

УДК 621.74.669.13

М.О. Матвеева, О.М. Шаповалова

ВЛИЯНИЕ КАЧЕСТВА ШИХТЫ И ПАРАМЕТРОВ ПЛАВКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ЧУГУНА

С учетом многофакторности процесса получения литейных сплавов, в настоящих исследованиях приведены результаты изучения наследственной связи между видом используемой лигатуры и структурой чугуна, а также влияние процесса плавления и температуры перегрева на строение и свойства отливок.

З урахуванням багатofакторності процесу отримання ливарних сплавів, у наступних дослідженнях наведені результати вивчення спадковості зв'язку між видом лігатури, що використовується і будовою чавуну, а також вплив процесу плавлення та температури перегрівання на будову і властивості виливків.

In present investigations bring to results of study hereditary of binding between king using alloying composition and structure of cast iron, as well as influence of process smelting and temperature of overheating on structure and property of cast. Take into consideration many-factors of process receive of casting alloys.

Введение. При решении ключевого вопроса - повышения качества продукции применительно к литейному производству, необходимо учитывать комплекс многогранных и обширных задач: создание приоритетных технологий и совершенствование известных; снижение энергетических и материальных затрат; метрологическое и сертификационное обеспечение; создание новых организационных структур; улучшение экологии. Фундаментом высоких технологий могут служить только приоритетные научные направления, обеспечивающие требуемые свойства и качество, цену продукции при минимальном загрязнении среды. Свойства чугунов, как известно, определяются микро- и макроструктурой, формирующейся в процессе кристаллизации и графитизации при затвердевании. Структура чугуна определяется не только его составом и скоростью охлаждения отливок, но и жидким состоянием металла, которое зависит от температуры перегрева, условий модифицирования, состава и структуры исходных материалов.

Анализ состояния вопроса. В работах [1,2,3] сообщается, что современные представления о механизме наследственности, его роли в формировании воспроизводимых после переплава свойств чугуна, существующие методы внепечной обработки позволяют ставить и решать задачи обеспечения литейного производства конструкционными чугунами с требуемыми потребителю свойствами. Также рассмотрен подход к управлению качеством отливок из чугуна на основе современных представлений о строении и кристаллизации расплава металла. Произведен анализ структурной наследственности как фактора повышения качества литых изделий. Показаны области применения явления структурной наследственности при производстве отливок из чугуна как методы управления структурой и свойствами чугу-

© МАТВЕЕВА М.О., ШАПОВАЛОВА О.М., 2007

на. Под структурной наследственностью понимают влияние размера, формы, характера распределения графитовых включений в чугуна исходной шихты на эти же характеристики в отливке.

Наибольшее внимание исследователи уделяют фиксации положительной наследственности, а именно – наследованию характера структуры шихтовых материалов через жидкое состояние.

Проанализировав состояние вопроса, можно уверенно говорить о наличии в шихте материальных носителей, вызывающих определенное изменение свойств в отливке или слитке. Так как многое зависит от условий плавки и кристаллизации отливки, наследственность в одних условиях можно и полезно использовать, а в других не следует возлагать на нее надежды. Это означает, что нежелательные явления наследственности можно нейтрализовать. В любом случае надо знать о ее характере, структуре исходных материалов и учитывать при разработке технологических процессов и в практической работе.

Известно большое влияние на кристаллизацию и графитизацию чугуна жидкого состояния металла, в частности температуры перегрева [4, 5]. Повышение температуры перегрева жидкого чугуна приводит к заметному размельчению графита, что связано с увеличением переохлаждения. Вместе с тем возрастает тенденция к кристаллизации графита в дендритной форме, и тем в большей степени, чем выше перегрев чугуна и меньше содержание углерода в нем. Перегрев действует в том же направлении, что и понижение содержания углерода, и увеличение скорости охлаждения.

Целью настоящего исследования являлось изучение наследственной связи между видом используемой лигатуры и структурой чугуна, а также влияние процесса плавления и температуры перегрева на строение и свойства отливок. Учитывая многофакторность процесса получения литейного сплава, настоящая работа является актуальной.

Методика исследований. Опытные плавки проведены на высокочастотной установке ВЧИ10-10/0,44. Масса единовременной загрузки $0,2 \pm 0,01$ кг. Время плавки в разогретом тигле 100 ± 10 секунд. Температуру металла в печи определяли термопарой Pt/Pt с записью на потенциометре КСП-4.

Химический состав исследуемого чугуна определяли при помощи оптического эмиссионного спектрометра с микропроцессорной системой управления и измерения «Поливак Е2000». Микроструктурный анализ чугуна опытных плавки проведен по стандартным методикам с помощью оптического микроскопа МИМ-8 (№ 59200). Абсолютная погрешность ± 1 при доверительной вероятности $P=0,5$. Микротвердость структурных составляющих измеряли на приборе ПМТ-3 (№ 59586) при нагрузке $0,49\text{Н}$ и увеличении $\times 485$. С точностью замера диагонали отпечатка индентора $\pm 0,07$ мкм. Твердость образцов исследовали методом Роквелла по глубине отпечатка, оставленного при вдавливании алмазного конуса с углом при вер-

шине 1200. За единицу твердости принята условная величина, соответствующая осевому перемещению наконечника на 0,002 мм.

