

6
А-52

На правах рукописи

МИНИСТЕРСТВО ВЫСШЕГО И СРЕДНЕГО СПЕЦИАЛЬНОГО
ОБРАЗОВАНИЯ СССР

МОСКОВСКИЙ
ОРДЕНА ТРУДОВОГО КРАСНОГО ЗНАМЕНИ
ИНСТИТУТ СТАЛИ И СПЛАВОВ

Аспирант Янко Кръстев МАНИКАТОВ

ИССЛЕДОВАНИЕ НЕКОТОРЫХ ЗАКОНОМЕРНОСТЕЙ
ИЗГОТОВЛЕНИЯ ЗАГОТОВОК ИЗ РАСПЫЛЕННЫХ
ПОРОШКОВ БЫСТРОРЕЖУЩИХ СТАЛЕЙ
МЕТОДАМИ ПОРОШКОВОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

Специальность № 0325 — «Порошковая металлургия»

(Диссертация написана на русском языке)

Автореферат
диссертации на соискание
ученой степени кандидата
технических наук

Москва, 1973

+

669.013.25
A 52

В В Е Д Е Н И Е

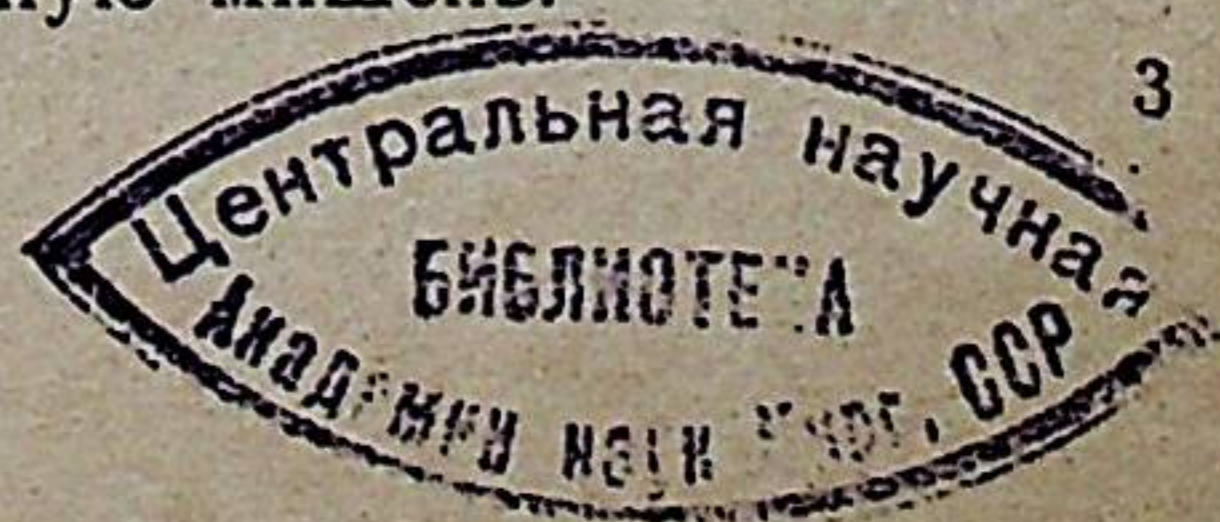
Одним из перспективных направлений порошковой металлургии является получение заготовок из порошков инструментальных сталей, в частности из быстрорежущих.

Слитки быстрорежущих сталей, в особенности крупных размеров, характеризуются сегрегацией карбидов и крупнозернистой структурой, а также наличием сетки довольно крупных карбидных зерен в составе ледебуритной эвтектики. Для улучшения структуры применяют 30--40 кратное обжатие горячей деформацией. Но даже после этого сохраняется карбидная неоднородность и неравномерное распределение карбидов, что ухудшает режущие свойства инструмента.

Карбидную неоднородность и крупнозернистость можно устранить, применяя метод порошковой металлургии.

В Швеции, СССР, США, Канаде и в других странах разрабатывается способ распыления расплавленной стали. Отделенные мелкие фракции порошка быстрорежущей стали —225, —125 мкм засыпают в стальную капсулу, которую подвергают сначала холодному гидростатическому прессованию при 4 т/см^2 , а потом горячему газостатическому прессованию при 1100°C и давлении 1 т/см^2 . Полученные заготовки обрабатывают горячей ковкой или прокаткой. В других случаях, после холодного гидростатического прессования применяют горячую экструзию. Необходимое оборудование является сложным и дорогим и оправдывает себя только для крупных заготовок.

