

Министерство высшего и среднего специального  
образования БССР  
БЕЛОРУССКИЙ ОРДЕНА ТРУДОВОГО КРАСНОГО ЗНАМЕНИ  
ПОЛИТЕХНИЧЕСКИЙ ИНСТИТУТ

---

Республиканские межведомственные сборники

М Е Т А Л Л У Р Г И Я

Литейное производство и порошковая металлургия

Выпуск 2

Издательство "Вышэйшая школа"

Минск 1972

669

1154

В сборнике рассматриваются результаты исследований, имеющих преимущественно прикладное значение. В статьях освещаются вопросы производства отливок и металлокерамических изделий. Публикуемые материалы предназначены для исследователей, инженеров, техников, работающих в области литейного производства и порошковой металлургии.

Редакционная коллегия:

А.М.Дмитрович, Н.П.Жмакин (отв.секретарь), Е.Б.Ложечников, Л.С.Ляхович, П.А.Паркутик, В.С.Пащенко (гл.редактор), В.П.Северденко, В.И.Харитонович, Д.Н.Худокормов (зам. главного редактора).

Ответственный за выпуск -  
доктор техн. наук, проф. Д.Н. Худокормов.

## ВОЗМОЖНЫЕ ПУТИ КОМПЛЕКСНОГО ИСПОЛЬЗОВАНИЯ МИНЕРАЛЬНЫХ РЕСУРСОВ БЕЛОРУССИИ ДЛЯ НУЖД МАШИНОСТРОЕНИЯ

Д.Н.Худокормов, О.Ф.Корякова

Одной из актуальных проблем народного хозяйства Белоруссии является рациональное использование местных минеральных ресурсов. По данным П.А.Леонovichа ("Промышленность Белоруссии", №4, 1970), прогнозные запасы железных руд на территории республики составляют около 800 млн. тонн при содержании железа около 50%. Учитывая при этом близость месторождений нефти, бурых углей, а также значительных запасов торфа, становится ясной необходимость разработки перспектив комплексной реализации железной руды и перечисленных видов горючего для нужд местного машиностроения.

Учитывая, что та часть залежей железной руды, запасы которой достаточно изучены геологами, представлена титано-магнетитовыми рудами, мы акцентируем внимание на перспективах использования этого сырья.

Титано-магнетитовые руды в соответствии с классификацией железных руд, разработанной сотрудниками института "Механобр", относятся к группе комплексных руд. Это значит, что при расчете их металлургической ценности учитывается не только содержание основного полезного элемента и величина запасов, но и содержание сопутствующих полезных элементов, ценность которых, а также возможность извлечения и экономичной переработки часто определяют целесообразность эксплуатации месторождения.

Таким сопутствующим элементом в комплексных титано-магнетитовых рудах является титан. Следовательно, сравнивать месторождения магнетитовых и гематитовых железных руд с титано-магнетитовыми по их запасам нельзя, так как это различные виды сырья.

Магнетитовые и гематитовые железные руды, запасы которых исчисляются в миллиардах тонн, являются сырьем для доменного производства.

Что касается титано-магнетитовых руд, то проплавка их в до-

менных печах затруднена, и схема переработки должна предусматривать раздельную проплавку в электродуговых печах выделенных в процессе обогащения высокосортных магнетитовых и титаносодержащих ильменитовых концентратов после предварительного их окускования и восстановления. Следовательно, масштабы производства при реализации титано-магнетитовых руд сравнительно невелики. Такие руды могут послужить сырьем для "малой металлургии" машиностроительных заводов.

Следует отметить, что большие месторождения титано-магнетитовых руд в природе встречаются редко, и запасы крупнейших из зарубежных месторождений по приведенным в литературе данным исчисляются в 150-200 млн. тонн. Титано-магнетитовые руды большинства разведанных месторождений аналогичны по минералогическому составу, характеру залегания в земной коре, соотношению содержания железа и сопутствующих элементов - титана и ванадия.

Содержание железа в коренных титано-магнетитовых рудах разных месторождений колеблется в пределах 25-53%, содержание ильменита - в пределах 8-13%.

Руды сравнительно легко поддаются обогащению; этому способствует отличие магнитной восприимчивости магнетита  $Fe_3O_4$  и ильменита  $FeTiO_3$ .

Схемы обогащения включают процессы дробления и измельчения в замкнутом цикле с классификацией, электромагнитную сепарацию в несколько стадий при напряженности магнитного поля около 1500 эрстед, а также дообогащение промпродуктов методом флотации с целью удаления из концентрата сульфидов. В результате обогащения получают магнетитовый концентрат, содержащий 63-68% железа, а также ильменитовый концентрат, содержащий титан.

Схемы металлургической переработки богатых магнетитовых концентратов могут быть различными. Мы предлагаем четыре варианта, каждый из которых имеет свои преимущества, поэтому целесообразность реализации их должна быть определена путем технико-экономического сравнения.

Первый вариант предусматривает использование способа, предложенного сотрудниками института "Гипроторфразведка" и предусматривающего получение губчатого железа из торфорудных брикетов. По предварительным расчетам авторов этого способа строительство брикетного и обжигового цехов, газового хозяйства (в расчете на тонну

металла) в два раза ниже расходов на сооружение предприятий коксовой металлургии.

Опытные плавки обожженных брикетов (губчатого железа) в индукционных печах подтвердили возможность выплавки стали указанным методом.

Второй вариант предусматривает предварительное окомкование тонкоизмельченных концентратов с последующим их восстановлением. При этом получают металлизированные окатыши, являющиеся исходным сырьем стабильного качества для выплавки стали и чугуна в электродуговых печах. В качестве восстановителя в данном случае вместо дефицитного кокса могут быть использованы природный газ, бурый уголь, торф и т.д. Технология окомкования концентратов и восстановительный обжиг разработаны сотрудниками института "Механобрчермет".

Третий вариант предполагает восстановительный обжиг богатого железорудного концентрата в смеси с торфом и бурым углем во вращающихся трубчатых печах. Полученная губка может также использоваться в качестве исходного сырья при выплавке стали в электродуговых печах. Недостатком этого процесса является низкая производительность вращающихся трубчатых печей.

Четвертым вариантом рекомендуется прямое восстановление богатого железорудного концентрата во взвешенном (псевдоожиженном) состоянии газообразным восстановителем. Восстановленный тонкоизмельченный концентрат может служить исходным материалом для порошковой металлургии.

Ильменитовый концентрат, содержащий титан, можно перерабатывать по схеме, предусматривающей получение в электродуговых печах титановых шлаков, подвергаемых дальнейшему гидрометаллургическому переделу с целью извлечения титана, и побочного продукта - чугуна, который может использоваться на машиностроительных заводах для нужд литейного производства. Себестоимость титаносодержащего шлака при условии реализации чугуна значительно снижается. Примером может служить технология получения титанистых шлаков на электрометаллургическом заводе в г. Сореле (Канада) из ильменитового концентрата. В шлаке, предназначенном для производства титана, содержится 74-76%  $TiO_2$  и 8-11%  $FeO$ , чугун содержит 1,8-2,5%  $C$ , 0,11%  $O$ , 0,25%  $P$ . После десульфурации называемый "сорель-металл", поступает в продажу. Конструктивные элементы руднотермических печей,

в которых производятся плавки, аналогичны печам для выплавки ферросплавов. В Советском Союзе сотрудниками Института металлургии им. А.А.Байкова разработана технология непрерывной плавки ильменитового концентрата по двухстадиальной схеме, предусматривающей предварительное восстановление концентрата в твердофазном состоянии.

## В ы в о д ы

1. В ряде случаев месторождения комплексных руд экономично разрабатывать даже тогда, когда запасы составляют всего лишь миллионы тонн. Целесообразность добычи руды при этом определяется возможностью использования не только железа, но и сопутствующих железу ценных элементов. К таким относится и месторождение белорусских титано-магнетитовых руд.

2. Комплексное использование минеральных ресурсов Белоруссии может быть особенно рентабельным, если в качестве восстановителя взамен кокса — дефицитного и дорогостоящего горючего — использовать малозслыный фрезерный торф, бурый уголь, природный газ.

3. Схема реализации титано-магнетитовых руд должна быть комплексной и предусматривать раздельную переработку концентратов:

а) использование высекосортных магнетитовых концентратов, выделенных в процессе обогащения и предварительно окускованных и восстановленных как сырья для выплавки стали и чугуна в электродуговых печах;

б) использование восстановленных в псевдоожиженном состоянии высекосортных концентратов в порошковой металлургии;

в) проплавку ильменитовых концентратов электрометаллургическим способом с целью получения титаносодержащего шлака — промежуточного продукта при производстве титана и побочного продукта — чугуна, который можно использовать в литейных цехах машиностроительных заводов.

ВЛИЯНИЕ КРЕМНИЯ И АЛЮМИНИЯ НА ПРОДОЛЖИТЕЛЬНОСТЬ  
2-ой СТАДИИ ОТЖИГА СИНТЕТИЧЕСКОГО СПЛАВА Fe-C,  
ВЫПЛАВЛЕННОГО В РАЗЛИЧНЫХ ГАЗОВЫХ СРЕДАХ

Д.Н.Худокормов, В.М.Королев

Основной метод ускорения отжига белого чугуна принято считать увеличение числа центров кристаллизации графита, так как при этом сокращаются пути диффузии углерода от цементита к графитному центру. Наиболее эффективными способами создания большого количества центров являются повышение кремния в чугуне и модифицирование чугуна в сочетании с предварительными обработками.

В работе /1/ было показано, что влияние кремния и алюминия на зарождение центров графитизации существенно зависит от наличия в чугуне газов, в частности азота. Если в присутствии азота алюминий является более активным графитизатором, то в дезазотированном сплаве Fe-C он значительно уступает кремнию. Следовательно, газонасыщенность сплава вносит существенные коррективы в оценку влияния различных элементов на ускорение процесса графитообразования при отжиге белого чугуна.

Представляло интерес исследовать совместное влияние газонасыщенности сплава и содержания в нем графитизирующих элементов алюминия и кремния на продолжительность 2-ой стадии отжига. Чистый синтетический сплав Fe-C (3,8%С), методика приготовления которого описана в работе /2/, расплавлялся в силитовой печи в алундовом тигле, помещенном в специальную кварцевую колбу. В колбе предварительно создавалась инертная среда (путем введения чистого аргона или очищенного гелия). В следующих вариантах плавка осуществлялась на воздухе и в среде азота. Без нарушения исследуемой атмосферы в расплав вводились кремний и алюминий в количествах от 0,05 до 0,7% к весу жидкого металла. Полученные слитки, имевшие после затвердевания структуру белого чугуна, разрезались на несколько частей, каждая из которых подвергалась графитизирующему отжигу в вакуумной печи при температуре 980° в течение четырех часов. Часть слитков перед отжигом проходила закалку с 920° в воде.

Результаты измерения числа включений углерода отжига в отдельных слитках после высокотемпературного отжига приведены в таблице I.

Т а б л и ц а I

Влияние величины добавки  $Si$  и  $Al$  в сплав  $Fe-C$  и атмосферы при плавке на число включений графита после I-ой стадии графитизации

Вводимая примесь	Величина добавки, % веса	Атмосфера при плавке	Вид термообработки	Число включений графита в $I \text{ мм}^2$
Кремний	0,5	Воздух	Отжиг	47
	0,7	"-	"-	230
	0,5	"-	Закалка+отжиг	565
	0,7	"-	"-	2150
	0,5	Азот	Отжиг	190
	0,7	"-	"-	225
	0,5	Гелий	"-	583
	0,7	"-	"-	1167
Алюминий	0,3	Воздух	Отжиг	94
	0,5	"-	"-	200
	0,3	Азот	"-	224
	0,5	"-	"-	358
	0,3	Аргон	"-	84,5
	0,5	"-	"-	202

Нормализованные после отжига при  $980^{\circ}$  слитки проходили 2-ую стадию отжига при температуре  $680^{\circ}$ . Степень отжига чугуна на феррит оценивалась путем измерения твердости по Бринелю при нагрузке 750 кг шариком  $\phi 5$  мм через каждый час выдержки при  $680^{\circ}$ .

Влияние кремния и алюминия на 2-ую стадию графитизации сплава  $Fe-C$ , выплавленного на воздухе, показано на рис. I.

Слитки с присадкой 0,5%  $Si$  имели после предварительной закалки и I-ой стадии графитизации в 6 раз больше включений углерода отжига, чем слитки с присадкой 0,3% алюминия (565 и 94 соответственно). Тем не менее распад эвтектоидного цементита в первом случае шел медленнее, чем во втором. Ускоряющее действие алюминия на 2-ую стадию отжига еще более усиливалось, если сплав плавился и кристаллизовался в среде азота. При одинаковом количестве графитных включений (примерно 225 включений в  $I \text{ мм}^2$ ) после высокотемпературного отжига 2-ая стадия графитизации в слитках с присадкой



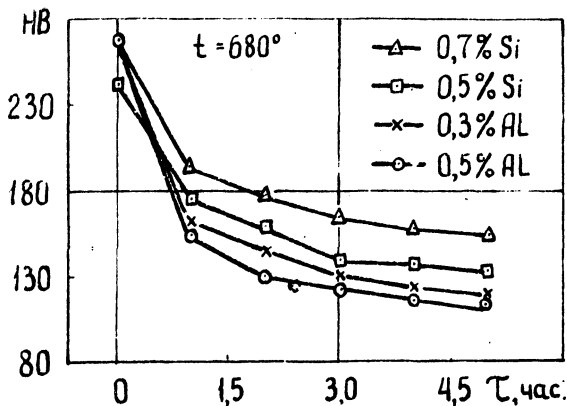


Рис. 1.

Влияние кремния и алюминия на продолжительность второй стадии отжига чистого сплава Fe-C, выплавленного на воздухе:

0,7% Si - 230 включений графита в I мм<sup>2</sup>;  
 0,5% Si - 565 включений графита в I мм<sup>2</sup>;  
 0,3% Al - 96 включений графита в I мм<sup>2</sup>;  
 0,5% Al - 200 включений графита в I мм<sup>2</sup>.

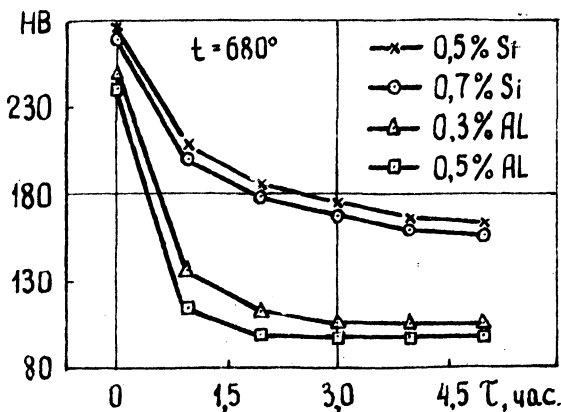
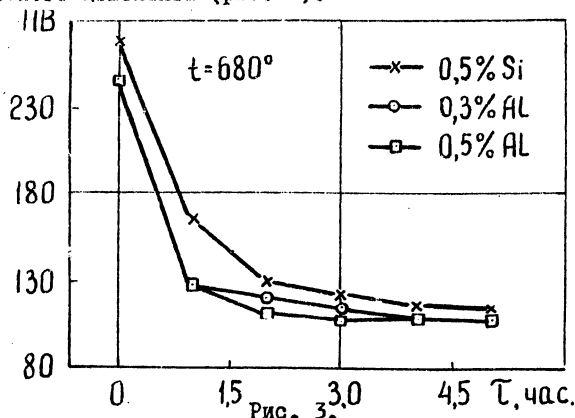


Рис. 2.

Влияние кремния и алюминия на продолжительность второй стадии отжига чистого сплава Fe-C, выплавленного в среде азота.

0,3% алюминия заканчивалась полностью уже через 2 часа, в то время как в слитках с добавкой 0,7% кремния после 5-часового отжига в структуре имелось значительное количество вторичного цемента (рис. 2).

При плавке в среде инертного газа влияние кремния и алюминия на продолжительность 2-ой стадии отжига полностью согласуется с их влиянием на увеличение числа центров кристаллизации графита. Чем больше увеличивается количество графитных центров за счет введения в сплав Fe-C кремния или алюминия, тем интенсивней идет распад вторичного цементита (рис. 3).



Влияние кремния и алюминия на продолжительность 2-ой стадии отжига чистого сплава Fe-C, выплавленного в среде инертного газа.

Результаты исследования свидетельствуют о том, что нейтрализация азота в белом чугуна является не менее важным фактором в сокращении продолжительности 2-ой стадии отжига, чем увеличение числа центров кристаллизации графита. Растворяясь преимущественно в цементите, а также накапливаясь на межфазных границах, азот, с одной стороны, повышает устойчивость цементита, с другой - блокирует графитные включения, задерживая распад эвтектоидного цементита /2,3/.

Алюминий известен как сильный нитридообразующий элемент. Введение его в сплав приводит к ускорению первой стадии графитизации преимущественно за счет образования дисперсных нитридов алюминия /2/. Нейтрализуя при этом стабилизирующее действие азота, алюминий резко сокращает продолжительность 2-ой стадии отжига. Сравнение скорости графитизации на 2-ой стадии в слитках с добавками алюминия, имеющих равное число включений углерода отжига, но выплавленных в различных газовых средах, показывает, что если плавка и

кристаллизация шла в среде аргона или азота, то 2-ая стадия графитизации завершалась раньше, чем в слитках, полученных плавкой на воздухе (рис. 1, кривая - 0,5% Al ; рис. 2, кривая - 0,3% Al ; рис. 3, кривая - 0,5% Al ). В первых двух случаях скорость графитизации была примерно одинакова.

Кремний имеет значительно меньшее сродство к азоту, чем алюминий. Поэтому его влияние на 2-ую стадию графитизации даже при большом числе центров кристаллизации графита менее существенно. Например, число включений графита в слитках с добавкой 0,7% Si , полученных плавкой на воздухе, закаленных и отожженных, составляло 2150 в 1 мм<sup>2</sup>, а в слитках с 0,5% Si , закристаллизованных в среде гелия и отожженных без предварительных обработок - 583 в 1 мм<sup>2</sup>, т.е. в 3,5 раза меньше. Однако 2-ая стадия графитизации во втором случае завершилась уже через час, в то время как в первом случае для ее завершения оказалось недостаточно пятиминутной выдержки при 680°. При равном числе центров кристаллизации графита в слитках с присадками Si , выплавленных на воздухе и в среде азота, 2-ая стадия графитизации протекает с одинаковой скоростью (рис. 1, кривая - 0,5% Si ; рис. 2, кривая - 0,7% Si ). Плавка в среде инертного газа значительно увеличивает скорость распада цементита на 2-ой стадии.

Таким образом, наиболее эффективное сокращение продолжительности 2-ой стадии отжига белого чугуна при его модифицировании может быть достигнуто в том случае, если модификатор, наряду с увеличением числа включений графита после высокотемпературного отжига, нейтрализует, подобно алюминию, стабилизирующее действие азота путем образования нерастворимых соединений.

## Л и т е р а т у р а

1. Худокормов Д.Н., Королев В.М. Термодинамика и физическая кинетика структурообразования в чугуне и стали. Сб. статей под редакцией Криштала М.А., Приокское книжное из-во, Тула, 1971.

2. Худокормов Д.Н. Роль примесей в процессе графитизации чугунов. "Наука и техника", Минск, 1968.

3. Богачев И.Н., Давыдов Г.С., Рожкова С.Б. Графитизация и термическая обработка белого чугуна. М., 1964.

## ВЛИЯНИЕ ПРИМЕСЕЙ ЖЕЛЕЗА И СУРЬМЫ НА ЭЛЕКТРОПРОВОДНОСТЬ МЕДИ

Х.Д.Вылчев, Д.Н.Худокормов

медь, предназначенная для электротехнических целей, содержит целый ряд примесей, по-разному влияющих на ее электропроводность. Известны работы /1,2,3/, в которых изучалась электропроводность меди в системах медь-никель-сурьма, медь-железо-мышьяк, медь-мышьяк-свинец, медь-железо-свинец. Вывод из перечисленных исследований сводится к тому, что добавки двух примесей в пределах концентраций, не превышающих границы растворимости их в меди, действуют на электропроводность последней по правилу аддитивности. Однако, когда концентрация хотя бы одной из примесей превышает предел ее растворимости в меди, правило аддитивного влияния на электропроводность нарушается.

Электротехническая медь является чрезвычайно сложной системой, состоящей из большого числа компонентов. При этом концентрация последних, за исключением меди, намного ниже тех, которые подробно исследовались. В силу указанного обстоятельства представляла интерес обработка данных по результатам измерения электропроводности меди производственных плавок, полученных на комбинате цветных металлов им. Дмитрия Генева (НРБ) и кабельном заводе им. Василия Коларова (НРБ). Всего было исследовано около 600 тонн медных проводов диаметром 1,81 и 1,76 мм.

Для изучения влияния железа и сурьмы на электропроводность меди из большого числа плавок были отобраны только те, которые содержали примерно постоянное количество висмута (0,0001%), мышьяка (0,0010%), никеля (0,0010%), олова (0,0010-0,0020%), свинца (0,0005%) и цинка (0,0010%). В этих плавках концентрация сурьмы колебалась в пределах 0,0010-0,0070% и железа от 0,0015 до 0,0060%.

Влияние примеси железа на удельное электросопротивление ( $\rho$ ) меди показано на рис. 1. Здесь приведены результаты измерения  $\rho$  меди двух партий плавок. Первая партия плавок содержит примесь сурьмы в количестве 0,0010%, а вторая - в количестве 0,0028-0,0035%. Как видно, увеличение концентрации железа существенно повышает удельное электросопротивление меди.

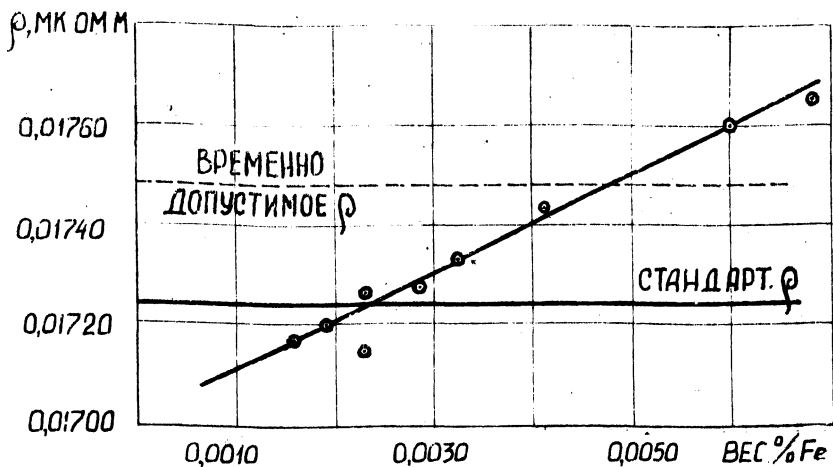


Рис. 1.

Влияние железа на удельное электросопротивление электротехнической меди.

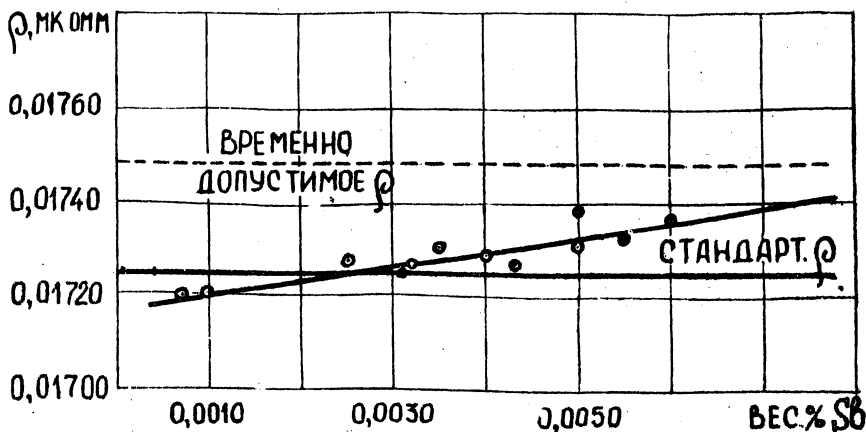


Рис. 2.

Влияние сурьмы на удельное электросопротивление электротехнической меди.

На рис. 2 показана зависимость удельного электросопротивления меди от концентрации сурьмы также в двух партиях плавки. Первая партия комплектовалась из плавки, содержащих 0,0017-0,0025% железа.

Вторая партия объединяла плавки с концентрацией 0,0026–0,0035% железа.

Из приведенных результатов следует, что увеличение содержания сурьмы в исследованных пределах повышает прямопропорционально  $\rho$  меди. Вместе с тем, каждые 0,001% железа увеличивает удельное электросопротивление меди примерно в два раза более интенсивно, чем 0,001% сурьмы.

Таким образом, проведенное исследование влияния примесей железа и сурьмы на электропроводность медных проводников болгарского производства позволяет с большой надежностью рекомендовать допустимые концентрации сурьмы в зависимости от содержания в меди железа. По существующему стандарту БДС 2059–64 медь не может содержать более 0,0020% сурьмы для марок 99,95%. При этом концентрация железа не должна превышать 0,0017%. Если принять временно допустимое стандартом значение  $\rho$ , равное 0,01748 мком·м, то результаты измерения большого числа плавов дают возможность расширить пределы содержания сурьмы до 0,0040% для приведенной марки меди, имеющей концентрацию железа до 0,0035%. Этот вывод особенно важен для практики производства меди в Болгарии, так как болгарские заводы работают на сырье, богатом сурьмой.

#### Л и т е р а т у р а

1. Röster W., Knorr W., Z. Metallkunde, Bd. 45 (1954), S. 350.
2. Hans Zargen und F. Pawlek, Erzmetall, Bd. 14 (1961), Heft 12, S. 637–640.
3. Pawlek F., Reichel K., Z. Metallkunde, Bd. 47 (1956), Heft 6, S. 347–363.
4. Kurt Dies —, „Kupfer und Kupferlegierungen in der Technik“ — Springer-Verlag — Berlin, Heidelberg, New-York, 1967.

## ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПОЛУПРОВОДНИКОВЫХ ФАЗ НА СВОЙСТВА СПЛАВОВ

А.М.Галушко

Изучение закономерностей кристаллизации в сплавах фаз, обладающих свойствами полупроводников, позволило установить, что электропроводность этих фаз существенно увеличивается под действием определенных присадок к сплаву. Важность обнаруженного эффекта для объяснения ряда явлений, наблюдаемых при кристаллизации сплавов, описана в работах /1,2/.

В настоящей работе рассмотрены примеры использования полученных результатов для решения вопросов прикладного характера.

Как отмечалось ранее /2/, при определенных добавках Mg и Se к чистому сплаву Fe-C, содержащему 5 вес. % углерода, удается снизить удельное электросопротивление ( $\rho$ ) сплава примерно до значений чистого железа. С точки зрения практического применения данного сплава наиболее рациональным следует считать изготовление из него электрических контактов, работающих в условиях трения. Высокое содержание графита (твердой смазки) в сплаве должно обеспечить последнему хорошие антифрикционные свойства.

Сплав для контактов изготавливался из порошков электролитического железа и электродного графита. Технологический процесс изготовления Fe-C-сплава методом порошковой металлургии описан в работе /3/. Расчет литья производился с учетом получения в литых образцах 5% углерода. Плавка проводилась в графитовых тиглях, помещенных в силитовую печь. Жидкий сплав микростигировался присадкой 0,2% церия и заливался в алюминиевый водоохлаждаемый анодированный кокиль. Для получения ферритной структуры проводилась термическая обработка образцов.

Образцы подвергались испытаниям на износ при трении скольжением. Для сравнения исследовалась при тех же условиях износостойкость образцов, изготовленных из угольных и меднографитовых токосъемников троллейбуса. Испытания проводились на машине трения МИ. Контртелом служил медный диск.

Размеры испытываемого образца и контртела представлены на рис. 1. Испытания проводились при сухом трении и с водяной смазкой.

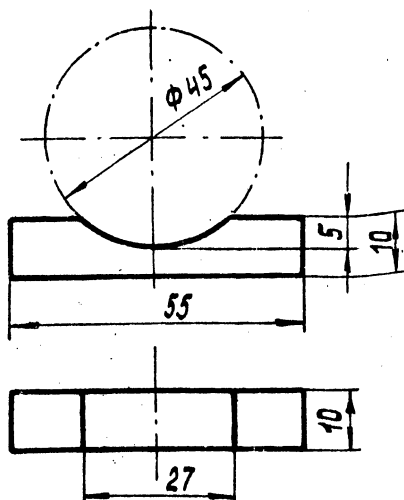


Рис. 1.  
Размеры образца и контро-  
тела для испытаний на  
износ.

Расход воды составлял 6 ка-  
пель в минуту. Режим испытаний:  
 $P=350 \text{ Мн/м}^2$ ,  $U=0,4 \text{ м/сек}$ , при-  
работка - 3 часа.

На рис. 2, а показан износ  
медного контртела, работающего  
в сопряжении с образцами из раз-  
личных материалов в условиях су-  
хого трения. Видно, что минималь-  
ные потери меди получены при тре-  
нии пары уголь-медь. Контртело  
изнашивается сильнее в сопряже-  
нии с металлическими образцами,  
содержащими графит. Причем не на-  
блюдается большой разницы в вели-  
чине износа в зависимости от ме-  
таллической основы образцов.  
Так, в случае трения пары (Cu-C)-  
Cu контртело уменьшилось в весе  
после 60 мин испытаний на 24 мг,  
а пары (Fe-C)-Cu - на 27 мг.

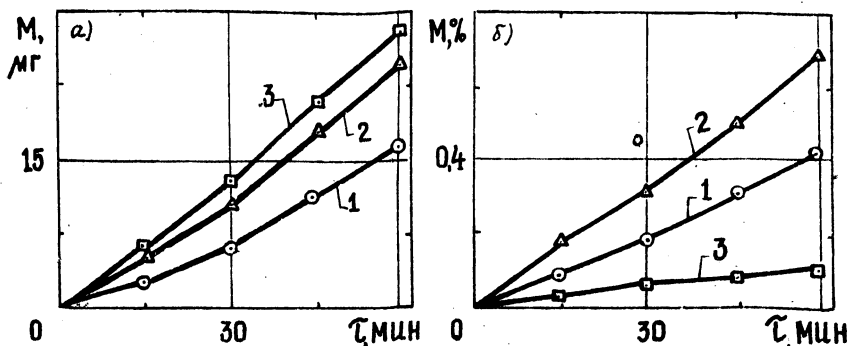


Рис. 2.  
Зависимость износа медного контртела (а) и образцов (б)  
от времени испытаний в условиях сухого трения: 1 - уголь-  
ный образец; 2 - образец из меднографитовой композиции;  
3 - образец из сплава Fe-C (5% C).



Износ образцов за цикл испытаний представлен на рис. 2,б. Из приведенных зависимостей следует, что минимальный износ получен при испытании образцов из Fe-C-сплава. Угольные образцы изнашиваются сильнее, чем образцы из высокоуглеродистого сплава железа. Максимальные потери веса получены на образцах, изготовленных из меднографитовой композиции.

Антифрикционные свойства высокоуглеродистого сплава железа улучшаются при испытании образцов на износ в условиях водяной смазки. Как показано на рис. 3, износ контртела, работающего в паре с образцом из Fe-C-сплава, не превышает потерь меди при трении пары уголь-медь. В этом отношении в худшем положении находится меднографитовая композиция.

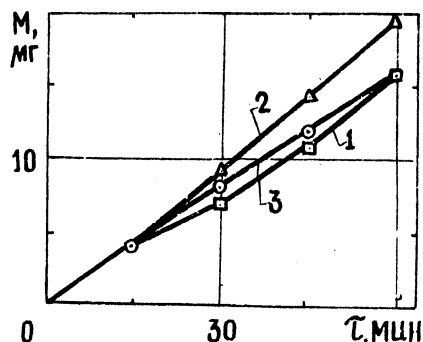


Рис. 3.

Зависимость износа медного контртела при трении с водяной смазкой от материала сопряженного образца (обозначения те же, что и на рис.2).

Таким образом, приведенные результаты опытов показывают, что синтетический Fe-C-сплав может успешно конкурировать с другими материалами, используемыми для изготовления скользящих контактов. Это обеспечивается его хорошими антифрикционными свойствами, высокой износостойкостью и низким удельным электросопротивлением.

В электротехнике большинство контактов изготавливается из электролитической меди. Широкое применение меди обусловлено ее высокой электропроводностью. Однако низкие прочностные свойства

вызывают повышенный расход этого дефицитного материала. Поэтому одной из важных проблем электротехники является повышение прочностных характеристик меди, в частности, износостойкости. Задача усложняется тем, что существующие методы упрочнения металла, основанные на искажении кристаллической решетки (образование твердого раствора, деформирование) для данного случая неприменимы. Такое упрочнение сопровождается уменьшением электропроводности материала.

В работе задача решалась вводом в медь полупроводникового вещества с высокой твердостью и низким электросопротивлением.

Для исследований использовалась электролитическая медь и теллурид свинца. Теллурид свинца представляет группу полупроводников типа  $A_{1-x}B_xV_{2-x}U_2$ , обладающих весьма ценной особенностью. Роль доноров или акцепторов, наряду с посторонними примесями, выполняют элементы, образующие соединение. Согласно данным /4/, при избытке атомов теллура в соединении  $PbTe$  наблюдается проводимость  $p$ -типа, а при избытке атомов свинца —  $n$ -типа. Таким образом, значительно упрощается процесс получения полупроводника с заданными электрическими свойствами.

Халькогенид свинца готовился методом сплавления соответствующих компонентов в среде инертного газа по методике, описанной в работе /4/. В результате синтеза получался теллурид свинца следующего состава — 38,12%  $Te$  и 62,18%  $Pb$ . Полученный состав содержал на 0,3% свинца больше стехиометрического состава  $n$  соединения  $PbTe$ . Избыточное количество свинца обеспечивало проводимость  $n$ -типа с сохранением высокой твердости кристаллов халькогенида.

Теллурид свинца вводился в расплавленную медь при температуре  $1100^{\circ}$ . После этого расплав энергично перемешивался. Методом вакуумного вкачивания в холодные кварцевые трубки готовились образцы для измерения электросопротивления и испытаний на износ. Образцы содержали 1,3,6 и 10%  $PbTe$ .

Изучение микроструктуры образцов показало, что включения полупроводникового соединения имеют компактную форму и равномерно распределены по сечению металлической основы.

Удельное электросопротивление меди с увеличением веса добавки халькогенида до 6% возрастает незначительно. Так, величина  $\rho$  для литой меди равна  $1,87 \cdot 10^{-8}$  ом·м, а для сплава  $Cu + 6\% PbTe$  она составляет  $2,0 \cdot 10^{-8}$  ом·м, т.е. увеличивалась менее чем на 7%. Дальнейшее увеличение веса присадки  $PbTe$  приводит к значительному росту электросопротивления.

Полученная зависимость обусловлена, видимо, не столько увеличивающимся содержанием халькогенида в меди, как образованием междендритных прослоек, состоящих из свинца.

Испытания на износ проводились на машине трения МТ-2. В качестве контртела применялись диски размером  $110 \times 4$  мм, изготовленные из стали 45. Испытания проводились при скорости скольжения 7,5 м/сек, нагрузке на образцы —  $1 \text{ Мн/м}^2$  в условиях сухого трения.

На рис. 4 представлены результаты испытаний образцов, изготовленных из чистой меди и с добавками 1 и 3% теллурида свинца.

Видно, что максимальный износ получен при испытании чистой меди. С увеличением величины добавки PbTe износ уменьшается. Среднее значение износа меди за цикл испытаний, длившийся 1 час, составляет 0,062 мм. Образцы с присадками веса 1 и 3% теллурида свинца уменьшались по высоте за это время на 0,042 и 0,039 мм соответственно.

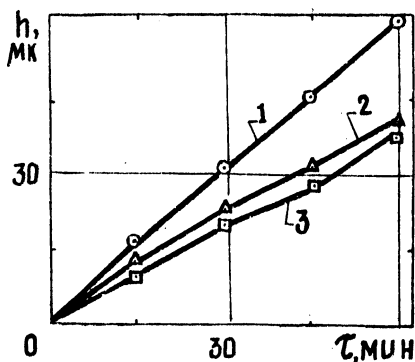


Рис. 4.

Влияние добавок теллурида свинца на износ меди. 1 - литая медь без добавок; 2 - медь с 1% теллурида свинца; 3 - медь с 3% теллурида свинца.

Влияние добавок теллурида свинца на износ меди. 1 - литая медь без добавок; 2 - медь с 1% теллурида свинца; 3 - медь с 3% теллурида свинца.

Влияние добавок теллурида свинца на износ меди. 1 - литая медь без добавок; 2 - медь с 1% теллурида свинца; 3 - медь с 3% теллурида свинца.

Влияние добавок теллурида свинца на износ меди. 1 - литая медь без добавок; 2 - медь с 1% теллурида свинца; 3 - медь с 3% теллурида свинца.

Влияние добавок теллурида свинца на износ меди. 1 - литая медь без добавок; 2 - медь с 1% теллурида свинца; 3 - медь с 3% теллурида свинца.

Анализ влияния величины добавки PbTe на удельное электросопротивление и износостойкость меди показал, что присадка 3% халькогенида свинца повышает  $\rho$  меди менее, чем на 3% и одновременно снижает ее износ за цикл испытаний на 37%.

Благоприятная роль включений полупроводника на износ меди, очевидно, сводится к образованию своеобразных "шипов", препятствующих разрушению поверхностного слоя.

Результаты проведенных опытов свидетельствуют о том, что явление изменения электропроводности кристаллизующихся полупроводниковых фаз, затвердевающих в сплавах, может быть использовано для получения материалов с требуемыми эксплуатационными свойствами без существенного изменения их электропроводности.

#### Л и т е р а т у р а

1. Х у д о к о р м о в Д.Н. Роль примесей в процессе графитизации чугунов. "Наука и техника", Минск, 1968.
2. Х у д о к о р м о в Д.Н., Г а л у ш к о А.М. Электропроводность графита, кристаллизующегося в Fe-C-сплаве, микролегированного магнием, церием и алюминием. Известия АН БССР, серия физ.-тех. наук, 1969, № I, стр. 50-52.
3. Г а л у ш к о А.М. Влияние некоторых примесей на электропроводность графита, кристаллизующегося в синтетическом чугуне. Канд. дисс., Минск, 1970.
4. А б р и к о с о в Н.Х. Полупроводниковые соединения, их получение и свойства, "Наука", М., 1967.

# ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПРИСАДОК ПОРОШКА СЕРОГО ЧУГУНА НА ПРОЦЕССЫ ПРЕССОВАНИЯ И СПЕКАНИЯ МЕТАЛЛОКЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА

Д.Н.Худокормов, И.И.Гурдус, А.М.Галушко, М.Я.Куцер

При производстве металлокерамической стали обычно применяют железографитовые композиции. Однако изготовление металлокерамики из этого материала не обеспечивает стабильного получения качественных структур. Последнее обусловлено окисленностью частиц железного порошка и их относительно небольшим по площади контактом с частицами графита во время спекания. Замена графита порошком из отбеленного чугуна не устраняет основные недостатки в получении качественных структур металлокерамической стали. В обоих вариантах процесс насыщения железа углеродом происходит в пористом материале через небольшую площадь контакта частиц. Кроме того, применение отбеленного чугуна резко ухудшает прессуемость шихты.

Таким образом, решение проблемы получения качественной структуры металлокерамической стали следует искать путем создания сильно развитой поверхности соприкосновения частиц железного порошка с высокоуглеродистой фазой. В этом отношении весьма перспективным представляется использование в качестве высокоуглеродистой присадки порошка из серого чугуна. Если процесс спекания проводить выше температуры эвтектического превращения чугуна, то в прессовках, состоящих из железного и чугунного порошков, возникает жидкая высокоуглеродистая фаза, имеющая достаточно развитую поверхность контакта с частицами железа.

В работе изучалось влияние количества чугунного порошка на прессуемость брикетов и температуры спекания прессовок на некоторые свойства металлокерамической стали.

В качестве чугунного порошка использовалась молотая стружка, получаемая при обработке резанием отливок из серого чугуна, содержащего 3,2 - 3,4% С, 2,2 - 2,4% Si, 0,5 - 0,8% Mn, 0,09 - 0,11% P и 0,10 - 0,12% S. Чугунный порошок готовился путем размола обезжиренной стружки серого чугуна в молотковой мельнице с дальнейшим просеиванием через сито с размером ячейки 0,25 мм. Удаление неме-

таллических частиц производилось трехкратной сепарацией порошка.

Для изучения влияния присадок серого чугуна на прессуемость железного порошка готовилась шихта, состоящая из железа Сулинского завода и различного количества чугунного порошка. Параллельно с этим в шихту вводились также добавки графита и порошка белого чугуна. Исследуемые составы шихт приведены в таблице I.