Для оценки случайных величин, какими являются любые экспериментальные данные, использовали методы статистической обработки результатов, описанные авторами в предыдущих работах [6]. Для выявления структуры совокупности изучаемых данных, в качестве меры рассеивания, был использован размах вариации, то есть разница между наибольшим и наименьшим значениями признака.

Обсуждение результатов. Для исследования влияния наследственности, плавления и температуры перегрева на строение и свойства чугуна были проведены серии плавов на двух лигатурах, близкого химического состава, но с разной исходной структурой (табл.1).

Таблица 1

Результаты химического анализа лигатуры (железо остальное)

Тип лигатуры (обозначение)	C	Si	Mn	S	P
Лигатура № 1 (Л1)	3,70	2,10	0,71	0,030	0,05
Лигатура № 1 после плавления и перегрева до 1350°C (Л1П 1350°C)	3,65	2,15	0,69	0,025	0,05
Лигатура № 1 после плавления и перегрева до 1450°C (Л1П 1450°C)	3,60	2,13	0,69	0,025	0,05
Лигатура № 2 (Л2)	3,85	0,96	0,42	0,033	0,05
Лигатура № 2 после плавления и перегрева до 1400°C (Л2П 1400°C)	3,73	0,98	0,42	0,035	0,06

Сравнительные результаты металлографического анализа графитной составляющей исследуемых чугунов до и после плавления приведены в табл.2.

Микроструктура образца лигатуры Л1 представляет собой серый чугун с перлитно-ферритной матрицей и содержанием графита 10,88% (рис.1). Форма включений графита пластинчатая прямолинейная с длиной включений ПГд350 и с равномерным распределением (рис.1 а,б).

После плавления и перегрева до температуры 13500С получили чугун с 19,0% графита и перлитной металлической матрицей, участков с цементитом, ледебуритом и ферритом не более 0,5% по площади шлифа (рис.2). Графит достаточно однородный – форма включений пластинчатая завихренная Гф2, длина включений ПГд90, распределение включений неравномерное ПГр2.

После плавления и перегрева до температуры 14500С чугун содержит 9,6% графита и до 1,0% цементита по площади шлифа (рис.3), металлическая матрица состоит из перлита и феррита, ледебурит не выявлен. Графит характеризуется сочетанием разных форм, размеров и распределения включений (табл.2).

Сравнивая полученные результаты, можно сделать следующие выводы.

Количество графита изменяется нелинейно, в исходной шихте его 10,88%, при температуре нагрева 13500С – 19,0% (количество графита возрастает), при 14500С – 9,6% (заметно уменьшается).

Таблица 2

Сравнительные результаты характеристик графитной составляющей

Параметр	Л1	Л1П 13500С	Л1П 14500С	Л2	Л2П 14000С
Количество графита, %	10,88	19,0	9,6	3,65	3,16
Характеристика графита, % от занимаемой площади					
А. Форма включений	ПГф1-97,0 ПГф2-3,0	ПГф2-100,0	ПГф1-67,6 ПГф2-32,4	ПГф4-100,0	ПГф2-100,0
Б. Длина включений	ПГд350-94,5 ПГд180-5,5	ПГд90-100,0	ПГд90-23,5 ПГд180-76,5	ПГд45 до 30, остальное единичные включения	ПГд90 - 100,0
В. Распределение включений	ПГр1-97,0 ПГр3-3,0	ПГр2-100,0	ПГр1-35,3 ПГр2-11,8 ПГр3-17,6 ПГр9-35,3	ПГр9 до 35, остальное разрозненные гнезда	ПГр6-20,0 ПГр9-80,0

