



УДК 621.793.7

ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ МЕХАНОХИМИЧЕСКОГО СИНТЕЗА НА СТРУКТУРУ, ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И СВОЙСТВА ПОРОШКОВ СИСТЕМЫ Al–Cu–Fe ДЛЯ ГАЗОТЕРМИЧЕСКОГО НАПЫЛЕНИЯ, СОДЕРЖАЩИХ КВАЗИКРИСТАЛЛИЧЕСКУЮ ФАЗУ

А. Л. БОРИСОВА, Ю. С. БОРИСОВ, доктора техн. наук, Л. И. АДЕЕВА, А. Ю. ТУНИК, кандидаты техн. наук, М. В. КАРПЕЦ, д-р физ.-мат. наук, А. Н. БУРЛАЧЕНКО, инж. (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Методом механохимического синтеза из смеси порошков алюминия, меди и железа получены композиционные порошки, содержащие наряду с аморфной и кристаллическими фазами квазикристаллическую ψ-фазу. Последующий отжиг при температуре 680 °С в течение 2 ч увеличивает содержание ψ-фазы до 96 %.

Ключевые слова: механохимический синтез, газотермическое напыление, порошок системы Al–Cu–Fe, способы получения, квазикристаллическая фаза, структура, фазовый состав

Концепция механического легирования (в последующем процесс получил название механохимического синтеза — МХС) была предложена в 1970-х годах Дж. С. Бенджамином [1, 2]. Механическое легирование представляет собой твердофазный процесс обработки порошковых материалов, который включает повторяющиеся операции измельчения, сварки и разрушения частиц порошка при работе высокоэнергетической шаровой мельницы [3–5]. Путем МХС можно синтезировать в смеси элементарных или предварительно легированных порошков различные равновесные и неравновесные фазы. Синтезированные таким образом неравновесные фазы включают перенасыщенные твердые растворы, метастабильные кристаллические и квазикристаллические фазы, наноструктуры и аморфные сплавы [3]. В общих чертах процесс МХС заключается в том, что в атриторе частицы металлов, попадая между шарами, деформируются, наклепываются и дробятся. Новая ювенильная поверхность, образовавшаяся в результате разрушения частиц, создает возможность для их сваривания, что приводит к увеличению размера частиц и образованию конгломератов, которые приобретают при этом характерную слоистую структуру, состоящую из разных комбинаций исходных компонентов (рис. 1, а). После размолта на протяжении некоторого периода времени наступает равновесие между развитием процесса сварки, способствующим увеличению размера частиц, и дроблением, приво-

дящим к уменьшению размера частиц формирующегося порошка (рис. 1, б). Энергия, которая передается частицам в момент удара, частично превращается во внутреннюю энергию молекул. Релаксация запасенной энергии может происходить разными путями, в том числе в результате возбуждения химической реакции.

Осуществление химической реакции в процессе МХС становится возможным благодаря тому, что механическая энергия при соударении передается в зону субмикроскопического контакта в течение малого промежутка времени ($1 \cdot 10^{-12} \dots 1 \cdot 10^{-13}$ с). Возникающие при этом локальные напряжения

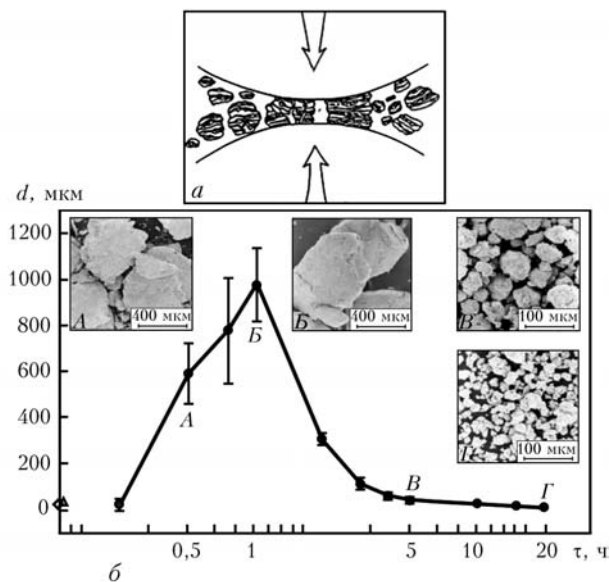


Рис. 1. Образование композиционных частиц (а) и динамика распределения их размера d в процессе МХС (б) [3]; τ — время размолта



могут превосходить энергию химической связи, а релаксация упругой энергии сопровождается перегруппировкой межатомных связей, т. е. химическим актом возникновения нового вещества.

МХС является перспективным направлением в производстве порошков для газотермического напыления и имеет ряд преимуществ по сравнению с традиционными способами получения порошков, в том числе системы Al–Cu–Fe, содержащих квазикристаллическую фазу [3, 6, 7]. Свойства и структура порошков во многом определяются способами их получения. В ранее опубликованных нами работах [8–10] были проанализированы различные способы получения квазикристаллических порошков для газотермического напыления.

В настоящей работе приведены результаты исследования процессов получения порошков, содержащих квазикристаллическую фазу, путем твердофазной диффузии при МХС. При этом исследовано влияние параметров МХС и последующей термической обработки на фазовый состав и структуру частиц, получаемых из порошковой смеси, близкой по химическому составу к области существования квазикристаллической ψ -фазы [6].

Методика проведения эксперимента. Процесс МХС осуществляли в лабораторном атриторе, разработанном и изготовленном в ИЭС им. Е. О. Патона (рис. 2, а), и в трибореакторе (планетарной мельнице) производства ЗАО «Активатор» г. Новосибирск (рис. 2, б). Вращающаяся мешалка атритора перемешивает шары, доводя их кинетическую энергию до высокого уровня. Скорость вращения мешалки может ступенчато изменяться от 63 до 960 об/мин.

В трибореакторе к центральной оси, которая вращалась со скоростью $v_1 = 1000$ об/мин, крепились барабаны с реакционной смесью и мелющими шарами, которые вращались вокруг своей оси со скоростью $v_2 = 1500$ об/мин.

