

## ЛАЗЕРНЫЙ ОПТИКО-АКУСТИЧЕСКИЙ МЕТОД КОЛИЧЕСТВЕННОЙ ОЦЕНКИ ПОРИСТОСТИ ЛИТЫХ ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЕННЫХ МЕТАЛЛОМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

© 2020 г. Н.Б. Подымова<sup>1,\*</sup>, И.Е. Калашников<sup>2,\*\*</sup>, Л.И. Кобелева<sup>2,\*\*\*</sup>

<sup>1</sup>МГУ имени М.В. Ломоносова, Россия 119991

Москва, ГСП-1, Ленинские горы, 1, стр. 2

<sup>2</sup>Институт металлургии и материаловедения имени А.А. Байкова РАН, Россия

119334 Москва, Ленинский пр-т, 49

E-mail: \*npodymova@mail.ru; \*\*kalash2605@mail.ru; \*\*\*likob@mail.ru

Поступила в редакцию 18.08.2020; после доработки 01.10.2020

Принята к публикации 02.10.2020

Предложен и экспериментально реализован лазерный оптико-акустический метод количественной оценки объемной пористости литых дисперсно-упрочненных металломатричных композиционных материалов. Метод основан на статистическом анализе распределения амплитуд обратнорассеянных широкополосных импульсов продольных акустических волн в исследуемых материалах. Лазерное возбуждение и пьезоэлектрическая регистрация ультразвука реализуется при одностороннем доступе к объекту контроля с использованием специального лазерно-ультразвукового преобразователя. Исследовались композиты на основе силумина, упрочненного микрочастицами карбида кремния в различной объемной концентрации (0,033—0,135), и композиты, полученные методом реакционного литья на основе алюминия, упрочненного интерметаллидом  $Al_3Ti$  (объемные концентрации 0,04—0,115). Для обоих типов композитов распределение амплитуд обратнорассеянных ультразвуковых сигналов аппроксимируется гауссовской функцией распределения, применимой для большого числа статистически независимых величин. Эмпирически полученная зависимость полуширины этого распределения от объемной пористости композитов двух различных типов аппроксимируется одной и той же линейной функцией независимо от технологии изготовления, а также от типа, размера и концентрации упрочняющих частиц.

*Ключевые слова:* дисперсно-упрочненные металломатричные композиты, пористость, лазерный оптико-акустический метод, обратнорассеянные ультразвуковые сигналы, гауссовская функция распределения.

DOI: 10.31857/S0130308220120015

### ВВЕДЕНИЕ

Одним из путей решения проблемы разработки новых износостойких и антифрикционных материалов является производство дисперсно-упрочненных (или дискретно армированных) металломатричных композиционных материалов (МКМ), состоящих из пластичных матриц из легких металлов и сплавов и высокопрочных карбидных, нитридных или интерметаллидных наполнителей [1—3]. Такие МКМ характеризуются повышенной износостойкостью, относительно малой плотностью, высокой прочностью и жесткостью, что обеспечивает снижение массы изделий с одновременным увеличением ресурса их работы [4, 5].

В настоящее время основным способом изготовления дисперсно-упрочненных МКМ является метод литья при одновременном механическом замешивании в матричный расплав тугоплавких наполнителей [6]. Основным производственным недостатком таких МКМ является недостаточное смачивание матричным расплавом частиц наполнителя. Это приводит к формированию газовых пор на границах раздела матрица—наполнитель [3] и к ослаблению межфазных связей, что не позволяет полностью реализовать исходные механические свойства компонентов в конечном МКМ [7, 8]. Пористость (объемная концентрация газовых пор) может также появиться при механическом замешивании в матричный расплав частиц наполнителя как результат «захвата» газов из окружающей среды, а также в результате усадки матрицы в процессе кристаллизации [7, 9].

Для преодоления указанных недостатков в настоящее время успешно развивается производство МКМ методом реакционного литья — *in-situ* синтеза армирующих фаз непосредственно в процессе изготовления материала. Эти фазы формируются в виде тугоплавких высокопрочных интерметаллидных соединений в результате экзотермических реакций взаимодействия расплава матрицы и добавок реакционно-активных металлов или их оксидов [10, 11]. Такие фазы термодинамически стабильны, имеют прочную связь с матрицей за счет лучшего решеточного соответствия, а также свободные от загрязнений поверхности раздела (см., например, [12, 13]). Однако в этих МКМ также возможно появление некоторой «усадочной» пористости наряду с неоднородно распределенной пористостью, образованной газами, растворенными в расплавленной смеси и «захваченными» в материале после кристаллизации.

Неравномерное распределение пористости по объему композита является наиболее критическим производственным дефектом литых МКМ, поскольку не только приводит к локальному упрочнению случайных областей в материале, но и играет ключевую роль в эволюции процесса повреждения под действием внешних нагрузок [14]. Таким образом, разработка оперативных неразрушающих методов количественной оценки локальной пористости в литых МКМ имеет практическое значение как для совершенствования технологии изготовления, так и для оценки измененной структуры и остаточного ресурса материала в процессе эксплуатации изделий.

Высокой чувствительностью к наличию пористости в композиционных материалах обладают ультразвуковые методы, поскольку пористость оказывает существенное влияние на затухание и скорость ультразвука из-за рассеяния акустических волн на порах. Эффективность рассеяния существенно зависит от соотношения размеров и формы пор и длины зондирующей акустической волны (см., например, [15, 16]). Поскольку возможные размеры газовых пор в литых МКМ могут варьироваться от десятков микрометров до нескольких миллиметров в зависимости от условий изготовления [17], для количественной оценки пористости в таких материалах требуется измерение коэффициента затухания и фазовой скорости ультразвуковых волн в широкой полосе частот от долей до десятков мегагерц [18]. Для реализации таких измерений в указанном частотном диапазоне целесообразно применение лазерного термооптического (или термоупругого) механизма возбуждения ультразвука — оптико-акустического эффекта [19]. При поглощении импульсов традиционных лазеров с модуляцией добротности в металлах и МКМ с жесткой или импедансной акустической границей амплитуда термооптически возбуждаемых ультразвуковых сигналов может достигать десятков мегапаскалей при характерной длительности от единиц до сотен наносекунд [19]. При этом временной профиль ультразвукового импульса повторяет близкий к гауссовому профиль огибающей интенсивности лазерного импульса и, соответственно, не имеет осцилляций, типичных при пьезовозбуждении. Такие характеристики лазерно-возбуждаемых зондирующих ультразвуковых импульсов позволяют существенно повысить разрешающую способность и чувствительность акустических измерений для различных металлических материалов и изделий (см., например, [20—22]).