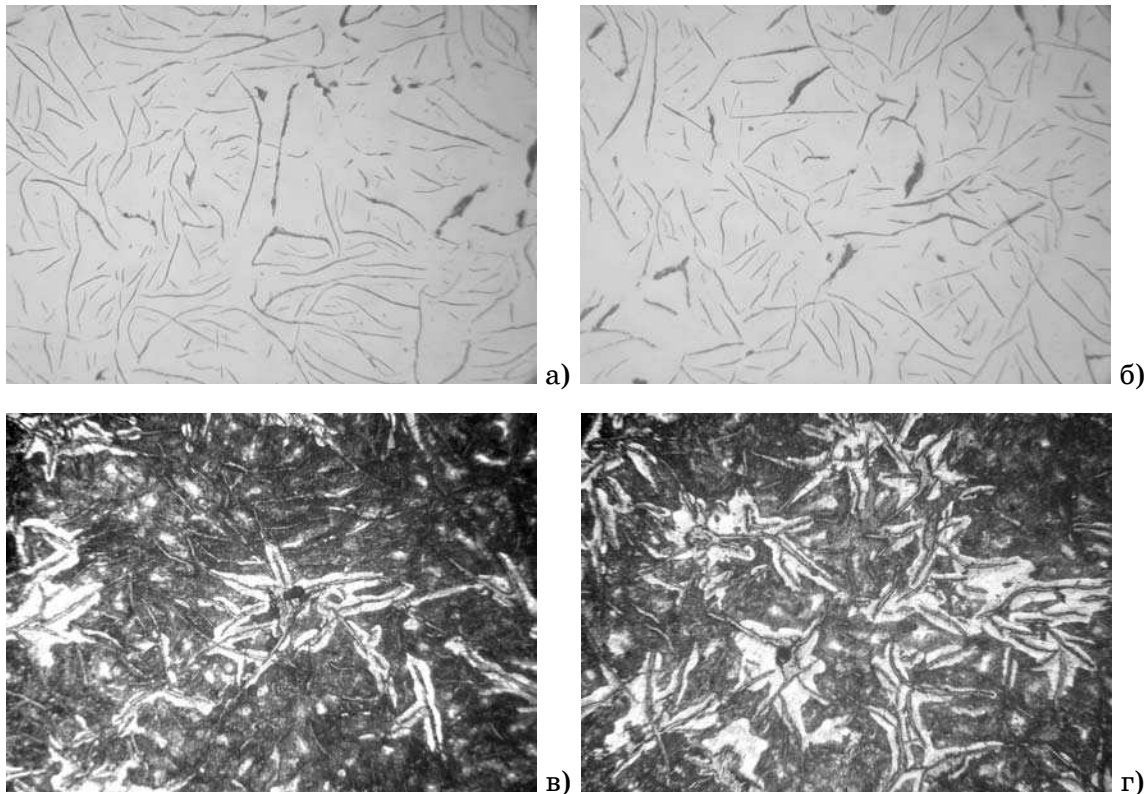


Рисунок 1 – Микроструктура образца лигатуры Л1: а, б – не травлено, в, г – травлено 4%-ным ниталем, увеличение x 150

Изменяются также и характеристики графита: если в исходной шихте он в основном пластинчатый прямолинейный, с протяженными пластинами и равномерным распределением, то при плавлении и нагреве до температуры 1350⁰С он становится пластинчатым завихренным, длина пластин уменьшается до ПГд90 и распределение становится неравномерным.

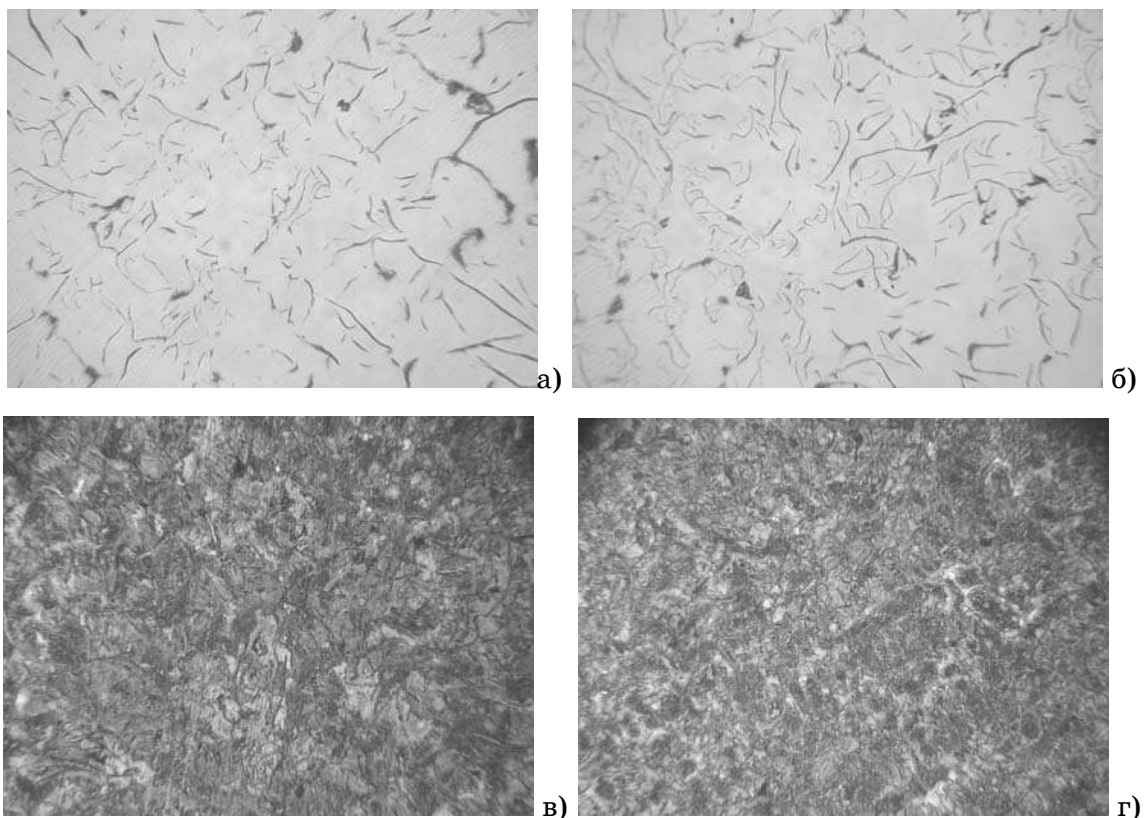
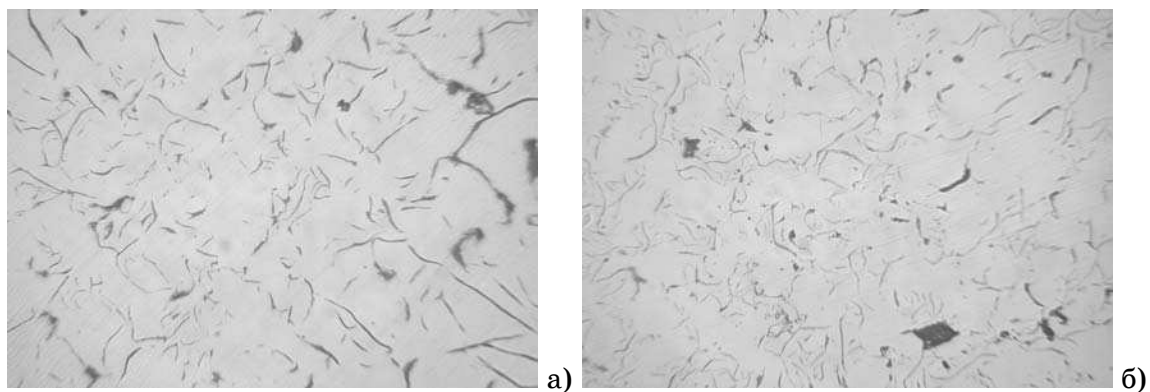


