

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ ПОРОШКОВЫХ ЖЕЛЕЗОЧУГУННЫХ КОМПОЗИЦИЙ

В статье представлены результаты исследований по созданию низколегированных порошковых композиций, содержащих в шихте порошок железа, электролитической меди, карбонильного никеля и низколегированного чугуна. Установлено, что повышение содержания чугунного порошка в шихте снижает прочностные характеристики спеченных композиций.

Ключевые слова: структура, свойство, композиция, железочугун, шихта, матрица, плотность, прочность, ударная вязкость.

MAMMADOV ARIF, ABAEV IRMIK

Azerbaijan Technical University

STRUCTURE AND PROPERTIES OF LOW-ALLOY IRON POWDER IRON COMPOSITIONS

The article presents the results of research on the creation of low-alloyed powder compositions containing the mixture of the iron powder, electrolytic copper, carbonyl Nickel and low-alloyed cast iron. It is established that the increase in the content of iron powder in the charge reduces the mechanical characteristics of the sintered compositions. Increasing the sintering temperature from 1100 °C to 1250 °C improves the strength characteristics of the materials.

Key words: structure, properties, composition, selection, charge, matrix, density, strength, toughness.

Постановка проблемы. Использование 100-процентного чугунного порошка для изготовления порошковых изделий невозможно вследствие плохой его деформируемости при холодном прессовании и отсутствия спекаемости частиц ввиду загрязненности их контактных поверхностей графитовыми и др. неметаллическими включениями. Поэтому необходимо его использовать совместно с относительно пластичными порошками металлов, одновременно обладающими хорошей спекаемостью. В то же время наличие в такой композиционной шихте порошка чугуна позволяет регулировать состав материала по углероду и некоторым легирующим элементам. Поэтому создание железочугунных композиций является перспективным направлением как с технической, так и экономической точек зрения [1, 2].

Структура и свойства железочугунных композиций. В отличие от обычного приготовления шихты, заключающемся в загрузке отдельных порошков в смеситель и последующем смешивании [3], чугунный порошок добавляли к готовой шихте ЖГр0,65-Д2Н1, состоящей из порошков, масс. %: железа ПЖ2М3-96,36; электролитической меди ПМС-1 или ПМС-2-2,0; карбонильного никеля ПНК-ОТ1-1,0 и графита ГК-3-0,65. Шихту ЖГр0,65ДН1 получали смешиванием компонентов в Y-образном смесителе в течение 2,4 кс. Затем к ней добавляли 10–50 мас. % низколегированного чугунного порошка (табл. 1) с размером частиц менее 63 мкм и снова смешивали в том же смесителе в течение 1,8 кс. Таким образом получали 5 шихт с условными марками ЖГр0,65Д2Н1-10Ч; ЖГр0,65Д2Н1-20Ч; ЖГр0,65Д2Н1-30Ч; ЖГр0,65Д2Н1-40Ч; ЖГр0,65Д2Н1-50Ч, в которых содержание чугунного порошка составило, соответственно, 10, 20, 30, 40, 50 мас. %.

Использование в шихте пластичных и химически чистых порошков Fe, Cu и Ni позволяет компенсировать плохую прессуемость и спекаемость чугунного порошка. В то же время добавка мелкодисперсного чугунного порошка к уже готовой легированной шихте, на наш взгляд, повышает однородность последней, а следовательно и готового сплава. Введение менее 10 мас. % чугунного порошка в шихту ЖГр0,65Д2Н1 не может обеспечить необезуглероживающее спекание материала в эндогазе, а более 50 % ухудшает прессуемость

