

## СТРУКТУРА, ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ДИФФУЗИЯ

УДК 621.762.245

### ФИЗИКО-ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ МЕХАНОАКТИВАЦИИ ПОРОШКОВЫХ ЧАСТИЦ, ОБРАЗУЮЩИХСЯ ПРИ ГИДРОВАКУУМНОМ ДИСПЕРГИРОВАНИИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ РАСПЛАВОВ

© 2024 г. Г. В. Джандиери<sup>a, b, \*</sup>, Д. В. Сахвадзе<sup>a</sup>, Б. Г. Саралидзе<sup>c</sup>, Г. Д. Сахвадзе<sup>d</sup>

<sup>a</sup>ЮЛПП “Институт механики машин Р. Двали”, ул. Миндели, 10, Тбилиси, 0186 Грузия

<sup>b</sup>ООО “Металлургическая инженерия и консультации”, ул. Е. Ахвледиани, 8, Тбилиси, 0109 Грузия

<sup>c</sup>ЮЛПП “Институт материаловедения и металлургии Ф. Тавадзе”, ул. Миндели, 8, Тбилиси, 0186 Грузия

<sup>d</sup>ООО “Металлические порошки”, ул. Кавтарадзе, 13, офис 39, Тбилиси, 0186 Грузия

\*e-mail: gigo.jandieri@gmail.com

Поступила в редакцию 27.06.2023 г.

После доработки 09.12.2023 г.

Принята к публикации 19.12.2023 г.

Выполнено комплексное исследование процесса гидровакуумного диспергирования металлических расплавов на примере серого чугуна марки СЧ20 (3.3 – 3.5С, 1.4 – 2.4Si, 0.7 – 1Mn, <0.15S, <0.2Р в мас.%). Выявлено, что главным обуславливающим фактором механоактивации образующихся частиц является их затвердевание в волокнистом, неравновесном структурно-напряженном состоянии, что достигается путем сплющивания и несимметричного закручивания капель, отрывающихся от жидкого металла, находящегося в диспергаторе в условиях объемного воздействия ударно-пульсирующими волнами гидравлического разряжения. Установлено, что степень активации частиц экспоненциально зависит от их дисперсности и удельной поверхности, поскольку именно эти показатели определяют степень асимметрии сдвиговых деформаций и величину накопленной энергии. В свою очередь, на дисперсность и удельную поверхность доминирующее влияние имеют такие физико-технологические факторы, как удельный расход и давление нагнетаемой воды, толщина и угол подъема гидрооболочки вакуумирующей диффузионной воронки, а также диаметр пропущенной в нем струи диспергируемого расплава и температура его перегрева. Управление этими параметрами дает возможность плавно регулировать ключевое соотношение “жидкий металл : вода” и настроить процесс диспергирования с максимально-возможной степенью измельчения и активацией получаемого порошка.

**Ключевые слова:** ударные волны разрежения, кавитация, мезополосы сдвига, удельная поверхность, механоактивация

**DOI:** 10.31857/S0015323024050076, **EDN:** XWVUVT

#### ВВЕДЕНИЕ

Одним из важнейших критериев оценки эффективности процесса физического диспергирования металлических расплавов является показатель выхода активных частиц [1]. Считается, что чем выше содержание отмеченных частиц и степень их активации, тем качественнее и функциональнее полученный порошок [2–4].

В условиях традиционных технологий диспергирования (распыление водой или газом высокого давления, центробежное распыление, ультразвуковое распыление, плазменное распыление и др. [5]) эта задача решается путем

последующей механической активации (объемно-сдвиговой деформацией и доизмельчением) затвердевших порошковых частиц [6]. При этом также достигается увеличение их удельной поверхности и улучшение связанных с этим эксплуатационных свойств [7, 8]. В частности, при механоактивации порошковых частиц происходит интенсивное поглощение подводимой к ним энергии. Это приводит к появлению новых трещин и границ раздела, а также дополнительной деформации кристаллической решетки. В результате создается неравновесное, квазикристаллическое активное состояние [9], что в даль-

нейшем служит в качестве катализатора целевых химических реакций между взаимодействующими реагентами.

В целом, можно отметить, что интенсивность механоактивации и величина удельной поверхности порошка играют особо важную роль в формировании таких эксплуатационных показателей, как: а) сцепляемость с поверхностью других твердофазных реагентов и интенсивность контактного физико-химического взаимодействия с ними; б) способность к диффузионному смешиванию, объемному механохимическому синтезу, уплотнению и сохранению формы после компактирования, прессования или спекания; и в) показатель смачиваемости, растворимости и ионообменности при реагировании с жидкофазными субстанциями.

Примечательно, что отмеченные эксплуатационные свойства металлического порошка играют решающую роль в обеспечении высокой эффективности протекания таких экзотермических автоволновых процессов, как самораспространяющийся высокотемпературный синтез [10] (напр., СВС-компактирование и СВС-литье), термитная сварка [11], металлотермическое восстановление, модифицирование и извлечение тяжелых металлов из оксидных руд и концентратов [12, 13], а также гидролизная экстракция и цементация цветных металлов из сточных (карьерных) вод и водостоков [14] и др.

Бесспорно, что необходимость вторичной механической (деформационно-энергетической) обработки приводит к удорожанию полученного порошка. При этом растет степень опасности, связанной с повышением пирофорности порошка [15], также ухудшаются экологические показатели производства [16].

Исходя из приведенного анализа эффективности металлических порошков, производимых на современном этапе развития производства, очевидно, что решение проблемы прямого получения высокоактивных порошковых материалов непосредственно на этапе технологической операции жидкофазного диспергирования, без последующей механической обработки, является актуальной задачей и требует альтернативного подхода.

Для решения поставленной задачи, в процессе изыскания и исследования рациональных технических методов стабильного одностадийного получения активированных порошковых материалов, нами был разработан инновационный гидровакуумный способ диспергирования металлургических расплавов [17, 18]. Этот способ значительно отличается от традиционных способов распыления, поскольку он предусматривает диспергирование расплава в направлении,

противоположном направлению действия силы тяжести в условиях принудительного вакуумного всасывания и вертикального ускорения в поле объемного воздействия ударно-пульсирующими волнами гидравлического разряжения.

Функциональные возможности и преимущества техники и технологии гидровакуумного диспергирования расплавов (ГВД) достаточно полно изложены в наших предыдущих публикациях [19–22]. Более углубленное изучение физико-технологических особенностей, определяющих эффективность процесса ГВД, обуславливающих стабильный выход порошковых частиц с высокоразвитой удельной поверхностью и повышенной активностью, до сих пор остается важным предметом исследования.

Следовательно, можно отметить, что актуальность данного исследования обуславливается необходимостью выявления рационального подхода к управлению технологическими режимами диспергирования, повышению эффективности энергетического воздействия на формируемую структуру металла и, следовательно, достижению максимального выхода порошковых частиц с высокой степенью активности.

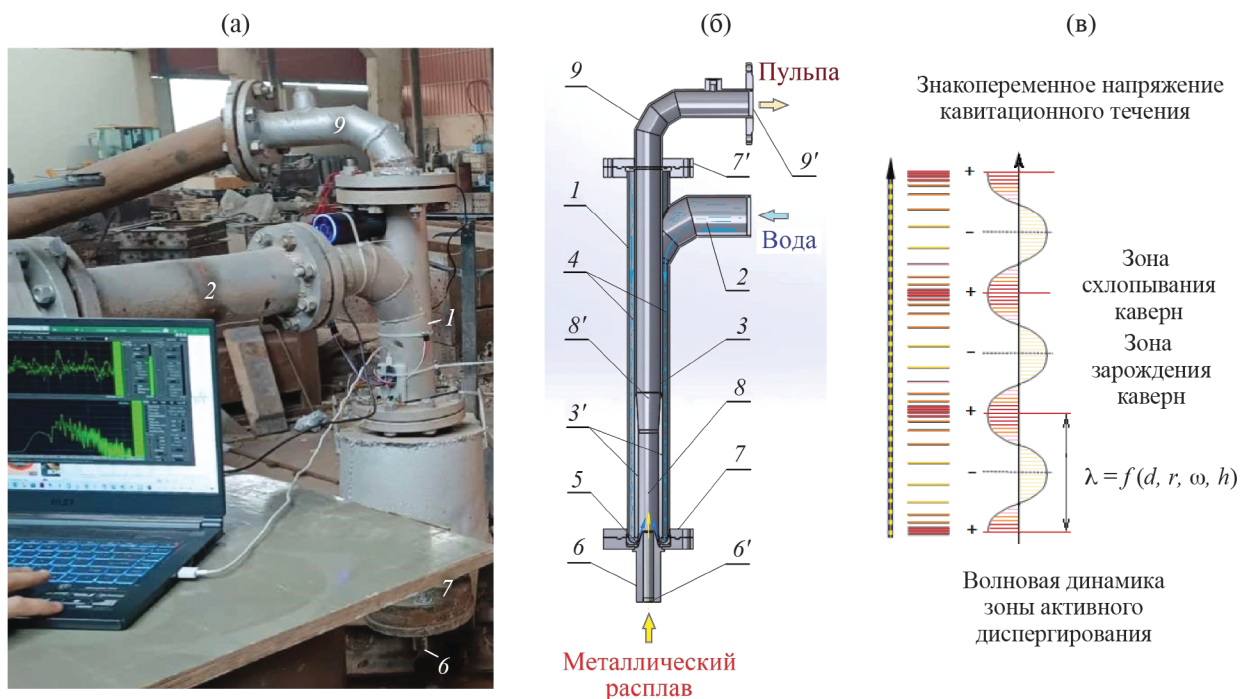
## МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Исходными металлическими материалами, применяемыми в экспериментальных исследованиях, являлись расплав серого чугуна марки СЧ20 (3.3 – 3.5C, 1.4 – 2.4Si, 0.7 – 1Mn, <0.15S, <0.2P), который получали путем индукционного переплава кусковатого чугунного лома и стружки в печи “Термолит ИКМЕФ-0,06” и жидкий алюминий, получаемый в результате переплава электротехнического алюминиевого лома в газовой отражательной печи ванного типа.

В качестве энергоносителя, необходимого для целевого гидровакуумного диспергирования предварительно очищенного от крупных поверхностных шлаковых включений металлического расплава, применяли отстоянную техническую воду комнатной температуры, накопленную заранее в специальных емкостях.

Экспериментальные работы по диспергированию проводили на авторской опытно-пилотной установке полупромышленного масштаба, расположенной на промышленной площадке литейного цеха компании “GeoEnterptaise Ltd” (рис. 1а).