Рисунок 2 – Микроструктура образца Л1П 1350⁰С: а, б – не травлено, в, г – травлено 4%-ным ниталем, увеличение x 150

При плавлении и нагреве до 1450⁰С картина заметно меняется – имеются как пластинчатое (67,6%), так и завихренное (32,4%) распределение графита. Длина пластин, в общем увеличивается (табл.2), но она меньше, чем в исходной шихте. Наблюдается сочетание нескольких видов распределения графита - преобладают равномерное и междендритное пластинчатое, наряду с ними присутствуют участки с неравномерным распределением и колониями междендритного Г. Возможно увеличение температуры перегрева на 100⁰С и более интенсивное самопроизвольное кристаллообразование вызывают размельчение графита и кристаллизацию его в междендритной форме. Установлено повышение однородности структуры чугуна.



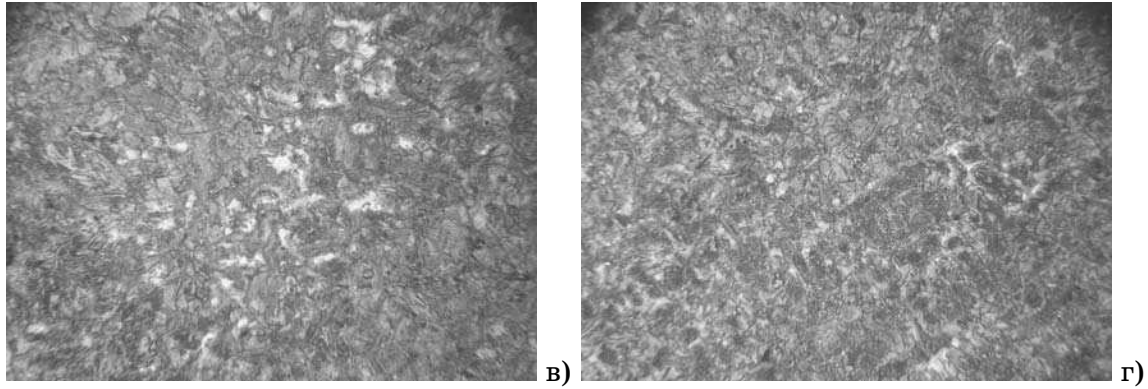


Рисунок 3 – Микроструктура образцов Л1П 1450⁰С: а, б – не травлено, в, г – травлено 4% -ным ниталем, увеличение x 150

Металлическая матрица исходного чугуна феррито-перлитная - 76,5% перлита и 12,62% феррита. После плавления и перегрева до 1350⁰С – матрица стала перлитной, небольшие фрагменты цементита, ледебурита и феррита занимали не более 0,5% по площади образца. После плавления и нагрева до 1450⁰С выявлена перлитная металлическая матрица с небольшими фрагментами вторичного цементита до 1,0% .

При более высокой температуре перегрева зерна перлита мельче, он становится однороднее.

