains of components of mechanically activated mixture and absorbed dose were established. The influence of γ -irradiation on structural state of the components of mechanically activated mixture depends on irradiation dose. Irradiation with γ -quanta of mechanically activated Ti + Al mixture leads to partial annealing of defects in considered range of absorbed dose, while nanosized scale of coherent scattering of crystallites is preserved. The changes in characteristic microstructure of Ti + Al powder mixture were established depending on absorbed dose of γ -quanta. Small fragments of composites with irregular shape gradually disappeared with increasing radiation dose, but large particles formed, their shapes became more rounded. Particles coagulated in accordance with radiation sintering mechanism, the system had tendency to enlarge structure elements; the structure of mechanical composites became more uniform, both due to low-temperature sintering, and due to the influence of γ -irradiation.

Keywords: powder mixture, mechanical activation, γ -irradiation, structural parameters, microstructure.

УДК: 669.295'71:539.12.043

Формирование структурных состояний в механоактивированных порошковых смесях Ti + Al, подвергнутых гамма-облучению

Логонова М. В.^{1,†}, Яковлев В. И.¹, Филимонов В. Ю.¹, Ситников А. А.¹,
Собачкин А. В.¹, Иванов С. Г.¹, Градобоев А. В.²

¹Алтайский государственный технический университет им. И. И. Ползунова, пр. Ленина, 46, Барнаул, 656038, Россия

²Национальный исследовательский Томский политехнический университет, пр. Ленина, 30, Томск, 634050, Россия

В представленной работе проведено экспериментальное исследование изменения структурных состояний компонентов механически активированной порошковой смеси Ti + Al при облучении γ -квантами ^{60}Co . В качестве объекта исследований были выбраны порошки титана ПТХ со средним размером частиц 80 мкм и порошки алюминия АСД-1 со средним размером 20 мкм. Исходная смесь соответствовала стехиометрическому составу соединения TiAl (Ti–36 вес.% Al). Для механической активации смеси использовали планетарную шаровую мельницу АГО-2. Уровень воздействия γ -квантов определялся поглощенными дозами D_γ [Gy], которые увеличивали в процессе эксперимента от 1×10^3 до 2×10^4 Gy. Установлены зависимости параметров структуры, размеров областей когерентного рассеяния и уровня микродеформаций компонентов механически активированной смеси от величины поглощенной дозы. Влияние γ -облучения на структурное состояние компонентов механоактивированной смеси зависит от дозы облучения. Облучение γ -квантами механоактивированной смеси Ti + Al в рассматриваемом диапазоне поглощен-

ной дозы приводит к частичному отжигу дефектов, при этом наноразмерный масштаб областей когерентного рассеяния кристаллитов сохраняется. Выявлены изменения характерной микроструктуры порошковой смеси Ti + Al в зависимости от поглощенной дозы γ -квантов. С ростом дозы облучения наблюдается постепенное исчезновение мелких фрагментов композитов неправильной формы и формирование крупных частиц, которые приобретают все более округлую форму. Частицы коагулируют в соответствии с механизмом радиационного спекания, и система имеет тенденцию к укрупнению элементов структуры; повышается однородность структуры механокомпозитов как из-за низкотемпературного спекания, так и благодаря влиянию γ -облучения.

Ключевые слова: порошковая смесь, механоактивация, γ -облучение, структурные параметры, микроструктура.

1. Введение

В последние годы большое развитие получают фундаментальные и прикладные исследования по изучению материалов в наноструктурном состоянии. В отличие от традиционных порошковых смесей, наноматериалы характеризуются наличием неравновесных фаз и сегрегаций, развитыми поверхностями раздела, остаточными напряжениями. Все это определяет метастабильное состояние системы, формируемое различными способами, в том числе механоактивационной обработкой, при которой в систему из-за воздействия мелющих тел вводится дополнительная энергия. Часть энергии аккумулируется в виде дефектов кристаллической структуры, часть — идет на увеличение свободной поверхности исходной порошковой смеси [1–4].

