

В. Е. МИКРЮКОВ и Н. З. ПОЗДНЯК

## ИССЛЕДОВАНИЕ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ЖЕЛЕЗО-МЕДНО-ГРАФИТОВЫХ СПЛАВОВ С МАЛЫМИ ДОБАВКАМИ МЕДИ. ЧАСТЬ V

### Введение

Уже давно было известно, что небольшие добавки меди к чугунам или железу улучшают их антикоррозионность, твердость и прочность. Тем не менее медь как легирующий элемент изучена недостаточно, мало исследованы свойства медистых сталей и чугунов, хотя в последние годы опубликован ряд обстоятельных исследований в этой области [1—4]. Еще менее исследована роль меди в железо-графитовых сплавах, несмотря на то, что исследования в этой области ведутся уже около двух десятилетий.

В одной из первых работ в этой области И. Ю. Бальшина и Н. Г. Короленко [5] было установлено, что добавление 10% меди повышает прочность антифрикционного металлокерамического чугуна на 25—30%.

Позднее Келлеи [6] исследовал влияние меди на свойства металло-керамических железо-медных сплавов, содержащих от 5 до 30% меди. Он установил, что в сплавах, содержащих 10% меди, спеченных при температуре 1100°C в течение от 0,5 до 24 часов, повышались предел прочности при растяжении соответственно от 15 до 60 кг/мм<sup>2</sup> и удлинение от 3 до 4%. Дальнейшее повышение содержания меди до 30% не дало улучшения механических свойств.

П. И. Бебнев [7] указывал, что наибольшее значение предела прочности при изгибе (63 кг/мм<sup>2</sup>) и твердости (по Бринеллю 130 кг/мм<sup>2</sup>) железо-медно-графитовых образцов соответствовало содержанию 10% меди.

В наших предыдущих работах [8—10] при изучении влияния различных количеств меди на физико-механические свойства железо-медно-графитовых сплавов установлено, что оптимальные значения механических свойств соответствуют сплавам с содержанием 10% меди, при этом теплопроводность этих сплавов не зависит от температуры.

Все эти данные показывают, что наилучшими в практическом отношении свойствами обладают железо-медно-графитовые сплавы с содержанием около 10% меди. Однако промышленность, руководствуясь соображениями рентабельности, приступила к освоению железо-медно-графитовых сплавов с малыми добавками (1,5—3%) меди. В соответствии с этим в последние годы выполнен ряд работ [1—4] по исследованию структур механических свойств железо-графитовых сплавов, легированных малыми добавками меди. Но этот вопрос остается все еще мало изученным, так как различные авторы получают противоречивые выводы; кроме того, тепловые и электрические свойства этих сплавов остаются совершенно неизученными.

В настоящей работе описываются исследования твердости, предела прочности при растяжении, сжатии и изгибе, а также ударной вязкости, коэффициента линейного расширения, теплопроводности и удельного электросопротивления в зависимости от пористости и температуры нагрева железо-графитовых сплавов с содержанием 2% меди в исходной смеси.

### Технология изготовления сплавов

Сплавы были изготовлены из сулинского железного порошка, полная техническая характеристика которого была дана в работе [11]. Для легирования применялся электролитический мелкий медный порошок

Таблица 1

#### Техническая характеристика порошков

Химический состав, %	Насыпной вес, г/см <sup>3</sup>	Размеры частиц, мм	Содержание фракций, %
Железный порошок			
Fe общего—98,6	1,80	0,1 —0,15	0,2
C— 0,28		0,075—0,1	12,75
Si— 0,4		0,05 —0,075	20,35
Mn— 0,4		0,046 —0,05	30,40
S— 0,037		>0,046	59,41
P— 0,02			
O <sub>2</sub> — 0,12			
Медный порошок			
Cu—99,9		0,15 —0,105	10
Прочих — 0,1		0,105—0,075	30
		0,07 —0,056	20
		>0,056	25
Графит тайгинский обеззоленный			
C— 98,9	0,33	0,075—0,1	10
	0,2*	0,075—0,056	20
		0,046—0,05	30
		>0,046	40

\* Содержание золы в процентах.

шок. Применялся тайгинский обеззолненный графит. Металлические порошки перед изготовлением из них смеси доводились до полного восстановления в атмосфере водорода: железный порошок — при  $800^{\circ}$  в течение двух часов, а медный — при  $400^{\circ}$  в течение 1 часа.

Химический и ситовой состав исходных материалов приведен в табл. 1.