Для улучшения прессуемости распыленного порошка в США предложено его дополнительно измельчать холодноструйным процессом, который состоит в хрупком разрушении переохлажденных частиц порошка, направляемых высокоскоростным потоком воздуха на стальную мишень.



Однако, этот довольно сложный в аппаратурном оформлении процесс, хрупкого разрушения частиц стали, не приводит к дроблению карбидных зерен, включенных в них как это достигается при пластической деформации стали.

В частицах распыленных порошков карбидные зерна значительно мельче, чем в слитках. Однако распыленный порошок состоит из частиц разных размеров (от 5—10 до 600—800 мкм и выше). В частицах разных размеров, остывавших при распылении с разной скоростью, карбидные зерна отличаются по размеру. Твердые гладкие сферические закаленные частицы плохо прессуются и их приходится прессовать в вакуумированных металлических контейнерах сначала в гидростате, а затем горячим газостатическим прессованием, что все же не исключает последующей горячей деформации для ликвидации пористости и измельчения карбидного зерна.

Диссертационная работа посвящена исследованию некоторых закономерностей процессов измельчения распыленных гранул до мелкозернистого, прессующегося обычными методами, порошка с мелкими и более равномерно распределенными карбидными включениями, уплотнения порошков разной крупности, спекания с получением заготовок с мелкодисперсной и однородной структурой, пригодных для последующей горячей деформации. Уточнены некоторые режимы горячей деформации и термообработки спеченных быстрорежущих сталей.

Глава I. Литературный обзор

В первой главе приводится критический обзор разрабатываемых методов порошковой металлургии для изготовления заготовок из распыленных, синтезированных порошков и стружковых отходов быстрорежущих сталей. Рассматриваются основные процессы разных методов. Обсуждаются структурные изменения при распылении гранул из металлического расплава, при спекании заготовок в газостате и в проходных водородных печах. Приведены сравнительные испытания на износостойкость инструментов, полученных из порошков и из слитков быстрорежущих сталей.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Исходными материалами для получения спеченной стали служили распыленные порошки стали Р12 и Р6М5. Химичес-

ский состав порошков приведен в табл. 1, а гранулометрический состав в табл. 2.

Таблица 1

Химический состав распыленных порошков

Химический элемент		W	Cr	V	Mo	Mn	Si	C	O
Содержание элемента, % (вес.)	Сталь Р12	12,44	3,7	1,1	1,2	0,3	0,4	0,8	0,42
	Сталь Р6М5	7,1	4,3	3,7	4,9	0,5	0,3	1,02	0,33

Таблица 2

Гранулометрический состав распыленных порошков

Фракции, мкм		+625	-625 +325	-325 +225	-225 +125	-125 +85	-85 +65	-65 +45	-45
Весовая доля фракции порошка, %	Сталь Р12	11,5	15,9	24,5	26,0	7,1	6,5	4,5	4,0
	Сталь Р6М5	4,0	15,0	19,5	20,0	14,5	12,0	8,0	7,0

Для исследования свойств полученного конечного материала были применены следующие методы: химический, металлографический, электронномикроскопический, рентгеноструктурный анализы, магнитный метод контроля остаточного аустенита в стали, метод микрорентгеновского анализа. Гранулометрический состав порошка определяли ситовым анализом, а внутри фракции —45 мкм микроскопом в проходящем свете. Микротвердость измерялась на приборе ПМТ-3.

Определяли изменение плотности, содержание кислорода и углерода, структуры, размеры частиц стального порошка и карбидных зерен по стадиям технологии, механические свойства (сопротивление изгибу и твердость), теплостойкость, электро и теплопроводность и проводили сравнительные испытания режущих свойств инструментов из спеченных и стандартных сталей Р12 и Р6М5.

Глава II. Исследование процесса измельчения распыленных порошков

Исследовалась кинетика измельчения распыленных порошков в трехлитровой шаровой мельнице, футерованной твердосплавными пластинами. Размол производился в спирте, широко применяемом в твердосплавной промышленности. Спирт смачивает стальные частицы, мешает их сковыванию и предохраняет от окисления. Тончайшие пленки спирта затягиваются в микрощели действием капиллярных сил, что ускоряет разрушение частиц порошка. Он почти полностью регенерируется отгонкой.