Для исследования исходных и синтезированных порошков применяли комплексную методику, включающую металлографию, дюрOMETрический анализ, растровую электронную микроскопию, рентгеноструктурный фазовый анализ (РСФА). Рентгеновские исследования выполняли как при комнатной температуре, так и при нагреве в температурном интервале 20...900 °С с использованием высокотемпературной приставки УВД-2000 в среде гелия. Содержание ψ -фазы определяли по методике Сорделета [11]. Для этого запись рентгенограмм проводили в угловом интервале расположения наиболее сильных дифракционных максимумов основных фаз — $40 < 2\theta < 50^\circ$.

Для изучения влияния изотермического отжига на фазовый состав порошков, полученных МХС, их в прессованном и непрессованном состоянии помещали в трубчатую печь, продуваемую аргоном, и отжигали при температуре 680 °С в течение 2 ч. Прессование проводили на гидравлическом прессе с усилием 40 кН.

Поскольку в процессе размолла порошков в результате истирания шаров и стенок камеры неизбежно происходит намол железа в шихту, ее состав необходимо постоянно корректировать с тем, чтобы не выйти за пределы области существования квазикристаллической ψ -фазы с икосаэдрической решеткой. Согласно рекомендациям [12, 13] состав шихты должен отвечать формуле $Al_{70}Cu_{20}Fe_{10}$, а при введении дополнительного количества железного порошка при размолле — приближаться к заданному ($Al_{63}Cu_{25}Fe_{12}$).

Для устранения налипания порошка на стенки камеры атритора или барабана планетарной мельницы, а также для облегчения процесса сфероидизации образующихся в процессе МХС композиционных частиц в шихту добавляли 30 капель керосина или 1 мас. % стеарата цинка.

В качестве исходных материалов использовали порошки алюминия, железа и меди. Характерис-

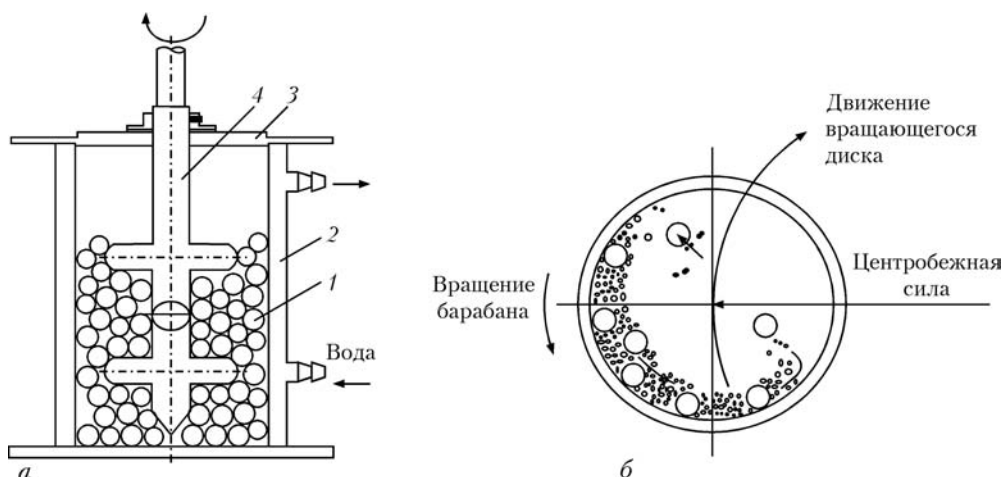


Рис. 2. Схема рабочей камеры атритора (а: 1 — стальные шары; 2 — водоохлаждаемый неподвижный корпус; 3 — крышка; 4 — мешалка) и барабана планетарной мельницы (б)

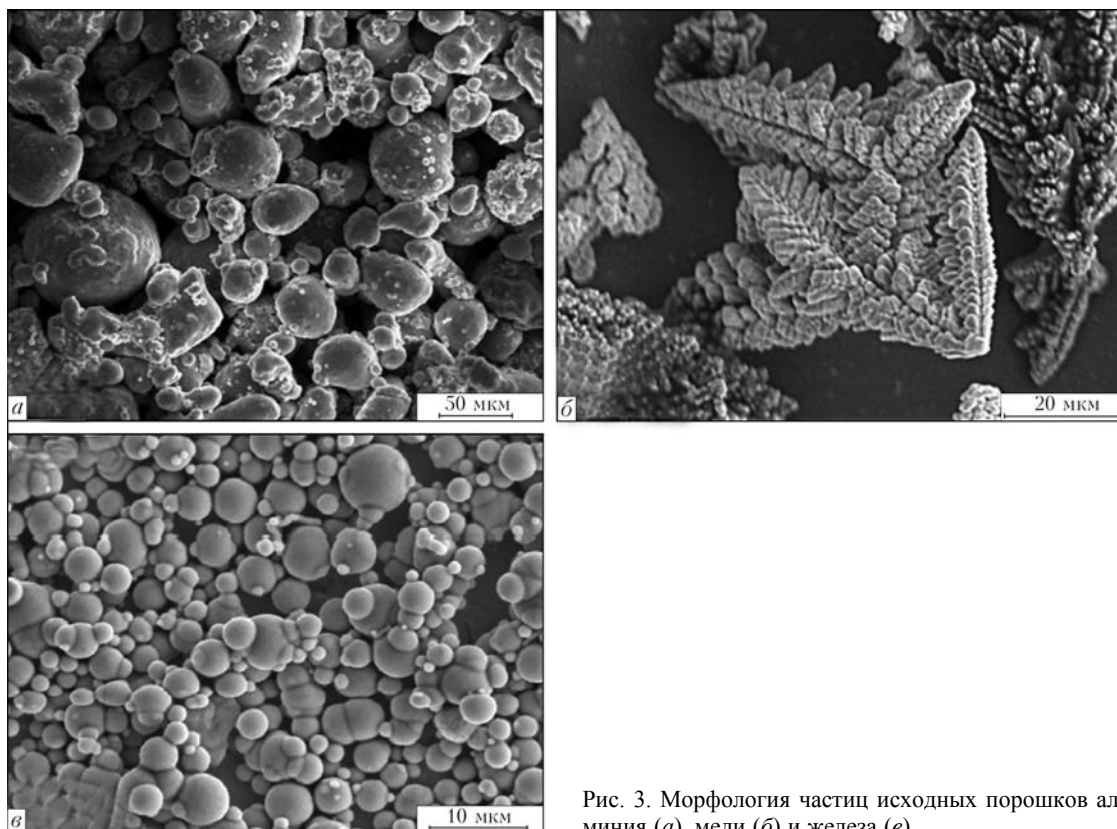


Рис. 3. Морфология частиц исходных порошков алюминия (а), меди (б) и железа (в)

тика исходных порошков приведена в табл. 1, морфология их частиц — на рис. 3.

