

УДК 621.762:620.22-419

**А.Ю. КЕМ, Л.А. АРЕСТОВА**

## **ОСОБЕННОСТИ СОВОКУПНОЙ КОНСОЛИДАЦИИ И ФРАКТАЛЬНАЯ РАЗМЕРНОСТЬ ПОВЕРХНОСТИ ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ СИСТЕМЫ Al-Cu НА ОСНОВЕ ГРАНУЛИРОВАННОГО АЛЮМИНИЯ**

*Исследована зависимость плотности прессовок на основе гранулированного порошка алюминия от давления прессования. Предложена методика определения фрактальной размерности поверхности порошковых материалов.*

**Ключевые слова:** плотность, давление, зависимость, фракталы, размерность, шероховатость, поверхность, порошки, алюминий, медь.

**Введение.** В работах [1-2] показано, что гранулирование позволяет повысить экологическую безопасность процессов порошковой металлургии алюминия путем снижения пылящей способности мелкодисперсных порошков на стадии прессования и газообразования в прессовках на стадии спекания. Однако открытым остается вопрос о влиянии гранулирования на технологические особенности прессования и спекания как основных стадий процесса совокупной консолидации порошковых материалов.

В теории прессования порошков одним из важнейших вопросов является связь между давлением и плотностью [3]. Однако до настоящего времени этот вопрос не может считаться полностью решенным, и потому получение новых экспериментальных данных на порошках, прошедших дополнительную обработку, является, несомненно, актуальной проблемой.

Известно также, что легирование медью позволяет повысить прочностные свойства порошковых материалов на основе алюминия [4]. Механизмы процессов, протекающих при спекании материалов системы Al-Cu, подробно рассмотрены в [5-7] и основываются преимущественно на результатах dilatометрических исследований. Однако следует признать, что использование методик фрактального анализа поверхности спекаемых материалов [8] позволило бы уточнить сделанные ранее оценки.

**Постановка задачи.** Определение фрактальной размерности поверхности, в частности, материалов на основе алюминия, приобретает особую актуальность в связи с созданием новых технологий получения и обработки материалов. Проблемы формирования поверхности наиболее зримо проявляются в области нанотехнологий, для которой качество поверхности, в частности шероховатость, рассматривается не как вторичная характеристика, а как свойство самой структуры либо свойство процессов, ответственных за формирование этой структуры [9]. В этой связи очевидной становится задача по разработке методики оценки топографических свойств поверхности и ее геометрических характеристик, которые адекватно отражали бы процессы формирования рельефа поверхности. Особенно важно это для порошковой металлургии как одного из направлений создания массивных наноматериалов.

Целью настоящей работы является установление связи между процессами совокупной консолидации и фрактальными свойствами поверхности материалов на основе гранулированных порошков алюминия. Для достижения поставленной цели на первом этапе работы устанавливалась зависимость относительной плотности прессовок от величины удельного давления прессования; на втором - определялось влияние химического состава и режимов спекания на свойства порошковых материалов; на третьем - сделана попытка использования теории фракталов, а в качестве оценочного количественного параметра идентификации процессов формирования рельефа поверхности - фрактальной размерности "D".

**Методика работы.** Для описания связи между давлением и плотностью используются гипотеза о сплошности прессуемого тела (К. Конопицкий, Н.Ф. Кунин и Б.Д. Юрченко, А.Н. Николаев), модель дискретной среды в виде обособленных частиц, контактирующих по отдельным поверхностям, материал которых подчинен закону Гука (М.Ю. Бальшин, Г.М. Жданович, Н.И. Щербань, О.В. Роман) [4]. М.Ю. Бальшин предложил удельное давление прессования вычислять по формулам:

$$\lg P = \lg \sigma_k - L(\beta - 1) \text{ или } P \cdot \beta^m = \frac{P}{\beta^m} = P_{\max} = \sigma_k, \quad (1)$$

где  $P$  – удельное давление прессования;  $P_{\max}$  – удельное давление при 100%-ной плотности;

$\vartheta$  – относительная плотность прессовки;  $\beta$  – относительный объем прессовки, при этом

$\beta = \frac{1}{\vartheta}$ ;  $m$  – показатель степени, практически постоянный в некотором интервале давлений;

$\sigma_k$  – критическое напряжение или твердость по Мейеру (предел текучести материала частиц порошка);  $L$  – параметр прессовки, постоянный в некотором интервале давлений.

Расчеты по формулам (1), равно как и по формулам, предложенными вышепоименованными авторами, но в данной работе не рассматриваемым, удовлетворительно совпадают с опытными данными, однако для проведения расчетов необходимо знание нескольких экспериментальных точек. Это значит, что если известны свойства порошка и условия прессования, то для определения давления, которое необходимо для получения прессовки с заданной плотностью, следует произвести пробные прессования и вычислить по экспериментальным данным постоянные  $m$  и  $L$ . Только после этого, используя соответствующую формулу (1), можно рассчитать искомую величину давления.