Исследование измельчения мелкими (8—10 мм), крупными (15—18 мм) стальными и крупными твердосплавными (15—18 мм) шарами показало преимущество крупных твердосплавных шаров в связи с большей их кинетической энергией. Изменение среднего размера частиц порошка в зависимости от продолжительности измельчения, представленное в табл. 3, описывается уравнением:

$$D_{\text{ср}} = D_0 e^{-m\tau}$$

$D_{\text{ср}}$ — средний диаметр частиц порошка;

D_0 — исходный средний диаметр частиц порошка;

m — константа;

τ — продолжительность измельчения.

Таблица 3

Зависимость среднего диаметра частиц порошка от продолжительности измельчения (сталь Р12)

Время размола, ч	Мелющие тела	Мелкие стальные шары	Крупные стальные шары	Крупные твердосплав- ные шары
	24		110	95
48		92	72	25
72		75	56	12
96		59	40	—

Исследовалась кинетика измельчения крупной (+225 мкм), мелкой (—225 мкм) фракции и нерассеянного порошка стали Р12 крупными твердосплавными шарами. После 24 часов размола средний размер частиц порошка для крупной фракции составляет 32 мкм, а для мелкой 52 мкм, что объясняется меньшей прочностью крупных частиц порошка.

При одних и тех же условиях скорость измельчения порошка стали Р6М5 выше, чем для порошка стали Р12. Средний размер частиц после 24 часов измельчения крупными твердосплавными шарами порошка стали Р12—52 мкм, а Р6М5—32 мкм.

Металлографическое исследование частиц порошка показало раздробление карбидных зерен в структуре измельчаемых частиц и их более равномерное распределение. В частях исходного порошка стали Р12 средний размер карбидных включений составлял 3,5 мкм, максимальный 7 мкм, в стали Р6М5 средняя толщина карбидной сетки 0,8 мкм, максимальная 1,5 мкм, а в частицах, измельченных за 48 часов крупными твердосплавными шарами порошков 1,0 и 2,2 мкм и 0,6 и 1,2 мкм, соответственно. Различие в форме, размере и распределении карбидных включений в частицах исходных порошков можно объяснить разной скоростью охлаждения при распылении. Аустенитная фаза в порошке стали Р6М5 более легированна.

В процессе измельчения частицы порошка наклепываются. Об искажениях кристаллической решетки αFe судили по уширению рентгеновской линии при отражении от плоскости {211}. Ширина рентгеновской линии рассчитывалась по дифрактограммам, снятым для порошков разной степени измельчения на УРС-50 при излучении $\text{Fe } K_{\alpha}$. Изменение ширины рентгеновской линии от продолжительности размола показывает, что самое интенсивное искажение кристаллической решетки происходит в первые 24 часа измельчения. Ширина рентгеновской линии исходного порошка стали Р12— $40 \cdot 10^{-3}$ рад, стали Р6М5— $48 \cdot 10^{-3}$ рад, а после 24 часа измельчения— $62 \cdot 10^{-3}$ и $65 \cdot 10^{-3}$ рад, после 48 часов— $68 \cdot 10^{-3}$ рад, и $71 \cdot 10^{-3}$ рад, соответственно. Наклеп частиц порошка в процессе измельчения подтверждается и изменением микротвердости. После 48 часов размола микротвердость порошка стали Р12 возрастает с 715 до 785 кг/мм², а для стали Р6М5 с 780 до 850 кг/мм².

Анализ на кислород показал незначительное повышение его содержания в порошке в процессе измельчения в спирте. После 48 часов размолы содержание кислорода в порошке стали Р12 0,5%, а после 48 часов для порошка стали Р6М5—0,44% против исходного 0,42 и 0,33%. Рассчитанное количество кислорода на единицу поверхности порошка в процессе измельчения от 24 до 72 часов примерно наполовину уменьшается. После 24 часов удельная поверхность порошка стали Р12 0,013 м²/г, вес кислорода на единицу поверхности 0,346 г/м², а после 72 часов—0,043 м²/г и 0,140 г/м², соответственно.