Процесс плавки и температура перегрева чугуна оказывают влияние на характеристики структурных составляющих сплава, а значит и на свойства отливок.

Микроструктура образца лигатуры Л2 - это перлитно-цементитный белый чугун, в некоторых участках которого выделяется небольшое количество графита (3,65%, по массе), вокруг графита - зерна феррита ~ 2,0% (рис.4). Графит гнездообразный с междендритным пластинчатым распределением или точечный.

После плавления в высокочастотной индукционной печи и перегреве до температуры 1400⁰С структура отливок также изменилась. Количество графита уменьшилось на 0,49%, по массе (или на 13,4%). Форма включений из гнездообразной полностью стала пластинчатой завихренной, включения удлинились, единичные выделения больше не наблюдаются (рис.5 а,б). Распределение Г тоже изменилось: из разрозненных гнезд графита с 35% междендритного пластинчатого - он становится междендритным пластинчатым на 80% и сетчатым (20%).

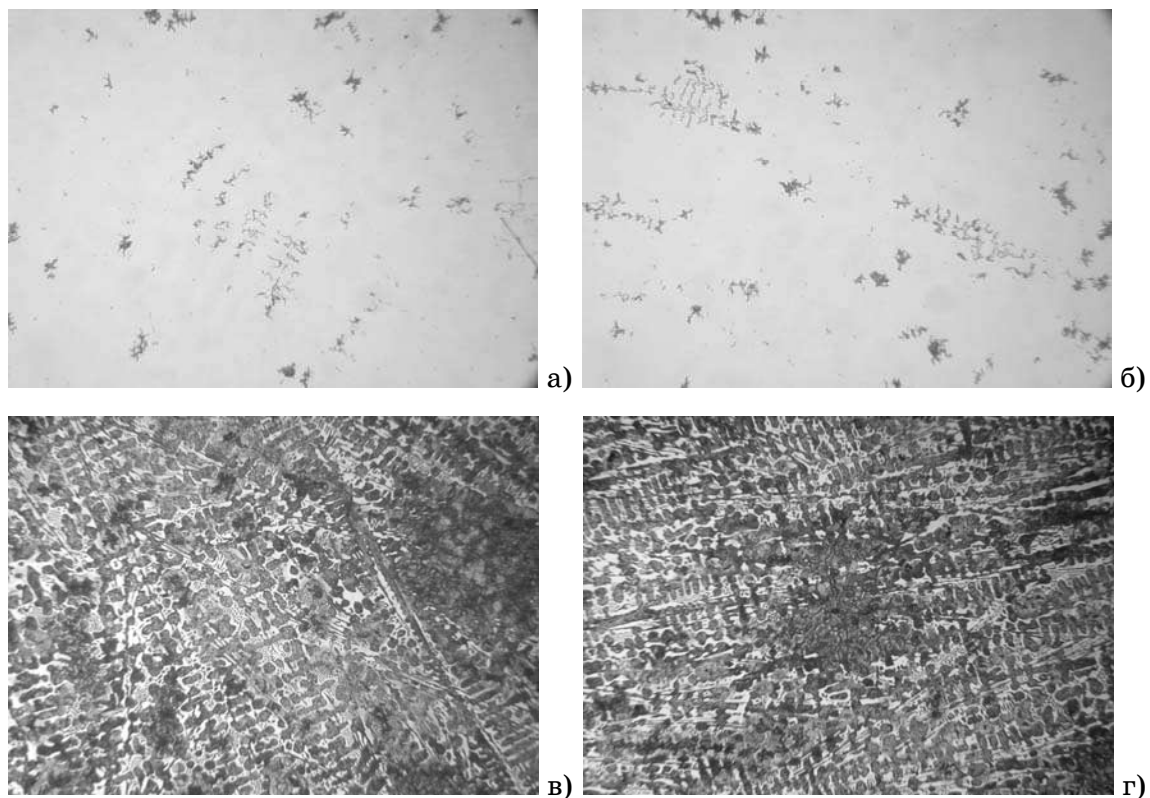


Рисунок 4 – Микроструктура образцов лигатуры Л2: а, б – не травлено, в, г – травлено 4% -ным ниталем,увеличение x 150

Металлическая матрица чугуна это перлит, цементит и ледебурит, феррит не обнаружен (рис.5 в,г).

В серии экспериментов с Л2 также обнаружено влияние процесса плавки металла на характеристики графита, состав и количественное соотношение структурных составляющих. Сравнительные результаты количественного металлографического анализа металлической матрицы всех исследуемых образцов приведены на рис.6. При оценке влияние исходной лигатуры, процесса плавки и перегрева на состав и количество структурных составляющих получены следующие результаты. После плавления отливки сохранили свои основные классификационные характеристики, так если Л1 изначально был серым чугуном, то таким он остался и после плавления; отливки же на базе Л2 сохранили в основном структуру белого чугуна. В изменении количественного соотношения структурных составляющих однозначных зависимостей не наблюдается. Хотя после плавления во всех слитках опытного чугуна не было феррита, а количество перлита всегда увеличивалось, но это требует дополнительных исследований.