Измерение и регулирование расхода и давления нагнетания используемой воды осуществляли с помощью манометра с электронным преобразователем “PTL-25A” (диапазон измерения 0–25 бар), имеющего обратную связь с инверторным блоком плавного управления секционным



**Рис. 1.** Общий вид главного технологического узла установки гидровакуумного диспергирования (ГВД) в процессе наладки исследовательского оборудования (а), ее конструктивные особенности (б) и волновая динамика работы (в); 1 – цилиндрический корпус; 2 – водопровод высокого давления; 3 – погруженная в корпус 1 (расположенная концентрично) цилиндрическая труба меньшего диаметра и длины с утолщенными снизу стенками 3', сужающими ее сечение; 4 – образованный между внешним корпусом 1 и внутренней трубой 3 кольцевой канал (коллектор) для нагнетания подаваемой через канал 2 воды; 5 – полтороидальный конфузор с функцией внутрикорпусной обратной инъекции нагнетённой в кольцевом коллекторе (4) воды, сформированный между нижними торцами корпуса 1 и расположенной внутри него пульпаобразующей трубой Вентури 3-3', с высотой выходной щели –  $h$ ; 6 – погружаемая в расплав керамическая насадка с цилиндрическим каналом 6' и с конусообразной головкой сопряжения к зоне гидравлического разрезания, с условным диаметром –  $d$ ; 7 – нижняя фланцевая пара для фиксации насадки (6) и герметизации корпуса (1); 7' – верхняя фланцевая пара/крыша для герметизации водонапорного кольцевого коллектора (4); 8 – диспергационная камера, в которой осуществляется ударно-волновое воздействие  $\lambda$  на всасываемый расплав; 8' – диффузор образованной пульпы; 9 – коленчатая насадка с ульпаотводящим цилиндрическим каналом 9' для подачи пульпы к гидроциклонной осадочной камере и к сортирующим, и сушильным установкам (на схеме не показано).

насосом высокого давления. Для измерения развитого установкой разрежения и силы вертикального всасывания расплава применялся вакуумметр "Leybold THERMOVAC TTR 91" (диапазон измерения  $5 \cdot 10^{-4} \div 1000$  микробар). Регистрацию вибрационных колебаний установки производили с помощью установленного на ее корпусе трехосевого цифрового гироскопа "GY-50". В свою очередь, для регистрации спектра акустического излучения использовали интегрирующий сенсор ультразвукового диапазона "MIC130DDTC", нацеленный непосредственно на зону гидровакуумного диспергирования. Контроль температуры образуемой водо-металлической суспензии (пульпы) осуществляли с помощью вмонтированного в корпус установки инфракрасного термографического сенсора "DM201 D". Для определения удельной поверхности получаемых после сепарирования и обе-

звоживания порошков, применяли анализатор "Gemini 2390a".

Накопление и обработка экспериментальных данных осуществлялись в режиме онлайн, непосредственно во время проведения экспериментальных исследований, за счет использования специальной экспериментальной компьютерной платформы "Grab ExP".

Структурные и металлографические исследования получаемых порошковых частиц проводились как с помощью металлографического оптического микроскопа "Neophot 32 (Carl Zeiss)" и автоэмиссионного сканирующего электронного микроскопа "JSM-7800F" (СЭМ), так и с использованием рентгеновского дифрактометра "ДРОН-7". При этом для рентгеноструктурного анализа получаемых железных порошков применяли излучение кобальта, а для оценки их активности, которую в свою очередь осуществляли методом анализа возможности цемента-



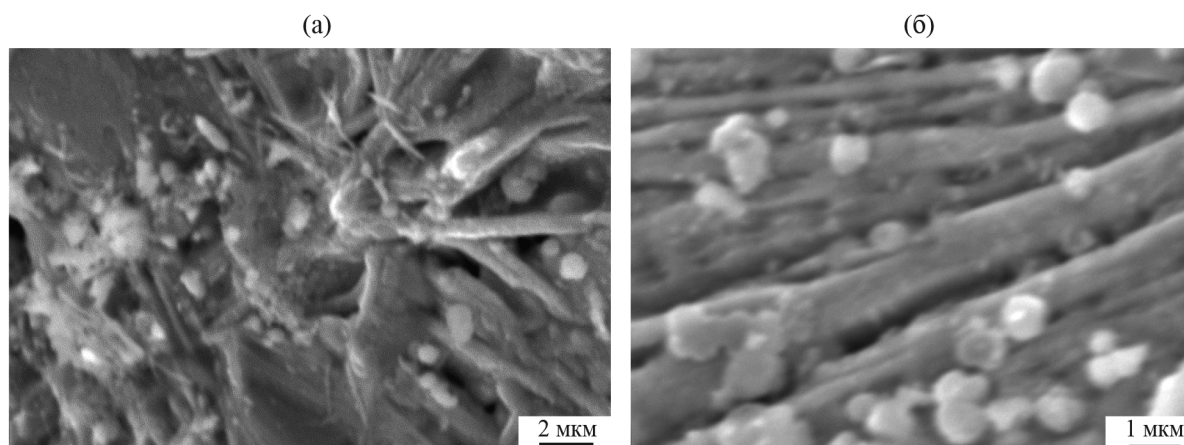
нах псевдокипения, где плотность и прочность жидкого металла наиболее ослабевает, зарождаются очаги распада (на рис. 2, разрез А–А). В результате интенсивного перемешивания фрагментированного расплава с водой, образуется пульпа, плотность которой зависит от весового соотношения “жидкий металл : вода”. Процесс протекает настолько быстро, что полностью исключается возможность паронакопления и повышения давления. При этом образованные вокруг поверхностей высокотемпературных металлических капель паровые оболочки (с критической температурой 375°C [23]) кроме интенсивного теплообмена и охлаждающего эффекта, повышают потенциальную энергию отталкивания, способствующую их быстрому удалению из зоны бурного гидродинамического взаимодействия.

В ходе экспериментальных работ было обнаружено, что возбуждение физического процесса кавитационного псевдокипения, при влиянии инерционных сил углового ускорения, приводило к эффекту межфазной сегрегации между тяжелой металлической основой, сравнительно легкими неметаллическими (карбидных, оксидных, сульфидных, фосфидных) включениями и поглощенным при плавке газом. Выталкиванием растворенных в металле неметаллических включений и вредных газов, получали эффект вакуумного рафинирования, имеющий немаловажное значение с точки зрения повышения чистоты получаемого металлического порошка [24, 25]. В случае гидровакуумного диспергирования жидкого чугуна, в зависимости от удельного расхода и мощности (давления) нагнетания инжектируемой воды и, следовательно, от глубины образуемого разрежения, а также от начальной температуры диспергируемого расплава, содержание свободного углерода, водорода, фосфора и серы снижалось на 15–40%, а количество неметаллических микровключений – на 30–50%. Часть газов, высвобожденных после распада жидкометаллической струи (рис. 2, сечение А–А, зона Р), уносилась с водой, а другая часть, скорее всего, совместно с оболочками водяного пара, образовавшимися на поверхностях частиц, создавала новые кавитационные пузырьки. По мере остывания и конденсации отмеченной паро-газовой смеси, и, соответственно, падения внутреннего давления в оболочке, что происходило в микросекундных интервалах, эти кавитационные пузырьки схлопывались и генерировали совпадающие по направлению с вектором течения кумулятивные микровзрывы. Из-за высоких скоростей диспергирования (скорость подачи воды 250–400 м/с) и, следова-

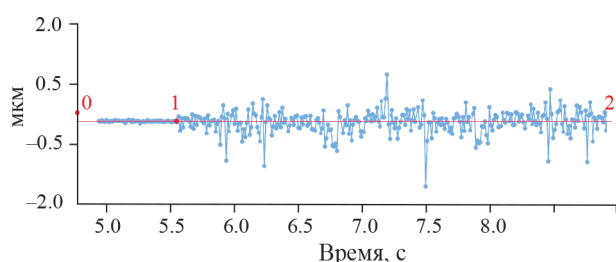
тельно, высокой интенсивности кавитационных детонаций, частота этих микроударов находилась в ультразвуковом диапазоне. Зафиксированный ультразвуковым сенсором акустический спектр в зависимости от температуры и интенсивности всасывания жидкого сплава показывал уровень шума  $50 \pm 25$  дБ с частотным диапазоном 45–70 кГц. При этом установили, что чем выше частота отмеченных ударных ультразвуковых волн, тем больше выход особо ценных мелких фракций с дисперсностью частиц (0–100 мкм). Процесс генерирования ультрачастотного волнового (звуко-капиллярного) поля в основном протекал в зоне диффузионного образования водно-металлической суспензии 8–8' (см. рис. 1). Здесь процесс интенсифицировался за счет возбуждения дополнительного ударного возмущения от существующего гидравлического сопротивления  $\xi$ . В качестве такого гидросопротивления выступал принудительный 90°-ный поворот вертикально смещаемой пульпы от касательного направления в зоне коленчатой состыковки 9 с каналом 9', предназначенным для транспортировки пульпы к специальному накопителью-отстойнику (на схеме не показано). Ударная волна, провоцируемая подаваемым снизу вверх высокоскоростным потоком водометаллической пульпы, отражаясь от стенки отмеченного коленчатого направляющего канала 9, частично возвращалась назад и создавала возмущение, усиливающее гидродинамический эффект пульсационного сгущения и разрежения (на рис. 1 эти зоны отмечены, как “+” и “–” соответственно).

Следовательно, содержащиеся в потоке пульпы металлические частицы с кавитационными парогазовыми оболочками или отдельными (независимыми) сателлитными кавернами подвергались реакционному воздействию отмеченного волнового поля. Кавитационные оболочки и каверны в зонах сгущения захлопывались, образуя обратные реакционные кумуляционные микроудары, генерируя при этом новые ударные волновые разрежения, важные для ультратонкой фрагментации и вторичного силового воздействия на поверхность затвердевающих порошковых частиц. Отмеченный кумуляционный ударный эффект, обусловленный вышеупомянутым явлением, отчетливо проявился на рис. 3, где приведена иллюстрация поверхности порошковой частицы с кавитационным абляционным кратером и с образованными в последствии сателлитными дисперсными частицами сфероидальной формы.

Приведенный на рис. 4 фрагмент виброграммы (мкм/с), показывающий вертикальное коле-



**Рис. 3.** Поверхность частицы с кавитационным абляционным кратером (а) и с образованными впоследствии спутными сфероидальными частицами размером 0,1–1,3 мкм (б).