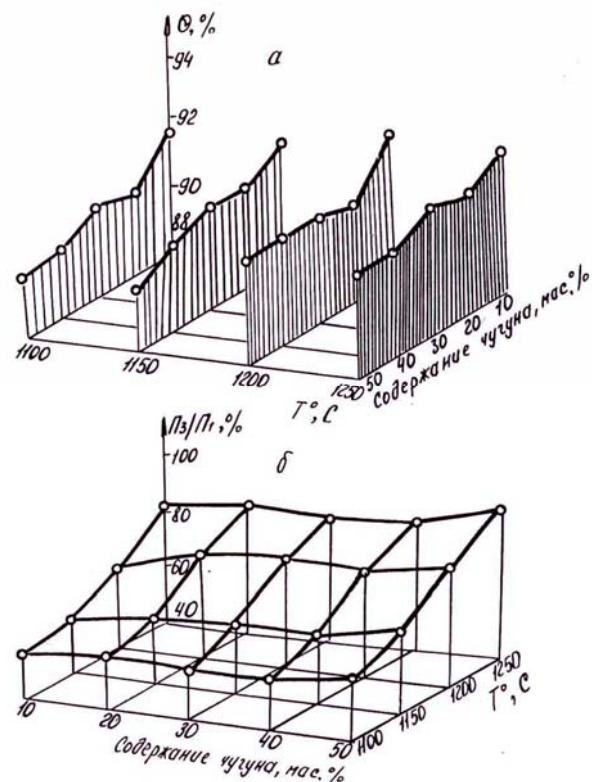


Рис. 1. Зависимость относительной плотности (а) и отношение закрытой пористости к общей (б) от содержания чугуна в шихте и температуры спекания прессовок

шихты.

Прессование осуществляли на гидравлическом прессе модели НРМ-100S под давлением прессования 1000МПа и в пресс-форме с использованием «потеющей» матрицы. Спекание призматических прессовок размером 10x10x55 мм проводили в среде эндотермического газа в печи непрерывного действия при температурах 1100, 1150, 1200, 1250 °С и постоянной изотермической выдержке – 3,6 кс.

Изложение основного материала исследования. С увеличением содержания чугунного порошка в шихте от 10 до 50 % относительная плотность спеченных образцов снижается за счет плохой уплотняемости чугунного порошка. Повышение температуры спекания от 1100 до 1250 °С приводит к уплотнению образцов, но не столь существенному. Судя по данным, представленным на рис. 1,а, при температуре 1200 °С разница в относительных плотностях материалов ЖГр0,65Д2Н1-10Ч и ЖГр0,65Д2Н1-50Ч наименьшая, что объясняется увеличенным количеством жидкой фазы за счет большего содержания чугуна и связанного с этим большим уплотнением при спекании последнего материала.

Дальнейшее повышение температуры спекания приводит к увеличению жидкотекучести чугуна, который, не удерживаясь в каркасе, может вытекать из него на поверхность изделия и вызывать изменение формы заготовок.

Жидкофазное спекание существенно изменяет и характер пористости образцов. Так, с увеличением температуры спекания от 1100 до 1250 °С большая часть открытых пор ($P_{отк.}$) переходит в разряд закрытых (P_3). Отношение $P_3/(P_{отк.}+P_3) \cdot 100$ % образцов из ЖГр0,65Д2Н1-50Ч, спеченных при 1200 и 1250 °С, имеет очень высокое значение – более 90 % (рис. 1,б). Это говорит о возможности создания герметичных изделий из железочугунных композиций традиционным методом – холодным прессованием и спеканием без применения дорогостоящих материалов и дополнительных операций обработки.

В табл. 1 показано влияние содержания чугуна в шихте и температуры спекания на содержание общего и свободного углерода в сплавах. Почти все они соответствуют заэвтектидным сталям, за исключением сплава ЖГр0,65Д2Н1-10Ч, спеченного при 1250 °С. Повышение температуры спекания от 1100 до 1250 °С способствует, с одной стороны, большему растворению углерода в железе, а с другой – его выгоранию, поэтому содержание свободного углерода в сплавах, спеченных при 1200 и 1250 °С незначительное. Химический состав порошковых сплавов, спеченных при 1200 °С, представлен в табл. 2, из которой видно, что порошковая шихта ЖГр0,65Д2Н1 в процессе спекания дополнительно легируется за счет низколегированного чугуна.

На микроструктурах железочугунных композиций ярко выраженные границы раздела чугуна и основы не замечаются из-за высокой дисперсности (менее 63 мкм) вводимого в порошковую шихту чугунного порошка (рис. 2). Увеличение содержания углерода в шихте за счет изменение количества чугунного порошка полностью не решает задачу необезуглероживающего спекания изделий в среде эндотермического газа. В поверхностных слоях образцов как из ЖГр0,65Д2Н1-10Ч, так и из ЖГр0,65Д2Н1-50Ч (рис. 2а, б, н) наряду с перлитом присутствуют небольшие участки феррита. Во внутренних слоях образцов из всех марок материала образуется перлитная структура с включениями структурно-свободного цементита, за исключением образцов из ЖГр0,65Д2Н1-10Ч (рис. 2 а,б,в). По мере увеличения содержания чугуна в сплавах от 10 до 50 мас.% количество структурно-свободного цементита в их структуре растет, то есть при меньшем содержании чугуна в сплаве между зернами образуется тонкая, а при большем – грубая сетка цементита. структурно свободный цементит в виде игл образуется также и по линиям скольжения [4]. Это более ярко видно на образцах, спеченных при 1200 и 12050°С, что объясняется образованием жидкой фазы (рис. 2,к, м, о). При последующем ускоренном охлаждении образцов в холодильнике печи в их структуре преимущественно образуется цементит, поскольку для выделения графита необходима низкая скорость охлаждения.

