

ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ

УДК 669.715:539.531

АНАЛИЗ МИКРОСТРУКТУРЫ И ОПТИМИЗАЦИЯ СВОЙСТВ ВЫСОКОПРОЧНОГО Al–Fe–Cu–Si–Zn-СПЛАВА

© 2020 г. М. Мейгнанамурси^а, М. Равичандрани^б *

^аМашиностроительный факультет, Инженерно-технологический колледж им. матери Терезы, Пудуккотай, шт. Тамилнад, 622 102 Индия

^бМашиностроительный факультет, Инженерный колледж им. К. Рамакришнана, Тричи, шт. Тамилнад, 621 112 Индия

*e-mail: smravichandran@hotmail.com

Поступила в редакцию 15.10.2018 г.

После доработки 24.07.2019 г.

Принята к публикации 28.10.2019 г.

Высокопрочный Al–Fe–Cu–Si–Zn сплав был синтезирован методами порошковой металлургии (ПМ). Изучение влияния параметров синтеза на свойства этого сплава было проведено посредством метода Тагучи с применением ортогональной матрицы экспериментов L9. Давление прессования, температура и продолжительность спекания выбирались в качестве исходных параметров, а такие свойства как твердость, предел прочности на сжатие и плотность итогового материала рассматривались как ответ системы на прикладываемые внешние воздействия. На основании анализа отношения “сигнал–шум” (СШ), было установлено, что для достижения лучших показателей прочности на сжатие и твердости сплава необходим высокий уровень давления прессования (600 МПа), температуры спекания (600°C) и продолжительности спекания (3 ч). По данным дисперсионного анализа (ANOVA), давление прессования и температура спекания были квалифицированы как наиболее важные факторы, влияющие на свойства исследованного сплава. Было проведено итоговое тестирование с применением оптимальных параметров синтеза с целью проверки результатов метода Тагучи. Анализ микроструктуры проводился на девяти образцах с целью обсуждения влияния параметров синтеза на свойства материала.

Ключевые слова: сплав, свойства, метод Тагучи (Taguchi), порошковая металлургия, микроструктура

DOI: 10.31857/S0015323020040099

ВВЕДЕНИЕ

Алюминий является высокопрочным, не подверженным коррозии материалом с невысоким удельным весом. Благодаря своим превосходным свойствам, алюминий находит широкое применение в автомобильной и аэрокосмической промышленности [1, 2]. Механическое легирование (механосинтез, МС) представляет собой достаточно простой и эффективный метод получения однородного распределения дисперсных стабильных керамических включений в объеме матрицы, позволяющий добиться их высокой степени измельчения [3]. МС принадлежит к неравновесным методам обработки, широко применяемой для получения магнитных материалов, сплавов и интерметаллических соединений [4]. Порошковая металлургия (ПМ) является одним из наиболее часто используемых методов производства композиционных материалов с металлической матрицей (металломатричных композитов, ММК), причем обеспечивающим однородное распределение упрочняющих включений и целенаправленное

формирование микроструктуры ММК [5–8]. ПМ – это один из высокоэффективных подходов к производству ММК из материалов с большой разницей в плотности, что невозможно методом простого литья [9]. Равичандрани с соавторами уже изучали в [10] влияние параметров процесса синтеза Al–10% MoO₃ композитов с привлечением матричной методики Тагучи. Тогда их выводы свелись к тому, что давление прессования – наиболее важный параметр, определяющий прочность композита по отношению к температуре спекания. Авторы [11] изучали влияние параметров синтеза на плотность и твердость AA6061–SiC композитов и установили, что давление прессования является определяющим параметром в достижении желаемой плотности и твердости композита в сравнении с продолжительностью и температурой спекания. Авторы [12, 13] изучали влияние таких параметров синтеза, как продолжительность и температура спекания на микроструктуру и износостойкость ПМ Al–Al₂O₃ композита. Их выводы состояли в том, что увеличе-

ние температуры и продолжительности спекания приводили к возрастанию плотности, твердости, износостойкости и однородности микроструктуры синтезированного композита. Авторы [14] провели оптимизацию параметров: давления прессования, продолжительности спекания и температуры спекания, при МС диамант-медных композитов и установили, что повышенным значениям давления прессования, продолжительности и температуры спекания отвечала более высокая плотность синтезированного композита. Авторы [15] исследовали такие параметры синтеза, как давление прессования, температура спекания и атмосфера, в которой оно производилось. Было установлено, что большим значениям давления и температуры спекания отвечала большая плотность синтезированного композита. Авторы [16] изучали механические свойства Al₂₀₂₄-SiC-graphite композитов и пришли к заключению, что добавление в качестве армирующего материала частиц графита привело к снижению показателей плотности и твердости синтезированного материала. Авторы работы [17] показали, что добавка 5 вес. % TiO₂ к чистому Al приводит к возрастанию временного сопротивления разрыву, а добавка 7.5 вес. % TiO₂ к чистому Al приводит к падению значения твердости синтезированного материала.

