

**Т.С. Скобло,  
О.Ю. Клочко, А.И. Сидашенко, Е.Л. Белкин**

**ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ И ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ  
ОСНОВЫ ПРОГНОЗИРОВАНИЯ  
СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ, СВОЙСТВ  
ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТЫХ ЛЕГИРОВАННЫХ  
СПЛАВОВ**

**МОНОГРАФИЯ**

**Харьков – 2019**

**УДК 621.74:669**

**ТЗЗ**

*Рекомендовано к изданию Ученым советом Харьковского национального технического университета сельского хозяйства имени Петра Василенко, протокол № 10 от 27.06.2019 г.*

**Рецензенты:**

*Соболь О.В.*

доктор техн. наук, профессор, зав. кафедрой материаловедения НТУ «ХПИ» (г. Харьков)

*Тимофеева Л.А.*

доктор техн. наук, профессор, зав. кафедрой качества, стандартизации, сертификации и технологий изготовления материалов УкрГУЖТ (г. Харьков)

**ТЗЗ** Теоретические и экспериментальные основы прогнозирования структурообразования, свойств высокоуглеродистых легированных сплавов: Монография. /Т.С. Скобло, О.Ю. Ключко, А.И. Сидашенко, Е.Л. Белкин. Под ред. проф. Т.С. Скобло. – **Х.**, 2019. – 277 с.

**ISBN 968-617-7017-30-0**

В монографии предложен комплексный подход, позволяющий оценивать и прогнозировать структурообразование и свойства сплавов при изготовлении крупных двухслойных отливок из различных сплавов. На основе использования комплексного подхода в исследованиях разработаны новые параметры технологических процессов отливки и термообработки таких изделий с минимальными затратами в процессе производства и достижением оптимизации потребительских свойств в эксплуатации.

Монография рассчитана на специалистов металлургических и машиностроительных предприятий, а также может быть полезна научным работникам, аспирантам и магистрантам учебных заведений, специализирующихся по заданному научному направлению.

Ил.56. Табл. 77. Прилож. Библиограф. 150 назв.

Иллюстрация на задней обложке - оптико-математический анализ микроструктуры валкового высокохромистого чугуна: верхний ряд – SEM фотография; средний ряд – оценка неоднородности фаз по их изменчивости; нижний ряд – локальная диффузия компонентов по дислокациям с формированием новых фаз и их соединений

**ISBN 968-617-7017-30-0**

**УДК 621.74:669**  
**© ХНТУСХ, 2019**

## СОДЕРЖАНИЕ

	стр.
Введение	6
Раздел 1. Фазовый состав исследуемых гетерогенных сплавов	8
1.1. Постановка задачи	9
1.2. Исследование микроструктур путем оценки сочетаний условных цветов и абсолютных значений лапласиана	9
1.3. Исследования особенностей структурообразования легированных чугунов при низкотемпературной термоциклической обработке в процессе распада остаточного аустенита	16
Раздел 2. Применение методов анализа для оценки дисперсности структуры	24
2.1. Математический подход к оценке дисперсности структуры легированных чугунов	24
2.2. Влияние различных факторов на структурообразование	31
Раздел 3. Новые теоретические подходы в оценке структурообразования легированных чугунов	39
3.1. Моделирование структурообразования в высокоуглеродистых сплавах	39
3.2. Методики моделирования металлографических структур	39
3.2.1. Статистическое моделирование металлографических структур	42
3.2.1.1. Статистическое моделирование структур при помощи перестановки пикселей изображения	42
3.2.1.2. Статистическое моделирование структур путем перестановки ячеек, образованных пикселями изображения	56

3.2.2. Выбор оптимальных граничных условий при математическом моделировании структуры высокоуглеродистых сплавов	68
Раздел 4. Оценка изменчивости фаз в легированных чугунах	81
4.1. Математический подход к оценке изменчивости структур	81
4.2. Новый подход к оценке изменчивости фаз	82
4.3. Исследование изменчивости карбидной фазы	107
4.4. Причины и характер деградации карбидной фазы в чугунах при эксплуатации изделий	122
Раздел 5. Новые подходы в исследованиях по прогнозированию фазового состава сплава и его влияния на твердость	131
Раздел 6. Оценка локальной неоднородности в высокоуглеродистых сплавах и ее связь с изменениями дислокационной структуры	153
6.1. Влияние дислокационной структуры на свойства высокоуглеродистых легированных сплавов	153
6.2. Исследование локальной структурной неоднородности высокоуглеродистых сплавов, упрочненных радиационно-термическим методом	154
6.3. Исследование локальной структурной неоднородности, формируемой в результате процесса кристаллизации и пластической деформации	164
Раздел 7. Разработка режимов термической обработки моделированием параметров для прогнозирования структурного состояния сплава	173
7.1. Постановка задачи	173
7.2. Методика моделирования параметров процесса термической обработки легированных чугунов	177
7.3. Унифицирование параметров экспериментальных режимов обработки	180
7.4. Вычислительный эксперимент	183



7.5. Математическое моделирование режимов термической обработки	204
7.6. Проверка адекватности разработанных математических моделей и обобщение результатов моделирования	218
Раздел 8. Исследование и разработка нового технологического процесса производства валков	223
8.1. Постановка задачи	223
8.2. Разработка нового процесса кристаллизации	224
8.3. Исследования особенности структурных изменений, происходящих при кристаллизации	227
Заключение	234
Список использованных источников	239
Приложение А	249
Приложение Б	258
Приложение В	262
Приложение Г	268
Приложение Д	274

## ВВЕДЕНИЕ

Для эффективной реализации высокого уровня эксплуатационной стойкости изделий из легированных чугунов, работающих в сложных условиях, таких как, высокие удельные давления, знакопеременные нагрузки, циклические изменения температурных режимов, необходимо надежно установить основные факторы и оценить закономерности их влияния на формирование структуры и свойств таких сплавов. Учет механизма их воздействия (например, на локальную структурную неоднородность, изменение дислокационной структуры, их роли в процессах деформации, разрушения) может требовать значительного объема экспериментальных исследований, либо вовсе не поддаваться такому анализу. Это приводит к повышению сложности технологических процессов изготовления изделий из таких материалов, увеличению их стоимости и не всегда позволяет реализовать наиболее оптимальный уровень требуемых свойств.

В связи с этим, в материаловедении, в последние годы, огромное внимание уделяют вопросам математического компьютерного исследования и моделирования различных процессов, происходящих при изготовлении и эксплуатации изделий. При разработке состава современных легированных чугунов, а также эффективных технологических процессов изготовления деталей из них, обязательным, наряду с традиционными методами исследований, является использование компьютерных методов анализа металлографического изображения и моделирования процессов структурообразования таких сплавов. Однако, известные методики оптико-математической оценки структурных составляющих сплавов на базе действующих стандартов не относятся к высоколегированным дисперсионно-твердеющим сплавам и не позволяют наиболее полно оценить влияние таких факторов на структурное состояние сплава и эксплуатационные свойства изделия в целом.

В связи с этим, авторами, в течение длительного периода, были проведены многочисленные исследования, на основании которых разработаны и апробированы новые методы и комплексные подходы, включающие в себя оптико-математическое описание и анализ

структурного состояния металлических сплавов, в частности, легированных чугунов, выявлены и предложены новые факторы и оценочные критерии, дающие полное представление об их структурообразовании и свойствах, на основании которых предложены методики моделирования технологических процессов изготовления, обеспечивающие высокое качество и эксплуатационную стойкость таких изделий.

В монографии представлена усовершенствованная методика оптико-математического анализа, позволяющая с высокой точностью оценить фазы гетерогенных сплавов и их локальные концентрации, в том числе, выделяющиеся при дисперсионном твердении фазы, определять их долю, соотношение, оценивать неоднородность, изменение дислокационной структуры и прогнозировать уровень свойств и стабильность материала изделий при эксплуатации. Разработанные для такой оценки критерии, учитывающие изменения энергетического состояния системы, выражение дисперсности с помощью функций, представляющих такие параметры, позволили задавать значительное число факторов, описывающих отличительный характер структурообразования при помощи анализа металлографических изображений. Используемый новый подход позволяет наиболее точно оценивать влияние различных факторов на свойства материала, в первую очередь, их твердость, микротвердость и с высокой точностью прогнозировать свойства сплава изделия при эксплуатации.

## Раздел 1

### Фазовый состав исследуемых гетерогенных сплавов

Одним из существенных недостатков легированных чугунов, таких как сплавы для производства прокатных валков большой массы для листовых станов горячей прокатки, является нестабильность свойств рабочего слоя в период эксплуатации из-за наличия остаточного аустенита. В условиях термоциклического воздействия и высоких удельных давлений распад его сопровождается ростом напряжений, трещинообразованием и выкрашиванием рабочего слоя валка при эксплуатации. Уменьшить долю остаточного аустенита в таких сплавах возможно дополнительным легированием карбидообразующими добавками, для образования специальных карбидов, а также термической обработкой [22,57].

Согласно данным термодинамического анализа сплавов системы Fe–Cr–C, с содержанием хрома до 25% установлено [69, 120], что при кристаллизации такого сплава возможно формирование как легированных карбидов цементитного типа, так и – специальных. При кристаллизации больших масс металла формируется эвтектика:  $\gamma$ -фаза +  $(\text{Cr,Fe})_7\text{C}_3$ ,  $(\text{Cr,Fe})_{23}\text{C}_6$  и  $(\text{Fe,Cr})_3\text{C}$ .

В задачу исследований входила разработка новых подходов для достоверной качественной и количественной оценки фаз в высокохромистом сплаве до- и после термической обработки для обеспечения оптимальных потребительских свойств с минимизацией затрат в исследованиях и производстве.

Учитывая тот факт, что остаточный аустенит, как правило, располагается в локальных зонах, то при его распаде обычным микроструктурным анализом трудно не только определить тип продуктов распада, но и их количество.

В данной монографии на основе разработанного оптико-математического описания структурообразования дается оценка формирования фаз при кристаллизации и термической обработке. Внесены элементы, позволившие усовершенствовать методику исследования изображения микроструктур гетерогенных сплавов, полученных различными методами электронной микроскопии с использованием математического анализа [39,121].

### 1.1. Постановка задачи

Для детального описания фрагментов цифрового изображения структур металла разработана и успешно используется методика аналитического исследования, основанная на гидродинамических аналогиях, происходящих при формировании фаз (диффузионный перенос, изменение плотности), включающая комплексный компьютерный анализ металлографических изображений [18,19]. В качестве его математической основы использовали метод оптико-структурного машинного анализа, оценивающий изображения, различающиеся по их статистическим характеристикам (распределению элементов изображения - пикселей и плотности их распределения). Каждой координате пикселя цифрового изображения присваивали значение кода условного цвета (далее просто условный цвет), который рассчитывали при помощи абсолютного значения лапласиана, описывающего неоднородность химических элементов, или - дивергенции, характеризующей плотность фрагмента, а затем строили гистограммы интегрального распределения, соответствующего цвета для анализируемого изображения. При помощи гистограммы проводили количественную оценку фазового состава. Сравнивая полученные гистограммы, определяли количественный и качественный состав фаз [1]. Дальнейшие исследования [2-17] показали целесообразность дополнения данной методики новыми возможностями, позволяющими локально с большей точностью выявлять структурные составляющие гетерогенных сплавов, в частности, при проведении термодинамического анализа.

### 1.2. Исследование микроструктур путем оценки сочетаний условных цветов и абсолютных значений лапласиана

В работе в качестве базовой была использована, а затем усовершенствована методика исследования микроструктур гетерогенных сплавов математическим анализом [18,19]. Для определения тесноты связей между структурными составляющими сплава предложен новый показатель, основанный на сочетаниях условных цветов и абсолютных значений лапласиана.

Для этого, на каждом фрагменте строили гистограммы цветов.

Между фрагментами рассчитывали коэффициенты регрессии и коэффициенты парных корреляций всевозможных сочетаний по гистограммам, которые разбивали на 16 интервалов цветов.

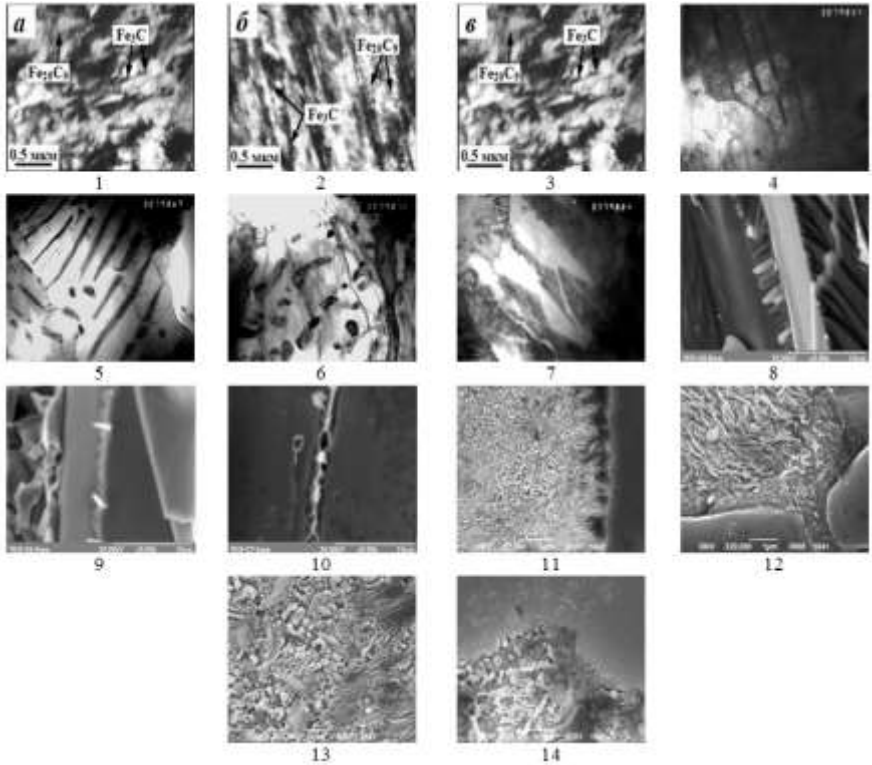


Рис.1.1. Изображения микроструктур высокохромистых чугунов, полученных при исследовании различными методами электронной микроскопии: 1-3 – чугун ИЧХ28Н2 в литом состоянии – фотографии получены методом просвечивающей дифракционной электронной микроскопии на тонких фольгах при ускоряющем напряжении 30кВ (ТЕМ) [20]; чугун 28Х32Н3Ф 4-8 – в литом состоянии, 9-10 – после высокотемпературной термообработки, где 4-7 получены методом ТЕМ, 8-10-растровым электронным микроскопом (SEM) при ускоряющем напряжении 20кВ [21]; 11-14-чугун валковый, фотографии получены SEM при ускоряющем напряжении 30кВ [22]. Фотографии имеют следующие увеличения: 1-3  $\times 2000$ ; 4-7  $\times 30000$ ; 8-11  $\times 5000$ ; 12, 14  $\times 20000$ ; 13  $\times 15000$

В общем случае рассматривали 240 (15×16) сочетаний. В качестве показателя структуры принято суммарное значение всех коэффициентов парных корреляций условных цветов. Для большей точности был также введен еще показатель - количество парных связей с коэффициентом корреляции  $r_{xy} > 0.4$ .

Для обобщения данной методики группировка гистограмм на фотографии была проведена путем расчета парных корреляций цветов по определенным группам фрагментов. При этом суммарный показатель корреляции равнялся числу групп. Исследованы фотографии микроструктур высокохромистого чугуна (рис.1.1), полученные при кристаллизации сплава и съемках различными методами электронной микроскопии (собственные результаты [22] и, полученные другими авторами [20,21]). Для построения гистограммы сочетаний условных цветов (табл.1.1) задана область, состоящая из 17 дискретных цветовых интервалов, заданных по формуле  $(k-1) \cdot 17$ , где  $k$  - номер интервала ( $k=1, \dots, 17$ ). Например, 1-й столбец - цвет  $(1-1) \cdot 17=0$ ;  $k$ -й столбец - цвет  $(k-1) \cdot 17$ ; 16-й столбец - цвет  $(16-1) \cdot 17=255$ . Первая строка - номер цвета интервала, вторая - номер условного цвета.

Таблица 1.1

Гистограммы сочетаний условных цветов  
для фотографий исследуемых микроструктур

Процентное содержание каждого цвета из заданного интервала																№ фотографии
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	
0	17	34	51	68	85	102	119	136	153	170	187	204	221	238	255	1
23.3	0.0	0	0	08.0	23.9	0	0	0	06.4	12.4	0.0	0.0	0.0	07.9	18.0	2
24.2	0.1	0	0	06.2	22.5	0	0	0	06.4	12.1	0.0	0.0	0.0	10.2	18.4	3
23.2	0.0	0	0	08.1	24.1	0	0	0	06.5	12.5	0.0	0.0	0.0	08.0	17.5	4
08.5	0.0	0	0	45.2	26.4	0	0	0	04.6	06.3	0.0	0.0	0.0	05.7	03.4	5
31.3	0.0	0	0	08.8	13.9	0	0	0	06.2	11.4	0.0	0.0	0.0	20.2	08.4	6
26.4	0.0	0	0	07.3	16.4	0	0	0	06.1	13.4	0.0	0.0	0.0	21.5	08.8	7
35.6	0.0	0	0	11.3	18.2	0	0	0	05.5	11.1	0.0	0.0	0.0	02.8	15.4	8
18.0	0.0	0	0	17.7	43.9	0	0	0	04.1	09.6	0.0	0.0	0.0	00.7	05.9	9
06.2	0.0	0	0	01.7	34.5	0	0	0	12.8	34.5	0.0	0.0	0.0	00.8	09.4	10
01.9	0.0	0	0	13.2	75.1	0	0	0	00.9	07.0	0.0	0.0	0.0	00.3	01.5	11
20.2	0.0	0	0	06.8	23.4	0	0	0	06.9	16.2	0.0	0.0	0.0	06.5	20.0	12
18.4	0.0	0	0	01.3	16.5	0	0	0	10.5	24.4	0.0	0.0	0.0	04.8	24.1	13
11.9	0.0	0	0	02.4	27.8	0	0	0	13.6	24.3	0.0	0.0	0.0	03.1	16.9	14
10.5	0.0	0	0	00.7	21.6	0	0	0	17.1	30.1	0.0	0.0	0.0	03.2	16.8	14

На всех изображениях исследуемых микроструктур (см. табл.1.1) выявлены карбидные фазы, входящие в интервалы сочетаний цветов 0 – карбиды цементитного типа 68 и 85, относящиеся к специальным карбидам типа  $Me_7C_3$  [19], выделившимся в различный период кристаллизации, а также – аустенит (цвет 153); легированный феррит, обогащенный углеродом в дефектах – цвет 170, и с невысоким содержанием углерода - цвета 238 и 255. Цвет 170 соответствует игольчатым структурам.

Таблица 1.2

## Показатели исследуемых структур

№ фотографии	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14
Количество парных связей между цветами фрагментов, где $r_{xy} > 0,4$	11	16	11	9	7	8	3	3	2	10	15	13	13	14
$\Sigma$ коэффициентов парных корреляций	8.49	12.0	8.39	6.84	6.39	6.87	5.49	5.66	4.28	8.09	12.1	9.93	10.2	10.0

Таблица 1.3

## Матрица совпадений между структурами

1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	№ фото
0.000	0.019	0.002	0.025	0.019	0.018	0.019	0.021	0.027	0.026	0.032	0.018	0.020	0.018	1
0.019	0.000	0.019	0.033	0.027	0.025	0.034	0.032	0.040	0.031	0.035	0.027	0.027	0.027	2
0.002	0.019	0.000	0.025	0.020	0.018	0.019	0.020	0.027	0.026	0.033	0.018	0.021	0.018	3
0.025	0.033	0.025	0.000	0.019	0.020	0.016	0.020	0.022	0.025	0.026	0.026	0.024	0.031	4
0.019	0.027	0.020	0.019	0.000	0.004	0.014	0.019	0.022	0.022	0.032	0.023	0.026	0.023	5
0.018	0.025	0.018	0.020	0.004	0.000	0.016	0.021	0.023	0.022	0.032	0.021	0.025	0.021	6
0.019	0.034	0.019	0.016	0.014	0.016	0.000	0.016	0.017	0.025	0.031	0.024	0.025	0.025	7
0.021	0.032	0.020	0.020	0.019	0.021	0.012	0.000	0.015	0.021	0.029	0.028	0.023	0.026	8
0.027	0.040	0.027	0.022	0.022	0.023	0.017	0.015	0.000	0.021	0.036	0.032	0.026	0.029	9
0.026	0.031	0.026	0.025	0.022	0.022	0.025	0.021	0.021	0.000	0.029	0.024	0.020	0.020	10
0.032	0.035	0.033	0.026	0.032	0.032	0.031	0.029	0.036	0.029	0.000	0.033	0.022	0.033	11
0.018	0.027	0.018	0.026	0.023	0.021	0.024	0.028	0.032	0.024	0.033	0.000	0.018	0.010	12
0.020	0.027	0.021	0.024	0.026	0.025	0.025	0.023	0.026	0.020	0.022	0.018	0.000	0.016	13
0.018	0.027	0.018	0.031	0.023	0.021	0.025	0.026	0.029	0.020	0.033	0.010	0.016	0.000	14

Для сопоставления корректности применения данной методики при исследовании микроструктур, полученных различными метода-



ми электронной микроскопии, были рассчитаны показатели (табл.1.2), определяющие структуры на исследуемых изображениях (см. рис.1.1). Для этого изображения структур разбили на фрагменты  $50 \times 50$  пикселей, используя полученные гистограммы сочетаний цветов (см. табл.1.1). Из табл.1.2 видно, что показатели, описывающие структуры 11-14 более близки к фотографиям 1-3, чем 4- 10 (см.рис.1.1). Это доказывает корректность применения данного подхода к различным методам электронной микроскопии, а также показывает ее чувствительность к используемому ускоряющему напряжению электронов.

Также матрица совпадений между исследуемыми изображениями микроструктур, построенная по разности соответствующих коэффициентов парных корреляций (табл.1.3), подтверждает этот вывод. Данная матрица позволяет оценочно сопоставить выявленные структуры по изображениям, полученным различными методами. Например, фотография 7 имеет наименьшие значения в предложенной матрице по сравнению с 5, что подтверждается близким количественным содержанием и долей цветов выявленных фаз (см. табл.1.1).

Аналогично табл.1.1 и 1.2, построены гистограммы сочетаний цветов абсолютных значений лапласиана и рассчитаны их сочетания, по которым построены 1-4-х факторные корреляционные модели (в табл.1.4 приведены полученные результаты 4-х факторного анализа). Для каждого изображения микроструктуры отобраны модели, в которых сочетания цветов дают наибольший коэффициент множественной корреляции ( $R_{\text{мн}}$ ), выявляющий структурные составляющие исследуемых чугунов. Выявлено, что сочетания цветов 1, 6, 11 и 16 (соответствующие легированным карбидам цементитного типа, спецкарбидам типа  $\text{Me}_7\text{C}_3$ , легированным игольчатым структурам и ферриту) чаще всего встречаются в комбинациях факторов. Это согласуется с табл. 1.1, причем данные структуры, выявленные в результате исследования гистограмм сочетаний абсолютных значений лапласианов соответствуют структурам, описанным в работах [499-501], что подтверждает корректность применяемого подхода.

Построены гистограммы распределения условных цветов, отражающих зависимости соотношений уровней абсолютных значе-

ний лапласиана.

Таблица 1.4

Корреляционная модель, отображающая связь структуры высокохромистых чугунов с номером интервала фазы сочетания с абсолютным значением лапласиана, для 4-х факторного анализа

№ аргументов (наиболее влияющие цвета)				R <sub>мн</sub>	Коэффициенты регрессии $a_0, \dots, a_4$						Значимость факторов				№ фото рис.1.1
					для аргументов из столбцов 1–4										
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	
01	06	11	16	0.851	11.83	0.23	-0.09	-0.27	0.34	1.45	1.14	1.16	1.82	01	
05	06	15	16	0.770	25.11	0.10	-0.32	-0.16	0.18	1.02	2.46	1.14	1.22	02	
01	11	15	16	0.871	4.94	0.30	-0.15	0.11	0.36	2.05	1.06	1.06	2.17	03	
01	10	11	16	0.849	-0.09	0.21	0.14	-0.10	0.38	2.23	1.17	1.16	1.79	04	
01	10	15	16	0.706	-2.09	0.06	0.11	0.14	0.32	1.12	1.04	1.97	1.69	05	
01	10	15	16	0.664	-3.43	0.11	0.20	0.12	0.41	1.26	1.06	1.54	1.79	06	
01	11	15	16	0.657	-0.38	0.04	0.14	0.19	0.10	1.10	1.27	1.12	1.31	07	
01	10	11	16	0.912	0.21	0.06	0.05	0.02	0.61	1.27	1.01	1.01	4.89	08	
01	11	15	16	0.839	0.24	0.24	0.01	0.67	0.22	1.53	1.01	1.22	1.62	09	
01	11	15	16	0.977	-0.01	0.09	0.02	0.74	0.88	1.18	1.12	1.55	12.70	10	
01	05	10	11	0.996	17.45	1.08	-0.46	-0.81	0.58	51.30	8.87	3.85	7.44	11	
01	06	11	16	0.985	-14.14	1.38	0.25	0.51	0.55	41.18	2.87	4.42	5.36	12	
01	06	11	16	0.991	-10.24	1.33	0.20	0.48	0.46	50.29	5.27	7.43	5.72	13	
01	11	15	16	0.988	5.73	1.08	0.18	-0.26	0.40	33.39	1.81	1.43	4.99	14	

Построение выполняли следующим образом: каждый из 2-х аргументов, описывающих максимальную и минимальную абсолютную величину лапласиана, разбивали на заданное количество частей. Если рассматриваемый фрагмент попадет в область интервалов цветов, описывающих игольчатые структуры либо аустенит, то прибавляется 1 к числу таких случаев, а также суммируются значения первого и отдельно второго аргумента. Затем средние по первому и второму аргументу группы вычисляли как отношение соответствующих сумм на число таких случаев. Также определяли количественный состав (в %) этих случаев: как отношение их к общему количеству фрагментов, умноженного на 100 (табл.1.5). Вычисленным величинам уровней абсолютных значений лапласиана для графического построения таких гистограмм (рис.1.2) были присвоены соответствующие цвета:  $\geq 255$  и  $< 409$  - синий;  $\geq 409$  и  $< 422$  - зеленый;  $\geq 422$  и  $< 443$  - желтый;  $> 443$  - красный.

Таблица 1.5  
 Гистограммы распределения условных цветов, отражающих зависимости соотношений уровней абсолютных значений лапласиана, описывающих игольчатые структуры и аустенит

Величины условных цветов абсолютных значений лапласиана из заданного интервала																№ фото
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	
394	480	0	0	329	285	0	0	0	322	310	388	0	0	492	407	01
413	484	0	0	338	305	0	0	0	341	314	374	0	0	497	428	02
404	538	0	0	302	297	0	0	0	345	315	397	0	0	486	413	03
405	0	0	0	272	276	0	0	0	279	273	0	0	0	519	410	04
443	0	0	0	272	273	0	0	0	299	276	0	0	0	551	40	05
423	0	0	0	272	276	0	0	0	306	282	0	0	0	521	395	06
406	0	0	0	272	275	0	0	0	284	276	0	0	0	516	378	07
435	0	0	0	272	272	0	0	0	272	305	0	0	0	505	421	08
449	0	0	0	272	272	0	0	0	272	287	0	0	0	477	367	09
469	0	0	0	0	272	0	0	0	272	320	0	0	0	452	384	10
551	0	0	0	30	334	0	0	0	289	306	0	0	0	589	478	11
563	0	0	0	310	335	0	0	0	289	292	0	0	0	612	451	12
563	0	0	0	328	328	0	0	0	281	291	0	0	0	614	444	13
559	0	0	0	307	322	0	0	0	282	283	0	0	0	618	427	14

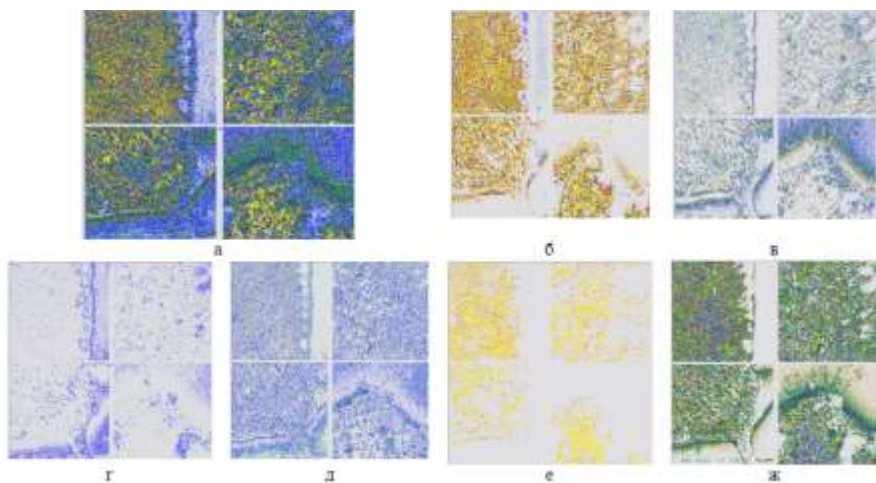


Рис.1.2. Распределение наиболее представительных цветов уровней значений абсолютных лапласиана (см.табл.1.5) на фотографиях 11-14 микроструктур высокохромистых чугунов: а) все выявленные цвета; б) цвет 1; в) цвет 5; г) цвет 6; д) цвет 10; е) цвет 15; ж) цвет 16

Из рис.1.2 видно, что 1-й и 15-й дают желтый цвет, то есть, бóльшие значения лапласиана. Цвет 16 - сине-зеленый, что больше, чем только синий во всех остальных случаях. Полученные гистограммы распределения цветов и уровней значений их абсолютных величин лапласиана, наглядно выявляют структурные составляющие сплава, которые отличаются по химическому составу.

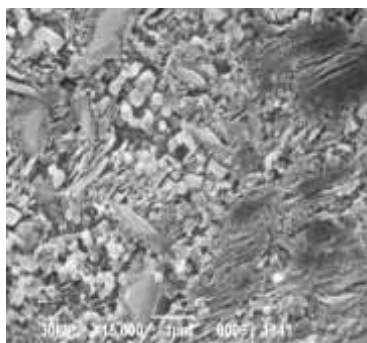
Данная методика может быть полезна при проведении термодинамической оценки выделения карбидных фаз, микротвердости составляющих сплава, его прочностных характеристик.

### 1.3. Исследования особенностей структурообразования легированных чугунов при низкотемпературной термодинамической обработке в процессе распада остаточного аустенита

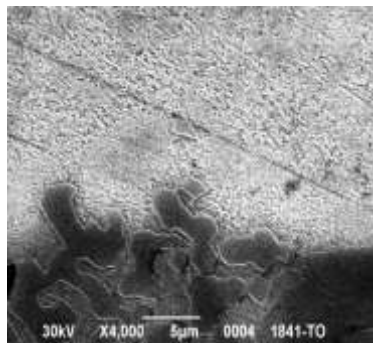
Исследования проведены на образцах, отобранных от рабочего слоя двухслойных центробежнолитых листопрокатных валков для станков «1700» и «2000» горячей прокатки исполнения ЛПХ17Нд (легированные до 17%Cr и до 1,5%Ni со спецкарбидами  $Me_7C_3$ ,  $Me_{23}C_6$  и  $Me_xC_y$  в основе) с рабочим слоем из высокохромистого и сердцевиной из серого чугунов. Для получения максимального распада остаточного аустенита использовали способ термообработки, заключающийся в циклическом нагреве и изотермической выдержке при определенных интервалах температур, для получения магнитострикционного эффекта в легированном цементите и специальных карбидах, содержащих 40-43% железа ( $Me_{23}C_6$  и  $Me_7C_3$ ). В результате этого эффекта создаются локальные напряжения II рода, инициирующие распад остаточного аустенита в процессе такой обработки.

В данном исследовании структурообразование высокохромистого сплава оценивали методом оптико-структурного компьютерного анализа металлографического изображения [18, 19]. Анализировали цифровые изображения (49 фотографий) фрагментов исследуемых структур в различных областях распавшегося аустенитного зерна в литом состоянии и после термической обработки. Проведены цифровые оценки этих фотографий в формате полутоновых изображений *pgm*, который включает 256 оттенков серого цвета (условный цвет): от 0 до 255. Для структуры данного чугуна

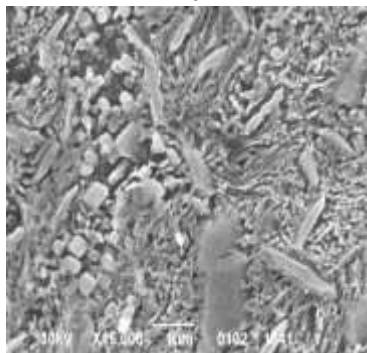
выявлены цвета: 255; 237; 246; 164; 155; 92; 82; 73; 9; 8; 0, которым присвоены порядковые номера от 1 до 11. В данном исследовании выявлены условные цвета, которые образуют три группы фаз: 1 – 6 — феррит; 7 – аустенит; 8 – 11 — карбиды (см. п.1.2). В данном исследовании, в качестве примера, рассмотрены результаты по оценке металлографических изображений микроструктуры, где аустенит сосредоточен в центре зерна и на границе, в литом состоянии и после термообработки, рис.1.3.



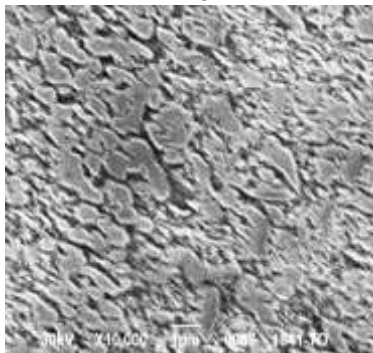
1.a



1.б



2.a



2.б

Рис.1.3. Микроструктуры различных областей распавшегося зерна аустенита высокохромистого чугуна: 1 – в центре, 2 – на границе; 1.a, 2.a – в литом состоянии; 1.б, 2.б – после низкотемпературной циклической обработки с нагревом до 350° и 500°С (характеризуют температуру магнитного превращения легированного цементита и спецкарбидов соответственно). Увеличения фотографий: 1.a, 2.a – ×15000; 1.б – ×4000; 2.б – ×10000

При анализе были введены показатели, характеризующие локальные дифференциальные соотношения между условными цветами (на основе конечных разностей). Их использовали для построения гистограмм изображений, преобразованных по этим зависимостям, а также - фильтров для определения нормативных характеристик при сравнении микрофотографий.

Одним из таких показателей является - *нейтральность абсолютного значения лапласиана*, поскольку алгебраическая сумма его показателей, в среднем, на достаточно большом числе точек всегда равна нулю. Установлено, что зависимости цвета пикселя в основном определяются значениями лапласианов, а также лапласианов четвертого порядка (вторая производная от лапласианов). Лапласианы четвертого порядка вводятся, поскольку в задачах описания цветов в микроструктуре металла с помощью регрессионной модели их учет заметно повышает коэффициент корреляции.

Анализируя свойства нейтральности фотографий, было обнаружено, что при выведении на экран рассчитанных значений лапласианов, пиксели с отрицательными значениями существенно ярче положительных (среднее значение цвета больше в 3-4 раза). Это выявило, что точек с отрицательными значениями лапласианов значительно меньше, в связи с чем и наблюдается смещение гистограмм. Для значений лапласиана четвертого порядка картина обратная (табл.1.6).

Таблица 1.6

Средние цвета точек и их разность (смещение) в зависимости от знака лапласиана разного порядка для анализируемых фотографий (см. рис.1.3)

Среднее значение цвета при лапласиане		Смещение	Среднее значение цвета при лапласиане под углом 45°		Смещение	Среднее значение цвета при лапласиане 4-го порядка		Смещение	Средний цвет фото	№ фото
+*	-**		+	-		+	-			
182,4	069,4	113,0	182,9	064,5	118,4	076,9	152,8	-076,0	115,9	1.а
188,6	048,0	140,6	188,8	045,9	142,8	054,1	174,7	-120,6	113,0	1.б
199,3	078,1	121,2	200,3	074,1	126,1	087,2	172,1	-084,8	129,6	2.а
201,5	053,8	147,7	201,5	050,6	150,9	063,3	188,9	-125,6	124,9	2.б

\*«+» - положительный лапласиан; \*\*«-» - отрицательный лапласиан

По рассчитанным значениям построены гистограммы цветов

(рис.1.4) при разделении фотографии на 2 класса: отрицательных и положительных значений лапласианов. Коричневый цвет соответствует положительным лапласианам, синий – отрицательным.

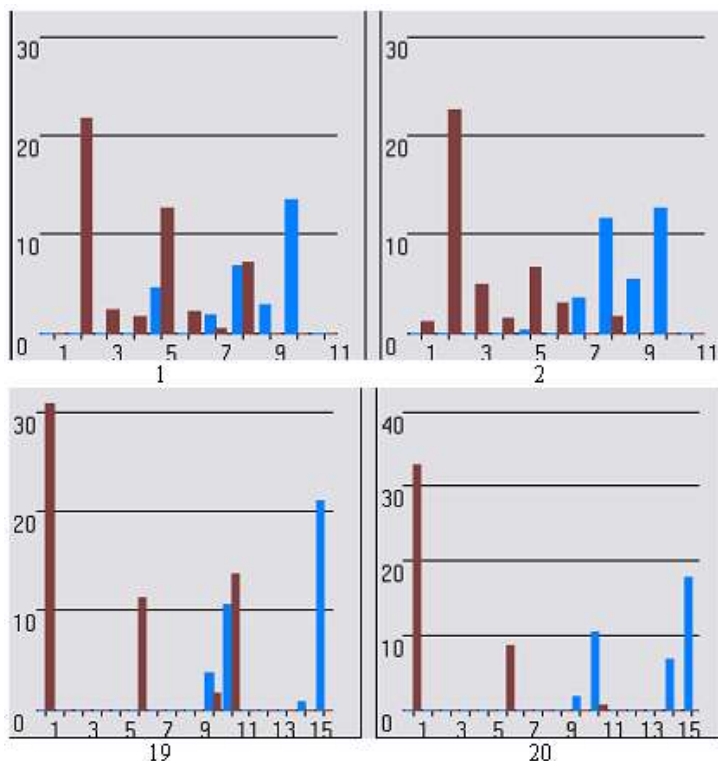


Рис.1.4. Гистограммы со сдвигом условного цвета (смещением) из-за знака лапласиана для анализируемых фотографий разных зон распавшегося зерна аустенита: 1.а и 2.а – в литом состоянии; 1.б и 2.б – после термообработки

Из полученных гистограмм следует, что точки на фотографии, соответствующие отрицательным лапласианам, смещены в сторону цветов карбидных фаз, а положительным – в сторону цветов феррита.

Для фотографий 1.а и 1.б (см.рис.1.3 и табл.1.6) - смещение для крайних значений (по цветам - с максимальными и минимальными)

ми концентрациями углерода) карбидных фаз и феррита практически не изменяется в результате термообработки. Очевидно, что это фазы, образовавшиеся при кристаллизации, которые сохраняются, т.е. не изменяется их химический состав. Одновременно происходит изменение цветов вокруг средних значений. Это объясняется появлением новых карбидных фаз и феррита при распаде остаточного аустенита с отличительной концентрацией по содержанию углерода и хрома.

Для фотографий 2.а и 2.б (см.рис.1.3 и табл.1.6) – после термообработки наблюдается практически полное отсутствие цвета в части спектра, соответствующего аустениту и значительное увеличение доли фаз, относящихся к специальным карбидам, что соответствует центру зерна. Значения, полученные в результате проведенных исследований, показывают, что введение критерия нейтральности позволяет с более высокой точностью оценивать гетерогенную структуру высоколегированных углеродистых сплавов.

Согласно методике, описанной в п.1.2, установлены зависимости неоднородности распределения фаз в структуре высокохромистого чугуна, с помощью анализа сочетаний выявленных условных цветов на фрагментах изображений. Одновременно рассмотрено распределение сочетаний, выявленных 11 условных цветов для 24 точек участка изображения размером 6x4 пикселя, вокруг среднего с координатами  $c_{ij}$  на плоскости изображения.

Поскольку из-за огромного объема вычислений практически невозможно построить зависимости распределения сочетаний всех цветов между собой, поэтому предложен способ их получения, основанный на применении по аналогии с распределением бозе-частиц (см.раздел 4, п.4.2). Суть способа заключалась в вычислении распределения одинаковых и разных цветов среди  $n$  точек.

Получены сочетания цветов между фотографиями анализируемых структур в литом состоянии и после термообработки. С помощью полного перебора сочетаний по 3 цвета анализировали коэффициент корреляции ( $R_{mn}$ ) между процентным содержанием первых двух цветов и - третьим (рис.1.5). Черным обозначен первый цвет сочетания (в данном случае, первый - условный цвет, характеризует карбидные фазы: от 9 до 11), зеленым (первым стоит аустенит и цементит: от 7 до 8 соответственно) – второй, красным



– третий (первым в этом сочетании является условный цвет, характеризующий феррит: от 1 до 6). Фон изображения – светло серый, характеризует отсутствие выявленных сочетаний цветов.

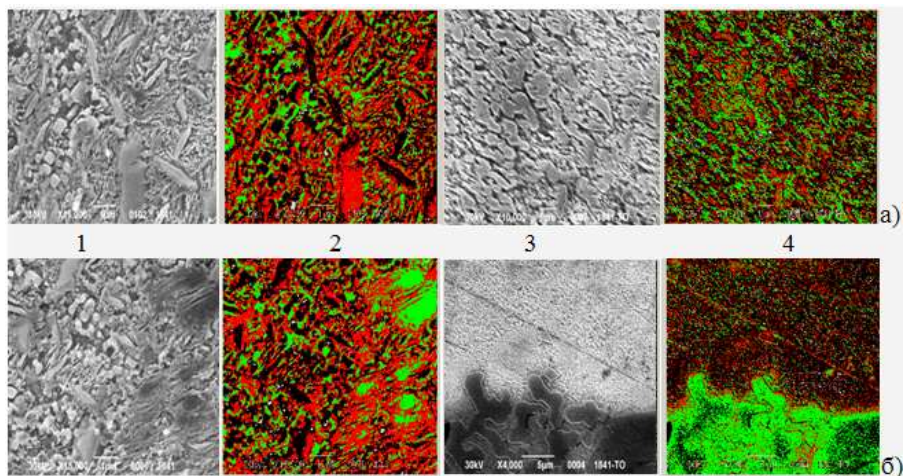


Рис.1.5. Изображение рассчитанных сочетаний условных цветов (при  $R_{\text{мн}} > 0,7$ ) на фотографиях в зонах распавшегося аустенитного зерна в центре (а) и у границы (б): 1 и 3 - исходные фотографии (в верхнем ряду – соответствуют структурам 2.а, 2.б; в нижнем ряду – 1.а, 1.б, см. табл.1.6); 2 и 4 – изображения, полученные математическим описанием. Где 1 и 2 - литое состояние; 3 и 4 - после термической обработки

Число сочетаний фаз заметно уменьшается после термообработки, что характеризует изменение фазового состава и уменьшение степени неоднородности структуры в результате распада остаточного аустенита и диффузии углерода (стимулируется магнитострикционным эффектом).

На основании выявленных сочетаний условных цветов построена математическая модель зависимости между их пикселями изображения в литом состоянии и после термообработки, что отражает зависимость изменчивости между фазами исследуемого сплава. Определены коэффициенты множественной корреляции ( $R_{\text{мн}}$ ) и значимость каждого фактора математической модели (табл.1.7).

В литом состоянии значимыми факторами являются карбиды цвета 9 и 10, аустенит, а также феррит (цвета 1 и 2, см. рис.1.5 и

табл.1.7). После термообработки наблюдается некоторое увеличение значимости фаз с цветом: 2, 9 и 10. Аустенит, как влияющий фактор, отсутствует, что связано с его полным распадом после циклической термообработки в интервале температур 350-500°C. После термообработки значимым становится цвет 11, соответствующий дисперсным специальным карбидам  $Me_7C_3$ , выделившимся в результате распада остаточного аустенита. Установлена тесная корреляционная связь между цветами в полученной математической модели.

Таблица 1.7

Значимость условных цветов в корреляционных моделях изображений исследуемых структур в зонах у границы распавшегося зерна аустенита, см. рис.1.3

Номер условного цвета											R <sub>мн</sub>	№ фото (рис.1.3)
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11		
Феррит						Аустенит	Карбидные фазы					
Значимость параметра												
1,0	6,12	0,0	0,0	0,0	0,0	1,45	0,0	4,15	5,36	0,0	0,98	1.a
1,01	6,30	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	4,68	5,56	2,39	0,98	1.6

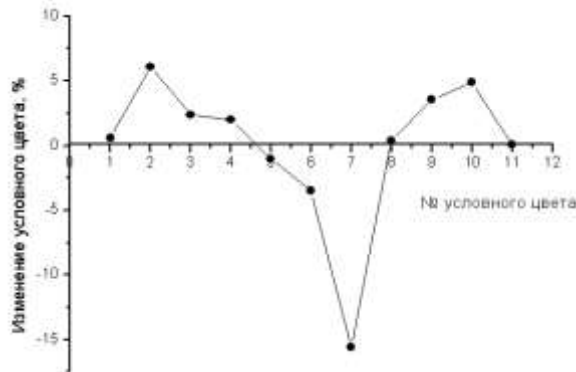


Рис.1.6. Зависимость относительного изменения условных цветов после термической обработки при полном распаде остаточного аустенита на изображении у границы распавшегося аустенитного зерна

Установлено, что структура высокохромистого чугуна включает фазы, сформированные на различных этапах получения изделия в процессе кристаллизации при отливке и термообработке, которые отличаются химическим составом.

Анализ изменения зависимости условных цветов, описываю-

щих фазы сплава, содержащего 2,74%С и 16,4%Cr до и после термической обработки, при полном распаде остаточного аустенита показал (рис.1.6), что между локальными фрагментами наблюдается значительное изменение в количественном составе фаз. На этом рисунке положительные значения изменения условного цвета, в результате проведенной термообработки, характеризуют степень увеличения доли фаз соответствующего химического состава, а отрицательные – их уменьшение.

После термообработки уменьшается на: 15,6% количество остаточного аустенита; 1% и 3,5% феррита цветов 5 и 6 соответственно. В то же время увеличивается число феррита цветов 1, 2, 3 и 4 на 0,6%, 6,1%, 2,4% и 2% соответственно; а также количество всех карбидных фаз: 8,9,10 и 11 на 0,4%, 3,6%, 4,9% и 0,1% соответственно. Это свидетельствует о развитии локальной неоднородности в микроструктуре распавшегося зерна аустенита (цвет 7), фаз феррита (цвета 1-6) и карбидов (цвета 8-11), отличающихся по химическому составу (С, Cr).

Изученные параметры процесса термической обработки, влияющие на распад остаточного аустенита и изменчивость фазового состава, могут быть использованы для аналогичных процессов, которые возможно моделировать при кристаллизации, исключив дополнительные затраты на достижение эффективности от проведения такой операции. В результате проведенного анализа с помощью разработанного комплексного подхода, предложена оценка и построены распределения сочетаний выявленных условных цветов на фрагментах изображений структур гетерогенных сплавов при кристаллизации и низкотемпературной циклической обработке. Определена степень неоднородности распределения фаз, с отличающимся химическим составом, путем оценки их сочетаний в литом состоянии и после термообработки. Такой способ рекомендуется для идентификации выделяющихся фаз при дисперсионном твердении легированных сплавов.

Предложенный критерий нейтральности позволяет с высокой точностью оценивать степень гетерогенности структуры высоколегированных углеродистых сплавов, определять их долю, соотношение и прогнозировать уровень свойств и стабильность материала изделий при эксплуатации.

## Раздел 2

### Применение методов анализа для оценки дисперсности структуры

#### 2.1. Математический подход к оценке дисперсности структуры легированных чугунов

Предложен метод, позволяющий определять дисперсность структуры гетерогенного сплава, на примере легированных чугунов, методом основанном на цифровом описании металлографического изображения фаз. Оценку дисперсности осуществляли при помощи функций, представляющих энергетические параметры системы. Данный подход позволяет задавать значительное число факторов, описывающих различные характеристики структуры металлографических изображений.

Одной из важных задач в исследованиях по определению влияния технологических факторов и различных видов обработки материалов, а также создании инновационных технологий является эффективный способ оценки количественного и качественного соотношения и доли структурных фаз в материале. Такая оценка может быть проведена только при использовании целого ряда физико-химических методов исследований (ПЭМ, РФА, хемосорбция, РФЭС и др.), а также дополняющими их новыми подходами компьютерного анализа металлографического изображения.

Вместе с тем известно, что размер фаз металла может существенно изменять его структурное состояние и механические свойства. В связи с этим при разработке и применении конструкционных материалов особое значение придается оценке структуры и дисперсного состояния фаз материала. Наиболее традиционными методами оценки средних размеров фазовых составляющих являются ПЭМ и рентгеновская дифракция. При этом, ПЭМ позволяет представить также распределение формируемых частиц фаз с учетом их размеров. Однако, основным недостатком этих методов является низкая чувствительность к ультрадисперсным частицам, а в случае ПЭМ еще и влияние изменения размеров, формы и состава, выделяемых фаз под воздействием высокоэнергетического электронного пучка.

В настоящее время для проведения количественного компьютерного анализа микроструктур предлагают разработанные программные комплексы, в частности, фирмы SIAMS и Carl Zeiss. Опубликованы разработки отдельных компьютерных программ [23], а также используют универсальные компьютерные программы по обработке изображений Adobe PhotoShop и Corel Photo Paint [24]. Разработанные программы и комплексы используют подходы для вычисления степени дисперсности структуры, заключающиеся в статистической обработке выявленных цветов пикселей рассматриваемого изображения. Анализируются способы определения параметров структуры, такие как, объемная доля, средние размеры частиц включений, дисперсию, отклонение частиц от определенной формы, а также оценку коэффициента корреляции и др.

Однако, недостатком указанных выше подходов и разработанных программ, является то, что такая оценка дисперсности структурных составляющих гетерогенных сплавов, не позволяет, помимо разницы в их геометрических параметрах, также выявлять отличия и в составе каждой фазы, имеющей локальную неоднородность по концентрации компонентов.

В ранее опубликованных работах по исследованию формирования структур в гетерогенных сплавах авторами данных исследований были заложены основы оценки соотношения фаз в таких сплавах (высоколегированных чугунах) с использованием оптикоматематического анализа фотографий, полученных методами оптической и электронной микроскопии. Был представлен разработанный подход, основывающийся на компьютерном оптикоматематическом анализе металлографических изображений для проведения количественной и качественной оценки фазового состава. Методика компьютерного исследования, как было указано ранее [18], основана на гидродинамических аналогиях, таких как дивергенция и лапласиан, с применением уравнений Навье-Стокса, соответствующих формированию фаз при кристаллизации сплава и термической обработке. Предложенный метод оценки также позволяет устанавливать связь и взаимозависимость между фазами сплава.

Рассмотрен новый подход, позволяющий определять степень

дисперсности структуры гетерогенного сплава, путем оценки длины ряда пикселей цифрового изображения фаз, расположенных последовательно в виде горизонтальных или вертикальных цепочек, состоящих из одного и того же условного цвета, описывающего конкретную структурную составляющую исследуемого сплава [25].

На основе статистических исследований по полученным данным строили гистограммы по длине выявленных частиц различных идентифицированных фаз. Это позволило провести более полный анализ их распределения, а также с отличающимися по форме, размерам и химическому составу. Для построения гистограммы по определяемой фазе программа сканирует изображение, как в горизонтальном, так и в вертикальном направлениях в заданной области. При этом, производится линейный поиск цепочек пикселей, попадающих в заданный интервал условных цветов для каждой из фаз. Сканирование изображения проводится большое число раз (порядка нескольких сотен) на одном снимке.

Алгоритм расчета длины таких цепочек пикселей заключается в следующем. При каждом сканировании в горизонтальном или вертикальном направлении рассматриваются три, следующие последовательно точки (для сокращения названные номером 1, 2 и 3). При выполнении программы цифровую фотографию задавали прямоугольной матрицей с элементами  $c_{ij}$  (значения цветов от 0 до 255), где индекс  $i$  - относится к номеру строки, а  $j$  - к номеру столбца.

При сканировании по горизонтали изменялся номер столбца, то есть, точке 1 соответствовал столбец с номером  $j-1$ , точке 2 - столбец с номером  $j$ , точке 3 - столбец с номером  $j+1$  при одном и том же номере строки  $i$ .

Аналогично, при сканировании по вертикали точке 1 соответствовала строка с номером  $i-1$ , точке 2 - строка с номером  $i$ , точке 3 - строка с номером  $i+1$  при одном и том же номере столбца  $j$ .

В алгоритме выполняли следующие условия, при которых имели в виду, что при анализе структуры в точках 1, 2, 3 получены следующие 4 случая:

- если свойства фазы в точке 1 не совпадают со свойствами в точке 2, но для точки 2 совпадают с точкой 3, то это значит, что

рассмотрение и расчет предыдущей цепочки закончился, и появляется - новая, причем, ее длина сразу начинается с двух точек;

- свойства точки 1 совпадают с - 2 и 3. В этом случае к длине цепочки прибавляется единица;

- если же свойство фазы в точке 1 не совпадает с - 2 и также 2 не совпадает с точкой 3, то в этом случае длина цепочки равна единице, и она рассматривается как изолированная точка. К гистограмме длин цепочек прибавляется 1 в точке, соответствующей длине цепочки, равной единице;

- в случае, когда свойства фазы точки 1 совпадают с - 2, но свойства последней не совпадают с - 3. Это значит, что рассмотрение и расчет данной цепочки закончился.

При выполнении алгоритма цепочка заканчивалась с окончанием строки при горизонтальном сканировании, или с окончанием столбца - при вертикальном. К гистограмме длин цепочек прибавляется 1 в точке, соответствующей накопленной длине цепочки. Описанный алгоритм позволяет получить гистограмму распределения длин цепочек, а также их средние длины.

При этом расчет условного цвета производили математической обработкой металлографического изображения по разработанной методике, вводя параметры, описывающие мощность диссипации (рассеяния) энергии, происходящей в результате процессов кристаллизации и термической обработки таких сплавов.

Известно, что лапласиан, или вихрь, в гидродинамической аналогии, – это сумма частных производных второго порядка по осям  $x$  и  $y$ . Аналогично, дивергенция, сумма частных производных первого порядка по осям  $x$  и  $y$  [18]. В работе [19] было предложено при исследовании фотографий микроструктур сплавов выражать через эти понятия диффузионный процесс и изменение плотности фрагментов.

Исходя из физических размерностей рассматриваемых параметров, можно сделать предположение, что лапласиан выражает отношение действующей силы, к массе. Тогда как дивергенция соответствует скорости. В этом случае произведение лапласиана на единичную массу и дивергенцию (по размерности) соответствует мощности. Поскольку при помощи лапласиана описывается функция, определяющая диссипацию энергии, то произведение

лапласиана на дивергенцию можно трактовать как функцию мощности диссипации энергии. Сумма таких произведений является скалярным произведением.

Исходя из этого, длину цепочки пикселей предложено рассчитывать в соответствии с неравенством Коши – Буняковского [26], где нормами для скалярного произведения являются  $L$  – лапласиан и  $D$  – дивергенция. Соответственно нормы и неравенства принимают вид:

$$\|L\| = \sqrt{\sum_{k=1}^m L_k^2}, \quad (2.1)$$

$$\|D\| = \sqrt{\sum_{k=1}^m D_k^2}, \quad (2.2)$$

$$(L, D) = \left| \sum_{k=q}^m L_k D_k \right| \leq \|L\| \cdot \|D\| = \left( \sqrt{\sum_{k=1}^m L_k^2} \right) \cdot \left( \sqrt{\sum_{k=1}^m D_k^2} \right), \quad (2.3)$$

где  $m$  – не постоянное число для всей фотографии, которое показывает длину цепочки пикселей.

В данном исследовании в качестве степени дисперсности предложено рассматривать отношение, выражающее нормированное значение мощности диссипации энергии, которое в силу неравенства (2.3) изменяется от 0 до 1:

$$b_u = \frac{(L, D)}{\|L\| \|D\|}, \quad (2.4)$$

Исходя из полученных статистических данных при анализе фотографий, использовали алгоритм расчета норм и скалярных произведений по длине цепочки, где искомые параметры рассчитывали в соответствии с (2.1)-(2.4). Например, при горизонтальном сканировании, вдоль оси  $x$ , вычисление лапласиана (2.5), дивергенции (2.6) и мощности диссипации (2.7), выполняли по следующим формулам:

$$L_{i,j} = c_{i,j-1} + c_{i,j+1} + c_{i-1,j} + c_{i+1,j} - 4c_{i,j} \quad (2.5)$$

$$D_{i,j} = c_{i,j-1} + c_{i-1,j} - 2c_{i,j} \quad (2.6)$$



$$M_{i,j} = L_{i,j} D_{i,j} \quad (2.7)$$

Согласно применяемому алгоритму, параметр дисперсности, рассчитанный согласно (2.4), определяли следующим образом:

$$\text{при } M_{i,j} \begin{cases} < 0, \text{ то } u_{i,j} = -1, \\ = 0, \text{ то } u_{i,j} = 0, \\ > 0, \text{ то } u_{i,j} = 1, \end{cases} \quad (2.8)$$

где  $u_{i,j}$  - дискретный параметр, выражающий нормированное значение функции мощности диссипации энергии, соответствующий дисперсности структуры.

Согласно (2.8) следует, что полученные параметры, описывающие дисперсность структуры при помощи энергетической функции, имеют различные знаки или нейтральны (равны 0). Это дает возможность оценивать неоднородность исследуемой структуры с точки зрения таких процессов, как, например, диффузия, деформация, которые протекают на различных этапах изготовления, обработки и эксплуатации изделия.

Согласно формулам (2.1)-(2.3), а также исходя из того, что заранее неизвестно число слагаемых  $m$ , основу расчета составляет накопление сумм квадратов лапласианов и дивергенций, а также произведения лапласианов на дивергенции.

Причем, для пункта 1 алгоритма построения цепочки пикселей накопление производится по первой и второй точке, а для пунктов 2 и 3 - только по - второй. При этом, накопление производится отдельно для каждого из случаев, при котором  $u_{i,j} = -1$ ,  $u_{i,j} = 0$  и  $u_{i,j} = 1$ .

При применении данного алгоритма для оценки неоднородности структуры, расчет норм производили не только для всей фотографии, но еще и для 6 выделенных полос в области изображения, имеющих определенную направленность при горизонтальном и вертикальном сканировании.

Для апробации предложенного алгоритма выполнена оценка дисперсности структуры, построены гистограммы функции мощности диссипации (рис.2.1) для хромоникелевого (мас.%,: 2,94C; 1,30Si; 0,62Mn; 0,21P; 0,012S; 0,34Cr; 2,90Ni; 0,28Mo; 0,13Cu) и высокохромистого (мас.%,: 2,76C; 0,99Si; 0,86Mn; 0,052P; 0,027S; 16,40Cr; 1,38Ni; 1,24Mo; 0,31Cu; 0,27V; 0,035Mg) чугунов, использу-

емых для валков чистовой группы клеток листопркатных станов, отливаемых центробежным методом (в литом состоянии и после термической обработки - отжига).

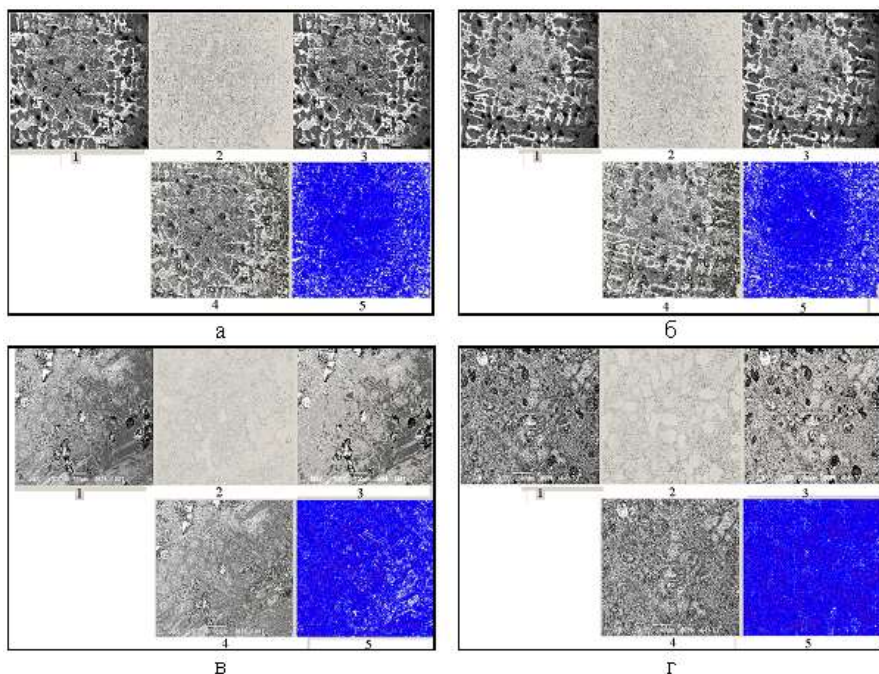


Рис.2.1. Алгебраические гистограммы функции мощности диссипации энергии для хромоникелевого и высокохромистого чугунов в литом состоянии и после термической обработки (циклических низкотемпературных отжигов с нагревом в область магнитного превращения карбидных фаз до температур: 190°C и 220°C, а также 350°C и 450°-500°C соответственно): а, б – хромоникелевый чугун; в, г – высокохромистый чугун; а, в – в литом состоянии; б, г – после термообработки; где 1 – исходные фотографии микроструктур; 2-5 – гистограммы функции мощности диссипации: 2 – с отрицательным знаком; 3 – нейтральные по знаку; 4 – с положительным знаком; 5 – совмещенное изображение (пропуск цвета соответствует нейтральному знаку).

При анализе этих структур установлено, что полученная длина цепочек одного цвета в хромоникелевых чугунах значительно более длинная, чем в высокохромистых. Проведенная термообра-

ботка выявила сильное влияние на дополнительное уменьшение их длины в высокохромистых чугунах, тогда как в хромоникелевых - это не так ярко выражено. Уменьшение при отжиге длины непрерывных цепочек однородных фаз вносит, кроме других факторов, существенный вклад в изменение микротвердости матрицы чугуна. Так, микротвердость в литом состоянии составляет: в перлите хромоникелевого легированного чугуна - Н<sub>50</sub>- 221-260; в высокохромистом – продукты распада аустенита – Н<sub>50</sub>- 362-437. После отжига: в хромоникелевом чугуне – Н<sub>50</sub>- 238 - 277; в высокохромистом – Н<sub>50</sub>- 333-392. Следовательно, увеличение степени дисперсности структуры в высокохромистых чугунах, в результате термической обработки, имеет обоснованное значение, что было показано в работах [1, 22].

Из полученных гистограмм следует, что термическая обработка значительно влияет на изменение знака функции мощности диссипации для высокохромистых чугунов – резко увеличивается количество параметров с положительным знаком за счет уменьшения нейтральных значений. В хромоникелевых чугунах в большинстве преобладает нейтральная функция мощности диссипации энергии. Термическая обработка при  $t = 190^{\circ}\text{C}$  и  $220^{\circ}\text{C}$  не приводит к существенному изменению знака этой функции, что соответствует вышеизложенному анализу длины цепочек пикселей одного цвета.

## 2.2. Влияние различных факторов на структурообразование

Количественная и качественная оценка параметров структуры материалов, особенно дисперсного строения, является важной задачей в исследовательских работах по определению влияния технологических параметров и различных видов обработки изделий различного назначения при изготовлении.

В ранее опубликованных работах [19,25] были предложены методики математического анализа, основанные на гидродинамических аналогиях. Такой подход позволил при исследованиях дисперсности структурных составляющих, проводить более надежный анализ, выявляя отличия внутри каждой из фаз, имеющих локальную неоднородность по концентрации компонентов. При этом, степень дисперсность структуры гетерогенного сплава,

выражали при помощи функций, представляющих собой энергетические параметры, которые рассчитывали на основе определения длины ряда пикселей цифрового локального изображения фаз в виде расположенных последовательно горизонтальных и вертикальных цепочек. При этом, условный цвет выявляли обработкой металлографического изображения [19], вводя дополнительно параметры, описывающие мощность диссипации (рассеяния) энергии [25], а также учитывали напряжения, возникающие в результате процессов кристаллизации и термической обработки легированных высокоуглеродистых сплавов. Поскольку при помощи лапласиана описывается функция, определяющая диссипацию энергии, то произведение лапласиана на дивергенцию трактовали как функцию мощности диссипации энергии.

Исходя из теории пластичности в гидродинамике [27], аналогом гидростатического давления принимали дивергенцию, относительно которой и определяли линейные деформации напряжения, задаваемые при помощи лапласиана. Поскольку угловые (касательные) деформации не зависят от гидростатического давления, то, вычитая из одного параметра другой, получали, функцию, с помощью которой можно описать напряжения (деформации), возникающие при различных технологических процессах и структурообразовании металла. По полученным данным строили гистограммы для различных фаз сплавов. Следует заметить, что в принятой постановке задачи, в процессе математической обработки изображения, уравнения равновесия удовлетворяются не в каждой отдельной малой зоне, а суммарно по всей области анализа.

В данном разделе исследований дополнительно использовали разработанные ранее методики математического анализа оценки степени дисперсности структуры высокоуглеродистых сплавов.

По результатам отдельно проведенных исследований, которые оценивали степень дисперсности сплава, выражаемую через энергетические параметры, выявили многочисленные факторы, влияющие на структуру и свойства сплавов. Было установлено, что наиболее тесные показатели корреляций с процессами, происходящими при структурообразовании, имеют средние значения дисперсностей функций напряжений и мощности диссипации.

В связи с этим, провели количественную оценку степени дис-

перности структуры металлографического изображения высокохромистого чугуна (рис.2.2), путем вычисления значений функций мощности диссипации и напряжений. Полученные параметры дают возможность оценивать неоднородность исследуемой структуры с точки зрения таких процессов, как диффузия и деформация, протекающих на различных этапах изготовления, обработки и эксплуатации изделия.

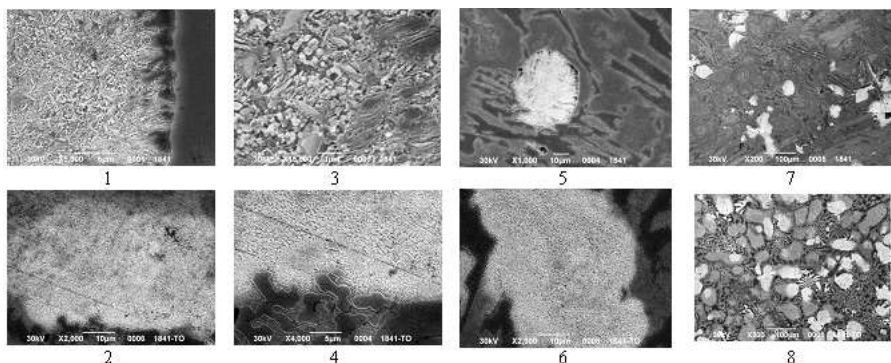


Рис.2.2. Микроструктуры высокохромистого чугуна: верхняя строка – литое состояние, нижняя – после термообработки (циклический низкотемпературный отжиг с нагревом в область магнитного превращения карбидных фаз до температур 350°С и 450°-500°С). Увеличение фотографий: 1-×5000; 2,6-×2000; 3-×15000; 4-×4000; 5- × 1000; 7,8 - ×200

Для исследуемых изображений микроструктур были построены распределения значений дисперсности функции напряжений (табл.2.1). Установлено, что с увеличением напряжений участки областей изображения, на которых эта функция имеет нейтральные (нулевые) значения - уменьшаются, а с положительными и отрицательными значениями - увеличиваются. Сопоставительно рассмотрели величины дисперсности функции напряжений (см. табл.2.1) для фотографий 7 в литом состоянии и 8 после термической обработки (см.рис.2.2). Если сравнить степень уменьшения 3-го и 7-го столбцов после ТО со степенью увеличения - 2-го, 4-го, 6-го и 8-го сплавов, то окажется, что уменьшение нулевых функций напряжения на порядок больше.

Так происходит приблизительно с изгибающими деформациями и напряжениями от моментов сил (вихрей) при пластических де-

формациях. Полная аналогия нарушена тем, что в механике сплошной среды для нулевых напряжений и деформаций имеют место нулевые значения. Можно предположить, что данные результаты свидетельствуют о наличии микропор или включений точечного графита в структуре металла высокоуглеродистого сплава.

Таблица 2.1

## Распределение дисперсности для функции напряжений

Распределение дисперсности (число пикселей на изображениях)									Состояние сплава (рис.2.2)
горизонтальные					вертикальные				
для функций напряжений со значениями									
№ фото	средние	отрицательные	нулевые	положительные	средние	отрицательные	нулевые	положительные	
	1	2	3	4	5	6	7	8	
1	1.730	01.121	02.879	01.116	01.656	01.118	02.731	01.119	Литое
2	1.354	01.174	01.802	01.174	01.320	01.185	01.701	01.189	После ТО
3	1.824	01.112	03.008	01.107	01.690	01.123	02.700	01.121	Литое
4	1.394	01.157	01.930	01.153	01.333	01.167	01.770	01.170	После ТО
5	1.835	01.116	03.135	01.112	01.726	01.109	02.957	01.110	Литое
6	1.358	01.166	01.832	01.164	01.324	01.183	01.725	01.185	После ТО
7	1.710	01.127	02.758	01.125	01.612	01.125	02.584	01.124	Литое
8	1.503	01.177	02.142	01.174	01.442	01.161	02.049	01.163	После ТО

Таблица 2.2

## Изменение степени дисперсности функции напряжения после ТО

Значение степени дисперсности						№ фото	Состояние сплава (рис.2.2)
в горизонтальном направлении			в вертикальном направлении				
для функций напряжения со значениями							
отрицательными	нулевыми	положительными	отрицательными	нулевыми	положительными		
1	2	3	4	5	6		
92322	250722	90532	96750	238262	97804	1	Литое
134163	164727	133357	143332	143986	144169	2	После ТО
82732	270418	82330	92192	249807	92717	3	Литое
124391	185797	123960	137528	157596	138260	4	После ТО
84138	261918	83539	91357	245486	91992	5	Литое
136372	174082	135566	147475	150118	147655	6	После ТО
90115	245595	89356	98320	227644	98346	7	Литое
110369	204949	109748	116352	190561	117397	8	После ТО

Для более полного анализа на этом же примере рассмотрели зависимость изменения числа пикселей условного цвета, описывающего степень дисперсности функции напряжения, в результа-

те проведенной термической обработки (табл.2.2). Картина изменения значения степени дисперсности от термообработки, задаваемой числом пикселей на изображении, качественно совпадает с описанной выше картиной изменения функций напряжения. После термообработки число пикселей с нулевым значением (2-й и 5-й столбцы) значительно уменьшаются, остальные - на такое же количество пикселей увеличиваются.

В качестве иллюстрации, получено распределение значений степени дисперсности функции напряжений (рис.2.3) для изображений микроструктур 7 и 8 (см.рис.2.2), согласно табл.2.1. В первом столбце каждого из изображений приведены гистограммы для отрицательных, во втором – для нулевых, в третьем - для положительных значений функции напряжений. В верхнем ряду приведены дисперсности, относящиеся к горизонтальным, в нижнем ряду – к вертикальным направлениям распределения функции напряжений.

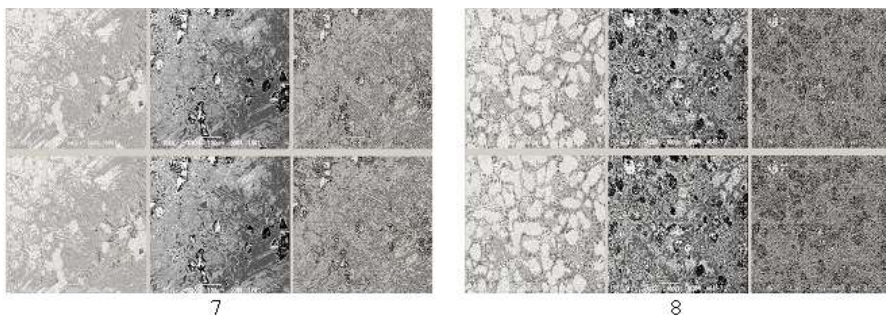


Рис.2.3. Показатели значений степени дисперсности функции напряжений в структуре высокохромистого чугуна в литом состоянии (7) и после отжига (8)

На основании полученных изображений, однозначно можно сделать вывод, что степень дисперсности для нулевой (нейтральной) функции напряжения больше чем для отрицательной и положительной (число пикселей, следующих друг за другом во втором столбце намного больше, чем в первом и третьем). По рассчитанным таблицам степень дисперсности нулевых функций напряжений вдвое меньше, чем у отрицательных.

Аналогично, для исследуемых изображений микроструктур

были получены распределения значений степени дисперсности функции мощности диссипации энергии (табл.2.3).

Таблица 2.3

Распределение дисперсности, выражаемой при помощи функции мощности диссипации энергии после ТО

Распределение дисперсности (число пикселей на изображениях)									Состояние сплава
горизонтальной					вертикальной				
для функций мощности диссипации энергии со значениями									
Фото	средние	отрицательные	нулевые	положительные	средние	отрицательные	нулевые	положительные	
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
1	02.277	01.004	02.863	01.840	02.253	01.007	02.713	01.938	Литое
2	01.979	01.015	01.795	02.294	02.050	01.024	01.695	02.546	После ТО
3	02.270	01.001	03.007	01.664	02.166	01.001	02.695	01.770	Литое
4	01.961	01.014	01.924	02.127	02.034	01.028	01.765	02.440	После ТО
5	02.375	01.003	03.129	01.789	02.371	01.002	02.945	01.961	Литое
6	01.986	01.020	01.824	02.277	02.066	01.030	01.716	02.559	После ТО
7	02.195	01.004	02.752	01.784	02.187	01.003	02.575	01.950	Литое
8	01.946	01.013	02.133	01.898	01.989	01.014	02.039	02.074	После ТО

Расчеты характеризуются следующим. Для значений степени вертикальных дисперсностей отмечается повышение после термической обработки числа локальных областей с пикселями, в которых возрастают значения величин лапласианов и количество условных цветов, соответствующих ферритным структурам с повышенным содержанием углерода. Очевидно, такие локальные области можно отнести к зонам повышенной плотности дислокаций.

Число таких локальных зон, как следует из табл.2.4, где представлена зависимость изменения числа пикселей условного цвета, описывающего дисперсность функции мощности диссипации энергии, в результате проведенной термической обработки, на порядок меньше, чем зон, где мощность диссипации нейтральна и положительна. Но они, очевидно, оказывают существенное влияние на структуру металлической матрицы в результате различных процессов, приводящих к рассеянию энергии, таких, как кристаллизация, термическая обработка, пластическая деформация. Предположили, что, по аналогии, в таком сплаве можно рассматривать процессы, происходящие в гидродинамике, а также во многих других областях. Степень дисперсности может определяться и



изменением плотности дислокаций. Однако этот фактор меняется не существенно (уменьшаются от термообработки, см. столбцы 2 и 6 табл.2.4). При сравнении степени уменьшения значений функций в 3-м и 7-м столбцах после термической обработки со степенью увеличения в 4-м и 8-м, выявили уменьшение нейтральной (нулевой) функции напряжений. Следовательно, при рассмотрении изменения степени дисперсности функции мощности диссипации энергии, также можно сделать заключение, что некоторая ее часть тратится на порообразование.

Таблица 2.4

Изменение значений степени дисперсности, выражаемой при помощи функции мощности диссипации энергии после термообработки

Значение степени дисперсности в направлении						№ фото (рис.2.2)	Состояние сплава
горизонтальном			вертикальном				
для функций мощности диссипации со значениями							
отрицательными	нулевыми	положительными	отрицательными	нулевыми	положительными		
1	2	3	4	5	6		
8588	252912	172076	8953	241100	182763	1	Литое
17160	169870	245217	19738	149985	261764	2	После ТО
7583	271659	156238	9061	251851	173804	3	Литое
15252	188643	230253	18188	161227	253969	4	После ТО
8304	262715	158576	8443	246753	173639	5	Литое
17163	178458	250399	20330	155437	269481	6	После ТО
9386	246829	168851	10149	229363	184798	7	Литое
14340	209244	201482	14072	194909	215329	8	После ТО

В результате проведенного анализа следует, что термическая обработка значительно влияет на изменение знака функций напряжений и мощности диссипации в высокохромистых чугунах – резко увеличивается количество параметров с положительным и отрицательным знаком за счет уменьшения нейтральных (нулевых) функций и это соответствует вышеизложенному анализу длины цепочек пикселей одного цвета.

Что же касается данных по изменению знака в функции мощности диссипации, то это представляет научный и практический интерес с точки зрения выявления поведения различных структурных составляющих во время их кристаллизации и эксплуатации. Предварительные исследования показали, что большинство

таких структур имеют положительный или нейтральный знак функции мощности диссипации, тогда как отрицательный - наблюдается лишь в изолированных структурах.

Для значений степени вертикальной дисперсности отмечается повышение ее после термической обработки по числу локальных областей с пикселями, в которых возрастают значения показаний лапласианов и количество условных цветов, которые соответствуют ферритным структурам с повышенным содержанием углерода. Очевидно, такие локальные области можно отнести к зонам с повышенной плотностью дислокаций.

## Раздел 3

### Новые теоретические подходы в оценке структурообразования легированных чугунов

#### 3.1. Моделирование структурообразования в высокоуглеродистых сплавах

Важнейшей задачей при разработке новых прогрессивных технологий является использование материалов с требуемым комплексом свойств, достигнуть который возможно путем реализации необходимого структурно-фазового состояния объекта. Для достижения поставленной задачи необходимо адекватное понимание влияния сложных процессов структурообразования на структуру и свойства, в том числе легированных железоуглеродистых сплавов, учитывающих условия эксплуатации. Одним из путей получения этой информации, является предварительное моделирование и исследование такого влияния, в том числе путем построения моделей при изменчивости металлографических структур, учитывающих воздействие различных факторов, например, технологических параметров производства, таких как, температурные режимы при кристаллизации и термообработке.

От точности построения и анализа таких моделей зависит достоверность и объективность решения задач контроля и управления технологическими процессами выплавки и обработки металла, а также, в дальнейшем, возможность повышения эксплуатационной стойкости готового изделия.

#### 3.2. Методики моделирования металлографических структур

Для прогнозирования структурообразования в высокоуглеродистых хромсодержащих сплавах рассмотрены различные подходы к поиску оптимальных методов построения компьютерных моделей металлографических структур на основе аналитического и статистического анализов, которые могут достаточно надежно учитывать процессы, протекающие при кристаллизации в условиях развития диффузии и влияния других факторов. При построении таких моделей, различными способами анализировали рас-

пределение условных цветов таким образом, чтобы они с высокой точностью, совпадали с распределением аналогичных фаз металлографического изображения оригинальной структуры.

В работах [28,29] использовали металлографические фотографии микроструктур валковых высокохромистых (16-18%Cr, 2.7-3.0%С) и хромоникелевых (1.5-1.9%Cr, 3.9-4.5%Ni, 2.86-3.77%С) чугунов (рис.3.1). Основными структурными составляющими легированных чугунов являются феррит, аустенит и продукты его распада, а также карбиды типа  $Me_3C$ ,  $Me_{23}C_6$ ,  $Me_7C_3$  и  $Me_xC_y$ .