Незначительные изменения свойств порошка (формы частиц, гранулометрического состава, степени окисленности и пр.) и условий прессования (температуры, скорости деформации пр.) не могут быть учтены расчетом по формулам Бальшина, а также Кунина-Юрченко, Конопицкого, Щербаня. Свободной от этого недостатка является формула, предложенная А.Н. Николаевым:

$$P = \sigma_s \cdot C \cdot \vartheta \cdot \ln \frac{\vartheta}{1 - \vartheta}, \quad (2)$$

где  $\sigma_s$  – предел текучести металла порошка;  $C$  – безразмерный коэффициент, определяющий условия истечения материала контактирующих частиц в поры;  $\vartheta$  – относительная плотность прессовки.

Формула (2) получена на основании предположения о том, что:

- коэффициент трения между частицами порошка при истечении  $\mu = \frac{1}{\sqrt{3}} \approx 0,58$ ; это может

быть, когда в порошок не вводится смазка;

- величина безразмерного коэффициента  $C = \frac{2}{\alpha\sqrt{3}}$  зависит от угла конусности  $\alpha$  услов-

ного отверстия, через которое выдавливаются материал частицы порошка. При этом очевидно, что  $\alpha$  определяется формой, размерами частиц и их взаимным расположением, следовательно, и коэффициент  $C$  отражает влияние на величину давления прессования размеров частиц, их формы и взаимного расположения, исключая тем самым возможность влияния незначительного отклонения свойств частиц порошка на результаты расчета. Для инженерных расчетов можно принять  $C = 2,0 - 3,0$ ;

- предел текучести  $\sigma_s$  определяется химическим составом, состоянием частиц, их строением, температурой и скоростью деформации. Для инженерных расчетов можно принять  $\sigma_s = m \cdot \sigma_{cm}$ , где  $m$  - коэффициент, учитывающий влияние скорости деформации (при работе на гидравлических прессах  $m = 1,0 - 1,1$ ; кривошипных прессах  $m = 1,1 - 1,3$ );  $\sigma_{cm}$  - предел текучести, определенный на тихоходных прессах при нормальной температуре деформации. Тем самым исключается и возможность влияния условий прессования на результаты расчета.

В соответствии с формулой (2) процесс прессования представляет собой три этапа.

1. Давление прессования настолько мало, что преобладает упругая деформация выступов частиц порошка. После снятия давления прессования объем порошка восстанавливается.

2. Давление прессования возрастает, выступы частиц деформируются пластически, образуются единичные контакты между поверхностью основного тела частиц порошка.

3. Давление таково, что между частицами образуются значительные контактные поверхности. Уплотнение возможно главным образом за счет истечения материала частиц порошка в межчастичные поры (рис.1). При этом само истечение зависит от величины межчастичного трения.

Прессование смесей порошков велось на гидравлическом прессе в матрице диаметром 12 мм со скоростью не более 4 мм/мин. при нормальных условиях. Высота прессовок не превышала их диаметра. Стенки матрицы смазывались натиранием порошком стеарата цинка.

Для проведения расчетов использовали заранее вычисленную функцию:

$$U = g \cdot \ln \frac{g}{1-g}.$$

Для обработки массива экспериментальных данных использовали методы математической статистики. Определяли значения средней арифметической  $\bar{g}_g$ , дисперсии  $\sigma_g^2$  и стандартного отклонения  $\sigma_g$  величины, экспериментально полученной относительной плотности для каждого давления прессования. Полученные данные  $\bar{g}_g$  наносили на график расчетной зависимости с использованием метода наименьших квадратов. Степень соответствия экспериментальных данных расчетным определяли путем построения доверительного интервала  $\delta$  для значений  $g_g$ .

Спекание образцов проводили на воздухе при температуре  $620 \pm 5^\circ\text{C}$ . Скорость нагрева не превышала  $15^\circ\text{C}/\text{мин}$ . Продолжительность выдержки на изотерме составляла  $0,25 \pm 0,02$  ч. С помощью стандартных методик контролировали изменение плотности/ пористости порошковых образцов.

Твердость и степень деформируемости исследуемых образцов материалов определяли по ГОСТ 25698-98 [10] и ГОСТ 25.503-97 [11]. Топологию поверхности определяли путем наноиндентирования на установке "Nanotest" с использованием стандартных режимов.

**Результаты исследований и их обсуждение.** Анализируя результаты определения зависимости «давление прессования – относительная плотность» (рис.2), необходимо отметить, что на теоретической кривой просматриваются все три области уплотнения [3].