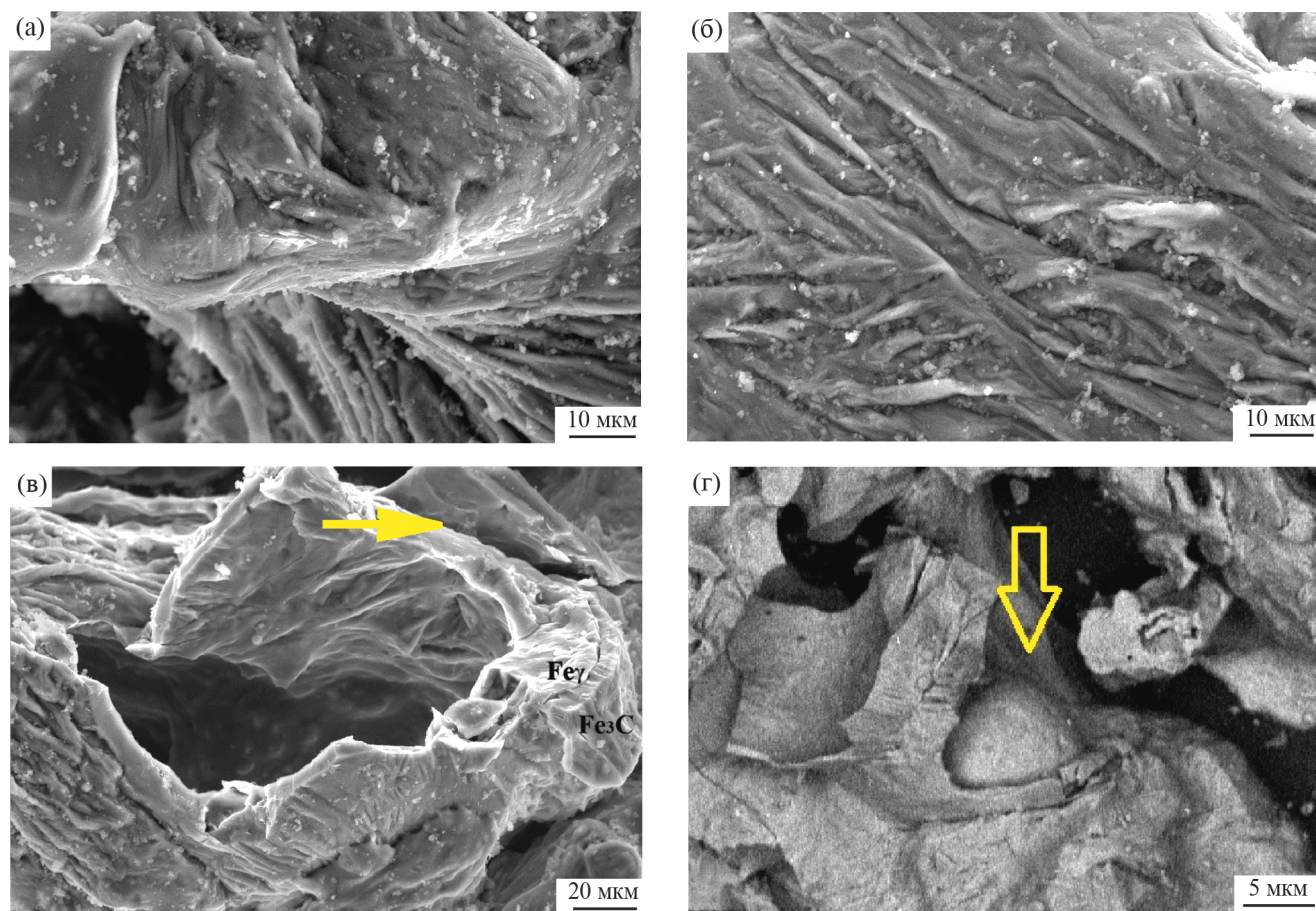
**Рис. 4.** Фрагмент виброграммы колебания главного технологического узла установки гидровакуумного диспергирования до (0→1) и после забора металла (1→2).

бание главного технологического узла установки ГВД до и после забора жидкого металла, также наглядно свидетельствует о наличии кавитационных течений с звукокапиллярным эффектом ударно-пульсирующего характера. На виброграмме точка 1 соответствует началу процесса гидровакуумного всасывания и диспергирования жидкого металла, а продольная линия, исходящая из этой точки, это показатель среднего неизбежного отклонения от опорной (нулевой) точки контролируемого узла после выхода на установленный режим работы.

Важно отметить, что энергодисперсионный элементный рентгеноспектральный микроанализ (EDS) образованных спутных частиц сфероидальной формы показал минимальный уровень их окисления. Средний показатель окисления частиц размером 0–100 мкм не превышал 15–20%, что существенно ниже по сравнению с частицами идентичной размерности, полученными традиционными технологиями механического дробления, помола, высоконапорного водоструйного или центробежного рас-

пыления с водяным охлаждением (без применения дорогостоящих инертных газов), где степень их окисления достигает 60–70% [26, 27]. У частиц сравнительно крупной дисперсности (100–300 мкм) процесс поверхностного окисления почти полностью отсутствовал. Максимальный уровень окисления фиксировался возле абляционных кратеров, и составлял не более 3–5%. Этот фактор также немаловажен с точки зрения оценки и обоснования получения порошков с повышенной активностью.

В ходе экспериментальных исследований также выявили, что в камере диспергирования, за счет имеющегося межфазного (металл–вода) трения и встречного гидросопротивления  $\xi$ , формировались вторичные спиралевидные структуры завихрения с собственными осями вращения (рис. 2, увеличенный фрагмент 1'). Этот эффект в структуре затвердевающих частиц металла инициировал многоуровневые угловые сдвиговые деформации и приводил к формированию поверхностей с высокоразвитой, волокнообразной, спиралевидно закрученной морфологией. Типичная поверхность частицы с отмеченной угловой деформацией спиралевидного сдвига показана на рис. 5а. Установили, что такая закрученная, волокнообразная шероховатая поверхность в основном образуется у сравнительно медленно охлаждающихся частиц размером 300–600 мкм. Судя по СЭМ-изображениям, напряжение крутящего момента вторичных угловых сдвиговых деформаций недостаточно для частиц больших размеров (600–1000 мкм). На поверхностях частиц этой фракции порошка в основном отмечают лишь отпечатки сильной волокнообразно растянутой линейной деформации рис. 5б.



**Рис. 5.** Морфология поверхности частицы расплава СЧ 20, затвердевшей в условиях углового сдвигового деформирования (а); рельеф частицы с линейными деформационно-сдвиговыми полосами волокнообразного типа (б); растрескавшаяся частица с газовым пустотным ядром и с расслоившейся оболочкой из цементита  $\text{Fe}_3\text{C}$  (в); растрескавшаяся частица с отслоившимся от внешней оболочки плотным сфероидным ядром (г).

Опираясь на теорию физической мезомеханики [28] и структурно-сдвиговой механоактивации металлического порошка [29–31], именно у частиц с угловой сдвиговой деформацией из-за объемного накопления кристаллических дефектов: винтовых дислокаций, атомов внедрения, вакансий, и неравновесных структурных напряжений выявляется наиболее высокая степень механоактивации.

Исследованиями с помощью сканирующего электронного микроскопа JSM-7800F также было обнаружено, что в порошке, полученном в вышеописанных условиях, нередко встречаются частицы с эффектом “внутриядерной пустоты” рис. 5в. Систематическим анализом данного явления, было установлено, что основной причиной его является сильная изначальная загазованность переплавленного материала, подаваемого на диспергирование. Из-за высоких скоростей гидровакуумного диспергирования в случае низких температур перегрева диспергируемого сплава (50–70°C) некоторые внутренние кави-

тационные микропузырьки, насыщенные высвободившимися из металла газами, не успевали схлопываться и оставались запечатанными внутри оболочки затвердевшей тонкостенной частицы. Они высвобождались лишь вследствие механического растрескивания отмеченных тонкостенных оболочек в результате соударения со стенками гидроциклонной осадочной камеры и при дальнейшей транспортировке до участка сушки и фасовки (на схеме рис. 1 и 2 не показано). Именно этот эффект зарегистрирован на рис. 5в. На отмеченном изображении также видно явление сегрегационного отслоения внешней оболочки от внутреннего, сравнительно толстого слоя исследуемой частицы.

Микрорентгеноструктурный анализ (рис. 6) порошка, состоявшего из частиц такого типа, зафиксировал наличие двух отдельных фаз. Это  $\gamma$ -модификация железа и соединение железа с углеродом – цементит  $\text{Fe}_3\text{C}$ . Путем EDS-спектроскопии поверхности разломов исследуемых частиц было уточнено, что обогащенная углеро-

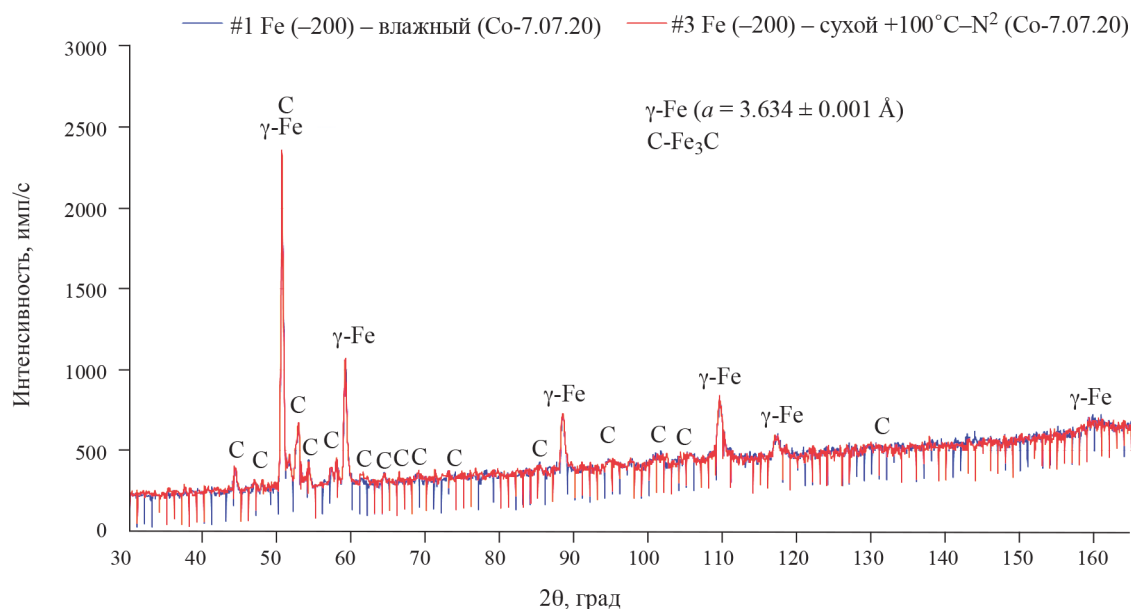


Рис. 6. Рентгеновская дифрактограмма порошка чугуна, полученного методом ГВД.