Целью настоящей работы является реализация нового лазерно-ультразвукового (оптико-акустического) метода количественной оценки локальной пористости литых МКМ двух типов: на основе силумина, дисперсно-упрочненного микрочастицами карбида кремния SiC в различной концентрации, и полученных методом реакционного литья на основе алюминия, упрочненного *in-situ* синтезированными интерметаллидными частицами Al<sub>3</sub>Ti в различной концентрации. Метод основан на анализе статистического распределения амплитуд широкополосных импульсов продольных ультразвуковых волн, обратнорассеянных на случайно распределенных порах в прозвучиваемом объеме композита и зарегистрированных при одностороннем доступе к образцу или изделию. Совокупность таких импульсов формируется за счет обратного рассеяния на порах в образце возбуждаемого при поглощении лазерного излучения зондирующего ультразвукового импульса и является так называемым «структурным шумом» [23—28]. Основная идея метода заключается в получении эмпирического функционального соотношения между локальной пористостью и шириной распределения амплитуд обратнорассеянных ультразвуковых импульсов в МКМ, полученных с использованием двух различных методик и с различной объемной концентрацией упрочняющих керамических или интерметаллидных частиц.

## ИССЛЕДОВАННЫЕ МАТЕРИАЛЫ

Исследованные образцы литых дисперсно-упрочненных МКМ двух типов были подробно описаны в нашей предыдущей работе [29]. Первая серия образцов (Al/SiC) изготовлена на основе матрицы из заэвтектического силумина [3], дисперсно-упрочненного частицами карбида кремния SiC (ГОСТ 26327—84) со средним размером 14 мкм, объемная концентрация SiC варьировалась и составляла 0,033, 0,067 и 0,135. Вторая серия образцов (Al/Al<sub>3</sub>Ti) была изготовлена методом реакционного литья [12] путем механического замешивания порошка титана со средним размером частиц 200—400 мкм в объемной концентрации 0,03 в расплав алюминия марки А99 (ГОСТ 11069—2001). Время выдержки  $\tau$  полученной смеси Al—Ti при температуре 750 °С перед разливкой в графитовые формы и кристаллизацией составляло 2, 30, 60 и 90 мин для четырех различных образцов. Введение в расплав алюминия реакционно-активного титана приводит в результате экзотермической реакции *in-situ* к образованию интерметаллидных фаз согласно фазовой диаграмме состояния Al—Ti [30] и при данных условиях образуется преимущественно

Таблица 1

Параметры исследованных образцов композиционных материалов

Тип МКМ	№ образца	Объемная концентрация упрочняющих частиц, $V_f$	Расчетная плотность $\rho_0$ , кг/м <sup>3</sup>	Измеренная плотность $\rho$ , кг/м <sup>3</sup>	Средняя пористость $P$ , %
Al/SiC	1-1	0,033	2740	2702±14	1,38±0,51
	1-2	0,067	2756	2653±14	3,75±0,51
	1-3	0,135	2788	2661±14	4,54±0,51
Al/Al <sub>3</sub> Ti	2-1	0,04	2751	2741±14	0,36±0,51
	2-2	0,055	2753	2685±14	2,47±0,51
	2-3	0,092	2762	2725±14	1,34±0,51
	2-4	0,115	2766	2748±14	0,65±0,51

триалюминид титана Al<sub>3</sub>Ti. При увеличении времени выдержки  $\tau$  растет объемная концентрация и средний размер частиц Al<sub>3</sub>Ti в композите.

Все образцы представляли собой плоскопараллельные диски диаметром  $D = (50 \pm 0,1)$  мм и толщиной  $H = (5 \pm 0,005)$  мм, торцы дисков шлифовались с помощью абразивного порошка корунда со средним размером 7 мкм. Пористость  $P$  (объемная концентрация газовых пор) в образце МКМ, усредненная по всему его объему, определялась как  $P = (1 - \rho/\rho_0) \times 100\%$ , где фактическая плотность образца  $\rho$  определялась по результатам его гидростатического взвешивания в дистиллированной воде, плотность  $\rho_0$  твердой фазы образца (без пор) рассчитывалась по известным плотностям и объемным концентрациям компонентов конкретного композита согласно правилу смесей [29]. Погрешности в определении пористости образцов определяются погрешностью в определении их плотности (14 кг/м<sup>3</sup>), которая, в свою очередь, есть результат суммарной погрешности измерений массы и габаритов образцов. Детальное описание технологических параметров всех образцов дано в [29]; в данной работе некоторые из них, необходимые для дальнейших исследований, представлены в табл. 1. Во всех образцах МКМ обеих серий распределение упрочняющих частиц и пористости по объему было практически равномерным, поэтому образцы считались изотропными по акустическим свойствам.

### МЕТОДИКА ЛАЗЕРНО-УЛЬТРАЗВУКОВОГО КОНТРОЛЯ ПОРИСТОСТИ

Блок-схема экспериментальной установки для реализации количественной оценки пористости МКМ при одностороннем доступе к образцу или изделию представлена на рис. 1.

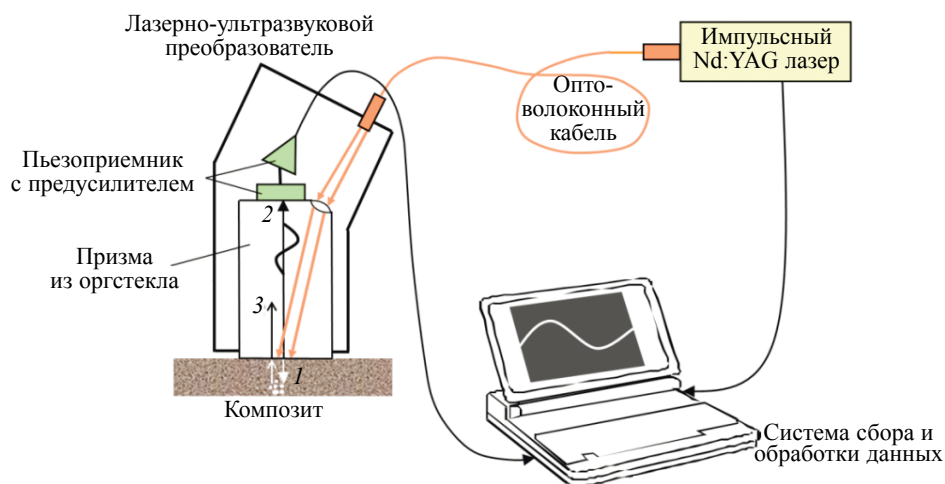


Рис. 1. Блок-схема экспериментальной установки с лазерно-ультразвуковым преобразователем для количественной оценки пористости МКМ.