Исходя из анализа приведенных результатов, в настоящей работе мы ставили целью изучить, применяя статистическую методiku Тагучи, влияние параметров спекания на улучшение свойств и микроструктуры сплава AA8079. В итоге выяснено влияние параметров спекания на микроструктуру синтезированного сплава AA8079. Для идентификации параметра, в наибольшей степени сказывающегося на свойствах нашего ПМ сплава, был использован дисперсионный анализ (ANOVA).

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Сплав AA8079 был синтезирован методами порошковой металлургии с использованием в качестве основы порошка алюминия (Al) в смеси с порошками (дисперсности и парциальной весовой доли): меди (10 мкм, 0.05 вес. %), железа (10 мкм, 1.3 вес. %), кремния (8 мкм, 0.3 вес. %) и цинка (10 мкм, 0.15 вес. %). Порошок чистого алюминия (Al) был поставлен Торговой компанией химических реагентов Kemphasol, Мумбаи, Индия, а порошки меди, железа, кремния, цинка и магния — производителем химических реагентов, Компанией Loba Chemie, Мумбаи, Индия. О морфологии частиц поставленного Al-порошка можно судить по рис. 1.

Смесь порошков Al и остальных элементов, взятых в указанной пропорции, была подвергнута механоактивации (МА) в шаровой мельнице в те-

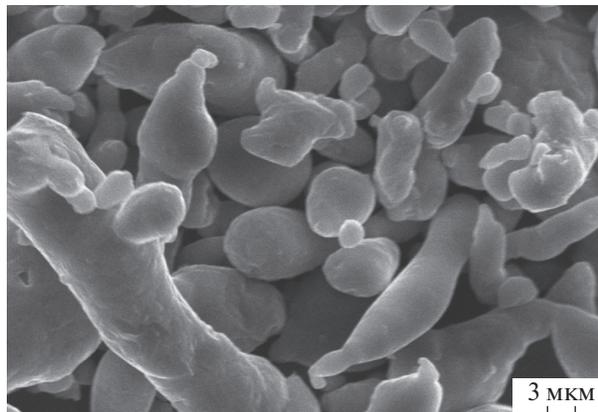


Рис. 1. Исходный Al-порошок, растровая электронная микроскопия (РЭМ).

чение 40 ч. Соотношение веса шаров и порошковой смеси составило 1 : 1, а скорость вращения загрузочного барабана планетарной мельницы была выбрана как 150 об./мин. Образцы указанной порошковой смеси были компактированы — в форме цилиндрических штабиков диаметром 24 мм и высотой 12 мм — с помощью оснащенного компьютером гидравлического пресса с надлежащим выбором пуансона и матрицы, при трех значениях давления прессования 500, 550 и 600 МПа. При компактировании в качестве смазки использовалось смазочное масло с графитовым наполнителем. Скомпактированные заготовки проходили процедуру спекания в печи в атмосфере аргона при трех температурах 400, 500 и 600°C, в течение 1, 2 и 3 ч, с охлаждением до комнатной температуры с печью. Для проведения запланированного нами матричного анализа был использован ортогональный массив L₉, организованный в четыре колонки и девять строк. Схема эксперимента для трех отслеживаемых параметров в виде ортогонального массива данных L₉ представлена в виде табл. 1.

Микротвердость по Виккерсу измеряли на образцах, прошедших спекание, при нагрузке на индентер 0.3 кг с выдержкой в 10 с. Значения микротвердости по Виккерсу были пересчитаны в единицы МПа. Испытание на сжатие проводилось на оснащенной компьютером универсальной тестирующей установке с использованием закаленной плоской матрицы. Смазка с графитовым наполнителем использовалась для обеспечения однородной степени деформации по объему тестируемого образца. Определение плотности каждого спеченного образца осуществлялось по методу, основанному на принципе Архимеда. Плотность образцов определялась как среднее по трем измерениям.

Дисперсионный анализ (ANOVA-анализ) является статистическим инструментом, который

Таблица 1. Экспериментальные результаты и рассчитанные СШ-отношения

№ эксперимента	P , МПа (А)	T , °С (В)	τ , ч (С)	H , МПа	$\sigma_{в.сж}$, МПа	ρ , г/см ³	Отношение СШ для H	Ранг	Отношение СШ для $\sigma_{в.сж}$	Ранг	Отношение СШ для ρ	Ранг
1	500	400	1	458	192	2.729	53.2173	9	45.6660	9	8.72007	9
2	500	500	2	473	207	2.738	53.4972	8	46.3194	8	8.74867	8
3	500	600	3	517	235	2.743	54.2698	7	47.4214	7	8.76452	7
4	550	400	2	557	264	2.758	54.9171	6	48.4321	6	8.81189	6
5	550	500	3	623	301	2.809	55.8898	3	49.5713	3	8.97103	3
6	550	600	1	579	269	2.765	55.2536	5	48.5950	5	8.83390	5
7	600	400	3	591	284	2.783	55.4317	4	49.0664	4	8.89026	4
8	600	500	1	635	310	2.850	56.0555	2	49.8272	2	9.09690	2
9	600	600	2	706	327	2.872	56.9761	1	50.2910	1	9.16369	1

