

Н.В. МАНУКЯН, М.М. НУБАРИ

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ПОЛУЧЕНИЯ КОНСТРУКЦИОННЫХ ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ

1. АНАЛИЗ ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ КОНСТРУКЦИОННОГО НАЗНАЧЕНИЯ

Дается анализ конструкционных материалов, полученных различными методами порошковой металлургии. Обосновывается нецелесообразность получения порошковых материалов конструкционного назначения со структурной пористостью. Предлагаются перспективные композиции и эффективные методы их компактирования, в частности, горячая экструзия.

Ключевые слова: металлические порошки, прессование, спекание, экструзия, структурная пористость, легирование, композиционные материалы.

Достижения XX века в области металлургии и материаловедения действительно впечатляющие. Прежде всего это относится к получению высокотемпературных металлов (вольфрама, рения, молибдена и др.) и сплавов из них. Совершенствование металлургических процессов позволило осуществить производство высокопрочных и жаропрочных сталей, в основу которых положены интерметаллидные и дисперсные механизмы упрочнения. Если в 1940 г. прочность сталей составляла $\sigma_b = 1100...1300$ МПа, то в 2000 г. она достигла $\sigma_b = 2500...3000$ МПа, т.е. возросла более чем в два раза.

В создание этих и других материалов определенный вклад внесла порошковая металлургия, с помощью которой удалось получить тугоплавкие металлы и соединения, твердые сплавы и дисперсно-упрочненные композиции, триботехнические и металлоалмазные изделия, а также металлокерамические детали машин различного назначения. К сожалению, многообразие конструкционных порошковых материалов и неоднозначность свойств не позволяют разработать единые технологические регламенты по их рациональному применению.

Как известно [1, 2], порошковые материалы и изделия отличаются структурной пористостью в пределах 0,5...25,0%. Установить функциональную зависимость физико-механических свойств от пористости (Θ), с помощью которой можно было бы прогнозировать создание композиций с требуемыми характеристиками, не удастся. Это объясняется не только размерами и формой пор, но и их количеством и показателями связности, а также структурной гетерогенностью, формируемой при компактировании порошковых шихт и спекании изделий.

Пористость является концентратором напряжений и представляет собой несплошность, т.е. структурный дефект, который существенно снижает прочностные свойства и износостойкость материала, а также вызывает ускоренное старение и коррозию. К известным зависимостям

предела прочности материала от пористости относятся аналитические выражения [3, 4]:

$$\sigma = \sigma_k (1 - \Theta^m); \quad \sigma = \sigma_k \exp(-B\Theta), \quad (1)$$

где σ_k – предел прочности материала в зоне межчастичного контакта; Θ – относительная пористость; m – коэффициент, численно равный 3...7; B – параметр, определяемый условиями получения и испытания материала ($2 \leq B \leq 8$).

Для сравнительной оценки механических свойств в зависимости от пористости предложена следующая формула [5]:

$$\sigma = \sigma_0 (1 - \Theta^2)^2 \exp(-B\Theta), \quad (2)$$

где σ , σ_0 – механические свойства (модуль Юнга, модуль сдвига, коэффициент Пуассона, удлинение при растяжении) пористого и компактного материалов, относительные значения которых представлены в табл. 1. Как видим, с увеличением остаточной пористости механические свойства материалов резко падают. Так, для 5%-ной пористости в среднем прочность снижается на ~ 20% ($\alpha_{cp} = 79,1$).

Таблица 1

Влияние пористости на относительные механические свойства порошковых материалов

Пористость, $\Theta \cdot 100, \%$	Относительные механические свойства $\alpha = \sigma / \sigma_0 = 100(1 - \Theta^2)^2 \exp(-B\Theta)$ при значении параметра B , равном						α_{cp} при $B = 2...8$
	2	3	4	5	6	8	
0	100,0	100,0	100,0	100,0	100,0	100,0	100,0
5	90,0	85,6	81,4	77,4	73,7	66,6	79,1
10	80,2	72,6	65,6	59,4	53,7	44,0	62,6
15	70,7	60,9	52,4	45,1	38,8	28,7	49,4
20	61,7	50,5	41,4	33,9	27,7	18,6	39,0
25	53,3	41,5	32,3	25,1	19,6	11,8	30,6

Разработана классификация порошковых материалов по плотности и степени нагруженности с рекомендациями областей их применения. В табл. 2 обобщены свойства 43 марок порошковых сталей, легированных медью ($\leq 2,5\%$), никелем ($\leq 2,0...2,5\%$), хромом, молибденом и марганцем (в пределах $0,5...1,5\%$), из которой видно, что по прочности они намного ниже базовых сталей. Так, для мало- и умереннонагруженных порошковых сталей прочность на разрыв (σ_b) составляет всего лишь 30...50%. Пористость сильно снижает и пластические свойства (δ , КС) – 15...45%. Между тем ударная вязкость

(КС) является самым структурно-чувствительным параметром, определяющим механические свойства материала в целом.