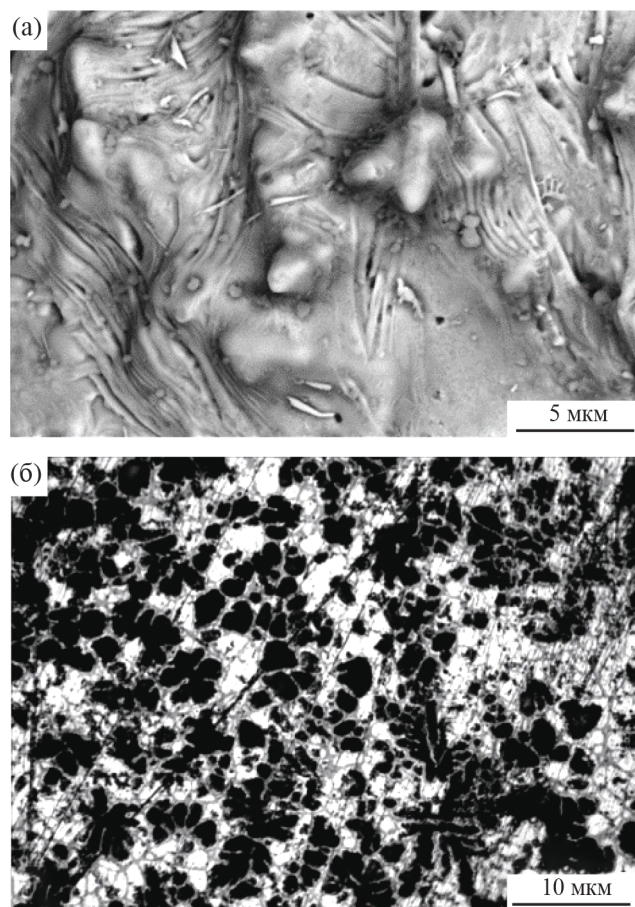
дом карбидная фаза “С” ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ) в основном доминировала в периферийном, отслоившемся слое толщиной 5–7 мкм, а фаза “ $\gamma$ ” ( $\gamma\text{-Fe}$ ) в основном была представлена во внутренних, сравнительно толстых (20–25 мкм) слоях частиц. Т. е. частицы такого типа представляли собой смесь  $\gamma$ -железа и механически отслоившегося от него цементита ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ), что предположительно можно объяснить эффектом пульсирующего звукокапиллярного воздействия на жидкофазную систему  $\text{Fe}\gamma\text{-Fe}_3\text{C}$  и выталкивания на поверхность сравнительно легкого  $\text{Fe}_3\text{C}$ . Сравнительным анализом морфологии исследуемых проб до и после их подготовки для EDS-спектроскопии было обнаружено, что обогащенная углеродом оболочка по сравнению с сердцевиной имела повышенную хрупкость, что можно объяснить ее малой толщиной и наличием множества усадочных микротрещин (на рис. 5в указана стрелкой). Наличие отмеченных микротрещин также привело к повышению площади поверхности и, следовательно, химической активности получаемых частиц.

В некоторых случаях, причиной растрескивания оболочек также становился эффект высокого предусадочного расширения [32, 33]. В отмеченных случаях трещины зарождались вследствие сильного растягивающего напряжения, действующего от раскаленного изнутри ядра на сужающуюся извне оболочку частицы. Типичный пример отмеченного эффекта зафиксирован на рис. 5г.

Микроструктурный анализ исследуемых частиц показал, что между ними встречаются такие, у которых отмечается наличие множества

закрытых микропор, образованных вследствие замораживания внутренних очагов (каверн) кавитационного псевдокипения. Поверхность таких частиц характеризуется наличием множества конусообразных микровыступов с внутренними пустотами, расположенными хаотично (рис. 7а). Отмеченные пустоты наглядно выявлялись лишь после специальной, тонкой шлифовки. В некоторых случаях, совокупная площадь раскрытых микропор составляла 60–70% от общей площади исследуемого микрошлифа, как это показано на рис. 7б. Можно считать, что наличие в порошке частиц с отмеченным эффектом перфорации также являлось положительным фактором, как с точки зрения повышения их удельной поверхности и степени активации, так и способности к смачиванию и повышения скорости протекания целевых реакций с жидкофазными реагентами.

С точки зрения гидромеханических особенностей процессов ускорения, углового закручивания и сдвигового деформирования отделяющихся от поверхности диспергируемой струи отдельных капель, необходимо подчеркнуть, что, исходя из закономерностей гидродинамики и особенностей свойств ньютоновских жидкостей, в процессе гидромеханического захвата и ускорения металлической струи из-за разности скоростей смещения по ее сечению (центральная зона всегда отстает от периферии,  $v_{\min} < v_{\max}$ ), первоначальная условно прямоугольная частица расплава всегда будет деформироваться линейно и превращаться в параллелограмм. На схеме (рис. 2, сечение 1) эта деформация обозначена сдвигом  $dl$ . Отрезок  $dl$  характеризует величину



**Рис. 7.** Перфорированные отпечатки кавитационного псевдокипения до (а) и после их раскрытия в процессе изготовления микрошпифа (б).

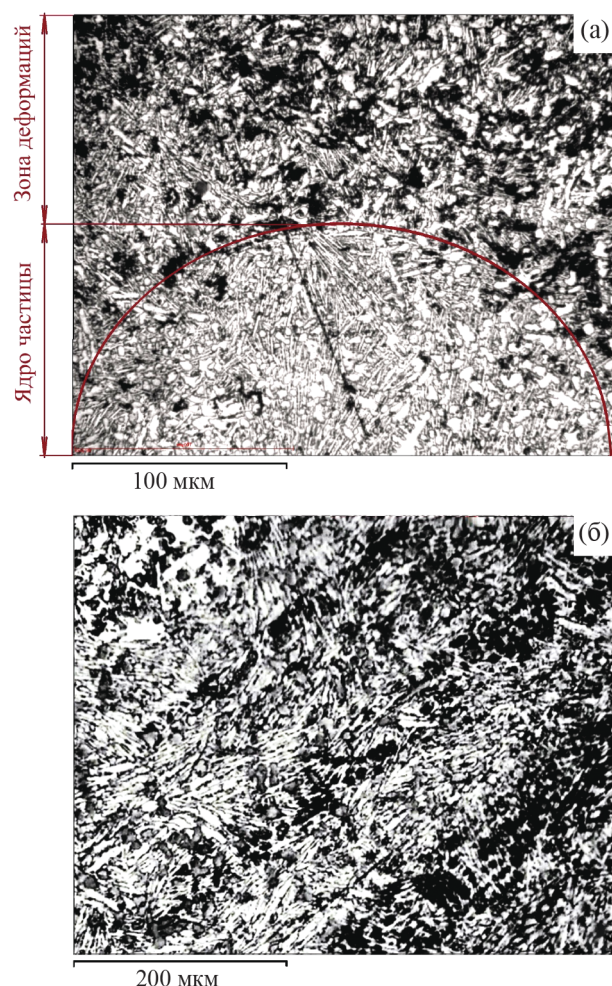
деформации за время  $dt$ , т.е.  $dl = dv \cdot dt$ , тогда градиент скорости  $dv/dx = dl/(dt \cdot dx)$ , но  $dl/dx = \tan \gamma$ , тогда  $dv/dx = \tan \gamma / dt$ . Следовательно, поперечный градиент скорости представляет собой скорость относительной деформации сдвига/смещения. Таким образом, касательные напряжения, важные с точки зрения фрагментации всосанной струи расплава, линейно зависят от скорости относительной деформации. Это означает, что в отличие от деформации твердых тел касательные напряжения и степень сопутствующих линейных и угловых сдвигов, в данном случае, в основном зависят от мощности гидродинамической инжекции, угла атаки  $\alpha$ , глубины образующегося разрежения и контактной площади обжигания (т.е. диаметра всасываемой струи), а не просто от линейной скорости водяного потока  $v$ . Следовательно, образование управляемой по мощности и геометрическим параметрам гидроструктуры конусообразного динамического завихрения с вакуумированной воронкой, обеспечивающей вертикальный забор и диспергирование расплава посредством силового воздействия ударными

волнами разрежения с сопутствующими фронтами кавитационного псевдокипения, можно считать главной отличительной технологической чертой процесса получения металлических порошков методом ГВД. Именно эта операционная особенность обеспечивает непрерывное объемное вытягивание, вертикальное смещение и сравнительно однородное диспергирование расплава при наличии сложной трехмерной деформации, степень которой постепенно растет от центра струи к периферии. Деформация воздействует как на основную, вертикально перемещающуюся струю расплава, так и на отрываемые от нее капли. Следовательно, затвердевание отделенных капель диспергированного металла происходит в сложнодеформированном, винтообразно закрученном состоянии. Это кроме увеличения удельной поверхности частиц приводит к формированию таких уникальных состояний, как неравновесная, сильно измельченная, объемно напряженная структура, с послойно уплотненными мезополосами деформационного сдвига и межполосными кавитационными микропорами, насыщенными свободным углеродом. На рис. 8а, б приведена микроструктура частицы размером 500 мкм, в которой показаны образованные вследствие закручивания и углового деформирования частицы активационные мезополосы сдвига. Мезополосы распространяются от сохранившего свою первоначальную плотность ядра, условно обозначенного сплошной линией, к периферии частицы.

В среднем ширина отмеченных мезополос составляет 60 мкм. В свою очередь, ширина межполосных, разуплотненных и разупрочненных выделениями свободного графита и газовыми порами зон увеличивается по мере удаления от ядра и колеблется в пределах 5–40 мкм (рис. 8б). Сравнительный анализ микротвердости активационных мезополос сдвига и участков между ними показал 2.5–3-кратную разницу:  $2850 \pm 40$  МПа и  $8900 \pm 50$  МПа соответственно.

Совокупность вышеприведенных факторов обеспечивает гарантированное и стабильное получение металлического порошка с повышенной удельной поверхностью, высокой степенью механоактивации и улучшенной реакционной способностью.

Примечательно, что полученные методом ГВД порошковые частицы из-за отсутствия окисления не нуждаются в восстановительном обжиге в среде водорода. Это значит, что в них не будут протекать процессы рекристаллизации, и они сохраняют отмеченное особо ценное структурно-напряженное состояние до начала эксплуатации.



**Рис. 8.** Микроструктура переходной зоны частицы размером 500 мкм с участком плотного ядра и примыкающими мезополосами углового деформационного сдвига (а) и динамика их распространения (б).