позволяет однозначно истолковывать экспериментальные результаты. ANOVA-анализ в общем случае также находит применение для установления эффекта от использования комбинации технологических параметров. Цель применения ANOVA-анализа состоит в том, чтобы показать всю важность учета существенно-значимых факторов и их взаимодействий посредством установления различия между величинами среднеквадратических и экспериментальных ошибок при заданном доверительном интервале измерения. В этом нашем исследовании, ANOVA-анализ был проведен, чтобы выявить влияние таких параметров синтеза, как давление прессования (P), температура спекания (T) и продолжительность спекания (τ), на твердость (H), предел прочности на сжатие ($\sigma_{в.сж}$) и плотность (ρ) синтезированных образцов сплава. ANOVA анализ позволил считать т.н. F -отношение (критерий Фишера), которое есть отношение среднего квадрата регрессии (РСК) к среднеквадратической ошибке (СКО). Средний квадрат конкретного фактора (его величины, Φ) или СКО определяется делением суммы квадратов этого Φ (СК) на число его степеней свободы.

Под термином “сигнал” мы будем понимать прогнозируемую величину конкретной характеристики на выходе, а под термином “шум” – ее значение на выходе из разряда непредвиденных. Тем самым отношение “сигнал–шум” (СШ) представляет собой отношение среднего значения конкретной величины к ее среднеквадратическому отклонению. Тагучи использовал отношение СШ в качестве меры отклонения конкретной характеристики от ее ожидаемой величины. Отношение СШ можно рассчитать по формуле

$$\text{СШ} = -10 \lg(\text{СКО}), \quad (1)$$

где СКО – среднеквадратическое отклонение конкретной характеристики на выходе.

Чем больше значение твердости, предела прочности на сжатие и плотность, тем более высокого “порядка” (задаваемого числом измерений) выбирается конкретная характеристика. Чем больше значение среднеквадратического отклонения, тем более высокого “порядка” должна быть взята конкретная характеристика. При этом СКО определяется как

$$\text{СКО} = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n 1/T_i^2. \quad (2)$$

В табл. 1 приведены значения “отклика” и рассчитанные значения отношения СШ в проведенных экспериментах. Соответствующая вариативность может быть представлена величинами отношения СШ, когда выбранные условия эксперимента, отвечающие максимальному значению отношения СШ, рассматриваются как оптимальные. При этом статистический дисперсионный анализ ANOVA был “задействован” с целью выяснить, было ли влияние факторов эксперимента существенно значимым или нет.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Результаты анализа отношений “сигнал–шум” сведены в табл. 2, а кривые отношения СШ для твердости, предела прочности на сжатие и плотности ПМ материала представлены на рис. 2–4. Термин “ранг” использован для отражения “влиятельности” параметров, учитываемых при расчете отношения СШ. Из рассмотрения указанных графиков становится очевидным, что рост давления прессования приводил к увеличению значений “отклика” твердости, предела прочности на сжатие и плотности сплава АА8079 для всех значений температуры и продолжительности спекания ПМ-образцов. Причина этого состояла в том, что увеличение нагрузки при прессовании приводило к увеличению пластической деформации