Т а б л и ц а I

Исследуемые составы шихт

Номер состава шихты	Содержание компонентов шихты, %				Химический состав шихты, %		
	ПК-2М	Серый чугун	Белый чугун	Графит карандашный	C <sub>общ</sub>	C <sub>своб</sub>	Si
1	100	-	-	-	0,29	0,29	0,59
2	100	-	-	0,5	1,14	0,97	0,66
3	95	5	-	-	0,45	0,26	0,77
4	85	15	-	-	0,84	0,56	0,98
5 <sup>0</sup>	80	20	-	-	1,07	0,74	1,14
6	75	25	-	-	1,06	0,82	1,12
7	72	28	-	-	1,33	0,97	1,17
8	72	28	-	0,3	1,58	1,23	1,17
9	90	-	10	-	0,74	0,22	0,63

Указанные в таблице I составы перемешивались в смесителях типа "пьяная бочка" в течение 4 часов. Затем изготавливались навески по 45 г каждая, которые прессовались усилием до 10 т/см<sup>2</sup> в брикеты диаметром 20 мм.

Изменение относительной плотности образцов в процессе прессования для трех составов шихт показано на рис. I. Из рисунка видно, что брикеты, спрессованные из железного порошка, имеют максимальную плотность. Добавка серого чугуна несколько снижает плотность прессовок. Однако ухудшение прессуемости брикетов в этом случае становится заметным при усилки прессования свыше 7-8 т/см<sup>2</sup>. Данное явление объясняется, по-видимому, тем, что в процессе размола чугунной стружки на частицах образуемого порошка адсорбируется графит. При небольших усилиях прессования, когда прессовка уплотняется в основном за счет перераспределения порошинок, графит, выско-

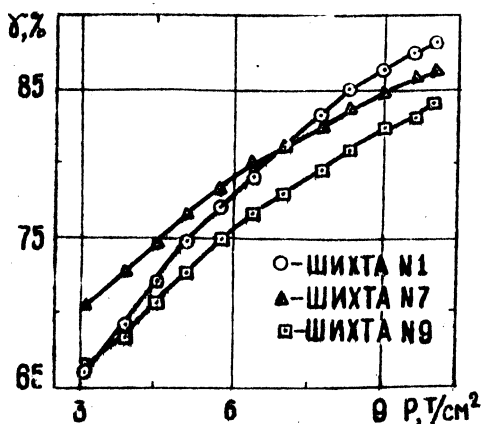


Рис. 1.

Влияние усилия прессования  $P$  на относительную плотность прессовок  $\gamma$ .

няющий роль смазки, улучшает прессуемость. С увеличением усилия прессования на плотность брикетов оказывает все большее влияние пластичность прессуемого материала, которая у железа выше по сравнению с чугуном. Присадка в шихту порошка белого чугуна значительно ухудшает прессуемость шихты.

Плотность прессовок, полученных из различных составов шихт при удельном давлении, равном  $10 \text{ т/см}^2$ , приведена на рис. 2. Согласно представленным на этом рисунке результатам опытов добавка к железному порошку серого чугуна ухудшает прессуемость шихты.

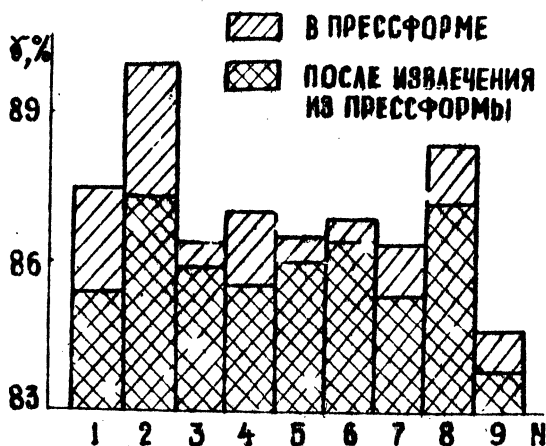


Рис. 2.

Относительная плотность прессовок  $\gamma$  в зависимости от состава шихты N.

Вместе с тем при увеличении веса присадки плотность брикетов в прессформе изменяется незначительно. Это объясняется увеличением содержания графита в шихте, вносимого чугуном. Введение в шихту карандашного графита подтверждает это предположение. В данном случае плотность прессовок значительно повышается.

Наблюдается интересная закономерность в изменении плотности опрессованных образцов после извлечения последних из пресс-формы.

В результате упругого последействия объем всех прессовок увеличивается. Значительное уменьшение плотности получено в прессовках, изготовленных из чистого железа, и в случае добавки к железу карандашного графита. Присадки серого чугуна уменьшают величину упругого последействия. Так, плотность брикетов, содержащих 28% порошка серого чугуна и 0,3% графита, примерно такая же, как плотность железного порошка с добавкой 0,5% графита. Образцы с присадкой белого чугуна незначительно увеличиваются в объеме после извлечения их из прессформы. Тем не менее плотность этих прессовок остается очень низкой.

С целью исследования влияния процесса спекания на качество металлокерамической стали состав шихты определялся следующим образом. Готовилась шихта, в которой содержание порошка серого чугуна составляло 15, 25, 28 и 30%. В третий состав (28% серого чугуна) дополнительно вводилось 0,3% графита. Из этих смесей усилием 8 т/см<sup>2</sup> прессовались образцы размером 10x10x50 мм. Прессовки спекались в атмосфере диссоциированного аммиака при температуре 1250° в течение 3 часов. Согласно диаграмме состояний сплавов Fe-C при данной температуре серый чугун, углеродный эквивалент которого приближается к 4%, находится в жидком состоянии. Спеченные образцы подвергались испытаниям на ударную вязкость без надреза и измерению твердости.

Результаты испытаний показали, что металлокерамическая сталь, изготовленная из состава шихты № 8 (рис. 2) имеет наиболее высокие показатели исследуемых механических свойств. Поэтому данный состав шихты использовался в следующей серии опытов по определению оптимального температурного режима спекания, проводимого при 1100, 1150, 1200, 1250 и 1280° с различными выдержками.

Как и следовало ожидать, лучшим оказался вариант жидкофазного спекания при 1200, 1250 и 1280°. При этих температурах значительное количество чугуна находится в жидком состоянии, что обеспечивает хороший контакт высокоуглеродистой фазы с частицами железа и в то же время порождает процесс шлакообразования. Возникающие в результате этого процесса включения силикатов железа, как правило, сфероидизируются и не оказывают особо существенного влияния на свойства металлокерамической стали. Процесс жидкофазного спекания протекает сравнительно быстро, обеспечивая при этом относительно высокую плотность изделий. Последнее иллюстрируется рис. 3, на котором показано влияние температуры спекания и времени вы-

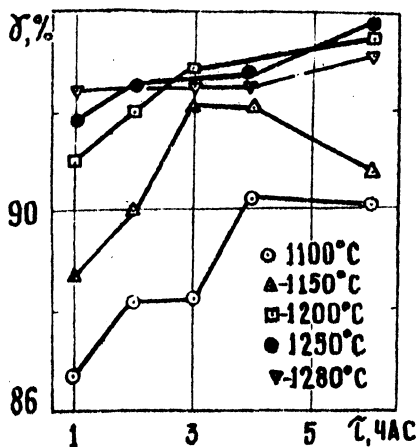


Рис. 3.  
Зависимость относительной плотности прессовок  $\delta$  от времени  $\tau$  и температуры спекания.

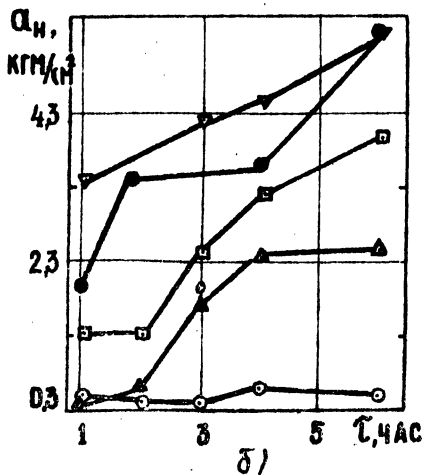
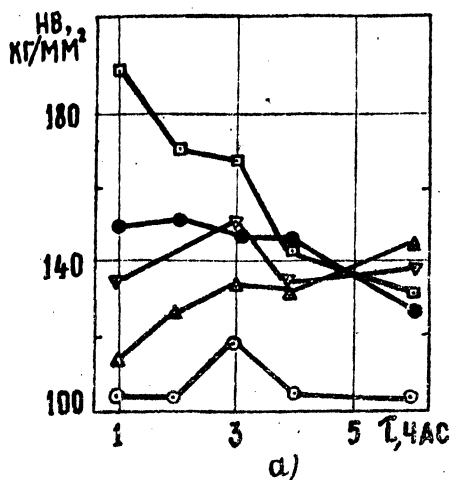


Рис. 4.

Зависимость твердости (а) и ударной вязкости (б) прессовок от времени и температуры спекания (обозначения те же, что на рис. 3).

держки при исследуемых температурах на плотность образцов.

Необходимо отметить, что при сравнительно одинаковой плотности прессовок, спеченных при температурах 1200, 1250 и 1280°, их



свойства существенно отличаются. Как следует из рис. 4, максимальную твердость имеют образцы, спеченные при  $1200^{\circ}$  в течение 1 часа. С увеличением времени спекания твердость понижается. По-видимому, с ростом изотермической выдержки структура, свойственная исходному материалу, гомогенизируется. Данный процесс приводит к снижению твердости и повышению ударной вязкости образцов. Аналогичное изменение изучаемых свойств происходит также при повышении температуры спекания.

Оценивая полученные результаты опытов с точки зрения применения металлокерамической стали для изготовления деталей технологической оснастки, следует рекомендовать следующий режим спекания: температура  $1250^{\circ}$ , изотермическая выдержка 2-4 часа.

Изготовленные из металлокерамической стали по данному режиму детали головки торцевого ключа по своим эксплуатационным качествам не уступают аналогичным изделиям из компактной низколегированной стали.

Таким образом, присадка к железному порошку измельченной стружки серого чугуна позволяет при сохранении достаточно хорошей прессуемости обеспечить жидкофазное спекание изделий. В процессе жидкофазного спекания имеет место идеальный контакт между частицами железного порошка и высокоуглеродистой фазой. Частичная замена железного порошка измельченной стружкой серого чугуна значительно снизит стоимость металлокерамической стали.

## ВЛИЯНИЕ ПРИМЕСЕЙ НА ПАРАМЕТРЫ И КИНЕТИКУ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ СПЛАВОВ ЭВТЕКТИЧЕСКОГО ТИПА

О.С.Комаров, В.А.Бахмат

Многочисленными исследованиями установлены общие закономерности кристаллизации высокоуглеродистых сплавов железа. Однако ряд положений теории кристаллизации чугуна остается спорным. К их числу относится и вопрос взаимосвязи параметров кристаллизации. Авторы одних работ /1/ утверждают, что графитизирующие добавки повышают температуру и увеличивают продолжительность кристаллизации эвтектики. По мнению других /2/, продолжительность превращения при повышении температуры сокращается. В ряде работ /3/ утверждается, что модифицирование, изменяя переохлаждение расплава, не может оказывать сколько-нибудь существенное влияние на кинетику

процесса кристаллизации, так как последняя определяется исключительно теплопроводом.

Для выяснения взаимосвязи параметров кристаллизации эвтектики чугуна, микролегированного присадками алюминия, сурьмы и висмута, использовали дифференциальную схему измерения температур охлаждения 70-граммовых образцов состава: 3,87% С; 0,99% Si; 0,20% Mn; 0,043% S; 0,085% P и 0,11% Сг. Добавки вводили в количестве 0,05+0,4% от веса образца при 1420°.

Изменение параметров кристаллизации чугуна, микролегированного алюминием, показано на рис. I. Как видно, добавки Al повышают температуру начала эвтектического распада жидкости

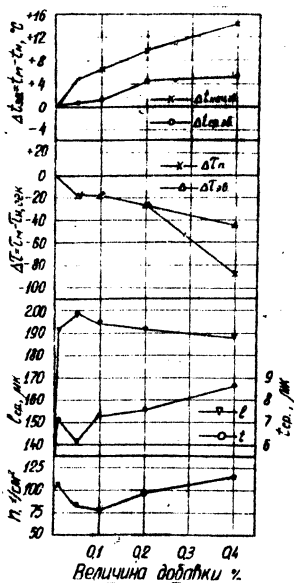


Рис. I.

Влияние добавки Al на параметры кристаллизации чугуна

( $\Delta t$  нач.эв.) и интервал превращения ( $\Delta t_{\text{ср.эв.}}$ ). При этом время полной ( $\tau_n$ ) и эвтектической ( $\tau_{\text{эв}}$ ) кристаллизации сокращается в микролегированном чугуна по сравнению с исходным. Увеличение длины  $l$  и толщины  $t$  включений графита в чугуна с присадкой свидетельствует о том, что алюминий способствует росту графитного дендрита. Снижение числа эвтектических зерен  $N$  связано, по-видимому, с повышением температуры зародышеобразования графита.

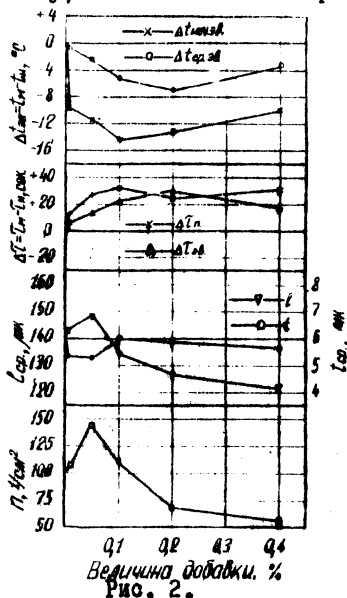


Рис. 2.

Влияние добавок Вt на параметры кристаллизации чугуна.

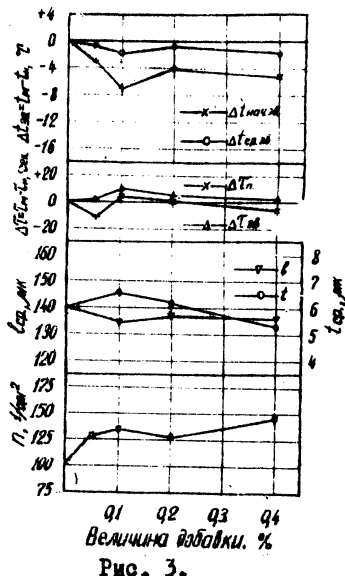


Рис. 3.

Влияние добавок Sb на параметры кристаллизации чугуна

Висмут (рис. 2) понижает температурный интервал превращения, увеличивая его продолжительность. Включения графита при этом измельчаются, а число центров кристаллизации вначале растет, но по мере роста добавки уменьшается.

Данные по влиянию Sb приведены на рис. 3. Сурьма повышает устойчивость жидкой фазы эвтектического состава, но положение площадки при этом не изменяется. Не отмечается существенных изменений продолжительности эвтектического превращения и размеров включений графита. Рост числа центров кристаллизации связан, очевидно, с переохлаждением расплава, микролегированного сурьмой.

Таким образом, присадки могут препятствовать ( $Bi$ ), способствовать кристаллизации ( $Al$ ) или не оказывать на нее заметного влияния ( $Sb$ ). В первом случае замедляется темп и снижается температурный интервал эвтектического превращения.

Элементы, способствующие росту графита, ускоряют выделение твердой фазы, вследствие чего растет температура и сокращается продолжительность кристаллизации эвтектики.

Эксперименты показали, что затвердевание сплавов эвтектического типа, в целом подчиняясь условиям теплоотвода, зависит от характера влияния примесей на условия роста ведущей кристаллизацию фазы.

Термический метод исследования влияния присадок на кристаллизацию чугунов, широко применяемый в настоящее время, имеет ряд недостатков. Основным из них является несоответствие начала и особенно конца температурной остановки началу и концу кристаллизации эвтектики /4/. В связи с этим представляло интерес проверить установленный на основании изучения кривых охлаждения характер влияния присадок на процесс кристаллизации чугуна с помощью прямых измерений скорости нарастания твердой фазы.

Плавку четырех 10-граммовых образцов вышеприведенного состава производили в адуловых тиглях диаметром 6 мм, установленных в кварцевую пробурку диаметром 24 мм, закрепленную в силитовой печи. После расплавления металла в один из тиглей опускали платина-платинородочевую термопару диаметром 0,3 мм, защищенную кварцевым наконечником диаметром 1 мм. В качестве изоляции для электродов термопары использовали окись хрома, замешанную на растворе жидкого стекла. После достижения  $1420^{\circ}$  в расплав второго тигля вводили алюминий, а в третий - висмут в количестве 0,2% от веса чугунового образца. Сплав четвертого тигля был эталонным и не подвергался микролегированию. Процесс охлаждения вместе с печью прерывали на различных этапах кристаллизации эвтектики и с помощью специального приспособления три последних тигля опускались в 10-процентный водный раствор  $NaCl$ . Полученные слитки разрезали на половине высоты и образцы одного опыта устанавливали в трубки и заливали сплавом Вуда. После травления в 10-процентном растворе азотной кислоты определяли площадь илфа, занятую твердой фазой.

На рис. 4. стрелками показаны температуры на кривой охлаждения чугуна первого тигля, с которых производили закалку образцов, и соответствующие им значения количества твердой фазы для эталонного

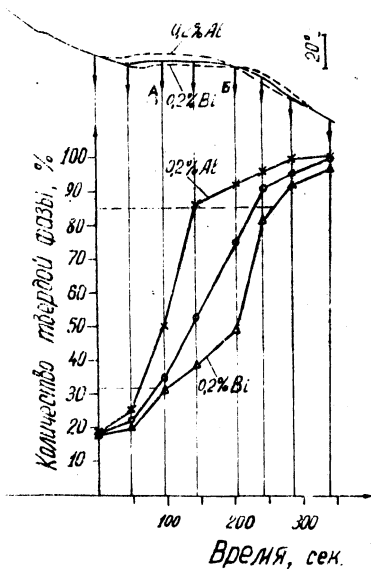


Рис. 4.

Кинетика роста твердой фазы в чугунах с присадками алюминия и висмута

Таким образом, проведенные эксперименты показали, что темп

чугуна и чугунов с добавками Al и Bi. Макроструктуры образцов, закаленных в моменты, соответствующие температурам, обозначенными точками А и Б, приведены на рис. 5 и 6. Схематически штриховыми линиями на основании ранее проделанных экспериментов показаны кривые охлаждения микролегированных образцов. Висмут снижает температуру и увеличивает продолжительность эвтектического интервала, а алюминий ускоряет кристаллизацию и повышает температуру кристаллизации эвтектики.

Согласно данным, приведенным на рис. 4-6, выделение твердой фазы эвтектического состава происходит преимущественно в процессе температурной остановки. Но время этой остановки, а следовательно, и темп кристаллизации существенно зависят от типа добавки.

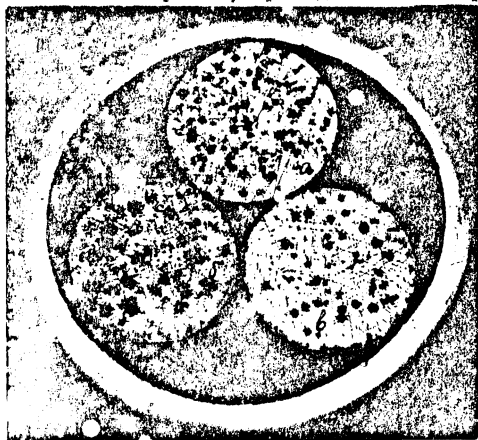


Рис. 5.

Микроструктура образцов чугуна, закаленных с температур, соответствующих точке А кривой охлаждения: а - без добавки; б - 0,2% Al; в - 0,2% Bi.

кристаллизации определяется не только теплопроводом, но и характером влияния примесей. Примеси, облегчающие условия зарождения и роста эвтектических фаз, ускоряют процесс кристаллизации, вследствие чего повышается температура превращения. Примеси, затрудняющие рост графита и аустенита, увеличивают продолжительность и снижают температуру кристаллизации эвтектики чугуна.

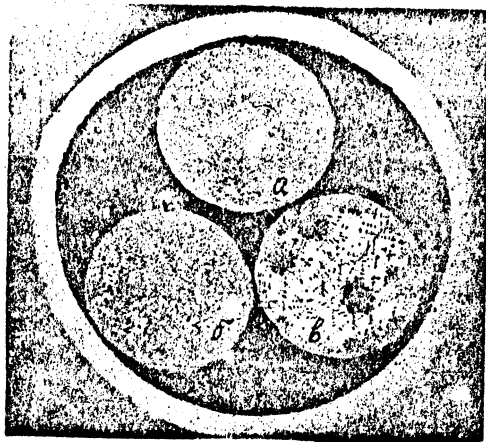


Рис. 6.  
Микроструктура образцов чугуна, закаленных с температур, соответствующих точке Б кривой охлаждения; а-без добавки; б - 0,2% Al ; в-0,2% Bi.

#### Л и т е р а т у р а

1. Б о г а ч е в И.Н. Металлография чугуна. Свердловск, 1962.
2. В а щ е н к о К.И., Р у д о й Р.П. "Металловедение и термическая обработка металлов", №5, 1961.
3. Г и р ш о в и ч Н.Г., Н е х е н д з и Ю.А. "Литейное производство", №5, 1962.
4. Б у н и н К.П., Т а р а н Ю.Н. Сб. "Кристаллизация металлов", М., 1960.

РОЛЬ ПРИМЕСЕЙ СЕРЫ И ЦЕРИЯ В ПРОЦЕССЕ  
КРИСТАЛЛИЗАЦИИ ПРОМЫШЛЕННЫХ И  
СИНТЕТИЧЕСКИХ ЧУГУНОВ

Д.Н.Худокормов, О.С.Комаров, В.А.Бахмат

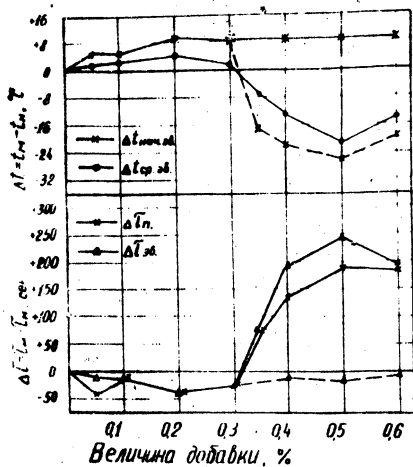
В настоящее время все большее распространение получает плавка чугуна в индукционных печах промышленной частоты, при которой происходит снижение содержания серы в расплаве. Сера специально удаляется из расплава при получении высокопрочного чугуна с шаровидным графитом. Несмотря на существенное влияние серы на структуру и свойства чугуна, роль ее в процессе кристаллизации остается не совсем ясной, о чем свидетельствуют литературные данные. В работах /1, 2/ при добавках серы наблюдали укрупнение включений графита, однако в работе /3/ приводятся сведения об их измельчении. Не выяснено и влияние серы на число центров кристаллизации графита (число эвтектических зерен). Если в работе /1/ добавки серы не изменяли числа эвтектических зерен, то в работах /4,5/ зерно измельчалось. В работе /2/ добавки серы до 0,05% укрупняли, а большие присадки измельчали эвтектические зерна. При производстве чугуна с шаровидным графитом содержание серы снижают с целью уменьшения опасности возникновения "черных пятен". Однако при этом обычно не изучается специфика кристаллизации высокопрочных цериевых и магниевого чугунов с различным исходным содержанием серы.

Поэтому представляло интерес проведение экспериментов по сравнительному влиянию различных по величине добавок  $\text{Ce}$  и  $\text{S}$  на кристаллизацию синтетических, не содержащих серы, и промышленных чугунов.

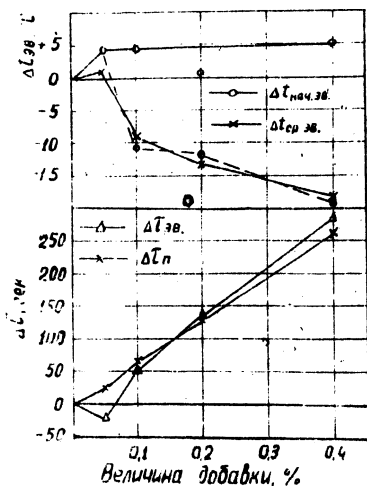
Для опытов использовался промышленный чугун состава: 3,87% C; 0,99% Si; 0,20% Mn; 0,043% S; 0,085% P; 0,11%  $\text{Ca}$  и синтетический сплав состава: 3,9% C; 1,0% Si; Fe — остальное, приготовленный из реакторного графита, полупроводникового кремния и карбонильного железа В-3. В случае использования промышленного чугуна образцы вытравливали из стержней, отлитых из чугуна одной плавки. Образцы

синтетического сплава изготавливались прессованием из порошковых материалов с последующим спеканием в вакуумной печи при температуре  $1100^{\circ}$  в течение 4 часов. Остальное давление в печи составляло  $10^{-3}$  мм рт.ст.

Два образца одинакового состава и веса (по 70 г) плавилась одновременно в кварцевых пробирках диаметром 16 мм в силитовой печи и выдерживались при температуре  $1420^{\circ}$ . Образцы из промышленного чугуна плавилась в обычной атмосфере, образцы же из синтетического сплава расплавляли в вакууме. Ввиду деформации кварцевых пробирок под действием внешнего давления перегрев и охлаждение синтетического сплава производили в атмосфере аргона марки А ( $N_2$  - до 0,01%,  $O_2$  - до 0,003%) под избыточным давлением 200 мм рт.ст. После выдержки (7 мин. для промышленного и 15 мин. для синтетического сплава) в одну из пробирок вводилась добавка, величина которой достигала 0,6% для Се и 0,4% для S. В процессе охлаждения образцов в печи с помощью вольфрам-молибденовой термпары и пирометра Курнакова (ФПК-59) снимались кривые охлаждения сплавов исходного состава и с добавкой, а также разность температур между ними. Охлажденные слитки разрезали в месте расположения горячего



а



б

Рис. 1.

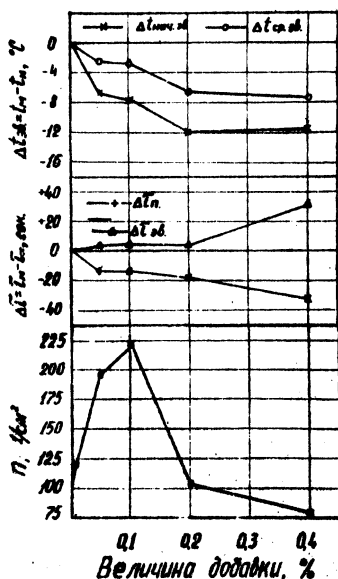
Влияние добавок Се на параметры первичной кристаллизации: а-промышленного чугуна; б-синтетического сплава.



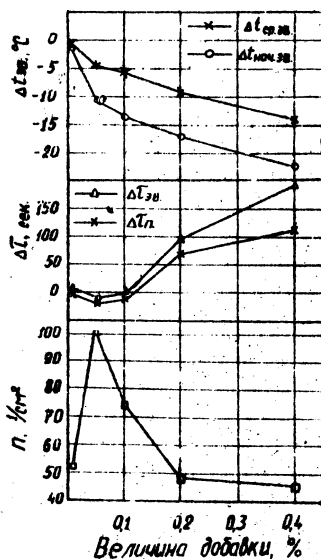
опая и определяли средний размер включений графита и число эвтектических зерен.

Добавки церия до 0,3% в промышленный чугуун (рис. 1,а), не приводящие к сфероидизации графита, повышают температуру начала кристаллизации эвтектики ( $\Delta t_{нач.эв.}$ ) и среднюю температуру эвтектического превращения ( $\Delta t_{ср.эв.}$ ). При этом сокращается продолжительность полной ( $\Delta t_{п.}$ ) и эвтектической ( $\Delta t_{эв.}$ ) кристаллизации, резко уменьшается длина включений графита с одновременным их утолщением и растет число эвтектических зерен. Добавки Се, сфероидизирующие графит (0,3%), дают обратный эффект. Характерно, что снижение температуры начала кристаллизации эвтектики не наблюдается, но рост эвтектических колоний в начальный момент идет медленно, что вызывает снижение площадки кристаллизации (штриховая линия) и средний температуры превращения.

При легировании церием синтетического сплава (рис. 1,б) снижение температур эвтектического превращения и увеличение продол-



а



б

Рис. 2.

Влияние добавок С на параметры первичной кристаллизации: а-промышленного чугуна; б-синтетического сплава.

жтельности кристаллизации начинается при добавках серы более 0,05%, т.е. значительно раньше, чем в случае легирования промышленного чугуна. Последнее связано с меньшим расходом серы на взаимодействие с примесями чугуна. Подсчет числа включений шаровидного графита на единицу площади поверхности шлифа показал, что для промышленных сплавов это число в 2-5 раз больше при эквивалентных по величине добавках серы, необходимой для получения в сплавах шаровидного графита. Кроме того, при добавке 0,4% Se в синтетическом сплаве наблюдалось явление "перемодифицирования", т.е. появлялся мелкодисперсный пластинчатый графит.

Сера в промышленном (рис. 2, а) и в синтетическом сплаве (рис. 2, б) при всех добавках понижает температуру эвтектического превращения, но его продолжительность существенно увеличивается только при добавках серы свыше 0,2% для промышленного и свыше 0,1% для синтетического чугуна. Очевидно, до этого предела добавки серы слабо влияют на рост графита, но тормозят рост аустенита, о чем свидетельствует переохлаждение, наблюдаемое на кривых охлаждения при выделении последнего. В связи с этим не наблюдается увеличение продолжительности эвтектического превращения, несмотря на снижение его температуры. В промышленной чугуне часть серы расходуется на связывание марганца, поэтому процесс торможения начинается позже, чем в синтетическом сплаве. Максимум числа эвтектических зерен ( $N$ ) в промышленном чугуне с добавкой 0,1% S свидетельствует о взаимной нейтрализации марганца и серы. Из приведенных зависимостей следует, что сера начинает тормозить процесс роста графита только при ее содержании в растворе около 0,1%. При меньших количествах она влияет на рост графита косвенно, тормозя процесс зарождения и роста кристаллов аустенита. Характерно, что в синтетическом чугуне сера в большей степени препятствует росту эвтектических колоний, что затягивает процесс не только эвтектической, но и полной кристаллизации. Особенно резко наблюдается замедление роста твердой фазы к концу эвтектической площадки, когда повышается концентрация серы в жидком расплаве.

Несмотря на общее сходство характера изменения числа эвтектических зерен в промышленном и синтетическом сплаве, абсолютное значение этого числа значительно меньше для последнего. Кроме того, в синтетическом сплаве максимум наблюдается при меньших добавках. Характерно, что добавки до 0,2% S в промышленный сплав укрупняют включения графита, а увеличение присадки вызывает обратный процесс.

Таким образом, при снижении содержания серы в чугунах ниже 0,05% следует ожидать измельчения графитной фазы и уменьшения числа центров графитизации. Поэтому удаление серы из расплава при производстве высокопрочных серистых чугунов, уменьшая требуемую величину добавки церия, вызывает необходимость вторичного модифицирования графитизирующими присадками для избежания отбела в отливках.

### Л и т е р а т у р а

1. Л ю к о Б., Т а н н е н б е р г е р Х. 29-ий Международный конгресс литейщиков. "Машиностроение", М., 1967.
2. Ц и г л е р Р. 30-й Международный конгресс литейщиков. "Машиностроение", М., 1967.
3. О к а м о т о, С е д з о, И с и х а р а, Д з и н, К и н д з о к у. *Metals*, 1957, 27, № 7.

## ОПРЕДЕЛЕНИЕ ТЕМПЕРАТУР СХВАТЫВАНИЯ КРИСТАЛЛОВ В УСЛОВИЯХ НЕРАВНОВЕСНОЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ

А.М.Дмитрович, В.Ф.Соболев

При затвердевании металла в интервале температур нарастание количества твердой фазы приводит к образованию сплошного кристаллического скелета отливки. Металл перестает течь и способен сохранять свою форму без участия стенок литейного сосуда. Образование кристаллического скелета происходит при определенной для данных условий кристаллизации температуре  $T_3'$ .

Исследования, выполненные для различных сплавов, показывают, что текучесть сплава теряется при содержании 25-30% твердой фазы /I/. Следовательно, значение температуры  $T_3'$ , при которой образуется скелет кристаллов, для равновесных условий кристаллизации может быть найдено на диаграмме состояния сплава для указанного содержания твердой фазы.

Практически сплавы затвердевают в условиях, отличных от равновесных. Поэтому для определения  $T_3'$  в реальных условиях затвердевания необходима принципиально новая методика.

Целью настоящей работы являлось изучение изменения температуры схватывания кристаллов в условиях неравновесной кристаллизации. Исследования проводились на сплавах системы  $Al-Cu$ .

В основу методики определения  $T_3'$  положен тот экспериментально установленный факт, что переход металлов из жидкого в твердое состояние сопровождается скачком электросопротивления.

Так, при переходе из жидкого в твердое состояние электросопротивление сплава  $Al + 3,0 Cu$  уменьшается в 1,82 раза /2/. Измерение электросопротивления проводилось с использованием метода вращающегося магнитного поля, предложенного А.Р.Регелем /3/.

Результаты исследований показывают, что электросопротивление сплавов, затвердевающих в интервале температур, изменяется не при температурах солидуса или ликвидуса, а при температурах, лежащих на некоторой линии I-2, проходящей через указанный интервал (рис. I,а). Положение этой линии определяется отношением твердой

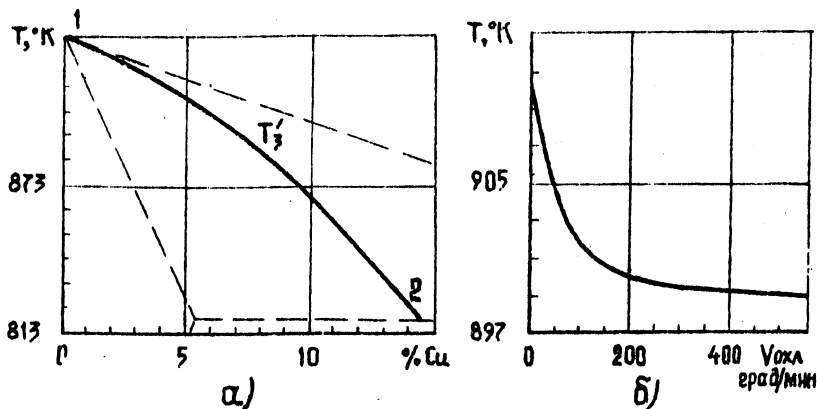


Рис. 1.

Зависимость температуры схватывания кристаллов от содержания меди (а) и от скорости охлаждения (б).

и жидкой фаз. Сплавы, концентрация которых лежит правее точки 2, имеют скачок сопротивления при эвтектической температуре.

Наблюдения показывают, что до тех пор, пока в таких полужидких сплавах количество жидкой фазы превышает 75-80%, электросопротивление их лежит на уровне сопротивления вполне жидких сплавов, а переход через температуру, отвечающую линии 1-2, приводит к скачку сопротивления до уровня, соответствующего сопротивлению полностью твердых сплавов (несмотря на то, что в испытуемом образце еще сохраняется значительное количество жидкой фазы). Скачок сопротивления в этих случаях определяется моментом контакта между растущими кристаллами.

Таким образом, за температуру схватывания кристаллов принималась температура, при которой наблюдается скачок электросопротивления.

В сплавах системы Al-Cu по мере увеличения концентрации меди кривая температуры  $T_s'$  круто падает от температуры плавления до температуры эвтектики при концентрации точки 2 (рис. 1, а) из-за изменения соотношения между количеством фаз. В сплавах с концентрацией правее точки 2 количество твердой фазы так мало по сравнению с жидкой, что скелет кристаллов выше температуры эвтектики образоваться не может и  $T_s'$  в этом промежутке равна эвтектической.

В общем случае соотношение жидкой и твердой фаз при температуре схватывания зависит от природы сплава и от скорости кристаллизации. В связи с этим исследовано влияние скорости охлаждения на температуру образования кристаллического скелета в отливке. Результаты экспериментов для сплава  $Al + 4,5\% Cu$  приведены на рис. 1,б, из которого видно, что увеличение скорости охлаждения понижает температуру схватывания кристаллов.

Такой ход кривой объясняется тем, что с увеличением скорости охлаждения уве-

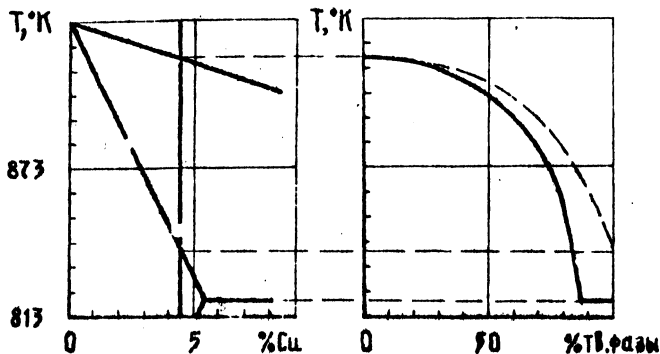


Рис. 2.

Зависимость количества твердой фазы от температуры при неравновесной (сплошная линия) и равновесной (пунктирная линия) кристаллизации. Сплав  $Al + 4,5\% Cu$ .

охлаждения увеличивается переохлаждение расплава и вследствие этого уменьшается количество твердой фазы, существующей при данной температуре, лежащей внутри интервала затвердевания (рис. 2).

Результаты выполненных экспериментов показали, что температура схватывания кристаллов, зависящая от соотношения жидкой и твердой фаз, в значительной мере определяется условиями кристаллизации. Увеличение скорости охлаждения, повышающее устойчивость жидкой фазы, снижает температуру схватывания кристаллов.

#### Л и т е р а т у р а

1. Б о ч в а р А.А., К у з н и а В.В. Известия АН СССР, ОТН, № 10, 1946.
2. К о р о л ь к о в А.И., Ш а н к о в Д.П. Сб. "Исследования сплавов цветных металлов", АН СССР, М., 1962.
3. Р о г о л ь А.Р. ИТФ, вып. 12, т.18, 1948.

## МЕХАНИЗМ ДВИЖЕНИЯ ПОТОКА ЖИДКОГО МЕТАЛЛА В ЛИТЕЙНЫХ ФОРМАХ ТОНКОСТЕННЫХ ОТЛИВОК

В.К.Винокуров

В отличие от хорошо изученного механизма заполнения форм толстостенных отливок вопросу движения потока жидкого металла в литейных формах тонкостенных отливок уделялось сравнительно меньше внимания [1,2,3]. Между тем, рассмотрение этого вопроса имеет важное значение для выяснения механизма заполнения жидким металлом форм, особенно при производстве крупногабаритных тонкостенных отливок.

В работе исследовалось движение потока жидкого чугуна в формах тонкостенных отливок различной толщины методом кино съемки и визуального наблюдения. Заливка металла осуществлялась в раковные сухие песчаные формы (рис. 1), установленные горизонтально.

Нижняя полуформа и элементы литниковой системы изготавливались из стержневой смеси с использованием в качестве крепителя жидкого стекла (3,5% по весу). Полуформа имела один плоский канал, в котором величина  $\delta$  изменялась от 2 до 6 мм. Напор  $H$  составлял 50 мм. Мерой заполняемости служила длина  $l$  пластины застывшего в канале металла.

Для осуществления визуального наблюдения и кино съемки движения жидкого металла верхняя полуформа заменялась стеклом толщиной 2,5+3,5 мм, стойкость которого, как оказалось, по времени несколько больше длительности процесса заполнения формы. При сборке отдельные элементы опытной формы скреплялись с помощью клея (окись хрома - жидкое стекло 1:5), а затем готовая форма подсушивалась при температуре 120°. Формы заливались серым чугуном при постоянной температуре 1300°.