Для лазерного термооптического возбуждения широкополосных ультразвуковых импульсов и их пьезоэлектрической регистрации в эхоимпульсном режиме использовался лазерно-ультразвуковой преобразователь, подробно описанный в [24]. Его принцип работы заключается в следующем: плоская лицевая поверхность образца или изделия из МКМ облучается лазерными импульсами, проходящими через оптоволоконный кабель и прозрачную призму из оргстекла. Призма находится в акустическом контакте с образцом и одновременно является звукопроводом широкополосного пьезоэлектрического приемника. Акустический контакт обеспечивается посредством тонкого слоя дистиллированной воды между лицевыми поверхностями призмы и образца при их плотном ручном прижиге друг к другу. При поглощении лазерного импульса в образце происходит нестационарный нагрев и последующее тепловое расширение его приповерхностного слоя [19]. Для возбуждения ультразвука в данной работе использовался Nd:YAG лазер с диодной накачкой и модуляцией добротности [24]: энергия в импульсе 95—100 мкДж, характерная длительность импульса 9—10 нс, частота повторения импульсов 1 кГц, поперечное распределение интенсивности в лазерном пучке близко к гауссовому. Выходящий из встроенного в преобразователь разъема оптоволоконного кабеля лазерный пучок формируется с помощью собирающей линзы в практически коллимированный пучок с характерным радиусом  $a_0 \approx 2\text{—}3$  мм на облучаемой поверхности композита. Нестационарное тепловое расширение приповерхностного слоя композита приводит к возникновению двух одинаковых импульсов продольных ультразвуковых волн, распространяющихся в противоположных направлениях. Один импульс, отмеченный цифрой 1 на рис. 1, распространяется «вперед» вглубь композита (зондирующий импульс), а второй (опорный) импульс 2 распространяется «назад» через призму-звукопровод к пьезоприемнику.

Характерный радиус зондирующего ультразвукового пучка на лицевой поверхности композита совпадает с радиусом лазерного пучка и равен  $a_0$ . Для параметров лазерного излучения, используемого в экспериментах, реализуется термоупругий механизм возбуждения ультразвука без повреждения облучаемой поверхности образца или изделия из МКМ [19].

При распространении в композите зондирующий импульс 1 частично рассеивается в обратном направлении на случайно распределенных неоднородностях структуры материала в прозвучиваемом объеме образца (газовые поры, упрочняющие частицы, зерна-кристаллиты матрицы). Совокупность таких рассеянных ультразвуковых импульсов обозначена цифрой 3 на рис. 1 и представляет собой так называемый структурный шум. Если пористость не превышает нескольких процентов, в композите реализуется режим однократного рассеяния ультразвуковых волн на порах (см., например, [31] и имеющиеся там ссылки). В этом случае полная амплитуда рассеянного сигнала от каждой конкретной области в образце является когерентной суммой амплитуд сигналов, рассеянных на всех порах, локализованных в этой области. Другими словами, амплитуда обратнорассеянного сигнала зависит от объемной концентрации пор (пористости).

На рис. 2а показаны примеры временных профилей ультразвуковых сигналов, возбуждаемых при поглощении лазерного импульса в произвольно выбранных участках практически беспористой матрицы из силумина и двух Al/SiC образцов с различной пористостью. Зарегистрированный профиль опорного импульса определяется в основном поглощением и дифракцией ультразвуковых волн в призме-звукопроводе [24]. Незначительное отличие на временном отрезке 3,5—4 мкс сигналов, возбуждаемых в разных образцах, обусловлено возможной вариацией акустического контакта при прижиге призмы к поверхности образца, а также некоторой нестабильностью временного профиля интенсивности лазерных импульсов. Влияние последнего фактора обусловлено тем, что при данных условиях временной профиль возбуждаемого ультразвукового импульса в МКМ повторяет огибающую интенсивности лазерного импульса [19].

На рис. 2б показан пример нормированного амплитудного спектра опорного ультразвукового импульса, возбуждаемого в приповерхностном слое матрицы из силумина и распространяющегося «назад» через призму-звукопровод к пьезоприемнику. Такой же спектр имеют опорные импульсы, возбуждаемые в приповерхностных слоях образцов МКМ, поскольку толщина этих слоев составляет единицы микрометров [19] и эти слои можно считать практически беспористыми. Зондирующие импульсы, распространяющиеся вглубь образцов, и опорные импульсы имеют одинаковую временную форму (см. выше), поэтому их амплитудные спектры совпадают. Таким образом, амплитудные спектры зондирующих импульсов на входе в образцы МКМ совпадают со спектром, представленным на рис. 2б. Рабочая полоса частот по уровню  $1/e$  составляет 0,25—9 МГц.

Поскольку характерный размер упрочняющих частиц во всех исследуемых образцах много меньше длин ультразвуковых волн для рабочей полосы частот, реализуется рэлеевский режим рассеяния ультразвука на частицах (см., например, [32]). В приближении однократного рассеяния коэффициент рассеяния на неоднородностях на определенной частоте определяется как произве-

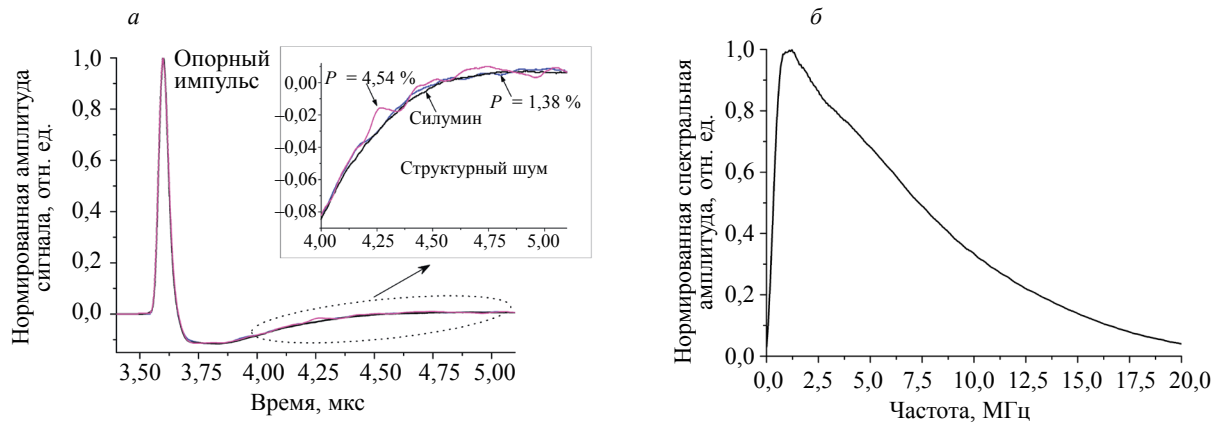


Рис. 2. Примеры временных профилей ультразвуковых импульсов, возбуждаемых в матрице из силумина и в образцах № 1-1 и № 1-3 Al/SiC-композиатов с различной пористостью  $P$ ; на врезке в увеличенном масштабе показан структурный шум (а); нормированный амплитудный спектр опорного сигнала, возбуждаемого в приповерхностном слое матрицы из силумина и распространяющегося «назад» через призму-звукопровод к пьезоприемнику (б).

