

Ю.Г. Гуцаленко, Харьков, Украина

ОПРЕДЕЛЕНИЕ РАЦИОНАЛЬНОГО ДАВЛЕНИЯ ПРЕССОВАНИЯ ПРИ НАНОПОРОШКОВОЙ ЭЛЕКТРОКОНСОЛИДАЦИИ

Статтю присвячено проблемі енергоощадного раціонального швидкісного спікання цільних керамічних структур з нанопорошків у технологіях електроконсолідації під тиском. У зв'язку з цим розглянуто деякі аспекти цієї проблеми та вперше представлено розрахунковий підхід до визначення орієнтовного тиску пресування на стадії підготовки та експериментальної розробки виробництва на фізично закономірних засадах ініціювання електричного розряду в газових середовищах, що описується кривими Пашена, та з використанням наближених геометричних уявлень по методу анігіляції позитронів про пори, що є об'єктами об'ємного скорочення у консолідаті, що спікається.

Статья посвящена проблеме энергосберегающего рационального скоростного спекания плотных керамических структур из нанопорошков в технологиях электроконсолидации под давлением. В связи с этим рассмотрены некоторые аспекты этой проблемы и впервые представлен расчетный подход к определению ориентировочного давления прессования на стадии подготовки и экспериментальной разработки производства на физически закономерных основаниях описываемого кривыми Пашена иницирования электрического разряда в газовых средах и с использованием приближенных геометрических представлений по методу аннигиляции позитронов о порах спекаемого консолідата, являющихся объектами объемного сокращения.

Ju.G. GUTSALENKO

DEFINITION OF RATIONAL CLAMPING PRESSURE UNDER NANOPOWDER ELECTROCONSOLIDATION

Paper is devoted to the problem of energy-efficient rational rapid sintering of compact ceramic structures from nanopowders technology-based on electroconsolidation under pressure. In connection with that there are considered some aspects of this problem, and on the physically natural basis of electric discharge initiation in gaseous medium describable by the Paschen curves, and with use of the approximate representations after the positron annihilation technique about the pores of sintering consolidate, which are the objects of the three-dimensional decrease, for the first time it is presented calculation approach to setting of a tentative compacting pressure for preproduction & exploratory development phase.

Введение в современные технологии электроспекания. Одной из ведущих тенденций, на которую в своем современном развитии опирается конструирование и производство инструментальной керамики, является интеграция знаний и технологий [1]. Оживлению в последние годы теоретического и практического интереса к достаточно исследованному процессу влияния электрического тока на спекание металлических порошков [2] способствует его комбинация с дополнительным механическим воздействием, например, импульсным [3], и, в особенности, прессованием [4].

Среди практикуемых в последнее время методов консолидации трудноспекаемых тугоплавких материалов повышенной эффективностью в получении высокоплотных (низкопористых) структур выделяются одновременно с приложением внешнего давления использующие нагрев полевым и прямым

действием электрического тока, в американской и японской терминологической практике наиболее часто упоминаемые как, соответственно, технологии FAST (Field Activated Sintering Technic – активированная полем техника спекания) [5] и SPS (Spark Plasma Sintering – искровое плазменное спекание) [6]. Относительно короткий цикл спекания (обычно не более 5 мин.) обеспечивает незначительный рост зерна в продуктах этих технологий с повышенными скоростями нагрева.

Из материалов обстоятельного обзора [7] современных технологических тенденций в производстве нанокерамики примечательным является наблюдаемое многообразие упоминаний электроразрядных эффектов в титульных определителях семейства частных версий FAST-технологий: помимо упомянутой выше в контексте обращения к [6] SPS-технологии, также, например, PAS (Plasma Activated Sintering – активированное плазмой спекание) или PECS (Pulse Electric Current Sintering – спекание импульсным электрическим током) – в Японии, PPC (Plasma Pressure Compaction – Плазменное прессующее компактирование) – в США, IPEC (Instrumental Pulse Electrodischarge Consolidation – контролируемая импульсная электроразрядная консолидация) и Resistance / Spark Sintering under Pressure (спекание в условиях сопротивления искровым разрядом под давлением) – в Корее. Это, по-видимому, прежде всего следует связывать с бурным развитием интереса к субмикро- и нанокерамике в последние годы. Вместе с тем с позиций электроразрядных эффектов получают объяснение и отдельные результаты спекания в работе с микронными порошками, не выделяемые ранее, – очистка межзеренных границ, например [8].

В схемах нанопорошковой электроконсолидации используется как постоянный ток, так и переменный: электроразрядные возможности в электрических цепях постоянного и переменного токов, нагруженных субмикро- и, особенно, нанопорошковым материалом, тем более и с рабочими напряжениями, и с частотами одного порядка, как это имеет место, например, в совместной француско-американской практике FAPAS-технологий [9] при участии родоначальника технологии FAST/SPS – Калифорнийского университета [5], существенно сближаются, так как с уменьшением линейной размерности межчастичных электрических взаимодействий все в большей мере проявляются известные искровые эффекты электрических контактов [10]. Практикой [9] совместно развиваются технологии SPS с использованием низкочастотного постоянного тока и технологии FAPAS (Field Activated Pressure Assisted Synthesis – активированный полем поддержанный давлением синтез) с использованием переменного тока промышленной частоты. В аппаратной организации [9] эти технологии работают на частотах соответственно ок. 72 и 60 Гц. Очевидно, что низкочастотность переменного тока повышает вероятность электроразрядного высвобождения электромагнитной энергии в более длительных полупериодах прямой и обратной полярности в сравнении с

высококачественным генерированием и, следовательно, роль искровой плазмы в спекании прессуемых порошков.