Таблица 1

Изменение содержания углерода (масс.%) в порошковых сплавах в зависимости от температуры спекания и содержания чугунного порошка в шихте

| Температура спекания, С | Марки сплавов | | | | | | | | | |
|-------------------------|-----------------|-------------|-----------------|-------------|-----------------|-------------|-----------------|-------------|-----------------|-------------|
| | ЖГр0,65Д2Н1-10Ч | | ЖГр0,65Д2Н1-20Ч | | ЖГр0,65Д2Н1-30Ч | | ЖГр0,65Д2Н1-40Ч | | ЖГр0,65Д2Н1-50Ч | |
| | $C_{общ.}$ | $C_{своб.}$ | $C_{общ.}$ | $C_{своб.}$ | $C_{общ.}$ | $C_{своб.}$ | $C_{общ.}$ | $C_{своб.}$ | $C_{общ.}$ | $C_{своб.}$ |
| 1100 | 1,11 | 0,15 | 1,18 | 0,17 | 1,56 | 0,25 | 1,82 | 0,28 | 2,22 | 0,47 |
| 1150 | 0,96 | 0,129 | 1,13 | 0,158 | 1,42 | 0,236 | 1,76 | 0,247 | 1,80 | 0,217 |
| 1200 | 0,858 | 0,024 | 1,05 | 0,083 | 1,34 | 0,078 | 1,61 | 0,11 | 1,66 | 0,13 |
| 1250 | 0,71 | 0,0 | 1,03 | 0,0097 | 1,19 | 0,029 | 1,56 | 0,029 | 1,62 | 0,039 |