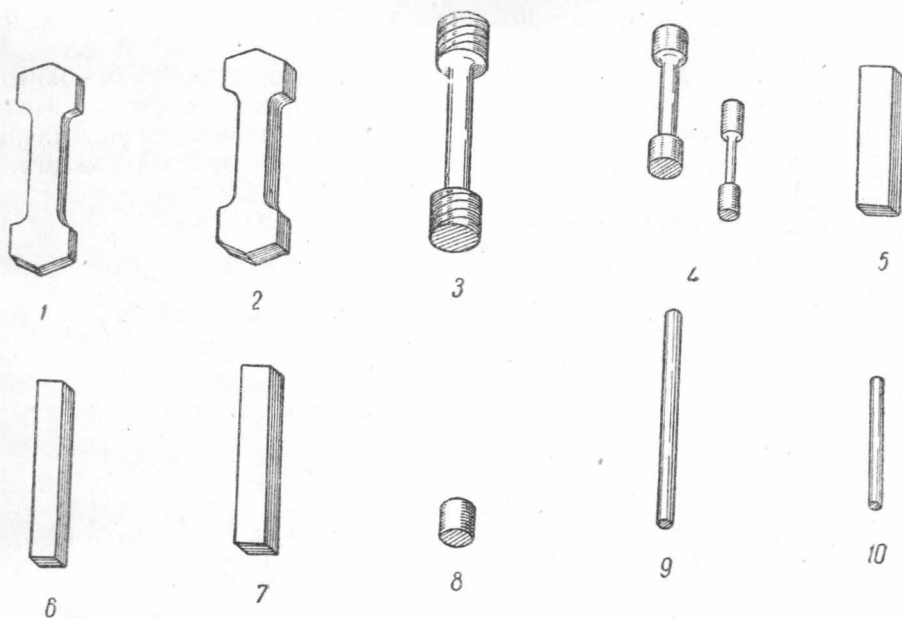


Рис. 1. Образцы для исследования физических и механических свойств сплавов на растяжение:

1 —  $S = 10 \times 5$  мм<sup>2</sup>,  $L = 82$  мм; 2 —  $S = 10 \times 10$  мм<sup>2</sup>,  $L = 82$  мм; 3 —  $D = 8$  мм,  $L = 80$  мм при  $t = 400^{\circ}$ ; 4 —  $D = 6$  мм,  $L = 50$  мм и  $D = 3$  мм,  $L = 40$  мм при  $t = -160^{\circ}$ ; на ударную вязкость: 5 —  $S = 10 \times 10$  мм<sup>2</sup>,  $L = 50$  мм; 6 —  $S = 10 \times 10$  мм<sup>2</sup> при  $t = 400^{\circ}$ ; 7 —  $L = 70$  мм при  $t = -160^{\circ}$ ; на сжатие: 8 —  $D = 11$  мм,  $h = 10$  мм; на тепло- и электропроводность: 9 —  $D = 4$  мм,  $L = 80 \div 100$  мм при  $t = 20 \div 500^{\circ}$  C; для определения коэффициента линейного расширения: 10 —  $D = 3$  мм,  $L = 50$  мм

Смешивание порошков производилось в два приема. Сначала смесь перемешивали вручную до однородного цвета, а затем — на механическом смесителе в течение 5 часов при 60 об/мин. Этого оказалось вполне достаточно для равномерного распределения частичек меди и графита в железном порошке. Удельный вес смеси определяли по способу аддитивности, а насыпной вес — на обычном волюмометре.

Таблица 2  
Состав смеси порошков до прессования, %

Железный порошок	Медный порошок	Графит	Насыпной вес, г/см <sup>3</sup>	Удельный вес, см <sup>3</sup> /г
96,8	2	1,2	2,11	7,51
98,8	нет	1,2	2,03	7,53

Прессование образцов производилось непосредственно после окончания смешивания во избежание окисления смеси. Этим удалось получить относительно низкое содержание кислорода в спеченных образцах. Каждый вид образцов прессовали с пятью значениями пористости: 5, 10, 15, 20 и 25% (по 3 экземпляра для каждого значения). Однако, как правило, получить пористость спеченных образцов, точно совпадающую с заданной, не удавалось.

Состав исходных смесей приведен в табл. 2. Содержание графита в смеси принято 1,2% по весу.

Прессование образцов производилось на гидравлическом 100-тонном прессе в металлических съемных прессформах по ограничителю, так как прессование по удельному давлению давало неидентичные результаты измерений. Форма и размеры образцов показаны на рис. 1.