Опыты выявили своеобразный механизм движения фронта потока жидкого металла при заполнении формы. Наличие коллектора и питателя по всей ширине заливаемой пластины обеспечивало равномерную подачу в форму однородного по температуре металла. В начальной стадии происходит одномерное течение металла и заполнение формы по всей ее ширине. По мере удаления от питающего коллектора фронта потока

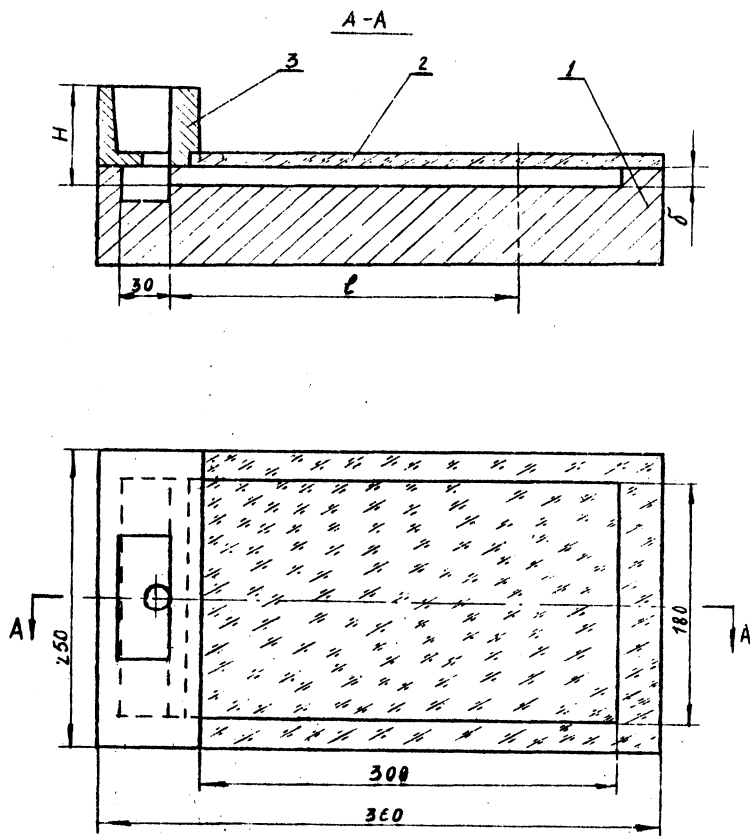


Рис. I.

Экспериментальная песчаная форма: I - нижняя полуформа; 2 - прозрачное стекло; 3 - литниковая чаша.

температура последнего быстро падает и вязкость расплава существенно увеличивается. К этому моменту одномерное перемещение фронта потока прекращается и происходит образование зон застоя и зон с ускоренным течением металла. К последним устремляется более горячий металл из коллектора и наступает вторая стадия заполнения. Фронт потока резко устремляется вперед, заполняя форму относительно узкой полосой, из которой затем горячий металл разливается в стороны и заполняет застойные зоны. При значительной ширине застой-



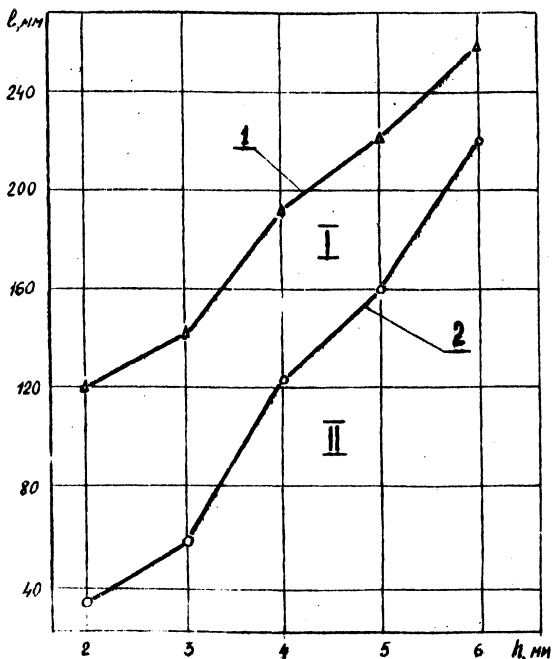


Рис. 2.

Влияние толщины плиты ( $h$ ) на ее заливочность ( $v$ ): I - зона неустойчивого заполнения; II - зона устойчивого заполнения; 1 - линия остановки фронта потока; 2 - линия полного заполнения формы.

ных зон металл быстро остывает и кристаллизуется быстрее, чем заполнит их на всю ширину. На рис. 2. приведены абсолютные значения заливочности плит различной толщины. Под абсолютным значением заливочности понимается длина залитой плиты.

Зона I соответствует неустойчивому заполнению; зона II - устойчивому; линия I характеризует остановку фронта потока, а линия 2 определяет полное заполнение формы. Под заливочностью в данном случае понимается не свойство металла четко воспроизводить контуры полости формы, что определяется в основном его поверхностным натяжением, а степень завершенности процесса заполнения формы жидким металлом, являющаяся результатом совместного действия гидродина-

налических и тепловых условий течения металла.

Как видно из графика, приведенного на рис. 2, проточный механизм движения жидкого металла наиболее эффективно влияет на заполняемость форм тонкостенных отливок и дает возможность регулировать этот процесс путем создания управляемых потоков.

Полученные данные о своеобразном механизме течения жидкого металла при заполнении тонких стенок использованы при разработке ребристой конструкции тонкостенной чугунной отливки, позволяющей улучшить качество отливок и значительно снизить брак по спаям и неслитинам.

### Л и т е р а т у р а

1. Степанов Ю.А., Гини Э.Ч., Соколов Е.А., Матвейко Ю.П. Литье тонкостенных конструкций. "Машиностроение", М., 1966.

2. Рабинович А.Р. Теория и расчет процесса заполнения форм вертикальных тонкостенных отливок при подводе металла сифоном. Литейное производство, № 3, 1967.

3. Кудя В.И., Худокормов Д.Н. Совершенствование конструкции отливок с целью снижения их веса. Сб. "18-я Всесоюзная конференция литейщиков", М., 1966.

## КОЛИЧЕСТВЕННАЯ ОЦЕНКА СТРУКТУРНО-СВОБОДНОГО ЦЕМЕНТИТА В ЧУГУНАХ

Б.А.Коняев

В ряде случаев при исследовании чугунов возникает необходимость подсчета в них количества структурно-свободного цементита. Такие подсчеты зачастую проводятся ориентировочно, "на глаз" или зарисовкой включений цементита с последующим применением планиметра. Последний метод ввиду сложности пригоден только для единичных измерений.

Математическая статистика дает простой и весьма точный метод определения количества структур. Этот метод применительно к петрографии был разработан А.А.Глаголевым и в общих чертах впервые использован в металлографии С.А.Салтыковым /1/.

По данному методу на просматриваемое под микроскопом поле шлифа наводится сетка от специального окуляра. Такими сетками снабжены все металломикроскопы последних выпусков. При наличии включений в металле на них попадает часть узлов сетки. Площадь включений в процентах выражается формулой

$$X = \frac{a}{b} \cdot 100,$$

где  $a$  - количество узлов сетки, попавших на включения;  
 $b$  - общее количество узлов.

С помощью математической статистики определяется необходимое количество замеров (испытаний) при выбранной точности измерений. Пусть  $\rho$  - вероятность попадания узла сетки на включения при каком-либо замере:

$$\rho = \frac{A}{100},$$

где  $A$  - площадь, занимаемая включениями в процентах к общей площади.

Вероятность противоположного события составляет:

$$q = 1 - p = \frac{100 - A}{100}.$$

Если производится  $Z$  независимых замеров углом сетки, то абсолютная погрешность измерения площади выражается формулой:

$$\delta = \frac{a}{Z} - p.$$

Согласно теореме Лапласа [2], вероятность того, что абсолютная погрешность  $\delta$  не превзойдет любой заданной величины  $\Delta$ , дается приближенно уравнением:

$$P(\Delta) \approx \frac{1}{\sqrt{2\pi}} \int_{-t}^t e^{-\frac{u^2}{2}} du,$$

где 
$$t = \frac{\Delta}{\sqrt{\frac{pq}{Z}}}.$$

При заданной точности определения площади, т.е. заданной величине  $\Delta$  и вероятности  $P(\Delta)$  легко найти необходимое число испытаний  $Z$  по формуле:

$$Z = \frac{t^2 pq}{\Delta^2},$$

где  $t$  - находится по принятой вероятности  $P(\Delta)$  из таблицы значений интеграла Лапласа.

Например, при  $P(\Delta) = 0,90$  значение  $t = 1,65$ . В случае измерения с точностью  $\Delta$  до 5% фазы А, занимающей 40% от общей площади,

$$Z = \frac{A(100-A)}{\Delta^2} = \frac{2,72 \cdot 40(100-40)}{25} \approx 260.$$

Таким образом, при общем числе узлов сетки, равном 256, однократная установка шлифа после соответствующих подсчетов даст в 90 случаях из 100 ошибку не более 5% при  $A = 40\%$ .

Точность измерений можно повысить за счет увеличения  $Z$ . Для этого необходимо осуществить аналогичные подсчеты по нескольким точкам шлифа. Следует иметь в виду, что при перестановке шлифа появляются дополнительные ошибки измерений, связанные с неравномерностью распределения исследуемых включений по полю шлифа.

Чем больше взято увеличение для анализа структуры, тем существенней влияние этой неравномерности.

Для количественной оценки структурно-свободного цементита в чугунах по данным измерений, проведенных автором, наиболее удобным является увеличение  $\times 280$ . Включения цементита при таком увеличении хорошо видны и в то же время в поле микроскопа попадает сравнительно большая площадь шлифа, что обеспечивает измерениям лучшую точность. Высокая точность измерения количества цементита достигается подсчетами по четырем точкам, расположенным равномерно по площади шлифа. При этом  $Z = 256 \times 4 = 1024$ . В случае равномерного распределения включений цементита по шлифу такая величина  $Z$  гарантирует точность измерения от 1,0 до 2,5% при количестве цементита соответственно 5 и 50%, если  $P(\Delta) = 90$ .

Наиболее широко подобные измерения могут применяться при анализе режима отжига белого чугуна на ковкий. В данном случае образцы после заданной продолжительности отжига следует охлаждать в воде. Последнее способствует получению мартенситной структуры, на фоне которой после травления отчетливо видны включения цементита.

## Л и т е р а т у р а

1. С а л т ы к о в С.А. Введение в стереометрическую металлографию. Изд. Академии наук Армянской ССР, Ереван, 1950.
2. Д у д и к - Б а р к о в с к и й И.В., С м и р н о в Н.В. Теория вероятностей и математическая статистика в технике. Машгиз, М., 1955.

ИЗМЕНЕНИЕ ФОРМЫ КРИСТАЛЛОВ ПЕРВИЧНОГО  
КРЕМНИЯ, ВЫДЕЛЯЮЩИХСЯ ПРИ ЗАТВЕРДЕВАНИИ  
ЗАЭВТЕКТИЧЕСКОГО СИЛУМИНА

Д.Н.Худокормов, Е.И.Андросик

В настоящее время в промышленности намечается тенденция к внедрению в производство высококремнистых заэвтектических силуминов ввиду их низкой стоимости, высокой жаропрочности, жаростойкости и износостойкости, а также благодаря их удовлетворительным литейным свойствам. Представляло интерес разработать технологию микролегирования промышленных заэвтектических силуминов с целью получения в них компактных по форме включений первичного кремния в сплавах технической чистоты. Необходимо было также выяснить, насколько сильно изменяется прочность и пластичность такого сплава при кристаллизации первичного кремния в виде отдельных компактных включений. Возможность сфероидизации первичных включений кремния в синтетических силуминах была показана авторами в работе /1/.

Состав сплава был выбран с учетом применяемого в производстве заэвтектического силумина. Сплав содержал 18% Si, 1,0% Mn, 1,3% Mg, 2,5% Cu. Повышенный процент кремния уменьшает термическое расширение сплава, повышает его жаропрочность и износостойкость. Медь вводилась для повышения твердости и улучшения обрабатываемости. Марганец присаживался для устранения отрицательного влияния железа и измельчения включений первичного кремния. Магний служил для повышения твердости за счет образования включений  $Mg_2Si$ .

Так как в обычных условиях производства и микролегирования заэвтектических силуминов ватрием не наблюдается сфероидизация первичного кремния, то представляло интерес выяснить влияние в этих сплавах условий плавки, материала тигля и типа раскислителя на форму выделений первичного и эвтектического кремния. По этой причине плавка и микролегирование заэвтектических силуминов осуществлялись в силиковой печи в стальных тиглях, покрытых сажей,

окисью хрома и маршалитом, разведенными на жидком стекле, шамотизированных графитовых тиглях без покрытия и футерованных магнезитом с добавкой жидкого стекла и, наконец, в тиглях, изготовленных из электродного графита. В качестве раскислителей применялись хлористый цинк, хлористый марганец, криолит, гексахлорэтан.

В качестве шихтовых материалов использовались чушковый алюминий марки А8 и кристаллический кремний марки КрО. Легирующие присадки брались следующих марок: магний MgI, медь электролитическая МОО и марганец электролитический. Процесс микролегирования и приготовления сплава осуществлялся следующим образом. В нагретый до  $850^{\circ}$  тигель загружался алюминий, после расплавления которого вводились кремний и марганец как наиболее труднорастворимые компоненты шихты. Далее загружалась медь. В виду высокой окисляемости магний вводился последним. Раскисление сплава осуществлялось после растворения компонентов шихты одним из вышеприведенных раскислителей в количестве 0,25% от веса расплава.

Для сфероидизации включений кремния сплав после рафинирования микролегировался присадками натрия в количестве 0,05–0,35%. Выдержка сплава после микролегирования продолжалась в течение 5 мин. Затем с поверхности очищался шлак и производилась разливка сплава в подогретый до  $250^{\circ}$  алюминиевый кокиль. Кокиль покрывался изнутри сажей, разведенной на глицерине до сметанообразной консистенции. В нем отливались одновременно образцы трех диаметров: 7,3; 12 и 16,8 мм.

В результате проведенных опытов установлено, что при плавке в стальных тиглях, покрытых окисью хрома и маршалитом, и шамотизированных графитовых тиглях, сфероидизация включений кремния не наблюдается независимо от вида применяемого раскислителя. При плавке в стальных тиглях, покрытых сажей, разведенной на жидком стекле, и графитовых шамотизированных тиглях, дополнительно футерованных размолотым магнезитом, сфероидизация включений кремния имеет место при раскислении сплава гексахлорэтаном и прокисленным при  $300^{\circ}$  хлористым марганцем. Однако эффект сфероидизации включений перламутрового кремния является нестабильным.

Полученные результаты можно объяснить следующим. В покрытиях первой группы содержится значительное количество таких окислов, которые нейтрализуют действие натрия. И только выплавка сплава АЕ-5С в тиглях из графита, не содержащего кремнезема, обеспе-

тивается стабильное получение заэвтектических силуминов с шаровидным кремнием при их никролегировании натрием и применении в качестве раскислителя хлористого марганца и гексахлорэтана.

Структура сплава исходного состава приведена на рис. 1.



Рис. 1.

Микроструктура исходного заэвтектического (18% Si) силумина. X500. 4% НР.

Видно, что большинство первичных выделений кремния имеет иглообразную форму или форму пластин. Наряду с пластинчатыми выделениями кремния встречаются выделения, имеющие компактную форму и фор-

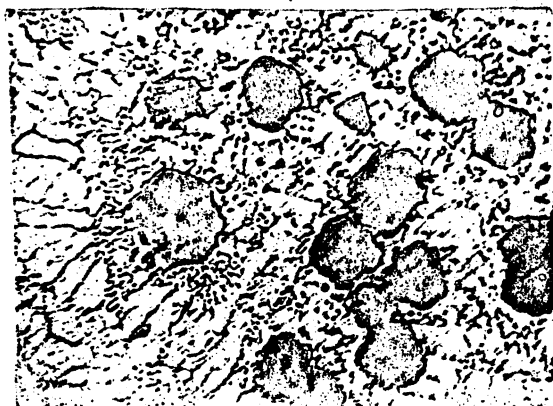


Рис. 2.

Микроструктура заэвтектического (18% Si) силумина, модифицированного 0,3% Na. X500. 4% НР.



му различного рода многогранников. Причем характерным является тот факт, что иглообразные выделения кремния как бы вырастают из компактных включений. Частичное измельчение первичного кремния

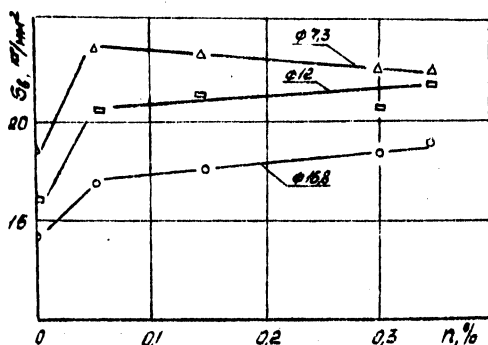


Рис. 3.

Зависимость предела прочности ( $\sigma_b$ ) заэвтектического (18% Si) силумина от величины присадки натрия ( $n$ ).

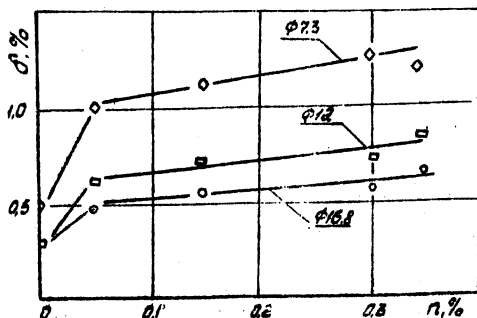


Рис. 4.

Зависимость относительного удлинения ( $\delta$ ) заэвтектического (18% Si) силумина от величины присадки натрия ( $n$ ).

объясняется, вероятно, модифицирующим действием марганца. Эвтектика в исходном сплаве измельчена, но имеет грубое строение.

В заэвтектическом силумине, модифицированном присадками натрия в количестве 0,3%, включения первичного кремния имеют шаровидную форму (рис. 2). Эвтектика в модифицированных силуминах раздроблена.

Результаты испытания образцов, полученных из заэвтектических силуминов, выплавленных в графитовых тиглях, приведены на рисунках 3 и 4. Каждая точка на кривых соответствует среднему значению предела прочности при растяжении ( $\sigma_b$ ) и относительно удлинению ( $\delta$ ) по результатам испытания 6 образцов. Разброс значений  $\sigma_b$  и  $\delta$  не превышает соответственно 5-7%. Из рисунков видно, что предел прочности при растяжении сплава, микролегированного натрием, на 30-40% выше, чем немикролегированного.

Относительное удлинение повышается в 2,5 раза для образцов диаметром 7,3 мм и в 2 раза – для образцов больших диаметров.

Заметное повышение относительного удлинения с ростом количества вводимого натрия в образцах диаметром 7,3 мм (рис. 4), вероятно, объясняется тем, что существенно повышается степень компактности включений кремния.

Из полученных результатов следует, что использование заэвтектических силуминов, микролегированных натрием, целесообразно при производстве тонкостенного литья. Введение свыше 0,1% натрия для тонкостенного литья, по-видимому, нецелесообразно.

### Л и т е р а т у р а

И. Худокормов Д.Н., Андросик Е.И. Влияние донорных и акцепторных примесей на форму полупроводниковых фаз антимодина алюминия и кремния, выделяющихся при затвердевании сплава  $Al-Sb$  и  $Al-Si$ . Тезисы докладов республиканской конференции "Новое в литейном производстве", НТО Белмашпрома, Минск, 1970.

## УВЕЛИЧЕНИЕ ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ ОБОЛОЧКОВЫХ СТЕРЖНЕЙ

А.М.Дмитрович, А.М.Милов,  
А.А.Малюквичюс, Д.М.Кукуй

Способ изготовления чугунных гильз цилиндров в песчано-глинистых формах с использованием оболочковых стержней нашел широкое применение. Однако уже в первых опытах получения чугунных отливок в сырых формах с оболочковыми стержнями наблюдалось отрицательное явление - мелкая рассредоточенная пористость, которая обнаруживалась после механической обработки поверхности отливки. Образование этой пористости зависит, в основном, от газотворности применяемого связующего вещества стержней.

В настоящее время для получения оболочковых стержней применя-

ют песчано-смоляные смеси на связующем ПК-104, представляющем собой измельченную смесь феноло-формальдегидной смолы марки 104 с добавкой 7-8% уротропина.

Прочность песчано-смоляных смесей зависит от вида и содержания связующего, а так же от зернистости и содержания глинистой составляющей применяемых песков /1/. С уменьшением величины зерен песка (особенно с размером 0,1 мм) прочность смесей резко падает.

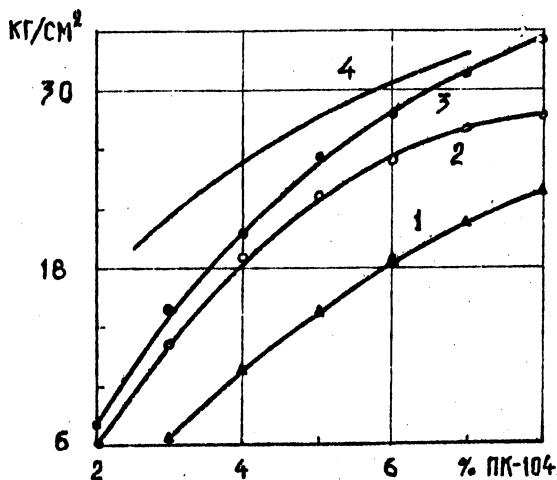


Рис. 1.

Зависимости прочности образцов от степени прокаливания песка (температура прокаливания: 1-без прокаливания; 2-900°; 3-1200°; 4-850-950° в кипящем слое);

Исследования показывают, что прочность песчано-смоляных смесей прямо пропорциональна содержанию в них связующего ПК-104 (рис.1, кривая I). Как видно из графика, для обеспечения достаточной прочности стержней требуется довольно высокий расход ПК-104 (6,0+7,0%). Это приводит к повышению газотворности смеси и увеличению вероятности появления газовой пористости в отливках.

Для устранения этого дефекта на кафедре "Машины и технология литейного производства" БПИ в содружестве с Вильнюсским заводом строительно-отделочных машин проводилась работа по снижению содержания ПК-104 в смеси до 3,0%, что значительно снижает газотворность

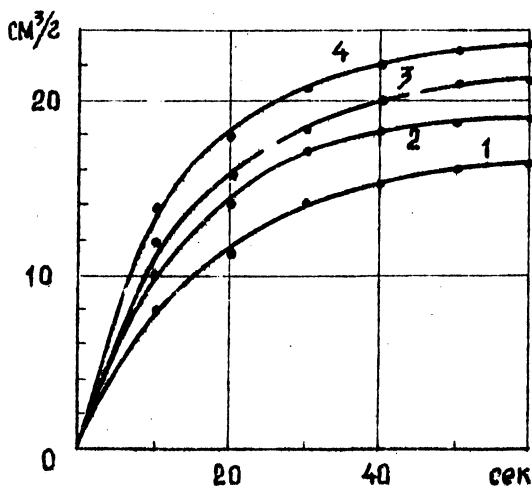


Рис. 2.

Зависимость газотворности смеси от времени выдержки (содержание ПК-104 в смеси: 1-3%; 2-4%; 3-5%; 4-6%).

адгезионная на кварцевой пластинке -  $75 \text{ кг/см}^2$ , а на зернах песка - около  $50 \text{ кг/см}^2$ . Понижение адгезии ПК-104 к зернам песка объясняется наличием на их поверхности пленки глинистой составляющей, снижающей адгезию крепителя. Для устранения этой пленки проводились эксперименты по прокалке песка при различных тепловых режимах. Прокалку производили в муфельной печи по следующему режиму: нагрев до заданной температуры - 2-3 часа, выдержка в течение 4-5 часов, охлаждение с печью - 17 часов, охлаждение до комнатной температуры на воздухе. Критерием качества обработки служила прочность изготов-

смеси (рис.2). Однако вместе с уменьшением газотворности понижаются и прочностные свойства оболочковых смесей.

Одним из способов существенного повышения прочности (без увеличения количества ПК-104 в смеси) является применение прокаленного при определенном тепловом режиме песка /2/.

Из литературных данных известно /3/, что когезионная прочность ПК-104 составляет  $1200 \text{ кг/см}^2$ , ад-

ленных на прокаленном песке образцов. Смесь приготавливалась путем механического перемешивания ПК-104 с песком в лопастном смесителе.

На рис. 1 представлена зависимость прочности образцов на разрыв от содержания ПК-104 в смеси с использованием непрокаленного (кривая 1) и прокаленного при различных режимах песка. Как видно из графика, прочность образцов на прокаленном песке увеличивается на 45-50% при довольно низком содержании ПК-104 в смеси (3-4%) по сравнению с образцами на непрокаленном песке. Исследования показали резкое снижение глинистой составляющей в прокаленном песке - на 80-90%. Объясняется это не удалением глины, а ее спеканием. Увеличение прочности оболочковых смесей зависит от увеличения адгезии крепителя к спекшейся глинистой пленке и от прочности сцепления ее с зернами песка.

Проведенные исследования показали возможность увеличения прочностных свойств оболочковых стержней с применением прокаленного в муфельных печах песка при указанном выше тепловом режиме.

Однако наиболее рациональным методом обработки песка следует считать прокалку его в кипящем слое при сгорании газа непосредственно в слое песка /4/. В связи с этим на Вильнюсском заводе строительно-отделочных машин были проведены промышленные испытания по применению прокаленного в кипящем слое песка для приготовления оболочковых стержней (рис. 1, кривая 4). Основные параметры работы данной установки следующие: начальная влажность песка - 8-10%; конечная влажность песка - 0,1%; температура газов на входе в слой - 850-950°; высота кипящего слоя - 300-350 мм; температура песка на выходе - 80-100°; производительность установки составляет 3-5 т/час.

Наличие большой поверхности соприкосновения и интенсивное перемешивание частиц песка в кипящем слое обуславливает эффективный теплообмен между частицами и газовым потоком, что позволяет вести с большой скоростью качественную равномерную прокалку песка.

Таким образом, установлено, что основным фактором, влияющим на увеличение прочности смеси, является спекание глины, покрывающей поверхность зерен песка и, как следствие этого, увеличение адгезии крепителя к зернам песка.

Промышленные испытания по применению прокаленного в кипящем слое песка доказали возможность сокращения расхода ПК-104 на 40-45% без снижения прочности оболочковых стержней, что является весьма

важным фактором в экономии дорогостоящего связующего ПК-104 и в получении качественных отливок.

### Л и т е р а т у р а

1. С о к о л о в Н.А. Литье в оболочковые формы. "Машиностроение". М., 1969,

2. "Прогрессивные методы изготовления литейных форм". Труды всеобъемной межвузовской научной конференции, Челябинск, 1968.

3. Л я с о А.М. Быстротвердеющие формовочные смеси. "Машиностроение", М., 1965.

4. Б о р о в и к М.Г., С о л о м и н Л.С. Регенерация обработанных смесей оболочкового литья. НИИЛИТМАШ ЦЕТИ ЭНИМС, М., 1958.

## ВЛИЯНИЕ ТЕПЛОВОЙ ОБРАБОТКИ НА ЭЛЕКТРОПРОВОДНОСТЬ ФОРМОВОЧНЫХ ГЛИН И ПЕСЧАНО-ГЛИНИСТЫХ СМЕСЕЙ

А. М. Дмитриевич, И. Б. Зайгеров, А. М. Милов, Ю. П. Ледян,  
А. М. Гришанович, Д. М. Кукуй

Оборотные смеси, используемые для приготовления разовых литейных форм, составляют 40-90% от общего количества затрачиваемых формовочных материалов. Восстановление качества этих смесей осуществляется за счет введения в них освежающих добавок в виде песков и глин. Для получения смесей с требуемыми технологическими свойствами необходимо знать содержание активной глины как в свежих песках, так и в оборотной смеси.

Стандартный метод определения глинистой составляющей не позволяет определить содержание активных глин в оборотных смесях и песках, а лишь дает представление о количестве частиц размером менее 0,022 мм, в том числе не пластифицируемых. Технологические же свойства формовочных смесей определяются в основном активностью глин, т.е. их способностью к набуханию и связыванию.

В этой связи представляет интерес возможность определения содержания активных глин в формовочных смесях путем контроля их электропроводности, которая обусловлена количеством ионов в растворе.

Основным компонентом, влияющим на содержание ионов в смеси, является глина, вязущие свойства которой непосредственно зависят от ее способности к ионному обмену. Для определения содержания в формовочных смесях активных глин необходимо в первую очередь устранить влияние всех остальных факторов, вызывающих колебания электропроводности смеси.

В последние годы появился ряд работ [1, 2, 3], в которых исследуются электрические свойства глинистых суспензий и предлагается методика для определения содержания активных глин в свежих песках и оборотных смесях путем контроля их электропроводности.

С целью проверки возможности использования контроля электропроводности формовочных смесей для определения содержания в них активных глин в настоящей работе были исследованы три сорта глин: бентонит, каолинит и гидрослюдная глина.

По ГОСТу 3226-65 формовочные глины разделяются: 1) по минералогическому составу; 2) по связующим свойствам - пределу прочности при сжатии во влажном и сухом состояниях; 3) по сумме обменных оснований; 4) по содержанию сульфитной серы и примесей  $F_2O_3, Na_2O + K_2O, CaO \cdot MgO$ ; 5) по пластичности.

По сумме обменных оснований, которая измеряется в мг-экв. на 100 г сухой глины, формовочные глины делятся на три группы: высокую >50 мг-экв., среднюю 20-50 мг-экв., низкую <20 мг-экв. Бентонитовые глины должны иметь сумму обменных оснований более 50 мг-экв. на 100 г сухой глины. При преобладании в обменном комплексе  $Na^+$  и  $K^+$  бентонитовые глины называются натриевыми, при преобладании  $Ca^{+2}$  и  $Mg^{+2}$  - кальциевыми.

Бентонит относится к группе монтмориллонита  $Al_2O_3 \cdot 4SiO_2 \cdot nH_2O$ . В кристаллической решетке монтмориллонита некоторая часть  $Al^{+3}$  может быть замещена  $Mg^{+2}$ , а  $Si^{+4}$  -  $Al^{+3}$ ; в результате частицы глины приобретают электрический заряд. Химический состав монтмориллонита непостоянен. Температура плавления его 1250-1300°C. При нагревании монтмориллонита от 0 до 100-150°C выделяется свободная вода, от 500 до 700°C - конституционная. При температуре 735-900°C происходит разрушение кристаллической решетки и превращение монтмориллонита в аморфное вещество.

Каолинит  $Al_2O_3 \cdot 2SiO_2 \cdot 2H_2O$  - водный (люмосиликат) плотность 2,58-2,60 г/см<sup>3</sup> имеет температуру плавления 1750-1787°C. Каолинит является основной частью каолина и большинства других глин. При нагревании каолинит претерпевает следующие превращения: при 100-140°C удаляется гигроскопическая вода, при 350-580°C - конституционная вода, входящая в состав молекулы. В пределах этих температур обнаруживается эндотермический эффект. При этом каолинит переходит в метаканолинит ( $Al_2O_3 \cdot SiO_2$ ) и глина теряет связующие свойства. При 900-1050°C метаканолинит распадается на смесь аморфных  $Al_2O_3$  и  $SiO_2$ .

Гидрослюдные глины - промежуточные продукты разложения оксидов и каолина. По химическому составу и физическим свойствам эти минералы непостоянны. Из минералов, присутствующих в гидрослюдных глинах, преобладает монотермит - осадочная порода, богатая органическими веществами.

В экспериментальной части работы было исследовано влияние концентрации глин и теплового воздействия на электропроводность глинистых суспензий и формовочных смесей. Электропроводность



глинистых суспензий определялась при помощи стандартной измерительной ячейки X-38 с платиновыми электродами и реохордного моста P-38. Для устранения влияния температуры на электропроводность глинистой суспензии измерительная ячейка термостатировалась. Суспензия готовилась на дистиллированной воде.

$\times 10^{-5}, \text{ ом}^{-1} \text{ см}^{-1}$

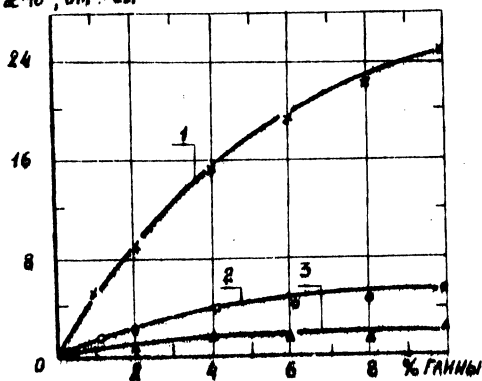


Рис. I.

На рис. I представлена зависимость электропроводности формовочных глин от их минералогического состава и концентрации (кривая 1—бентонит, кривая 2—гидроолиудная, кривая 3—каолинит). Установлено, что электропроводность бентонита, имеющего значительно большую сумму обменных оснований, чем гидроолиудная глина и каолинит, выше электропроводности других глин.

Результаты экспериментов не подтвердили отмеченного в работах /1, 2/ линейного характера зависимости удельной электропроводности глинистых суспензий от их концентрации. Согласно общей теории электродитов /4/, электропроводность растворов возрастает до некоторого значения по степенной зависимости, а затем начинает падать. Это положение справедливо и для коллоидных растворов, к которым относится глина. Закон разбавления Освальда /5/ исключает возможность линейного изменения электропроводности растворов по мере изменения их концентрации.

Глина, находящаяся в формовочной смеси, в процессе использования подвергается периодическому тепловому воздействию со стороны расплавленного металла. Длительность и интенсивность этого воздействия зависит от температуры заливаемого металла, размеров формы и отливки, а также ряда других факторов.

С целью изучения влияния теплового воздействия на удельную электропроводность глин последние подвергались нагреванию до различных температур в шахтной печи и выдерживались при заданной температуре 30 мин. После остывания на воздухе из обработанной

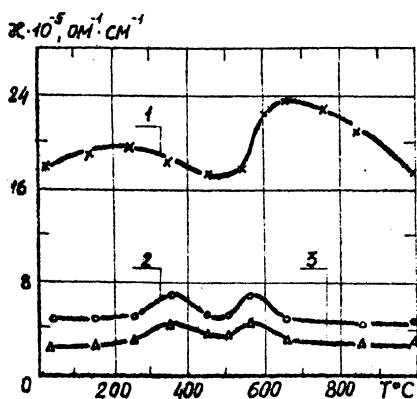


Рис. 2.

По мере повышения температуры нагрева электропроводность глины уменьшается не монотонно, как можно было бы ожидать исходя из снижения ее активности, а имеет два ярко выраженных экстремума. Для бентонита первый экстремум находится в зоне температуры 240–260°C, а второй – при 650–680°C (кривая 1). Аналогичная зависимость существует как для гидрослюдной глины (кривая 2), так и для каолинита (кривая 3), хотя экстремумы для этих двух глин несколько смещены по сравнению с кривой 1.

Удельная электропроводность 5-процентной суспензии бентонита, подвергнутого нагреванию до 650°C, составляет  $\kappa = 24 \cdot 10^{-5} \text{ Ом}^{-1} \cdot \text{см}^{-1}$ , что соответствует электропроводности 9,5-процентной суспензии бентонита, не подвергшегося тепловой обработке. В то же время нагретый до 650°C бентонит полностью утрачивает свои вяжущие свойства.

Изменение электропроводности глин после их тепловой обработки происходит, по-видимому, за счет изменения минералогического состава глин, связанного с испарением влаги и другими превращениями.

Изучение электропроводности формовочных смесей проводилось по несколько видоизмененной методике [2]. Вместо ячейки, изготовленной из перфорированной ленты и покрытой металлической сеткой, применялся цилиндрический станок из нержавеющей стали со множеством отверстий диаметром 0,1 мм, которые обеспечивали заполнение ячеек водной суспензией и препятствовали попаданию внутрь ее

глины и дистиллированной воды готовилась 5-процентная суспензия и измерялась ее удельная электропроводность (рис. 2). Кривая 1 соответствует изменению удельной электропроводности бентонита, кривая 2 – гидрослюдной глины, кривая 3 – каолинита.

Установлено, что изменение температуры нагрева глины оказывает существенное влияние на ее удельную электропроводность.

зерен песка. Формовочная смесь, состоящая из 8% бентонита и 92% песка  $KCO_2$ , после приготовления в смесителе нагревалась в печи до различных температур. Навеска смеси помещалась в стакан с дистиллированной водой и взбалтывалась, после чего туда погружалась измерительная ячейка с концентрически установленным вторым электродом. Постоянная ячейки определялась при погружении ее в одно-нормальный раствор  $KCl$ . Электропроводность этой суспензии полностью соответствует по своему характеру изменению удельной электропроводности бентонита (рис. 3). Абсолютное же ее значение намного выше благодаря влиянию ионов различных химических веществ, содержащихся в песке.

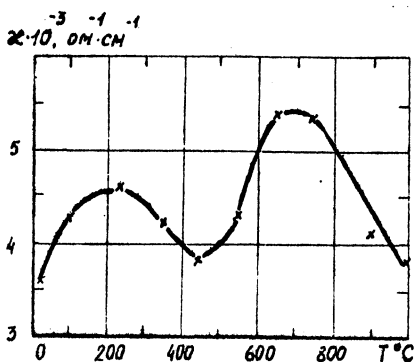


Рис. 3.

вает набухание глины и повышение ее электропроводности.

С целью улучшения технологических свойств формовочных смесей в настоящее время в них вводятся различные химические вещества, растворы которых являются сильными электролитами. В силу этого определение содержания активных глин в смеси становится практически невозможным.

На основании проведенных экспериментов можно сделать следующие выводы:

- а) удельная электропроводность водных суспензий формовочных глин определяется вязущей способностью и зависит от минералогического состава и концентрации их в суспензии;
- б) метод контроля электропроводности может быть применен для лабораторного анализа вязущих свойств свежих формо-

вочных глин;

- в) применение метода контроля электропроводности с целью определения содержания активных глин в смесях, подвергнутых тепловой обработке, не дало положительных результатов, так как нагревание формовочных глин и смесей вызывает значительные колебания удельной электропроводности их водных суспензий.

#### Л и т е р а т у р а

1. Datta G.L. *Determining clay characteristics by electrical conductivity*, "Foundry", 1970, 98, №3.
2. Soderling L.A. *New Method Determines Active Clay in Molding Sands*, "Modern Castings", vol. 49, February, 1966.
3. Datta G.L. and Chakraborty P.N. *Inactive Clays in Foundry Sands*, paper presented at annual convention of the Institute of Indian Foundrymen, Madras, India, March, 1969.
4. Ш а м ш и н Д.Л. Физическая и коллоидная химия. "Наука", М., 1968
5. А в т р о п о в Л.И. Теоретическая электрохимия. "Наука", М., 1969.

## МЕТОДИКА КОНТРОЛИРУЕМОГО ВВОДА ПРИСАДОК В ЖИДКИЙ МЕТАЛЛ

Д.Н.Худокормов, В.К.Винокуров, А.М.Галушко

При неуклонном росте объема выпуска отливок особую остроту приобретают проблемы, связанные с повышением качества литья. К наиболее важным качественным критериям литья относятся физико-механические свойства металла. Эти свойства эффективно регулируются специально вводимыми в сплав микродобавками, число которых значительно расширилось за счет увеличивающегося с каждым годом производства редких металлов /1/. Однако все еще недостаточно широкое их применение в литейном производстве объясняется отсутствием точных данных о роли каждой присадки в процессе микролегирования сплава. Основная трудность в таких исследованиях заключается в отсутствии способа ввода присадок в чистом виде в сплав. Использование существующих многокомпонентных лигатур ведет к загрязнению сплава различными примесями, существенно изменяющими эффект действия вводимой присадки. В связи с этим представляло интерес разработать методику контролируемого ввода присадок в жидкий металл.

В работе эта задача решалась на примере ввода магния в чугуны. Из многочисленных известных способов модифицирования чугуна магнием особенно широко применяется ввод его под давлением в автоклаве и в виде различных многокомпонентных лигатур /2-3/. Однако для проведения исследований по изучению свойств магниевых чугунов вышеуказанные способы являются неприемлимыми. Это объясняется в одном случае необходимостью использования сложного и громоздкого оборудования, а в другом - внесением в жидкий чугун различных примесей, входящих в состав магниевых лигатур. Микролегирование чугуна чистым магнием без использования специального оборудования затрудняется низкой температурой кипения магния ( $1107^{\circ}$ ) по сравнению с температурой жидкого чугуна ( $1400-1450^{\circ}$ ) и высоким парциальным давлением паров магния. Это является причиной плохого усвоения магния и выброса жидкого металла из ковша при модифицировании. Таким образом, замедление процесса испарения магния следует считать основным в решении поставленной задачи.

Предлагаемая методика основана на использовании свободной от примесей магниевой легатуры, представляющей собой спрессованные брикеты из порошков магния и железа марки ПЖ2М.

В первой серии опытов исследовалась возможность получения брикетов с плотностью, равной или большей плотности жидкого чугуна. Порошковая смесь с содержанием магния от 2 до 10% прессовалась

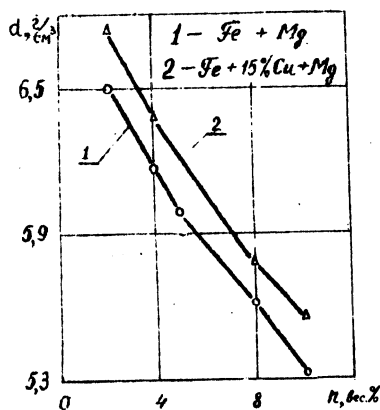


Рис. 1.