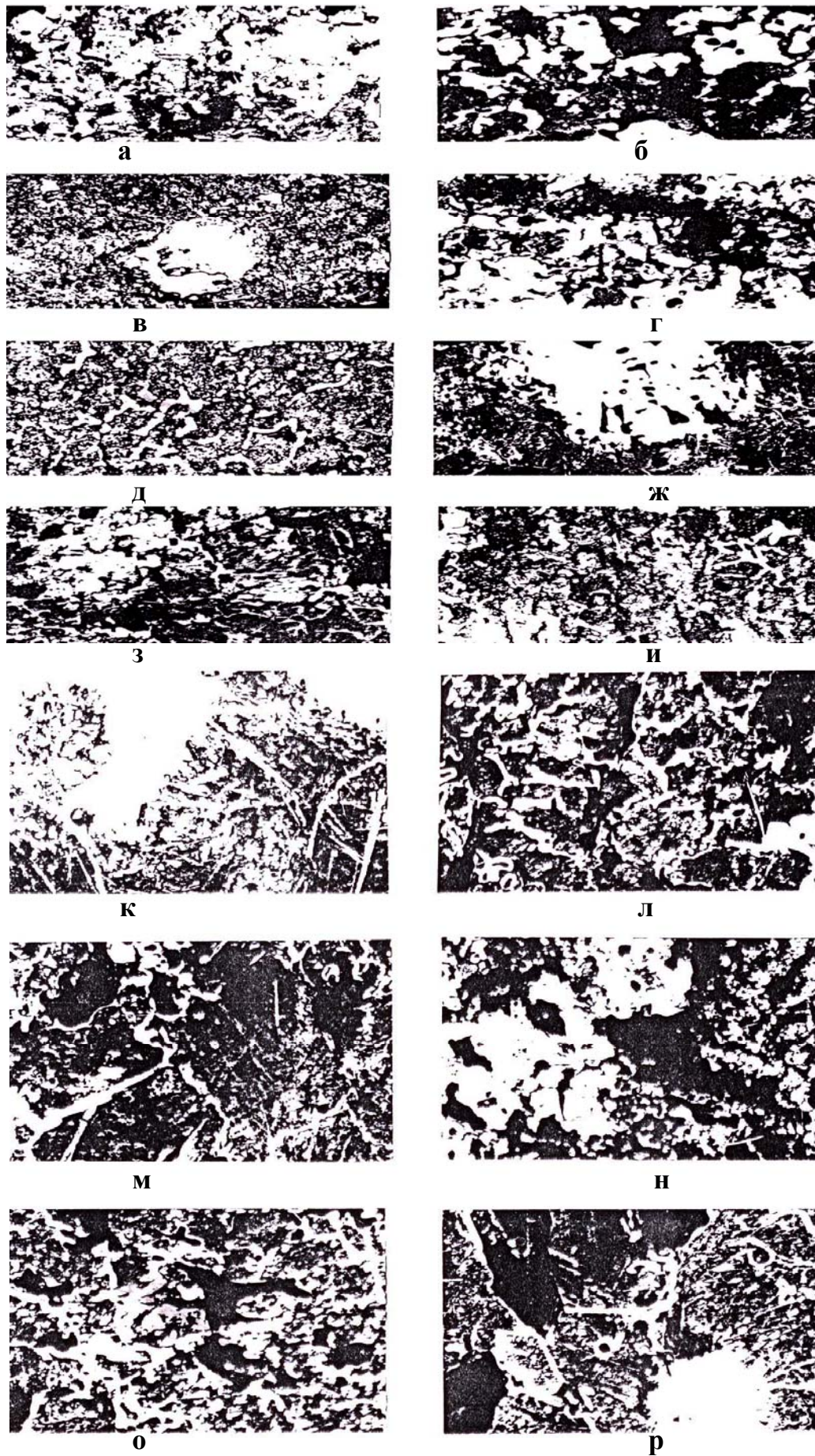


Рис. 2. Микроструктура поверхностных (а, б, г, ж, и) и внутренних (в, д, е, з, л, м, р, о) слоев сплавов «железочугун» х400. Содержание чугуна в сплавах, в масс. %: а, б, в – 10; г, д, е – 20; ж, з – 30; к, л, м – 40 и н, р, о – 50. Температура спекания °С: г, з, н – 1100; а, д, л, р – 1150; м – 1200; б, в, е, ж, к, о – 1250

Таблиця 2

Химический состав низколегированного чугуна и порошковых сплавов, спеченных при 1200 °С

| Материал | Содержание элементов, масс. % | | | | | | | |
|-----------------|-------------------------------|------|------|------|-------|-------|------|--------|
| | C | Cu | Ni | Mo | Cr | Mn | Si | B |
| Порошок чугуна | 2,68 | - | 0,78 | 0,86 | 0,73 | 1,14 | 1,68 | 0,22 |
| ЖГр0,65Д2Н1-10Ч | 0,858 | 1,7 | 1,1 | 0,09 | 0,092 | 0,42 | 0,22 | 0,0011 |
| ЖГр0,65Д2Н1-20Ч | 1,13 | 1,6 | 1,3 | 0,16 | 0,138 | 0,483 | 0,31 | 0,0011 |
| ЖГр0,65Д2Н1-30Ч | 1,34 | 1,24 | 1,5 | 0,22 | 0,172 | 0,60 | 0,47 | 0,0011 |
| ЖГр0,65Д2Н1-40Ч | 1,56 | 1,12 | 1,19 | 0,24 | 0,207 | 0,59 | 0,72 | 0,002 |
| ЖГр0,65Д2Н1-50Ч | 1,62 | 1,0 | 1,92 | 0,35 | 0,40 | 0,64 | 0,82 | 0,011 |

В процессе спекания исходные карбиды чугуна практически полностью растворяются в основе сплава, за исключением температур спекания 1100 и 1150 °С, при которых часть этих равновесных карбидов еще сохраняется (рис. 2, д, л). Однако на поверхности образцов сетка цементита отсутствует, что связано с эффективным углеродным обменом между металлом и газовой средой [5].

Повышение содержания чугуна в сплаве существенно снижает прочность последних, что обуславливается образованием в их структуре очень грубой сетки цементита (рис. 3а). Увеличение температуры спекания в диапазоне 1100–1250 °С несколько повышает σ_{δ} материалов, однако образцы из ЖГр0,65Д2Н1-50Ч, спеченные при 1200 °С, имеют сравнительно низкую прочность.