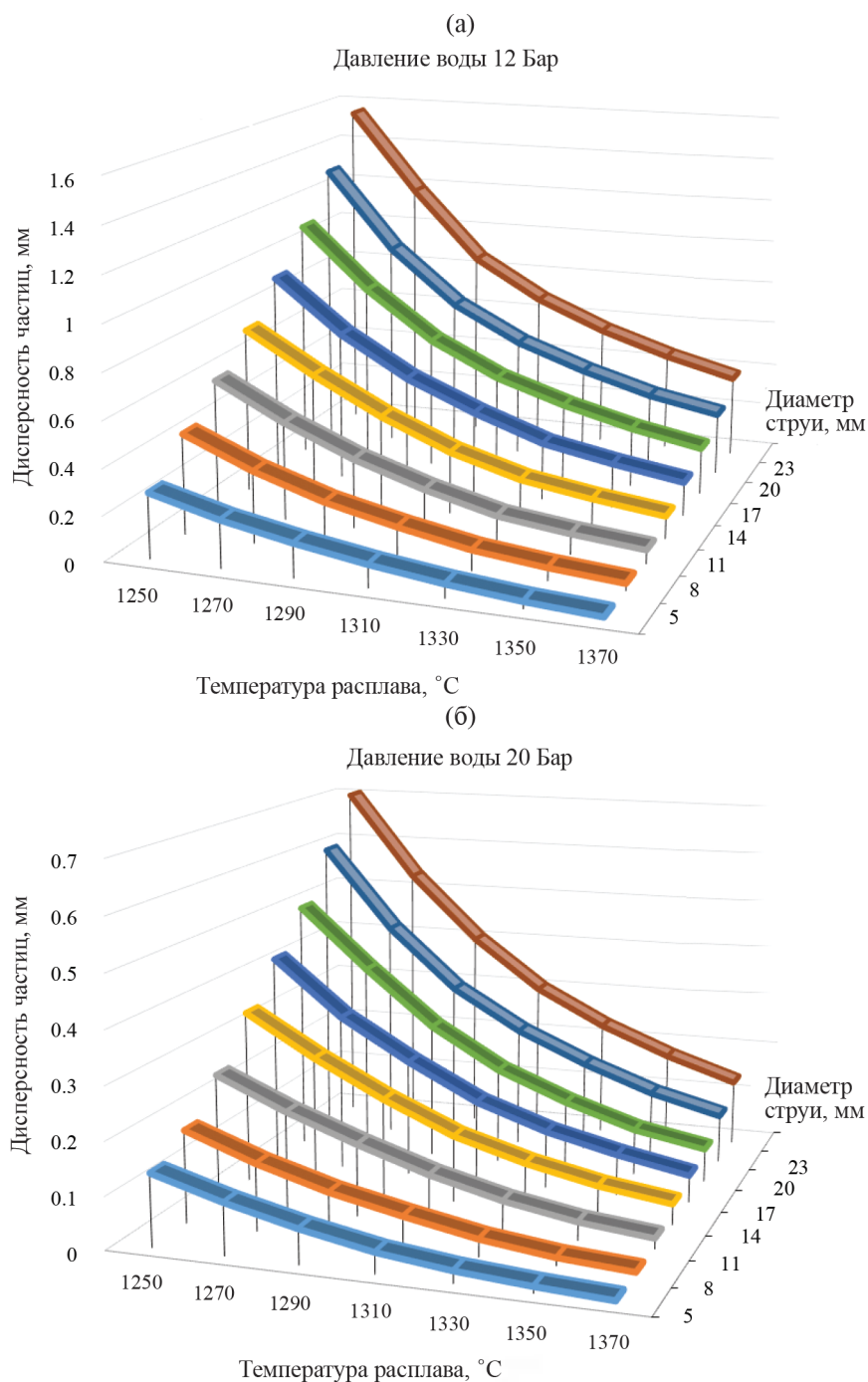
Для сравнительного анализа отметим, что согласно исследования [34], удельная поверхность железного порошка самой востребованной дисперсности 63–250 мкм, полученного способом прямого электротермического восстановления молотой прокатной окалины в среде водорода, с начальной удельной поверхностью 1640 см<sup>2</sup>/г, составила – 230–250 см<sup>2</sup>/г, т. е. процесс восстановления характеризуется укрупнением частиц. В свою очередь, удельная поверхность железного порошка, получаемого традиционными способами жидкофазного распыления или методом измельчения стружки в механических мельницах разного типа, в среднем составляет 525–650 см<sup>2</sup>/г [35]. Удельная поверхность порошка, полученного в нашей установке ГВД, в зависимости от дисперсности частиц находится в диапазоне 750–950 см<sup>2</sup>/г. В частности, для фракции 100–300 мкм удельная поверхность составляет

950–900 см<sup>2</sup>/г. С укрупнением частиц этот показатель снижается. Тенденция снижения имеет экспоненциальный характер. Например, при дисперсности 300–600 мкм удельная поверхность уменьшается до 870–840 см<sup>2</sup>/г, а для фракции 600–1000 мкм – до 750–870 см<sup>2</sup>/г. Отсюда видно, что в любом случае, порошки, полученные методом ГВД, по отмеченному показателю существенно превосходят своих ближайших конкурентов.

Исходя из вышеприведенного, можно уверенно утверждать, что физико-технологические особенности сдвигового и ударно-волнового воздействия на гидровакуумно диспергируемый чугунный расплав могут обеспечить получение порошка, минимум в 1.5–1.8 раза превосходящего по удельной поверхности и степени механоактивности порошки, полученные традиционными технологиями.

В ходе экспериментов установили, что в процессе ГВД для осуществления режима тонкого измельчения (0–100 мкм) необходимо повысить мощность диспергирования расплава путем увеличения давления инжектируемой в камеру диспергации воды от 12 до 16–20 бар. Это приводит к уменьшению номинального весового соотношения расхода расплава с расходом воды от уровня 1:45÷1:50 до 1:60÷1:70. Данных параметров можно достичь как увеличением производительности гидронасоса, так и уменьшением диаметра керамической насадки б (рис. 1), предназначенной для вакуумного вертикального забора расплава. Также было установлено, что на интенсивность и характер диспергирования существенное влияние оказывает начальная температура диспергируемого расплава. Влияние температуры и диаметра всасываемой в диспергатор струи СЧ20 на дисперсность получаемых частиц при разных давлениях нагнетания воды изображено в виде представленных на рис. 9 трехмерных диаграмм. Видно, что чем выше температура и меньше диаметр всасывающей насадки, тем мелкодисперснее получаемый порошок.

Аналогичный эффект получали при повышении давления подаваемой в диспергатор воды. В частности, при давлении нагнетания воды 12 бар, температуре сплава 1370°C и диаметре всасывающей насадки 5 мм, получали порошок с дисперсностью (0–50)±5 мкм. При повышении давления воды до 20 бар, среднестатистическая дисперсность уменьшалась до (0–25)±5 мкм. Увеличение диаметра всасываемой струи до 25–26 мм, при давлении нагнетания 12 бар и снижении температуры до 1250°C, обуславливало получение порошка с наиболее крупными частицами 1500–1600 мкм. При повышении давле-

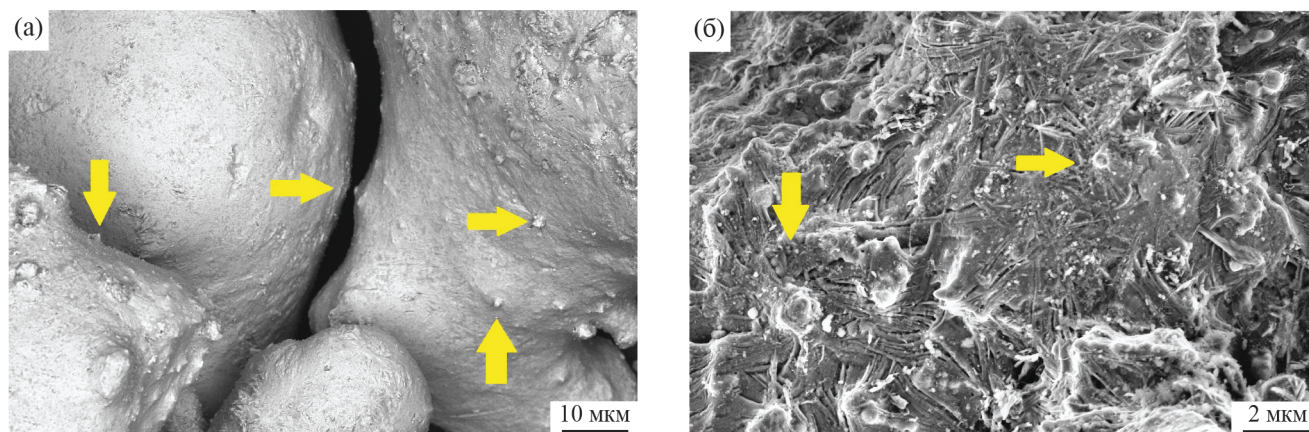


**Рис. 9.** Влияние начальной температуры расплава и диаметра всасывающей насадки на дисперсность получаемого порошка при давлениях нагнетания воды 12 (а) и 20 (б) бар.

ния воды до 20 бар, этот показатель снижался в 2.3–2.5 раза и составлял 640–700 мкм.

Примечательно, что при повышении давления нагнетания инжектируемой воды до 20 бар и выше, в связи с усилением воздействующего на вертикально всасываемую металлическую струю силового поля с сопровождающими ударными волнами разрежения, мощность диспергирова-

ния и линейная скорость смещения отрываемых от струи капельных частиц возрастали до такой степени, что почти полностью исключался эффект углового деформирования. Это приводило к резкому повышению степени измельчения и степени переохлаждения частиц, что существенно повышало скорость их затвердевания и выноса в зоне образования пульпы. Термографиче-



**Рис. 10.** Форма, микрорельеф (а) и морфология (б) частиц порошка серого чугуна СЧ20, полученного в режиме тонкого диспергирования и аморфизации.

ские измерения температуры пульпы показали, что скорость остывания мелкодисперсных частиц металла достигала порядка  $10^6$  °С/с. Следовательно, затвердевание частиц осуществлялось в особом, аморфном, многоосно-напряженном состоянии, при этом на поверхности наблюдаются еле заметные следы неразвитых замороженных микровихрений. Сформированные в отмеченных условиях частицы имели сфероидальную форму с конусообразными микровыступами и отличались наличием многоосных, неупорядоченных неравновесных линейных дефектов смещения. Характерные формы отмеченных частиц фракций 0–100 мкм, показаны на рис. 10.

Необходимо отметить, что наличие множества неравновесных, многоосных дефектов затвердевания, образования которых, согласно исследованию [36], характерно для сверхбыстрозакаленных в подобных условиях силового воздействия металлов, полностью способно компенсировать отсутствие трехмерного объемного сдвигового деформирования и не оказывает негативное влияние на активность получаемых порошков.

#### *Оценка эффекта механоактивации*

Главным критерием оценки степени активации получаемых методом ГВД-порошков, согласно их эксплуатационному назначению, является показатель реакционной способности. Следовательно, в качестве наглядного примера можем привести сравнительный анализ эффективности порошка, полученного в установке ГВД, с обычными порошками при их применении в идентичных условиях.