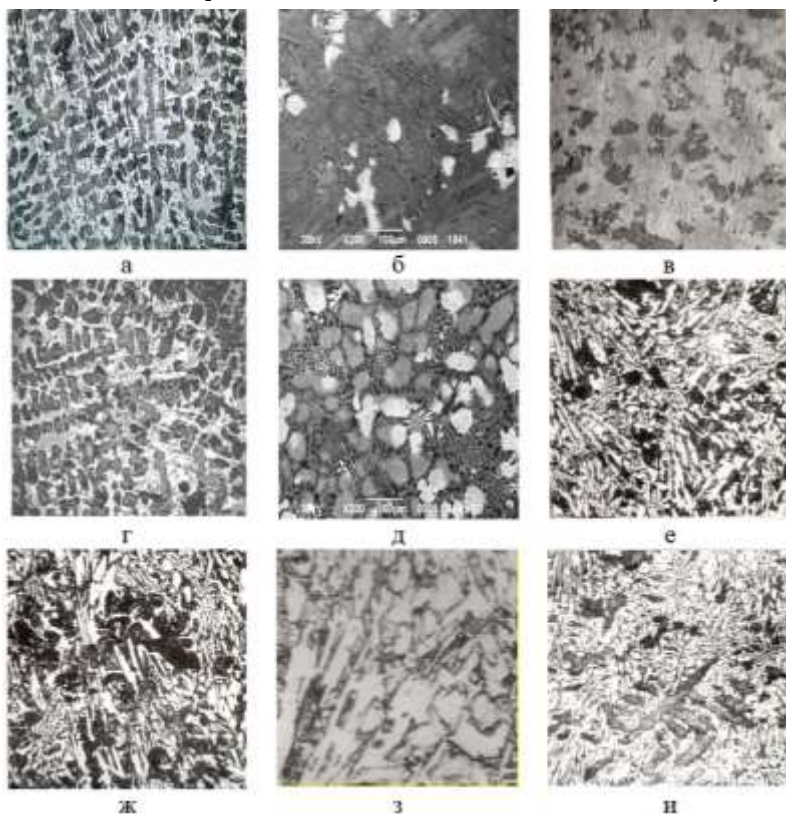


Рис.3.1. Микроструктуры валковых хромоникелевых (а,г) и высокохромистых (б,в,д-и) чугунов в литом состоянии (а,б,в) и после отжига (г-и) с нагревом до температур: 190°C и 220°C (г); 350°C и 500°C (д); 750°C (е); 750°C и 500°C (ж); 700°C (з); 700°C и 500°C (д).

Для получения гистограмм распределения условных цветов реального металлографического изображения, был применен подход с использованием разработанной методики оптико-математического анализа фаз. Эта методика основана на гидродинамических аналогиях с применением уравнений Навье-Стокса, описывающих формирование фаз (за счет диссипации энергии в результате диффузионных процессов, изменения их плотности [27,30]). Соответственно были использованы понятия вихря, вычисляемого через лапласиан, дивергенции и вариации (градиента) при числовой обработке фотографий [18].

Оценку производили, согласно расположению вычисляемых значений на изображении металлографической структуры, оцифрованном в формат .bmp. для большей наглядности и уменьшения машинного времени оценки использовали двумерную модель. Значение лапласиана рассчитывали согласно [18], путем решения дифференциального уравнения функции тока (Пуассона).

$$L(x, y) \equiv \Delta = \frac{\partial^2 c}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 c}{\partial y^2} \quad (3.1)$$

Вычисления проводили, используя метод конечных разностей. Исследуемое изображение разбивали на области размером  $n \times l$  пикселя, где в каждой точке  $C(x, y)$  ( $x$  и  $y$  – координаты рассматриваемой точки) вычисляли значения лапласиана и дивергенции.

Например, для ячейки размером  $3 \times 3$  пикселя  $C(x, y)$  в конечно-разностном представлении матрица имеет вид:

$$C(x, y) = \begin{pmatrix} c_{i-1, j-1} & c_{i-1, j} & c_{i-1, j+1} \\ c_{i, j-1} & c_{i, j} & c_{i, j+1} \\ c_{i+1, j-1} & c_{i+1, j} & c_{i+1, j+1} \end{pmatrix} \quad (3.2)$$

В качестве элемента матрицы приняли пиксель изображения  $c_{m, n}$ , являющийся кодом условного цвета при оцифровке фотографии ( $m = i - 1, i, i + 1$  – номер строки,  $n = j - 1, j, j + 1$  – номер столбца). Обработку такой матрицы выполняли путем последовательного сканирования каждого ее пикселя, задавая его как среднюю точку  $c_{i, j}$ , находящуюся внутри ячейки заданного размера ( $3 \times 3$ ).  $D(x, y)$  – дивергенция и  $L(x, y)$  – лапласиан в двумерном конечно-

разностном представлении имеют вид:

$$\begin{aligned} D(x, y) \equiv \operatorname{div} C(x, y) &= \frac{\partial C(x, y)}{\partial x} + \frac{\partial C(x, y)}{\partial y} \approx \frac{\Delta c}{\Delta x} + \frac{\Delta c}{\Delta y} = \\ &= D_{i, j} = c_{i, j-1} + c_{i-1, j} - 2c_{i, j}, \end{aligned} \quad (3.3)$$

$$\begin{aligned} L(x, y) \equiv \Delta C(x, y) &= \frac{\partial^2 C(x, y)}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 C(x, y)}{\partial y^2} \approx \frac{\Delta^2 c}{\Delta x^2} + \frac{\Delta^2 c}{\Delta y^2} = \\ &= L_{i, j} = c_{i, j-1} + c_{i-1, j} + c_{i, j+1} + c_{i+1, j} - 4c_{i, j}, \end{aligned} \quad (3.4)$$

где шаг по координатам на цифровом изображении  $\Delta x = \Delta y = 1$ .

Моделирование проводили путем решения следующей вариационной задачи, задавая значения лапласиана в точках внутри и на границе каждого выбранного фрагмента изображения.

### 3.2.1. Статистическое моделирование металлографических структур

Построение таких моделей было основано на методе Монте-Карло [31-33], при котором по известным статистическим характеристикам создают потоки случайных чисел с такими же априорно известными характеристиками. В данном случае при моделировании генерировали потоки случайных чисел, которые полностью совпадали с распределением по гистограмме значений кодов условных цветов оригинального металлографического изображения. Далее полученные потоки распределяли на всем моделируемом изображении и при помощи определенных перестановок пикселей добивались минимизации либо максимизации задаваемых, с учетом назначаемых условий, функционалов для получения изображения требуемой структуры.

#### 3.2.1.1. Статистическое моделирование структур при помощи перестановки пикселей изображения

На первом этапе моделирования генерировали поток случайных чисел, в результате чего получали гистограмму распределения значений кодов условных цветов, совпадающую с оригинальным изображением структуры. На втором этапе – моделируемое изображение разбивали на фрагменты заданного размера, в которых проводили перестановку пикселей различными способами

(например, круговой – перестановка на один пиксель всех точек, кроме - средней; последовательной - каждого пикселя со средней), которые приводили к минимизации либо максимизации задаваемых функционалов, включающих абсолютные обобщенные величины лапласиана, дивергенции и вариации. Обобщенную величину лапласиана (характеризующую интенсивность диссипации энергии в результате диффузионных процессов, величину аналогичную завихренности в гидродинамике) вычисляли как модуль от среднего значения суммы абсолютных его величин для частных случаев: классической [18] конечно-разностной схемы (3.5), а также развернутого под углом  $45^\circ$  изображения (3.6).

$$|L_1| = \left| \frac{c_{i,j-1} + c_{i,j+1} + c_{i-1,j} + c_{i+1,j} - 4c_{i,j}}{h^2} \right| \quad (3.5)$$

$$|L_2| = \left| \frac{c_{i-1,j-1} + c_{i-1,j+1} + c_{i+1,j-1} + c_{i+1,j+1} - 4c_{i,j}}{2h^2} \right| \quad (3.6)$$

В формулах величина  $h$  - шаг сетки в конечно-разностном представлении. Поскольку расстояние между пикселями в схеме, где изображение повернуто на  $45^\circ$ , является диагональю на изображении с использованием классической конечно-разностной схемы, то в знаменателе формулы (3.6) появился дополнительный множитель.

Тогда абсолютную обобщенную величину лапласиана выражали формулой:

$$|L_o| = \frac{2|L_1| + |L_2|}{4} \quad (3.7)$$

В формулах (3.5) – (3.7) величину  $h$  - шага между пикселями для удобства принимали равной единице.

Абсолютные величины дивергенции ( $D_1$  -  $D_8$ ), характеризующие меру несжимаемости (плотность фрагмента изображения, зоны уплотнения и разряжения) в каждой точке заданного фрагмента размером  $3 \times 3$  пикселя и задающие изменения в плотности, оцениваемые как расстояния между соседними точками изображения, вычисляли по формулам (3.8)-(3.15):

$$D_1 = |c_{i,j-1} + c_{i-1,j} - 2c_{i,j}| \quad (3.8)$$

$$D_2 = |c_{i,j} + c_{i-1,j+1} - 2c_{i,j+1}| \quad (3.9)$$

$$D_3 = |c_{i+1,j-1} + c_{i,j} - 2c_{i+1,j}| \quad (3.10)$$

$$D_4 = |c_{i+1,j} + c_{i,j+1} - 2c_{i+1,j+1}| \quad (3.11)$$

$$D_5 = |c_{i,j-1} + c_{i-1,j} - 2c_{i-1,j-1}| \quad (3.12)$$

$$D_6 = |c_{i,j} + c_{i-1,j+1} - 2c_{i-1,j}| \quad (3.13)$$

$$D_7 = |c_{i+1,j-1} + c_{i,j} - 2c_{i,j-1}| \quad (3.14)$$

$$D_8 = |c_{i+1,j} + c_{i,j+1} - 2c_{i,j}| \quad (3.15)$$

Абсолютное обобщенное значение дивергенции (3.16), исходя из требования сохранения фазового объема [513], применительно к фрагменту изображения 3×3 пикселя, приняли, как среднее значение:

$$|D_o| = \frac{D_1 + D_2 + D_3 + D_4 + D_5 + D_6 + D_7 + D_8}{8} \quad (3.16)$$

Аналогично (3.7, 3.16) получена формула для нахождения значения абсолютной обобщенной вариации (градиента)  $|v_{o,i,j}|$ , характеризующего интенсивность структурных напряжений I и II рода, возникающих вследствие протекающих диффузионных процессов.

Для оценки вариаций, определяющих интенсивность изменения структурных напряжений, выражаемых через изменение условного цвета вокруг средней точки заданного фрагмента изображения, вычисляли среднеквадратическое отклонение в классической конечно-разностной схеме (3.17) и для повернутого под углом 45° изображения (3.18).

$$v_{1i,j} \equiv v_1 = \frac{\sqrt{(c_{i,j-1} - c_{i,j})^2 + (c_{i-1,j} - c_{i,j})^2 + (c_{i,j+1} - c_{i,j})^2 + (c_{i+1,j} - c_{i,j})^2}}{2} \quad (3.17)$$

$$v_{2i,j} \equiv v_2 = \frac{\sqrt{(c_{i-1,j-1} - c_{i,j})^2 + (c_{i-1,j+1} - c_{i,j})^2 + (c_{i+1,j+1} - c_{i,j})^2 + (c_{i+1,j-1} - c_{i,j})^2}}{2} \quad (3.18)$$

При этом, по аналогии с (3.7), абсолютное значение обобщенного градиента, вычисляли по формуле:



$$|v_{o_{i,j}}| \equiv |v_o| = \frac{2v_1 + v_2}{2} \quad (3.19)$$

Алгоритм решения данной задачи моделирования металлографической структуры выполняли при помощи большого числа итераций. При помощи только перестановок пикселей из заданного изображения стремились получить такое, при котором суммарная величина (3.5) или (3.7) по всем пикселям достигала экстремума. На каждой итерации для всех 9 пикселей, приведенных на схеме (3.2), компьютер производит 9 расчетов по формуле (3.7) (или 5 расчетов по - (3.5)), в которых поочередно применяли заданный способ коллективной перестановки пикселей.

Сложность поставленной задачи состояла в попытке получить с помощью только бинарных цветов (черного и белого) любые оттенки серого цвета. Для этого в исследованиях при помощи преобразования среднего цвета, заданного случайным равномерно распределенным набором черных и белых пикселей, пытались получить однотонный цвет. Но с помощью предлагаемого метода это оказалось возможным только в отдельных случаях, при условии, что начальное поле изображения с пикселями белого и черного цветов было каким-то образом упорядочено. Таким образом, для случайно распределенных черных и белых точек в результате решения задачи получили изображения металлографических структур. Данный результат достигнут решением задачи выпуклой оптимизации (минимизации и максимизации) [35,36] путем перестановок пикселей изображения для следующих функционалов:

$$F_1(\alpha) = \sum_{i=2}^{m-1} \sum_{j=2}^{n-1} [\alpha \cdot |L_o| + (1-\alpha) \cdot |D_o|] = \min, \max \quad (3.20)$$

$$F_2(\alpha) = \sum_{i=2}^{m-1} \sum_{j=2}^{n-1} [\alpha \cdot |v_o| + (1-\alpha) \cdot |D_o|] = \min, \max \quad (3.21)$$

Где  $m$  - число строк пикселей,  $n$  - число столбцов пикселей на изображении;  $\alpha$  - параметр функционала, который, исходя из требований уменьшения лапласиана и сохранения объема, находится в пределах  $0 \leq \alpha \leq 1$ . В функционалы (3.20), (3.21) входили значения, полученные согласно (3.7), (3.16), (3.19).

Для минимизации (или максимизации) функционалов (3.20)

или (3.21) был использован метод локальной вариации [30,37]. Он состоит в том, что оптимизация производится для каждого 9 пикселей, приведенных на схемах, путем расчета не полного функционала, а только фрагмента. То есть, только для одного какого-то слагаемого с индексами  $i, j$  в указанных выше формулах. Однако, для одного слагаемого необходимо провести перестановку пикселей на схеме (3.2) так, чтобы достигнуть минимума или максимума.

Рассмотрели сокращенную запись функционала при последовательной перестановке пикселей изображения. Обозначили через функционал значения одного слагаемого (3.20) или (3.21) для каждой из 9 точек:

$$F_{k1ij}(\alpha, c_1, c_2, c_3, c_4, c_5, c_6, c_7, c_8, c_9) \quad (3.22)$$

$$F_{k2ij}(\alpha, c_2, c_1, c_3, c_4, c_5, c_6, c_7, c_8, c_9) \quad (3.23)$$

$$F_{k3ij}(\alpha, c_3, c_2, c_1, c_4, c_5, c_6, c_7, c_8, c_9) \quad (3.24)$$

$$F_{k4ij}(\alpha, c_4, c_2, c_3, c_1, c_5, c_6, c_7, c_8, c_9) \quad (3.25)$$

$$F_{k5ij}(\alpha, c_5, c_2, c_3, c_4, c_1, c_6, c_7, c_8, c_9) \quad (3.26)$$

$$F_{k6ij}(\alpha, c_6, c_2, c_3, c_4, c_5, c_1, c_7, c_8, c_9) \quad (3.27)$$

$$F_{k7ij}(\alpha, c_7, c_2, c_3, c_4, c_5, c_6, c_1, c_8, c_9) \quad (3.28)$$

$$F_{k8ij}(\alpha, c_8, c_2, c_3, c_4, c_5, c_6, c_7, c_1, c_9) \quad (3.29)$$

$$F_{k9ij}(\alpha, c_9, c_2, c_3, c_4, c_5, c_6, c_7, c_8, c_1) \quad (3.30)$$

$$F_{k10ij}(\alpha, c_1, c_3, c_2, c_4, c_5, c_6, c_7, c_8, c_9) \quad (3.31)$$

$$F_{k11ij}(\alpha, c_1, c_9, c_3, c_4, c_5, c_6, c_7, c_8, c_2) \quad (3.32)$$

$$F_{k12ij}(\alpha, c_1, c_2, c_3, c_4, c_6, c_5, c_7, c_8, c_9) \quad (3.33)$$

$$F_{k13ij}(\alpha, c_1, c_2, c_3, c_4, c_5, c_7, c_6, c_8, c_9) \quad (3.34)$$

$$F_{k14ij}(\alpha, c_1, c_2, c_4, c_3, c_5, c_6, c_7, c_8, c_9) \quad (3.35)$$

$$F_{k15ij}(\alpha, c_1, c_2, c_3, c_5, c_4, c_6, c_7, c_8, c_9) \quad (3.36)$$

$$F_{k16ij}(\alpha, c_1, c_2, c_3, c_4, c_5, c_6, c_8, c_7, c_9) \quad (3.37)$$

$$F_{k17ij}(\alpha, c_1, c_2, c_3, c_4, c_5, c_6, c_7, c_9, c_8) \quad (3.38)$$

В формулах (3.22) – (3.38) индекс  $k$  относится к типу функцио-

нала:  $k = 1$  для (3.20), а  $k = 2$  - (3.21). Следующий индекс после  $k$  относится к номеру перестановки пикселей, согласно матрице их расположения. Например, для функционала (3.22) расчет соответствует матрице с центральным пикселем и кодом цвета  $c_1$ , согласно матрице (3.2). Для функционала (3.23) расчет - соответствует матрице с центральным пикселем и кодом цвета  $c_2$ , согласно матрице (3.39):

$$C = \begin{pmatrix} c_3 & c_4 & c_5 \\ c_1 & c_2 & c_6 \\ c_9 & c_8 & c_7 \end{pmatrix} \quad (3.39)$$

Аналогично поступили и для оставшихся функционалов. В общем случае число перестановок намного больше 9, однако, в исследованиях ограничились рассмотрением только функционалами (3.22) – (3.38). Выбирали те значения, для которых они были экстремальными (максимальными или минимальными). Результаты, полученные при проведении некоторых итераций, приведены в табл. 3.1. Установили, что уже в результате 1-й итерации существенно уменьшается значение величины абсолютного обобщенного лапласиана (завихренности) на начальном изображении случайной структуры.

Проведено подробное исследование изменения зависимостей по итерациям, вычислены отношения абсолютных величин лапласиана на исходной фотографии (см.рис.3.1, а,в) и после 1-й, 100-й итерации, а также оценено их отношение (табл.3.2).

Таблица 3.1

Значения величины абсолютного обобщенного лапласиана для полученного изображения случайной структуры (распределение значений кодов условных цветов, которые совпадали с микроструктурой высокохромистого чугуна, см.рис.3.1, а,в) и после 1-й и 100-й итерации

Структура	Величина абсолютного обобщенного лапласиана		
	на исходном изображении	после итерации	
		1-й	100-й
Случайная	97654464	74039401	38494019
После ТО	69069340	33599168	29900497
Литое состояние	40283810	22910362	21156082

Установлено, что наибольшие изменения в результате проведенных итераций, наблюдаются при вычислениях абсолютных значений лапласиана неупорядоченной случайно сгенерированной структуры. Далее следует структура сплава, полученная после термической обработки. Наименьшие изменения характерны для структуры после кристаллизации. Полученный результат свидетельствует о незавершенности диффузионных процессов после кристаллизации и неравновесном состоянии структуры в литом виде.

Таблица 3.2  
Изменения зависимостей полученных абсолютных значений лапласиана изображения случайной структуры (распределение значений кодов условных цветов, которые совпадали с микроструктурой высокохромистого чугуна, см.рис.3.1, а,в) и после итераций

Структура	Отношение абсолютных значений лапласиана		
	на исходном изображении и после 1-й итерации	на исходном изображении и после 100-й итерации	после 1-й итерации и после 100-й итерации
Случайная	1.319	2.537	1.923
После ТО	2.055	2.310	1.124
Литое состояние	1.758	1.904	1.083

Проведя оптимизацию с использованием выпуклой комбинации точек, были получены значения первого (3.19) и второго (3.20) функционалов, характеризующих диффузионный процесс и его интенсивность соответственно. В качестве примера, в табл.3.3 приведены рассчитанные значения  $F_1(\alpha)$  и  $F_2(\alpha)$  после 1-й и 20-й итерации на исходном изображении (см. рис. 3.1,а)

Таблица 3.3  
Значения оптимизированных функционалов  $F_1(\alpha)$  и  $F_2(\alpha)$  в зависимости от величины параметра  $\alpha$

Выпуклая комбинация $\alpha =$	Функционал на исходном рисунке		Функционал после 1-й итерации		Функционал после 20-й итерации	
	$F_1(\alpha)$	$F_2(\alpha)$	$F_1(\alpha)$	$F_2(\alpha)$	$F_1(\alpha)$	$F_2(\alpha)$
1	9765446426190	3306334731931	7406188315548	2860103477528	3947347339503	1987041646124
0.9	9439919381836	3626718856985	6646111270036	2928790494698	4122660428215	1919261570543
0.7	8788865293128	4267487107149	6292334331635	3390346649657	3936860321837	2456823588634
0.5	8137811204420	4908255357290	5957433857261	3847743940345	3836720480945	2874753423931
0.3	7486757115712	5549023607435	5547327419497	4289819029621	3896595005837	3194933708346

0.1	6835703027005	6189791857602	5156935048219	4731894118933	3806380145909	3515113992782
0	6510175982651	6510175982651	5091528236681	5091528236681	4236418753953	4236418753953

Анализируя полученные результаты, установили, что с каждой последующей итерацией значительно уменьшаются величины обоих функционалов, однако  $F_1(\alpha)$  изменяется более существенно.

Моделирование структуры, проведенное согласно классической конечно-разностной схеме (без поворота изображения) показало рис.3.2, что полученное изображение совершенно не соответствует реальной структуре. Данная модель непригодна для бинарных цветов. Такой результат получен, так как при отображении отдельно черной и белой полос, необходимо, чтобы средний цвет был равен заданному значению.

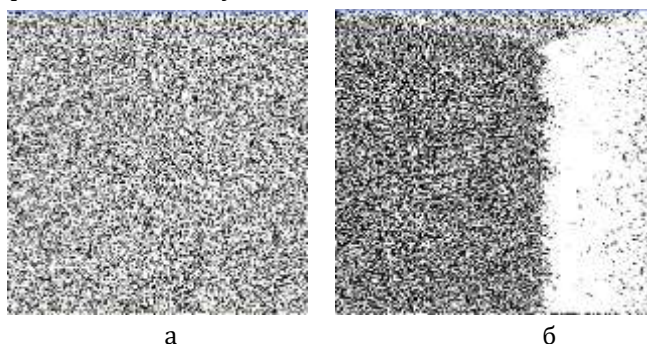


Рис. 3.2. Минимизация абсолютных величин лапласиана (б) случайного набора черных и белых пикселей; (а) по классической схеме конечных разностей (см. (3.4))

Исходя из такого условия, согласно (3.3), внутри этих полос лапласиан в каждой точке будет равен нулю, тогда как все точки с отличным от нуля лапласианом будут на границе разделения этих полос. Поскольку, единственное решение зависит от граничных условий и это более сложное изображение, наиболее близкое к реальной структуре.

Поэтому были введены следующие граничные условия для всех применяемых функционалов:

- если  $j = 2$ , то перестановки (3.22), (3.24), (3.30), (3.31) и (3.32) не производят;

- если  $j = n - 1$ , то перестановки (3.26), (3.27), (3.28), (3.31) и (3.34) не производят;
- если  $i = 2$ , то перестановки (3.24), (3.25), (3.26), (3.35) и (3.36) не производят;
- если  $i = m - 1$ , то перестановки (3.28), (3.29), (3.30), (3.37) и (3.38) не производят.

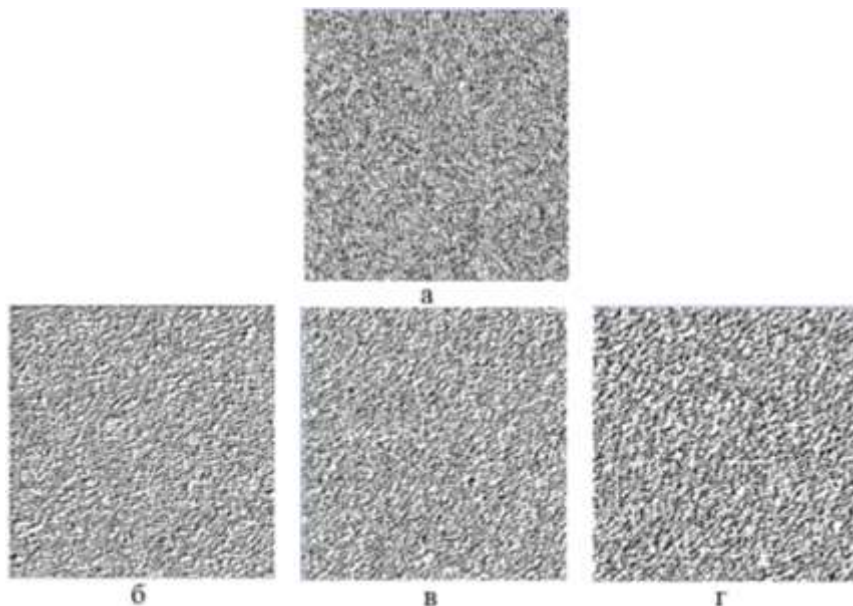


Рис. 3.3. Минимизация абсолютных величин лапласиана (б-г) случайного набора черных и белых пикселей (а) по обобщенной формуле (3.7). Модель по функционалу (3.20): б) при  $\alpha = 1$ ; в) при  $\alpha = 0.5$ ; г) по функционалу (3.21) при  $\alpha = 0.5$

В этих случаях, граничные точки не переставляют. Из изображений (см. рис.3.3) видно, что после минимизации они становятся более однородными, т.е. можно утверждать, что такой подход учитывает и диффузионные процессы, которые обеспечивают более равномерное распределение фаз. Проведенные исследования по максимизации не дали аналогичного результата.

Для аналитического обоснования полученных результатов был разработан алгоритм определения текстуры (направленности

структуры), что аналогично понятию направления потока в гидродинамике. Решая данную задачу, использовали метод наименьших квадратов, при помощи которого были получены формулы определения направлений, отличающиеся от классической системы нормальных уравнений.

В поставленной задаче требовалось найти коэффициенты уравнения прямой  $y = a + bx$ , исходя из координат  $x_i$  и  $y_i$  пикселей, для которых значение маркера меньше заданного числа. Применяя метод наименьших квадратов, находили квадратичные отклонения между фрагментами случайной структуры и расчетными.

При этом получили следующие параметры:

$$c = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n x_i \cdot \sum_{i=1}^n y_i - \sum_{i=1}^n x_i y_i \quad (3.40)$$

$$d = \sum_{i=1}^n x_i^2 - \frac{1}{n} \left( \sum_{i=1}^n x_i \right)^2 \quad (3.41)$$

$$e = \sum_{i=1}^n y_i^2 - \frac{1}{n} \left( \sum_{i=1}^n y_i \right)^2 \quad (3.42)$$

По полученным значениям находили два взаимно ортогональных направления:

$$b_1 = \frac{-(d-e) + \sqrt{(d-e)^2 + 4c^2}}{2c} \quad (3.43)$$

$$b_2 = \frac{-(d-e) - \sqrt{(d-e)^2 + 4c^2}}{2c}, \quad (3.44)$$

По ним определили свободные члены  $a_1$  и  $a_2$  для двух взаимно ортогональных прямых:

$$a_1 = \frac{\sum_{i=1}^n y_i - b_1 \sum_{i=1}^n x_i}{n} \quad (3.45)$$

$$a_2 = \frac{\sum_{i=1}^n y_i - b_2 \sum_{i=1}^n x_i}{n} \quad (3.46)$$

Точка пересечения полученных взаимно перпендикулярных прямых находится в центре тяжести маркеров. В качестве маркеров было выбрано значение половины максимальной абсолютной величины лапласиана на оцениваемом изображении.

В результате расчета для исходной случайной структуры получили:  $b_1 = 177884.146$ ;  $b_2 = -0.00000005621$ ;  $a_1 = -50810402.516$ ;  $a_2 = 380.331$ . Значения параметров  $b_1, b_2, a_1, a_2$  при минимизации и максимизации функционалов  $F_1(\alpha)$  и  $F_2(\alpha)$  в зависимости от параметра  $\alpha$  представлены в табл. 3.4 и 3.5 соответственно.

Таблица 3.4.

Значения параметров  $b$  и  $a$  взаимно перпендикулярных прямых, полученных при минимизации  $F_1(\alpha)$  и  $F_2(\alpha)$  в зависимости от параметра  $\alpha$

$\alpha =$	Параметр $b$ при минимизации				Параметр $a$ при минимизации			
	$F_1(\alpha)$		$F_2(\alpha)$		$F_1(\alpha)$		$F_2(\alpha)$	
	$b_1$	$b_2$	$b_1$	$b_2$	$a_1$	$a_2$	$a_1$	$a_2$
1	335.002	-0.00002985	539.460	-0.00001854	-95606.001	380.123	-154052.021	380.423
0.9	167.168	-0.00005982	169.590	-0.00005897	-47333.211	382.525	-48025.285	382.507
0.7	167.168	-0.00005982	660.782	-0.00001513	-47333.211	382.525	188661.118	380.195
0.5	-2611.492	-0.00003829	603.499	-0.00001657	745780.059	380.294	-171755.280	381.182
0.3	-189.175	-0.00005286	711.350	-0.00001406	54483.325	378.471	-202527.716	381.129
0.1	603.499	-0.00001657	711.350	-0.00001406	-171755.280	381.182	-202527.716	381.129
0	234.226	-0.00004269	234.226	-0.00004269	-66028.941	382.258	-66028.941	382.258

Из сравнения  $b_1$  и  $b_2$  для случайной структуры с любым значением этих же параметров (см. табл.3.4,3.5) видно, что коэффициенты при  $b_1$  и  $b_2$  для случайной, еще не преобразованной структуры по абсолютной величине на порядок выше, чем после моделирования. Это показывает направленность (упорядочение) структуры после моделирования с учетом диффузионных процессов и перестановок цветов пикселей.

Проведенные аналогичные расчеты по фрагментам каждой смоделированной структуры показали, что отличия в направлениях между фрагментами случайной структуры и расчетными, будут намного больше.

Проведены расчеты для сравнения упорядоченности исходной случайной структуры и, полученных при моделировании оптими-



зацией (минимизацией или максимизацией) функционалов  $F_1(\alpha)$  и  $F_2(\alpha)$  для различных значений параметра  $\alpha$ .

Таблица 3.5

Значения параметров  $b$  и  $a$  взаимно перпендикулярных прямых, полученных при максимизации  $F_1(\alpha)$  и  $F_2(\alpha)$  в зависимости от параметра  $\alpha$

$\alpha =$	Параметр $b$ при максимизации				Параметр $a$ при максимизации			
	$F_1(\alpha)$		$F_2(\alpha)$		$F_1(\alpha)$		$F_2(\alpha)$	
	$b_1$	$b_2$	$b_1$	$b_2$	$a_1$	$a_2$	$a_1$	$a_2$
1	352.113	-0.0000284	261.282	-0.0000383	-99834.457	380.649	-74007.754	379.905
0.9	-1934.181	0.00005170	162.787	-0.0000614	550535.388	379.459	-45976.023	381.076
0.7	-1934.181	0.00005170	619.836	-0.0000161	550535.388	379.459	-175857.20	380.031
0.5	540.962	-0.0000185	619.836	-0.0000161	-153361.49	380.088	-175857.20	380.031
0.3	619.836	-0.0000161	619.836	-0.0000161	-175857.20	380.031	-175857.20	380.031
0.1	619.836	-0.0000161	619.836	-0.0000161	-175857.20	380.031	-175857.20	380.031
0	7881.124	-0.0000127	7881.124	-0.0000127	-2240207.2	379.766	-2240207.2	379.766

Определение упорядоченности структуры было рассмотрено в раннее представленной работе [498]. Обозначим черный цвет через 0, а белый – через 1. Тогда упорядоченность структуры выразится формулой

$$u = \sum_{i=2}^{m-1} \sum_{j=2}^{n-1} |p_{i,j-1} + p_{i-1,j} + p_{i,j+1} + p_{i+1,j} - p_{i,j}| \quad (3.47),$$

где  $p_{ij}$  - номер цвета пикселя  $c_{ij}$  и каждое слагаемое в правой части уравнения равно 0 или 1.

Результаты сравнения упорядоченности исходной случайной структуры и, полученных с помощью минимизации и максимизации функционалов  $F_1(\alpha)$  и  $F_2(\alpha)$  для различных значений параметра  $\alpha$ , представлены в табл. 3.6.

Анализируя табл.3.6 установлено, что при максимизации функционалов  $F_1(\alpha)$  и  $F_2(\alpha)$  все значения упорядоченности полученных структур меньше показателей - исходной. При минимизации - картина более сложная. Наименьшие значения упорядоченности получаются при  $\alpha=1$  и они, примерно, в два раза меньше, чем для исходной структуры. Но при  $\alpha=0$ , что соответствует требованию только сохранения фазового объема [34], а степень упо-

рядочности полученных структур больше чем в исходной. Данное заключение полностью соответствует результатам расчетов деформированной сетки при обработке металлов давлением методом конечных элементов [38]. При этом важным является только требование сохранения фазового объема, которое приводит к разупорядочению сетки.

Таблица 3.6.

Сравнение упорядоченности исходной случайной структуры и, полученных оптимизацией функционалов  $F_1(\alpha)$  и  $F_2(\alpha)$

Значения параметра $\alpha$	Минимизация функционала		Максимизация функционала	
	$F_1(\alpha)$	$F_2(\alpha)$	$F_1(\alpha)$	$F_2(\alpha)$
1	381331	446568	729480	748788
0.9	444715	444718	725429	727465
0.7	444715	552851	725429	706619
0.5	465820	594865	707600	706619
0.3	553149	594821	706619	706619
0.1	594865	594821	706619	706619
0	884984	884984	703252	703252
исходная случайная структура	775911	775911	775911	775911

С введением граничных условий в модель, а также, используя вместо значения лапласиана в каждой точке изображения, рассчитанного только для классической конечно-разностной схемы по (3.5), значения его обобщенного показателя, согласно формуле (3.7), были получены изображения, более близкие к реальным структурам металла. Поэтому визуально различима некоторая текстура (см.рис.3.3).

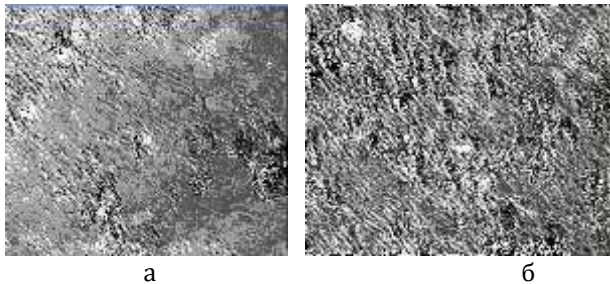


Рис. 3.4. Характер изображений микроструктуры высокохромистого чугуна (см. рис. 3.1,а,б) при обработке с минимизацией абсолютных ве-

личин лапласиана по обобщенной схеме конечных разностей для литого состояния (а) и после ТО (б).

Аналогично проведено моделирование по обобщенной схеме конечных разностей (3.7) для структур высокохромистого чугуна в литом состоянии (рис.3.4,а) и после низкотемпературного циклического отжига (рис.3.4,б).

На полученных изображениях можно различить, что термообработка увеличивает однородность структуры.

В данном разделе рассмотрены разработки по построению модели для общего случая металлографической структуры.

Такая модель при необходимости может быть легко модифицирована с учетом различных экспериментальных условий, изменений технологических параметров производства и обработки изделия из различных металлов и сплавов, в частности, путем задания конкретных граничных условий. Между тем, проведенные исследования показали, что в некоторых частных случаях, например, для структуры высокохромистого чугуна, в которой в результате оптико-математического анализа было выявлено 11 условных цветов, моделирование с применением классической схемы вычислений (3.5) дает результат довольно близкий к реальной структуре. Однако, для построения моделей в бинарных цветах, дающих возможность оценить структуры различных по составу фаз металлов и сплавов, необходимо использовать обобщенную схему конечных разностей, в которой используют значения обобщенных величин: лапласиана, дивергенции и вариации. Такой подход, заключающийся в том, что при моделировании проводили генерацию потоков случайных чисел, состоящих из порций по 2 значения и совпадающих с распределением по гистограмме показателей кодов условных цветов на изображении реальной металлографической структуры, показал довольно высокое совпадение распределения фаз с оригинальным изображением. Однако такой метод недостаточно учитывает сложность гетерогенной структуры. Это не позволяет включать в модель распределение сочетания условных цветов, которые, как показывают проведенные исследования (см. Раздел 4), позволяют учитывать различный состав в фазах, в зависимости от условий их образования.

В связи с вышеизложенным, был рассмотрен еще один подход

при таком моделировании, заключающийся в перестановки ячеек, образованных пикселями изображения.

### 3.2.1.2. Статистическое моделирование структур путем перестановки ячеек, образованных пикселями изображения

Решая задачу получения распределения фаз, одновременно используя, как коды условного цвета, так и их сочетания, было рассмотрено построение моделей металлографических структур с применением ячеек пикселей изображения с размерностью  $2 \times 2$ . При моделировании использовали алгоритм, подобный, описанному выше (см. п.3.2.1.1).

Главным отличием от предыдущего способа, являлось то, что при новом подходе моделирования, на первом этапе генерировали поток случайных чисел, состоящий из порций по 4 значения, коды условного цвета которых совпадали с точностью до 2.5% с имеющимися в какой-либо ячейке размером  $2 \times 2$  пикселя оригинального изображения микроструктуры. Отбраковку проводили для комбинаций чисел, доля которых не превышала 0,1%. Такой поток являлся полностью аналогичным одновременно двум - сгенерированным случайным числам. Это позволило сразу моделировать как распределение условных цветов, определяющих фазы, так и их сочетания. В результате были получены 2 взаимосвязанные гистограммы распределения, совпадающие с аналогичными - оригинальной структуры. При дальнейших расчетах каждую гистограмму распределения кодов условных цветов (от 0 до 255) разбивали на 32 дискретных интервала (по 8 условных цветов в каждом интервале), включающих три группы фаз (см.п.1.3). Таким образом, используя данный алгоритм построения модели фазового состава, применили комбинации 32-х сочетаний цветов, что способствовало повышению точности процесса моделирования.

В качестве примера, в табл.3.7 представлены гистограммы распределения кодов условных цветов и 32-х их сочетаний в ячейке размером  $2 \times 2$  пикселя, полученные на первом этапе моделирования структуры хромоникелевого чугуна (рис.3.5,а), описанным выше способом.

Алгебраические гистограммы распределения сочетаний условных цветов представлены, по мере убывания доли сочетаний в

ячейке (столбец 9). Цифра 0 в столбцах 2-4, указывает на то, что все 4 пикселя имеют цвет такой же, как в столбце 1. При таком способе моделирования стало возможным получение распределения, где количество пикселей каждого цвета являлось целым числом.

Таблица 3.7

Гистограммы распределения кодов условных цветов и их сочетаний в ячейке 2×2 пикселя, полученные при моделировании

№ цвета				Количество пикселей с цветом				Доля, %, сочетаний цветов
1-го	2-го	3-го	4-го	1-м	2-м	3-м	4-м	
1	2	3	4	5	6	7	8	9
31	0	0	0	4	0	0	0	18.920260626745
11	0	0	0	4	0	0	0	12.534129692833
11	12	0	0	1	3	0	0	11.517607818802
21	0	0	0	4	0	0	0	9.1502482159479
21	31	0	0	3	1	0	0	8.6565311821285
12	0	0	0	4	0	0	0	8.4024976729758
12	20	0	0	2	2	0	0	7.5442134657152
20	21	0	0	2	2	0	0	6.1747595408005
12	20	21	0	1	2	1	0	3.1791033198883
11	12	20	0	1	2	1	0	2.0179180887372
20	0	0	0	4	0	0	0	2.0152032268073
12	21	0	0	2	2	0	0	1.5354483400559
10	11	0	0	1	3	0	0	1.3775985107043
20	21	31	0	1	2	1	0	0.9121936084393
11	12	21	0	1	1	2	0	0.6593236115421
3	11	0	0	1	3	0	0	0.5503412969283
10	0	0	0	4	0	0	0	0.4595873409867
1	31	0	0	1	3	0	0	0.4549332919640
11	20	0	0	2	2	0	0	0.4095563139932
11	12	20	21	1	1	1	1	0.3820198572758
12	21	31	0	1	2	1	0	0.2699348433137
11	19	0	0	3	1	0	0	0.2668321439653
11	20	21	0	2	1	1	0	0.2660564691281
20	31	0	0	2	2	0	0	0.1621160409556
11	21	0	0	2	2	0	0	0.1535836177474
22	31	0	0	2	2	0	0	0.1493174061434
3	11	12	0	1	1	2	0	0.1411728203537
12	20	21	31	1	1	1	1	0.1349674216568
20	21	22	0	2	1	1	0	0.1283741855414
20	22	0	0	3	1	0	0	0.1248836487744
19	0	0	0	4	0	0	0	0.1217809494260
21	22	31	0	1	1	2	0	0.1140242010549

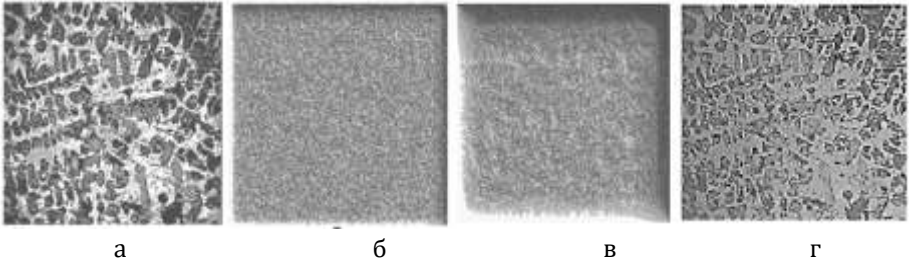


Рис. 3.5. Модели микроструктуры хромоникелевого чугуна (а) – исходный; полученные путем независимой коллективной перестановки трех соседних ячеек размером  $2 \times 2$  пикселя способом «отталкивания» соседних ячеек с одинаковым средним условным цветом после 50 (б), 100 (в) и 150 (г) итераций

На втором этапе моделирования проводили перестановку таких ячеек различными способами, результатом которых являлась минимизация либо максимизация задаваемых функционалов, включающих абсолютные обобщенные величины лапласиана, дивергенции и вариации.

Отбирали такие перестановки, которые наиболее быстро и качественно обеспечивали требуемый результат. Например, на рис.3.5, б, в,г представлены промежуточные результаты моделирования (после 50,100 и 150 итераций соответственно), полученные путем независимой коллективной перестановки трех соседних ячеек (сперва по горизонтали, а затем - по вертикали), при которой отбирали такие, где не совпадали средние значения условных цветов. Т.е. происходило «отталкивание» (получение контраста) друг от друга ячеек с одинаковым средним цветом.

Аналогично, в качестве эксперимента, было проведено моделирование такой структуры (см. рис 3.5,а), при котором формировали ячейки изображения с различной размерностью и четностью пикселей в них (табл.3.8 – 3.10). При этом, для учета анизотропии свойств, аналогично, как при оценке степени дисперсности структуры (см. Раздел 2), использовали отдельно направления по вертикали и горизонтали. Аналогично табл.3.7, гистограмму распределения сочетаний условных цветов (столбец 9), располагали по мере убывания. Анализом установлено, что в составе гистограммы распределения кодов условных цветов удается получить целочис-

ленное значение количества пикселей в том случае, когда при моделировании задавали ячейки, состоящие из четного числа случайно сгенерированных значений (см. табл.3.8-3.10, столбцы 5-8). В противном случае, получали дробные числа.

Таблица 3.8

Гистограммы распределения кодов условных цветов и их сочетаний в горизонтальных и вертикальных ячейках размером 2×1 и 1×2 пикселя, полученные при моделировании, и отклонения между ними  $d = |d_g - d_v|$

Горизонтальные ячейки									Вертикальные ячейки									Отклонение $d, \%$
№ цвета				Количество пикселей с цветом				сочетания, %, ( $d_g$ )	№ цвета				Количество пикселей с цветом				сочетания, %, ( $d_v$ )	
1-го	2-го	3-го	4-го	1-м	2-м	7	8		1-го	2-го	3-го	4-го	1-м	2-м	3-м	4-м		
1	2	3	4	5	6	7	8	9	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
2×1, 24 (число сочетаний)									1×2, 23 (число сочетаний)									
31	0			2,0	0,0			21,43	31	0			2,0	0,0			21,88	0,45
11	0			2,0	0,0			16,85	11	0			2,0	0,0			16,65	0,2
12	0			2,0	0,0			13,90	21	0			2,0	0,0			14,04	0,14
21	0			2,0	0,0			13,56	12	0			2,0	0,0			13,87	0,31
11	12			1,0	1,0			06,97	11	12			1,0	1,0			06,96	0,01
12	20			1,0	1,0			05,64	12	20			1,0	1,0			05,59	0,05
21	31			1,0	1,0			05,29	20	0			4,0	0,0			05,34	0,05
20	0			2,0	0,0			05,01	21	31			1,0	1,0			04,52	0,49
20	21			1,0	1,0			04,88	20	21			1,0	1,0			04,48	4,12
12	21			1,0	1,0			01,82	12	21			1,0	1,0			01,86	2,66
10	0			2,0	0,0			0,74	10	11			1,0	1,0			0,78	1,12
10	11			1,0	1,0			0,71	11	20			1,0	1,0			0,74	0,07

Продолжение табл. 3.8

11	20			1,0	1,0			0,68	10	0			2,0	0,0			0,70	0,06
20	31			1,0	1,0			0,33	03	11			1,0	1,0			0,40	0,37
03	11			1,0	1,0			0,30	11	21			1,0	1,0			0,35	0,1
01	31			1,0	1,0			0,25	20	31			1,0	1,0			0,24	0,1
20	22			1,0	1,0			0,21	01	31			1,0	1,0			0,23	0,03
03	0			2,0	0,0			0,20	19	0			2,0	0,0			0,22	0,03
19	0			2,0	0,0			0,19	11	19			1,0	1,0			0,17	0,03
11	21			1,0	1,0			0,17	03	0			2,0	0,0			0,13	0
11	19			1,0	1,0			0,16	21	22			1,0	1,0			0,13	0,03
22	31			1,0	1,0			0,16	22	31			1,0	1,0			0,12	0,03
01	0			2,0	0,0			0,13	22	0			2,0	0,0			0,10	0,01
21	22			1,0	1,0			0,10										-

При этом, рассматривая средние значения, с учетом обеих

направлений, как по вертикали, так и по горизонтали, получали модели структур, близкие к реальным (см.рис.3.5).

Анализируя полученные результаты, установлено, что для ячеек размерностью  $2 \times 1$ , наибольшие отклонения ( $d > 1$ ) между горизонтальным и вертикальным направлениями выявлены при таких сочетаниях условных цветов: 20;21 и 12;21; а также 10;10 и 10;11 – по горизонтали и вертикали соответственно. При этом, наименьшие отклонения выявлены при следующих сочетаниях: 11,12 - в обоих случаях, а также 11,21 и 3,3 и других 1,1 и 22,22 – по горизонтали и вертикали соответственно. Аналогично, для ячеек размерностью  $3 \times 1$ , наибольшие отклонения отмечаются для: 21,31,21 и 21,31,31 – по горизонтали и вертикали соответственно. Наименьшие отклонения: 10,11,11 и 10,10,10 - в обоих случаях, а также 11,21,21 и 20,31,31 и далее 12,20,31 и 19,19,19 – по горизонтали и вертикали соответственно.

Таблица 3.9

Гистограммы распределения кодов условных цветов и их сочетаний в горизонтальных и вертикальных ячейках размером  $3 \times 1$  и  $1 \times 3$  пикселя, полученные при моделировании, и отклонения между ними  $d = |d_g - d_v|$

Горизонтальные ячейки									Вертикальные ячейки									Отклонение $d, \%$
№ цвета				Количество пикселей с цветом				сочетания, %, ( $d_g$ )	№ цвета				Количество пикселей с цветом				сочетания, %, ( $d_v$ )	
1-го	2-го	3-го	4-го	1-м	2-м	3-м	4-м		1-го	2-го	3-го	4-го	1-м	2-м	3-м	4-м		
1	2	3	4	5	6	7	8	9	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
3×1, 28 (число сочетаний)									1×3, 30 (число сочетаний)									
31	0	0		3,0	0,0	0,0		18,82	31	0	0		3,0	0,0	0,0		19,71	0,89
11	0	0		3,0	0,0	0,0		13,17	11	0	0		3,0	0,0	0,0		13,13	0,04
11	12	0		2,67	0,33	0,0		10,46	21	0	0		3,0	0,0	0,0		10,59	0,13
21	0	0		3,0	0,0	0,0		09,59	11	12	0		0,33	2,67	0,0		10,22	0,63
12	0	0		3,0	0,0	0,0		09,51	12	0	0		3,0	0,0	0,0		09,84	0,33
21	31	0		2,67	0,33	0,0		08,13	21	31	0		0,33	2,67	0,0		07,05	1,08
12	20	0		2,67	0,33	0,0		06,99	12	20	0		0,33	2,67	0,0		06,81	0,18
20	21	0		2,67	0,33	0,0		05,88	20	21	0		0,33	2,67	0,0		05,36	0,52
20	0	0		3,0	0,0	0,0		02,46	20	0	0		3,0	0,0	0,0		03,08	0,62
12	20	21		1,33	1,33	0,33		02,36	12	20	21		1,33	1,33	0,33		02,04	0,32
12	21	0		2,67	0,33	0,0		01,99	12	21	0		0,33	2,67	0,0		01,79	0,2
11	12	20		1,33	1,33	0,33		01,46	11	12	20		1,33	1,33	0,33		01,49	0,03
10	11	0		0,33	2,67	0,0		01,21	10	11	0		0,33	2,67	0,0		01,22	0,01
20	21	31		1,33	1,33	0,33		0,99	11	12	21		1,33	1,33	0,33		0,89	0,1
11	12	21		1,33	1,33	0,33		0,89	11	20	0		2,67	0,33	0,0		0,76	0,13



Продолжение табл. 3.9

1	2	3	4	5	6	7	8	9	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
11	20	0		2,67	0,33	0,0		0,70	12	21	31		1,33	1,33	0,33		0,60	0,1
12	21	31		1,33	1,33	0,33		0,70	20	21	31		1,33	1,33	0,33		0,58	0,12
10	0	0		3,0	0,0	0,0		0,48	10	0	0		3,0	0,0	0,0		0,47	0,01
03	11	0		0,33	2,67	0,0		0,48	03	11	0		0,33	2,67	0,0		0,45	0,03
20	31	0		0,33	2,67	0,0		0,42	11	20	21		1,33	1,33	0,33		0,37	0,05
01	31	0		0,33	2,67	0,0		0,38	11	21	0		0,33	2,67	0,0		0,36	0,02
11	20	21		1,33	1,33	0,33		0,38	01	31	0		0,33	2,67	0,0		0,36	0,02
11	19	0		2,67	0,33	0,0		0,28	11	19	0		2,67	0,33	0,0		0,25	0,03
11	21	0		0,33	2,67	0,0		0,22	20	31	0		0,33	2,67	0,0		0,23	0,01
22	31	0		0,33	2,67	0,0		0,21	11	21	31		1,33	1,33	0,33		0,19	0,02
12	20	31		1,33	1,33	0,33		0,15	19	0	0		3,0	0,0	0,0		0,16	0,01
20	22	31		1,33	1,33	0,33		0,12	03	11	12		1,33	1,33	0,33		0,15	0,03
11	20	31		1,33	1,33	0,33		0,10	21	22	0		2,67	0,33	0,0		0,14	0,04
01	21	0		1,33	2,67	0,0		0,10	-	31	0		0,33	2,67	0,0		0,13	-

Таблица 3.10

Гистограммы распределения кодов условных цветов и их сочетаний в горизонтальных и вертикальных ячейках размером 4×1 и 1×4 пикселя, полученные при моделировании, и отклонения между ними  $d = |d_g - d_v|$

Горизонтальные ячейки									Вертикальные ячейки									Отклонение $d, \%$
№ цвета				Количество пикселей с цветом				сочетания, %, ( $d_g$ )	№ цвета				Количество пикселей с цветом				сочетания, %, ( $d_v$ )	
1-го	2-го	3-го	4-го	1-м	2-м	3-м	4-м		1-го	2-го	3-го	4-го	1-м	2-м	3-м	4-м		
1	2	3	4	5	6	7	8	9	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
4×1, 35 (число сочетаний)									1×4, 37 (число сочетаний)									
31	0	0	0	4,0	0,0	0,0	0,0	16,54	31	0	0	0	4,0	0,0	0,0	0,0	17,73	1,19
11	12	0	0	2,0	2,0	0,0	0,0	12,10	11	12	0	0	2,0	2,0	0,0	0,0	11,75	0,35
11	0	0	0	4,0	0,0	0,0	0,0	10,46	11	0	0	0	4,0	0,0	0,0	0,0	10,56	0,1
21	31	0	0	3,0	1,0	0,0	0,0	09,79	21	31	0	0	2,0	2,0	0,0	0,0	08,58	1,21
21	0	0	0	4,0	0,0	0,0	0,0	07,23	21	0	0	0	4,0	0,0	0,0	0,0	08,33	1,1
12	20	0	0	2,0	2,0	0,0	0,0	06,92	12	0	0	0	4,0	0,0	0,0	0,0	07,26	0,34
12	0	0	0	4,0	0,0	0,0	0,0	06,85	12	20	0	0	3,0	1,0	0,0	0,0	06,97	0,12
20	21	0	0	2,0	2,0	0,0	0,0	05,58	20	21	0	0	3,0	1,0	0,0	0,0	05,37	0,21
12	20	21	0	1,0	2,0	1,0	0,0	04,29	12	20	21	0	1,0	2,0	1,0	0,0	03,81	0,48
11	12	20	0	2,0	1,0	1,0	0,0	02,83	11	12	20	0	1,0	2,0	1,0	0,0	02,99	0,16
20	21	31	0	1,0	1,0	2,0	0,0	01,84	20	0	0	0	4,0	0,0	0,0	0,0	01,86	0,02
12	21	0	0	2,0	2,0	0,0	0,0	01,62	12	21	0	0	3,0	1,0	0,0	0,0	01,55	0,07
11	12	21	0	1,0	2,0	1,0	0,0	01,53	11	12	21	0	1,0	2,0	1,0	0,0	01,51	0,02
10	11	0	0	1,0	3,0	0,0	0,0	01,51	10	11	0	0	1,0	3,0	0,0	0,0	01,49	0,02
20	0	0	0	4,0	0,0	0,0	0,0	01,40	20	21	31	0	1,0	2,0	1,0	0,0	01,20	0,2
12	21	31	0	1,0	2,0	1,0	0,0	01,24	12	21	31	0	2,0	1,0	1,0	0,0	01,11	0,13

Продолжение табл. 3.10

1	2	3	4	5	6	7	8	9	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
11	12	20	21	1,0	1,0	1,0	1,0	0,72	11	12	20	21	1,0	1,0	1,0	1,0	0,66	0,06
11	20	0	0	3,0	1,0	0,0	0,0	0,59	11	20	0	0	2,0	2,0	0,0	0,0	0,63	0,04
11	20	21	0	1,0	1,0	2,0	0,0	0,58	11	20	21	0	1,0	1,0	2,0	0,0	0,57	0,01
03	11	0	0	1,0	3,0	0,0	0,0	0,52	01	31	0	0	1,0	3,0	0,0	0,0	0,42	0,1
12	20	21	31	1,0	1,0	1,0	1,0	0,52	03	11	0	0	2,0	2,0	0,0	0,0	0,42	0,1
01	31	0	0	1,0	3,0	0,0	0,0	0,43	11	21	31	0	1,0	1,0	2,0	0,0	0,39	0,04
11	12	21	31	1,0	1,0	1,0	1,0	0,41	11	12	21	31	1,0	1,0	1,0	1,0	0,35	0,06
20	31	0	0	1,0	3,0	0,0	0,0	0,36	12	20	21	31	1,0	1,0	1,0	1,0	0,33	0,03
10	0	0	0	4,0	0,0	0,0	0,0	0,33	10	0	0	0	4,0	0,0	0,0	0,0	0,33	0
12	20	31	0	2,0	1,0	1,0	0,0	0,26	11	21	0	0	1,0	3,0	0,0	0,0	0,32	0,06
11	19	0	0	3,0	1,0	0,0	0,0	0,25	11	19	0	0	3,0	1,0	0,0	0,0	0,29	0,04
11	21	0	0	1,0	3,0	0,0	0,0	0,22	03	11	12	0	1,0	1,0	2,0	0,0	0,28	0,06
11	20	31	0	1,0	1,0	2,0	0,0	0,21	20	31	0	0	1,0	3,0	0,0	0,0	0,24	0,03
11	21	31	0	1,0	2,0	1,0	0,0	0,20	10	11	12	0	1,0	2,0	1,0	0,0	0,18	0,02

Продолжение табл. 3.10

1	2	3	4	5	6	7	8	9	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
11	20	21	31	1,0	1,0	1,0	1,0	0,19	11	20	31	0	2,0	1,0	1,0	0,0	0,16	0,03
20	22	31	0	1,0	1,0	2,0	0,0	0,18	22	31	0	0	1,0	3,0	0,0	0,0	0,15	0,03
03	11	12	0	1,0	1,0	2,0	0,0	0,16	12	20	31	0	2,0	1,0	1,0	0,0	0,15	0,01
22	31	0	0	1,0	3,0	0,0	0,0	0,15	11	20	21	31	1,0	1,0	1,0	1,0	0,13	0,02
10	11	12	0	1,0	2,0	1,0	0,0	0,13	19	0	0	0	4,0	0,0	0,0	0,0	0,12	0,01
									21	22	0	0	2,0	2,0	0,0	0,0	0,12	
									21	22	31	0	1,0	1,0	2,0	0,0	0,10	

Для ячеек размерностью 4×1, наибольшие отклонения имеют сочетания 21,31,21,21 и 21,31,21,31; 12,21,21,31 и 12,12,21,31 – по горизонтали и вертикали соответственно, а также 31,31,31,31 и 21,21,21,21 – в обоих случаях; наименьшие: 11,20,21,21 и 10,10,10,10 – в обоих случаях, а также 3,11,12,12 и 12,12,20,31 и далее 10,11,11,12 и 19,19,19,19 – по горизонтали и вертикали соответственно.

Полученный результат дает практическую возможность оценить сочетания каких фаз, которые соответствуют определенным условным цветам. Они выявляют увеличение либо уменьшение неоднородности структуры по различным направлениям. Это четко указывает на взаимосвязь между четностью количества задаваемых в ячейке пикселей и особенностями строения структуры металла.

Аналогично были рассчитаны гистограммы распределения кодов условных цветов и 32-х их сочетаний в ячейке размером 2×2

пикселя, полученные на первом этапе моделирования структуры высокохромистого чугуна. При исследовании строили модели, которые сравнивали с 76-ю фотографиями реальных микроструктур валкового высокохромистого чугуна [22].

В результате статистического анализа исследуемого массива данных, установлено, что число сочетаний условных цветов в ячейках одинакового размера практически не изменяется для всех изображений микроструктур одного сплава. Вместе с тем, одинаковые сочетания условных цветов в каждой такой выбранной ячейке изображения, для различных структур могут отличаться количеством пикселей каждого цвета из данного сочетания [39]. Полученный результат указывает на локальные неоднородности внутри одинаковых фаз, вследствие различных факторов, например, температурного интервала кристаллизации, локальных напряжений, диффузионных процессов, неоднородности растворимости компонентов, способа ввода и состава модификатора.

По результатам исследования сформирована табл. 3.11, которая позволяет оценить долю каждого сочетания условных цветов относительно таких моделируемых структур и выбрать наиболее представительные (встречающиеся на большем числе фотографий) для выполнения второго этапа моделирования. При этом, количество сочетаний условных цветов для расчета выбирали равным числу моделей. По результатам анализа были выбраны сочетания условных цветов с первого по двадцать второе.

На втором этапе моделирования были проведены независимые коллективные перестановки для каждых трех соседних ячеек изображения размером  $2 \times 2$  пикселя способом «отталкивания» друг от друга, имеющих одинаковый средний цвет. Такую перестановку проводили в результате каждой итерации до тех пор, пока не добивались минимизации задаваемых по формулам (3.20) и (3.21) функционалов.

На рис.3.6, для структур 1-5, б, в, г, д представлены промежуточные результаты такой статистической обработки, при которой модели микроструктур валкового высокохромистого чугуна были получены на основе минимизации первого функционала  $F_1(\alpha)$  (3.20), включающего абсолютную обобщенную величину лапласиана (3.7). При этом, модели были построены двумя способами: согласно методике, описанной в п.3.1.2.1, путем последовательной перестанов-

ки каждого пикселя со средней точкой, после различного числа итераций (см. рис.3.6, 1.6-5.6), и данного раздела, проводя перестановку трех соседних ячеек способом «отталкивания» с одинаковым средним условным цветом (см.рис.3.6,1-5,в,г и д - после 50, 100 и 150 итераций соответственно). Исследования проводили на 76 фотографий микроструктур.

Таблица 3.11

Суммарная доля выявленных сочетаний условных цветов фотографий микроструктур валкового высокохромистого чугуна

№ сочетаний	Кол-во фотографий с данным № сочетаний	Σ доли сочетаний, % по данному номеру сочетаний	№ сочетаний	Кол-во фотографий с данным № сочетаний	Σ доли сочетаний, % по данному номеру сочетаний
1	2	3	1	2	3
1	26	479.5410657180483	29	3	1.35315599133219
2	26	221.10988023566807	30	9	2.19620471291141
3	26	345.04362588832917	31	2	1.21817897860378
4	26	169.96461220263494	32	2	0.83499000034706
5	25	122.39706066049520	33	2	0.69666779461017
6	24	40.133643919386802	34	6	1.47055489222235
7	26	180.60701309466809	35	2	1.15563708743297
8	19	44.844710751387843	36	2	0.46629346920714
9	23	33.173189537392741	37	2	0.77178720478248
10	26	90.432524656360037	38	2	0.50777454036303
11	26	196.62422083987398	39	2	0.55678653235463
12	26	98.503596691613209	40	2	0.60682207884325
13	26	110.92488933873562	41	2	0.60539181395006
14	26	101.30819715489999	42	12	8.32456241582871
15	26	46.765053373594587	43	2	0.66810994629254
16	17	9.307918059151937	44	5	1.21085502279859
17	25	20.706378231015086	45	2	0.57288548553629
18	8	6.264494058937705	46	1	0.32894736842105
19	26	75.56189524513146	47	12	6.41039298978738
20	21	41.845565772380269	48	1	0.20216557017544
21	23	14.69111585718416	49	1	0.19188596491228
22	26	59.035277811571043	50	1	0.18503289473684
23	6	3.313832060137022	51	1	0.17817982456140
24	10	5.021128451957589	52	1	0.14505665204678
25	2	0.421840618237818	53	1	0.11536001461988
26	15	14.754076661242911	54	1	0.10165387426901
27	3	1.412125609523314	55	23	16.2628142584488
28	14	4.461404135031634	56	7	1.79999995121823

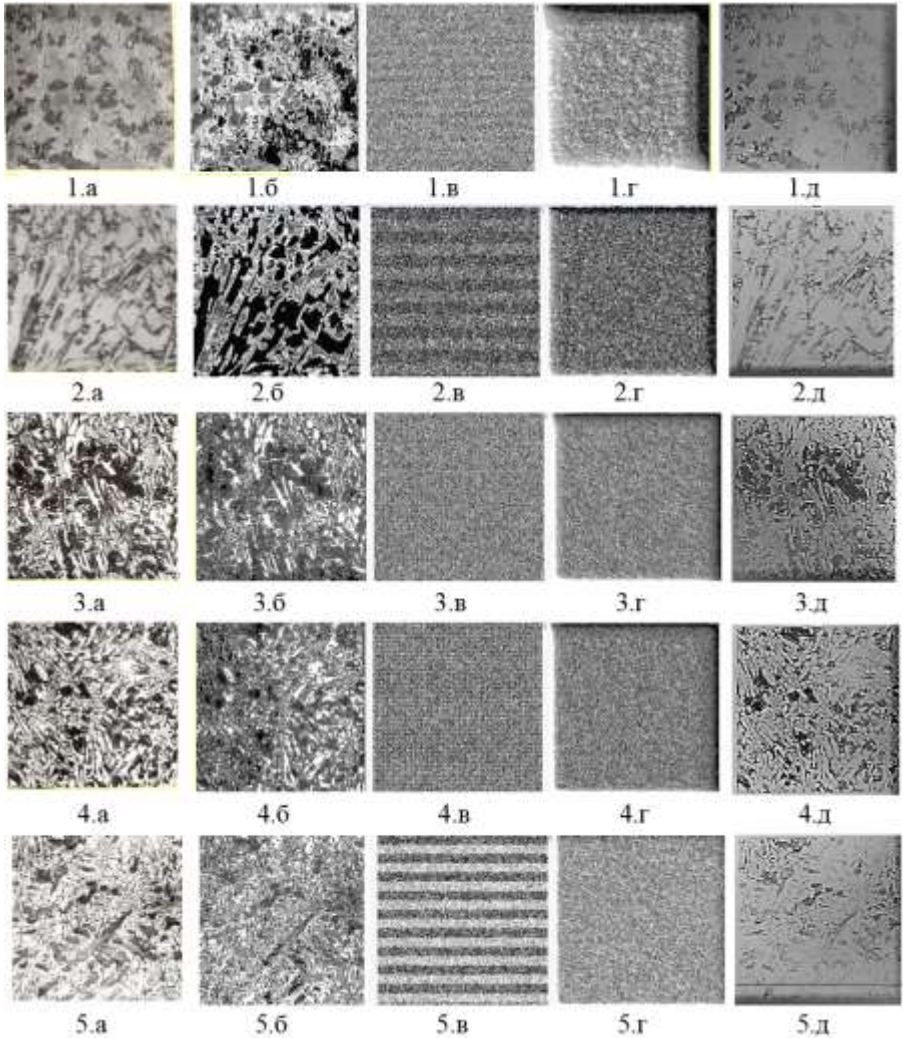


Рис. 3.6. Модели микроструктуры высокохромистого валкового чугуна (1.а-5.а), полученные путем минимизации функционала  $F_1(a)$  (3.20), посредством независимой коллективной перестановки: последовательной пикселей (1.б – после 50 итераций, 2.б-4.б – после 20 итераций, 5.б – после 10 итераций) и трех соседних ячеек способом «отталкивания» с одинаковым средним условным цветом после 50 (1.в-5.в), 100 (1.г-5.г) и 150 (1.д-5.д) итераций соответственно

Таблица 3.12

## Соответствие номера сочетания и кодов условных цветов

№ сочетания	№ цвета	№ сочетания	№ цвета
1	2	1	2
01	31	12	20,21
02	1,31	13	11,12
03	1,2	14	1,21
04	21,31	15	12,20,21
05	2,31	16	19,21
06	1,2,31	17	12,21
07	11	18	2
08	31,32	19	12,20
09	1,21,31	20	10,11
10	18,20	21	11,12,20
11	21	22	12

Таблица 3.13

## Корреляционные зависимости твердости от каждого анализируемого сочетания условных цветов

№ параметра (сочетание цветов)	Свободный член	Коэффициент при параметре	Значимость параметра	Коэффициент корреляции
01	59.621297	00.226513	01.235	00.436
02	59.031718	00.559705	01.057	00.232
03	65.452220	-00.124197	01.010	00.098
04	57.367427	00.991571	01.179	00.389
05	61.637697	00.460403	01.028	00.164
06	62.999994	00.521184	01.026	00.160
07	70.806477	-01.008960	01.146	00.357
08	63.956930	-00.085913	01.001	00.030
09	63.906469	-00.077095	01.001	00.023
10	62.497085	00.374503	01.035	00.183
11	66.193085	-00.317350	01.064	00.246
12	70.444181	-01.753834	01.390	00.530
13	67.636254	-00.905152	01.188	00.398
14	65.160019	-00.348819	01.030	00.170
15	69.258941	-03.041587	01.283	00.470
16	64.073562	-00.732324	01.005	00.067
17	66.038366	-02.786318	01.093	00.292
18	63.789662	00.075192	01.000	00.008
19	68.492199	-01.607598	01.287	00.472
20	64.049711	-00.150331	01.002	00.046
21	65.654188	-03.256218	01.091	00.289
22	66.252209	-01.084430	01.117	00.324

Установлено, что полученные модели позволяют с достаточной точностью воспроизвести строение исследуемых микроструктур. Вместе с тем, использование при построении модели, наряду с распределением условных цветов и их сочетаний, позволяет оценить также и локальную неоднородность внутри всех имеющихся фаз исследуемого сплава (см.рис.6, 1-5, б,д). Более того, анализ, проведенный путем совмещения этих двух методов построения статистической модели структуры, как это представлено на рис.3.6, дает наиболее полную оценку распределения фаз, их неоднородность, а также обеспечивает информацию об эффективных направлениях изменений в структуре для получения требуемого комплекса свойств.

Таблица 3.14

Корреляционные зависимости твердости от параметров, определяющих сочетания условных цветов

№ параметра (сочетания цветов)				Сводный член	Коэффициент при параметре				Значимость параметра				R <sub>мн</sub>
1-го	2-го	3-го	4-го		1-м	2-м	3-м	4-м	1-го	2-го	3-го	4-го	
по 2 параметрам													
01	02			48.697	0.313	1.093			1.575	1.326			0.607
01	06			54.078	0.377	1.782			1.885	1.499			0.635
03	15			82.441	-0.710	-5.152			1.550	2.108			0.655
06	15			69.055	1.330	-4.077			1.259	1.620			0.601
19	22			70.992	-5.875	4.407			5.863	3.835			0.623
по 3 параметрам													
01	02	07		55.547	0.234	1.493	-1.270		1.408	1.771	1.405		0.708
02	03	15		75.828	0.892	-0.706	-5.742		1.310	1.701	2.775		0.746
03	04	15		76.681	-0.6862	0.718	-4.711		1.594	1.160	2.068		0.710
03	05	15		81.534	-0.948	1.058	-5.667		2.236	1.313	2.688		0.739
03	06	15		81.116	-0.648	1.147	-5.862		1.559	1.263	2.749		0.729
03	08	15		85.956	-0.961	0.981	-6.208		2.187	1.236	2.893		0.717
03	12	15		83.154	-0.641	-1.025	-3.899		1.508	1.190	1.720		0.704
03	12	21		84.673	-0.731	-1.948	-6.728		1.726	1.755	1.780		0.736
03	15	19		83.243	-0.678	-4.224	-0.990		1.569	1.844	1.168		0.704
по 4 параметрам													
03	10	12	21	93.496	-0.817	-0.934	-2.731	-9.277	2.21	1.61	2.97	2.97	0.809

Для достоверности полученных моделей провели корреляци-

онный анализ, исследуя зависимость твердости для реально полученных структур высокохромистого чугуна и построенными моделями. В качестве параметров в корреляционном уравнении использовали сочетания условных цветов, задаваемых при построении модели (см.табл.3.11), поскольку они наиболее представительно характеризуют фазы в таких структурах. В этом случае номер сочетания условных цветов соответствовал номеру строки в табл. 3.11 для каждой структуры. Сопоставление номеров сочетаний и соответствующих им кодов условных цветов представлено в табл.3.12.

Для оценки влияния каждого параметра на твердость, в табл.3.13 представлена однофакторная корреляционная зависимость.

Установлено, что наиболее высокий коэффициент корреляции имеют сочетания с номерами 19 (цвета 12 и 20), 15 (цвета 12, 20 и 21), 12 (цвета 20 и 21) и 01 (цвет 31). Такие сочетания соответствуют бейниту, аустениту и специальным карбидам, что полностью согласуется с данными, полученными при анализе реальной структуры исследуемого сплава.

Поскольку исследуемые структуры имеют сложный фазовый состав, была построена многофакторная корреляционная зависимость твердости от двух, трех и четырех сочетаний условных цветов фаз. В табл. 3.14 представлены результаты с наиболее тесной связью. Выявленные зависимости полностью соответствуют данным по влиянию температурных параметров при термической обработке на микротвердость фазовых составляющих [40], а также на общую твердость высокохромистого сплава.

### 3.2.2. Выбор оптимальных граничных условий при математическом моделировании структуры высокоуглеродистых сплавов

В разделе анализируются новые подходы к построению компьютерных моделей металлографической гетерогенной структуры путем математического моделирования с помощью решения граничных задач для уравнения Лапласа, которые с достаточно высокой точностью позволяют получать изображения структур с учетом диффузионных процессов, протекающих при их формировании [29]. Исследования проводили путем построения моделей формирования структур сложных гетерофазных сплавов (на примере вал-



ковых высокохромистых чугунов), на которые влияет большое число факторов, подобных гидродинамическим. Для нахождения решения уравнения Лапласа рассмотрели ряд граничных условий. На основании таких решений проводили моделирование, выполняя вычисления методом итераций в конечно-разностном виде для внутренних областей, заданных изображением полученных микроструктур. В результате, находили значения условных цветов и их распределение, проводя при этом сравнение с распределением условных цветов металлографического изображения оригинальной структуры, обеспечивая минимальные отклонения.

Важнейшей задачей при разработке новых прогрессивных технологий является получение материалов с требуемым комплексом свойств, которые позволяют достигать необходимого структурно-фазового состояния объекта. Для достижения поставленной задачи необходимо адекватное понимание влияния сложных процессов структурообразования на свойства, в том числе такие, которые учитывают условия эксплуатации. Одним из путей получения этой информации, является предварительное моделирование и детальное исследование такого влияния на изменчивость металлографических структур, учитывающих воздействие технологических параметров при кристаллизации и термообработке.

От точности построения и анализа таких моделей зависит достоверность и объективность решения задач контроля и управления технологическими процессами выплавки и обработки металла, а также возможность обоснованного повышения эксплуатационной стойкости готового изделия.

Граничные задачи для уравнений с частными производными в областях с несвязной границей играют важную роль в теории многих механических и физико-химических процессов, происходящих в гетерогенных средах [42]. В разные годы был предложен целый ряд как численных, так и аналитических методов решения этих краевых задач [43-47].

В данной разработке построение моделей образования структур сложных гетерофазных сплавов (на примере валковых высокохромистых и хромоникелевых чугунов), на которые влияет большое число сложных процессов, подобных гидродинамиче-

ским, использовали метод математического моделирования с помощью решения граничных задач согласно уравнения Лапласа.

При исследовании использовали металлографические фотографии микроструктур валковых высокохромистых (16-18%Cr, 2.7-3.0%C) и хромоникелевых (1.2-1.5%Cr, 4.0-4.5%Ni) чугунов.

Задавая различные граничные условия, проводили моделирование, решая уравнение Лапласа во внутренних областях, заданных изображением микроструктуры. В результате, находили значения условных цветов и их распределение, проводя при этом сравнение с распределением условных цветов металлографического изображения оригинальной структуры.

Моделирование проводили путем решения следующей вариационной задачи. На основании задаваемых граничных условий, путем решения дифференциальных уравнений в частных производных (уравнений Лапласа), соответствующих

$$\frac{\partial^2 c}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 c}{\partial y^2} = 0 \quad (3.48)$$

И с использованием метода итераций в конечно-разностном виде [18, 37, 48, 49], находили коды условного цвета внутренних точек каждого выбранного фрагмента. При этом анализировали гистограммы распределения, у которых отмечали совпадение с распределением кодов условного цвета оригинального изображения. Согласно (3.4), конечно-разностное выражение лапласиана задавали формулой, состоящей из 5 слагаемых, а сами точки были представлены на схеме, рис.3.7, в которых частные производные по осям  $x$  и  $y$  находили по формулам:

$$\Delta_x c = c_{i,j-1} - c_{i,j}, \quad (3.49)$$

$$\Delta_x^2 c = c_{i,j-1} - c_{i,j} - (c_{i,j} - c_{i,j+1}) = c_{i,j-1} - 2c_{i,j} + c_{i,j+1}, \quad (3.50)$$

$$\Delta_y c = c_{i-1,j} - c_{i,j}, \quad (3.51)$$

$$\Delta_y^2 c = c_{i-1,j} - c_{i,j} - (c_{i,j} - c_{i+1,j}) = c_{i-1,j} - 2c_{i,j} + c_{i+1,j}, \quad (3.52)$$

где код условного цвета в точке  $c_{i,j}$ , вычисляли по формуле:

$$c_{i,j} = (c_{i,j-1} + c_{i,j+1} + c_{i-1,j} + c_{i+1,j} - L)/4 \quad (3.53)$$

Если через  $k$  обозначить номер итерации в уравнении Лапласа, то представленная формула будет служить приближением на -

следующей  $k + 1$  (3.48):

$$c_{k+1,i,j} = (c_{k,i,j-1} + c_{k,i,j+1} + c_{k,i-1,j} + c_{k,i+1,j} - L) / 4 \quad (3.54)$$

Перепишем эту формулу в следующем виде:

$$c_{i,j}^{k+1} = (c_{i,j-1}^k + c_{i,j+1}^k + c_{i-1,j}^k + c_{i+1,j}^k - L) / 4 \quad (3.55)$$

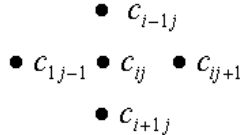


Рис 3.7. Схема расположения группы из 5 пикселей, моделирующих вихрь, в ячейке размером 3×3 пикселя

Проведенные расчеты показали, что решение такого итерационного уравнения может иметь максимумы и минимумы в граничных точках, что необходимо учитывать. Для исключения такого результата расчеты производили по нескольким вариантам задания граничных условий. При этом, добивались минимального отклонения от фактического распределения цветов по сравнению с оригинальным изображением.

В первом варианте - граничные условия задавали контуром фрагмента размером 25×25 пикселей. Тогда из 625 пикселей, входящих в выбранный фрагмент, условный цвет контура задавали, примерно, на 100. На пикселях внутри фрагмента в качестве нулевой (начальной) итерации можно задавать цвет произвольно (как 255 - белый, либо - код условного цвета соответствующих структурных составляющих [29]). На каждый фрагмент задавали по 100 итераций.

Во втором варианте граничные условия задавали на вертикальных линиях аналогично первому варианту - через 25 пикселей, а на горизонтальных - группами по 5 пикселей, моделирующих вихрь, расположенный в ячейках размером 3×3 (см. рис.3.7).

Для решения задачи моделирования структур, с учетом интенсивно протекающих процессов структурообразования, например, при кристаллизации, был применен третий вариант задания граничных условий, соответствующий перестановке пикселей случайным образом во внутренних областях изображения. В их качестве использовали группы по 5 пикселей (см. рис.3.7), моделиру-

ющие вихрь, где для каждой точки задавали значения лапласиана.

Рассмотрено сопоставление моделей, согласно различным вариантам. В качестве примера, оценили модель, полученную с заданием первого варианта граничных условий. При этом, расчет по основной итерационной формуле (3.55) производили только для внутренних точек области. Если внутренняя точка рядом с границей, то, по крайней мере, одна (для угловых точек 2-е) принадлежит границе области и этот факт учитывали тем, что в правой части расчетной итерационной формулы (3.55) на соответствующее место подставляли граничное значение кода условного цвета.