Глава III. Исследование уплотняемости порошков

Исследовалось влияние давления прессования в стальной прессформе и гидростатическим методом на плотность брикетов из порошков разной степени измельчения. Для уменьшения внешнего и межчастичного трения и упрочнения брикетов при прессовании в прессформе в порошок вводилось 1,5% каучука, растворенного в бензине. В порошок вводилась сажа в количестве, эквивалентном содержанию кислорода в порошке с целью удаления окислов при последующем спекании. Прессовались брикеты диаметром 12 мм из порошков стали Р12, измельченных за 24, 48 и 74 ч., а для стали Р6М5—12, 24 и 48 часов. При прессовании порошков +85 мкм происходит расслоение спрессованных брикетов и выкрашивание частиц при выпрессовке из прессформы. Фракция +85 мкм составляла около 5% и возвращалась на измельчение.

Изменение относительной плотности от давления прессования для порошков разной крупности, представленное в табл. 4, показывает лучшую уплотняемость порошков стали Р6М5, что объясняется лучшим гранулометрическим составом (большим насыпным весом) и меньшим содержанием кислорода.

При больших давлениях прессования, выше 7,5 т/см² в стальной прессформе, частицы порошка сильно наклепываются, о чем судили по уширению рентгеновской линии αFe при отражении от плоскости {211} и возрастанию твердости частиц порошка. При давлении 7,5 т/см² ширина рентгеновской линии составляет 68·10⁻³ рад, твердость частиц порошка стали Р12—760 кг/мм², 72·10⁻³ рад и 810 кг/мм² для по-

рошка стали Р6М5, а при 12,5 т/см²—86·10⁻³ рад, и 815 кг/мм², 88·10⁻³ рад и 858 кг/мм², соответственно.

Таблица 4

Относительная плотность брикетов из порошков разной крупности, спрессованных в стальной прессформе

		Сталь Р12			Сталь Р6М5		
P, т/см ²	D _{ср} , мкм	52	25	12	60	32	25
		2,5	65,0	62,5	61,0	68,0	66,5
5,0		70,0	66,5	64,0	72,5	70,0	68,0
7,5		74,0	69,5	67,0	76,0	73,5	71,5
10,0		76,0	73,0	70,0	79,0	76,0	74,0
12,5		78,0	74,0	72,0	80,0	78,0	76,0
15,0		79,0	75,0	72,8	80,6	78,8	76,5

Таблица 5

Относительная плотность брикетов после прессования в гидростате, %

		Сталь Р12			Сталь Р6М5		
P, т/см ²	D _{ср} , мкм	52	25	12	60	32	25
		6,0	71,0	67,0	65,4	73,5	70,8
8,0		75,0	71,2	69,0	77,4	74,6	73,8
10,0		78,5	75,4	73,2	81,5	79,0	76,5
12,0		81,0	77,4	75,6	83,5	80,6	78,4
14,0		82,0	78,0	77,2	84,0	81,4	79,0

Для достижения одинаковой плотности брикетов при гидростатическом прессовании (табл. 5) требуется меньшее давление прессования, чем при прессовании в стальной пресс-

форме. Это происходит в результате весьма небольшого внешнего трения при прессовании в гидростате и равномерного распределения плотности и давления по объему брикета. Твердость частиц порошка в брикетах, спрессованных в гидростате на 40—60 кг/мм² ниже, чем в брикетах из того же порошка, спрессованных в стальной прессформе, при том же давлении. Это происходит из-за меньшей траектории перемещения частиц и меньшей степени деформации вследствие более равномерного распределения напряжений при гидростатическом прессовании.

В логарифмических координатах уплотнение выражается уравнением Бальшина прямой

$$\lg P = m \lg \theta + C,$$

где P — давление прессования,

θ — относительная плотность,

m — константа,

C — константа, равняющаяся $\lg P_{\max}$ (P_{\max} — расчетное давление, при котором плотность должна достигнуть 100%).

Зависимость относительной плотности от давления прессования, удовлетворительно подчиняется также уравнению Кунина-Юрченко:

$$\gamma = \gamma_{\text{пр}} - \frac{k_0}{\alpha} e^{-\alpha P},$$

где γ — плотность прессования;

$\gamma_{\text{пр}}$ — условная предельная плотность;

k_0 — начальный коэффициент прессования;

α — коэффициент потери сжимаемости;

P — давление прессования.