Выявление и исследование полного круга влияющих факторов электроспекания, в особенности нанопорошкового, проводимого в комбинации с дополнительным механическим воздействием (прессованием), несомненно актуально и в теоретическом, и в практическом плане.

Введение в структуру нанокристаллических консолидатов. На смену представлениям о межкристаллитных структурах в наноматериалах, как о разупорядоченных, не имеющих не только дальнего, но и ближнего порядка размещения атомов, а потому даже получивших название газоподобных (gas-like structure, R. Birringer, H. Gleiter, X. Zhu, U. Herr [11]), пришло подтвержденное современными методами исследования, в том числе электронной микроскопией высокого разрешения (Y. Ishida, H. Ichinose, T. Kizuka, K. Suenaga [11]), анализом данных рентгеновской дифрактометрии и абсорбционной спектроскопии (J. Löffler, J. Weissmüller, H. Gleiter [11]), представление об аналогичной обычным поликристаллам картине подчинения атомов границ раздела влиянию

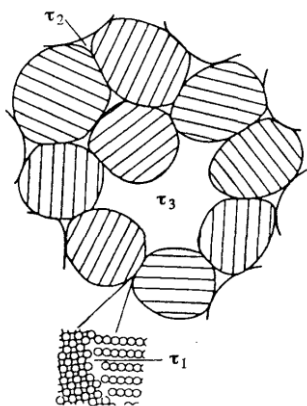


Рисунок 1 – Двумерная модель нанокристаллического материала (H.-E. Schaefer [11]): вакансия в границе раздела (время жизни позитрона τ_1); вакансионный агломерат (нанопора) в тройном стыке кристаллитов (τ_2) и большая пора (τ_3) на месте отсутствующего кристаллита

рис. 1, по сравнению с пребыванием в бездефектных структурах (В.Н. Лаповок, В.И. Новиков, С.В. Свирида и др., [11]) выделены три типа свободных объемов как дефектов внутренней структуры неплотно компактированных нанокристаллических материалов: отдельные вакансии; вакансионные агломераты или нанопоры, образующиеся в тройных стыках кристаллитов; большие поры на месте отсутствующих кристаллитов.

Это позволяет рассматривать неплотные консолидаты (в том числе с участием исходных порошков различной зернистости в микро-, субмикро- и

только двух соседних кристаллитов. При этом в консолидированных продуктах поры обнаруживались только в тройных стыках (зоны τ_2 по рис. 1), а не по всей протяженности границ раздела; плотность атомов в межкристаллитных границах оказалась практически такой же, как в кристаллитах.

Методом структурных исследований по аннигиляции позитронов – продлению времени их жизни захватом вакансиями, вакансионными скоплениями (порами),

нанодиапазоне) с позиций единого представления о типичных дефектах, моделировать их и априорно выстраивать пути развития наноматериалов и нанотехнологий из соответствующих имитационных подходов. В поддержку подобных рассуждений свидетельствуют, например, данные Р.З. Валиева (совместно с *R. Wurschum, W. Greiner et al.* [11]), также полученные методом аннигиляции позитронов в компактированных средах и подтверждающие сходство микроструктуры нано- и субмикрористаллических материалов, в частности, наличие в них свободных объемов одинакового типа.

При этом очевидно, что обнаруживаемые в тройных стыках поры (уже упоминавшиеся выше зоны τ_2 по рис. 1) являются наследием исходной несплошности спекаемой насыпки, трансформирующейся в поры неплотного конечного продукта.

По рис. 1 и в контексте приведенного выше по материалам [11] анализа, размер наибольших пористых включений, являющихся потенциальными объектами подавления при электромеханической консолидации нанопорошков, соизмерим с размерами отдельных кристаллитов (зерен).

Постановка задачи. Согласно обобщению [11], плотность нанокристаллических материалов, полученных разными методами компактирования нанопорошков, составляет от 70-80 до 95-97 % от

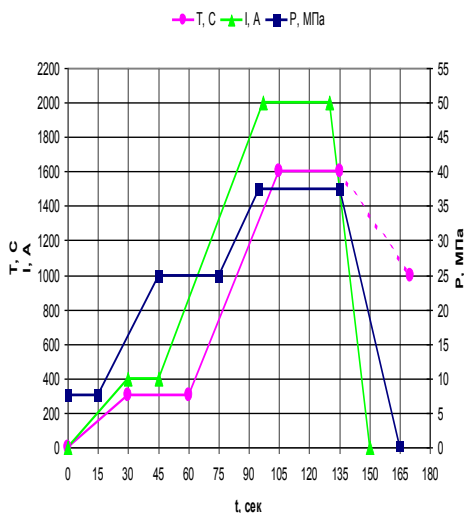


Рисунок 2 – Основные циклограммы [14] электроконсолидации под давлением горячего прессования равновесной (50/50 мас. %) нанопорошковой смеси Al_2O_3 -WC

является задачей представляемой здесь работы.