дение поперечного сечения рассеяния на этой частоте для отдельной неоднородности на число неоднородностей в единице объема [33]. Мы оценили сечения рассеяния для частицы SiC и частицы  $Al_3Ti$  максимального радиуса ( $\approx 7$  мкм) на частоте верхней границы рабочей полосы (9 МГц) с использованием формул (27) и (28) из [32], а также рассчитали соответствующие коэффициенты рассеяния  $\alpha$  на этой частоте для максимальных объемных концентраций SiC ( $V_f = 0,135$ ) и  $Al_3Ti$  ( $V_f = 0,115$ ). Полученные результаты составили  $\alpha_{SiC} \approx 0,008$  см<sup>-1</sup> и  $\alpha_{Al_3Ti} \approx 0,004$  см<sup>-1</sup>. Очевидно, в рабочей полосе частот практически не будет зарегистрировано сигналов, рассеянных на упрочняющих частицах в исследуемых МКМ. В то же время ультразвуковые сигналы, рассеянные на порах с характерными размерами в десятки и сотни микрометров, типичными для литых алюминиевых сплавов [31] могут достоверно регистрироваться в рабочей полосе частот используемого лазерно-ультразвукового преобразователя. Таким образом, зарегистрированный структурный шум в исследованных композиатах формируется сигналами от пор различных размеров, эффективно рассеивающих ультразвуковые волны в рабочей полосе частот. Мы считали, что во всех образцах МКМ поры являются квазисферическими, что характерно для алюминиевых сплавов, изготовленных методом литья без приложения внешнего давления [31]. Соответственно считалось, что рассеяние ультразвуковых волн на таких порах описывается моделью, принятой для сферических пор различных размеров и подробно описанной в [32].

Рабочее временное окно для полного ультразвукового сигнала на рис. 2а соответствует времени пробега зондирующего импульса от границы призма-образец до тыльной поверхности образца и обратно. Для дальнейшего анализа не требуется знания коэффициента затухания и скорости ультразвуковых волн в МКМ, поэтому не требуется регистрировать донный эхосигнал, отраженный от тыльной поверхности образцов или изделий. Соответственно, отсутствует требование на наличие у них плоскопараллельных поверхностей. При распространении в образце зондирующий импульс частично рассеивается на порах, расположенных на разных глубинах в прозвучиваемой области образца. Обратнорассеянные сигналы регистрируются как нерегулярные пики на «хвосте» опорного импульса (см. вставку на рис. 2) и образуют структурный шум, упомянутый выше. Амплитуда обратнорассеянного сигнала в конкретный момент времени  $t$  зависит от размера и концентрации пор, локализованных на глубине  $d = Ct/2$ , где  $C$  — фазовая скорость продольных ультразвуковых волн в исследуемом образце [24]; для образцов Al/SiC-композиатов  $C = 6400$ — $7000$  м/с, для Al/ $Al_3Ti$ -композиатов  $C = 6250$ — $6550$  м/с [29].

Для количественной оценки влияния пористости на амплитудное распределение обратнорассеянных ультразвуковых сигналов предлагается анализировать разность между сигналом структурного шума в каждом конкретном образце композита и сигналом, зарегистрированным на том же временном участке от практически беспористой матрицы силумина или алюминия (для Al/SiC- и Al/ $Al_3Ti$ -композиатов соответственно). Такая разность позволяет исключить влияние дифракции и поглощения ультразвука в призме-звукопроводе на зарегистрированную амплитуду рассеянных сигналов, поскольку при распространении в призме сигналы и от матрицы, и от композита дифрагируют и поглощаются одинаково. Анализ указанной разности сигналов начинается от 4 мкс по

временной шкале (см. рис. 2а) для исключения возможного расхождения реализаций временных профилей опорных сигналов, возбуждаемых в матрице и образцах. Время  $t = 4$  мкс соответствует приходу сигнала с глубины порядка 1,3 мм в композитах с учетом времени пробега ультразвука в призме (3,6 мкс). Таким образом, диапазон сканирования по глубине в исследуемых композитах составляет 1,3—5 мм (5 мм — толщина всех образцов). На рис. 3 показана соответствующая разность сигналов, полученная для Al/SiC-образцов № 1-1 и № 1-3, усредненная по 20 временным точкам; по оси  $X$  отложена глубина  $d$  в образце, рассчитанная по формуле  $d = Ct/2$ . Здесь же показана так называемая «базовая линия», соответствующая разности двух сигналов, зарегистрированных в двух произвольно выбранных участках беспористого образца матрицы из силумина. Ненулевая разность обусловлена электрическими шумами и шумами дискретизации сигнала, а также возможной вариацией акустического контакта для разных реализаций, и представляет собой «аппаратный шум», детектируемый даже в беспористых материалах.

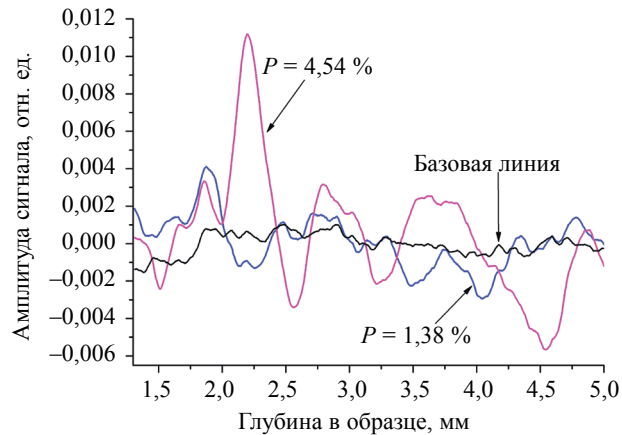


Рис. 3. Примеры распределений по глубине обратнорассеянных сигналов в образцах № 1-1 и № 1-3 Al/SiC-композитов с различной пористостью  $P$ .

На рис. 3 видно, что увеличение пористости приводит к возрастанию амплитуды обратнорассеянных сигналов. Это объясняется принципом суперпозиции: ультразвуковой сигнал с амплитудой  $A$ , приходящий с каждой конкретной глубины в прозвучиваемом участке образца, представляет собой сумму сигналов от элементарных актов рассеяния на порах, локализованных на этой глубине. Чем выше пористость, тем больше амплитуда  $A$  обратнорассеянных сигналов, «производимых» каждым поперечным сечением образца при прохождении пробного ультразвукового импульса. Таким образом, чем выше пористость образца, тем больше ширина распределения  $N(A)$ , где  $N$  — это суммарное число сигналов (точек) с данной конкретной амплитудой  $A$  на всем временном треке зарегистрированного структурного шума. Иллюстрация этих рассуждений показана на рис. 4а, где