Зависимость плотности брикета ( $d$ ) от содержания магния ( $n$ ) в смеси

давлением  $10 \text{ т/см}^2$ . Зависимость плотности брикетов от содержания магния в смеси показана на рис. 1. Видно, что плотность прессовок увеличивается при уменьшении в них содержания магния. Максимальную плотность имеют прессовки, содержащие 2% магния. Однако и в этом случае величина плотности брикета ниже плотности жидкого чугуна. Замена в смеси 15% железного порошка медным порошком марки ПМ2 также не приводит к желаемым результатам (рис. 1, кривая 2). Поэтому при вводе магниевой легатуры в жидкий металл необходимо предусмотреть вариант принудительного погружения брикета.

Оптимальная концентрация магния в брикетах определялась на основании результатов опробования смесей железо-магниев, содержащих магний от 2 до 20% по весу. Порошки тщательно перемешивались и прессовались под давлением  $3,0 \text{ т/см}^2$ . Чугун (С - 3,65%, Si - 1,74%, Mn - 0,63%, P - 0,14%, S - 0,024%) плавился в алундовых и предварительно прокаленных шамото-графитовых тиглях марки ТГ, устанавливаемых в силитовую печь. Температура печи и расплава контролировалась платина-платинородиевой термопарой с помощью автоматического электронного потенциометра типа ЭПД-120. После достижения необходимой температуры давалась непродолжительная выдержка для выравнивания температуры чугуна в тигле и вводилось 0,1% магния к весу чугуна в виде железо-магниевой легатуры. Брикет погружался на дно тигля стальной проволокой, защищенной кварцевой трубочкой диаметром 3мм. Коэффициент усвоения магния определялся по формуле [2]:

$$A = \frac{Mg_{\text{ост}} + 0,76 \cdot (S_1 - S_2)}{Mg_{\text{введ}}} \cdot 100,$$

где

- $A$  - коэффициент усвоения магния, %;  
 $Mg_{ост}$  - количество магния, усвоенного чугуном;  
 $Mg_{введ}$  - количество магния, введенного в чугун;  
 $S_1$  - содержание серы в чугуне до модифицирования;  
 $S_2$  - содержание серы в чугуне после модифицирования;  
 $0,76$  - соотношение атомных весов магния и серы.

Зависимость степени усвоения магния чугуном от содержания магния в брикетах приведена на рис. 2. Усвоение магния тем лучше, чем ниже содержание его в смеси.

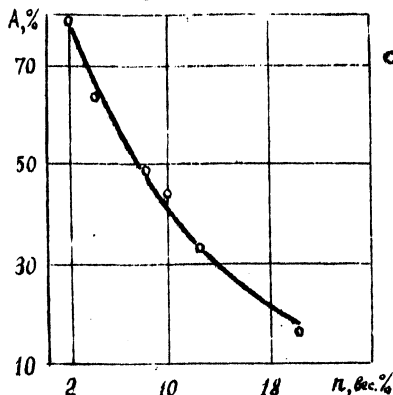


Рис. 2.

Зависимость степени усвоения магния ( $A$ ) чугуном от содержания магния ( $П$ ) в лигатуре.

почти полностью расплавлялись.

Таким образом, оптимальным содержанием магния в брикетах является 8-10%, когда световой эффект и выбросы чугуна незначительны, а усвоение магния чугуном составляло соответственно 49-44%.

Методика контролируемого ввода присадок в жидкий металл имеет большое значение для изучения влияния процесса микролегирования на свойства сплавов, так как создает возможность вводить лигатуры из чистых материалов без посторонних примесей.

#### Л и т е р а т у р а

1. Х у д о к о р м о в Д.Н. Автореферат докторской диссертации. Минск, 1967.

2. В а ц е н к о К.И., С о ф р о н и Л. Магний в чугун. Машгиз, М., 1960.

3. К л о ч н е в Н.И. Высокопрочный чугун с шаровидным графитом. Машгиз, М., 1963.

## МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ ПОДОГРЕВА СТАЛЬНОЙ СТРУЖКИ ПЕРЕД ПЛАВЛЕНИЕМ В ИНДУКЦИОННЫХ ПЕЧАХ

А.М.Дмитрович, В.Н. Костяков, М.А.Габриэль

Отличительной особенностью металлургических процессов плавки металла в индукционных печах является низкий угар элементов и высокое качество выплавляемого металла, что позволяет использовать эти печи в литейном производстве при выплавке стали и высококачественных чугунов. Однако работа индукционных печей характеризуется низким значением термического КПД на режиме подогрева шихты /1/, что обуславливает высокий расход электроэнергии на расплавление металла.

Повысить значение термического КПД индукционных печей можно сокращением периода их работы на режиме подогрева шихты, что достигается путем предварительного подогрева шихты вне плавильной печи /2/. Предварительный подогрев шихты позволяет также значительно интенсифицировать процесс плавки и улучшить качество выплавляемого металла.

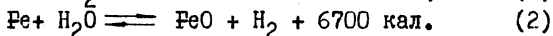
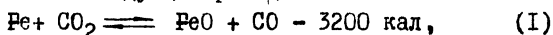
С целью снижения эксплуатационных затрат на электроэнергию наиболее рационально использовать для подогрева шихты пламенные печи, работающие на газообразном топливе. Применение последнего позволяет значительно упростить конструкцию нагревательных печей, снизить капитальные затраты на их сооружение и более эффективно использовать топливо. Однако при выборе конструкции печи для подогрева шихты следует учитывать тот факт, что скорость нагрева металла должна быть достаточной, чтобы исключить его возможное окисление при нагреве и обеспечить производительность плавильной печи на заданном уровне.

Из теории и практики работы пламенных печей известно /3/, что вследствие высокой химической активности печной атмосферы при высокой температуре на поверхности нагреваемого металла происходит сложный физико-химический процесс ее взаимодействия с атмосферой печи, результатом чего является окисление. Окисление металла зависит от многих факторов, главным из которых является химический состав атмосферы, температура, время нагрева и размеры нагреваемой

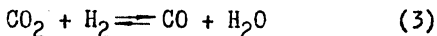


шихты. Исключительно важное значение приобретают вопросы предохранения металла от окисления при подогреве стружки, достаточно развитая поверхность которой обуславливает интенсивное протекание процессов окисления. Так, данные исследования окисления стальной стружки /4/ показали, что при нагреве ее до температуры 550 угар металла составляет 4,6% и при увеличении температуры нагрева до 800-900° достигает 11%. Поэтому при подогреве стальной стружки в газовых печах необходимо обеспечить такие условия нагрева, которые позволили бы исключить полностью либо свести к минимуму окисление металла при всех возможных температурах подогрева.

При нагреве стальной стружки в пламенных печах окисление ее протекает согласно следующих реакций:



Равновесие реакций (1) и (2) достигается при определенных условиях сжигания газа в печи, когда между отдельными компонентами печной атмосферы  $\text{CO}_2$ ,  $\text{CO}$ ,  $\text{H}_2$  и  $\text{H}_2\text{O}$  устанавливается равновесие по реакции водяного газа:



Реакция (3) является определяющей в процессе окисления и позволяет рассчитать условия равновесия печной атмосферы с металлом.

На рис. I приведены данные равновесия Fe - FeO в присутствии  $\text{CO}_2$ -CO и  $\text{H}_2\text{O}$ - $\text{H}_2$  при атмосферном давлении и различных температурах нагрева металла.

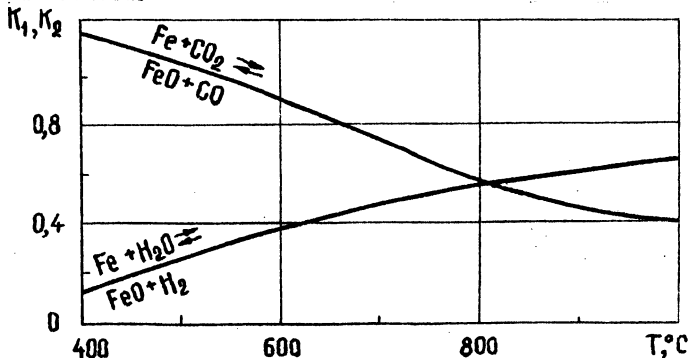


Рис. I.  
Изменение равновесия Fe-FeO при различном составе атмосферы в зависимости от температуры.

Из приведенных данных следует, что каждой температуре нагрева металла соответствует определенное значение констант равновесия реакций (1), (2), при которых устанавливается равновесие нагреваемого металла с печной атмосферой.

Условия сжигания топлива в печи, при которых не происходит окисление металла, можно определить, пользуясь диаграммами равновесия железа. На рис. 2 приведена такая диаграмма равновесия железа с продуктами сгорания природного газа<sup>1</sup>. Пучок прямых изотерм, исходящих из точки О, позволяет определить температуру, при которой данная смесь газов ( $\text{CO}_2$ ,  $\text{CO}$ ,  $\text{H}_2$ ,  $\text{H}_2\text{O}$ ) удовлетворяет условию равновесия реакции водяного газа (3). На этой же диаграмме нанесены

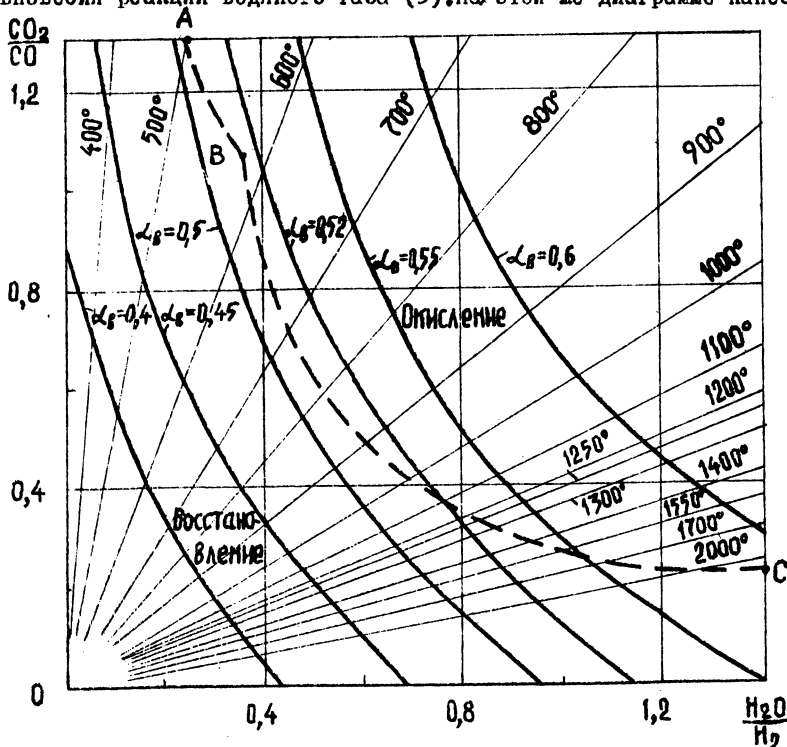


Рис. 2.

Диаграмма равновесия железа с продуктами сгорания природного газа.

<sup>1</sup> Линия ABC на графике разграничивает зоны окисления и восстановления.

кривые постоянных значений коэффициентов расхода воздуха  $\alpha_B$  от 0,4 до 0,6, определяющие условия сжигания топлива в печи. Из данных диаграммы видно, что для устранения окисления металла при заданной температуре нагрева необходимо поддерживать в печной атмосфере строго определенное соотношение  $CO_2/CO$  и  $H_2O/H_2$ . Для всего интервала температур подогрева стальной стружки условиям безокислительного нагрева удовлетворяет сжигание газа в печи с коэффициентом расхода воздуха, равным 0,5. При этом следует иметь в виду, что данные диаграммы указывают только на термодинамику процесса окисления и не учитывают кинетику процесса. В реальных условиях в зависимости от различных факторов (наличия в стали легирующих элементов Si, Mn, S и др., сродство которых к кислороду выше, чем железа; колебания в соотношении газ - воздух и др.) при подогреве шихты значение коэффициента расхода воздуха при сжигании газа в печи может изменяться в определенном интервале в сторону уменьшения последнего.

С целью изучения влияния основных факторов на процесс окисления стальной малоуглеродистой стружки было проведено экспериментальное исследование на опытной установке (рис. 3).

При конструировании экспериментальной установки исходили из необходимости получить более полное окисление метана до окиси углерода и водорода при строго заданном коэффициенте расхода воздуха. Принятая конструкция смесителя и длина реакционной зоны обеспечивали выполнение этих условий. Опыты проведены на природном газе следующего состава:

Состав	$CH_4$	$C_2H_6$	$C_3H_8$	$C_4H_{10}$	$C_5H_{12}$	$CO_2$	$N_2$
%	97,8	0,4	0,29	0,11	0,05	0,15	1,2

Установка представляла собой проходную каналную печь с последовательно соединенными реакционной зоной, зоной нагрева и холодильником для охлаждения нагреваемой навески. В качестве реакционной зоны и зоны нагрева использовались электрические печи сопротивления с силитовыми нагревателями типа ТК-30/200, в которые была вмонтирована кварцевая трубка диаметром 50мм. В начале кварцевой трубки перед реакционной зоной установлен смеситель для предварительного перемешивания газа и воздуха. Реакционная зона до смесителя заполнялась шамотным боем, что обеспечивало хорошее смешение газа с воздухом, увеличивало поверхность нагрева в этой зоне и устраняло

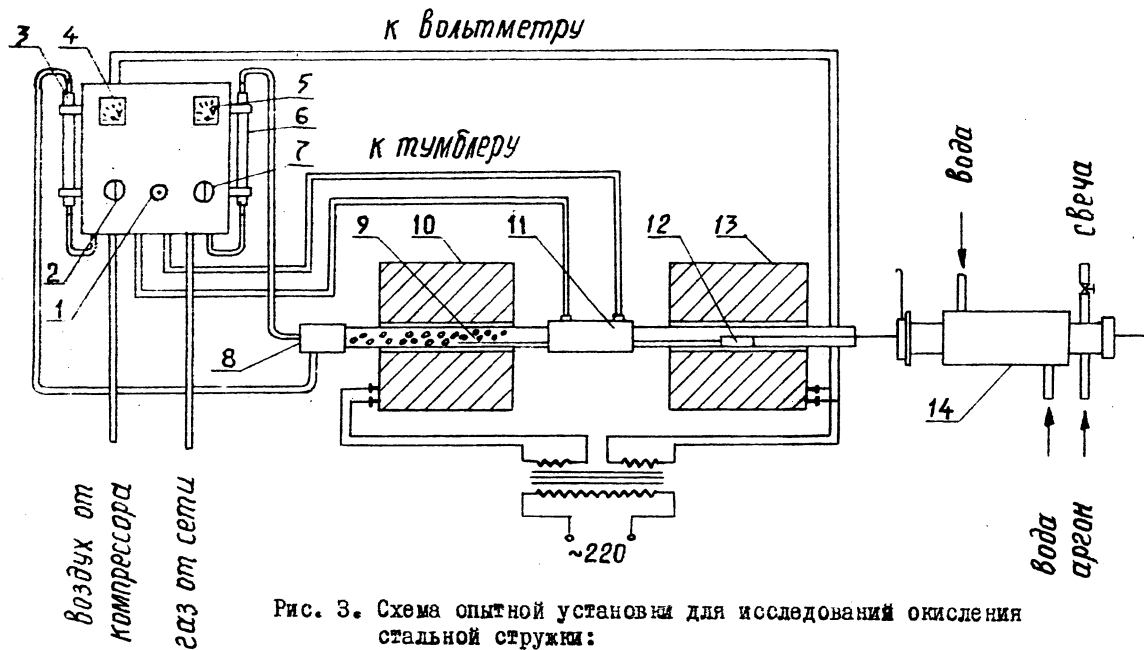


Рис. 3. Схема опытной установки для исследований окисления стальной стружки:

- 1 - тумблер; 2 - воздушный кран; 3 - ротаметр РС-5;  
 4 - вольтметр; 5 - милливольтметр МПШр-54; 6-ротаметр РС-3; 7- газовый кран; 8- смеситель; 9-насадка;  
 10 и 13 - печи ТК30/200; 11-переходник; 12- навеска;  
 14 - холодильник.

проскок пламени в смеситель.

Воздух подавался к смесителю от лабораторного компрессора, газ - из сети низкого давления. Питание электрических печей производилось от сети переменного тока напряжением 220В через автотрансформатор РНО-5-250. Расход газа и воздуха в опытах измерялся ротаметрами типа РС-3 и РС-5 предварительно протарированными по газовым часам. Расход газа во всех опытах поддерживался постоянным и равнялся 200л/час, расход воздуха устанавливался по ротаметру в зависимости от коэффициента его расхода:

где  $V_g = V_r \cdot L_r^g \cdot \alpha_g$ ,  
 $V_r$  - расход газа, л/час;  
 $L_r^g$  - теоретическое количество воздуха, необходимое для полного сжигания газа, л/л газа;  
 $\alpha_g = \frac{L_g}{L_r^g}$  - коэффициент расхода воздуха;  
 $L_g$  - действительное количество воздуха, подаваемое на горение, л/час.

Контроль температуры в реакционной зоне и зоне нагрева осуществлялся платино-платинородиевыми микротермопарами, заключенными в кварцевые чехлы, чтобы исключить науглероживание их в процессе работы. ЭДС термопар измерялась с помощью милливольтметра МПШПр-54. В реакционной зоне поддерживалась постоянная температура 1200°, а в зоне нагрева навески стружки температурный режим устанавливался в соответствии с характером данного опыта. Навеска стружки после нагрева охлаждалась в холодильнике, в атмосфере аргона, подаваемого из баллона, что устраняло окисление стружки в процессе охлаждения.

В начале каждого опыта печи разогревали в течение 2-3 часов с тем, чтобы установилась постоянная для данного опыта температура.

Хорошее смешение газа и воздуха и высокая температура в реакционной зоне обеспечивали достаточно полное окисление метана до CO и H<sub>2</sub> без сажеобразования. При установлении постоянной температуры в печах начинали подавать смесь газа и воздуха в заданном стехиометрическом соотношении через смеситель в реакционную зону. По достижении заданного температурного режима в обеих зонах лодочку с навеской стружки помещали в зону нагрева и выдерживали ее в течение определенного времени.

Содержание органических примесей и влаги в стальной стружке составляло 2,4%. При проведении исследований угар стружки определяли по разности веса навески до и после нагрева. Точность взвешива-

ним порошки на аналитических весах составляла 10 мг. Опыты проведены с навеской постоянного веса 50 г.

При нагреве стружки коэффициент расхода воздуха, температура и время выдержки были выбраны исходя из реальных условий подогрева шихты. При этом значение коэффициента расхода воздуха изменялось от 0,5 до 1,0, а время нагрева стружки при температурах 400, 600, 800 и 1000° составляло 5, 10 и 15 мин.

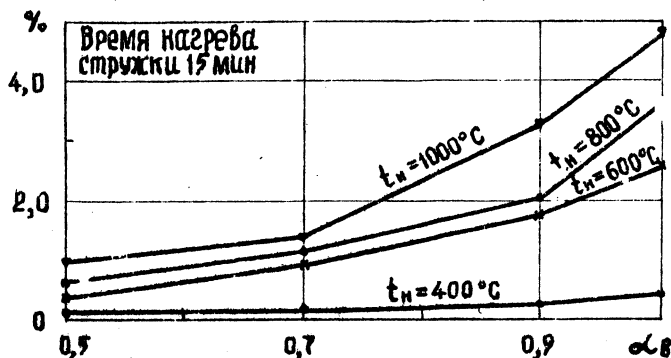


Рис. 4.  
Изменение угара стальной стружки при различной температуре нагрева в зависимости от коэффициента расхода воздуха.

Результаты исследования окисления стальной стружки в зависимости от изменения основных параметров нагрева приведены на рис.4.

Из данных рис.4 видно, что окисление стальной стружки резко падает с уменьшением коэффициента расхода воздуха. При температуре 400° окисление металла падает медленно с уменьшением коэффициента расхода воздуха; при этой температуре абсолютная величина угара стружки незначительна.

Наклон кривых окислений относительно оси абсцисс, характеризующий скорость окисления, возрастает с повышением температуры до 1000°. При сжигании газа с коэффициентом расхода воздуха 1,0 повышение температуры подогрева с 400° до 1000° при времени выдержки 15 мин. увеличивает угар стружки в 15 раз. С уменьшением коэффициента расхода воздуха влияние температуры подогрева стружки несколько уменьшается. При нагреве стружки в атмосфере печи, отвечающей сжиганию газа с коэффициентом расхода воздуха 0,6, в области исследованных температур и выдержке 15 мин. окисление стружки увеличивается в 7 раз. С уменьшением коэффициента расхода воздуха до 0,5 при тех же параметрах окисление возрастает в 4 раза.

Уменьшение угара при пониженных значениях коэффициента расхода воздуха объясняется тем, что при таких условиях сжигания газа в атмосфере содержится значительное количество восстановительных компонентов ( $\text{CO}$  и  $\text{H}_2$ ), которые предохраняют стружку от окисления. Аналогично изменению температуры на угар стружки влияет время выдержки, с увеличением которого окисление также возрастает. Поэтому обеспечение высокой скорости нагрева стружки в печи позволяет не только уменьшить габариты и повысить производительность установки для подогрева шихты, но и снизить угар подогреваемого металла.

Как следует из полученных данных, при подогреве стальной стружки в интервале температур  $400\text{--}1000^\circ$  минимальный угар обеспечивается при сжигании газа в печи с коэффициентом расхода воздуха  $0,5\text{--}0,6$ . Однако экспериментальные данные по окислению стальной стружки несколько отличаются от данных диаграммы равновесия железа. Согласно данным диаграммы равновесия, при сжигании топлива с коэффициентом расхода воздуха  $0,5$  окисление металла в области исследованных температур практически не происходит. В действительности при этих же условиях угар стружки достигает  $0,9\%$  при  $t = 1000^\circ$ . Это несоответствие объясняется прежде всего наличием в нагреваемой стружке органических примесей и влаги, которые отклоняют равновесие железа с атмосферой в сторону уменьшения коэффициента расхода воздуха.

Таким образом, полученные экспериментальные данные показали, что с уменьшением коэффициента расхода воздуха угар стальной стружки уменьшается. Величина угара при нагреве стружки до  $1000^\circ$  не превышает  $0,9\%$  при сжигании газа с коэффициентом расхода воздуха  $0,5$ , что позволяет рекомендовать данный режим нагрева для установок предварительного подогрева шихты и агрегатов горячего брикетирования стружки.

#### Л и т е р а т у р а

1. Rehdez J.E. Foundry. 1965. V.93. N4
2. Rehdez J.E. Congr. Inteznat. fondreie, 1966
3. Л и н ч е в с к и й В.П. Metallургические печи, № 1, 1967.
4. Ш и п у л и н А.Т. и др. "Литейное производство", №3, 1967.

## ВЛИЯНИЕ СУРЬМЫ НА ТЕМПЕРАТУРЫ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В СЕРОМ ЧУГУНЕ

С.С.Гурик, А.М.Дмитрович, Э.Г.Титенский

Основные свойства чугуна определяются его структурой, которая в значительной степени зависит от состава. Поэтому изучение влияния на кристаллизацию расплава всегда присутствующих или специально вводимых легирующих элементов имеет большое практическое и теоретическое значение.

При модифицировании чугуна происходят сложные физико-химические процессы, в результате которых меняются условия зарождения и роста фаз. О характере влияния добавки на кристаллизацию и перекристаллизацию можно судить, сопоставляя кривые охлаждения модифицированных и немодифицированных образцов /1,2/.

Расплавление 70-граммовых чугунных образцов производили в кварцевых пробирках в специальной силитовой печи. При  $1380^{\circ}$  в одну из пробирок на кварцевой сололке вводили сурьму, завернутую в железную фольгу. Для выравнивания температур и химического состава в другую пробирку с эталонным исходным чугуном также добавляли соответствующий кусок фольги. Металл в обеих пробирках тщательно перемешивали и вводили вольфрам-молибденовую дифференциальную термопару. Затем отключали печь и снимали кривые охлаждения. Запись кривых охлаждения производили с помощью фоторегистрирующего пирометра Курнакова (Ф.К-59). Для исследований был выбран чугун следующего химического состава: 3,9% C; 0,9% Si; 0,4% Mn; 0,08% S; 0,07% P; 0,095% Se.

Влияние сурьмы на температуру начала и конца кристаллизации эвтектики представлено на рис. 1,а. Из графиков видно, что эвтектическое превращение в нелегированных чугунах происходит при более низких температурах, чем у обычных.

Характерно, что снижение температур эвтектического превращения при малых добавках сурьмы ( $\sim$  до 0,1%) происходит значительно интенсивнее, чем при больших. Если в нелегированном чугуне эвтектика начинает кристаллизоваться при температуре  $1155^{\circ}$ , то при 0,1% S<sub>0</sub> температура снижается до  $1151^{\circ}$ , т.е. на  $4^{\circ}$ . Однако дальнейшее



снижение температуры кристаллизации эвтектики происходит менее интенсивно и при 1,0% введенной сурьмы температура понижается лишь на  $8,5^{\circ}$ . Это свидетельствует о том, что сурьма способствует кристаллизации чугунов по метастабильной системе.

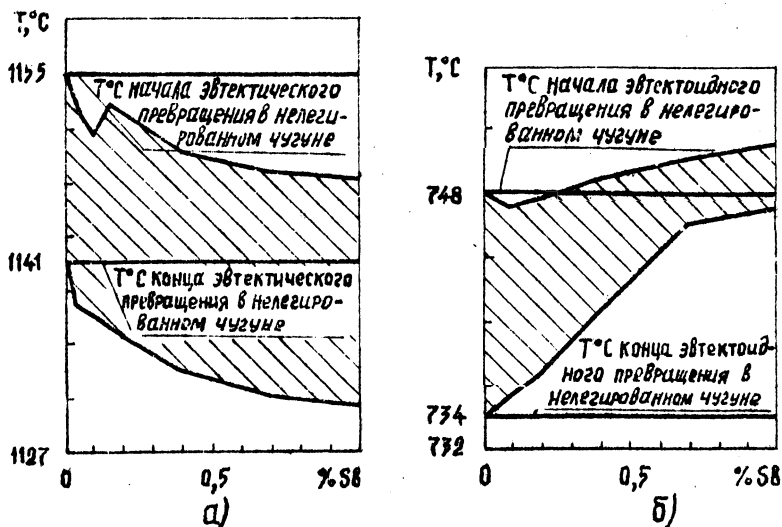


Рис. 1.

Влияние сурьмы на температуры эвтектического превращения (а) и эвтектоидного превращения (б).

Следует отметить наличие максимума на графике температур начала эвтектического превращения при содержании сурьмы в чугуне 0,15%. Это связано с образованием атомных сегрегаций типа  $\text{Sb}_2\text{C}_{23}/3$ , благодаря чему происходит нейтрализация стабилизирующего жидкость влияния сурьмы и хрома и повышение способности чугуна кристаллизоваться по стабильной системе, т.е. при более высоких температурах.

Конец кристаллизации эвтектики у сурьмянистых чугунов также происходит при более низких температурах, чем у обычных. С увеличением содержания сурьмы в чугуне наблюдается некоторое расширение интервала кристаллизации и увеличение времени эвтектического превращения. Это свидетельствует о том, что сурьма препятствует кристаллизации эвтектической жидкости, несмотря на замеченное значительное увеличение количества центров кристаллизации, о чем судили по увеличению числа эвтектических зерен, приходящихся на единицу площади шлифа.

Указанное обстоятельство можно объяснить следующим образом. Сурьма в кристаллизирующихся твердых фазах растворяется значительно меньше, чем в жидком растворе. В процессе кристаллизации сурьма вытесняется из растущих твердых зерен и скапливается перед их фронтом кристаллизации, что ухудшает диффузионные процессы в жидкости, и тем самым замедляет процесс кристаллизации, расширяя интервал эвтектического превращения. Вследствие адсорбции сурьмы по поверхностям кристаллов их рост замедляется. Стабилизируя жидкую фазу, сурьма способствует понижению температуры эвтектической кристаллизации, что приводит к уменьшению размеров критических зародышей. В результате увеличивается число эвтектических зерен, а их размеры уменьшаются.

Весьма существенное влияние оказывает сурьма и на процесс перлитного превращения в чугунах. С увеличением добавки сурьмы в чугун (рис. 1,б) температуры начала и конца превращения значительно повышаются. Особенно заметно повышается температура конца эвтектоидного превращения. Так, при добавке в чугун 1,0% сурьмы она возрастает на  $13,6^{\circ}$ , в то время как температура начала превращения повышается лишь на  $2,6^{\circ}$ . Это приводит к сильному сужению интервала перлитного превращения и существенному сокращению времени кристаллизации, что свидетельствует о значительно возросших скоростях перлитообразования в сурьмянистых чугунах.

Повышение температуры эвтектоидного превращения может быть вызвано понижением устойчивости аустенита и повышением устойчивости эвтектоидного цементита, что приводит к уменьшению размеров критических зародышей, увеличению их числа и, как следствие, к дисперсности перлита. Большое количество центров рекристаллизации и повышение температуры превращения способствуют ускорению процесса, что и нашло отражение в сужении интервала рекристаллизации.

Повышение дисперсности перлита, происходящее при легировании серого чугуна сурьмой, подтверждается металлографическими исследованиями (рис.2). Перлит исходного чугуна представляет собой структуру редко расположенных в феррите грубых цементитных пластин (рис.2,а). При содержании в чугуне 0,4% сурьмы расстояние между пластинами значительно уменьшилось, а сами пластины стали гораздо тоньше (рис.2,б). При содержании 0,6% сурьмы пластинки цементита стали весьма тонкими и расстояние между ними уменьшилось еще больше (рис.2в). Образование исключительно тонкопластинчатого перлита

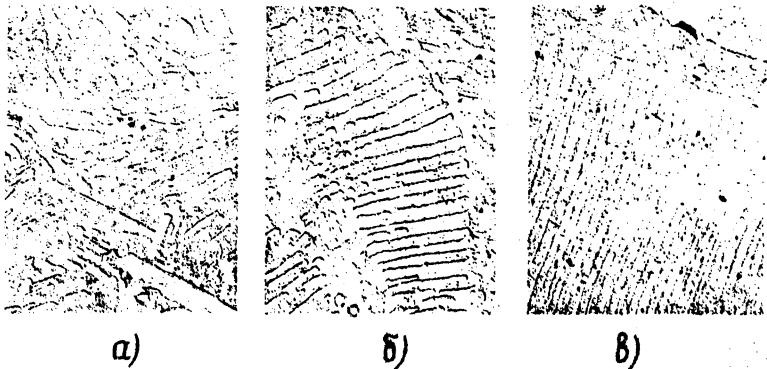


Рис. 2.

Влияние сурьмы на температуры фазовых превращений в сером чугунае.

явилось результатом очень высокой скорости перекристаллизации сплава, что и было выявлено экспериментально с помощью термического анализа.

Таким образом, сурьма оказывает большое влияние на процессы, происходящие в чугунае как при эвтектическом, так и при эвтектоидном превращении. Стабилизируя эвтектическую жидкость, она способствует кристаллизации расплава при более низких температурах и образованию более мелкозернистой структуры. В то же время, понижая устойчивость аустенита, она повышает температуры эвтектоидного превращения и ускоряет процесс рекристаллизации, что способствует перлитизации структуры.

#### Л и т е р а т у р а

1. Ващенко К.И., Тодоров Р.П. "Металловедение и термическая обработка металлов", № 5, 1961.

2. Шапранов Н.А., Петрова Э.В. Сб. "Кристаллизация металлов", АН СССР, М., 1960.

3. Кристалл М.А. ДАН СССР, т. XXVШ, № 4, 1954.

## ВЛИЯНИЕ ФЕРРОФОСФОРА НА СВОЙСТВА СПЕЧЕННЫХ ИЗДЕЛИЙ, ПОЛУЧАЕМЫХ МЕТОДОМ ФОРМОВКИ

Л.И.Серикова, М.Я.Куцер

При формовании металлического порошка в присутствии термоактивных смол любым способом, применяемым в литейном производстве, образцы после спекания не приобретают высокой прочности /1/, что требует последующей пропитки изделий. Однако пропитка пористого каркаса металлами не всегда является целесообразной. Так, при низкой исходной пористости изделий обычно наблюдается большая усадка, ведущая к искажению их формы и заданных размеров. Это вызывает необходимость механической обработки деталей. Кроме того, пропитка почти полностью устраняет пористость в металлокерамике. Последнее не всегда положительно отражается на свойствах некоторых изделий. Наличие пор в определенных пределах выгодно отличает металлокерамику от известных компактных материалов, используемых, например, для изготовления постоянных литейных форм.

Изменяя величину пористости, можно регулировать теплофизические свойства формы и, следовательно, структуру отливок /2/. Присутствие пор улучшает газопроницаемость материала и уменьшает коэффициент его линейного расширения, тем самым снижая температурные напряжения в теле литейной формы /3/. Следует принимать во внимание и тот факт, что пропитка пористого железного каркаса производится обычно дорогостоящей медью и ее сплавами. Это в значительной степени увеличивает стоимость изделий.

С целью улучшения прочностных и других характеристик пористого каркаса без использования операции пропитки целесообразно было исследовать спекание в присутствии жидкой фазы, которое в отличие от пропитки пористого металлического каркаса позволяет регулировать количество жидкой фазы и, следовательно, усадку, плотность и пористость металлокерамического изделия.

В качестве легкоплавкого компонента использовался феррофосфор, образующий с железом эвтектику Fe-Fe<sub>3</sub>P. Шихта готовилась из железного порошка марки ПЖ2М2 в состоянии поставки, 26-процентного фер-

рофосфора, порошкообразного пульвербакелита (в каждом случае 2,5%) и фурфурола (2,5%). Шихта этого состава перемешивалась всухую в баночном смесителе в течение 30 мин, т.е. без фурфурола, играющего роль увлажнителя. Затем в течение 1,5 часов шихта перемешивалась с фурфуролом.

Образцы сечением 10x10 мм формовались в специальной разъемной форме и просушивались при температуре 200° в течение 10-15 мин. Подготовленные таким образом образцы подвергались спеканию при различных температурах в атмосфере диссоциированного аммиака в глубокой засыпке из прокаленной окиси алюминия. Для выяснения влияния количества жидкой фазы на свойства спеченных брикетов в шихту вводился феррофосфор в количестве 5, 7, 10, 15, 20%. Феррофосфор предварительно размалывался в порошок в молотковой мельнице и просеивался через сито с размером ячейки 0,63 мм.

$\frac{\Delta L}{L} \cdot 100\%$

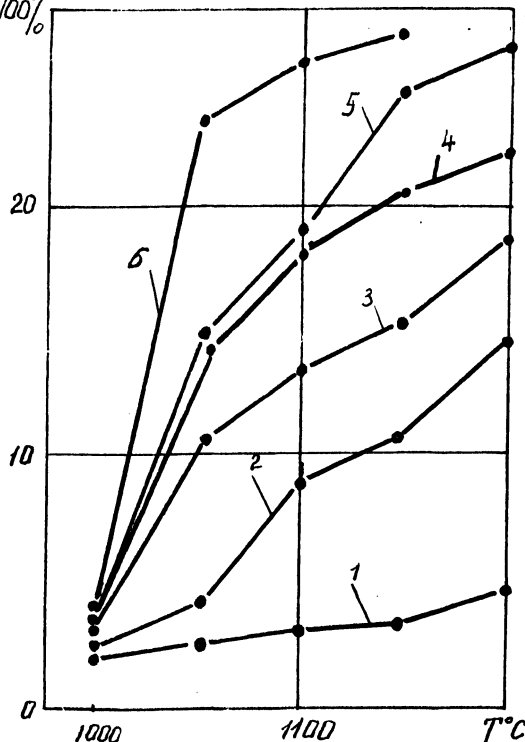


Рис. 1.

Зависимость усадки от температуры спекания: 1 - 100% Fe;  
2 - 95% Fe, 5% феррофосфора;  
3 - 93% Fe, 7% феррофосфора;  
4 - 90% Fe, 10% феррофосфора;  
5 - 85% Fe, 15% феррофосфора;  
6 - 80% Fe, 20% феррофосфора.

Влияние температуры нагрева на свойства брикетов исследовалось путем нагрева последних до температур 1000°, 1050°, 1100°, 1150° и 1200°. Врежя выдержки составляло 4 часа для всех температур и составов. После спекания определялись усадка, плотность и прочность образцов на изгиб.

Зависимость усадки

от температуры спекания приведена на рис. 1. Как видно, усадка образцов постепенно возрастает с повышением температуры спекания. При температуре 1050° в образцах с повышенным содержанием  $Fe_3P$  происходит резкий рост усадки, обусловленный появлением жидкой фазы. В результате образования жидкой фазы усиливаются диффузионные процессы, облегчается перемещение твердых частиц относительно друг друга, и при хорошем смачивании жидкость проникает в микрообъемы, расположенные между частицами. Это вызывает сближение частиц, между ними исчезают пустоты и мостики и более интенсивно уменьшается объем спекаемого тела по сравнению с твердофазным спеканием. Поэтому именно при образовании жидкой фазы наблюдается резкое увеличение усадки. Так, при температуре спекания 1000° усадка колеблется в пределах 2–2,8% и очень незначительно зависит от количества вводимого феррофосфора. При температуре спекания 1050° и содержании в материале 5% феррофосфора усадка составляет 4,3%, а при содержании 20%  $Fe_3P$  усадка достигает 24%. Дальнейшее увеличение температуры спекания способствует дальнейшему росту усадки. Таким образом, усадка интенсивно растет с увеличением содержания вводимого

$\gamma, \text{г/см}^3$

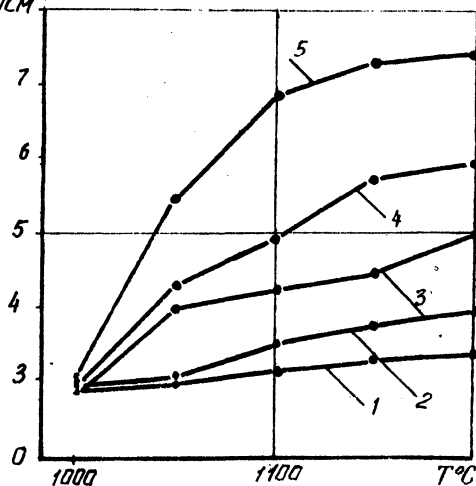


Рис. 2.

Зависимость плотности от температуры спекания: 1 - 100% Fe;  
 2 - 95% Fe, 5% феррофосфора;  
 3 - 93% Fe, 7% феррофосфора;  
 4 - 90% Fe, 10% феррофосфора;  
 5 - 85% Fe, 15% феррофосфора.

в шихту феррофосфора и с повышением температуры спекания, приводящего к появлению в спекаемых изделиях жидкой фазы. Исследования показали также наличие значительного выпотевания, оплавления с ярко выраженной эрозией на поверхности образцов, содержащих 20%  $Fe_3P$  и спеченных при температуре 1200°. Поэтому для данного состава и температуры не удалось построить кинетическую зависимость усадки. Наличие выпотевания, оплавления и эрозии можно объяснить образованием большого количества жидкой фазы. При 20% феррофосфора и темпе-

температуре спекания  $1150^{\circ}$  образцы не оплавились. Однако наблюдается деформация образцов и незначительные локализованные вспучивания на их поверхности. В образцах с меньшим содержанием феррофосфора выпотевание жидкой фазы не обнаруживается.

Приведенная на рис. 2 зависимость плотности от температуры спекания показывает, что с увеличением температуры и содержания феррофосфора плотность спеченных образцов возрастает, однако для

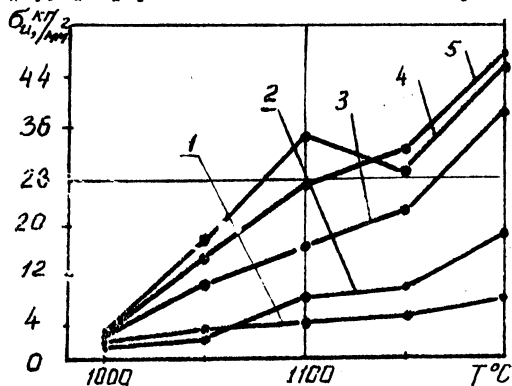


Рис. 3.

Влияние температуры спекания на  $\sigma_{из}$ : 1 - 100% Fe;  
 2 - 95% Fe, 5% феррофосфора;  
 3 - 93% Fe, 7% феррофосфора;  
 4 - 90% Fe, 10% феррофосфора;  
 5 - 85% Fe, 15% феррофосфора.

изученных составов и температур уплотнение не превышает 93% от плотности компактного материала с учетом вводимых добавок.