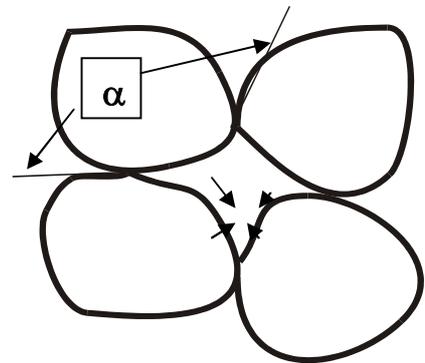


Рис.1. Схема истечения материала частиц в поры

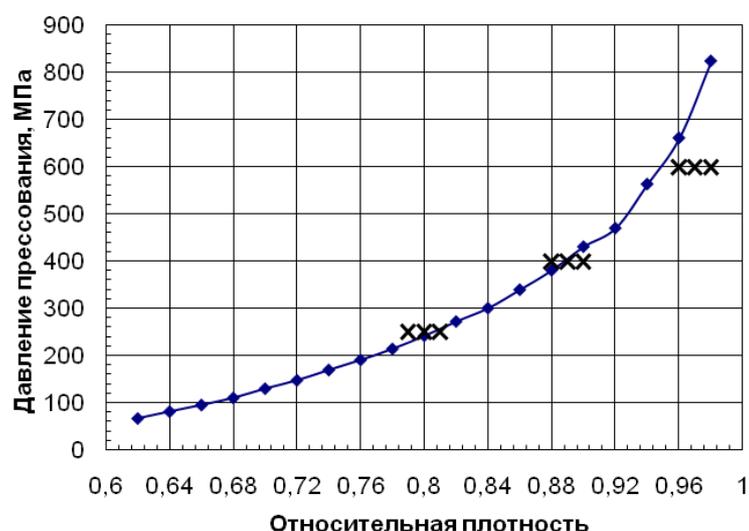


Рис. 2. Зависимость относительной плотности от давления прессования (кривая – рассчитана аналитически; точки – экспериментальные данные)

Исследование связи давления прессования с относительной плотностью показало, что на кривую, построенную с помощью уравнения (2), хорошо ложатся экспериментальные точки, полученные для второй стадии уплотнения, при  $C=2,5$ . Это значит, что предложенный авторами работы метод гранулирования алюминиевых порошков, обеспечивающий получение более высоких технологических свойств, не оказывает сколь-нибудь существенного негативного влияния на механизмы прессования, поскольку для получения заданного уровня плотности не требуется повышения давления сверх рассчитанного для стандартных порошков алюминия.

В табл.1 приведены параметры образцов порошкового алюминия с различным содержанием меди после прессования и спекания, а в табл.2 результаты определения твердости, показателя деформируемости и состояния образующей поверхности цилиндрических образцов после осадки между плоскопараллельными плитами.

Таблица 1

Параметры порошковых образцов после прессования (400 МПа) и спекания (620<sup>0</sup>С; 0,25 ч)

Химический состав образца	Масса прессовки, г	Размер прессовки, мм		Пористость прессовки, %	Масса спеченных образцов, г	Размер спеченных образцов, мм		Пористость спеченных образцов, %
		D	H			D	H	
Al – 100%	0,60	10,03	3,13	11,2 <sup>1</sup>	0,595	10,05	3,14	12,17
	0,65	10,03	3,38	10,02	0,647	10,07	3,40	11,2
	0,63	10,03	3,32	11,32	0,625	10,06	3,33	12,28
Al + 2% Cu	0,63	10,03	3,13	6,95	0,630	10,09	3,14	8,06
	0,65	10,03	3,28	8,41	0,650	10,08	3,29	11,12
	0,67	10,03	3,43	9,52	0,669	10,07	3,45	11,02
Al + 4% Cu	0,68	10,03	3,24	6,97	0,675	10,08	3,24	8,12
	0,70	10,03	3,58	10,51	0,695	10,05	3,60	11,10
	0,68	10,03	3,36	7,58	0,680	10,06	3,37	11,13

Таблица 2

Твердость, степень деформации (после осадки при 400 МПа)  
и состояние образующей поверхности спеченных образцов

Химический состав образца	Твердость, НВ	Высота образца после осадки, мм	Расчетная величина степени пластической деформации, %	Характеристика поверхности: (+) – наличие, (-) – отсутствие трещин
Al – 100%	22,75	1,675	46,31	-
	23,05	1,670	50,45	-
	22,70	1,730	47,81	-
Al + 2% Cu	43,71	2,29	26,95	-
	42,82	2,40	30,43	-
	45,56	2,36	27,61	-
Al + 4% Cu	51,98	2,49	23,97	-
	52,08	2,84	21,90	-
	49,98	2,82	20,23	-

Как видно из полученных данных (табл.2), с увеличением содержания меди технологическая пластичность порошковых материалов на основе гранулированных алюминиевых порошков уменьшается с 48,19 для 100%-ного алюминия до 28,33 и 22,03% соответственно для материалов, легированных 2-мя и 4-мя% меди. В этом же интервале концентраций отмечен рост твердости с 22,75 до 44,0 и 51,13НВ соответственно (рис.3).