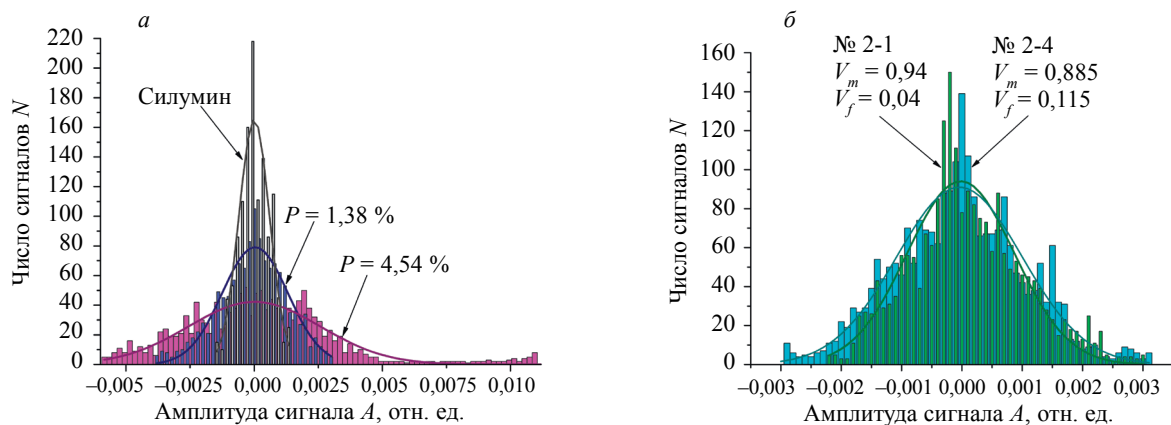


Рис. 4. Примеры распределений амплитуд обратнорассеянных ультразвуковых сигналов: в беспористой матрице из силумина и в образцах № 1-1 и № 1-3 Al/SiC-композитов с различной пористостью  $P$  (а); в образцах № 2-1 и № 2-4 Al/Al<sub>3</sub>Ti-композитов с различными объемными концентрациями матрицы ( $V_m$ ) и упрочняющих частиц ( $V_f$ ) (б). Сплошные линии — гауссовские аппроксимации (1) соответствующих распределений.

приведены такие распределения для структурного шума в обсуждаемых выше образцах Al/SiC-композитов № 1-1 ( $P = 1,38\%$ ) и № 1-3 ( $P = 4,54\%$ ). Как видно, амплитудное распределение  $N(A)$  для более пористого образца № 1-3 практически в два раза шире, поскольку оно содержит сигналы с амплитудами, вообще отсутствующими в структурном шуме от менее пористого образца № 1-1. Также здесь показано амплитудное распределение для «базовой линии», соответствующей разности сигналов в двух областях матрицы из силумина (см. рис. 3).

Для исследования возможного влияния зерен матрицы и упрочняющих частиц на амплитудное распределение обратнорассеянных сигналов были построены функции  $N(A)$  для образцов Al/Al<sub>3</sub>Ti-композитов с практически минимальными значениями пористости, но с сильно различающимися объемными концентрациями матрицы ( $V_m$ ) и упрочняющих частиц ( $V_p$ ). Это образец № 2-1 ( $P = 0,36\%$ ) с максимальной концентрацией Al и минимальной концентрацией Al/Al<sub>3</sub>Ti и образец № 2-4 ( $P = 0,65\%$ ) с противоположным соотношением концентраций компонентов (рис. 4б). Видно, что полученные распределения  $N(A)$  практически совпадают, что подтверждает практическое отсутствие обратного рассеяния ультразвука на зернах матрицы и упрочняющих частицах в рабочей полосе частот. Для образцов Al/SiC-композитов аналогичное сравнение невозможно, поскольку в данном материале пористость растет одновременно с ростом концентрации наполнителя SiC. Однако весьма малое значение коэффициента рассеяния на частицах SiC, рассчитанное выше для рабочей полосы частот, показывает, что и для данных композитов пористость является основным фактором, влияющим на эффективность обратного рассеяния ультразвуковых волн.

Для реализации количественной оценки пористости предлагается использовать соотношение между величиной пористости и полушириной  $\Delta A$  по уровню  $1/e$  амплитудного распределения  $N(A)$  для всех исследованных образцов композитов. Поскольку акты рассеяния на случайно распределенных порах являются статистически независимыми, согласно центральной предельной теореме экспериментально полученные распределения  $N(A)$  могут быть аппроксимированы гауссовской функцией распределения

$$y = N_0 \exp\left(-\frac{x - x_0}{\Delta A}\right)^2, \quad (1)$$

где  $y$  соответствует числу  $N$  сигналов с данной амплитудой  $x$  на всем временном треке структурного шума,  $\Delta A$  — полуширина распределения по уровню  $1/e$ . Такие гауссовские аппроксимации для всех рассмотренных выше распределений показаны на рис. 4 сплошными линиями.

## РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Амплитудные распределения обратнорассеянных сигналов в образцах Al/SiC-композитов представлены на рис. 5. Показанные распределения  $N(A)$  для каждого образца являются результатом усреднения по распределениям, полученным в пяти случайно выбранных областях (так называемое усреднение по ансамблю). Такое усреднение правомерно, поскольку, как указывалось выше, в данных образцах наблюдалось равномерное распределение пористости. Масштаб на рис. 5 по оси  $X$ , соответствующей амплитудам обратнорассеянных сигналов, выбран одинаковым для всех трех распределений для наглядной демонстрации их уширения при возрастающей пористости образца.

Аналогичные амплитудные распределения  $N(A)$  обратнорассеянных сигналов в образцах Al/Al<sub>3</sub>Ti-композитов представлены на рис. 6, полученные в результате усреднения по пяти распределениям, полученным в пяти случайно выбранных областях в каждом образце с равномерным распределением пористости.

Амплитудные распределения на рис. 6 еще раз подтверждают тот факт, что в рабочей полосе частот пористость является единственным фактором, влияющим на эффективность обратного рассеяния ультразвука в исследуемых МКМ. Так, для образца № 2-4 с максимальной объемной концентрацией частиц Al<sub>3</sub>Ti и практически минимальной пористостью распределение  $N(A)$  имеет существенно меньшую ширину по сравнению с распределениями в образцах № 2-2 и № 2-3 с меньшими концентрациями Al<sub>3</sub>Ti, но с большими пористостями.