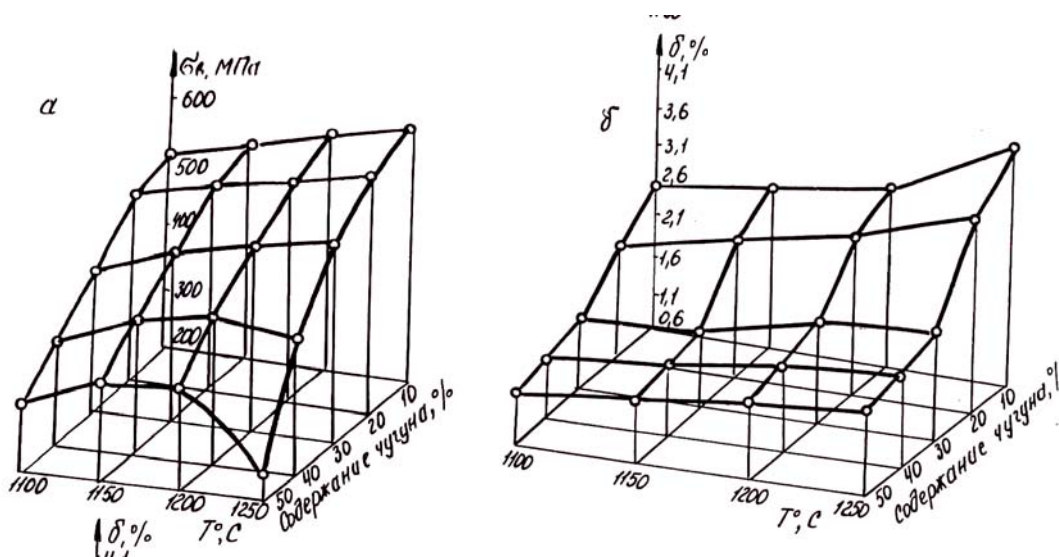
Если рост температуры спекания от 1100 до 1250 °С увеличивает пластичность (δ) образцов, то повышение содержания чугуна в сплавах ухудшает ее. Резкое снижение δ наблюдается с увеличением содержания чугуна в сплавах до 30 %, а далее графики становятся пологими (рис. 3, б).

На рис. 4 показана зависимость твердости поверхностных (а) и внутренних (б) слоев образцов от содержания чугуна и температуры спекания, из которой видно, что с увеличением содержания чугуна в сплавах и температуры спекания образцов твердость последних достаточно быстро растет. Высокая твердость наблюдается на образцах, содержащих 40 и 50 % чугуна и спеченных при температуре 1200 и 1250 °С, что связано с наличием в их структуре мелкодисперсного перлита и очень грубой сетки цементита.

Рост температуры спекания сплавов увеличивает, а повышение содержания чугуна существенно снижает их σ_{δ} и КС (рис. 5). Следовательно, чем чаще размещение в прессовке частиц типа «железо-чугун» и «чугун-чугун», почти не имеющих прямого металлического контакта между собой после прессования, тем хуже качество их срачивания при твердофазном спекании. Качественное срачивание этих частиц возможно лишь при жидкофазном спекании. При этом сравнительно большее снижение σ_{δ} наблюдается на образцах из ЖГр0,65ДН1-40Ч и ЖГр0,65Д2Н1-50Ч, спеченных при температуре 1250 °С.

Резкое снижение КС образцов, с увеличением содержания чугуна в сплавах от 10 до 20 %, говорит о достаточно полном распределении чугуна между частицами основного материала и, как следствие, о разуплотняющем его эффекте. Дальнейшее же увеличение содержания чугуна, с одной стороны, ослабляет «действительное» сечение образцов, а с другой – за счет большего образования жидкой фазы в какой-то степени компенсирует этот пробел, вследствие чего интенсивность снижения КС несколько тормозится.

Графики на рисунках 3, 4, 5, характеризующие прочностные свойства рассматриваемых материалов, имеют одинаковый характер и почти не отличаются друг от друга. Поэтому механизм изменения одной характеристики прочности сплавов в зависимости от увеличения содержания чугуна аналогичен и для других.