Преимущество получаемого методом ГВД-порошка чугуна СЧ20 по химической активности отчетливо показал сравнительный анализ ре-

зультатов цементации меди из сульфат-растворов и сточных карьерных вод от добычи и обогащения медных руд Казретского месторождения (Грузия). В отличие от обычного порошкового железа (напр. марки CMS Magnetics, 200 мкм, Fe 99.95%), с помощью которого медь извлекают в виде двухвалентного гидроксида  $\text{Cu}(\text{OH})_2$ , нуждающегося в последующем энергоемком восстановительном обжиге в среде водорода, наш порошок напрямую обеспечивал получение частиц чистой элементарной меди. Результаты рентгеноструктурного анализа полученного в процессе ГВД порошкового чугуна до цементационного ионообменного извлечения меди приведены на рис. 11а. В свою очередь, результаты рентгеноструктурного анализа извлеченной меди представлены на рис. 11б.

Рис. 11б показывает, что активированный при получении методом ГВД порошок чугуна с содержанием свободного цементита, представленный на рис. 11а, полностью обеспечил извлечение меди в чистой металлической форме. Этот результат можно считать главным, особо важным преимуществом и аргументом обоснования целесообразности производства порошкового чугуна методом ГВД. Также нужно отметить, что применение предлагаемого порошка на 20–25% сокращает продолжительность процесса цементации и на 10–15% снижает удельный расход используемого элементарного железа.

Все вышеописанное хорошо обосновывается приведенными ниже химическими реакциями:

(а) процесс цементации меди порошком чугуна в кислой среде с последующим джоулевым нагревом ( $Q_{\text{кдж}}$ ) и восстановлением получаемого гидроксида меди в атмосфере водорода:



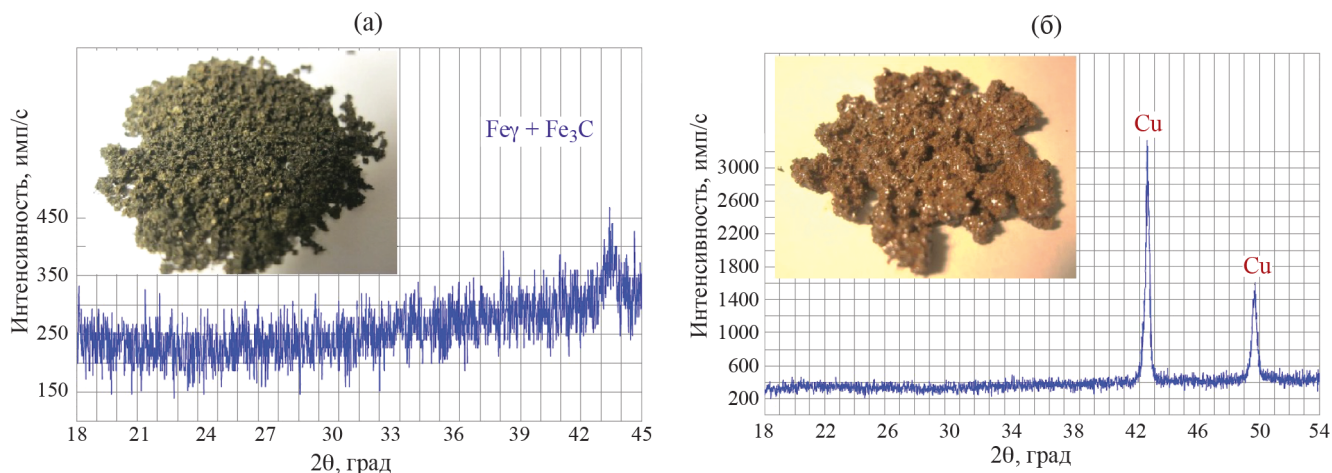
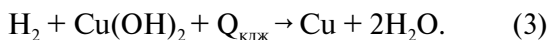
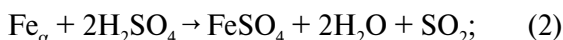
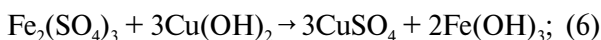
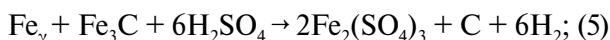
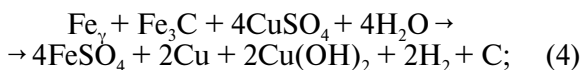


Рис. 11. Рентгеновская диффрактограмма ГВД-порошка чугуна (а) и извлеченной с его помощью меди (б).



Характерной для этого процесса является необходимость наличия избытка серной кислоты для создания активной кислой среды pH1.0. Это увеличивает расход железа (2) и сокращает срок службы, как реактора для цементации, так и гидросистемы для циркуляционной подачи цементируемого медного раствора;

(б) цементация меди в кислой среде нами полученным порошковым чугуном с расслоенными фазами  $\text{Fe}_\gamma$  и  $\text{Fe}_3\text{C}$ :



В отличие от традиционного процесса цементации, здесь расход железа сокращается за счет образования активных для экстракции меди трехвалентных ионов железа  $\text{Fe}^{3+}$  ( $\text{Fe}_2(\text{SO}_4)_3$ ). Потребность в серной кислоте также уменьшается, так как в отличие от процесса (2), здесь не происходит образование свободных молекул воды, снижающих необходимую кислотность. В результате, возможно поддерживать кислотность на менее агрессивном уровне (pH 2.0–2.5 вместо pH1.0). Это позволяет снизить молярное соотношение медь – железо  $M(\text{Cu}):M(\text{Fe})$  до 1.0:1.1, что приводит к снижению расхода порошка чугуна на 30–35% до 2.5–3 кг/м<sup>3</sup>.

Примечательно, что выделяемый при этом аморфный углерод, в случае его сепарации из от-

работанного раствора, тоже представляет собою ценный продукт.

Преимущественная эффективность порошков, получаемых способом ГВД, также очевидна при их использовании в технологиях термитной сварки или СВС. В частности, было установлено, что получаемый в установке ГВД-порошок алюминия, с содержанием активных порошковых частиц 99.9%, после сушки в среде углекислого газа сохраняет свою химическую активность в два-три раза дольше чем порошок, полученный традиционными способами.

В качестве примера отметим, что полезное (целевое) освоение полученного нами порошка в среднем составило 95%, что на 10–15% больше, чем у обычных порошков алюминия (напр., марки FLPA500-2500), используемых при аналогичных условиях термитной сварки железнодорожных рельсов [37]. Это можно объяснить как низким абсорбционным содержанием газов (результат гидровакуумирования), высокой степенью аморфизации и механоактивации, так и способностью порошка противостоять повторному поглощению атмосферных газов. В результате низкого газосодержания и высокой активности алюмотермический процесс плавки и сваривания протекает в сравнительно спокойном, слабо кипящем режиме. Следовательно, снижаются выплески и связанные с этим потери ценного реакционного алюминия. Аналогичный положительный эффект получаем при СВ-синтезе металлических или металлокерамических заготовок и изделий. Порошки, получаемые методом ГВД, значительно упростили сложную последовательность операций предварительно-подготовительной обработки реакционных твердофазных смесей. В частности, из операций раздельной обжиговой сушки порошков-реагентов,

их вакуумирования, десорбции газов, силового смешивания, механоактивирования и уплотнения путем холодного брикетирования или прессования исключались этапы обжиговой сушки и десорбции в вакууме с последующим силовым активированием и уплотнением. Следовательно, процесс синтеза заготовок из ГВД-порошков отличался пониженной энергоемкостью и себестоимостью, а качество полученных изделий — повышенной плотностью, прочностью и износостойкостью [19, 38–39]. Анализ процесса показал, что это в первую очередь связано с высокоразвитой удельной поверхностью применяемых ГВД-порошков со способностью активного многоточечного и многостороннего адгезионного контакта и высокоэнергетического физико-химического взаимореагирования между смежными частицами из других компонентов, что впоследствии приводит к образованию упрочненной структуры с ячейками самоармирования.

Анализ результатов исследований по апробации полученных порошков в технологии СВС показал, что между удельной поверхностью частиц и степенью их активности (в данном случае это скорость автоволнового распространения фронта горения реагирующих компонентов) имеется корреляционная взаимосвязь, которая имеет вид положительной экспоненциальной зависимости с коэффициентом корреляции  $R \approx 0.9$ . Следовательно, чем больше развита поверхность частиц, тем выше была степень их структурной неравновесной многоуровневой сдвиговой деформации и масштабность накопления избыточной конфигурационной (т.е. активирующей) энтропии.

#### Особенности управления

Исходя из вышеприведенных результатов, первостепенным параметром, имеющим потенциал силового влияния на степень механоактивирования получаемого порошка чугуна средней дисперсности 300–600 мкм, является мощность и частота возбужденного ударно-волнового поля, которое, в свою очередь определяется весовым соотношением подаваемых в диспергатор “жидкого металла”: “диспергирующей воды”. В ходе экспериментов было установлено, что в случае диспергирования чугуна СЧ20, при установленной мощности вакуумирования  $-0.88 \pm 0.03$  бар и величины перегрева металла 100–150°C, рациональной величиной отмеченного соотношения является 1:50–1:55. Для алюминия и сплавов на его основе — это соотношение равняется 1:15–1:20, что обусловлено их малой плотностью и легкоплавкостью. Минимально допустимым давлением нагнетания воды

при диспергировании алюминия и его сплавов является 12 бар. При диспергировании чугуна или стали, это давление необходимо удерживать на уровне 16–20 бар.

Управление соотношением “металл : вода” возможно путем регулирования давления и расхода воды, подаваемой из гидронасоса, а также изменением диаметра заборной насадки, и позволяет предварительно настраивать возбуждаемую в диффузоре мощность и частоту ударно-волнового поля.

Математическая формула для определения мощности ударно-волнового воздействия на всасываемую струю расплава, выведенная по аналогии с методикой расчета струйных насосов гидровакуумного типа [40], имеет следующий вид:

$$M = 0.5 v^2 P (\gamma H \rho / (S_2 - S_1)), \quad (8)$$

где  $v$  — линейная скорость подаваемой в кольцевом канале (рис. 1 (4)) воды, м/с;  $P$  — давление нагнетания инжектируемой воды, кг/м<sup>2</sup>;  $H$  — высота диспергационной камеры (рис. 1, (8–8')), м;  $\rho$  — плотность образуемой пульпы, кг/м<sup>3</sup>;  $\gamma$  — коэффициент трения;  $S_2$  — площадь сечения диспергационной камеры (8–8'), м<sup>2</sup>;  $S_1$  — площадь сечения кольцевого водонагнетающего коллектора (рис. 1 (4)), м<sup>2</sup>.

В свою очередь, полученное нами эмпирическое выражение определения частоты ( $W$ , кГц) возбужденного волнового поля имеет вид:

$$W = v \rho h H^{-1} d_2 d_1^{-1} \cos \alpha \Delta T T^{-1}, \quad (9)$$

где  $h$  — высота инжекционной щели (рис. 1 (5)), м.;  $\alpha$  — угол атаки инжектируемой воды, град.;  $d_2$  — диаметр диспергационной камеры (8–8'), м;  $d_1$  — внутренний диаметр насадки, всасывающей расплав (рис. 1, (6)), м;  $T$  — начальная температура расплава, °C;  $\Delta T$  — температурный интервал кристаллизации, °C.