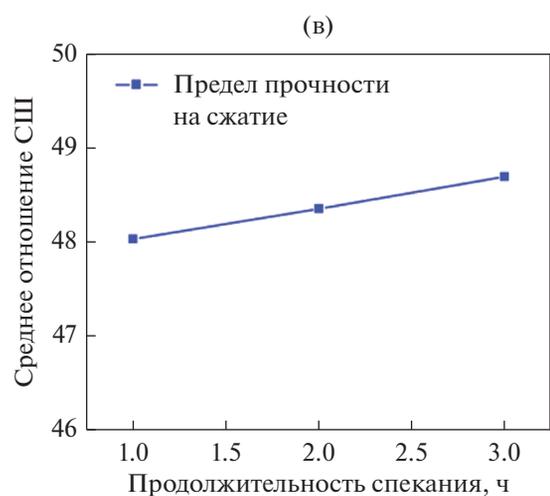
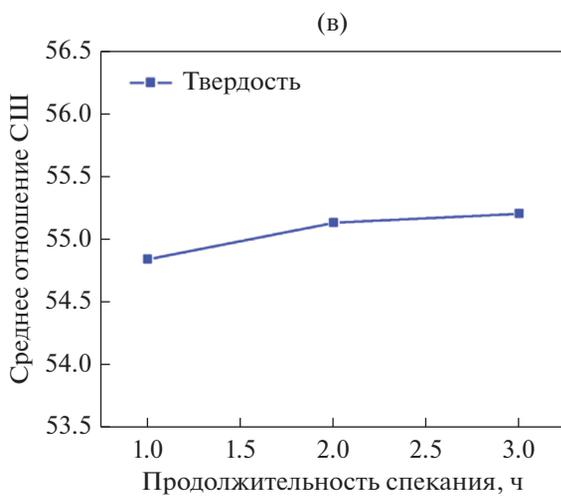
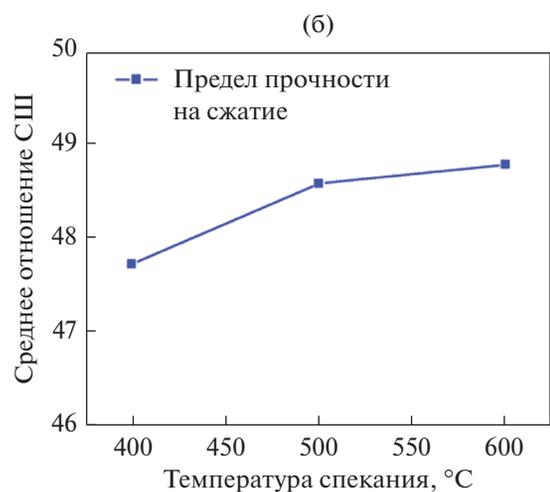
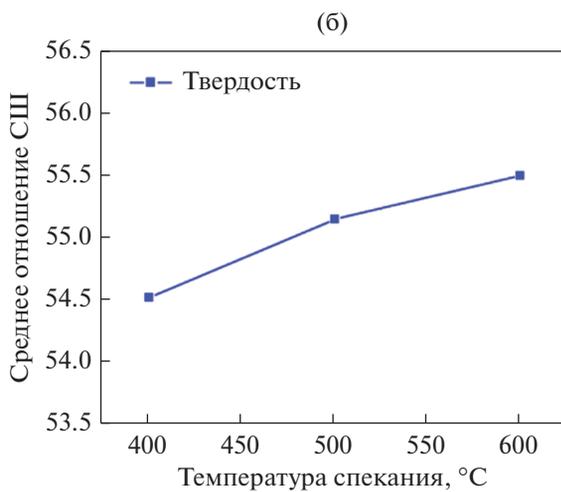
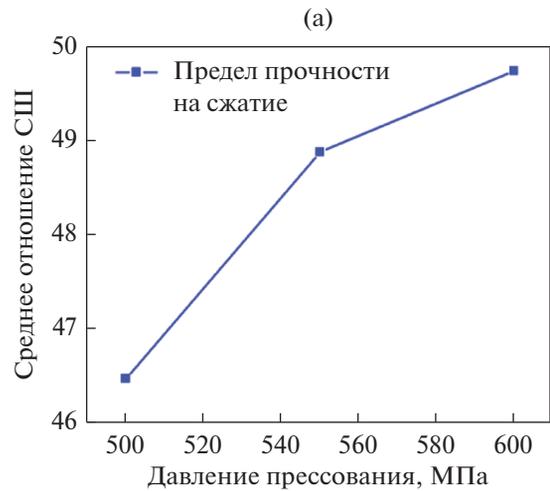
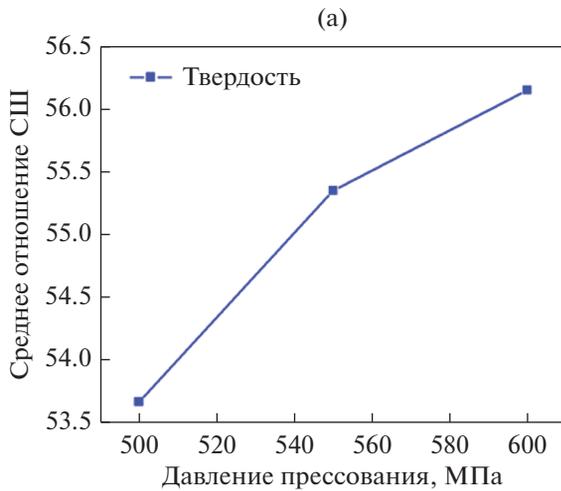


Рис. 2. Изменение отношения СШ для твердости в зависимости от: (а) давления прессования, (б) температуры спекания, и (в) продолжительности спекания.

Рис. 3. Изменение отношения СШ для предела прочности на сжатие в зависимости от: (а) давления прессования, (б) температуры спекания, и (в) продолжительности спекания.

частиц порошка, что, в свою очередь, сказывалось на возрастании уплотнения. Отсюда частицы порошковой смеси оказывались плотноупакован-

ными, а степень пористости – неизбежный спутник ПМ-материалов, сведена к минимуму. Это уменьшение пористости обеспечивало соответ-