Таблица 2

Механические свойства порошковых сталей

Характеристика нагруженности	Пористость, %	Плотность, г/см ³	σ_b^* , МПа
1	2	3	4
Малонагруженные	25...16	5,90...6,6	115 (30...45%)
Умереннонагруженные	15...10	6,70...7,1	572 (46...65%)
Среднегруженные	9...2	7,15...7,7	808 (66...94%)
Тяжелонагруженные	< 2	> 7,7	1087 (95...100%)

δ^* , %	КС*, кДж/м ²	Твердость		Технология изготовления**
		НВ, МПа	HRC	
5	6	7		8
4,5 └─(15...30)%─┐	187 104	625	–	П ₁ + С ₁
1,3 └─(31...45)%─┐	104 173	–	36	(П ₁ + С ₁) + (П ₂ + С ₂) + ТО
3,1 └─(46...85)%─┐	173 364	–	43	(П ₁ + С ₁) + (ГШ + ТО)
7,2 └─(86...100)%─┐	364	–	50	(П ₁ + С ₁) + (ГШ + ТО)

Примечание: * в скобках – свойства ((δ , (, КС) порошковых сталей относительно литых сталей; ** П₁, С₁ – однократное прессование и спекание; П₂, С₂ – двукратное прессование и спекание; температура спекания $T_{сп} = (0,75...0,9)T_{пл}$; ТО – термическая обработка (закалка от 840...860(С, отпуск – 200...300(С); ГШ – горячая штамповка.

Представляют интерес составы международных (IS) и национальных стандартов по конструкционным порошковым сталям, некоторые из них приведены в табл. 3 [6]. Интервалы плотностей сталей довольно широкие – 6,0...7,2 г/см³, в национальных стандартах они достигают 7,4...7,8 г/см³. Из табл. 3 видно, что прочность и твердость порошковых сталей <Fe – C> с $\gamma = 7,4$ г/см³ составляют: $\sigma_b = 350$ МПа и НВ=1050 МПа. Базовые стали, содержащие такое же количество углерода –0,3...0,6% С, имеют: $\sigma_b = 500...690$ МПа и НВ = 1790...2550 МПа, т.е. по прочности и твердости они соответственно в ~ 1,4...1,9 и ~ 1,7...2,4 раза выше.

Влияние углерода на свойства <Fe – C – Cu> сплавов показано на сталях P2025, <F80 – ИЗ – 68> и P2055 с $\gamma = 6,8 \text{ г/см}^3$. Как и следовало ожидать, с увеличением содержания углерода (от <0,3 до 0,9%) σ_b и HB возрастают в $\sim 1,7$ раза, δ – падает. Сопоставление свойств показывает, что лучшим является состав <Fe – (0,3...0,6)%C – (1,0...4,0)%Cu>, т. е. сталь марки <F80 – ИЗ – 68>.

Степень легирования никелем можно оценить на сталях почти тех же составов, т.е. P3035, P3045 и <ПК70Н2Д2-68> с $\gamma = 6,8 \text{ г/см}^3$. Сравнение показывает, что никель почти не влияет на свойства <Fe – C – Cu> сталей, что ставит под сомнение эффективность его использования в медьсодержащих композициях. Так, для сплавов с 0,3...0,6% C: <F80 – ИЗ – 68>, $\sigma_b = 400 \text{ МПа}$, HB = 1300 МПа и HB = 1200 МПа и $\delta = 2,0\%$. В действительности это совсем не так, причиной тому – остаточная пористость.

Легирование сплавов <Fe– C – Cu – Ni> молибденом заметно улучшает свойства стали P3085: $\sigma_b = 440 \text{ МПа}$, HB = 1500 МПа, $\delta = 3,0\%$. И тем не менее уровень свойств сталей плотностью $\gamma = 6,8 \text{ г/см}^3$ ($\Theta = 9...13\%$) далеко не отвечает затратам от применения дефицитных металлов – меди, никеля и молибдена.