Аналогично изменяется с температурой и предел прочности образцов при изгибе  $\sigma_{из}$  (рис. 3). Как видно, с увеличением температуры спекания  $\sigma_{из}$  повышается, что обусловлено ростом плотности. Вместе

с тем, как показали исследования, образцы, содержащие 15% феррофосфора и спеченные при температуре  $1150^{\circ}$ , имеют прочность ниже, чем

спеченные при температурах  $1100^{\circ}$  и  $1200^{\circ}$ . Падение прочности при температуре спекания  $1150^{\circ}$  можно объяснить значительным ростом зерен, отделенных друг от друга и окруженных прослойками фосфидной эвтектики. Подобная структура ведет к охрупчиванию материала. При более низких температурах спекания рост зерна происходит значительно медленнее и расположение фосфидной эвтектики по границам зерен не так ярко выражено. Тем не менее, понижение прочности замечено только на одном составе (15%  $Fe_3P$ ) и одной температуре спекания ( $1150^{\circ}$ ). В остальных случаях прочность повышается. Это явление связано, по-видимому, с тем, что структура материала влияет на  $\sigma_{из}$  в меньшей степени, чем его плотность.

Таким образом, производя жидкофазное спекание путем введения легкоплавкой добавки в виде феррофосфора, можно изменять в широких пределах усадку, плотность и прочность спеченных металлокера-

мических изделий, получаемых методом формовки.

### Л и т е р а т у р а

1. Худокормов Д.Н., Серикова Л.И., Куцер М.Я. Изготовление металлокерамических изделий методом формования. "Прогрессивная технология изготовления оснастки". Материалы Института научно-технической информации 2-й республиканской конференции, Рига, 1970.

2. Мошкова А.К., Коростелев В.Ф. Постоянные литейные формы с регулируемыми теплофизическими свойствами. Труды УШ Всесоюзной конференции, Ереван, 1964.

3. Раковский В.А. Порошковое металловедение, 1960.



## ВЛИЯНИЕ НИЗКИХ ДАВЛЕНИЙ ПРЕССОВАНИЯ НА СВОЙСТВА СПЕЧЕННЫХ МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКИХ ОБРАЗЦОВ

Д.Н.Худокормов, М.Я.Куцер, Л.И.Серикова

Основной технологической операцией в порошковой металлургии после получения порошка является прессование. Однако эта операция из-за специфических особенностей накладывает определенные ограничения на форму и размеры изделий. Так, высокое удельное давление прессования в случае изготовления крупногабаритных деталей требует мощных прессов, являющихся дорогостоящим и дефицитным оборудованием. В работе /1/ изучалась возможность применения формовки металлических порошков в присутствии терморезактивных смол и увлажнителей по типу изготовления стержней в литейном производстве. При таком способе в отличие от прессования первоначальная форма частиц не изменяется, т.е. они не деформируются. Поры внутри тела связаны между собой и не обнаруживают предпочтительной ориентации. Контакты между частицами металла точечные, и поверхностные окисные пленки не разрушаются.

Вследствие перечисленных факторов брикеты, сформованные из металлических порошков без применения давления, имеют относительно низкую плотность, которую частично можно компенсировать усадкой при спекании. Поэтому при изготовлении крупногабаритных металлокерамических изделий, например форм для литья черных и цветных металлов, помимо ручной формовки было целесообразно исследовать влияние на конечные свойства спеченных изделий небольших давлений прессования (подпрессовки) с усилиями от 0,1 до 1,0 т/см<sup>2</sup>.

В качестве исходного материала использовался железный порошок марки ПМ2М2 в состоянии поставки и порошок меди в количествах 5%, 10%, 15% от веса шихты.

Кроме указанных компонентов, в шихту вводился порошкообразный пудльвербакелит в количестве 2,5% и столько же фурфурола для увлажнения смеси и растворения смолы. Прессование осуществлялось в разъемной прессоформе при давлениях в пределах от 0,1-1,0 т/см<sup>2</sup>. После прессования образцы размером 10х10х60 мм подвергались спеканию при

температуре  $1150^{\circ}$  с изотермической выдержкой в течение четырех часов в атмосфере диссоциированного аммиака с засыпкой из прокаленной окиси алюминия.

Введение пульвербакелита и фурфурола в шихту перед прессованием имело две цели. Во-первых, образцы, спрессованные при давлениях от 0,1 до 1,0 т/см<sup>2</sup> без указанных добавок не могут транспортироваться на последующие операции из-за низкой прочности, а введение пульвербакелита и фурфурола с последующей сушкой при температуре  $200^{\circ}$  в течение 15 мин. приводит к их значительному упрочнению. Во-вторых, конечные свойства спрессованных брикетов должны быть сопоставимы со свойствами заформованных, в составе которых наличие смолы и увлажнителя является обязательным.

После спекания определялись линейная усадка, плотность и прочность образцов на изгиб. Линейная усадка проверялась путем непосредственного измерения образцов микрометром до и после спекания. Как видно из графика (рис. I), усадка образцов, спрессованных при

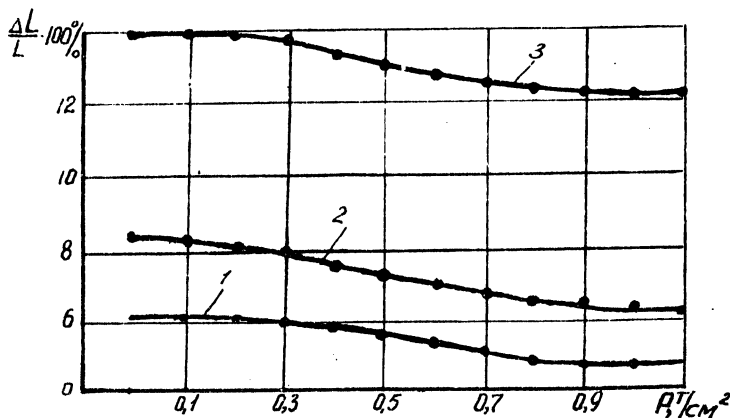


Рис. I.

Зависимость линейной усадки от давления прессования: 1 — 5% Cu, 95% Fe; 2 — 10% Cu, 90% Fe; 3 — 15% Cu, 85% Fe.

более низких давлениях выше, чем образцов, спрессованных при относительно высоких давлениях. Эта разница особенно характерна для усилий прессования от 0,1 до 0,7 т/см<sup>2</sup>. Далее происходит некоторое сглаживание значений величины усадки и приведенная зависимость становится почти прямолинейной.

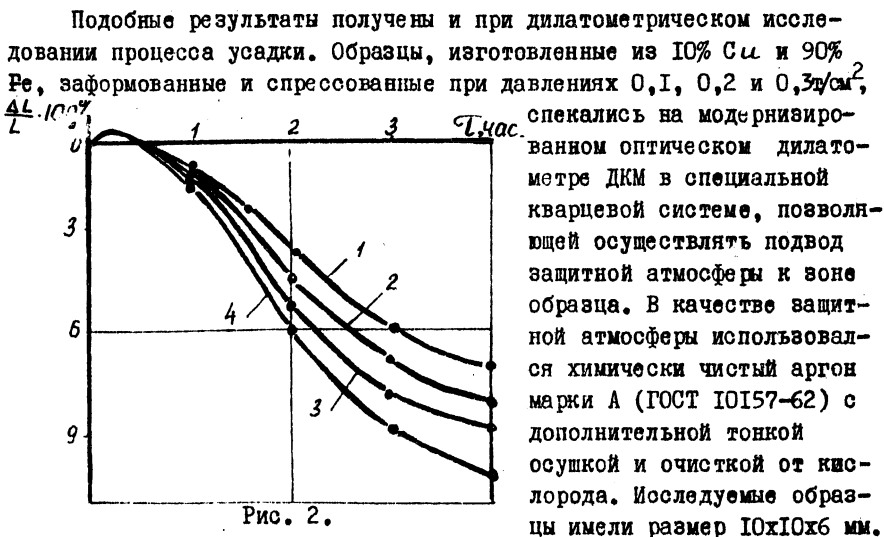


Рис. 2.

Зависимость линейной усадки от времени спекания:

- 1 - прессование с  $P=0,3$  т/см<sup>2</sup>;
- 2 - прессование с  $P=0,2$  т/см<sup>2</sup>;
- 3 - прессование с  $P=0,10$  т/см<sup>2</sup>;
- 4 - ручная формовка.

величин усадки образцов, спеченных в печи и на dilatометрической установке. Очевидно эта разница является следствием применения различных атмосфер при спекании, и особенно того, что спекание на dilatометре происходит под небольшим давлением пружины на образец.

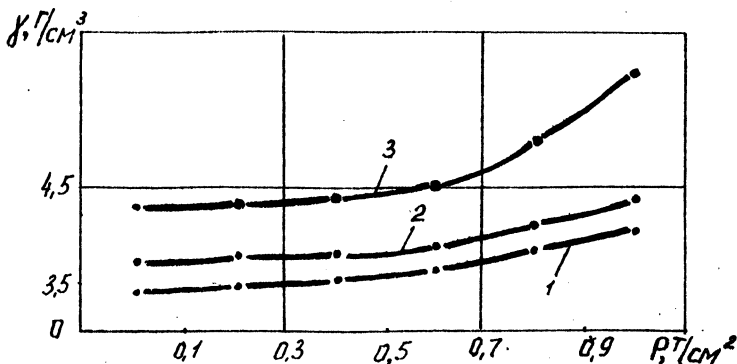


Рис. 3. Влияние давления прессования на плотность: 1 - 5% Cu, 95% Fe; 2 - 10% Cu, 90% Fe; 3 - 15% Cu, 85% Fe.

Результаты приведенных экспериментов хорошо согласуются с данными, полученными при исследовании плотности и прочности образцов после спекания. На рис. 3 видно, что плотность образцов, спрессованных при давлениях от 0,1 до 0,7 т/см<sup>2</sup>, изменяется очень незначительно. Это явление можно объяснить следующим образом. Образцы, спрессованные при более высоких давлениях, для рассматриваемого случая имели и более высокую исходную плотность, чем образцы, спрессованные при низких давлениях. Однако при спекании усадка таких образцов получена меньшей. Таким образом, повышенная исходная плотность образцов компенсируется их пониженной усадкой при спекании. В результате значения плотности образцов, спрессованных при высоких и низких усилиях прессования, выравниваются. Такая закономерность, как видно из рис. 3, характерна для усилий прессования до 0,7 т/см<sup>2</sup>. При давлениях свыше 0,7 т/см<sup>2</sup> до 1,0 т/см<sup>2</sup> плотность возрастает.

В аналогичной зависимости от давления прессования находятся и прочностные характеристики (рис. 4).

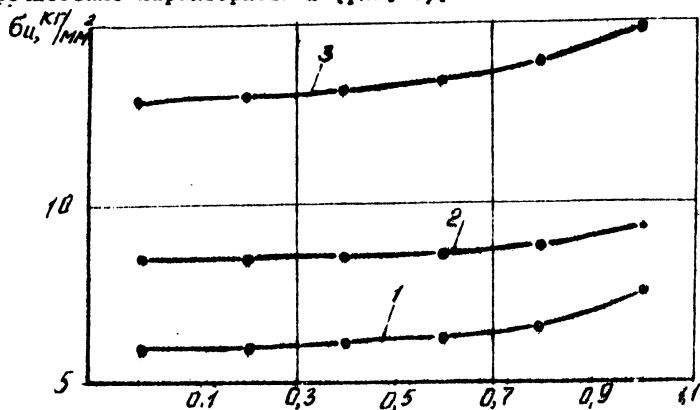


Рис. 4.

Влияние давления прессования на прочность:

1-5% С ; 95% Fe; 2-10% С , 90% Fe;

3-15% С , 85% Fe.

Следует отметить, что на предел прочности при изгибе, плотность и усадку образцов в большей степени оказывает влияние количество жидкой фазы, чем давление прессования в указанных пределах. С увеличением содержания меди вышеуказанные характеристики изменяются.

Следовательно, прессование с небольшими усилиями в пределах от 0,1 до 0,7 т/см<sup>2</sup> не оказывает заметного влияния на конечные свойства спеченных образцов по сравнению с образцами, полученными ручной формовкой. Образцы, спрессованные при давлениях выше 0,7 т/см<sup>2</sup>, имеют несколько лучшие свойства, определяемые главным образом содержанием меди в шихте, с ростом которого увеличивается количество жидкой фазы и интенсифицируется процесс спекания.

#### Л и т е р а т у р а

Г. Худокормов Д.Н., Серикова Л.И., Куцер М.Я. Изготовление металлокерамических изделий методом формования. Прогрессивная технология изготовления оснастки. Институт научно-технической информации. Материалы II-ой республиканской конференции. Рига, 1970.

## РАСЧЕТ ВРЕМЕНИ И СКОРОСТИ УПЛОТНЯЕМОСТИ ПРИ УДАРНОМ ПРЕССОВАНИИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПОРОШКОВ

Л.С.Богинский, Т.Ф.Богинская

В последние годы в порошковой металлургии все большее распространение получают способы прессования порошков с использованием импульсных методов нагружения. Скоростное прессование позволяет получать высокоплотные изделия с более равномерной плотностью по высоте, крупногабаритные изделия и изделия из труднопрессуемых материалов без применения дорогостоящих мощных прессов /1,2/. Равновидностью импульсных методов уплотнения металлических порошков является ударное прессование, при котором кинетическая энергия движущегося тела переходит в работу прессования.

Для сообщения движения телу-бойку применяют энергию взрывчатых веществ, импульсных электрических разрядов и другие виды энергии /3,4/.

Ударное прессование порошков перед формированием на прессах имеет одну отличительную особенность, что процесс уплотнения осуществляется за малый промежуток времени. Известно, что уменьшение времени деформации сопровождается повышением сопротивления деформированию, что можно объяснить недостаточностью времени, которое необходимо для полного осуществления пластической деформации частиц порошка.

Переход от статических скоростей к ударным вносит различие во внешнее и межчастичное трение металлического порошка. Таким образом определение времени прессования представляет большой научный интерес, так как этот параметр оказывает влияние на уплотняемость металлического порошка.

Кроме того, время прессования следует учитывать при конструировании измерительных устройств для регистрации импульсных давлений и перемещений при ударном прессовании.

Рассмотрим случай уплотнения порошка в прессформе одностороннего прессования движущимся телом. Уравнение движения тела, осуществляющего прессование, имеет вид:

$$m_n \frac{d\alpha}{dt} = -P_u(\alpha) S_n, \quad (1)$$

где  $m_n$  - приведенная масса соударяющихся тел;  
 $\alpha$  - перемещение пуансона:  $\alpha = h_0 - h$ ;  
 $h_0$  - первоначальная высота прессовки;  
 $h$  - высота прессовки в процессе прессования;  
 $P_u(\alpha)$  - импульсное удельное давление прессования;  
 $S_n$  - номинальная площадь сечения прессовки.

Как показали исследования и расчеты [5], в качестве уравнения, отражающего процесс прессования, может быть принято следующее:

$$P_{CT} = P_{KP} \left(\frac{\alpha}{\alpha_K}\right)^b, \quad (2)$$

где  $b$  - коэффициент, определяемый опытным путем для каждого металлического порошка и каждой порошковой смеси;  
 $\alpha_K$  - конечное перемещение пуансона при прессовании:  
 $\alpha_K = h_0 - h_K$ ;  
 $h_K$  - критическая высота прессовки, соответствующая 100% плотности;

$P_{KP} = const$  - критическое давление истечения максимально упроченного металла.

Подставляя уравнение (2) в уравнение (1) и интегрируя полученное уравнение при начальных условиях  $t = 0$ ;  $\alpha = 0$ ;  $\frac{d\alpha}{dt} = V_0$ , получим

$$\left(\frac{d\alpha}{dt}\right)^2 - V_0^2 = -\frac{2P_K S_n}{m_n \alpha_K^b} \int_0^\alpha \alpha^b d\alpha, \quad (3)$$

где  $V_0$  - скорость тела в начальный момент прессования.

Учитывая условия, что при  $\frac{d\alpha}{dt} = 0$   $\alpha = \alpha_{max}$  уравнение (3) преобразуется:

$$V_0^2 = \frac{2P_K S_n}{m_n \alpha_K^b} \int_0^{\alpha_{max}} \alpha^b d\alpha. \quad (4)$$

Время, в течение которого осуществляется прессование, определим из уравнения (3):

$$T = \int_0^{\alpha_{max}} \frac{d\alpha}{\sqrt{V_0^2 - \frac{2P_K S_n}{m_n \alpha_K^b} \int_0^\alpha \alpha^b d\alpha}}. \quad (5)$$

Подставляя значение  $V_0$  из уравнения (4) в формулу, получим следующее выражение:

$$T = \sqrt{\frac{m_p(b+1)\alpha k}{2P_k S_H}} \int_0^{\alpha_{max}} \frac{d\alpha}{\sqrt{\alpha_{max}^{b+1} - \alpha^{b+1}}} \quad (6)$$

Уравнение (5) и (6) весьма трудно использовать при практических расчетах. Положим, что

$$y = \frac{\alpha}{\alpha_{max}}; \quad y^{b+1} = x.$$

Тогда интегралу в уравнении (6) можно придать удобный вид:

$$\int_0^{\alpha_{max}} \frac{d\alpha}{\alpha_{max}^{b+1} - \alpha^{b+1}} = \frac{1}{\alpha_{max}^{\frac{b+1}{2}}} \int_0^{\alpha_{max}} \frac{\alpha_{max} dy}{\sqrt{1-y^{b+1}}} = \frac{1}{\alpha_{max}^{\frac{b+1}{2}} (b+1)} \int_0^1 x^{\frac{b}{b+1}} (1-x)^{\frac{1}{2}} dx = \frac{\sqrt{\pi}}{\alpha_{max}^{\frac{b+1}{2}} (b+1)} F(b)$$

$$\text{где } F(b) = \frac{\Gamma\left(\frac{1}{b+1}\right)}{\Gamma\left(\frac{3+b}{2(b+1)}\right)}$$

- отношение гамма-функций, вычисляемое по таблицам специальных функций.

Используя соотношение (3), уравнение (6) можно привести к виду

$$T = \frac{\alpha_{max} \sqrt{\pi} F(b)}{V_0 (b+1)} \quad (7)$$

Для практических целей желательно представить уравнение как функцию от плотности прессовки  $\gamma$ :

$$T = \frac{\sqrt{\pi} h_0 F(b)}{V_0 (b+1)} \left(1 - \frac{\gamma_0}{\gamma}\right), \quad (8)$$

где  $\gamma_0$  - плотность порошка перед прессованием.

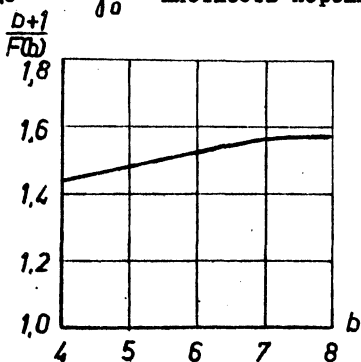


Рис. 1.

Зависимость отношения  $\frac{D+1}{F(b)}$  от коэффициента  $b$ .

Введем понятие скорости уплотняемости  $V_{уп}$ , под которой будем понимать относительное изменение высоты прессовки за определенный промежуток времени по аналогии со скоростью деформации при обработке металлов давлением:

$$V_{уп} = \frac{\alpha}{h_0 T} = \frac{V(b+1)}{h_0 \sqrt{\pi} F(b)} (\text{сек})^{-1} \quad (9)$$

Представленные уравнения (8) и (9) позволяют считать, что время прессования и скорость уплотняемости определяются начальной скоростью,



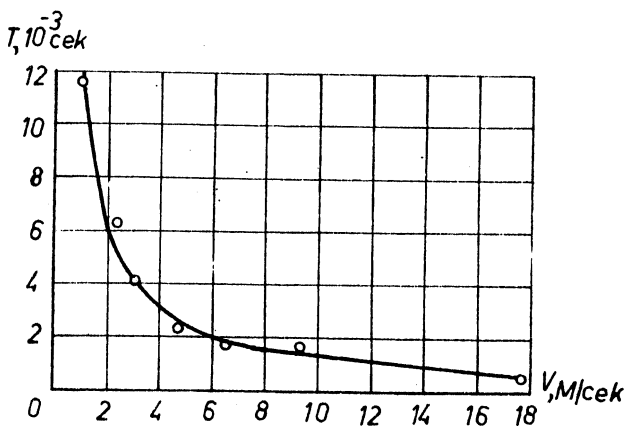


Рис. 2.

Зависимость времени прессования от начальной скорости ( $Fe; h_0 = 18$  мм;  $b = 7$ ):

— расчетная кривая по уравнению (8);  
 о — значения экспериментальных данных.

величиной начальной и конечной плотности, соответствующей времени прессования  $T$ , и константой  $b$ .

Для удобства практических расчетов на рис. 1 представлен график  $\frac{b+1}{F(b)} = f(b)$ , свидетельствующий о том, что величина  $\frac{b+1}{F(b)}$  изменяется незначительно с изменением  $b = 6+8$ . В этом случае с достаточной точностью зависимости (8) и (9) могут быть представлены как

$$T = \frac{\alpha \cdot 1,2}{V_0}; \quad V_{yn} = \frac{V_0}{h_0 \cdot 1,2} \text{ (сек}^{-1}\text{)}.$$

Для проверки теоретических выводов были проведены экспериментальные исследования ударного прессования. Уплотнялся восстановленный железный порошок на копке вертикального типа. Прессовки имели форму цилиндра диаметром 16 мм. Регистрация усилий прессования проводилась упругим динамометром с проволочными датчиками сопротивления. В наших исследованиях использовалась тензометрическая установка УТС1-ВТ-12, шлейфовый осциллограф Н-102. Время прессования определялось по осциллограммам.

На рис. 2 изображена расчетная зависимость времени, определяемого по формуле (8), и представлены экспериментальные значения времени уплотнения от начальной скорости. График свидетельствует о высокой точности расчетных зависимостей времени прессования. Видно

также, что увеличение начальной скорости движущегося тела вызывает резкое уменьшение времени прессования. Так, при скорости  $V_0 = 15$  м/сек время прессования меньше 0,001 сек ( $h_0 = 18$  мм). В этом случае для регистрации импульсных процессов необходимы измерительные устройства, имеющие высокую собственную частоту. Поэтому формулой можно также пользоваться при проектировании измерительных устройств.

### Л и т е р а т у р а

1. Бауман Р.К., Лобашов Б.П. Обзор методов взрывного прессования порошков. Сб. трудов "Порошковая металлургия". ЦНИИЧМ, вып. 43, М., 1965.
2. Кабельский И.М., Богинский Л.С. Электроимпульсное прессование в порошковой металлургии. "Промышленность Белоруссии", №6, 1966.
3. Кононенко В.Г., Фролова Н.П. Прессование порошков на копре. Сб. Новое в технологии штамповочного производства, Киев, 1961.
4. Дорофеев Ю.Г. Использование метода динамической металлокерамики в стружковой и порошковой металлургии. Новочеркасское книжное издательство, Новочеркасск, 1966.
5. Роман О.В., Богданов А.П. Некоторые вопросы теории динамического прессования металлических порошков. Известия АН БССР, №3, серия физико-технических наук, "Наука и техника", Минск, 1965.

**ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА  
НИКЕЛЬХРОМОНИОБИЕВЫХ СПЛАВОВ, ЛЕГИРОВАННЫХ  
МОЛИБДЕНОМ И ВОЛЬФРАМОМ**

Е.М.Ионкина, К.П.Лебедев, М.П.Браун,  
Л.А.Белинская, Т.В.Жильчезная

Исследованию структурных превращений и фазового состава тройных сплавов *Ni-Cr-Nb* посвящен ряд работ [1-3]. Однако имеется мало данных по воздействию молибдена и вольфрама на структурные и фазовые изменения подобных сплавов, хотя эти легирующие оказывают важное влияние на повышение свойств.

В настоящей работе изучалась структура и фазовый состав литых сплавов на никелевой основе, содержащих 15% хрома, 8% ниобия и дополнительно легированных как молибденом, так и совместно молибденом с вольфрамом. Химический состав исследованных композиций представлен в таблице I.

Т а б л и ц а I

Химический состав исследованных сплавов

Обозначение сплавов	Содержание элементов, %								
	C	Cr	Nb	Mo	W	Fe	Mn	Si	Ni
8-5	0,06	14,30	7,65	5,15	-	0,72	0,24	0,35	ооч.
8-10	0,06	14,60	7,60	9,54	-	0,85	0,20	0,32	"-"
8-5-3	0,06	14,60	7,40	4,77	3,0	0,63	0,23	0,51	"-"
8-10-3	0,08	14,70	7,25	10,12	3,0	0,42	0,21	0,37	"-"

Металл выплавляли из первичных материалов в открытой индукционной печи с магнезитовой футеровкой, раскисляли металлическим марганцем (0,3%), модифицировали ферробором (из расчета  $B=0,01\%$ ) и металлическим кальцием (0,03%). Образцы, отлитые по выплавляемым моделям с разливкой металла на воздухе в горячие формы, исследовали в исходном литом состоянии, после закалки от  $1200^{\circ}$  (3 часа) на воздухе и после закалки с отпуском при  $900^{\circ}$  в течение 16 часов (охлаждение на воздухе).

Для изолирования избыточных фаз применялось несколько различных электролитов. Наиболее пригодным оказался электролит состава

10 г сернокислого аммония и 10 г лимонной кислоты на 1200 мл воды. Выделение избыточных фаз из закаленных образцов осуществлялось электролитом, содержащим 50 мл концентрированной соляной кислоты и 35 г лимонной кислоты на 1000 мл метилового спирта (в других опробованных электролитах закаленные образцы не растворялись). Рентгенографирование изолированных осадков проведено в камерах типа РКД методом прямой съемки по Дебаю с применением хромового излучения.

В исходном литом состоянии опытные сплавы характеризуются структурой с ярко выраженной дендритной неоднородностью<sup>I</sup>, которая значительно увеличивается при дополнительном легировании сплавов вольфрамом. В междендритных пространствах наблюдаются выделения белой нетравящейся фазы, вокруг которых располагается избыточная фаза игольчатого типа (рис. 1). Изменения в структуре исследованных сплавов заключаются в увеличении размеров частиц белой нетравящейся фазы и количества игольчатой структурной составляющей с повышением содержания молибдена и вольфрама. Это можно объяснить, в частности, уменьшением растворимости ниобия при дополнительном легировании твердого раствора.



Рис. 1.

Микроструктура сплава 8-5-3 в исходном литом состоянии (x600).

Рентгеноструктурный анализ анодных осадков, извлеченных из нетермообработанных сплавов, показал, что во всех сплавах в исходном литом состоянии выделяется интерметаллическое соединение  $Ni_3Nb$  с ромбической решеткой. Кроме того, обнаружены фазы сложного состава:  $P$  - фаза ( $Ce-Ni-Mo$ ),  $Z$  - фаза ( $Ce-Ni-Fe-Nb$ ) и  $Z'$  - фаза - сложный комплексный карбонитрид ( $Ni, Ce$ ) ( $Nb, Mo$ ) ( $C, N$ )<sub>2</sub>. Количественный состав фаз, обнаруженных в сплавах, не определялся из-за сложности их разделения.

Образование сложных интерметаллических соединений оказалось возможным в связи с введением в сплавы значительных количеств таких сильно ликвирующих элементов, как  $Nb$ ,  $W$  и  $Mo$ . По данным ра-

I Для выявления микроструктуры применялся горячий ( $t \sim 80^\circ$ ) реактив состава:  $HCl$  - 10 см<sup>3</sup>,  $H_2SO_4$  - 1 см<sup>3</sup>,  $CuSO_4$  - 2 г, дистиллированная вода - 10 см<sup>3</sup>.

2 Расшифровка  $P$ - и  $Z$ -фаз производилась по данным картотеки ASTM (США),  $Z'$ -фазы - по данным работы /4/.

бот /5,6/, в сплавах подобного состава в междендритные промежутки ликвируют, главным образом,  $Ni_3Nb$  и  $Mn$ . Поэтому образование сложных избыточных фаз, в состав которых входят указанные элементы, наиболее вероятно в междендритных областях, что и наблюдается в исследуемых сплавах.

Нагрев до  $1200^{\circ}$  сопровождается разрушением дендритного строения и полным растворением первичной игольчатой фазы  $Ni_3Nb$ ; частицы нетравящейся фазы заметно уменьшаются в размерах и приобретают более округлую форму (рис. 2, а). В осадках, выделенных из закаленных образцов, рентгеноструктурным анализом были обнаружены  $Z'$ -фаза

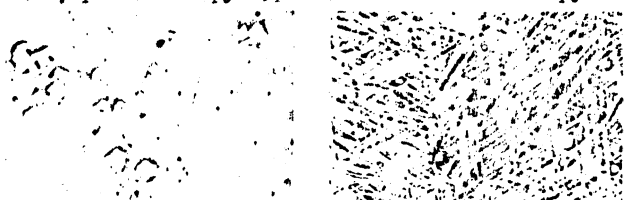


Рис. 2.

Микроструктура закаленных с  $1200^{\circ}$ , 3 часа, на воздухе сплавов (х600): а - 8-5 (только закалка); б - 8-10-3 (закалка и отпуск  $900^{\circ}$ , 16 часов).

за и карбонитрид ниобия  $Nb(CN)$ , который образуется во всех сплавах до термической обработки, но возможность его определения в смеси фаз ограничена относительно малым (по сравнению с другими соединениями) количеством.

В процессе отпуска закаленных сплавов при  $900^{\circ}$  происходит выделение из пересыщенного твердого раствора вторичной игольчатой фазы и ее направленный рост. В результате зерна пересекаются длинными тонкими пластинками, расположенными по взаимноперпендикулярным направлениям (рис. 2, б). В анодных осадках, выделенных из отпущенных сплавов, преимущественной фазой является соединение  $Ni_3Nb$ ; выявлен также сложный комплексный карбонитрид ( $Z'$ -фаза).

Таким образом, игольчатой структурной составляющей в исследованных сплавах является интерметаллид  $Ni_3Nb$ , что согласуется с результатами исследований других авторов /2,3,7/. Единого мнения по поводу состава и происхождения белой нетравящейся фазы нет. Обнаруженное нами изменение твердости, размеров и количества выделений белой фазы с изменением содержания легирующих компонентов ( $Nb, Mn, W$ ) в никельхромовых сплавах свидетельствует о том, что указанная фаза относится к соединениям переменного состава. Приве-

денные данные позволяют считать нетравящуюся фазу комплексным карбонитридом ( $Z'$  - фаза) ликвационного происхождения.

Согласно литературным источникам /1,3/, интерметаллид  $Ni_3Nb$  имеет две модификации: метастабильную дисперсную с ГЦК - решеткой и равновесную пластинчатую с ромбической решеткой. Из опытных сплавов как в исходном литом состоянии, так и после отпуска удалось выделить лишь интерметаллид  $Ni_3Nb$  с ромбической решеткой. Вероятно, при  $900^\circ$  из пересыщенного твердого раствора сразу выделяется пластинчатая фаза, минуя образование дисперсной метастабильной, что согласуется с мнением других авторов /1/.

В полном соответствии со структурными превращениями находят изменения механических свойств исследованных сплавов, как это показано в таблице 2.

Т а б л и ц а 2

Механические свойства исследованных сплавов в различных состояниях

Обозначение сплавов	$\sigma_p, \text{кг/мм}^2$	$\sigma_{0,2}, \text{кг/мм}^2$	$\sigma_b, \text{кг/мм}^2$	$\delta, \%$	$\psi, \%$
8-5	<u>40,1</u>	<u>43,3</u>	<u>76,1</u>	<u>31,6</u>	<u>35,7</u>
	69,6	78,9	84,0	2,4	4,1
8-10	<u>58,7</u>	<u>63,1</u>	<u>92,6</u>	<u>17,0</u>	<u>22,7</u>
	104,0	104,0	104,0	0	0
8-5-3	<u>54,2</u>	<u>59,2</u>	<u>90,4</u>	<u>18,8'</u>	<u>25,4</u>
	98,8	99,5	100,7	0,7	1,7
8-10-3	<u>69,9</u>	<u>76,0</u>	<u>95,0</u>	<u>5,2</u>	<u>10,7</u>
	109,5	109,5	109,5	0	0

ПРИМЕЧАНИЕ. В числителе даны значения механических свойств сплавов до, а в знаменателе - после термической обработки (закалка  $1200^\circ$ , 3 часа, воздух и отпуск  $900^\circ$ , 16 часов).

Высокие показатели прочности в исходном литом состоянии обусловлены присутствием твердой и хрупкой фазы  $Ni_3Nb$  (твердость игольчатых образований, по данным наших измерений, составила  $402 \text{ кг/мм}^2$ ) После термической обработки, состоящей из закалки ( $1200^\circ$ , 3 часа, воздух) с последующим отпуском ( $900^\circ$ , 16 часов), когда упрочняющая фаза  $Ni_3Nb$  закрывает все поле шлифа (рис. 2,б), прочность возрастает.

тает, а пластичность падает до нуля в сплавах, легированных 10% Мо. Высокий предел текучести сплавов связан с выделением фазы  $Ni_3Nb$  в виде сплошной сетки, создающей препятствия для пластического течения металла. Чем выше содержание Мо и W в сплаве, тем больше частиц упрочняющей фазы и меньше расстояние между ними и, соответственно, выше предел текучести.

Условием повышения пластичности опытных сплавов за счет некоторого снижения прочности может быть изменение режима закалки, что вызывает, в свою очередь, изменение характера выделения упрочняющей фазы  $Ni_3Nb$ . Так, при нагреве под закалку до  $1100^{\circ}$  (выдержка 8 часов) устраняется дендритная неоднородность в микрострук-

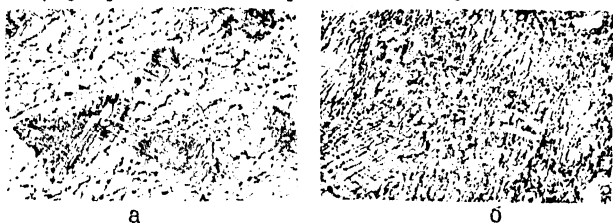


Рис. 3.

Микроструктура закаленных с  $1100^{\circ}$ , 8 часов, на воздухе сплавов (x500): а- 8-5 (только закалка); б- 8-10 (закалка и отпуск  $900^{\circ}$ , 16 часов).

туре литых сплавов, однако полного растворения первичной игольчатой фазы не происходит (рис. 3, а). Последующий отпуск ( $900^{\circ}$ , 16 часов) сопровождается выделением вторичной игольчатой фазы вокруг сохранившихся игл первичной, однако сетчатая структура не образуется (рис. 3, б). Такое расположение частиц упрочняющей фазы способствует некоторому снижению прочностных и повышению пластических свойств материала, как это видно из данных таблицы 3.

Т а б л и ц а 3

Механические свойства исследованных сплавов после закалки ( $1100^{\circ}$ , 8 часов, воздух) и отпуска ( $900^{\circ}$ , 16 часов)

Обозначение сплавов	$\sigma_p, \text{кг/мм}^2$	$\sigma_{0,2}, \text{кг/мм}^2$	$\sigma_b, \text{кг/мм}^2$	$\delta, \%$	$\psi, \%$
8-5	57,5	63,4	73,1	11,5	13,6
8-10	86,7	91,0	97,3	2,0	4,0
8-5-3	72,4	77,6	88,2	6,0	9,1
8-10-3	92,2	98,6	105,3	0,8	1,3

Таким образом, исследованные сплавы упрочняются интерметаллидным соединением  $Ni_3Nb$ , выделяющимся уже в исходном литом состоянии. Другие избыточные фазы влияют на механические свойства кованно, связывая в определенной степени ниобий.

Легирование никельхромониобиевых сплавов молибденом и вольфрамом усиливает эффект дисперсионного твердения и вызывает дополнительное выделение упрочняющей фазы, сопровождающееся резким снижением пластичности.

Изменение характера выделения упрочняющей фазы  $Ni_3Nb$ , зависящее от режима закалки, способствует повышению пластических свойств исследованных сплавов.

#### Л и т е р а т у р а

1. Л и в ш и ц Б.Г., О с в е н с к и й В.Б. Изв. АН СССР, ОТН, Металлургия и топливо, №1, 1962, с. 139-146.

2. С в е ш н и к о в а Г.А. Металловедение и термическая обработка металлов, № 1, 1966, с.29-34.

3. Я к о в л е в а Е.Ф., Х а р к о в а Д.Н., К о л о б а н о в а И.А., С в е ш н и к о в а Г.А. Новые методы испытания металлов. Сб. трудов ЦИИЧМ, вып. 60, "Металлургия", М., 1968, с. 147-153.

4. *Hughes H. Journal of the Iron and Steel Institute. 1967, v.205, N7, p775-779.*

5. *Penrice P.J. Foundry Trade Journal, 1967, v.123, N2639, p13-19*

6. К и ш к и н С.Т., Б о к ш т е й н С.В. Материалы международной конференции по мирному использованию атомной энергии, т.15, Машгиз, М., 1957, с. III-123.

7. М а с а л е в а Е.Н., Е ф и м о в а М.Н., П и г р о в а Г.Д. Оценка работоспособности конструкционных материалов для энергетики. Труды ЦКТИ, вып. 84. "Энергетика", М., 1968, с.56-68.



## К ВОПРОСУ ЛЕГИРОВАНИЯ ЖЕЛЕЗА ХРОМОМ В ПРЕССОВКАХ ИЗ КОМПОЗИЦИИ ЖЕЛЕЗО-Х30

Л.Ф.Керженцева, Е.В.Звонарев,  
М.Я.Куцер

Высокие требования, предъявляемые современным машиностроением к конструкционным материалам, в том числе и к металлокерамическим, вызывают необходимость широко использовать процесс их легирования.

В настоящей работе изучался процесс легирования железа хромом в композиции железо-Х30. Основа состояла из железного порошка марки ПЖМ2, содержащего 0,9% кислорода и 0,17-0,19% углерода. Хром вводился в шихту в виде порошка высоколегированной стали ПХ30 в количестве 20%. Содержание хрома и углерода в порошке ПХ30 равнялось соответственно 28,15 и 0,20%. Смешивание исходных материалов производилось в течение 6 часов. Исследуемые образцы, спрессованные при давлении 10 т/см<sup>2</sup>, имели пористость 11,5%. Спекание прессовок производилось при температурах 850, 950, 1050, 1150° в течение 1,5 часов и при 1250° в течение 0,75; 1,5; 3; 6 и 12 часов в атмосфере диссоциированного аммиака с точкой росы -30°. После спекания образцы подвергались отжигу при температуре 750° в течение 3 часов.

По данным химического анализа в прессовках после спекания содержалось 0,17-0,19% С<sub>общ</sub>. Степень растворимости частиц Х30 в железе оценивалась с помощью микроанализа и результатов измерения микротвердости.

Исследования показали, что при температурах спекания 850° и 950° (рис. 1,а) не происходит заметного растворения частиц Х30 в  $\gamma$  - железе, что, вероятно, связано с наличием устойчивой окисной пленки на частицах порошка Х30. При данных режимах микротвердость ферритных участков составляет 117 кг/мм<sup>2</sup>, а частиц Х30, очерченных окисной пленкой, - 370 кг/мм<sup>2</sup>. По границам зерен частиц можно обнаружить в небольшом количестве округлые, мелкие карбиды хрома, появление которых, очевидно, следует связывать с наличием углерода в частицах Х30.

Последующий после спекания "смягчающий" отжиг брикетов приво-

дит к перераспределению углерода как между железной основой, так и в самой частице. В результате отжига частицы X30 представляют собой сорбитные участки с карбидной сеткой по границам зерен (рис. I, б). Сорбитообразный перлит образуется за счет углерода, содержащегося в частице, а также за счет его притока из  $\gamma$  - железа. Хром в некоторой степени связывает углерод в специальные карбиды, имеющие микротвердость 450-500 кг/мм<sup>2</sup>, и частично легирует сорби-

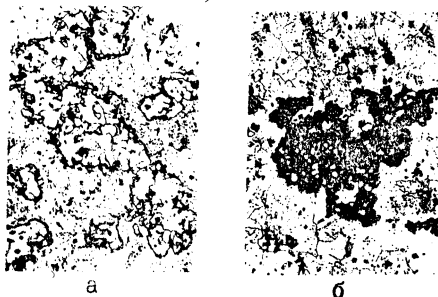


Рис. I.

Микроструктура железохромового сплава (x200):  
 а - после спекания (950°; 1,5 часа); б - после спекания (950°; 1,5 часа) и последующего отжига (750°; 3 часа)

тообразный перлит, образуя сложные железохромовые карбиды. Микротвердость сорбитообразного перлита составляет 300 кг/мм<sup>2</sup>. В результате диффузии углерода из  $\gamma$  - железа в частицу X30 микротвердость железной основы снижается до 100 кг/мм<sup>2</sup>.