В качестве нулевой (начальной) итерации при  $k=0$  принимали белый цвет

$$c_{i,j}^0 = 255 \quad (3.56)$$

Например, на рис. 3.8 представлена граница, находящаяся справа от расчетной внутренней точки  $c_{i,j}^k$ . Согласно схеме для пикселей, представленных здесь, итерационная формула имеет вид:

$$c_{i,j}^{k+1} = (c_{i,j-1}^k + c_{i,j+1}^k + c_{i-1,j}^k + c_{i+1,j}^k - L) / 4, \quad (3.57)$$

где  $c_{i,j+1}$  без верхнего индекса  $k$ , поскольку точка взята из граничного значения. Аналогично, для приграничных точек у левой вертикальной границы

$$c_{i,j}^{k+1} = (c_{i,j-1}^k + c_{i,j+1}^k + c_{i-1,j}^k + c_{i+1,j}^k - L) / 4 \quad (3.58)$$

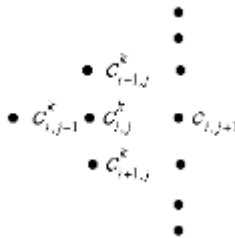


Рис 3.8. Расположение приграничных пикселей возле правой вертикальной границы

У верхней границы

$$c_{i,j}^{k+1} = (c_{i,j-1}^k + c_{i,j+1}^k + c_{i-1,j}^k + c_{i+1,j}^k - L) / 4 \quad (3.59)$$

У нижней границы

$$c_{i,j}^{k+1} = (c_{i,j-1}^k + c_{i,j+1}^k + c_{i-1,j}^k + c_{i+1,j}^k - L) / 4 \quad (3.60)$$

Очевидно, что для приграничных угловых точек имеется еще 4 итерационные формулы без 2-х верхних индексов:

Правый верхний угол

$$c_{i,j}^{k+1} = (c_{i,j-1}^k + c_{i,j+1}^k + c_{i-1,j}^k + c_{i+1,j}^k - L) / 4 \quad (3.61)$$

Правый нижний угол

$$c_{i,j}^{k+1} = (c_{i,j-1}^k + c_{i,j+1}^k + c_{i-1,j}^k + c_{i+1,j}^k - L) / 4 \quad (3.62)$$

Левый верхний угол

$$c_{i,j}^{k+1} = (c_{i,j-1}^k + c_{i,j+1}^k + c_{i-1,j}^k + c_{i+1,j}^k - L) / 4 \quad (3.63)$$

Левый нижний угол

$$c_{i,j}^{k+1} = (c_{i,j-1}^k + c_{i,j+1}^k + c_{i-1,j}^k + c_{i+1,j}^k - L) / 4 \quad (3.64)$$

При выборе кода условного цвета для задания граничного контура, следует учитывать, что для уравнения Лапласа наибольшее и наименьшее значение решения принадлежит границе области [18]. Поэтому очевидно, что если принять в качестве границы - цвета пикселей контура всей фотографии, то в полученном решении не будет областей изображения, характерных для данной металлографической структуры.

На рис. 3.9 представлены модели изображений микроструктур валкового высокохромистого чугуна. При построении математических моделей разбивали фотографию на достаточно мелкие квадратные фрагменты размером 25×25 пикселя. Использовали 1-й вариант задания граничных условий, в качестве которых задавали цвета границ фрагментов. Соответственно, при такой постановке, к граничным относили 98 пикселей. При этом, в первой строке (обозначение номерами 1-5) приведены изображения исходных микроструктур. При моделировании было проведено 100 итераций, где вторая строка (номера с индексом «а») - модели с кодом условного цвета нулевой итерации, совпадающего с исходной фотографией; третья строка (номера с индексом «б») - с кодом условного цвета нулевой итерации равной 255.

Анализируя полученные результаты, установили, что качество полученных моделей структур - удовлетворительное. Однако на некоторых моделях видны квадраты, что свидетельствует о недо-

статочного точном решении. При этом дальнейшее увеличение количества итераций не привело к улучшению качества изображения.

Для устранения этого недостатка, при построении модели были заданы иные граничные условия, соответствующие второму варианту: на вертикальных линиях через 25 пикселей, а на горизонтальных – точками (группами) по 5 пикселей, входящих в вихрь (см. рис.3.7). На рис.3.10 представлены модели микроструктур высокохромистого валкового чугуна при заданном втором варианте граничных условий. При построении таких моделей разбивали фотографию по предложенной схеме. Было проведено 100 итераций. В первой строке (номера 1-5) приведены изображения исходных микроструктур, во второй (номера 1.a-5.a) - модели с кодом условного цвета нулевой итерации равной 255 при  $k=0$ .

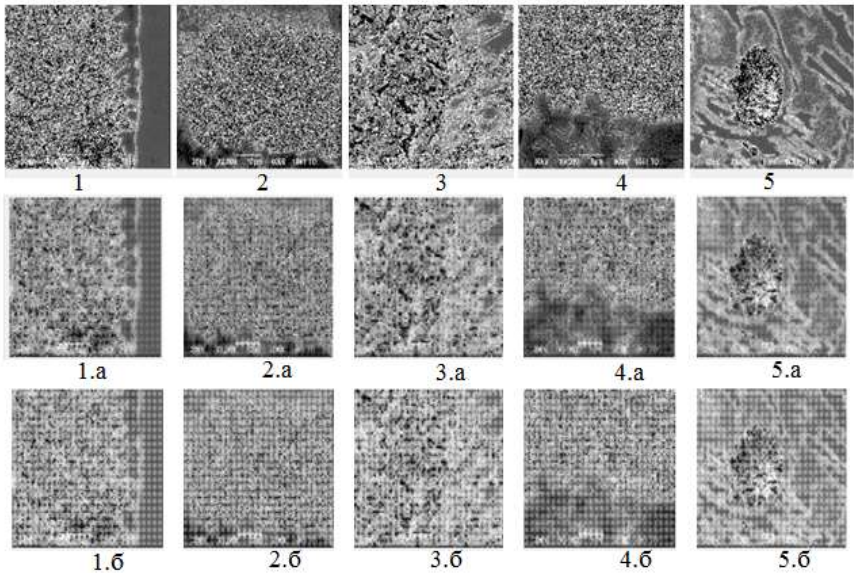


Рис.3.9. Модели микроструктур высокохромистого валкового чугуна при разбиении области изображения на фрагменты  $25 \times 25$  пикселя и с 1-м вариантом граничных условий. 1-5 - исходные фотографии; 1.a -5.a - модели с кодом условного цвета нулевой итерации, совпадающего с исходной фотографией; 1.б -5.б - с кодом условного цвета нулевой итерации, согласно (3.56).

Анализируя полученные модели, можно утверждать, что они, по сравнению с построенными при заданном 1-м варианте граничных условий, при данном подходе позволяют получить более ярко выраженную текстуру (см.рис.3.9, 1.б-5.б и рис.3.10, 1.а-5.а). Это более полно учитывает анизотропию структурных составляющих гетерогенных сплавов. Однако, при таком подходе остаются прежние недостатки в виде квадратов на изображении, а также сами изображения получаются менее четкими, чем в первом варианте.

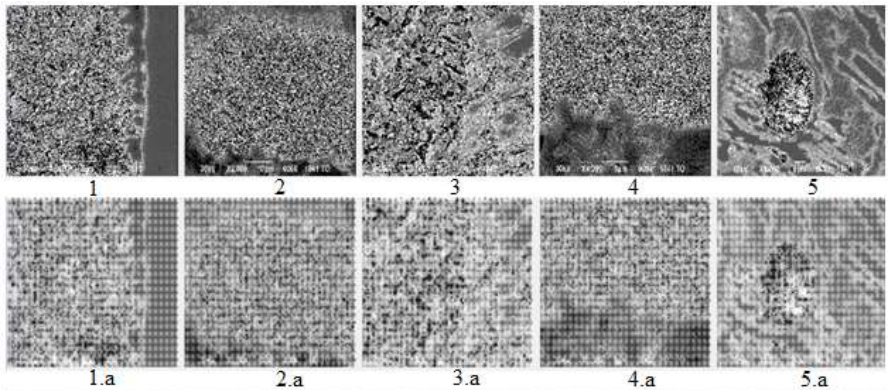


Рис.3.10. Модели микроструктур высокохромистого валкового чугуна при заданном втором варианте граничных условий: 1-5 - исходные фотографии; 1.а -5.а - модели с кодом условного цвета нулевой итерации, согласно (3.56)

Для улучшения качества полученной модели, были использованы граничные условия, задаваемые внутри области анализируемого изображения. Для них принимали группы (вихри) по 5 пикселей (см.рис. 3.7), разбросанные случайным образом по структуре (третий вариант граничных условий).

В процессе выполнения моделирования при задании таких граничных условий, возникла необходимость в использовании дополнительной, управляющей, матрицы. В ней отрицательные значения лапласианов для пикселей, кроме входящих в вихрь, находились на тех же местах, что и на оригинальном изображении.

Алгоритм решения такой задачи по моделированию включал расчёт итерации по формуле (3.55). Наряду с использованием ко-

дов 5-ти цветов из матрицы итераций, программа дополнительно рассматривала условные цвета  $c_{i,j}, c_{i,j-1}, c_{i,j+1}, c_{i-1,j}, c_{i+1,j}$  пяти элементов из управляющей матрицы.

Если, в результате выполнения программы, элемент с индексом  $c_{ij}$  управляющей матрицы был неотрицательным, то его относили к внутренней границе, и расчет по итерационной формуле (3.55) не производили. В противном случае рассчитывали следующую итерацию по этой формуле. Предварительно анализировали знак остальных 4-х элементов итерационной матрицы  $c_{i,j-1}, c_{i,j+1}, c_{i-1,j}, c_{i+1,j}$ . Если какой-то из них был неотрицательным, то в итерационную формулу (3.55) в правую часть вносили элемент из управляющей матрицы. Такой алгоритм полностью применим к 8-ми описанным выше случаям (3.57)-(3.64) расположения пикселей вдоль выбранной границы (приграничных).

Для примера рассмотрели на рис. 3.11 расположение рассчитываемого вихря, имеющего верхние индексы  $k$  и, находящегося рядом с ним, граничного вихря без верхнего индекса. Это расположение соответствовало бы правому верхнему углу (см. формулу (3.57) и рис.3.8) при описании предыдущих граничных условий. На рис.3.11 показаны 8 точек, из которых - 3 с верхними индексами  $k$ , а 5 без него, то есть, принадлежащие внутреннему граничному вихрю. Соответственно, для этого случая итерационная формула выглядит так

$$c_{i,j}^{k+1} = (c_{i,j-1}^k + c_{i,j+1} + c_{i-1,j} + c_{i+1,j}^k - L) / 4 \quad (3.65)$$

Аналогично можно представить и остальные возможные 7 случаев.

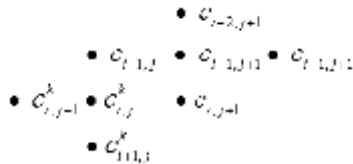


Рис 3.11. Пример расположения граничного вихря и смежного с ним - расчетного (без верхнего и с верхним индексом  $k$  соответственно)

Можно предположить, что чем больше таких вихрей, тем лучше будет совпадать расчетная модель с оригиналом. Проведено



исследование с оценкой необходимого количества, случайно задаваемых вихрей (групп пикселей), для получения качественной модели. Установлено, что если количество таких, случайно заданных групп (вихрей), не меньше  $1/9$  числа точек на фотографии, то расчетный рисунок и оригинал структуры довольно хорошо совпадают. При меньшем числе вихрей на расчетном рисунке остаются лишние белые пятна.

Проведено исследование, как подобное моделирование влияет на изменение параметров, описывающих диффузионные процессы в системе, оценивающей среднюю абсолютную обобщенную величину лапласиана и среднюю мощность диссипации энергии [2,28]. Для этого были построены случайно сгенерированные изображения с различными гистограммами распределения условных цветов, имитирующие металлографические структуры, с группами по 5 пикселей (моделирующими вихри) беспорядочно расположенными в их внутренних областях (рис.3.12, 1-я и 3-я строки).

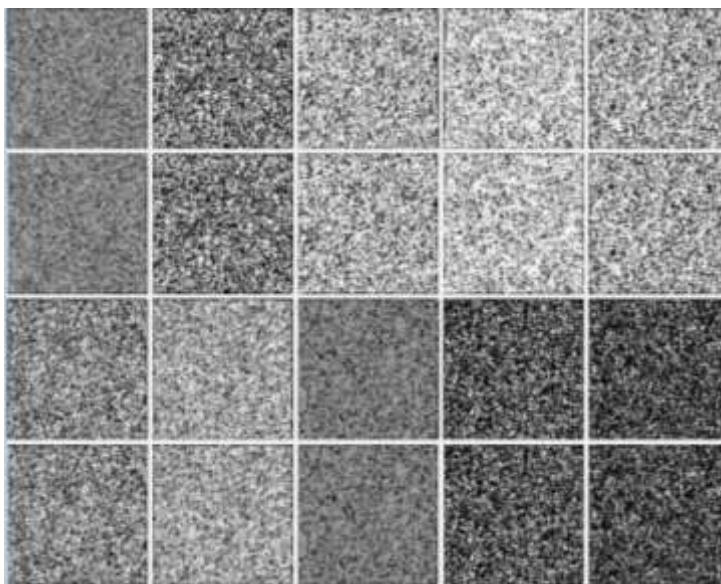


Рис.3.12. Изображения, имитирующие металлографические структуры, с вихрями, беспорядочно расположенными в их внутренних областях (1-я и 3-я строки) и их модели, полученные путем случайной перестановки таких групп (2-я и 4-я строки)

Далее было проведено моделирование, путем случайной перестановки таких групп (рис.3.12, 2-я и 4-я строки). В результате моделирования при использовании заданного алгоритма, вследствие только перестановки вихрей, средний код условного цвета не изменялся. Вместе с тем, произошло изменение средних величин абсолютного обобщенного лапласиана и мощности диссипации энергии (табл.3.15). После проведенного моделирования их величина возросла ~ в 3 и 2 раза соответственно.

Таблица 3.15

Изменение средних величин абсолютного обобщенного лапласиана и мощности диссипации энергии в результате моделирования в соответствии с третьим вариантом граничных условий

Номер модели	Средняя величина					
	кода цвета вихря при моделировании		абсолютного обобщенного лапласиана		мощности диссипации энергии	
	до	после	до	после	до	после
1	125	125	6	47	354	2817
2	122	122	30	109	8847	15184
3	163	163	48	111	15782	17776
4	182	182	47	102	15319	16996
5	157	157	35	107	10502	16057
6	132	132	35	93	10829	12515
7	156	156	24	81	6434	9756
8	115	115	12	56	1449	4869
9	87	87	24	96	6741	12426
10	76	76	26	88	6756	12101

Полученные результаты свидетельствуют о неполном соответствии гистограммы распределения условных цветов до и после такого моделирования. Для устранения такого недостатка рекомендуется сужать области гистограмм, отбрасывая коды условного цвета, которые были заданы для групп пикселей, моделирующих вихри в граничных условиях.

Руководствуясь приведенным выше, с учетом рекомендованного количества групп, были представлены модели реальных микроструктур высокохромистого валкового чугуна при заданном третьем варианте граничных условий в сравнении с оригинальными фотографиями (рис.3.13). При моделировании случайным образом на изображение вводили группы (вихри) по пять пиксе-

лей, для которых код условного цвета (3.53) изменяли, задавая различные значения лапласиана.

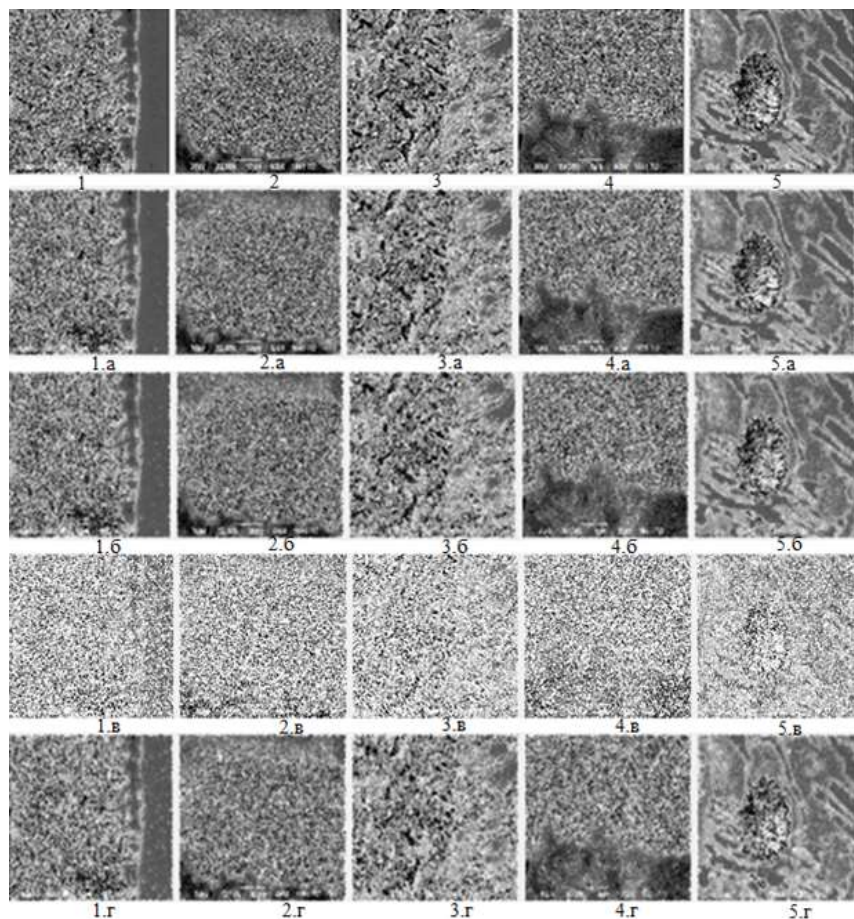


Рис.3.13. Сравнение реальных микроструктур высокохромистого валкового чугуна и их моделей при заданном третьем варианте граничных условий: 1-5 - исходные фотографии; модели с количеством, вихрей, равным: 1.a-5.a - 20; 1.б-5.б - 25; 1.в-5.в - 30; 1.г-5.г - 35

Число таких пикселей, задающих граничные условия, соответствовало  $m \times n$ /количество групп (вихрей), где  $m \times n$  - число пикселей на всем изображении. Для данных моделей при расчетах задавали 20, 25, 30 и 35 групп (вихрей) соответственно. Всего было

проведено 100 итераций, где код условного цвета нулевой итерации ( $k=0$ ) равен 255. В первых строках (номера 1-5) приведены изображения исходных микроструктур; во вторых (номера 1.а-5.а) – модели с количеством, заданных в случайных местах вихрей, равными 20; в третьих (номера 1.б-5.б) – 25; в четвертых (номера 1.в-5.в) – 30; в пятых (номера 1.г-5.г) – 35.

Следует отметить, что при построении модели с использованием третьего типа граничных условий, все итерации проводили сразу для всего изображения размером  $m \times n$  пикселей, а не для каждого отдельного фрагмента, например,  $25 \times 25$ , как при построении модели с заданием граничных условий 1 и 2 вида. Очевидно, что такой подход, хотя незначительно увеличивает время машинной обработки, вместе с тем позволяет полностью исключить существенные недостатки предыдущих подходов – наличия квадратов на изображении моделированной структуры.

Анализ полученного подхода показал, что он наиболее точно позволяет моделировать сложные гетерогенные структуры, поскольку учитывает турбулентный характер диффузионных процессов (задание граничных условий в виде вихрей внутри области изображения), протекающих при структурообразовании в результате различных процессов, в том числе и, при кристаллизации фаз в различных температурных областях.

Установлено, что качество изображения не улучшается прямо пропорционально количеству таких случайно заданных групп (вихрей). Например, наблюдается значительное ухудшение качества модели при количестве вихрей, равным 30 (см. рис.3.13, 1.в-5.в). в этом случае отмечается появление значительного числа белых пятен. Хотя дальнейшее увеличение количества таких групп, способствует повышению качества модели, что свидетельствует о необходимости дальнейшего усовершенствования такого метода.

Исходя из рассмотренных моделей, следует, что перестановка вихрей соответствует, в большей мере, физической модели и открывает возможность для моделирования гетерогенных металлографических структур, а также учитывать влияние процессов диффузии в результате различных сложных воздействий, например, таких как влияние параметров термообработки, а также магнитных и радиационно-термических процессов.

## Раздел 4

### Оценка изменчивости фаз в легированных чугунах

#### 4.1. Математический подход к оценке изменчивости структур

В ранее опубликованных работах по исследованию структурообразованию в гетерогенных сплавах, на примере высокохромистых чугунов, были заложены основы оценки соотношения фаз в таких сплавах с использованием математического анализа фотографий, полученных методами оптической и электронной микроскопии. Для анализа изменчивости структур использовали такие функции, как дивергенция (3.3) и лапласиан (3.4), а также аналогичные функции более высоких порядков. Данные функции были представлены в конечно-разностной форме. При этом, в качестве координаты принимали пиксель изображения [51].

Данный метод позволяет производить более глубокий анализ металлографических изображений, оценивать состав фаз и их долю, которые формируются на различных этапах получения изделия в процессе кристаллизации при отливке и термообработке. Проведенные исследования [19] показали наличие сильных связей между различными карбидными фазами и ферритом, отличающимися степенью легированности, что дало возможность выявлять сочетания фаз, присутствующих в данных структурах и на основе этого делать заключение, в том числе, об их неоднородности. Эффективность данного метода подтверждена исследованиями фазового состава путем совмещения микрорентгеноспектрального, рентгеноструктурного анализов в многочисленных последующих работах [2, 5,7,8, 22, 39, 53-55], относительно формируемых различных гетерогенных структур. Компьютерный анализ таких структур, показал, что эффективными показателями при выявлении структур являются и - другие, связанные с функциями дивергенции и лапласиана. Это такие, как средние значения абсолютных показателей этих функций, их значений, а также величины, превышающие некоторый порог, нейтральность и т.д. - всего 23 функции.

Однако такие структуры имеют сложное строение, поскольку, из-за высокой степени легированности, морфология, стехиометрический состав отдельных включений будет зависеть от множества факторов, предсказать которые не всегда представляется возможным. В связи с вышеизложенным, возникла необходимость проведения дополнительных исследований, направленных на разработку новых подходов к оценке изменчивости структурообразования в гетерогенных высоколегированных сплавах. В последующем [52], для учета отмеченных выше особенностей, в том числе значительного разброса по концентрации компонентов, в выявляемых однотипных фазах, было предложено ввести в качестве критерия, оценивающего степень формируемой локальной неоднородности таких сплавов, новое понятие - изменчивость.

#### 4.2. Новый подход к оценке изменчивости фаз

Задачей научного исследования являлась необходимость уточнения оценочных параметров, позволяющих в структурах гетерогенных сплавов учитывать значительный разброс по концентрации компонентов (степень локальной неоднородности), в выявляемых однотипных фазах с использованием нового комплексного подхода в оценке их типа и соотношения.

Под изменчивостью фазы понимаем микроликвацию в ней химических элементов и формирование дефектов кристаллического строения (дислокаций) с выделением компонентов, их декорирующих. К таким компонентам, в первую очередь, относятся углерод и кислород. Это подтверждено специальными комплексными исследованиями с использованием микрорентгеноспектрального анализа, оптической и электронной микроскопии, термоэлектронной эмиссией после специального вакуумного травления. Исследования проводили на сканирующем электронном микроскопе (SEM) JEOL JSM-6390LV с системой рентгеновского микроанализа (EDS) Link AN10/85S. Для химического травления использовали реактив на основе пикриновой кислоты. Рентгеноструктурный анализ проводили рентгеновским дифрактометром DRON-3М. Испытания на микротвердость проводили по стандартной методике на микротвердомере Виккерса 402MVD Instron Wolpert Wilson Instruments с нагрузкой 0,49 Н ( $H_{50}$ ). Объектом исследования слу-

жили образцы высокохромистых (16,0-32,0 %Cr) чугунов.

Методика компьютерного исследования основана на гидродинамических аналогиях с применением уравнений Навье-Стокса, происходящих при формировании фаз (диссипация энергии в результате диффузионных процессов, изменение дислокационной структуры) [18,27].

Оценку производили согласно расположению вычисляемых значений на изображении металлографической структуры в цифровом формате *.bmp*, поделенном на фрагменты размером 3×3 пикселя. В каждой точке с координатами (x,y) металлографического изображения вычисляли условный цвет, задаваемый значением лапласиана функции  $C(x, y)$ , при помощи которого описывали диссипацию энергии [144] при процессах структурообразования:

$$L(x, y) \equiv \Delta C(x, y) = \frac{\partial^2 C(x, y)}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 C(x, y)}{\partial y^2} \quad (4.1)$$

$C(x, y)$  в конечно-разностном представлении будет иметь вид матрицы  $C_{ij}$  размером 3х3 пикселя:

$$C_{ij} = \begin{pmatrix} c_{i-1,j-1} & c_{i-1,j} & c_{i-1,j+1} \\ c_{i,j-1} & c_{i,j} & c_{i,j+1} \\ c_{i+1,j-1} & c_{i+1,j} & c_{i+1,j+1} \end{pmatrix} \quad (4.2)$$

Обработку такой матрицы выполняли путем последовательного сканирования каждого пикселя, задавая его как среднюю точку, находящуюся внутри фрагмента заданного размера (3х3). В качестве координаты принимали пиксель изображения (относительно центрального элемента  $c_{i,j}$ :  $i$  – номер строки,  $j$  – номер столбца). Где  $c_{i,j}$  – код цвета в заданном цифровом формате. Конечно-разностное представление лапласиана (4.1) для каждой точки анализируемого фрагмента изображения имело вид:

$$L(x, y) \approx \frac{\Delta^2 c}{\Delta x^2} + \frac{\Delta^2 c}{\Delta y^2} = L_{ij} = c_{i,j-1} + c_{i-1,j} + c_{i,j+1} + c_{i+1,j} - 4c_{i,j} \quad (4.3),$$

где шаг по координатам на цифровом изображении  $\Delta x = \Delta y = 1$ .

Под изменчивостью состава в одной конкретной точке фазы в выбранной области изображения, принимали соотношение, т.н., показателя изменчивости (числа совпадений условного цвета средней точки с цветами окружающих ее (n×m) -1 точек) к количе-

ству всех точек в выбранной области.

Также, помимо описанных числовых характеристик, при исследовании структур использовали гистограммы условных цветов и изменчивостей, рассчитанные с использованием распределения Пирсона. С их помощью проводили статистический анализ полученных данных для оценки степени неоднородности структуры в локальных зонах, определяющих разброс концентраций компонентов в фазах.

Результаты и эффективность метода подтверждали путем совмещения полученных данных с микрорентгеноспектральным, рентгеноструктурным анализами, выявляющие неоднородность распределения компонентов как внутри одного зерна, так и отдельных в отдельных локальных его зонах.

В проведенных ранее исследованиях [2, 5, 39], весь диапазон, получаемых при цифровой обработке от 0 до 255 полутонов серого, был разбит на 16 дискретных интервалов - номеров условного цвета (в дальнейшем, просто цвета). Учитывая гетерогенность строения таких сплавов, при расчете было введено упрощение. Все выявленные структуры приведены к 3-м фаз, включающим эти интервалы цветов [2, 69]:  $\alpha$  - фазы с различным типом совершенства кристаллической решетки, которые соотнесли к фазам феррита; группу фаз аустенита и - карбидных. Каждой условной группе соответствует следующий интервал цветов: 0-8 (цвета 255 - 165) - 1-я группа фаз феррита : $\alpha$  - фаза с различным типом совершенства кристаллических решеток ( $\alpha$  - фаза эвтектоида, игольчатые структуры) и различающиеся химическим составом; 9-10 (цвета 164- 136) - 2-я группа фаз бейнита, близкого по содержанию углерода к аустениту, и аустенита, которая также неоднородна по химическому составу; 11-16 (цвета 135 - 0) - 3-я группа карбидных фаз, где входящие в интервал от 11 до 12 - это фазы цементитного типа, и от 13 до 16 - принадлежат к различным фазам спецкарбидов всех типов и нестехиометрическому составу, выделяющимся в различный период кристаллизации. Переход к 3-м группам фаз можно рассматривать как процесс обработки изображения в трех цветовых интервалах, им соответствующим: фактически, полученные в работе матрицы значений условных цветов, были соотнесены к - трехцветным.



На первом этапе оценивали степени неоднородности структуры исследуемых сплавов, согласно методике [52], для расчета параметров, характеризующих число совпадений условного цвета группы фаз средней точки в выбранной области изображения размером  $m \times n$  пикселей с цветами окружающих ее точек, обозначенных как изменчивость 1.

Выявление закономерностей при изучении строения высококомплекснолегированных гетерогенных сплавов, осуществляли путем построения корреляционных зависимостей, учитывающих различные факторы. В данном исследовании такие факторы принимали значения, полученные при построении гистограмм цветов и изменчивостей. Полученные значения позволили провести предварительную оценку степени неоднородности фазового состава высокохромистого сплава. В результате исследований было выявлено, что гистограммы изменчивости показывают наибольшие коэффициенты корреляции. Однако, при анализе полученных данных, возникли сомнения в возможном учете всех факторов, оказывающих влияние на достоверность результатов. В частности, для более углубленной оценки, необходимо рассматривать все сочетания условных цветов, входящих в выявленные группы фаз.

Для уточнения оценочных параметров, позволяющих при исследовании структур гетерогенных сплавов, было предложено учитывать разброс по концентрации компонентов (степень неоднородности) в выявляемых фазах, дополнительно используя новый комплексный подход с оценкой типа и соотношения фаз. Для этого, при расчете степени неоднородности, оценивали критерии, названные изменчивостью 2, которые показывали число совпадений условных цветов групп фаз внутри выбранной области. Под условным цветом понимали номер соответствующего интервала цветов. Также для каждой выбранной области производили количественную оценку соотношений выявленных фаз. В работе сопоставляли изображения микроструктур, полученные на первом этапе исследований, при анализе их неоднородности с использованием показателя изменчивости 1. Фотографии исследованных микроструктур (см.рис.1.1) отражают различный состав чугуна по концентрации хрома, и они выявлены авторами [20-22] при кристаллизации сплава и съемках отличающимися методами элек-

тронной микроскопии.

При проведении корреляционного анализа, учитывая сложность строения таких сплавов, для уменьшения времени машинного счета, было введено упрощение. Все выявленные структуры приведены к 3-м группам фаз, включающим 16 интервалов цветов: группы феррита, бейнита/аустенита и карбидных фаз. Переход к 3-м группам фаз можно рассматривать как процесс обработки изображения в трех цветовых интервалах, им соответствующим: фактически, при анализе, полученные матрицы значений условных цветов, были приведены к - трехцветным. Программа обрабатывала их последовательным сканированием каждого пикселя (точки) матрицы фотографии. В данной работе для каждой точки изображения были рассмотрены ячейки размером  $3 \times 3$ , т.е. изображения вокруг каждого пикселя были разбиты на области, включающие по 9 пикселей изображения. Например, для области изображения, размерностью  $3 \times 3$  пикселя, схема нумерации точек вокруг выбранной  $c_1$  будет соответствовать рис.4.1 и тогда изменчивость в ней вычисляется как соотношение этого показателя к каждой из - 9. В результате вычислений получили гистограммы совпадений цветов в точках  $c_2, \dots, c_9$  относительно -  $c_1$ . Исходя из заданных условий разбиения всех условных цветов, выявленных на изображении, внутри каждой из ячеек  $3 \times 3$  пикселя могут присутствовать только 7 комбинаций цветов, которые обозначены цифрами 1,2,3 (табл.4.1).

$$\begin{array}{c} c_3 - c_4 - c_5 - \\ c_2 - c_1 - c_6 - \\ c_9 - c_8 - c_7 - \end{array}$$

Рис. 4.1. Схема нумерации точек вокруг средней  $c_1$

После выявления соотношения для каждой средней точки  $c_1$  (см. рис.4.1) соответствующего номера из полученных сочетаний фаз, помимо только матрицы цветов была также введена матрица номеров сочетаний фаз (см. табл.4.1).

При оценке количественного соотношения выявленных фаз, были получены гистограммы, состоящие из 3-х значений, соответствующих каждой из групп фаз, по следующему алгоритму.

Таблица 4.1

Комбинации возможных сочетаний внутри каждой ячейки изображения 3 × 3 пикселя

№ сочетания групп фаз	Возможные сочетания условных цветов в группах фаз; цифровое обозначение сочетаний условных цветов (); цветовое кодирование гистограмм изменчивости	Матрицы возможных сочетаний условных цветов
1	Все цвета соответствуют группе фаз феррита; (1); синий, зеленый	$\begin{pmatrix} 1 & 1 & 1 \\ 1 & 1 & 1 \\ 1 & 1 & 1 \end{pmatrix}$
2	Все цвета соответствуют группе фаз бейнита (с содержанием углерода, близким к аустениту) и/или аустенита; (2); оранжевый	$\begin{pmatrix} 2 & 2 & 2 \\ 2 & 2 & 2 \\ 2 & 2 & 2 \end{pmatrix}$
3	Все цвета соответствуют группе карбидных фаз; (3); красный	$\begin{pmatrix} 3 & 3 & 3 \\ 3 & 3 & 3 \\ 3 & 3 & 3 \end{pmatrix}$
4	Одновременно цвета групп фаз феррита и бейнита/аустенита; (1 и 2); коричневый	$\begin{pmatrix} 1 & 2 & 2 \\ 2 & 1 & 2 \\ 1 & 1 & 1 \end{pmatrix}$ $\begin{pmatrix} 1 & 2 & 2 \\ 2 & 2 & 1 \\ 1 & 1 & 1 \end{pmatrix}$
5	Одновременно цвета групп фаз феррита и карбидов; (1 и 3); желтый, синий	$\begin{pmatrix} 1 & 3 & 3 \\ 3 & 1 & 3 \\ 1 & 1 & 1 \end{pmatrix}$ $\begin{pmatrix} 1 & 3 & 3 \\ 3 & 3 & 1 \\ 1 & 1 & 1 \end{pmatrix}$
6	Одновременно цвета групп фаз бейнита/аустенита и карбидов; (2 и 3); голубой	$\begin{pmatrix} 2 & 3 & 3 \\ 3 & 2 & 3 \\ 2 & 2 & 2 \end{pmatrix}$ $\begin{pmatrix} 2 & 3 & 3 \\ 3 & 3 & 2 \\ 2 & 2 & 2 \end{pmatrix}$
7	Одновременно цвета групп фаз феррита, бейнита/аустенита и карбидов; (1, 2 и 3); черный	$\begin{pmatrix} 1 & 3 & 2 \\ 2 & 1 & 3 \\ 1 & 3 & 1 \end{pmatrix}$ $\begin{pmatrix} 1 & 3 & 2 \\ 2 & 2 & 3 \\ 1 & 3 & 1 \end{pmatrix}$ $\begin{pmatrix} 1 & 3 & 2 \\ 2 & 3 & 3 \\ 1 & 3 & 1 \end{pmatrix}$

Количество цветов, соответствующих 1-ой группе фаз, в результате работы программы поочередно суммировались с количеством цветов - второй и третьей групп. Далее количество каждой из групп делится на эту сумму и умножается на 100%. Например, пусть матрица сочетаний цветов фаз состоит только из характерных для 7-го сочетания (см. табл.4.1).

Определим количество цветов сочетаний фаз: 10 цветов фаз группы феррита (1), 7 цветов фаз группы аустенита (2) и 10 цветов фаз группы карбидов (3). Тогда, в результате вычислений, получаются следующие значения внутри выбранной ячейки изобра-

ражения размером 3 × 3 пикселя: 10:27\*100% - число групп фаз феррита и карбидов, 7:27\*100% - число групп фаз бейнита/аустенита. Например, полученные в результате оценки количественного соотношения выявленных фаз значения для изображений 11-14 (см. рис.1.1) представлены в табл.4.2

Таблица 4.2  
Соотношение выявленных фаз внутри ячеек 3×3 пикселя

Количество выявленных сочетаний фаз, % и их сумма										Фото рис.1.1
По 1-му сочетанию			∑ по 1-му сочетанию	По 2-м сочетаниям			∑ по 2-м сочетаниям	По 3-м сочетаниям	∑ по 3-м сочетаниям	
1	2	3		1-3	2-3	1-2				
27,5	0,0	14,8	42,5	14,7	9,6	12,7	37,1	20,4	20,4	
4,6	0,0	41,3	46,3	7,7	24,5	5,7	37,9	15,8	15,8	12
1,3	0,0	42,1	44,0	3,3	40,1	2,7	46,4	9,9	9,9	13
0,0	0,0	50,1	51,3	1,1	43,5	0,0	45,4	3,3	3,3	14

Полученные значения позволяют провести предварительную оценку степени неоднородности фазового состава сплава и значительно уменьшают время расчетов, тогда как для более углубленной оценки, необходимо рассматривать все сочетания условных цветов, входящих в эти группы фаз. Для этого, по результатам проведенных исследований, построена табл.4.3 соответствия выявленных при анализе номеров сочетаний групп фаз (см. табл.4.1), входящих в них интервалов условных цветов внутри каждой ячейки изображения размером 3×3 пикселя.

При оценке изменчивости 1 для каждой анализируемой области получали 3 (по числу цветов групп фаз) либо 16 (по числу условных интервалов цветов групп фаз) гистограмм по 9 чисел (по количеству пикселей в ячейке размерностью 3×3). Обходя принятую область фотографии точку за точкой, в зависимости от числа совпадений с окружающими 8-ю точками, прибавляли единицу к тому из 9 чисел, какому случаю соответствует ситуация и – получали показатели изменчивости. После обхода всех точек, каждое из полученных значений делили на число точек выбранной области анализа и находили среднюю изменчивость в каждой точке этой фазы. Далее, формально, по программе складывали число совпадений по каждому столбцу,

а затем каждый элемент столбца делили на сумму показателей изменчивости (вероятность совпадений цвета), и умножали на 100.

Таблица 4.3

Соответствие выявленных номеров сочетаний групп фаз интервалам условных цветов

Номера сочетаний групп фаз	Номера условных интервалов цветов				Номера сочетаний групп фаз	Номера условных интервалов цветов			
	01	0	0	0		05	06	11	0
1	01	0	0	0	5	05	06	11	0
1	06	0	0	0	5	01	11	15	0
1	05	06	0	0	5	01	06	11	0
1	01	05	0	0	5	01	11	15	16
1	01	05	06	0	5	01	06	11	16
2	10	0	0	0	5	01	06	15	16
3	11	0	0	0	5	01	06	11	15
3	16	0	0	0	5	01	05	06	11
3	15	0	0	0	5	05	06	11	16
3	11	16	0	0	6	10	11	16	0
3	15	16	0	0	6	10	11	0	0
4	06	10	0	0	7	06	10	11	0
4	05	06	10	0	7	01	10	16	0
4	01	05	06	10	7	01	10	11	0
5	01	16	0	0	7	01	06	10	11
5	01	11	16	0	7	01	10	15	16
5	06	11	16	0	7	05	06	10	11
5	01	15	0	0	7	01	10	11	16
5	06	11	0	0	7	06	10	11	16
5	01	11	0	0	7	01	06	10	16
5	01	15	16	0					

Среднее значение изменчивости (математическое ожидание), находили по следующей формуле:

$$\bar{x} = \sum_{k=1}^n kp_k \quad (4.4),$$

где  $p_k$  – показатель изменчивости,  $n=9$  – число точек (пикселей),  $k$  – номер пикселя

Таким образом, вычисляли изменчивость для каждой фазы. Рассматривая все фотографии, можно ожидать по каждому столбцу разные распределения числа совпадений цвета. Причем, поскольку совпадения рассматриваются по площади фотографии, то

для такой задачи возможно применение распределения Пирсона, что и показали реальные расчеты.

Изменчивость 2 состава сплава вычисляли аналогично, но с той разницей, что гистограммы строили между группами фаз, т. е. по распределению цветов, в соответствии с определенной точкой ячейки, внутри каждой фазы. В программу расчета на изменчивость 1 добавляли блок построения гистограмм, окружающих точек. Поэтому, в отличие от изменчивости 1, при выполнении данного алгоритма вычисляли для каждой группы фаз по 3 гистограммы (по количеству возможных случаев для каждой группы совпадений цветов точек с номерами цвета - средней, т.е. гистограммы в гистограмме). Это позволило при расчете дополнительно учитывать неоднородность распределения элементов в локальных областях каждой фазы внутри группы. Для пояснения рассмотрим конкретный пример алгоритма расчета. Предположим, была выделена область на изображении размерностью 4×4 пикселя, для которой получена следующая гистограмма цветов:

12	9	10	5
5	13	1	13
14	12	1	7
14	13	6	16

Здесь 4 внутренних точки (2 во втором ряду и 2 - в третьем) с цветами 13, 1, 12, 1, т.е. имеется три гистограммы для цветов 1, 12, 13. Опишем подробно алгоритм расчета. Рассмотрим первые 9 точек, соответствующих схеме расположения, показанной на рис.4.1:

12	9	10
5	13	1
14	12	1

Поскольку нет совпадений с центральной точкой цвета 13, то, в соответствии с алгоритмом, к гистограмме цвета 13 прибавляем 1. Так как рассматриваем только цвета 1, 12 и 13, то среди этих цветов для цвета 13 появится гистограмма, показывающая число совпадений по цвету: 2, 1, 1 (два совпадения цвета с номером 1, один - с номером 12 и один - с номером 13). Рассмотрим вторые 9 точек, соответствующих схеме расположения, показанной на рис.4.1:

9	10	5
13	1	13
12	1	7

Аналогично предыдущему, к гистограмме цвета 1 добавляем 2.

Поскольку мы рассматриваем только цвета 1, 12, 13, то среди этих цветов для цвета 1 появится гистограмма 2, 1, 2 (2 совпадения цвета с номером 1, 1 - с номером 12 и 2 - с номером 13). Рассмотрим третьи 9 точек, соответствующие схеме на рис. 4.1:

5	13	1
14	12	1
14	13	6

К гистограмме цвета 12 добавляем 1. Поскольку мы рассматриваем только цвета 1, 12, 13, то среди этих цветов для - 12 появится гистограмма числа совпадений: 1, 1, 2 (1 совпадающий цвет с номером 1, один - с номером 12 и два - с номером 13). И, наконец, - четвертые 9 точек, соответствующие схеме на рис. 4.1:

13	1	13
12	1	7
13	6	16

К гистограмме цвета 1 добавляем 2. Поскольку мы рассматриваем только цвета 1, 12, 13, то среди них для цвета 1 появится гистограмма 2, 1, 2 (2 совпадающих цвета с номером 1, 1 - с номером 12 и 2 - с номером 13). Складываем 2 гистограммы, соответствующие цвету с номером 1: 2, 1, 2 и 2, 1, 2 – это 4, 2, 4 и переписываем гистограммы цвета 12 и 13:

1	1	2
2	1	1

Общее число случаев совпадений составит:  $4+2+4+1+1+2+2+1+1=18$ . Получаем гистограмму распределения внутри каждого цвета, т.е. среднюю изменчивость цвета в цвете (однородность каждой группы цвета внутри этой группы фаз):

4/18	2/18	4/18
1/18	1/18	2/18
2/18	1/18	1/18

Далее формально по программе складывали число совпадений по каждой строке, и элементы строки делили на сумму - числа совпадений (вероятность события), и умножали на 100. Среднее значение изменчивости 2 находим аналогично как для изменчивости 1, по формуле (4.4), однако, при этом  $n=3$  – число групп фаз. При этом средних значений будет по числу групп фаз – 3.

К таким гистограммам можно отнести и рассчитанные при помощи распределения в ячейке  $m \times n$  пикселей, (по аналогии с распределением бозе-частиц по микросостояниям, когда в каждом

энергетическом состоянии (подобно ячейке изображения микро-структуры заданного размера) может находиться произвольное их число [97]), дающее распределение одинаковых цветов.

9	=	9
8+1	=	9
7+2	=	9
6+3	=	9
5+4	=	9
7+1+1	=	9
6+2+1	=	9
5+3+1	=	9
5+2+2	=	9
4+4+1	=	9
4+3+2	=	9
6+1+1+1	=	9
5+2+1+1	=	9
4+3+1+1	=	9
4+2+2+1	=	9
3+2+2+2	=	9
5+1+1+1+1	=	9
4+2+1+1+1	=	9
3+3+1+1+1	=	9
3+2+2+1+1	=	9
4+1+1+1+1+1	=	9
3+2+1+1+1+1	=	9
2+2+2+1+1+1	=	9
3+1+1+1+1+1+1	=	9
2+2+1+1+1+1+1	=	9
2+1+1+1+1+1+1+1	=	9
1+1+1+1+1+1+1+1+1	=	9

Рис.4.2. Схемы возможных сочетаний цветов при расчете гистограмм Бозе внутри ячейки  $3 \times 3$  пикселя

Например, если в ячейке  $3 \times 3$  присутствует 6 цветов с номерами 6, а также - 3 цвета с номером 11, то для гистограммы такого типа (обозначим их, по аналогии, как гистограммы Бозе) возможно цвет 6 изменить на цвет 1, а цвет 11 оставить тем же, или изменить его на цвет 15. Поэтому, для гистограмм Бозе возможно заранее описать матрицу сочетаний цветов. Например, рис.4.2, для ячейки  $3 \times 3$  пикселя возможны только следующие варианты разбиения числа 9 на обязательно целые части, количество таких ва-



риантов равно 27. При этом матрица сочетаний будет состоять из 2 одномерных матриц распределения по строкам и столбцам. Расчеты показывают, что по столбцам оно напоминает распределение Пирсона, а по строкам – Бесселя, поскольку немонотонно и с увеличением номера строки уменьшается. В отличие от функции Бесселя максимум находится не в первой точке. Такой результат не противоречит данным, полученным при расчете изменчивости, с использованием описанных выше распределений (см. табл.4.1).

Аналогично, в качестве примера, рассмотрим схему построения гистограммы Бозе для ячейки размером  $2 \times 3$  пикселя. При этом возможны только следующие разбиения числа 6 на целые части (рис.4.3).

$$\begin{array}{rcl}
 6 & = & 6 \\
 5+1 & = & 6 \\
 4+2 & = & 6 \\
 3+3 & = & 6 \\
 4+1+1 & = & 6 \\
 3+2+1 & = & 6 \\
 2+2+2 & = & 6 \\
 3+1+1+1 & = & 6 \\
 2+2+1+1 & = & 6 \\
 2+1+1+1+1 & = & 6 \\
 1+1+1+1+1+1 & = & 6
 \end{array}$$

Рис.4.3. Схемы возможных сочетаний цветов при расчете гистограмм Бозе внутри ячейки  $2 \times 3$  пикселя

В этом случае, получили 2 матрицы, состоящие из 6 столбцов и 11 строк. Полученные результаты (см. рис.4.2 и 4.3) наглядно показывают, что применение распределения Бозе при построении гистограмм изменчивости существенно упрощают вычисления, тогда как при использовании других подходов, необходимо предварительно проводить громоздкие операции по описанию вначале матрицы сочетаний цветов (см. табл.4.3) из-за огромного количества возможных сочетаний. При этом не все из них имеют сколь-нибудь существенное значение. Также важным представляется то, что при вычислении количества сочетаний условных цветов, при использовании других распределений, в отличие от - Бозе, вероятность того, что количество одного и того же цвета в ячейке  $m \times$

n пикселей будет целым числом почти равна нулю (см.табл.4.2). В табл. 4.4 приведены рассчитанные значения гистограммы Бозе для изображения 12 (см.рис.1.1), для ячейки размером 3 × 3 пикселя, согласно рис.4.2.

Таблица 4.4  
Распределения сочетаний условных цветов (см. рис.1.1, 12)  
согласно гистограммы Бозе

Выявленные варианты сочетаний одинаковых условных цветов для ячейки 3 × 3 пикселя, согласно схемы рис.4.2								Количество сочетаний условного цвета, %
03	03	02	01	00	00	00	00	00,7
03	03	03	00	00	00	00	00	01,1
04	02	02	01	00	00	00	00	00,7
04	03	01	01	00	00	00	00	00,8
04	03	02	00	00	00	00	00	06,1
04	04	01	00	00	00	00	00	03,8
05	02	01	01	00	00	00	00	00,9
05	02	02	00	00	00	00	00	03,0
05	03	01	00	00	00	00	00	07,5
05	04	00	00	00	00	00	00	10,1
06	02	01	00	00	00	00	00	07,3
06	03	00	00	00	00	00	00	10,9
07	01	01	00	00	00	00	00	03,8
07	02	00	00	00	00	00	00	11,4
08	01	00	00	00	00	00	00	14,0
09	00	00	00	00	00	00	00	16,9

На рис. 4.4 показано графическое представление гистограмм изменчивости 2 (гистограмм в гистограмме), для ячейки размером 3×3 пикселя (по 9 точкам), полученное при расчете гистограмм Бозе, а также сочетаний цветов, т.е. имеем визуализацию полученных совпадающих условных цветов групп фаз внутри каждой заданной области изображения (ячейки) отдельно для каждого интервала условного цвета. Для структур высокохромистых чугунов, представленных на рис.1.1, были выявлены цвета: 1, 5, 6, 10, 11, 15 и 16, которые входят во все три группы основных фаз.

На всех рисунках, в первой верхней строке, представлена фотография исходной структуры. Далее – изображения рассчитанных гистограмм. Очевидно, что при расчете этой изменчивости (цвета в цвете каждой из групп фаз) получаем более высокую точность

(наверное, можно сравнить с более высоким разрешением на фотографии, когда видны также незначительно имеющиеся отклонения в составе фазы).

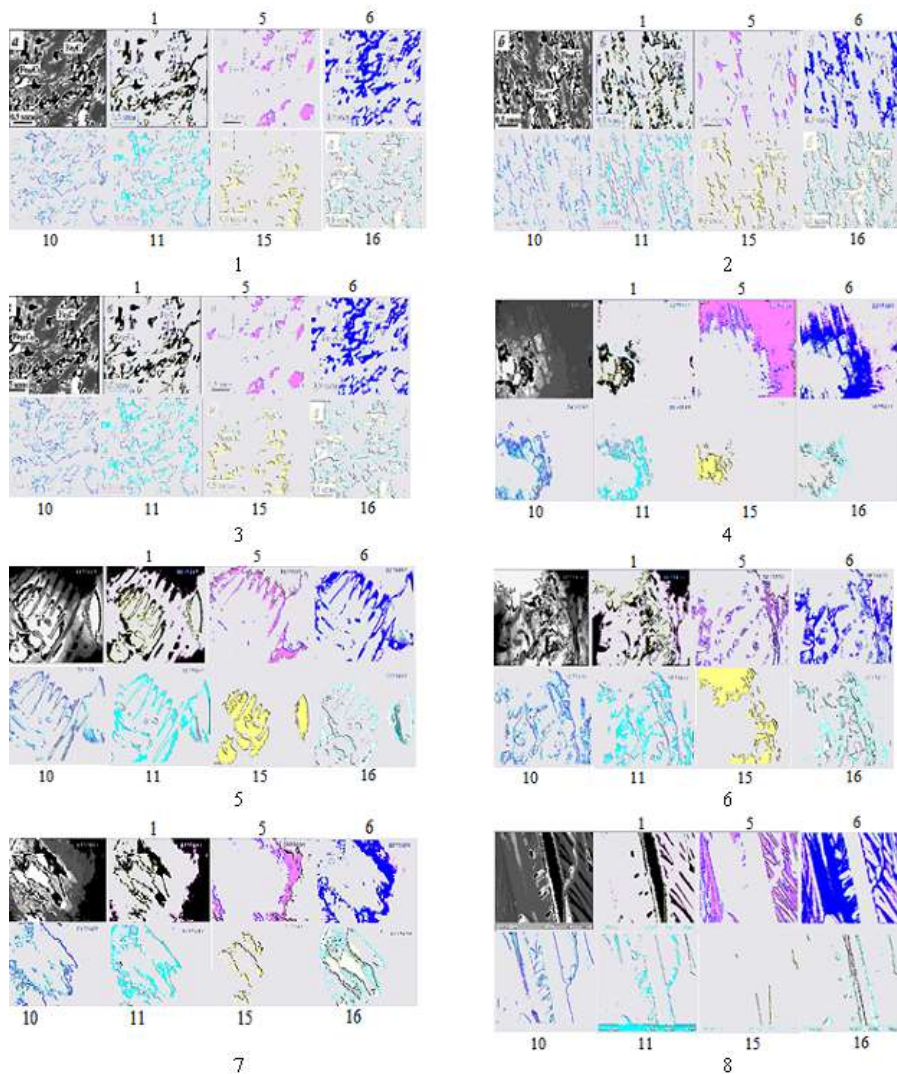
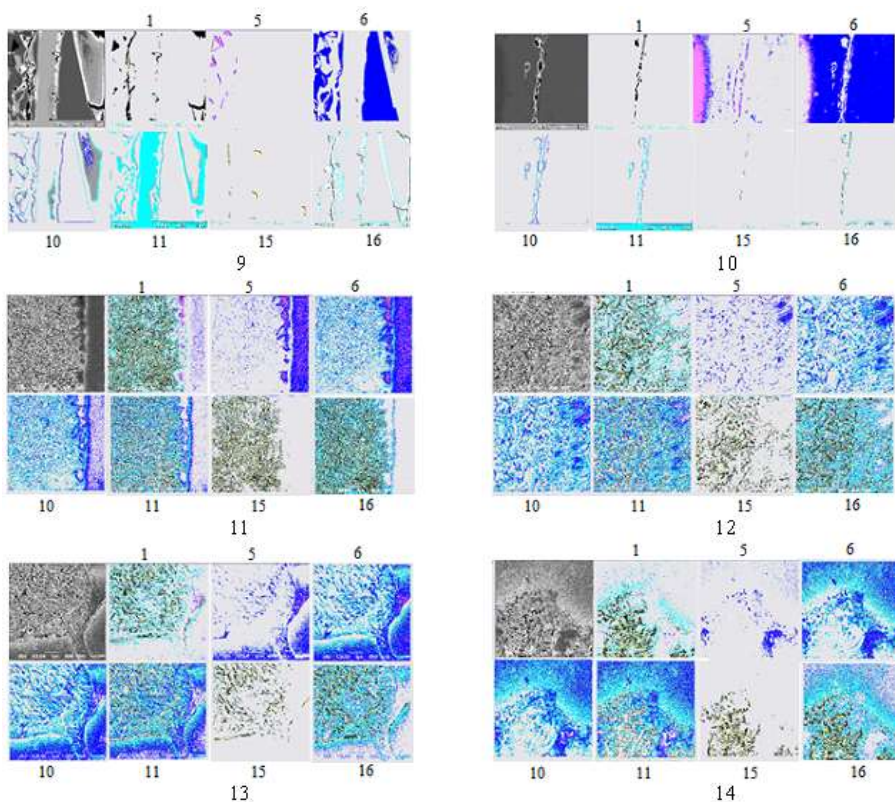


Рис.4.4. Представление изменчивости 2 в цвете высокохромистых чугунов (согласно рис.1.1) для ячейки размерностью 3×3 пикселя (9 точек)



Продолжение Рис.4.4.

Рассматривая примеры, задавали области на изображении небольшой размерности, при исследовании изображения, область анализа которого имеет значительно большие размеры, например,  $1024 \times 1024$  пикселей. Расчеты показывают, что размерность полученной матрицы изменчивости цветов велика, а диагональные элементы в ней наибольшие и она имеет много нулей.

Расчет сочетаний заметно ускоряется, если при обходе всех ячеек  $m \times n$  пикселей вместо накопления новых сочетаний условных цветов, использовать матрицу сочетаний, размерность которой обязательно начинается с нуля. Несмотря на то, что операцию сортировки по возрастанию номеров элементов сочетаний, на которую затрачивается основное время работы программы, избежать не удастся, но его

можно сократить за счет отбрасывания слишком большого числа сочетаний. Однако, такая операция может привести к искажениям при анализе мелкодисперсных структур.

Для того, чтобы сократить размеры матрицы, были проведены следующие преобразования: вычисляли скалярные произведения ее строк. С помощью данной операции были исключены из гистограммы в гистограмме те цвета, которые не сочетаются с аналогичными другими. Затем провели симметризацию полученной матрицы, разделив скалярные произведения строк на произведения суммы квадратов ее строк:

$$P_{ij} = \frac{\sum_{k=1}^{16} a_{ik} a_{jk}}{\sum_{k=1}^{16} a_{ik}^2 \cdot \sum_{k=1}^{16} a_{jk}^2} \quad (4.5),$$

где  $p_{ij}$  – показатель изменчивости,  $a_{ik}$ ,  $a_{jk}$  – элементы полученной матрицы (1-ый индекс - номер строки, 2-ой – номер столбца).

Такую матрицу можно назвать симметризированной для гистограмм изменчивостей. Для изображений структур высокохромистых чугунов, представленных на рис.1.1, рассчитаны гистограммы изменчивостей 2 и они представлены в виде симметризированных матриц. Таким образом, оценивали изменчивость для интервалов условных цветов каждой группы фаз, одновременно рассматривая полную размерность исследуемого металлографического изображения. При этом, на главной диагонали такой матрицы были получены значения, соответствующие максимальному количеству изменчивости данного цвета, т.е. выявляющие подход с оценкой степени неоднородности распределения компонентов цвета в данной группе фаз по всему изображению. На основе анализа матриц скалярных произведений изменчивостей цветов, составлена итоговая таблица сумм их квадратов произведений изменчивости по строкам и по всей матрице (табл.4.5).

В результате получены обобщенные значения распределения степени неоднородности (изменчивости 2) каждой группы фаз по всему изображению для 14-ти рассмотренных фотографий различных типов и зон, выявленных в высокохромистых чугунах.

Таблица 4.5

Сумма квадратов скалярных произведений изменчивости цветов, анализируемых фотографий

Σ скалярных произведений по строкам значений изменчивостей цветов																Σ скалярных произведений по всей матрице	№ фото рис.1.1
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16		
153	109	0	0	109	147	0	0	0	108	114	109	0	0	124	133	1105	01
155	109	0	0	103	152	0	0	0	112	117	113	0	0	127	130	1117	02
157	100	0	0	107	143	0	0	0	107	115	114	0	0	126	126	1094	03
106	0	0	0	104	111	0	0	0	092	105	0	0	0	099	092	0708	04
111	0	0	0	095	107	0	0	0	093	105	0	0	0	099	095	0705	05
114	0	0	0	092	114	0	0	0	092	109	0	0	0	100	095	0716	06
115	0	0	0	097	108	0	0	0	090	103	0	0	0	089	105	0707	07
127	0	0	0	098	124	0	0	0	090	111	0	0	0	085	104	0740	08
109	0	0	0	092	115	0	0	0	094	120	0	0	0	084	108	0720	09
110	0	0	0	097	139	0	0	0	102	148	0	0	0	091	111	0797	10
118	0	0	0	115	132	0	0	0	110	113	0	0	0	101	117	0805	11
117	0	0	0	112	131	0	0	0	118	123	0	0	0	095	122	0817	12
110	0	0	0	123	144	0	0	0	124	122	0	0	0	089	115	0827	13
107	0	0	0	116	136	0	0	0	124	128	0	0	0	087	117	0815	14

Анализируя полученные данные видно, что сумма всех элементов матрицы скалярных произведений указывает на неоднозначность формируемой структуры. Чем больше сумма квадратов их произведений изменчивости цветов, тем сложнее, но четче проявляется неоднородная структура, выше значения изменчивости цвета, и одновременно из большего числа их сочетаний состоит гистограмма вокруг каждой точки. Фотографии 1-3 отличаются от остальных наличием цветов изменчивости 2 и 12, что можно объяснить более высокой чувствительностью при съемке с меньшим ускоряющим напряжением. Также по сумме элементов матрицы скалярных произведений видно, что она мало зависит от способа термообработки (фотографии 8 и 9, см.рис.1.1) – значения 740 и 720, соответственно. Это свидетельствует о том, что процессы, протекающие при быстрой кристаллизации сплава, в большей степени определяют его неоднородность.

Аналогично, проведены исследования на большой выборке (49

фотографий) изображений высокохромистых валковых чугунов. В целом, результаты, полученные на таком значительном массиве фотографий, подтверждают вывод о том, что все рассмотренные структуры дают похожую картину по значениям неоднородности цвета, выявленных групп фаз. Это позволило также выявить некоторые флуктуации, связанные с такими факторами, как режим съемки, значение ускоряющего напряжения при электронной микроскопии, степень увеличения изображения и ряд других. На основании этого, при данном анализе необходимо учитывать и вводить поправочные коэффициенты для выявленных факторов, от которых зависит точность оценок.

Поскольку введенное в данной работе понятие изменчивости цветов, является критерием, оценивающим степень неоднородности сплава, с точки зрения разброса концентрации компонентов, присутствующих в фазах, представляется целесообразным рассмотреть корреляцию с ранее введенными понятиями функций (нейтральность, однородность, лапласианы, и так далее) [5, 7]. Рассматривая полученные значения изменчивостей 2 (гистограмм цветов в гистограмме), можно провести аналогию с парными связями между изменчивостью цветов отдельных групп фаз. Получены корреляционные уравнения, отражающие связи между всеми параметрами, рассматриваемыми при математическом анализе металлографических изображений, включая параметры изменчивости 1 и 2.

Ниже приведены алгоритмы определения наиболее значимых факторов при построении корреляционных уравнений для гистограмм показателей изменчивости 1 и 2 для каждой из ячеек  $3 \times 3$  пикселя (9 точек) на примере изображения 11 (см. рис.1.1). Следует отметить, что при построении корреляционной модели, использовали цвета 3-х групп фаз. Полученные результаты представлены в табл. 4.6, где первая матрица значений соответствует гистограмме изменчивости 1, вторая – изменчивости 2. Для каждой матрицы: 1-й столбец – количество цветов (%) из группы феррита, относительно приходящихся на остальные цвета, 2-ой – группы бейнита/аустенита, 3-й – группы карбидных фаз.

В каждой матрице (см. табл.4.6) в первой строке представлена гистограмма цветов (характеризует % каждого цвета) в выбран-

ной области изображения. В обоих случаях сопоставительно анализировали изображение высокохромистого чугуна, чтобы оценить аргументы для дальнейшего корреляционного анализа.

Таблица 4.6

Гистограммы цвета и показателей изменчивостей 1 и 2  
для изображения высокохромистого чугуна 11 (см. рис.1.1)

Показатель изменчивости 1			Показатель изменчивости 2		
55.6	6.6	37.8	55.6	6.6	37.8
0.7	14.3	0.8	78.8	3.2	18.0
2.1	25.6	2.5	26.9	34.3	38.8
4.7	25.2	6.8	26.4	6.8	66.8
7.7	17.4	12.2			
10.2	9.9	16.8			
11.3	4.9	19.4			
10.0	2.1	17.1			
9.1	0.5	13.9			
44.2	0.1	10.6			

Приведем алгоритм выявления значимых факторов по изменчивости 1 (для первой матрицы см.табл.4.6). Находим сумму всех чисел в каждом столбце по вертикали (9 строк =100%), где строки 2-10 соответствуют изменчивости относительно каждой из 9 точек. Например, 2-я строка – изменчивость (т.е. % совпадения цветов во всех 9-ти точках с цветом точки 1) относительно точки 1 и т.д. Затем каждое полученное число, делим на 100 и умножаем на номер строки. Сумма произведений этих чисел является средним по каждому столбцу данной фотографии (феррита - 1 столбец, бейнита/аустенита – 2 столбец, карбидов – 3 столбец). Получаем три числа и это – средние значения изменчивостей по каждой из 3-х групп фаз. Далее каждое из полученных 3-х чисел (средних по столбцам, т.е. по изменчивости для каждой из групп фаз) умножаем на числа, полученные при делении на 100 соответствующих значений первой строки (т.е. средних значений цвета данной группы фаз в выбранном фрагменте фотографии), - на 0,556; 0,066; 0,378 (см. табл.4.6), и получаем обобщенные средние значения изменчивости по каждой из групп фаз. В итоге расчетов получили для изменчивости 1 - три аргумента. Четвертый аргумент – это сумма из 3-х рассчитанных аргументов. В результате получено всего 4 числа, которые при по-



строении корреляционного уравнения являются факторами: 3-и средних обобщенных значения изменчивостей по группам фаз и суммарное значение этих средних показателей.

Рассмотрим алгоритм выявления значимых факторов по изменчивости 2 (для второй матрица см.табл.4.6). Каждый столбец и строки 2-4 в полученной матрице значений соответствуют средней изменчивости для групп фаз: феррита, бейнита/ аустенита и карбидов соответственно. Для строк 2-4 – сумма по горизонтали для каждой строки равна 100%. Далее, каждое значение в 1-ом столбце для всех строк умножали на 1 + каждое значение во 2-м столбце  $\times 2$  + каждое значение в 3-м столбце  $\times 3$  и получили среднюю изменчивость цвета в цвете (однородность каждой группы цвета внутри рассматриваемой фазы). В итоге было получено 3 аргумента (по количеству строк), соответствующие среднему значению изменчивости 2 (цвета в цвете) для каждой группы фаз. Затем каждое из полученных 3-х чисел умножаем на каждое из чисел 1-ой строки (т.е. гистограммы цветов), аналогично, как и для матрицы гистограмм показателей изменчивостей 1, и делим на 100. Получаем еще 3 числа – обобщенные средние значения изменчивости цвета в цвете для каждой группы фаз. Далее использовали суммы по первым трем числа и по вторым 3-м числам. В итоге получили 8 чисел (аргументов) в качестве факторов для построения корреляционного уравнения.

Для статистической достоверности, расчет проводили на представительной выборке изображений структур, включающей 49 фотографий валковых высокохромистых чугунов, полученных авторами данной работы. Каждая из функций (по числу фотографий) содержит по 8 аргументов, обозначенных следующим образом: 01 – среднее обобщенное значение изменчивости группы цветов феррита (изменчивость 1); 02 - среднее обобщенное значение изменчивости группы цветов бейнита/аустенита (изменчивость 1); 03 - среднее обобщенное значение изменчивости группы цветов карбидов (изменчивость 1); 04 - суммарный показатель по 01, 02 и 03 аргументам; 05 – обобщенное среднее значение изменчивости цвета в цвете в группе цветов фаз феррита (изменчивость 2); 06 – обобщенное среднее значение изменчивости цвета в цвете в группе цветов фаз бейнита/аустенита (изменчивость 2); 07 – обобщенное

среднее значение изменчивости цвета в цвете в группе цветов фаз карбидов (изменчивость 2); 08 - суммарный показатель по 05, 06 и 07 аргументам.

Таблица 4.7

Корреляционные уравнения для функций,  
описывающих исследуемые структуры, по трем аргументам\*

Функция	Аргумент			Значение свободного члена	Коэффициент при			Значимость аргумента			R <sub>mn</sub>
	1	2	3		a <sub>1</sub>	a <sub>2</sub>	a <sub>3</sub>	1	2	3	
01	03	05	08	1.218	-0.220	-0.592	0.923	007.686	4.374	6.436	0.735
02	01	05	08	311.159	-23.807	-112.24	68.814	067.140	65.934	17.197	0.974
03	01	02	05	4.961	-0.288	-0.061	-1.408	023.274	2.130	24.453	0.725
04	01	07	08	139.568	10.981	-127.13	88.750	003.265	9.966	5.338	0.846
05	03	06	07	-1.740	-0.247	-0.202	1.773	108.113	2.743	259.29	0.985
06	01	07	08	-0.126	-0.110	1.058	-0.619	5.507	13.249	5.163	0.880
07	01	07	08	186.893	8.816	-139.48	86.990	3.008	15.848	6.731	0.922
08	01	07	08	640.165	33.075	-490.72	307.374	2.997	13.989	6.056	0.908
09	01	07	08	1016.090	053.130	-787.22	506.81	2.957	13.692	6.220	0.905
10	01	07	08	1971.483	101.098	-1511.6	964.75	2.946	13.856	6.196	0.907
11	03	05	08	000.934	-0.160	-0.494	0.749	6.148	4.431	6.238	0.659
12	03	05	08	000.779	-0.099	-0.307	0.474	4.354	3.230	4.529	0.583
13	01	07	08	333.356	17.581	-260.21	166.754	3.026	14.111	6.342	0.908
14	01	02	05	006.006	-0.360	-0.093	-1.735	27.824	3.039	28.567	0.817
15	02	06	07	397.019	2.878	30.60	-53.84	1.238	1.360	3.138	0.698
16	03	06	07	995.454	70.021	75.736	-463.00	37.776	2.048	76.068	0.933
17	03	06	07	2217.692	229.035	177.210	-1375.7	111.503	2.611	187.13	0.957
18	03	04	07	5824.508	724.095	-147.10	-3424.9	230.207	9.253	240.40	0.954
19	03	04	07	294.435	040.586	-7.034	-195.62	104.074	3.701	112.79	0.904
20	03	04	07	1177.311	162.511	-28.136	-782.85	104.371	3.703	112.99	0.904
21	03	04	07	1866.096	259.719	-41.393	-1256.1	111.931	3.458	122.14	0.906
22	03	04	07	3654.015	508.778	-81.786	-2457.7	114.834	3.566	125.01	0.908
23	03	04	07	588.296	081.153	-14.090	-390.97	103.706	3.701	112.29	0.904

\*Примечание: аргументы соответствуют: 1 – ферриту, 2 – аустениту, 3 – карбидам

Провели анализ и получили корреляционные уравнения для функций, описывающих исследуемые структуры, по трем аргументам (табл.4.7), в результате которого были отобраны такие, которые имеют максимальные коэффициенты множественной корреляции R<sub>mn</sub>. При этом, использованы следующие обозначения для исследуемых функций введенных показателей: 1 – нейтральность;

2 - условный цвет; 3 - нейтральность под углом  $90^\circ$ ; 4 - разброс значений; 5 - однородность горизонтальная; 6 - однородность вертикальная; 7 - обобщенный градиент; 8 - лапласиан; 9 - 3-й лапласиан; 10 - 4-й лапласиан; 11 - нейтральность 3-го лапласиана; 12 - нейтральность 4-го лапласиана; 13 - дивергенция; 14 - нейтральность дивергенции; 15 - дивергенция,  $> 255$ ; 16 - лапласиан,  $> 255$ ; 17 - 3-й лапласиан,  $> 255$ ; 18 - 4-й лапласиан,  $> 255$ ; отношение цвета: 19 - к обобщенному градиенту; 20 - к лапласиану; 21 - к 3-му лапласиану; 22 - к 4-му лапласиану; 23 - к дивергенции.

Из полученных зависимостей следует, что введенные параметры изменчивости, оценивающие разброс по концентрации компонентов в выявляемых фазах одинакового состава, имеют тесную корреляционную связь со всеми рассматриваемыми функциями, в т.ч. с функцией 5, выражаемую через абсолютное значение лапласиана, которая описывает диффузионные процессы.

В качестве иллюстрации на рис.4.5 приведены графические представления гистограмм изменчивости 2, а также абсолютных величин конечно-разностного лапласиана, для областей размером  $3 \times 3$  пикселя изображений фотографий 11-14 (см. рис.1.1).

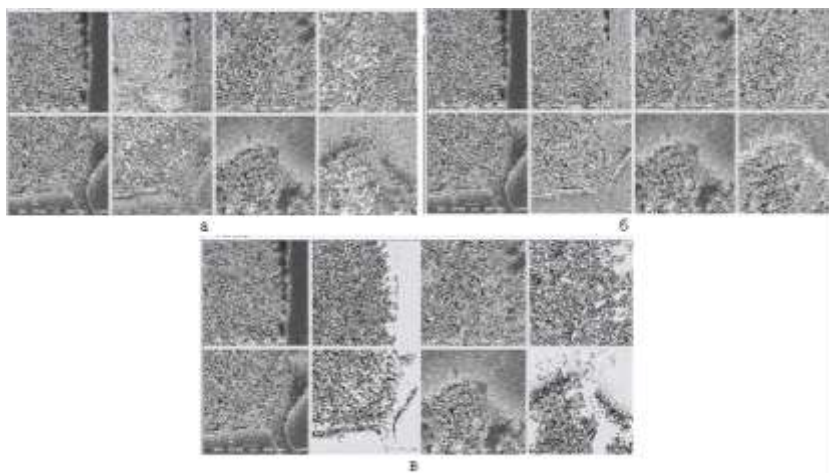


Рис.4.5. Представление изображений 11-14 (см. рис.1.1) в гистограммах: изменчивости цветов 2 (а) с фильтром 0.125; абсолютных величин конечно-разностного лапласиана: (б) - со значениями в интервале 255-500, (в) - при значениях  $> 500$

При построении для визуализации фаз с определенным интервалом разброса по концентрации компонентов, использовали значения гистограмм изменчивости, ограниченные фильтром 0,125 (см. рис.4.5,а). Для гистограмм абсолютных величин конечно-разностного лапласиана, описывающего диффузию химических элементов, использовали фильтры, при которых выводимые значения были не меньше 255 и не больше 500 (см. рис.4.5,б), а также и больше 500 (см. рис.4.5,в). На представленном изображении отчетливо видна тесная корреляционная связь между параметрами, описывающими степень неоднородности по концентрации компонентов внутри фаз исследуемого сплава – изменчивостью (см. рис.4.5,а) и диффузией химических элементов – абсолютной величиной лапласиана (см. рис.4.5,б,в). Причем, величины лапласиана, превышающие 500, характеризуют группу фаз феррита, с повышенным содержанием углерода (бейнит) [487].

Из полученной иллюстрации (см. рис.4.5) видно, что существенные значения изменчивости цвета связаны с группой фаз феррита с повышенным содержанием углерода (такими, как бейнит), которые имеют высокие значения абсолютной величины лапласиана. Это очевидно, поскольку высокая ликвация в высокохромистых чугунах при кристаллизации не связана с карбидообразующими химическими элементами, наибольшее количество которых сконцентрировано в карбидных фазах, кристаллизующихся в области высоких температур. Соответственно, в группе ферритных фаз, характеризующихся повышенным содержанием углерода, кремния легче выявляются показатели изменчивости цветов.

Для оценки полученных результатов по определению степени неоднородности исследуемых структур с помощью предложенного подхода, были проведены исследования образцов высокохромистого валкового чугуна микрорентгеноспектральным анализом и с помощью измерения микротвердости. Для примера рассмотрим изображение микроструктуры рис.4.6, на котором отмечены области измерения. В табл. 4.8 приведены результаты исследования структуры методами микрорентгеноспектрального анализа и измерения микротвердости.

На рис.4.7 показана связь степени неоднородности, выраженная на основе критерия изменчивости 2, с выявленными группами

фаз (а также интервалами условных цветов), иллюстрирующие неоднородность распределения концентрации компонентов для структуры валкового высокохромистого чугуна, по фотографии, представленной на рис.4.6. При этом область изображения разбивали на ячейки размером 3×3 пикселя. Вычисления проводили внутри каждой такой ячейки.

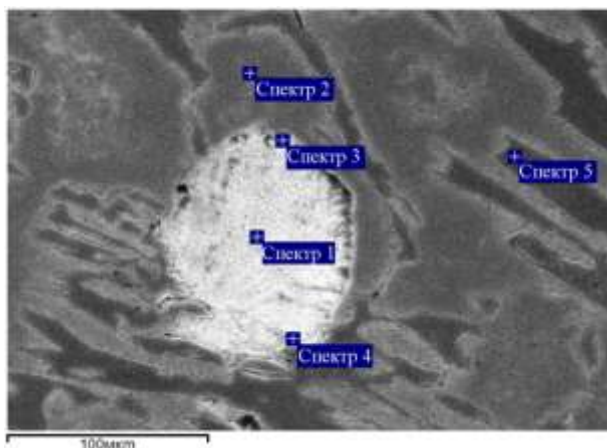


Рис.4.6. Изображение микроструктуры высокохромистого сплава с указанием зон EDS анализа

Исследовали непротравившуюся область, идентифицированную при металлографическом анализе, как аустенит, путем изменения микротвердости. Анализ показал, что имеется разброс значений, достигающий 11,6 % (табл. 4.8), что свидетельствует о значительной неоднородности данной структурной составляющей.

Проведенный микрорентгеноспектральный анализ этой области (спектр 2, табл. 4.8, см. рис.4.6), выявил до 16,5%Cr, 0,4%V, 0,8%Mo, что при содержании углерода в таких чугунах в интервале 2,7-3,0%, указывает на присутствие дисперсных карбидных фаз в исследуемой области. Эти предположения подтверждаются проведенным оптико-математическим анализом изображения. В результате не было выявлено сочетаний интервалов условных цветов, относящихся только к группе фаз бейнита/аустенита.



лены значительные отклонения в степени неоднородности, достигающие 71% (изменчивость 2 для интервала условного цвета 6, соответствующего группе фаз феррита) в сочетании групп фаз под номером 4.

Ранее проведенными исследованиями было установлено [40], что образовавшаяся в результате дисперсионного твердения ферритокарбидная смесь в границах распавшегося зерна аустенита, имеет заметный разброс значений величин микротвердости по его объему, вследствие переменного состава легирующих элементов в исследуемом чугуна. Дальнейшие исследования выявили определенный разброс значений в локальных зонах по всему зерну (см. табл.4.8). Эти исследования подтверждаются проведенным анализом металлографического изображения (сочетания групп фаз 3 и 5, частично 6 и 7), см. рис.4.7.

Анализ группы карбидов выявил существенный разброс значений микротвердости, до 23%, в первичном спецкарбиде, что наглядно подтверждается при исследовании степени неоднородности такой фазы (интервал условного цвета 6 в группе сочетания фаз 1, см. рис.4.7), величина изменчивости 2 при этом достигает 81%. В связи с этим, дополнительно были проведены исследования неоднородности карбидной фазы в легированных чугунах.

#### 4.3. Исследование изменчивости карбидной фазы

Белые высокохромистые чугуны находят широкое применение в производстве, что связано с их высокими показателями жаростойкости и износостойкости, возможностью методом литья получать необходимую форму изделий. Это сложнолегируемые многокомпонентные сплавы, различные по структуре и специальным свойствам. Однако, такие материалы нетехнологичны при производстве массивных изделий для применения в сложных эксплуатационных условиях, включающих воздействие высоких температур, циклический нагрев и охлаждение, ударно-абразивный износ, из-за наличия в них значительной доли остаточного аустенита [122-127]. Сочетание таких факторов характерно для условий эксплуатации валков горячей прокатки, поверхность которых в момент их контакта с металлом в локальных объемах нагревается до 600°C, а воздействие охлаждающей воды создает реальные пред-

посылки для протекания превращения остаточного аустенита, что сопровождается изменением объема металла рабочего слоя, увеличивая склонность валка к трещинообразованию [57,128,129]. Снижение доли остаточного аустенита гарантирует отсутствие дополнительных напряжений в поверхностном слое в процессе эксплуатации, тем самым, повышая стойкость к образованию трещин [41,130]. Достижение этого возможно применением комплексного легирования, при котором карбидообразующие элементы, увеличивая объемную долю карбидов в структуре чугуна, позволяют контролировать их морфологию и способствуют снижению устойчивости остаточного аустенита, корректируя содержание углерода в матрице [22,131-136], тогда как добавка меди приводит к кристаллизации ее в структурно свободном состоянии с формированием зон, не содержащих углерод, способствуя расслоению остаточного аустенита [4].

Однако только легированием не удастся добиться поставленной задачи по повышению стабилизации свойств материала при эксплуатации [41,57]. Кроме того, в экспериментальной работе [132] показано, что карбидообразующие элементы (W) не всегда оказывают существенное влияние на процесс формирования вторичных карбидов в результате дальнейших температурных воздействий и поведение сплава при эксплуатации в условиях износа имеет ту же тенденцию, что и в литом состоянии.