### Результаты испытания механических свойств

После спекания образцы имели химический состав, приведенный в табл. 3.

Таблица 3

Сплавы	Температура спекания, °С	Химический состав, %							железо
		C	Cu	Si	Mn	P	S	O <sub>2</sub>	
53	1150	1,05	нет	0,24	0,28	0,02	0,03	0,08	остальное
54	1200	0,99	1,73	0,26	0,27	0,021	0,026	0,12	"
55	1150	0,88	1,86	0,29	0,25	0,018	0,028	0,091	"
56	1050	0,74	1,93	0,28	0,29	0,021	0,03	0,15	"

Из таблицы видно, что с повышением температуры спекания обезуглероживание понижается, а потери меди незначительно увеличиваются. Металлографическим анализом установлено, что в результате спекания при 1200° углерод переходит в цементит.

Сплав 53 имеет типичную перлитную структуру с очень мелкими включениями феррита, графита и цементита. Сплав 54 состоит из сорбитообразного мелкозернистого перлита и сплошной тонкой сетки цементита по границам зерен; кроме того, его зерна пронизаны иглами цементита. На поле многих зерен имеются участки феррита (рис. 2).

Микроструктура сплава 55 представляет собой пластинчатый перлит и феррит (рис. 3) аналогично сплаву 56 (рис. 4). Ни у одного из 3 медистых сплавов включений меди при увеличении  $\times 400$  не обнаружено.

Чтобы выяснить, в каком состоянии находится медь в сплавах, были изготовлены цветные фотографии микроструктур (при увеличении  $\times 500$ ).

На всех фотографиях этих шлифов включений структурно свободной меди не обнаружено.

Твердость образцов измерялась на прессе Бринелля с нагрузкой 250 кг при диаметре стального шарика 5 мм и выдержке 30 сек. Твердость определялась по трем замерам, а данные пределов прочности на растяжение, сжатие и изгиб выводились из испытаний трех образцов.

Результаты механических измерений приведены в табл. 4, из кото-

рой видно, что на физико-механические свойства и структуры металло-керамических сплавов большое влияние оказывает температура спекания. Добавки 2% меди в исходную смесь повышают твердость на 30%, предел прочности на растяжение на 14% и ударную вязкость на 30%. Предел прочности при сжатии практически не изменяется.

Повышение температуры спекания сплава 54, который имел такой же исходный состав, как и сплав 55, привело к резкому увеличению

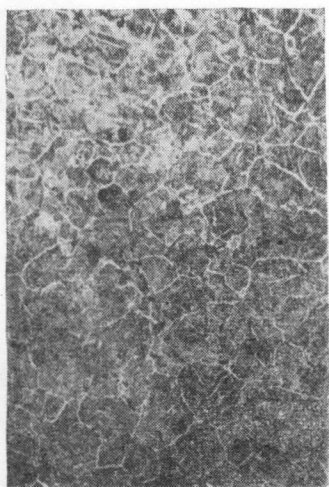


Рис. 2. Микроструктура сплава 54,  $\times 100$ . Травлен. Сорбитообразный перлит и цементитная сетка



Рис. 3. Микроструктура сплава 55,  $\times 400$ . Травлен. Пластинчатый перлит и феррит

твердости: она оказалась в 2 раза выше, чем у сплава 55, который спекали при  $1150^\circ$ . Такое увеличение твердости получилось за счет образования в сплаве 54 мелкозернистой структуры с цементитной сеткой. Прочность при растяжении и сжатии, ударная вязкость и относительное удлинение практически не изменились.

Понижение температуры спекания сплава 56 до  $1050^\circ$  уменьшило твердость примерно на 40%, а прочность при растяжении и сжатии изменилась незначительно. Относительное удлинение увеличилось почти на 30%.

Такие результаты можно объяснить тем, что в структуре данного сплава не оказалось цементной сетки.

Механические свойства исследованных сплавов оказались относительно высокими для железо-графитовых пористых сплавов. Это можно объяснить высоким качеством сулинского железного

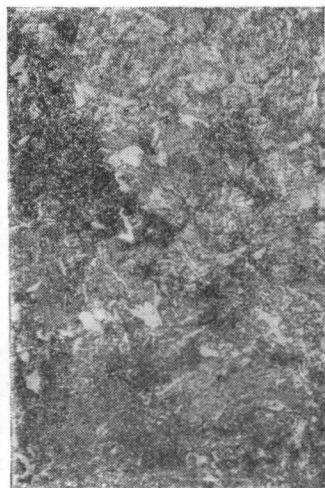


Рис. 4. Микроструктура сплава 56,  $\times 400$ . Травлен. Перлит и феррит  
порошка (см. табл. 4).