Результаты эксперимента. В процессе МХС при скорости $v_{обр} = 400$ об/мин и времени обработки $\tau_{обр}$ до 10 ч происходит дробление более крупных частиц порошковой смеси (алюминия и меди), а мелкие сферические частички железа внедряются в образовавшиеся медно-алюминиевые композиты (рис. 4, а). Вместе с тем количество композиционных частиц на этом этапе невелико, в основном преобладают мелкие частицы отдельных компонентов.

При увеличении продолжительности МХС до 20 ч наступает равновесие между процессом дробления частиц и сваркой, приводящее к образованию композиционных частиц и увеличению их размера. При этом основная масса порошковой смеси состоит из композиционных плотных частиц преимущественно округлой формы размером 20...40 мкм (рис. 4, б). В структуре частиц, помимо мелких сферических или слегка деформированных частиц железа, можно различить точечные включения оксидов, внедренные в алюминиевую матрицу.

Увеличение продолжительности МХС до 30 ч приводит к дроблению частиц по плоскостям спаянности и образованию большого количества дисперсных композиционных частиц ($d = 1...5$ мкм) с равномерно распределенными по объему составляющими (рис. 4, в). Возрастает уровень окисления частиц порошковой смеси с образованием дисперсных оксидов как в виде от-

Таблица 1. Характеристика исходных порошков

Порошок	Преобладающий размер частиц, мкм	Микротвердость HV 0,1, МПа
Алюминиевый	60...80	830 ± 50
Медный	50...80	960 ± 200
Железный	1...3	Измерить не удалось

дельных частиц, так и точечных включений в алюминиевой матрице.

Методом РСФА (табл. 2, № 1, 3, 5) установлено, что фазовый состав порошков после МХС при скорости обработки 400 об/мин и ее продолжительности до 30 ч остается постоянным, новые фазы в системе Al–Cu–Fe не образуются. По-видимому, процессы окисления, имеющие место при МХС в воздушной среде, даже при столь низких (около 150 °С) температурах в рабочей камере препятствуют протеканию химической реакции с образованием ψ -фазы. Вместе с тем, по мере увеличения продолжительности размола рентгеновские максимумы исходных фаз уширяются, что связано с возрастанием внутренних напряжений и уменьшением размера как самих частиц, так и областей когерентного рассеяния (рис. 5). Кроме того, на рентгенограммах наблюдается возрастание интенсивности отражения железа при одновременном уменьшении интенсивности отражения алюминия.

Увеличение содержания железа в порошковой смеси происходит за счет намола из шаров и сте-

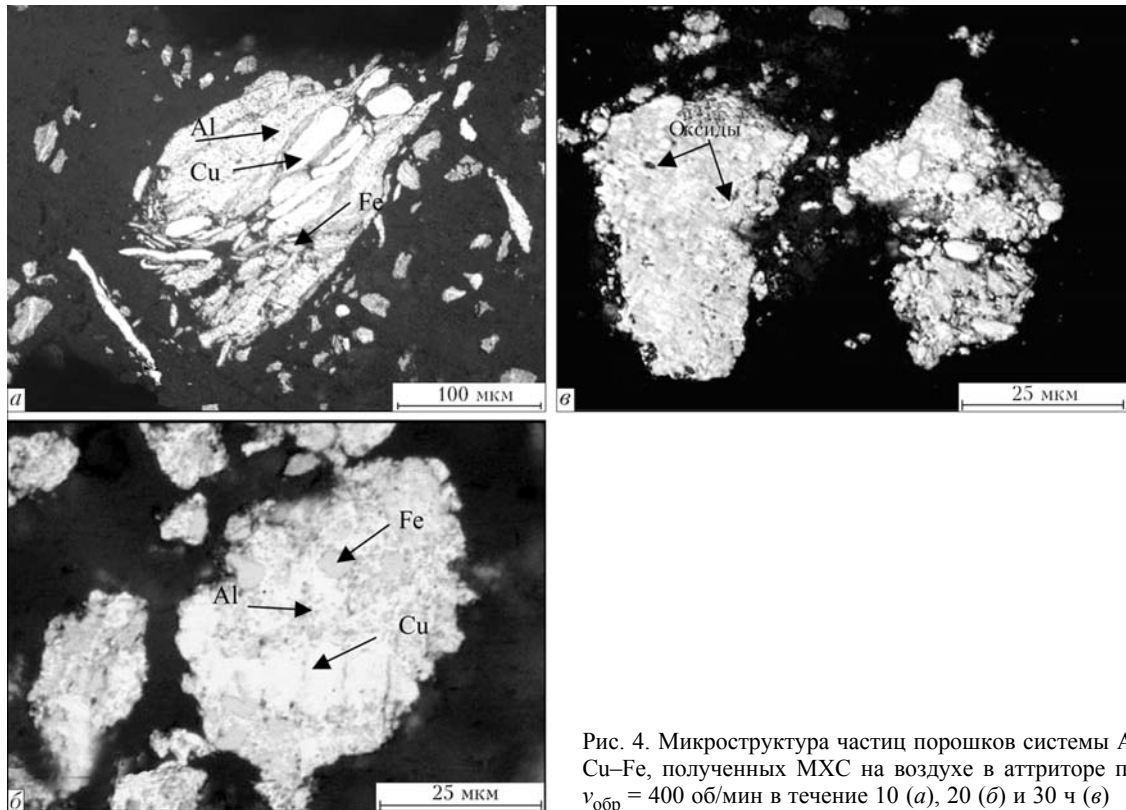


Рис. 4. Микроструктура частиц порошков системы Al–Cu–Fe, полученных МХС на воздухе в атриторе при $\nu_{обр} = 400$ об/мин в течение 10 (а), 20 (б) и 30 ч (в)

I, отн. ед.