теоретической. Обеспечение высокоплотных высокодисперсных структур является основной задачей современного наноструктурного материаловедения [12, 13]. Выполнение этой задачи даже в передовых комбинированных технологиях электроконсолидации под давлением достигается со значительными энергозатратами, рис. 2. Поэтому разработка расчетного подхода к определению рациональных режимов давления прессования уже на стадии подготовки и экспериментальной разработки этих технологий, причем на физически закономерных основаниях, комплексно охватывающих комбинированную электромеханическую природу рабочего процесса,

Физические основания и суть энергосберегающего подхода.

Как известно [15-17], сущность концепции улучшения спекания и уменьшения роста зерен с повышением скоростей нагрева в производстве порошковой керамики состоит в опережающей рост зерен активации уплотнения и более энергичном его протекании. Использование этой тенденции наиболее актуально именно в работе с субмикро- и нанопорошками, когда формирование высокоплотной и тонкодисперсной структуры является центральной целевой функцией технологического обеспечения конкурентоспособных эксплуатационных характеристик конечного продукта [18-19], и особенно эффективно в комбинированных

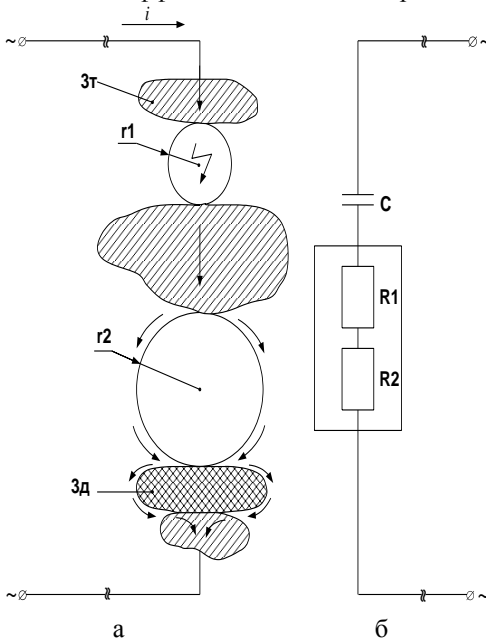


Рисунок 3 – Натуральная схематизация (а) и эквивалентная электрическая схема (б) некоторого фрагмента сечения порошковых смесей с токопроводными (3_T) и диэлектрическими (3_D) зернами при наличии пор ($r1 < r2$), консолидируемых под действием электрического тока (i):
 $C = C(r1)$; $R1 = R1(r2)$; $R2 = R2(3_D)$

технологиях с использованием электроконсолидации [7, 13, 14, 20-23].

Сопутствующие достижения рассматриваемой цели условия возможного осуществления и ролевые функции электроразрядных искровых эффектов рассмотрены в работах [8, 24-26]. В этом плане основное внимание в них уделено возможности осуществления как скользящих по межзеренным границам искровых разрядов (фрагмент 3_D по рис. 3), так и в промежутках пористости (фрагмент $r1$ по рис. 3). Под углом зрения энергоэффективного преодоления (уменьшения) пористости наибольший интерес представляет минимизация потенциала зажигания электрических разрядов в порах спекаемого консолидата. При данном рабочем электрическом напряжении токоподвода это повысит пробойные возможности и уменьшит число пор, обойденных прямым электро-

разрядным действием (фрагмент $r2$ по рис. 3).

В теоретических представлениях электроконсолидационных процессов [2] с увеличением концентрации электрополярных линий в зонах обтекания электрическим током пор с большим поперечным размером формируются и большие градиенты температур. Это не только "подталкивает" структурные вакансии к диффундированию из окружения больших пор в сторону меньших, выравнивая плотность электрического поля вместе как с увеличением за счет размерного стеснения больших пор числа и (или) размера меньших пор, как отмечается в [2], так и с облегчением тем самым условий их электроразрядного преодоления в ходе электроконсолидации.

Аргументация в работе [25], рассматривающей особенности и определяющей место электроконсолидации прямым действием переменного тока в системе методов субмикро- и нанопорошкового спекания под давлением, использует обращение к экстремальным кривым Пашена (с минимумом $U_{np \min}$ потенциала зажигания разряда U_{np} в однокомпонентных газовых средах) и эффекту Пеннинга (дополнительного понижения выявленного Ф. Пашеном (*F. Paschen*) минимума потенциала зажигания в компаундных (с присутствием примесей) газовых структурах, в том числе во влажных средах с однокомпонентной газовой основой). Общие закономерности и экспериментальные данные Пашена-Пеннинга (рис. 4) используем здесь как основу предлагаемого подхода к определению рационального давления прессования при нанопорошковой электроконсолидации.

