

УДК 621.791.725

ЛАЗЕРНАЯ СВАРКА РАЗНОРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ20 И АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА В-1461

А. Г. Маликов, А. М. Оришич, И. Е. Витошкин,
Е. В. Карпов*, А. И. Анчаров**,***

Институт теоретической и прикладной механики им. С. А. Христиановича СО РАН,
630090 Новосибирск, Россия

* Институт гидродинамики им. М. А. Лаврентьева СО РАН, 630090 Новосибирск, Россия

** Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН, 630128 Новосибирск, Россия

*** Институт ядерной физики им. Г. И. Будкера СО РАН, 630090 Новосибирск, Россия

E-mails: smalik@ngs.ru, laser@itam.nsc.ru, igor.vitoshkin.97@mail.ru,
evkarpov@mail.ru, ancharov@mail.ru

Приведены результаты экспериментального исследования прочностных характеристик и микроструктуры неразъемного соединения разнородных материалов (титанового сплава ВТ20 и алюминиевого сплава В-1461), полученного методом лазерной сварки встык. С использованием оптической и электронной микроскопии, результатов микрорентгеноспектрального и фазового анализа, а также метода дифракции на просвет с помощью синхротронного излучения исследованы свойства сварного шва. Показано, что смещение лазерного излучения относительно поверхности контакта разнородных материалов приводит к существенному изменению микроструктуры, фазового состава интерметаллидной прослойки, образующейся между свариваемыми материалами, а следовательно, и прочности разнородных сварных соединений.

Ключевые слова: лазерная сварка, разнородные материалы, титановый сплав, алюминиево-литиевый сплав, прочность, структурно-фазовый состав.

DOI: 10.15372/PMTF20200218

Введение. В авиакосмической промышленности при изготовлении ряда изделий часто используются соединения разнородных материалов. Подобные задачи возникают при изготовлении несущих алюминиевых элементов фюзеляжа, крыльев самолетов и т. д. В последнее время в авиастроении существует необходимость соединения алюминиевых и титановых сплавов с помощью лазерной сварки [1]. Лазерная сварка является одним из наиболее перспективных методов сварки разнородных материалов. При использовании данного

Работа по оптимизации режимов сварки, исследованию микроструктуры, механических свойств выполнена в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013–2020 гг. (коды проектов АААА-А17-117030610122-6, АААА-А17-117021650050-8). Экспериментальная часть работы проведена с использованием оборудования центра коллективного пользования “Механика” (Институт теоретической и прикладной механики СО РАН). Дифракционные исследования выполнены с использованием инфраструктуры Сибирского центра синхротронного и терагерцевого излучения в рамках Государственного задания Института химии твердого тела и механохимии СО РАН (код проекта АААА-А17-117030310280-6).

© Маликов А. Г., Оришич А. М., Витошкин И. Е., Карпов Е. В., Анчаров А. И., 2020

метода не требуется применять дополнительные материалы, проводить специальную обработку кромок, кроме того, он характеризуется высокой скоростью сварки. Поскольку диаметр фокусируемого излучения мал, с помощью метода лазерной сварки можно получать диффузионную зону небольшой толщины, в которой образуются интерметаллидные соединения, варьировать ширину данной зоны путем перемещения лазерного излучения и, следовательно, изменять механические характеристики получаемых разнородных сварных соединений [2].

Сварка разнородных материалов технологически сложна. В первую очередь это обусловлено различиями химических и физических свойств материалов. Свариваемые материалы имеют различные температуры плавления, плотность, теплопроводность и т. д. Различия химического состава могут привести к появлению в процессе сварки нежелательных соединений и изменению свойств материалов в околошовной зоне вследствие взаимной диффузии материалов. Различия теплофизических свойств приводят к неравномерному нагреву материалов, что обуславливает возникновение остаточных температурных напряжений, снять которые затруднительно вследствие различия значений температуры обработки свариваемых материалов. Кроме того, сложность сварки разнородных материалов связана с возникновением в сварном шве хрупких интерметаллидных соединений. Согласно диаграмме состояния системы титан — алюминий при сварке титанового и алюминиевого сплавов образуются хрупкие интерметаллиды Ti_3Al , $TiAl$, $TiAl_2$ и $TiAl_3$ [3, 4].

В настоящее время в авиационной промышленности России широко применяется титановый сплав марки ВТ20. Сплав ВТ20 отличается высокой жаропрочностью, хорошо сваривается, при этом прочность сварного соединения равна прочности основного материала. Сплав предназначен для изготовления изделий, работающих в течение длительного времени при температурах $450 \div 500$ °С. Данный сплав используется при изготовлении с помощью сварки конструкций летательных аппаратов [5, 6].

Развитие технологии создания алюминиевых сплавов с целью уменьшения массы и увеличения прочности изготавливаемых из них конструкций привело к появлению алюминиево-литиевых сплавов. Добавление лития позволяет уменьшить плотность сплава и увеличить механические характеристики за счет появления упрочняющих фаз в результате специальной термомеханической обработки. В настоящее время созданы новые термически упрочняемые алюминиево-литиевые сплавы третьего поколения системы $Al-Cu-Li$, в которых в качестве дополнительного легирующего элемента могут присутствовать Mg , Zn , Mn , Zr , Sc [7, 8]. Данные сплавы имеют высокие механические характеристики, являются коррозионно-стойкими, жаропрочными и трещиностойкими.

Алюминиевый сплав В-1461 системы $Al-Cu-Li$, являющийся перспективным российским высокопрочным свариваемым сплавом третьего поколения, применяется в ПАО «Компания «Сухой»» для изготовления шпангоутов, лонжеронов, стенок, нервюр. Данный сплав характеризуется высокой степенью легирования, значительной гетерогенностью и сложностью фазовых превращений при нагреве и охлаждении в процессе гомогенизации, горячей деформации, промежуточной смягчающей термической обработке, холодной деформации и окончательной упрочняющей термической обработке (закалка и искусственное старение) [9].