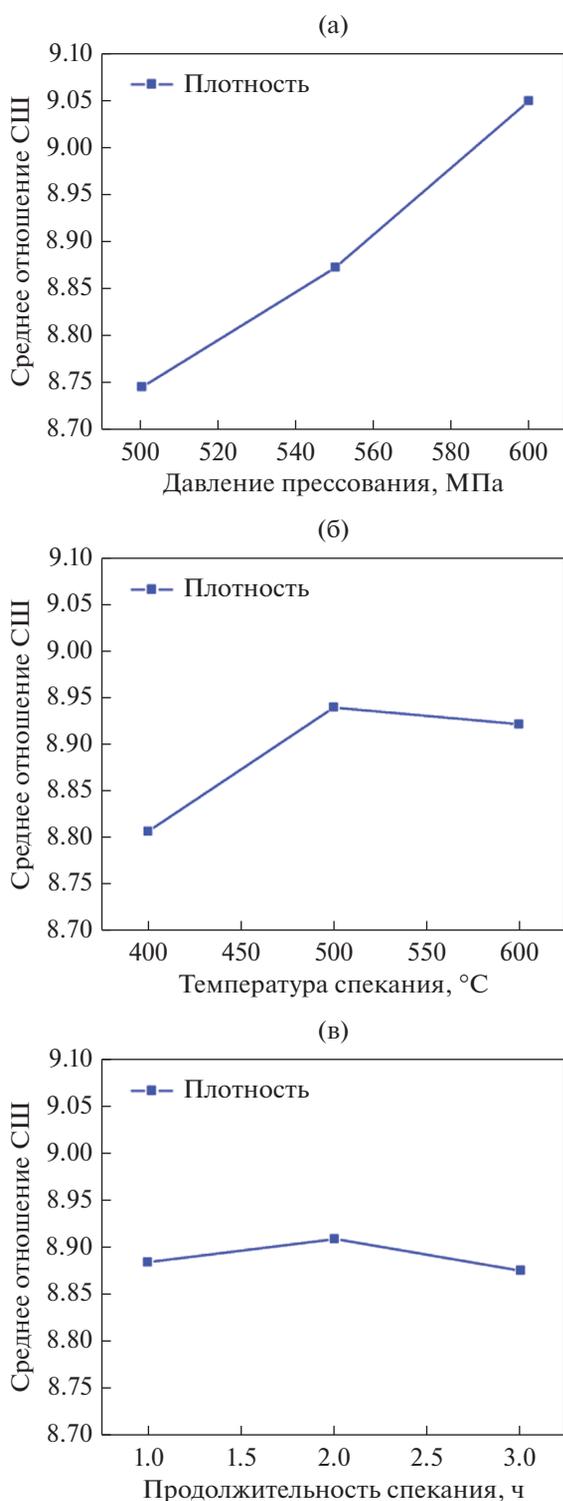


Рис. 4. Изменение отношения СШ для плотности в зависимости от: (а) давления/прессования, (б) температуры спекания, и (в) продолжительности спекания.

ствующее возрастание твердости, плотности и предела прочности на сжатие. На основании результатов анализа отношения СШ, значение 600 МПа идентифицировано нами как оптималь-

ное давление прессования при производстве ПМ образцов сплава АА 8079.

В связи с этим следует отметить, что МА также позволяет получать высокие свойства у соответствующих образцов. Следующий по важности за давлением прессования параметр – температура спекания, играет немаловажную роль в предопределении свойств образцов изучаемого сплава. Подъем температуры спекания приводит к росту предела прочности на сжатие и твердости образцов нашего сплава. Улучшение механических свойств достигается за счет реализации оптимальной прочности связи между контактирующими частицами, а также формирования новых границ зерен. На основании результатов анализа отношения СШ, значение 600°C идентифицировано нами как оптимальная температура спекания при производстве ПМ-образцов сплава АА 8079. Этот результат согласуется с выводами авторов работы [18], которые при этой температуре для новейшего ПМ Al–Cu–Mg сплава наблюдали образование в нем жидкой фазы и сопутствующее этому увеличение степени огрубления микроstructures, что, как известно, приводит к снижению свойств ПМ-алюминиевых сплавов. Хотя при 600°C и наблюдалось небольшое снижение средних значений предела прочности (UTS) и пластичности (относительного удлинения), это снижение не было настолько значительным, чтобы отказаться считать температуру 600°C оптимальной для спекания ПМ-образцов [18].

Анализ отношения СШ для плотности ПМ материала показал, что подъем давления прессования и температуры спекания приводит к росту плотности ПМ-образцов. Вместе с тем, при сокращении продолжительности спекания было зафиксировано снижение плотности. Для нашего случая, оптимальным для продолжительности спекания оказалось время 2 ч, при большей продолжительности не было отмечено каких-либо существенных изменений. Согласно утверждению авторов работы [19], в целом, более прочная связь между контактирующими частицами порошка возникает как следствие ускорения протекания диффузионных процессов, количество пор в материале снижается, а плотность его возрастает, что влечет за собой повышение механических свойств ПМ-образцов.

На рис. 5 приведены изображения микроstructures образцов сплава АА8079, полученных при разных значениях давления прессования, температуры и продолжительности спекания, которые перечислены в табл. 1. На рис. 5а–5в приведено изображение микроstructures образцов сплава АА8079, скомпактированных при 500 МПа. На этих снимках видно присутствие в ПМ-материале пор и кластеров легирующих элементов. Границы зерен на изображении отсутствуют, поскольку приложенное давление прессования недостаточно

Таблица 2. Значения отношения “сигнал–шум” для различных “откликов”

Уровень	Твердость			Предел прочности на сжатие			Плотность		
	<i>P</i> , МПа (А)	<i>T</i> , °С (В)	τ , ч (С)	<i>P</i> , МПа (А)	<i>T</i> , °С (В)	τ , ч (С)	<i>P</i> , МПа (А)	<i>T</i> , °С (В)	τ , ч (С)
1	53.66	54.52	54.84	46.47	47.72	48.03	8.744	8.807	8.884
2	55.35	55.15	55.13	48.87	48.57	48.35	8.872	8.939	8.908
3	56.15	55.50	55.20	49.73	48.77	48.69	9.050	8.921	8.875
Delta	2.49	0.98	0.35	3.26	1.05	0.66	0.306	0.131	0.033
Ранг	1	2	3	1	2	3	1	2	3

Delta: разность между Максимальной и Минимальная величиной среднего СШ отношения.