В связи с этим, в последние годы особый интерес представляют исследования по повышению технологичности легированных чугунов с высоким содержанием хрома, а также эксплуатационной стойкости изделий из них, главным направлением которых является дестабилизирующая термообработка. В работах [68,82,137-142] исследовано влияние на исходное состояние микроструктуры легированных чугунов с высоким содержанием хрома различных комбинаций режимов термообработки в критических и подкритических интервалах температур, способствующих вторичному твердению, в результате формирования вторичных карбидов различных размеров и морфологии. Увеличение температуры нагрева и продолжительности выдержки способствует значительному росту количества вторичных карбидов и их коагуляции. Отжиг же не только уменьшает твердость и износостойкость, но одновре-



менно увеличивает прочность.

Авторами исследования [137] показано, что дестабилизирующая обработка аустенита в критическом интервале при 970°C в течение 2–5 ч. с последующим отжигом в докритическом интервале - при 600°C в течение 13ч приводит к его распаду с интенсивным выделением дисперсных вторичных карбидов. Данные включения имеют специфическую морфологию, различающуюся по размерам частиц: более крупные, средние и мелкие. Где более крупные частицы, сферoidalной и стержнеобразной формы, близки к стехиометрии типа  $Me_7C_3$ , среднего размера -  $Me_{23}C_6$ , а третью группу не удалось идентифицировать из-за их чрезвычайно малого размера.

Исследования по формированию и превращению вторичных специальных карбидов в высокохромистом чугуне (16Cr–1Mo–1Cu) показали [138] различия в зависимости от режимов термической обработки. В результате дестабилизационной термообработки при 1000°C, изначально из аустенитной матрицы выделяются мелкие вторичные карбиды типа  $(Fe,Cr)_{23}C_6$  двух видов - кубические с ориентацией куб-куб с аустенитной матрицей и зернистые без ориентации с матрицей, формируемые в процессе охлаждения после дестабилизирующей обработки. При длительной выдержке мелкие карбиды  $(Fe,Cr)_{23}C_6$  превращаются в стержнеобразные  $Me_7C_3$ , тогда как при докритической термообработке при 580°C исходные  $Me_{23}C_6$  превращаются в карбиды цементитного типа  $Me_3C$ . На основании полученных данных авторы делают заключение об относительной термодинамической стабильности карбидов  $Me_7C_3$  и  $Me_3C$  при различных температурах обработки.

В работе [139] исследовано влияние на микроструктуру высокохромистого чугуна (16%Cr) дестабилизирующих термообработок на бейнит в критических интервалах температур при 950°C и 1050°C в течение 1 ч., с изотермической выдержкой при охлаждении 350°C в течение 1ч20мин и последующими отжигами в докритических интервалах - при 680°C и 480°C в течение 160ч. В результате зафиксированы отпуск бейнитной фазы, формирование феррита, максимально близкого к равновесному, завершение распада остаточного аустенита, а также установлены следующие превращения в карбидных фазах:  $(Cr,Fe)_7C_3$  в  $Fe_3C$ ,  $(Cr,Fe)_7C_3$  в  $Cr_{23}C_6$ , с

развитием коалесценции и коагуляции вторичных избыточных карбидов и частичная их графитизация. В конечном итоге наблюдается разупрочнение продуктов распада аустенита и эвтектического карбида, приводящее к снижению износостойкости чугуна. Максимальные значения микротвердости после нагрева наблюдаются в образце, термообработанном на бейнит при нагреве до 1050°C, что обусловлено перераспределением легирующих элементов.

Однако, рассмотренное направление по дестабилизации остаточного аустенита может быть реализовано только для мелких деталей. Кроме того, для крупногабаритных массивных отливок весом от 6 до 20т, таких, как листовые валки станов горячей прокатки, с многослойной структурой металла - рабочим слоем из легированных чугунов и высоким содержанием хрома, а сердцевиной - из серого чугуна, применение дестабилизирующих термических обработок, с нагревом в интервале критических температур и длительной выдержкой, проводить нецелесообразно из-за склонности к графитизации материала сердцевины, приводящей к снижению твердости, прочности и деформации шеек.

Ранее было установлено [57], что регулируемая кристаллизация с достижением выдержки в интервале температур магнитострикции карбидной фазы создает значительные локальные напряжения вокруг карбидных включений цементитного типа в хромоникелевых чугунах. В дальнейшем, был выявлен эффект магнитострикции при магнитном превращении в специальных карбидных фазах высокохромистых чугунов (табл.4.9) с различным содержанием железа (в которых доля первичных специальных карбидов хрома достигала 43% от общего его содержания). Установлены температурные области таких превращений для различных типов карбидных фаз, зависящие от химического состава сплава и определяемые согласно углеродного эквивалента [68]. При этом, на границе с карбидными фазами в матрице, было зафиксировано появление локальных областей, подверженных структурным напряжениям II рода в результате самопроизвольной магнитострикции, инициирующей распад остаточного аустенита, что подтверждено данными рентгеноструктурного анализа (рис.4.8). Особенно ярко этот эффект выражен для структурно свободных первичных массивных специальных карбидов

хрома, или легированного этим компонентом цементита (рис.4.9). Подсчитано [57], что такие напряжения достигают 696МПа.

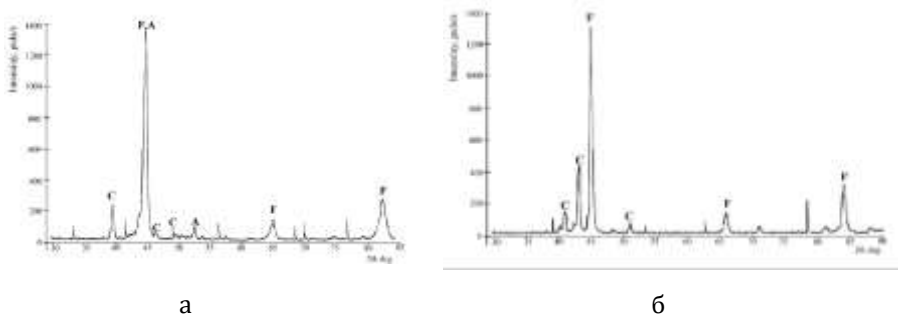


Рис.4.8. Рентгеноструктурный анализ высокохромистого чугуна (2.74%С, 16.4%Cr) а) литой; б) после низкотемпературного циклического отжига с нагревом в области магнитного превращения карбидов типа  $Me_3C$  и  $Me_7C_3$ : 350°C и 500°C (А: аустенит; С: карбиды; F: феррит)

Изменения напряженного состояния материала отражаются и на характере доменной структуры карбидов [145]. Извилистое строение его доменных областей становится неравномерным, значительно уменьшается их ширина у границы кристаллов. При этом, возникает неоднородная плотность дислокаций по сечению кристаллов и повышенная — в матрице вокруг них [65].

Установлен [82] интервал температур магнитных превращений специальных карбидов  $Cr_7C_3$  и  $Cr_{23}C_6$  высокохромистых чугунов (16-17%Cr), соответствующий  $t = 450^\circ C - 500^\circ C$ , а легированного цементита (до 14% Cr) -  $t = 300^\circ C - 350^\circ C$ .

Для достижения такого эффекта необходима термическая обработка в этом температурном интервале с длительной выдержкой массивной отливки [68] либо регулируемое охлаждение при кристаллизации [65]. Вторым методом является более эффективным, как с точки зрения экономии энергоресурсов, экологии, так и технологии изготовления. Получить результат от регулирования условиями кристаллизации возможно изменением скорости охлаждения отливки в форме [81]. Для этого определили основные параметры технологического процесса кристаллизации, влияющие на достижение такого эффекта (табл.8.1) для 2-х групп

двухслойных чугуновых валков горячей прокатки, отливаемых центробежным методом (см. п.8.2, Раздел 8).

Таблица 4.9

Состав карбидных фаз высокохромистых чугунов (16,0-18,0%Cr) после циклического отжига в магнитном интервале превращения карбидов

Выявленные карбидные фазы	Химический состав (wt%), ≤				
	Fe	Cr	Mn	V	Mo
Эвтектические и первичные типа $Me_7C_3$	51	47,8	1,1	1,3	1,3
Вторичные типа $Me_xC_y$ , $Me_{23}C_6$ , $Me_7C_3$	48	47,0	0,32	1,05	0,09
Цементитного типа $Me_3C$	79-83	14,0	0,6	0,2	1,4

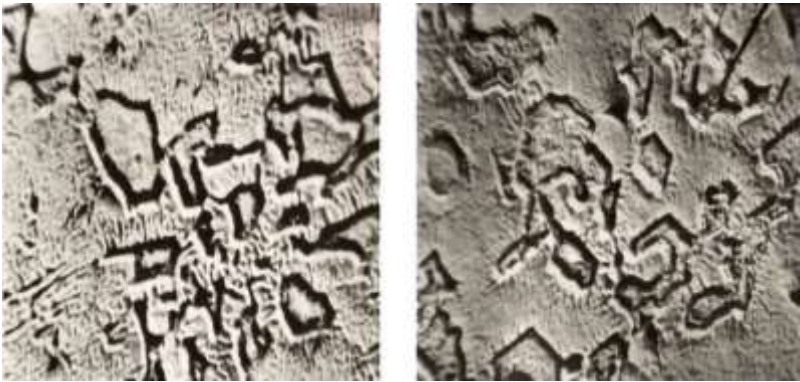


Рис.4.9. Деформационные зоны, сформированные вокруг структурно свободных спецкарбидов хрома в результате магнитострикции (вакуумное травление) при температуре магнитного превращения,  $\times 100$

Установлено [81], что замедление скорости кристаллизации с выдержкой в интервале температур  $t=190^{\circ}-210^{\circ}C$  и  $t=350^{\circ}-500^{\circ}C$  (см. табл.8.1), достигается программируемым предварительным нагревом металлической формы перед заливкой массивного изделия до интервалов температур магнитного превращения легированного цементита или спецкарбидов (в зависимости от обрабатываемого материала отливок).

Такая технология отливки позволяет обеспечить контролируемый распад остаточного аустенита, более чем в 2 раза снизить его долю, что стабилизирует уровень твердости, минимизирует уровень напряжений в рабочем слое. Это важно для подбора валков в комплект и их эффективной эксплуатации. Предложенная

технология основана на явлении магнитострикции карбидных фаз и рекомендована для легированных чугунов с их долей в интервале 25-40%.

Особенности структурообразования легированных чугунов, включая первичную кристаллизацию и превращения в твердом состоянии, играют исключительно большую роль в формировании их свойств. Такие структуры имеют сложное, неоднородное строение, поскольку, из-за высокой степени легированности, широкого интервала фазовой перекристаллизации, существенно изменяется их морфология, стехиометрический состав, и формируемые карбидные фазы, которые зависят от множества факторов и предсказать их не всегда представляется возможным, так как они обладают выраженной анизотропией свойств.

В связи с этим, основываясь только на информации по достижению уровня потребительских свойств, не всегда удается прогнозировать и обеспечить требуемый уровень эксплуатационной стойкости. Кроме того, необходима оценка особенности структурных изменений, происходящих в карбидных фазах сплава. Это позволит регулировать параметры технологического процесса производства для достижения оптимального уровня свойств. Целью исследований было изучение кинетики структурных изменений, которые происходят внутри и вокруг карбидных фаз в интервале их магнитного превращения, обеспечивающих повышение прочности и распад остаточного аустенита.

В работах [65,81], эффект, обеспечивающий уменьшение склонности прокатных валков с рабочим слоем из высокохромистого чугуна и повышение их эксплуатационных свойств, оценивали только по влиянию магнитострикции на развитие локальных напряжений вокруг карбидных включений и распад остаточного аустенита. В связи с развитием новых методик локальной оценки фазовых изменений, в настоящее время удалось установить появление новых фаз и в самой карбидной составляющей сплава. Для этого использовали разработанный оптико-математический метод, который базируется на всестороннем подходе в экспериментальных исследованиях. Во-первых, это локальные изменения химического состава (микрорентгеноспектральный анализ) и микротвердости. В ранее проведенных исследованиях по структуро-

образованию в гетерогенных сплавах [2,67,143], были заложены основы оценки соотношения их фаз с использованием математического анализа металлографических фотографий, полученных методами оптической и электронной микроскопии.

Для выявления, моделирования процесса создания локальных напряжений вокруг и внутри карбидных включений и изучения структурных изменений, при возникновении эффекта магнитострикции, анализу подвергали фотографии микроструктур высокохромистого чугуна, с использованием ранее разработанных авторами методик оптико-математического компьютерного анализа. Оценку производили согласно расположению вычисляемых значений на изображении металлографической структуры, согласно методике, изложенной в п.4.2. Был разработан новый многоступенчатый подход анализа структурного состояния в легированных чугунах, в результате кристаллизации под воздействием самопроизвольной магнитострикции карбидных фаз, где в качестве критерия, для оценки степени формируемой локальной неоднородности вокруг и внутри карбидов, использовали параметр изменчивости. Объектом исследования служили образцы высокохромистого (16,0-18,0%Cr) чугуна, отобранные от рабочего слоя двухслойных прокатных валков исполнения ЛПХ18Нд (% , 2.72-2.86С, до 18Сr, до 0,24V и до 1,5Ni), и металлографические фотографии их микроструктур (рис.4.11, структуры 1-16). Оценивали степень неоднородности карбидных фаз, сформированных в результате микроликвации химических элементов, при кристаллизации с нерегламентированным (НРО) охлаждением (см. рис.4.11, структуры 1-3 и 9-15) и регламентированным охлаждением (РО) с выдержкой в области магнитного превращения карбидных фаз: 350° и 450-500°С (см. рис.4.11, структуры 4-8 и 13,16).

Аналогично п.4.2, выделены 3 группы фаз исследуемых микроструктур, входящих в 16 дискретных интервалов номеров условных цветов. Найдены распределения средних значений условного цвета в выявленных интервалах, описывающие среднее количество выявленных фаз по площади исследуемых изображений. В результате на всех изображениях микроструктур исследуемых чугунов, выявлено 7 интервалов условных цветов. При анализе рассматривали пиксели изображений, входящие в ячейки размером

3×3, т.е. включающие по 9 пикселей. Для всех структур внутри каждого фрагмента изображения сформированы таблицы соответствия выявленных при анализе номеров сочетаний групп фаз и входящих в них интервалов условных цветов.

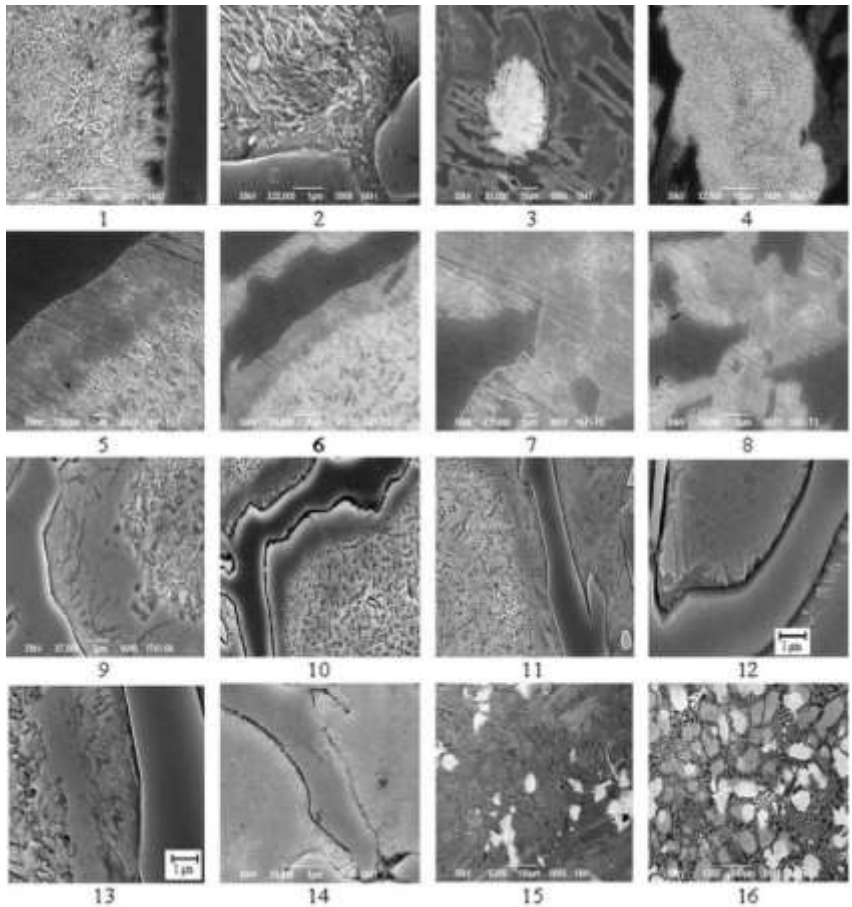


Рис.4.11. Микроструктуры высокохромистых валковых чугунов (16-18%Cr), получены методом SEM при ускоряющем напряжении 30кВ, в литом состоянии после кристаллизации: 1-3 и 9-15 - при НРО; 4-8 и 13,16 – при РО с выдержкой в области магнитного превращения карбидных фаз: 350° и 450-500°С. Увеличения: 1, 10, 11, 14, ×5000; 2, ×20000; 3, ×1000; 4, ×2000; 5,7,12,13, ×10000; 6,8, ×4000; 9, ×7000; 15, 16, ×200

Проведена оценка количественного соотношения выявленных фаз, получены гистограммы распределения их сочетаний. Пример графического распределения выявленных сочетаний для структуры 16 представлен на рис. 4.12.

На основании полученных данных проведена оценка изменчивости для каждого фрагмента изображения. В результате для каждой группы фаз, последовательным сканированием каждого заданного фрагмента, были получены гистограммы распределения показателя изменчивости ( $p_k$ ), соответствующего числу совпадений условного цвета в сканируемой точке с номером  $k$  с окружающими ее  $n-1$  точками, где  $n$  - число пикселей во фрагменте изображения.

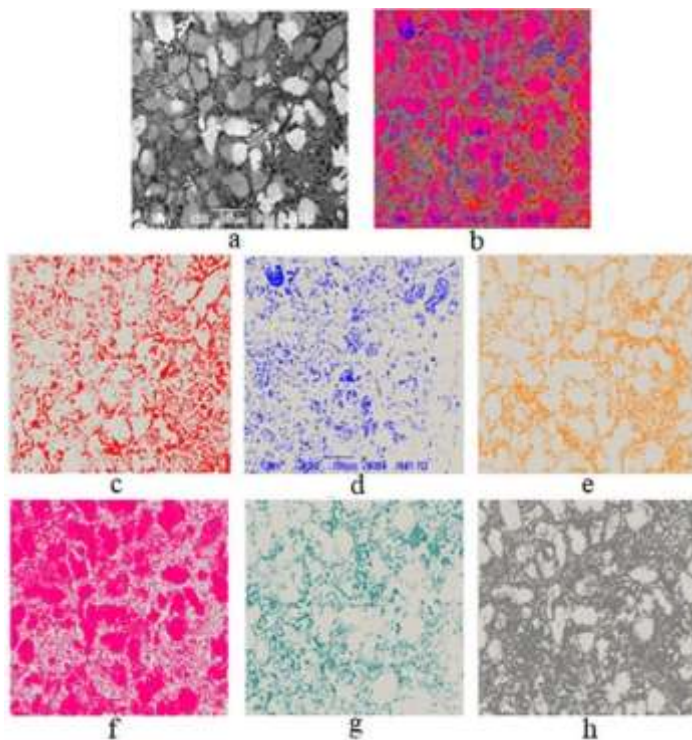


Рис.4.12. Распределения выявленных сочетаний групп фаз для структуры 16, рис.4.11: а) исходная фотография; б) все выявленные фазы; в) феррит; д) карбиды; е) феррит + бейнит; ф) феррит + карбиды; г) бейнит + карбиды; г) феррит + бейнит + карбиды



Далее по формуле (4.4) находили среднее значение изменчивости для каждой фазы (табл.4.10). На рис.4.13 представлено графическое распределение изменчивости для сочетаний групп фаз микроструктур 1-16 высокохромистого чугуна (см. рис.4.11). Полученные значения позволяют провести предварительную оценку степени неоднородности фаз. Однако для оценки локальной неоднородности, необходимо рассматривать все сочетания условных цветов, входящих в эти группы фаз.

Полученные результаты (см.табл.4.10 и рис.4.13), характеризуют степень неоднородности компонентов, формируемую в результате ликвации химических элементов в условиях кристаллизации, а также диффузии при выдержке в интервале магнитных превращений выявленных карбидных фаз.

Таблица 4.10

Изменчивость, %, сочетаний групп фаз внутри ячеек 3×3 пикселя

Выявленные сочетания групп фаз, № (см. табл.4.1) \ Изменчивость (среднее число пикселей, %)									№ фото
№4, из них		№5, из них		№6, из них		№7, из них			
феррит	бейнит/ аустенит	феррит	карбиды	бейнит/ аустенит	карбиды	феррит	бейнит/ аустенит	карбиды	
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
6,69	2,31	4,55	4,68	2,26	7,13	3,03	1,95	4,02	01
6,40	2,60	4,32	4,45	2,63	6,74	2,71	3,13	3,57	02
6,35	2,65	4,59	4,41	2,77	6,23	2,97	3,17	2,86	03
7,63	1,37	4,81	4,19	1,87	6,37	4,02	1,40	3,16	04
6,71	2,29	4,20	4,80	2,32	6,68	2,61	2,24	4,14	05
7,05	1,95	4,91	4,09	1,89	7,11	3,62	2,11	3,27	06
6,68	2,32	4,02	4,98	1,83	7,17	2,88	1,86	4,26	07
6,68	2,32	4,46	4,54	2,05	6,95	3,20	2,06	3,73	08
6,58	2,42	4,13	4,87	2,52	6,48	3,02	2,76	3,23	09
6,08	2,92	4,83	4,17	2,41	6,59	3,55	1,91	3,54	10
5,31	3,69	4,07	4,93	2,96	6,04	2,86	2,22	3,92	11
4,19	4,81	4,02	4,98	3,71	5,29	2,47	4,14	2,39	12
5,07	3,93	3,94	5,06	3,64	5,36	2,93	2,83	3,24	13
6,91	2,09	3,34	5,66	1,63	7,37	2,87	1,90	4,23	14
6,38	2,62	3,96	5,04	2,61	6,39	2,88	2,96	3,16	15
7,24	1,76	4,42	4,58	2,09	6,91	3,34	1,94	3,72	16

Анализируя полученные гистограммы изменчивости, зафик-

сировано декорирование дислокационной структуры (см. структуры 1,2, 9-12, рис.4.13), сформированной в результате фазового наклепа вокруг карбидных включений при распаде остаточного аустенита, уже в процессе дисперсионного твердения при кристаллизации сплава с НРО, сопровождающееся выделением избыточных фаз мелких вторичных специальных карбидов (окантовка голубого цвета).

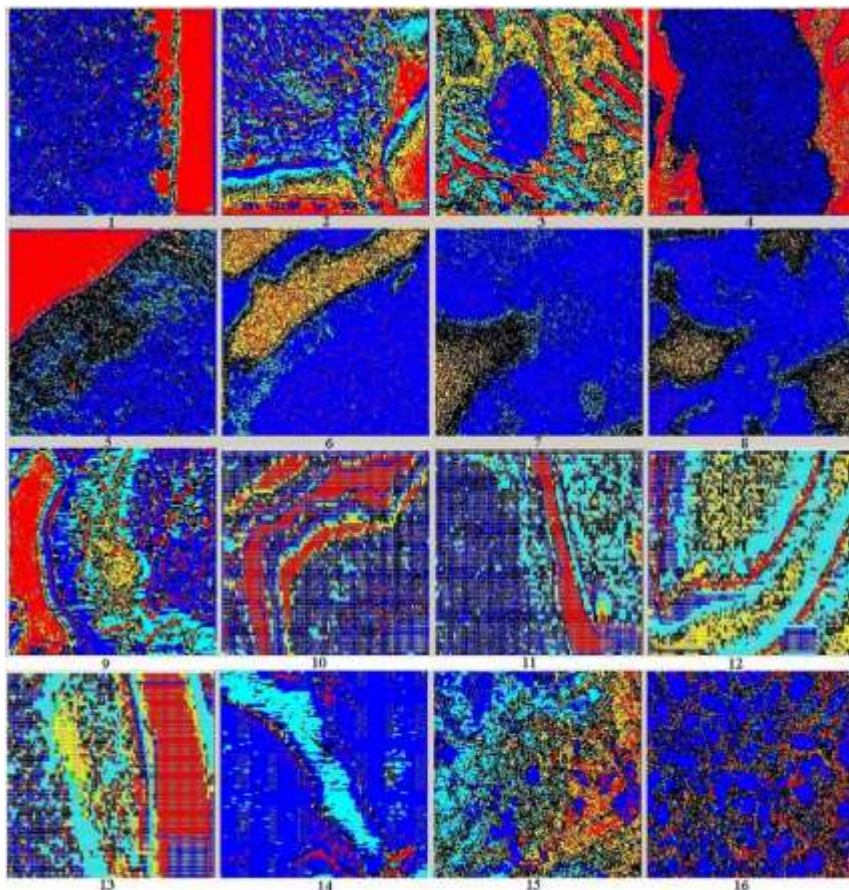
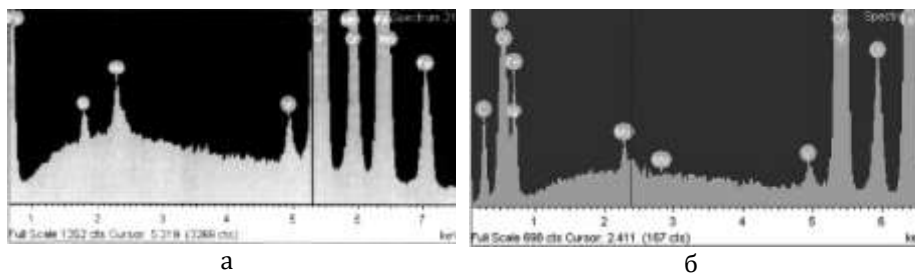


Рис.4.13. Изменчивость выявленных сочетаний групп фаз структур 1-16 высокохромистых чугунов (см. рис.4.11, табл.4.10: зеленый цвет – соответствует сочетанию №1; красный – №3; желтый и синий – №5; голубой – №6; черный – №7)

Установлено, что в структуре массивных первичных спецкарбидов хрома типа  $Me_7C_3$ , после предложенной обработки с РО, степень неоднородности увеличивается ~ на 9% по сравнению с литым состоянием после НРО (см. табл.4.10, столбцы 4, 8 и 9).

Полученные данные согласуются с результатами микрорентгеноспектрального анализа (рис.4.14).

При магнитном превращении в первичном карбиде  $Me_7C_3$  возрастает содержание углерода, Cr и V. При этом наблюдается понижение содержания железа (~11%), Mn и Mo. Кремний в карбидной фазе исследуемых материалов отсутствует. Эти результаты согласуются с данными рентгеноструктурного анализа [134] и оптикоматематическим анализом [2]. Выявлена повышенная концентрации кремния в матрице с максимальным содержанием его в продуктах распада аустенита у границы зерна.



Состояние сплава	Химический состав (%) первичного спецкарбида $Me_7C_3$							
	C	Fe	Si	Ni	Mn	Cr	Mo	V
НРО (а)	15,05	36,80	00,30	00,00	00,88	44,01	02,01	00,96
РО (б)	16,85	32,87	00,00	00,30	00,79	45,25	00,71	01,38

в

Рис.4.14. Микрорентгеноспектральный анализ (EDS) первичного карбида типа  $Me_7C_3$  в локальной зоне. EDS спектр литого сплава: а) в результате кристаллизации с НРО; б) после РО с выдержками в интервале магнитного превращения; в) химический состав карбида  $Me_7C_3$

Результаты микрорентгеноспектрального анализа, %, в различных зонах массивных карбидных включений после кристаллизации по предложенной технологии регулируемой скорости кристаллизации, выявили имеющуюся неоднородность, выражаемую в разбросах значений по химическому составу (табл.4.11). На таких

включениях карбидов неоднородна и микротвердость (рис.4.15). Проведенные измерения показали существенный разброс значений внутри карбидных фаз (до 23%). В зонах красного цвета, в которых сочетания групп фаз отвечают только карбидам (см. рис.4.13, 1 и 4, 9 и 6) гистограммы структур характеризуются микротвердостью, в зависимости от исходных показаний, которая составляла  $H_{50-950-1246}$ , что  $\sim$  в 1,3 раза выше, чем вблизи зон с вкраплениями других фаз (цвета оранжевый, желтый и коричневый), где зафиксировано ее понижение до  $H_{50-871-927}$ .

Таблица 4.11

Неоднородность химического состава (%) первичного карбида типа  $Me_7C_3$  после кристаллизации с ПО

Зона анализа, №	Результаты EDS локального анализа, %						
	C	Mo	V	Cr	Mn	Fe	Ni
1	21,24	01,05	01,36	42,18	00,71	33,46	00,26
2	18,09	01,08	01,45	45,53	00,61	33,24	00,00
3	19,01	00,61	01,41	45,67	00,60	32,70	00,00
4	18,45	01,04	01,39	44,74	00,48	33,90	00,00
5	17,47	00,81	01,36	44,96	00,57	34,68	00,30
6	16,79	01,18	01,51	45,74	00,69	34,09	00,31
7	17,97	00,96	01,43	46,29	00,71	32,62	00,15
8	20,22	00,72	01,49	45,56	00,83	31,16	00,18
max	20,98	1,08	1,51	46,29	0,83	34,68	0,31
min	16,79	0,61	1,36	42,18	0,48	31,16	0,00
разброс значений, %	12,50	17,70	11,10	11,00	17,30	11,12	31,00

Очевидно, такое локальное снижение уровня микротвердости подтверждает выделение другого типа нестехиометрических карбидов, а также - фаз. Тогда, как вторичные карбиды, сформированные при распаде аустенита в результате дисперсионного твердения, имеют однородный характер (вкрапления красного цвета). Данные результаты опровергают утверждение, выдвинутое авторами [146], что внутри первичных спецкарбидов невозможно зарождение дефектов (дислокаций), т.е. карбиды типа  $Me_7C_3$  является бездефектной структурой. Установлено (см. табл.4.10), что степень неоднородности в структурах массивных первичных спецкарбидов хрома

типа  $Me_7C_3$ , после такой обработки, по сравнению с литым состоянием после НРО, увеличивается ~ на 9%.

Таким образом, используя критерий изменчивости, показано, что при магнитном превращении за счет напряжений формируется структурная неоднородность не только вокруг карбидной фазы, вызывая распад остаточного аустенита, но и впервые выявлено внутри ее существенное изменение состава с образованием новых карбидных фаз, а также образование упорядоченной дислокационной структуры. Можно предположить, что такое поведение карбидной фазы будет наблюдаться и при эксплуатации прокатных валков.

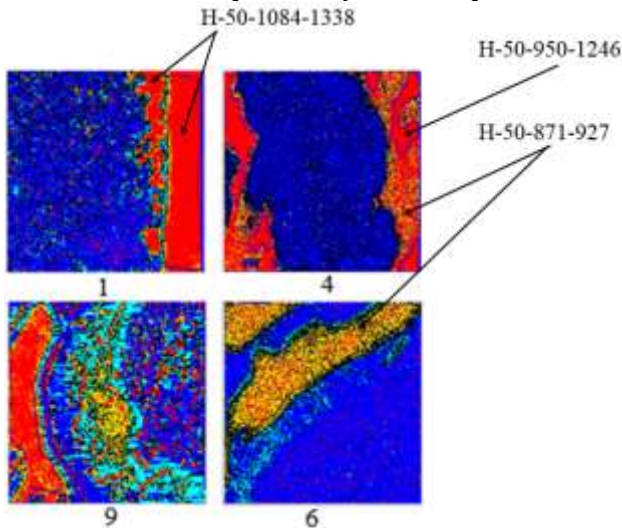


Рис.4.15. Гистограммы изменчивости, выявившие изменение локальной структурной неоднородности, внутри первичных карбидов  $Me_7C_3$  в результате обработки РО в интервале его магнитного превращения. Стрелками показаны зоны измерения микротвердости. Структуры 1,9 и 4,6 (см. рис.4.13) – после НРО и РО соответственно

Статистическим анализом это особенно ярко проявляется в более массивных первичных карбидах типа  $Me_7C_3$  (см. рис.4.13, изображения 4, 6-8,16), внутри которых формируются новые фазы под влиянием стесненной деформации, образующей дислокационные стенки. Такая упорядоченная структура декорируется вкраплениями отдельных точек желтого или красного цвета, в зависимости от насы-

ценности компонентами. Например, на изображениях 4 и 16, см. рис. 4.13, отдельные точки желтого цвета, показывают зоны с повышенной концентрацией углерода и образуют четко выраженную упорядоченную структуру в зонах красного цвета. На изображениях 6-8, см. рис. 4.13, эти зоны показаны с большим увеличением. Вместе с этим, сформированные таким образом в наибольших по размеру карбидах, упорядоченной дислокационной структуры, играют роль защитных барьеров для прохождения трещин. Это снижает склонность к выкрашиванию карбидов при эксплуатации и предотвращает преждевременное разрушение рабочего слоя изделия. Для повышения свойств и стабилизации таких карбидов возможно использовать дополнительное микролегирования ванадием (V) и титаном (Ti) [57].

#### 4.4. Причины и характер деградации карбидной фазы в чугунах при эксплуатации изделий

Хромоникелевый чугун, легированный 0.9-1.5%Cr, 1.5-4.5%Ni применяют для изготовления рабочего инструмента - валков для формовки различных профилей проката на листовых, крупно-, средне- и мелкосортных станах горячей прокатки [22,57]. При этом их изготавливают различными способами: стационарным и центробежным методами литья [147].

Структура такого материала состоит из карбидов цементитного типа легированных хромом, небольшой доли (до 7-10%) компактной или пластинчатой формы графита, а также мартенситной матрицы и небольшой доли остаточного аустенита.

Основной причиной повреждаемости рабочей поверхности таких валков является повреждаемость карбидной фазы, доля которой достигает 25-35%. Наибольшая повреждаемость и последующая деградация этой фазы отмечается при наличии в структуре крупных включений карбидов цементитного типа. Наблюдаемое связано с тем, что под действием больших удельных давлений (в рабочем слое листовых валков чистовых клетей станов горячей прокатки давление достигает  $3\tau/\text{мм}^2$ ) и циклических воздействий с охлаждением водой, в этой фазе формируется дислокационная упорядоченная структура, которая изменяет ее стабильность [57]. Проведенными исследованиями было показано [64,98], что значительный вклад в деградацию структурных составляющих вносят и графитовые, особенно пластинчатые выделе-

ния, в формирование дефектов кристаллического состояния, а также стимулировании диффузии углерода в условиях действия локальных деформаций.

В ранее опубликованных работах [57] было показано, что дефекты кристаллического строения (дислокации), выявляют двумя основными методами: анализами тонких фольг на просвет и специальным вакуумным травлением по формированию фигур (ямок) травления. Каждый из этих методов имеет свои преимущества и недостатки. Вместе с тем, оба метода не давали полного представления о роли дислокаций в диффузионных процессах различных фаз, особенно карбидных, характерных для легированных чугунов с массивными включениями цементита или специальных карбидов.

Развитие в последние годы методов оптико-математического исследования структурообразования, базирующееся на возможности определения изменчивости параметров, характеризующих энергетическое состояние системы, позволяет выявлять не только характер протекания диффузии и компонентов, но и оценивать тип формируемых новых фаз, их распределение, а также деградацию карбидной фазы в условиях действия локальных напряжений и рабочих температур используемых изделий. В связи с этим изучены причины и характера деградационных процессов, происходящих в карбидной фазе хромоникелевого чугуна, наиболее широко применяемого для прокатных валков, что позволило наметить основные направления разработок на создание новой технологии их производства с наиболее стабильными свойствами в эксплуатации.

Для моделирования процессов, происходящих при деформации и нагреве до температур рабочего слоя вала -  $600^{\circ}\text{C}$ , исследования проводили на установке типа системы Лозинского (вакуумной камере, с системой визуальной фиксации, в которой происходит нагрев образца и его деформация). Образец, отобранный от рабочего слоя вала из хромоникелевого чугуна, размером  $3 \times 4 \times 80$  мм жестко закрепляли, а нагревали только среднюю его часть. Область нагрева составляла  $\sim 15$  мм. Наиболее высокая температура соответствовала узкой зоне не более 3 мм. Исследования осуществляли при наблюдении *in situ* и нагреве  $250^{\circ}\text{--}600^{\circ}\text{C}$  в вакууме  $3 \times 10^{-3}$  мм.рт.ст., время травления 30 мин. Структурные изменения в карбидной фазе оценивали сканирующим электронным микроскопом (SEM) при увеличениях  $\times 4700$  (рис.4.16). В

зависимости от температуры вакуумного травления выявили различную степень изменчивости [51] ямок травления, изменения которой описывали оптико-математическим методом.

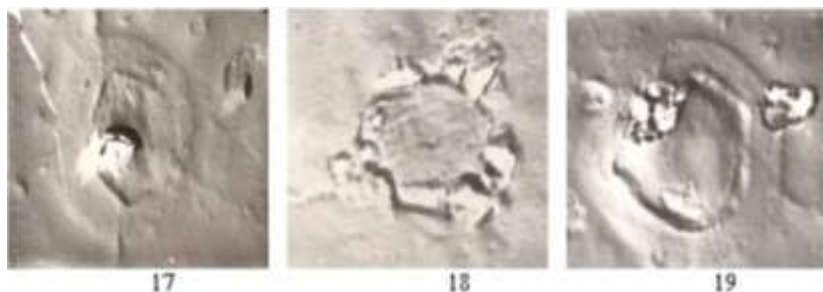


Рис.4.16. SEM микрофотографии структуры ямок травления и рельефа, вокруг единично растравленных дислокаций карбидной фазы (фотографии 17-19) хромоникелевого валкового чугуна,  $\times 4700$ . Вакуумное травление

Доказательством того, что наблюдаемые ямки травления соответствуют местам выхода дислокаций, является наличие фигур травления правильной формы, перемещение и взаимодействие их при термическом травлении, повышение плотности в процессе деформации, формирование субмикроструктуры. Согласно оптико-математического описания фаз цифрового формата .bmp, рассматривали оттенки цвета в промежутке от 0 до 255, разделенного на 4 группы фаз, включающих 16 интервалов (условных цветов), для которых условный цвет 01 – относился к выделению графита (вероятно квазикристаллической графитовой пленке, поскольку индентор  $H_u$  не нарушает ее целостности); 02-09 – ферриту с различной степенью повреждаемости и углеродом; 10 – бейниту (переходной между ферритом и цементитом, пересыщенной фазе, близкой по концентрации углерода к аустениту); 11-16 – карбидным фазам нестехиометрического состава и цементиту.

По результатам проведенных исследований, была сформированы табл.4.12 соответствия выявленных при анализе номеров сочетаний групп фаз, входящих в них интервалов условных цветов внутри каждой ячейки изображения размером  $3 \times 3$  пикселя (табл.4.13). Для полученных изображений оценивали степень неоднородности, образованной в результате изменения дислокационной структуры, которую выражали через изменчивость. На основании этого, был разработан но-



вый многоступенчатый подход анализа структурного состояния карбидной фазы при нагреве и локальной деформации, и диффузии в этой зоне. Локальная деформация была получена за счет жесткого закрепления образца и отсутствия условий для релаксации напряжений. При анализе отличающиеся фазы и их сочетания на цифровых изображениях микроструктур (см. рис.4.16) были представлены в оттенках серого цвета для каждого сочетания (рис.4.17), а также дополнительно различными цветами для лучшей идентификации (рис. 4.18). В графическом виде распределение изменчивости (неоднородность) структур (см. рис.4.16) представлена в оттенках серого цвета для каждого сочетания (рис.4.17), а также на рис. 4.18, а, где сочетания групп фаз для лучшей идентификации отмечены различными цветами. На рис.4.18,б представлена количественная оценка степени неоднородности в месте формирования дислокации.

Таблица 4.12

Выявленные группы фаз и количественная оценка сочетания их условных цветов

Интервал условных цветов, №.			Сочетания группы фаз, №	Доля сочетаний, %, для фото микроструктур		
				17	18	19
01	0	0	1	15.2	69.7	17,4
06	0	0	1	00.0	00.0	02,1
11	0	0	3	15.9	02.1	13,6
15	0	0	3	01.7	00.0	03,9
16	0	0	3	15.5	04.0	13,6
11	16	0	5	27.2	03.4	17,5
01	16	0	5	15.8	13.0	14,2
01	15	0	5	01.3	02.7	05,5
10	11	0	6	02.8	01.3	03,9
06	10	0	4	00.0	00.0	01,9
15	16	0	3	00.0	00.0	01,8
01	11	16	5	01.4	01.5	01,6
06	10	11	7	00.0	00.0	01,1

Выявленные ямки травления и, описанные в цвете сочетания (см. рис.4.18 и Прилож.Д), согласно табл.4.12, характеризуются следующим образом: 01 - красный цвет - углерод (графитовая пленка); 06 - желтый - феррит, насыщенный углеродом; 10 - голубой - бейнит; 11 - синий - карбиды типа  $Fe_xC_y$  (вероятно переменного состава); 15 - черный - карбиды предположительно [57] типа  $Fe_2C$ ; 16 - зеленый - цементит.

Таблица 4.13

Соотношение выявленных сочетаний групп фаз при сканировании внутри фрагментов 3×3 пикселя

Количество выявленных сочетаний групп фаз, %							Структура, №
1	2	3	4	5	6	7	
графит	бейнит	карбиды	феррит + графит + бейнит	графит + карбиды	бейнит + карбиды	феррит + графит + бейнит + карбиды	
16,2	00,1	60,4	00,7	18,8	03,0	00,8	17
70,5	00,1	09,7	00,6	17,2	01,4	00,5	18
19,6	00,6	50,4	01,9	21,8	04,3	01,5	19

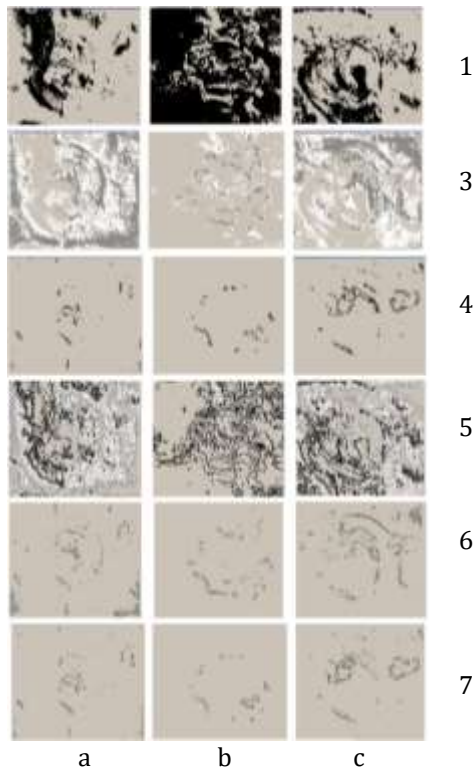


Рис.4.17. Распределение изменчивости выявленных сочетаний групп фаз (интервалов условных цветов) для изображения рельефа поверхности в месте формирования дислокационной структуры (см. рис.3.20); а,в,с - структуры 17,18,19 соответственно. Справа цифрами указаны номера сочетаний групп фаз (см. табл.4.12 и 4.13)

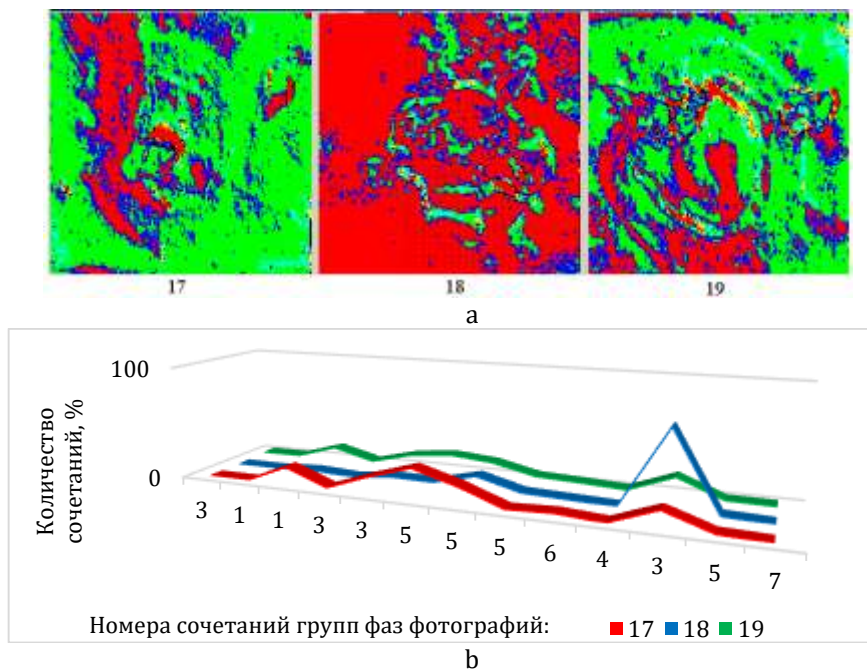


Рис.4.18. Формируемая неоднородность в областях дислокационной структуры внутри карбидной фазы  $Fe_3C$  для фотографий структур 17-19 (см. рис.4.16): а): распределение изменчивости; б) количественная оценка степени неоднородности в цементите по месту выявленных дислокаций

При этом голубой цвет бейнита хорошо проявляется при увеличении только в  $\sim 10000$  раз, и он находится в зонах не только соединения с цветом 11, но и самостоятельно, в виде отдельных зерен, расположенных в зонах локальных деформаций, а также цепочек, описывающих их границы. Такой цвет, практически визуально не фиксируется, что отражено в незначительном количестве (см. табл.4.12), однако он четко проявляется в двойных и тройных сочетаниях с карбидной фазой типа  $Fe_xC_y$  (цветом 11) и ферритом, насыщенным углеродом (цвет 06) (см. рис.2, сочетания 4, 6 и 7).

Одновременно выявлены фазы, образующие парные соединения (сочетания цветов), которые существенным образом определяют происходящие процессы. Это, в первую очередь, связь карбидов нестехиометрического состава (интервал условного цвета 11) и цементита

(интервал 16), образующие сочетание номер 5 (см. табл.4.12 и рис.4.17), которая, в значительной мере, характерна для условий более низкой температуры вакуумного травления (см. рис.4.16, структура 17). При такой температуре в большей мере сохраняется зеленый цвет исходного легированного цементита (см. рис.4.18, а). Формирование карбидов нестехиометрического типа, особенно состава, задаваемого интервалом условного цвета 11 (синий цвет), сопровождается появлением значительной доли фазы, обозначенной красным цветом, которая, вероятно, соответствует квазикристаллическому графиту, и четко выявляется оптико-математическим анализом (интервал условного цвета 01). Максимальная доля такой фазы на поверхности достигает 69.7%. Значительная доля такой фазы фиксируется и в сочетаниях с цементитом, входящее в сочетание групп фаз номер 5 (см. табл.4.12, 4.13 и рис.4.17). При самой высокой температуре вакуумного травления (600°C, см. рис.4.17, b) такая фаза полностью покрывает карбид и представлена на обработанном изображении красным цветом основы вместо зеленого, имевшего место до травления цементита. Также при такой температуре отсутствует четко выраженный характер ламинарного течения диффузии, представленный при нагреве в области более низких температур (см. рис.4.17, c).

В серии работ ИМХ РАН [148,149] экспериментально и теоретически было также показано разложение соединений металл-углерод с образованием различных типов структур при воздействии повышенных температур, давления, в условиях вакуума и др. факторов. Процессы разложения соединений облегчаются при наличии нестабильных соединений. Выделения углерода авторы идентифицировали, как слои из наносфер, аморфных и кристаллических нитей, аморфных частиц сферической и сложной формы, аномального распределения пор, слоистой или столбчатой структуры, монокристаллов.

Из анализа полученных фотографий ямок травления, выполненной исследованиями в данной работе, установлено, что при более низкой температуре вакуумного травления (фото структур 17 и 19) выявляются деформационные области вокруг выхода дислокаций, а при  $t=600^\circ\text{C}$  (фото 18) отмечается их релаксация напряжений. В зависимости от уровня локальных напряжений такие области имеют красный цвет, т.е. покрываются графитовой пленкой. Одновременно, как в этих зонах, так и внутри ямок травления, выявлено появление в цементите дополнительно

новых фаз и их соединений. Они хорошо расшифровываются согласно распределению интервалов условных цветов и их сочетаний (см. табл.4.13). Это карбиды, соответствующие условным цветам 11 и 16, а также небольшая доля карбидов предположительно типа  $Fe_2C$  (цвет номер 15) - до 3.9%. Доля феррита не превышает 2.1% и фактически отсутствует в соединении с другими фазами. Появление этой фазы (интервал условного цвета 06) отмечается только на одной из фотографий структур (19) в сочетании с бейнитом и нестехиометрическим составом карбидов (интервал цветов 11) и с четко выраженной зоной локальных напряжений у границы с ямкой травления (см. рис.4.18, цвета желтый, голубой и синий). Тройное сочетание карбидных фаз (цвета 11,16) и графита (интервал 01), относящееся к сочетанию групп фаз под номером 5 (см. табл.4.12, рис.4.17), характеризуется близкими значениями для всех фотографий (см. рис.4.16), что соответствует доле 1.4-1.6%. из этого следует, что основное уменьшение доли цементита происходит за счет выделения графита с образованием новой фазы нестехиометрического карбида состава  $Fe_xC_y$ . Такие фазы и их соединения являются максимальными при развитии процессов деградации.

Одновременно с долей и типом формируемых карбидных фаз оценили и степень неоднородности, выявленную в ямках травления (см. рис.4.18, b). Из приведенных данных видно, что наибольшая неоднородность характерна для 3-ей группы сочетаний фаз, особенно в условиях максимальных локальных деформаций и воздействия более высоких температур (фото структуры 18). Для других вариантов (фото 17 и 19), где сохранилась основа цементита, имеет место существенно меньшая неоднородность и она также характерна для этих карбидных фаз. Распределение фаз внутри ямок травления, описанное с использованием энергетических параметров, определяющих функции мощности диссипации энергии и напряжений, при помощи лапласиана и дивергенции [67] для различных сочетаний фаз, позволило установить, что процесс диффузии компонентов происходит по аналогии с перемещением жидкости в трубе и имеет вид ламинарного течения. При этом, также формируются различные фазы и их сочетания, четко фиксирующие диффузионные потоки, одновременно выделяя границу локальных деформаций. Детальный анализ фотографий при увеличении  $\sim$  в 10000 раз позволил выявить следующее. На более ранних этапах нагрева при пониженной температуре и в условиях разви-

тия локальных деформационных зон в зерне цементита появляются участки вокруг ямок травления, в которых отмечается распад  $\text{Fe}_3\text{C}$  с выделением нестехиометрического карбида  $\text{Fe}_x\text{C}_y$  (типа  $\text{Fe}_{1.8}\text{C}$  и др., согласно исследованиям, проведенным в работе [57]), обозначенного синим цветом (см. рис.4.18,а), и графитовой пленки (красный цвет, см. рис.4.18,а), его покрывающей. Одновременно, в отдельных зонах вокруг ямок травления распад цементита сопровождается выделением точечных (единичных включений фаз) неидентифицируемых карбидов предположительно типа  $\text{Fe}_2\text{C}$ . Их появление в цементите может отмечаться как в единичных случаях, так и в сочетании с бейнитом и ферритом (голубой и желтый цвета). Такое сочетание фаз характерно и для максимальной температуры травления с фиксацией ямок, у которых в результате релаксации напряжений отсутствует зона локальных деформаций (фотография структуры 18).

Информация о нестабильности новой фазы, оцененная специальным моделированием при нагреве и деформации, соответствующая условиям эксплуатации прокатных валков из хромоникелевого чугуна с крупными включениями цементитного типа [150], позволяет наметить пути повышения стабилизации структурного состояния такого материала. Для решения этой проблемы следует использовать комплексный подход, который будет базироваться на дроблении включений цементита, его стабилизации и уменьшении локальных напряжений при изготовлении и эксплуатации деталей. Эффективность такого подхода может быть решена одновременным использованием центробежного литья и специальным модифицированием жидкого металла, которые будут способствовать дроблению и стабилизации карбидной фазы, не снижая ее общей доли и твердости сплава, а также регламентированным охлаждением отливки в процессе кристаллизации для распада остаточного аустенита при использовании эффекта магнотстрикции цементита [81,82]. Магнитное превращение цементита в хромоникелевом чугуне находится в интервале  $190^\circ\text{--}230^\circ\text{C}$  и для реализации этого эффекта отливка массой 6-10т должна находиться при кристаллизации в таком интервале (охлаждение в кессоне) в течение  $\sim 6\text{ч}$ . Это обеспечивается нагревом металлической формы перед заливкой металла до указанной температуры магнитного превращения легированного цементита. Такой технологический процесс производства прокатных валков существенно повышает стабильность сплава в эксплуатации.

## Раздел 5

### **Новые подходы в исследованиях по прогнозированию фазового состава сплава и его влияния на твердость**

Данный раздел посвящен разработке и совершенствованию комплексного подхода к исследованию структур, формируемых в высокоуглеродистых сплавах, позволяющих прогнозировать изменения локальной неоднородности фаз для использования такой информации в различных технологических процессах, чтобы обеспечивать необходимые свойства изделий. Применение новых подходов предусматривало и использование более быстрых операций по компьютерной оптико-математической оценке этих показателей. В результате проведенных исследований, на примере высокохромистых чугунов, оценено распределение и степень дисперсности условных цветов, определяемых фаз. Проведено моделирование локальной неоднородности структурных составляющих, включающее использование новых оценочных параметров -  $M'$ -троек, представляющих собой упорядоченный набор, состоящий из трех действительных целых чисел, вычисляемых через дивергенцию и лапласиан в рассматриваемой точке металлографического изображения, которые выражали мощность диссипации энергии. Моделирование проводили используя инвариантные преобразования  $M'$ -троек при повороте металлографического изображения на различные углы. Введение которых в анализ позволило, изменяя и задавая определенные энергетические параметры (поворотом, перестановкой пикселей на исследуемом изображении), проводить моделирование и оценку изменения локальной неоднородности структурных составляющих. При помощи моделирования, в качестве примера, выполнена оценка влияния неоднородности структурных составляющих на их твердость. Установлено, что хотя твердость сплава возрастает с повышением степени дисперсности, однако значимость этого параметра в обоих направлениях (вертикальном и горизонтальном) ниже чем в случае углов поворота. Это свидетельствует о том, что дисперсность структурных составляющих не оказывает определяющего влияния на твердость такого сплава. Полученные результаты требуют более детального анализа,

включающего и роль других факторов, таких как скорость кристаллизации, степень совершенства фазы, учитывающей плотность дислокационной структуры, в том числе и в формируемых границах субзерен. В этом случае моделирование углов поворота позволяет установить наиболее тесную их связь со всеми параметрами, входящими в состав M'-троек, через которые можно как оценить неоднородность структурных составляющих, так и выявить особенности их формирования в гетерогенных сплавах. Данный методический подход и полученные результаты анализа позволят также оценивать влияние различных эксплуатационных факторов на свойства материала. На основании выявленной анизотропии свойств металла рабочего слоя, в том числе и при получении центробежным методом изделия, рекомендовано оценивать связь структуры со свойствами на поперечных шлифах (поперек осей не четко выраженных дендритов).

В настоящее время наиболее эффективным технологическим процессом производства листопрокатных валков для станков «1700» и «2000» является метод центробежного литья, который обеспечивает получение необходимой толщины рабочего слоя при отливке их двухслойными [57,61,62]. Этот метод литья позволил использовать для получения высокой твердости инструмента нетехнологичный материал - высокохромистые чугуны (16-18%Cr и до 1,8%Ni), а также хромоникелевые (4,0-4,5% Ni и до 1,6%Cr). При этом, благодаря использованию центробежного литья при кристаллизации отливок из таких чугунов в металлическую форму, предотвращается грубое дендритное строение металла рабочего слоя, обеспечивается более равномерная твердость по его сечению и хорошее сваривание с сердцевинной из серого чугуна. Однако, как показали проведенные исследования [22], за счет формирования локальных напряжений, которые сохраняются и при медленном охлаждении таких валков в кессоне (до 76ч), проявляется неоднородность в составе фаз, содержащих различную долю углерода и легирующих компонентов, что связано с высокой степенью гетерогенности высокоуглеродистых материалов и диффузионными процессами. Основным критерием качества валков, предусмотренным нормативно-технической документацией, является регламентированная твердость рабочего слоя, которая, в



зависимости от назначения инструмента (для чистовых или предчистовых клетей) прокатного стана, изменяется в пределах 70-85HSD и 63-70HSD соответственно. Статистический анализ 76 валков, изготовленных из высокохромистого чугуна, выявил изменения уровня твердости не только в отдельных партиях отливок, но - и в одной [22]. Показатели твердости могут зависеть от наследственных свойств шихтовых материалов, температурных параметров плавки, подготовки оснастки, внепечного рафинирования, а также в отклонениях параметров центробежного литья (скорости подачи металла, числа оборотов машины, времени нахождения отливки в машине, температуры заливки порций металла рабочего слоя и сердцевины) [22,57]. Все эти факторы оказывают влияние на структурообразование и определяют достигаемый уровень твердости.

В опубликованных ранее работах авторов [51, 63-65] были проведены исследования изменения дислокационной структуры и ее плотности, в условиях воздействия напряжений, оценена возникающая в результате этого структурная неоднородность в высокоуглеродистых гетерогенных сплавах, путем оптикоматематического анализа металлографических изображений. Оценку производили, согласно расположению вычисляемых значений на изображении металлографической структуры, оцифрованном в формат .bmp. Изображение разбивали на ячейки размером 3×3 пикселя. При этом, оценивали неоднородность, определяющую интенсивность изменения плотности распределения дислокационной структуры и степень дисперсности составляющих гетерогенных сплавов [66].

В этом случае использовали критерии, описывающие изменения плотности дислокационной структуры, ее дисперсности. Для этого рассматривали энергетические параметры, такие как функции мощности диссипации энергии (M) и напряжений (S):

$$M = D(x, y) \cdot L(x, y), \quad (5.1)$$

$$S = D(x, y) - L(x, y), \quad (5.2)$$

равных произведению и разности дивергенции  $D(x,y)$  и лапласиана  $L(x,y)$  в точке  $C(x,y)$  на металлографическом изображении ( $x$  и  $y$  – координаты рассматриваемой точки).  $C(x,y)$  в конечно-разностном

представлении имеет вид матрицы 3x3 пикселя (см.(3.2)). Первый множитель в выражении (5.1), см. (3.3), описывает меру несжимаемости (плотности фрагмента изображения, зоны уплотнения и разряжения), второй множитель, см. (3.4), - рассеяние энергии, характеризующий диффузию химических элементов.

Для оценки степени локальной неоднородности, определяемой изменением дислокационной структуры, рассчитывали средние значения абсолютной величины мощности диссипации энергии на всем изображении каждой исследуемой фотографии. При этом, поскольку при деформации энергетическое состояние металла является неравновесным, в оценке значения данного параметра использовали показатели с противоположным знаком. Положительному соответствовали состояния увеличения плотности дислокаций (сжатия), отрицательному - разрежение (зоны сброса напряжений). Также определяли и абсолютные значения мощности диссипации, характеризующие протекающий процесс в целом.

Оценку степени дисперсности структурных составляющих проводили путем вычисления длины ряда пикселей, исследуемого цифрового изображения фаз, расположенных последовательно в виде горизонтальных и вертикальных цепочек, состоящих из одного и того же условного цвета, описывающего конкретную структуру исследуемого сплава, согласно алгоритму, описанному в Разделе 2, когда длину цепочки пикселей было предложено рассчитывать в соответствии с неравенством Коши – Буняковского, где нормами для скалярного произведения являются значения  $D$  и  $L$  [504]. В качестве степени дисперсности было выбрано отношение  $b_u$ , см. (2.4), выражающее нормированное значение мощности диссипации энергии. Также, в конечно-разностном представлении нормированное значение функции мощности диссипации энергии выражали через дискретный параметр  $u_{i,j}$ , принимающий значения 0 при  $M_{i,j}=0$  либо 1 при  $M_{i,j} > 0$ . При этом, код условного цвета для средней точки  $c_{i,j}$  вычисляли по формуле:

$$c_{i,j} = \frac{255 \cdot b_u}{(b_{u_{\max}} - b_{u_{\min}}) \cdot k}, \quad (5.3)$$

где  $k$  – коэффициент, определяющий количество интервалов, на которые при вычислении разбивали весь диапазон условных цве-

тов (от 0 до 255 в формате .bmp).

Данные исследования явились основой поиска и разработки различных подходов к установлению влияния структурообразования, степени дисперсности фаз для моделирования влияния этих факторов на твердость и определения наиболее эффективного способа оценки характеристик, которые бы в полной мере отражали оптимальный уровень по анализируемому изображению [67]. Для анализа использовали металлографические изображения, рис.5.1, структуры а – г, микроструктур высокохромистого чугуна (16-18%Cr, 2,7-2,9%С), отобранных от рабочего слоя центробежнолитого вала, в литом состоянии и после низкотемпературного циклического отжига в интервале температур магнитного превращения карбидных фаз (350° и 450°-500°С) [68]. Для оценки локальной неоднородности различных фаз, изучали степень изменения их дисперсности.

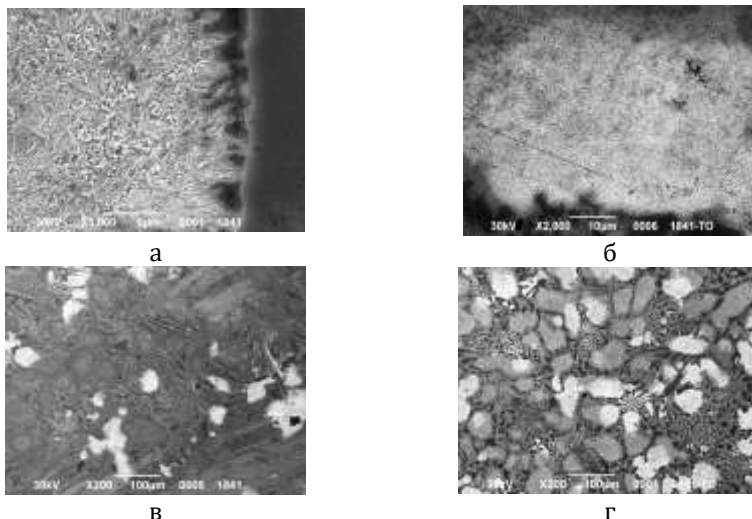


Рис.5.1. Микроструктуры высокохромистого валкового чугуна: а - граница зерна с карбидной фазой, литое состояние, x5000; б - граница зерна с карбидной фазой, после циклической ТО при 350° и 500°С, x2000; в - общий вид, литое состояние, x200; г - общий вид, после циклической термообработки при 350° и 450°-500°С, x200

Для оценки анизотропии свойств, проводили анализ степени

дисперсности структуры и определяли корреляционную зависимость твердости от этого показателя, учитывая условия кристаллизации (вдоль и поперек осей дендритов), по двум направлениям – вертикальному и горизонтальному. По полученным значениям выявляли степень анизотропии материала ( $\alpha$ ):

$$\alpha = 1 - \frac{r_{гориз}}{r_{вертик}}, \quad (5.4),$$

где  $r_{вертик}$  - коэффициент корреляции зависимости твердости от степени дисперсности структуры вдоль осей дендритов (вертикальное направление анализа);  $r_{гориз}$  - коэффициент корреляции зависимости твердости от степени дисперсности структуры поперек осей дендритов (горизонтальное направление анализа).

Дислокационную структуру высокоуглеродистых сплавов, оценивали плотностью распределения, в условиях воздействия локальных напряжений от магнитострикции карбидной фазы, формируемой в результате термической обработки. Анализ подвергли фотографии микроструктур, на базе ранее разработанных методик оптико-математического компьютерного анализа [2, 19].

Для оценки неоднородности структурных составляющих, определяемой изменением твердости, и на основе полученных корреляционных зависимостей, использовали статистическую выборку, представленную изображениями микроструктур 76 образцов высокохромистого чугуна, отобранных из рабочего слоя двухслойных листовых прокатных валков горячей прокатки исполнений ЛПХ18Нд (2.72-2.86%С, до 18%Cr, до 0,24%V и до 1,5%Ni), в которых были измерены и использованы средние значения их твердости. Измерения твердости проводили, согласно принятой для прокатных валков стандартной методики - по Шору.

Для исследуемых электронных изображений (см. рис.5.1) были рассчитаны распределения степени дисперсности условного цвета и получены зависимости. Согласно (2.4), величина степени дисперсности (значение параметра  $b_u$ ), в каждой точке изображения может принимать значения от 0 до 1. В табл.5.1 представлено распределение такой степени дисперсности на примере анализа микроструктур (см. рис.5.1, изображения в и г). При оценке распреде-

ления степени дисперсности (рис.5.2), для повышения визуализации, все полученные значения параметра  $b_u$  были выведены на экран в виде градации из 5 цветов: 1 - черного (включает минимальное значение  $b_u$ ), 2 - синего, 3 - коричневого, 4 - красного (цвета 2 – 4 с промежуточными значениями), 5 - желтого (включает максимальное значение  $b_u$ ). При вычислении весь диапазон условных цветов разбивали на 20 интервалов ( $k=20$ ), однако в табл.5.1 приведены значения для 9 интервалов, а затем указано только 5, поскольку после такого интервала все значения  $b_u$  состояли только из желтого цвета. При этом  $b_{u\min} = 0$ ,  $b_{u\max} = 0,0588$ .

Таблица 5.1

Распределение степени дисперсности условного цвета ( $b_u$ ), %  
по 9 рассчитанным интервалам при  $k=20$

Значения параметра $b_u$ , %									Структура (см.рис.5.1)
номер заданного интервала (в скобках интервал кода условного цвета)									
1(1)	2(2)	3(3)	4(4)	5(5)	6(5)	7(5)	8(5)	9(5)	
33.0	34.5	9.7	7.0	6.0	4.9	1.3	0.3	0.6	в
56.1	26.4	6.1	3.9	3.3	1.7	0.8	0.2	0.4	г

Аналогично (см.рис.5.2) были получены распределения степени дисперсности и для микроструктур высокохромистого чугуна а и б (см. обозначения рис.5.1). При анализе полученных результатов установлено, что наименьшая величина степени дисперсности (черный и близкий к нему синий цвет) приходится на области, где произошел распад остаточного аустенитного зерна в результате дисперсионного твердения при кристаллизации сплава (см. рис.5.2, изображения а, в). В данном случае красный и коричневый цвета соответствуют сохранившейся области аустенитного зерна, характерного для литого состояния сплава, желтый цвет – описывает карбидные фазы различного состава, в том числе, и не стехиометричного ( $Me_3C$ ,  $Me_{23}C_6$ ,  $Me_7C_3$ ,  $Me_xC_y$  [69]).

Поскольку, согласно (2.4), рассматривали степень дисперсности, связанную с мощностью диссипации энергии, то можно сделать вывод о том, что области с ее наименьшими значениями, соответствуют наиболее равновесному состоянию системы - с наименьшей

плотностью дислокаций и более однородной структурой. Следует отметить, что проведенная термообработка существенно не изменяет расположение основных цветовых интервалов на фотографии в областях, где уже произошел распад аустенита в процессе кристаллизации с использованием предложенной технологии регламентированного процесса обработки [65].

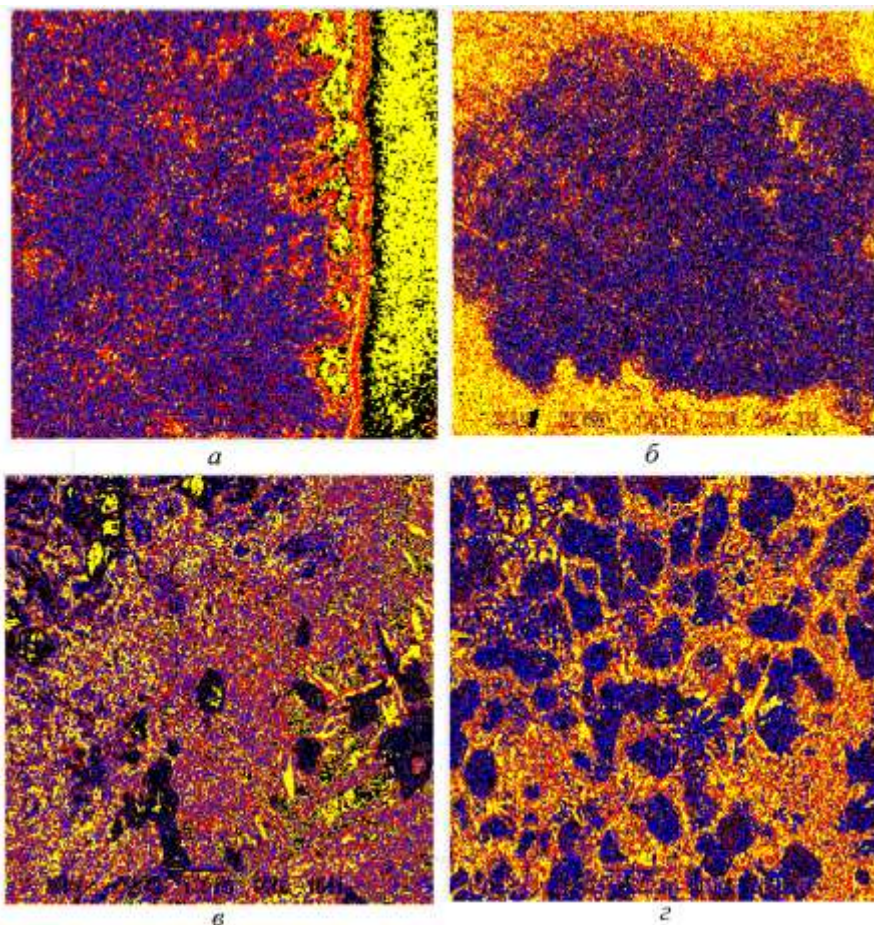


Рис.5.2. Распределение степени дисперсности условного цвета на изображениях высокохромистого чугуна (см. рис.5.1)

Появляется лишь больше точек черного цвета, что свидетель-

ствуется об измельчении карбидных фаз внутри распавшегося зерна. В области карбидных фаз появляется много вкраплений коричневого и красного цветов, что свидетельствует о выпадении дисперсных карбидов и частичного снятия внутрифазовых напряжений.

Проведено моделирование, которым предусмотрено оценить влияние различных технологических параметров на изменение локальной неоднородности структурных составляющих. Это также позволит сократить количество факторов в корреляционных зависимостях для упрощения производимых расчетов. Предложена следующая методика исследований.

Представим исследуемые энергетические параметры (5.1) и (5.2) в конечно-разностном виде:

$$M_{i,j} \equiv M = (c_{i,j-1} + c_{i-1,j} - 2c_{i,j}) \cdot (c_{i,j-1} + c_{i-1,j} + c_{i,j+1} + c_{i+1,j} - 4c_{i,j}) \quad (5.5)$$

$$S_{i,j} \equiv S = (c_{i,j-1} + c_{i-1,j} - 2c_{i,j}) - (c_{i,j-1} + c_{i-1,j} + c_{i,j+1} + c_{i+1,j} - 4c_{i,j}) \quad (5.6)$$

Для упрощения записи, введем обозначение

$$a_{i,j} = c_{i,j-1} + c_{i-1,j} \quad (5.7)$$

$$b_{i,j} = c_{i,j-1} + c_{i-1,j} + c_{i,j+1} + c_{i+1,j} \quad (5.8)$$

Тогда, согласно (3.4), выразим функцию мощности диссипации энергии как:

$$M = (a_{i,j} - 2c_{i,j}) \cdot (b_{i,j} - 4c_{i,j}) \quad (5.9)$$

Из (5.9) следует, что функция мощности диссипации энергии зависит от трех величин. Кроме того, если в правой части целые числа, то и функция мощности является целым числом. Предположим, что  $M, a_{i,j}, b_{i,j}$  - известны, а  $c_{i,j}$  - неизвестно. Тогда, приведем (5.9) к виду квадратного уравнения:

$$8c_{i,j}^2 - 2c_{i,j}(2a_{i,j} + b_{i,j}) + a_{i,j}b_{i,j} - M = 0 \quad (5.10)$$

Решением данного квадратного уравнения будет:

$$c_{i,j(1)} = \frac{2a_{i,j} + b_{i,j} - \sqrt{(2a_{i,j} - b_{i,j})^2 + 8M}}{8} \quad (5.11)$$

$$c_{i,j(2)} = \frac{2a_{i,j} + b_{i,j} + \sqrt{(2a_{i,j} - b_{i,j})^2 + 8M}}{8} \quad (5.12)$$

Согласно [70], для определения максимального значения абсо-

лутной величины отрицательной мощности, представим, что при  $M = 0$ :  $c_{i,j(1)} = \frac{b}{4}$  или  $c_{i,j(2)} = \frac{a}{2}$ . Тогда, исходя из (5.8), (5.9):

$$M \geq -\frac{(2a_{i,j} - b_{i,j})^2}{8} \quad (5.13)$$

Следует отметить, что в силу целочисленности  $a_{i,j}, b_{i,j}, c_{i,j}$ , величина  $M$  не может принимать произвольных значений, а - только те, для которых, как следует из зависимостей (5.11),(5.12), корень является целым числом. Эти формулы показывают, что  $8M$ , не всегда является квадратом целого числа. Однако, само подкоренное выражение является квадратом целого числа, где

$$M = (a_{ij} - 2c_{ij})(b_{ij} - 4c_{ij}) \quad (5.14)$$

Преобразуем, записав подкоренное выражение в виде

$$(2a_{ij} - b_{ij})^2 + 8(a_{ij} - 2c_{ij})(b_{ij} - 4c_{ij}) = (8c_{ij} - 2a_{ij} - b_{ij})^2 \quad (5.15)$$

Введем следующие обозначения:

$$S = (2a_{ij} - b_{ij}) = 2D - L \quad (5.16)$$

$$M = 8(a_{ij} - 2c_{ij})(b_{ij} - 4c_{ij}) = 8D \cdot L \quad (5.17)$$

$$t_{ij} \equiv t = (8c_{ij} - 2a_{ij} - b_{ij}) = -(2D + L) \quad (5.18)$$

По аналогии с пифагоровыми числами [71], рассмотрим упорядоченный набор, состоящий из трех действительных целых чисел, вычисляемых по формулам (5.16)-(5.18). Введем понятие тройки таких чисел. Поскольку, величины, образующие такую тройку, вычисляются через  $D$  и  $L$  в рассматриваемой точке металлографического изображения, через которые была выражена мощность диссипации энергии (5.5), назовем ее **М'-тройкой**. Для дальнейшего упрощения приведем матрицу исследуемых параметров, задаваемых на выделенной области исследуемого металлографического изображения к квадратичному виду. Согласно [72], для этих М'-троек имеет место тождество:

$$(2D - L)^2 + 8DL = (2D + L)^2, \quad (5.19)$$

где величина  $t_{i,j}^2$  - является собственным значением определителя квадратной матрицы, образованной энергетическими параметрами:



$$A_{i,j} = \begin{pmatrix} 4(a_{i,j} - 2c_{i,j}) & (2a_{i,j} - b_{i,j}) \\ (b_{i,j} - 2a_{i,j}) & 2(b_{i,j} - 4c_{i,j}) \end{pmatrix} \quad (5.20)$$

Для перехода к более простой или удобной для анализа математической модели, проведем инвариантные преобразования координат рассматриваемой матрицы (5.20), специально задаваемой на выделенной области металлографического изображения. Если бы имелась в явном виде квадратичная форма от координат, описывающая структуру, то нашлись бы такие преобразования, которые бы приводили эту форму к диагональному виду. Однако, в результате исследований, в большинстве случаев, удалось перевести квадратную матрицу только к треугольной форме. В результате стандартных преобразований приведем квадратную матрицу (5.20) к треугольной форме и для упрощения  $a_{i,j}, b_{i,j}, c_{i,j}$  обозначим, как  $a, b, c$ :

$$A_x = \begin{pmatrix} 0 & -(2a + b - 8c) \\ (2a + b - 8c) & 2(2a + b - 8c) \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} 0 & (2D + L) \\ -(2D + L) & 2(2D + L) \end{pmatrix} \quad (5.21)$$

Определитель такой преобразованной матрицы равен  $2D + L$ .

Ввод упорядоченного набора чисел (M'-тройки) может позволить изменяя и задавая определенные энергетические параметры (перестановкой, поворотом пикселей на исследуемом изображении), путем решения матрицы, такой как (5.21), при помощи системы линейных уравнений проводить моделирование изменения локальной неоднородности структурной составляющей задавая различные параметры технологических процессов (наплавки, термообработки, литья для регулируемого процесса кристаллизации).

Для всех возможных сочетаний значений M'-троек  $a, b, c$  (5.3), (5.7), (5.8), исследуемых металлографических фотографий были проведены инвариантные преобразования (5.16)-(5.18). Анализом установлено, что функция мощности диссипации энергии  $\sim$  в 97% случаев не является отрицательной на исследуемых фотографиях структур. То есть, она определяет оценочную интенсивность почти на всей фотографии. Установлено, что большие абсолютные значения наблюдаются при преобразовании функции напряжений. Между тем, полученные инварианты полностью соответствуют по типу начальным изображениям структур.

В проведенных расчетах для всех структур номер кода цвета  $c$  изменяется от 1 до 16, параметр  $a$  – от 2 до 32, параметр  $b$  - от 4 до 64. При этом минимальный номер функции мощности диссипации энергии соответствует - 112, максимальный - 1800. Это свидетельствует о точности проведенной оценки. При этом установлено, что множество функций мощности образует спектр, где присутствуют пропуски в значениях. Можно предположить, что положение таких значений указывает на формирование более равновесного состояния системы в данной локальной области.

Впервые были проведены исследования по моделированию структур при повороте оси для пикселей изображения на различные углы. Для этого были рассмотрены  $M'$ -тройки (5.16)-(5.18), а также их квадратичная форма для приведения матрицы преобразования координат к диагональному виду:

$$F = x^2 \cdot S + x \cdot y \cdot M + y^2 \cdot t, \quad (5.22)$$

$$F_1 = x^2 \cdot M + x \cdot y \cdot S + y^2 \cdot t, \quad (5.23)$$

$$F_2 = x^2 \cdot S + x \cdot y \cdot S + y^2 \cdot M, \quad (5.24)$$

где (5.22) - квадратичная форма для функции мощности ( $M$ ); (5.23) - квадратичная форма функции напряжений ( $S$ ); (5.24) - квадратичная форма определителя матрицы ( $t$ );  $x$  и  $y$  – координаты рассматриваемой точки металлографического изображения.

В результате проведенных расчетов оказалось, что в подавляющем большинстве случаев для инвариантного преобразования (5.22) при повороте на  $45^\circ$  произведение  $x \cdot y$  обращается в 0. То есть, такая форма матрицы принимает диагональный вид. Но не точно при  $45^\circ$ , а наблюдается незначительное смещение из-за влияния параметров  $S$  и  $t$ . Для (5.23) и (5.24) угол поворота в подавляющем большинстве случаев близок к отрицательному. Однако, в случаях, когда наблюдается отклонение от  $45^\circ$  для зависимости (5.22), тогда отмечается и не нулевой поворот для (5.23) и (5.24). Аналогичные исследования, проведенные для других структур, а также, например, спектра излучения Солнца, дают похожий результат.