В процессе спекания при температуре 1050° хром начинает растворяться в  $\gamma$  - железе, о чем свидетельствует появление вокруг частиц сорбитной оторочки, легированной хромом (рис. 2, а), и происходит изменение микротвердости отдельных составляющих рассматриваемой системы. Микротвердость основы повышается и становится равной 125 кг/мм<sup>2</sup>, а микротвердость частиц снижается до 350 кг/мм<sup>2</sup>.

Образование сорбитной оторочки является результатом перераспределения углерода в  $\gamma$  - железе под влиянием хрома. Известно, что хром относится к числу карбидообразующих элементов, понижающих термодинамическую активность углерода. Гетерогенную систему железохромовую частицу можно представить как разнородные объемы твердого раствора, характеризующиеся неравенством концентраций карбидообразующего элемента. В этой системе возникают, вероятно, два встречных потока. Углерод из  $\gamma$  - железа диффундирует в сторону

высокохромовой частицы, что приводит к образованию легированного хромом сорбита вокруг частиц. Хром мигрирует в обратном направлении, легируя железную основу. Микротвердость сорбитной оторочки составляет  $268 \text{ кг/мм}^2$ . Отжиг вызывает перераспределение углерода в  $\gamma$ - железе, в результате чего высокохромистые участки, обогащаясь углеродом, становятся сорбитообразными с выделением небольшого количества карбидов хрома в виде округлых мелких включений.

При температуре  $1150^\circ$  происходит более интенсивное растворение частиц X30 в  $\gamma$  - железе, что накладывает определенный отпечаток на микроструктуру исследуемого материала. В частицах появляются обособленные небольшие участки диффузионной пористости, сорбитная оторочка расширяется (рис. 2,б), ее микротвердость снижается до  $245 \text{ кг/мм}^2$ . Изменения, наблюдаемые в микроструктуре и ширине оторочки, вероятно, связаны как с более интенсивным процессом диффузии хрома в  $\gamma$  - железе, так и со значительным растворением железохромовых карбидов при температуре  $1150^\circ$ . Следствием протекания указанных процессов является легирование железной основы хромом и повышение ее микротвердости до  $138 \text{ кг/мм}^2$ .

Характер микроструктуры образцов, спеченных при температуре  $1250^\circ$  в течение 1,5 часа, существенно не отличается от структуры после спекания при температуре  $1150^\circ$ . Однако микротвердость структурных составляющих изменяется в связи с более активным протеканием диффузионных процессов. Так, микротвердость хромистой частицы падает до  $190 \text{ кг/мм}^2$ , сорбитной оторочки - до  $220 \text{ кг/мм}^2$ , а твердость железной основы в результате растворения хрома возрастает и становится равной  $140 \text{ кг/мм}^2$ .

Увеличение времени выдержки при высокотемпературном спекании ( $1250^\circ$ ) интенсифицирует процесс растворения хрома. Спекание в течение 6 часов вызывает увеличение размеров высокохромистых частиц - частицы расплываются, дробятся, в них появляются сорбитные участки. Частица (рис. 2,в) приобретает вид крупного сорбитообразного участка с зернами, отличающимися повышенной концентрацией хрома в центре. Диффузионные поры укрупняются, образуют сплошные прослойки или разорванную цепочку. Микротвердость легированной ферритной основы повышается до  $145 \text{ кг/мм}^2$ . Отжиг прессовок исследуемого состава приводит к выделению карбидной фазы в виде очень мелких включений на обогащенных хромом участках. Наличие сравнительно небольшого количества карбидной фазы свидетельствует о значительном растворении хромистых частиц в  $\gamma$  - железе.

Выдержка образцов в течение 12 часов способствует исчезновению сорбитных оторочек, поскольку при такой выдержке частицы X30 почти полностью растворяются в железе. Микроструктура образца представляет собой легированный хромом феррит и участки диффузионной пористости в виде цепочек и крупных пор с незначительным выделением очень мелких железохромовых карбидов (рис. 2, г). Местами в феррите попадаются сорбитные зерна. На участках бывших частиц X30 в

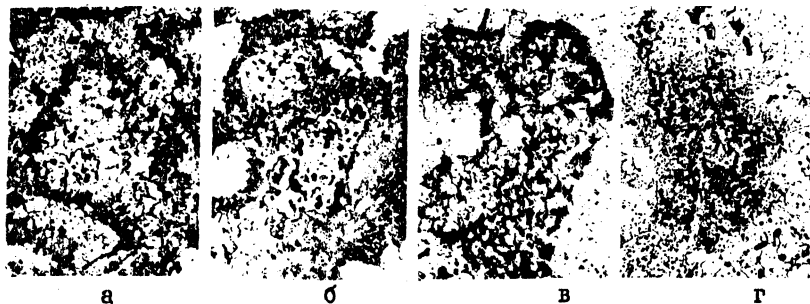
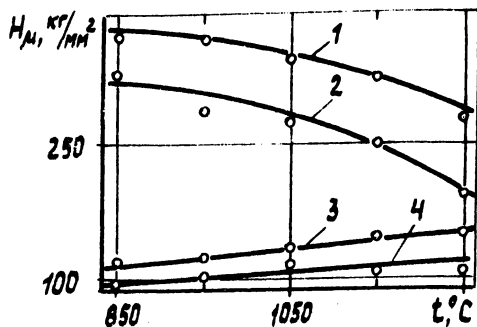


Рис. 2.

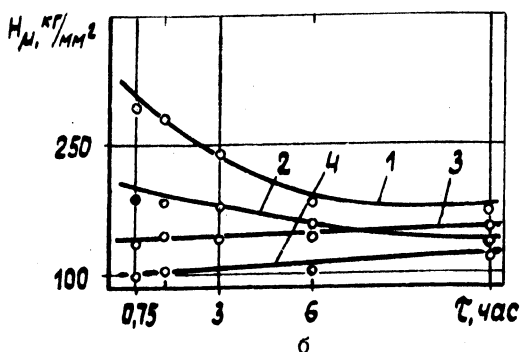
Микроструктура железохромового сплава после спекания (x200):  
 а - 1050° (1,5 часа); б - 1150° (1,5 часа); в - 1250° (6 часов);  
 г - 1250° (12 часов).

небольшом количестве выделяется мелкодисперсная карбидная фаза. Последнее свидетельствует о неполном завершении процесса растворения хрома в железе. Микротвердость бывших высокохромистых частиц, равная 150 кг/мм<sup>2</sup>, несколько превышает микротвердость легированного феррита, равную 142 кг/мм<sup>2</sup> (рис. 3, а, б). Таким образом, длительная выдержка при температуре спекания 1250° приводит к интенсивному растворению хрома и сложных железохромовых карбидов в  $\delta$ -железе. В результате этого происходит легирование аустенита и выравнивание его химического состава. Отжиг способствует диффузии углерода в участки, обогащенные хромом, вызывая выделение мелкодисперсной фазы на этих участках в более значительном количестве, чем в процессе спекания.

Как отмечалось, процесс растворения высокохромистых частиц сопровождается образованием диффузионной пористости в местах их расположения. Причем более полное завершение процесса растворения частиц, обусловленное повышением температуры спекания или увеличением времени выдержки, способствует лучшему проявлению эффекта формирования пор. Это выражается в увеличении количества пор, их укрупнении, образовании широких пористых извилин. По-видимому, при



а



б

Рис. 3.

Температурная (а) и временная (б) зависимости микротвердости структурных составляющих железохромового сплава: 1 - частица X30 после спекания; 2 - то же после отжига; 3 - ферритная основа после спекания; 4 - то же после отжига.

растворении высокохромистых частиц в  $\gamma$ -железе имеет место эффект Киркендалла. Систему железо-X30 можно рассматривать как диффузионную пару. Спекание при температуре существования  $\gamma$ -железа вследствие высокой растворимости хрома в нем сопровождается длительным контактом  $\gamma$ -железа и хрома. В результате этого из высокохромистой частицы X30 в  $\gamma$ -железо идет более мощный поток атомов хрома, чем поток атомов железа из  $\gamma$ -твердого раствора в обратном направлении. Частица X30 пересыщается вакансиями, что приводит к образованию диффузионной пористости.

Таким образом, растворение высокохромистых частиц X30 в  $\gamma$  - железе сопровождается образованием диффузионной пористости в местах расположения частиц. Наличие углерода в железном порошке препятствует равномерному растворению в нем хрома. Поэтому для получения однородной структуры твердого раствора хрома в железе необходимо по возможности снизить концентрацию углерода в исходных материалах.

## ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ДИЛАТОМЕТРОВ ПРИ ОПРЕДЕЛЕНИИ РЕЖИМОВ НАГРЕВА БРИКЕТОВ ИЗ АПС-І

А.П.Богданов, Е.А.Дорошкевич, О.В.Роман

Высокая влаго- и газонасыщенность САПа является основной причиной нестабильности его структуры при нагревах выше 800–830°K/І/. При этих температурах начинается разложение гидроокиси и взаимодействие влаги с алюминием по реакции:



Если разложение гидроокиси происходит в компактном материале, выделяющийся водород вызывает вспучивание его /2/. Следовательно, для получения из САПа изделий хорошего качества необходимо в процессе изготовления материала создать благоприятные условия для удаления газов. В целях дегазации САПа в последнее время широко применяются высокие температуры спекания холоднопрессованных брикетов, а также высокотемпературные нагревы порошка перед брикетированием до температур, превышающих точку плавления алюминиевой матрицы.

Определение оптимальных режимов дегазации осуществляется на основании результатов очень длительных и трудоемких экспериментов /2,3/.

Для определения режимов дегазации нами использовано явление увеличения объемных и линейных размеров брикетов в процессе нагрева.

Эксперименты проводились на образцах диаметром 10 мм и высотой 10 мм, спрессованных до плотности 90–92% из недегазированной (в состоянии поставки) пудры АПС-І. Для сопоставления результатов снимались также дилатограммы на образцах с вышеуказанными размерами и плотностью, спрессованных из пудры, предварительно дегазированной по ступенчатому режиму (таблица І).

Т а б л и ц а І

Температура, °K	473	773	823	873	913
Время, час	0,5	0,5	0,5	0,5	3,0

Дегазация производилась в специальных контейнерах в токе химически чистого аргона марки А (ГОСТ 10157-62).

Наблюдение за изменением размеров образцов в процессе нагрева осуществлялось на универсальном оптико-механическом dilatометре ДКМ при увеличении 400 и точностью измерения не ниже 5 мкм.

С целью определения температур максимального газовыделения образцы подвергались непрерывному нагреву с постоянной скоростью, равной 3 град/мин, до 1073°K. Время газовыделения при максимальных температурах определялось путем быстрого (в течение 40-60 сек) нагрева образца до заданной температуры и изотермической выдержке при данной температуре (ступенчатый нагрев).

Результаты экспериментов приведены на рис. 1, 2, 3, где цифрой 1 обозначены результаты исследований образцов из недегазированной (в состоянии поставки) пудры АПС-1, а цифрой 2 - из предварительно дегазированной.

Из приведенных графиков видно, что образцы из пудры в состоянии поставки обнаружили значительно большее увеличение размеров по сравнению с образцами из предварительно дегазированной пудры как при непрерывном нагреве, так и при изотермической выдержке.

Газовыделение, сопровождающееся увеличением размеров образцов, начинается при температурах 570-600°K и достигает своего максимального значения при 910-930°K (рис. 1, кривая 1). При последующем увеличении температуры оплавление алюминиевой матрицы и спекание приводят к уменьшению размеров брикета. Сопоставление dilatограммы (рис. 1) и термограммы, снятой на пирометре Курнакова [3], показывает, что на dilatограмме температуры начала и максимального газовыделения, связанного с превращением тригидрата окиси алюминия в моногидрат, а затем в безводную окись алюминия, сдвинуты вверх на 100-120°. Сдвиг температур, очевидно, обусловлен двумя факторами: во-первых, нами измерялось изменение размеров образцов в результате повышения давления в порах и трещинах выделившихся газов; во-вторых, тем, что частицы гидроокиси в САПе находятся в силовом поле сжимающих напряжений /4/.

Dilatограмма образца из предварительно дегазированной пудры (рис. 1, кривая 2) практически соответствует тепловому расширению данного материала.

Изотермические исследования образцов при температурах 873 и 913°K (рис. 2 и 3 соответственно) показали, что наиболее интенсивно процесс газовыделения протекает при повышенных температурах и длительность его не превышает 75-80 мин при 913°K. При изотермической выдержке при 873°K (рис. 2) в течение 3 часов не обнаруже-



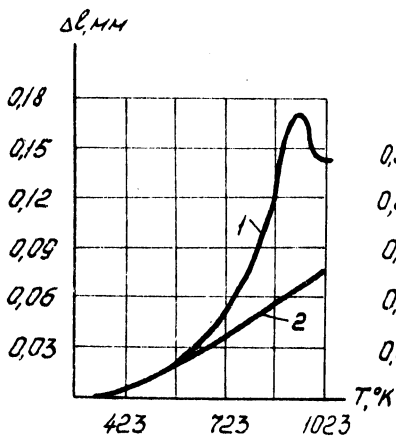


Рис.1. Изменение размеров образцов ( $\Delta l$ ) при непрерывном нагреве.

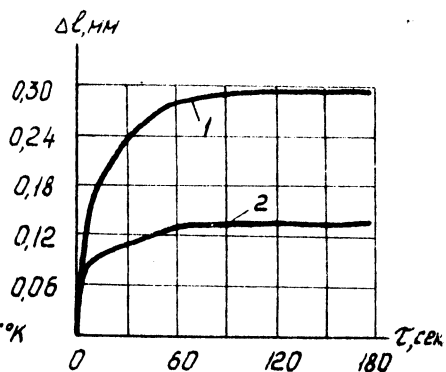


Рис.2. Изменение размеров образцов ( $\Delta l$ ) при изотермической выдержке ( $T = 873^{\circ}\text{K}$ ).

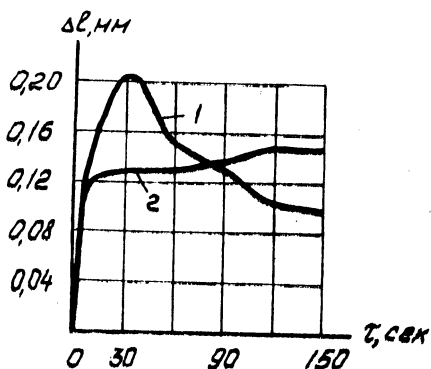


Рис.3. Изменение размеров образцов ( $\Delta l$ ) при изотермической выдержке ( $T = 913^{\circ}\text{K}$ ).

но сколько-нибудь заметного уменьшения размеров образцов, хотя газосодержание их не превышало  $1,2 \text{ см}^3$  на 100 г и не могло оказать существенного сопротивления процессу усадки. Очевидно, высокая исходная плотность образцов (92%) исключает их усадку при данной температуре. Наличие усадки при  $913^\circ\text{K}$  образцов из недегазированной пудры можно объяснить, во-первых, высокой температурой, близкой к температуре плавления алюминиевой матрицы, и, во-вторых, образовавшейся в результате газовыделения повышенной пористостью. Однако усадка брикета незначительна и составляет лишь 0,5% от размера образца.

Отсутствие усадки у образцов из недегазированной пудры в процессе изотермической выдержки при  $873^\circ\text{K}$  и ниже несколько усложняет определение времени дегазации. Критерием в данном случае может служить горизонтальный участок дилатограммы, свидетельствующей о прекращении расширения образцов.

Необходимо отметить, что хотя описанный в данной работе метод не столь точен, как применяемый до сих пор метод вакуумной экстракции, однако он прост, менее длителен, не требует высокой квалификации и обладает достаточной для практики точностью.

#### Л и т е р а т у р а

1. П а и с о в А.И., Ш л е н с к и й Г.Н., С е р г е е в а Л.Н. Структурные изменения при нагреве САПа. В сб. "Новые технологические процессы при обработке металлов давлением". Труды МАТИ, вып. 57. Оборонгиз, М., 1963, стр. 127-134.

2. К и ш е в П.В., К у з н е ц о в а Е.А., В л а с о в а П.Т. Влияние нагрева алюминиевой пудры перед брикетированием на механические свойства прессованных полуфабрикатов. В сб. "Алюминиевые сплавы", вып. 2. Спеченные сплавы. Оборонгиз, М., 1963, стр. 41-47.

3. П а и с о в А.И. и др. Превращения при нагреве пудры для САПа. В сб. "Обработка давлением легких сплавов". Труды МАТИ, вып. 62, "Машиностроение", М., 1965, стр. 30-37.

4. Л и т в и н ц е в А.И., Б е л о в а Э.П. Рентгеноструктурное исследование окисной фазы в САПе. В сб. "Теплопрочный материал из спеченной алюминиевой пудры", Оборонгиз, М., 1961, стр. 77-87.

## ОСОБЕННОСТИ ИЗМЕНЕНИЯ СТРУКТУРЫ В ЧАСТИЦАХ АЛЮМИНИЕВОЙ ПУДРЫ ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОМ БРИКЕТИРОВАНИИ

А.И.Литвинцев, А.П.Богданов,  
О.В.Роман, М.С.Носов

Одной из основных операций получения качественных полуфабрикатов из САПа (спеченной алюминиевой пудры) является брикетирование алюминиевых пудр, требующее применения дорогостоящего прессового оборудования и технологической оснастки. Именно в процессе брикетирования закладываются предпосылки получения изделий с необходимыми физико-механическими свойствами.

Существенное изменение механизма уплотнения, имеющее место при высокоскоростном брикетировании по сравнению с брикетированием на гидравлических прессах, оказывает влияние на свойства получаемых изделий. Так, заготовки высокоскоростного брикетирования имеют более высокую и достаточно однородную по высоте плотность, хорошо обрабатываются на металлорежущих станках. Большой интерес представляют вопросы газосодержания и особенностей изменения структуры в частицах алюминиевой пудры при высокоскоростном брикетировании.

В исходных алюминиевых пудрах содержится огромное количество водорода за счет развитой удельной поверхности и образования тригидратной окисной пленки  $Al_2O_3 \cdot 3H_2O$  на поверхности алюминиевых частиц /5-8/. Холодное брикетирование алюминиевых пудр фиксирует их исходное газосодержание.

Большое газосодержание в полуфабрикатах из спеченной алюминиевой пудры (САПа) при нагревах до  $500-700^{\circ}$  вызывает их растрескивание, появление пузырей /9-10/ и делает невозможной их сварку /11/.

В настоящей работе проведен газовый анализ и рентгенографические исследования образцов, полученных методом высокоскоростного брикетирования алюминиевой пудры АПС-2. Основная цель исследования - установление особенностей формирования тонкой структуры алюминиевой матрицы в процессе высокоскоростного брикетирования.

## Методика исследования

Общее газосодержание полученных высокоскоростным брикетированием образцов определялось методом горячей вакуумной экстракции при температуре  $700^{\circ}\text{C}^{\text{I}}$ . Для определения газосодержания в образцах САПа в установке газового анализа был специально увеличен объем аналитической части до 6 л. Анализ газосодержания образцов проводился после установления натекания  $0,001-0,002$  л.мк/сек.

Изменение тонкой структуры тех же образцов, полученных при различных режимах высокоскоростного брикетирования, изучалось методом полного гармонического анализа интерференционных линий (002) и (004) по известной методике /12-13/. Съемка образцов проводилась на рентгеновской установке УРС-50ИМ с использованием Fe-излучения.

## Результаты эксперимента

В таблице I приведены результаты газового анализа образцов, спрессованных при различных степенях высокоскоростного нагружения.

Т а б л и ц а I  
Газосодержание образцов высокоскоростного  
брикетирования

Номер образца	1	2	3	4	5
Газосодержание, $\text{см}^3/100\text{г}$	930	950	920	1200	1100

Высокоскоростной процесс брикетирования фиксирует большое газосодержание исходной алюминиевой пудры (образцы 4 и 5). В связи с этим при последующих технологических нагревах возможно появление трещин и лузг вследствие давления газов, выделяющихся при нагреве за счет реакции взаимодействия влаги гидроокиси с алюминием /10/. Однако с увеличением силовых параметров высокоскоростного прессования наблюдается уменьшение газосодержания брикетов (образцы 1-3) за счет увеличения степени нагрева прессуемого материала.

Скорости процесса деформации алюминиевой матрицы при размоле

<sup>I</sup> В проведении газовых анализов принимала участие техник Куденко Л.Т.

алюминиевого порошка в шаровой мельнице и при высокоскоростном брикетировании отличаются на несколько порядков. Очевидно, повышение скорости деформации отразится на изменении тонкой структуры алюминиевой матрицы частиц алюминиевой пудры и на величине микроискажений. В таблице 2 приведены значения размеров областей когерентного рассеяния и величины микроискажений образцов, полученных при различных режимах высокоскоростного брикетирования.

Т а б л и ц а   2  
Изменение размеров блоков и микроискажений  
образцов высокоскоростного брикетирования

Исходный материал и № образцов	Размер блоков, $D \times 10^{-6} \text{ см}$	Величина микроискажений, $\varepsilon \times 10^{-9}$
Пудра АПС-2	4,0	0,9
1	3,0	0,6
2	3,5	0,6
3	3,0	0,7
4	3,5	1,0
5	3,5	1,0

Полученные результаты показывают, что блочность алюминиевой матрицы исходной пудры не претерпевает заметных изменений в результате высокоскоростной деформации. Постоянство размеров областей когерентного рассеяния при высокоскоростном брикетировании определяет особенности динамического характера деформаций частиц порошка. По-видимому, при высокоскоростном брикетировании происходит процесс некоторого разрушения частиц. При этом размеры блоков по сравнению с исходными в алюминиевой пудре не изменяются.

Высокоскоростное брикетирование в отдельных случаях обуславливает увеличение микроискажений (образцы 4 и 5, таблица 2) по сравнению с микроискажениями, имеющими место в исходной пудре. Увеличение же силовых параметров высокоскоростного брикетирования обуславливает более высокую степень нагрева прессуемого материала. Это, в свою очередь, приводит к релаксации микроискажений (образцы 1-3, таблица 2), что также специфично для высокоскоростного брикетирования.

Повышение температуры в процессе высокоскоростного брикетирования приводит к релаксации микроискажений, но при этом не наблюдается роста блоков, что можно объяснить блокирующим действием

частиц окисной фазы, диспергирующих алюминиевую пудру.

Брикеты, полученные высокоскоростным прессованием, имеют высокие механические свойства. Так, например, при плотности брикета  $2,5 \text{ г/см}^3$  ударная вязкость  $d_k$  достигает величины  $6 \text{ кгсм/см}^2$ , а предел прочности на сжатие  $\sigma_{сж} = 25 \text{ кг/мм}^2$ . Брикеты легко поддаются механической обработке точением, строганием, фрезерованием. Повышение механических свойств объясняется увеличением доли металлических связей между частицами, чему способствуют высокие контактные давления и температуры при высокоскоростном брикетировании.

## В ы в о ы

1. С увеличением силовых параметров высокоскоростного брикетирования возникающие тепловые эффекты приводят к некоторому снижению газосодержания и к уменьшению микроискажений.

2. Процесс высокоскоростного брикетирования не изменяет размеров областей когерентного рассеяния в зависимости от режимов брикетирования.

3. Высокоскоростное брикетирование создает благоприятные условия для схватывания частиц и получения высоких механических свойств брикетов.

## Л и т е р а т у р а

1. М а т в е е в Б.И., Н о м о ф и л о в С.И., Ш е л а м о в В.А. Прессование полуфабрикатов из САПа. Сб. "Теплопрочный материал из спеченной алюминиевой пудры САП". Оборонгиз, М., 1961, стр. 36-49.

2. М а т в е е в Б.И., Д а в ы д о в а Н.А., Х а н о в а И.Р. Исследование влияния степени деформации на свойства и структуру прессовочных полуфабрикатов и холоднокатаных листов из САПа. Сб. Теплопрочный материал из спеченной алюминиевой пудры САП", Оборонгиз, М., 1961, стр. 59-65.

3. З а х а р о в М.Ф., Ж у р а в л е в Ф.В., Н о м о ф и л о в С.И., Ш е л а м о в В.А. Прокатка листов из САПа. Сб. "Алюминиевые сплавы", вып. 2 "Спеченные сплавы". Оборонгиз, М., 1963, стр. 48-54.

4. К у з н е ц о в а Е.А., Г е л ь м а н А.А. Усовершенствование технологии получения заготовок из САПа. Сб. "Алюминиевые сплавы", вып.2, Спеченные сплавы. Оборонгиз, М., 1963, стр.64-70.

5. Литвинцев А.И., Белова Э.П. Рентгено-структурное исследование окисной фазы в САПе. Сб. "Теплопрочный материал из спеченной алюминиевой пудры САП", Оборонгиз, М., 1961, стр. 77-87.

6. *E.M. Modl-Onitsh. Aluminium, N11, 1961.*

7. Паисов А.И., Колпашников А.И., Котиева Л.У., Сербиновская Е.Л., Шеламов В.А. Превращения при нагреве пудры для САПа. В сб. "Обработка давлением легких сплавов. Труды МАТИ, № 62, "Машиностроение", М., 1965, стр. 30-37.

8. Паисов А.И., Колпашников А.И., Котиева Л.У., Сербиновская Е.Л., Шеламов В.А. Сб. научно-технической информации по литью, обработке цветных металлов и сплавов, вып. 5, М., 1966.

9. *W.E. Cremens, E. J. Bryan, N. J. Grant. ASTM, Preprint, N84, 1958.*

10. Литвинцев А.И., Полянский В.М.. О природе и механизме образования пузырей в САПе. Сб. "Теплопрочный материал из спеченной алюминиевой пудры САП", Оборонгиз, М., 1961, стр. 100-107.

11. Никифоров Г.Д., Живняков С.И. Сварочное производство, № 6, 1964.

12. Рентгенография в физическом металловедении. Под ред. А.Ю.Багарацкого. Metallurgizdat, М., 1961.

13. Миркин Л.И. Справочник по рентгеноструктурному анализу поликристаллов, ФМ, М., 1963.

## ОПРЕДЕЛЕНИЕ ВЕЛИЧИНЫ УСАДКИ ПРИ СПЕКАНИИ ПОРИСТЫХ МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКИХ ТЕЛ

Е.А.Дорожкевич, Г.М.Жданович, О.В.Роман

Процесс спекания пористых металлокерамических тел, как правило, сопровождается усадкой, т.е. уменьшением линейных и объемных размеров. Знание указанных величин весьма важно при расчете размеров формообразующих деталей прессформ с целью получения более точных изделий.

Как показали результаты исследований, опубликованных в работах /1,2/, величина и скорость усадки (рис.1) изменяются в зависимости от температуры, времени спекания, субструктуры материала брикетов и т.д.

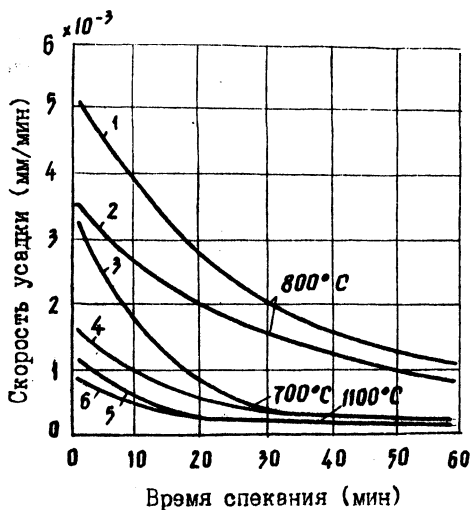


Рис. 1.

Изменение скорости усадки в зависимости от времени выдержки: кривые 1,3,5 соответствуют образцам из карбонильного железного порошка, спрессованным при скоростном нагружении; 2,4,6 — образцам, спрессованным на прессе.



Из рис. I видно, что приведенное семейство кривых удовлетворительно описывается политропическим уравнением вида

$$U_u = \frac{dU}{d\tau} = \frac{A}{(1+B\tau)^m}, \quad (1)$$

где  $U_k$  - скорость усадки в момент времени  $\tau$ ,  $\text{мин}^{-1}$ ;  
 $\tau$  - время изотермической выдержки,  $\text{мин}$ ;  
 $U$  - усадка в момент времени  $\tau$ ;  
 $A, B, m$  - некоторые постоянные.

В начальный момент изотермической выдержки, т.е. при  $\tau=0, U_k=U_0$ , значение  $A=U_0$ .

Подставив вместо  $A$  его значение, равенство (1) запишем в следующем виде:

$$dU = \frac{U_0 d\tau}{(1+B\tau)^m}. \quad (2)$$

Проинтегрировав выражение (2), получим

$$U = -\frac{U_0}{(m-1)B} \cdot \frac{1}{(1+B\tau)^{m-1}} + C. \quad (3)$$

При быстром нагреве до заданной температуры опекания (в наших экспериментах время нагрева не превышало 2-3 мин) усадка брикетов в начальный момент изотермической выдержки практически отсутствовала, т.е. при  $\tau=0, U=0$ .

Подставив краевое условие (4) в выражение (3), находим значение постоянной интегрирования:

$$C = \frac{U_0}{(m-1)B}. \quad (5)$$

Подставив значение постоянной интегрирования (5) в выражение (3), получим

$$U = -\frac{U_0}{(m-1)B} \cdot \frac{1}{(1+B\tau)^{m-1}} + \frac{U_0}{(m-1)B}, \quad (6)$$

или 
$$U = \frac{U_0}{(m-1)B} \left[ 1 - \frac{1}{(1+B\tau)^{m-1}} \right]. \quad (7)$$

Краевое условие нашей задачи имеет следующий вид. При  $\tau=\infty$

$$U = U_n, \quad (8)$$

где  $U_n$  - критическая величина усадки, соответствующая усадке образца по достижению стопроцентной плотности, которая, согласно выражению (7), равна:

$$(9)$$

Подставив в выражение (7) условие (8), получим:

$$U = U_n [1 - (1 + B\tau)^{-m}] \quad (10)$$

Вычисленные на основании экспериментальных данных значения  $B$  и  $m$  приведены в таблице I.

Т а б л и ц а I  
Значения коэффициентов  $B$  и  $m$  для исследуемых порошков, спрессованных на испытательной машине и скоростной установке и слеченных в атмосфере аргона при различных температурах

Материал	Метод прессования	Температура спекания $T, ^\circ\text{K}$	$B$	$m$
Карбонильный порошок В-3	Статический	1073	0,03	1,48
	Динамический	1073	0,035	1,48
ПЖМ довосстановленный	Статический	1373	0,008	2
	Динамический	1373	0,014	2
ПЖМ в состоянии поставки	Статический	1373	0,03	2
	Динамический	1373	0,06	2

Значения  $B$  и  $m$  вычислялись по кинетическим кривым усадки  $U/U_0$ . Для двух близлежащих значений  $\tau$  составлялась система уравнений вида

$$\begin{aligned} U_1 &= U_n [1 - (1 + B\tau_1)^{-m}] \\ U_2 &= U_n [1 - (1 + B\tau_2)^{-m}] \end{aligned} \quad (11)$$

Затем путем несложных математических преобразований указанные уравнения приводились к виду

$$\lg \left( \frac{U_1 - U_n}{U_n} \right) = (1 - m) \lg(1 + B\tau_1), \quad (12)$$

$$\lg \left( \frac{U_2 - U_n}{U_n} \right) = (1 - m) \lg(1 + B\tau_2).$$

Разделив первое уравнение на второе и прологарифмировав частное, получим

$$(1 - B\tau_2)^d = (1 - B\tau_1), \quad (13)$$

где

$$d = \frac{\lg \left( \frac{U_1 - U_n}{U_n} \right)}{\lg \left( \frac{U_2 - U_n}{U_n} \right)}.$$

Разложив левую часть уравнения (13) в биномиальный ряд, находим с достаточной степенью точности значение  $B$  и, подставив

последнее в одно из уравнений (12), определяем  $m$ .

Выражение (10) хорошо описывает процесс усадки при изотермическом спекании железных порошков в атмосфере аргона. Различия данных относительной усадки, рассчитанных по формуле (10) и полученных экспериментальным путем, для отдельных образцов не превышало 10-13%, а для остальных не более 2-5%. При этом максимальная разность указанных величин составляла 0,001+0,0015 (0,1+0,15%).

Как видно из таблицы I, значение коэффициента  $B$ , имеющего размерности скорости усадки ( $\text{мин}^{-1}$ ), зависит от физико-химических свойств порошков. Наклеп поверхностного слоя частиц, их окисленность, а также дефектность кристаллической структуры увеличивает значение  $B$ . Необходимо отметить некоторое непостоянство значения  $B$  в интервале исследуемых изотермических выдержек. Указанный коэффициент имеет тенденцию к повышению на начальной стадии спекания (5-30 мин) для всех исследуемых порошков. Коэффициент  $m$  изменяется с изменением температуры: повышение температуры спекания влечет за собой и увеличение значения  $m$ .

Предложенная формула (10) позволяет с достаточной для практики точностью заранее рассчитать усадку брикетов при спекании при наличии данных  $m$  и  $B$ , которые могут быть предварительно экспериментально определены для различных порошков и различных режимов спекания.

Величина  $U_k$  легко определяется, если использовать известное соотношение между относительными объемной и линейной усадками:

$$\frac{\Delta V}{V} \sim 3 \frac{\Delta L}{L}$$

#### Л и т е р а т у р а

1. Роман О.В., Дорошкевич Е.А. Спекание металлокерамических изделий, спрессованных импульсными нагрузками. "Порошковая металлургия", № 6, 1966.

2. Роман О.В., Дорошкевич Е.А. Исследование спекания брикетов из карбонильного железа, спрессованных импульсными нагрузками. Труды II Международной конференции по порошковой металлургии, СССР, 1966 г.

## ВЫБОР И ИССЛЕДОВАНИЕ МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКОГО МАТЕРИАЛА ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ МЕЛКОМОДУЛЬНЫХ ШЕСТЕРЕН

А.П.Лебедев, И.И.Дмитрович

В Проблемной лаборатории порошковой металлургии проделана работа по выбору металлокерамического материала для изготовления шестерен с модулем  $0,65 \pm 1,0$  мм методом порошковой металлургии.

Материал подбирался для малонагруженных шестерен редукторов детских игрушек и для кинопроекторов. Размер цилиндрических шестерен для игрушек: наружный диаметр 9 мм, диаметр внутреннего отверстия 3 мм и ширина шестерни 5 мм, модуль 0,65 мм. Для кинопроекторов изготавливались конические шестерни размером  $m = 1$ ;  $Z = 28$ ;

$$D_0 = 28; \quad h = 2,2.$$

Цилиндрические шестерни изготавливались из металлокерамических брикетов нарезанием на полуавтоматическом зубофрезерном станке производственного объединения игрушек "Мир". Конические шестерни прессовались вместе с зубом.

Брикеты и шестерни изготавливались из чистого железного порошка с добавкой 1% и 1,5% карандашного графита и смеси железного порошка с порошком стали Х17Н2. Добавка порошка Х17Н2 в железный порошок составляла 1%, 2%, 3%, 4% и 5%.

Образцы для механических испытаний изготавливались размером  $10 \times 10 \times 65$  мм. Из этих брикетов вытачивались образцы для определения предела прочности при растяжении и относительного удлинения. Все брикеты прессовались на гидравлическом прессе с усилием  $8 \text{ тсн}^2$ . После прессования брикеты спекались в электрической печи в атмосфере эндогаза при температуре  $1200^\circ$ . Часть образцов после спекания использовалась для определения механических свойств, металлографического исследования, определения усадки и плотности.

Вторая часть образцов подвергалась второму прессованию (калибровке) и после этого они подвергались тем же исследованиям, что и первая часть образцов.

Металлокерамические брикеты для шестерен игрушек изготавливались по той же технологии, но после изготовления на них нарезались зубья.

В результате проведенных исследований установлено, что наиболее высокие механические свойства получены на образцах, изготовленных из железного порошка с добавкой 1% карандашного графита. При этом на брикетах диаметром 9 мм и высотой 5 мм из указанного состава шихты может быть получена плотность 90-91%. При втором прессовании плотность повышается на 1-1,5%. Предел прочности на растяжение равняется 45+50 кг/мм<sup>2</sup>. Второе прессование повышает предел прочности на растяжение до 55-60 кг/мм<sup>2</sup>. Относительное удлинение для железографитовой композиции составляет 1,8-2,0%. После второго прессования относительное удлинение уменьшается в 0,5+0,8 раза. Это объясняется более хрупким состоянием частиц после наклепа, полученного брикетом при калибровании.

Ударная вязкость после первого спекания равняется 2,3-2,5 кгм/см<sup>2</sup>, а после калибрования снижается до 0,75+1 кг/см<sup>2</sup>. Вероятно, в процессе калибрования, помимо наклепа на поверхностях брикетов, в теле брикета появляются микротрещины как между частицами, так и внутри их. Эти трещины являются концентраторами напряжений. Все вместе взятое оказывает влияние на снижение механических свойств брикетов.

Микроструктура железографитовых брикетов представляет собой мелкопластинчатый перлит с небольшими включениями феррита. Феррит заключен между колониями перлита в виде глобул. Крупные поры отсутствуют. Заметны редкоразбросанные мелкие поры, имеющие овальную или круглую форму. Мелкопластинчатый перлит и высокая плотность образцов обеспечивают достаточно высокие механические свойства брикетов.

В микроструктуре брикетов с добавкой порошка стали X17H2 на перлитном поле видны не растворившиеся частицы порошка X17H2. Это говорит о том, что температура спекания 1200°C недостаточна для растворения сложного сплава хрома с никелем в перлитно-ферритной матрице. Наличие крупных не растворенных включений в структуре, естественно, снижает механические свойства брикета. Поэтому предел прочности при растяжении уменьшается до 35-40 кг/мм<sup>2</sup>, а ударная вязкость - до 0,5 кгм/см<sup>2</sup>.

Бестерки (трибки) изготовлялись из всех указанных шихт и по указанной технологии. Заготовки имели размеры  $d_H = 9$  мм,  $d'_H = 3$  мм и высоту 5 мм. Но ввиду того, что трибки устанавливались на одном типе игрушек ("Доймочка"), в котором используются две одинаковые трибки, только с разными боковыми оваловками, на час-

ти заготовок производилось рассверливание внутреннего диаметра с 3 мм до 4,6 мм.

Нарезные трибки имели следующие параметры: модуль - 0,65 мм, число зубьев - 10, диаметр начальной окружности - 7,5 мм.

Всего было нарезано около 200 трибок. Скалывания или задиры при нарезании зубьев и при рассверливании отсутствовали. Брикеты, изготовленные из железистографитовой шихты, обрабатывались лучше, чем из стали Ю. Обрабатываемость брикетов из двух следующих шихт приравнивались к стали Ю.

Все нарезанные шестерни были установлены на игрушках "Дюймовочка". Часть игрушек была испытана в объединении "Мир", а часть передана в детские сады. Испытание игрушек производилось до тех пор, пока они не выходили из строя от поломки той или иной детали.

На протяжении всех испытаний не было обнаружено скалывания или смятия зуба ни на одной из трибок независимо от шихты, из которой они были изготовлены.

Для увеличения износостойкости конических шестерен они подвергались закалке до твердости 35-40 HRC. На установленных шестернях после 2,5 тыс. часов обкатки следов износа не обнаружено.

На основании лабораторных и натуральных испытаний шестерен из металлокерамики можно сделать следующие выводы.

1. Металлокерамика может с успехом использоваться для изготовления мелкозубчатых шестерен (трибок), которые надежно работают в малонагруженных редукторах игрушек и приборов.

2. Наиболее высокие механические свойства получены на металлокерамическом материале, состоящем из 99% железного порошка марки ПЖМ1 с добавкой 1% карандашного графита. Этот материал является наиболее дешевым, поскольку нет необходимости вводить в шихту дорогостоящую лигатуру в виде хромоникелевых сплавов.

3. Изготовление мелкозубчатых шестерен методом порошковой металлургии позволяет повысить точность, идентичность и стабильность их размеров, что, в свою очередь, улучшает качество игрушек и приборов.

4. Экономическая эффективность от внедрения метода порошковой металлургии для изготовления шестерен только на производственном объединении игрушек "Мир" составит около 10 тыс. рублей в год. Затраты на покупку оборудования, его монтаж и освоение нового процесса окупятся в течение 2,5 лет.

## ИЗМЕНЕНИЕ ТОНКОЙ СТРУКТУРЫ СПЛАВА Д-16 И СТАЛИ 40Х, ДЕФОРМИРОВАННЫХ С РАЗЛИЧНОЙ СКОРОСТЬЮ НАГРУЖЕНИЯ

В.И.Беляев, В.Н.Ковалевский, П.И.Скоков

Пластическая деформация металлов приводит к значительным микроскажениям кристаллической решетки и дроблению блоков мозаики, что характеризуется уширением рентгеновских интерференционных линий. Рост скорости деформирования изменяет степень и характер распространения деформации, что, в свою очередь, оказывает воздействие на субмикроскопическое строение металла.