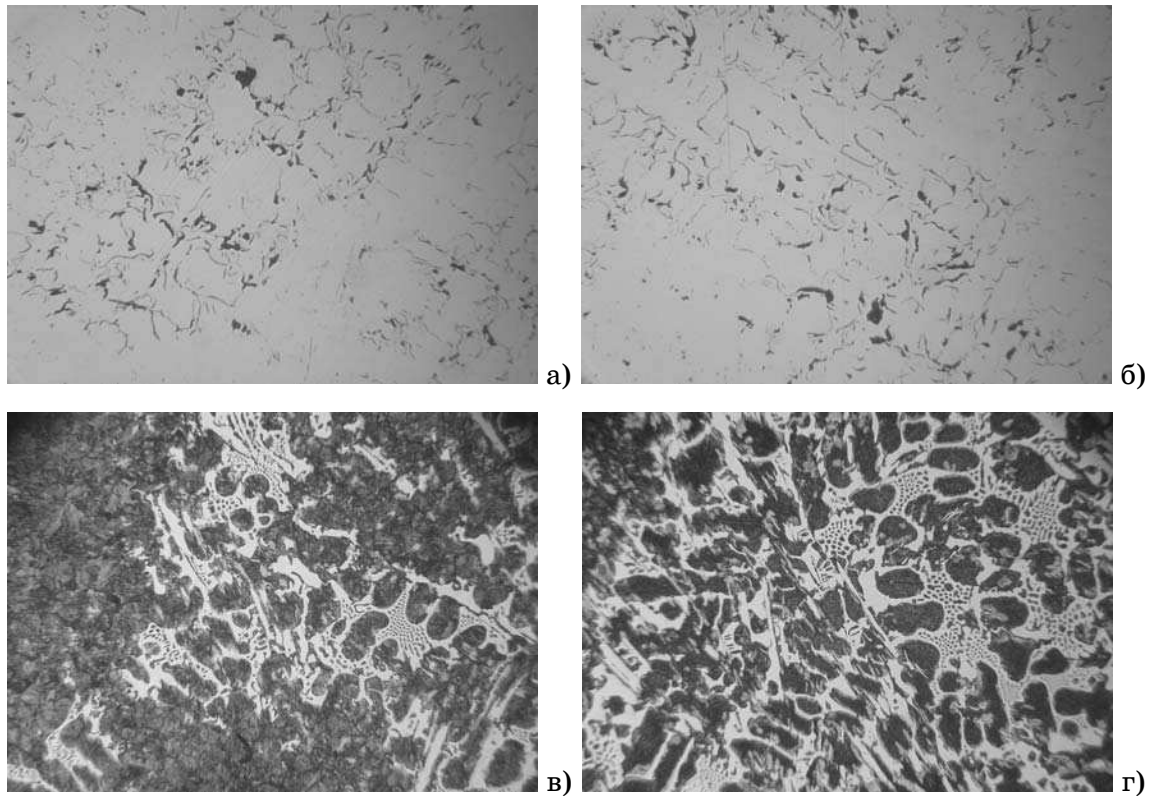


Рисунок 5 – Микроструктура образцов Л2П 1400⁰С: а, б – не травлено, в, г – травлено 4% -ным ниталем, увеличение x 150