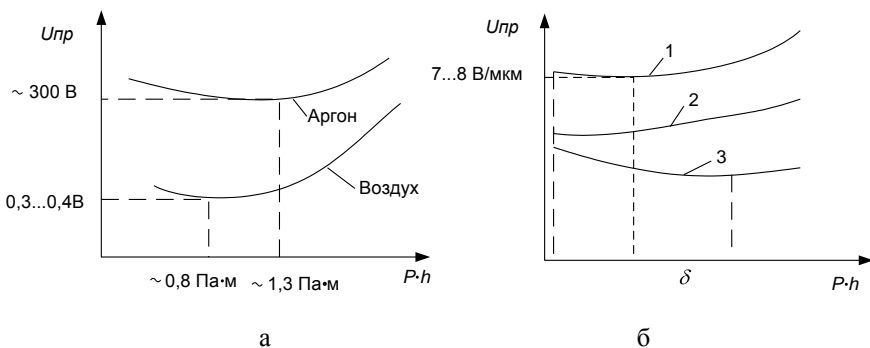


Рисунок 4 – Экспериментальные кривые Пашена для аргона [27] и воздуха [28] (а) и (б) эффект Пеннинга – снижение потенциала зажигания разряда в газе (кривая 3), обусловленное присутствием в нем примеси другого газа, потенциал которого ниже (кривая 2) энергии возбуждения метастабильного уровня чистого основного газа (кривая 1) [27]: в системе координат напряжение пробоя U_{np} – произведение давления газа P на межэлектродное расстояние h .

В соответствии с иллюстрируемым кривыми по рис. 4а законом Пашена для данной газовой среды, некоторому однозначно определенному постоянству произведения $P \cdot h$ величин исходного давления P и разрядного промежутка h соответствует $U_{np\min} = const$.

Тогда оптимальное значение P_{opt} исходного давления P (Па), при котором для известной величины разрядного промежутка h (м) потенциал зажигания разряда (напряжение электроразрядного пробоя данного промежутка) U_{np} (В) примет минимально возможное значение $U_{np} = U_{np\min}$, наиболее выгодное (оптимальное) с точки зрения энергопотребления, определится из выражения:

$$P_{opt} = U_{np\min} / h .$$

Практика рациональной электроконсолидации под давлением.

Практика реализации прогрессивного метода горячего прессования порошковых сред с прямым тоководом к ним показывает его эффективность в получении высокоплотных керамических структур в субмикро- и наноразмерном диапазоне [29]. Прибегнем к характерному совместному опыту [14], в котором решается задача получения высокоплотных тонкодисперсных Al_2O_3 -WC композитов, конкурентоспособных в инструментальных применениях. В этой работе использовались импортные порошки монокарбида вольфрама австрийского предприятия Wolfram, полученные плазмохимическим методом с размером зерна 40 – 70 нм, и нанопорошки оксида алюминия производства компании Infarmat (США) с размером зерна 60–80 нм. Спекание производилось по разработанной схеме ускоренного ступенчатого нагрева переменным током промышленной частоты, в сочетании с определенным ступенчатым же режимом вакуумного прессования (рис. 2).

Полагая основной трудностью компактирования преодоление невакумируемых (газовоздушных) закрытых пор [25], используем здесь приведенное выше формульное разрешение закона Пашена относительно P_{opt} для газовой среды. В приближенной оценке экспериментальных данных [28] с численной трактовкой экстремума по [30] имеем: $U_{np\min} = 0,35B$ при $P \cdot h = 0,8Па \cdot м$, рис. 4а. Для исходной смеси порошков монокарбида вольфрама и оксида алюминия, ориентируясь на модель [11], ожидаемый интервал h в пределах от 40 до 80 нм. Тогда рекомендуемый диапазон давлений первых ступеней цикла электроконсолидационного прессования составит от 10 до 20 МПа.

Таким образом, линейка давлений прессования [14] (на первых ступенях от примерно 7,5 до 25 МПа, рис. 2) соответствует реальным вызовам пористости спекаемого консолидата. В результате предложенная [14] схема ускоренного ступенчатого нагрева переменным током промышленной частоты, в сочетании с определенным ступенчатым же режимом прессования (рис. 2)

обеспечивает получение высокоплотных тонкодисперсных $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--WC}$ композитов, конкурентоспособных в инструментальных применениях.

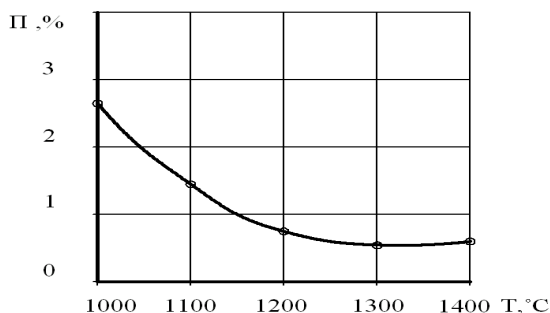


Рисунок 5 – Пористость равновесной (50/50 мас. %) керамики $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--WC}$ в зависимости от температуры

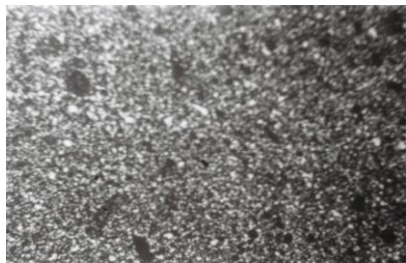
консолидата оказалась весьма близка к абсолютной при 1300–1350 °С. Из рис. 5 видно, что пористость такой смеси уже при 1150 °С менее 1 %. Достижение меньшей пористости, тем более идеальной для инструментальной керамики абсолютной плотности, затрудняется низкой диффузионной подвижностью, что является одной из особенностей спекания тугоплавких керамических композитов.