Для изменения структурных характеристик и свойств материалов используются методы, основанные на облучении веществ [5–7], в частности γ -квантами [8, 9], которые способны формировать особое состояние вещества, насыщать его дефектами, изменять размеры кристаллитов, параметры элементарной ячейки, стимулировать диффузионные процессы и т. д.

Радиационное воздействие — уникальный технологический прием, позволяющий получать состояние вещества, которое невозможно получить другими методами. Эффект радиационного воздействия зависит от структурного состояния облучаемого вещества [10, 11]. Особый интерес представляет облучение систем, находящихся в неравновесном состоянии, так как возникает непосредственная возможность модификации перспективных материалов.

В настоящей работе выбор в качестве объекта исследования порошковой смеси состава (Ti–36 вес.% Al) обусловлен тем, что алюминиды титана (в частности интерметаллидная γ -фаза TiAl), сочетая малый удельный вес, высокую механическую прочность и жаростойкость, находят широкое применение для конструкций и деталей, работающих в экстремальных условиях в атомной, авиационной, ядерной, энергетической областях. Поэтому возникает интерес к развитию технологий получения мелкодисперсных порошков на основе алюминидов титана как базового сырья для разработки новых конструкционных материалов [12–14].

В последнее время внимание исследователей привлекают различные методы синтеза композиционных материалов в предварительно механически активированных смесях [15–19]. В процессе механоактивации формируются, так называемые, механокомпозиты или прекурсоры, имеющие сложную слоистую структуру [20].

При наличии пластичного компонента такая система представляет собой матрицу, в объеме которой находятся наноразмерные частицы более хрупкого компонента смеси [21]. Вопросы изменения указанной структуры как на макроуровне (строение, размеры и форма механокомпозитов), так и на микроуровне (размеры зерен, микрореформации, параметры ячейки) могут иметь важное значение с точки зрения получения продукта синтеза требуемого состава, структуры и свойств. Анализ литературных данных показал, что вопрос модификации сформировавшихся после механоактивации сложных гетероструктур мало изучен и требует дополнительных исследований.

Целью работы является изучение влияния облучения γ -квантами ^{60}Co на структурно-фазовое состояние механоактивированных порошковых смесей эквимолярного состава Ti + Al.

2. Экспериментальная методика

В качестве объекта исследований выбраны порошки титана ПТХ и порошки алюминия АСД-1. Исходная смесь соответствовала стехиометрическому составу соединения TiAl — Ti–36 вес.% Al.

Для механоактивации смеси использовали планетарную шаровую мельницу АГО-2 при центробежном ускорении 40g [16]. Механоактивационную обработку смеси проводили в течение $\tau = 7$ минут. Более подробно этот вопрос рассмотрен в [21–23].

Затем из порошковой механоактивированной смеси изготавливали образцы цилиндрической формы прессованием при комнатной температуре с нагрузкой 40 кН.

После этого прессованные образцы подвергали облучению γ -квантами на установке «Исследователь» (изотоп ^{60}Co). Поглощенные дозы D_γ составляли 1×10^3 Gy, 5×10^3 Gy и 2×10^4 Gy, что соответствовало времени облучения $\tau_1 = 22$ минуты 9 секунд, $\tau_2 = 1$ час 51 минута и $\tau_3 = 7$ часов 28 минут. При облучении контролировали температуру в активной зоне установки термометрическим методом. Температура составляла $T = 40^\circ\text{C}$.

Структурно-фазовый анализ образцов проводили на дифрактометре ДРОН-6, с CuK α -излучением ($\lambda = 1.5418 \text{ \AA}$). Дифрактограммы всех образцов регистрировали в идентичных условиях. Шаг сканирования $h = 0.05^\circ$, время экспозиции $\tau = 3$ с. Обработку экспериментальных данных осуществляли с помощью пакета PDWin. Для расчета структурных параметров использовали программу Size&Strain с поправками на приборное уширение. Размеры кристаллитов и микрореформации рассчитывали как коэффициенты системы уравнений

с помощью метода наименьших квадратов. Исследования микроструктуры прессованных образцов проводили на микроскопе Axio Observer Z1m на полированных шлифах.