На рис. 7 показана экспериментально полученная зависимость  $\Delta A(P)$  (точки) для всех исследованных образцов МКМ; величины  $\Delta A$  были взяты из результатов аппроксимации гауссовской функцией (1) экспериментальных распределений  $N(A)$ . Относительные погрешности величины  $\Delta A$  складываются из погрешности измерения разности амплитуд обратнорассеянных ультразву-

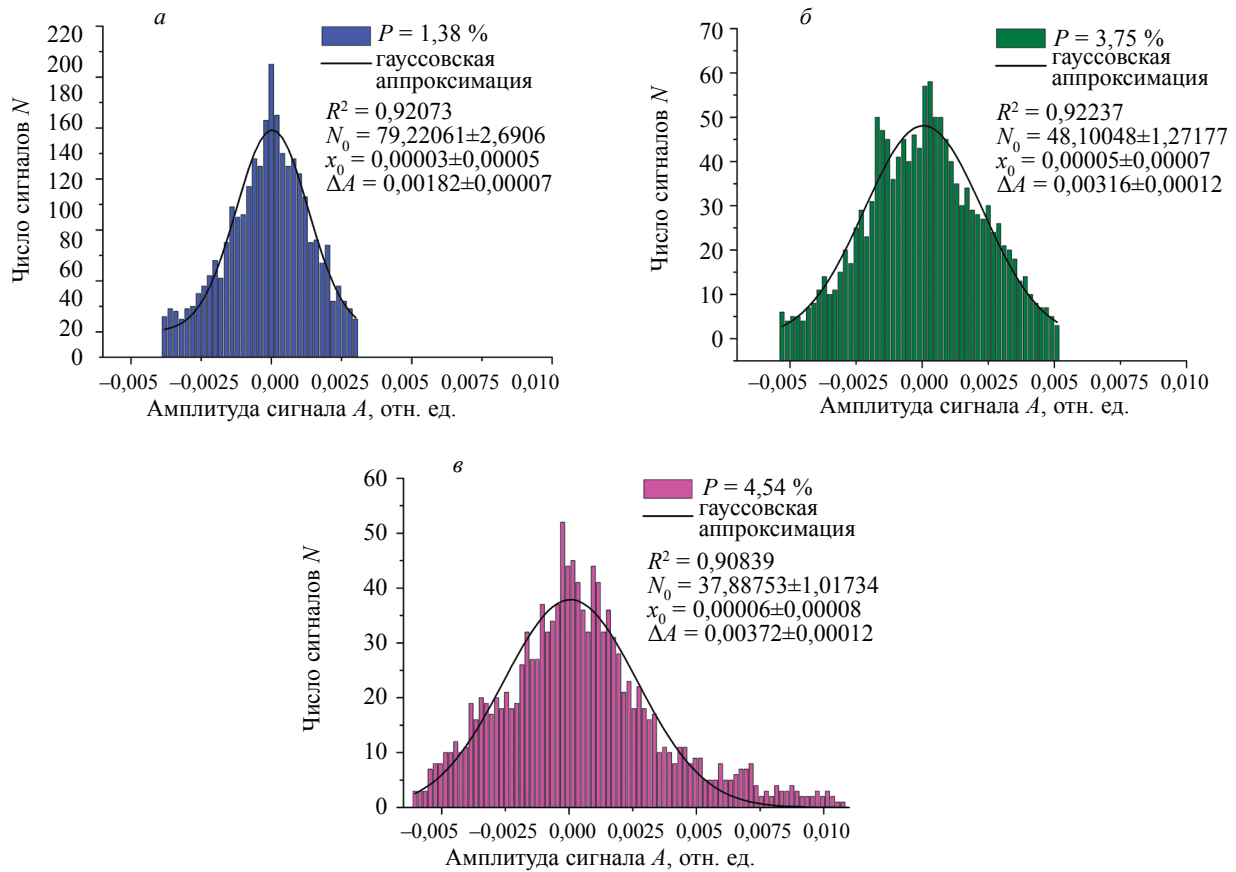


Рис. 5. Распределения амплитуд обратнорассеянных ультразвуковых сигналов в образцах Al/SiC-композитов: № 1-1 (а), № 1-2 (б), № 1-3 (в). Значения пористостей образцов и параметры соответствующих гауссовских аппроксимаций показаны на каждом рисунке.

ковых сигналов в образце и матрице и погрешности гауссовских аппроксимаций соответствующих амплитудных распределений. Первая определяется отношением сигнал/шум для системы регистрации сигналов, а также нестабильностью энергии лазерных импульсов и составляет не более 2 %; вторая составляет 4—6% для разных образцов (см. рис. 5, 6). Таким образом, на рис. 7 относительные погрешности для  $\Delta A$  составляют 6—8%, погрешности для пористости соответствуют данным из табл. 1. Величина  $\Delta A$  при  $P = 0$  соответствует полуширине амплитудного распределения «аппаратного шума», полученного в результате усреднения соответствующих распределений для матрицы из силумина и из алюминия. Видно, что для МКМ двух различных типов экспериментальная зависимость  $\Delta A(P)$  в пределах погрешностей может быть аппроксимирована по методу наименьших квадратов одной и той же линейной функцией

$$y = (1,02 + 0,58x) \times 10^{-3}. \quad (2)$$

В выражении (2) значение независимой переменной  $x$  соответствует пористости  $P$  образца, выраженной в процентах, значение переменной  $y$  соответствует полуширине распределения  $\Delta A$ . Относительная погрешность определения параметров аппроксимации в (2) не превышает 4 %. С учетом этого и суммарной относительной погрешности для  $\Delta A$ , относительная погрешность определения пористости  $P$  по формуле (2) не превышает 10—12 %.

Функциональная зависимость (2) была получена для образцов Al/SiC и Al/Al<sub>3</sub>Ti-композитов толщиной 5 мм. Поэтому она может использоваться для количественной оценки пористости в деталях и изделиях практически такой же толщины и изготовленных из тех же материалов. При использовании предложенной лазерно-акустической методики для оценки пористости в композитных изделиях большей или меньшей толщины аналогичная «калибровочная» зависимость (2) должна быть получена для образцов-свидетелей соответствующей толщины.