Данная работа посвящена исследованию особенностей лазерной сварки разнородных материалов промышленных сплавов на основе титана (ВТ20) и алюминия (В-1461). Проводится экспериментальное исследование механических характеристик полученных сварных соединений в зависимости от положения излучения относительно поверхности контакта материалов, свариваемых встык. Изучается микроструктура сплавов с помощью методов оптической и электронной микроскопии. Впервые структурно-фазовый состав полученных сварных соединений исследуется с использованием синхротронного излучения.

Таблица 1

Массовые доли ν компонентов сплавов ВТ20 и В-1461

Сплав	ν , %									
	Ti	Al	Mo	V	Cu	Li	Mg	Zr	Sc	Zn
ВТ20	86,2 ÷ 91,7 (основа)	5,5 ÷ 7,5	0,5 ÷ 2,0	0,8 ÷ 1,8	—	—	—	1,5 ÷ 2,5	—	—
В-1461	—	94,07 (основа)	—	—	2,8	1,8	0,5	0,08	0,09	0,66

1. Материалы и методика экспериментов. Титановый сплав ВТ20 является α -псевдосплавом системы Ti–Al–Zr–Mo–V [6]. Алюминиевый сплав В-1461 системы Al–Cu–Li состоит из твердого α -раствора с включением в матрице твердого раствора фаз δ' (Al₃Li), T₁(Al₂CuLi), θ'' , θ' (Al₂Cu), Al₃(ZrSc) и фаз на границах дендритных зерен T₁(Al₂CuLi), T₂(Al₆CuLi₃), S₁(Al₂MgLi), θ (Al₂Cu) [9, 10].

Основными упрочняющими фазами являются δ' (Al₃Li), T₁(Al₂CuLi) и θ' (Al₂Cu). В табл. 1 приведены значения массовой доли компонентов исследуемых сплавов.

Лазерная сварка листов алюминиевого сплава В-1461 и титанового сплава ВТ20 проводилась на автоматизированном лазерном технологическом комплексе “Сибирь” [11, 12] в режиме, обеспечивающем отсутствие горячих трещин и газовых пор. Мощность лазера составляла 1,2 кВт, скорость сварки — 1 м/мин. Излучение фокусировалось под поверхностью материала на расстоянии, равном 3 мм, смещение лазерного излучения относительно поверхности контакта материалов, свариваемых встык, составляло $L = 0; 0,5; 1,0$ мм. Образцы для испытаний на прочность изготавливались согласно ГОСТ 1497-84 из исходных листовых материалов и сваренных пластин. В образцах со сварными швами шов располагался в середине рабочей части перпендикулярно направлению приложенной силы.

Испытания на прочность проводились на электромеханической универсальной испытательной машине Zwick/Roell. Относительное удлинение измерялось экстензометром на измерительной базе длиной 20 мм, на которой располагался сварной шов шириной 1 мм. Микроструктура сварных соединений исследовалась с помощью оптического микроскопа OLYMPUS LEXT 3000 и сканирующего электронного микроскопа EVO MA 15. Структурно-фазовый анализ сварного шва проводился с использованием синхротронного излучения. Дифракционные исследования выполнены на станции четвертого канала синхротронного излучения от накопителя ВЭПП-3 [13]. Использовалось монохроматическое излучение с длиной волны, равной 0,3685 Å. При малой длине волны используемого рентгеновского излучения происходит уменьшение углов дифракции, поэтому все дифракционные максимумы смещаются в область малых углов. Совместное использование “жесткого” рентгеновского излучения и плоского двухкоординатного детектора Mag345 позволяет регистрировать основные дифракционные максимумы. Анализ дифракционной картины позволяет получить информацию не только о положении и интенсивности дифракционных колец, но и о распределении интенсивности по кольцу. Вследствие малого диапазона углов и высокой проникающей способности “жесткого” синхротронного излучения можно проводить исследования на просвет. При этом вклад в дифракционную картину дают не только поверхностные слои образца, но и весь объем образца, сквозь который проходит поток излучения.

При исследовании неподвижного образца по виду дифракционных колец можно судить о размере кристаллитов и текстуре материала. При вращении образца лучи, отраженные от мелких кристаллитов, сливаются в кольца. Если при этом в образце имеются кристал-

литы с размерами, соизмеримыми с размером пучка используемого излучения или превышающими его, то отраженные лучи формируют набор высокоинтенсивных дифракционных колец, образующих симметричную картину, т. е. регистрируется дифрактограмма вращения монокристалла [14]. Высокая интенсивность синхротронного излучения и возможность регистрировать рассеянное излучение в определенном диапазоне углов позволяют получать дифрактограммы с высокой статистической точностью в течение нескольких десятков секунд.

Для проведения исследований фазового состава в различных областях сварного шва использовался пучок монохроматизированного синхротронного излучения с сечением размером 100×400 мкм.

2. Результаты экспериментов. Ниже приводятся результаты исследования структуры материала шва с использованием различных методов, а также результаты механических испытаний.

2.1. Оптическая металлография. С помощью метода оптической металлографии установлено, что при различных значениях смещения лазерного излучения относительно поверхности контакта свариваемых материалов реализуются различные механизмы теплопередачи. При сварке без смещения лазерного луча происходит плавление обеих пластин и интенсивное перемешивание образовавшихся расплавов, в результате чего между соединяемыми пластинами формируется широкая интерметаллидная прослойка (рис. 1). В структуре сварного шва можно выделить зону термического влияния в алюминии (зона I), зону плавления алюминия (зона II), четко выраженную границу между интерметаллидной прослойкой и зоной плавления алюминия (зона III), зону плавного перехода от интерметаллидной прослойки к структурам литого титана (зона IV), границу зоны плавления титана (зона V) и зону термического влияния в титане (зона VI). В зоне плавления алюминия (зона II) наблюдаются интерметаллидные структуры, причем по мере приближения к зоне III их количество увеличивается.