3. Результаты эксперимента

На Рис. S1 (дополнительный материал) приведена дифрактограмма исходной порошковой смеси Ti–36 вес.% Al, а на Рис. 1 приведены дифрактограммы смеси после механической активации и механоактивированных смесей после γ -облучения с поглощенными дозами $D\gamma$: 1×10^3 Gy, 5×10^3 Gy и 2×10^4 Gy. Как следует из Рис. 1а, после механоактивации на дифрактограмме идентифицируются уширенные дифракционные отражения Ti (ГПУ решетка) и Al (ГЦК решетка) с малой интенсивностью ($I_{\max} = 48.4$ усл. ед.), и повышенный диффузный фон, что свидетельствует о наличии неравновесных дефектов в продукте размола и малых размерах кристаллитов. Каких-либо сформировавшихся соединений не наблюдается.

После воздействия γ -облучения наблюдается увеличение интенсивности рефлексов, свидетельствующее о повышении кристалличности структуры компонентов смеси. Уширенные пики косвенно свидетельствуют о сохранении наноструктурного состояния кристаллитов и о возможности наличия остаточных микродеформаций.

В таблице 1 представлены структурные параметры компонентов в порошковой смеси на разных этапах эксперимента.

Расчет параметров ячейки облученных активированных образцов (Табл. 1) показал, что после воздействия γ -облучения происходит изменение структурных состояний компонентов.

У титана на малых дозах γ -облучения объем элементарной ячейки увеличивается, а при последующем повышении дозы до 2×10^4 Gy происходит уменьшение объема. У алюминия сжатие ячейки происходит уже

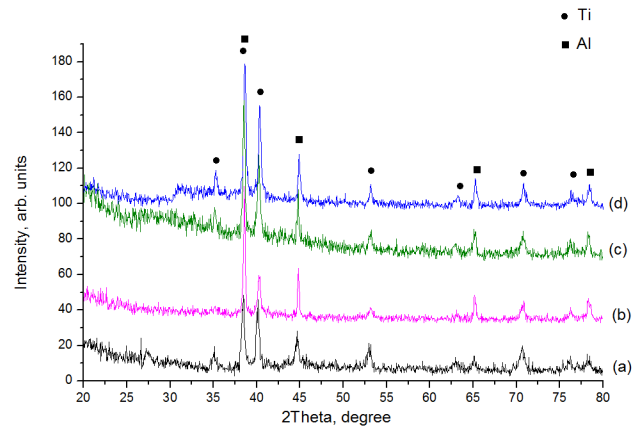


Рис. 1. Дифрактограммы порошковой смеси состава Ti–36 вес.% Al: после механоактивации $\tau=7$ минут (а); после γ -облучения с $D\gamma=1 \times 10^3$ Gy (b); после γ -облучения с $D\gamma=5 \times 10^3$ Gy (c); после γ -облучения с $D\gamma=2 \times 10^4$ Gy (d).

Fig. 1. Diffractograms of a powder mixture of the composition Ti–36 wt.% Al: after $\tau=7$ minutes mechanical activation (a); after exposure to γ -irradiation $D\gamma=1 \times 10^3$ Gy (b); after exposure to γ -irradiation $D\gamma=5 \times 10^3$ Gy (c); after exposure to γ -irradiation $D\gamma=2 \times 10^4$ Gy (d).

при воздействии малых доз. Различный характер изменения параметров кристаллических решеток связан с особенностями взаимодействия излучения с разными материалами [6–8, 10, 24]. Кроме того, система представляет собой матричную гетероструктуру. Взаимодействие в такого рода системах носит чрезвычайно сложный характер и на сегодняшний день мало изучено [25].

На Рис. S2 (дополнительный материал) представлена зависимость размеров кристаллитов компонентов от поглощенной дозы. На первой стадии развития процесса с ростом поглощенной дозы наблюдается рост размеров кристаллитов алюминия до 140 нм вплоть до величины дозы 1.8×10^3 Gy. С ростом величины дозы наблюдается снижение их размеров вплоть до 80 нм. Вместе с тем, размер кристаллитов титана монотонно снижается от 70

Табл. 1. Структурные параметры Ti и Al в порошковой смеси на разных этапах эксперимента.