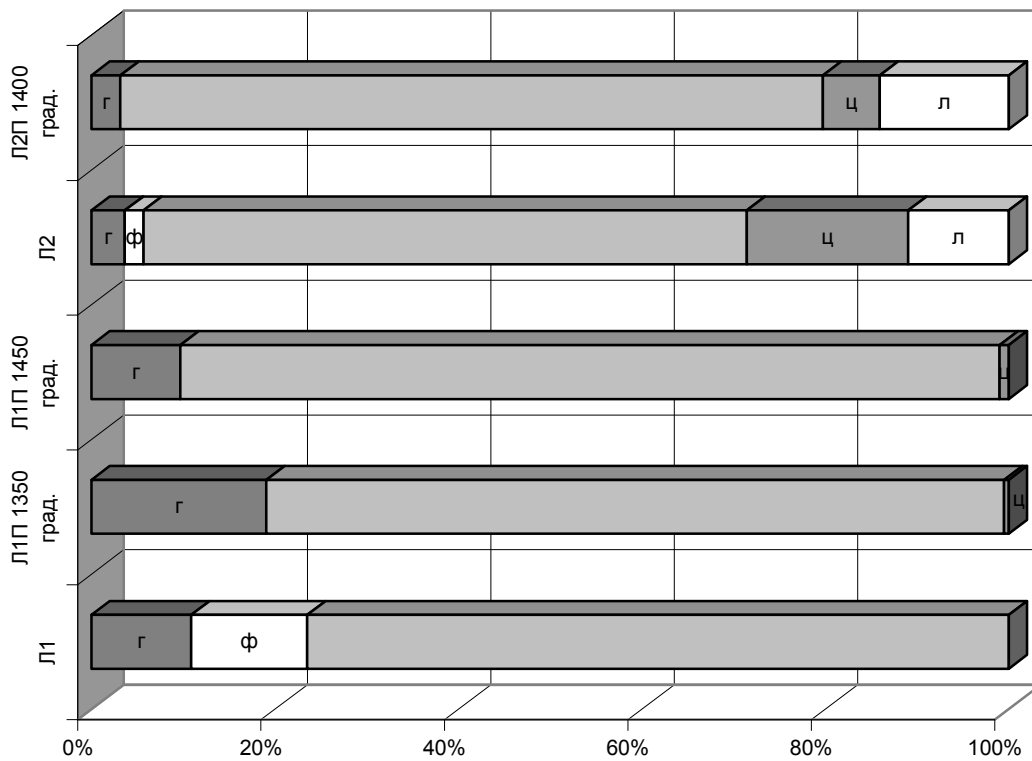


Рисунок 6 - Количество структурных составляющих в чугунах экспериментальных плавок: Г – графит, Ф – феррит, П – перлит, Ц – цементит, Л – ледебурит

Зато целиком закономерное влияние выявлено при изучении микротвердости структурных составляющих и твердости полученных отливок. На рис.7 и в табл.3 приведены результаты измерения микротвердости перлита, цементита и размах вариаций их значений (H_{μ} для других структурных составляющих не приводим, так как они получены не во всех образцах). После плавления микротвердость П и Ц увеличивается, при этом чем выше она была в исходной лигатуре, тем на более высоком уровне свойств остается.

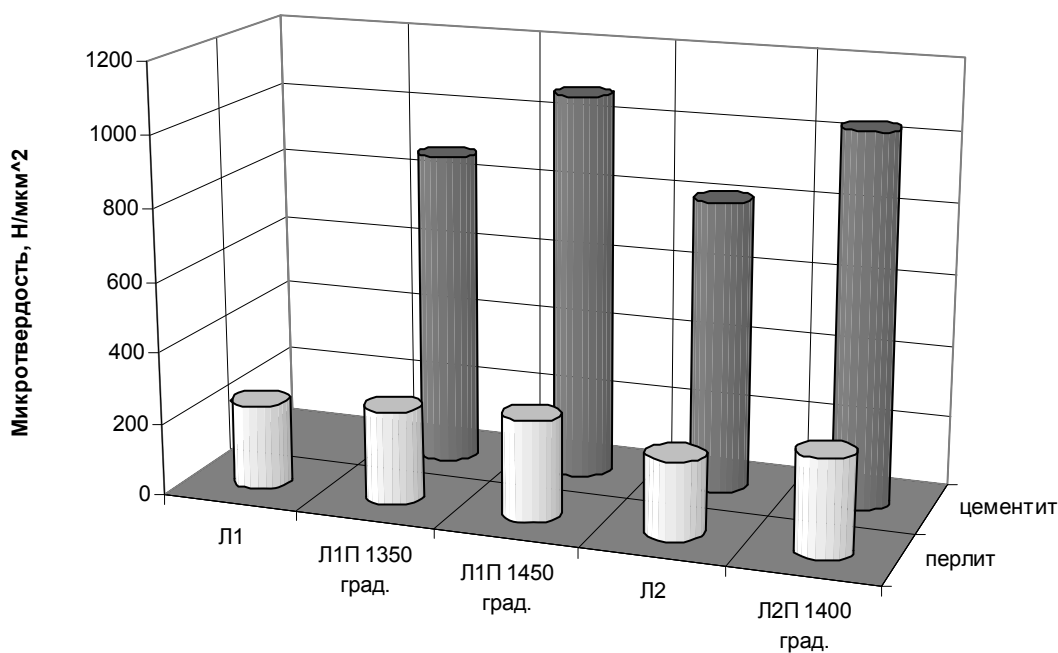


Рисунок 7 – Микротвердость перлита и цементита в опытном чугуне

Таблица 3

Размах вариаций значений микротвердости структурных составляющих опытных чугунов

Параметр	Л1	Л1П 1350 ⁰ С	Л1П 1450 ⁰ С	Л2	Л2П 1400 ⁰ С
Перлит	109	188	173	73	120
Цементит	-	188	173	311	321

Достоверность полученных результатов подтверждается анализом твердости опытных слитков. Во всех случаях твердость после плавления возрастает (рис.8).

При использовании Л1 перегрев до более высокой температуры вызывает большее повышение твердости. Необходимо отметить, что при плавлении и нагреве до 1350⁰С твердость повышалась незначительно в сравнении с другими слитками и отличалась большим разбросом значений.

Исходная лигатура Л2 была более твердой и более высокая твердость сохранилась в отливках. Размах вариации при измерении твердости достаточно высокий (14 ед.) и сохраняется после плавления и перегрева (рис.8).