При смещении лазерного излучения на 1 мм в направлении титана реализуется механизм теплопередачи, при котором расплавы титана и алюминия не контактируют друг с другом, вследствие чего между пластинами образуется соединение типа сварки-пайки. На рис. 2 представлена структура такого соединения. Как и в рассмотренном выше случае, в структуре алюминия выделяются зона термического влияния (зона I), зона плавления (зона II) и зона контакта материалов (зона III). В структуре титана имеется обширная зона плавления (зона V), за которой следует зона термического влияния (зона VI). Также необходимо отметить, что структура материала вблизи границы между пластинами (зона IV) сходна со структурой в зоне термического влияния (зона VI). Это позволяет сделать вывод, что расплавы металлов не перемешивались, поскольку были разделены зоной нерасплавленного титана, структура которой подобна структуре зоны термического влияния.

2.2. Растровая электронная микроскопия. Из результатов, полученных с использованием метода растровой электронной микроскопии (рис. 3) и микрорентгеноспектрального анализа (EDX) (табл. 2), следует, что структура материала в зоне, находящейся между пластинами в сварном шве, полученном без смещения лазерного луча, представляет собой интерметаллидную прослойку, возникшую в результате конвективного перемешивания расплавов. Особенностью этого слоя является проникание алюминия в титан на значительную глубину. Во всей области плавления титана концентрация алюминия варьируется в диапазоне от 39 до 58 % (области 1–5 на рис. 3). В окрестности границы между этой прослойкой и зоной плавления алюминия (зона I на рис. 3) видны структуры (область 2), имеющие химический состав, сходный с составом прослойки (область 4), а также структуры, в которых атомная доля алюминия больше (области 1, 3). На гра-

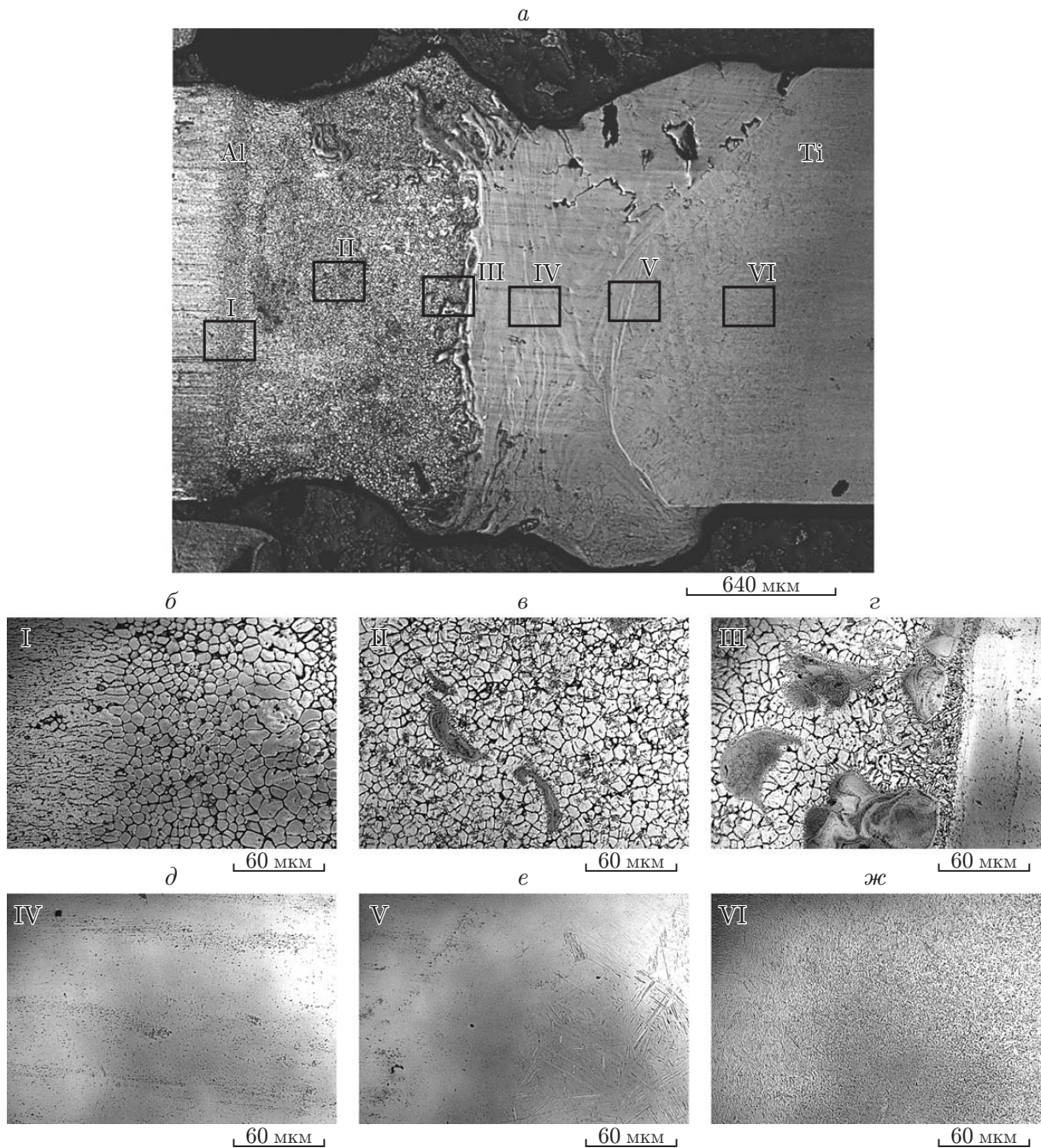


Рис. 1. Структура сварного соединения, сваренного без смещения лазерного луча (оптическая металлография):
 а — общий вид, б–ж — увеличенные фрагменты (б — зона I, в — зона II, г — зона III, д — зона IV, е — зона V, ж — зона VI)