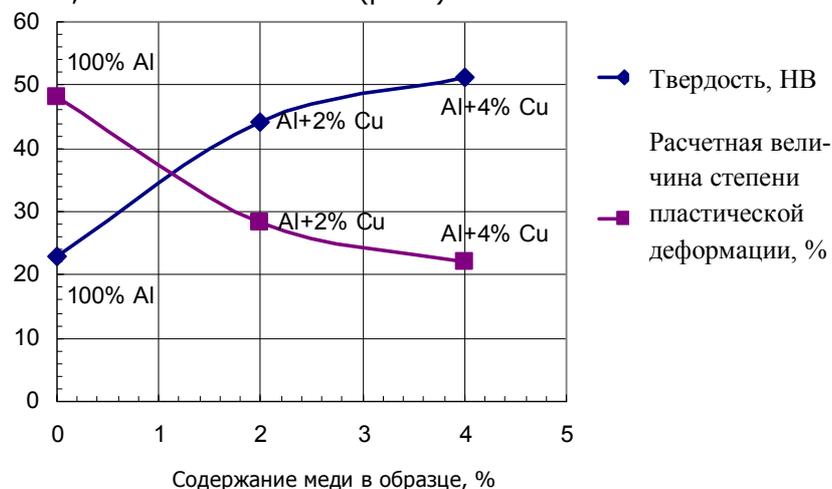


Рис.3. Влияние химического состава на показатель деформируемости и твердости порошковых материалов

Известно применение теории фракталов при получении материалов с заданными свойствами [11,12]. В этих работах сделана попытка установления связи между составом, фрактальной структурой и свойствами материала путем оценки топографических свойств поверхности и ее геометрическими характеристиками.

В работах [9,13] показана связь между длиной линии секущей  $L$ , расстоянием между точками сканирования  $R$ , масштабом " $a$ " и величиной фрактальной размерности  $D$ :

$$L = a \left( \frac{R}{a} \right)^D .$$

Очевидно, что в этом случае

$$\ln(L/a) = D \cdot \ln(R/a). \quad (3)$$

Однако анализ выражения (3) показывает невозможность его использования в рассматриваемом нами случае, поскольку итоговые данные по осям (рис.4) имеют разный масштаб.

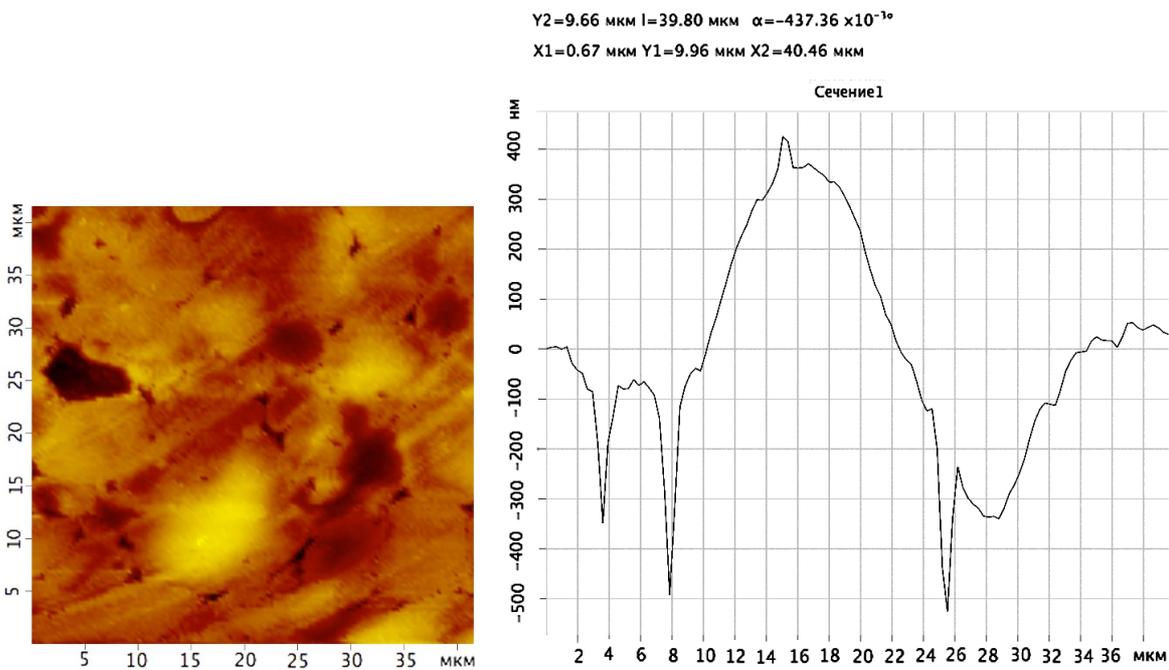


Рис.4. Топография и кривая сканирования поверхности порошкового образца

Для анализа фрактальной размерности исследуемых сечений следует использовать, по нашему мнению, следующее выражение:

$$D = [\ln(L/b)] / \ln(R/a), \quad (4)$$

где  $b$  - коэффициент масштабирования по осям;  $a$  - масштаб по оси абсцисс.