Механические свойства исследованных сплавов после спекания \*

Таблица 4

№ образца	Содержание после спекания, %		Пределы пористости образцов, %	Твердость по Бринеллю при нагрузке 250 кг r=5 мм и 30 сек., кг/мм <sup>2</sup>	Основные механические свойства												Предел прочности при изгибе, кг/мм <sup>2</sup>	Предел прочности при сжатии, кг/мм <sup>2</sup>
	С общ.	меди			предел прочности при растяжении, полученный в испытаниях при температуре				относительное удлинение, %	ударная вязкость (кг·м/см) <sup>2</sup> при температурах испытания								
					20°	400°	600°	800°		20°	400°	-50°	-90°	-100°	-190°			
53	1,05	нет	7—30	107—55	43—22	18,8	—	3,6	1,3 — 0,8	1,36—0,9	0,3	—	0,6	0,5	0,4	—	300—200	
54	0,99	1,73	7—24	260—95	49—27	—	—	—	—	1,3 — 0,4	0,2	0,5	—	—	0,3	—	175—135	
55	0,88	1,86	6—30	139—52	49—26	32,5	23,1	4,2	2,2 — 0,5	1,8 — 0,7	1,1	0,9	0,6	—	0,45	89—34	302—95	
56	0,74	1,93	8—26	94—41	47—30	—	—	—	3,27—0,8	1,5 — 0,5	—	—	—	—	—	—	213—160	

\* При положительных и отрицательных температурах испытывались образцы с пористостью около 10%. Предел прочности при сжатии устанавливался при появлении первой трещины.

При широком применении в промышленности железо-медно-графитовых конструкционных деталей машин может возникнуть необходимость измерить коэффициент линейного расширения. Образцы для дилатометра вытачивались на токарном станке с металлорежущими резцами, оснащенными пластинками из ВК-2. Заготовками служили в этом случае стандартные для испытаний на ударную вязкость образцы с двумя ступенями пористости, близкими к 10 и 20%. Измерение коэффициента линейного расширения произведено у пяти сплавов (сплав 36 имел структуру, аналогичную сплавам 53—56, но содержал 5% меди). Полученные величины коэффициента линейного расширения ( $\alpha$ ) приведены в табл. 5.

Т а б л и ц а

**Величина коэффициента линейного расширения**

Сплав	Пористость, %	Коэффициент ( $\alpha$ ) при температуре измерения, 10 <sup>-6</sup>						
		20°	100°	200°	300°	400°	500°	600°
53	10	11,62	12,2	12,85	14,20	15,71	16,16	—
	20	10,71	11,30	12,98	14,96	15,20	15,23	15,60
54	10	12,14	12,54	12,77	14,96	15,62	15,76	15,89
	20	11,62	12,15	12,74	14,90	16,10	16,20	16,36
55	10	12,1	12,3	13,6	14,1	14,5	15,8	—
	20	11,6	12,1	13,1	14,0	14,2	15,2	—
56	10	11,89	12,7	13,3	14,4	15,6	16,3	16,7
	20	11,5	12,3	13,5	15,0	16,0	—	—
36	10	12,6	12,7	14,2	15,2	16,1	16,3	—

Из данных табл. 5 видна некоторая тенденция увеличения коэффициента  $\alpha$  с ростом меди в сплаве, а пористость сплава оказывает весьма слабое влияние на изменение коэффициента  $\alpha$ .

#### Удельное электросопротивление и теплопроводность металло-керамических сплавов

Удельное электросопротивление и теплопроводность измерялись на образцах 53, 55 и 56. Все эти образцы имели практически одинаковую пористость (10%). Удельное электросопротивление измеренных сплавов увеличивалось с повышением температуры, не следуя линейной зависимости (рис. 5); для образцов 53 и 55 в интервале температур от компактных до 400° удельные электросопротивления практически совпадают как по абсолютной величине, так и по температурной зависимости, выше 400° оно больше для образца 53, чем для образца 55. В интервале температур от 50 до 650°C удельное электросопротивление увеличивалось, причем для образца 56 оно было больше, чем для образцов 53 и 55. Это, по-видимому, обусловлено различиями химического состава исследуемых образцов и температур их спекания.