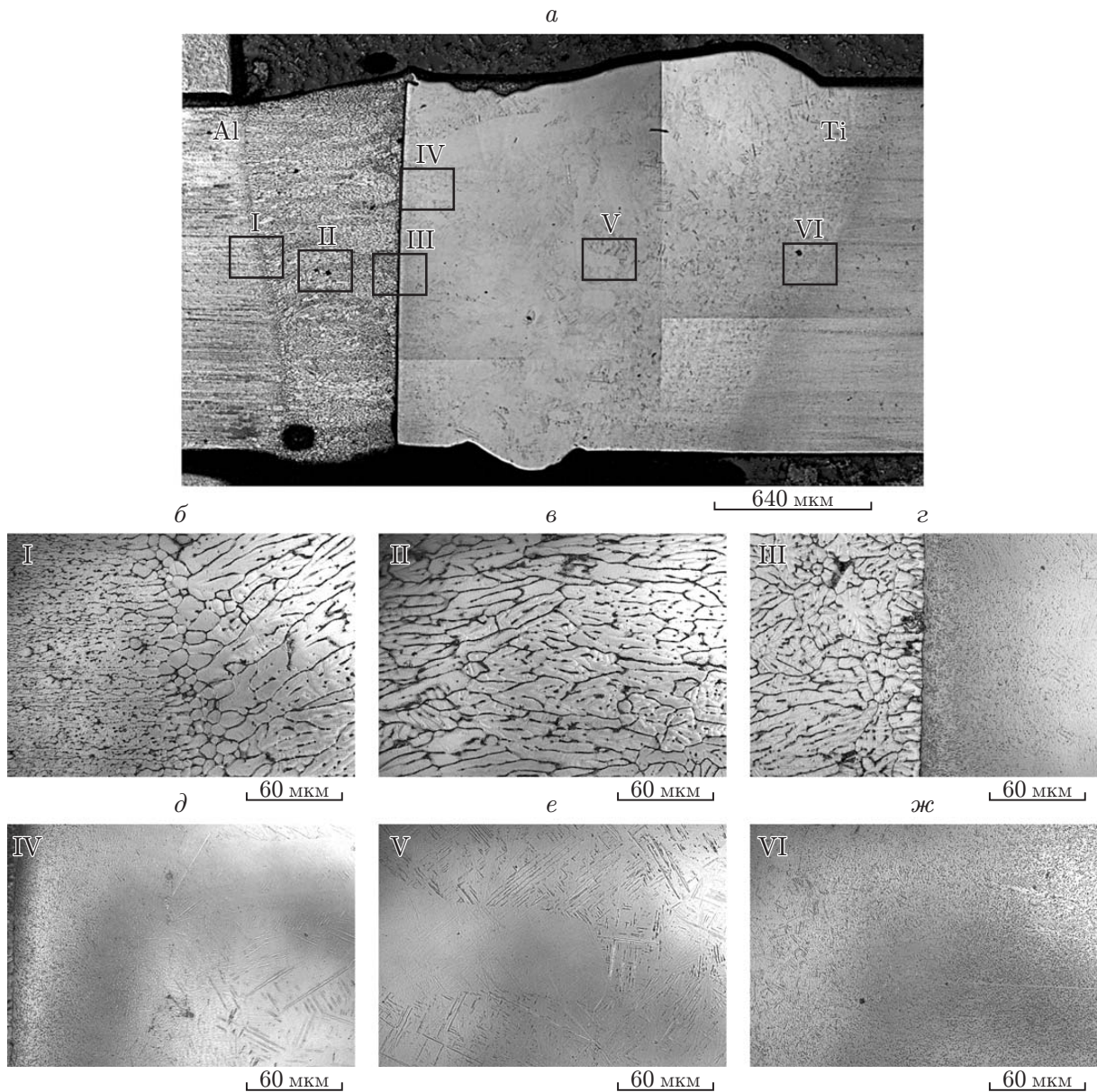


Рис. 2. Структура сварного соединения, сваренного со смещением лазерного луча на 1 мм (оптическая металлография):
a — общий вид, *б-ж* — увеличенные фрагменты (*б* — зона I, *в* — зона II, *г* — зона III, *д* — зона IV, *е* — зона V, *ж* — зона VI)