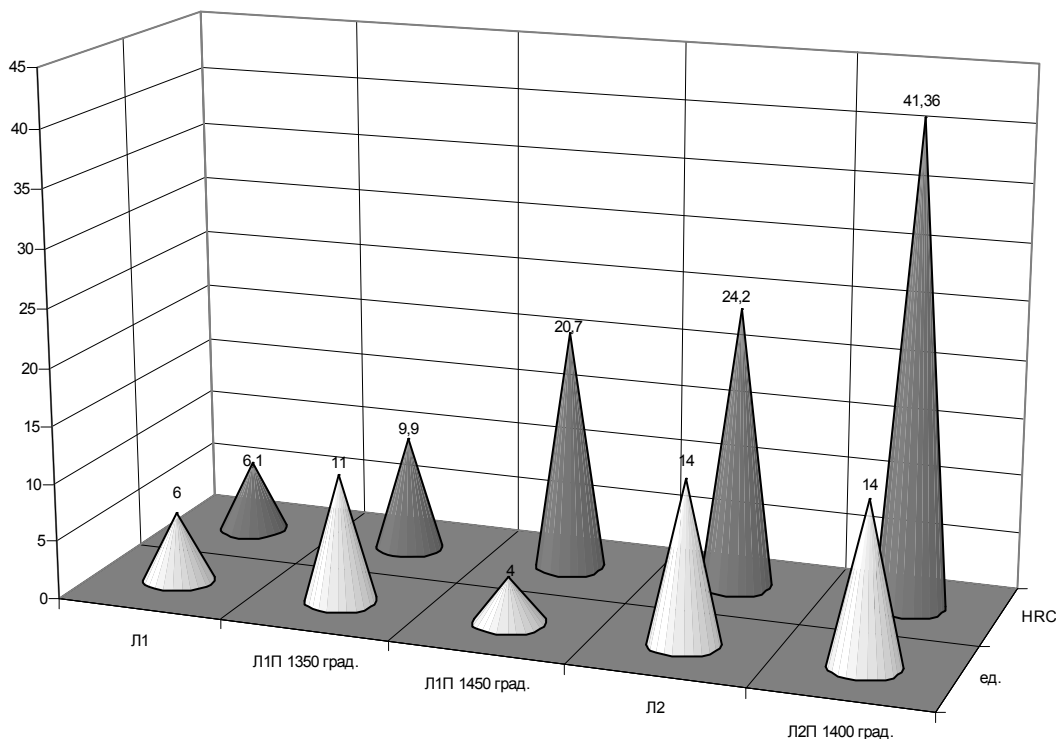


Рисунок 8 – Результаты измерения твердости образцов.

Выводы

1. После плавления отливки сохранили свои основные классификационные характеристики, если Л1 изначально был серым чугуном, то таким он остался и после плавления; отливки на базе Л2 также сохранили структуру белого чугуна. Это подтверждает, что переход из кристаллического состояния в жидкое не вызывает существенной перестройки структуры ближнего порядка промышленных металлов. Установлено, что скорости структурных преобразований в многокомпонентных расплавах невелики; расплавы характеризуются сохранением в течение длительного периода микроскопических упорядоченных областей.

2. Установлено, что температурные параметры, процесс плавки и исходная структура шихты оказывают влияние на количество и морфологию графита, а также на количественные характеристики структурных составляющих металлической матрицы. Поэтому генетику структуры и состав исходных шихтовых материалов, температурные параметры плавки необходимо учитывать при разработке технологических процессов и в практической работе по легированию и модифицированию чугунов.

3. После плавления микротвердость структурных составляющих увеличивается, при этом, чем выше она была в исходной лигатуре, тем на бо-

лее высоком уровне свойств и остается. Технология производства большинства литейных сплавов включает перегревы над точкой плавления до температур, значительно меньших температур разупорядочения структуры жидкости, поэтому сохраняется наследственность элементов структуры расплава, которые влияют на кинетику кристаллизации и свойства готовых отливок.

ЛИТЕРАТУРА

1. О наследственности чугунов / Писаренко Л.З., Лукашевич С.Ф. // Литейное производство. - 2002. - №7. - С.14-16.
2. Управление наследственностью структуры шихты и расплавов– важнейший резерв повышения качества отливок/ Никитин В.И. // Литейное производство. – 1988. - №9. – С.5-9.
3. О механизме образования жидких литейных сплавов и их наследственности/ Гаврилин И.В. // Литейное производство. – 1999. - №1. – С.10-12.
4. Чугун: Справ. изд./ Под ред. А.Д.Шермана и А.А.Жукова. М.: Металлургия, 1991. – 576 с.
5. Гиршович Н.Г. Чугунное литье. – М.: Металлургиздат.–1949. – 562 с.
6. Шаповалова О.М., Матвеева М.О. Влияние хрома на формирование графита в чугунах/ Ж. «Металловедение и термическая обработка металлов». – 2004. - № 4.- С.24-30.