Равное участие компонентов смеси оказалось необходимым для наибольшей трещиностойкости окончательного продукта. Основные данные [14] о физико-механических характеристиках (плотность окончательного консолидата ρ , твердость HRA , изгибная прочность $\sigma_{изг}$, трещиностойкость K_{Ic}) результата электроконсолидации с изменением верхней температурной границы T_{max} ее проведения в режиме с максимальным давлением прессования $P_{max} = 45$ МПа представлены в табл.

Таблица – Выходные характеристики керамики $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--WC}$ (50/50 мас. %) [14]

T_{max} , °С	ρ , г/см ³	HRA	$\sigma_{изг}$, МПа	K_{Ic} , МПа·м ^{1/2}
1550	5,68	93	530	5,5
1600	5,96	94	590	5,8
1650	5,83	93	560	5,2

При исследовании структур полученной из нанопорошков оксида алюминия и монокарбида вольфрама керамики рентгенофазовый анализ показал наличие фаз Al_2O_3 и WC , а также следов W_2C . Величины зерен составляющих фаз оксида алюминия и карбидов вольфрама составляют 0,1–0,2 мкм, рис. 6.



×20000

Рисунок 6 – Структура керамики $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-WC}$ (50/50 мас.%) после $T_{\text{max}} = 1600\text{ }^\circ\text{C}$ и $P_{\text{max}} = 45\text{ МПа}$

Плотность полученной керамики $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-WC}$ с равновесным соотношением компонентов нанопорошковой смеси ($5,96\text{ г/см}^3$, табл.) выше, чем ВОК 71 ($4,2\text{--}4,27\text{ г/см}^3$), что способствует более эффективному отводу тепла из зоны резания и, тем самым, снижению температуры в ней. Из полученных горячим прессованием образцов готовились квадратные режущие пластины габарита (мм) $11,75 \times 11,75 \times 4,75$ и определялась их стойкость при резании закаленной стали ШХ15. Лучший результат – 29 минут – на 30 % больше, чем для

стандартных пластин ВОК 71 производства Светловодского завода твердых сплавов (22 минуты) [14]. Таким образом, использование добавок WC вместо TiC при производстве режущих пластин на основе окиси алюминия является эффективным в механообрабатывающих применениях.

Как видно из табл., температура спекания $T = 1600\text{ }^\circ\text{C}$ наиболее оптимальна для горячего прессования под давлением $P = 45\text{ МПа}$ с прямым пропуском переменного электрического тока промышленной частоты 50 Гц. Давление прессования ограничивается только характеристиками графита; при этом, как отмечается в [14], *максимальное давление (45 МПа) необходимо прикладывать только при достижении максимальной температуры в прессовке (для максимальной дегазации сорбированных газов)*. В используемых условиях горячего прессования [14] нагрева до температуры $1550\text{ }^\circ\text{C}$ еще недостаточно при данном времени выдержки, а температура $1650\text{ }^\circ\text{C}$ уже превышает температуру межфазного взаимодействия WC – Al_2O_3 , при котором выделяется CO и образуется закрытая пористость. В контексте этой работы это означает, что переходить к применению более высоких давлений для максимального подавления пористости рационально только после обеспечения наиболее эффективных условий для электроразрядной деструктуризации газового содержимого пор, особенности которой применительно к композитам на основе монокарбида вольфрама рассмотрены в [26]. Именно такие условия обеспечены, как это следует из приведенных выше расчетов $P = P(U_{\text{np min}})$, на первой и второй ступенях прессования в цикле электроконсолидации по рис. 2. Приложение максимального давления (третья и окончательная ступень прессования в цикле по рис. 2) при более низких температурах приводит к повышенной пористости *из-за наличия сорбированных газов*, как отмечается в [14]. В контексте этой работы следует уточнить: *из-за повышенного* наличия сорбированных газов, в том числе *вследствие недостаточно эффективного использования электрофизических возможностей подавления пористости и*

улучшения формируемой структуры искровыми разрядами при нанопорошковой электроконсолидации.

Выводы. Предложенный приближенный расчетный подход к определению исходных давлений прессования на начальных этапах реализации полного технологического цикла нанопорошковой электроконсолидации отличает простота и основоположение на классические физические каноны. Он рекомендуется к использованию на практике.