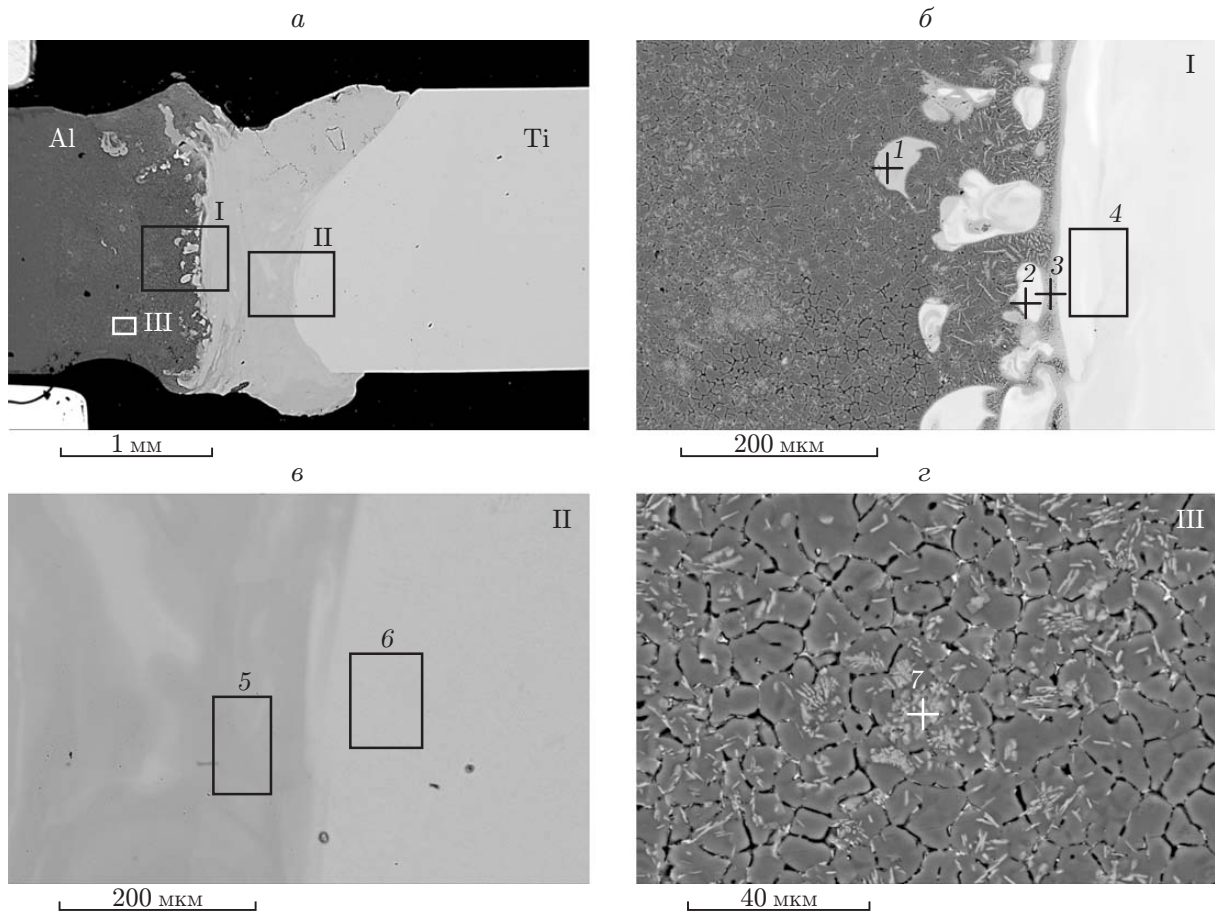


Рис. 3. Структура сварного соединения, сваренного без смещения лазерного луча (растровая электронная микроскопия):
a — общий вид, *б-г* — увеличенные фрагменты (*б* — зона I, *в* — зона II, *г* — зона III);
 1–7 — области, в которых с использованием EDX-анализа определялся химический состав материала (см. табл. 2)

Таблица 2

Атомные доли φ компонентов сплавов в областях 1–7 (см. рис. 3), полученные с использованием EDX-анализа, и возможные фазы титана и его соединений с алюминием в этих областях

Область, в которой определялся химический состав материала	$\varphi, \%$					Возможные фазы
	Al	Ti	Cu	Zr	Zn	
1	58,01	40,58	0,85	0,56	—	TiAl
2	39,01	59,66	0,48	0,84	—	Ti ₃ Al, TiAl
3	57,79	40,65	0,99	0,57	—	TiAl
4	36,61	62,19	0,36	0,84	—	Ti ₃ Al, TiAl
5	37,04	61,79	0,36	0,81	—	Ti ₃ Al, TiAl
6	11,72	87,20	—	0,08	—	α -Ti
7	87,75	11,50	0,59	—	0,16	Al, TiAl

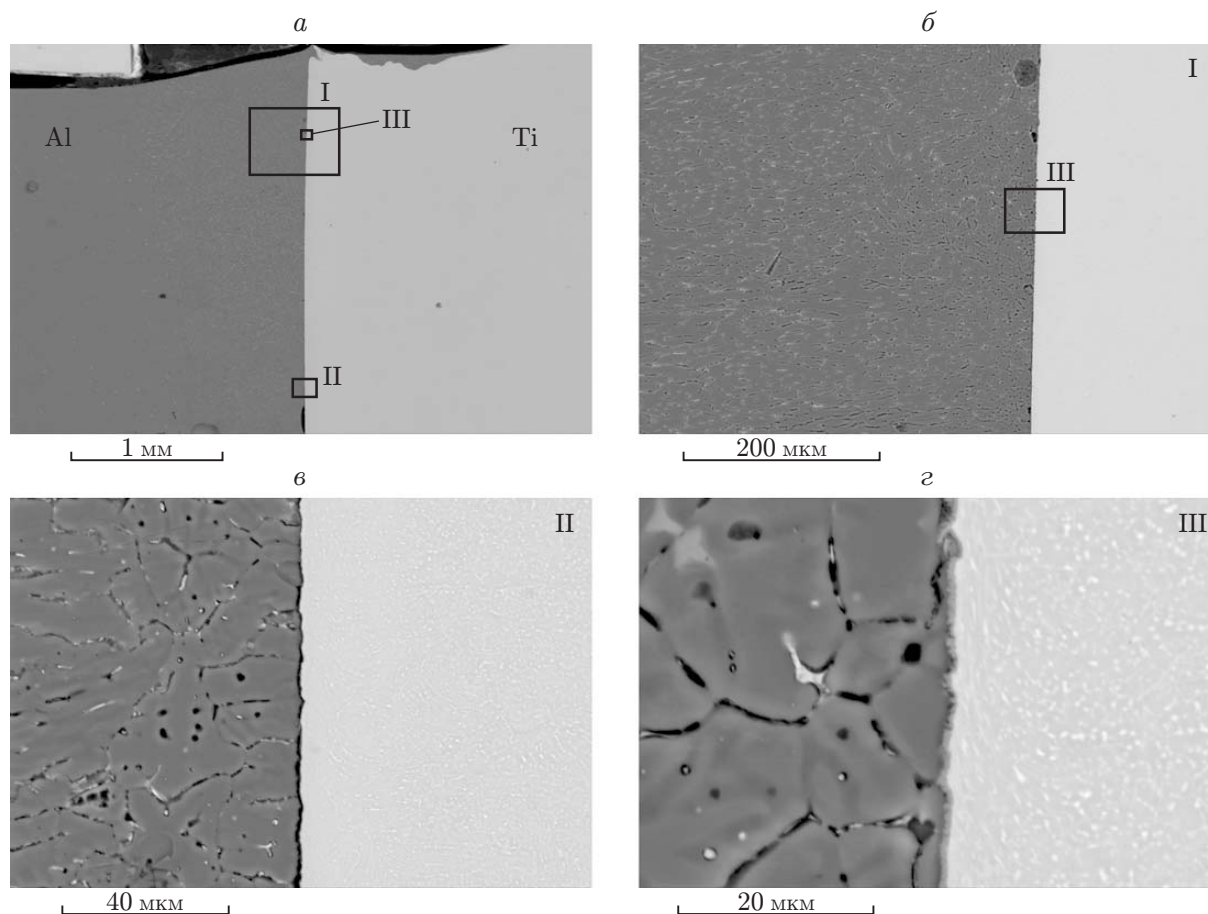


Рис. 4. Структура сварного соединения, сваренного со смещением лазерного луча на 1 мм (растровая электронная микроскопия):

a — общий вид, *б-г* — увеличенные фрагменты (*б* — зона I, *в* — зона II, *г* — зона III)