В табл. 5.2 приведены данные расчетов, согласно формул (5.16)-(5.18), значений квадратичной формы из  $M'$ -троек (5.22)

при повороте через  $1^\circ$  для отрицательных и положительных углов поворота, случайно сгенерированной структуры, а также металлографических изображений исследуемых структур.

Таблица 5.2

Число пикселей (%), соответствующих углам поворота функции мощности

M'-тройка: S, M, t															M''-тройка: M, t, S (остаток)		Σ-ый %	Структура	
S ≠ t															M=t; S=t				
отрицательные углы поворота, °					0	положительные углы поворота, °													
32	38	41	42	43	44	45	0	32	38	41	42	43			44	45	23	90	
01.5	01.5	01.5	01.5	04.6	11.0	25.9	01.5	01.5	01.5	01.5	01.5	04.6	11.0	25.9	03.1	00.2	100	Случайная	
03.8	02.6	01.0	00.3	03.5	04.2	16.5	00.9	00.5	01.3	02.3	03.0	01.4	06.8	14.4	16.0	21.5	100	а	
02.3	02.0	01.1	00.3	04.6	06.6	25.6	01.0	00.3	01.0	02.0	02.6	02.0	09.1	22.3	12.6	04.4	100	б	
03.8	04.4	03.2	01.0	06.2	07.4	07.9	00.5	00.9	02.0	02.7	05.6	02.6	10.2	05.6	17.5	18.6	100	в	
03.3	03.2	01.7	00.5	05.8	06.6	16.1	01.3	00.9	02.0	03.3	03.8	02.7	10.2	12.9	16.3	09.6	100	г	

Независимо от типа исследуемых материалов и фотографий получили 8 диапазонов значений. Для каждой фотографии меняется число пикселей (%) в этих диапазонах. При этом, повороты на  $23^\circ$  и  $90^\circ$  соответствуют разбиению квадратичной формы с другими показателями M''-троек значений параметров: не S,M,t, а S,t,M. Угол поворота на  $90^\circ$  и  $23^\circ$ , при котором S=t, соответствовал бы тангенсу, будет равен бесконечности. Также следует заметить, что при повороте на  $0^\circ$  подразумевали поворот между  $0^\circ$  и  $1^\circ$ , поскольку число пикселей, соответствующих углам поворота для всех параметров рассчитывали с точностью в  $1^\circ$ .

При анализе полученных результатов установлено, что для изображений высокохромистого чугуна в литом состоянии (структура а, см. табл.5.2) поворот на  $45^\circ$  выявляет ~ в 1,5 раза меньше пикселей, %, чем после термообработки (структура б, см. табл.5.2). По сравнению с числом пикселей случайной структуры (см. табл.5.2), можно увидеть, что при повороте на  $45^\circ$  после термообработки порядок цифр приближается к ней. Для в и г структур – общего вида высокохромистого чугуна, увеличение  $\times 200$ , отклонения от значений для случайного варианта менее заметны.

Таким образом, можно судить, при каком повороте какие изображения структур имеют наибольшую неоднородность в результате термической обработки. Также как и при кристаллизации отмечаются отклонения по сравнению со случайной структурой. То есть, можно оценить какое, примерно, место занимает упорядочение структуры. Эти выводы подтверждаются распределением функции мощности, полученным моделированием исследуемых структур в результате поворота пикселей изображения на различные углы (рис.5.3).

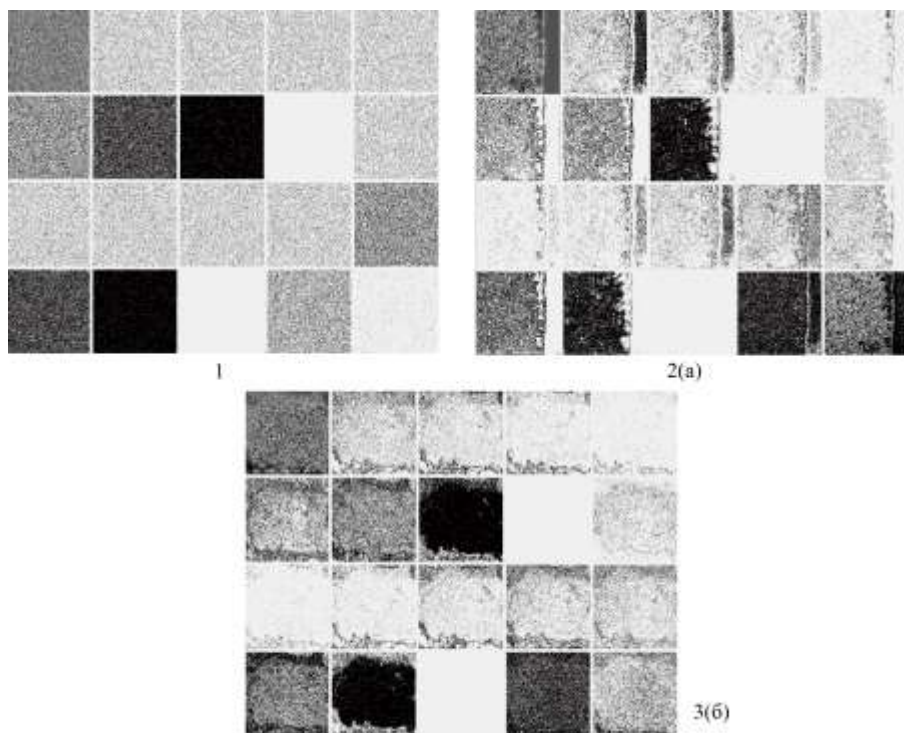


Рис.5.3. Распределение значений функции мощности, полученное моделированием исследуемых структур в результате поворота пикселей изображения на различные углы: фото структур 1)случайно сгенерированной; 2) а ; 3) б (см. рис.5.1)

Полученные изображения сделаны с точностью до  $1^\circ$ . Каждое представленное изображение состоит из 20 рисунков. Где самый

левый верхний рисунок - исходная структура. Далее, сверху вниз, слева направо: 7 рисунков, соответствующих отрицательному углу поворота. Далее, отдельно во втором ряду справа - рисунок, соответствующий нулевому углу поворота. Затем, начиная с третьего - следует 7 рисунков, соответствующих положительному углу поворота, которые по абсолютному значению точно равны величине отрицательного угла. Величины углов поворота соответствуют структурам, приведенным в табл.5.1. Последний и предпоследний рисунок, аналогично табл.5.2, соответствуют другой тройке. Последний рисунок, назовем остатком, поскольку он не поддается никакому разложению по углам поворота.

При данном моделировании интересовал вопрос оценки величины углов поворота, относительно которых получаются наибольшие и наименьшие функции мощности. Исходные структуры были представлены в натуральных серых цветах, тогда как остальные - в черных.

Таким образом, стало возможным оценивать и сравнивать между собой порядок чисел, выражающих количество выводимых пикселей на каждом рисунке. Например, полученные изображения подтверждают аналитические выводы о том, что на отрицательных углах поворота выявляются в большей мере отрицательные значения лапласиана, что соответствует карбидным структурам (раннее проведенными исследованиями установлено, что у этих фаз отрицательные лапласианы дают более светлый рисунок, чем положительные).

Аналогично было проведено моделирование изменения локальной неоднородности структурных составляющих, характеризуемое изменением степени дисперсности условного цвета инвариантным преобразованием М'-троек при заданных углах поворота металлографического изображения с получением корреляционных зависимостей для установления распределения степени дисперсности. Полученные результаты представлены на рис.5.4.

В данной модели угол поворота задавали изменением параметров, входящих в М'-тройку, согласно (5.16)-(5.18), следующим образом:

$$\operatorname{tg} \beta = \frac{M}{S - t}, \quad (5.25)$$

где  $\beta$  – угол поворота.

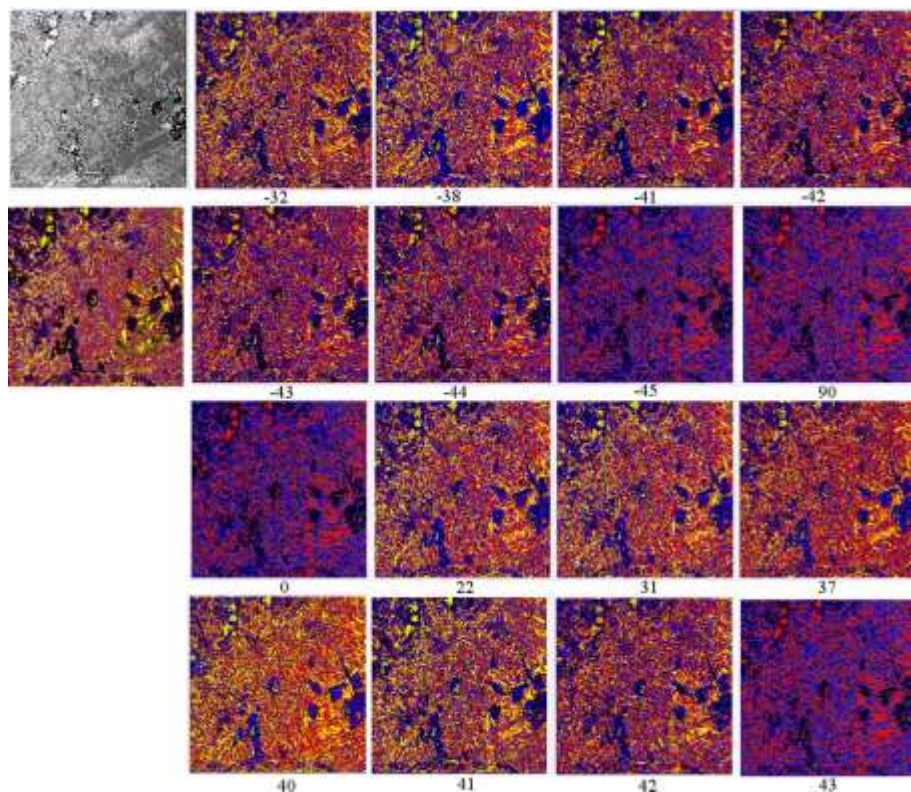


Рис.5.4. Рассчитанные значения распределения степени дисперсности условного цвета на изображении микроструктуры высокохромистого чугуна (см. рис.5.1, на примере изображения в), полученные при моделировании, в результате поворота пикселей изображения на различные углы: верхняя строка левое изображение - исходная структура, вторая строка левое изображение – распределение степени дисперсности, задаваемой через мощность диссипации энергии, соответствующее рис.5.2. Углы поворота указаны под изображениями этой структуры чугуна

Полученные результаты моделирования показали тесноту корреляционной связи между степенью дисперсности условного цвета и задаваемыми энергетическими параметрами, при этом наибольший и наименьший коэффициенты множественной корреляции

наблюдали при поворотах на углы  $41^\circ$  и  $-45^\circ$  соответственно.

Аналогично, используя модель, где угол поворота задавали изменением параметров, входящих в  $M'$ -тройку, согласно (5.25), была проведена оценка влияния неоднородности структурных составляющих на их твердость с использованием металлографических изображений структур, отобранных от рабочего слоя статистической выборки из 76 валков. При этом, вычисляли степень дисперсности, задаваемую через мощность диссипации энергии, отдельно в вертикальном и горизонтальном направлениях (вдоль и поперек осей дендритов), путем моделирования, в результате которого проводили инвариантное преобразование  $M'$ -троек при повороте металлографического изображения на различные углы. Изменяя параметры, входящие в  $M'$ -тройки по горизонтали и вертикали получали для каждого изображения по 9 вариантов расчетов. Затем строили однофакторную и многофакторные корреляционные зависимости для твердости. В этом случае факторами выступали задаваемые углы поворота, определяющие количество выявляемых пикселей (%) изображения. Результаты представлены в табл. 5.3 – 5.5.

При рассмотрении результатов однофакторного корреляционного анализа (см. табл.5.3) установлено, что наибольший коэффициент корреляции для вертикального направления равен 0.505, а для горизонтального – 0,486 и соответствует углам поворота на  $41^\circ$  и  $-42^\circ$  соответственно. Тогда как, коэффициенты при корреляционном параметре отрицательны и равны -3.659 и -11.934 соответственно. То есть, чем больше количество пикселей изображения, получаемых при повороте, тем ниже твердость, особенно это выражено для горизонтальной составляющей. Исследуя остальные 8 вариантов расчетов моделирования однофакторного анализа, установлено, что наибольший коэффициент корреляции не превышает 0.534. При этом, выявлена существенная анизотропия свойств материала относительно направления роста дендритов, сформированная в процессе кристаллизации металла рабочего слоя, среднее значение которой достигает 46%. Причем наибольшие показатели характерны горизонтальному направлению - отрицательные значения параметра  $\alpha$  (см. табл.5.3).

Таблица 5.3

Корреляционные зависимости твердости от числа пикселей (%), соответствующих углам поворота изображения при анализе степени дисперсности, задаваемой через мощность диссипации энергии, по вертикальному и горизонтальному направлениям для анализируемой выборки валков

Угол поворота, $\beta$ , °	Свободный член оценки		Коэффициент при параметре, характеризующем число пикселей, соответствующих углу $\beta$		Значимость параметра		Коэффициент оценки корреляции, r		Степень анизотропии свойств, $\alpha$
	вертикального	горизонтального	вертикальному	горизонтальному	вертикального	горизонтального	вертикальный	горизонтальный	
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
-32	69,430755	66,621064	-2,941465	-1,833781	1,197	1,056	0,406	0,230	0,433
-38	69,233950	63,433719	-3,325540	0,929217	1,186	1,002	0,396	0,045	0,886
-41	68,535143	66,059318	-4,257343	-1,987516	1,163	1,066	0,374	0,249	0,334
-42	67,745431	69,644708	-11,93393	-12,28845	1,144	1,309	0,354	0,486	-0,373
-43	71,702749	67,009114	-2,951677	-1,997242	1,262	1,047	0,456	0,213	0,533
-44	69,751326	62,620986	-2,005248	0,690702	1,086	1,014	0,281	0,119	0,576
-45	63,000592	63,028466	0,115493	0,253221	1,004	1,006	0,066	0,079	-0,197
90	58,973727	61,219981	0,095308	0,038422	1,054	1,007	0,227	0,085	0,626
0	64,100646	64,161600	-1,229514	-1,519169	1,004	1,008	0,062	0,092	-0,484
22	72,508829	66,032602	-0,564600	-0,167257	1,100	1,015	0,302	0,123	0,593
31	66,857842	67,458687	-3,934508	-3,346114	1,083	1,082	0,276	0,275	0,004
37	68,215065	63,440135	-5,111365	0,653931	1,119	1,003	0,326	0,050	0,847
40	66,162088	63,845419	-4,292428	-3,802030	1,053	1,000	0,225	0,019	0,916
41	69,760891	67,899126	-3,659262	-3,098218	1,342	1,179	0,505	0,390	0,228
42	72,028110	66,729647	-5,051187	-1,569710	1,265	1,056	0,458	0,230	0,498
43	67,390620	62,148076	-0,779086	0,843944	1,049	1,029	0,217	0,169	0,221
44	61,983460	61,727593	0,305007	0,881082	1,021	1,028	0,144	0,165	-0,146

Более неоднородная структура характерна для вертикального направления. Наиболее однородная структура соответствует повороту изображения на  $31^\circ$  ( $\alpha=0,004$ ), наименьшая – на  $40^\circ$  ( $\alpha=0,916$ ). Необходимо учитывать полученный результат при измерении твердости и микротвердости структурных составляющих фаз рабочей поверхности таких валков на пробах отобранных от бочки колец. Кроме того, такое кольцо должно быть не тоньше 25мм и замеры следует производить не на литой поверхности пробы, а на ее



внутренней части.

Для повышения коэффициента корреляции, провели расчет многофакторной зависимости. Была разработана специальная программа статистического анализа для всех возможных сочетаний по 2-м и 3-м углам поворота, при которых выполнялись бы ограничения, накладываемые, согласно модели (5.25). В качестве результата для получения наибольшей эффективности выбирали сочетания, соответствующие максимальным коэффициентам множественной корреляции. В этих расчётах программным путем в одну строчку записывали количество пикселей, %, соответствующих тангенсам углов 2-х элементов из M'-тройки. Количество таких комбинаций соответствовало 780. В качестве положительного результата выбирали тот, у которого был наибольший коэффициент корреляции. В табл. 5.4 и 5.5 приведены корреляционные показатели твердости в зависимости от сочетаний 3-х углов поворота и, соответствующая им, степень дисперсности мощности диссипации энергии по вертикальному и горизонтальному направлениям.

Анализируя полученные значения, видно, что теснота связи между рассматриваемыми параметрами, по сравнению с однофакторным анализом, повысилась, в среднем, ~ на 5%. Из сопоставления табл.5.4 и 5.5 видно, что влияние степени дисперсности фаз в большей степени проявляется в горизонтальном направлении (в корреляционной зависимости все коэффициенты при степени дисперсности имеют положительный знак, а также более высокую значимость этого фактора и  $R_{\text{мн}}$ ). Коэффициент множественной корреляции имеет несколько отличается между вертикальным и горизонтальным направлениями, что связано с анизотропией свойств гетерогенного сплава изделия даже при центробежном литье.

Установлено, что коэффициент корреляции наиболее низкий в зонах, где углы поворота соответствуют  $44^\circ$ ,  $-45^\circ$  и  $0^\circ$ ,  $90^\circ$ , как по вертикальному, так и по горизонтальному направлениям, что связано с условиями направленного теплоотвода при кристаллизации отливки. При этом, значимость степени дисперсности в первом варианте имеет близкие значения, а во втором (по горизонтали) – существенно изменяется при различных углах поворота. Следует отметить, что хотя твердость сплава возрастает с повышением величины степени дисперсности, однако значимость этого параметра

в обоих направлениях ниже чем в случае углов поворота.

Таблица 5.4

Корреляционные зависимости твердости от числа пикселей (%), соответствующих трем углам поворота изображения при анализе степени дисперсности, задаваемой через мощность диссипации энергии, по вертикальному направлению для выборки анализируемых валков

Углы поворота, °			Свободный член	Коэффициент при параметре				Значимость параметра			R <sub>мин</sub>	
				число пикселей, %, при угле поворота			степени дисперсности	число пикселей, %, при угле поворота				степени дисперсности
1	2	3		1-го	2-го	3-го		1-го	2-го	3-го		
-43	42	-02	-5,23491	-5,21337	7,68717	38,38427	0,075425	3,287	2,711	3,039	1,059	0,748
40	42	-02	-2,46076	-13,1960	4,21359	40,74636	-1,44650	2,825	1,557	3,490	1,167	0,770
42	-02	08	-2,59621	4,731754	27,0190	-61,2438	-0,49978	1,685	2,071	2,653	1,362	0,764
31	-02	0	-1,82351	11,31021	48,3548	-16,6587	0,813032	3,20	4,197	6,666	1,038	0,744
31	-02	0	-2,22135	10,70599	49,8203	-16,0588	0,340167	3,03	4,451	6,350	1,076	0,749
42	-06	02	-0,63259	3,580697	-77,4796	165,5455	-0,43018	1,369	15,66	13,78	1,122	0,747
-43	42	-02	-5,72226	-5,32827	7,59526	39,56112	0,425273	3,390	2,672	3,169	1,063	0,748
-43	42	-02	-7,08138	-5,08907	7,76686	40,19076	0,310451	3,206	2,768	3,264	1,115	0,751

Таблица 5.5

Корреляционные зависимости твердости от числа пикселей (%), соответствующих трем углам поворота изображения при анализе степени, задаваемой через мощность диссипации энергии, по горизонтальному направлению для выборки анализируемых валков

Угол поворота, °			Свободный член	Коэффициент при параметре				Значимость параметра			R <sub>мин</sub>	
				число пикселей, % при угле поворота			степени дисперсности	число пикселей, %, при угле поворота				степени дисперсности
1	2	3		1-го	2-го	3-го		1-го	2-го	3-го		
-43	42	-02	-10,3138	-5,05851	8,61714	43,2545	0,339091	3,538	3,536	4,054	1,480	0,791
-43	42	-02	-4,79488	-5,40959	7,96161	33,6057	0,667120	3,446	2,824	2,553	1,031	0,746
-43	42	-02	-6,09875	-5,65719	8,47622	34,6177	0,347118	3,827	3,185	2,742	1,093	0,762
-43	42	-02	-18,1853	-3,86099	6,41914	35,2815	7,733845	3,036	2,938	3,798	1,821	0,854
-01	-02	03	-13,6437	-14,2583	36,5415	31,6953	2,529356	3,469	3,897	4,090	2,405	0,848
-43	42	-02	-8,63278	-5,77710	8,90639	38,5248	0,706323	4,03	3,458	3,198	1,143	0,767
-01	-02	03	-13,0728	-17,8731	36,8427	40,2830	3,019586	4,127	3,373	5,026	2,061	0,807
-43	42	-02	-17,0807	-4,74270	9,72011	44,8494	1,386274	3,70	4,903	4,972	2,286	0,831

Это свидетельствует о том, что дисперсность структурных со-

ставляющих не оказывает определяющее влияние на изменение уровня твердости сплава, хотя она заметно изменяет показания. Подобная оценка требует более детального анализа, включающего определение влияния других факторов, таких как изменение плотности дислокационной структуры, расположенной вблизи границ зерен и субзерен, роль которых была выявлена при радиационно-термическом упрочнении [63].

Из анализа полученных результатов следует, что метод центробежного литья прокатных валков из нетехнологичного высокохромистого сплава не обеспечивает формирование однородной структуры и ее дисперсности (проявляется по степени неоднородности), что наиболее характерно для вертикального направления по отношению к отводу тепла при кристаллизации отливки.

На основе полученных данных представляет интерес проведение моделирования на всем спектре углов поворота для установления тесной взаимосвязи со всеми параметрами, входящими в состав М'-троек, через которые можно с большей точностью оценивать как неоднородность структурных составляющих, так и различный фазовый состав таких гетерогенных сплавов. Это особенно важно при создании новых технологических процессов производства, легирования, модифицирования и упрочнения сплавов для деталей машиностроения и металлургического производства.

Подводя итог представленных в разделе исследований, следует отметить, что выполненное моделирование структурообразования на основе предложенных новых комплексных подходов с использованием таких величин, как М'-тройки, а также их инвариантное преобразование, позволяет, изменяя и задавая определенные энергетические параметры (перестановкой и поворотом пикселей на исследуемом изображении), выявлять локальную неоднородность фазового состава и его долю, задавая различные параметры технологических процессов термообработки и литья. Это также позволяет в 2 раза уменьшить число вариантов рассматриваемых значений, что значительно сократит машинное время обработки.

Установлено, что между тремя углами поворотов, соответствующих каждой тройке, существует функциональная связь. Предложенный подход к оценке структурообразования делает

возможным дальнейшее развитие исследований, которое будет включать в себя проведение моделирования во всем спектре углов поворота на изображениях для локального выявления особенностей формирования структуры и ее изменчивости при разработке новых технологических процессов производства изделий и легирования. Это также позволит установить наиболее тесную их взаимосвязь со всеми параметрами, входящими в состав М'-троек, через которые можно оценить как неоднородность структурных составляющих, так и выявить появление новых.

Используемый новый подход позволяет также наиболее точно оценивать влияние различных факторов на свойства материалов, в первую очередь, их твердость, микротвердость.

Установлено, что даже центробежное литье и быстрая кристаллизация рабочего слоя толщиной до 60 мм, полностью не устраняет ликвационных явлений и неоднородность формирования структуры, связанной с направлением теплоотвода. Выявленный факт, позволяет рекомендовать проводить измерения твердости на кольце бочки валка в продольном направлении осей дендритов, где наблюдается наибольшая анизотропия свойств металла рабочего слоя.

## Раздел 6

### Оценка локальной неоднородности в высокоуглеродистых сплавах и ее связь с изменениями дислокационной структуры

В разделе приведены результаты оценки степени локальной неоднородности различных фаз высокоуглеродистых легированных сплавов, формируемых при кристаллизации, пластической деформации, радиационно-термической обработки, учитывающей изменения дислокационной структуры, определения ее плотности с помощью разработанного метода [66] на основе изменения дисперсности формируемых фаз, при помощи энергетических параметров.

#### 6.1. Влияние дислокационной структуры на свойства высокоуглеродистых легированных сплавов

Для большинства изделий и деталей, применяемых в машиностроении, металлургии, горнорудной, энергетической промышленности, условия эксплуатации которых включают износ, большие удельные давления, ударные и термоциклические нагрузки, в качестве основных конструкционных материалов используют высокоуглеродистые сплавы.

Следует отметить, что обеспечение надежной работы и повышение эксплуатационной стойкости таких изделий определяется степенью деградации металла с развитием неоднородности фаз, их повреждаемостью, что связано с изменением дислокационной структуры, накоплением деформаций и развитием диффузионных процессов при эксплуатации. При этом, деградация структуры сопровождается изменением плотности дислокационной структуры, различной степенью ее упорядоченности и неоднородностью не только рядом расположенных зерен, но и в пределах - одного.

Наличие дислокаций и их поведение при воздействии эксплуатационных факторов (давлении, температуры), а также диффузии компонентов, оказывают влияние на изменение механических свойств металла, являются источниками зарождения и развития дефектов микроструктуры, повреждаемости рабочей поверхности. С их эволюцией связано дробление и разрушение зерен карбидной

фазы, повышение степени неоднородности фаз, которые сопровождаются эффектами упрочнения и одновременно охрупчивания. Поэтому представляет интерес оценить изменения структуры высокоуглеродистых сплавов под воздействием различных внешних факторов. Известны различные методы, позволяющие выявлять и исследовать дислокационные структуры в металлах: рентгеновские, электронной микроскопии, ямок травления, декорирования [102-107]. Однако данные методы не представляют возможности оценить их роль в развитии локальной неоднородности различных фаз, возникающую вследствие изменения дислокационной структуры.

Ранее в работе [56] авторами была показана возможность исследования дислокационной структуры, с использованием метода их выявления и с последующей оценкой методом оптикоматематического компьютерного анализа [19], на основе оценки параметра изменчивости условных цветов, являющегося критерием в определении неоднородности гетерогенной структуры высокоуглеродистых сплавов, выявили, что наличие дефектов способствует появлению новых локальных фаз. Дальнейшим развитием исследований явилась разработка уточненных методик определения дисперсности структурных составляющих различных фаз, имеющих локальную неоднородность по концентрации компонентов [25]. При этом, дисперсность структуры гетерогенного сплава, выражали также при помощи функций, представляющих собой энергетические параметры [108]. В связи с вышеизложенным, открывается возможность для исследования изменений дислокационной структуры, определения ее плотности после различных воздействий через функции, представляющие собой энергетические параметры. Это позволит оценить вклад таких изменений на свойства изделий в эксплуатации.

## 6.2. Исследование локальной структурной неоднородности высокоуглеродистых сплавов, упрочненных радиационно-термическим методом

Одним из путей повышения стойкости таких изделий является применение способов их упрочнения, обеспечивающих структурную однородность. К ним относятся и высокоэнергетические ме-

тоды поверхностного упрочнения, в том числе, радиационно-термическая обработка (РТО), обеспечивающая наибольшую эффективность при минимальных затратах энергоресурсов, максимальную производительность, автоматизацию и механизацию процесса. Достоинством такого метода является большая скорость нагрева и охлаждения поверхности, т.е., регулируя параметры электроннолучевого воздействия (диапазон мощности, режим подачи энергии и т.д.), возможно получение необходимых параметров термического воздействия: нагрев до заданной температуры, прохождение процессов рекристаллизации, фазовых превращений и др. Это позволяет обеспечить достаточный уровень структурной однородности обрабатываемых высокоуглеродистых сплавов, и, как следствие, повышать их механические и эксплуатационные свойства [22].

Между тем, при РТО прохождение электронов через обрабатываемый слой металла приводит к локальному скоростному нагреву, что вызывает возникновение термических напряжений, увеличивая число структурных дефектов, изменение дислокационной структуры под воздействием диффузии компонентов. Это оказывает влияние на изменение механических свойств металла.

Поэтому была проведена оценка степени локальной неоднородности различных фаз высокоуглеродистых сплавов, формируемых в результате радиационно-термической обработки, путем выявления и исследования изменения дислокационной структуры, определения ее плотности при помощи оценки величины дисперсности фаз, выражаемой через энергетические параметры, методом оптико-математического анализа металлографического изображения [63].

Для анализа использовали металлографические изображения микроструктур заэвтектоидной стали 90ХФШ, подвергнутой РТО (рис.6.1). В исходном состоянии исследуемая микроструктура состояла из бейнит-сорбитной смеси. Обработку проводили по задаваемой схеме [22] в виде циклического накопления доз радиационного облучения за счет многократного импульсного воздействия электронного пучка на ускорителе типа "Электроника" (модификация ЭЛВ-4 с выходной энергией электронов 4 МэВ. Температуры в зоне энерговыделения пучка изменялись в интервале 400–550°C).

Для оценки локальной неоднородности различных фаз, изучали степень изменения дислокационной структуры. Оценивали ее плотность распределения в условиях воздействия напряжений, формируемых в результате РТО. Анализу подвергали фотографии микроструктур, с использованием ранее разработанных методик оптико-математического компьютерного анализа [19].

В результате воздействия РТО возникают структурные напряжения, радиационные дефекты, которые вызывают пластическую деформацию (наклеп) как на межфазных границах различных фаз, внутри их, а также локальную, в пределах одного зерна. При деформации свободная энергия повышается, в основном, за счет - внутренней. Увеличение беспорядка в деформированном металле, приводит к изменению энтропии (увеличению в результате пластической деформации, уменьшению - в результате развития дефектов).

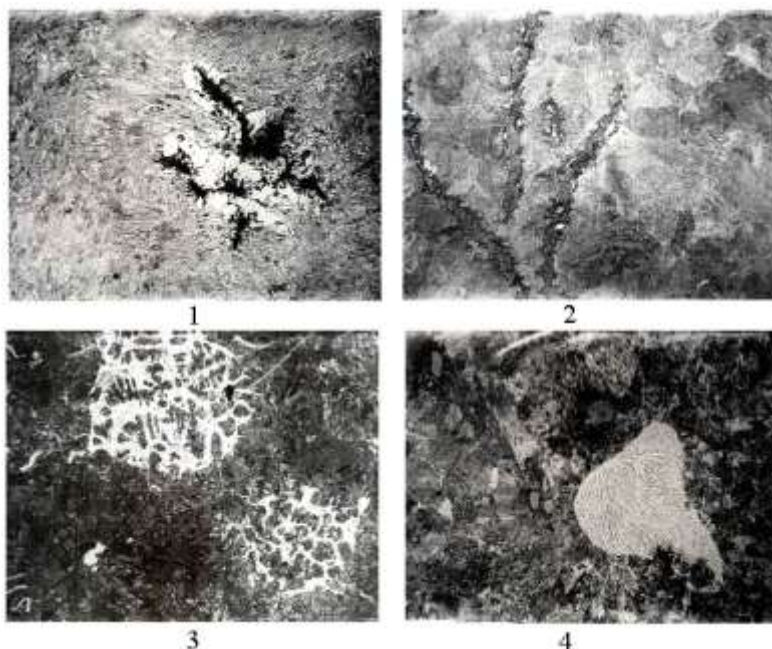


Рис.6.1. Микроструктуры заэвтектоидной стали 90ХФШ, подвергнутой РТО. Увеличения:  $\times 400$  - 3, 4;  $\times 1000$  - 1, 2.

Основываясь на вышеизложенном, в качестве критериев, опи-



сывающих изменения дислокационной структуры и ее плотности соответственно, были использованы дисперсность фаз, а также энергетические параметры - функции мощности диссипации энергии и напряжений. Эти критерии рассчитывали при помощи лапласианов (описывающего диффузию химических элементов) и дивергенций (мера несжимаемости - плотности фрагмента изображения, зон уплотнения и разряжения) с применением при анализе гидродинамических аналогий [18]. Степень неоднородности данных функций выражали через их дисперсность, согласно методике, приведенной в работе [25].

Вычисления проводили, используя метод конечных разностей. Оценивали, согласно расположению вычисляемых значений, на изображении металлографической структуры, разбиваемой на ячейки размером 3×3 пикселя, представляемых в виде матрицы, аналогично, описанному в Разделе 3, см. (3.2). Обработку такой матрицы выполняли путем последовательного сканирования каждого ее пикселя, задавая его как среднюю точку с координатами  $c_{ij}$ .

Условный цвет в каждой точке изображения рассчитывали при помощи методики [19]. При цифровой обработке изображений исследуемых структур, весь диапазон, получаемых в результате анализа условных цветов (от 0 до 255), был разбит на 16 дискретных интервалов, включающих три группы фаз: 0-8 (цвета 0 – 146) – 1-я группа фаз феррита:  $\alpha$  – фаза с различным типом совершенства кристаллической решетки (в этот интервал включены и игольчатые структуры), различающиеся химическим составом; 9-10 (цвета 147- 164) – 2-я группа фаз аустенита, также неоднородна; 11-16 (цвета 165 – 255) – 3-я группа карбидов различных типов.

Функции мощности диссипации энергии ( $M$ ) и напряжений ( $S$ ), см. (5.1) и (5.2), выражали с помощью оператора Лапласа и дивергенции, конечно-разностным методом по формулам:

$$M = (c_{i,j-1} + c_{i-1,j} - 2 \cdot c_{i,j}) \cdot (c_{i,j-1} + c_{i-1,j} + c_{i,l+1} + c_{1+1,j} - 4 \cdot c_{i,j}) \quad (6.1),$$

$$S = (c_{i,j-1} + c_{i-1,j} - 2 \cdot c_{i,j}) - (c_{i,j-1} + c_{i-1,j} + c_{i,l+1} + c_{1+1,j} - 4 \cdot c_{i,j}) \quad (6.2),$$

где первый член выражает дивергенцию, второй – лапласиан,  $c$  – условный цвет.

Проведена оценка фазового состава, полученного в результате РТО, и степени его неоднородности путем вычисления горизонтальных и вертикальных дисперсностей выявленных фаз в ло-

кальных областях размером 3×3 пикселя (табл.6.1, 6.2, 6.3 соответственно), согласно методике [25].

Неравномерный нагрев и изменение удельного объема, вследствие температурного расширения при облучении сфокусированным пучком электронов, приводит к возникновению термических напряжений в структуре металла. Параллельно в этом объеме развиваются процессы диффузии и рекомбинации – образования точечных радиационных и термических дефектов. Так как, поверхностный слой подвергается неоднократному воздействию облучения, то он испытывает циклическое воздействие вышеуказанных факторов на  $\alpha \leftrightarrow \gamma$  превращение. Это приводит к возрастанию микроискажений кристаллической решетки, появлению остаточного аустенита и частичному превращению его в мартенсит, а также уменьшению содержания углерода в мартенсите и выделению мелкодисперсных специальных карбидов, легированного цементита.

В результате проведенного анализа, установлено, что после РТО происходит изменение фазового состава по сравнению с исходным состоянием, помимо высокого содержания игольчатых структур - от 22,7% в структуре 1 до 48,3% в структуре 3 (условные цвета 5 и 6). Одновременно наблюдается (см.табл.6.1) появление спецкарбидов – от 8,1% в структуре 4 до 31,7% - в структуре 1 (условные цвета 15 и 16, соответственно).

Таблица 6.1

Количественное соотношение выявленных условных цветов (фаз), % в области анализируемого изображения (рис.6.1)

Выявленные условные цвета, % групп фаз																№ фото
феррита								аустенита		карбидов						
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	
29.2	0.4	0	0	06.4	16.3	0	0	0	04.5	11.5	0	0	0	21.1	10.6	1
23.4	0.0	0	0	04.4	19.4	0	0	0	08.4	18.4	0	0	0	07.0	19.0	2
14.5	02.8	0	0	13.0	35.3	0	0	0	05.7	10.8	0	0	0	09.5	08.4	3
36.1	0.6	0	0	11.0	25.8	0	0	0	05.9	12.5	0	0	0	0.5	07.6	4

При анализе полученных изображений структур, подвергшихся деформации в результате РТО, было установлено, что наблюдаются локальные изменения, которые происходят вблизи фаз с

повышенной концентрацией углерода (графита и цементита). В некоторых зонах вследствие растворения цементита перлита отмечается выделение графита по дислокационным стенкам (см.рис.6.1, структура 2), а также структуризация цементита (см. рис.6.1, структура 4). Одновременно, в результате распада аустенита, увеличивается доля карбидной фазы, выделяются раздробленные включения, отмечается образование ледебуритной эвтектики (см.рис.6.1, структура 3), а также формирование игольчатых структур в матрице (цвета 5, 6). В микроструктуре облученного сплава доля аустенита составляет от 4,5 до 8,4% (см.табл.6.1). Полученные результаты подтверждаются исследованиями фазового состава поверхностного слоя облученных образцов методами рентгеноструктурного анализа и мессбауэровской спектроскопии [22]. В спектре таких образцов, подвергнутых низкотемпературной циклической РТО при температуре 400-550°C дозой 150 Мрад, присутствуют секстеты линий от  $\alpha$ -фазы, расширение которых свидетельствуют о неравномерном распределении легирующих элементов (Cr и V) в матрице, и легированных карбидах цементитного типа (до 7%), парамагнитная линия остаточного аустенита с относительной интенсивностью, соответствующей его содержанию, равному 6-10%, и квадрупольный дублет, отвечающий карбидным соединениям типа  $Me_7C_3$ .

Проведена оценка степени локальной неоднородности выявленных фаз (табл. 6.2 и 6.3).

Таблица 6.2

Величина горизонтальной дисперсности фаз в локальных областях изображения размером 3×3 пикселя (рис.6.1)

Выявленные фазы, %							Среднее значение	№ фото
феррит	аустенит	карбиды	феррит + аустенит	феррит + карбиды	карбиды + аустенит	феррит + аустенит + карбиды		
6.007	1.367	5.845	1.463	6.130	1.514	3.523	4.665	1
7.075	1.784	5.556	2.336	5.499	2.467	2.995	4.395	2
17.694	1.554	7.246	2.107	4.620	1.952	3.106	5.836	3
18.534	1.873	5.044	2.287	4.020	2.027	3.055	5.948	4

Анализ полученных результатов выявил значительные локальные фазовые неоднородности в феррите, примерно равные как по

вертикальной, так и по горизонтальной дисперсности (до 12,5%), что указывает на интенсификацию диффузионных процессов за счет повышения плотности дислокаций и согласуется со значениями функции мощности диссипации, превышающими заданный порог значений (табл.6.4, рис.6.2). Однако, средние значения горизонтальных и вертикальных дисперсностей имеют незначительный разброс (менее 1%).

Таблица 6.3

Величина вертикальной дисперсности фаз в локальных областях изображения размером 3×3 пикселя (рис.6.1)

феррит	Выявленные фазы, %						Среднее значение	№ фото
	аустенит	карбиды	феррит + аустенит	феррит + карбиды	карбиды + аустенит	феррит + аустенит + карбиды		
4.945	1.117	4.752	1.417	5.523	1.511	3.386	4.233	24
6.605	1.677	5.191	2.234	5.136	2.349	2.834	4.141	25
17.143	1.513	7.288	2.073	4.649	1.917	3.041	5.780	26
17.082	1.758	4.601	2.141	3.781	1.901	2.814	5.641	27

Эти данные согласуются с результатами рентгеноструктурного анализа образцов после РТО, в результате которого выявлены существенные изменения в тонкой кристаллической структуре  $\alpha$  и  $\gamma$  фаз. Где наряду с уменьшением количества остаточного аустенита, наблюдали возрастание микроискажений в  $\gamma$  фазе. Наблюдаемое обусловлено радиационными повреждениями кристаллической решетки в результате облучения.

Для выявления степени локальной неоднородности, определяемой изменением дислокационной структуры, были рассчитаны средние значения мощности диссипации энергии на всем изображении каждой фотографии, а также оценены выявленные отклонения (см.табл.6.4). Поскольку при деформации энергетическое состояние металла является неравновесным, то при оценке данного параметра принимали значения с противоположными знаками. Положительному - соответствовали состояния увеличения плотности дислокаций (сжатия), отрицательному - разрежения (зоны сброса напряжений). Одновременно были найдены абсолютные значения мощности диссипации, характеризующие протекающий процесс в целом.

Таблица 6.4

Распределение средних значений мощности диссипации энергии (рис.6.1)

Величина мощности диссипации (М), значения						№ фото
абсолютные		отрицательные		положительные		
среднее	среднеквадратическое отклонение	среднее	среднеквадратическое отклонение	среднее	среднеквадратическое отклонение	
44406.7	82042.50	2374.4	2364.60	77980.4	75362.30	1
20597.6	55515.60	1624.6	1480.60	50003.8	77658.40	2
12016.5	42614.10	1626.3	1649.70	29017.0	62557.40	3
7697.0	31047.20	1367.8	1118.80	22150.8	49710.30	4

В результате анализа полученных значений, установлено, что закон распределения мощности диссипации энергии, развиваемый в результате деформационных воздействий, является близким к экспоненциальному.

На рис.6.2 представлены изображения, характеризующие распределения абсолютных значений мощности диссипации энергии. При этом, на экран выводили те значения, в которых параметр отличен от нуля. Черный цвет показывал, отсутствие диссипации энергии, т.е. равновесное состояние. При превышении величины абсолютного значения 11500, характеризующей наиболее энергетически неустойчивое состояние, точку на экране для наглядности выводили в красном цвете. Дальнейшее повышение порога величины значений не имело смысла, поскольку компьютерная программа уже не корректно обрабатывает такой уровень показаний. Очевидно, данные значения являются порогом чувствительности при оптико-математическом анализе.

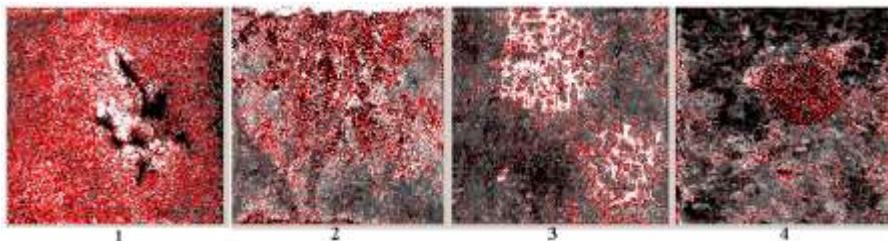


Рис.6.2. Распределение абсолютных значений мощности диссипации энергии, красным цветом указана дислокационная структура

В анализируемых структурах деформация пластинчатого перлита вызывает заметные накопления дефектов в кристаллической решетке цементита (множественные зоны красного цвета на поле изображений, которые имеют высокие значения положительной мощности диссипации, см. табл.6.4, рис.6.2), что сопровождается частичным разрушением цементитных пластин - сбросообразованием с выделением вдоль графита дефектов (см.рис.6.2, структура 1 - темная область, среднее значение абсолютной мощности диссипации превышает 44000). Разрушение цементита облегчается в случае выделения на дислокационных стенках избыточных компонентов (углерод, кислород). Происходит увеличение доли ледебурита, за счет перегрева локальных зон и фазового превращения (см.рис.6.2, структура 1). При этом, дислокационная структура упорядочивается (см.рис.6.2, структура 3) за счет структуризации в карбидной фазе (см.рис.6.2, структура 4). С повышением плотности дислокаций отмечается понижение мощности диссипации энергии (табл.6.4), что свидетельствует об уменьшении интенсивности протекающих процессов. Данные выводы подтверждаются результатами, приведенными в работе [22], где показано, что наиболее пластичными являются игольчатые включения вторичного цементита или его раздробленные выделения. В случае, когда карбидная сетка образует сплошной каркас, уровень пластичности материала минимальный. Это является результатом того, что зерна твердого раствора изолированы друг от друга и их пластические свойства на начальной стадии деформации не проявляются.

Таблица 6.5

Величина средней дисперсности, задаваемая функцией напряжений (S)

Горизонтальная дисперсность	Горизонтальная дисперсность значений			Вертикальная дисперсность	Вертикальная дисперсность значений			№ фото рис.6.1
	отрицательных	нулевых	положительных		отрицательных	нулевых	положительных	
02.430	01.000	03.858	01.000	02.026	01.213	03.700	01.191	1
02.366	01.168	03.870	01.165	02.182	01.000	03.363	01.000	2
02.293	01.234	03.719	01.237	02.146	01.000	03.290	01.000	3
02.849	01.000	04.693	01.000	02.686	01.223	04.520	01.226	4

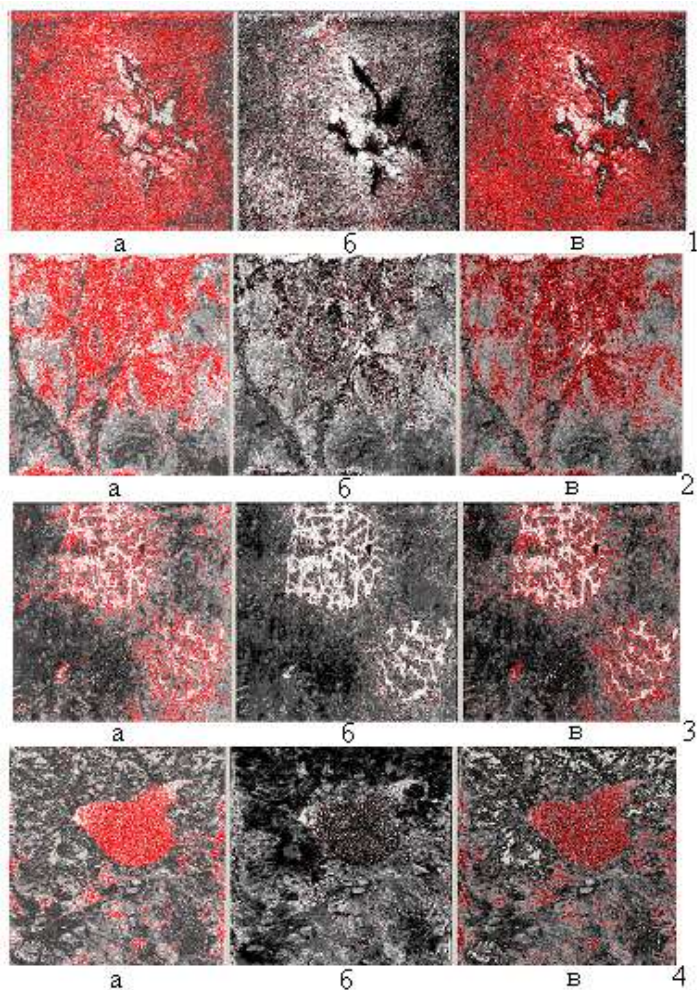


Рис.6.3. Распределение дисперсности, задаваемой функцией напряжений. Для каждой структуры 1-4 (см.рис.6.1): а – с отрицательным знаком; б – нулевое значение; в – с положительным знаком. Красным цветом указаны значения плотности дислокационной структуры, величина лапласианов которых превышает 10000.

По мере нарастания степени деформации увеличивается контакт между зернами, и пластичность материала возрастает до уровня пластичности твердого раствора. Хуже всего деформиру-

ются структуры с ледебуритной эвтектикой, особенно сотового строения. Это связано с малой склонностью более мелких включений карбидной фазы к фрагментации. По формуле (6.2) была рассчитана функция напряжений, выраженная относительным числом пикселей, определяющая плотность дислокаций (табл.6.5). Аналогично функциям мощности диссипации, функции напряжений также имеют положительное, отрицательное и нулевое значение, определяющие процессы, протекающие в структуре.

По результатам расчетов были построены зависимости распределения функции напряжений (рис.6.3), где, аналогично рис.6.2, был задан предел значений лапласиана (10000), при превышении которого пиксели окрашивались в красный цвет. Установлено, что при радиационно-термической обработке при упорядочивании дислокационной структуры, наблюдаются высокие значения дисперсности, задаваемой функцией напряжений, характеризующие плотность дислокаций (см.табл.6.4, рис.6.3 – наличие множества зон красного цвета на изображениях с положительным значением функции).

В результате проведенных исследований впервые была оценена степень неоднородности структуры на основе оценки величины дисперсности фаз, а также функций мощности диссипации энергии и дисперсности мощности напряжений, отражающие изменения энергетического состояния системы, в результате процессов, происходящих при пластической деформации из-за упрочнения методом РТО. Анализ полученных данных выявил изменения структурно - фазового состояния, которые являются результатом суммарного влияния быстрого нагрева поверхностного слоя электронным пучком, а также с образованием в нем термических напряжений и радиационных дефектов.

### 6.3. Исследование локальной структурной неоднородности, формируемой в результате процесса кристаллизации и пластической деформации

В машиностроении серые чугуны являются одними из широко применяемых материалов вследствие их высокой эксплуатационной надежности, долговечности и низкой стоимости. В частности, из серого чугуна изготавливают корпусные детали, гильзы ци-



линдров, металлические формы для литья, сердцевин и шейки двухслойных прокатных валков и др. Такие изделия подвергаются воздействию различных нагрузок, в том числе циклическим, растяжением, сжатием, температурным.

Серый чугун отличается резкой гетерофазностью строения, определяющей его свойства и поведение в деталях различных конструкций. Диффузия элементов, неоднородность коэффициентов линейного и объемного расширения феррита, цементита и графита в процессе кристаллизации чугуновых отливок, а также при эксплуатации, приводят к появлению дислокационной структуры и формированию высоких внутренних напряжений. Наличие дислокационной структуры, значительная ее неоднородность, в различных фазах и локальных зонах изделия, предопределяет анизотропию свойств, что является источником зарождения и развития дефектов и повреждаемости рабочей поверхности.

Исследования проводили на образцах, отобранных от изделий из серого феррито-перлитного чугуна, после литья в изложницу и эксплуатации в условиях циклических воздействий напряжений и температуры, путем выявления и анализа изменений дислокационной структуры, определения ее плотности с оценкой величины дисперсности фаз, аналогично методике, изложенной в п.6.2 данного раздела. Была оценена степень локальной неоднородности, сформированная в результате процессов кристаллизации и пластической деформации, для различных фаз такого чугуна [64].

Для выявления и изучения изменений дислокационной структуры различных фаз, анализу подвергали фотографии микроструктур серого феррито-перлитного чугуна в зоне деформации после кристаллизации и пластической деформации (рис.6.4, структуры 1, 2 и 3 соответственно). Для изучения структурных изменений, после пластической деформации, в качестве моделирования использовали метод выявления дислокаций структуры с использованием травления при нагрузке в вакууме  $3 \times 10^{-3}$  мм.рт.ст. в установке типа системы Лозинского с жестко закрепленным образцом (см.рис.6.4, структура 2,3). При этом, оценивали неоднородность, определяемую степенью изменения дислокационной структуры.

Проведена оценка фазового состава, исследуемых структур, и

степени его неоднородности путем вычисления горизонтальных и вертикальных дисперсностей выявленных фаз в локальных областях размером 3×3 пикселя (табл.6.6,6.7,6.8 соответственно) согласно методике [25].



Рис.6.4. Оптическая микроструктура серого феррито-перлитного чугуна: литое состояние – фото 1, ×500; после пластической деформации – 2,×200; 3,×1000.

При цифровой обработке изображений исследуемых структур, весь диапазон, получаемых в результате математического анализа условных цветов, аналогично п.6.2, был разбит на 16 дискретных интервалов, включающих три группы фаз: 0-2 – 1-я группа фаз графита; 3-10 – 2-я группа фаз феррита:  $\alpha$  – фаза с различным типом совершенства кристаллической решетки и различающиеся химическим составом; 11-16 – 3-я группа фаз карбидов различных типов ( $FeC$ ,  $Fe_xC_y$  и  $Fe_3C$ ).

Таблица 6.6

Количественное соотношение выявленных условных цветов (фаз), % в области анализируемого изображения (рис.6.4)

Выявленные условные цвета, % групп фаз																№ фото
графита		феррита								карбидов						
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	
26.6	0.5	0.0	0.0	02.3	16.6	0.0	0.0	0.0	06.3	15.2	0.0	0.0	0.0	19.2	13.3	1
12.9	0.0	0.0	0.0	00.0	10.6	0.0	0.0	0.0	06.7	43.7	0.0	0.0	0.0	00.0	26.1	2
39.0	01.7	0.0	0.0	02.1	10.9	0.0	0.0	00.0	03.3	19.3	0.0	0.0	0.0	05.5	18.1	3

При рассмотрении развития неоднородности по содержанию углерода в сером чугуне, формируемой в результате кристаллизации, пластической деформации, а также термоциклических воз-

действий, учли результаты исследований работы [109], в которой было показано, что пластичность перлита при деформации зависит от ориентационной направленности между ферритом и цементитом. Поскольку совпадение систем скольжения феррита и цементита встречается не часто, то и деформация вдоль пластин твердой фазы наблюдается сравнительно редко.

Ограниченность деформации зерен феррита приводит к тому, что уже после малого ее воздействия плотность дислокаций около пластин цементита резко возрастает в результате того, что границы раздела (феррит — цементит) являются не только источником развития напряжений, но и препятствием для их продвижения. Последнее вызывает облегчение поперечного скольжения и возникновение ячеистой структуры в феррите перлита с формированием дислокационных стенок вдоль пластин цементита. Наблюдается повышение уровня локальных напряжений, увеличение плотности дислокаций. На изображениях 1-3 (см.рис.6.4), выявлено декорирование таких областей в результате диффузии атомов углерода.

Таблица 6.7

Величина горизонтальной дисперсности фаз в локальных областях изображения размером 3×3 пикселя (рис.6.4)

Выявленные фазы							Среднее значение горизонтальной дисперсности	№ фото
феррит	графит	карбиды	феррит + графит	феррит + карбиды	карбиды + графит	феррит + графит + карбиды		
1	2	3	4	5	6	7	8	9
10.032	02.665	09.082	02.691	05.015	02.805	02.582	05.794	1
05.959	03.304	10.878	02.257	04.531	02.730	02.752	05.456	2
20.277	02.442	14.213	02.174	04.563	02.423	02.670	08.537	3

Таблица 6.8

Величина вертикальной дисперсности фаз в локальных областях изображения размером 3×3 пикселя (рис.6.4)

Выявленные фазы							Среднее значение вертикальной дисперсности	№ фото
феррит	графит	карбиды	феррит + графит	феррит + карбиды	карбиды + графит	феррит + графит + карбиды		
1	2	3	4	5	6	7	8	9
10.092	02.587	09.071	02.733	05.020	02.813	02.592	05.804	1
05.931	02.850	10.722	02.181	04.657	02.659	02.702	05.402	2
17.078	02.287	12.229	01.952	03.969	02.161	02.379	07.370	3

Анализ полученных значений выявил существенные локальные фазовые неоднородности в исследуемых структурах, как по вертикальной, так и - горизонтальной дисперсности, что указывает на наличие дислокационной структуры различной плотности в отличающихся зонах и согласуется со значениями функций мощности диссипации, превышающими заданный порог значений (табл.6.9).

Для выявления степени локальной неоднородности, определяемой изменением дислокационной структуры, были рассчитаны средние значения функции мощности диссипации энергии на всем изображении каждой фотографии, а также выявленные отклонения (см.табл.6.9). Аналогично исследованиям, представленным в п.6.2, при оценке значений данного параметра учитывали его с противоположными знаками, а также находили абсолютные значения, характеризующие протекающий процесс в целом.

Таблица 6.9

Распределение средних значений функции мощности диссипации энергии (рис.6.4)

Величина функции мощности диссипации энергии (М), значение						№ фото
абсолютное		отрицательное		положительное		
среднее	среднеквадратическое отклонение	среднее	среднеквадратическое отклонение	среднее	среднеквадратическое отклонение	
15273.8	48129.20	1437.8	1437.90	55222.0	78603.30	1
14636.3	49301.50	1579.1	1302.10	48134.1	79950.50	2
8381.7	36017.30	1290.2	1111.40	44084.7	72525.30	3

В результате анализа полученных значений, установлено, что закон распределения функции мощности диссипации энергии, происходящей в результате деформационных воздействий, является близким к экспоненциальному распределению.

Для сопоставления была исследована локальная неоднородность в выявленных фазах, используя критерий изменчивости 2 (табл.6.10), согласно методике, предложенной в работе [51]. Очевидно, что для области изображения размером 3×3 структура является 100% однородной при условии совпадения цветов для всех 9 пикселей внутри этой области. При сопоставительном анализе выявления локальной неоднородности различными методами,

установлено, что разброс ее значений составляет от 3% для структуры 1 до 7 и 20% для - 2 и 3 соответственно (см.табл.6.7 и 6.8, столбец 8 и табл.6.10, столбцы 7-9). Данные результаты показали, что при исследовании изображений при больших ( $\geq 1000$  крат) увеличениях, методика, предложенная в данной работе, выявляет локальную неоднородность с более высокой точностью.

Таблица 6.10

Величина изменчивости в локальных областях изображения  $3 \times 3$  пикселя (рис.6.4)

Выявленные фазы									№ фото
феррит + графит		графит+ карбиды		феррит + карбиды		феррит + графит + карбиды			
графит	феррит	графит	карбиды	феррит	карбиды	графит	феррит	карбиды	
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
1.26	1.66	1.57	2.42	2.37	2.76	1.63	2.03	2.44	1
1.27	1.66	1.65	2.51	2.42	2.78	1.65	2.07	2.48	2
1.24	1.67	1.55	2.44	2.36	2.77	1.56	2.02	2.45	3

На рис.6.5 представлены фотографии, характеризующие распределения абсолютных значений функции мощности диссипации энергии для каждого изображения. На экран выводили те значения, в которых параметр был отличен от нуля. Черный цвет показывал, отсутствие диссипации энергии, т.е. имеет место равновесное состояние. При превышении величины абсолютного значения 11500, характеризующей наиболее энергетически неустойчивое состояние, точку на экране для наглядности выводили в красном цвете. Выбранные граничные значения являлись порогом чувствительности при оптико-математическом анализе.

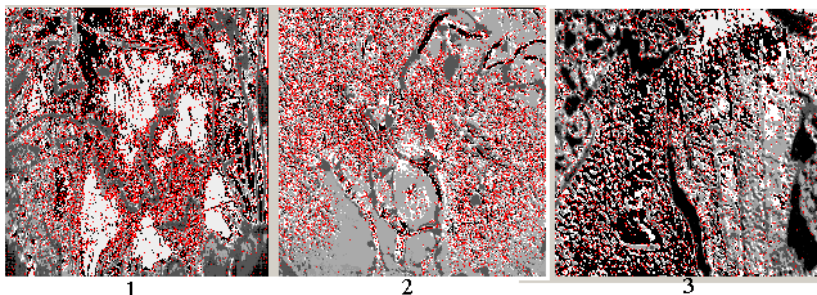


Рис.6.5. Распределение абсолютных значений функции мощности диссипации энергии, красным цветом указана дислокационная структура

Установлено, что грубые пластинчатые включения графита в сером чугуна, повышают уровень локальных напряжений (положительные значения диссипации мощности энергии составляют от 44000 до 56000, см. табл.6.9), повышая плотность дислокаций. В этих зонах возрастает диффузия углерода, который их декорирует. При этом, в отдельных зонах графита просматриваются изменения цвета и появление в нем четко выраженных светлых зон. Границы включений графита имеют красный цвет (точечные выделения углерода происходят на дислокациях). Также выявлено скопление дислокаций у концов графитовых пластинчатых включений (см.рис.6.5, структуры 1,2), что характеризует локальную концентрацию напряжений. Их появления могут быть связаны и с отклонениями в технологическом процессе производства отливок, условиями их кристаллизации (прежде всего, с разнотолщинной металлической формой или отливкой в земляную форму), а также в результате пластической деформации.

По формуле (6.2), рассчитана степень дисперсности, задаваемая функцией напряжений, выраженная относительным числом пикселей, и определяющая плотность дислокаций (табл.6.11). Аналогично функциям мощности диссипации, она также имеет положительные, отрицательные и нулевые значения, определяющие процессы, протекающие в структуре. По результатам расчетов были построены зависимости распределения функции напряжений рис.6.6, где аналогично, см.рис.6.5, был задан предел граничных значений лапласиана (10000), при превышении которого пиксели окрашивались в красный цвет.

Установлено, что грубые включения графита при кристаллизации массивных отливок в результате медленного охлаждения повышают уровень локальных напряжений, увеличивая плотность дислокаций, см.рис.6.6, структура 1. При этом, имеет место диффузия углерода, а также примесных атомов, которые декорируют дефекты (например, см.рис.6.4, структура 1 – кислородом).

Также установлено, что зоны в местах скоплений графита и у их концов, в результате пластической деформации при эксплуатации изделий, работающих в условиях механических и температурных нагрузок, имеют высокие значения степени дисперсности, задаваемой функцией напряжений, соответствующей плотности дислока-

ций (см.табл.6.11, рис.6.6, структуры 2 и 3 – наличие множества зон красного цвета на изображениях с положительным значением функции). Они являются очагами зарождения пор, трещин, надрывов и приводят к развитию процессов деградации структуры.

Таблица 6.11  
Величина средней дисперсности функции напряжения (S), рис.6.4

Горизонтальная дисперсность	Горизонтальная дисперсность функций напряжения			Вертикальная дисперсность	Вертикальная дисперсность функций напряжения			№ фото
	отрицательных	нулевых	положительных		отрицательных	нулевых	положительных	
03.129	01.000	05.253	01.000	03.122	01.099	05.734	01.097	1
02.943	01.099	05.124	01.069	02.914	01.093	05.052	01.071	2
04.886	01.094	08.945	01.090	04.410	01.090	07.990	01.085	3

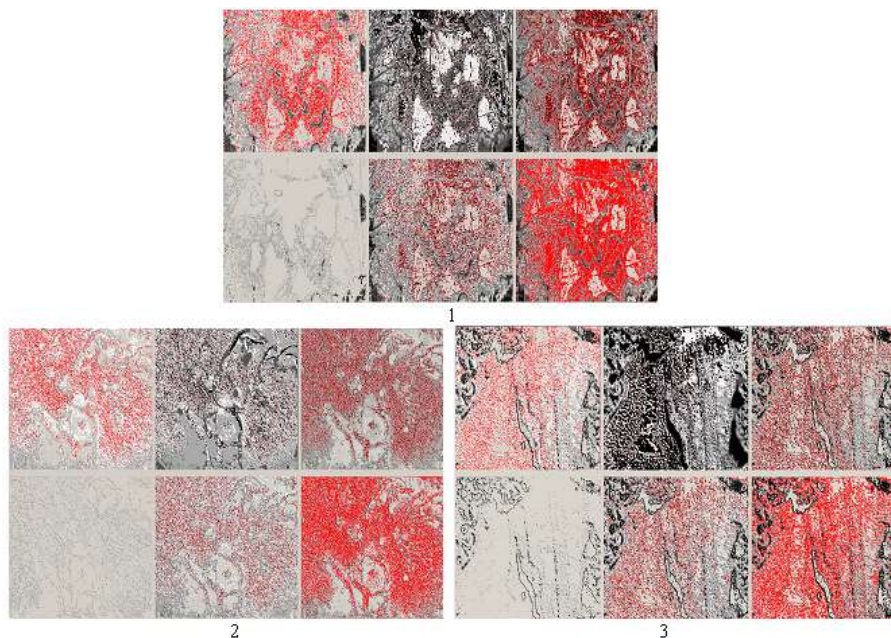


Рис.6.6. Распределение дисперсности, задаваемой функцией напряжений. Для каждой структуры 1-3: верхний ряд – горизонтальная дисперсность; нижний – вертикальная. Слева – с отрицательным знаком; в центре – нулевая; справа – с положительным знаком. Красным цветом указаны значения плотности дислокационной структуры, величина лапласианов которых превышает 10000

Согласно проведенным исследованиям [110], на первом этапе это сопровождается формированием скоплений дислокаций, локальной деформацией, выделениями на дефектах продуктов диффузии, а на втором этапе – развитием интенсивного выгорания и разрушения графитовых включений, окислением и восстановлением окислов.

В результате проведенных исследований оценена степень неоднородности структуры серого феррито-перлитного чугуна, при помощи величин дисперсности фаз, и параметров, отражающих изменения энергетического состояния системы, в результате процессов, происходящих при кристаллизации и пластической деформации: функций мощности диссипации энергии и дисперсности мощности напряжений. Установлено, что грубые включения графита при кристаллизации массивных отливок в результате медленного охлаждения повышают уровень локальных напряжений, увеличивая плотность дислокаций, и в условиях механических и температурных нагрузок, являются очагами зарождения трещин, а также приводят к развитию процессов деградации структуры.

Исследованиями показано, что при помощи параметров, отражающих изменения энергетического состояния системы, возможно с достаточно высокой точностью выявлять дислокации, анализировать их поведение и влияние на дробление фаз, повреждаемость, исследовать изменения структуры и оценивать фазовый наклеп при превращениях в процессе различных упрочняющих обработок и в эксплуатации. Данный подход лишен основных недостатков существующих методов исследования. Такой комплексный подход может быть предложен для выявления дислокационной структуры и оценки ее влияния при использовании для разработки различных технологических процессов производства. Это также позволит корректировать параметры техпроцесса, степень легирования материала изделий и стабилизировать процесс эксплуатации.



## Раздел 7

### **Разработка режимов термической обработки моделированием параметров для прогнозирования структурного состояния сплава**

#### 7.1. Постановка задачи

Актуальной проблемой современного высокотехнологичного машиностроения остается вопрос повышения эксплуатационной стойкости конструкционных материалов деталей и узлов, изготовленных из железоуглеродистых сплавов, работающих в условиях высоких удельных давлений и резких смен температурных режимов, повышенного изнашивания. Этим требованиям отвечают легированные чугуны с повышенным содержанием хрома.

Область применения таких изделий весьма широка и охватывает также горнорудную и нефтеперерабатывающую промышленности, металлургию (валки горячей прокатки, детали печей и пр.); химическое и (центробежные насосы, реакционные аппараты, накладки на промышленные смесители и пр.) и энергетическое (детали газопоршневых агрегатов, покрытие лопастей газовых турбин и пр.) машиностроение; судостроение (лопатки судовых турбин) и многое другое. Такие износостойкие конструкционные материалы должны обладать низким уровнем напряжений, малой склонностью к трещинообразованию и повышенным уровнем наработки.

Согласно истории развития современной науки и инженерных исследований, известно, что уровень служебных свойств конструкционных материалов определяется, в первую очередь, их структурным строением. Для повышения комплекса свойств необходимы инновационные разработки технологий изготовления изделий из таких материалов, в частности, новых оптимальных режимов термической обработки.

Однако, на сегодня эмпирический метод исследования остается основным при анализе структуры конструкционных материалов. Учет реального изменения структурного состояния изделия в процессе эксплуатации для оценки его свойств затруднен, так как металлографические методы анализа требуют разрушения дета-

лей [73-78]. Чисто экспериментальный путь исследований уже не удовлетворяет требованиям современного материаловедения. Становится очевидным, что поиск инновационных высокотехнологичных процессов повышения уровня свойств, разработки новых конструкционных материалов с гарантированными свойствами остается сложной и наукоемкой задачей.

В широком плане актуальная проблема повышения уровня служебных свойств конструкционных материалов, контроля их качества может эффективно решаться путем создания и использования методики прогнозирования структурообразования, учитывающей изменение энергетических состояний системы, вследствие протекающих диффузионных процессов в результате различных упрочняющих обработок и внешних воздействий.

Новый подход должен базироваться на комплексном использовании методов классического металловедения, расчетно-аналитических исследованиях металлографического изображения структуры, соединенных с компьютерным моделированием параметров технологических процессов изготовления изделия, позволяющих прогнозировать структурное состояние и уровень служебных свойств материала.

Основным объектом прогнозирования изделий из хромосодержащих железоуглеродистых сплавов выбраны такие, которые работают в сложных условиях, в частности, двухслойные листопрокатные валки горячей прокатки с рабочим слоем из такого материала. Для них важны такие характеристики, как твердость, фазовый состав, степень неоднородности структурного состояния рабочего слоя, наличие остаточного аустенита, влияющие на эксплуатационную стойкость изделий [22, 57].

Одним из существенных недостатков высокохромистых чугунов, для таких изделий, является нестабильность их свойств при эксплуатации из-за наличия значительной доли остаточного аустенита (до 30%), поскольку режим термоциклических нагрузок при эксплуатации вызывает его превращение, с изменением линейных размеров структурных составляющих, что сопровождается ростом напряжений и разрушением рабочего слоя.

Частично такой распад происходит на этапе кристаллизации отливок при центробежном литье в металлическую форму. Однако,

в условиях ускоренного охлаждения, не успевают пройти диффузионные процессы, наблюдается явление микроликвации, когда отдельные зоны зерен аустенита оказываются пересыщенными углеродом и хромом (до 7,0-14% Cr), что повышает его устойчивость. Причем, доля его выделения зависит не только от условий кристаллизации отливки, но и от химического состава сплава.

Известно, что повышенная твердость в высокохромистых чугунах достигается при формировании бейнитной или мартенситной матрицы, однако из-за высокой степени легированности аустенита, его стабилизации и большой массы металла отливки прокатного вала, в рассматриваемом случае такую структуру при литье получить весьма сложно.

Проблема повышения качества и свойств рабочего слоя таких изделий, помимо выбора оптимального химического состава и создания условий для выделения вторичных карбидов в процессе кристаллизации и последующего охлаждения сплава, включает в себя и применение последующей термической обработки.

Термическая обработка - один из ключевых технологических процессов производства изделий из хромосодержащих сплавов различного назначения. Она может быть как промежуточной операцией, так и окончательной - для формирования необходимых свойств изделия. При этом установлено [79-83], что состав сплава и режимы термической обработки существенно влияют на эксплуатационную стойкость изделия.

В технологическом цикле изготовления прокатных валков с рабочим слоем из высокохромистого чугуна термообработку используют в качестве окончательной операции для уменьшения локальной неоднородности структуры и дестабилизации остаточного аустенита, вследствие интенсификации диффузионных процессов, выделения вторичных дисперсных спецкарбидов и достижения регламентированной твердости.

Мартенситная либо трооститная структуры могут быть получены только при закалке такого чугуна с нагрева до 1160-1200°C. При этой температуре можно обеспечить растворение вторичных карбидов в  $\gamma$ -Fe и при последующей закалке достичь формирования мартенсита.

В работах [57, 84] показано, что наилучшим комплексом

свойств, сочетающим наибольшую твердость, обладают высокохромистые чугуны после высокотемпературной обработки (аустенитизация при 1160 - 1190°C, закалка на воздухе, отпуск при 540-560°C). При такой обработке контролируемое охлаждение при закалке и последующий отпуск в повышенном интервале температур позволяет получить микроструктуру состоящую из троостита отпуска с равномерно распределенными вторичными карбидами (HS=73, при общем содержании 17,0%Cr).

Высокотемпературная термообработка наиболее эффективно обеспечивает уменьшение степени химической и структурной неоднородности металлической матрицы, устраняя макроликвацию, формируемую вследствие высокой скорости кристаллизации. Такие операции термической обработки позволяют обеспечивать регламентируемые показатели твердости и надежно контролировать состав микроструктуры, обеспечивая высокую дестабилизацию аустенита. Однако, при регламентируемой твердости, превышающей 80HS, достичь полного распада аустенита, и при такой обработке, не представляется возможным [85].

В работе [22] показано, что такая технология высокотемпературной обработки не может быть применена для массивных двухслойных отливок прокатных валков с разнородным материалом (рабочего слоя из высокохромистого и сердцевины из высокопрочного или серого чугунов), из-за угрозы дополнительной графитизации сердцевины, а также деформации шеек валка. Кроме того, получение структур троостита либо мартенсита в матрице практически невозможно для массивных валков из-за сложности обеспечения высокой скорости охлаждения (до 200°C/мин).

В таких изделиях (при содержании 16-18%Cr) распад происходит по механизму: аустенит  $\rightarrow$  дисперсные спецкарбиды ( $Me_{23}C_6$ ,  $Me_7C_3$ ,  $Me_xC_y$ ) + легированный феррит. Следовательно, структура рабочего слоя, должна состоять из мелкодисперсной легированной феррито-карбидной смеси и максимально низкой доли остаточного аустенита.

Проведенные исследования по использованию различных режимов термообработки, направленных на распад остаточного аустенита [3, 68, 83, 86, 87], показали, что наиболее приемлемым для таких двухслойных изделий является низкотемпературный

циклический отжиг [68] в интервалах температур, соответствующих магнитным превращениям карбидных фаз сплава.

При разработке режимов термической обработки, в первую очередь, стремятся достичь заданных эксплуатационных свойств изделий при обеспечении унификации и технологичности их конструкции. Немаловажная задача при этом - сокращение сроков и снижение материальных и трудовых затрат при постановке на производство новых изделий, обеспечение высокой эффективности производства и улучшение качества продукции.

Однако, при разработке таких процессов на производстве зачастую приходится изготавливать опытные образцы и добиваться необходимых свойств экспериментальным путем, что не только увеличивает время для определения необходимого режима термической обработки, но и приводит к значительному удорожанию продукции. Особенно остро этот вопрос возникает при поиске оптимальных параметров термической обработки для таких массивных, как двухслойные листовые валки станов горячей прокатки, из-за длительности процесса, связанного с низкими скоростями нагрева отливок.

Именно поэтому в современном производстве весьма актуальным является применение компьютерного моделирования термической обработки, основанное на физических процессах, позволяющих прогнозировать качественные показатели и эксплуатационные свойства изделия.

В связи с этим, важной и востребованной задачей является создание методики прогнозирования структурообразования и уровня механических свойств металлических сплавов путем построения компьютерных математических моделей, основанных на методе конечных элементов.

## 7.2. Методика моделирования параметров процесса термической обработки легированных чугунов

Построение моделей технологического процесса термической обработки включает в себя несколько этапов, одним из которых является вычислительный эксперимент с применением математических методов. Использование ранее разработанных [79-83] методик оптико-математического анализа металлографических изоб-

ражений позволило выявить факторы и определить критерии оценки структуры при помощи характеристик, оценивающих наибольшее влияние на температурные параметры обработки и тесноту связанных с ними режимов термической обработки.

Для разработки критериев, наиболее полно характеризующих протекающие вследствие температурных воздействий такие процессы, как диффузия углерода, фазовые превращения, изменение дислокационной структуры и т.п., использовали 76 вариантов образцов, отобранных от рабочего слоя двухслойных центробежно-литых листопрокатных валков для станков «1700» и «2000» горячей прокатки исполнения ЛПХ17Нд (легированные до 17%Сг и до 1,5%Ni со спецкарбидами  $Me_7C_3$ ,  $Me_6C_{23}$  и  $Me_xC_y$ ) с рабочим слоем из высокохромистого и сердцевиной из серого чугунов. Химический состав исследуемых валков, значения твердости, коэрцитивной силы, а также металлографические изображения микроструктур в литом состоянии и после термообработки, приведены в Прилож.А, табл.А.1.

Исходя из вышеизложенного, на первом этапе анализировали образцы, отобранные от рабочего слоя валков, в литом состоянии, на которых оценивали структурообразование (фотографии № 1,2, 10,11, 16-21, 45,46, 56-59, см. Прилож. А, табл.А.3-А.7). Такие образцы подвергали дестабилизирующему отжигу с единичным и циклическим нагревом от низких до повышенных температур (табл.7.1). Эти режимы и результаты статистического анализа структурообразования были использованы для построения моделей процесса термической обработки.

Исследование металлографических изображений, отличающихся параметрами термической обработки, проводили с использованием разработанного оптико-математического метода [498], на основе применения гидродинамических аналогий к процессам структурообразования, в результате этого, были построены гистограммы распределения условных цветов, соответствующих выявленному структурно-фазовому составу (см. Прилож. А, табл.А.2).

Построение моделей технологического процесса термической обработки проводили на базе вычислительного эксперимента с применением методов математического моделирования. Разра-

ботку проводили в несколько этапов.

На первом этапе моделирования было проведено унифицирование всех параметров экспериментальных режимов, используемых для проведения вычислительного эксперимента.

На втором этапе - проведен вычислительный эксперимент, задачей которого был анализ факторов, оказывающих наибольшее влияние на структуру и свойства сплава в результате термической обработки с последующим выбором параметров для построения модели.

На третьем этапе - проводили математическое моделирование режимов термической обработки, где в качестве параметров использовали данные, полученные на - предыдущем. Используя результаты данного анализа, были получены модели формируемых микроструктур (см. раздел 3, рис.3.4 и рис.3.6).

Таблица 7.1

Параметры исследуемых режимов термической обработки

$k^*$	Временные 1 ( $\tau_k$ , ч) и температурные 2 ( $T_k$ , °C) параметры															
	1	2	1	2	1	2	1	2	1	2	1	2	1	2	1	2
	Номер режима ТО															
	1		2		3		4		5		6		7		8	
1	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	50	0	0
2	1	750	0,67	700	0,67	700	0,5	500	1	450	0,5	450	48	750	0,5	500
3	2	750	1,67	700	1,67	700	1,5	500	2	450	1,5	450	51	750	1,5	500
4	23	80	22,7	70	2,34	80	23,5	80	14	80	23,5	50	67	50	24	60
5					3,67	500					24	450	94	500		
6					4,67	500					25	450	97	500		
7					20,7	80					47	50	127	50		

Продолжение табл. 7.1

$k^*$	Временные 1 ( $\tau_k$ , ч) и температурные 2 ( $T_k$ , °C) параметры															
	1	2	1	2	1	2	1	2	1	2	1	2	1	2	1	2
	Номер режима ТО															
	9		10		11		12		13		14		15		16	
1	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
2	0,5	600	0,33	200	0,5	500	0,42	475	0,91	475	0,67	500	0,36	500	0,41	520
3	1,5	600	1,33	200	1,5	500	3,42	475	3,58	475	7,16	500	7,36	500	6,41	520
4	22	70	24,3	20	22,5	50	42,3	20	23,1	20	23,6	60	25,2	80	23,4	80
5					23	500			23,5	475						
6					24	500			29,2	475						
7					46	50			46,7	20						

\*Где  $k$  - общее число этапов процесса в каждом режиме ( $k = 1, \dots, n$ )

На четвертом этапе осуществляли проверку адекватности разра-

ботанных математических моделей на соответствие реальным экспериментальным данным процессам термической обработки.

### 7.3. Унифицирование параметров экспериментальных режимов обработки

На первом этапе для решения задачи унифицирования всех параметров эксперимента, учитывали то, что при моделировании процессов термической обработки (ТО) объекта, использовали различные температурные и временные режимы (см.табл.7.1 и рис.7.1).