В работе исследовалась структура и тонкая структура испытанных с различной скоростью деформирования цилиндрических образцов. Исследование проводилось на образцах из сплава Д-16 и стали 40Х, которые перед деформированием подвергались отжигу, с тем чтобы исключить влияние микроскажений кристаллической решетки, вносимых термической обработкой.

Для съемки вырезались диски высотой  $h = 2$  мм из цилиндрических образцов, испытанных на растяжение с различной скоростью деформирования. Для снятия слоя металла, кристаллическая решетка которого искажена механической резкой, применялись шлифовальные шкурки различной зернистости (снимаемая толщина - 0,25 мм) и последующая электрополировка для стали 40Х (снимаемая толщина 0,1 мм) или химическое травление раствором  $MnOH$  для Д-16. Электрополировка осуществляется в фосфорнохромовом электролите ( $H_3PO_4$  - 507 см<sup>3</sup>;  $\gamma = 1,695$ ;  $H_2O$  - 30,7 гр;  $C_2O_3$  - 100 гр).

Рентгенографические исследования приготовленных дисков проводилось на установке УРС-50ИИ с импульсионной регистрацией дифракционных максимумов. Съемка образцов из сплава Д-16 велась в медном и стали 40Х - в железном монохроматическом характеристическом излучении от рентгеновских трубок БСВ-6 Cu и БСВ-6 Fe.

Определение остаточных напряжений II рода и величин блоков мозаики проводилось по методике, предложенной Куримовым и Лисаком /1,2/.

Защитались рентгеновские линии для стали 40Х  $110^\circ$  с углом Вульфа-Брэгга  $28^\circ 36'$  и  $22^\circ$  - с углом  $72^\circ 20'$ ; для сплава

Д-16 линии III<sub>α</sub> - с углом 19°13' и 400<sub>α</sub> - с углом 49°40'. Выбранные линии являются отражениями первого и второго порядка от одной плоскости, что исключает возможность внесения ошибки из-за анизотропии микроискажений.

Результаты рентгенографических исследований характеристик тонкой структуры сплава Д-16 и стали 40X сведены в графики на рис. 1-3.

Данные, представленные на рис. 1, 2, показывают, что остаточные напряжения в статически деформированных образцах мало изменяются по длине образца, уменьшаясь по мере удаления от места разрушения.

При скорости деформирования до 10 м/сек величины микроискажений, а следовательно, и остаточных напряжений II рода, значительно превосходят соответствующие микроискажения в статически деформированных образцах, хотя общий характер распределения остаточных напряжений нарушается незначительно. При скорости деформирования 80 м/сек остаточные напряжения II рода крайне неравномерно распределяются по длине образцов, резко возрастая у жестко закрепленного конца образца, что, вероятно, связано с наложением прямых и отраженных волн в образце у неподвижного захвата.

Дальнейшее увеличение скорости нагружения приводит к выравниванию и общему росту микронапряжений по всему объему образца.

Характер изменения величин блоков м.з.аки аномален изменением микроискажений кристаллической решетки (рис. 1).

Изменение плотности дислокаций (рис. 3) показывает, что увеличение скорости деформирования до 130 м/сек ведет к росту плотности дислокаций  $\rho_{nr}$  в зоне максимальной деформации. Дальнейшее увеличение скорости до 200 м/сек ведет к локализации деформации, локальному увеличению температуры в плоскости скольжения благодаря поглощению энергии на дефектах кристаллической решетки, что приводит к некоторой релаксации остаточных микроискажений кристаллической решетки, а следовательно, к снижению плотности дислокаций.

Высокие скорости деформирования приводят не только к увеличению микроискажений кристаллической решетки и повышению плотности дислокаций, но изменяют деформационный механизм.

Известно, что пластическая деформация при статическом и высокоскоростном нагружении характеризуется движением и взаимодействием



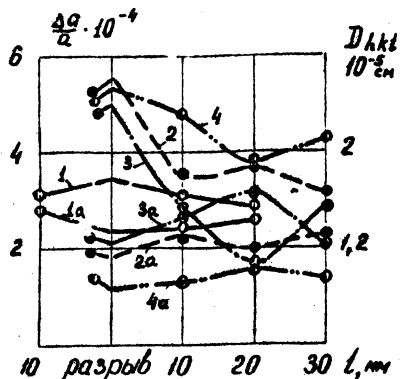


Рис.1. Изменение микроискажений ( $\frac{\Delta\sigma}{\sigma}$ ) и дисперсности блоков мозаики ( $D_{hkl}$ ) в стали 40X:

- 1 - ( $\frac{\Delta\sigma}{\sigma}$ ); 1а - ( $D_{hkl}$ ) при  $v = 400 \text{ м/сек}$ ;  
 2 - ( $\frac{\Delta\sigma}{\sigma}$ ); 2а - ( $D_{hkl}$ ) при  $v = 12 \text{ м/сек}$ ;  
 3 - ( $\frac{\Delta\sigma}{\sigma}$ ); 3а - ( $D_{hkl}$ ) при  $v = 80 \text{ м/сек}$ ;  
 4 - ( $\frac{\Delta\sigma}{\sigma}$ ); 4а - ( $D_{hkl}$ ) при  $v = 130 \text{ м/сек}$ .

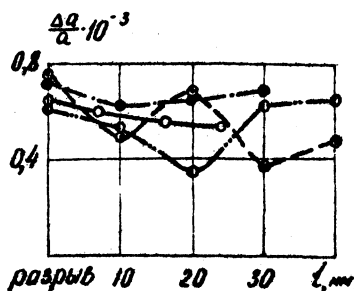


Рис.2. Изменение микроискажений ( $\frac{\Delta\sigma}{\sigma}$ ) в сплаве Д-16, испытанном с различными скоростями растяжения. Обозначения те же, что и на рис.1.

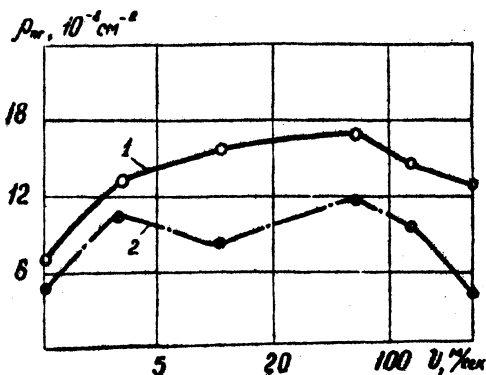


Рис.3. Изменение плотности дислокаций ( $\rho_m$ ) в стали 40X, подвергнутой различным скоростям растяжения ( $v$ ):

- 1 - в зоне шейки;  
 2 - у неподвижного захвата.



Рис.4. Микроструктура отожженной стали 40X ( $\times 1800$ ) после растяжения со скоростью 200 м/сек.

вию дислокации, а деформационный механизм для каждого материала определяется типом кристаллической решетки, размером зерна, величиной энергии дефекта упаковки и условиями испытаний /3/. Высокая скорость деформации не вызывает существенных изменений в величине зерна, однако внутри зерна наблюдается интенсивное дробление блоков мозаики. Динамическое нагружение характеризуется не только повышением плотности дислокаций, но и более равномерным их распределением по всему объему деформированного материала, что сказывается на повышении сопротивления деформации.

Вследствие быстрого воздействия фронта удара и очень короткого промежутка времени действия максимальных напряжений в металле происходят превращения сдвигового типа - двойникование. Проведенные микроструктурные исследования позволили установить, что при скорости деформирования 200м/сек на зернах феррита (сталь 40Х) наблюдается двойникование (рис. 4). Двойникование в Fe- $\alpha$  происходит по плоскости  $\{211\}$  в направлении /111/. При высокоскоростном нагружении основным деформационным механизмом следует считать двойниковое превращение, в то время как при статических испытаниях основным является процесс скольжения.

Переход к механизму двойникования объясняется тем /4/, что с увеличением скорости деформирования сопротивление двойникованию растет значительно медленнее, чем сопротивление скольжению. Поэтому, существует некоторая критическая скорость деформации, определяющая переход от скольжения к двойникованию.

#### Л и т е р а т у р а

1. М и р к и н Л.И. Справочник по рентгеноструктурному анализу поликристаллов. ФМ, М., 1963.
2. Рентгенография в физическом металловедении. Под редакцией Н.А.Бегаряцкого. Металлургиздат, М., 1961.
3. Ф р и д е л ь . Дислокации, "Мир", М., 1967.
4. Г у б к и н С.И. Пластическая деформация металлов. Металлургиздат, М., 1961.

## ПОСТРОЕНИЕ ИСТИННОЙ ДИАГРАММЫ ДИНАМИЧЕСКОГО РАСТЯЖЕНИЯ МЕТАЛЛОВ

В.Н.Ковалевский, В.И.Беляев

Методика построения диаграммы динамического растяжения предусматривает одновременную запись процесса деформации на скоростной кинокамере СКС-1м и регистрацию диаграммы "усилие-время" на шлейфовом осциллографе Н-102.

На рис. 1 представлена блок-схема аппаратуры для осциллографирования и скоростной киносъемки процесса растяжения цилиндрических образцов.

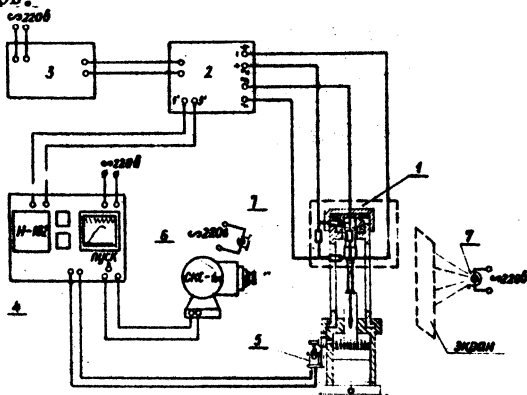


Рис. 1.

Блок-схема аппаратуры для осциллографирования и скоростной киносъемки процесса динамического растяжения:

- 1 - упругий динамометр; 2 - усилитель;
- 3 - стабилизирующий блок питания;
- 4 - осциллограф Н-102; 5 - электромагнит;
- 6 - скоростная кинокамера СКС-1м;
- 7 - осветительный прожектор.

Динамические испытания металла осуществлялись на установке с использованием энергии пороха.

Динамометр 1 с наклеенными тензометрическими датчиками сопротивления ПБ-10-100 передает сигналы, полученные датчиками в процессе нагружения, на тензометрическую станцию типа 4ТУ-В6-1Д 2 и далее на шлейф осциллографа Н-102 3. Питание тензостанции осуществляется через блок 4.

Процесс динамического растяжения фиксируется скоростной кино-съемкой камерой СКС-1м 5, обеспечивающей скорость съемки 5000 кадров в секунду. Скорость работы камеры зависит от напряжения тока, питающего рабочие моторы. Во время съемки напряжение составляло 130 в. Отметчиком времени служила неоновая лампа МН-7.



Рис. 2.

Рабочие кинокадры динамически деформированных образцов из стали 40X ( $V = 6,6$  м/сек).

Запуск кинокамеры осуществлялся через осциллограф с опережением процесса деформации, равным 1,5 секунды. Для получения качественных снимков было подобрано специальное освещение снимаемого объекта.

Образец подвешивался через матовый экран 6 осветительным прожектором 7, имеющим в качестве отражателя сферическое зеркало диаметром 300 мм. Источником света служила кинолампа мощностью 2 квт.

Со стороны кинокамеры устанавливался второй осветительный прожектор 7 для освещения рисок, нанесенных на образец специально сконструированным и изготовленным устройством при разметке на инструментальном микроскопе. Точность нанесения рисок  $\pm 0,01$  мм.

Весь процесс киносъемки укладывался в зависимости от скорости деформирования в шесть-двенадцать кадров. Скорость движения киноленты при съемке различных по скорости нагружения процессов динамического растяжения находилась в пределах 4400-4700 кадров/сек.

После обработки пленка просматривалась кадр за кадром в проекционном аппарате, что позволяло проследить за процессом скоростного пластического деформирования образцов и провести измерения скорости деформации и характеристики пластичности с высокой точностью.

Рабочие кадры, в которых зафиксирована пластическая деформация стали 40X, приведены на рис. 2.

Изменение расстояния между рисками в про-

цессе растяжения показывает относительную неравномерность деформации в период так называемой "равномерной" деформации.

Распределение пластической деформации по длине образца для различных моментов действия динамической нагрузки представлено на

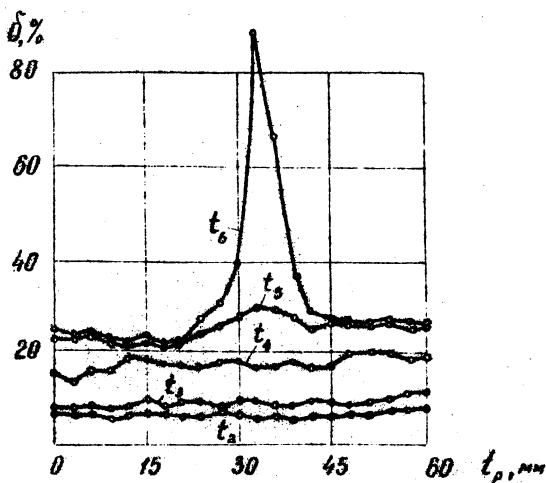


Рис. 3.

Изменение относительного удлинения ( $\delta \%$ ) в расчетной длине образца ( $l_p$ ) для различных моментов ( $t_1, t_2, t_3, t_6$ ) динамического процесса растяжения.

рис. 3.

Развитие пластической деформации в процессе нагружения неодинаково по длине образца. Большая деформация на отдельных участках образца в момент времени  $t_6$  приводит к более сильному их упрочнению. В последующие моменты времени  $t_3, t_2$  деформируются менее упрочненные участки, в результате чего неравномерность пластической деформации, наблюдаемая в процессе растяжения, в конечном итоге сглаживается.

ся.

В момент времени  $t_3$ , предшествующий образованию шейки на образце, наблюдается более сильная деформация в зоне будущей локальной деформации, с одновременным развитием деформации и вне этой зоны.

Деформация, соответствующая времени  $t_6$ , является локальной и ведет к образованию шейки и дальнейшему разрушению образца; участки образца вне этой зоны практически не деформируются.

Следовательно, как только уменьшается объем металла, участвующего в пластической деформации, возникает опасность разрушения. С повышением скорости растяжения деформируемый объем увеличивается благодаря росту упрочнения материала. Косвенно величину этого объема определяет пластическая деформация вне зоны шейки, т.е. так называемое "равномерное удлинение".

Общая пластическая деформация рабочей длины образца определялась из выражения

$$\varepsilon_i = \ln \frac{L_i}{L_0},$$

где  $L_0$  - начальная рабочая длина образца.  $L_0 = 30$  мм;  
 $L_i$  - рабочая длина образца, полученная в процессе деформации за промежуток времени  $t_i = \frac{n}{V_{пл}}$ , где  $n$  - номер кадра от начала процесса пластической деформации;

$V_{пл}$  - скорость движения пленки на данном отрезке ее длины.

По осциллограмме "усилие-время" определялась величина усилия  $P_i$ , действующего на образец в конце времени .

Истинное напряжение  $S_i$ , действующее в образце в данный момент времени  $t_i$ , определяется по формуле:

$$S_i = \frac{P_i}{F_i},$$

где  $F_i$  - площадь поперечного сечения образца, диаметр которого зафиксирован кинопленкой в момент времени  $t_i$  .

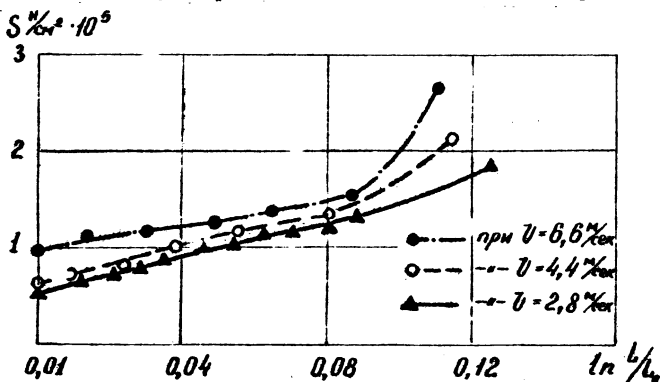


Рис. 4.

Экспериментальная зависимость между истинными напряжениями ( $S$ ) и пластической деформацией ( $\ln \frac{l}{l_0}$ ) при скоростном растяжении стали 40X.

На рис. 4 построена диаграмма динамического растяжения в координатах "истинное напряжение - деформация". Испытания проводились на пятикратных образцах диаметром 6 мм из стали 40X в состоянии отжига.

Следует отметить, что с ростом скорости нагружения пластическая деформация в образце вызывается большими истинными напряжениями, т.е. диаграмма динамического растяжения, соответствующая большей скорости деформирования в системе координат истинное напряже-

ние - деформация, располагается выше.

Описанным методом может быть построена истинная диаграмма динамического растяжения металлов, определены все характеристики прочности и пластичности, рассмотрено распределение пластической деформации по длине образца в процессе деформирования.

**ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ СТАЛЕЙ 40Х, 40ХНМА  
И 20ХНЗА НА ПРОЧНОСТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ПРИ  
ВЫСОКОСКОРОСТНОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ**

**В.И.Беляев, В.Н.Ковалевский, П.И.Скоков**

Для большинства сталей увеличение скорости деформирования сопровождается повышением прочностных характеристик. На некоторых сплавах, находящихся в метастабильном состоянии, отмечается обратное явление /1/. Объясняется это тем, что при уменьшении времени деформирования образца упрочняющая фаза не успевает выделиться. В процессе нагружения материал подвергается пластическому наклепу, причем в первую очередь деформируется более мягкая составляющая (аустенит, феррит).

При скоростях деформирования, значительно меньших скоростей импульсного нагружения, структура стали оказывает существенное влияние на прочностные характеристики. При импульсном нагружении структурное состояние металла практически мало влияет на сопротивление деформированию /2,3/.

Для выяснения влияния термической обработки при ударном нагружении ( $v$  до 8м/сек) легированных конструкционных сталей 40Х, 40ХНМА, 20ХНЗА проводилось динамическое растяжение образцов на специальной установке, в которой в качестве энергоносителя использовался порох.

Процесс деформирования записывался на шлейфовом осциллографе с использованием датчиков сопротивления типа ПБ-10-100.

В таблице I приведен химический состав сталей, подвергнутых растяжению с различной скоростью деформирования.

Пятикратные образцы диаметром 6 мм подвергались следующей термической обработке:

сталь 40Х:	а) закалка 850°; отпуск 500°; б) отжиг 840°;	00;
сталь 40ХНМА:	а) закалка 850°; отпуск 620°; б) отжиг 870°;	00;
сталь 20ХНЗА:	а) закалка 820°; отпуск 500°; б) отжиг 880°.	00.



На рис. 1,2 приведены зависимости прочностных характеристик стали 40X от скорости деформации. Общим для приведенных графиков является повышение прочностных свойств с увеличением скорости деформации.

$\sigma \cdot 10^3 \text{ кг/см}^2$ ,  $S \cdot 10^3 \text{ кг/см}^2$

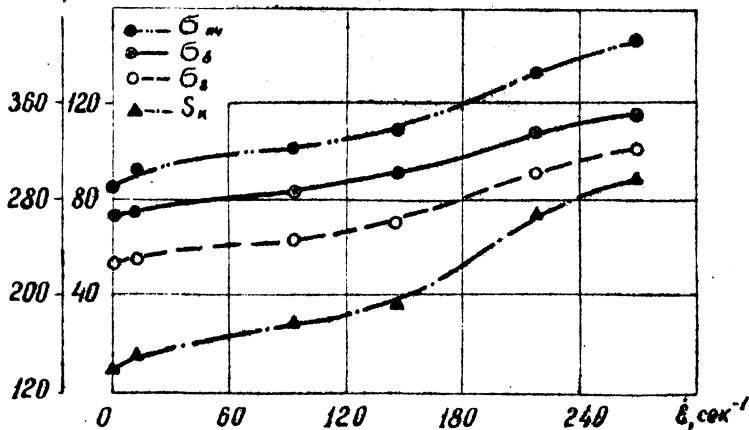


Рис. 1.  
Изменение прочностных характеристик ( $\sigma_{пл}$ ,  $\sigma_b$ ,  $\sigma_s$  и  $S$ ) отожженной стали 40X в зависимости от скорости деформации ( $\dot{\epsilon}$ ).

$\sigma \cdot 10^3 \text{ кг/см}^2$ ,  $S \cdot 10^3 \text{ кг/см}^2$

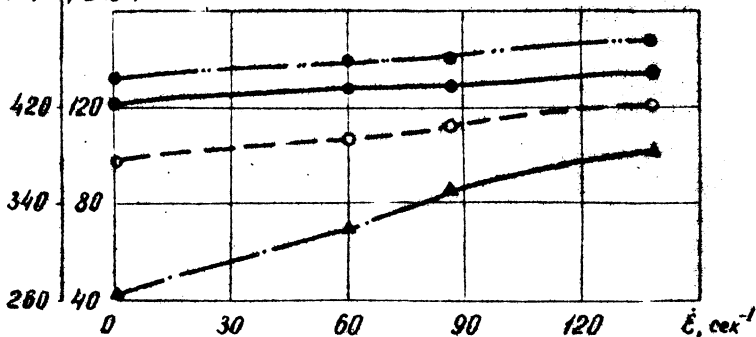


Рис. 2.  
Изменение прочностных характеристик ( $\sigma_{пл}$ ,  $\sigma_b$ ,  $\sigma_s$  и  $S$ ) улучшенной стали 40X в зависимости от скорости деформации ( $\dot{\epsilon}$ ). Обозначения те же, что и на рис. 1.

Т а б л и ц а I

## Химический состав исследованных сталей

Марка стали	C	Mn	Si	S	P	Ni	Mo	Cu	Cr
40X	0,39	0,67	0,30	0,016	0,010	0,25	-	0,20	0,95
40XНЗА	0,41	0,67	0,30	0,014	0,010	1,54	0,25	0,20	0,96
20XНЗА	0,22	0,55	0,32	0,012	0,010	2,95	-	0,20	0,87

Увеличение скорости деформации до  $\dot{\epsilon} = 260$  I/сек приводит у стали 40X (отжиг, рис. 1) к росту временного сопротивления  $\sigma_{\dot{\epsilon}}$  на 56%, истинного предела прочности  $\sigma_{\text{плч}}$  (отношение максимального усилия к площади сечения образца в данный момент деформации) на 72%, предела текучести  $\sigma_s$  на 96% по сравнению со значениями этих же величин, полученных при статике.

Для этой же стали (улучшение, рис. 2) повышение  $\dot{\epsilon}$  до 126 I/сек  $\sigma_{\dot{\epsilon}}$  возрастает на 34,0%;  $\sigma_{\text{плч}}$  - на 35,2%;  $\sigma_s$  на 50,0%.

Результаты испытаний показали преимущественный рост предела текучести  $\sigma_s$  по сравнению с истинным пределом прочности  $\sigma_{\text{плч}}$  при увеличении скорости растяжения, что наглядно видно по изменению отношения  $\sigma_s/\sigma_{\text{плч}}$  с ростом скорости деформации для стали 40X в состоянии улучшения: 0,765; 0,780; 0,790; 0,833; 0,855 и в состоянии отжига: 0,605; 0,630; 0,640; 0,670; 0,690.

Истинное сопротивление разрыву  $S_M$  возросло в 2,16 раза (отжиг) и 2,3 раза (улучшение).

Истинный предел прочности увеличивается значительнее, чем временное сопротивление, вследствие роста величины равномерного удлинения при высоких скоростях растяжения. Повышение значений относительного равномерного удлинения  $\delta_{\text{равн}}$  объясняется увеличением объема металла, вытягиваемого в пластическую деформацию при скоростном нагружении.

Для сталей с ОЦК-решеткой прочностные свойства определяются характером взаимодействия дислокаций с атомами примесей, образующими твердые растворы внедрения. Дислокация удерживается от перемещения упругими "атмосферами" /4/.

Повышение предела текучести при скоростном нагружении обусловлено уменьшением влияния тепловых флуктуаций и ростом сопротивления решетки перемещению дислокаций, т.е. увеличением "напряжения трения решетки". При этом возникает вторичные блокирования

дилокаций за счет реализации нескольких плоскостей скольжения, что ведет к росту сопротивления деформированию и, в первую очередь, предела текучести.

В таблице 2 представлено изменение прочностных характеристик сталей 40ХНМА и 20ХНЗА в состоянии отжига или улучшения с ростом скорости деформации.

Сравнивая картины изменения прочностных свойств сталей с ростом скорости деформации, можно заметить, что в отожженном состоянии более пластичная сталь 40Х интенсивнее повышает прочностные характеристики.

Т а б л и ц а 2  
Влияние скорости деформации на прочностные свойства сталей 40ХНМА и 20ХНЗА

Марка стали и вид термообработки	Скорость деформации (1/сек)	$\sigma_s$ $10^3 \text{ н/см}^2$	$\sigma_b$ $10^3 \text{ н/см}^2$	$\sigma'_{нч}$ $10^3 \text{ н/см}^2$	$S_n$ $10^3 \text{ н/см}^2$
40ХНМА, отжиг	$10^{-2}$	71,2	84,5	93,0	153,0
	220	100,0	110,0	144,2	234,2
40ХНМА, улучшение	$10^{-2}$	83,5	96,8	102,8	210,4
	126	102,6	113,9	128,3	290,0
20ХНЗА, отжиг	$10^{-2}$	80,4	100,2	104,8	148,0
	120	120,0	134,5	146,1	335,0
20ХНЗА, улучшение	$10^{-2}$	83,2	101,8	106,2	245,4
	90	114,2	126,5	135,0	396,0

ПРИМЕЧАНИЕ. здесь  $\sigma'_{нч}$  — истинный предел прочности, вычисленный как отношение  $R_{тmax}$  к площади поперечного сечения образца в данный момент  $f_p$ .

Наблюдаемый эффект объясняется изменением характера пластической деформации при статическом и динамическом нагружении. Так, при статических испытаниях деформация протекает, как правило, по мягкой фазе в определенной плоскости скольжения. При динамических испытаниях деформация осуществляется как по мягкой, так и по твердой фазе одновременно, реализуясь в нескольких плоскостях скольжения.

Более пластичная сталь 40Х в состоянии отжига при статическом растяжении имеет минимальные прочностные свойства, так как содержит резко отличающиеся по свойствам мягкую и твердую фазы. С увеличением скорости деформирования нагрузку начинают нести одновре-

менно как мягкая, так и твердая фазы, что вызывает более значительный рост прочностных характеристик, чем в сталях, у которых различие свойств мягкой и твердой фазы не столь существенно.

#### Л и т е р а т у р а

1. П о г о д и н - А л е к с е е в Г.И. Динамическая прочность и хрупкость металлов. "Машиностроение", М., 1966.
2. В и т м а н Ф.Ф., И в а н о в М.И. Сопротивление разрушению пластичных металлов при импульсном нагружении. ФММ, т.18, 1965.
3. *O'Brien J., Daves R.S. High-Speed Testing v 1  
a symposium held at Boston 1958.*
4. И в а н о в В.С. и др. Роль дислокаций в упрочнении металлов. "Наука", М., 1965.

РЕНТГЕНОГРАФИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ДЕФОРМИРОВАННОГО  
ТИТАНОВОГО СПЛАВА ОТ4 С ВЫСОКИМИ СКОРОСТЯМИ  
РАСТЯЖЕНИЯ

В.И.Зинкевич, В.И.Беляев

Исследованию действия высоких скоростей растяжения на характеристики тонкой кристаллической структуры посвящено ряд работ /1-3 и др./ . Однако в этих работах рассматриваются в основном вопросы упрочнения (при сжатии) металлов под действием импульсных нагрузок. Сведений о влиянии ударного растяжения на тонкую структуру очень мало. Для оценки деформированного состояния металла, подвергнутого высокоскоростному растяжению, необходимы исследования не только механических свойств, но и тонкой кристаллической структуры.

В настоящей работе приводятся результаты исследования субструктурных изменений, возникающих при высокоскоростной пластической деформации отожженного титанового сплава ОТ4. Измерения были выполнены на дифрактометре УРС-50ИМ с ионизационной регистрацией рентгеновских интерференционных линий. Деформирование пятикратных цилиндрических образцов проводилось путем одноосного растяжения при комнатной температуре /4,5/ со скоростями от  $10^{-4}$  до 250 м/сек.

При исследовании образцов на установке УРС-50ИМ на рентгеновую трубку с медным излучением подавалось напряжение 33 кв при токе анода 12 ма. Каждый образец снимался три-четыре раза; разброс в положении максимумов не превышал 1'. Для эталонных образцов путем подбора условий отжига и съемки добивались расщепления  $K_{\alpha}$  - дублета уже на первых линиях. Разделение компонент дублета выполнялось по способу Демонда /6/. Характеристики субструктуры - средний размер областей когерентного рассеяния  $D$  и величину микронсмажений  $\frac{\Delta d}{d}$  рассчитывали методом аппроксимации по отклонению рентгеновских интерференционных линий от плоскостей (100) и (201).

На рис. 1 и 2 приведены результаты определения логарифmicкого размера областей когерентного рассеяния и микронсмажений кристалли-

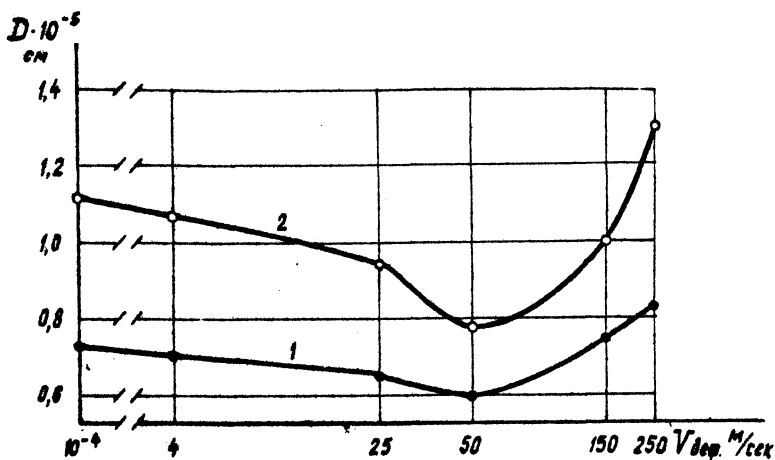


Рис. 1.

Зависимость областей когерентного рассеяния ( $D$ ) от скорости деформирования ( $V_{деф}$ ): 1 - в области разрыва; 2 - у неподвижной головки образца.

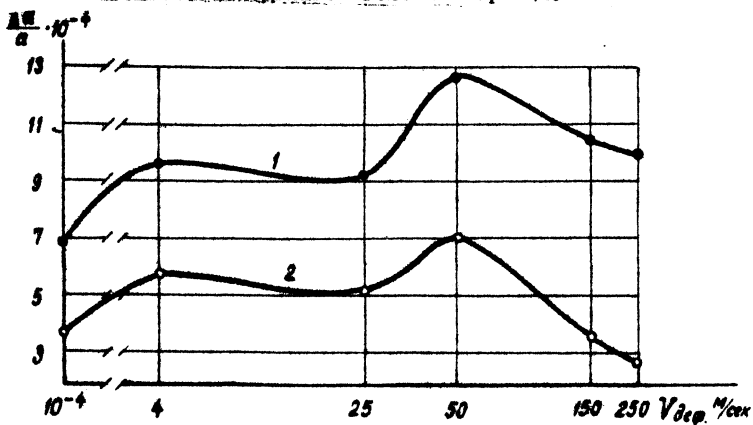


Рис. 2.

Зависимость микроискажений кристаллической решетки ( $\frac{\Delta l}{l}$ ) от скорости деформирования ( $V_{деф}$ ): 1 - в области разрыва; 2-у неподвижной головки образца.

ческой решетки в зависимости от скорости деформирования.

Из представленных данных (рис.1) видно, что по мере увеличения скорости деформирования от статики до 50 м/сек размеры блоков постепенно уменьшаются. У образцов, разорванных со скоростью 50 м/сек, величина областей когерентного рассеяния в месте разрыва (кривая 1) составляет  $6,0 \cdot 10^{-4}$  см против  $7,4 \cdot 10^{-4}$  см при статике, а у неподвижной головки (кривая 2) -  $7,8 \cdot 10^{-4}$  см против  $11,1 \cdot 10^{-4}$  см. Для образцов, деформированных со скоростью 150 м/сек, величина областей когерентного рассеяния приближается к статическим значениям.

Кривые распределения микроискажений кристаллической решетки в сечении по длине образца при высокоскоростном деформировании имеют сложный характер. Из рис. 2 следует, что их величина в области разрыва (кривая 1) повышается уже при небольших скоростях деформирования (4 м/сек), а затем незначительно снижается (25 м/сек). Резкое изменение микроискажений кристаллической решетки наблюдается при достижении скорости деформирования 50 м/сек. При этой скорости растяжения величина  $\frac{\Delta d}{d}$  возрастает почти в два раза по сравнению со статически испытанными образцами. Дальнейшее увеличение скорости деформирования приводит к их снижению. Аналогичным образом происходит изменение микроискажений решетки у неподвижной головки образца (кривая 2).

В соответствии с концепцией Г.В.Курдюмова [7] следует считать, что определяющим фактором, вызывающим упрочнение металлов и сплавов, является дробление мозаичных блоков, которые отделены друг от друга стенками дислокаций (вследствие чего эти области оказываются повернутыми одна относительно другой на малые углы). Такое дробление блочной структуры с увеличением скорости деформирования сопровождается возникновением новых дислокаций. Образование новой дислокации в пределах области когерентного рассеяния приводит к относительной дезориентации элементов объема блока, разделенных возникшей дислокацией на угол, равный  $\frac{bD}{D}$ , где  $b$  - вектор Бюргерса. При  $D \approx 10^{-5}$  см и  $b \approx 3 \cdot 10^{-8}$  см угол дезориентации составит около  $3 \cdot 10^{-3}$  радian, и подобный эффект проявится в дополнительном размытии интерференционных линий.

Проведенные исследования показывают, что характер субструктурных изменений зависит не только от скорости деформирования, но и от сечения по длине образца, что объясняется особенностью распределения пластической деформации. При этом интенсивное дробление

областей когерентного рассеяния после высокоскоростного растяжения, по сравнению со статическим, свидетельствует о несколько большем размножении дислокаций и об увеличении их плотности.

### Л и т е р а т у р а

1. Кристал М.А. и др. Механические свойства статически и динамически деформированных сплавов. ФММ, том 15, вып.2, с.305, 1963.

2. Атрощенко Э.И., Паиков П.О., Рядицкая И.М. Исследование тонкой структуры армо-железа, упроченного взрывом. ФММ, том 19, вып.6, с.923, 1965.

3. Красиков К.И. и др. Структура и механические свойства материалов после гидровзрывного формообразования. "Физико-химическая механика материалов", том 3, №6, с.702, 1967.

4. Зинкевич В.И., Беляев В.И. Зависимость механических свойств стали IX18N9T и титанового сплава OT4 от скорости растяжения. Известия АН БССР, серия физико-технических наук, № 1, с.48, 1968.

5. Беляев В.И., Зинкевич В.И. и др. Некоторые вопросы методики динамического растяжения металлов. Сб. "Новая техника и прогрессивная технология". Изд-во "Высшая школа". Минск, с. 311, 1969.

6. Рентгенография в физическом металлостроении. Под редакцией Ю.А.Багарицкого. "Металлургиядат", М., 1961.

7. Кардонский В.М., Курдюмов В.Г. и др. Влияние свойств кристаллов и субструктуры зерна на прочность. ФММ, том 11, вып.4, с.609, 1961.



МИКРОСТРУКТУРНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ПИТТИНГА  
НА ПОВЕРХНОСТЯХ ЗУБЬЕВ ФРЕЗЕРОВАННЫХ  
НОРМАЛИЗОВАННЫХ ЗУБЧАТЫХ КОЛЕС

С.М.Башеев, Л.В.Первицкий

Одним из наиболее распространенных видов разрушения зубьев закрытых передач является выкрашивание частиц металла рабочих поверхностей. Для объяснения этого явления были предложены различные теории. В настоящее время выкрашивание рассматривается как результат усталости металла под действием знакопеременных нагрузок. Теоретические и экспериментальные исследования указывают на то, что разрушение в металле должно наступать в первую очередь либо на контактирующих поверхностях зубьев, либо в зоне действия максимальных касательных напряжений, находящейся на некоторой глубине под поверхностным слоем. Поэтому механизм процесса выкрашивания описывается как процесс усталостного разрушения, начинающийся на рабочих поверхностях зубьев зубчатых колес, например, в работах Б.Д.Грозина /1/, А.В.Осипяна /2/, Г.К.Трубина /3/ и др. или как глубинное разрушение, например, в работе Р.Р.Гальпера /4/ и др.

В работах А.И.Петрусевича /5/, Д.Н.Решетова /6/ и др. процесс питтингообразования рассматривается с момента образования макроямок выкрашивания. Кинетика развития микротрещин и их виды не рассматриваются. Нами была поставлена задача исследовать возникновение и развитие микротрещин и процессы микровыкрашивания.

В качестве объектов исследования были использованы косозубые зубчатые колеса, изготовленные из стали 45 с твердостью  $H_B = 200-220$ . Механические свойства нормализованных заготовок по результатам испытаний на растяжение образцов диаметром 6 мм следующие:  $\sigma_b = 71,6 \text{ кг/мм}^2$ ,  $\sigma_r = 44,7 \text{ кг/мм}^2$ ,  $\delta = 18,1\%$ ,  $H_B = 200-220 \text{ кг/мм}^2$ . Испытания зубчатых колес проводились на стенде с замкнутым силовым контуром при нагрузке  $M_{кр} = 26 \text{ кгм}$  и окружной скорости  $V = 7,5 \text{ м/сек}$ . Выбранная нагрузка соответствует зоне прогрессирующего выкрашивания на кривой усталости, полученной в работе Л.М.Симоняна /7/. Смазка и охлаждение зубчатых колес производились маслом МС-20 с кинематической вязкостью при  $t = 100^\circ\text{C}$   $\nu = 20 \text{ сст. Во}$

время стендовых испытаний температура масла не превышала  $60^{\circ}\text{C}$ . Образцы зубьев для металлографических исследований вырезались через каждые  $10^6$  циклов нагружений. В целях изучения кинетики питтингообразования вырезалась половина зуба, что позволяло вновь устанавливать исследуемое колесо на стенде и продолжать испытания. Вырезанные образцы зубьев шлифовались и полировались алмазной пастой АП-I. Окончательной операцией по доводке шлифов было электролитическое полирование на установке *Metalopol* (Венгрия). Используемый электролит имел следующий состав:

- этиловый спирт - 550 г;
- соляная кислота 35% концентрации -  $140\text{ см}^3$ ;
- глицерин -  $70\text{ см}^3$ .

Время полировки - 5 секунд, сила тока - 0,7а, напряжение - 7в. Достоинством указанного электролита является то, что он не вытравливает деформированные зерна, но вместе с тем протравливает структуру

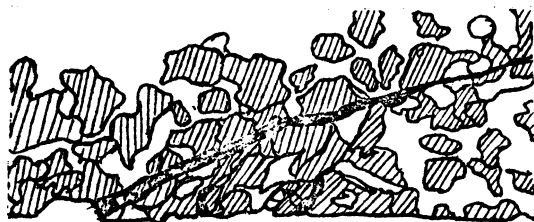


Рис. I.  
Микротрещина.

шлифа.

На рис. I (увеличение в  $450^{\times}$ ) показана магистральная микротрещина. Острие микротрещины направлено в сторону головки зуба, форма трещины - клиновидная. С правой стороны устья трещины произошло микровыкрашивание, с левой стороны на рабочей поверхности зародились две микротрещины, сливающиеся с магистральной. Ширина магистральной трещины колеблется от 0,005 до 0,0025 мм, длина - 0,325 мм, максимальная глубина залегания под поверхность - 0,1 мм. При увеличении  $1350^{\times}$  (рис. 2) видно строение микротрещины, показанной на рис. I. Основная или магистральная микротрещина образована двумя контурными микротрещинами, между которыми замкнуты зерна феррита и перлита. Контурные микротрещины также состоят из мельчайших обломов и, по-видимому, могут быть отнесены к категории "грубых" полос скольжения, развивающихся при пластическом дефор-



Рис. 2.

Строение микротрещины.



Рис. 3.

Контурные микротрещины.



Рис. 4.

Контурные микротрещины.

мировании в результате концентрации линий скольжения и состоящих из металла, покрытого субмикроскопическими трещинами.