Таблица 3

Конструкционные порошковые материалы на основе железа

Марки металлов	Химический состав, %					
	C	Cu	Ni	Mo	Cr	Σ эл.
P1035 (IS – 5755/2) ПК40 – 74 (Украина)	0,3...0,6 0,3...0,6	– –	– –	– –	– –	$\leq 2,0$ –
P2025 (IS – 5755/2) F80 – ИЗ – 68 (Франция) P2025 (IS – 5755/2)	< 0,3 0,3...0,6 0,3...0,9	1...4 1...4 1...4	– – –	– – –	– – –	$\leq 2,0$ $\leq 2,0$ $\leq 2,0$
P3035 (IS – 5755/3) P3045 (IS – 5755/3) ПК70Н2Д2 – 68 (Украина)	< 0,3 0,3...0,6 0,3...0,9	1...3 1...3 1...3	1...3 1...3 1...3	– – –	– – –	$\leq 2,0$ $\leq 2,0$ –
P3085 (IS – 5755/3) ПК70Н2Д2М – 68 (Украина)	0,3...0,6 0,3...0,6	1...3 1...3	1...3 1...3	0,3...0,7 0,3...0,7	– –	$\leq 2,0$ –
ПК40Х2 (Украина)	0,3...0,6	–	–	–	1...3	–

Механические свойства			
γ , г/см ³	σ_b , МПа	НВ, МПа	σ , %
6,8	240	900	2
7,4	350 (500...690)	1050 (1790...2550)	7 (21...12)
6,8	240	750	3
6,8	400	1300	1
6,8	420	1400	–
6,8	270	900	4
6,8	360	1200	2
6,8	440	1500	–
6,8	440	1500	3
7,4	780	1800	6
6,8	400	1100	2
7,4	700	1400	4

Примечание: в скобках – значения базовых (литых) сталей.

Увеличение плотности до $\gamma=7,4$ г/см³ существенно повышает свойства аналогичной стали <ПК70Н2Д2М-68>: $\sigma_b = 780$ МПа, НВ=1800 МПа и $\delta = 6,0\%$. Отсюда можно сделать заключение, что комплексное (многокомпонентное) легирование порошковых сталей конструкционного назначения целесообразно только в случае максимального снижения структурной пористости, правильнее – полного ее исключения ($\Theta \Leftrightarrow 0\%$).

Этот вывод остается справедливым и при однокомпонентном легировании. В табл. 4 показано влияние легирующих элементов на упрочнение спеченного железа пористостью 20(5%. Как видим, оптимальное количество легирующих элементов соответствует средне- и высоколегированным базовым сталям, обладающим высокими физико-механическими свойствами. Показатели прочности порошковых сталей, представленных в табл. 4, почти такие же, как у самой простой стандартной стали марки <08> ($\sim 0,08\%$ С, 0,17...0,37% Si, 0,35...0,65% Mn), а по пластичности они многократно ниже.

Анализ этих (табл. 2 – 4) и других известных конструкционных порошковых сталей показывает, что предпочтительными легирующими элементами для них являются *углерод, медь, никель и молибден*. Причем медь во многих композициях служит заменителем (частично) углерода, поэтому <Fe – С – Cu> сплавы считаются матричными для многих порошковых сталей. Как известно [8, 9], в основу базовых, т.е. литых, легированных сталей конструкционного назначения положены <Fe–С– Cr> сплавы, которые обеспечивают высокий уровень свойств. Эффективность легирования хромом показана на стали ПК40Х2 (табл. 3). По прочности (σ_b , НВ) она сопоставима со сталями марок <F80–ИЗ–68> и P3045, т.е. с <Fe – С – Cu> и <Fe – С – Cu–Ni> сплавами.

Таблица 4

Влияние легирующих элементов на упрочнение
спеченного железа (пористость $\Theta = 20 \pm 5\%$) [7]

Наименование легирующих элементов	Оптимальное количество легирующего элемента, %	Показатели прочности			Степень упрочнения		
		σ_b , МПа	НВ, МПа	μH , МПа	β_{σ_b}	$\beta_{НВ}$	$\beta_{\mu H}$
Углерод (C)	0,6 ... 1,0 (0,05... 0,12)	170...290 (330)	450 ... 800 (1310)	1140...2700	1,4...1,5	1,4...1,5	1,4...1,3
Кремний (Si)	4,0... 9,0	235	–	–	1,2...2,0	–	–
Марганец (Mn)	2,0... 3,0	400	–	1440	2,0...3,3	–	1,5...1,7
Хром (Cr)	13,0...25,0	270...280	–	–	1,4...2,2	–	–
Никель (Ni)	5,0...10,0	330...420	–	900...1050	2,7...2,1	–	0,8...1,1
Молибден (Mo)	5,0...20,0	380...500	1100...2000	1980...3000	2,5...3,2	3,6...3,7	2,4...4,0
Вольфрам (W)	10,0	260...300	–	–	1,5...2,2	–	–
Медь (Cu)	5,0.. 3,0	250...310	550...880	1080...2040	1,5...2,1	1,6...1,8	1,3...1,6