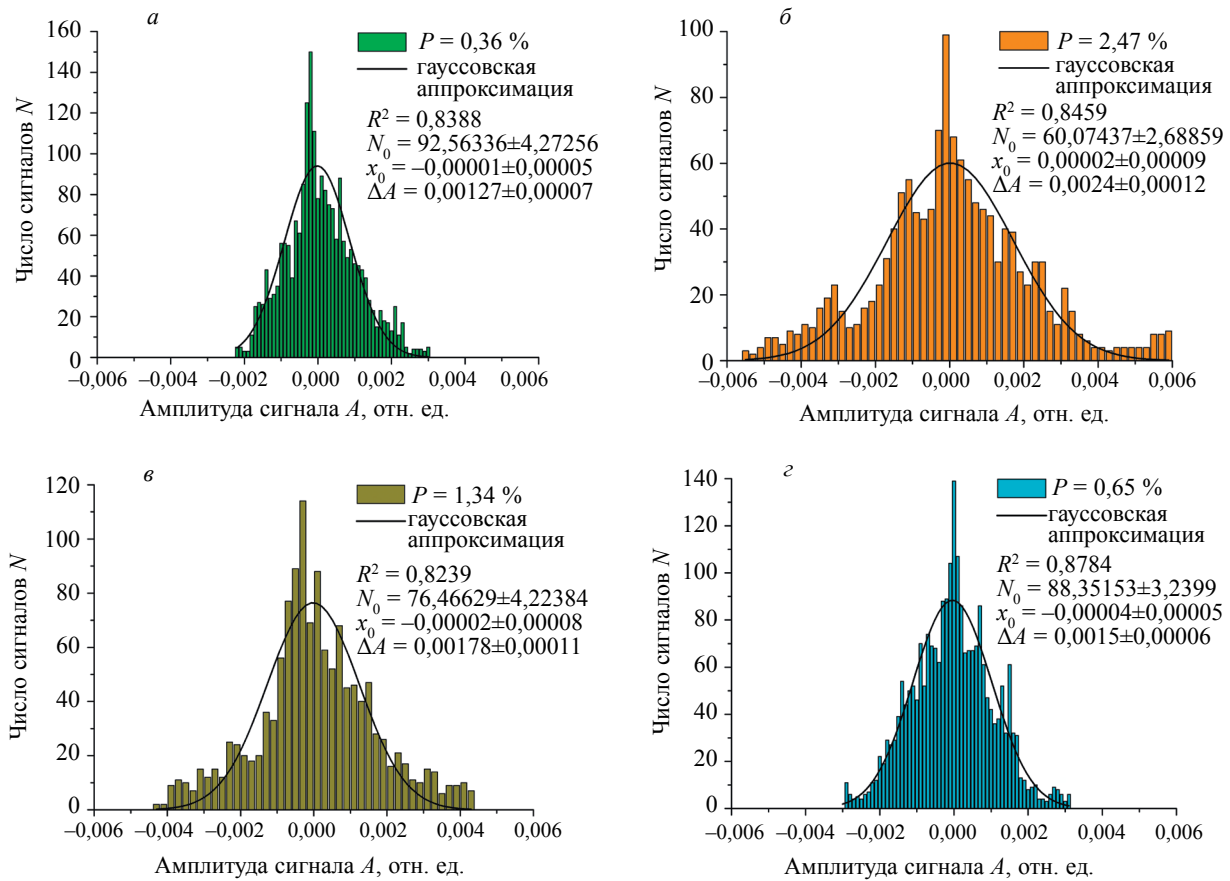


Рис. 6. Распределения амплитуд обратнорассеянных ультразвуковых сигналов в образцах Al/Al<sub>3</sub>Ti-композигов: № 2-1 (а), № 2-2 (б), № 2-3 (в), № 2-4 (г). Значения пористостей образцов и параметры соответствующих гауссовских аппроксимаций показаны на каждом рисунке.

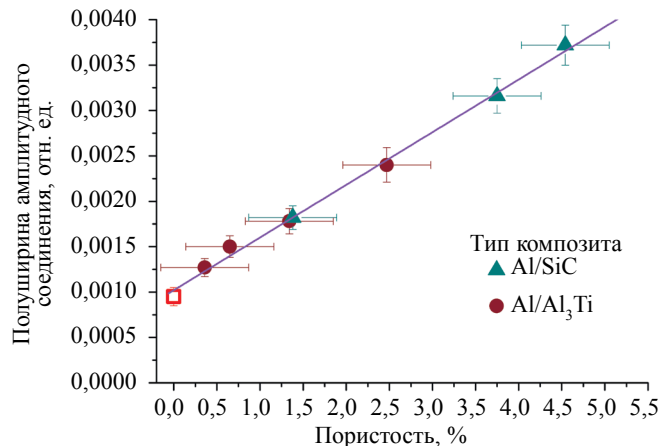


Рис. 7. Соотношение между полушириной амплитудного распределения обратнорассеянных ультразвуковых сигналов и пористостью в образцах Al/SiC и Al/Al<sub>3</sub>Ti-композигов. Точки — экспериментальные результаты, символ (□) при  $P = 0$  соответствует полуширине распределения «аппаратного шума», сплошная линия — функция аппроксимации (2).

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В настоящей работе предложен новый лазерный оптико-акустический метод неразрушающей количественной оценки пористости литых изотропных дисперсно-упрочненных металломатричных композиционных материалов. Метод основан на анализе статистического распределения амплитуд обратнорассеянных ультразвуковых сигналов (структурного шума) в зависимости от

пористости в прозвучиваемом участке образца или изделия. Используемый лазерно-ультразвуковой преобразователь позволяет реализовать лазерное возбуждение широкополосных ультразвуковых импульсов в исследуемом образце или изделии и пьезоэлектрическую регистрацию обратнорассеянных импульсов при одностороннем доступе к объекту контроля без измерения его геометрии и регистрации донных эхосигналов. Для исследованных композитов на основе силумина, дисперсно-упрочненного микрочастицами карбида кремния SiC (объемная концентрация 0,033—0,135), и полученных методом реакционного литья на основе алюминия, упрочненного *in-situ* синтезированными интерметаллидными частицами Al<sub>3</sub>Ti (объемная концентрация 0,04—0,115), статистическое распределение амплитуд структурного шума аппроксимируется гауссовской функцией. Для обоих типов композитов ширина амплитудного распределения возрастает с ростом пористости и не зависит от объемной концентрации упрочняющих частиц. Полученное эмпирическое соотношение между полушириной амплитудного распределения структурного шума и пористостью в прозвученном участке композита аппроксимируется одной и той же линейной функцией независимо от технологии изготовления композита, а также от типа, размеров и упругих свойств упрочняющих частиц. Эта функция может служить в качестве «калибровочной» для неразрушающей количественной оценки пористости в двух исследованных типах литых металломатричных композиционных материалов для обнаружения в них потенциально опасных дефектных областей с повышенной пористостью перед изготовлением деталей и изделий. Предложенная лазерная оптико-акустическая методика может быть также интегрирована в систему оперативной оценки рабочего состояния металломатричных композиционных материалов в процессе эксплуатации изделий.