Table 1. Structural parameters of Ti and Al in the powder mixture at different stages of the experiment.

Параметры ячейки Cell parameters	Исходный порошок Initial powder	После механоактивации $\tau=7$ мин. After mechanical activation $\tau=7$ min.	После γ -облучения с $D\gamma$, Gy After exposure to γ -irradiation $D\gamma$, Gy			Эталон* Etalon*
			1×10^3	5×10^3	2×10^4	
Ti						
a, [Å]	2.9547	2.9295	2.955	2.949	2.9365	2.9505
c, [Å]	4.6938	4.7233	4.666	4.682	4.6822	4.6826
V, [Å ³]	35.490	35.107	35.244	35.266	34.967	35.3
Al						
a, [Å]	4.0548	4.05123	4.0455	4.0466	4.0366	4.0494
V, [Å ³]	66.669	66.499	66.210	66.264	65.776	66.6

*Эталонные данные для Ti брались по (44-1294) ICDD Grant-in-Aid, Sailer, R., McCarthy, G., North Dakota State University, Fargo, North Dakota, USA, 1993; для Al — по (4-787) Natl. Bur. Stand.(U.S.), Circ. 539, Swanson, Tatge., I, 11, 1953 (база данных порошковой дифрактометрии PDWin 3.0).

до 36 нм. В [26] наблюдаемый характер зависимости величины среднего размера кристаллитов от дозы облучения схож с экспериментально полученными зависимостями для алюминия. Уменьшение размеров зерен с ростом дозы облучения наблюдалось и в [27].

Изменение размеров кристаллитов коррелирует с изменением уровня микродеформаций в решетках (Рис. S3, дополнительный материал). При малых дозах облучения рост размеров кристаллитов алюминия сопровождается уменьшением величины микродеформаций. Для титана, на малых дозах облучения, при уменьшении величины среднего размера кристаллитов, уровень микродеформаций увеличивается. Дальнейший рост поглощенной дозы приводит к снижению уровня микродеформаций как для алюминия, так и для титана. Рассмотренные явления могут определяться процессами возврата, которые связаны с высокой скоростью восходящей диффузии радиационно-индуцированных точечных дефектов. Морфологическая трансформация наноструктуры в этом случае сводится к уменьшению размеров субзерен и увеличению концентрации границ.

Облучение γ -квантами механоактивированной смеси Ti+Al в рассматриваемом диапазоне поглощенной дозы приводит к частичному отжигу дефектов, при этом

наноразмерный масштаб ОКР кристаллитов сохраняется.

На Рис. 2 представлены изменения микроструктуры порошковой смеси Ti–36 вес.% Al в зависимости от поглощенной дозы γ -квантов. После механоактивации в течение $\tau = 7$ минут (Рис. 2a) происходит измельчение частиц порошка одновременно с их механическим перемешиванием. Сформированные слоистые механокомпозиты, с характерными размерами около 100 мкм, представляют собой агломераты на основе титановых частиц со светлыми включениями алюминия. С ростом дозы облучения (Рис. 2b – 2d) наблюдается постепенное исчезновение мелких фрагментов композитов неправильной (вытянутой, игольчатой) формы и формирование крупных частиц, приобретающих все более округлую форму. Частицы коагулируют в соответствии с механизмом радиационного спекания [28, 29], и система имеет тенденцию к укрупнению элементов структуры. Одновременно в объеме композитов происходит диспергирование темных областей (агломератов титана), имеющих большие размеры, и формирование более мелких фрагментов с глобулярной структурой [30].