Теплопроводность исследуемых сплавов линейно убывала с повышением температуры (рис. 6). По абсолютной величине она больше для сплава 53, чем для 55, а для последнего больше, чем для 56. Таким образом, теплопроводность сплава 55, содержащего в своем составе медь, меньше теплопроводности сплава 53, который меди не содержит, откуда можно заключить, что медь в сплаве 55 находится в твердом растворе, а не в свободном состоянии.

Экспериментальное значение соотношения Видемана—Франца

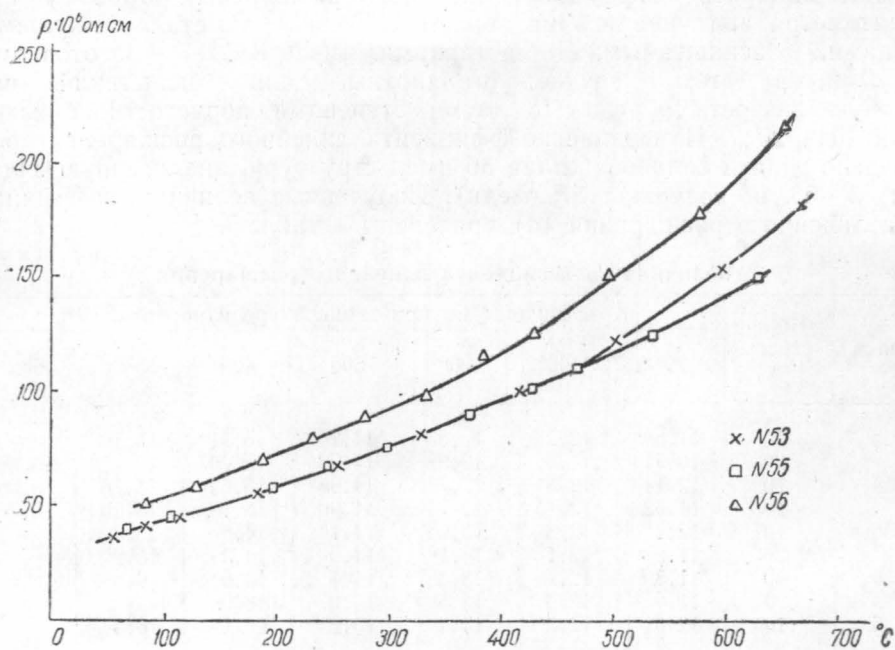


Рис. 5. Температурная зависимость удельного электросопротивления

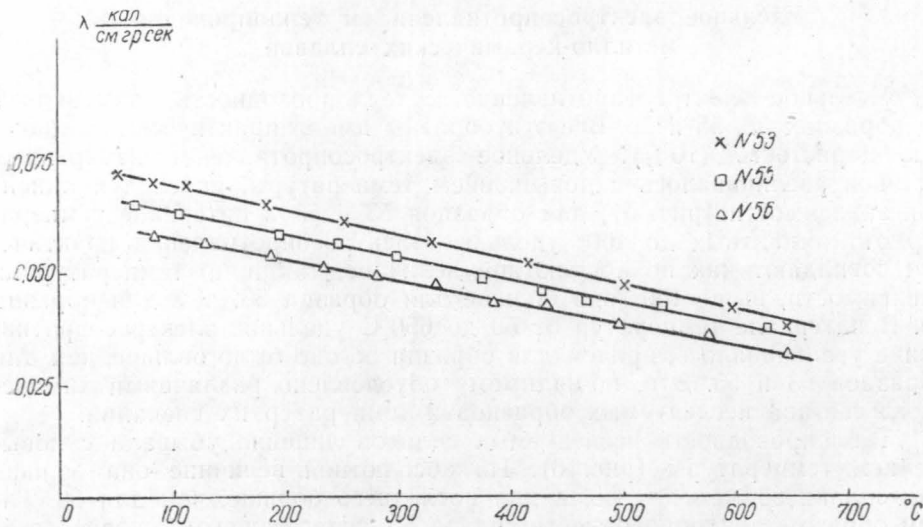


Рис. 6. Температурная зависимость теплопроводности



## Тепловые и электрические свойства металлокерамических сплавов

$t_{\text{ср}}^{\circ}\text{C}$	$\lambda \frac{\text{кал}}{\text{см} \cdot \text{град} \cdot \text{сек}}$	$\rho 10^5 \text{ ом} \cdot \text{см}$	$\frac{\lambda}{\alpha T} 10^8 \frac{\text{ватт} \cdot \text{ом}}{\text{град}^2}$	$t_{\text{ср}}^{\circ}\text{C}$	$\lambda \frac{\text{кал}}{\text{см} \cdot \text{град} \cdot \text{сек}}$	$\rho 10^5 \text{ ом} \cdot \text{см}$	$t_{\text{ср}}^{\circ}\text{C}$	$\lambda \frac{\text{кал}}{\text{см} \cdot \text{град} \cdot \text{сек}}$	$\rho 10^5 \text{ ом} \cdot \text{см}$	$\frac{\lambda}{\alpha T} 10^8 \frac{\text{ватт} \cdot \text{ом}}{\text{град}^2}$
образец № 53; Fe+1% C				образец № 55			образец № 56			
52,3	0,0720	35,2	3,25	63,8	0,0653	39,70	82,1	0,0583	51,00	3,50
82,3	0,0703	39,8	3,30	104,8	0,034	45,00	127,1	0,0565	58,80	3,47
111,6	0,065	43,5	3,28	194,0	0,0586	58,20	185,1	0,0532	69,50	3,36
181,1	0,0645	54,6	3,24	243,8	0,0565	66,30	231,7	0,0509	78,80	3,31
251,0	0,0609	66,2	3,21	296,3	0,0534	75,10	277,8	0,0492	88,50	3,29
326,8	0,0564	81,4	3,18	371,6	0,0490	90,10	331,3	0,0477	98,10	3,23
414,8	0,0518	100,0	3,14	426,6	0,0463	101,00	381,0	0,0431	116,40	3,20
499,6	0,0468	123,5	3,12	466,0	0,0445	110,00	430,0	0,0428	121,00	3,17
594,0	0,0419	154,0	3,10	532,6	0,0427	125,00	494,0	0,0381	151,60	3,14