Однако каждая новая практика применения предлагаемого подхода, несмотря на высокую сходимость с рассмотренным примером предшествующего его разработке решения оптимизационной задачи [14], требует опытно-экспериментальной проверки. Хотя бы потому, что вряд ли может удовлетворить экспериментальным условиям получения кривых Пашена (плоские электроды, однородное электрическое поле и др.), а сам закон Пашена, как известно из фундаментального источника [27], является приближенным и справедлив с тем большей точностью, чем меньше P и h . Но и при пробое малых разрядных промежутков экспериментально установлено [31], что начальный участок кривой Пашена претерпевает значительные искажения, объясняемые авторами [31] эффектом Шоттки, поддержанным туннельным эффектом [27]. Некоторые результаты в этом направлении рассмотрены и обсуждены применительно к области рассматриваемой здесь задачи в работе [25]. Принимать их во внимание необходимо, но для оценки возможности их прямого использования в расчетных методиках, в том числе для ориентировочных приближенных расчетов, требуются дополнительные исследования.

Список использованных источников: 1. Робочі процеси високих технологій у машинобудуванні: Підручник / За ред. А.І. Грабченка. – Житомир: ЖДТУ, 2003. – 451 с. 2. Райченко А.И. Основы процесса спекания порошков пропусканием электрического тока. – М.: Металлургия, 1987. – 128 с. 3. Райченко А.И., Истомина Т.И., Троян И.А. Спекание порошков при наложении электрического тока и периодических механических импульсов // Порошковая металлургия. – 2000. – № 3-4. – С. 105-109. 4. Anderson K.R. Influence electric field on SiC properties during hot pressing // Mater. Sci. Eng. – 1999. – Vol. 270. – PP. 105-114. 5. Groza J.R. Field assisted sintering // Powder Metallurgy. – 1998. – Vol. 7/2. – PP. 583-589. 6. Tokita M. Mechanism of Spark Plasma Sintering // J. Material Science. – 2004. – Vol. 5. – № 45. – PP. 78-82. 7. Mukhopadhyay A., Basu B. Consolidation – microstructure – property relationships in bulk nanoceramics and ceramic nanocomposites: a review // International Materials Reviews. – 2007. – Vol. 52/5. – С. 257-288. 8. Anderson K.R., Groza J.R. Surface oxide debonding in field assisted powder sintering // Mater. Sci. Engin. – 1990. – No. 27. – PP. 278-282. 9. Dense nanostructured materials obtained by Spark Plasma Sintering and Field Activated Pressure Assisted Synthesis starting from mechanically activated powder mixtures/F. Berhard, S. Le Gallet, N. Spinassou et al. // Science of Sintering. – 2004. – No. 36. – PP. 155-164. 10. Намитокоев К.К. Электроэрозионные явления. – М.: Энергия, 1978. – 456 с. 11. Гусев А.И., Ремпель А.А. Нанокристаллические материалы: методы получения и свойства. – Екатеринбург: УрО РАН, 1998. – 199 с. 12. Гусев А.И., Ремпель А.А. Нанокристаллические материалы. – М.: Физматлит, 2001. – 224 с. 13. Nanostructured Materials: Processing, Properties and Potential Applications / Ed. by C.C. Koch. – Norwich, N.Y., U.S.A.: Noyes Publications, William Andrew Publishing, 2002. – 612 p.