нице между областью плавления, где образуется интерметаллидная прослойка, и зоной термического влияния титановой пластины (зона II на рис. 3) происходит резкое изменение химического состава (области 5, 6). Также результаты EDX-анализа показывают, что в состав игольчатых структур в зоне литого алюминия (зона III на рис. 3) входит титан (область 7). Так как алюминий не способен образовывать твердый раствор с титаном, эти игольчатые структуры могут быть только интерметаллидным соединением.

На рис. 4 представлена структура материала в поперечном сечении сварного соединения, полученного при смещении лазерного луча от поверхности контакта материалов на расстояние, равное 1 мм. Поперечный размер зоны контакта материалов составлял порядка 1 мкм, что не позволило установить их химический состав, поскольку пространственное разрешение при проведении EDX-анализа составляет приблизительно 5 мкм. Однако в верхней части сварного шва (зона III на рис. 4) между пластинами хорошо виден интерметаллидный слой, от которого отходят ламели, имеющие длину $1 \div 3$ мкм. В нижней части шва (зона II на рис. 4) толщина зоны контакта материалов меньше, чем в верхней, поэтому ламели отсутствуют.

2.3. Дифракция на просвет. При получении фазовых дифрактограмм с помощью синхротронного излучения данные о структурно-фазовом составе материала осредняются по сечению пучка излучения с характерным размером 100 мкм.

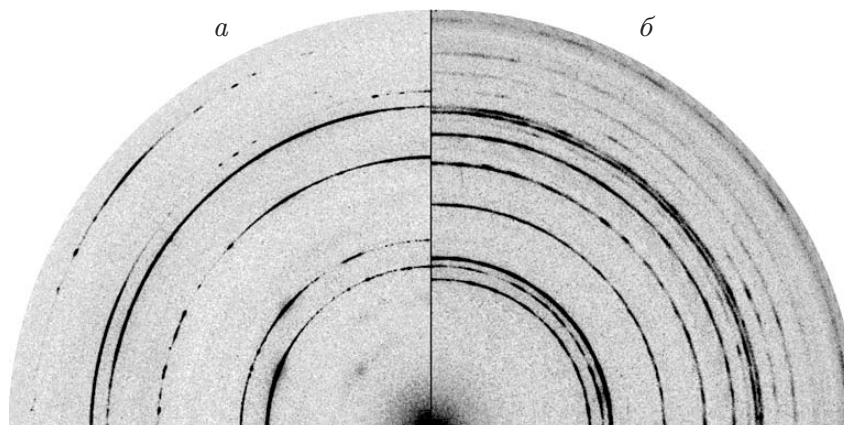


Рис. 5. Фрагменты дифракционных колец для свариваемого материала (*a*) и материала в центре сварного шва (*б*)

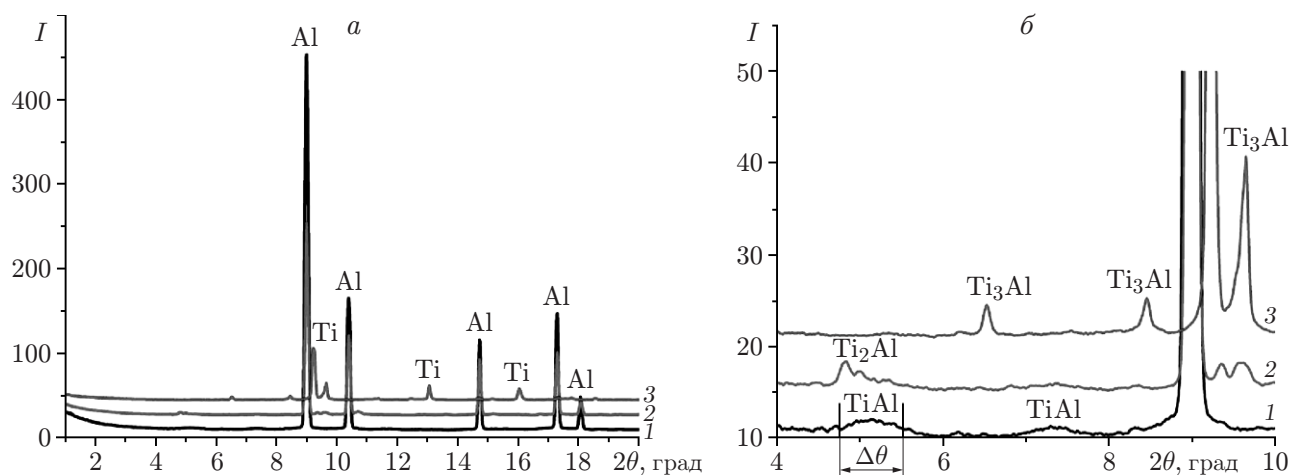


Рис. 6. Дифрактограммы для образца, сваренного без смещения лазерного луча относительно поверхности контакта материалов:
a — $2\theta = 2 \div 20^\circ$, *б* — $2\theta = 4 \div 10^\circ$; 1 — зона плавления алюминия (зона III на рис. 3),
 2 — окрестность границы контактной зоны (зона I на рис. 3), 3 — зона плавления титана (зона I на рис. 3)

Анализ дифракционных колец показал, что материал сплава имеет четко выраженную текстуру прокатки (рис. 5). Наличие в области малых углов слабовыраженных дифракционных колец свидетельствует о присутствии в небольших количествах фазы со структурой сверхрешетки, имеющей удвоенный параметр решетки. Увеличение ширины сверхструктурных дифракционных максимумов показывает, что фаза со структурой сверхрешетки является мелкодисперсной и (или) сильнодеформированной. Сдвиг дифракционных максимумов для фазы твердого раствора титана в область малых углов свидетельствует об увеличении межплоскостного расстояния, так как ионный радиус титана больше ионного радиуса алюминия.