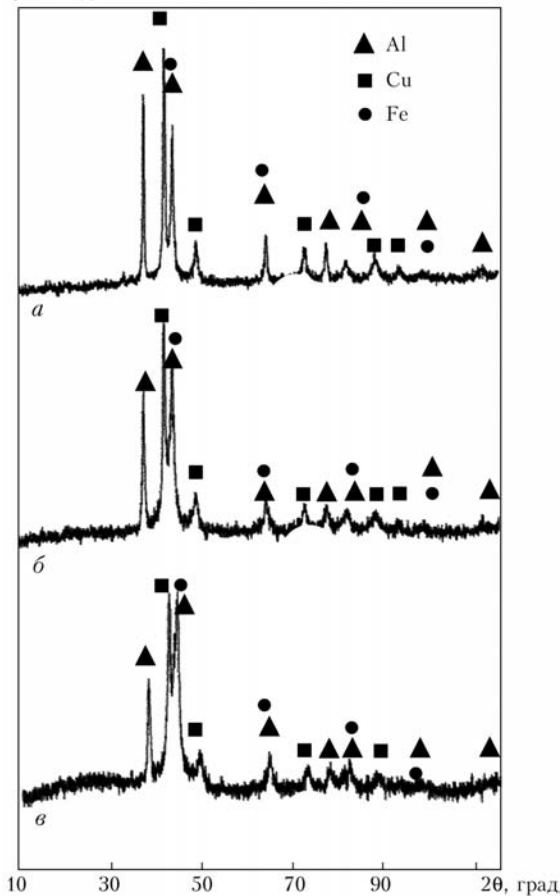


Рис. 5. Рентгенограммы порошков системы Al–Cu–Fe, полученных МХС на воздухе в атриторе при $\nu_{обр} = 400$ об/мин в течение 10 (а), 20 (б) и 30 ч (в): *I* — интенсивность отражения рентгеновского излучения; θ — угол дифракции

нок камеры. Потери алюминия связаны с тем, что он, отличаясь наибольшей активностью к окислению среди компонентов порошковой смеси, частично переходит в оксид алюминия. Следы оксидов, как отмечалось выше, обнаруживаются в структуре частиц при продолжительности МХС 20 ч и более (рис. 4). Более продолжительная обработка приводит к значительному наклепу и деформационному упрочнению частиц порошка, что подтверждается их постепенным увеличением микротвердости (рис. 6, кривая 1).

Повышение скорости обработки до 960 об/мин позволяет уменьшить продолжительность процесса МХС и существенно снизить содержание оксидных включений в структуре частиц композиционного порошка. В этом случае образование слоистой структуры частиц наблюдается уже после обработки порошковой смеси в течение 5 ч, а после обработки в течение 7 ч формируются округлые композиты, состоящие из дисперсных части исходных компонентов с преобладающим размером 25...40 мкм. Порошок не утрачивает металлический блеск, что свидетельствует об отсутствии окисления его поверхности; точечные включения оксидов в металлической матрице встречаются весьма редко (рис. 7, а–г; табл. 2, № 9, 10). Интенсивное окисление порошковой смеси наблюдается лишь при обработке более 10 ч (рис. 7, д, е; табл. 2, № 12, 13).

С целью предотвращения окисления порошков МХС осуществляли в аргоне при $\nu_{обр} = 960$ об/мин. Применение защитной среды полностью



Таблица 2. Характеристика порошков системы Al-Cu-Fe, полученных способом МХС

№ п/п	Режимы МХС			Дополнительная обработка	Фазовый состав	HV 0,25 частиц, МПа
	$v_{обр}$, об/мин	$\tau_{обр}$, ч	Среда			
<i>Аттриктор</i>						
1	400	10	Воздух	Нет	Al, Cu, α -Fe	1430 ± 110
2		10	»	Прессование, отжиг, дробление	β , ω , ψ , Al, Cu, α -Fe	4700 ± 1250
3		20	»	Нет	Al, Cu, α -Fe	3570 ± 980
4		20	»	Прессование, отжиг, дробление	β , ω , α -Fe, ψ	5590 С 1150
5		30	»	Нет	Al, α -Fe, Cu	4440 ± 800
6		30	»	Прессование, отжиг, дробление	β , α -Fe, ψ	6220 ± 1250
7	960	4	Воздух	Нет	Al, Cu, α -Fe	Нельзя измерить
8		4	»	Прессование, отжиг, дробление	ψ (95 мас. %), β , ω , θ	6480 ± 520
9		5	»	Нет	Al, Cu, α -Fe	2000 ± 250
10		7	»	»	Al, Cu, α -Fe	3450 ± 650
11		10	»	»	Al, Cu, α -Fe	3720 ± 510
12		15	»	»	Al, Cu, α -Fe, β , θ , следы оксидов	5630 ± 500
13		20	»	»	Al, Cu, α -Fe, β , θ , следы оксидов	Нельзя измерить
14		5	Аргон	»	Al, Cu, α -Fe	1920 ± 270
15		5	»	Прессование, отжиг, дробление	ψ (88 мас. %), β , ω , θ	6040 ± 700
16		8	»	Нет	Al, Cu, α -Fe	3520 ± 540
<i>Планетарная мельница</i>						
17	$v_1 = 1000$ $v_2 = 1500$	0,5	Воздух	Нет	Al, Cu, α -Fe	2560 ± 350
18		1	»	»	α -Fe, Al, θ , Cu	3330 ± 250
19		1,5	»	»	α -Fe, Al, θ , ω	3740 С 400
20		2,5	»	»	β' -, Al, θ , АФ, ω	7400 С 600
21		5	»	»	bВ-, АФ, ψ , θ , ω	4840 С 600
22		5	»	Отжиг, дробление	ψ (80 мас. %), β	6620 С 1200
23		5	»	Прессование, отжиг, дробление	ψ (96 мас. %), β	6800 С 1100

Примечание. АФ — аморфная фаза.

предотвратило окисление частиц порошка. При этом частицы порошка после обработки в течение 8 ч приобрели в основном округлую форму, сохранив блестящую поверхность и структуру, состоящую из дисперсных частиц исходных компонентов.