Для более детального изучения изменения морфологии механокомпозитов был проведен статистический

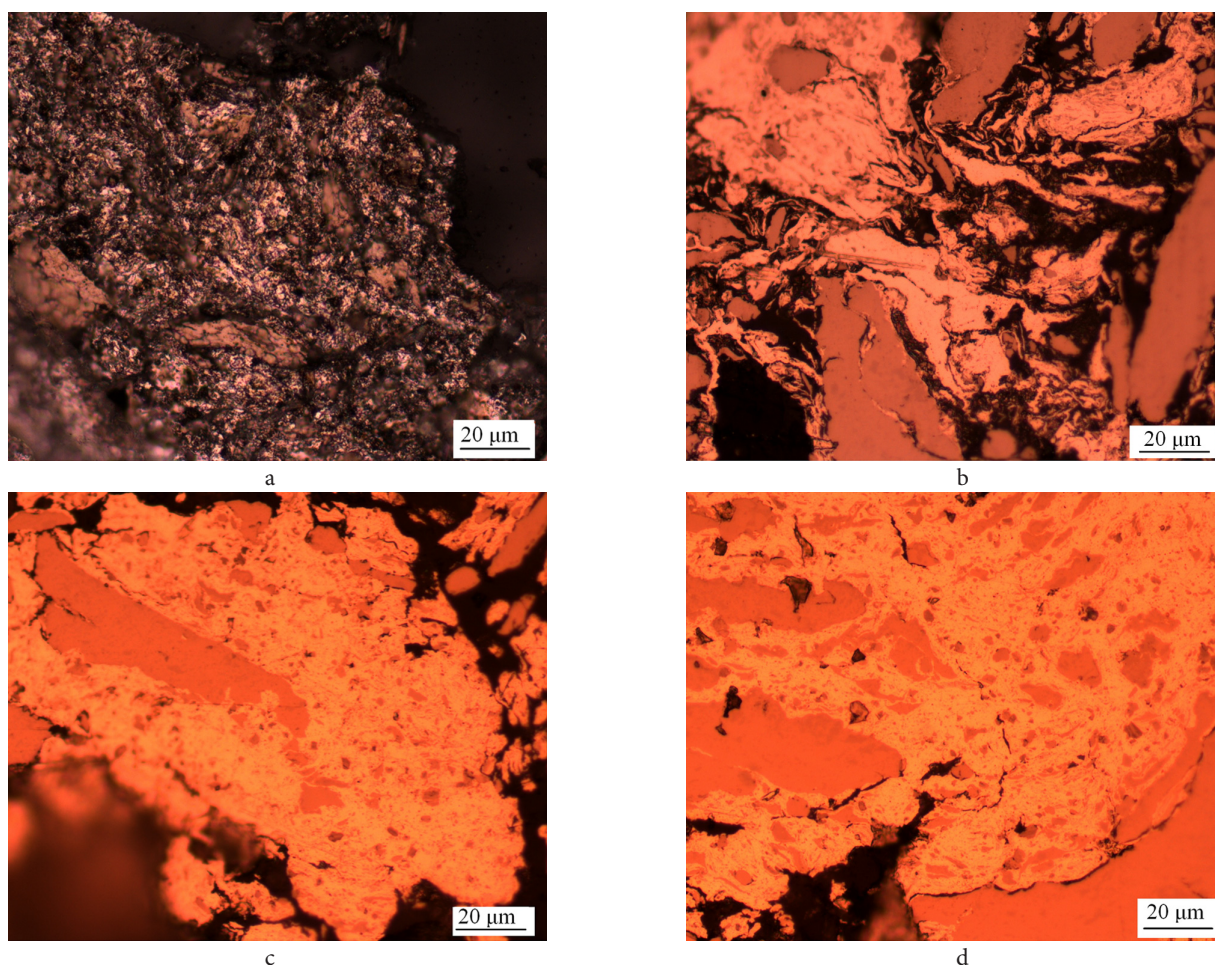


Рис. 2. Микроструктуры порошковой смеси Ti–36 вес.% Al: после механоактивации $\tau = 7$ минут (a); после γ -облучения с $D\gamma = 1 \times 10^3$ Gy (b); после γ -облучения с $D\gamma = 5 \times 10^3$ Gy (c); после γ -облучения с $D\gamma = 2 \times 10^4$ Gy (d).