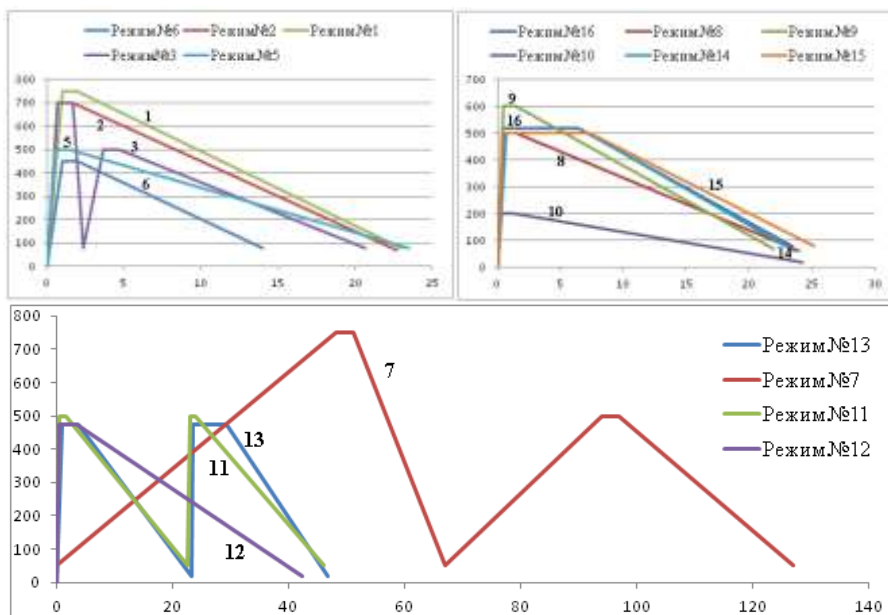


Рис.7.1. Схемы экспериментальных режимов термической обработки образцов, соответствующие табл.7.1

Для этого была разработана обобщенная методика расчета таких параметров. В соответствии с этой методикой при моделировании использовали такие приведенные (усредненные) параметры, как температура и скорость процесса ТО. Методика базируется на известном утверждении о том, что площадь любой сколь угодно



сложной фигуры можно заменить суммой площадей – более простых. При этом величина определенного интеграла, являющаяся приведенной площадью этой фигуры, не изменится [88-90]. В данном случае, такая фигура является площадью под графиком режима термической обработки (см. рис.7.1), а ее высота - приведенное значение температуры.

Тогда, принимая, например, в качестве простой формы прямоугольник, значение приведенной температуры будет равно площади фигуры, деленной на ширину его основания. В качестве площади рассматривали определенный интеграл, а интервал интегрирования (общее время процесса) - как ширину его основания.

Тогда обобщенным понятием приведенной температуры будет среднее значение определенного интеграла (площади графика режима ТО, см. рис.7.1), деленное на общее время процесса термообработки. Аналогично, приведенная (усредненная) скорость процесса - это интеграл от производной, деленный на разность между верхним и нижним пределом интегрирования (общее время процесса).

Для вычисления применяли конечно-разностное представление модели, при котором в дискретном виде, эти значения вычисляли по следующим формулам. Из данных табл.7.1, находили скорость процесса термообработки для каждого интервала температур по формуле:

$$v_k = \frac{T_k - T_{k-1}}{\tau_k - \tau_{k-1}}, \quad (7.1)$$

где  $v_k$  – скорость каждого этапа процесса (интервала температур) выбранного режима ТО;  $k$  – общее число этапов процесса в каждом режиме ( $k = \overline{1, n}$ );  $T_k$  – температура каждого этапа процесса;  $\tau_k$  - время каждого этапа процесса.

Приведенная температура для всего процесса термообработки имеет вид:

$$T_{п1}^l = \frac{\sum_1^n (T_k + T_{k-1})}{k}, \quad (7.2)$$

где  $T_{п1}^l$  – приведенная температура для всего  $l$ -го режима термообработки ( $l = \overline{1, 16}$ );  $T_k$  – температуры каждого этапа процесса  $l$ -го режима;  $k$  – общее число этапов процесса в каждом режиме ( $k = \overline{1, n}$ ). Аналогично формуле (7.2), вычисляли  $T_{п2}^l$  – приведенную температуру только нагрева и выдержки для  $l$ -го режима термообработки.

$$T_{п2}^l = \frac{\sum_1^n (T_k - T_{k-1})}{k} \quad (7.3)$$

Приведенная скорость для всего процесса термообработки:

$$v_{п1}^l = \frac{\sum_1^n v_k (\tau_k + \tau_{k-1})}{\tau_l} \quad (7.4)$$

где  $v_{п1}^l$  – приведенная скорость для всего  $l$ -го режима термообработки ( $l=1, 16$ );  $v_k$  – скорость каждого этапа процесса  $l$ -го режима;  $k$  – общее число этапов процесса в каждом режиме  $k = \overline{1, n}$ ;  $\tau_k$  – время каждого этапа процесса;  $\tau_l$  – разность по времени между окончанием и началом  $l$ -го режима термообработки (общее время). Аналогично формуле (7.3), вычисляли  $v_{п2}^l$  – приведенную скорость только нагрева и выдержки для  $l$ -го режима термообработки.

$$v_{п1}^l = \frac{\sum_1^n v_k (\tau_k - \tau_{k-1})}{\tau_l} \quad (7.5)$$

На примере режима №1 (см. табл.7.1), рассмотрим расчет приведенных температур и скоростей обработки. Исходные данные для первого режима представлены в табл.7.2. Тогда значения приведенных температур и скоростей, согласно (7.2)-(7.5), будут равны:  $T_{п1}^1 = 427,8^\circ\text{C}$ ;  $T_{п2}^1 = 562,5^\circ\text{C}$ ;  $v_{п1}^1 = 3,4^\circ\text{C/ч}$ ;  $v_{п2}^1 = 375^\circ\text{C/ч}$  соответственно.

Таблица 7.2

Значения параметров первого режима термической обработки

$\tau_k, \text{ч}$	$T_k, ^\circ\text{C}$	$v_k, ^\circ\text{C/ч}$		
0	0	750	0	-31,9
1	750			
2	750			
23	80			

Аналогично, были рассчитаны приведенные параметры для всех экспериментальных режимов ТО (табл.7.3). Кроме того, были добавлены дополнительно два циклических режима ТО, заключающиеся в последовательном применении режимов 1+4 (режим №17) и режимов 2+4 (режим №18). В дальнейших записях, литое состояние сплава обозначали как режим №0.

В дальнейшем, для упрощения, будем использовать следующие обозначения:  $T$  и  $\tau$  вместо  $T_{п1}^l$  и  $\tau_l$  – средняя температура и время всего процесса ТО;  $T_2$  вместо  $T_{п2}^l$  – температура только нагрева и выдержки;  $v$  вместо  $v_{п1}^l$  – средняя скорость всего процес-

са ТО;  $v_2$  вместо  $v_{п2}^l$  - скорость только нагрева и выдержки.

Таблица 7.3

Приведенные значения параметров\* режимов ТО

$T_{п1}^l, ^\circ\text{C}$	$v_{п1}^l, ^\circ\text{C}/\text{ч}$	$\tau_1, \text{ч}$	$T_{п2}^l, ^\circ\text{C}$	$v_{п2}^l, ^\circ\text{C}/\text{ч}$	$\tau_2, \text{ч}$	№ режима ТО (l)
427,8	3,4	23,0	562,5	375,0	2,00	1
397,8	3,0	22,7	559,5	419,1	1,67	2
351,8	3,8	20,7	537,2	262,1	2,67	3
298,0	3,4	23,5	416,6	333,3	1,50	4
275,3	5,7	14,0	337,5	225,0	2,00	5
272,0	3,4	23,5	375,0	300,0	1,50	6
430,7	0,0	127,0	450,0	8,6	81,0	7
288,5	2,4	24,0	416,6	333,3	1,50	8
346,2	3,1	22,0	500,0	400,0	1,50	9
113,5	0,8	24,3	175,1	150,3	1,33	10
272,8	1,0	46,0	416,6	333,3	3,00	11
263,5	0,4	42,3	445,8	138,8	3,42	12
288,0	0,4	46,7	443,2	96,0	9,68	13
336,1	2,1	23,6	476,6	69,8	7,16	14
347,7	3,1	25,2	487,7	67,9	7,36	15
355,7	3,4	23,4	503,3	81,1	6,41	16
356,7	1,6	47,5	411,1	260,0	4,50	17
345,6	1,7	46,5	460,5	325,6	3,47	18

\*Параметры:  $T_{п1}^l$  - приведенная температура для всего l-го режима ТО;  $v_{п1}^l$  - приведенная скорость для всего l-го режима ТО;  $\tau_1$  - полное время режима ТО;  $T_{п2}^l$  - приведенная температура только нагрева и выдержки режима ТО;  $v_{п2}^l$  - приведенная скорость только нагрева и выдержки режима ТО;  $\tau_2$  - время только нагрева и выдержки режима ТО.

#### 7.4. Вычислительный эксперимент

На этапе вычислительного эксперимента, был проведен качественный и количественный анализ гетерогенного сплава разработанным методом оптико-математического анализа и методами стандартного исследования металлографической структуры.

Методика прогнозирования структурообразования и уровня механических свойств металлических сплавов обязательно должна учитывать их наследственные свойства.

Под наследственностью свойств в металлических сплавах принято понимать совокупность закономерностей, объясняющих зависимость между структурами (строением) шихтовых материалов и получаемого металла, сохранение формы и кристаллографии,

ориентации каких-либо элементов структуры после прямого (при охлаждении) и обратного (при нагреве) полиморфного превращения [91,92]. Таким образом, это понятие, в данном контексте, условно можно разделить на металлургическую и структурную наследственность литого металла.

Понятие металлургической наследственности можно сформулировать как проявление структуры и свойств изначальных шихтовых материалов доменной, электроплавки в свойствах продуктов каждого из последующих металлургических переделов [92,99]. Исключение негативных последствий наследственности в металлургии базируется на оценке влияния шихты и технологии выплавки на качество конечной продукции.

Наследственность структуры литого металла, главным образом, проявляется в его кристаллографической ориентации и обеспечивается степенью упорядочения кристаллической решетки, а также размером зерна - сохранением его химической неоднородности (ликвация примесей и включений на месте старых границ).

Следует заметить, подобное разделение имеет достаточно условный характер, поскольку в обоих случаях устойчивость заложенной информации определяется физическими и химическими свойствами элементов, образующих многокомпонентный сплав. Многочисленные исследования [93-95,100] свидетельствуют о различных факторах, оказывающих значительное влияние, как в процессе металлургического производства, так и при эксплуатации готового изделия. К таким факторам можно отнести содержание микрокомпонентов (легирующие элементы; сложные неметаллические включения; постоянные примеси компонентов, в большинстве случаев, оказывающих негативное влияние на механические и эксплуатационные свойства сплава, такие как, фосфор, сера, мышьяк, сурьма), способных оказывать существенное влияние, например, на степень эвтектичности сплава, тем самым сдвигая критические температуры фазовых превращений и изменяя соотношение фаз.

Так положение линий начала и окончания распада аустенита белого чугуна зависит от его предыстории: бейнитные и мартенситные структуры формируются не путем резкого охлаждения, что привело бы к появлению закалочных трещин в отливках, а

при помощи легирующих элементов (Ni, Cr, Cu, Mn и др.) стабилизирующих аустенит [100].

Согласно данным [93], вероятность проявления структурной наследственности резко уменьшается, если сплав с крупным зерном аустенита, сформировавшимся при отливке, охлаждается в условиях, обеспечивающих полный распад в перлитной области. Именно поэтому структурная наследственность значительно чаще и резче проявляется в легированных сплавах, для которых обычные условия охлаждения отливок часто не обеспечивают полного распада аустенита в верхней (перлитной) области.

Однако, жесткие требования к механическим и технологическим свойствам рабочих высокохромистых валков широкополосных станов горячей прокатки, обеспечивающие такие эксплуатационные показатели, как высокая износостойкость (для предотвращения изменения профиля проката в зоне деформации); незначительная склонность к образованию сетки разгара (для предотвращения приваривания полосы к поверхности валка); высокая устойчивость к выкрашиванию, особенно при больших и неравномерно распределенных усилиях прокатки; высокая механическая прочность; небольшие остаточные напряжения; качественное соединение рабочего слоя и сердцевины (для предотвращения образования трещин и их развития), обуславливают узкий интервал разброса химического состава рабочего слоя таких изделий (16-18%Cr, 2,7-2,9%C).

Изготовление валков осуществляется на основе отливки и обработки заготовок в ходе таких технологических процессов, как металлургического и механической обработки. Каждый технологический этап имеет свои особенности, влияющие на свойства изделия, которые могут появляться и сохраняться даже при эксплуатации. Изготовление крупногабаритных изделий сопровождается такими явлениями, как формирование напряженно-деформированного состояния, изменение фазового состава, исходной геометрической формы, анизотропии свойств и многое другое [22,96]. Следовательно, значительное внимание необходимо уделить влиянию наследственности металла при каждом технологическом цикле изготовления и использования таких изделий: от кристаллизации отливки, последующей термической и ме-

ханической обработки, до эксплуатации.

При разработке модели процесса термической обработки изделий из высокохромистого чугуна, были изучены факторы, оказывающие значительное влияние на структуру сплава во время различных этапов изготовления изделия. Оценивали роль на стабильность отдельных фаз и всей структуры сплава наследственных факторов, выражаемых через характеристики, описывающие структурообразование литого состояния.

Последующая эксплуатационная стойкость таких изделий, как массивные двухслойные валки прокатных станов, во многом определяется тем, насколько точно и адекватно учитываются все существенные особенности, характеризующие состояние структуры металла рабочего слоя, поскольку их габариты делают невозможным постоянный сплошной контроль.

На основе проведенных ранее исследований, рассмотренных в предыдущих разделах (см. разделы 1-5), предложены характеристики, описывающие структуру гетерогенного сплава, которые наиболее подвержены изменениям под воздействием термической обработки и оказывают значительное влияние на свойства исследуемого объекта. Такими являются характеристики, учитывающие фазовый состав, оценивающие степень неоднородности структуры, в том числе локальную выявленных фаз, дислокационную структуру (см. раздел 6), коэрцитивную силу, а также механические свойства, среди которых наиболее значимое, оговоренное действующей нормативно-технической документацией, для таких изделий является твердость.

Для получения адекватных математических моделей, близких к реальному процессу термообработки, вычислительный эксперимент проводили, оценивая статистически значимое количество функций, описывающих такие характеристики.

Для достоверности, применяли характеристики, получаемые при помощи оптико-математического анализа, с использованием различных методик оценки структурного состояния сплава, основанных на физических аналогиях. Соответственно этому все используемые характеристики можно условно разделить на 4 группы (Прилож. Б, табл.Б.1). К таким группам относятся:

*Группа 1* – включает характеристики, вычисляемые путем при-

менения гидродинамических аналогий (решением уравнения Навье-Стокса), применительно к процессам структурообразования с оценкой формируемых фаз (диффузионные процессы, изменение плотности фрагмента), в том числе, при дисперсионном твердении [18].

В свою очередь, по объектам структуры и процессам, происходящим при структурообразовании, эту группу разделили на 8 подгрупп. Где подгруппа 1.1 – соответствует характеристикам, описывающим процессы диффузии ( $P_{1-16}$ ); подгруппа 1.2 – включает характеристики, описывающие энергетическое состояние системы ( $P_{17-23}$ ); подгруппа 1.3 – характеристики, описывающие неоднородность по оператору Лапласа и дивергенции ( $P_{24-30}$ ); подгруппа 1.4 – функция 1: характеристики, описывающие структуры феррита, ненасыщенные различной степенью углеродом (значения исследуемых характеристик  $< 255$ ) ( $P_{31-37}$ ); подгруппа 1.5 – функция 2: характеристики, описывающие игольчатые структуры (значения исследуемых характеристик  $\geq 255$ ) ( $P_{38-41}$ ); подгруппа 1.6 – функция 3, описывающая среднее отношение исследуемых характеристик к условному цвету ( $P_{42-46}$ ); подгруппа 1.7 – характеристики степени дисперсности структуры ( $P_{47-62}$ ); подгруппа 1.8 – структурно-фазовые характеристики сплава ( $P_{63-78}$ ).

*Группа II* – описывает характеристики, для вычисления которых рассматривали статистическое распределение соседних пикселей (имеющих свой условный цвет) в локальных фрагментах изображения, по аналогии с распределением бозе-частиц по микросостояниям, где в каждом энергетическом состоянии (аналогично фрагменту изображения микроструктуры заданного размера) может находиться произвольное их число [97]. Такие характеристики рассматривали, как по сочетанию условных цветов ( $P_{79-86}$ ), так и по мощности диссипации энергии в них ( $P_{87-95}$ ).

*Группа III* – обобщает характеристики, описывающие изменчивость условных цветов в сочетаниях (для фрагмента изображения размером  $3 \times 3$  пикселя). Где под изменчивостью состава в одной конкретной точке фазы в выбранной области изображения, принимали количество окружающих ее пикселей с аналогичным кодом условного цвета.

Такие характеристики рассматривали, как по сочетанию

условных цветов ( $P_{96-100}$ ) так и по мощности диссипации энергии в таких сочетаниях ( $P_{101-106}$ ).

*Группа IV* – включала характеристики, описывающие механические, физические и технологические свойства. К ним относятся твердость, коэрцитивная сила и глубина рабочего слоя (соответственно,  $P_{107-108}$ ).

Для этих характеристик были построены корреляционные зависимости от исследуемых режимов термообработки. При расчете использовали усредненные (приведенные, см. табл.7.2) параметры. Рассчитаны их значимость и парные, а также множественные коэффициенты корреляции.

Для исключения переполнения разрядной сетки компьютера, вследствие значительного числа рассчитываемых характеристик, проводили коррекцию коэффициентов при факторах для каждой корреляционной зависимости, путем умножения или деления на задаваемую в каждом случае определенную величину. Далее, рассчитанные таким образом коэффициенты, были использованы при построении моделей процесса термообработки.

Для задания конкретной структуры при построении таких корреляционных зависимостей, использовали фактор наследственности структурного состояния сплава, учитывающий его состояние в литом виде. Для этого в уравнения корреляционной зависимости введен параметр:

$$H_i = \frac{P_{i_{\text{то}}}}{P_{i_{\text{л}}}}, \quad (7.6)$$

где  $H_i$  - фактор наследственности металла для  $i$ -й характеристики (см. Прилож.Б, табл.Б.1);  $P_{i_{\text{л}}}$  - величина оцениваемой характеристики в литом состоянии;  $P_{i_{\text{то}}}$  - величина оцениваемой характеристики после каждого исследуемого режима термообработки.

Для расчета фактора наследственности использовали данные прототипов - структур валкового высокохромистого чугуна (см. Прилож. А). Для них были проведены вычисления всех введенных характеристик (см. Прилож.Б, табл.Б.1) структур в литом состоянии (фотографии №1, 2, 10,11, 16-21, 45,46, 56-59, см. Прилож. А, табл.А.3-А.7) и после заданных режимов термической обработки (см. табл.7.2 и Прилож. А).

Для каждого из 18-ти прототипных режимов термической об-



работки было получено по пять значений фактора наследственности  $H_i$  (по количеству рассматриваемых валков) для каждой анализируемой характеристики (см. Прилож.Б, табл.Б.1).

На основе проведенных расчетов, оценили тесноту связи между анализируемыми характеристиками в литом ( $P_{iЛ}$ ) и термообработанном состоянии ( $P_{iТО}$ ) по формуле:

$$P_{iТО} = a_0 + a_1 \cdot P_{iЛ}, \quad (7.7)$$

где  $P_{iТО}$  и  $P_{iЛ}$  –  $i$ -я характеристика, описывающая структуру после ТО и в литом состоянии, соответственно;  $a_0$  – свободный член;  $a_1$  – коэффициент при факторе (зависит от структуры металла).

Расчет корреляционных зависимостей производили методом наименьших квадратов по линейной модели. Полученные зависимости представлены в табл.7.4.

Установлено, что характеристики  $P_8$ ,  $P_{14}$ ,  $P_{20}$  практически не изменяются при термической обработке ( $r \ll 0,01$ ); характеристики  $P_9$ ,  $P_{11}$ ,  $P_{13}$ ,  $P_{15}$ ,  $P_{19}$ ,  $P_{21}$ ,  $P_{31}$ ,  $P_{57}$  – имеют низкую тесноту связи между литым и термообработанным состояниями ( $r < 0,1$ ). Следует ожидать, что влияние этих характеристик при рассмотрении механизмов структурообразования для построения моделей процесса термической обработки будет ничтожно малым. Однако для получения адекватных математических моделей, при дальнейших исследованиях были исключены в расчетах только характеристики, выражающие нулевые значения дивергенции и лапласиана –  $P_8$  и  $P_{14}$  соответственно, а также мощности диссипации энергии –  $P_{20}$ .

Исследованы зависимости значений характеристик, описывающих структурное состояние сплава, по глубине рабочего слоя (Прилож.В, табл.В.1).

Анализ полученных результатов позволил установить, что изменение глубины рабочего слоя (параметр  $P_{109}$ ) влияет прямо пропорционально на степень дисперсности фаз, исключение составляет фаза феррита, максимально насыщенная углеродом ( $P_{48}$ ), что может быть объяснено диффузией углерода вглубь слоя под действием напряжений при центробежном литье и заливке металла сердцевины, вследствие высоких удельных нагрузок, происходящих по механизму, аналогичному для различных углеродистых сплавов [5, 6, 15, 98].

Таблица 7.4

Корреляционные зависимости значений характеристик сплава  $P_i$  (см. Прилож.Б, табл.Б.1) после ТО ( $P_{i\text{ТО}}$ ) относительно литого состояния ( $P_{i\text{Л}}$ )

$P_{i\text{ТО}}$	Свободный член	Фактор ( $P_{i\text{Л}}$ )		$r_{\text{экл}}$	$P_{i\text{ТО}}$	Свободный член	Фактор ( $P_{i\text{Л}}$ )		$r_{\text{экл}}$
		коэффициент	значимость				коэффициент	значимость	
1	2	3	4	5	1	2	3	4	5
01	20,874	-0,090	01,188	0,398	34	258,897	-0,576	01,147	0,358
02	315,642	-0,237	01,100	0,302	35	434,071	-0,849	01,159	0,371
03	48,063	-0,110	01,139	0,349	36	831,025	-1,713	01,169	0,380
04	417,937	-0,455	01,175	0,386	37	136,981	-0,270	01,128	0,337
05	36,660	0,006	01,001	0,030	38	316,160	-0,239	01,101	0,303
06	-187,862	0,368	01,105	0,309	39	418,605	-0,460	01,179	0,390
07	25,820	-0,007	01,000	0,019	40	608,993	-0,794	01,129	0,338
09	37,393	0,000	01,000	0,01	41	987,340	-1,472	01,147	0,358
10	182,896	-0,340	01,115	0,321	42	28,424	-0,090	01,143	0,354
11	42,113	-0,006	01,001	0,026	43	113,493	-0,361	01,142	0,353
12	-309,322	0,587	01,074	0,262	44	186,542	-0,579	01,121	0,329
13	11,472	0,006	01,001	0,023	45	364,384	-1,143	01,122	0,329
15	46,297	-0,002	01,000	0,020	46	56,787	-0,179	01,142	0,352
16	278,166	-0,600	01,193	0,402	47	10,774	0,055	01,036	0,186
17	4,952	0,009	01,024	0,155	48	2,321	0,007	01,031	0,174
18	-5080,045	7,426	01,102	0,304	49	6,162	0,051	01,150	0,362
19	27,418	0,004	01,000	0,013	50	1,544	0,007	01,206	0,413
21	067,510	-0,014	01,002	0,049	51	3,625	0,024	01,167	0,378
22	79041,709	-283,312	01,158	0,369	52	4,320	0,056	01,657	0,630
23	53914,230	-214,487	01,177	0,388	53	3,099	0,022	01,154	0,365
24	0,809	0,000	01,006	0,079	54	5,159	0,035	01,113	0,319
25	0,820	0,000	01,008	0,088	55	16,648	-0,060	01,018	0,134
26	0,740	0,000	01,007	0,083	56	2,395	-0,005	01,022	0,147
27	0,700	0,000	01,058	0,234	57	7,409	0,009	01,004	0,066
28	0,723	0,000	01,001	0,029	58	2,139	-0,006	01,054	0,226
29	0,761	0,002	01,182	0,392	59	5,781	-0,013	01,015	0,123
30	0,421	0,001	01,096	0,296	60	5,321	0,040	01,224	0,427
31	105,367	-0,002	01,000	0,02	61	4,781	-0,001	01,000	0,012
32	82,862	-0,105	01,088	0,284	62	7,383	-0,012	01,008	0,087
33	70,669	-0,143	01,130	0,340					

Следует заметить, что характеристики, описывающие диффузию, плотность структуры, а также энергетические параметры обратно пропорциональны изменению глубины, что соответствует известным представлениям.

Установлено, что характеристики  $P_5, P_7, P_9, P_{13}, P_{15}, P_{17}, P_{25-28}, P_{49}, P_{50}, P_{55}$  (см. Прилож. Б, табл.Б.1) имеют низкую тесноту связи между литым и термообработанным состояниями ( $r < 0.1$ ). Это можно объяснить малой толщиной рабочего слоя, относительно габаритов исследуемых отливок, а также высокой однородностью плотности металла рабочего слоя, вследствие применяемой технологии центробежного литья при изготовлении изделия [22,57]. Поэтому, при дальнейшем построении математических моделей процесса термической обработки для таких изделий, учли, что фактор глубины рабочего слоя, не оказывает решающего влияния.

Путем построения корреляционных моделей, была проведена оценка степени влияния различных режимов термообработки (см.табл.7.1 и 7.2), на анализируемые характеристики. Вычисления проводили по формулам:

$$P_i = a_0 + a_1 \cdot T + a_2 \cdot \tau + a_3 \cdot T_2 + a_4 \cdot \tau_2, \quad (7.8)$$

$$P'_i = a_0 + a_1 \cdot v + a_2 \cdot \tau + a_3 \cdot v_2 + a_4 \cdot \tau_2, \quad (7.9)$$

где  $P_i$  и  $P'_i$  -  $i$ -я характеристика в зависимости от параметров температуры и скорости процесса соответственно;  $T$  - приведенная температура режима;  $\tau$  - полное время режима;  $T_2$  - приведенная температура только нагрева и выдержки;  $v$  - приведенная скорость режима;  $v_2$  - приведенная скорость только нагрева и выдержки;  $\tau_2$  - время только нагрева и выдержки режима;  $a_0$  - свободный член;  $a_1 - a_4$  - коэффициенты при факторах (зависят от режима ТО).

По результатам исследования, для каждой анализируемой характеристики были отобраны такие модели, которые имели максимальный коэффициент корреляции. Согласно полученным зависимостям, был проведен анализ, позволяющий выявить те режимы ТО (температурные параметры и скорости процесса), которые оказывают наибольшее влияние на процессы структурообразования.

Для режимов термической обработки, имеющих хорошую тесноту связи ( $R_{\text{мн}} > 0,4$ ) с характеристиками ( $P_i$ ), описывающими структурное состояние системы, были рассчитаны факторы наследственности ( $H_i$ ) характеристик  $P_i$ , и проведено ранжирование по их убыванию.

Установлено, что по зависимостям параметров скорости процесса ТО, вариантов, удовлетворяющих таким условиям, значи-

тельно меньше, чем от температурных. Также из полученных результатов видно, что доля игольчатых структур ( $P_{68}$ ) уменьшается с ростом приведенных температур, что можно объяснить повышением интенсивности диффузионных процессов.

При анализе результатов, выявлено, что параметры температуры и скорости процесса термической обработки могут оказывать противоположное влияние на исследуемые характеристики, описывающие одинаковые процессы структурообразования сплавов. Например, для характеристик, описывающих диффузионные процессы, коэффициенты корреляции для лапласианов –  $P_{39-41}$ , выше при рассмотрении влияния температурных параметров ТО, тогда как на характеристики  $P_4$  и  $P_{43}$  в большей мере оказывают влияние скорость процесса. Это свидетельствует о необходимости, при построении моделей процесса термической обработки, в комплексе учитывать все технологические параметры анализируемых режимов, с учетом их влияния на процессы структурообразования в целом.

Например, в Прилож.В, табл.В.2 и В.3, представлены факторы влияния наследственности, описывающие твердость и степень неоднородности структуры высокохромистого чугуна, позволяющие оценить предложенные режимы ТО, с точки зрения прогнозирования достижения оптимальной (обеспечивает минимальную степень неоднородности и регламентированной твердости [40]) структуры сплава. В качестве критерия оптимизации был принят фактор наследственности по твердости ( $H_{107}$ ) и неоднородности структуры ( $H_{\bar{2}}$ ). Последний оценивали, как среднюю сумму отношений степени дисперсности (прогнозируемой, рассчитанной по корреляционной модели, к литой структуре) для каждой структурной составляющей (номера условного цвета пикселя). В этом случае  $H_{107}$  и  $H_{\bar{2}}$  – факторы наследственности по твердости и степени дисперсности для микроструктуры сплава каждого исследуемого вала соответственно. В приведенной таблице номера анализируемых режимов термообработки ранжированы по убыванию параметра  $H_{107}$  (столбец 3) и по возрастанию  $H_{\bar{2}}$  (столбец 6) соответственно.

В результате установлено, что обработка по режиму 07 (см.табл.7.1), показывает для всех корреляционных моделей нестабильные результаты относительно твердости – высокие значения

при оценке температурного влияния и минимальные, по степени вклада скоростей процесса. Вместе с тем, в обоих случаях, получены максимальные значения увеличения степени дисперсности структуры, свидетельствуют об интенсивности протекающих диффузионных процессов. Такие результаты свидетельствуют о возможном возникновении дополнительных напряжений в формируемой структуре, что может способствовать образованию трещин и разрушению металла при эксплуатации. Поэтому возникает вопрос о необходимости корректировки выбранных параметров данного режима с учетом габаритов изделия.

Аналогично, представляется нежелательным, с точки зрения рассматриваемых факторов, применение режимов 01 и 10. Поскольку, режим №01 для всех объектов показывает наибольшее понижение твердости при применении исследуемых температурных режимов, особенно это ярко выражено для валка №157. Данный результат не соответствует уровню механических свойств для данных изделий (понижение твердости рабочего слоя в результате проведения отжига ниже 58 HS). Это не обеспечивает выполнение основных требований к материалу по эксплуатационным показателям, таким как высокая износостойкость (для предотвращения изменения профиля листа в зоне деформации); высокая устойчивость к выкрашиванию, особенно при больших и неравномерно распределенных усилиях прокатки; высокая механическая прочность [22,101]. Также в результате термической обработки, согласно режиму №10, не проявляется влияние факторов наследственности и твердости (см. Прилож.В, табл.В.2 и В.3). В этом случае также незначительно проявляется влияние степени дисперсности, что свидетельствует о низкой температуре обработки (200°C), при которой не интенсифицируется диффузионный процесс.

Проведенные исследования выявили необходимость учета фактора наследственности при построении модели процесса ТО, позволяющего прогнозировать влияние на структуру сплава при использовании исследуемых режимов и определить оптимальные параметры. Например, следует учитывать влияние на твердость и степень неоднородности структуры, диффузионные процессы. Введенный в расчеты фактор наследственности имеет практическую значимость, позволяя, при производстве новых изделий, прогнозировать

вать их твердость и степень неоднородности структуры для каждого выбранного режима ТО, используя в качестве базовых эти показатели в литом состоянии. Тем самым, позволяя выбрать оптимальный режим термической обработки, учитывающий требования технических условий.

На этапе вычислительного эксперимента, используя полученные значения фактора наследственности  $H_i$ , при котором имела место максимальная корреляция режима термической обработки, строили модели по формулам (7.10),(7.11). По полученным результатам на последующем этапе моделирования, были отобраны характеристики, имеющие наиболее тесную связь с заданными режимами термообработки:

$$P_i = a_0 + a_1 \cdot T + a_2 \cdot \tau + a_3 \cdot T_2 + a_4 \cdot \tau_2 + a_5 \cdot H_i, \quad (7.10)$$

$$P'_i = a_0 + a_1 \cdot v + a_2 \cdot \tau + a_3 \cdot v_2 + a_4 \cdot \tau_2 + a_5 \cdot H_i, \quad (7.11)$$

где  $P_i$  и  $P'_i$  –  $i$ -я характеристика в зависимости от параметров температуры и скорости процесса соответственно;  $T, T_2, v, v_2, \tau, \tau_2$  – параметры режимов ТО (см.табл.7.2);  $H_i$  – параметр наследственности литого состояния для  $P_i$ ;  $a_0$  – свободный член;  $a_1 - a_5$  – коэффициенты при факторах (зависят от режима ТО и  $H_i$ ). Режимы ТО и фактор наследственности выбирали обработкой компьютером, исходя из значимости коэффициентов корреляции и степени влияния параметров.

При выполнении вычислительного эксперимента также было оценено влияние параметров процесса ТО на структурно-фазовое состояние исследуемых сплавов с определением формируемой локальной неоднородности. Для выполнения этой задачи оценивали степень дисперсности фазовых составляющих полученных изображений на микрофотографиях (характеристики  $P_{47}$ - $P_{62}$ , см. Прилож. Б, табл.Б.1). Для учета анизотропии свойств, оценку производили, по различным направлениям, учитывая также направление теплоотвода при кристаллизации сплава. Степень дисперсности структуры определяли согласно методике, изложенной в разделе 2, оптикоматематическим анализом металлографических изображений.

Для последующего корреляционного анализа, по результатам оценки сформировали вспомогательную табл. 7.5, в которой представлены, помимо рассчитанных величин, характеризующих структурную неоднородность и степень дисперсности фаз, также соответствующие им значения твердости, коэрцитивной силы

(см.табл.7.5, столбец 1: где \*СИ (служебная информация) - вспомогательная адресация для определения факторов наследственности, учитывающих строение исходного литого металла, например, номер 01, в первом столбце, соответствует твердости в литом состоянии (77 HS для валка №110). Анализ данных характеристик (см.табл.7.5) показывает, что после проведения процесса ТО по режиму 11 (циклическая термообработка с нагревом в интервале магнитного превращения спецкарбидов хрома) наблюдается существенное уменьшение степени неоднородности сплава в целом и минимальная разница по характеристикам  $R_{54}$  и  $R_{62}$  составляет 12.4 и 12.9% соответственно. Также наблюдается существенное повышение самих значений характеристик по сравнению с другими режимами обработки. Полученный результат полностью соответствует ранее выполненным исследованиям [68, 82].

С использованием корреляционного анализа проведены исследования влияния на характеристики, описывающие структуру (см. Прилож. Б, табл. Б.1), параметров различных режимов ТО (см. табл.7.3), а также наследственного фактора литого металла, согласно формуле (7.5). Полученные корреляционные зависимости представлены в Прилож.В, табл.В.4 и В.5. Установлено, что факторы, имеющие коэффициенты корреляции, превышающие 0.5, для зависимостей, как от температурных параметров, так и от скоростей обработки, соответствуют твердости, степени дисперсности фаз. Это характерно для кода условных цветов - 01 (феррит), 10(аустенит), 14 (спецкарбиды) – в горизонтальном направлении и 5, 6 (игольчатый феррит), 10 (аустенит), 11 (цементит) – по вертикали.

Дополнительный ввод фактора наследственности способствует значительному повышению коэффициента корреляции для всех исследуемых параметров, кроме твердости. Однако, при этом в корреляционных зависимостях между твердостью и режимами термообработки, изменяется знак у параметра, характеризующий общее время процесса ТО ( $\tau$ , см. Прилож.В, табл.В.4 и В.5). Это указывает на то, что твердость изделия понижается с увеличением длительности режима обработки. Такой результат подтверждается и исследованиями в производстве [22]. Это может быть связано с уменьшением напряжений, а также диффузией компонентов при локальных структурных превращениях.

Таблица 7.5

## Исходные данные для расчета корреляционных зависимостей

СИ*	№ режима ТО	Глубина рабочего слоя, мм	HS ( $P_{107}$ )		Ис, А/см ( $P_{108}$ )	№ валька	Степень дисперсности условного цвета ( $P_{47-62}$ ), %															
			литой	ТО			при горизонтальной оценке							при вертикальной оценке								
							1	5	6	10	11	14	15	средняя	1	5	6	10	11	14	15	средняя
1	2	3	4а	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17	18	19	20	21	22
01	00	00.0	77	77.0	39.0	110	05.0	02.5	03.8	01.3	01.9	03.5	01.8	03.2	06.2	02.9	04.2	01.4	02.2	04.2	02.1	03.8
01	02	00.0	77	62.0	30.4	110	03.8	02.3	03.3	01.2	01.9	02.9	01.6	02.4	05.3	02.8	03.9	01.3	02.3	03.9	02.0	02.9
01	03	00.0	77	63.0	29.8	110	02.6	02.1	03.5	01.2	01.6	02.8	01.8	02.2	03.7	02.2	03.9	01.3	01.8	04.1	01.6	02.6
01	04	00.0	77	62.5	22.1	110	07.7	03.8	09.1	01.6	03.3	05.9	02.5	04.7	07.0	01.4	05.2	01.5	03.2	06.1	02.8	04.0
01	11	00.0	77	69.0	38.0	110	24.7	02.9	06.6	02.0	05.8	07.6	04.7	12.4	25.9	01.5	05.9	01.8	06.4	07.2	05.8	12.9
06	00	00.0	73	73.0	38.1	117	26.4	01.3	04.5	01.6	04.8	01.8	03.9	07.5	51.2	02.7	11.8	03.5	11.1	03.5	08.2	15.7
06	01	05.0	73	62.0	23.5	117	05.8	01.5	06.2	01.5	03.2	06.3	02.5	04.2	08.3	03.0	09.1	01.8	04.0	08.7	03.1	05.6
06	17	00.0	73	60.0	18.2	117	05.6	01.5	06.0	01.4	02.4	05.8	01.8	03.6	08.7	02.9	10.0	01.8	03.4	08.5	02.7	05.4
09	00	15.0	77	77.0	45.6	157	13.5	03.4	06.7	01.8	04.7	06.5	04.3	07.0	12.6	01.5	04.6	01.6	04.7	05.8	04.5	06.4
09	01	05.0	77	61.5	27.3	157	14.8	02.6	08.3	02.0	05.3	07.1	04.4	07.0	11.5	01.3	04.8	01.5	03.7	04.8	03.4	05.1
09	02	00.0	77	62.5	30.2	157	07.0	03.1	10.4	01.9	03.8	06.2	02.6	04.9	05.9	01.3	06.7	01.5	03.0	05.3	02.2	04.0
09	03	00.0	77	63.0	30.1	157	05.9	02.5	08.0	01.6	03.2	05.0	02.5	04.2	04.9	01.3	04.3	01.4	02.7	04.5	02.3	03.3
09	04	00.0	77	67.0	43.8	157	11.6	02.5	13.3	02.3	06.2	06.3	04.9	07.2	11.1	01.5	08.0	01.7	04.7	06.3	04.2	05.9
09	17	00.0	77	60.0	20.2	157	07.1	02.6	07.7	02.3	04.9	05.4	02.8	04.6	05.8	01.2	04.3	01.6	03.4	04.4	02.3	03.4
09	18	00.0	77	61.0	29.0	157	05.0	03.0	08.6	01.7	03.3	04.2	02.6	03.8	04.3	01.4	05.5	01.4	02.5	03.8	02.3	03.1
09	06	00.0	77	72.0	43.3	157	06.9	03.3	10.8	01.8	04.0	04.8	02.8	04.7	07.7	01.4	07.1	01.6	03.7	05.2	03.0	04.6
17	00	00.0	69	69.0	36.4	161	10.9	03.1	12.6	01.7	03.5	06.0	02.8	06.0	09.5	01.4	06.8	01.5	03.6	05.0	03.3	04.7
17	05	00.0	69	57.5	37.8	161	16.0	01.5	05.6	01.9	04.0	07.5	03.7	07.4	23.6	02.9	11.5	03.3	06.4	10.5	05.7	11.4
17	09	00.0	69	57.0	32.0	161	06.5	01.3	05.1	01.5	04.1	05.3	03.1	04.1	11.6	03.1	13.7	03.1	09.1	08.4	05.7	08.0
17	11	00.0	69	64.0	33.0	161	09.9	01.4	05.6	01.5	03.4	06.8	02.8	05.6	19.5	03.6	13.6	02.6	06.8	12.6	05.3	10.8
21	00	00.0	62	62.0	32.7	162	09.1	01.4	04.9	01.7	04.7	06.4	03.8	05.1	13.8	02.9	10.0	02.9	07.8	09.7	05.7	08.1
21	01	00.0	62	61.0	26.7	162	09.8	01.3	05.7	01.6	03.5	04.6	02.9	04.2	17.0	03.0	12.9	02.8	06.2	07.7	04.7	07.5
21	02	00.0	62	57.0	30.6	162	07.0	01.3	05.6	01.6	03.5	06.9	02.8	04.1	10.8	03.1	10.9	02.5	05.7	09.9	04.3	06.6



Построены парные корреляционные зависимости характеристик, описывающих микроструктуру исследуемых сплавов (Прилож. Г, табл.Г.1), которые использовали для определения тесноты связи между фазами. Установлено, что между первыми 23-мя характеристиками (см. Прилож.Б, табл.Б.1), описывающими диффузионные процессы, связанные с изменением энергетического состояния системы, существует очень тесная связь (коэффициенты парной корреляции  $r$  в большинстве случаев превышают 0,75). Например, корреляционные уравнения для таких характеристик, как среднее положительное значение лапласиана ( $P_{16}$ ) и энергетические параметры, выражающие функцию мощности диссипации энергии ( $P_{21} - P_{23}$ ), имеют положительные знаки у коэффициентов анализируемых факторов и высокие показатели их значимости, для всех случаев  $r = 0,986$ . Это свидетельствует о прямо пропорциональном влиянии изменения внутренней энергии системы на процессы диффузии.

Для выбора наиболее подходящего, с точки зрения формирования оптимальной структуры и прочностных свойств сплава, режима на основе значимых групп показателей и последующего их отбора для выполнения дальнейшего этапа моделирования процесса термической обработки, было исследовано влияние структурной неоднородности на достигнутый показатель твердости (Прилож.Г, табл. Г.2). В этом случае неоднородность оценивали в соответствии со степенью дисперсности фаз, согласно таблице, исходных для расчета данных, как в литом состоянии, так и после ТО (см. табл.7.5).

При исследовании влияния данных характеристик, рассматривали влияние различных сочетаний фаз, выявленных при оптикоматематическом анализе металлографических изображений. Для этого отбирали варианты показаний с наиболее тесными связями ( $R_{\text{мн}} > 0,73$ ). Полученные зависимости ранжировали по убыванию коэффициента корреляции.

Установлено, что наибольшее влияние на твердость (при  $R_{\text{мн}} = 0,78$ ) оказывает структурная неоднородность, определяемая фазами, входящими в таблицу исходных для расчета данных под номерами 8, 12, 14 и 16 (см. Прилож.Г, табл.Г.2). Где 8 и 16 - это горизонтальная и вертикальная степени дисперсности условного цве-

та 5 (феррит, насыщенный углеродом – игольчатые структуры) соответственно. Поскольку для этих факторов знаки перед коэффициентами положительные, а также отмечается наибольшая значимость их показаний, то можно утверждать, что такие структуры значительно влияют на повышение твердости в результате термической обработки, что соответствует экспериментальным исследованиям авторов [40]. Учитывая, что количество такой фазы на всех изображениях исследуемых структур достигает 5% и выше (см. Прилож.А, табл.А.2), можно с уверенностью утверждать об адекватности полученного результата. В это сочетание также входят достигнутые показатели по вертикальному направлению (вдоль осей дендритов) со степенью дисперсности: средняя всех фаз (соответственно, номер 22, см. в табл.7.5) и спецкарбида с номером кода условного цвета 15 (соответственно, номер 21, см. в табл.7.5). Влияние вертикальной составляющей в большей степени согласуется со значительным влиянием такого фактора, как направление теплоотвода, на структурообразование при кристаллизации [22].

Аналогично, рассмотрены группы сочетаний по степеням дисперсности фаз, у которых значения коэффициентов корреляции с твердостью превышают 0,745 и 0,73 соответственно (см. Прилож.Г, табл.Г.2).

В первом случае, зависимостей с  $R_{\text{мн}} > 0,745$  выявлено четырнадцать вариантов. Причем, во всех случаях, как и при максимальном значении  $R_{\text{мн}}$ , присутствует горизонтальная составляющая степени дисперсности условного цвета 5, соответствующая игольчатому ферриту (соответственно, номер 8, см. в табл.7.5), а для одиннадцати случаев и вертикальная составляющая степени дисперсности этой фазы (соответственно, номер 16 на поверхности образца, см. табл.7.5).

Для второго случая при  $R_{\text{мн}} > 0,73$ , установлено также тридцать два таких сочетаний факторов. Причем, аналогично предыдущим зависимостям, в подавляющем числе случаев, в двадцати трех, присутствует горизонтальная составляющая степени дисперсности условного цвета 5, соответствующая игольчатому ферриту (соответственно, параметр №8, см. табл. 7.5).

Проведенные исследования влияния структурной неоднород-

ности на твердость гетерогенного сплава при построении модели процесса ТО показывают необходимость учета сочетания и одновременно нескольких групп фаз, выявленных при помощи оптико-математического анализа, с учетом анизотропии их свойств, возникающей в процессе кристаллизации и при термической обработке массивной отливки.

Аналогично проведен анализ влияния на твердость сочетаний других характеристик по 3-м и 4-м факторам. Выборку проводили по всем характеристикам (см. Прилож.Б, табл.Б.1), описывающим структурообразование.

Среди полученных трех факторных корреляционных зависимостей, наибольшее влияние на твердость ( $R_{\text{мн}} = 0,729$ ) оказывает сочетание характеристик  $P_{15}$ ,  $P_{19}$  и  $P_{29}$ , описывающих диффузию, мощность диссипации энергии и неоднородность структуры в вертикальном направлении по теплоотводу при кристаллизации (вдоль осей дендритов). Полученная зависимость представлена в табл.7.6.

Таблица 7.6

Корреляционная 3-х факторная зависимость твердости от характеристик (см.Прилож.Б, табл.Б.1), структуры, с наиболее тесной связью

Номер фактора ( $P_i$ )			Свободный член	Коэффициент при факторе			Значимость фактора			$R_{\text{мн}}$
1-го	2-го	3-го		1-м	2-м	3-м	1-го	2-го	3-го	
15	19	29	54.112	-2.306	2.355	-31.778	18.589	0.417	26.848	0.729

Наибольшее влияние (с отрицательным знаком) на твердость оказывает третий фактор - характеристика, описывающая долю мощности диссипации энергии. Чем больше рассеивается энергии, тем интенсивнее происходят диффузионные процессы и изменения структуры, например, распад остаточного аустенита, что приводит к понижению твердости.

При четырехфакторном корреляционном анализе рассматривали только те сочетания характеристик, для которых  $R_{\text{мн}} > 0.8$ . Количество таких вариантов находилось между 20000 и 21000. Поэтому были проведены дополнительные статистические исследования по расчету гистограмм повторяемости каждого фактора в корреляционных зависимостях.

В табл. 7.7 приведена статистика частоты (повторяемости)

факторов в корреляционных моделях твердости для коэффициентов множественной корреляции, превышающей: 0.8, 0.825, 0.85, 0.875, 0.9.

Анализируя полученную статистику, было выявлено 43 сочетания таких факторов, оказывающих значительное влияние на уровень твердости сплава ( $R_{\text{мн}} > 0.9$ ), в результате проведения ТО.

Для наглядности на основании полученной статистики, была сформирована табл.7.8, включающая такие данные. Установлено, что близко 56% от общего количества исследуемых показателей приходится на характеристики степени дисперсности ( $P_{47} - P_{62}$ ). Причем, из этих 56%, на степень дисперсности карбидных фаз ( $P_{51}-P_{53}, P_{59}-P_{61}$ ) приходится 23%; аустенита ( $P_{50}, P_{58}$ ) - 21%; фазы феррита, насыщенного углеродом ( $P_{48}, P_{56}$ ) - 2%.

Для сравнения, аналогичные исследования, проведенные на валковом хромоникелевом чугуна, выявили близко 31% характеристик, оказывающих влияние на степень дисперсности, из них: роль карбидных фаз составляет  $\sim 12.5\%$ ; аустенита - 10.5%; групп фаз феррита (условные цвета 5 и 2) - 5%. Полученные данные свидетельствуют о большем влиянии характеристик дисперсности для высокохромистого чугуна по сравнению с хромоникелевым, что можно объяснить дисперсионным твердением при кристаллизации и термической обработке в условиях длительного протекания этих процессов (до 70-80ч).

Кроме того, 16% выявленных сочетаний, включают в себя характеристики, описывающие неоднородность структуры по изменчивости условных цветов в сочетаниях ( $P_{96} - P_{100}$ ). Для хромоникелевых чугунов количество сочетаний с такими характеристиками достигает 49%, что свидетельствует о более высокой фазовой неоднородности, чем у высокохромистых чугунов, в первую очередь, из-за наличия легированного ледебурита, который оказывает решающее влияние на твердость таких сплавов.

Кроме того, примерно, 9% сочетаний содержат характеристики, описывающие функцию мощности диссипации энергии ( $P_{17-23}, P_{87-95}, P_{101-106}$ ), вследствие рассеяния энергии при протекании процессов структурообразования из-за интенсификации диффузии при термообработке. Также около 3% (2% для хромоникелевых чугунов) сочетания факторов с высоким коэффициентом корреляции

ляции, включают в себя и возможность контроля по коэрцитивной силе ( $P_{108}$ ), что согласуется с проведенными ранее исследованиями [22].

На основании выполненных оценок, однозначно следует, что в процессе термической обработки на твердость наибольшее влияние оказывают, в порядке убывания (для высокохромистого и хромоникелевого чугунов соответственно), характеристики: степени дисперсности фаз (до 56 и 36%); неоднородность структуры по изменчивости условных цветов в сочетаниях (до 16 и 49%); функции мощности диссипации энергии (до 9%); показания коэрцитивной силы (3 и 2%).

Поскольку на твердость для высокохромистых сплавов, решающее влияние оказывают характеристики, описывающие неоднородность структуры, оцениваемой степенью дисперсности, представляется необходимым исследовать зависимость анализируемых характеристик (см. Прилож.Б, табл.Б.1) от таких факторов.

Исходя из факторов, характеризующих степень дисперсности фазовых составляющих (их условных цветов) - с учетом анизотропии, формируемой относительно направления отвода тепла в период кристаллизации сплава (согласно, Прилож.Б.табл.Б.1,  $P_i=47...62$ ), а также протекающих при ТО диффузионных процессов, которые описывают полученные значения средней дивергенции для игольчатых структур ( $P_{02}$ ), получены корреляционные зависимости со всеми анализируемыми характеристиками (см. Прилож.Б, табл.Б.1), описывающими состояние структуры.

Путем перебора по 4 таким 16-ти факторов, характеризующих степень дисперсности, и постоянного -  $P_{02}$ , были выбраны их комбинации с наибольшим коэффициентом корреляции. Установлено, что во всех случаях фактор  $P_{02}$ , имел высокую значимость. Коэффициенты корреляции по всем анализируемым факторам также имели высокие значения, во многих случаях  $R_{\text{min}} > 0.9$ . При этом, для обработки использовали данные из сформированной вспомогательной таблицы (см. табл.7.5). Полученные результаты представлены в Приложении Г, табл.Г.2. На основании этих данных отобраны характеристики (см. Приложении Г, табл.Г.3), наиболее зависимые от факторов, описывающих степень дисперсности ( $P_i = 47...62$ ) и диффузионный процесс ( $P_{02}$ ).

Таблица 7.7

Статистика частоты (повторяемости) факторов, оценивающих твердость при  $R_{\text{MH}} > 0,8$ 

Фактор $P_i$	Частота повторяемости фактора % ( $R_{\text{MH}} >$ )					Фактор $P_i$	Частота повторяемости фактора, % ( $R_{\text{MH}} >$ )					Фактор $P_i$	Частота повторяемости фактора, % ( $R_{\text{MH}} >$ )					Фактор $P_i$	Частота повторяемости фактора, % ( $R_{\text{MH}} >$ )				
	0,8	0,825	0,85	0,875	0,9		0,8	0,825	0,85	0,875	0,9		0,8	0,825	0,85	0,875	0,9		0,8	0,825	0,85	0,875	0,9
1	2	3	4	1	2	1	2	1	2	5	6	1	2	1	2	5	6	1	2	1	2	5	6
01	0.285	0.220	0.364	0.184	0.000	26	0.465	0.207	0.107	0.276	0.000	49	0.741	0.638	0.385	0.551	0.556	80	0.721	0.692	0.342	0.276	0.000
02	0.757	0.243	0.342	0.368	0.556	27	0.344	0.171	0.171	0.184	0.556	50	0.577	0.481	0.214	0.184	1.111	81	1.724	2.120	4.662	8.640	5.000
03	0.351	0.332	0.299	0.184	0.000	28	1.699	1.657	1.347	0.919	1.111	51	0.437	0.382	0.299	0.276	1.111	82	0.338	0.292	0.257	0.184	0.000
04	0.548	0.350	0.321	0.368	0.556	29	1.142	1.311	1.647	0.460	1.111	52	4.909	7.756	14.93	22.34	22.78	83	0.352	0.319	0.128	0.184	0.000
05	1.859	1.922	1.540	1.011	0.556	30	0.356	0.368	0.128	0.184	1.111	53	0.469	0.305	0.364	0.276	1.111	87	1.980	1.801	0.043	0.092	0.000
06	0.591	0.772	0.342	0.368	0.000	31	0.951	1.221	1.369	0.368	0.000	54	1.178	1.316	1.604	2.022	1.667	88	0.664	0.588	0.299	0.276	0.000
07	1.864	1.904	1.625	1.011	0.556	32	0.286	0.251	0.150	0.184	0.000	55	0.660	1.001	0.855	0.368	0.000	89	2.211	1.864	2.074	0.735	1.111
09	1.294	1.114	1.433	0.643	0.000	33	0.415	0.220	0.128	0.184	0.000	56	0.479	0.319	0.321	0.643	0.000	90	2.267	1.962	3.229	1.471	0.000
10	0.420	0.485	0.278	0.368	0.000	34	0.500	0.404	0.342	0.184	0.556	57	1.044	1.257	1.625	1.563	1.111	91	1.030	0.930	0.920	0.184	0.000
11	1.182	0.992	0.791	0.368	0.000	35	0.563	0.404	0.278	0.184	0.000	58	2.813	2.596	6.138	17.92	20.56	92	1.008	0.876	0.877	0.184	0.000
12	0.421	0.507	0.257	0.460	0.556	36	0.499	0.359	0.278	0.184	0.556	59	0.643	1.087	3.764	0.827	0.556	96	1.465	1.567	0.962	1.103	0.556
13	1.368	2.030	1.326	1.103	2.222	37	0.440	0.296	0.150	0.184	0.000	60	8.799	9.983	5.988	0.735	1.111	97	0.821	0.696	0.428	0.276	0.000
15	0.626	0.310	0.342	0.184	1.111	38	0.408	0.229	0.278	0.368	0.556	61	0.739	0.651	0.556	0.368	0.000	98	1.718	2.174	4.833	8.824	15.56
16	0.288	0.193	0.128	0.184	0.000	39	0.472	0.328	0.278	0.368	0.556	62	1.019	0.763	1.411	1.563	0.000	99	0.515	0.422	0.278	0.184	0.000
17	1.279	1.177	1.406	0.184	0.000	40	0.446	0.310	0.171	0.368	0.556	63	0.583	0.867	0.321	0.368	0.000	100	0.631	0.494	0.192	0.184	0.000
18	0.274	0.085	0.086	0.184	0.000	42	0.546	0.570	0.214	0.368	0.556	67	0.649	0.781	0.470	0.184	0.000	101	1.413	1.334	0.406	0.184	0.000
19	1.514	1.428	1.262	0.735	0.556	43	0.453	0.395	0.235	0.368	0.556	68	0.430	0.463	0.984	0.184	0.000	102	1.083	0.957	0.470	0.368	0.000
21	1.227	0.862	0.877	0.551	0.556	44	0.375	0.431	0.150	0.368	0.556	72	0.924	1.356	0.599	0.184	0.556	103	2.029	1.787	1.689	0.735	1.111
22	0.176	0.004	0.000	0.000	0.000	45	0.378	0.436	0.150	0.368	0.556	73	0.601	0.997	0.235	0.184	0.556	104	2.326	2.209	2.459	1.379	0.000
23	0.176	0.004	0.000	0.000	0.000	46	0.440	0.350	0.235	0.368	0.556	77	0.356	0.171	0.150	0.184	0.000	105	1.328	1.114	1.027	0.184	0.000
24	0.887	0.867	0.791	0.460	0.000	47	0.488	0.382	0.513	0.368	1.111	78	0.392	0.525	0.449	0.184	0.000	106	1.330	1.123	1.005	0.184	0.000

Таблица 7.8

Сочетания факторов (см.Прилож.Б, табл.Б.1) в моделях, оценивающих твердость при  $R_{\text{мн}} > 0.9$

Номер фактора $P_i$ в выв- ленном сочетании				$R_{\text{мн}}$	Номер фактора $P_i$ в выв- ленном сочетании				$R_{\text{мн}}$
1	2	3	4	5	1	2	3	4	5
2	52	58	98	0.905	43	52	58	98	0.904
4	52	58	98	0.905	44	52	58	98	0.903
5	13	60	108	0.902	45	52	58	98	0.903
7	13	48	52	0.909	46	52	58	98	0.903
12	52	58	98	0.901	47	52	57	79	0.912
13	28	48	52	0.902	47	52	57	96	0.917
13	28	60	108	0.903	49	52	58	98	0.902
15	52	58	81	0.904	50	52	58	81	0.906
15	52	58	98	0.905	50	52	58	98	0.909
19	48	54	108	0.901	51	52	58	81	0.918
21	48	54	108	0.902	51	52	58	98	0.921
27	52	58	98	0.904	52	53	58	81	0.905
29	52	58	81	0.902	52	53	58	98	0.911
29	52	58	98	0.907	52	54	58	98	0.901
30	52	58	81	0.91	52	58	59	98	0.906
30	52	58	98	0.912	52	58	72	98	0.901
34	52	58	98	0.901	52	58	73	98	0.905
36	52	58	98	0.901	52	58	81	89	0.906
38	52	58	98	0.905	52	58	81	103	0.906
39	52	58	98	0.905	52	58	81	108	0.913
40	52	58	98	0.901	52	58	89	98	0.91
42	52	58	98	0.903	52	58	98	103	0.91
					52	58	98	108	0.916

Установлено, что характеристики изменчивости ( $P_{96}$ ), а также задаваемые статистическим распределением по типам фаз ( $P_{79}$ ), одного условного цвета в локальной зоне, имеют максимальную тесноту связи ( $R_{\text{мн}}=0.98$ ) с факторами, оценивающими степень их дисперсности. В горизонтальном направлении - по среднему значению, а в вертикальном (в направлении отвода тепла при кристаллизации сплава) – для сочетания фаз, коды условного цвета которых, согласно №, соответствуют: 1 – нелегированному ферриту, 6 – игольчатому ферриту, 15 – спецкарбидам. Причем, влияние этих факторов уменьшается по глубине рабочего слоя.

Также установлена существенная связь, между факторами, оце-

нивающими степень дисперсности структуры с характеристиками, описывающими диффузионные процессы при структурообразовании ( $P_i=05, 07, 09, 11, 13, 17, 19, 21$ ).

### 7.5. Математическое моделирование режимов термической обработки

Основываясь на проведенных исследованиях по анализу факторов, наиболее полно характеризующих диффузионные процессы структурообразования сплава и, влияющих на свойства, был проведен третий этап математического моделирования режимов ТО. Подход к проведению такого моделирования, заключался в решении оптимизационной задачи нахождения параметров процесса термической обработки, соответствующих оптимальным значениям характеристик, описывающих состояние сплава (см. Прилож.Б, табл.Б.1), с использованием разработанного алгоритма.

На первой стадии использования алгоритма случайным образом назначали параметры термической обработки. Это температурные и временные режимы: средняя температура и время всего процесса ТО ( $T, \tau$ ), а также только нагрева и выдержки ( $T_2, \tau_2$ ), значения которых находились в пределах приведенных (усредненных) величин для всех экспериментальных режимов (см.табл.7.3). Затем, по корреляционной зависимости и формуле (7.10) рассчитывали все выбранные значения аргументов (характеристик  $P_i$ ) для каждого задаваемого режима термической обработки, где в качестве фактора наследственности принимали значение характеристики для сплава в литом состоянии. После первого этапа вычислений для каждого значения аргумента ( $P_i$ ) было получено по 3 гистограммы с учетом трех значений фактора наследственности ( $H_i$ , его минимального, среднего и максимального). Каждую такую гистограмму условно разбивали равномерно на  $n-1$  интервалов, включающих  $n$  значений, рассчитанных характеристик  $P_i$ . Полученные интервалы соответствовали моделируемым режимам термической обработки, где  $n$  –соответствовало номеру такого режима.

Исходя из того, что полученные корреляционные зависимости линейны, см. (7.10), и график каждой из рассчитанной по ним гистограмме может представлять только один из 4-х определенных видов кривых (выпуклые или вогнутые, а также, убывающие или возрас-



тающие), то возможен только один перегиб кривой, соответствующий экстремальному значению функции характеристики  $P_i$ . В соответствии с этим, во всех полученных гистограммах по аргументам функции ( $P_i$ ), проводили отбор максимальных либо минимальных значений, находящихся в одном из  $n-1$  интервалов, соответствующих  $n$ -му режиму ТО.

На второй стадии исследований с использованием алгоритма проводили поиск оптимальных параметров процесса термической обработки ( $T, \tau, T_2, \tau_2$ ), путем постепенного сужения интервалов их значений. При проведении вычислительного эксперимента строили корреляционные зависимости, согласно формуле (7.12), где в качестве фактора наследственности принимали значения характеристик  $P_i$ , отобранных при выполнении 1-го этапа по трем гистограммам для отличающихся значений  $H_i$ . При этом, температурные и временные параметры всего процесса ( $T$  и  $\tau$ ) задавали в виде функций при помощи генератора случайных чисел в интервале (0,1).

$$P_i = a_0 + a_1 \cdot T + a_2 \cdot \tau + a_3 \cdot (b_0 + b_1 \cdot T) + a_4 \cdot (c_0 + c_1 \cdot \tau) + a_5 \cdot P_{i-1}, \quad (7.12)$$

где  $a_0, a_1, a_2, a_3, b_0, b_1, a_4, c_0, c_1, a_5$  - рассчитанные по экспериментальным данным коэффициенты корреляции, не зависящие (постоянные) от перехода режима к режиму;  $P_i$  - расчетное значение аргумента функции, характеризующей структурное состояние сплава при задаваемых режимах ТО;  $P_{i-1}$  - отобранные значения аргумента функции из предыдущего расчета (фактор наследственности);  $T$  - средняя температура для всего  $l$ -го режима термообработки;  $\tau$  - общее время режима ТО.

Случайные функции  $T$  и  $\tau$ , характеризующие моделируемый режим термообработки, задавали согласно следующим зависимостям:

$$T = T_{min} + (T_{max} - T_{min}) \cdot R_1, \quad (7.13)$$

$$\tau = \tau_{min} + (\tau_{max} - \tau_{min}) \cdot R_2, \quad (7.14)$$

где  $T_{min}$  и  $T_{max}$  - задаваемые минимальное и максимальное значения средней температуры режима;  $R_1, R_2$  - генерируемые случайные равномерно распределенные на отрезке (0,1) числа;  $\tau_{min}$  и  $\tau_{max}$  - задаваемые минимальное и максимальное значения общего времени режима.

Поскольку средние температуры только нагрева и выдержки

тесно связаны со средними температурами всего режима с учетом остывания печи, то температуру  $T_2$  и время  $\tau_2$  нагрева и выдержки для моделируемых режимов ТО выражали в соответствии с зависимостями:

$$T_2 = b_0 + b_1 \cdot T, \quad (7.15)$$

$$\tau_2 = c_0 + c_1 \cdot \tau, \quad (7.16)$$

где  $b_0$ ,  $b_1$  и  $c_0$ ,  $c_1$  – коэффициенты, рассчитываемые по корреляционным зависимостям между средними температурами и временем всего процесса нагрева и выдержки соответственно, при максимальном значении коэффициента корреляции  $R_{\text{мн}} = 0.927$ , рассчитанного для различных режимов.

Из полученных в результате вычислений величин параметров режимов ТО (для каждой из 3-х гистограмм, согласно первой стадии использования алгоритма) выбирали те значения, которые соответствовали рассчитанным оптимальным аргументам функций анализируемых характеристик  $P_i$ .

Далее проводили новый цикл вычисления второй стадии алгоритма, задавая новые параметры для корреляционной зависимости, согласно формуле (7.12), соответствующие режимам процесса термической обработки и фактору наследственности, отбрасывая в полученной гистограмме интервалы с минимальным значением аргументов оптимизируемой функции так, чтобы не ухудшить функцию цели и ограничения.

Выполнение второй стадии вычисления алгоритма проводили заново до тех пор, пока не был получен максимально узкий интервал значений параметров режимов термообработки, при котором имели место экстремумы аргументов функций характеристик, описывающих структурное состояние сплава. При построении данных математических моделей процесса выбирали число сгенерированных случайных чисел  $R_1$  и  $R_2$ , равных числу циклов, каждый из которых соответствовал бы определенному режиму термической обработки. Всего количество циклов выбирали равным 1000. Соответственно были получены гистограммы распределения значений  $P_i$  в зависимости от величины параметров тысячи режимов термической обработки. Для трех вариантов гистограмм получили соответствующие значения с различными наследственными факторами.

В завершении из полученных гистограмм выбирали такие режимы ТО, которые соответствовали экстремумам аргументов функций характеристик, описывающих структурное состояние сплава, т.е. они соответствовали их оптимальным значениям.

Поскольку требования к твердости и фазовому составу являются основополагающими для изделий, изготавливаемых из исследуемых хромсодержащих материалов [22, 101], то в качестве примера, рассмотрели решение оптимизационной задачи для функций, характеризующих твердость ( $P_{107}$ ), фазовый состав сплава: долю аустенита ( $P_{72}$ ) и, оказывающие влияние на уровень твердости, структуры игольчатого феррита ( $P_{68}$ ), а также структурную неоднородность в виде изменчивости сочетания условных цветов ( $P_{99}$  и  $P_{100}$ ). Также решали такую задачу для функции мощности диссипации энергии при изменениях дислокационной структуры, при этом проводя анализ по сочетаниям 5-ти условных цветов ( $P_{106}$ ) для области изображения размером  $3 \times 3$  пикселя, для повышения точности выявления изменений в локальных зонах. Построение математической модели режимов процесса термической обработки - дестабилизирующего отжига проводили для изделий из высокохромистого чугуна (см. Прилож. А, табл. А.3-А.7).

При использовании первой стадии алгоритма, был проведен вычислительный эксперимент, в результате которого получены гистограммы распределения аргументов оптимизируемых функций (соответствующие минимальному, среднему и максимальному значению фактора наследственности  $H_i$ ), характеризующих структурное состояние исследуемого сплава после экспериментальных режимов дестабилизирующего отжига, согласно табл.7.3 (см.рис.7.1).

Полученные в результате выполнения первой стадии исследований, в соответствии с алгоритмом, гистограммы распределения аргументов функций предложенных характеристик представлены в табл.7.9-7.11. При этом, каждую полученную гистограмму разбивали на 9 интервалов, включающих 10 значений, рассчитанных характеристик  $P_i$ , соответствующих 10 режимам термической обработки ( $n =$  от 2 до 11). В качестве дополнительного режима ( $n=1$ ) принимали литое состояние сплава.

Таблица 7.9

Гистограммы распределения твердости, в зависимости от моделируемых режимов ТО в заданных 10 интервалах значений, при различном факторе наследственности литого состояния

№ моделируемого режима ТО (n)	Гистограмма 1 ( $P_{107Л} = 62$ HS)		Гистограмма 2 ( $P_{107Л} = 70$ HS)		Гистограмма 3 ( $P_{107Л} = 77$ HS)	
	доля, %	$P_{107}$	доля, %	$P_{107}$	доля, %	$P_{107}$
1	0	50	0	50	0	50
2	18,8	53,5	0	53,5	0	53,5
3	33,9	57	19,5	57	0	57
4	33,6	60,5	33,8	60,5	25,1	60,5
5	13,7	64	33,3	64	31,5	64
6	0	67,5	13,4	67,5	34,7	67,5
7	0	71	0	71	8,7	71
8	0	74,5	0	74,5	0	74,5
9	0	78	0	78	0	78
10	0	81,5	0	81,5	0	81,5
11	0	85	0	85	0	85

Поскольку на твердость сплава, помимо карбидной фазы, оказывает влияние структура металлической матрицы, было проведено исследование фактора режима термической обработки (различных отжигов), при которых формируемые игольчатые структуры максимально способствовали ее повышению (см.табл.7.10).

Однако, при моделировании процесса термической обработки для изделий, работающих в условиях, вызывающих фазовые превращения (высокие удельные давления, циклические температурные воздействия, трение и т.д.), приводящие к дестабилизации структуры, необходимо учитывать такой фактор, как наличие остаточного аустенита. Одновременно анализировали влияние режимов ТО на распад остаточного аустенита с учетом фактора наследственности структуры литого металла (см. табл. 7.11).

Поскольку обеспечение надежной работы и повышение эксплуатационной стойкости таких изделий определяется степенью деградации металла с развитием неоднородности фаз, их повреждаемостью, что связано с накоплением деформаций и развитием диффузионных процессов при эксплуатации, представляется необходимым включение в математическую модель характеристик, описывающих изменение дислокационной структуры и степени

неоднородности не только рядом расположенных зерен, но локальных участков - в пределах одного.

Таблица 7.10

Гистограммы распределения доли игольчатых структур, в зависимости от моделируемых режимов ТО в заданных 10 интервалах значений, при различном факторе наследственности литого состояния

№ моделируемого режима ТО (n)	Гистограмма 1 ( $P_{68л} = 10.9\%$ )		Гистограмма 2 ( $P_{68л} = 18.8\%$ )		Гистограмма 3 ( $P_{68л} = 26.6\%$ )	
	доля, %	$P_{68}$ , %	доля, %	$P_{68}$	доля, %	$P_{68}$ , %
1	0	6	0	6	0	6
2	0	8.1	0	8.1	0	8.1
3	20.2	10.2	0	10.2	0	10.2
4	70.4	12.3	9.5	12.3	0	12.3
5	9.4	14.4	68.2	14.4	2.1	14.4
6	0	16.5	22.3	16.5	60.9	16.5
7	0	18.6	0	18.6	37	18.6
8	0	20.7	0	20.7	0	20.7
9	0	22.8	0	22.8	0	22.8
10	0	24.9	0	24.9	0	24.9
11	0	27	0	27	0	27

Таблица 7.11

Гистограммы распределения доли аустенита, в зависимости от моделируемых режимов ТО в заданных 10 интервалах значений, при различном факторе наследственности литого состояния

№ моделируемого режима ТО (n)	Гистограмма 1 ( $P_{72л} = 1.8\%$ )		Гистограмма 2 ( $P_{72л} = 3.2\%$ )		Гистограмма 3 ( $P_{72л} = 4.4\%$ )	
	доля, %	$P_{72}$ , %	доля, %	$P_{72}$ , %	доля, %	$P_{72}$ , %
1	0	0	0	0	0	0
2	0	1.2	0	1.2	0	1.2
3	0	2.4	0	2.4	0	2.4
4	47.9	3.6	19.6	3.6	0	3.6
5	51.8	4.8	53.4	4.8	49.6	4.8
6	0.3	6	27	6	50.2	6
7	0	7.2	0	7.2	0.2	7.2
8	0	8.4	0	8.4	0	8.4
9	0	9.6	0	9.6	0	9.6
10	0	10.8	0	10.8	0	10.8
11	0	12	0	12	0	12

Фазовые превращения, протекающие в результате дестабилизирующей термической обработки в легированных железоуглеро-

дистых сплавах, вызывают повышение интенсивности диссипации свободной энергии (как функции мощности) и изменения в дислокационной структуре, что приводит к их подвижности, частичной аннигиляции и уменьшению неоднородности структуры. Поэтому, в качестве оптимального критерия, описывающего изменения дислокационной структуры, использовали максимальное значение функции мощности диссипации энергии.

В связи с этим, были проведены исследования по выявлению влияния режимов ТО на локальную фазовую неоднородность, а также изменение мощности диссипации энергии при развитии структурных напряжений с учетом различной степени влияния фактора наследственности (табл. 7.12-7.14). Это позволило выбрать наиболее оптимальные значения величин  $P_i$ , характеризующих твердость, долю остаточного аустенита и игольчатых структур, степень их неоднородности после первой стадии выполнения алгоритма, с учетом всего интервала этих величин в литом состоянии (минимального, среднего и максимального показателей).

Таблица 7.12

Гистограммы распределения мощности диссипации энергии для сочетания 5-ти условных цветов, соответствующих определенным фазам, в зависимости от моделируемых режимов ТО в заданных 10 интервалах значений, при различном факторе наследственности литого состояния

№ моделируемого режима ТО (n)	Гистограмма 1 ( $P_{106л} = 0$ )		Гистограмма 2 ( $P_{106л} = 150$ )		Гистограмма 3 ( $P_{106л} = 300$ )	
	доля, %	$P_{106}$	доля, %	$P_{106}$	доля, %	$P_{106}$
1	51.5	0	12.1	0	0	0
2	4.2	30	1.7	30	0	30
3	4.8	60	3.1	60	0.3	60
4	4	90	3	90	0.3	90
5	4.5	120	3.9	120	1.1	120
6	3.4	150	4.1	150	0.8	150
7	4.2	180	3.9	180	1.4	180
8	3.3	210	4.2	210	0.9	210
9	2.8	240	4.8	240	1.2	240
10	3.3	270	4.5	270	2	270
11	14	300	54.7	300	92	300

Следует отметить, что для всех полученных гистограмм распределения исследуемых характеристик, ненулевые их значения в

выбранных интервалах параметров термообработки, приходится всего лишь на ограниченное число режимов (~ 2-3 значения).

Таблица 7.13

Гистограммы распределения изменчивости при сочетании 4-х условных цветов, соответствующих определенным фазам, в зависимости от моделируемых режимов ТО в заданных 10 интервалах значений, при различном факторе наследственности литого состояния

№ моделируемого режима ТО (n)	Гистограмма 1 ( $P_{99л} = 0\%$ )		Гистограмма 2 ( $P_{99л} = 2.3\%$ )		Гистограмма 3 ( $P_{99л} = 4.6\%$ )	
	доля, %	$P_{99}, \%$	доля, %	$P_{99}, \%$	доля, %	$P_{99}, \%$
1	48.2	0	0	0	0	0
2	10.8	0.5	0.2	0.5	0	0.5
3	13.5	1	2.1	1	0	1
4	9	1.5	3.3	1.5	0	1.5
5	8.2	2	7.5	2	0	2
6	4.7	2.5	8.9	2.5	0	2.5
7	4.4	3	11	3	0	3
8	1.2	3.5	12.5	3.5	0	3.5
9	0	4	10.7	4	0	4
10	0	4.5	13	4.5	1.8	4.5
11	0	5	30.8	5	98.2	5

Таблица 7.14

Гистограммы распределения изменчивости при сочетании 5-ти условных цветов, соответствующих определенным фазам, в зависимости от моделируемых режимов ТО в заданных 10 интервалах значений, при различном факторе наследственности литого состояния

№ моделируемого режима ТО (n)	Гистограмма 1 ( $P_{100л} = 0\%$ )		Гистограмма 2 ( $P_{100л} = 0.55\%$ )		Гистограмма 3 ( $P_{100л} = 1.1\%$ )	
	доля, %	$P_{100}, \%$	доля, %	$P_{100}, \%$	доля, %	$P_{100}, \%$
1	63.1	0	0	0	0	0
2	13.8	0.15	0.1	0.15	0	0.15
3	10.8	0.3	2.5	0.3	0	0.3
4	6.1	0.45	5.1	0.45	0	0.45
5	5.2	0.6	8.6	0.6	0	0.6
6	1	0.75	12.7	0.75	0	0.75
7	0	0.9	15.2	0.9	0	0.9
8	0	1.05	16.2	1.05	0	1.05
9	0	1.2	14.2	1.2	0	1.2
10	0	1.35	11.6	1.35	1.9	1.35
11	0	1.5	13.8	1.5	98.1	1.5

Это указывает на необходимость построения модели процесса термической обработки путем поиска компромиссных режимов, удовлетворяющих оптимальным значениям всех рассматриваемых функций.

Полученные гистограммы позволяют выявить режимы термической обработки, в результате которых возможно получение максимальных показателей твердости, за счет оптимизации доли игольчатых структур, изменчивости по сочетаниям 4-х и 5-ти условным цветам на фрагментах изображений  $3 \times 3$  пикселя, а также мощности диссипации энергии и достижения минимального уровня остаточного аустенита. Согласно табл.7.9-7.14, такими режимами являются по гистограмме 1 (соответствующей минимальному значению фактора наследственности): значения твердости ( $P_{107Л}$ ) и доли игольчатых структур ( $P_{68Л}$ ) – режим 5, доли остаточного аустенита ( $P_{72Л}$ ) – режим 4, изменчивости сочетания условных цветов ( $P_{99}$  и  $P_{100}$ ) - режимы 8 и 6 соответственно, мощности диссипации энергии ( $P_{106}$ ) - режим 11. А по гистограмме 2 (соответствующей среднему показателю фактора наследственности), с учетом твердости и доли игольчатых структур - это режим 6; доля остаточного аустенита минимальна по обработке в соответствии с режимом 4. Изменчивость сочетания условных цветов ( $P_{99}$  и  $P_{100}$ ) и мощность диссипации энергии ( $P_{106}$ ) оптимальны по режиму 11. По гистограмме 3 (для максимального значения фактора наследственности) оптимальная твердость и доля игольчатых структур достигаются в соответствии с режимом 7; по доле остаточного аустенита – режимом 5; изменчивости сочетания условных цветов ( $P_{99}$  и  $P_{100}$ ) и мощности диссипации энергии ( $P_{106}$ ) - режимом 11.

Эти режимы термической обработки использовали при выполнении 2-го периода расчетов с алгоритмом, где для выполнения 1-го цикла вычислений использовали формулы (7.14)-(7.18). Далее, аналогично ранее приведенным, были выполнены 1000 циклов вычислений второго периода. Для удобства анализа, рассчитанные значения параметров режимов термической обработки были отсортированы последовательно по их возрастанию с учетом времени нагрева и выдержки, средней температуры нагрева и выдержки, а также с учетом общего времени и температуры режима. В табл.7.15-7.20 представлены только части гистограмм,



соответствующие значения режимов термической обработки, у которых коэффициент корреляции  $> 0.9$ .

В полученных моделях (см. табл. 7.15-7.20) указаны приведенные температурные и временные параметры обработки, где  $T$  и  $\tau$  - средняя температура и общее время для всего  $n$ -го режима термообработки;  $T_2$  и  $\tau_2$  - температура и время нагрева и выдержки. Далее такие приведенные (усредненные) режимы термической обработки соотносили с реальными параметрами путем решения системы уравнений по формулам (7.2) и (7.3) для каждого этапа обработки данных.