Примечание. Свойства спеченного железа ($\Theta = 20 \pm 5\%$): $\sigma_b = 120...200$ МПа, НВ = 300...550 МПа, $\mu H = 830...1310$ МПа; β – отношение свойств спеченных материалов: (Fe – Me) и (Fe), где Me – легирующие элементы (C, Si, Mn, Cr и др.); в скобках – свойства стандартной стали марки <08>: удлинение $\delta = 33\%$, сужение $\psi = 60\%$, вязкость КС = 110 Дж/см².

В практике обычно избегают применения хрома, титана, ванадия, алюминия и других металлов, которые отличаются сильным сродством к кислороду. В этой связи они требуют обеспечения особых условий при формовании порошковых шихт и спекании изделий, исключающих их оксидацию. Кроме того, отсутствие кондиционных легированных порошков, содержащих химически активные элементы, также сдерживает организацию многотоннажного металлокерамического производства.

С точки зрения современного материаловедения, сплав <Fe-C-Cu> не может быть перспективным, так как на его основе нельзя получить высокопрочные, в том числе и жаропрочные материалы и изделия. В этой связи отметим следующее. Основной причиной ограниченного применения меди в стали, несмотря на возможность дисперсного твердения, является склонность медистых сталей к образованию поверхностных трещин при горячей обработке давлением [8]. И тем не менее в ряде случаев медь используют в качестве легирующего элемента, если в стали содержится некоторое количество никеля, назначение которого сводится к предотвращению процессов трещинообразования. В практике металлургического производства медь расценивается

как вредная примесь в стали. Применение меди в порошковой металлургии выгодно потому, что она хорошо формуется вследствие пластичности, оксиды ее легко восстанавливаются (при 400...450 °С), а самое главное, обеспечивается жидкофазное спекание (1100...1150 °С). Что же касается механических свойств порошковых медистых сталей, то их уровень может быть значительно повышен до вполне приемлемых пределов. Безусловно, матричным сплавом почти для всех легированных сталей остается система <Fe – C – Cr>, хотя она еще недостаточно изучена применительно к новым процессам порошковой металлургии.

Приходится сожалеть, что и технология медистых порошковых сталей далека от совершенства. В стандартах лишь за редким исключением предусматривается термическая обработка, в большинстве случаев – пареокидация. Это объясняется не только структурной пористостью, но еще и тем, что закалка с отпуском резко снижает пластические свойства (δ , ψ , КС), т.е. придает стали хрупкость.

Как видим, медьсодержащие стали характеризуются противоречивыми данными по составу, структуре и свойствам. Достаточно отметить, что и сплавы <Fe – Cu> еще не регламентированы. Так, в табл. 5 обобщены результаты исследований более чем 20-ти работ, в том числе [1, 7, 10-19], по которым невозможно сделать какую-либо систематизацию. Например, сплавы до 2,0% Cu и $\Theta = 20,0...30,0\%$ имеют $\sigma_b = 220...270$ МПа, тогда как сплав с 25,0% Cu и $\Theta = 25,0\%$ – всего лишь $\sigma_b = 190$ МПа. Ни в какое сравнение по σ_b не идут сплавы с 5,0 и 15,0% Cu. То же самое можно сказать и о трех сплавах с $\Theta = 18,0\%$, у которых значения σ_b колеблются в пределах 100...325 МПа. Большие разбросы имеются по плотности (γ) и удлинению (δ). Следовательно, пользоваться такими данными практически невозможно.

Таблица 5

Механические свойства <Fe – Cu> сплавов [7]

Содержание меди в сплаве	γ , г/см ³	Θ , %	σ_b , МПа	НВ, МПа	δ , %
<2,0	5,5...6,0	20...30	220...270	600... 900	6,0
2,5...3,0	6,8...7,2	13...18	190...320	500...1100	2,0...5,0
5,0	5,5...7,0	16...32	76...390	250...1300	0,6...3,0
7,0...7,5	6,7...7,0	16...22	210...450	590...1280	0,5...0,8
10,0	5,9...7,1	25	128...390	600...1300	2,6
15,0	5,8	15...20	60	–	–
20,0	–	20	290...320	820... 850	0,9...1,0
25,0	6,4	25	190	450	–
18,0...22,0	6,0...6,4	18	325	–	0,5
7,0...22,0	5,8...6,2	18	240	–	0,5
40,0	5,8...6,2	18	100	–	0,5