Рис. 3. Зависимость σ_{δ} (а) и (б) образцов от содержания чугуна в сплавах и температуры спекания

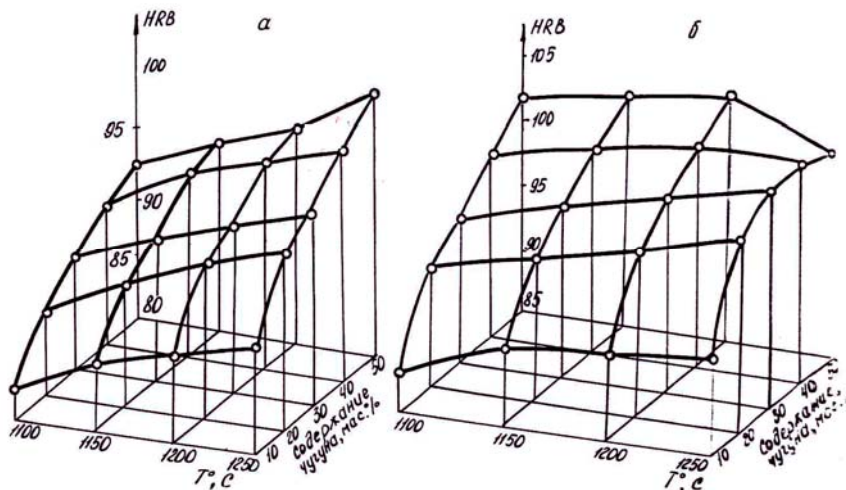


Рис. 4. Зависимость твердости (а) и внутренних (б) слоев образцов от содержания чугуна в сплавах и температуры их спекания

Иными словами, чем больше чугуна в сплавах, тем грубее в их структуре сетка цементита, вследствие которой снижаются σ_b , δ , σ_n , КС и повышается HRB.

Выводы. 1. Установлено, что увеличение содержание чугуна в шихте снижает ее прессуемость, однако повышение температуры спекания приводит к увеличению плотности, а следовательно и механических свойств всех композиций.

2. Повышение содержания чугуна в композициях приводит к образованию в структуре структурно-свободного цементита, а наличие в составе Ni и Cu – включений светлой фазы. Это свидетельствует о грубой гетерогенности структуры железочугунных композиций. Чем больше чугуна в сплавах, тем грубее в их структуре сетка цементита, которая приводит к снижению механических свойств композиций.

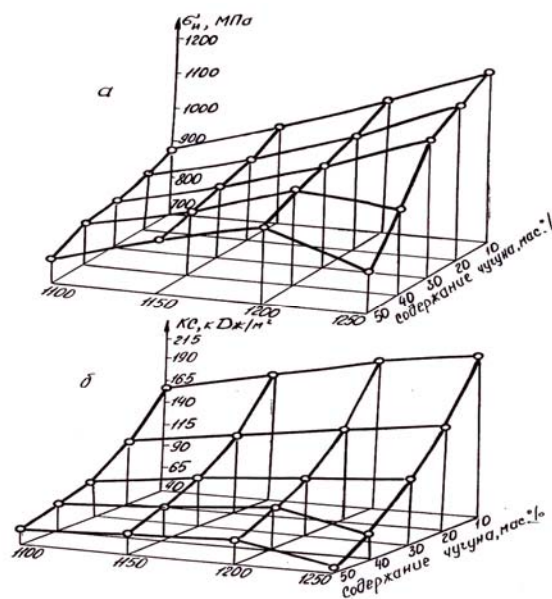


Рис. 5. Зависимость σ_n (а) и КС (б) от содержания чугуна в сплавах и температуры спекания

Литература

1. Мамедов А.Т. Восстановительный отжиг чугуночного порошка и его влияние на антифрикционные свойства материала / А.Т. Мамедов, В.А. Мамедов, А.Г. Алиев // Порошковая металлургия. – 2003. – № 3/4 (430). – С. 110–115.
2. Мамедов А.Т. Свойства чугуночного порошка, полученного из стружковых отходов ВЧ40 / А.Т. Мамедов, Ф.Т. Гулиев // Ученые записки АзГУ. – 2004. – № 3. – С. 31–33.
3. Кипарисов С.С. Порошковая металлургия / Кипарисов С.С., Либенсон Г.А. – М. : Металлургия, 1980. – 495 с.
4. Карташов Л.И. Влияние технологических параметров на качество деталей при серийном производстве методом горячей штамповки пористых заготовок / Л.И. Карташов, А.Т. Цыркин, М.М. Львовский // Порошковая металлургия. – 1996. – № 11/12. – С. 86–89.
5. Мамедов А.Т., Гулиев А.А. Металлические порошки из чугуночной стружки и особенности получения из них порошковых изделий (сообщение 2) / А.Т. Мамедов, А.А. Гулиев // Порошковая металлургия. – 1989. – № 10. – С. 4–10.

Рецензия/Peer review : 8.8.2016 р. Надрукована/Printed :28.10.2016 р.
 Рецензент : д. т. н., проф. Любчик В.Р.