Таблица 7.15  
Математические модели режимов процесса термической обработки, полученные по оптимизации аргумента функции твердости ( $P_{107}$ )

Гистограмма 1 $n=5, P_{107,max}=64HS$					Гистограмма 2 $n=6, P_{107,max}=67.5HS$					Гистограмма 3 $n=3, P_{107,max}=71HS$				
$T, ^\circ C$	$\tau, ч$	$T_2, ^\circ C$	$\tau_2, ч$	$P_{107}, HS$	$T, ^\circ C$	$\tau, ч$	$T_2, ^\circ C$	$\tau_2, ч$	$P_{107}, HS$	$T, ^\circ C$	$\tau, ч$	$T_2, ^\circ C$	$\tau_2, ч$	$P_{107}, HS$
1	2	3	4	5	1	2	3	4	5	1	2	3	4	5
337.4	4042.7	342.8	17.8	63.4	337.5	4042.7	343.0	18.6	67.3	337.4	4042.6	342.8	17.6	69.2
162.1	43.8	256.7	4.8	64.0	159.6	47.4	253.6	5.1	67.5	145.1	50.0	235.9	5.3	71.0
159.6	47.4	253.6	5.1	64.1	159.0	45.7	252.9	5.0	67.5	144.0	47.8	234.5	5.1	71.0
159.0	45.7	252.9	5.0	64.1	157.8	40.4	251.5	4.5	67.5	140.9	48.9	230.8	5.2	71.1
111.3	27.0	194.5	3.4	65.4	111.3	27.0	194.5	3.4	68.8	111.3	27.0	194.5	3.4	71.8
110.3	41.7	193.3	4.6	65.6	110.3	41.7	193.3	4.6	69.0	110.3	41.7	193.3	4.6	72.0
110.1	31.5	193.0	3.7	65.5	110.1	31.5	193.0	3.7	68.9	110.1	31.5	193.0	3.7	71.9

Таблица 7.16  
Математические модели режимов процесса термической обработки, полученные по минимизации аргумента функции, характеризующей долю остаточного аустенита ( $P_{72}$ )

Гистограмма 1 $n=4, P_{72,min}=3.6\%$					Гистограмма 2 $n=4, P_{72,min}=3.6\%$					Гистограмма 3 $n=5, P_{72,min}=4.8\%$				
$T, ^\circ C$	$\tau, ч$	$T_2, ^\circ C$	$\tau_2, ч$	$P_{72}, \%$	$T, ^\circ C$	$\tau, ч$	$T_2, ^\circ C$	$\tau_2, ч$	$P_{72}, \%$	$T, ^\circ C$	$\tau, ч$	$T_2, ^\circ C$	$\tau_2, ч$	$P_{72}, \%$
1	2	3	4	5	1	2	3	4	5	1	2	3	4	5
439.6	25.5	596.5	13.2	04.6	439.6	25.5	596.5	13.2	04.3	439.6	25.5	596.5	13.2	04.8
439.0	22.2	595.8	2.1	04.6	439.0	12.2	595.8	02.1	04.2	439.0	12.2	595.8	2.1	04.8
438.5	10.6	595.1	2.0	04.6	347.4	20.2	483.6	02.8	03.6	438.5	10.6	595.1	2.0	04.8
434.8	10.8	590.6	2.0	04.5	347.3	19.8	483.5	02.8	03.6	337.4	42.6	342.8	17.4	01.8
337.4	42.6	342.8	17.4	01.8	345.1	15.7	480.8	02.4	03.6	271.3	10.6	390.4	2.0	02.7
					337.4	42.6	342.8	17.4	01.8					

Таблица 7.17

Математические модели режимов процесса термической обработки, полученные по оптимизации аргумента функции, характеризующей долю игольчатых структур феррита ( $P_{68}$ )

Гистограмма 1 n=5, $P_{68max}$ =14.4%					Гистограмма 2 n=6, $P_{68max}$ = 16.5%					Гистограмма 3 n=7, $P_{68max}$ =18.6%				
T,°C	$\tau$ ,ч	T2,°C	$\tau$ 2,ч	$P_{68}$ ,%	T,°C	$\tau$ ,ч	T2,°C	$\tau$ 2,ч	$P_{68}$ ,%	T,°C	$\tau$ ,ч	T2,°C	$\tau$ 2,ч	$P_{68}$ ,%
1	2	3	4	5	1	2	3	4	5	1	2	3	4	5
337.6	42.6	342.3	17.7	14.3	365.4	10.7	505.6	2.0	16.6	439.0	12.2	595.8	2.1	18.6
286.9	10.3	409.5	1.9	14.4	349.4	11.5	486.0	2.0	16.6	438.5	10.6	595.1	2.0	18.7
286.3	10.6	408.8	2.0	14.6	338.7	12.6	472.9	2.1	16.6	434.8	10.8	590.6	2.0	18.7
282.6	10.2	404.3	1.9	14.5	337.4	42.8	342.8	17.9	16.9	337.4	042.7	342.8	17.8	19.4
113.4	16.1	197.1	2.4	14.9	111.7	12.4	195.0	2.1	17.7	111.6	16.4	194.9	2.5	20.0
111.7	12.4	195.0	2.1	15.2	111.6	16.4	194.9	2.5	17.4	111.3	27.0	194.5	3.4	19.2
111.6	16.4	194.9	2.5	14.9	111.3	27.0	194.5	3.4	16.7	110.1	31.5	193.0	3.7	19.0

Таблица 7.18

Математические модели режимов процесса термической обработки, полученные по оптимизации аргумента функции, характеризующей изменчивость состава фазы при сочетании 4-х условных цветов в анализируемой ячейке 3×3 пикселя ( $P_{99}$ )

Гистограмма 1 n=8, $P_{99max}$ =3.5 пикселя					Гистограмма 2 n=11, $P_{99max}$ =5 пикселей					Гистограмма 3 n=11, $P_{99max}$ =5 пикселей				
T,°C	$\tau$ ,ч	T2,°C	$\tau$ 2,ч	$P_{99}$	T,°C	$\tau$ ,ч	T2,°C	$\tau$ 2,ч	$P_{99}$	T,°C	$\tau$ ,ч	T2,°C	$\tau$ 2,ч	$P_{99}$
1	2	3	4	5	1	2	3	4	5	1	2	3	4	5
439.6	25.5	596.5	13.2	3.9	439.6	25.5	596.5	13.2	6.6	439.6	25.5	596.5	13.2	8.2
438.5	10.6	595.1	2.0	4.0	439.5	25.2	596.4	3.2	6.6	439.5	25.2	596.4	3.2	8.2
434.8	10.8	590.6	2.0	3.9	439.0	12.2	595.8	2.1	7.5	439.0	12.2	595.8	2.1	8.1
411.1	12.1	561.6	2.1	3.5	337.3	42.6	342.8	17.4	4.6	337.4	42.6	342.8	17.6	7.9
407.4	11.4	557.1	2.0	3.5	147.6	10.7	239.0	2.0	3.8	111.3	27.0	194.5	3.4	5.9
404.1	10.5	553.0	2.0	3.5	136.0	11.8	224.7	2.1	3.6	110.3	41.7	193.3	4.6	5.0
337.3	43.2	352.2	18.9	3.6	131.7	10.5	219.5	2.0	3.7	110.1	31.5	193.0	3.7	5.6

Анализируя полученные математические модели с максимальными коэффициентами корреляции (см.табл.7.16-7.20), установлено, что наибольшие значения для оцениваемых характеристик  $P_{68}$ ,  $P_{99}$ ,  $P_{100}$ ,  $P_{106}$ , описывающих степень неоднородности структуры исследуемых сплавов после их термической обработки, соответствуют 3-х ступенчатому высокотемпературному режиму нагрева (аустенитизации) с быстрым охлаждением при нормализации от 920°C (приведенный режим: T=439.6°C, T<sub>2</sub>=596.5°C,  $\tau$ =25.5ч,  $\tau_2$ =13.2ч).

Таблица 7.19

Математические модели режимов процесса термической обработки, полученные по оптимизации аргумента функции, характеризующей изменчивость состава фазы при сочетании 5-ти условных цветов в анализируемой ячейке 3×3 пикселя ( $P_{100}$ )

Гистограмма 1 n=6, $P_{100max}=0.75$ пикселя					Гистограмма 2 n=11, $P_{100max}=1.5$ пикселя					Гистограмма 3 n=11, $P_{100max}=1.5$ пикселя				
T,°C	τ,ч	T2,°C	τ 2,ч	$P_{100}$	T,°C	τ,ч	T2,°C	τ 2,ч	$P_{100}$	T,°C	τ,ч	T2,°C	τ 2,ч	$P_{100}$
1	2	3	4	5	1	2	3	4	5	1	2	3	4	5
439.6	25.5	596.5	13.2	0.8	439.6	25.5	596.5	13.2	1.6	439.6	25.5	596.5	13.2	02.7
438.5	10.6	595.1	2.0	0.9	439.5	25.2	596.4	03.2	1.6	439.5	25.2	596.4	03.2	02.7
434.8	10.8	590.6	2.0	0.9	439.0	12.2	595.8	02.1	1.9	439.0	12.2	595.8	02.1	03.0
411.1	12.1	561.6	2.1	0.8	337.4	42.8	342.8	17.4	1.3	337.4	42.6	342.3	17.7	01.8
407.4	11.4	557.1	2.0	0.8	113.4	16.1	197.1	02.4	1.0	111.3	27.0	194.5	03.4	01.8
404.1	10.5	553.0	2.0	0.8	111.7	12.4	195.0	02.1	1.0	110.3	41.7	193.3	04.6	01.5
337.2	42.7	352.2	18.9	0.7	111.6	16.4	194.9	02.5	0.9	110.1	31.5	193.0	03.7	01.7

Таблица 7.20

Математические модели режимов процесса термической обработки, полученные по оптимизации аргумента функции, характеризующей мощность диссипации энергии ( $P_{106}$ )

Гистограмма 1 n=11, $P_{106max}=300$					Гистограмма 2 n=11, $P_{106max}=300$					Гистограмма 3 n=11, $P_{106max}=300$				
T,°C	τ,ч	T2,°C	τ 2,ч	$P_{106}$	T,°C	τ,ч	T2,°C	τ 2,ч	$P_{106}$	T,°C	τ,ч	T2,°C	τ 2,ч	$P_{106}$
1	2	3	4	5	1	2	3	4	5	1	2	3	4	5
439.6	25.5	596.5	13.2	615.7	439.6	25.5	596.5	13.2	929.45	439.6	25.5	596.5	13.2	1236.3
439.5	25.2	596.4	03.2	401.6	439.5	25.2	596.4	3.2	713.8	439.5	25.2	596.4	03.2	1026.0
439.0	12.2	595.8	02.1	590.5	439.0	12.2	595.8	2.1	902.8	439.0	12.2	595.8	02.1	1021.7
337.6	42.6	342.3	17.7	397.3	337.6	42.6	342.3	17.7	709.0	337.6	42.6	342.3	17.7	1215.0
210.9	10.5	316.5	02.0	186.5	113.4	16.1	197.1	2.4	233.5	111.3	27.0	194.5	03.4	382.1
203.9	11.8	307.9	02.1	153.2	111.7	12.4	195.0	2.1	284.2	110.3	41.7	193.3	04.6	166.9
197.6	10.9	300.2	02.0	155.2	111.6	16.4	194.9	2.5	224.8	110.1	31.5	193.0	03.7	315.1

Схема реального температурного режима, параметры которого пересчитаны, согласно формулам (7.2) и (7.3), приведена на рис.7.2. Однако, такой режим термической обработки не соответствует оптимальным значениям по характеристикам, описывающим долю остаточного аустенита (минимальному значению  $P_{72}$  равному 4.3-4.8%, см. табл. 7.16). При этом режиме также не наблюдается высокой связи твердости с литым состоянием (коэффициент корреляции меньше заданного уровня - см. табл. 7.15).

Кроме того, такой режим термической обработки при довольно длительной выдержке, в случае двухслойных биметаллических валков (с рабочим слоем из высокохромистого и сердцевиной – из серого чугуна), может способствовать интенсификации графитизации металла сердцевины, деформации шеек и снижению эксплуатационной стойкости изделия.

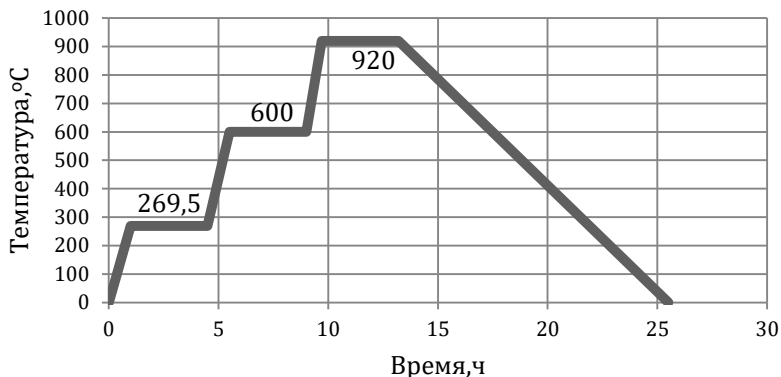


Рис.7.2. Схема режима ТО, в результате которой получены максимальные значения характеристик  $P_{68}$ ,  $P_{99}$ ,  $P_{100}$  и  $P_{106}$

В результате проведенного анализа (рис.7.3), был определен оптимальный режим термической обработки, с точки зрения компромиссного решения, по рассмотренным характеристикам: низкотемпературный отжиг с тремя циклами нагрева и охлаждения:  $T=337.6^{\circ}\text{C}$ ,  $T_2=343.1^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau=42.6\text{ч}$ ,  $\tau_2=17.7\text{ч}$  соответственно (см. табл. 7.15-7.20). При таком режиме ТО наблюдали незначительное снижение твердости (~ на 1-1.5%) по сравнению с литым состоянием сплава (см. табл. 7.15).

На рис.7.3 представлена схема такой термической обработки, с параметрами, полученными в результате моделирования, которые обеспечивают получение оптимальных рассматриваемых характеристик ( $P_{68}$ ,  $P_{72}$ ,  $P_{99}$ ,  $P_{100}$ ,  $P_{106}$ ,  $P_{107}$ ): наименьшее снижение твердости с формированием минимальной доли остаточного аустенита и степени локальной неоднородности структурных составляющих. Данный режим включает в себя 3 цикла нагрева до температур  $350^{\circ}\text{C}$ ,  $500^{\circ}\text{C}$ ,  $500^{\circ}\text{C}$  и охлаждения после 1- и 2-го циклов до  $170^{\circ}\text{C}$ , а после третьего – до комнатной температуры.



пературной циклической обработки сплава аналогичного состава с нагревом и охлаждением в областях магнитных превращений легированного цементита и спецкарбидов, в результате которых создаются локальные напряжения и наблюдается наиболее полный распад остаточного аустенита, а также обеспечивается значительное уменьшение степени неоднородности структуры (определяли по уровню коэрцитивной силы и оптико-математическим методом) [22]. Схема такой обработки приведена на рис.7.4.

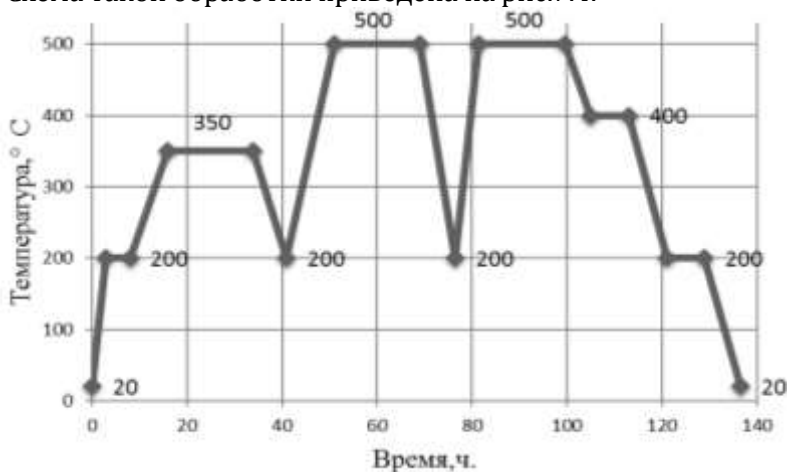


Рис.7.4. Схема циклического режима дестабилизирующей аустенит низкотемпературной обработки высокохромистых валков, с нагревом в области магнитного превращения легированного цементита и спецкарбидов

## 7.6. Проверка адекватности разработанных математических моделей и обобщение результатов моделирования

На четвертом этапе – была проверена адекватность разработанных математических моделей на соответствие реальным процессам термической обработки путем сравнения результатов теоретических расчетов с экспериментальными данными.

При выполнении этого этапа моделирования исследовали тесноту связи характеристик ( $P_i$ ), полученных на основе использования структур-прототипов валковых высокохромистых чугунов, после термической обработки в условиях производства по экспе-

риментальным режимам (см.табл.7.1) с характеристиками, рассчитанными при построении математических моделей.

Анализ проводили сравнением результатов теоретических расчетов с экспериментальными данными путем построения между ними корреляционных зависимостей. Построены корреляционные зависимости между аргументами функций, характеризующих структурное состояние сплава, в литом состоянии и после моделируемых режимов дестабилизирующего отжига, найдены коэффициенты парной корреляции ( $r_{\text{мод}}$ ). Далее сравнили полученные показатели с аналогичными коэффициентами для структур-прототипов после термообработки ( $r_{\text{эксп}}$ , см. табл.7.4) в производственных условиях. Для оценки степени влияния термической обработки на структурное состояние системы в обоих случаях, рассчитывали отношение коэффициентов анизотропии их состояния в сплаве:

$$\alpha' = \frac{r_{\text{мод}}}{r_{\text{эксп}}}, \quad (7.17)$$

где  $\alpha'$  – коэффициент анизотропии для  $i$ -й характеристики (см. Прилож.Б, табл.Б.1); величина коэффициента парной корреляции:  $r_{\text{эксп}}$  – между аргументами функций, характеризующих структурное состояние сплава, в литом состоянии и после экспериментальных режимов термообработки, согласно табл.7.1;  $r_{\text{мод}}$  – то же самое, но после моделируемых режимов термообработки.

Анализируя полученные значения, установлено, что большая часть рассматриваемых характеристик, уменьшается при моделировании. Однако, для некоторых характеристик, таких как из группы I (см. Прилож.Б, табл.Б.1), описывающих игольчатые структуры в результате диффузионных процессов ( $P_4$ ) и интенсивности ( $P_{41,46}$ ); вертикальная дисперсность аустенита ( $P_{58}$ ) и доля фаз, соответствующих ферриту ( $P_{67}$ ); а также из группы II -  $P_{82}$  (см. Прилож.Б, табл.Б.1), описывающей долю фаз в сочетании 4-х условных цветов, с одинаковым энергетическим микросостоянием, вычисляемым по аналогии распределению бозе-частиц в ячейке  $3 \times 3$  пикселя; из группы III (см. Прилож.Б, табл.Б.1), описывающие неоднородность по изменчивости условных цветов в комбинации различных сочетаний ( $P_{98,102,105,106}$ ), установлено повышение их значений.

Рассмотренные модели в 75% характеристик, описывающих локальную неоднородность по изменчивости, относятся к группе III

( $P_{96,98-100,102,105-106}$ , см. Прилож.Б, табл.Б.1) и имеют более тесную связь с литой структурой, чем в прототипах. В этих случаях коэффициент корреляции повышается на 4.2% при моделировании влияния уровня коэрцитивной силы ( $P_{108}$ ). Такой результат показывает, что для построения более точной модели термической обработки, необходимо учитывать ряд дополнительных факторов, например, таких как - пространственная конфигурация, объем, плотность, теплоемкость, масса нагреваемой детали, температура печи и т.д. Между тем, повышение числа факторов приводит к усложнению модели, а также к увеличению машинного времени расчета. При этом, влияние такого количества показателей не превышает 11.7% от общего числа.

Проведенный анализ позволяет корректировать параметры термической обработки при моделировании процесса для получения наиболее достоверных результатов.

Вместе с тем, использование компьютерного математического моделирования по разработанной методике показало, что коэффициенты корреляции между характеристиками структурного состояния высокохромистого сплава в литом состоянии и, полученные при моделировании процесса термической обработки, имеют совпадение с аналогичными данными эксперимента в производственных условиях, в среднем на 78% (значение отношения коэффициентов анизотропии структурного состояния сплава  $\alpha'_{cp}=0,779$ ).

Аналогично, проведен сравнительный анализ по влиянию параметров температуры, скорости и времени режимов термической обработки, как оцененными в результате моделирования, так и экспериментальным путем по аргументам функций, характеризующих структурное состояние сплава. Построены корреляционные зависимости для полученных моделей, рассчитаны отношения коэффициентов множественной корреляции ( $R''_{mn}$ ) и анизотропии структурного состояния сплава:

$$\alpha'' = \frac{R''_{mn}}{R'_{mn}}, \quad (7.18)$$

где  $\alpha''$  - коэффициент анизотропии для  $i$ -й характеристики (см. Прилож.Б, табл.Б.1); значение коэффициента множественной корреляции:  $R'_{mn}$  - между аргументами функций, характеризующих структурное состояние сплава и параметрами экспериментальных ре-



жимов термообработки;  $R''_{\text{мн}}$  – то же самое, и параметрами моделируемых режимов термообработки.

Анализ полученных данных показывает, что, как и в предыдущем исследовании, сохраняется эффект снижения, в среднем, корреляционных коэффициентов в предложенных моделях, по сравнению с - экспериментальными. Это можно объяснить не полным учетом характеристик, описывающих структурное состояние сплава. Однако, в целом, сходимость результатов моделирования можно признать удовлетворительной, поскольку средние коэффициенты анизотропии структурного состояния сплава, как при исследовании параметров термообработки, выраженных через скорость проведения процесса, так и - температуры, будут 0,896 и 0,611 соответственно. При этом, среднее значение коэффициента, с учетом всех параметров близки к 1, где  $\alpha''_{\text{ср}} = 0,753$ , т.е. совпадение с аналогичными данными, полученными в результате проведения эксперимента, в среднем, составляет 75%.

Полученные результаты свидетельствуют, что при моделировании режимов отжига для двухслойных валков с рабочим слоем из высокохромистого чугуна, учет факторов, характеризующих состояние структуры в результате проведения только процесса термической обработки, приводит к погрешности, в среднем, равной 23.5%. Можно предположить, что помимо наследственности литого состояния, существенное влияние на структуру сплава после ТО, оказывают диффузионные процессы в период его кристаллизации. Очевидно, что данный результат получен вследствие того, что при моделировании традиционных режимов термической обработки не учитывали факторы, описывающие условия кристаллизации такого гетерогенного высоколегированного сплава, как высокохромистый чугун.

В результате выполненных исследований установлено следующее. Для обоснования и разработки эффективных параметров термической обработки для валков листовых станов горячей прокатки из легированных чугунов предложен комплексный подход в оценке их структурообразования на основе использования специальных подходов при исследовании, учитывающие особенности фазового состава, выявленные оптико-математическим методом.

Это позволяет прогнозировать фазовый состав и оценивать

локальную неоднородность, а также структурное состояние сложных гетерогенных сплавов. Осуществить такую оценку удалось на основе моделирования изменения энергетического состояния системы, учитывающего протекающие диффузионные процессы, не прибегая к применению разрушающих методов исследований. Использование таких моделей позволяет разрабатывать новые высокотехнологичные процессы повышения уровня эксплуатационных свойств, одновременно способствуя сокращению сроков и снижению материальных и трудовых затрат при постановке на производство новых технологических процессов.

Методический подход по оценке влияния режимов термической обработки, включал создание комплексного анализа прогнозирования структурообразования и уровня твердости (требования НТД) высоколегированных хромсодержащих сплавов путем построения компьютерных математических моделей, основанных на методе конечных элементов. Моделирование проводили на базе вычислительного эксперимента, с применением статистических методов на основе данных, включающих как стандартные исследования металлографических структур, так и измерения твердости и уровня коэрцитивной силы. Для анализа использовали инновационный метод оптико-математического описания металлографических изображений, позволяющий прогнозировать изменения структурного состояния, в том числе, и в локальных областях гетерогенного сплава с малой долей формируемых нестехиометрических карбидов при распаде остаточного аустенита (типа  $Me_xC_y$ ).

Разработку оптимальных режимов процесса термической обработки проводили на пробах, отобранных от рабочего слоя высокохромистых двухслойных листовых валков для станков «1700» и «2000» горячей прокатки. За основу были приняты 18 экспериментальных режимов отжига, осуществляемые в производственных условиях на валках исполнения ЛПХ17Нд (легированные до 17%Cr и до 1,5%Ni со спецкарбидами  $Me_7C_3$ ,  $Me_6C_{23}$  и  $Me_xC_y$  в основе). При анализе учитывали их показатели: твердости (от 57HS до 77HS) и коэрцитивной силы (от 18.2 до 45.6 А/см) рабочего слоя до и после ТО. Анализировали металлографические изображения 76 образцов, отобранных от рабочего слоя этих валков, как в литом состоянии, так и после термической обработки.

## Раздел 8

### Исследование и разработка нового технологического процесса производства валков

На основе результатов оптико-математического описания структурообразования и формируемых дефектов кристаллического строения предложен новый метод максимального снижения остаточных напряжений и стабилизации твердости рабочего слоя в процессе кристаллизации из легированного чугуна при производстве массивных отливок за счет контролируемого распада остаточного аустенита. Анализом металлографических изображений оценены особенности структурных изменений, происходящих при кристаллизации в процессе производства отливок.

#### 8.1. Постановка задачи

Для изготовления изделий и деталей, которые эксплуатируются в условиях износа, больших удельных давлений, ударных и термоциклических нагрузок, воздействия коррозионной среды, в качестве основных конструкционных материалов используют высоколегированные чугуны. Такие материалы широко используют для изготовления рабочего слоя двухслойных массивных валков горячей прокатки [22, 111-113].

Современные чугуны - это сложнелегированные многокомпонентные сплавы, различные по структуре и специальным свойствам. Они имеют низкую теплопроводность, пластичность, отличаются большой усадкой при кристаллизации. Снижение склонности валков к трещинообразованию может быть обеспечено комплексным легированием чугуна [57,114,115].

Легирование чугунов карбидообразующими элементами способствует уменьшению концентрации углерода в остаточном аустените, что снижает его устойчивость [114]. Поскольку только легированием не удастся добиться поставленной задачи по повышению стабилизации свойств материала при эксплуатации, такие отливки целесообразно подвергать циклическому низкотемпературному дестабилизирующему отжигу, который создает дополнительные локальные структурные напряжения в рабочем

слое. Такая обработка способствует дисперсионному твердению и наиболее полному распаду остаточного аустенита. Снижение доли остаточного аустенита гарантирует отсутствие дополнительных напряжений в поверхностном слое валка в процессе эксплуатации, тем самым, повышая сопротивляемость образованию трещин [22,57, 116].

## 8.2. Разработка нового процесса кристаллизации

Исходя из вышеизложенного, а также руководствуясь результатами, полученными при моделировании параметров и режимов термической обработки при прогнозировании структурообразования таких сплавов (см. раздел 7), были проведены исследования, направленные на установление возможности максимального снижения остаточных напряжений и стабилизацию твердости рабочего слоя непосредственно уже в процессе кристаллизации легированных чугунов, используемых в производстве массивных отливок за счет контролируемого распада остаточного аустенита.

Кристаллизацию отливок для таких валков осуществляли в металлической форме, предварительно подогретой до температуры магнитного превращения цементита или спецкарбидов чугунов рабочего слоя с разной степенью их легирования, что обеспечивало максимальное снижение остаточных напряжений и одновременно наиболее полный распад остаточного аустенита, а также стабилизацию твердости без проведения дополнительной термообработки. При этом, параметры процесса контролировали по достигаемой твердости и неразрушающим методом по уровню коэрцитивной силы.

Статистически были проанализированы группы двухслойных чугунных валков горячей прокатки отливаемых центробежным методом. Размер бочки валков - 670×1700мм, твердость рабочего слоя по Шору - 73D. Химический состав рабочего слоя для каждой из исследуемых групп был следующим. Для первой группы хромоникелевых валков (исполнения ЛПХНМд), %: 2.86-3.77С, 1.5-1.9Сr, 0.2-0.5Мо, 3.9-4.5Ni с карбидной фазой цементитного типа; для второй группы высокохромистых валков (исполнения ЛПХ18Нд), %, 2.72-2.86С, до 18Сr, до 0,24V и 1,5Ni, со специальными карбидами типа Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub> и Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub>. Валки с рабочим слоем из таких

чугунов были отлиты центробежным методом в металлическую форму, подогретую до 130°, 150°, 190°, 200°, 210°C, а также 200°, 350°, 450°, 500°C, соответственно с разным типом основной карбидной фазы.

Исследования были основаны на комплексном подходе, включающем оценку дислокационной структуры, с использованием разработанного метода оптико-математического анализа (см. раздел 6), не требующего использования специального оборудования, и оценку доли остаточного аустенита путем рентгеноструктурного фазового анализа. Кроме того, были оценены типы карбидных фаз, определенные химическим методом согласно [117], а также выполнены расчеты, по термодинамической оценке, выделившихся карбидных фаз в таком чугуна [22, 69].

Рентгеноструктурный фазовый анализ был проведен рентгеновским дифрактометром ДРОН-7 с монохроматизированным излучением меди ( $\lambda = 1,54\text{Å}$ ).

Таблица 8.1

Средние значения твердости и коэрцитивной силы рабочего слоя хромоникелевых и высокохромистых валковых чугунов при разной температуре подогрева металлической формы перед заливкой рабочего слоя [65]

Температура металлической формы, °C	Коэрцитивная сила, Нс, А/см		Твердость, (HSD)	
	литой чугун	после ТО	литой чугун	после ТО
Первая группа валков				
130	36,5	28,12	73,6	63,0
150	30,58	25,98	75,16	66,2
190	26,8	26,65	72,14	71,85
210	25,4	25,0	76,20	76,00
Вторая группа валков				
200	39,0	39,5	80,1	80,0
350	19,2	19,0	72,0	71,9
450	20,3	19,8	73,2	73,0
500	38,2	39,0	81,3	82,2

Результаты анализа изменения усредненных показателей твердости и коэрцитивной силы в рабочем слое прокатных валков, отлитых центробежным способом, представлены в табл.8.1. Установлено, что для стабилизации показателей твердости, мак-

симального снятия остаточных напряжений и распада аустенита в чугунах рабочего слоя исследуемых отливок необходимо металлическую форму подогреть перед заливкой металла рабочего слоя из хромоникелевого и высокохромистого чугунов до температур магнитного превращения их карбидов,  $190^{\circ}$ - $210^{\circ}$  и  $350^{\circ}$ - $500^{\circ}\text{C}$ , соответственно. Такая температура металлической формы обеспечивает наиболее полную реализацию явления магнитострикции за счёт продолжительного пребывания металла при кристаллизации в температурном интервале магнитного превращения (на протяжении  $\sim 6$  ч) [81].

Анализ приведенных данных показывает, что стабильными по твердости являются валки, отлитые в металлические формы, нагретые до температур магнитного превращения соответствующих карбидных фаз чугунов рабочего слоя. Такие отливки имеют наиболее стабильную твердость по глубине всего рабочего слоя.

Это объясняется тем, что температура металлической формы при заливке чугуна, находясь в интервале магнитного превращения цементита или спецкарбидов, уже при кристаллизации металла способствует снятию напряжений и максимальному распаду остаточного аустенита, который возможно контролировать по уровню коэрцитивной силы. Распад остаточного аустенита обеспечивает стабильную твердость.

При литье в металлическую форму, подогретую до  $130^{\circ}\text{C}$ , уровень твердости при термической обработке падает на 13,5% (см. табл.8.1). Доля аустенита существенным образом не снижается (изменяется от 13,6 до 11,3% для хромоникелевого чугуна и от 20,3 до 19,8% для высокохромистого при температуре формы  $200^{\circ}\text{C}$ ). При литье в металлическую форму, подогретую до температуры магнитного превращения чугуна в первом случае ( $190$ - $200^{\circ}\text{C}$ ) доля остаточного аустенита не превышает 6,9-8,3%, а во втором ( $350$ - $500^{\circ}\text{C}$ ) - снижается более чем в 2 раза до 7,1-9,2%.

Поскольку при этом твердость и коэрцитивная сила стабилизируются, то не требуется проведения дополнительной термообработки, что очень важно для подбора валков в комплект и их стабильной эксплуатации.

При наличии в рабочем слое доли карбидной фазы менее 25% не достигается достаточного уровня напряжений II рода (струк-

турных, формируемых в результате явления магнитострикции), которые способствуют наиболее полному распаду остаточного аустенита. Кроме того, при кристаллизации рабочего слоя с долей карбидной фазы менее 25% не обеспечивается необходимый уровень твердости (по Шору 70-75D). При содержании карбидных фаз более 40% резко возрастает уровень таких напряжений, которые способствует стабилизации остаточного аустенита, что не позволяет достичь требуемой твердости. Одновременно при содержании карбидных фаз более 40% возрастает склонность рабочего слоя к выкрашиванию при эксплуатации более грубых включений в рабочем слое (уровень твердости по Шору превышает 80D).

### 8.3. Особенности структурных изменений, происходящих при кристаллизации

Для оценки особенностей структурных изменений, происходящих при кристаллизации в производстве отливок, согласно разработанному способу, исследовали изменения дислокационной структуры, которая отражает возникающие локальные напряжения, способствующие диффузии и развитию неоднородности.

Установлено, что анализ обычным металлографическим и электронно-микроскопическим методами не позволяют оценить возникающую локальную неоднородность по концентрации компонентов для структурных составляющих различных фаз легированного чугуна [2]. Поэтому исследования проводили на основе комплексного анализа с использованием методов вакуумного травления для выявления дислокаций [56, 107] с последующей оценкой формируемых структурных изменений.

Также был проведен оптико-математический анализ металлографических изображений. В результате такого анализа оценили изменения дислокационной структуры и ее плотности. Оценку производили на основе изображения металлографической структуры, оцифрованном в формат *.bmp*. Изображение разбивали на ячейки размером 3×3 пикселя [63,64].

Для выявления, моделирования процесса создания локальных напряжений и изучения изменений дислокационной структуры различных фаз, происходящих в высокоуглеродистых легированных сплавах, в условиях воздействия напряжений, анализу под-

вергали фотографии микроструктур хромоникелевого чугуна, с использованием ранее разработанных авторами методик оптико-математического компьютерного анализа [1, 18, 19]. При этом проводили оценку неоднородности, определяющей интенсивность изменения дислокационной структуры и плотности ее распределения [66].

В качестве моделирования использовали метод выявления дислокаций структуры травлением и при деформации в вакууме  $3 \times 10^{-3}$  мм.рт.ст. на микроскопе системы Лозинского [107].

При пластической деформации на межфазных границах различных фаз в гетерогенном высокоуглеродистом сплаве возникают деформационные и контактные напряжения, обусловленные разной их склонностью к деформации [18, 19]. Такая структура представляет собой систему напряженного (карбидные фазы) и пластичного слоя (матрица) с дислокациями на межфазной границе. Пластическая деформация осуществляется путем сбросов напряжений на концентраторы с развитием различного рода дефектов. При деформации (наклепе) свободная энергия металла повышается, в основном, за счет роста - внутренней. Увеличение беспорядка в деформированном металле приводит к изменению энтропии (увеличению в результате пластической деформации, уменьшению - в результате развития дефектов). Поэтому в работе в качестве критерия, описывающего изменения дислокационной структуры и ее плотности, был использован энергетический параметр, такой как функция мощности диссипации энергии (см. раздел 5, формулу (5.1)), который оценивали в каждой точке металлографического изображения.

При анализе изображение структуры разбивали на ячейки в виде матриц заданного размера ( $3 \times 3$  пикселя). Обработку такой матрицы выполняли путем последовательного сканирования каждого ее пикселя, задавая его как среднюю точку, находящуюся внутри ячейки. В качестве координаты принимали пиксель изображения (относительно центрального элемента  $c_{i,j}$ :  $i$  - номер строки,  $j$  - номер столбца). Где код условного цвета при оцифровке фотографии обозначали, как  $c_{i,j}$ .

Для однозначного выявления дислокационной структуры в виде рельефа, образованного напряжениями, вокруг единично



вытравленной в вакууме в интервале температур травления 200-500°C (рис.8.1, структуры 1,2,3) карбидной фазы, были проведены исследования с помощью сканирующего электронного микроскопа (SEM) JEOL JSM-6390LV.

Для оценки неоднородности, полученной в результате изменения дислокационной структуры и ее плотности, были исследованы фотографии хромоникелевого чугуна в зоне деформации, после контролируемой кристаллизации (см. рис.8.1, структура 4).

Для выявления неоднородности, определяющей интенсивность изменения дислокационной структуры, были рассчитаны средние значения мощности диссипации энергии на всем металлографическом изображении, а также ее флуктуации (табл.8.2).

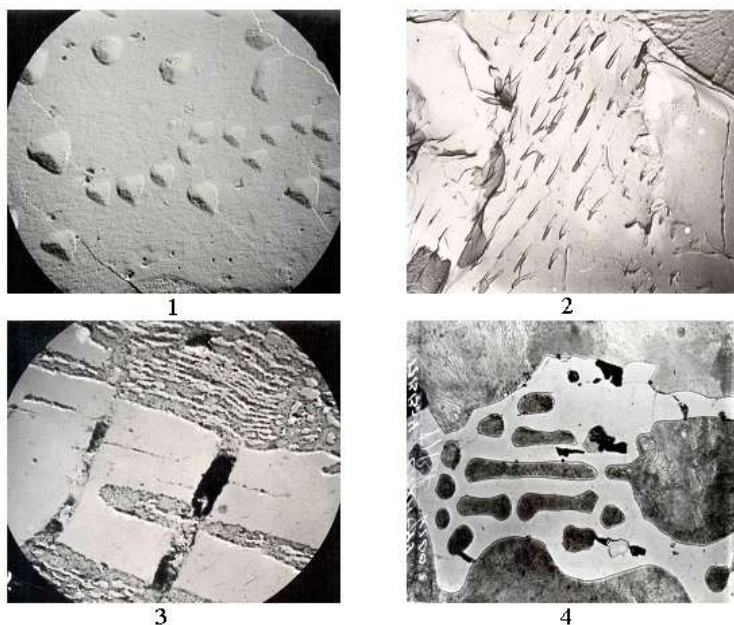


Рис. 8.1. Микроструктуры хромоникелевого чугуна. Вакуумное травление – 1-3; литое состояние – 4. Увеличения:  $\times 500$  – 4;  $\times 3400$  – 3;  $\times 4800$  – 1;  $\times 10000$  – 2.

При этом, поскольку при деформации энергетическое состояние металла является неравновесным, при расчете значения дан-

ного параметра принимали его с противоположными знаками. Где положительному значению соответствовали состояния увеличения плотности дислокаций (сжатия), отрицательному - разрежение (зоны сброса напряжений). Также были найдены абсолютные значения мощности диссипации, характеризующие протекающий процесс в целом.

Таблица 8.2  
Распределение средних значений функции мощности диссипации энергии

Величина мощности диссипации						№ фото
абсолютное значение		отрицательное значение		положительное значение		
среднее	среднеквадратическое отклонение	среднее	среднеквадратическое отклонение	среднее	среднеквадратическое отклонение	
10006.20	41196.30	1496.80	1211.30	62748.20	85668.90	1
12379.40	43207.00	2118.10	2333.40	73777.90	81271.00	2
9762.10	38830.70	1621.80	1530.90	50897.10	76041.90	3
9131.30	37287.30	1343.90	1238.60	40514.60	70072.50	4

В результате анализа полученных значений, установлено, что закон распределения мощности диссипации энергии, в результате деформационных воздействий, является близким к - экспоненциальному.

На рис.8.2 представлены изображения, характеризующие распределения абсолютных значений функции мощности диссипации энергии для каждой фотографии. При этом, на экран выводили те значения, в которых параметр отличен от нуля. Черный цвет указывал на отсутствие диссипации энергии, т.е. равновесное состояние. При превышении величины абсолютного значения 11500, характеризующей наиболее энергетически неустойчивое состояние, точку на экране для наглядности выводили в красном цвете. Дальнейшее повышение порога величины значений не имело смысла, поскольку компьютерная программа уже не корректно обрабатывает такой уровень показаний. Очевидно, данные значения являются порогом чувствительности при оптикоматематическом анализе.

Сопоставлением полученных величин мощности диссипации и фигур травления (рис.8.1 и рис.8.2, изображения 1-3) было установлено, что на таких структурах рассчитанные значения превы-

шают заданный порог.

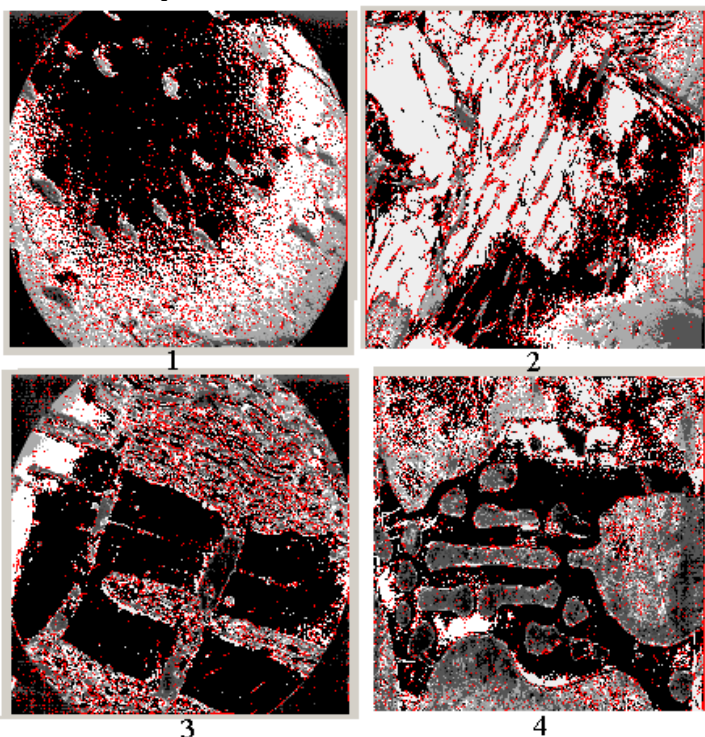


Рис.8.2. Распределение абсолютных значений мощности диссипации энергии, красным цветом указана дислокационная структура

При рассмотрении развития неоднородности по содержанию углерода в хромоникелевом чугуна, следует учитывать, что пластичность перлита при деформации зависит от ориентационной связи между ферритом и цементитом. Поскольку совпадение систем скольжения феррита и цементита встречается редко, то и деформация вдоль пластин цементита наблюдается сравнительно редко. Ограниченность деформации пластин феррита приводит к тому, что уже после малых степеней деформаций плотность дислокаций около пластин цементита резко возрастает в результате того, что границы раздела феррит — цементит являются не только источником повреждаемости, но и препятствием для продви-

жения дефектов. Последнее вызывает облегчение поперечного скольжения и возникновение ячеистой структуры в феррите перлита с формированием дислокационных стенок вдоль цементитных пластин. Наблюдается повышение уровня локальных напряжений, увеличение плотности дислокаций. На изображении 3 (см.рис.8.2), выявлено декорирование таких областей в результате диффузии атомов углерода.

При нагреве образцов, в процессе вакуумного травления, наблюдали зоны пластической деформации, выявляемые по текстурным (параллельным складкам) напряжениям. Появление таких напряжений установили благодаря появлению линий и полос скольжения дислокаций. При этом, изменение напряженного состояния, характеризовалось различными этапами скольжения.

При нагреве до 450°C, отмечали легкое скольжение отдельных дислокаций в локальных областях. Как правило, действовала одна система скольжения и дислокации проходили значительные расстояния. Это способствовало формированию дислокационных стенок, сеток (см. рис.8.2, структуры 1-3). Установлено, что в области пластичности при малых выдержках при нагреве такие дислокации в карбидной фазе хромоникелевого чугуна характеризуются малым размером фигур травления и равномерно распределены по всему кристаллу. Они находятся на значительном расстоянии от ранее выявленных и легко скользят в связи с отсутствием на них значительных выделений примесных атомов и формируемых фаз (см. рис.8.2, структура 1, слабо выражено декорирование дислокаций). При этом наблюдали неоднородность распределения дислокационной структуры (см. рис.8.2), тогда как существенной неоднородности по химическому составу внутри фазы в локальных областях не наблюдается (см. табл.8.2).

Разработанный новый технологический процесс производства двухслойных листопрокатных валков из легированных чугунов, отливаемых в металлические формы центробежным методом, позволяет программировать условия кристаллизации отливки с выдержкой рабочего слоя в течении ~ 6 ч в интервале магнитного превращения цементита и специальных карбидов.

Комплексными исследованиями показано, что наблюдаемое может быть достигнуто предварительным подогревом металличе-

ской формы для валков из хромоникелевого чугуна до 190-210°C и - из высокохромистого чугуна до 350-500°C. Такая технология отливки валков позволяет существенно снизить долю остаточного аустенита более чем в 2 раза, стабилизировать уровень твёрдости, минимизировать напряжения, что важно для подбора валков в комплект и их эффективной эксплуатации. Новая технология отливки базируется на основе явления магнитоструктурных превращений карбидов и рекомендуется использовать для легированных чугунов с долей карбидных фаз в интервале 25-40%.

Для описания структурных изменений, происходящих при таком технологическом процессе, предложен новый метод оптикоматематического описания структурных изменений в различных фазах при лабораторном моделировании для создания напряжений II рода. Метод описания структурных изменений основан на выявлении дислокационной структуры и в качестве оценки параметра использована функция мощности диссипации энергии.

Установлено, что длительное пребывания металла рабочего слоя в интервале магнитного превращения карбидов дополнительно создаёт локальные деформации с повышенной плотностью дислокаций, а также формированием упорядоченной структуры твердой фазы в виде стенок и дробления по ним.

Выявленные структурные изменения позволяют корректировать параметры литья, стабилизировать свойства сплава в процессе эксплуатации и оценивать степень их стабильности по коэрцитивной силе и твёрдости.

Предложенный метод отливки валков позволяет исключить термическую обработку для снятия напряжений и распада остаточного аустенита.

## Заключение

В монографии представлены новые научно обоснованные теоретические и экспериментальные результаты, обобщающие и обеспечивающие решение актуальной научно-технической проблемы – повышения эксплуатационных свойств изделий с использованием процессов моделирования и прогнозирования структурообразования, свойств для высокоуглеродистых легированных сплавов.

Анализ литературных публикаций, патентов, а также собственных многолетних исследований показал, что существенным недостатком в формировании стабильной структуры и эксплуатационных показателей в высоколегированных чугунах является зависимость их свойств и технологических параметров производства изделий от наследственности литого металла. Это приводит к кристаллизации повышенной доли остаточного аустенита, локализации деформаций в рабочем слое при эксплуатации и его деградации, а также разрушению.

Дополнительное легирование существенно не изменяет долю остаточного аустенита. В связи с этим, важным является разработка таких условий кристаллизации и термообработки, которые позволяют минимизировать долю такой фазы и снизить ее влияние на уровень напряжений, формируемых при распаде остаточного аустенита в условиях эксплуатации.

На основе исследований предложен общий комплексный подход оценки влияния различных факторов производства на структурообразование и свойства сплавов. Для этого использовали оптическую электронную микроскопию, рентгеноструктурный анализ, оценку твердости, микротвердости и уровень напряжений, согласно коэрцитивной силы. Для оценки структурного состояния изделий использовали новые разработанные методики исследований с использованием оптико-математического описания фазового состава, а также процессов диффузии, плотности формируемых фрагментов, диссипации энергии.

Большое внимание уделялось оценкам неоднородности формирующихся фаз, их дисперсности, структурной анизотропии, а также наследственным свойствам металла изделий. Дополни-

тельно диффузные процессы при распаде аустенита и деформации с формированием новых фаз, их состав, оценивали экспериментально и теоретически согласно плотности дислокаций и выделением на них.

Разработаны новые подходы к теоретической оценке структурообразования высокоуглеродистых сплавов, которые включают определение сочетаний условных цветов и абсолютных значений лапласиана.

Для описания степени неоднородности формируемой структуры использовали параметр изменчивости сочетаний условных цветов (фаз), оценивающий микроликвацию химических компонентов, в том числе, и в области дефектов кристаллического строения – дислокаций. Процессы диффузии и деформации описывали через изменение энергетического состояния системы по изменению степени дисперсности структуры. Данный теоретический подход в оценке структурообразования прошел проверку изменчивости фаз при экспериментальном проведении низкотемпературной циклической термообработки в интервале температур магнитного превращения карбидных фаз и показал хорошее совпадение результатов. Анализом показано, что такая термообработка способствует возникновению новых фаз и это позволяет прогнозировать оценка функции мощности диссипации энергии.

Впервые получены результаты показывающие, что интенсификация диффузионных процессов в условиях локальных деформаций сопровождается повышением плотности дислокаций, выделением отдельных фаз феррита насыщенных углеродом, бейнита, карбидов нестехиометрического состава, а также их взаимосвязи.

Показано, что локальные напряжения, формируемые от эффекта магнитоstriction, вызывают распад остаточного аустенита и формирование новых дисперсных фаз, отличающихся их составом и типом. Одновременно в карбидных зернах больших размеров формируется упорядоченная дислокационная структура в виде сеток с выделением по ней новых фаз. Наблюдаемое уменьшает склонность формируемой структуры к выкрашиванию рабочего слоя и более стабильной эксплуатации таких изделий.

Исследованы причины и характер деградации карбидной фазы в валковом чугуна в условиях эксплуатации. Показано, что такую деградацию определяют процессы, связанные с формированием дислокационной структуры и диффузии, при которых происходит появления новых типов карбидных фаз нестехиометрического состава, квазикристаллического графита, а также феррита и бейнита. Выявлены типы сочетаний таких соединений, которые также определяют нестабильность карбидной фазы. Разработаны рекомендации о повышении ее стабильности.

Для прогнозирования структурообразования проведено определение параметров, оказывающих наибольшее влияние на ее изменение. Это основывалось на распределении условных цветов (фаз), получении гистограмм их распределения, оценке диссипации энергии в результате развития процессов диффузии и изменении плотности анализируемых фрагментов. Моделирование структур базировалось на методе Монте-Карло, при котором, в соответствии с известными фактическими статистическими характеристиками, создавали потоки случайных чисел.

Анализом различных моделей было установлено, что для достоверной оценки необходимо учитывать анизотропию структуры и свойств, а также локальную неоднородность формируемых фаз и определять граничные условия, согласно уравнению Лапласа.

Теоретические и экспериментальные исследования подтвердили влияние различных технологических факторов на структурообразование и твердость (основной нормируемый критерий в соответствии с НТД) и показали идентичность их оценки.

При моделировании локальной неоднородности структурных составляющих рекомендуется использовать комплексный параметр  $M'$ -троек, представляющий собой упорядоченный набор факторов, состоящий из трех действительных целых чисел ( $S$  и  $M$  – функции напряжений и мощности диссипации энергии, а также  $t_{ij}$  – определителя квадратной матрицы, образованной энергетическими параметрами), вычисляемых через дивергенцию и лапласиан в рассматриваемой точке металлографического изображения. В такой анализ был дополнительно введен метод оценки (задавая и изменяя энергетические параметры) микроструктуры с поворотом изображения на углы от  $1^\circ$  до  $45^\circ$ . Это связано с тем, что при



отборе проб в виде кольца от торца валка не всегда удается четко установить направление теплоотода (определить доленое и поперечное направление). Данным анализом четко выявляется максимальная неоднородность фаз сплава.

На основе использования разработанного оптико-математического метода описания энергетических параметров структурообразования предложено провести проверку эффективности комплексного подхода для оценки степени локальной неоднородности, которая формируется в различных фазах при развитии напряжений II рода. Разработки базируются на выявлении, анализе изменений дислокационной структуры и дисперсности фаз. Кроме того, используется функция мощности диссипации энергии, отражающая процессы, происходящие при литье, пластической деформации, термообработке.

Установлено, что в процессе кристаллизации массивных отливок из высокоуглеродистых легированных сплавов, при их длительном охлаждении (до 78°С) и в зависимости от параметров технологии производства, отмечается формирование дефектов кристаллического строения, которые, в зависимости от возникающих локальных деформаций, способствуют интенсификации диффузионных процессов.

Для разработки оптимальных параметров и режимов термической обработки анализировали 18 экспериментальных процессов отжига на валках из высокохромистого чугуна. Выявлены критерии, которые наиболее полно отражают структурное и энергетическое состояние системы и определяют связь с твердостью и коэрцитивной силой. Для достоверной оценки, получения адекватных математических моделей, описывающих связь структурообразования со свойствами при термической обработке, анализ проводили в 4 этапа, которые отражали влияние различных факторов (теоретических и экспериментальных).

Установлено, что во всех исследуемых вариантах термообработки такая технологическая операция повышает коэффициент корреляции, в среднем, на 9.8%. Наибольшее влияние на твердость оказывают: степень дисперсности фаз, связанной с наследственностью, (до 56%); неоднородность структуры по изменчиво-

сти условных цветов (16%); функция мощности диссипации энергии (9%); показатель коэцитивной силы (3%).

Оптимальным режимом термической обработки высокохромистого чугуна является трехступенчатый отжиг (350°C, 500°C, 500°C), при котором обеспечивается твердость, соответствующая требованиям НТД (63.4-69.2НС). Ее снижение, по сравнению с литым состоянием, незначительно (на 1.0-1.5%). Одновременно доля игольчатых структур возрастает с 14.3% до 19.4%, а остаточного аустенита – не превышает 1.8%. Полученные математические модели хорошо согласуются с результатами экспериментов и сходимость показаний соответствует 75.0-78.0%.

На основе теоретических и экспериментальных исследований производства высокоуглеродистых легированных сплавов разработаны методы моделирования и установлен вклад различных параметров, описывающих связь структурообразования с потребительскими свойствами изделий. Это позволило прогнозировать и обосновать параметры технологического производства и восстановления изделий при эксплуатации.

## Список использованных источников

1. Скобло Т.С. Исследование структуры высокохромистого комплекснолегированного чугуна с применением методов математического анализа / Т.С. Скобло, О.Ю. Клочко, Е.Л.Белкин // Сталь. – 2012.-№3.-С.46-52.
2. Skoblo T.S., Klochko O.Yu., Belkin E.L. Structure of high-chromium cast iron //Steel in Translation. - March 2012, Volume 42, Issue 3, pp. 261–268. DOI: 10.3103/S0967091212030151. <https://doi.org/10.3103/S0967091212030151>.
3. Скобло Т.С. Разработка методов повышения эксплуатационной стойкости изделий из высокохромистого чугуна / Т.С.Скобло, О.Ю.Клочко, О.И. Тришевский // Автомобильный транспорт. Сб. научн. трудов. – Х: ХНАДУ,2012. – Вып.31. – С.136-146.
4. Клочко О.Ю. Влияние добавок меди на структуру и свойства высокохромистых чугунов /Т.С. Скобло, В.М. Власовец, О.Ю. Клочко [и др.] //Матеріалознавство та термічна обробка матеріалів. Науков. та інформ. журнал / ПДАБА.- Дн-вськ.- 2010.- №1(48).- С. 49-58.
5. Скобло Т.С. Особенности износа ножей для переработки сахарной свеклы /Т.С. Скобло, О.Ю. Клочко, Е.Л.Белкин и др. //Сб. трудов Междун. научно-практич. конф. «Развитие науки, образования и культуры независимого Казахстана в условиях глобальных вызовов современности», посвященный 70-летию Южно-Казахстанского государственного университета им. М.Ауэзова. – Казахстан, Шымкент, 2013. – С.185-197.
6. Оценка структурообразования при деформации в малоуглеродистых сталях /Т.С.Скобло, Г.Я. Безлюдько, А. И. Сидашенко, О.Ю. Клочко, Е. Л. Белкин, А.Ю. Марченко //Сталь. – №9, 2014. – С.65-70.
7. Скобло Т.С. Математическая оценка особенностей структурообразования высоколегированных чугунов / Т.С.Скобло, О.Ю. Клочко, Е.Л. Белкин // Материаловедение.– М.: Наука и технологии, 2014, №8. – С.6-11.
8. Скобло Т.С. Разработка методов оценки структуры рельсов, закаленных ТВЧ /Т.С.Скобло, О.Ю. Клочко, Е.Л.Белкин, А.И. Сидашенко, Н. М.Александрова //Сталь. – №3, 2014. – С.74-82.
9. Скобло Т.С. Исследование особенностей структурообразования высокоуглеродистых легированных сплавов методом математического описания / Т.С.Скобло, О.Ю. Клочко, Е.Л. Белкин // Актуальные проблемы физического металловедения сталей и сплавов [Материалы XXII Уральской школы металловедов-термистов]. – Оренбург, Россия, 2014. – С.139-142.
10. Особенности структурообразования в высокохромистых чугунах /Скобло Т.С.; Клочко О.Ю.; Сидашенко А.И.; Белкин Е.Л. //Вісник ХНТУСГ ім. П.Василенка. Вип. 146. – Харків, 2014. - С. 186-191
11. Особенности износа деталей топливной аппаратуры современных дизельных двигателей / Т.С. Скобло, А.И. Сидашенко, А.В. Плугатарев, О.Ю. Клочко, Е.Л. Белкин, В.Н. Иващенко //Проблеми трибології (Problems of Tribology). - №1, 2014. – С.6-13.
12. Исследование структуры высоколегированных сплавов математическим методом /Т.С.Скобло, О.Ю.Клочко, Е.Л.Белкин // Вестник МГАУ.- Москва, 2015.-

№5 (69).- С.31-36.

13. Исследование влияния УДА при восстановлении и упрочнении деталей узлов топливной аппаратуры / Т. С. Скобло, О. Ю. Клочко, А. И. Сидашенко и др. // Проблемы трибологии. – Том 75, № 1 (2015). - С. 106-112. - Режим доступа: [http://nbuv.gov.ua/j-pdf/Ptl\\_2015\\_1\\_18.pdf](http://nbuv.gov.ua/j-pdf/Ptl_2015_1_18.pdf)

14. Особенности износа деталей топливной аппаратуры с пленочным покрытием /Т.С. Скобло, О.Ю. Клочко, А.В. Плугатарев и др.// Промышленность в фокусе. - №1 (25) - 2015. – С.57-58.

15. Перераспределение углерода в тонкостенном режущем инструменте при эксплуатации / Т.С. Скобло, С.П. Романюк, Е.Л. Белкин // Технічний сервіс агропромислового, лісового та транспортного комплексів. - №1, 2014. - С.96-104

16. Методика математической оценки фазового состава стали / Т.С. Скобло, Е.Л. Белкин, С.П. Романюк // Вісник Харківського національного технічного університету сільського господарства. - №146, 2014. – С.8-24.

17. Исследование особенностей структурных изменений режущего инструмента из сталей 65Г и 20Х13 с помощью математической статистики /Т.С. Скобло, Е.Л. Белкин, С.П. Романюк //Вісник Харківського національного технічного університету сільського господарства. - №151, 2014. – С.141-146.

18. Скобло Т.С. Обоснование применения понятий уравнений гидродинамики Навье-Стокса для анализа металлографических изображений / Т.С.Скобло, Е.Л.Белкин, О.Ю. Клочко //Materiały VII Międzynarodowej naukowo-praktycznej konferencji «Europejska nauka XXI powieka - 2011», V. 21, Techniczne nauki: Przemysł. Nauka i studia – P.p.94-96.

19. Скобло Т.С. Применение компьютерного анализа металлографических изображений при исследовании структуры высокохромистого чугуна /Т.С.Скобло, О.Ю. Клочко, Е.Л. Белкин// "Заводская лаборатория. Диагностика материалов".-2012.-№ 6 (78).-С.35-42.

20. Особенности формирования структурно-фазового состояния, дислокационная структура и внутренние напряжения высокохромистого чугуна модифицированного ультрадисперсными частицами / А.П. Зыкова, Н.А. Попова, И.А. Курзина // Современное материаловедение: материалы и технологии новых поколений [Сборник трудов] – Томск: Изд-во Томского политехнического университета, 2014. – С.14-18.

21. Structure, phases and alloying elements distribution of Nikorim (high-temperature strength Ni-Cr alloy) in its cast form / V. Z. Kutsova, M. A. Kovzel, A. V. Grebeneva // New technologies and achievements in metallurgy, material engineering and production engineering. [A collective monograph]. – Czestochowa 2013. – №31 (2). – P. 99 - 105.

22. Производство и применение прокатных валков. Справочник: под ред. проф. Скобло Т.С. / Т.С. Скобло, А.И.Сидашенко, Н.М.Александрова, О.Ю. Клочко [и др.] // Харьков: ЦД №1, 2013. – 572с.

23. Yakovlev A.N., Kostikov K.S., Martyushev N.V., Shcpotenko N.A., Falkovich Y.V. Institute of high technology physics experience in masters of engineering and doctoral training: the platform for cooperation with russian and international companies in the domain of material science and physics of high energy systems // Известия высших

учебных заведений. Физика. – 2012, Т. 55, № 11 - С. 256.

24. Математическое моделирование гидроимпульсного механизма бурильных машин /Е.П. Пашков, Л.А. Саруев, Г.Р.Зиякаев // Горный информационно-аналитический бюллетень (научно-технический журнал). -2011, № 5. -С.26-31.

25. Математический анализ оценки дисперсности структуры легированных чугунов /Т.С.Скобло, О.Ю. Ключко, Е.Л.Белкин, А.И. Сидашенко // Сталь.–2017, №2.– С.51-54.

26. Корн Г., Корн Т. Справочник по математике для научных работников и инженеров. – М.: Наука, 1973.

27. Patrick J. Roache, Fundamentals of Computational Fluid Dynamics (Publisher: Hermosa Pub, 1998), p.648.

28. Скобло Т.С. Методика моделирования структуры металлов с помощью перестановки пикселей изображения /Т.С. Скобло, О.Ю. Ключко, Е.Л. Белкин //Технічний сервіс АПК, техніка та технологія у сільськогосподарському машинобудуванні: Вісник ХНТУСГ, вип.115. – Харків, 2011. – С.10-21.

29. Ключко О.Ю. Математичне моделювання металографічного зображення за допомогою рішення граничних задач для рівняння Лапласа //Математичне моделювання. - №1(38), 2018.- С.124-133.

30. Васидзу К. Вариационные методы в теории упругости и пластичности. - М: Мир, 1987.- 542с.

31. Шрейдер Ю.А. (ред.) Метод статистических испытаний (метод Монте-Карло). - ГИФМЛ, Москва, 1962. - 334 с.

32. Трухан С.Н. Моделирование диффузии методом Монте-Карло. - <http://www.exponenta.ru/educat/systemat/truhan/truhan.asp>.

33. Никоненко В.А. Математическое моделирование технологических процессов: Моделирование в среде MathCAD. Практикум /Под ред. Г.Д. Кузнецова. - М: МИ-СиС, 2001. – 48 с.

34. Годунов С. К. , Роменский Е. И. Элементы механики сплошных сред и законы сохранения. — Новосибирск: Научная книга, 1998. — 280 с.

35. Ben-Tal A. and Nemirovskii A. Lectures on Modern Convex Optimizatin Analysis, Alogorithms, and Engineering Applications, SIAM, Philadelphia, 2001

36. Цирлин А.М. Методы оптимизации для инженеров.-Directmedia, 2015. – с. 214.

37. Беккенбах Э.Ф. Современная математика для инженеров.- Рипол Классик, 2013. – с.506

38. Теоретические исследования процесса валковой формовки элементов противоскольжения /А.А Юрченко, Е.Л.Белкин, В.А.Евстратов // Информационные технологии: наука, техника, технология, образование, здоровье: Материалы IV международной научно-технической конференции. 30-31 мая 1996 г., Ч.5.-Харьков, Мишкольц, 1996. 164 с.

39. Исследования микроструктур гетерогенных сплавов методом математического анализа при помощи сочетаний условных цветов и абсолютных значений лапласианов /Т.С.Скобло, О.Ю.Ключко, Е.Л.Белкин, О.И.Тришевский //Промышленность в фокусе. - №7 (31) - 2015. – С.52-56.

40. Ключко О.Ю. Влияние низкотемпературной циклической термообработки

на структурную неоднородность в массивных отливках из высокохромистого комплекснолегированного чугуна //Технічний сервіс АПК, техніка та технологія у сільськогосподарському машинобудуванні: Вісник ХНТУСГ, вип.101 – Харків. - 2010. – С.73-77.

41. М.Е. Гарбер: Износостойкие белые чугуны: свойства, структура, технология, эксплуатация.(2010). М.: Машиностроение, 280с.

42. Ладыженская О.А. Краевые задачи математической физики. М.:“Наука”,1973, 407с.

43. Криворучко А. А. Моделирование диффузии примесей в полупроводниках при неравновесных условиях // Физико-химические процессы в конденсированном состоянии и на межфазных границах «ФАГРАН-2006»: материалы III Всерос. конф., г. Воронеж, окт. 2006 г. - Воронеж, 2006. - Т2. - С. 469 - 472.

44. Бажал И.Г., Куриленко О.Д. Перекристаллизация в дисперсных системах. Киев, Наукова думка, 1975, 216 с.

45. Brailsford A.D., Bullough R. The theory of sink strengths. Philos. Trans. R. Soc. London, Ser. A, 1981, v.302, p.87-137.

46. Calef D. F., Deutch J. M. Diffusion- controlled reactions. Ann. Rev. Phys. Chem., 1983, v.34, p.493-524.

47. Згаевский В.Э., Яновский Ю.Г. Вычисление эффективной вязкости концентрированных суспензий жестких частиц на основе кристаллической модели. Механика композиционных материалов и конструкций, 1996, т.2, №1, с.137-167.

48. Traitak S.D. Methods for solution of boundary value problems for regions with multiply connected boundaries // J. Composite Mech. Design, Vol.9, №4 (2003), P.495-521.

49. Пикулин В.П., Похожаев С.И. Практический курс по уравнениям математической физики. – Пиксел, 2013. – 208с.

50. D. Корусіński, E. Guzik, D. Siekaniec, A. Szczęsny. Analysis of the High Chromium Cast Iron Microstructure after the Heat Treatment // Archives of foundry engineering. – Vol. 14, Issue 3/2014, pp.43-46.

51. Исследование структуры высокохромистых чугунов / Т.С.Скобло, О.Ю.Клочко, Е.Л.Белкин, А.И.Сидашенко // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 2017. - №5 (Том 83). – С.27-38.

52. Исследование особенностей структурообразования в гетерогенных сплавах / Т.С.Скобло, О.Ю. Клочко, Е.Л. Белкин [и др.] //Промышленность в фокусе. - №3 (40) - 2016. – С.53-58.

53. Скобло Т.С. Методика математической оценки структурообразования при наплавке восстановленного слоя изделия / Т.С. Скобло, А.И. Сидашенко, И.Н. Рыбалко [и др.] // Вісник ХНТУСГ ім. П.Василенка. - Випуск 133, 2013. – С.58-68.

54. Скобло Т.С. Розробка способу комбінованого зміцнення поршневих кілець /Т.С. Скобло, А.И. Сидашенко, И.Н. Рыбалко [и др.] // Вісник ХНТУСГ ім. П.Василенка. - Випуск 146, 2014. – С.62-68.

55. Математическая модель зависимости микротвердости структурных составляющих термообработанных гетерогенных сплавов/ Т. С. Скобло, О. Ю. Клочко, Е. Л. Белкин // Современные проблемы освоения новой техники, технологий, организации технического сервиса в АПК: материалы Международной научно-

практической конференции. - Минск: БГАТУ, в 2 ч. Ч. 1. – С.320-326.

56. Оценка степени неоднородности карбидов гетерогенных сплавов методом оптико-математического анализа при помощи изменчивости условных цветов / Т.С.Скобло, О.Ю. Ключко, Е.Л. Белкин [и др.] // Вісник ХНТУСГ ім. П.Василенка. - Випуск 168, 2016. – С.174-186.

57. Прокатные валки из высокоуглеродистых сплавов /Т.С.Скобло, Н.М. Воронцов, С.И.Рудюк, Н.А. Будагьянц, В. А. Воронина; ред.Т.С.Скобло. - М.: Металлургия, 1994. - 336 с.

58. Union Electric Steel Corporation, <http://www.akersrolls.com>.

59. Kaida Roll Group, <http://www.kdroll.com>.

60. Marichal Ketin, <http://www.mkb.be>.

61. SMS group, <https://www.sms-group.com>.

62. Балаклеец, И. А. Производство и эксплуатация центробежнолитых прокатных валков ЛГНПК /И.А. Балаклеец, П.П. Долгих, В.Я.Погорелов, В.С. Филиппов, А.В. Шамрин, А.А. Сирота // Сталь. – 2008. – №1. – С. 45-47.

63. Ключко О.Ю. Оценка оптико-математическим методом локальной неоднородности высокоуглеродистых сплавов, образованной в результате РТО / О.Ю.Ключко // Ресурсозберігаючі технології, матеріали та обладнання у ремонтно-му виробництві: Вісник ХНТУСГ ім. П.Василенка. – Вип. 183, 2017. – С.20-30.

64. Исследование локальной структурной неоднородности в сером чугуна оптико-математическим методом /Т.С.Скобло, О.Ю.Ключко, Е.Л.Белкин // Технічний сервіс агропромислового, лісового та транспортного комплексів [Наук. журнал].- №8. – Х.:2017.- С. 193-200.

65. T. Skoblo, O. Klochko, E. Belkin, A.Sidashenko: Effective Technological Process of Crystallization of Turning Rollers' Massive Castings: Development and Analysis. (2017). IJMPPEM, 2 (3), 34-39. <https://doi.org/10.11648/j.ijmpem.20170203.12>.

66. Спосіб виявлення неоднорідності фаз у високовуглецевих сплавах /Т.С.Скобло, О.Ю. Ключко, О.І. Сідашенко, Ю.Л.Белкін //Патент № 120043 України, опубл. 25.10.17, Бюл. №20.

67. T. S. Skoblo, O. Yu. Klochko, E. L. Belkin, and A. I. Sidashenko: New Approaches in Study of Inhomogeneity of Heterogeneous Structures. (2018). Metallofiz. Noveishie Tekhnol., 40 (2), 255-280. (in Russian). <https://doi.org/10.15407/mfint.40.02.0255>.

68. T.S. [Skoblo](#), O.Yu. [Klochko](#), A.I. [Sidashenko](#), R.G. [Sokolov](#): Heat treatment of two-layer alloyed-iron rollers. (2013). Steel in Translation, 43(9), 603-606. <https://doi.org/10.3103/S096709121309012X>

69. Thermodynamic evaluation of carbide phase precipitation in high-chromium cast irons /Т.С.Скобло, Е.Н.Вішнякова, Н.М.Мозжарова, В.І. Газов//Metallovedenie i Termicheskaya Obrabotka Metallov.-1990.-No.1.-P.56-59. <https://doi.org/10.1007/BF00780432>.

70. George Bachman, Lawrence Narici, Functional Analysis (Courier Corporation) (2012), p. 141.

71. Sudipto Banerjee, Anindya Roy, Linear Algebra and Matrix Analysis for Statistics (CRC Press, 2014), p. 181.

72. Douglas W. Mitchell, The Mathematical Gazette, Vol. 503, 85: 273 (2001).

73. ГОСТ 5639-82 «Стали и сплавы, Методы выявления и определения вели-

чины зерна»

74. ГОСТ 3443-87 «Отливки из чугуна с различной формой графита»
75. ASTM E3-11(2017), Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2017, www.astm.org
76. Donald C, Zipperian, Metallographic handbook. - PACE Technologies, USA, 2011. - 342 p,
77. Карпов Ю.А., Савостин А.П. Методы пробоотбора и пробоподготовки. - М.: БИНОМ, Лаборатория знаний, 2003. - 143 с.
78. ДСТУ БА.1.1-10-94. Метод мікроскопічного кількісного аналізу структури матеріалів. Терміни та визначення
79. Анализ эксплуатационной стойкости рабочих прокатных валков широкополосных станов из высокохромистого чугуна / Т.С.Скобло, О.Ю.Клочко, Р.Г.Соколов // Промышленность в Фокусе. -2013, №5.- С.54-56.
80. Патент №102160 України, Зносостійкий високолегований чавун / Т.С.Скобло, О.Ю.Клочко, О.І. Сідашенко; опубл. 26.10.15, Бюл. № 20.
81. Патент № 105761 України. Спосіб виробництва прокатних валків /Т.С.Скобло, А.К. Автухов, О.Ю. Клочко, О.І. Сідашенко та інш.; опубл. 11.04.16, Бюл. № 7.
82. Патент № 65602 України, Спосіб термічної обробки валків з високолегованого чавуну /Т.С.Скобло, О.Ю. Клочко, В.Я. Погорелов, Р.Г. Соколов та інш.; опубл. 12.12.11, Бюл. № 23
83. Разработка технологии повышения стойкости листопрокатных валков /Т.С. Скобло, А.И. Сидашенко, О.Ю. Клочко, И.Н. Рыбалко // Промышленность в фокусе. - №10 (59), 2017. - С.53-58.
84. High Chromium Cast Irons: Destabilized-Subcritical Secondary Carbide Precipitation and Its Effect on Hardness and Wear Properties / Guitar, M.A., Suárez, S., Prat, O. et al. // J. of Materi Eng and Perform (2018). <https://doi.org/10.1007/s11665-018-3347-1>
85. J.-P. Breyer and W. Gisèle, "Metallurgy of High Chromium-Molybdenum White Iron and Steel Rolls," In: R. B. Corbett, Ed., Rolls for the Metalworking Industries, Warendale, Pittsburgh, 2002, pp. 29-40.
86. Скобло Т.С. Анализ эксплуатационной стойкости рабочих прокатных валков широкополосных станов из высокохромистого чугуна / Т.С.Скобло, О.Ю.Клочко, Р.Г.Соколов // Промышленность в Фокусе. -2013, №5.- С.54-56.
87. Скобло Т.С. Структура и свойства термообработанных заэвтектоидных сталей для прокатных валков //Скобло Т.С., Клочко О.Ю., Сидашенко А.И. // Промышленность в фокусе. - №8 (45), 2016. - С.56-58.
88. Boris Makarov, Anatolii Podkorytov, Real Analysis: Measures. Integrals and Applications. - Springer Science & Business Media, 2013, 772p.
89. Развитие научных основ создания базовых технологий для производства экономичных фасонных профилей проката / Медведев В.С. // Сборник научных трудов "Вестник НТУ "ХПИ": Нові рішення в сучасних технологіях. - Вестник НТУ "ХПИ", №33, 2009. - С.77-83.
90. Тришевский О.И. Методика расчета технологических параметров формовки в валках периодических замкнутых гофров на листовых и гнутых профилях //



Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. -2012, №1. – С.25-27.

91. Никитин В.И. Наследственность в литых сплавах / В.И. Никитин, К.В. Никитин. – 2-е изд., перераб. и доп. – М.: Машиностроение-1, 2005. – 476 с.

92. Металлургическая наследственность в жидкой стали / В.С. Лучкин, Л.Г. Тубольцев, В.П. Корченко, Н.И. Падун, А.М. Шевченко // *Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии: Сб. научн. тр.* — Днепропетровськ.: ІСМ НАН України, 2007. — Вип. 15. — С. 130-140.

93. Садовский В.Д. Структурная наследственность в стали. - М.: "Металлургия", 1973, 208 с

94. Zel'dovich, V.I. Three mechanisms of formation of austenite and inheritance of structure in iron alloys // *Met Sci Heat Treat* (2008) 50: p.p.442-448. <https://doi.org/10.1007/s11041-009-9082-3>

95. D'yachenko, S.S. Heredity in phase transformations: Mechanism of the phenomenon and effect on the properties // *Met Sci Heat Treat* (2000) 42: p.p.122-127. <https://doi.org/10.1007/BF02471324>

96. Панов В. И. Технологическая наследственность металла крупногабаритных конструкций / В. И. Панов, С. В. Кандалов // *Сварка и диагностика : тезисы докладов форума (Екатеринбург, 14–16 ноября 2017 г.)* — Екатеринбург : УрФУ, 2017. — С. 104-106.

97. Слезкин, Н.А. Динамика вязкой несжимаемой жидкости. (1955). М.: Государственное издательство технико-теоретической литературы, 520с.

98. Особенности структурной деградации в отливках из серых чугунов, работающих в условиях нагружения / Скобло Т.С., Ключко О.Ю., Сидашенко А.И., Сайчук А.В., Рыбалко И.Н. // *Промышленность в фокусе*, №4 (41), 2016. – С.55-57.

99. Гиршович Н.Г. Кристаллизация и свойства чугуна в отливках/ Н.Г.Гиршович – М.: Машиностроение, 1966. – 562 с.

100. Бунин К.П. Строение чугуна./ К.П.Бунин, Ю.Н.Таран -М.: Металлургия, 1972.-160с.

101. ТУ У 27.1-26524137-1291: 2007. Валки чавунні для гарячого прокатування металів. - Х., 2007.- 29 с.

102. Томас Г. Просвечивающая электронная микроскопия /Г.Томас, М.Дж. Гориндж. – М.: Наука, 1983. – 316с.

103. Williams, David B., Carter, C. Barry. *Transmission Electron Microscopy: A Textbook for Materials Science.* - Springer Science. Business Media, 2009.

104. Боуэн Д.К., Таннер Б.К. Высокоразрешающая рентгеновская дифрактометрия и топография. СПб: Наука, 2002. 147 с.

105. Сангвал К. Травление кристаллов: Теория, эксперимент, применение: Пер. с англ. - М.: Мир, 1990. - 492с.

106. Амелинкс С. Методы прямого наблюдения дислокаций: пер. с англ. / С. Амелинкс. - Москва: Мир, 1968. - 440 с.

107. Скобло Т.С. Применение эмиссионного микроскопа для исследования структуры и свойств чугуна /Т.С.Скобло, Н.И.Сандлер, С.И.Рудюк [и др.] // "Заводская лаборатория".-1972, 38(№ 8).-С.963-966.

108. Ключко О.Ю. Применение методов оптико-математического анализа оцен-

ки дисперсности структуры высокоуглеродистых сплавов /О.Ю.Ключко // Технічний сервіс агропромислового, лісового та транспортного комплексів [Наук. журнал].- №6. – X.: 2016.- С. 112-117.

109. Бабич В.К. Деформационное старение стали /В.К. Бабич, Ю.П. Гуль, И.Е. Доженков. - Москва: Металлургия, 1972. - 320 с.

110. Особенности структурной деградации в отливках из серых чугунов, работающих в условиях нагружения / Скобло Т.С., Ключко О.Ю., Сидашенко А.И., Сайчук А.В., Рыбалко И.Н. // Промышленность в фокусе. - №4 (41), 2016 – С.55-57.

111. T. Kudo, S. Kawashima, R. Kurahashi. Development of Monobloc Type High-carbon High-alloyed Rolls for Hot Rolling Mills // ISIJ International. - Vol. 32, 1992, No.11, pp. 1190-1193.

112. T.S. Skoblo, V. Tokmakov. Application of hard alloy rolls for high quality rolling // Chern. Met. - Bul. NTI, 1992, Vol. 6, pp.3-18.

113. E.N. Vishnyakova, T.S.Skoblo et al. The Production of Rolling Mill Rolls From High-Chromium Cast Iron // Metall. Gornorudn. Prom-st. – 1987, No.1, pp.28-30.

114. Skoblo T, Sandler N, Govor U. Mechanical properties, wear-resistance, and use of cast iron alloyed with vanadium and niobium for rolling rolls // Chernaya metalluriya. - 1967, pp.115-119.

115. V.M. Kolokoltsev, E.V. Petrochenko. Structure features and properties of high-alloy white irons // Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University. – 2013, No.5, pp.3-8.

116. A. Wiengmoon, J.T.H. Pearce, S. Nusen, T. Chairuang Sri. Effects of Si on microstructure and phase transformation at elevated temperatures in ferritic white cast irons // Materials Characterization. - October 2016, Vol.120, pp.159-167.

117. O.I. Nikitina, S.V. Spirina, E.P. Gubenko, T.S. Skoblo, V.P. Danilenko. Isolation of Carbide Phase in Chromium-Nickel and High-Chromium Cast Iron With a Potentiostatic Method // Ind. Lab.(USSR). – 1979, 45(11), pp.1214-1217.

118. M. F. Ashby. The deformation of plastically non-homogeneous materials // Philosophical Magazine. - Vol. 21, 1970, pp. 399-424.

119. K. Ammar, B. Appolaire et al. Modelling inheritance of plastic deformation during migration of phase boundaries using a phase field method // Meccanica. - August 2014, Springer.