Fig. 2. Microstructures of the powder mixture of Ti–36 вес.% Al: after $\tau = 7$ minutes mechanical activation (a); after γ -irradiation with $D\gamma = 1 \times 10^3$ Gy (b); after γ -irradiation with $D\gamma = 5 \times 10^3$ Gy (c); after γ -irradiation with $D\gamma = 2 \times 10^4$ Gy (d).

анализ размеров элементов структуры облученных образцов и образцов, подвергнутых термическому отжигу без облучения. Механоактивированную смесь нагревали до 40°C и выдерживали в течение $\tau_1 = 22$ минут, $\tau_2 = 1$ часа 51 минуты и $\tau_3 = 7$ часов 28 минут (что соответствует времени γ -облучения для набора дозы 1×10^3 Gy, 5×10^3 Gy и 2×10^4 Gy). Результаты исследования представлены на Рис. S4 (дополнительный материал). Объем выборки составлял 3000 элементов.

Эффект роста размеров крупных композитов за счет мелких фрагментов структуры наблюдается уже при чисто термическом отжиге. Полученный результат, доказывающий возможность низкотемпературного спекания наночастиц, подтверждается в [31], где наблюдался аналогичный эффект даже не для активированных частиц при незначительном нагреве ($T = 30 - 100^\circ\text{C}$) (указывается, что спекание наблюдается уже при температурах порядка комнатной). Вместе с тем, воздействие облучения при сопутствующем нагреве образцов в незначительной степени усиливает рассмотренный эффект, что приводит к незначительному дополнительному росту размеров композитов. Наблюдаемое уменьшение удельной поверхности композитов объясняется стремлением системы к уменьшению свободной энергии, соответствующей данной температуре.

4. Заключение

Воздействие γ -квантов на механически активированную смесь эквиатомного состава Ti + Al приводит к изменению структурных состояний компонентов смеси, что проявляется на двух уровнях. На микроуровне происходит изменение объемов элементарных ячеек компонентов, среднего размера зерен и микродеформаций. Указанные изменения определяются процессами возврата, связанными с высокой скоростью восходящей диффузии радиационно-индуцированных точечных дефектов. При этом снижается концентрация неравновесных дефектов структуры, уменьшаются размеры субзерен и возрастает концентрация границ. На макроуровне происходит рост размеров крупных механокомпозитов за счет мелких фрагментов элементов структуры благодаря влиянию двух факторов: с одной стороны происходит низкотемпературное спекание композитов, благодаря термическому воздействию, с другой — проявляется влияние облучения.

Благодарность/Acknowledgements. Работа проводилась в рамках государственного задания №11.1085.2017/4.6./This work was supported by Ministry of Education and Science of Russian Federation (Zadanie no. 11.1085.2017/4.6).

Дополнительный материал/Supplementary Information. Электронная версия статьи содержит дополнительный материал (рисунки S1 – S4), доступный безвозмездно на сайте журнала (www.lettersonmaterials.com). / The online version of this paper contains supplementary material (figures S1 – S4) available free of charge at the journal's Web site (www.lettersonmaterials.com).