При прессовании больших заготовок (30X30X170) при давлении 7,5 т/см² по обычному режиму получались трещины по поверхности из-за неравномерного распределения плотности и упругого последствия. Прессование с 30 секундной выдержкой при максимальном давлении приводило к получению более плотных заготовок (на 2—3%) без трещин вследствие релаксации большей части напряжений.

Глава IV. Исследование некоторых закономерностей процесса спекания

Для брикетов ($\Phi 12$ мм) с одинаковой относительной плотностью (65%) исследовалась кинетика усадки, роста карбидных и аустенитных зерен и изменение содержания кислорода и углерода при спекании в остроосушенном водороде.

Таблица 6

Кинетика уплотнения брикетов из порошков стали Р12 и Р6М5 при спекании

Сталь	Продолжит. спекания, мин.	Температура спекания, °С	Относительная плотность, %				
			$D_{\text{ср}}=52 \text{ мкм}$	$D_{\text{ср}}=25 \text{ мкм}$	$D_{\text{ср}}=12 \text{ мкм}$		
Р12	5	1100	66	68	70		
	15		70	72	76		
	30		74	76	80		
	60		78	80	85		
	120		79	82	86		
Р12	5	1150	70	73	78		
	15		78	82	85		
	30		82	86	87		
	60		85	90	91		
	120		86	91	92		
Р12	5	1200	78	80	83		
	15		85	88	92		
	30		90	93	96		
	60		92	96	97		
	120		93	97	98		
Р6М5 $D_{\text{ср}}=32 \text{ мкм}$	5	Т=1100°С	66	Т=1150°С	Т=1200°С		
	15		72			71	80
	30		78			80	90
	60		82			85	94
	120		83			88	97

при 1100, 1150 и 1200°С. С повышением температуры и времени плотность брикетов растет и достигает максимума при 1200°С и продолжительности 120 минут. Из табл. 6 видно, что усадка происходит в основном в течении первых 30 минут. Это объясняется снятием дефектов решетки, что приводит к снижению активности частиц. Кроме того, при дово-

становлении пленок окислов сажей при спекании, при быстром разложении газообразных продуктов (H_2O , CO_2) в порах, на поверхности частиц образуются активные кристаллики металла с повышенной концентрацией дефектов, последние диффундируют вглубь частиц, что также активирует объемную диффузию и тем самым усадку.

При данной температуре усадка самая высокая для наиболее мелкого порошка (12 мкм).

Изменение относительного объема пор при спекании порошков стали Р12 и Р6М5 при температурах 1100 и 1150°С удовлетворительно описывается кинетическим уравнением Ивенсена:

$$V = V_n (1 + qmt)^{-1/m},$$

где V — объем пор при спекании;

V_n — начальный объем пор;

q — скорость сокращения объема пор при $t=0$;

m — константа, характеризующая скорость торможения усадки.

Исследование кинетики спекания в вакууме показало большую скорость усадки брикетов из порошка Р6М5 из-за меньшего содержания кислорода и мелкозернистости. Усадка в вакууме происходит медленнее, чем в водороде вследствие замедленного до восстановления окислов, так как в водороде происходит перенос углерода через газовую фазу. При спекании в вакууме при давлении 10^{-4} мм рт. ст. при 1200°С относительная плотность брикетов после 60 минут выдержки составляет 93% для стали Р12 и 95% для стали Р6М5.

Прессовки размерами 30X30X170 мм прогреваются медленнее, происходит частичное снятие дефектов, чем объясняется меньшая скорость усадки в водороде по сравнению с брикетами диаметром 12 мм.

Снятием термограмм и наблюдением за процессом спекания под эмиссионным электронным микроскопом установлено, что при спекании порошка, содержащего около 0,5% кислорода, образуется эвтектика при $1220 \pm 10^\circ\text{C}$ т. е. примерно на 100°С ниже температуры эвтектики для бескислородной стали того же состава. Низкоплавкая эвтектика образуется при участии окислов хрома и ванадия. Спекания при температурах выше 1220°С приводит к быстрому росту карбидных и аустенитных зерен.

По кинетическим данным при спекании мелких брикетов (с весьма быстрым прогревом, что приближает условия к изотермическим) графическим методом рассчитана энергия активации уплотнения при спекании порошков с различным размером частиц стали Р12 и Р6М5 по уравнению Арениуса:

$$\lg K = \pm \frac{E}{RT} + C,$$

где K — константа скорости уплотнения $\left(K = \frac{\lg V/V_0}{\lg \tau} \right)$;

V — относительный объем пор;

V_0 — относительный объем пор в исходных брикетах;

τ — продолжительность спекания.