велико. На рис. 5ж–5и приведена микроструктура после приложения давления прессования 600 МПа. В микроструктуре нет пор, что отличает этот случай от случая ПМ образцов после компактирования при 500 и 550 МПа. Что касается границ зерен, при 600 МПа они четко выражены. Среди трех представленных микроструктур на рис. 5з и рис. 5и можно отметить формирование

мелких зерен. Происходило это в результате оптимального значения температуры спекания и его продолжительности – при значениях технологических параметров, которые обеспечили формирование “хорошей” микроструктуры образцов.

Статистический дисперсионный анализ ANOVA был проведен для установления влияния отдельных факторов на Функцию “отклика” (ФО) и

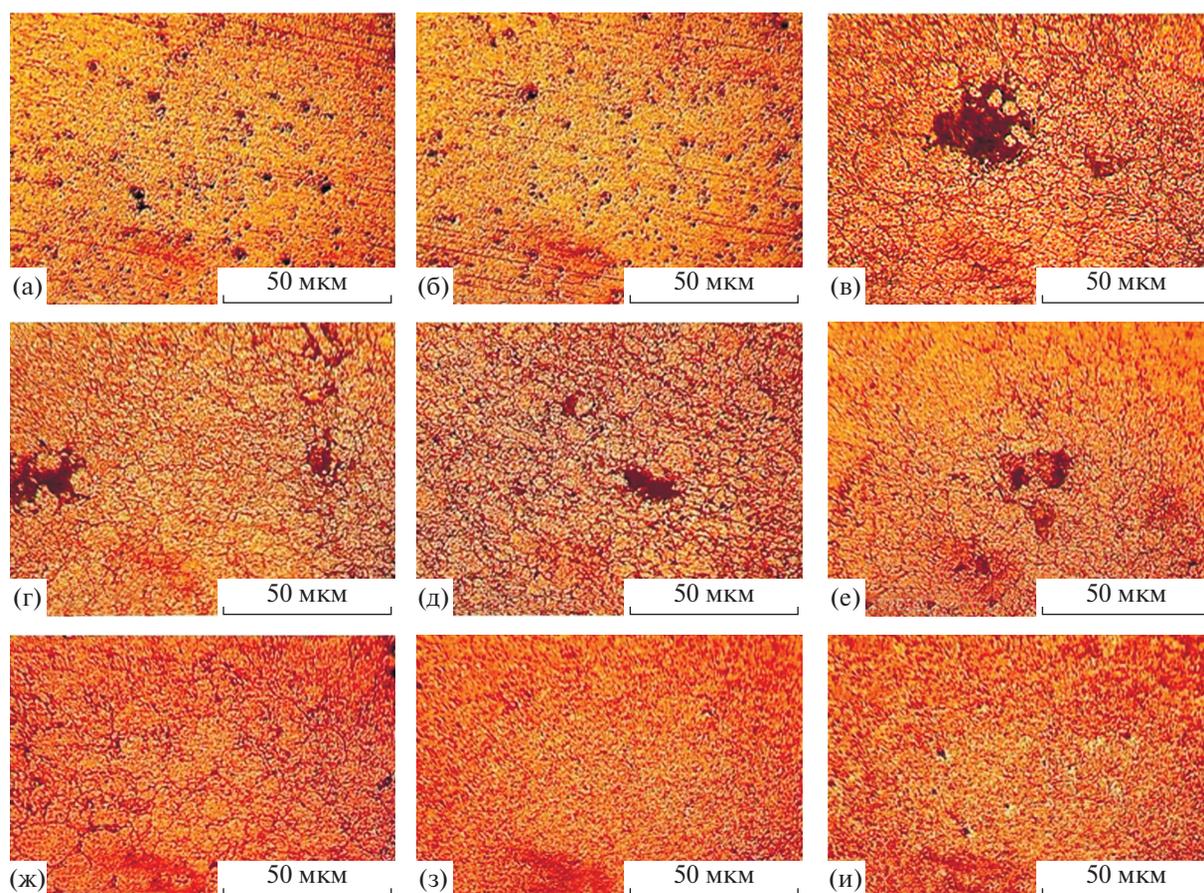


Рис. 5. Микроструктура сплава AA8079: (а) $P = 500$ МПа, $T = 400^\circ\text{C}$, $\tau = 1$ ч; (б) $P = 500$ МПа, $T = 500^\circ\text{C}$, $\tau = 2$ ч; (в) $P = 500$ МПа, $T = 600^\circ\text{C}$, $\tau = 3$ ч; (г) $P = 550$ МПа, $T = 400^\circ\text{C}$, $\tau = 2$ ч; (д) $P = 550$ МПа, $T = 500^\circ\text{C}$, $\tau = 3$ ч; (е) $P = 550$ МПа, $T = 600^\circ\text{C}$, $\tau = 1$ ч; (ж) $P = 600$ МПа, $T = 400^\circ\text{C}$, $\tau = 3$ ч; (з) $P = 600$ МПа, $T = 600^\circ\text{C}$, $\tau = 1$ ч; (и) $P = 600$ МПа, $T = 600^\circ\text{C}$, $\tau = 3$ ч.