Образование новых кристаллических фаз системы Al-Cu-Fe (тройной β -фазы с объемноцентрированной кубической (ОЦК) решеткой и θ -фазы — интерметаллида Al_2Cu с тетрагональной решеткой) наблюдается в случае МХС в аттрикторе при $v_{обр} = 960$ об/мин и времени обработки более 10 ч (рис. 8; табл. 2, № 12, 13). При этом микротвердость формирующихся частиц резко повышается (рис. 6, кривая 2).

Таким образом, при достаточной интенсификации процесса МХС в аттрикторе происходит не только измельчение исходных компонентов, но

и формирование из них частиц β -фазы с параметром ОЦК решетки $a = 0,2923...0,2928$ нм, близкой по химическому составу к квазикристаллической ψ -фазе [13].

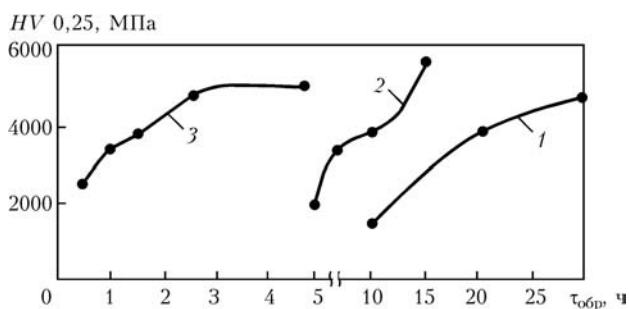


Рис. 6. Влияние времени обработки $\tau_{обр}$ на микротвердость частиц порошков системы Al-Cu-Fe, полученных МХС на воздухе в аттрикторе при $v_{обр} = 400$ (1), 960 об/мин (2) и в планетарной мельнице при $v_1 = 1500$, $v_2 = 1000$ об/мин (3)

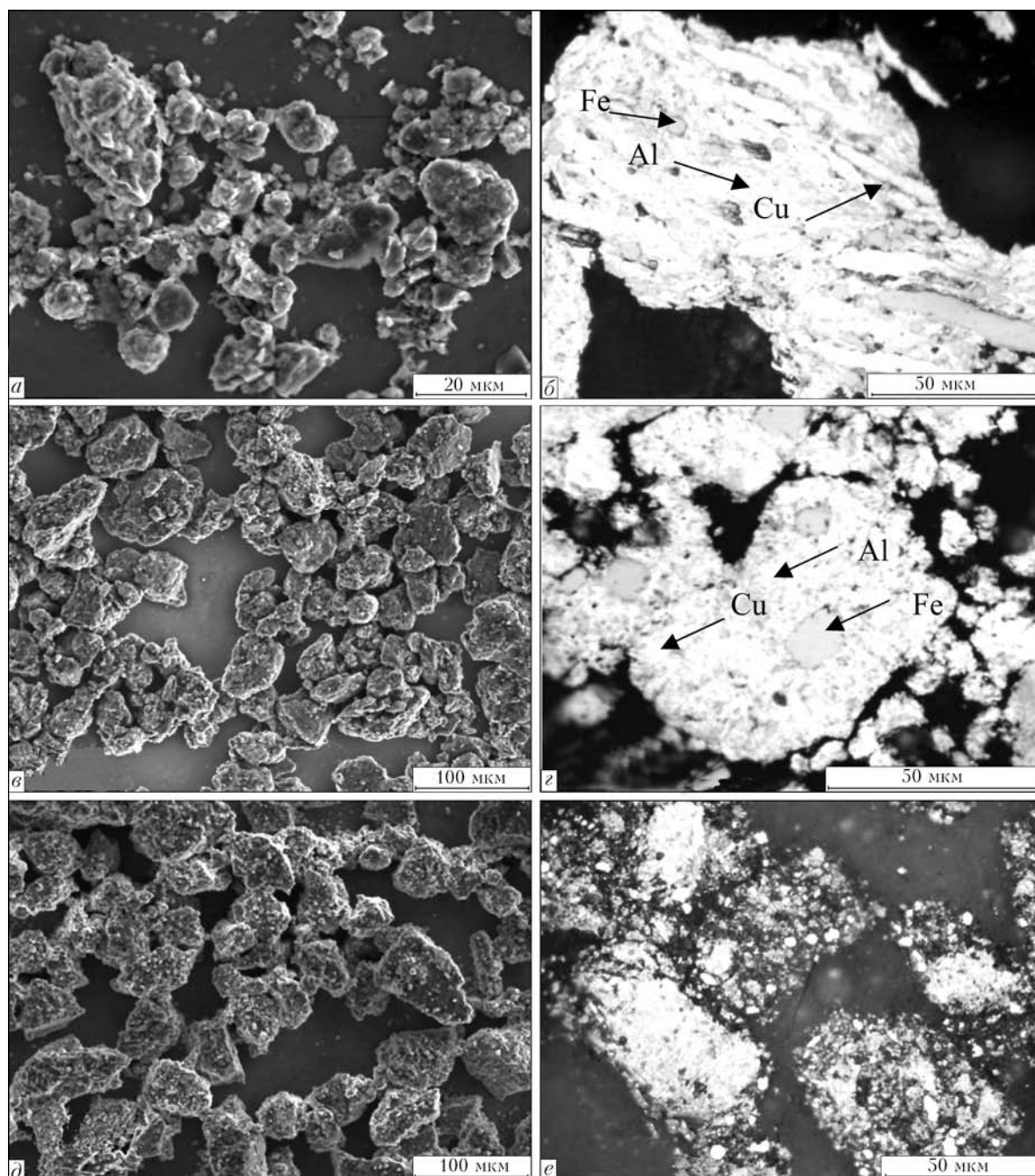


Рис. 7. Морфология (а, в, д) и микроструктура (б, з, е) частиц порошков системы Al–Cu–Fe, полученных МХС на воздухе в атриторе при $v_{\text{обр}} = 960$ об/мин в течение 5 (а, б), 7 (в, з) и 15 ч (д, е)

При МХС в планетарной мельнице в связи с высокими скоростями вращения барабанов значительно сокращается время прохождения твердофазных реакций и уменьшается влияние окисления на процессы фазообразования (рис. 9; табл. 2). Синтез новых фаз наблюдается при обработке в течение 1 ч, результаты РСФА свидетельствуют о появлении θ -фазы (см. табл. 2, № 18), а после 1,5 ч, кроме нее образуется ω -фаза тройного интерметаллида $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ (см. табл. 2, № 19, 20). Частицы порошка представляют собой композиты, состоящие из дисперсных частиц как исходных, так и новых фаз.