Все это свидетельствует о том, что необходимо тщательно пересмотреть все концептуальные подходы к продукции порошковой металлургии, существенно повысить требования к ним с позиций развития современной техники и определить области их эффективного применения.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Jones W.D. Fundamental Principles of Powder Metall. - London, 1960.
2. Pulvermetallurgie. Sinter und Verbundwerkstoffe. Aufl. von W. Schatt. - Leipzig: Verlag Grundstoff., 1985. - 600 s.
3. Бальшин М.Ю. Научные основы порошковой металлургии и металлургии волокна. - М.: Металлургия, 1972. - 335 с.
4. Радомысельский И.Д., Сердюк Г.Г., Щербань Н.И. Конструкционные порошковые материалы. - Киев: Техника, 1985. - 152 с.
5. Радомысельский И.Д., Щербань Н.И. Порошковые конструкционные материалы. - Киев: Знание, 1983. - 16 с.
6. Порошковая металлургия: Мат. IX респуб. конф.-Киев: ИПМ АНУ, 1990.-222 с.
7. Федорченко И.М., Пугина Л.И. Композиционные спеченные антифрикционные материалы. - Киев: Наукова думка, 1980. - 404 с.
8. Houdremont E. Handbuch der Sonderstahlkunde. - Berlin, 1956.
9. Лахтин Ю.М., Леонтьева В.П. Материаловедение. - М.: Машиностроение, 1980. - 494 с.
10. Schroeder W. Massenteile aus Sintereisen und Sinterstahe. - Technik, 1952. - №6. - S. 304 - 310.
11. Порошковая металлургия: Труды IV Всесоюзной научно-технической конференции. - Ярославль, 1956. - С. 90-114.
12. Gummesson P.V. Planseeber. Pulvermetallurgie. - 1957. - Bd.5, №3. - S. 94-101.
13. Порошковая металлургия: Труды Всесоюзной межвузовской конференции. Выпуск XVI. - Куйбышев, 1963. - С. 165-171.
14. Walker W.F. Sintered metal products.- Edgar Allen News, 1966. - №531. - P.200-202.
15. Айзенкольб Ф.А. Успехи порошковой металлургии. - М.: Металлургия, 1969.- 540 с.
16. Порошковая металлургия за рубежом. Вып.1,2.-Киев:ИПМ АН Украины, 1977.
17. Свойства порошковых металлов, тугоплавких соединений и спеченных материалов: Справочник. - Киев: Наукова думка, 1978. - 182 с.
18. Анциферов В.Н., Акименко В.Б. - М.: Металлургия, 1983. - 88 с.
19. Ермаков С.С., Вязников Н.Ф. Порошковые стали и изделия. - Л.: Машиностроение, 1990. - 319 с.

ГИУА. Материал поступил в редакцию 20.12.2000.

Ն.Վ. ՄԱՆՈՒԿՅԱՆ, Մ.Մ. ՆՈՒԲԱՐԻ ԿՈՆՍՏՐՈՒԿՑԻՈՆ ՓՈՇԵՆՑՈՒԹԵՐԻ ՍՍՍՑՄԱՆ ԳՈՐԾՆԹԱՑՆԵՐԻ ՀԵՏԱԶՈՏՈՒՄԸ 1. ԿՈՆՍՏՐՈՒԿՑԻՈՆ ՆՇԱՆԱԿՄԱՆ ՓՈՇԵՆՑՈՒԹԵՐԻ ՎԵՐԼՈՒԾՈՒԹՅՈՒՆԸ

Տրված է փոշեմետալուրգիայի՝ տարբեր մեթոդներով ստացված կոնստրուկցիոն նյութերի հետազոտությունը, հիմնավորվում է ծակոտկեն կառուցվածքով փոշեմետալուրգիական կոնստրուկցիոն նյութերի ստացման ոչ նպատակահարմարությունը, առաջարկվում են հեռանկարային կոմպոզիցիաներ և դրանց ամրացման արդյունավետ մեթոդներ, մասնավորապես՝ տաք արտամղում:

N.V. MANUKYAN, M.M. NUBARI PROCESS INVESTIGATION FOR OBTAINING STRUCTURAL POWDER MATERIALS 1. POWDER MATERIAL ANALYSIS OF CONSTRUCTION DESTINATION

The analysis of structural materials obtained by various methods of powder metallurgy is presented. Inexpedience of obtaining powder materials with structural porosity for designing purposes is grounded. Perspective compositions and effective methods of their compacting, in particular, hot extrusion are proposed.