Таблица 3. Результаты ANOVA-анализа для твердости, предела прочности на сжатие и плотности

Технологический параметр	Число степеней свободы	Скорректированные суммы квадратов	Скорректированные средние квадраты	F-величина	P-величина
Давление прессования, МПа	2	40100.7	20050.3	11.58	0.080
Температура спекания, °С	2	6564.7	3282.3	1.90	0.345
Продолжительность спекания, ч	2	844.7	422.3	0.24	0.804
Ошибка	2	3464.0	1732.0		
Суммарное значение	8	50974.0			
$S = 41.6173$; R -квадрат = 93.20%; Скорректированный R -квадрат = 72.82%					
Давление прессования, МПа	2	14437.6	7218.8	21.22	0.045
Температура спекания, °С	2	1614.9	807.4	2.37	0.296
Продолжительность спекания, ч	2	401.6	200.8	0.59	0.629
Ошибка	2	680.2	340.1		
Суммарное значение	8	17134.2			
$S = 18.4421$; R -квадрат = 84.12%; Скорректированный R -квадрат = 19.61%					
Давление прессования, МПа	2	0.014649	0.007324	5.71	0.149
Температура спекания, °С	2	0.003169	0.001584	1.24	0.447
Продолжительность спекания, ч	2	0.000194	0.000097	0.08	0.930
Ошибка	2	0.002565	0.001282		
Суммарное значение	8	0.020576			

$S = 0.0358097$; R -квадрат = 87.54%; Скорректированный R -квадрат = 50.14%. Величина S используется для того, чтобы оценить насколько хорошо модель способна объяснить “уровень” отклика системы на внешнее воздействие. Величина S рассчитывается в единицах переменной отклика и показывает, как далеко значения экспериментальные данные отстоят от предсказанных значений.

выяснения, какой из технологических параметров вносит наибольший вклад в ее величину. В табл. 3 приведены результаты ANOVA-анализа по ФО в случаях твердости, предела прочности на сжатие и плотности образцов. Давление прессования больше всего влияет на характеристики отклика. При этом для твердости – $F = 11.58$, для предела прочности на сжатие – $F = 21.22$, а для плотности – $F = 5.71$, что превышает соответствующие значения F для всех других технологических параметров. В этом можно убедиться, обратившись к сводной таблице 3. Следующим по

важности параметром после давления прессования является температура спекания.

Заключительная стадия ANOVA-анализа посвящается верификации установленного вклада технологических параметров, что сводится к ответу на вопрос: повысилась ли чувствительность системы или нет в результате конкретной постановки эксперимента. Эти эксперименты были нами проведены в соответствии с результатами – рекомендациями методики Тагучи по оптимизации технологического процесса, которые оказались $A_3B_3C_3$ для предела прочности на сжатие и твердости и $A_3B_2C_2$ для плотности ПМ образцов.

По табл. 4 можно сравнить предсказанные и полученные в действительности свойства ПМ-сплава. Малое различие между предсказанными и полученными экспериментально величинами свидетельствует об очень сильной корреляции.

F -отношение используется для численной оценки значимости технологических параметров в плане их варибельности при заданной α -величине доверительного интервала. P -величина каждого из параметров составила менее 0.05, что говорит о том, что каждый параметр имеет статистически ощутимый эффект на величину отклика.

Коэффициент детерминации R -квадрат показывает, какая доля наблюдаемой изменчивости

Таблица 4. Верификация экспериментальных результатов

	Оптимальные контролируемые параметры		Ошибка, %
	предсказание	эксперимент	
Уровень H , МПа	$A_3B_3C_3$ 728	$A_3B_3C_3$ 716	1.11
Уровень $\sigma_{в.сж}$, МПа	$A_3B_3C_3$ 340	$A_3B_3C_3$ 336	1.17
Уровень ρ , г/см ³	$A_3B_2C_2$ 2.895	$A_3B_2C_2$ 2.882	0.45

данных учитывается моделью, тогда как Скорректированный коэффициент детерминации “модифицирует” R -квадрат при рассмотрении числа независимых прогнозирующих параметров модели.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

По результатам проведенного исследования можно сделать следующие выводы.