Начиная с обработки в течение 2,5 ч при МХС происходит образование АФ, а после 5 ч в порошковой смеси преобладает аморфно-кристаллическая структура, в которой в отличие от ранее рассмотренных случаев кубическая β -фаза имеет меньший параметр решетки ($a = 0,2898 \dots 0,2899$ нм) и обозначается как β' -фаза (рис. 9, в; табл. 2, № 20, 21). При дальнейшей механической обработке порошков ряд рентгеновских рефлексов, относящихся к этой фазе, постепенно уширяется и исчезает, а остальные сдвигаются в положение, соответствующее икосаэдрической квазикристаллической ψ -фазе. Очевидно, АФ также преобразуется в ква-

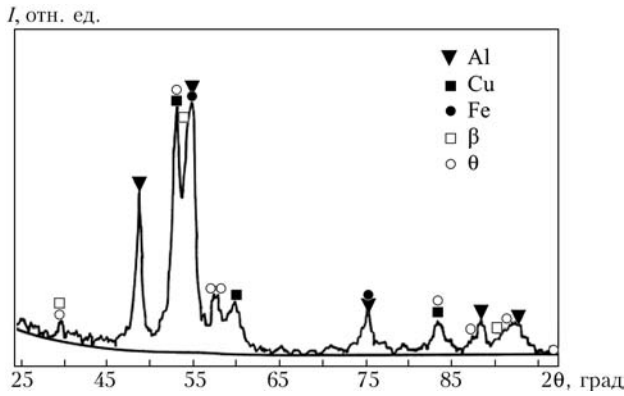


Рис. 8. Рентгенограмма порошка системы Al-Cu-Fe, полученного МХС на воздухе в атриторе при $v_{обр} = 960$ об/мин в течение 15 ч

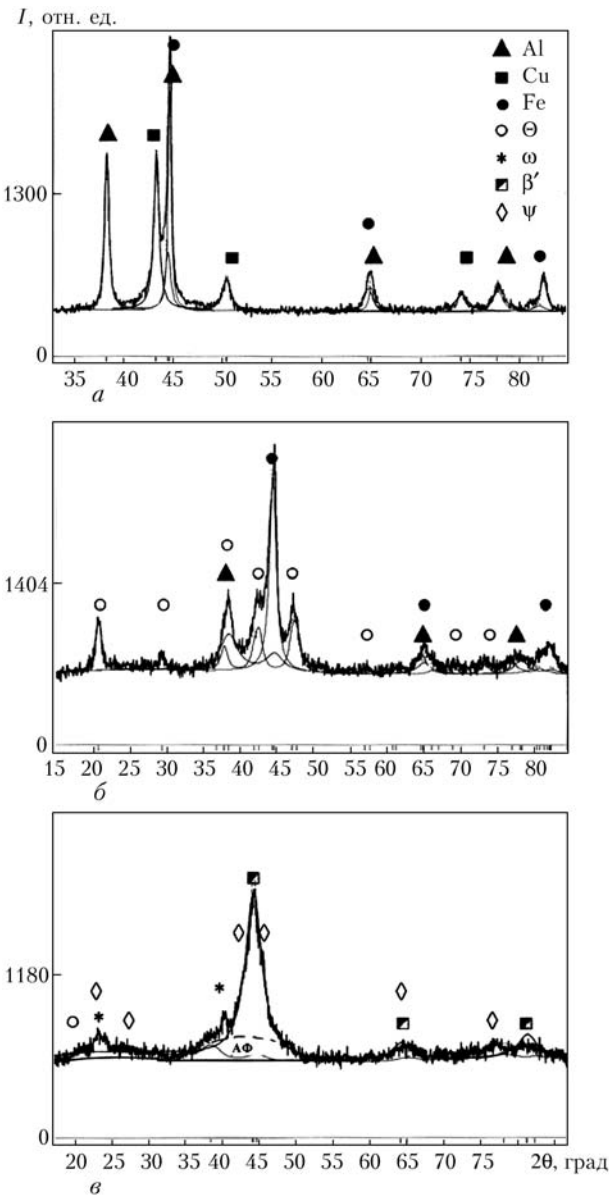


Рис. 9. Рентгенограммы порошков системы Al-Cu-Fe, полученных МХС в планетарной мельнице на воздухе в течение 0,5 (а), 1,5 (б) и 5 ч (в)

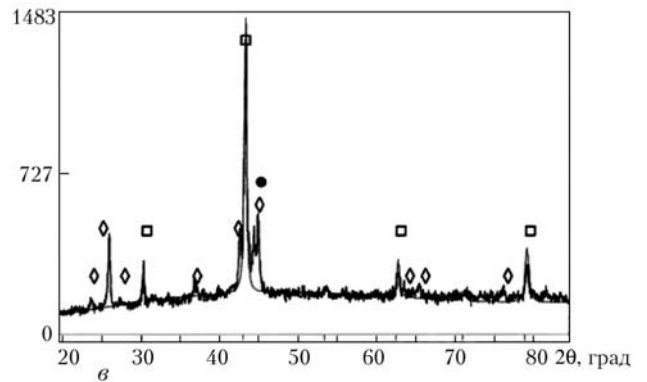
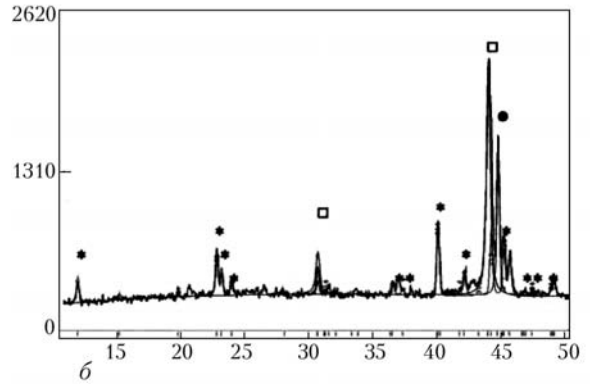
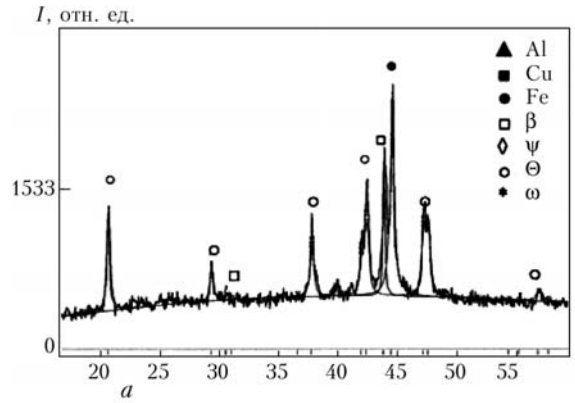