На рис. 6 представлены дифрактограммы, построенные в трех зонах образца, полученного сваркой без смещения лазерного луча относительно поверхности контакта материалов. В области плавления алюминия дифрактограммы (кривая 1 на рис. 6) строились в зоне III (см. рис. 3). Результаты анализа дифрактограмм и EDX-анализа показали, что в данной области присутствуют алюминий в виде матрицы твердого раствора и ин-

Таблица 3

Механические характеристики разнородного сварного соединения при различных значениях смещения L лазерного луча относительно поверхности контакта материалов

L , мм	σ_{lim} , МПа	$k_{\sigma a}$, %	$k_{\sigma w}$, %
0	75	13,9	23,1
0,5	107	19,8	33,0
1,0	168	31,1	51,9

терметаллид TiAl. Данный интерметаллид характеризуется наличием широкой области гомогенности, поэтому дифракционные пики расширены. Наличие расширений на дифракционных кольцах свидетельствует о наличии текстуры прокатки. Текстура прокатки наблюдается также у алюминия. Кривая 2 на рис. 6 получена в контактной зоне (зона I на рис. 3), химический состав материала которой приведен в табл. 2 (области 2, 3). В этой области отсутствуют TiAl и текстура прокатки. Присутствует Al в виде матрицы твердого раствора, но в меньшем количестве и обнаружены новые интерметаллидные фазы Ti₂Al, Ti₃Al и фазы β -титана.

Кривая 3 на рис. 6 получена для области, в которой произошло плавление титана в зоне I (см. рис. 3) в точке с химическим составом, соответствующим химическому составу материала в области 5 (см. табл. 2). Наблюдается существенное изменение фазового состава: отсутствуют Al в виде матрицы твердого раствора и Ti₂Al, присутствуют β -титан и Ti₃Al.

Анализ дифрактограмм образца, сваренного при смещении луча на 1 мм от поверхности контакта материалов в сторону титана, показал, что распределение фазового состава значительно изменяется. Наблюдается большая доля Al и Ti, а также фиксируется присутствие в малом количестве частиц интерметаллических фаз TiAl и Ti₂Al. Малое количество частиц интерметаллидов обусловлено тем, что зона, в которой они содержатся, мала (порядка 1 мкм) по сравнению с областью регистрации, ширина которой определяется размерами пучка и равна 100 мкм. Фазы TiAl и Ti₂Al, вероятно, являются либо сильнодеформированными, либо высокодисперсными твердыми растворами. Об этом свидетельствует значительное увеличение ширины дифракционных максимумов.

2.4. Испытания на растяжение. Испытания на растяжение показали, что смещение лазерного луча приводит к существенному увеличению предела прочности разнородных соединений. Результаты испытаний на растяжение представлены в табл. 3 (σ_{lim} — предел прочности разнородного соединения на растяжение, $k_{\sigma a}$ — отношение прочности разнородного сварного соединения к прочности сплава В-1461, $k_{\sigma w}$ — отношение прочности разнородного сварного соединения к прочности сварного соединения сплава В-1461). При сварке со смещением луча на 1 мм от границы контакта материалов в сторону титана предел прочности соединений, который при сварке без смещения лазерного луча составлял 75 МПа, увеличился до 168 МПа. В табл. 3 приведены также значения отношения предела прочности разнородных сварных соединений к пределу прочности алюминиевого сплава и сварного шва. При смещении луча на 1 мм отношение прочности сварного соединения к прочности сплава В-1461 составляет 0,52.

3. Обсуждение результатов исследования и выводы. Проведены экспериментальные исследования прочностных характеристик и микроструктуры неразъемного соединения разнородных материалов: титанового сплава ВТ20 и алюминиевого сплава В-1461. Соединение получено методом лазерной сварки встык. Смещение лазерного луча относительно поверхности контакта разнородных материалов в сторону титанового

сплава приводит к существенному изменению микроструктуры, фазового состава интерметаллидной прослойки, а следовательно, и прочности разнородных сварных соединений.

Анализ микроструктуры показал, что в алюминиевом сплаве зона плавления имела дендритную структуру, тогда как в титановом сплаве — мартенситную. Также при сварке при всех значениях смещения луча обнаружены интерметаллидные структуры. Установлено, что в процессе сварки толщина интерметаллидной прослойки, которая при отсутствии смещения составляла $400 \div 700$ мкм, в случае смещения лазерного луча $L = 0,5$ мм уменьшается до 2,4 мкм, в случае смещения $L = 1$ мм — до 1 мкм. При этом прочность увеличивается в 2,25 раза и достигает 168 МПа.

Отметим особенности формирования ванны расплава в отсутствие смещения луча относительно поверхности контакта материалов. Несмотря на интенсивное конвективное движение расплавленных материалов, зоны расплава, в которых преимущественно содержатся алюминий и титан, четко разделены. При этом внутри области, в которой преимущественно содержится алюминий, наблюдается несколько областей с повышенной концентрацией титана. Следует отметить, что средняя атомная доля титана в твердом растворе алюминия составляет 11,5 % (область 7 в табл. 2). Можно предположить, что титан локализован в виде игольчатых структур, расположенных как внутри дендритных зерен, так и на их границе (зона III на рис. 3). Принципиально другое распределение частиц имеет место в расплаве титана. В зоне плавления титана содержатся интерметаллидные частицы. С учетом химической активности титана, данных EDX-анализа (см. табл. 2) и результатов анализа дифрактограмм можно предположить, что при наличии контакта с расплавленным алюминием из значительной доли расплавленного титана образуются интерметаллидные частицы, поэтому доля твердого раствора чистого титана невелика. Согласно результатам анализа дифрактограмм титан и Ti_3Al присутствуют в приблизительно равных пропорциях. При этом необходимо учитывать, что кристаллические структуры интерметаллидных частиц абсолютно не когерентны с кристаллическими решетками алюминия и титана.