В этом случае методика определения длины линии сканирования  $L$  заключается в следующем. С помощью курвиметра на распечатке результатов сканирования определяется длина кривой сканирования  $L_{КД}$  (мм). На кривую топологии сечения на диаграмме сканирования накладываются отрезки, соответствующие шагу оси абсцисс. При этом определяется количество отрезков  $n$ . Затем по осям определяется коэффициент масштабирования  $b$ . Величина масштаба  $M$  принимается равной 1000 (1 мкм - 1000 нм).

Расчетную длину кривой сканирования  $L_p$  определяем по формуле:  $L_p = n \cdot C \cdot M$ . После чего определяем длину кривой сканирования с учетом масштабирования,  $L$ , нм. Величину масштаба по оси абсцисс  $a$  принимаем равной единице, поскольку базовая длина сканирования  $R$  измеряется в мкм. Затем определяем величину фрактальной размерности  $D$ .

Результаты обработки сечений сканирования для всех образцов приведены в табл.3.

Таблица 3

## Результаты обработки сечений сканирования

Химический состав образца	Курвидлина, $L_{kd}$ , мм в сечении	Цена отрезка по оси сканирования, $C$ , мкм	Коэффициент масштабирования по осям, $b$	Количество отрезков, $n$ , укладываемых на курвидлине, ед.	Расчетная длина кривой сканирования $L_{pr}$ , нм	Длина кривой сканирования с учетом масштабирования, $L$ , нм	Базовая длина участка сканирования, $R$ , мкм	Величина фрактальной размерности, $D$
100% Al	639	2	1,61	68,71	136000	84,47205	38	1,2196
	710	2	1,23	87,65	174000	141,4634	38	1,3614
	634	2	1,45	92,15	184000	126,8966	38	1,3315
Al+2%Cu	524	5	1,16	21,17	105000	90,51724	40	1,2214
	516	5	0,55	19,95	95000	172,7273	40	1,3966
	713	5	0,75	29,19	145000	193,3333	40	1,4271
Al+4%Cu	813	2	1,91	80,82	160000	83,76963	38	1,2173
	546	2	1,54	53,42	106000	68,83117	38	1,1633
	515	2	1,89	50,79	100000	52,91005	38	1,0910

Анализ результатов исследований сечений поверхностей образцов позволяет сделать вывод о существовании областей поверхностей, обладающих фрактальными свойствами (рис.5). Это подтверждается дробными значениями размерности по всем исследованным сечениям поверхности порошковых образцов. Отметим при этом, что значения фрактальной размерности сечений удовлетворяют условию:  $1 \leq D \leq 2$ . Следует указать, что наличие минимальных значений  $D$  определяется, по-видимому, погрешностью используемых алгоритмов и может интерпретироваться как приближение показателя фрактальной размерности к топологической размерности линии.

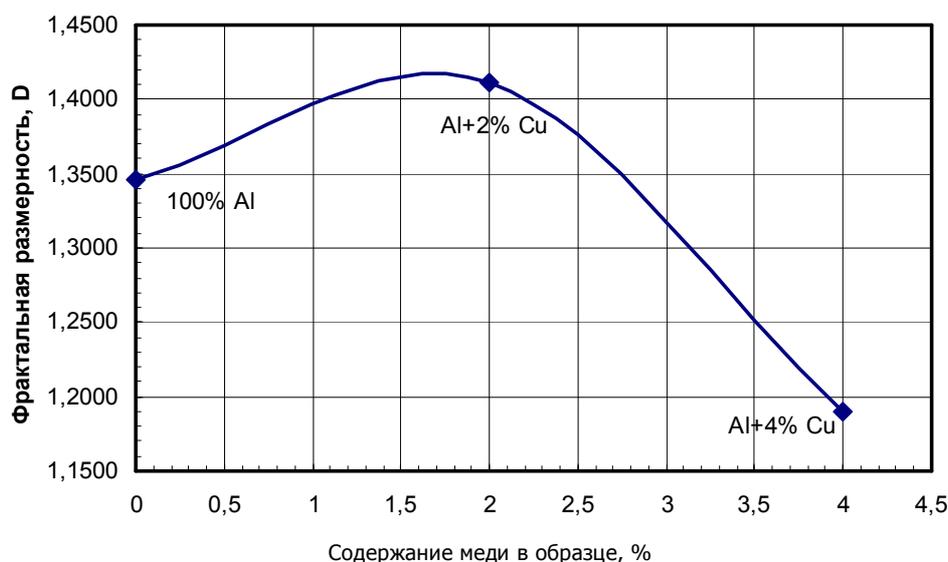


Рис.5. Влияние химического состава на фрактальную размерность сечения поверхности

Анализ изменения показателя фрактальной размерности поверхности образцов различного химического состава нужно, по-видимому, связывать с появлением в системе жидкой фазы по достижении температуры эвтектического плавления.