Исходя из выражений (8) и (9), очевидно, что регулированием технологических режимов работы установки ГВД и параметров ударно-волнового воздействия можно достичь желаемых результатов диспергирования практически для любого промышленного металлического расплава, подаваемого вертикально при гидровакуумном разрежении глубиной  $-0.85 \div -0.88$  бар. Экспериментальные работы показали, что для этого жидкотекучесть исходного расплава не должна быть ниже показателя 100 мм по каналу сечением 56 мм<sup>2</sup> (ГОСТ 16438). Следовательно, предлагаемый подход к диспергированию металлических расплавов может быть не эффективным для некоторых марок ферросплавов и жаропрочных сталей специального назначения, содержащих такие тугоплавкие металлы, как вольфрам, ниобий, молибден, тантал и рений.

В случае экспериментального определения оптимальных значений мощности ( $M$ ) и частоты ( $W$ ) ударных волн разрежения, формулы (8) и (9) можно будет применять и в обратную сторону, — для определения рациональных конструктивных параметров и оптимальной настройки технологических режимов работы установки ГВД.

### *Перспективы развития*

Системный анализ технического потенциала и перспектив развития нами разработанного и исследуемого процесса гидровакуумного диспергирования жидких металлических сплавов и устройства для его осуществления показывает, что предлагаемый технологический подход также можно успешно применять для сравнительно крупнофракционной (1.5–2 мм) фрагментации и получения быстро закалённых гранул высокожаропрочных никелевых сплавов нового поколения [41]. Эти гранулы предназначены для их последующей консолидации (горячего прессования) с достижением плотной, беспористой структуры изделий, работающих в особо ответственных, критических эксплуатационных условиях, в том числе при циклических знакопеременных нагрузках. Опираясь на обсуждаемые выше результаты исследования, также можно подчеркнуть, что экстремальные условия управляемого формирования металлических частиц в процессе ГВД, придающие им уникальные свойства, как по структуре и морфологии, так и по чистоте от вредных примесей и физико-химической активности, могут удовлетворить требованиям вышеотмеченной технологии крупнофракционной фрагментации по аналогии с результатами, приведенными в исследованиях [42–44].

В рамках данного исследования также было обнаружено, что техническая вода, применённая в процессе гидровакуумного диспергирования металлических расплавов в качестве энергетической субстанции, могла обогащаться как вредными для расплава примесями (оксиды, гидриды, нитриды, фосфиды, сульфиды, карбиды), так и образованными вследствие кавитационных абляций коллоидными наночастицами диспергируемого металла. Это обстоятельство также является чрезвычайно важным и заслуживает отдельного внимания, так как отработанная в процессе ГВД вода при наличии активной коллоидной составляющей, может найти свое применение в сельском хозяйстве в качестве сырья для изготовления разных фитопрепаратов, предназначенных для стимуляции роста растительных культур [45].

Как положительную сторону исследуемого процесса также можно отметить, что в оди-

наковых условиях эксплуатации использование металлических порошков, полученных и активированных методом гидровакуумного диспергирования, по сравнению с порошками традиционного производства, обеспечивает требуемую технико-экономическую эффективность порошка при снижении его расхода.

### ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Исходя из вышеприведенных результатов исследования процесса ГВД, можно заключить, что главным обуславливающим фактором механоактивации образуемых частиц является их затверждение в волокнистом, быстро закаленном, неравновесно напряженном структурном состоянии, где параллельно инициированы сегрегационные процессы расслоения и очищения от вредных примесей.

Это достигается путем управляемого высокоскоростного (250–400 м/с) гидромеханического сплющивания и несимметричного закручивания охлаждающихся капель металла в поле воздействия ударными волнами разрежения ультразвукового диапазона 45–70 кГц.

Формирование волокнистого, неравновесно напряженного структурного состояния — следствие образования многоуровневых мезополос асимметричного сдвигового смещения.

Степень отмеченных асимметричных смещений экспоненциально зависит (коэффициент корреляции  $\approx 0.9$ ) от дисперсности и удельной поверхности образуемых порошковых частиц.

Выявлено, что именно эти показатели являются главными индикаторами величины накопления в структуре металла подводимой к нему физической энергии и, следовательно, механоактивации.

Установлено, что дисперсность и удельная поверхность образуемых частиц в основном зависят от таких физико-технологических факторов процесса гидровакуумного диспергирования, как: а) весовое соотношение “металл : вода”, зависящее от удельного расхода и давления воды, применяемой для формирования конусообразного вакуума образующего завихрения; б) угол тангенциальной атаки оболочки образованной водяной воронки на внешнюю поверхность вертикально всасываемой жидкометаллической струи; в) сечение этой струи и г) температура перегрева металла струи.

При диспергировании жидкого чугуна СЧ20 с температурой перегрева 100–150°C, рациональным весовым соотношением “жидкий металл : вода” является 1:50–1:55; оптимальная глубина вакуума  $-0.85 \div -0.91$  бар, достигаемая при давлении нагнетаемой воды 12–16 бар; при

этом диапазон варьирования сечения всасываемой в диспергатор металлической струи, при входном диаметре пульпообразующей трубы Вентури 80 мм, находится в пределах 5–8 мм, а угол тангенциальной атаки – 15°–18° от вертикальной оси.

Плавное варьирование этих параметров, основанное на результатах оперативного контроля дисперсности и удельной поверхности получаемого порошка, дает возможность высокоэффективного гибкого управления процессом ударно-волнового воздействия на затвердевающие частицы диспергируемого расплава и приводит к максимизации выхода порошковых материалов с высокой степенью активности.

В среднем, активность и эксплуатационная эффективность металлических порошков, получаемых способом гидровакуумного диспергирования, может достигнуть 99.5–99.9%.

Исследовательская работа выполнена при финансовой поддержке Национального научного фонда Грузии им. Шота Руставели, Грант № AR-22-1495.

За техническую поддержку в осуществлении экспериментальных работ авторский коллектив приносит свои благодарности директору института механики машин, академику НАН Грузии, Тамазу Натриашвили, директору компании “GeoEnterptaise Ltd”, г-ну Зурабу Маградзе и соучредителю компании “G3D Ltd”, г-ну Анзору Купарадзе.

Авторы данной работы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Unnikrishnan R., Gardy J., Spencer B.F., Kurinjimala R., Dey A., Nekouie V., Irukuvarghula S., Hassanpour A., Eisenmenger-Sittner Cr., Francis J.A., Preuss M. Functionalization of metallic powder for performance enhancement // *Mater. & Design*. 2022. V. 221. P. 110900. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2022.110900>
2. Saprykina N.A., Saprykin A.A., Arkhipova D.A. Influence of Shielding Gas and Mechanical Activation of Metal Powders on the Quality of Surface Sintered Layers // *IOP Conf. Series: Mater. Sci. Eng.* 2016. V. 125. P. 012016. <https://doi.org/10.1088/1757-899X/125/1/012016>
3. Korotkikh A.G., Glotov O.G., Arkhipov V.A., Zarko V.E., Kiskin A.B. Effect of Iron and Boron Ultrafine Powders on Combustion of Aluminized Solid Propellants // *Combust. and Flame*. 2017. V. 178. P. 195–204. <https://doi.org/10.1016/j.combustflame.2017.01.004>
4. Korotkikh A.G. and Sorokin I.V. Study of the Chemical Activity of Metal Powders Based on Aluminum, Boron, and Titanium // *AIP Conf. Proc.* 2020. V. 2212. № 1. P. 020029. <https://doi.org/10.1063/5.0000838>
5. Shaun Zhang Soong, Wing Lam Lai, Andrew Ng Kay Lup. Atomization of metal and alloy powders: Processes, parameters, and properties // *AIChE Journal*. 2023. <https://doi.org/10.1002/aic.18217>
6. Севостьянов М.В., Полуэктова В.А., Севостьянов В.С., Шаталов А.В., Сирота В.В. Теория и практика механоактивации материалов при объемно-сдвиговом деформировании частиц // *Вестник ТГТУ*. 2018. Т. 24. № 4. P. 652–662. <https://doi.org/10.17277/vestnik.2018.04.pp.652-662>
7. Еремина М.А., Ломаева С.Ф., Паранин С.Н., Тарасова В.В. Влияние условий механоактивации и пав на фазовый состав и свойства композитов на основе карбогидрида титана и меди // *ФММ*. 2020. Т. 121. № 2. С. 207–215.
8. Baras F., Bizot Q., Fourmont A., Le Gallet S., Politano O. Mechanical activation of metallic powders and reactivity of activated nanocomposites: a molecular dynamics approach // *Appl. Phys. A, Mater. Sci. Proces.* 2021. V. 127. № 7. P. 555. <https://doi.org/10.1007/s00339-021-04700-9>
9. Калошкин С.Д., Принципи Д.Ж., Томилин И.А., Чердынцев В.В. Закономерности и движущие силы формирования квазикристаллической фазы в Al–Cu–Fe порошках после механоактивации // *ФММ*. 2008. Т. 105. № 6. С. 647–658.
10. Chanadee T., Singsarothai S. Mechanoactivated SHS of Si–SiC Powders from Natural Sand: Influence of Milling Time // *Int. J Self-Propag. High-Temp. Synth.* 2018. V. 27. P. 85–88. <https://doi.org/10.3103/S1061386218020061>
11. Козырев Н.А., Усольцев А.А., Михню А.Р., Шевченко Р.А., Ознобихина Н.В. Разработка состава титанотермитной смеси для сварки // *Черная Металлургия*. Бюллетень научно-технической и экономической информации. 2022. Т. 78. № 7. С. 625–630. <https://doi.org/10.32339/0135-5910-2022-7-625-630>
12. Григорьева Т.Ф., Киселева Т.Ю., Петрова С.А., Талако Т.Л., Восмериков С.В., Удалова Т.А., Девяткина Е.Т., Новакова А.А., Ляхов Н.З. Механохимически стимулированные реакции восстановления оксида железа алюминием // *ФММ*. 2021. Т. 122. № 6. С. 614–620
13. Григорьева Т.Ф., Талако Т.Л., Девяткина Е.Т., Восмериков С.В., Анчаров А.И., Цыбуля С.В., Витязь П.А., Ляхов Н.З. Модифицирование меди оксидом алюминия в ходе механически стимулированной реакции // *ФММ*. 2023. Т. 124. № 1. С. 78–83.
14. Миронов В.А., Шишкин А.Ю., Поляков А.В., Трейс Ю.К. Извлечение меди из водных растворов с использованием железных порошковых материалов // *Журнал Белорус. гос. ун-та. Экология*. 2018. № 1. С. 97–102.
15. Alymov M.I., Seplyarskii B.S. and Gordopolova I.S. Ignition of pyrophoric powders: An entry-level model // *Journal of Physics: Conference Series* 2015. V. 653. P. 012052. [doi:10.1088/1742-6596/653/1/012052](https://doi.org/10.1088/1742-6596/653/1/012052)