Работа выполнялась по государственному заданию № 075-00746-19-00.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Hunt W.H. (Jr.) Metal matrix composites* / In: Kelly A., Zweben C. (eds.) *Comprehensive composite materials*. Amsterdam: Elsevier, 2000. V. 6. P. 57—66.
2. *Kainer K.U. Basics of metal matrix composites* / In: Kainer K.U. (ed.) *Metal matrix composites: custom-made materials for automotive and aerospace engineering*. Weinheim: Wiley-VCH Verlag GmbH & Co, 2006. P. 1—54.
3. *Чернышова Т.А., Курганова Ю.А., Кобелева Л.И., Болотова Л.К.* Литые дисперсно-упрочненные алюмоматричные композиционные материалы: изготовление, свойства, применение. Ульяновск: Изд-во УлГТУ, 2012. 295 с.
4. *Чернышова Т.А., Кобелева Л.И., Курганова Ю.А., Болотова Л.К., Калашников И.Е., Катин И.В., Панфилов А.В., Панфилов А.А.* Дисперсно-наполненные композиционные материалы для пар трения скольжения // *Конструкции из композиционных материалов*. 2007. № 3. С. 38—48.
5. *Коновалов А.В., Смирнов С.В.* Современное состояние и направления исследований металломатричных композитов системы Al/SiC (обзор) // *Конструкции из композиционных материалов*. 2015. № 1. С. 30—35.
6. *Ibrahim I.A., Mohamed F.A., Lavernia E.J.* Particulate reinforced metal matrix composites — a review // *J. Mater. Sci.* 1991. V. 26. P. 1137—1156.
7. *Bindumadhavan P.N., Wah H.K., Prabhakar O.* Assessment of particle-matrix debonding in particulate metal matrix composites using ultrasonic velocity measurements // *Mater. Sci. Eng. A*. 2002. V. 323. No. 1—2. P. 42—51.
8. *Tekmen C., Ozdemir I., Cocen U., Onel K.* The mechanical response of Al—Si—Mg/SiC<sub>p</sub> composite: influence of porosity // *Mater. Sci. Eng. A*. 2003. V. 360. No. 1—2. P. 365—371.
9. *Campbell J.* Porosity / In: *Complete casting handbook. Metal casting processes, metallurgy, techniques and design*. Amsterdam: Butterworth-Heinemann, Elsevier, 2015. P. 341—415.
10. *Tjong S.C., Ma Z.Y.* Microstructural and mechanical characteristics of in situ metal matrix composites // *Mater. Sci. Eng. R*. 2000. V. 29. P. 49—113.
11. *Varin R.A.* Intermetallic-reinforced light-metal matrix in-situ composites // *Metall. Mater. Trans. A*. 2002. V. 33. P. 193—201.
12. *Чернышова Т.А., Болотова Л.К., Калашников И.Е., Кобелева Л.И., Быков П.А.* Влияние тугоплавких наночастиц на модификацию структуры металломатричных композитов // *Металлы*. 2007. № 3. С. 79—84.
13. *Мурашева В.В., Бурковская Н.П., Севостьянов Н.В.* Способы получения высокотемпературных Nb-Si *in-situ* композитов (обзор) // *Конструкции из композиционных материалов*. 2015. № 2. С. 27—38.
14. *Pineau A., Benzerga A.A., Pardoën T.* Failure of metals I: Brittle and ductile fracture // *Acta Mater.* 2016. V. 107. P. 424—483.
15. *Vary A.* Material property characterization / In: Moore P.O. (ed.) *Nondestructive testing handbook. Ultrasonic testing*. Columbus: ASTM, 2007. P. 365—431.

16. *Rokhlin S.I., Chimenti D.E., Nagy P.B.* Physical ultrasonics of composites. Oxford: Oxford University Press, 2011. 400 p.
17. *Schobel M., Requena G., Fiedler G., Tolnai D., Vaucher S., Degischer H.P.* Void formation in metal matrix composites by solidification and shrinkage of an AlSi7 matrix between densely packed particles // *Compos. Part A: Appl. Sci. Manuf.* 2014. V. 66. P. 103—108.
18. *Fitting D.W., Adler L.* Ultrasonic spectral analysis for nondestructive evaluation. New York: Plenum Press, 1981. 354 p.
19. *Гусев В.Э., Карабутов А.А.* Лазерная оптоакустика. М.: Наука, 1991. 304 с.
20. *Ивочкин А.Ю., Карабутов А.А., Ляшнев М.Л., Пеливанов И.М., Рохатги У., Субудхи М.* Измерение распределения скорости продольных акустических волн в сварных соединениях лазерным оптико-акустическим методом // *Акуст. журн.* 2007. Т. 53. № 4. С. 540—547.
21. *Исмагилов И.Р., Голенищев-Кутузов В.А., Калимуллин Р.И., Мигачев С.А., Хасанов А.А.* Обнаружение поверхностных и объемных дефектов в металлах лазерно-акустическим способом // *Дефектоскопия.* 2014. № 6. С. 16—24.
22. *Gurevich S.Yu., Petrov Yu.V., Golubev E.V.* Thickness Gauging of Thin Metalware with Ultrasound Excited by Laser Nanopulses // *Russian Journal of Nondestructive Testing.* 2018. V. 54. No. 3. P. 147—150. [*Гуревич С.Ю., Петров Ю.В., Голубев Е.В.* Измерение толщины тонких металлоизделий с помощью ультразвука, возбуждаемого лазерными наноимпульсами // *Дефектоскопия.* 2018. № 3. С. 3—6.]
23. *Kim K.-B., Hsu D.K., Barnard D.J.* Estimation of porosity content of composite materials by applying discrete wavelet transform to ultrasonic backscattered signal // *NDT & E Int.* 2013. V. 56. P. 10—16.
24. *Karabutov A.A., Podymova N.B.* Nondestructive porosity assessment of CFRP composites with spectral analysis of backscattered laser-induced ultrasonic pulses // *J. Nondestruct. Eval.* 2013. V. 32. P. 315—324.
25. *Карташев В.Г., Качанов В.К., Соколов И.В., Шалимова Е.В., Концов Р.В., Воронкова Л.В.* Ультразвуковая структуроскопия изделий из сложноструктурных материалов на основе анализа статистических характеристик структурного шума // *Дефектоскопия.* 2015. № 6. С. 41—56.
26. *Качанов В.К., Карташев В.Г., Соколов И.В., Воронкова Л.В., Шалимова Е.В.* Структурный шум в ультразвуковой дефектоскопии. М.: Изд. дом МЭИ, 2016. 186 с.
27. *Romanishin R.I., Romanishin I.M.* Processing of Backscattered Signal in Ultrasonic Testing // *Russian Journal of Nondestructive Testing.* 2018. V. 54. No. 6. P. 394—399. [*Романишин Р.И., Романишин И.М.* Обработка обратнорассеянного сигнала в ультразвуковом контроле // *Дефектоскопия.* 2018. № 6. С. 11—16.]
28. *Romanishin R.I., Romanishin I.M.* Assessment of Scattered Damage in Structural Materials // *Russian Journal of Nondestructive Testing.* 2019. V. 55. No. 2. P. 111—121. [*Романишин Р.И., Романишин И.М.* Оценка рассеянной поврежденности конструкционных материалов // *Дефектоскопия.* 2019. № 2. С. 25—35.]
29. *Podymova N.B., Kalashnikov I.E., Bolotova L.K., Kobleva L.I.* Laser-ultrasonic nondestructive evaluation of porosity in particulate reinforced metal-matrix composites // *Ultrasonics.* 2019. V. 99. P. 105959.
30. *Zwicker U.* Titan und titanlegierungen. Berlin-Heidelberg-New York: Springer-Verlag, 1974. 717 p. (in German).
31. *Adler L., Rose J.H., Mobley C.* Ultrasonic method to determine gas porosity in aluminum alloy castings: Theory and experiment // *J. Appl. Phys.* 1986. V. 59. P. 336—347.
32. *Ying C.F., Truell R.* Scattering of a plane longitudinal wave by a spherical obstacle in an isotropically elastic solid // *J. Appl. Phys.* 1956. V. 27. P. 1086—1097.
33. *Evans A.G., Tittmann B.R., Ahlberg L., Khuri-Yakub B.T., Kino G.S.* Ultrasonic attenuation in ceramics // *J. Appl. Phys.* 1978. V. 49. P. 2669—2679.