При этом следует учитывать принципиальную особенность морфологии порошковых тел на основе алюминия, состоящую в том, что частицы порошка Al покрыты тонкой оксидной пленкой, которая не восстанавливается при спекании. Частично она разрушается при консолидации формованием и, очевидно, в процессе диффузионного роста частиц на стадии спекания, предшествующей усадке [4].

Появление расплава вызывает рост образцов, который при условии сохранения в системе жидкой фазы сменяется усадкой. Механизмы этого явления могут быть различными. Так, например, увеличение объема образцов может быть вызвано [14]:

- формированием  $\alpha$ -твердого раствора в частицах Al;
- давлением десорбируемых газов в закрытых порах;
- образованием пленок жидкой фазы на поверхности частиц;
- проникновением расплава по границам зерен и под оксидную пленку частиц.

Как видно из данных рис.6 и 7, отмеченные процессы оказывают существенное влияние на изменение качества поверхности исследуемых образцов. Как и показатель фрактальной размерности D показатель шероховатости  $R_a$ , определенный в процессе наноиндентирования, вначале растет (2%Cu), после чего проявляет тенденцию к снижению (4%Cu).

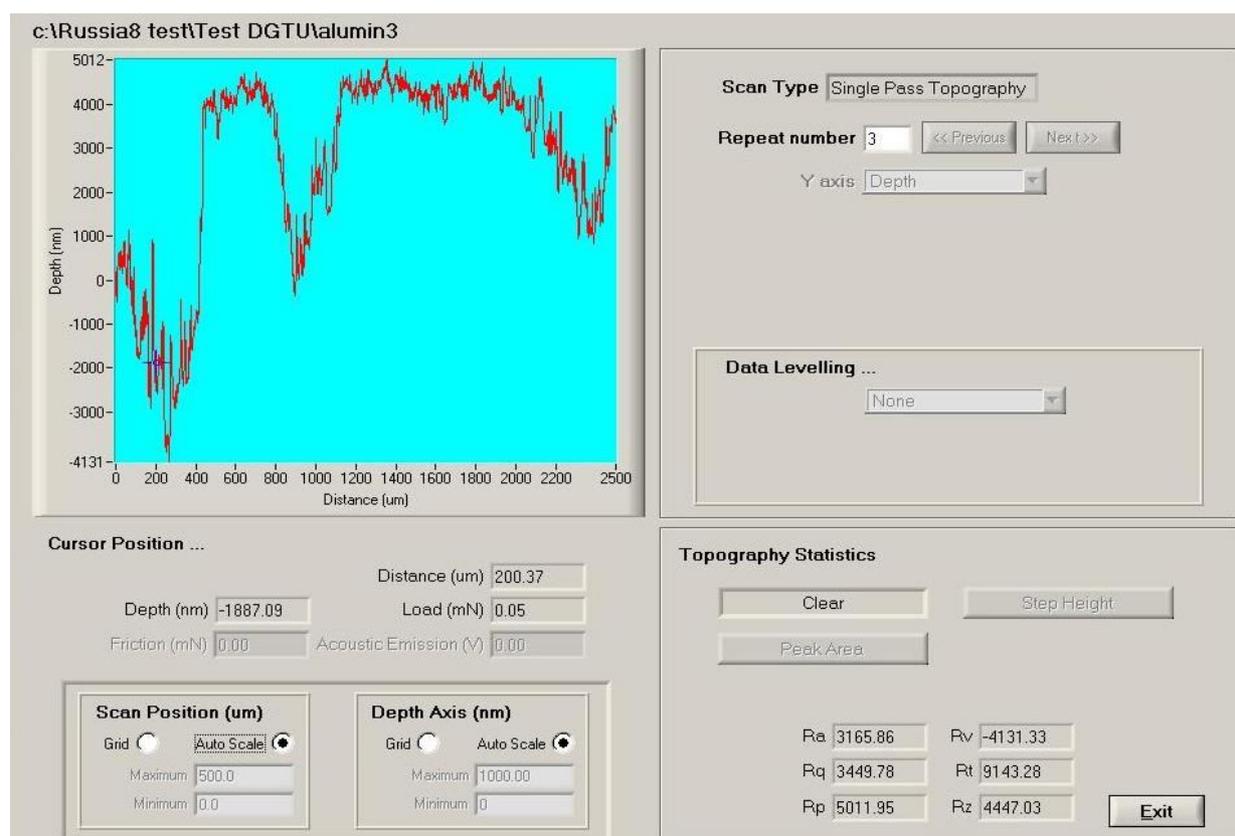
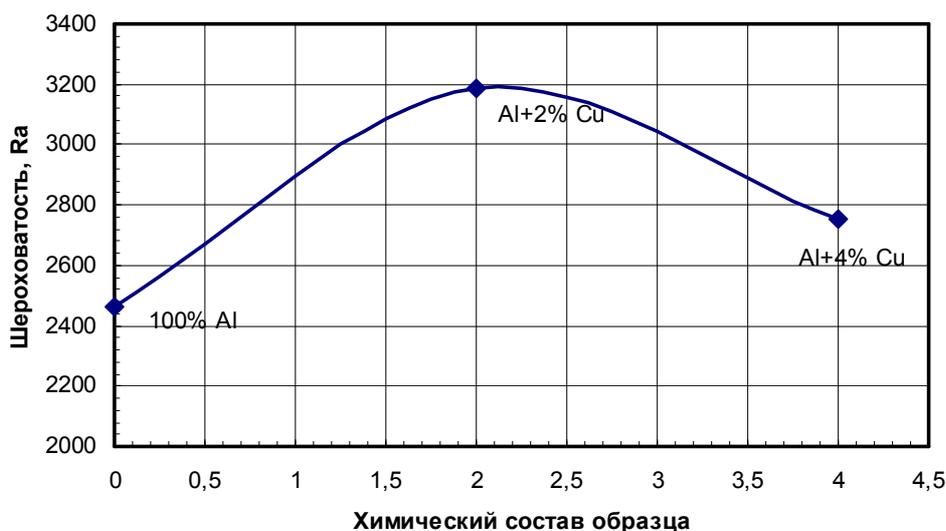