На рис. 3 и 4 при увеличении  $120\times$  и  $1350\times$  показана микротрещина с размерами: ширина - 0,06 мм, длина - 0,275 мм, максимальная глубина залегания - 0,15 мм. Как и в ранее рассмотренном случае, магистральная микротрещина образована двумя сливающимися контурными микротрещинами. Металл между контурными микротрещинами в устье выкрошился. Микротрещины проходят как по границам зерен, так и через зерна. В зерне феррита сетка дислокаций образует контурную микротрещину, имеются точечные дефекты.

На рис. 5 при увеличении  $450\times$  показана характерная развитая предпиттинговая трещина с размерами: ширина устья - 0,2 мм, длина трещины - 0,3 мм, максимальная глубина залегания - 0,07 мм.

Металл между контурными трещинами выкрошился. Из острия трещины начала развиваться микротрещина, по которой произойдет скол кусочка металла. Зерна у рабочей поверхности вытянуты и наклонены под углом примерно  $30^\circ$  к поверхности, около трещины они изменяют направление ориентации и расположены почти параллельно контуру макротрещины. Форма макротрещины и ее строение позг-

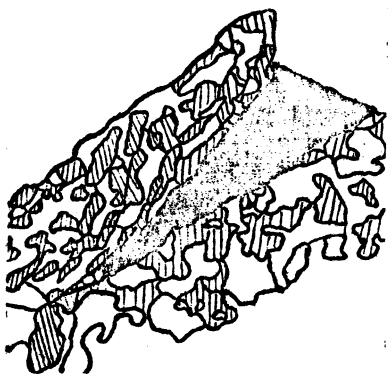


Рис. 5.

Развитая предпиттинговая трещина.

Предпиттинговых трещин, по-видимому, имеет следующую последовательность.

В результате пластической деформации, возникающей под действием касательных напряжений от сил трения и нормальных напряжений, в поверхностном слое происходит изменение формы и ориентации кристаллитов, сопровождающееся одвиговыми процессами, в результате которых происходит образование и концентрация линий скольжения и возникновение "грубых" полос скольжения. Вблизи полюса зацепления в зоне действия растягивающих для шестерни и сжимающих для колеса сил "грубые" полосы скольжения раскрываются и начинают разрастаться в контурные микротрещины. Под действием касательных напряжений, имеющих место под поверхностным слоем, контурные микротрещины сдвигаются, образуя магистральную макро- или микротрещину.

#### Предварительные выводы

На исследованных зубчатых колесах усталостные предпиттинговые трещины зарождались с поверхности. Установлены три стадии развития предпиттинговых трещин:

- на первой стадии две сливающиеся контурные микротрещины образуют магистральную предпиттинговую трещину; промежуток между контурными микротрещинами заполнен зернами металла;
- на второй стадии начинается постепенное разрушение зерен

ляют считать, что под действием расклинивающих сил масла, нагнетаемого в трещину во время работы зубчатых колес, произойдет выкрашивание.

На рис. 1-4 видно, что магистральные макро- и микротрещины в начальный период состоят из зерен металла, находящихся между двумя контурными микротрещинами. В процессе работы зубчатых колес металл между контурными микротрещинами разрушается и образуется предпиттинговая трещина. Таким образом, механизм образования

- между контурными микротрещинами и образование устья;
- на третьей стадии оканчивается процесс разрушения зерен между контурными микротрещинами и начинает развиваться микротрещина, по которой произойдет скол и образование ямки выкрашивания.

### Л и т е р а т у р а

1. Г р о з и н Б.Д. Образование питтинга и пластические деформации метастабильных структур стали. Трение и износ в машинах. Труды второй Всесоюзной конференции по трению и износу в машинах, т.1, изд. АН СССР, 1947.

2. О с и п я н А.В. Исследование явления *pitting* в зубчатых колесах. "Вестник металлопромышленности", № 1, 1938.

3. Т р у б и н Г.К. Питтинги зубчатых колес, их причины и предупреждения. "Вестник металлопромышленности", № 2, 1940.

4. Г а л ь п е р Р.Р. Контактная прочность зубчатых передач с поверхностным упрочнением. Д., 1964.

5. П е т р у с е в и ч А.И. Качество поверхности и прочность материалов при контактных напряжениях. АН СССР, М., 1946.

6. Р е ш е т о в Д.Н. Детали машин. М., 1965.

7. С и м о н я н Я.М. "Вестник машиностроения", № 9, 1968.

## ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ СВЕТОЙ ПАЙКИ В АТМОСФЕРЕ ЭНДОГАЗА

А.П.Лебедев

До последнего времени светлая пайка медью, как правило, производилась в атмосфере диссоциированного аммиака. В этих условиях процесс пайки протекал без каких-либо осложнений, так как продуктами диссоциации является азот и водород в молекулярном состоянии. Если процесс диссоциации протекает полностью, то азотирование почти отсутствует, а водород является активным восстановителем, способствующим не только предохранению от окисления, но и восстанавливает существующие окислы. Но примененче диссоциированного аммиака усложнено тем, что он поступает на производство не непрерывно, а партиями в баллонах или емкостях. При непрерывном производстве это крайне нежелательно. Кроме того, эта защитная атмосфера относительно дорогая.

Поэтому в настоящее время появилась тенденция применения при светлой пайке в качестве защитной атмосферы эндогаза. Это удобно тем, что эндогаз получается из природного газа, а последний поступает на предприятие непрерывно по газопроводу. Кроме того, эндогаз обладает не менее активным свойством восстанавливать окислы, чем диссоциированный аммиак, а стоимость эндогаза в 6-10 раз ниже.

Но применение эндогаза для светлой пайки может вызвать некоторые осложнения, которые были на Минском заводе электрохолодильников.

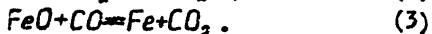
Как известно, контролируемая эндотермическая атмосфера - эндогаз является продуктом конверсии углеводородных газов с воздухом. В большинстве случаев исходным сырьем для получения эндогаза является природный газ. Химическая реакция конверсии природного газа с воздухом имеет вид



Значения коэффициентов  $x, y, z, u$  зависят от многих факторов, но основными из них являются коэффициент расхода воздуха и температура процесса конверсии.

Для получения качественной пайки необходимо очистить поверхности сопрягающихся деталей и меди от окислов. Это достигается восстановлением их газовыми компонентами, содержащимися в печной атмосфере. Такими компонентами в эндогазе являются водород и окись углерода, в диссоциированном аммиаке - водород.

В процессе восстановления водород и окись углерода взаимодействуют с закисью железа по реакциям:



Реакции (2) и (3) обратимы, а направление их определяется константами равновесия:

$$K_{P_2} = \frac{P_{\text{H}_2\text{O}}}{P_{\text{H}_2}} \quad \text{и} \quad K_{P_3} = \frac{P_{\text{CO}_2}}{P_{\text{CO}}}$$

где  $P_{\text{H}_2\text{O}}$ ,  $P_{\text{H}_2}$ ,  $P_{\text{CO}_2}$ ,  $P_{\text{CO}}$  - парциальные давления соответствующих газов в атмосфере печи.

При повышенных температурах и давлениях, близких к атмосферному, с достаточной точностью для инженерных расчетов можно считать:

$$K_{P_2} = \frac{\text{H}_2\text{O}}{\text{H}_2}; \quad K_{P_3} = \frac{\text{CO}_2}{\text{CO}}$$

где  $\text{H}_2\text{O}$ ,  $\text{H}_2$ ,  $\text{CO}_2$ ,  $\text{CO}$  - процентное содержание соответствующих газов в газовой смеси.

Константа равновесия есть отношение количества окислительного компонента к восстановительному, равновесное с чистым металлом и его окислом. Для каждой температуры это отношение - величина постоянная.

Следовательно, если при заданной температуре  $\frac{\text{H}_2\text{O}}{\text{H}_2} > K_{P_2}$ , то будет происходить окисление и, наоборот, если  $\frac{\text{H}_2\text{O}}{\text{H}_2} < K_{P_2}$ , то будет происходить восстановление.

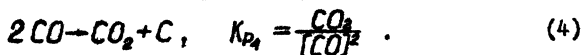
Эти рассуждения справедливы и для отношения  $\frac{\text{CO}_2}{\text{CO}}$ .

Если при пайке в атмосфере диссоциированного аммиака достаточным условием получения качественной пайки является условие:

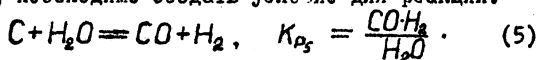
$$\frac{\text{H}_2\text{O}}{\text{H}_2} < K_{P_2},$$

то в случае использования в качестве печной атмосферы эндогаза этого недостаточно.

В газовых смесях, содержащих окись углерода, при температурах выше  $300^\circ$  возможна реакция распада окиси углерода:



Ускорению этой реакции способствует наличие восстановленного железа, которое образуется по реакциям (2) и (3). При развитии реакции (4) на восстановленных поверхностях может откладываться сажаистый углерод (графит). Наличие сажаистого углерода на контактных поверхностях соединяемых деталей делает их не смазываемыми для меди и соединение деталей не происходит. Чтобы избежать появления сажи в печи, необходимо создать условие для реакции:



Реакция (5) может развиваться только в том случае, если в атмосфере печи будет содержаться некоторое количество паров воды.

Как уже указывалось, химический состав эндогаза при постоянной температуре в печи зависит от коэффициента расхода воздуха.

Если  $\alpha = 1,0$ , то в продуктах горения природного газа будет содержаться азот и окислительные газы  $H_2O$  и  $CO_2$ . Если же  $\alpha = 0,25$ , то в продуктах конверсии будут только восстановительные газы  $H_2, CO$  и азот.

Следовательно, изменяя коэффициент расхода воздуха  $\alpha = 0,25 - 1,0$ , можно получить любое количество паров воды в эндогазе в пределах от 0 до максимального при  $\alpha = 1,0$ .

Для восстановления окислов железа и меди необходимо, чтобы реакция (2) и (3) развивались вправо, а чтобы не выпадал сажаистый углерод, реакция (4) должна развиваться влево. Это возможно в том случае, если

$$H_2O < K_2 \cdot H_2, \quad (6)$$

$$CO_2 < K_3 \cdot CO, \quad (7)$$

$$H_2O > \frac{CO \cdot H_2}{K_5}. \quad (8)$$

Из этих неравенств следует, что количество паров воды в эндогазе должно находиться в пределах

$$\frac{CO \cdot H_2}{K_5} < H_2O < K_2 \cdot H_2. \quad (9)$$

На рис. I представлены кривые изменения химического состава эндогаза в зависимости от коэффициента расхода воздуха.

Заштрихованная часть этих кривых есть область, где выполняется неравенство (8). Из рисунка видно, что качественная пайка меди будет обеспечиваться только в случае, когда коэффициент расхода воздуха будет лежать в пределах  $\alpha = 0,28 - 0,42$ .



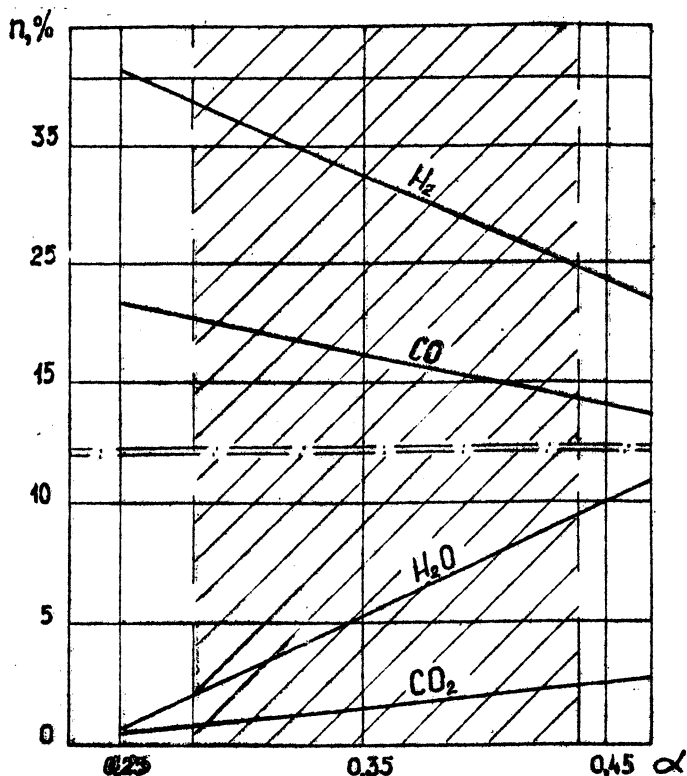


Рис. I.

Зависимость химического состава эндогаза от изменения коэффициента расхода воздуха.

Несколько иная картина наблюдается при пайке стеклом контактов, изготовленным из ферроникелевых сплавов. Образующаяся сажа откладывается на контактах до расплавления стекла. Окись марганца и другие легко восстановимые окислы, входящие в стекло, после расплавления восстанавливаются твердым углеродом, выделяя газообразные продукты восстановления. Ввиду большой вязкости стекла газообразные окислы углерода не могут достаточно быстро выделяться из него, поэтому после затвердевания в стекле образуются газовые пузырьки, которые ухудшают электроизоляционные свойства стекла.

Во избежание этого явления необходимо затормозить реакцию (4) за счет увеличения количества паров воды в эндогазе.

Следовательно, качественная пайка медью и стеклом должна производиться в эндогазе, полученном при коэффициенте расхода воздуха  $\alpha > 0,28$ .

Наличие повышенного количества паров воды несколько замедляет процесс восстановления окислов железа и меди, однако эта скорость будет вполне достаточной для получения качественной пайки как медью, так и стеклом.

Опытным путем установлено, что качественная пайка получается при использовании эндогаза следующего химического состава:

$\text{CO}_2 - 1,8 + 2,0\%$ ;  $\text{CO} - 15 + 16\%$ ;  $\text{H}_2 - 30 + 34\%$ .

Кроме этого, при использовании эндогаза в качестве атмосферы при оветной пайке следует учитывать следующее:

при  $\alpha = 0,28$  генераторы для производства эндогаза быстро засаживаются. Поэтому необходимо поддерживать температуру в реторте генератора  $1050-1100^\circ\text{C}$ , а это ведет к частому выходу из строя катализатора в реторте и нагревателей;

качественная пайка получается при  $\alpha = 0,28-0,35$  (количество  $\text{CO}_2$  в эндогазе равно  $1,2-2,0\%$ ). При этом возможно снижать температуру в генераторе до  $950-1000^\circ$ ; стойкость катализатора при этом повышается до I года. Продувку катализатора производить не требуется;

повышение  $\alpha > 0,35$  может привести к прогару реторты в нижней части, так как при увеличении количества воздуха в газовой смеси внутри реторты развивается очень высокая температура.

ВЫБОР ПОЛУПРОВОДНИКОВЫХ ФОТОДАТЧИКОВ ДЛЯ СИСТЕМЫ  
ИЗМЕРЕНИЯ УРОВНЯ РАСПЛАВЛЕННОГО ЧУГУНА В  
УСТАНОВКАХ ТИПА КРИСТАЛЛИЗАТОРОВ

Е.П.Соколов, В.В.Герашенко,  
В.В.Писарик, Д.Д.Хонькин

Для измерения и регулирования медленноменяющихся физических параметров (уровень, температура и т.д.) высокотемпературных расплавов целесообразно использовать изменение интенсивности их излучения для получения сигналов управления.

В настоящее время на многих металлургических предприятиях измерение уровня расплава производится визуально, что значительно снижает качество изделий.

Авторами в качестве элементов для восприятия излучения расплава были применены фотосопротивления. При этом отсутствует непосредственный контакт чувствительного элемента прибора с металлом, что дало возможность осуществить дистанционный контроль изменения уровня расплава в кристаллизаторе.

Фотоприемник состоит из двух направляющих каналов светопровода, двух оптических фокусирующих систем, чувствительных фотосопротивлений и сдвоенного дифференциального моста переменного тока. На рис. 1 приводится блок-схема фотоприемника.

Канал I фотоприемника сфокусирован на верхний предел уровня расплава в кристаллизаторе, канал II - на нижний. Излучение поверхности расплава воздействует на чувствительные элементы сдвоенного моста, которые включены в его противофазные плечи. Благодаря такой схеме включения на выходе сдвоенного моста сигналы будут пропорциональны по величине и соответствовать по знаку отклонению уровня расплава от номинального. Практически точность измерения уровня ограничивается волнистостью поверхности расплава при отливке и находится в пределах  $\pm (3-5)$  мм от номинала.

Осуществлению автоматического контроля технологического процесса данным методом предшествовало изучение лучеиспускающей способности жидкого металла. Характер спектрального распределения лучеиспускающей способности для жидких металлов позволяет вы-

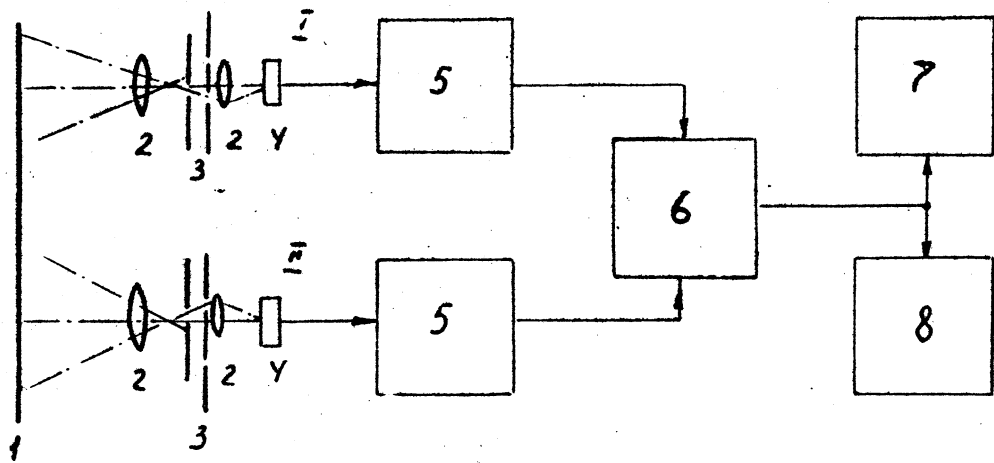


Рис. I.

Схема фотоприемника:

- 1 - поверхность металла; 2 - объективы; 3 - дисковые модуляторы;
- 2 - фотосопротивления; 5 - усилительно-преобразовательные звенья;
- 6 - сумматор сигналов; 7 - регистрирующий прибор; 8 - показывающий прибор.

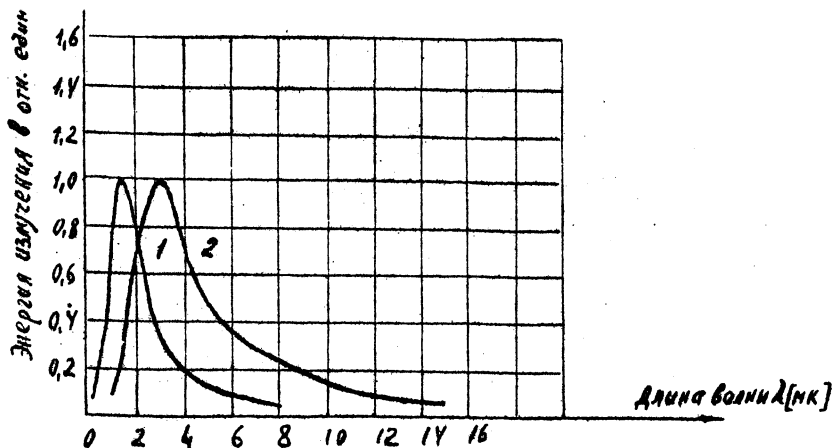


Рис. 2.

Энергия излучения для черного тела при температурах  $1000^{\circ}$  (кривая 1) и  $2000^{\circ}$  (кривая 2).

брать наиболее рациональное для данного металла значение эффективной длины волны, при которой энергия излучения максимальна.

По техническим условиям температура чугуна в кристаллизаторе находится в пределах  $1240-1300^{\circ}$ . Излучательная способность тела при этих температурах /1/ имеет максимум излучения на длине волны  $\lambda = 2,0-2,2$  мк (рис. 2).

Проведенный в ходе работ анализ показал, что из всех фото-

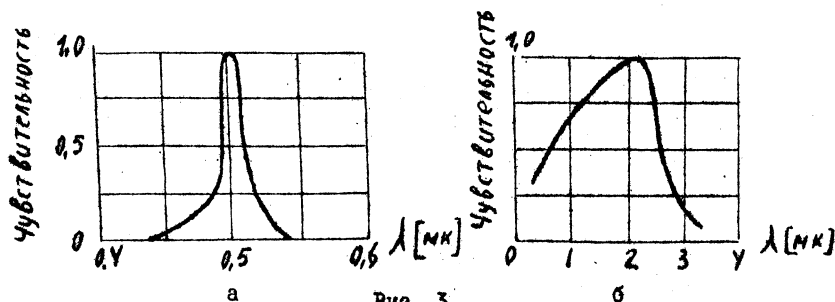


Рис. 3.

Спектральные характеристики фотосопротивлений типа ФСК (а) и ФСА (б).

элементов, применяемых в промышленности, наиболее приемлемыми для применения являются фотосопротивления /2,3,4/. Для сравнения различных типов фотосопротивлений на рис. 3,а и 3,б приведены спектральные характеристики фотосопротивлений ФСК и ФСА. Из рис. 3 видно, что наибольшую чувствительность в данной области спектра имеют фотосопротивления типа ФСА, максимум чувствительности которых приходится на длину волны  $\lambda = 2,1$  мк.

Основные параметры фотосопротивлений ФСА приведены в таблице I.

Т а б л и ц а . I

Тип ФСА	$R_T$ , Ом	Црпд, в	P, Вт	Рабочая площадь, мм <sup>2</sup>
ФСА-I	$22 \cdot 10^3 - 10^6$	2 - 100	$10^{-7}$	4 x 7,5
ФСА-Ia	" "	2 - 200	" "	" "
ФСА-6	$(50-300)10^3$	5 - 70	" "	162
ФСА-Г1	$(47-470)10^3$	4 - 40	" "	4 x 7,5
ФСА-Г2	" "	" "	" "	8 x 12

Из всех ФСА наиболее полно удовлетворяет данную систему измерения по габаритным размерам сопротивление ФСА-Ia с рабочей площадью 4 x 7,5 мм. Для ФСА-Г1 с номинальным сопротивлением 470 ком максимальное рабочее напряжение должно быть не выше 47 в.

Максимальная выходная амплитуда сигналов после согласующих устройств и суммирования в зависимости от качества оптических систем находится в пределах 0,03-0,01 в, что позволяет их использовать для измерения уровня и автоматического управления уровнем расплава в кристаллизаторах. Применение таких систем повышает равномерность структуры металла и снижает брак, зависящий от субъективных качеств операторов.

#### Л и т е р а т у р а

1. С в е т Д.Я. Температурное излучение металлов и некоторых веществ. "Металлургия", М., 1964.
2. О л е с к А.О. Фоторезисторы. "Энергия", М., 1966.
3. Ч е ч и к Н.О. Фотоэлементы и их применение. ГЭИ, М., 1955.
4. С а м м е р В. Фотоэлементы в промышленности. ГЭИ, М., 1961.

## К ВОПРОСУ О РАССЛОЕНИИ ЛЕНТЫ ПРИ ПРОКАТКЕ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПОРОШКОВ

В.П.Северденко, Е.Б.Ложечников,  
П.С.Овчинников, М.А.Баек

Расслоение по толщине лент, прокатанных из порошков АПС-2 и ПЖ2К, описано в работах /1/ и /2/. В этих работах было высказано предположение, что расслоение происходит из-за неравномерной деформации ленты по ее толщине и обусловленной этим различной величиной остаточных напряжений. Однако специальных исследований данного вопроса не проводилось.

Для экспериментального подтверждения предположения о причинах расслоения лент, прокатанных из порошков, была проведена прокатка порошков никеля с дисперсными оксидами алюминия, циркония и гафния /3/.

Прокатку осуществляли в вертикальном направлении в валках диаметром 160 мм при ширине ленты 60 мм со скоростью 0,016 м/сек.

Изменением дуги контакта порошка с валками и раствора валков прокатаны ленты никеля с  $Al_2O_3$  толщиной от 0,46 до 1,16 мм, плотностью 4,78 - 7,34 г/см<sup>3</sup>; с  $HfO_2$  толщиной от 0,67 до 1,17 мм, плотностью 5,44 - 6,98 г/см<sup>3</sup>; с  $ZrO_2$  толщиной от 0,68 до 1,19 мм, плотностью 5,28 - 6,98 г/см<sup>3</sup>.

Расслоение лент по толщине наблюдалось при их относительной плотности 0,76 - 0,81. У лент с большими и меньшими значениями плотности расслоение не отмечалось. На рис. 1 приведен образец расслоенной ленты.

Из рис. 1 видно, что плоскость расслоя разделяет ленту на две равные части, изгибающиеся в разные стороны. Такой изгиб может быть вызван остаточными напряжениями в полосе, возникающими в процессе формирования ленты из порошка.

Известно, что при прокатке металла в полосе возникают остаточные напряжения первого рода, эпюра которых представлена на рис.2. Неравномерность деформации по толщине полосы, в частности, более свободное течение внутренних слоев металла по сравнению с наружными, вызванное силами контактного трения в очаге деформации,

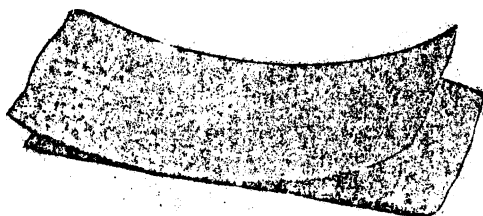


Рис. 1. Расслоение полосы, прокатанной из порошка дисперсно-упрочненного никеля.

приводит к тому, что в прокатанной полосе наружные слои испытывают остаточные растягивающие напряжения, а внутренние — сжимающие. Эти напряжения создают изгибающие моменты  $M$ , которые стремятся разделить полосу на две части и изогнуть эти части, как показано на рис. 2. При этом в центральных слоях полосы возникают напряжения растяжения, направленные перпендикулярно ее поверхности (по оси  $Z$ ).

Расслоение ленты по толщине возникает при определенных соотношениях для каждого материала плотностей и толщин, когда возникающие остаточные напряжения  $\sigma_z$  превосходят прочность ленты в ее наиболее слабом месте, соответствующем пересечению линий скольжения очага формообразования и деформации.

В связи с этими рассуждениями представляют интерес остаточные напряжения, возникающие в сырой ленте после прокатки ее из

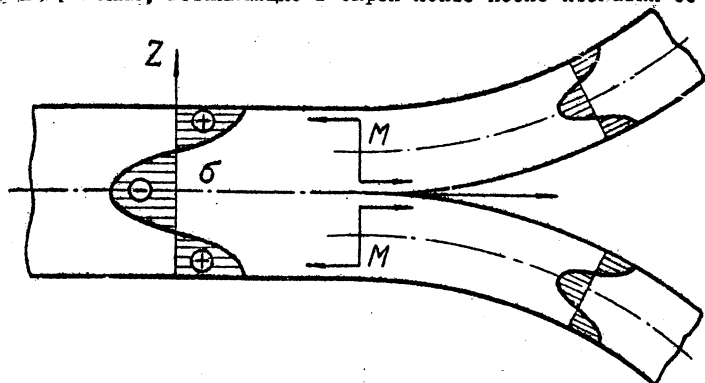


Рис. 2. Схема остаточных напряжений первого рода в нерасслоенной и расслоенной полосе и образование расслоения.



порошков.

Исследования проводили на дифрактометре УРС-50И-М с ионизационной регистрацией рентгеновских дифракционных максимумов. Скорость вращения счетчика составляла 0,25 град/мин, скорость движения бумаги - 1200 мм/час. В качестве источника излучения использовали рентгеновскую трубку ВСВ-6 с железным немонахроматическим характеристическим излучением.

Производили запись интерференционных линий  $K\alpha_1$  - серии, отраженных от плоскостей 220 и 311 с углами отражения  $51^{\circ}03'$  и  $65^{\circ}45'$  соответственно. В качестве стандартного применяли образец, вырезанный из спеченной полосы того же материала, что и исследуемый.

Остаточные напряжения первого рода определяли по смещению дифракционных максимумов /4/ и рассчитывали по формуле:

$$G_1 + G_2 = \frac{E'}{\nu} \operatorname{ctg} \theta \frac{\Delta L}{2M} \cdot \frac{1}{5/3},$$

где

$G_1 + G_2$  - сумма главных остаточных напряжений первого рода;

$E' \nu$  - упругие постоянные материала прокатанной полосы;

$\theta$  - угол отражения Вульфа-Брэгга;

$M$  - масштаб записи;

$\Delta L$  - смещение максимума интенсивности рентгеновской интерференционной линии в мм.

Упругие постоянные материала неспеченных полос определяли согласно рекомендациям, приведенным в работе /5/, по выражениям:

$$E' = 0,9E \cdot \gamma_{отн}^{3,7}; \quad \nu' = \nu \cdot \gamma_{отн},$$

где  $\nu$  и  $E$  - упругие постоянные для компактного материала;

$\gamma_{отн}$  - относительная плотность прокатанной полосы.

Из каждой полосы вырезали два образца: один - в месте расщепления и другой - из участка нерасщепленной полосы. Отсчет расстояний на диаграммах производили от отметки, сделанной отметчиком углов поворота счетчика.

В таблице I приведены свойства полос, силовые параметры прокатки и величина остаточных напряжений первого рода, измеренных на поверхности расслоенных и нерасслоенных образцов. Из таблицы видно, что во всех случаях величина суммы главных остаточных напряжений первого рода у расслоенных образцов почти в два раза меньше, чем у нерасслоенных. Хорошая сходимость результатов определения величины остаточных напряжений, полученных по двум раз-

Таблица I

Свойства легт, силовые параметры прокатки и остаточные напряжения первого рода

№ опы-та	Обозначение дисперсно-упрочненного никеля	Толщина ленты, мм	Плотность ленты, г/см <sup>3</sup>	Относительная плотность	Кэф. уплотнения $Z_T = \frac{\gamma}{\gamma_T}$	Максимальное удельное давление, кг/мм <sup>2</sup>	Удельное прокатки, %	Кристаллографическая плоскость	Средний размер зерна <sup>1</sup> , мкм	Исследуемый образец <sup>2</sup> , мм	Остаточные напряжения $G_1 + G_2$ , кг/мм <sup>2</sup>	Состояние образца
1	Ni 3% Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	1,16	6,84	0,782	2,78	74	27	311α	37,2	46,2	13,5	Неразложенное
2								220α	49	54	13,3	"
3								311α		42,5	7,8	Расслоенное
4								220α		51,7	7,4	"
5	Ni 3% HfO <sub>2</sub>	1,05	6,98	0,783	2,15	57	19,4	311α	37,2	45,2	12,0	Неразложенное
6								220α	49	53,5	12,2	"
7								311α		41,7	6,8	Расслоенное
8								220α		51,5	6,9	"
9	Ni 3% ZrO <sub>2</sub>	1,19	6,98	0,793	2,05	49	19,1	311α	37,2	44,7	11,8	Неразложенное
10								220α	49	53,2	11,9	"
11								311α		41,5	6,7	Расслоенное
12								220α		51,2	6,6	"

<sup>1</sup> Величина  $L$  определялась как расстояние между отметкой, выполненной отметчиком углов поворота счетчика и максимумом интенсивности рентгеновской интерференционной линии.

личным плоскостям отражения, может служить критерием правильности произведенных расчетов.

По результатам проведенных исследований можно сделать следующие выводы.

При прокатке металлических порошков неравномерность деформации в очаге уплотнения и силы трения между прокатываемым материалом и валами обуславливают возникновение в прокатанной полосе остаточных напряжений, уравновешенных между отдельными слоями по толщине полосы. Наружные слои испытывают растягивающие напряжения, внутренние — сжимающие. Остаточные напряжения создают два изгибающих момента, которые стремятся изогнуть половинки полосы в разные стороны. В результате этого в центральных слоях полосы возникают растягивающие напряжения, величина которых имеет максимальное значение на средней плоскости полосы. Если прочность сцепления между частицами в этом сечении недостаточна, чтобы уравновесить действие изгибающих моментов, по средней плоскости полосы происходит разрушение и расслоение по следней.

Так как эпюра распределения остаточных напряжений первого рода по толщине полосы имеет криволинейный характер, а снимающаяся при расслоении часть напряжений распределена по прямой линии, расслоенные полосы получают остаточный прогиб и в них происходит перераспределение остаточных напряжений. При этом величина указанных напряжений на поверхности расслоенной полосы уменьшается.

Таким образом, остаточные напряжения первого рода, возникающие в полосе при прокатке металлических порошков, являются одной из причин образования расслоения полосы по толщине.

### Л и т е р а т у р а

1. Северденко В.Д., Дожечников Е.Б., Шеламов В.А. Сб. трудов УП Всесоюзной научно-технической конференции по порошковой металлургии. Ереван, 1964.

2. Спиров В.А., Виноградов Г.А. "Перошковая металлургия", № 8, 1968.

3. С е в е р д е н к о В.П., Л о ж е ч и к о в Е.Б.,  
Б а с к М.А. Известия АН БССР, Серия физико-технических наук,  
№ 2, 1970.

4. Рентгенография в физическом металловедении. Под ред.  
Ю.А.Багарицкого. М., 1961.

5. Ж д а н о в и ч Г.М. Теория прессования металлических  
порошков. "Металлургия", М., 1969.

## СО Д Е Р Ж А Н И Е

	Стр.
Д.Н.ХУДОКОРМОВ, О.Ф.КОРЯКОВА. Возможные пути комплексного использования минеральных ресурсов Белоруссии для нужд машиностроения .....	3
Д.Н.ХУДОКОРМОВ, В.М.КОРОЛЕВ. Влияние кремния и алюминия на продолжительность 2-ой стадии отжига синтетического сплава-Fe-C, выплывленного в различных газовых средах .....	7
Х.Д.ВЫЛЧЕВ, Д.Н.ХУДОКОРМОВ. Влияние примесей железа и сурьмы на электропроводность меди .....	12
А.М.ГАЛУШКО. Исследование влияния полупроводниковых фаз на свойства сплавов.....	15
Д.Н.ХУДОКОРМОВ, И.И.ГУРДУС, А.М.ГАЛУШКО, М.Я.КУЦЕР. Исследование влияния присадок порошка серого чугуна на процессы прессования и спекания металлокерамики на основе железа .....	20
О.С.КОМАРОВ, В.А.БАХМАТ. Влияние примесей на параметры и кинетику кристаллизации сплавов эвтектического типа .....	26
Д.Н.ХУДОКОРМОВ, О.С.КОМАРОВ, В.А.БАХМАТ. Роль примесей серы и церия в процессе кристаллизации промышленных и синтетических чугунов .....	31
А.М.ДМИТРОВИЧ, В.Д.СОБОЛЕВ. Определение температур схватывания кристаллов в условиях неравновесной кристаллизации .....	36
В.К.ВИНОКУРОВ. Механизм движения потока жидкого металла в литейных формах тонкостенных отливок .....	39

Б.А. КНЯЕВ. Количественная оценка структурно-свободного цементита в чугунах .....	43
Д.Н. ХУДОКОРМОВ, Е.И.АНДРОСИК. Изменение формы кристаллов первичного кремния, выделяющихся при затвердевании заэвтектического силумина.....	46
А.М.ДМИТРОВИЧ, А.М.МИЛОВ, А.А.МАЛОКЯВИЧИУС, Д.М.КУКУИ. Увеличение прочностных свойств оболочковых стержней.....	51
А.М.ДМИТРОВИЧ, И.Б.ЗАЙГЕРОВ, А.М.МИЛОВ, Ю.П.ДЕДЯН, А.М.ГРИШАНОВИЧ, Д.М.КУКУИ. Влияние тепловой обработки на электропроводность формовочных глин и песчано-глинистых смесей.....	55
Д.Н.ХУДОКОРМОВ, В.К.ВИНОКУРОВ, А.М.ГАЛУШКО. Методика контролируемого ввода присадок в жидкий металл	61
А.М.ДМИТРОВИЧ, В.Н.КОСТЯКОВ, М.А.ГАБРИЭЛЬ. Металлургические особенности подогрева стальной стружки перед плавлением в индукционных печах.....	64
С.С.ГУРИН, А.М.ДМИТРОВИЧ, Э.Г.ТИТЕНСКИЙ. Влияние сурьмы на температуры фазовых превращений в сером чугуне.....	72
Л.И.СЕРИКОВА, М.Я.КУЦЕР. Влияние феррофосфора на свойства спеченных изделий, получаемых методом формовки.....	76
Д.Н.ХУДОКОРМОВ, М.Я.КУЦЕР, Л.И.СЕРИКОВА. Влияние низких давлений прессования на свойства спеченных металлокерамических образцов.....	81
Л.С.БОГИНСКИЙ, Т.Ф.БОГИНСКАЯ. Расчет времени и скорости улетняемости при ударном прессовании металлических порошков.....	86
Б.М.ИОНКИНА, К.П.ЛЕБЕДЕВ, М.П.БРАУН, Л.А.БЕЛИНСКАЯ, Т.В.ХИЛЬЧЕВСКАЯ. Особенности структуры и фазового состава никельхромониобиевых сплавов, легированных молибденом и вольфрамом.....	91

Л.Ф.КЕРЖЕНЦЕВА, Е.В.ЗВОНАРЕВ, М.Я.КУЦЕР. К вопросу легирования железа хромом в прессовках из композиции железо-ХЗО .....	97
А.П.БОГДАНОВ, Е.А.ДОРОШКЕВИЧ, О.В.РОМАН. Использование dilatометров при определении режимов нагрева брикетов из АПС-I .....	103
А.И.ЛИТВИНЦЕВ, А.П.БОГДАНОВ, О.В.РОМАН, М.С.НОСОВ. Особенности изменения структуры в частицах алюминиевой пудры при высокоскоростном брикетировании .....	107
Е.А.ДОРОШКЕВИЧ, Г.М.ЖДАНОВИЧ, О.В.РОМАН. Определение величины усадки при спекании пористых металлокерамических тел .....	112
А.П.ЛЕБЕДЕВ, И.И.ДМИТРОВИЧ. Выбор и исследование металлокерамического материала для изготовления мелко-модульных шестерен .....	116
В.И.БЕЛЯЕВ, В.Н.КОВАЛЕВСКИЙ, П.И.СКОКОВ. Изменение тонкой структуры сплава Д-16 и стали 40Х, деформированных с различной скоростью нагружения .....	119
В.Н.КОВАЛЕВСКИЙ, В.И.БЕЛЯЕВ. Построение истинной диаграммы динамического растяжения металлов .....	123
В.И.БЕЛЯЕВ, В.Н.КОВАЛЕВСКИЙ, П.И.СКОКОВ. Влияние термической обработки сталей 40Х, 40ХНМА и 20ХН3А на прочностные характеристики при высокоскоростном деформировании .....	126
В.И.ЗИНКЕВИЧ, В.И.БЕЛЯЕВ. Рентгенографическое исследование деформированного титанового сплава ОТ4 с высокими скоростями растяжения .....	133
С.М.БАШЕЕВ, Л.В.ПЕРВИЦКИЙ. Микроструктурные исследования питтинга на поверхностях зубьев фрезерованных нормализованных зубчатых колес .....	137
А.П.ЛЕБЕДЕВ. Физико-химические основы светлой пайки в атмосфере эндогаза .....	142

Е.П.СОКОЛОВ, В.В.ГЕРАШЕНКО, В.В.ПИСАРИК, Д.Д.ХОНЬКИН. Выбор полупроводниковых фотодатчиков для системы измерения уровня расплавленного чугуна в установках типа кристаллизаторов .....	147
В.П.СЕВЕРДЕНКО, Е.Б.ЛОЖЕЧНИКОВ, П.С.ОВЧИННИКОВ, М.А.БАЕК. К вопросу о расслоении ленты при прерывании металлических порошков .....	151

Металлургия. ..итейное производство и порошковая металлургия. Вып.2. Минск, "Высшая школа", 1972. 158 стр. с илл.

Редактор Ф.Каштанов.  
 Корректор И.Маркевич, Л. Березнева, Н. Пронина,  
 АТ 12042. Подписано в печать 9.11.1972. Бумага 60x84<sup>1</sup>/16  
 писчая. Печ.л.10 (9,3). Уч-изд.л.8,58. Зак.283.  
 Изд. № 71-124. Тираж 500 экз. Цена 86 коп.

Издательство "Высшая школа" Государственного комитета Совета Министров БССР по печати. Редакция межведомственных сборников и заказной литературы. Минск, ул.Кирова,24.

Отпечатано на ротапринтере типографии "Победа" г.Молодечно  
 переулок Привокзальный, 11