При изучении фазового состава образцов используется метод рентгеновской дифракции, в котором угловая ширина рефлекса $\Delta\theta$ (см. рис. 6) может быть оценена выражением $\Delta\theta \approx \lambda/(l \cos \theta)$, где l — размер кристаллита; λ — длина волны излучения. Отсюда при малых углах дифракции получаем оценку размера кристаллита $l \approx \lambda/\Delta\theta$. Поскольку $\lambda = 0,03685$ нм и $\Delta\theta = 0,5^\circ$, для частиц интерметаллидной фазы $TiAl$, находящейся в твердом растворе Al, характерный размер составляет $3 \div 4$ нм. Для фаз Ti_2Al и Ti_3Al соответственно размеры частиц приблизительно в два и четыре раза больше. Таким образом, интерметаллидный слой, образующийся в области плавления титана, заполнен однородно распределенными интерметаллидными частицами размером $10 \div 15$ нм. Интерметаллидные фазы и матрица твердого раствора титана имеют разные кристаллические решетки, вследствие чего возникают локальные напряжения, микротрещины. По-видимому, это обуславливает низкую прочность сварного шва, полученного при смещении луча относительно поверхности контакта материалов $L = 0$. При смещении луча в сторону титана $L = 1$ мм толщина интерметаллидного слоя мала (приблизительно 1 мкм), но значительно больше размеров кристаллитов. При уменьшении объема интерметаллидного слоя снижается вероятность развития разрушения и увеличивается прочность сварного шва, однако при этом не удастся создать неразъемное соединение с прочностью, близкой к прочности сварного шва используемого алюминиевого сплава. Одним из направлений дальнейших исследований является разработка методов изменения фазового состава интерметаллидного слоя таким образом, чтобы образовывались интерметаллидные фазы, более когерентные матрицам твердого раствора Ti и Al, путем подбора соответствующих легирующих элементов.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Baqer Y. M., Ramesh S., Yusof F., Manladan S. M.** Challenges and advances in laser welding of dissimilar light alloys: Al/Mg, Al/Ti, and Mg/Ti alloys // Intern. J. Adv. Manuf. Technol. 2018. V. 95. P. 4353–4369.
2. **Chen S., Li L., Chen Y., et al.** Improving interfacial reaction nonhomogeneity during laser welding-brazing aluminum to titanium // Materials Design. 2011. V. 32. P. 4408–4416.
3. **Mishin Y., Herzig C.** Diffusion in the Ti–Al system // Acta Materialia. 2000. V. 48. P. 589–623.
4. **Kattner U. R., Lin J. C., Chang Y. A.** Thermodynamic assessment and calculation of the Ti–Al system // Metall. Trans. A. 1992. V. 23. P. 2081–2090.
5. **Plikhunov V. V., Betsofen S. Ya., Mamonov A. M., Spektor V. S.** Structure and internal-stress formation in VT20 titanium-alloy welded joints // Russ. Metall. 2007. V. 2007. P. 428–432.
6. **Колачев Б. А.** Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов / Б. А. Колачев, В. И. Елагин, В. А. Ливанов. М.: Моск. ин-т стали и сплавов, 2005.
7. **Rioja R. J., Liu J.** The evolution of Al–Li base products for aerospace and space applications // Metallurg Materials Trans. A. Phys. 2012. V. 43. P. 3325–3337.
8. **Abd El-Aty A., Xu Y., Guo X., et al.** Strengthening mechanisms, deformation behavior, and anisotropic mechanical properties of Al–Li alloys: A review // J. Adv. Res. 2018. V. 10. P. 49–67.
9. **Khokhlatova L. B., Kolobnev N. I., Oglochkov M. S., et al.** Change in phase composition in relation to aging regimes and alloy V-1461 semifinished product structure // Metal Sci. Heat Treatment. 2012. V. 54. P. 285–289.
10. **Лукина Е. А., Алексеев А. А., Хохлатова Л. Б., Оглодков М. С.** Закономерности формирования основных упрочняющих фаз в сплавах 1424 системы Al–Mg–Li–Zn и В-1461 системы Al–Cu–Li–Zn–Mg // Металловедение и терм. обраб. металлов. 2013. № 9. С. 12–17.
11. **Оришич А. М., Маликов А. Г., Карпов Е. В. и др.** Влияние термической обработки на механические и микроструктурные свойства лазерного сварного шва алюминиевого сплава системы Al–Mg–Li // ПМТФ. 2018. Т. 59, № 3. С. 203–212.
12. **Карпов Е. В., Маликов А. Г., Оришич А. М., Аннин Б. Д.** Влияние температуры на разрушение лазерных сварных соединений алюминиевых сплавов авиационного назначения // ПМТФ. 2018. Т. 59, № 5. С. 191–199.
13. **Ancharov A. I., Manakov A. Y., Mezentsev N. A., et al.** New station at the 4th beamline of the VEPP-3 storage ring // Nuclear Instruments Methods Phys. Res. Sect. A. Accelerators, Spectrometers, Detectors Assoc. Equipment. 2001. V. 470. P. 80–83.
14. **Ancharov A. I.** The use of hard synchrotron radiation for diffraction studies of composite and functional materials // Russ. Phys. J. 2017. V. 60. P. 543–549.

*Поступила в редакцию 28/X 2019 г.,
после доработки — 28/X 2019 г.
Принята к публикации 28/X 2019 г.*