664,3	0,0376	182,0	3,09	627,0	0,0377	151,10	574,0	0,0355	178,70	3,12
							649,0	0,0314	217,50	3,09

больше теоретического значения (табл. 6), следовательно, процесс теплопроводности в исследуемых сплавах осуществляется как электронной проводимостью, так и теплопроводностью решетки.

### Заключение

1. Определялись пределы прочности при растяжении, сжатии и изгибе, а также твердость, ударная вязкость, коэффициенты линейного расширения, теплопроводность, удельное электросопротивление при разных температурах и структурах железо-графитовых сплавов с добавками 2% меди в исходной смеси. Полученные результаты были сопоставлены с железо-графитовым сплавом, изготовленным при тех же условиях, но без меди.

2. Установлено, что малые добавки меди в твердом растворе сплава значительно улучшают механические свойства железо-графитовых сплавов. Теплопроводность этих сплавов меньше, а удельное электросопротивление больше, чем для сплава без меди, откуда следует, что медь в сплаве находится в твердом растворе.

3. Величина коэффициента линейного расширения слабо зависит от пористости и по абсолютному значению близка к литым компактным сталям такого же состава.

### ЛИТЕРАТУРА

1. Schwarz H., Fiordalis V., Fisher I., Shumar I., Trinter M. Trans ASM., 28, March, 143—156, 1940.
2. Михайлов-Михеев П. Б. Медистая сталь. Металлургиздат, 1941.
3. Кряннин И. Р., Бабушкина Г. И. Металловедение и обработка металлов, № 2, 1955.
4. Кряннин И. Р., Смоленский С. И., Студниц М. А., Бабушкина Г. И. Металловедение и обработка металлов, № 3, 1956.
5. Бальшин М. Ю. и Короленко Н. Г. Вестник металлопромышленности, № 3, 1939.
6. Kelley F. Iron Age, 158, 7, 57—60, 1946.
7. Бебнев П. И. В кн.: «Исследования в области металлокерамики», ЦНИИТМ, кн. 56, Машгиз, 1953.
8. Микрюков В. Е., Поздняк Н. З. Вестн. МГУ, № 9, 1954.
9. Микрюков В. Е., Поздняк Н. З. Вестн. МГУ, № 10, 1954.
10. Микрюков В. Е. и Поздняк Н. З. Вестн. МГУ, № 2, 1953.
11. Лурье И. Л., Тимошенко Н. Н. Порошковая металлургия. Металлургиздат, 1954.

Поступила в редакцию  
30. 4 1958 г.

Кафедра  
молекулярной физики