Рис. 10. Рентгенограммы порошков системы Al-Cu-Fe, полученных МХС на воздухе в атриторе при скорости 400 об/мин в течение 30 ч, после нагрева до 400 (а), 650 (б), 750 °С (в)

зикристаллическую вследствие формирования кластеров, отличающихся ближним порядком ψ-фазы.

Микротвердость частиц с увеличением длительности обработки от 0,5 до 5 ч возрастает от 2560 до 4840 МПа, при этом перегибы на кривой 3 рис. 6 соответствуют появлению кристаллической ($\tau_{обр} = 1$ ч) и аморфной ($\tau_{обр} = 2,5$ ч) фаз.

Для выяснения температурных границ фазовых превращений в синтезированных порошках проведено высокотемпературное рентгенографическое исследование порошков двух типов: полученного в атриторе на воздухе при $v_{обр} = 400$ об/мин и $\tau_{обр} = 30$ ч, а также полученного в атриторе в аргоне при $v_{обр} = 960$ об/мин и $\tau_{обр} = 8$ ч.

Порошок первого типа до нагрева новых фаз не содержал. После нагрева до 400 °С в камере

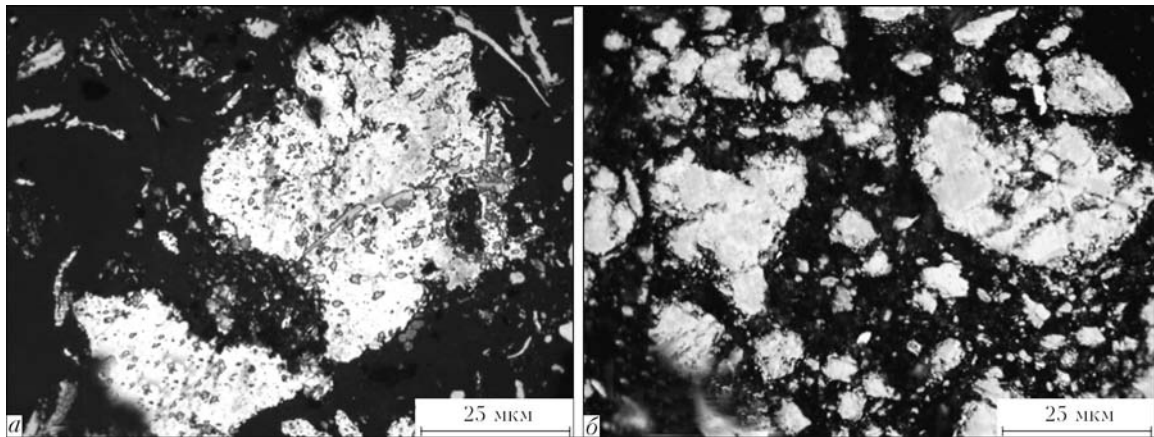


Рис. 11. Микроструктура термообработанных частиц порошков системы Al–Cu–Fe, полученных МХС в атриторе на воздухе при $v_{\text{обр}} = 400$ об/мин в течение 10 ч (а) и при $v_{\text{обр}} = 960$ об/мин в течение 4 ч (б)

рентгеновского аппарата в аргоне на рентгенограмме, помимо фазы α -Fe, были обнаружены новые кристаллические фазы — β и θ (рис. 10, а). При температуре 650 °С вместо θ -фазы образовалась ω -фаза (рис. 10, б), а при 750 °С — квазикристаллическая ψ -фаза (рис. 10, в). Фазовый состав порошка, нагретого до 750 °С (β -, ψ -, α -Fe), сохраняется и после охлаждения до комнатной температуры. Наличие железа в порошке после отжига связано с его избыточным количеством в результате намола при длительном (30 ч) процессе МХС.

Порошок второго типа так же, как и первого, в исходном состоянии новых фаз не содержал. При температуре 400 °С, помимо исходных компонентов (α -Fe, Al и Cu) в нем образуется кристаллическая θ -фаза. Формирование ψ -фазы наряду с ω - и β -фазами наблюдается уже при температуре 650 °С, причем рентгеновские максимумы железа на рентгенограммах как при 650, так и при 750 °С не обнаружены, что свидетельствует об уменьшении намола железа при сокращении длительности обработки. После охлаждения до комнатной температуры порошки приобретают двухфазный ($\psi + \beta$) состав с преобладанием квазикристаллической фазы.

В работах [8, 9] показано, как путем термообработки можно изменить фазовый состав порошков, полученных распылением расплава аргонном или водной высокой давления, доведя его практически до однофазного квазикристаллического состояния. В настоящей работе возможность такого превращения проверена на порошках, полученных способом МХС. Установлено, что структура частиц и фазовый состав порошков после термообработки зависят от режима МХС (см. табл. 2, № 2, 4, 6, 8, 15, 22, 23).

В порошке, подвергнутом МХС при $v_{\text{обр}} = 400$ об/мин на воздухе, наиболее плотная

структура частиц (рис. 11, а) и наиболее высокое содержание ψ -фазы получены при обработке в течение 10 ч. При увеличении времени размолла содержание ψ -фазы снижалось, что, по всей вероятности, объясняется образованием оксидов и намолом железа.

При отжиге порошков, подвергнутых МХС при большей скорости и меньшей продолжительности размолла, удается получить большее количество ψ -фазы в отожженном материале.