Рис.6. Показатели шероховатости поверхности наноиндентирования

Рис.7. Влияние химического состава образца на параметр шероховатости  $R_a$  при наноиндентировании

Очевидно, что увеличение в системе Al-Cu объемной доли расплава (4%Cu) активирует усадку вследствие перегруппировки частиц алюминия [14], что должно снижать шероховатость поверхности. Механизм перегруппировки частиц алюминия, сопровождаемый аккомодацией их формы и определяющий в целом изменение топологии поверхности, может быть представлен следующим образом.

Нагрев до температуры начала плавления сплава приводит к изменению характера распределения меди в результате протекания фазового превращения. Повышенная концентрация атомов меди должна наблюдаться в местах с наибольшим количеством дефектов упаковки кристаллической решетки, которыми являются поверхность частиц и межзеренные границы.

При достижении равновесной для данной температуры и состава сплава концентрации меди, соответствующей составу жидкой фазы, происходит локальное плавление. Количество жидкой фазы постепенно увеличивается вследствие диффузии атомов меди из объема частицы к границе раздела фаз.

В образовавшейся двухфазной системе протекают процессы перекристаллизации через жидкую фазу. Происходят растворение мелких частиц в расплаве и перекристаллизация на поверхности крупных, растущих зерен равновесной формы, что сопровождается сокращением протяженности межфазных границ и уменьшением поверхностной энергии системы.

Снижение поверхностной энергии прессовки при спекании может происходить вследствие уменьшения внешних (поверхность брикета, открытые и сообщающиеся поры и пр.) и внутренних (замкнутые поры, границы частиц и зерен) поверхностей. При жидкофазном спекании высокоплотных прессовок наиболее существенное уменьшение достигается в результате сокращения межчастичных и межзеренных поверхностей. Это обусловлено тем, что доля внешней поверхности прессовки по отношению к внутренней крайне незначительна и не может оказать существенного влияния на величину изменения поверхностной энергии.

Таким образом, при жидкофазном спекании протекают два основных процесса, ведущие к снижению свободной энергии системы: плавление частиц и появление жидкой фазы, а также сокращение межчастичной и межзеренной поверхностей. Снижение свободной энергии при протекании фазового перехода на порядок превышает эффект от второго процесса. Следовательно, фазовое превращение может активировать процесс замены границ между частицами твердого тела на межфазные границы «твердое тело-расплав», сопровождающийся ростом поверхностной энергии. Появление жидкой фазы резко повышает диффузионную подвижность межзеренных и

межчастичных границ и способствует сокращению их площади, что проявляется в снижении величины  $R_a$ .

Надо отметить отличие во временных интервалах протекания описанных процессов [15]. Фазовое превращение происходит в начале изотермической выдержки, начиная с момента появления жидкой фазы, до установления равновесного количества расплава. Сокращение протяженности межфазных границ - более длительный процесс, который может продолжаться и после установления равновесного количества расплава. Возвращаясь к данным табл.2, отметим, что при жидкофазном спекании высокоплотных прессовок из частиц алюминиевых сплавов решающая роль в достижении заданного уровня механических свойств спеченного материала также принадлежит процессам перекристаллизации через жидкую фазу, сопровождающимся уменьшением поверхностной энергии системы, так как именно они формируют структуру, в том числе и поверхности порошкового материала.

**Выводы.** 1. Установлена зависимость плотности от давления прессования для порошков алюминия, подвергнутых гранулированию.

2. Показано, что экспериментальные точки удовлетворительно ложатся на расчетную кривую, построенную на основе формулы Николаева.

3. Установлено влияние содержания меди на твердость и технологическую деформируемость порошковых материалов на основе гранулированного порошка алюминия.