14. Геворкян Э.С., Гуцаленко Ю.Г. Подбор оптимальных режимов горячего прессования нанопорошковых смесей Al_2O_3 -WC для инструментальных применений // Восточно-европейский журнал передовых технологий. – 2010. – №5/1(47). – С. 13-18. 15. Harmer M., Roberts W. Rapid sintering of pure and doped alpha- Al_2O_3 // Trans. J. Brit. Ceram. Soc. – 1979. – No. 78. – PP. 22-25. 16. Скороход В.В., Солонин С.М. Физические и металлургические основы спекания порошков. – М.: Металлургия, 1984. – 159 с. 17. Jhonson D.L. Ultra-Rapid Sintering of Ceramics // Science of Sintering. New Directions for Material's Processing and Microstructural Control / Ed. by D.P. Uskokovic, H. Palmour III and R.M. Spriggs. – N.Y.: Pergamon Press, 1989. – PP. 497-506. 18. McCandlish L.E., Kear B.H., Kim B.K. Sintering WC nanopowders // Nanostructure Materials. – 1992. –No. 1. – PP. 119-121. 19. Скороход В.В., Рагуля А.В. Спекание с контролируемой скоростью как метод управления микроструктурой керамики и подобных спеченных материалов // Порошковая металлургия. – 1994. – № 3-4. – С. 3-10. 20. Dadon D., Martin L., Rosen M. Electric pulse assisted rapid consolidation of ultrafine grained alumina matrix composites // Journal of Materials Synthesis and Processing. – 1996. – Vol.4/32. – PP. 95-103. 21. Bourell D.L., Groza J.R. Consolidation of ultrafine and nanocrystalline powders. – Powder Metallurgy. – ASM Handbook, 1998. – Vol. 7 – PP. 504-515. 22. Mishra R.S., Mukherjee A.K. Electric pulse assisted rapid consolidation of ultrafine grained alumina matrix composites // Mat. Sci. Eng. – 2000. – No. 28. – PP. 178-182. 23. Hwan-Cheol K., In-Jin S., Jin-Kook Y. Consolidation of ultrafine WC and WC-Co hard materials by pulsed current activated and its mechanical properties // International Journal of Refractory Metals and Hard Materials. – 2007. – Vol.25/1. – PP. 46-52. 24. Guicciardi S. Composition dependence of mechanical and wear properties of electroconductive ceramics // Порошковая металлургия. – 1999. – № 3-4. – С. 32-41. 25. Геворкян Э.С., Гуцаленко Ю.Г. Особенности и место электроконсолидации прямым действием переменного тока в системе методов субмикрон- и нанопорошкового спекания под давлением // Вісн. Нац. техн. ун-ту «Харк. політехн. ін-т». Темат. вип.: Технології в машинобудуванні. – 2010. – № 49. – С. 144-161. 26. Геворкян Э.С., Гуцаленко Ю.Г. Генезис экспансии семикарбида вольфрама в вольфрамокерамических инструментальных композитах горячего прессования с электроконсолидацией нанопорошков на монокарбидной основе // Вісн. Нац. техн. ун-ту «Харк. політехн. ін-т». Темат. вип.: Технології в машинобудуванні. – 2010. – № 53. – С. 19-30. 27. Физический энциклопедический словарь / Гл. ред. А.М. Прохоров. – М.: Сов. энциклопедия, 1983. – 928 с. 28. Phenomenes disruptifs dans les gaz en chanep uniforme. Courdes de Pashen pour l'azote, l'air et l'hexafluorure de soufre / T.W. Dakin, G. Luxa, G. Opperman c.a. // Electra. – 1974. – № 32. – PP. 61-62. – Библиогр. описание приводится по кн.: Ушаков В.Я. Изоляция установок высокого напряжения. – М.: Энергоатомиздат, 1994. – 496 с. 29. Геворкян Э.С. Щільні та поруваті конструкційні матеріали з нано- та субмікронних порошків WC, Al_2O_3 і SiC поліфункціонального призначення: дис. ... д-ра техн. наук: 05.17.11 – Технологія тугоплавких неметалічних матеріалів. – Харків, 2008. – 289 с. 30. Шустов М.А., Протасевич Е.Т. Теория и практика газоразрядной фотографии. – Томск: Изд-во Томск. политехн. ун-та, 2001. – 252 с. 31. Зотов В.М., Зотов Н.М. Основные причины возникновения разряда в малых газовых промежутках / Журн. техн. физики. – 1980. – Т.50, вып.4. – С. 716-719.

Поступила в редколлегию 04.07.2011

Bibliography (transliterated): 1. Robochi procesi visokih tehnologij u mashinobuduvanni: Pidruchnik / Za red. A.I. Grabchenka. – Zhitomir: ZhDTU, 2003. – 451 s. 2. Rajchenko A.I. Osnovy processa spekanija poroshkov propuskaniem jelektricheskogo toka. – М.: Metallurgija, 1987. – 128 s. 3. Rajchenko A.I., Istomina T.I., Trojan I.A. Spekanie poroshkov pri nalozhenii jelektricheskogo toka i periodicheskikh mehanicheskikh impul'sov // Poroshkovaja metallurgija. – 2000. – № 3-4. – S. 105-109. 4. Anderson K.R. Influence electric field on SiC properties during hot pressing // Mater. Sci. Eng. – 1999. – Vol. 270. – PP. 105-114. 5. Groza J.R. Field assisted sintering // Powder Metallurgy. – 1998. – Vol.