Так, в результате отжига порошка, полученного МХС в атриторе на воздухе при скорости 960 об/мин и $\tau_{\text{обр}} = 4$ ч, его частицы, состоящие из исходных компонентов, в результате взаимодействия приобрели практически однофазную квазикристаллическую структуру с небольшими примесями кристаллических β -, ω -, θ -фаз (рис. 11, б; табл. 2, № 8), микротвердость $HV 0,25$ частиц после термообработки составляла (6480 ± 520) МПа.

При отжиге порошков, полученных МХС в атриторе в аргоне с той же скоростью обработки и при $\tau_{\text{обр}} = 5$ ч, содержание ψ -фазы составило 88 мас. % (табл. 2, № 15). В этом случае частицы порошка имели более плотную структуру, поскольку поверхность частиц при МХС в защитной среде не окислена, что способствует более полному прохождению между ними твердофазных реакций.

После отжига порошков, полученных МХС в планетарной мельнице на воздухе в течение 5 ч, образуется двухфазная структура (ψ -фаза с примесью β -фазы) (см. табл. 2, № 22, 23). Порошки, спрессованные перед отжигом, содержали 96, а неспрессованные — 80 мас. % квазикристаллической фазы и имели микротвердость соответственно $HV 0,25$ (6800 ± 1100) и $HV 0,25$ (6620 ± 1200) МПа. Количество ψ -фазы и микротвердость частиц выше в случае проведения операции прессования порошка перед отжигом.



Исследование поведения синтезированных порошков в условиях плазменного напыления показало, что фазовые превращения, происходящие в частицах под воздействием плазменной струи, аналогичны тем, которые имели место при термической обработке. При кратковременном, но интенсивном нагреве между активированными вследствие МХС компонентами смеси (алюминием, медью и железом) развиваются процессы межфазного взаимодействия с образованием β - и ψ -фаз и формируются покрытия, содержащие квазикристаллическую фазу.

Таким образом, высокоэнергетический МХС обеспечивает возможность получения порошков с неравновесной, в том числе квазикристаллической, структурой. Результаты проведенных исследований показали, что для более полного прохождения фазообразования квазикристаллов и упорядочения нанокристаллической ψ -фазы, необходимо проводить отжиг порошковой смеси в аргоне при температуре 600...700 °С. Максимальное (96 мас. %) содержание ψ -фазы имеет место при МХС в планетарной мельнице при $v_1 = 1000$, $v_2 = 1500$ об/мин и последующем отжиге спрессованных порошков при 680 °С в течение 2 ч.

1. Аруначалам В. С. Механическое легирование // Актуальные проблемы порошковой металлургии. — М.: Металлургия, 1990. — С. 175–202.
2. Хейнике Г. Трибохимия. — М.: Мир, 1987. — 584 с.

3. Suryanarayana C. Mechanical alloying and milling // Progress in Mater. Sci. — 2001. — 46. — P. 1–148.
4. Григорьева Т. Ф., Баранова А. П., Ляхов Н. З. Механохимический синтез интерметаллических соединений // Усп. химии. — 2001. — 70, № 1. — С. 2–19.
5. Польшин И. С., Борзов А. Б. Механическое легирование — новый процесс получения материалов с аномальными свойствами // Цвет. металлы. — 1991. — № 12. — С. 54–56.
6. Barua P., Murty B., Srinivas V. Mechanical alloying of Al-Cu-Fe elemental powders // Mater. Sci. and Eng. — 2001. — № 304–306. — P. 863–866.
7. Laser ablation synthesis of Al-based icosahedral powders / R. Nicula, A. Jianu, C. Grigoriu et al. // Ibid. — 2000. — № 294–296. — P. 86–89.
8. Борисова А. Л., Туник А. Ю., Адеева Л. И. Структура и свойства порошков сплава Al-Cu-Fe для газотермического напыления квазикристаллических покрытий // Автомат. сварка. — 2006. — № 12. — С. 23–31.
9. Получение порошков системы Al-Cu-Fe для газотермического напыления покрытий с квазикристаллической структурой / Ю. С. Борисов, М. Т. Панько, Л. И. Адеева, В. Л. Рупчев // Там же. — 2001. — № 1. — С. 45–50.
10. Газотермічні покриття, що містять квазікристалічну фазу, властивості і застосування (Огляд) / Ю. С. Борисов, А. Л. Борисова, Л. І. Адеєва, А. Ю. Тунік // Фізика і хімія твердого тіла. — 2005. — 6, № 1. — С. 124–136.
11. Sordelet D. J., Besser M. F., Anderson I. E. Particle size effects on chemistry and structure of Al-Cu-Fe quasicrystalline coatings // J. Thermal Spray Techn. — 1996. — 5, № 2. — P. 161–174.
12. Crystallochemical aspects of solid state reactions in mechanically alloyed Al-Cu-Fe quasicrystalline powders / A. I. Salimon, A. M. Korshunsky, E. V. Shelehev et al // Acta Mater. — 2001. — № 49. — P. 1821–1833.
13. Barud P., Murty B. S., Srinivas V. Mechanical alloying of Al-Cu-Fe elemental powders // Mater. Sci. and Eng. — 2001. — № 304–306. — P. 95–106.

Composite powders containing the quasicrystalline ψ -phase, along with the amorphous and crystalline phases, were produced from aluminium, copper and iron powders by the method of mechanical-chemical synthesis. Subsequent annealing at 680 oC for 2 h allows increasing the ψ -phase content.

Поступила в редакцию 14.02.2008

МЕЖДУНАРОДНЫЙ ФОРУМ «РОССИЙСКИЙ ПРОМЫШЛЕННИК» (проводится ежегодно с 1997 г.)

22–25 сентября 2008

г. Санкт-Петербург

Форум включает специализированные выставки «Промэкспо», «Техноэкспо», «Машиностроение и станки», «Инструментэкспо», «Субконтрактинг», «Автомашэкспо», «Мехатроника и робототехника», «Атомная промышленность», «Высокие технологии», «Инновации», «Инвестиции».

ОАО «Ленэкспо» Россия 199106
 Санкт-Петербург,
 Большой пр. В. О., 91
 +7812 325 6778/79
 promexpo@lenexpo.ru
 rospromspb@mail.ru

ЗАО «ВО «РЕСТЭК» Россия
 197110 Санкт-Петербург, а/я 268
 ул. Петрозаводская, 12
 +7812 320 8092/90
 mwte@restec.ru metal@restec.ru