Три важных ПМ-параметра, таких как давление прессования, температура и продолжительность спекания, были проанализированы в рамках подхода планирования проведения эксперимента по методу Тагути, в основе которого лежит оценка отклика системы, выражаемого в значениях твердости, предела прочности на сжатие и плотности образцов высокопрочного алюминиевого сплава АА8079. По данным анализа отношения СШ, комбинация $A_3B_3C_3$ (давление прессования 600 МПа, температура спекания 600°C и продолжительность спекания 3 ч) идентифицирована как оптимальное соотношение технологических параметров для предела прочности на сжатие и твердости, а комбинация $A_3B_2C_2$ (давление прессования 600 МПа, температура спекания: 500°C и продолжительность спекания 2 ч) — как оптимальная для плотности ПМ материала. Дисперсионный анализ ANOVA показал, что давление прессования играло главенствующую роль в сравнение с температурой и продолжительностью спекания в определении оптимальных свойств ПМ образцов на основании оценки отклика системы на все три указанных воздействия. Микроструктурные изменения во всех девяти исследованных образцах были описаны в соответствии с ПМ параметрами, использованными для получения образцов сплава.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Pugacheva N.B., Michurov N.S., Senaeva E.I., Bykova T.M.* Structure and thermophysical properties of aluminum-matrix composites // *Phys. Met. Metal.* 2016. V. 117. P. 1144–1151.
2. *Casellas D., Beltran A., Prado J.M., Larson A., Romero A.* Microstructural effects on the dry wear resistance of powder metallurgy Al–Si alloys // *Wear.* 2004. V. 257. P. 730–739.
3. *Khakbiz M., Akhlaghi F.* Synthesis and structural characterization of Al– B_4C composite powders by mechanical alloying // *J. Alloys. Compd.* 2009. V. 479. P. 334–341.
4. *Rahimian M., Ehsani N., Parvin N., Baharvandi H.R.* The effect of particle size, sintering temperature and sintering time on the properties of Al– Al_2O_3 composites, made by powder metallurgy // *J. Mater. Process. Technol.* 2009. V. 209. P. 5387–5393.
5. *Ramesh T., Prabhakar M., Narayanasamy M.* Workability studies on Al–20% SiC powder metallurgy composite during cold upsetting // *Adv. Prod. Eng. Manage.* 2010. V. 5. P. 33–44.
6. *Ravichandran M., Naveen Sait A., Anandakrishnan V.* Synthesis and forming characteristics of Al– TiO_2 powder metallurgy composites during cold upsetting under plane stress state conditions // *J. Sandw. Struct. Mater.* 2015. V. 17. P. 278–294.
7. *Abdulwahab Ibrahim, P. Donald Bishop, J. Georges Kipourros.* Sinterability and characterization of commercial aluminum powder metallurgy alloy Alumix 321 // *Powder. Technol.* 2015. V. 279. P. 106–112.
8. *Azim Gokce, Fehim Findik, Ali Osman Kurt.* Microstructural examination and properties of premixed Al–Cu–Mg powder metallurgy alloy // *Mater. Charact.* 2011. V. 62. P. 730–735.
9. *Philomen-D-Anand Raj Perianayagam, Palaniradja Kichenaradjao, Gopala Krishna Alluru.* Sintering Studies on Iron–Carbon–Copper Compacts // *Sci. Sinter.* 2016. V. 48. P. 237–246
10. *Ravichandran M., Anandakrishnan V.* Optimization of powder metallurgy parameters to attain maximum strength coefficient in Al–10 wt. % MoO_3 composite // *J. Mater. Res.* 2015. V. 30. P. 2380–2387.
11. *Umasankar V.* Experimental evaluation of the influence of processing parameters on the mechanical properties of SiC particle reinforced AA6061 aluminium alloy matrix composite by powder processing // *J. Alloys. Compd.* 2014. V. 582. P. 380–386.
12. *Rahimian M., Parvin N., Ehsani N.* The effect of production parameters on microstructure and wear resistance of powder metallurgy Al– Al_2O_3 composite // *Mater. Des.* 2011. V. 32. P. 1031–1038.
13. *Rahimian M., Ehsani N., Parvin N., Baharvandi H.R.* The effect of sintering temperature and the amount of reinforcement on the properties of Al– Al_2O_3 composite”, *Mater. Des.* 2009. V. 30. P. 3333–3337.
14. *Kabeer Raza, Fazal Ahmad Khalid.* Optimization of sintering parameters for diamond–copper composites in conventional sintering and their thermal conductivity // *J. Alloys. Compd.* 2014. V. 615. P. 111–118.
15. *Sutha Amaranan, Anchalee Manonukul.* Study of Process Parameters in Conventional Powder Metallurgy of Silver // *J. Met. Mater. Miner.* 2010. V. 20. P. 51–55.
16. *Ravindran P., Manisekar K., Kumar S.V., Rathika P.* Investigation of microstructure and mechanical properties of aluminum hybrid nano-composites with the additions of solid lubricant // *Mater. Des.* 2013. V. 51. P. 448–456.
17. *Ravichandran M., Meignanamoorthy M., Dineshkumar S.* Microstructure and properties of hot extruded Al– TiO_2 powder metallurgic composites // *Appl. Mech. Mater.* 2016. V. 852. P. 130–135.
18. *Boland C.D., Hexemerjr R.L., Donaldson I.W., Bishop D.P.* Industrial processing of a novel Al–Cu–Mg powder metallurgy alloy // *Mater. Sci. Eng. A.* 2013. V. 559. P. 902–908.
19. *Sherafat Z., Paydar M.H., Ebrahimi R.* Fabrication of Al7075/Al, two phase material, by recycling Al7075 alloy chips using powder metallurgy route // *J. Alloys. Compd.* 2009. V. 487. P. 395–399.