7/2. – PP. 583-589. 6. Tokita M. Mechanism of Spark Plasma Sintering // J. Material Science. – 2004. – Vol. 5. – № 45. – PP. 78-82. 7. Mukhopadhyay A., Basu B. Consolidation – microstructure – property relationships in bulk nanoceramics and ceramic nanocomposites: a review // International Materials Reviews. – 2007. – Vol. 52/5. – C. 257-288. 8. Anderson K.R., Groza J.R. Surface oxide debonding in field assisted powder sintering // Mater. Sci. Engin. – 1990. – No. 27. – RR. 278-282. 9. Dense nanostructured materials obtained by Spark Plasma Sintering and Field Activated Pressure Assisted Synthesis starting from mechanically activated powder mixtures/F. Bernhard, S. Le Gallet, N. Spinassou et al. // Science of Sintering. – 2004. – No. 36. – PP. 155-164. 10. Namitokov K.K. Jelek-trojerozionnyye javlenija. – M.: Jenergija, 1978. – 456 s. 11. Gusev A.I., Rempel' A.A. Nanokristal-licheskie materialy: metody poluchenija i svojstva. – Ekaterinburg: UrO RAN, 1998. – 199 s. 12. Gusev A.I., Rempel' A.A. Nanokristallicheskie materialy. – M.: Fizmatlit, 2001. – 224 s. 13. Nanostructured Materials: Processing, Properties and Potential Applications / Ed. by C.C. Koch. – Norwich, N.Y., U.S.A.: Noyes Publications, William Andrew Publishing, 2002. – 612 p. 14. Gevorkjan Je.S., Gucalenko Ju.G. Podbor optimal'nyh rezhimov gorjachego pressovanija nanoporo-roshkovyh smesej Al₂O₃-WC dlja instrumental'nyh primenenij // Vostochno-evropejskij zhurnal peredovyh tehnologij. – 2010. – №5/1(47). – S. 13-18. 15. Harmer M., Roberts W. Rapid sintering of pure and doped alpha-Al₂O₃ // Trans. J. Brit. Ceram. Soc. – 1979. – No. 78. – PP. 22-25. 16. Skorohod V.V., Solonin S.M. Fizicheskie i metallurgicheskie osnovy spekanija poroshkov. – M.: Metallurgija, 1984. – 159 s. 17. Jhonson D.L. Ultra-Rapid Sintering of Ceramics // Science of Sintering. New Directions for Material's Processing and Microstructural Control / Ed. by D.P. Uskokovic, H. Palmour III and R.M. Spriggs. – N.Y.: Pergamon Press, 1989. – PP. 497-506. 18. McCandlish L.E., Kear B.H., Kim B.K. Sintering WC nanopowders // Nanostructure Materials. – 1992. – No. 1. – PP. 119-121. 19. Skorohod V.V., Ragulja A.V. Spekanie s kontroliruemoj skorost'ju kak metod upravlenija mikrostrukturoj keramiki i podobnyh spechennyh materialov // Poroshkovaja metallurgija. – 1994. – № 3-4. – S. 3-10. 20. Dadon D., Martin L., Rosen M. Electric pulse assisted rapid consolidation of ultrafine grained alumina matrix composites // Journal of Materials Synthesis and Processing. – 1996. – Vol.4/32. – PP. 95-103. 21. Bourell D.L., Groza J.R. Consolidation of ultrafine and nanocrystalline powders. – Powder Metallurgy. – ASM Handbook, 1998. – Vol. 7 – PP. 504-515. 22. Mishra R.S., Mukherjee A.K. Electric pulse assisted rapid consolidation of ultrafine grained alumina matrix composites // Mat. Sci. Eng. – 2000. – No. 28. – PP. 178-182. 23. Hwan-Cheol K., In-Jin S., Jin-Kook Y. Consolidation of ultrafine WC and WC-Co hard materials by pulsed current active and its mechanical properties // International Journal of Refractory Metals and Hard Materials. – 2007. – Vol.25/1. – PP. 46-52. 24. Guicciardi S. Composition dependence of mechanical and wear properties of electroconductive ceramics // Poroshkovaja metallurgija. – 1999. – № 3-4. – S. 32-41. 25. Gevorkjan Je.S., Gucalenko Ju.G. Osobennosti i mesto jelektrokonsolidacii prjamym dejstviem peremennogo toka v sisteme metodov submikro- i nanoporoshkovogo spekanija pod davleniem // Visn. Nac. tehn. un-tu «Hark. politehn. in-t». Temat. vip.: Tehnologii v mashinobuduvanni. – 2010. – № 49. – S. 144-161. 26. Gevorkjan Je.S., Gucalenko Ju.G. Genezis jeks-pansii semikarbida vol'frama v vol'framokeramicheskijh instrumental'nyh kompozitah gorja-chego pressovanija s jelektrokonsolidaciej nanoporoshkov na monokarbidnoj osnove // Visn. Nac. tehn. un-tu «Hark. politehn. in-t». Temat. vip.: Tehnologii v mashinobuduvanni. – 2010. – № 53. – S. 19-30. 27. Fizicheskij jenciklopedicheskij slovar' / Gl. red. A.M. Prohorov. – M.: Sov. jencik-lopedija, 1983. – 928 s. 28. Phenomenes disruptifs dans les gaz en chanep uniforme. Courdes de Pashen pour l'azote, l'air et l'hexafluorure de soufre / T.W. Dakin, G. Luxa, G. Opperman c.a. // Electra. – 1974. – № 32. – PP. 61-62. – Bibliogr. opisanie privoditsja po kn.: Ushakov V.Ja. Izoljacija ustanovok vysokogo naprjazhenija. – M.: Jenergoatomizdat, 1994. – 496 s. 29. Gevorkjan E.S. Wil'ni ta poruvati konstrukcijni materiali z nano- ta submikronnih poroshkiv WC, Al₂O₃ i SiC polifunkcional'nogo priznachennja: dis. ... d-ra tehn. nauk: 05.17.11 – Tehnologija tugop-lavkih nemetalichnih materialiv. – Harkiv, 2008. – 289 s. 30. Shustov M.A., Protasevich E.T. Teorija i praktika gazorazradnoj fotografii. – Tomsk: Izd-vo Tomsk. politehn. un-ta, 2001. – 252 s. 31. Zotov V.M., Zotov N.M. Osnovnye priчины vozniknovenija razrjada v malyh gazovyh promezhtukah / Zhurn. tehn. fiziki. – 1980. – T.50, vyp.4. – S. 716-719.