Энергия активации уплотнения при спекании брикетов из порошка стали Р12 со средним размером частиц 52 мкм равняется 19,5 ккал/моль, а для мелких порошков 15,4 ккал/моль ($D_{\text{ср}} = 25$ мкм) и 12,5 ккал/моль ($D_{\text{ср}} = 12$ мкм). Порошок стали Р6М5 при среднем размере частиц 32 мкм показывает такую же величину E как и более мелкий порошок стали Р12 ($D_{\text{ср}} = 25$ мкм). Расчитанные величины близки к энергии активации объемной самодиффузии железа. Данные подтверждают основной механизм усадки при спекании — объемную самодиффузию и большую активность мелких порошков по сравнению с крупными. Меньшую энергию активации порошка стали Р6М5 сравнительно с Р12 предположительно объясняется более мелкозернистой внутренней структурой частиц стали Р6М5.

Исследовано изменение содержания кислорода и углерода при спекании при разных температурах и режимах. Результаты, приведенные в табл. 7 показывают, что при низких температурах 1000 и 1100°С до 120 минут восстановление окислов не происходит полностью. За 120—180 минут при 1150°С и за 60 минут при 1200°С без предварительной выдержки при острой осушке водорода (до точки росы—50—60°С) содержание кислорода снижается до сотых долей процента—до 0,08% для стали Р12 и до 0,06% для Р6М5. При спекании при температуре 1200°С больших заготовок (30X30X170 мм) с промежуточной выдержкой при 1000—1100°С от 60 до 120 минут содержание кислорода снижается до 0,07% для стали Р12 и до 0,04% для Р6М5. В порошке стали Р12 часть окислов остается в форме включений внутри частиц.

При спекании в водороде с точкой росы—20—30°С плотность спеченных образцов не превышала 90%, вследствие тормозящего влияния окисных пленок, образующихся в результате окисления следами воды хрома и ванадия, входящих в состав стали.

В дальнейших опытах спекание в трубчатых водородных печах проводилось в алуновом патроне с засыпкой из смеси корракса и порошка титана.

Таблица 7

Изменение плотности, содержания кислорода и углерода при спекании заготовок (30X30X170) при разных режимах

Температура, °С	Время спекания, мин.	Сталь Р12			Сталь Р6М5		
		θ, %	О, %	С, %	θ, %	О, %	С, %
1000	120	72	0,23	1,12	73	0,17	1,14
1100	120	80	0,14	0,97	82	0,10	1,06
1150	120	84	0,11	0,94	85	0,08	1,05
1150	180	86	0,09	0,92	87	0,06	1,03
1000 и 1200	120 60	95	0,09	0,92	95	0,06	1,03
1100 и 1200	120 60	95	0,07	0,90	95	0,04	1,02
1150 и 1200	120 60	94	0,09	0,92	94	0,06	1,03
1150 и 1200	120 60	94	0,08	0,91	94	0,05	1,02

Исследован рост карбидных и аустенитных зерен в процессе спекания. Карбидные и аустенитные зерна растут главным образом, после прохождения основного периода усадки при достижении плотности 90%. В исходном распы-

ленном порошке стали Р12 средний размер карбидных включений составляет 1,0 мкм, толщина карбидной сетки в порошке стали Р6М5—0,6 мкм, а в спеченных заготовках при достижении 95% относительной плотности при 1200°С за 60 минут, соответственно 2,4 и 1,9 мкм, а при 1150°С за 120—180 минут—1,8, 2,2 мкм и 1,60, 1,8 мкм при 85% плотности.

На основании лабораторных исследований выбраны оптимальные режимы измельчения, прессования и спекания заготовок из порошков стали Р12 и Р6М5. Порошки, измельченные в 50 литровой мельнице, замешивались с сажей в количестве, эквивалентном содержанию кислорода, прессовались при давлении 7,5 т/см² и спекались по режиму: 500°С—30 минут для выгорания каучука, 1100°С—120 минут для довосстановления окислов, 1200°С—60 минут для завершения усадки.

В спеченных заготовках содержание кислорода доходит до 0,06% для стали Р12, углерода до 0,9%, в стали Р6М5—0,04% и 1,02%. Добавленная сажа выгорала полностью и содержание углерода соответствовало исходным порошкам.