4. Предложена методика определения фрактальной размерности сечений поверхности порошковых материалов.

5. Установлено, что в условиях жидкофазного спекания наблюдается немонотонное изменение показателя фрактальной размерности.

6. Предложен механизм, объясняющий изменение качества поверхности, в частности, параметров  $D$  и  $R_a$ , в зависимости от содержания жидкой фазы и временных интервалов процесса спекания.

### Библиографический список

1. Кем А.Ю. Технологические особенности переработки мелкодисперсных порошков алюминия / А.Ю. Кем // Вестник ДГТУ. – 2008. – Т.8. – №1(36). – С.43-49.

2. Пат. 2354498 Российская Федерация, МПК В22 F1/00. Способ изготовления изделий из мелкодисперсных порошков алюминия / А.Ю.Кем, Н.М.Антонова, Л.А.Жадыко. - № 2006146777/02; заявл. 26.12.2006; зарег. 10.05.09.

3. Жданович Г.М. Теория прессования металлических порошков / Г.М.Жданович. - М.: Металлургия, 1969. - 264 с.

4. Кем А.Ю. Специальные методы порошковой металлургии для изделий электронной техники / А.Ю.Кем. – Ростов н/Д: Издательский центр ДГТУ, 2006. –153 с.

5. Исследование спекания алюминия с добавками меди / Л.С.Марцунова, А.П.Савицкий, Э.Н.Ушакова // Порошковая металлургия. – 1973. - №12. - С. 14-18.

6. Формирование структуры при спекании сплава Al-Cu / А.П.Савицкий, Г.Н.Романов // Порошковая металлургия. – 1986. - №3. - С.19-23.

7. Деформация порошковых тел Al-Cu при жидкофазном спекании / А.П.Савицкий, Г.И.Романов, Л.С.Марцунова // Порошковая металлургия. – 1985. - №8. - С. 39-43.

8. Кем А.Ю. Современные приложения теории фракталов. Ч.1.Общие положения концепции фрактала / А.Ю.Кем. - Ростов н/Д.: Деп. в ВИНТИ 28.04.09, № 265, 2009. - 60 с.

9. Использование концепции фрактала в физике конденсированной среды / А.И.Олемской, А.Я.Флат // Успехи физических наук. – 1993. - Т.163. - №12. -С. 1-50.

10. ГОСТ 25698-98. Материалы металлические спеченные, исключая твердые сплавы. Определение кажущейся твердости материалов в основном с равномерной твердостью по сечению. – Введ. 2001-01.07. – М.: Изд-во стандартов, 2001. - 7 с.

11. ГОСТ 25.503-97. Расчеты и испытания на прочность. Методы механических испытаний металлов. Метод испытания на сжатие. – Введ. 1999-01.07. – М.: Изд-во стандартов, 1999. – 27 с.
12. Иванова В.С. Синергетика и фракталы в материаловедении / В.С.Иванова. – М.: Наука, 1994. – 383 с.
13. Смирнов Б.М. Фрактальные кластеры / Б.М.Смирнов // Успехи физических наук. – 1986. - Т.149. - №2. - С. 177-219.
14. Савицкий А.П. Жидкофазное спекание систем с взаимодействующими компонентами / А.П.Савицкий. – Новосибирск: Изд-во «Наука» СО РАН, 1991. - 183 с.
15. Кем А.Ю. Влияние технологической наследственности и режимов термической обработки на структуру и свойства порошковых алюминиевых сплавов / А.Ю.Кем // Физика и химия обработки материалов. – 2006. – №5. – С. 53-56.

Материал поступил в редакцию 29.12.09.

**A.Y. KEM, L.A. ARESTOVA**

### **FEATURES OF CUMULATIVE CONSOLIDATION AND FRACTAL DIMENSION OF POWDER MATERIALS SURFACE OF AL-CU SYSTEM ON THE GRANULATED ALUMINIUM BASIS**

The dependence of pressings density on the basis of the granulated aluminium powder is investigated. The definition technique of fractal dimension of powder materials surface is offered.

**Key words:** density, pressure, dependence, fractals, dimension, roughness, surface, powders, aluminium, copper.

**КЕМ Александр Юрьевич** (р. 1949), заведующий кафедрой «Технология конструкционных материалов» ДГТУ, доктор технических наук (2004), профессор (2005). Окончил РИСХМ (1972). Изобретатель СССР; награжден серебряной медалью ВДНХ СССР.

Область научных интересов: процессы порошковой металлургии.

Автор имеет около 200 публикаций из них 2 монографии, 15 учебных и учебно-методических пособий.

akem@dstu.edu.ru

**АРЕСТОВА Людмила Александровна**, аспирантка кафедры «Технология конструкционных материалов» ДГТУ.

Область научных интересов: процессы порошковой металлургии и экология.

Автор 16 научных статей; имеет 1 патент РФ на изобретение.

zlu1@yandex.ru