Литература/References

1. T.F. Grigorieva, A.P. Barinova, N.Z. Lyakhov. Russian Chemical Reviews. 70(1), 52 (2001). (in Russian) [Т.Ф. Григорьева, А.П. Баринаова, Н.З. Ляхов. Успехи химии. 70(1), 52 (2001).]
2. Ed. by E. G. Avvakumov. Fundamental bases of mechanical activation, mechanosynthesis and mechanochemical technologies. Novosibirsk, SB RAS (2009) 343 p. (in Russian) [Отв. ред. Е.Г. Аввакумов. Фундаментальные основы механической активации, механосинтеза и механохимических технологий. Новосибирск, СО РАН (2009) 343 с.]
3. V.V. Boldyrev, K. Tkacova. Journal of Materials Synthesis and Processing. 8(3), 121 (2000). DOI: 10.1023/A:1011347706721
4. A.V. Sobachkin, A.A. Sitnikov, A.P. Sviridov. Applied Mechanics and Materials. 698, 374 (2015). DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMM.698.374
5. S.T. Konobeevskij. Effect of irradiation on materials. Moscow, Atomizdat (1967) 401 p. (in Russian) [С.Т. Конобеевский. Действие облучения на материалы. Москва, Атомиздат (1967) 401 с.]
6. A.P. Mamontov, I.P. Chernov. Effect of low doses of ionizing radiation. Moscow, Energoatomizdat (2001) 286 p. (in Russian) [А.П. Мамонтов, И.П. Чернов. Эффект малых доз ионизирующего излучения. Москва, Энергоатомиздат (2001) 286 с.]
7. K.V. Lejman. Interaction of radiation with a solid and formation of elementary defects. Moscow, Atomizdat (1979) 296 p. (in Russian) [К.В. Лейман. Взаимодействие излучения с твердым телом и образование элементарных дефектов. Москва, Атомиздат (1979) 296 с.]
8. A.V. Gradoboev, K.N. Orlova, K.P. Aref'ev, I.A. Asanov. Russian Physics Journal. 56(11-3), 116 (2013). (in Russian) [А.В. Градобоев, К.Н. Орлова, К.П. Арефьев, И.А. Асанов. Известия вузов. Физика. 56(11-3), 116 (2013).]
9. M.V. Loginova, V.I. Yakovlev, A.A. Sitnikov, A.V. Sobachkin, S.G. Ivanov, A.Z. Negodyaev, A.V. Gradoboev. Physics of Metals and Metallography. 118(2), 170 (2017). DOI: 10.1134/S0031918X17020089
10. V.V. Kirsanov, A.L. Suvorov, Ju.V. Trushin. Processes of radiation defect formation in metals. Moscow, Energoatomizdat (1985) 272 p. (in Russian) [В.В. Кирсанов, А.Л. Суворов, Ю.В. Трушин. Процессы радиационного дефектообразования в металлах. Москва, Энергоатомиздат (1985) 272 с.]
11. Sh.Sh. Ibragimov, V.V. Kirsanov, Ju.S. Pjatiletov. Radiation damages of metals and alloys. Moscow, Energoatomizdat (1985) 240 p. (in Russian) [Ш.Ш. Ибрагимов, В.В. Кирсанов, Ю.С. Пятилетов. Радиационные повреждения металлов и сплавов. Москва, Энергоатомиздат (1985) 240 с.]
12. U. Cvikker. Titanium and its alloys. Moscow, Metallurgija (1979) 512 p. (in Russian) [У. Цвиккер. Титан и его сплавы. Москва, Металлургия (1979) 512 с.]
13. K. Kothari, R. Radhakrishnan, N.M. Wereley, T.S. Sudarshan. Powder Metallurgy. 50(1), 21 (2007). DOI: 10.1179/174329007X186471