Из-за наличия окисных включений не только на поверхности, но и в объеме распыленных частиц порошка стали Р12, процесс довосстановления при спекании происходит менее полно, чем для стали Р6М5.

Уточнен режим отжига спеченных заготовок быстрорежущих сталей. Твердость после отжига, применяемого для стандартных сталей того же состава, снижалась с 56 до 58 HRC, а после дополнительного изотермического отжига при 650°С в течение 120 минут до 24 HRC. Отожженные заготовки плотно укладывались в оболочку из мягкой стали, что исключало образования трещин при последующей горячей ковке. Структура после отжига кованных заготовок представляет сорбитообразный перлит с равномерно распределенными мелкодисперсными карбидными зернами. Бал карбидной неоднородности 1—2, средний размер карбидных зерен 1,4 мкм.

Глава V. Свойства спеченной и кованной стали

Для исследования некоторых свойств спеченных и кованных заготовок из быстрорежущих сталей образцы закаливались с 1240°С для Р12 и 1230°С для Р6М5 (на мелкое зерно бала 10—11) и отпускались по стандартному режиму. Свойства заготовок, полученных описанным методом представлены в табл. 8.

Т а б л и ц а 8

Свойства быстрорежущих сталей после закалки и отпуска

Свойства	P12		P6M5	
	порошковой	стандартной	порошковой	стандартной
Предел прочности при изгибе, кг/мм ²	295	300	305	310
Твердость, HRC	64—65	63—64	65—66	63—64
Теплостойкость, °C	620	600	630	600
Горячая твердость при 650°C HB	440	400	450	410
Удельное электросопротивл., ом·мм ² /м	0,615	0,620	0,548	0,560
Теплопроводность, ккал/см· град·сек	0,048	0,046	0,051	0,047

Мелкозернистой и однородной структурой плотных заготовок порошковой стали объясняется повышенная твердость и теплостойкость по сравнению со стандартными деформированными сталями.

Проведены сравнительные испытания пластин из порошкового материала и из стандартных быстрорежущих сталей на ГАЗ-е при резании стали 40X (HB=229—241) при скорости резания 50 м/мин. Скорость резания поддерживалась постоянной за счет безступенчатой регулировки. Глубина вреза составляла 1 мм на сторону, а подача 0,3 мм/об. Стойкость резцов из порошковой стали P6M5 примерно вдвое выше, чем у резцов из стандартной стали.

ОСНОВНЫЕ ВЫВОДЫ

1. Исследована технология изготовления беспористых заготовок и изделий из распыленных порошков быстрорежущих сталей P12 и P6M5 путем их измельчения с последующим прессованием, спеканием и горячей деформацией.

2. Исследован процесс размола в шаровых мельницах распыленных порошков быстрорежущих сталей P12 и P6M5, состоящих из гранул со значительным разбросом в их размерах (от 10 до 600—800 и более мкм) и не поддающихся формованию обычными методами холодного прессования. В соответствии с разнообразием в размерах частиц порошка отличаются и размеры карбидных включений от 3 до 7 мкм в частицах стали P12 и толщины карбидной сетки от 0,5 до 1,2 мкм для P6M5.

3. Размол распыленных порошков быстрорежущих сталей P12 и P6M5 в спиртовой среде приводит к измельчению гранул в мелкозернистый порошок, поддающийся холодному прессованию обычными методами. В процессе расковывания частиц стальных порошков при размолу карбидные включения в них дробятся до размеров около 1 мкм для порошка стали P12 и до 0,6 мкм для P6M5 и более равномерно перераспределяются.