16. Rouquerol J., Rouquerol F., Llewellyn P., Maurin G., and Sing K. Adsorption by powders and porous solids. Principles, methodology and applications. 2014. 2nd ed. Oxford: Academic Press. 611 p.
17. Sakhvadze D., Jandieri G., Tsirekidze T., Gorbenko I. Device for producing metallic powder from melt // Pat. GE P20156384 (B), B22F9/08, 2015.
18. Sakhvadze D., Jandieri G., Sakhvadze G. Method for metallic powder preparation and device for implementation thereof // Patent GE 2020 7078 B. B 22 F 9/08. Official Bulletin of the Industrial Property of Georgia, № 5, 2020.03.10.
19. Sakhvadze D., Jandieri G., Bolqvadze I., Shteinberg A., Tsirekidze T. Morphological and metallographic analysis of metallic powders produced by the method of hydro-vacuum dispersion of melts // XIV International Symposium SHS-2017, Tbilisi. 2017. P. 218–221.
20. Джандиери Г.В., Горбенко И.Ф., Сахвадзе Д.В., Цирекидзе Т.И. Инновационная гидровакуумная технология грануляции металлических расплавов // Современная электрометаллургия. 2018. № 4 (132). С. 70–74.  
<https://doi.org/10.15407/sem2018.04.06>
21. Sakhvadze D., Jandieri G., Bolkvadze J. Novel technology of metal powders production by hydrovacuum dispersion of melts // Machines Technol Mater. 2018. V. 12. № 6. P. 236–239.  
<https://stumejournals.com/journals/mtm/2018/6/236>
22. Sakhvadze D., Jandieri G., Jangelvadze G., Sakhvadze G. A new technological approach to the granulation of slag melts of ferrous metallurgy: obtaining glassy fine-grained granules of improved quality // J. Eng. Appl. Sci. 2021. V. 68. P. 22.  
<https://doi.org/10.1186/s44147-021-00019-7>
23. Ternovoj Ju.F., Bagljuk G.A., Kudievskij S.S. Theoretical basics of processes of atomization of metal melts: Monografija. Zaporozh'e: Izdatel'stvo ZGIA, 2008. 298 p.
24. Hakalashe Buhle Sinaye. Removal of Phosphorus from Silicon Melts by Vacuum Refining // Thesis. Norwegian University of Science and Technology. 2011. 49 p.
25. Kharlashin P.S., Bendich A.V. Some kinetic features of evaporation of arsenic, sulfur and phosphorus from cast iron during its vacuumization // Bulletin of the Pryazovskyi State Technical University. 2011. V. 22. P. 55–59.
26. Dobrzański L.A., Dobrzański L.B., Dobrzańska-Danikiewicz A.D., Kraszevska M. Manufacturing powders of metals, their alloys and ceramics and the importance of conventional and additive technologies for products manufacturing in Industry 4.0 stage // Archives of Mater. Sci. Eng. 2020. V. 102. № 1. P. 13–41.  
<https://doi.org/10.5604/01.3001.0014.1452>
27. Yefimov N.A. Chapter 10 – Powders with Quasicrystalline Structure // Handbook of Non-Ferrous Metal Powders (Second Edition). Editor(s): O.D. Neikov, S.S. Naboychenko, N.A. Yefimov. Elsevier, 2019. P. 313–321.  
<https://doi.org/10.1016/B978-0-08-100543-9.00010-5>
28. Панин В.Е. Основы физической мезомеханики // Физич. мезомеханика. 1998. № 1. С. 5–22.
29. Yoshida S. Comprehensive description of deformation and fracture of solids as wave dynamics // Mathematics and Mechanics of Solids. 2017. V. 22. № 5. P. 1094–1115.  
<https://doi.org/10.1177/1081286515616859>
30. Bernard F., Paris S., Gaffet E. Mechanical Activation as a New Method for SHS // Advances Sci. Technology. 2006. V. 45. P. 979–988.  
<https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/ast.45.979>
31. Bolgaru K.A., Akulinkin A.A. and Kryukova O.G. Effect of mechanical pre-activation on the nitriding of aluminum ferrosilicon in the combustion mode // J. Phys.: Conf. Ser. 2020. V. 1459. P. 012009.  
<https://doi.org/10.1088/1742-6596/1459/1/012009>
32. Бевза В.Ф., Марукович Е.И., Груша В.П. Формирование полых заготовок из чугуна с шаровидным графитом в условиях пристеночной кристаллизации // Литье и металлургия. 2009. Т. 3. С. 178–181.
33. Свичкарь А.С., Шибеев Е.А., Гарибян Г.С., Еремин Е.Н. Влияние предусадочного расширения на размерную точность отливок из высокопрочного чугуна // Вопр. материаловедения. 2019. Т. 3(99). С. 23–28.  
<https://doi.org/10.22349/1994-6716-2019-99-3-23-28>
34. Walter A., Witt G., Platt S., Kleszczynski S. Manufacturing and Properties of Spherical Iron Particles from a by-Product of the Steel Industry // Powders. 2023. T. 2. P. 216–231.  
<https://doi.org/10.3390/powders2020015>
35. Sydney Luk. Surface Area, Density, and Porosity of Powders. Powder Metallurgy // ASM HANDBOOK. 2015. V. 7.  
<https://doi.org/10.31399/asm.hb.v07.a0006107>
36. Homer E.R. Modeling the Mechanical Behavior of Amorphous Metals by Shear Transformation Zone Dynamics // Thesis PhD, Massachusetts Institute of Technology. 2010. 110 p.  
<https://core.ac.uk/download/pdf/4423294.pdf>
37. Choi S., Park S. and Baek E.R. Development of Thermite Powder for Rail Joining with Recycled Iron Oxide and Aluminium Powder // J. Welding Joining. 2012. V. 30. № 5. P. 40–45.  
<https://doi.org/10.5781/KWJS.2012.30.5.434>
38. Sakhvadze D., Gorbenko I., Jandieri G., Tsirekidze T., Shteinberg A. Device of molten granulation for obtaining the powder materials for SHS // International Symposium SHS-XIII, 2015. Turkey. Antalya, 2015. P. 140–141.
39. Джандиери Г.В., Сахвадзе Д.В., Гордезиани Г.А., Штейнберг А.С. Повышение эффективности СВС-компактирования функционально-градиентных материалов системы Ti–B // Металлургия машиностроения. 2016. Т. 5. С. 20–26.
40. Мырзахметов Б.А., Крупник Л.А., Султабаев А.Е., Токтамысова С.М. Математическая модель работы струйного насоса в составе скважинной танDEMной установки // Горный информационно-аналитический бюллетень. 2019. № 8. С. 123–135.  
<https://10.25018/0236-1493-2019-08-0-123-135>

41. *Vostrikov A.V., Volkov A.M., Bakradze M.M.* Development and research of a new granular disk alloy VZh178P for advanced aviation GTE // *Tsvetnye Metally*. 2018. № 8. <https://doi.org/10.17580/tsm.2018.08.11>
42. *Панин В.Е., Панин А.В., Моисеенко Д.Д., Шляпин А.Д., Авраамов Ю.С., Кошкин В.И.* Физическая мезомеханика деформируемого твердого тела как многоуровневой системы. II. Явление взаимного проникания частиц разнородных твердых тел без нарушения сплошности под воздействием концентрированных потоков энергии // *Физическая мезомеханика*. 2006. Т. 9. № 4. С. 5–13.
43. *Джандиери Г.В., Сахвадзе Д.В., Захаров Г.В., Харати Р.Г.* Разработка и исследование СВС-технологии получения специальных поликомпонентных лигатур из отходов ферросплавного производства // *Металлургия машиностроения*. 2019. Т. 3. С. 40–43. URL: <https://www.elibrary.ru/item.asp?id=37651398>
44. *Ключников Г.М., Ключников И.Г.* Устойчивая сверхпластическая деформация и теплообмен // *Международный журнал прикладных и фундаментальных исследований*. 2015. Т. 8(3). С. 458–465. URL: <https://appliedresearch.ru/ru/article/view?id=7127>
45. *Nikishina M., Ivanova E., Tretyakova A., Mukhtarov L., and Atroshchenko Y.* Study of biological activity colloidal solutions of iron synthesized on the basis of aqueous cuff extract // *Siberian Journal of Life Sciences and Agriculture*. 2022. V. 14. № 6. P. 388–403. <https://doi.org/10.12731/2658-6649-2022-14-6-388-403>

## PHYSICAL AND TECHNOLOGICAL FEATURES OF MECHANOACTIVATION OF POWDER PARTICLES FORMED DURING HYDRO-VACUUM DISPERSION OF METALLIC MELTS

**G. V. Jandieri<sup>1,2,\*</sup>, D. V. Sakhvadze<sup>2</sup>, B. G. Saralidze<sup>3</sup>, G. D. Sakhvadze<sup>4</sup>**

<sup>1</sup>*LEPL R. Dvali Institute of Machine Mechanics, Tbilisi, 0186 Georgia*

<sup>2</sup>*Metallurgical Engineering and Consulting Ltd, Tbilisi, 0109 Georgia*

<sup>3</sup>*LEPL Tavadze Institute of Materials Sciences and Metallurgy, Tbilisi, 0186 Georgia*

<sup>4</sup>*Metal Powder Ltd., Tbilisi, 0186 Georgia*

\*e-mail: [gigo.jandieri@gmail.com](mailto:gigo.jandieri@gmail.com)

A study has been conducted on the hydro-vacuum dispersion process of metal melts using gray cast iron SCh20 (in Russian nomenclature; 3.3–3.5C, 1.4–2.4Si, 0.7–1Mn, <0.15S, <0.2P in wt %)—an analogue of GG20. It has been revealed that the main factor conditioning the mechanoactivation of formed particles is their solidification in a fibrous non-equilibrium structural-tensioned state. This state is achieved by flattening and asymmetric twistedness of droplets that are detached from the liquid metal in the disperser under volumetric impact of shock-pulsating waves of hydraulic discharge. The degree of particle activation was found to depend exponentially on their dispersion and specific surface area. These parameters determine the degree of asymmetry of shear deformations and the amount of accumulated energy. In turn, the size dispersion and specific surface are significantly influenced by physical and technological factors such as the specific flow rate and pressure of injected water, the thickness and the elevation angle of the hydro shell of the vacuum diffusion funnel, the diameter of the dispersed melt jet passed through it, and its superheating temperature. The control of these parameters makes it possible to smoothly adjust the key ratio “liquid metal: water” and set up the dispersion process with the highest possible degree of size dispersion and activation of the resulting powder.

*Keywords:* rarefaction shock waves, cavitation, shear mesobands, specific surface area, mechanoactivation