14. S. P. Pavlinich, M. V. Zajcev. Bulletin USATU. 15(4), 200 (2011). (in Russian) [С.П. Павлинич, М.В. Зайцев. Вестник УГАТУ. 15(4), 200 (2011).]
15. F. Bernard, H. Souha, E. Gaffet. Material Science and Engineering A. 284, 301 (2000). DOI: 10.1016/S0921-5093(00)00749-8
16. V. Yu. Filimonov, A. A. Sitnikov, A. V. Afanas'ev, M. V. Loginova, V. I. Yakovlev, A. Z. Negodyaev, D. V. Schreifer, V. A. Solov'ev. International Journal of Self Propagating High Temperature Synthesis. 23(1), 18 (2014). DOI: 10.3103/S1061386214010038
17. V. Yu. Filimonov. Current Opinion in Chemical Engineering. 3, 18 (2014). DOI: 10.1016/j.coche.2013.08.011
18. P. Angerera, L. G. Yua, K. A. Khorb, G. Krumpela. Materials Science and Engineering A. 381(1-2), 16 (2004). DOI: 10.1016/j.msea.2004.02.009
19. A. V. Smirnov, D. I. Yushin, N. W. Solis Pinargote., P. Yu Peretyagin., R. Torrecillas. Russian Engineering Research. 36(3), 249 (2016). DOI: 10.3103/S1068798X16030163
20. Ed. By O. I. Lomovskij. Mechanocomposites-precursors for creating materials with new properties. Novosibirsk, SB RAS (2010) 424 p. (in Russian) [Отв. ред. О.И. Ломовский. Механокомпозиты-прекурсоры для создания материалов с новыми свойствами. Новосибирск, СО РАН (2010) 424 с.]
21. V. Yu. Filimonov, M. A. Korchagin, E. V. Smirnov, A. A. Sytnikov, V. I. Yakovlev, N. Z. Lyakhov. Intermetallics. 19(7), 833 (2011). DOI: 10.1016/j.intermet.2010.11.028
22. A. A. Popova, A. V. Sobachkin, I. V. Nazarov, V. I. Yakovlev, M. V. Loginova, A. A. Sitnikov, M. R. Sharafutdinov, N. Z. Lyakhov. Bulletin of the Russian Academy of Sciences. Physics. 77(2), 120 (2013). DOI: 10.3103/S1062873813020275
23. M. V. Loginova, V. Yu. Filimonov, V. I. Yakovlev, A. A. Sitnikov, A. Z. Negodyaev, D. V. Shreifer. Applied Mechanics and Materials. 788, 117 (2015). DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMM.788.117
24. A. M. Shalaev. Structure and properties of metals and alloys. Properties of irradiated metals and alloys. Kiev, Naukova Dumka (1985) 307 p. (in Russian) [А.М. Шалаев. Структура и свойства металлов и сплавов. Свойства облученных металлов и сплавов. Киев, Наукова Думка (1985) 307 с.]
25. R. A. Andrievskij. Physics of Metals and Metallography. 110(3), 243 (2010). (in Russian) [Р.А. Андриевский. Физика металлов и металловедение. 110(3), 243 (2010).]
26. I. S. Martynov, V. V. Krasil'nikov, I. N. Perepelkin, V. V. Ruzhitsky, Yasser El' Gendy. Problems of atomic science and technology. 1, 49 (2006). (in Russian) [И.С. Мартынов, В.В. Красильников, И.Н. Перепелкин, В.В. Ружицкий, Я.Э. Генди. Вопросы атомной науки и техники. 1, 49 (2006).]
27. A. N. Dovbnya, V. A. Mats, V. I. Sokolenko. Problems of atomic science and technology. 5, 36 (2012). (in Russian) [А.Н. Довбня, В.А. Мац, В.И. Соколенко. Вопросы атомной науки и техники. 5, 36 (2012).]
28. A. I. Gusev. Nanomaterials, nanostructures, nanotechnologies. Moscow, Fizmatlit (2007) 416 p. (in Russian) [А.И. Гусев. Наноматериалы, наноструктуры, нанотехнологии. Москва, Физматлит (2007) 416 с.]
29. Ju. M. Annenkov, A. S. Ivashutenko. Bulletin TPU. 308(7), 30 (2005). (in Russian) [Ю.М. Анненков, А.С. Ивашутенко. Известия ТПУ. 308(7), 30 (2005).]
30. O. L. Hasanov, Je. S. Dvilis, Z. G. Bikbaeva. Methods of compacting and consolidating nanostructured materials and products. Tomsk, TPU (2008) 212 p. (in Russian) [О.Л. Хасанов, Э.С. Двилис, З.Г. Бикбаева. Методы компактирования и консолидации наноструктурных материалов и изделий. Томск, ТПУ (2008) 212 с.]
31. M. I. Lerner, G. G. Savel'ev, N. V. Svarovskaja, A. I. Galanov. Bulletin TPU. 309, 69 (2006). (in Russian) [М.И. Лернер, Г.Г. Савельев, Н.В. Сваровская, А.И. Галанов. Известия ТПУ. 309, 69 (2006).]