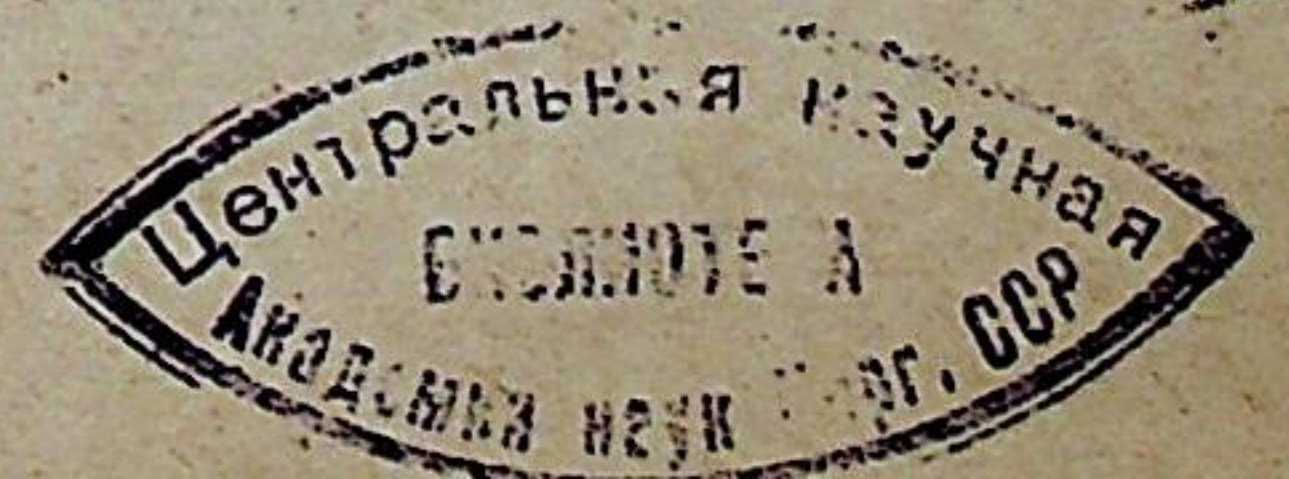
4. Исследована уплотняемость измельченных порошков разной крупности в стальной прессформе и в гидростате. Установлены оптимальные условия прессования заготовок размерами 30X30X170 мм в разборной стальной прессформе с выдержкой под давлением 7,5 т/см², при которой происходит некоторая релаксация остаточных напряжений.

5. Исследована кинетика уплотнения при спекании брикетов из измельченных порошков стали P12 и P6M5 с добавкой сажи для довосстановления окисных пленок. По кинетическим кривым рассчитана энергия активации уплотнения и константы в уравнении, предложенном Ивенсенем для описания изменения относительного объема пор при спекании. Изучено изменение содержания кислорода и углерода и размеров карбидных зерен при разных режимах спекания.

6. Установлено образование жидкой фазы эвтектического состава с участием окислов при спекании брикетов без добавки сажи, содержащих около 0,5% кислорода в порошках стали P12 и P6M5 при 1220°C.

7. Исследованы и разработаны режимы спекания брикетов из порошков с добавкой сажи по этапам повышения температуры до 1200°C без образования жидкой фазы. Спеченные заготовки имеют плотность 95%, средние размеры карбидных зерен 2,4 мкм для стали P12 и 1,9 мкм для стали P6M5, содержание кислорода при спекании в остроосушенном водороде падает до сотых долей процента.

8. В результате горячей деформации (ковки) спеченных заготовок получен беспористый материал с микроструктурой, подобной структуре стандартной стали, но с более мелкими



(со средним размером 1,4 мкм) и более равномерно распределенными карбидными зёрнами, чем объясняются повышенные физико-механические и режущие свойства порошковой стали по сравнению со стандартной.

9. Мелкозернистая и однородная структура карбидов, достигнутая в спеченных заготовках позволяет при относительно небольшой деформации при последующей ковке или прокатке изготавливать заготовки и инструменты больших размеров с необходимой мелкозернистой и однородной структурой, что недостижимо при существующей технологии обработки крупных литых заготовок.

Материалы диссертации опубликованы:

1. Г. А. Меерсон, С. С. Кипарисов, Я. К. Маникатов. Тезисы докладов на международной конференции по металлокерамическим конструкционным материалам, Р. Н. Болгария, Варна, 1972.

2. С. С. Кипарисов, Г. А. Меерсон, Я. К. Маникатов. Тезисы докладов на международном симпозиуме по применению металлических и неметаллических материалов в машиностроении, Н. Р. Болгария, Варна, 1973.

Материалы диссертации доложены:

1. На международной конференции по металлокерамическим конструкционным материалам, Н. Р. Болгария, Варна, октябрь, 1972.

2. На международном симпозиуме по применению металлических и неметаллических материалов в машиностроении, Н. Р. Болгария, Варна, июнь, 1973.

Московский институт стали и сплавов, Ленинский проспект, 6

Заказ 887

Объем 1 п. л.

Тираж 100

Типография МИСиС, Шаболовка, 9.