120. Цыпин И.И. Белые износостойкие чугуны. Структура и свойства. – М.: Металлургия. 1983. -176с.

121. Новые подходы описания гетерогенной структуры высокоуглеродистых сплавов математическим методом /Т.С.Скобло, О.Ю.Ключко, Е.Л.Белкин // Промышленность в Фокусе. -№2, 2014. - С.46-50.

122. P. Dupin, J.M. Schissler: Etude structural de l'état brut de fontes blanches à 17% Cr. (1985). Revue Hommes et Fonderie, 151, 19-28.

123. M. Durand-Charre (ed.): The microstructure of steels and cast irons. (2004). Berlin, Springer, no.5, 1-73.

124. T. Ohide, G. Ogira: Solidification of high chromium alloyed cast irons. (1983). Br. Foundryman, 76 (1), 7.

125. [F. Maratray](#): Zur entstehung von restaustenit im chrom-gusseisen und seiner bestimmung. (1982). [VDG-Fachbericht \(38\)](#), [Verein Deutscher Gießereifachleute](#), 36

126. F. Maratray, A. [Poulalion](#): Restaustenit in weissen Chromgusseisen. (1983). *Giesserei-Prax.*, 86. AFS annual meeting, 205-214.

127. C. P. Tabrett, I. R. Sare & M. R. Ghomashchi: Microstructure-property relationships in high chromium white iron alloys. (1996). *International Materials Reviews*, 41(2), 52-89.

128. А.А. Баранов, В.Ю. Слюсарев, С.И. Марчук: Влияние теплосмен на структуру и свойства высокохромистого чугуна. (1982). *Изв. вузов. Чер. Metallургия*, no.8, С.89-91.

129. Б.И. Александров: Возможность применения чугунов для отливок, работающих в условиях высокотемпературного трения. (2007). *Литье Украины*, 77 (1).

130. В.М. Садовский: Влияние микроструктуры высокохромистого чугуна на терциностойкость. (2002). *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*, no.2, 35-36. (in Russian)

131. T.J. Glover: Acicular irons containing tungsten (1984). *B.C.I.R.A. Journal*, 12 (6), 738-748.

132. E. Cortés-Carrillo, A. Bedolla-Jacuinde, I. Mejía, C.M. Zepeda, J. Zuno-Silva, F.V. Guerra-Lopez: Effects of tungsten on the microstructure and on the abrasive wear behavior of a high-chromium white iron. (2017). *Wear*, 376-377 (Part A), 77-85. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2017.02.043>

133. Z. Zhiguo, Y. Chengkai, Z. Peng and L. Wei: Microstructure and wear resistance of highchromium cast iron containing niobium. (2014). *Research & Development. CHINA FOUNDRY*, 11 (3), 179-184.

134. M. Filipovic, Z. Kamberovic and M. Korac: Solidification of High Chromium White Cast Iron Alloyed with Vanadium. (2011). *Materials Transactions*, 52 (3), 386-390. <https://doi.org/10.2320/matertrans.M2010059>

135. A. Hadji, K. Bouhamla, H. Maouche: Influence de la morphologie des carbures secondaires sur le comportement a l'usure des fontes au chrome allies. (2015). *12ème Congrès de Mécanique*, 21-24 Avril 2015, Casablanca (Maroc), Vol.I: Mécanique des Solides, p.302-304 (in French).

136. Jin Won Choi, Sam Kyu Chang: Effects of Molybdenum and Copper Additions on Microstructure of High Chromium Cast Iron Rolls. (1992). *ISIJ Int'l*, 32 (11), 1170-1176.

137. E. Karantzalis, A. Lekatou & H. Mavros: Microstructure and properties of high chromium cast irons: Effect of heat treatments and alloying additions. (2009). *International Journal of Cast Metals Research*, 22(6), 448-456. <https://doi.org/10.1179/174313309X436637>

138. J. Wang, C. Li, H. Liu, H. Yang et al.: The precipitation and transformation of secondary carbides in a high chromium cast iron. (2006). *Mater. Charact.*, 56(1), 73-78. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2005.10.002>

139. V.Z. Kucova, M.A. Kovzel', A.V. Kravchenko: Influence of heating temperature on the formation of the structure, phase composition and properties of high-chromium cast irons in the initial and heat-treated state. (2008). *Metaloznavstvo ta termichna obrobka metaliv*, no.1, 35-50. (in Russian)

140. Guitar, M.A., Suárez, S., Prat, O. et al.: High chromium cast irons: destabilized-subcritical secondary carbide precipitation and its effect on hardness and wear proper-

ties. (2018). *J. of Materi Eng and Perform*, 27(8), 3877-3885. <https://doi.org/10.1007/s11665-018-3347-1>

141. J. Saverna, J.-M. Schissler, J. Masounave: Influence du traitement thermique sur la microstructure et la re-sistance a l'abrasion d'une fonte eutectique de type 15Cr-2Mo. (1992). *Mem. et étud. sci. Rev. met.*, no.89(4), 205-216.

142. C. Barnier, P. Dupin, J. Saverna, J.-M. Schissler: Influence d'un traitement thermique sur l'évolution structurale d'une fonte blanche a haut chrome (2,8C, 18Cr). (1984). *Revue Traitement*, no.181, 33-40.

143. T.S. Skoblo, S.P. Romaniuk, A.I. Sidashenko, V.S. Taran et al.. Complex evaluation of structural state degree of strengthening nanocoatings. (2019). *PAST. Series: Plasma Physics*, (25), no.1, 225-228.

144. N.A. Slezkin: *Viscous Incompressible Fluid Dynamics*. (1955). Publisher: Gostekhizdat, Moscow, 520 p. (in Russian)

145. Alfred S. Keh & Charles A. Johnson: Ferromagnetic Domain Structures in Cementite. (1963). *Journal of Applied Physics*, 34(9), 2670-2676. <https://doi.org/10.1063/1.1729789>

146. A.P. Zyкова, N.A. Popova, M.P. Kalashnikov, E.L. Nikonenko, I.A. Kurzina: The effect of ultrafine particles of refractory metal oxides on structural and phase state of matrix and dislocation structure of high-chromium iron. (2014). *BPMS*, 11 (4), 501-508. (in Russian).

147. Автухов А.К. Обобщение разработок по использованию и производству хромоникелевого чугуна для изготовления прокатных валков. Ресурсозберігаючі технології, матеріали та обладнання у ремонтному виробництві: Вісник ХНТУСГ Х.: ХНТУСГ, 2017. Вип.183. С. 64-76.

148. Грибов, В.Г., Домрачев, Г.А., Жук, Б.В. и др.: Осаждение пленок и покрытий разложением металлоорганических соединений (1981) Publisher: Nauka, Moscow, 322 p. (in Russian)

149. Домрачев, Г.А., Лазарев, А.И., Каверин, Б.С. и др.: Роль углерода и металла в самоорганизации системы железо-углерод при различном содержании компонентов (2004). *Физика твердого тела*, 46 (10), 1901-1915.

150. Skoblo, T.S., Avtukhov, A.K., Sidashenko, O.I., Sokolov, R.G.: Чавун робочого шару двошарових прокатних валків. (25.09.2015). Patent number: 101550, Ukrainian Patents Database. (in Ukrainian). <http://uapatents.com/5-101550-chavun-robochogo-sharu-dvosharovikh-prokatnikh-valkiv.html#formula>

## Приложение А

Таблица А.1

Химический состав рабочего слоя  
исследуемых валков из высокохромистого чугуна

Образец	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Mg	Cu	Ti
110	3.15	0.45	1.06	0.10	0.06	16.6	2.05	1.12	-	-	-
117	3.24	0.48	0.97	0.10	0.04	16.0	1.70	1.00	-	0.38	-
157	2.94	0.44	1.16	0.09	0.03	16.8	1.12	1.08	0.02	-	-
161	2.96	0.33	0.81	0.09	0.03	13.0	1.50	1.17	0.04	-	-
162	2.86	0.56	1.02	0.10	0.03	13.9	1.30	1.10	0.04	-	-

Таблица А.2

Структурно-фазовый состав исследуемых сплавов

Номер кода условного цвета																№ фото
группа фаз феррита								аустенит		карбиды различного типа						
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	
Доля условного цвета на изображении, %																
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17
49.7	0.0	0.0	0.0	0.5	5.1	0.0	0.0	0.0	1.8	08.2	0.0	0.0	0.0	20.2	14.5	1
39.6	0.0	0.0	0.0	2.3	12.3	0.0	0.0	0.0	3.8	15.0	0.0	0.0	0.0	11.2	15.7	2
36.1	0.0	0.0	0.0	1.0	14.6	0.0	0.0	0.0	5.0	19.7	0.0	0.0	0.0	6.1	17.3	3
45.0	0.0	0.0	0.0	0.0	10.4	0.0	0.0	0.0	4.3	18.1	0.0	0.0	0.0	0.0	22.1	4
25.8	0.0	0.0	0.0	3.4	25.0	0.0	0.0	0.0	5.5	15.1	0.0	0.0	0.0	9.7	15.5	5
25.3	0.0	0.0	0.0	0.8	11.6	0.0	0.0	0.0	3.5	12.7	0.0	0.0	0.0	24.0	22.1	6
33.2	0.0	0.0	0.0	3.7	21.7	0.0	0.0	0.0	4.5	13.8	0.0	0.0	0.0	10.5	12.6	7
22.9	0.0	0.0	0.0	2.5	17.3	0.0	0.0	0.0	4.1	12.1	0.0	0.0	0.0	22.2	18.9	8
71.7	0.0	0.0	0.0	0.1	1.3	0.0	0.0	0.0	0.8	5.8	0.0	0.0	0.0	9.8	10.6	9
59.0	0.0	0.0	0.0	0.0	5.6	0.0	0.0	0.0	3.5	16.6	0.0	0.0	0.0	0.3	15.0	10
24.3	0.0	0.0	0.0	0.5	14.1	0.0	0.0	0.0	5.3	24.6	0.0	0.0	0.0	0.3	30.9	11
31.2	0.0	0.0	0.0	1.3	13.8	0.0	0.0	0.0	3.7	11.5	0.0	0.0	0.0	25.1	13.4	12
26.3	0.0	0.0	0.0	5.0	23.3	0.0	0.0	0.0	4.1	10.5	0.0	0.0	0.0	20.8	9.9	13
32.6	0.0	0.0	0.0	3.4	24.5	0.0	0.0	0.0	4.5	11.6	0.0	0.0	0.0	13.8	9.6	14
18.8	0.0	0.0	0.0	5.9	33.0	0.0	0.0	0.0	4.5	9.7	0.0	0.0	0.0	19.1	9.0	15
52.2	0.0	0.0	0.0	1.3	5.9	0.0	0.0	0.0	2.1	11.3	0.0	0.0	0.0	9.7	17.6	16
42.3	0.0	0.0	0.0	2.2	9.1	0.0	0.0	0.0	2.4	11.0	0.0	0.0	0.0	17.0	15.9	17
64.0	0.0	0.0	0.0	0.3	2.5	0.0	0.0	0.0	0.8	5.4	0.0	0.0	0.0	15.7	11.3	18
50.6	0.0	0.0	0.0	2.2	7.4	0.0	0.0	0.0	1.9	8.7	0.0	0.0	0.0	15.8	13.5	19
60.6	0.0	0.0	0.0	1.9	8.1	0.0	0.0	0.0	1.6	7.7	0.0	0.0	0.0	7.2	12.8	20
51.0	0.0	0.0	0.0	3.0	15.1	0.0	0.0	0.0	2.9	10.3	0.0	0.0	0.0	3.5	14.4	21
26.9	0.0	0.0	0.0	0.2	22.4	0.0	0.0	0.0	9.0	24.9	0.0	0.0	0.0	2.0	14.6	22

Продолжение табл. А.2

1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17
46.6	0.0	0.0	0.0	0.2	8.6	0.0	0.0	0.0	3.8	16.6	0.0	0.0	0.0	5.9	18.3	23
36.3	0.0	0.0	0.0	0.6	11.8	0.0	0.0	0.0	3.8	13.5	0.0	0.0	0.0	20.8	13.1	24
32.1	0.0	0.0	0.0	2.3	14.0	0.0	0.0	0.0	3.2	10.5	0.0	0.0	0.0	23.4	14.5	25
35.2	0.0	0.0	0.0	0.4	13.2	0.0	0.0	0.0	3.9	12.6	0.0	0.0	0.0	21.2	13.6	26
26.3	0.0	0.0	0.0	0.1	8.0	0.0	0.0	0.0	3.8	13.7	0.0	0.0	0.0	23.4	24.8	27
24.1	0.0	0.0	0.0	0.1	11.2	0.0	0.0	0.0	3.6	10.6	0.0	0.0	0.0	20.6	29.8	28
31.3	0.0	0.0	0.0	3.4	18.2	0.0	0.0	0.0	3.5	11.6	0.0	0.0	0.0	17.2	14.7	29
24.2	0.0	0.0	0.0	0.6	17.9	0.0	0.0	0.0	5.3	15.6	0.0	0.0	0.0	20.5	16.0	30
27.0	0.0	0.0	0.0	1.9	15.6	0.0	0.0	0.0	3.6	11.6	0.0	0.0	0.0	24.0	16.3	31
39.3	0.0	0.0	0.0	0.9	12.9	0.0	0.0	0.0	3.2	14.8	0.0	0.0	0.0	9.9	19.1	32
35.6	0.0	0.0	0.0	1.5	11.9	0.0	0.0	0.0	2.7	11.0	0.0	0.0	0.0	21.1	16.2	33
36.5	0.0	0.0	0.0	3.6	24.0	0.0	0.0	0.0	4.2	11.1	0.0	0.0	0.0	10.3	10.3	34
13.7	0.0	0.0	0.0	3.0	34.3	0.0	0.0	0.0	5.1	11.1	0.0	0.0	0.0	17.6	15.3	35
30.0	0.0	0.0	0.0	0.0	12.1	0.0	0.0	0.0	7.8	26.3	0.0	0.0	0.0	7.0	16.8	36
26.5	0.0	0.0	0.0	0.2	20.8	0.0	0.0	0.0	7.4	20.6	0.0	0.0	0.0	11.6	12.9	37
27.3	0.0	0.0	0.0	2.0	26.4	0.0	0.0	0.0	6.6	18.3	0.0	0.0	0.0	7.5	11.9	38
26.2	0.0	0.0	0.0	0.5	17.3	0.0	0.0	0.0	5.6	15.4	0.0	0.0	0.0	17.1	17.9	39
24.4	0.0	0.0	0.0	0.3	14.4	0.0	0.0	0.0	5.3	15.3	0.0	0.0	0.0	21.1	19.1	40
24.8	0.0	0.0	0.0	0.0	16.2	0.0	0.0	0.0	6.0	17.5	0.0	0.0	0.0	18.6	16.9	41
37.2	0.0	0.0	0.0	0.6	11.6	0.0	0.0	0.0	3.2	13.6	0.0	0.0	0.0	16.7	17.2	42
35.6	0.0	0.0	0.0	0.4	10.3	0.0	0.0	0.0	3.6	15.3	0.0	0.0	0.0	16.8	17.9	43
31.5	0.0	0.0	0.0	0.1	13.8	0.0	0.0	0.0	6.1	20.2	0.0	0.0	0.0	12.1	16.2	44
32.9	0.0	0.0	0.0	4.3	33.5	0.0	0.0	0.0	4.1	10.7	0.0	0.0	0.0	5.3	9.2	45
21.6	0.0	0.0	0.0	1.4	27.3	0.0	0.0	0.0	5.4	12.5	0.0	0.0	0.0	21.5	10.4	46
57.4	0.0	0.0	0.0	0.1	05.4	0.0	0.0	0.0	3.0	8.4	0.0	0.0	0.0	13.0	12.6	47
42.6	0.0	0.0	0.0	0.1	06.1	0.0	0.0	0.0	2.6	12.1	0.0	0.0	0.0	20.2	16.4	48
38.1	0.0	0.0	0.0	1.2	11.8	0.0	0.0	0.0	3.2	12.5	0.0	0.0	0.0	19.0	14.2	49
35.5	0.0	0.0	0.0	8.8	30.5	0.0	0.0	0.0	2.8	08.1	0.0	0.0	0.0	6.5	7.9	50
26.5	0.0	0.0	0.0	0.2	12.5	0.0	0.0	0.0	5.7	22.0	0.0	0.0	0.0	14.3	18.9	51
27.2	0.0	0.0	0.0	0.2	17.1	0.0	0.0	0.0	7.0	19.9	0.0	0.0	0.0	16.5	12.2	52
49.3	0.0	0.0	0.0	0.4	05.8	0.0	0.0	0.0	1.9	08.8	0.0	0.0	0.0	20.1	13.6	53
60.6	0.0	0.0	0.0	1.3	07.6	0.0	0.0	0.0	1.4	08.4	0.0	0.0	0.0	2.6	18.0	54
27.4	0.0	0.0	0.0	0.2	13.5	0.0	0.0	0.0	6.9	22.3	0.0	0.0	0.0	11.5	18.2	55
37.1	0.0	0.0	0.0	0.0	06.4	0.0	0.0	0.0	4.2	21.6	0.0	0.0	0.0	8.7	21.9	56
26.5	0.0	0.0	0.0	3.5	30.1	0.0	0.0	0.0	5.2	14.6	0.0	0.0	0.0	10.2	10.0	57
36.1	0.0	0.0	0.0	0.6	14.1	0.0	0.0	0.0	4.3	15.9	0.0	0.0	0.0	12.6	16.4	58
27.8	0.0	0.0	0.0	1.3	21.0	0.0	0.0	0.0	6.5	22.5	0.0	0.0	0.0	3.0	18.0	59
30.7	0.0	0.0	0.0	1.5	25.6	0.0	0.0	0.0	8.0	18.6	0.0	0.0	0.0	3.3	12.4	60
16.1	0.0	0.0	0.0	1.3	25.2	0.0	0.0	0.0	6.5	17.7	0.0	0.0	0.0	19.5	13.6	61
19.5	0.0	0.0	0.0	1.9	25.8	0.0	0.0	0.0	7.1	18.7	0.0	0.0	0.0	16.5	10.4	62
34.9	0.0	0.0	0.0	5.1	27.3	0.0	0.0	0.0	5.7	15.6	0.0	0.0	0.0	1.4	10.1	63

Продолжение табл. А.2

1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17
30.8	0.0	0.0	0.0	0.8	16.9	0.0	0.0	0.0	6.1	18.6	0.0	0.0	0.0	11.8	15.1	64
19.5	0.0	0.0	0.0	1.2	27.3	0.0	0.0	0.0	8.5	26.1	0.0	0.0	0.0	3.7	13.6	65
25.1	0.0	0.0	0.0	0.3	13.6	0.0	0.0	0.0	6.1	25.9	0.0	0.0	0.0	8.0	21.1	66
19.1	0.0	0.0	0.0	1.6	32.8	0.0	0.0	0.0	6.9	17.4	0.0	0.0	0.0	13.5	8.7	67
20.7	0.0	0.0	0.0	4.0	33.7	0.0	0.0	0.0	7.9	21.7	0.0	0.0	0.0	0.5	11.5	68
24.7	0.0	0.0	0.0	1.2	20.3	0.0	0.0	0.0	6.9	18.6	0.0	0.0	0.0	14.8	13.5	69
20.3	0.0	0.0	0.0	2.9	23.1	0.0	0.0	0.0	5.2	13.8	0.0	0.0	0.0	22.8	11.8	70
27.6	0.0	0.0	0.0	06.1	32.7	0.0	0.0	0.0	6.1	14.8	0.0	0.0	0.0	04.4	8.3	71
24.6	0.0	0.0	0.0	1.3	24.7	0.0	0.0	0.0	6.1	16.7	0.0	0.0	0.0	14.1	12.3	72
20.6	0.0	0.0	0.0	1.6	27.3	0.0	0.0	0.0	5.5	15.0	0.0	0.0	0.0	14.5	15.6	73
28.9	0.0	0.0	0.0	1.7	22.8	0.0	0.0	0.0	5.2	15.2	0.0	0.0	0.0	14.7	11.5	74
15.8	0.0	0.0	0.0	0.2	26.8	0.0	0.0	0.0	11.1	29.1	0.0	0.0	0.0	0.1	17.0	75
27.2	0.0	0.0	0.0	0.0	4.6	0.0	0.0	0.0	5.2	37.4	0.0	0.0	0.0	0.1	25.5	76

Таблица А.3

## Микроструктура валкового высокохромистого чугуна валка №110

Литое состояние  
HS=77,  
Hc=39A/см



1, ×100,  
поверхность



2, ×100,  
глубина 20мм

ТО №2, HS=62,  
Hc=30,4A/см



3, ×100,  
поверхность



4, ×400,  
глубина 25мм

ТО №3, HS=63,  
Hc=29,8A/см



5, ×100,  
поверхность



6, ×100,  
глубина 20 мм

ТО №4, HS=62.5,  
Hc=22,1A/см



7, ×100,  
поверхность



8, ×100,  
глубина 20 мм

ТО №11, HS=69,  
Hc=38 A/см

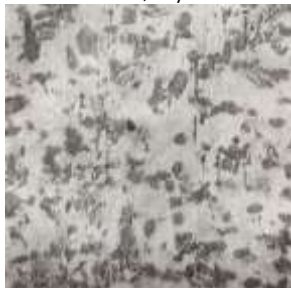


9, ×100,  
поверхность

Таблица А.4

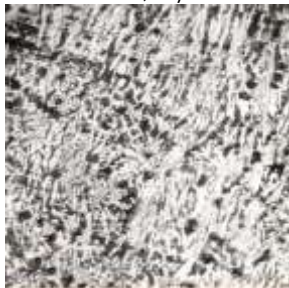
## Микроструктура валкового высокохромистого чугуна валка №117

Литое состояние, HS=73,  
Hc=38,1A/см



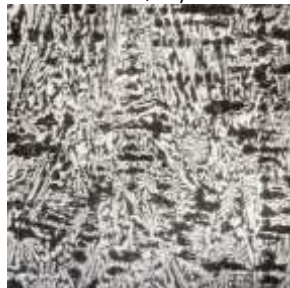
10, ×100, поверхность

ТО №1, HS=62,  
Hc=23,5A/см



12, ×100, глубина 5 мм

ТО №1+№4, HS=60,  
Hc=18,2A/см



14, ×100, поверхность



11, ×100, глубина 30мм



13, ×100, глубина 30 мм



15, ×100, глубина 30 мм



Таблица А.5

## Микроструктура валкового высокохромистого чугуна валка №157

Литое состояние,  $\times 100$ , HS=77, Hc=45,6 А/смТО №1, HS=61.5,  
Hc=27,3А/смТО №2, HS=62.5,  
Hc=30,2А/см16, глубина  
15мм19, глубина  
55мм22, глубина  
60мм23,  $\times 100$ , глубина  
5 мм26,  $\times 100$ ,  
поверхность17, глубина  
30мм20, глубина  
56мм24,  $\times 100$ , глубина  
10 мм27,  $\times 100$ , глубина  
10 мм18, глубина  
45мм21, глубина  
57мм25,  $\times 100$ , глубина  
30 мм28,  $\times 100$ , глубина  
15 мм

## Продолжение табл.А.5

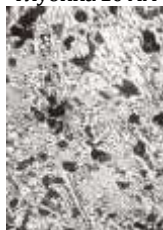
ТО №3, HS=63,  
Hc=30,1 A/см



29, ×100,  
поверхность



30, ×100,  
глубина 10 мм

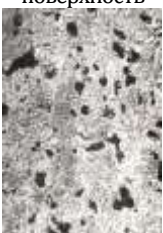


31, ×100,  
глубина 30 мм

ТО №4, HS=67, Hc=43,8A/см



32, ×100,  
поверхность



33, ×100,  
глубина 15 мм



34, ×100,  
глубина 55 мм

ТО №1 + №4, HS=60, ТО №2 + №4, HS=61,  
Hc=20,2A/см



35, ×100,  
глубина 60 мм



36, ×100,  
поверхность



37, ×100,  
глубина 5 мм

38, ×100,  
глубина 30 мм



39, ×100,  
поверхность



40, ×100,  
глубина 10 мм



41, нагрев до 500°,  
×100, глубина 30 мм

Термообработка №6, ×100, HS=72, Hc=43,3A/см



42, поверхность



43, глубина 5 мм



44, глубина 15 мм

Таблица А.6

## Микроструктура валкового высокохромистого чугуна валка №161

Литое, HS=69, H  
с=36,4А/см45, ×100,  
поверхность46, ×100,  
глубина 35 мм

ТО №5, HS=57.5, Hс=37,8А/см

47, ×100,  
поверхность48, ×100,  
глубина 10 мм49, ×100,  
глубина 30 ммТО №9, HS=57,  
Hс=32,0 А/см50, ×100,  
глубина 55 мм51, ×100,  
поверхность52, ×100,  
глубина 40 ммТО №11,  
HS=64,  
Hс=32,96 А/см53, ×100,  
глубина 5 мм54, ×100,  
глубина 55 мм55, ×100,  
глубина 70 мм

Таблица А.7

## Микроструктура валкового высокохромистого чугуна вала №162

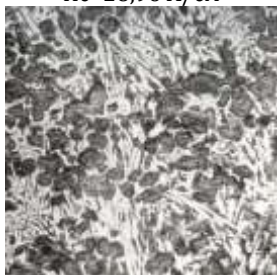
Литое, HS=62, Hc=32,7 A/см

ТО №1

ТО №2, HS=57, Hc=30,6 A/см

56, ×100,  
поверхность59, ×100,  
глубина 62 мм  
ТО №1, HS=61,  
Hc=26,7 A/см62, ×100,  
глубина 60 мм64, ×100,  
поверхность67, ×100,  
глубина 68 мм57, ×100, глубина  
45 мм60, ×100,  
поверхность63, ×100,  
глубина 65 мм65, ×100,  
глубина 30 мм68, ×100,  
глубина 80 мм58, ×100,  
глубина 55 мм61, ×100,  
глубина 50 мм66, ×100,  
глубина 50 мм

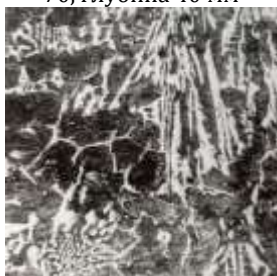
## Продолжение табл.А.7

ТО №3,  $\times 100$ , HS=58,  
Hc=28,96 A/см

69, поверхность



70, глубина 40 мм



71, глубина 60 мм

ТО №1 + №4,  $\times 100$ ,  
HS=58, Hc=21,3A/см

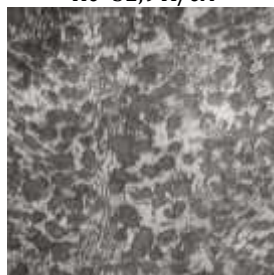
72, поверхность



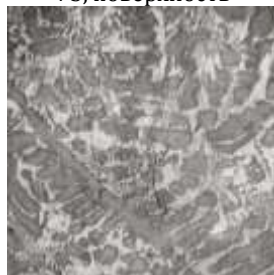
73, глубина 30 мм



74, глубина 40 мм

ТО №13,  $\times 100$ , HS=63,  
Hc=32,9 A/см

75, поверхность



76, глубина 20 мм



## Приложение Б

Таблица Б.1

Аргументы функций характеристик,  
описывающих структурное состояние сплава

№ группы/ фактора	Название группы / характеристики ( $P_i$ )
1	2
I. Группа характеристик, вычисляемых путем применения гидродинамических аналогий к процессам структурообразования	
1.1. Характеристики функции диффузии	
01	Доля дивергенции для игольчатых структур (величина $\geq 255$ )
02	Среднее значение дивергенции для игольчатых структур
03	Доля лапласиана для игольчатых структур (величина $\geq 255$ )
04	Среднее значение лапласиана для игольчатых структур
05	Доля отрицательных дивергенций
06	Средняя отрицательная дивергенция
07	Доля нулевых дивергенций
08	Средняя нулевая дивергенция
09	Доля положительных дивергенций
10	Средняя положительная дивергенция
11	Доля отрицательных лапласианов
12	Средний отрицательный лапласиан
13	Доля нулевых лапласианов
14	Средний нулевой лапласиан
15	Доля положительных лапласианов
16	Средний положительный лапласиан
1.2. Энергетические характеристики	
17	Доля отрицательной мощности диссипации энергии
18	Средняя отрицательная мощность диссипации энергии
19	Доля нулевой мощности диссипации энергии
20	Средняя нулевая мощность диссипации энергии
21	Доля положительной мощности диссипации энергии
22	Средняя положительная мощность диссипации энергии
23	Средняя суммарная мощность диссипации энергии
1.3. Характеристики неоднородности по оператору Лапласа и дивергенции	
24	Значение лапласиана нейтральности
25	Значение лапласиана нейтральности при повороте на $90^\circ$
26	Значение 3-го лапласиана нейтральности
27	Значение 4-го лапласиана нейтральности

Продолжение табл. Б.1

1	2
28	Значение дивергенции нейтральности
29	Значение параметра неоднородности по горизонтали
30	Значение параметра неоднородности по вертикали
1.4. Функция 1 – для которой значения исследуемых характеристик < 255	
31	Условный цвет среднего значения функции 1
32	Среднеквадратическое отклонение среднего значения функции 1
33	Обобщенный градиент среднего значения функции 1
34	Величина 0.358 части лапласиана среднего значения функции 1
35	Значение 3-го лапласиана среднего значения функции 1
36	Значение 4-го лапласиана среднего значения функции 1
37	Величина дивергенции среднего значения функции 1
1.5. Функция 2 – для которой значения исследуемых характеристик $\geq 255$ (игольчатые структуры)	
38	Среднее значение дивергенции функции 2
39	Среднее значение лапласиана функции 2
40	Среднее значение 3-го лапласиана функции 2
41	Среднее значение 4-го лапласиана функции 2
1.6. Функция 3 – среднее отношения исследуемых характеристик к условному цвету	
42	Отношение величины обобщенного градиента к условному цвету
43	Отношение величины лапласиана к условному цвету
44	Отношение величины 3-го лапласиана к условному цвету
45	Отношение величины 4-го лапласиана к условному цвету
46	Отношение величины дивергенции к условному цвету
1.7. Характеристики степени дисперсности	
47	Горизонтальная дисперсность условного цвета №1
48	Горизонтальная дисперсность условного цвета №5
49	Горизонтальная дисперсность условного цвета №6
50	Горизонтальная дисперсность условного цвета №10
51	Горизонтальная дисперсность условного цвета №11
52	Горизонтальная дисперсность условного цвета №15
53	Горизонтальная дисперсность условного цвета №16
54	Среднее значение величины горизонтальной дисперсности
55	Вертикальная дисперсность условного цвета №1
56	Вертикальная дисперсность условного цвета №5
57	Вертикальная дисперсность условного цвета №6
58	Вертикальная дисперсность условного цвета №10
59	Вертикальная дисперсность условного цвета №11
60	Вертикальная дисперсность условного цвета №15

## Продолжение табл. Б.1

1	2
61	Вертикальная дисперсность условного цвета №16
62	Среднее значение величины вертикальной дисперсности
1.8. Структурно-фазовые характеристики	
63	Доля условного цвета №1
64	Доля условного цвета №2
65	Доля условного цвета №3
66	Доля условного цвета №4
67	Доля условного цвета №5
68	Доля условного цвета №6
69	Доля условного цвета №7
70	Доля условного цвета №8
71	Доля условного цвета №9
72	Доля условного цвета №10
73	Доля условного цвета №11
74	Доля условного цвета №12
75	Доля условного цвета №13
76	Доля условного цвета №14
77	Доля условного цвета №15
78	Доля условного цвета №16
II. Группа характеристик, вычисляемых по аналогии распределению бозе-частиц по микросостояниям	
79	Доля групп сочетаний по одному цвету
80	Доля групп сочетаний по два разных цвета
81	Доля групп сочетаний по три разных цвета
82	Доля групп сочетаний по четыре разных цвета
83	Доля групп сочетаний по пять разных цвета
84	Доля групп сочетаний по шесть разных цвета
85	Доля групп сочетаний по семь разных цвета
86	Доля групп сочетаний по восемь разных цвета
87	Суммарная мощность диссипации
88	Мощность диссипации из одного цвета в ячейке $3 \times 3$
89	Мощность диссипации групп сочетаний по 2 разным цвета
90	Мощность диссипации групп сочетаний по 3 разным цвета
91	Мощность диссипации групп сочетаний по 4 разным цвета
92	Мощность диссипации групп сочетаний по 5 разным цветов
93	Мощность диссипации групп сочетаний по 6 разным цветов
94	Мощность диссипации групп сочетаний по 7 разным цветов
95	Мощность диссипации сочетаний по 8 разным цветов



Продолжение табл. Б.1

1	2
III. Группа характеристик, описывающих неоднородность по изменчивости условных цветов в различных комбинациях сочетаний (для фрагмента 3×3 пикселя)	
96	Доля сочетаний цветов одного цвета
97	Доля сочетаний по 2 цвета
98	Доля сочетаний по 3 цвета
99	Доля сочетаний по 4 цвета
100	Доля сочетаний по 5 цветов
101	Суммарная мощность диссипации сочетаний цветов
102	Мощность диссипации для сочетаний по одному условному цвету
103	Мощность диссипации для сочетания по 2-м условным цветам
104	Мощность диссипации для сочетания по 3-м условным цветам
105	Мощность диссипации для сочетания по 4-м условным цветам
106	Мощность диссипации для сочетания по 5-ти условным цветам
IV. Характеристики, описывающие механические, физические и технологические свойства	
107	Твердость
108	Коэрцитивная сила
109	Глубина рабочего слоя

## Приложение В

Таблица В.1

Корреляционные зависимости характеристик, описывающих  
микроструктуру сплава по глубине рабочего слоя ( $P_{109}$ )

$P_1$	Свободный член	Фактор ( $P_{109}$ )		$r$	$P_1$	Свободный член	Фактор ( $P_{109}$ )		$r$
		коэффициент	значимость				коэффициент	значимость	
1	2	3	4	5	1	2	3	4	5
01	018,193403	-0,085714	01,212	0,419	34	257,274790	-0,68608	1,338	0,502
02	321,16060	-0,133916	01,042	0,20	35	431,079326	-1,04234	1,347	0,508
03	046,908871	-0,150172	01,343	0,506	36	820,316516	-2,03535	1,345	0,507
04	417,703785	-0,424582	01,257	0,452	37	137,777466	-0,34274	1,330	0,498
05	039,819020	-0,012504	01,005	0,074	38	321,656370	-0,13520	1,042	0,202
06	-174,67649	0,386306	01,184	0,394	39	418,231672	-0,42555	1,259	0,454
07	020,052649	0,026712	01,007	0,083	40	60,844827	-0,93909	1,294	0,477
09	039,978295	-0,014312	01,009	0,093	41	977,916554	-1,84746	1,339	0,503
10	172,639013	-0,379482	01,215	0,421	42	026,360695	-0,10574	1,280	0,468
11	045,801867	-0,017123	01,007	0,081	43	105,234573	-0,42359	1,279	0,467
12	-284,22771	0,660810	01,141	0,351	44	166,711841	-0,66569	1,206	0,414
13	07,796875	0,019829	01,007	0,081	45	325,581982	-1,30326	1,207	0,414
15	046,249033	-0,002776	01,001	0,032	46	052,7020	-0,21198	1,281	0,468
16	277,437899	-0,729304	01,365	0,517	47	08,168747	0,024421	1,013	0,113
17	06,429571	0,000453	01,000	0,07	48	02,335107	-0,00609	1,031	0,174
18	-4718,9305	9,709887	01,148	0,359	49	07,192212	0,005829	1,003	0,057
19	021,938103	0,031919	01,011	0,103	50	01,682614	0,000360	1,001	0,031
21	071,495126	-0,032676	01,017	0,130	51	03,678391	0,008648	1,033	0,180
22	72399,0690	-281,2386	01,259	0,454	52	05,221262	0,024001	1,096	0,297
23	51880,2818	-220,3815	01,318	0,491	53	02,895396	0,010456	1,063	0,243
24	0,826977	-0,000266	01,025	0,155	54	04,747735	0,009975	1,016	0,124
25	0,829286	-0,000134	01,009	0,093	55	10,153678	0,028680	1,008	0,089
26	0,74056	-0,000040	01,002	0,041	56	02,076653	0,008726	1,066	0,249
27	0,684042	-0,000020	01,001	0,029	57	07,260896	0,042449	1,099	0,30
28	0,778526	-0,000275	01,008	0,090	58	01,854540	0,003500	1,015	0,123
29	0,781107	0,001103	01,171	0,382	59	04,322029	0,016842	1,026	0,161
30	0,453654	0,000834	01,117	0,323	60	05,933549	0,033971	1,121	0,329
31	120,975648	-0,100292	01,014	0,117	61	03,489939	0,014173	1,032	0,176
32	083,065080	-0,168426	01,317	0,490	62	05,541292	0,016502	1,020	0,141
33	071,174434	-0,174327	01,316	0,490					

Таблица В.2

Прогнозируемые при помощи температурных параметров факторы наследственности для твердости и степени неоднородности структуры

Валок 110						Валок 117						Валок 157					
H <sub>107</sub>	H <sub>Σ</sub>	№ TO	H <sub>107</sub>	H <sub>Σ</sub>	№ TO	H <sub>107</sub>	H <sub>Σ</sub>	№ TO	H <sub>107</sub>	H <sub>Σ</sub>	№ TO	H <sub>107</sub>	H <sub>Σ</sub>	№ TO	H <sub>107</sub>	H <sub>Σ</sub>	№ TO
1	2	3	4	5	6	1	2	3	4	5	6	1	2	3	4	5	6
0.925	5.478	07	0.795	1.020	01	0.953	3.767	07	0.867	0.741	15	0.925	3.379	07	0.795	0.804	01
0.922	1.690	10	0.844	1.097	15	0.949	1.093	10	0.872	0.747	14	0.922	1.134	10	0.849	0.842	05
0.885	1.803	12	0.849	1.102	05	0.910	1.111	12	0.863	0.770	16	0.885	1.207	12	0.815	0.865	17
0.880	1.474	13	0.840	1.113	16	0.905	0.839	13	0.905	0.839	13	0.880	1.067	13	0.844	0.868	15
0.871	1.706	11	0.849	1.119	14	0.895	1.119	11	0.872	0.885	05	0.871	1.152	11	0.840	0.873	16
0.859	1.371	06	0.815	1.141	17	0.882	1.002	06	0.815	0.895	01	0.859	0.977	06	0.849	0.879	14
0.857	1.414	08	0.815	1.201	02	0.881	1.013	08	0.866	0.940	03	0.857	1.001	08	0.815	0.896	02
0.850	1.351	04	0.836	1.316	09	0.874	0.996	04	0.836	0.943	17	0.850	0.968	04	0.836	0.953	09
0.849	1.119	14	0.843	1.350	03	0.872	0.747	14	0.836	0.947	02	0.849	0.879	14	0.850	0.968	04
0.849	1.102	05	0.850	1.351	04	0.872	0.885	05	0.859	0.979	09	0.849	0.842	05	0.859	0.977	06
0.844	1.097	15	0.859	1.371	06	0.867	0.741	15	0.874	0.996	04	0.844	0.868	15	0.843	0.978	03
0.843	1.350	03	0.832	1.397	18	0.866	0.940	03	0.882	1.002	06	0.843	0.978	03	0.832	0.995	18
0.840	1.113	16	0.857	1.414	08	0.863	0.770	16	0.881	1.013	08	0.840	0.873	16	0.857	1.001	08
0.836	1.316	09	0.880	1.474	13	0.859	0.979	09	0.854	1.032	18	0.836	0.953	09	0.880	1.067	13
0.832	1.397	18	0.922	1.690	10	0.854	1.032	18	0.949	1.093	10	0.832	0.995	18	0.922	1.134	10
0.815	1.141	17	0.871	1.706	11	0.836	0.943	17	0.910	1.111	12	0.815	0.865	17	0.871	1.152	11
0.815	1.201	02	0.885	1.803	12	0.836	0.947	02	0.895	1.119	11	0.815	0.896	02	0.885	1.207	12
0.795	1.020	01	0.925	5.478	07	0.815	0.895	01	0.953	3.767	07	0.795	0.804	01	0.925	3.379	07

Таблица В.3

Прогнозируемые при помощи параметров скорости процесса факторы наследственности для твердости и степени неоднородности структуры

Валок 110						Валок 117						Валок 157					
H <sub>107</sub>	H <sub>Σ</sub>	№ TO	H <sub>107</sub>	H <sub>Σ</sub>	№ TO	H <sub>107</sub>	H <sub>Σ</sub>	№ TO	H <sub>107</sub>	H <sub>Σ</sub>	№ TO	H <sub>107</sub>	H <sub>Σ</sub>	№ TO	H <sub>107</sub>	H <sub>Σ</sub>	№ TO
1	2	3	4	5	6	1	2	3	4	5	6	1	2	3	4	5	6
0.900	1.520	10	0.808	1.307	05	0.924	1.000	10	0.904	0.765	13	0.900	1.006	10	0.808	0.921	05
0.884	1.526	12	0.826	1.333	01	0.907	1.005	12	0.905	0.771	14	0.884	1.012	12	0.830	0.933	02
0.882	1.407	14	0.830	1.333	02	0.905	0.771	14	0.882	0.778	15	0.882	0.995	14	0.826	0.933	01
0.881	1.438	13	0.831	1.340	09	0.904	0.765	13	0.877	0.809	16	0.881	1.015	13	0.831	0.934	09
0.860	1.374	15	0.833	1.350	03	0.882	0.778	15	0.853	0.913	03	0.860	0.980	15	0.830	0.940	04
0.855	1.373	16	0.830	1.359	04	0.877	0.809	16	0.850	0.921	02	0.855	0.974	16	0.833	0.943	03
0.849	1.392	08	0.833	1.373	06	0.870	0.954	08	0.846	0.922	01	0.849	0.955	08	0.833	0.945	06
0.846	1.441	11	0.855	1.373	16	0.867	0.996	11	0.827	0.930	05	0.846	0.975	11	0.849	0.955	08
0.840	1.427	17	0.860	1.374	15	0.860	0.962	17	0.851	0.930	09	0.840	0.976	17	0.832	0.965	18
0.833	1.373	06	0.849	1.392	08	0.854	0.967	06	0.870	0.954	08	0.833	0.945	06	0.855	0.974	16
0.833	1.350	03	0.882	1.407	14	0.853	0.913	03	0.850	0.958	04	0.833	0.943	03	0.846	0.975	11
0.832	1.414	18	0.832	1.414	18	0.853	0.985	18	0.860	0.962	17	0.832	0.965	18	0.840	0.976	17
0.831	1.340	09	0.840	1.427	17	0.851	0.930	09	0.854	0.967	06	0.831	0.934	09	0.860	0.980	15
0.830	1.333	02	0.881	1.438	13	0.850	0.921	02	0.853	0.985	18	0.830	0.933	02	0.882	0.995	14
0.830	1.359	04	0.846	1.441	11	0.850	0.958	04	0.867	0.996	11	0.830	0.940	04	0.900	1.006	10
0.826	1.333	01	0.900	1.520	10	0.846	0.922	01	0.924	1.000	10	0.826	0.933	01	0.884	1.012	12
0.808	1.307	05	0.884	1.526	12	0.827	0.930	05	0.907	1.005	12	0.808	0.921	05	0.881	1.015	13
0.775	0.951	07	0.775	0.951	07	0.792	0.909	07	0.792	0.909	07	0.775	0.910	07	0.775	0.910	07

Продолжение Табл. В.2

Валок 162						Валок 161					
H <sub>107</sub>	H <sub>Σ</sub>	№ ТО	H <sub>107</sub>	H <sub>Σ</sub>	№ ТО	H <sub>107</sub>	H <sub>Σ</sub>	№ ТО	H <sub>107</sub>	H <sub>Σ</sub>	№ ТО
1	2	3	4	5	6	1	2	3	4	5	6
1.046	2.900	07	0.945	0.773	15	0.983	3.757	07	0.838	0.829	01
1.042	1.098	10	0.951	0.783	14	0.979	1.245	10	0.898	0.885	05
0.996	1.135	12	0.884	0.784	01	0.938	1.324	12	0.860	0.903	17
0.990	0.941	13	0.940	0.786	16	0.933	1.158	13	0.892	0.916	15
0.979	1.103	11	0.951	0.819	05	0.923	1.255	11	0.888	0.921	16
0.963	0.949	06	0.909	0.847	17	0.909	1.047	06	0.898	0.930	14
0.961	0.966	08	0.908	0.865	02	0.907	1.075	08	0.860	0.943	02
0.953	0.938	04	0.935	0.918	09	0.899	1.034	04	0.884	1.015	09
0.951	0.783	14	0.944	0.918	03	0.898	0.930	14	0.899	1.034	04
0.951	0.819	05	0.953	0.938	04	0.898	0.885	05	0.909	1.047	06
0.945	0.773	15	0.990	0.941	13	0.892	0.916	15	0.892	1.047	03
0.944	0.918	03	0.963	0.949	06	0.892	1.047	03	0.879	1.061	18
0.940	0.786	16	0.930	0.964	18	0.888	0.921	16	0.907	1.075	08
0.935	0.918	09	0.961	0.966	08	0.884	1.015	09	0.933	1.158	13
0.930	0.964	18	1.042	1.098	10	0.879	1.061	18	0.979	1.245	10
0.909	0.847	17	0.979	1.103	11	0.860	0.903	17	0.923	1.255	11
0.908	0.865	02	0.996	1.135	12	0.860	0.943	02	0.938	1.324	12
0.884	0.784	01	1.046	2.900	07	0.838	0.829	01	0.983	3.757	07

Продолжение Табл. В.3

Валок 162						Валок 161					
H <sub>107</sub>	H <sub>Σ</sub>	№ ТО	H <sub>107</sub>	H <sub>Σ</sub>	№ ТО	H <sub>107</sub>	H <sub>Σ</sub>	№ ТО	H <sub>107</sub>	H <sub>Σ</sub>	№ ТО
1	2	3	4	5	6	1	2	3	4	5	6
1.005	0.983	10	0.956	0.853	15	0.950	1.107	10	0.848	0.991	05
0.985	0.986	12	0.950	0.862	16	0.932	1.111	12	0.873	1.002	02
0.983	0.866	14	0.983	0.866	14	0.931	1.088	14	0.868	1.003	01
0.981	0.877	13	0.891	0.868	05	0.929	1.109	13	0.874	1.005	09
0.956	0.853	15	0.981	0.877	13	0.906	1.067	15	0.872	1.013	04
0.950	0.862	16	0.914	0.878	01	0.901	1.060	16	0.876	1.019	03
0.942	0.913	08	0.919	0.878	02	0.894	1.034	08	0.876	1.021	06
0.939	0.946	11	0.922	0.882	03	0.891	1.056	11	0.894	1.034	08
0.930	0.929	17	0.920	0.883	09	0.883	1.057	17	0.875	1.043	18
0.922	0.908	06	0.918	0.899	04	0.876	1.021	06	0.891	1.056	11
0.922	0.882	03	0.922	0.908	06	0.876	1.019	03	0.883	1.057	17
0.921	0.930	18	0.942	0.913	08	0.875	1.043	18	0.901	1.060	16
0.920	0.883	09	0.930	0.929	17	0.874	1.005	09	0.906	1.067	15
0.919	0.878	02	0.921	0.930	18	0.873	1.002	02	0.931	1.088	14
0.918	0.899	04	0.939	0.946	11	0.872	1.013	04	0.950	1.107	10
0.914	0.878	01	1.005	0.983	10	0.868	1.003	01	0.929	1.109	13
0.891	0.868	05	0.985	0.986	12	0.848	0.991	05	0.932	1.111	12

Таблица В.4

Корреляционные зависимости твердости и степени неоднородности структуры от параметров ТО  
(см. табл.7.3, параметры температуры и времени)

$P_i$	Свободный член	Коэффициент при параметре					Значимость параметра					$R_{\text{мн}}$
		T	$\tau$	$T_2$	$\tau_2$	$H_i$	T	$\tau$	$T_2$	$\tau_2$	$H_i$	
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13
04	40.81313288	-0.5322332	0.00115002	0.17727589	0.15259993	0.42711852	8.177	1.000	2.509	1.011	1.822	0.861
07	10.43802708	-0.4871756	0.1275164	0.21439585	-0.680718	0.23367127	3.003	1.169	1.735	1.074	1.080	0.476
08	0.909866744	-0.0133939	0.00846813	0.00289524	-0.0780649	0.60066713	1.117	1.058	1.010	1.075	1.848	0.711
09	5.143691857	0.04848997	0.04181994	-0.0358492	-0.3548668	0.24302811	1.083	1.076	1.086	1.084	1.082	0.342
10	0.323555106	0.00032825	0.00746812	-0.0025858	-0.0471562	0.82474326	1.000	1.272	1.050	1.166	1.409	0.568
11	2.140824745	-0.1010064	0.03630022	0.05252387	-0.1864684	0.49397040	3.245	1.357	2.151	1.145	1.315	0.498
12	3.324875945	0.06982757	0.0545228	-0.0454482	-0.5499253	0.34216569	1.614	1.460	1.493	1.718	1.200	0.562
13	2.142352068	-0.1015367	0.01059675	0.05547992	-0.009368	0.39202063	4.363	1.045	2.903	1.001	1.207	0.476
14	4.595961521	-0.2122839	0.09150687	0.10323500	-0.5212775	0.24569610	3.892	1.661	2.296	1.329	1.041	0.480
15	13.34321516	-1.1237076	0.11805198	0.59153852	-0.2111402	0.33749883	5.281	1.058	3.249	1.003	1.320	0.582
16	1.034911638	0.01003841	-0.0106159	-0.0063408	0.11599252	0.55264979	1.043	1.059	1.033	1.109	1.304	0.531
17	1.028498250	-0.3280818	0.03379095	0.22370764	0.21124008	0.93202577	5.607	1.060	5.060	1.036	2.430	0.779
18	1.400562878	-0.0516471	-0.0112297	0.03058802	0.14113438	0.41081933	2.607	1.093	2.068	1.227	1.292	0.582
19	3.675598164	-0.3689722	0.0138642	0.21764396	0.21840432	0.42206093	8.717	1.013	6.090	1.051	1.372	0.616
20	3.431300408	-0.0515523	0.08315372	0.03900265	-0.7067528	0.45352553	1.114	1.364	1.123	1.404	1.197	0.434
21	3.232562813	-0.2718635	0.00377075	0.15346363	0.26361195	0.36745672	8.867	1.002	5.752	1.140	1.223	0.614
22	5.375228036	-0.4831127	0.08654089	0.26709738	-0.2129208	0.36806011	7.405	1.253	4.711	1.023	1.212	0.532

Где  $P_i$  – оцениваемый параметр (№ столбца в табл.7.5);  $H_i$  – фактор наследственности  $i$ -той характеристики

Таблица В.5

Корреляционные зависимости твердости и степени неоднородности структуры от параметров ТО  
(см. табл.7.3, параметры скорости процесса и времени)

$P_i$	Свободный член	Коэффициент при параметре					Значимость параметра					$R_{\text{мин}}$
		$\nu$	$\tau$	$\nu_2$	$\tau_2$	$H_i$	$\nu$	$\tau$	$\nu_2$	$\tau_2$	$H_i$	
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13
04	38.51436754	-1.54712238	-0.10773591	-0.00793206	-0.01180894	0.465552498	1.661	1.340	1.146	1.000	1.916	0.852
07	11.086571244	-0.16154603	0.104496967	-0.01294413	-1.0486957	0.152984320	1.002	1.104	1.126	1.160	1.031	0.393
08	0.878986582	-0.09354348	0.001982553	0.000136998	-0.06721154	0.631446156	1.068	1.003	1.001	1.057	1.956	0.718
09	5.049989861	0.119678872	0.053401702	-0.00113534	-0.41651808	0.235401915	1.006	1.124	1.004	1.116	1.077	0.341
10	0.309394327	0.032476606	0.010366115	-0.00057857	-0.06929702	0.811701998	1.048	1.522	1.129	1.358	1.396	0.567
11	2.396631873	-0.09036628	0.015280342	-0.00029748	-0.14014713	0.399511772	1.019	1.058	1.002	1.074	1.188	0.418
12	3.258064096	0.310451710	0.087219456	-0.00314968	-0.69093766	0.324031471	1.145	2.212	1.125	2.167	1.185	0.579
13	2.397524580	-0.06993185	-0.00779844	-0.00034136	0.030152726	0.286850032	1.016	1.022	1.003	1.005	1.098	0.356
14	5.147888153	0.042295629	0.086589384	-0.00555632	-0.66942702	0.116759156	1.001	1.529	1.172	1.485	1.008	0.371
15	14.12212746	-0.5243446	-0.00667325	-0.01448463	-0.32020894	0.253917390	1.009	1.000	1.060	1.006	1.156	0.484
16	1.019455958	-0.0255715	-0.01528428	0.000704013	0.142787763	0.544871393	1.003	1.123	1.021	1.165	1.297	0.533
17	1.325915959	-0.22513233	-0.06281205	0.006054159	0.695550176	0.835636784	1.023	1.190	1.140	1.357	2.050	0.755
18	1.419470525	-0.00582158	-0.0231312	0.000141982	0.185779063	0.351190605	1.000	1.375	1.001	1.371	1.202	0.547
19	4.436364026	-0.58355393	-0.09339564	0.004469246	0.642667387	0.258401840	1.189	1.513	1.093	1.373	1.118	0.514
20	2.975885346	0.537088334	0.118005862	-0.00508269	-0.87260223	0.475467677	1.150	1.769	1.113	1.645	1.227	0.475
21	3.950512419	-0.37180009	-0.06455156	0.001576130	0.493446290	0.180865460	1.139	1.446	1.021	1.399	1.044	0.487
22	6.159447020	-0.18684215	0.022780970	-0.00450990	-0.13505349	0.215521774	1.009	1.014	1.044	1.008	1.059	0.351

Где  $P_i$  – оцениваемый фактор (№ столбца в табл.7.5);  $H_i$  – фактор наследственности  $i$ -той характеристики

## Приложение Г

Таблица Г.1

Парные корреляционные зависимости характеристик, описывающих микроструктуру сплава

$P_i$		Свободный член	Коэф-т при факторе	Значимость	$r^*$	$P_i$		Свободный член	Коэф-т при факторе	Значимость	$r^*$	$P_i$		Свободный член	Коэф-т при факторе	Значимость	$r^*$
аргумент	функция					аргумент	функция					аргумент	функция				
1	2	3	4	5	6	1	2	3	4	5	6	1	2	3	4	5	6
01	02	7.772	15.108	11.811	0.957	02	18	-18.162	-15.445	27.916	0.982	04	15	0.078	0.111	114.585	0.996
01	03	0.614	2.310	37.901	0.987	02	21	-0.049	0.216	102.081	0.995	04	16	-0.340	0.656	127.774	0.996
01	04	8.958	20.093	15.483	0.967	02	22	-0.049	0.216	102.081	0.995	04	18	-9.979	-11.806	40.098	0.987
01	06	-3.163	-8.899	19.217	0.974	02	23	-0.049	0.216	102.081	0.995	04	21	0.013	0.164	64.302	0.992
01	10	3.089	8.735	20.991	0.976	03	04	1.975	8.814	76.290	0.993	04	22	0.013	0.164	64.302	0.992
01	12	-4.879	-14.852	19.692	0.974	03	05	0.188	0.794	26.616	0.981	04	23	0.013	0.164	64.302	0.992
01	15	1.160	2.211	11.689	0.956	03	06	-0.747	-3.855	40.897	0.988	05	06	-2.507	-4.618	12.113	0.958
01	16	4.315	13.395	23.813	0.979	03	09	0.192	0.802	30.577	0.984	05	09	0.042	1.006	572.823	0.999
01	18	-78.696	-243.609	26.208	0.981	03	10	0.696	3.786	52.292	0.990	05	10	2.242	4.551	14.096	0.964
01	21	1.661	3.258	10.351	0.950	03	11	0.217	0.900	24.985	0.980	05	11	-0.003	1.133	736.212	0.999
01	22	674.164	3791.042	32.627	0.985	03	12	-1.130	-6.414	34.154	0.985	05	12	-4.398	-7.653	10.617	0.952
01	23	311.530	2614.277	25.785	0.980	03	15	0.303	0.976	44.035	0.989	05	15	0.318	1.207	49.943	0.990
02	03	0.021	0.147	46.556	0.989	03	16	0.409	5.823	132.203	0.996	05	16	1.809	7.086	27.275	0.981
02	04	0.122	1.314	476.504	0.999	03	18	-19.168	-105.070	52.667	0.990	05	17	-0.055	0.154	20.603	0.975
02	05	-0.041	0.119	61.935	0.992	03	21	0.331	1.443	35.820	0.986	05	18	-62.749	-126.243	13.945	0.963
02	06	-0.446	-0.570	31.426	0.984	03	22	-101.649	1624.362	41.189	0.988	05	21	0.105	1.807	762.428	0.999
02	09	-0.032	0.120	81.080	0.994	03	23	-274.981	1123.824	38.308	0.987	05	22	814.368	1930.282	10.325	0.950
02	10	0.388	0.559	38.381	0.987	04	05	0.004	0.090	42.062	0.988	05	23	117.428	1356.795	14.382	0.965
02	11	-0.042	0.135	53.820	0.991	04	06	-0.126	-0.435	49.397	0.990	06	09	0.410	-0.201	13.842	0.963



Продолжение Табл. Г.1

1	2	3	4	5	6	1	2	3	4	5	6	1	2	3	4	5	6
02	12	-0.751	-0.946	25.522	0.980	04	09	0.010	0.091	51.759	0.990	06	10	0.154	-0.978	610.061	0.999
02	15	0.062	0.146	149.990	0.997	04	10	0.093	0.428	66.154	0.992	06	11	0.500	-0.225	11.755	0.957
06	16	0.880	-1.481	46.269	0.989	12	15	0.462	-0.149	24.599	0.979	04	07	0.226	0.058	3.992	0.866
06	18	-12.129	27.009	81.671	0.994	12	16	1.464	-0.885	35.137	0.986	04	17	-0.013	0.014	8.759	0.941
06	21	0.703	-0.362	15.175	0.966	12	18	-19.111	16.178	70.116	0.993	04	19	0.240	0.062	4.535	0.883
06	22	0.703	-0.362	15.175	0.966	12	21	0.885	-0.216	13.138	0.961	05	07	0.890	0.581	2.724	0.796
06	23	16.872	-0.282.187	15.534	0.967	12	22	0.885	-0.216	13.138	0.961	05	19	0.881	0.626	3.041	0.819
07	13	-0.506	0.523	14.577	0.965	12	23	0.885	-0.216	13.138	0.961	06	07	-0.136	-0.139	6.227	0.916
07	19	0.165	1.046	356.400	0.999	13	19	1.705	1.843	11.185	0.954	06	13	-0.158	-0.065	2.672	0.791
09	10	1.90	4.536	15.681	0.968	15	16	0.409	0.5836	35.592	0.986	06	17	0.10	-0.029	4.639	0.886
09	11	-0.016	1.123	208.200	0.998	15	18	-11.303	-105.870	34.487	0.985	06	19	-0.091	-0.147	7.210	0.928
09	12	-3.587	-7.649	12.159	0.958	15	21	-0.049	1.474	83.433	0.994	07	09	3.139	1.111	2.846	0.805
09	15	0.231	1.203	77.201	0.994	15	22	138.912	1610.829	15.492	0.967	07	10	9.871	5.882	5.764	0.909
09	16	1.519	7.042	28.521	0.982	15	23	-43.883	1109.837	13.508	0.962	07	11	3.604	1.236	2.722	0.795
09	17	-0.053	0.152	17.891	0.972	16	18	-23.394	-17.903	37.102	0.986	07	12	-15.511	-10.122	6.399	0.919
09	18	-52.601	-125.895	15.704	0.968	16	21	0.314	0.247	34.934	0.986	07	15	3.223	1.442	3.918	0.863
10	12	0.309	-1.699	212.587	0.998	16	22	0.314	0.247	34.934	0.986	07	16	18.768	8.478	3.763	0.857
10	15	0.319	0.254	31.779	0.984	16	23	0.314	0.247	34.934	0.986	07	18	-273.436	-163.299	5.783	0.909
10	16	0.387	1.518	72.833	0.993	17	21	1.812	11.105	16.669	0.970	07	21	5.557	2.011	2.928	0.811
10	18	-8.117	-27.599	91.551	0.995	21	22	528.718	1076.816	12.294	0.958	07	22	4497.581	2435.004	4.261	0.875
10	21	0.563	0.372	17.677	0.971	21	23	-18.467	753.737	16.280	0.969	07	23	4110.285	1523.416	2.664	0.790
10	22	0.563	0.372	17.677	0.971	22	23	-18.467	753.737	16.280	0.969	09	19	0.781	0.629	3.189	0.829
10	23	-74.010	289.265	17.484	0.971	01	05	0.945	1.789	9.104	0.943	10	13	-0.117	0.065	2.557	0.780
11	15	0.363	1.062	40.558	0.988	01	07	0.684	1.168	3.487	0.845	10	17	0.080	0.030	5.010	0.895
11	16	1.858	6.250	27.697	0.982	01	09	0.951	1.807	9.576	0.946	10	19	-0.053	0.149	6.650	0.922

Продолжение Табл. Г.1

1	2	3	4	5	6	1	2	3	4	5	6
11	17	-0.051	0.136	19.754	0.974	01	11	1.091	2.023	8.735	0.941
11	18	-66.642	-111.112	13.320	0.962	01	17	0.184	0.259	4.012	0.866
11	21	0.146	1.591	287.370	0.998	01	19	0.737	1.247	3.852	0.860
12	13	-0.173	-0.039	2.745	0.797	12	19	-0.075	-0.088	7.366	0.930
12	17	0.120	-0.017	4.355	0.878	13	18	-613.270	-258.435	2.560	0.781
11	23	160.443	1194.089	13.689	0.963	02	07	0.308	0.075	3.738	0.856
09	21	0.041	1.795	1760.32	0.100	02	19	0.316	0.080	4.240	0.874
09	22	660.934	1924.820	11.213	0.954	03	07	0.409	0.503	3.640	0.852
09	23	51.636	1349.277	14.987	0.966	03	17	0.032	0.118	6.906	0.925
10	11	0.388	0.231	13.881	0.963	01	13	0.330	0.529	01.990	0.705
03	19	0.428	0.538	4.098	0.869	02	13	0.216	0.033	01.974	0.702
15	17	-0.020	0.122	9.130	0.944	03	13	0.269	0.223	01.945	0.697
15	19	0.237	0.553	4.513	0.882	04	13	0.152	0.026	02.054	0.716
16	17	0.020	0.020	7.392	0.930	05	13	0.618	0.246	01.627	0.621
16	19	0.385	0.092	4.214	0.873	07	17	0.605	0.145	01.820	0.671
17	18	-249.449	-736.08	4.675	0.887	09	13	0.556	0.249	01.668	0.633
17	22	3454.532	11380.846	4.591	0.884	11	13	0.623	0.216	01.625	0.620
17	23	1585.272	8229.387	6.793	0.923	13	15	06.566	02.182	02.06	0.708
18	19	1585.272	8229.387	6.793	0.923	13	16	038.141	12.908	02.03	0.708
18	21	1585.272	8229.387	6.793	0.923	13	17	01.046	0.189	01.289	0.474
18	22	1585.272	8229.387	6.793	0.923	13	21	010.608	02.927	01.696	0.641
18	23	1585.272	8229.387	6.793	0.923	13	22	9709.038	3811.223	02.230	0.743
19	21	4.836	1.973	3.286	0.834	13	23	7892.248	2231.038	01.651	0.628
19	22	3896.338	2354.878	4.663	0.886	17	19	02.267	03.379	01.948	0.698

\*r - коэффициент парной корреляции

Таблица Г.2

## Корреляционные зависимости твердости от степени дисперсности выявленных фаз (см.табл.7.5)

Номер столбца параметра в табл.7.5				Свободный член	Коэффициент при факторе				Значимость фактора				R <sub>мин</sub>
1-го	2-го	3-го	4-го		1-м	2-м	3-м	4-м	1-го	2-го	3-го	4-го	
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14
R <sub>мин</sub> = max													
08	12	14	16	39.48110208	7.148094254	-1.950033932	1.647268294	4.802039101	3.644	1.739	1.918	2.253	0.780
R <sub>мин</sub> > 0.745													
07	08	12	16	38.26159639	0.513191994	7.800374778	-1.273002614	4.664543605	1.658	4.074	1.307	2.155	0.774
07	08	16	20	33.52925218	0.497647807	7.714039343	6.575545718	-0.939772085	1.602	3.923	3.231	1.403	0.767
08	11	18	21	65.15578585	3.001160121	-2.315673563	-9.758401969	5.305952141	1.411	1.477	4.516	7.255	0.746
08	12	14	16	39.48110208	7.148094254	-1.950033932	1.647268294	4.802039101	3.644	1.739	1.918	2.253	0.780
08	12	15	16	38.28198308	8.158268192	-0.817234424	0.295534733	3.761848910	4.177	1.120	1.601	1.710	0.759
08	12	16	22	41.69330648	7.743905465	-1.252170107	2.876798067	0.866310693	3.737	1.269	1.397	1.562	0.746
08	12	18	21	67.85063838	2.188668079	-1.220050716	-8.253176457	3.738262848	1.224	1.261	3.578	4.181	0.753
08	12	18	22	63.13181432	3.668452172	-1.515053413	-3.870379292	1.381427206	1.634	1.406	1.572	2.477	0.755
08	14	16	20	32.87068646	7.005233910	1.499647675	7.512531101	-1.377823799	3.362	1.707	3.853	1.849	0.761
08	15	16	17	36.03018717	7.556280296	0.360386882	4.794916086	-0.491323636	3.622	1.859	2.109	1.213	0.748
08	15	16	18	38.01980601	7.410862809	0.429675105	4.591610764	-3.005154175	3.570	2.245	2.037	1.342	0.753
08	15	16	20	35.20325167	8.145310450	0.302322252	5.211713500	-0.715510000	4.269	1.649	2.406	1.235	0.768
08	16	20	22	36.65332559	7.765319085	5.049506091	-1.076385276	0.920093151	3.892	2.285	1.517	1.667	0.760
R <sub>мин</sub> > 0.73													
07	08	12	16	38.26159639	0.513191994	7.800374778	-1.273002614	4.664543605	1.658	4.074	1.307	2.155	0.774
07	08	12	20	54.37359697	0.475614820	5.496285232	-2.502565879	0.999483020	1.492	2.329	2.034	1.408	0.735
07	08	16	20	33.52925218	0.497647807	7.714039343	6.575545718	-0.939772085	1.602	3.923	3.231	1.403	0.767
07	12	18	21	75.93358704	0.189731566	-0.0131198786	-10.26780165	3.598478827	1.079	1.285	4.771	3.787	0.736

Продолжение табл. Г.2

1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14
08	10	13	15	59.06596711	5.627705957	-9.693979832	1.790444996	0.266684710	2.381	1.494	1.179	1.447	0.732
08	10	15	16	40.39004591	7.864237479	-2.814821996	0.330349878	3.049654531	3.699	1.042	1.686	1.426	0.732
08	11	18	21	65.15578585	3.001160121	-2.315673563	-9.758401969	5.305952141	1.411	1.477	4.516	7.255	0.746
08	12	13	16	32.98498884	8.237096093	-1.526458047	3.033427818	5.260533039	4.007	1.388	1.522	2.289	0.737
08	12	14	16	39.48110208	7.148094254	-1.950033932	1.647268294	4.802039101	3.644	1.739	1.918	2.253	0.780
08	12	14	20	56.04520707	4.798909460	-3.131898377	1.509809510	1.006831574	2.024	2.637	1.662	1.419	0.738
08	12	15	16	38.28198308	8.158268192	-0.817234424	0.295534733	3.761848910	4.177	1.120	1.601	1.710	0.759
08	12	16	22	41.69330648	7.743905465	-1.252170107	2.876798067	0.866310693	3.737	1.269	1.397	1.562	0.746
08	12	17	22	58.75946088	4.104747818	-1.304508420	-0.393439177	1.015182753	1.735	1.278	1.130	1.738	0.732
08	12	18	21	67.85063838	2.188668079	-1.220050716	-8.253176457	3.738262848	1.224	1.261	3.578	4.181	0.753
08	12	18	22	63.13181432	3.668452172	-1.515053413	-3.870379292	1.381427206	1.634	1.406	1.572	2.477	0.755
08	14	16	20	32.87068646	7.005233910	1.499647675	7.512531101	-1.377823799	3.362	1.707	3.853	1.849	0.761
08	15	16	17	36.03018717	7.556280296	0.360386882	4.794916086	-0.491323636	3.622	1.859	2.109	1.213	0.748
08	15	16	18	38.01980601	7.410862809	0.429675105	4.591610764	-3.005154175	3.570	2.245	2.037	1.342	0.753
08	15	16	20	35.20325167	8.145310450	0.302322252	5.211713500	-0.715510000	4.269	1.649	2.406	1.235	0.768
08	15	16	22	32.73974354	8.553651687	0.578082480	4.784448372	-0.874335097	4.323	3.187	2.092	1.570	0.745
08	16	20	22	36.65332559	7.765319085	5.049506091	-1.076385276	0.920093151	3.892	2.285	1.517	1.667	0.760
11	12	18	21	78.13092683	-0.937361873	-0.973155078	-12.943652	5.319690229	1.076	1.157	7.010	7.107	0.737
11	17	18	21	75.48547510	-2.044256423	-0.748524359	-10.06108297	5.795347477	1.354	1.468	4.567	8.119	0.731
11	18	20	21	76.91442584	-1.751087483	-11.905389222	-0.564225496	5.484469850	1.261	6.004	1.129	7.387	0.732
12	13	18	21	77.86521228	-1.045494083	-0.988922970	-12.85501252	5.302087736	1.179	1.055	6.839	6.976	0.732
12	14	18	21	75.49271243	-1.506545979	0.517902401	-9.866887295	3.555940896	1.373	1.077	4.450	3.695	0.733
12	15	18	21	76.36501163	-1.102402135	0.167321081	-11.14483400	3.582453732	1.207	1.183	5.569	3.840	0.744
12	17	18	21	75.59151236	-1.126313900	-0.417946408	-9.399788241	4.315302054	1.211	1.149	4.173	5.023	0.737
12	18	19	21	75.30272898	-1.299680017	-9.908385884	-1.695611951	6.136638245	1.285	4.577	2.186	9.250	0.741

Таблица Г.3

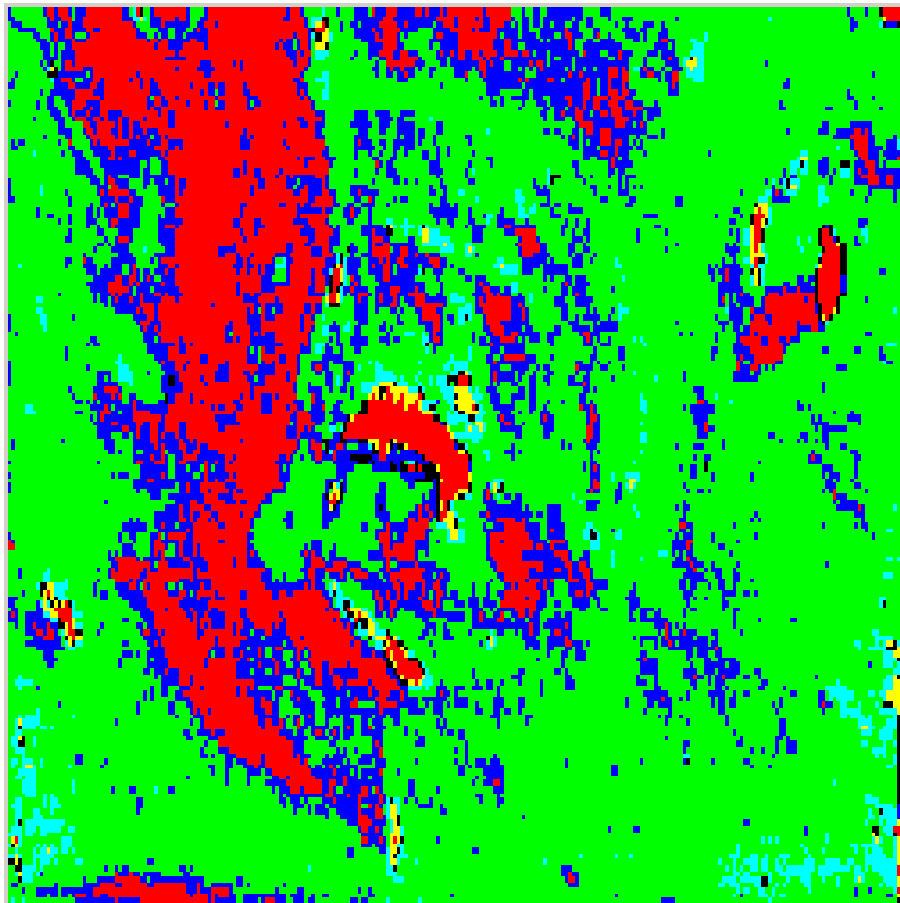
Корреляционные зависимости исследуемых характеристик от факторов, описывающих степень дисперсности ( $P_i = 47 \dots 62$ ) и диффузионный процесс ( $P_{02}$ )

$P_i$	№ фактора					Свободный член	Коэффициент при факторе					Значимость фактора					R <sub>мн</sub>
	1	2	3	4	5		1	2	3	4	5	1	2	3	4	5	
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17	18
96	54	55	57	60	109	65,75	3,58	0,79	0,42	1,08	-0,20	2,01	7,66	2,49	2,02	2,38	0,980
13	49	54	55	58	109	-14,20	-0,60	0,43	2,20	-2,36	0,05	1,82	1,68	6,70	4,60	1,20	0,953
19	49	54	55	58	109	20,90	-0,69	0,50	2,41	-3,04	-0,02	1,81	1,54	5,06	3,90	1,01	0,951
05	49	54	55	59	109	45,98	0,44	-0,28	-1,56	0,55	-0,01	2,13	1,69	6,35	3,74	1,00	0,948
07	49	54	55	58	109	4,74	-0,80	0,52	2,81	-3,26	0,03	1,81	1,64	5,83	3,71	1,03	0,948
28	49	54	55	58	109	0,95	0,01	-0,01	-0,03	0,03	-0,001	1,89	1,81	5,51	4,06	1,06	0,947
81	49	55	61	62	109	-53,69	-0,63	1,46	0,75	-4,07	0,26	23,76	1,42	6,90	2,38	4,12	0,947
21	49	54	55	58	109	80,39	0,52	-0,40	-2,10	2,19	-0,01	1,58	1,42	5,23	3,55	1,01	0,946
11	51	53	54	55	109	8,24	2,69	-2,83	1,73	-0,19	0,12	1,77	4,33	2,11	11,27	2,24	0,943
98	49	52	55	62	109	-27,27	-0,47	0,40	-0,61	-2,46	0,19	9,37	1,24	1,25	2,72	2,58	0,940
17	56	57	59	62	109	-5,73	-0,31	0,31	0,23	-0,58	0,04	8,49	1,20	2,74	2,70	2,22	0,920
63	57	58	59	62	109	78,20	-2,57	-5,81	8,84	6,23	-0,16	12,29	3,81	2,34	8,89	1,24	0,908
96	54	55	57	60	02	6,58	3,58	0,42	0,79	1,08	-0,20	7,66	2,49	2,02	2,01	2,38	0,980
79	54	55	57	60	02	6,58	3,55	0,43	0,80	1,07	-0,20	7,56	2,55	2,03	1,99	2,38	0,980
13	49	54	55	58	02	-1,42	-0,60	2,20	0,43	-2,36	0,05	1,68	0,70	4,60	1,82	1,20	0,953
19	49	54	55	58	02	2,09	-0,69	2,41	0,50	-3,04	-0,02	1,54	5,06	3,90	1,81	1,01	0,951
05	49	54	55	59	02	4,60	0,44	-1,56	-0,28	0,55	-0,01	1,69	6,35	3,74	2,13	1,00	0,948
07	49	54	55	58	02	0,47	-0,80	2,81	0,52	-3,26	0,03	1,64	5,83	3,71	1,81	1,03	0,948
81	49	55	61	62	02	-5,37	-0,63	0,75	1,46	-4,07	0,26	1,42	6,90	2,38	23,76	4,12	0,947
21	49	54	55	58	02	8,04	0,52	-2,10	-0,40	2,19	-0,01	1,42	5,23	3,55	1,58	1,01	0,946
28	49	54	55	58	02	0,10	0,01	-0,03	-0,01	0,03	-0,00	1,81	5,51	4,04	1,89	1,06	0,946
09	52	54	58	62	02	4,78	0,35	-0,94	2,94	-1,17	-0,01	1,31	3,14	3,63	8,12	1,03	0,943

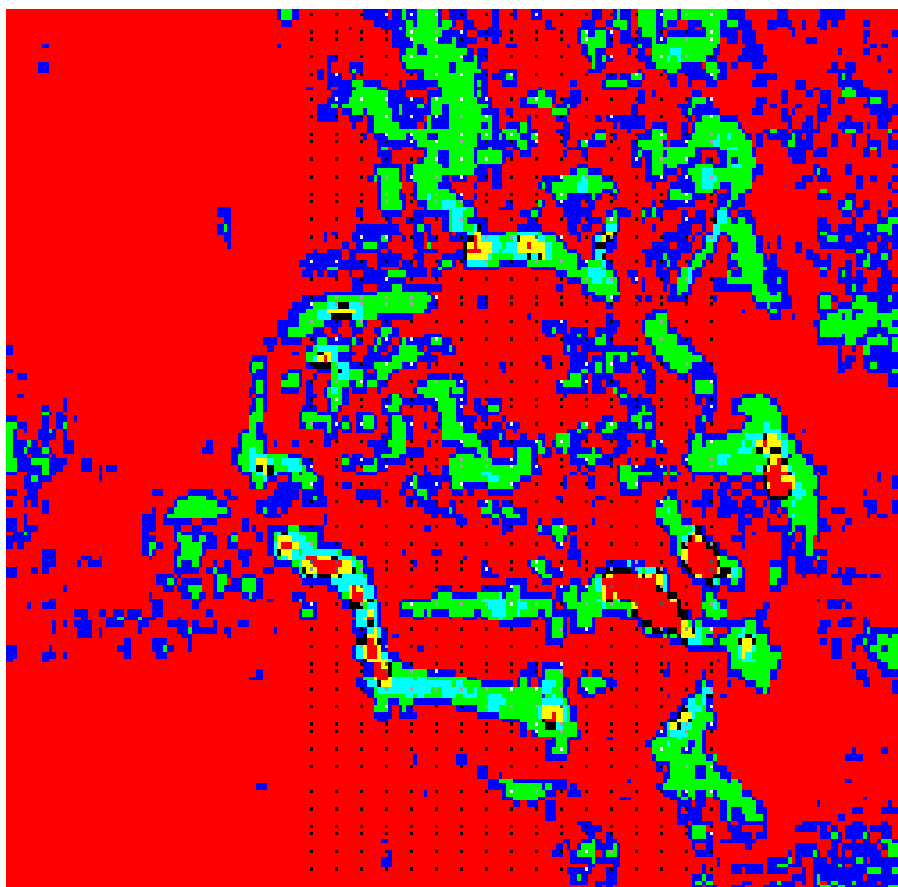
## Приложение Д

Формируемая неоднородность в областях дислокационной структуры  
внутри карбидной фазы  $\text{Fe}_3\text{C}$  для фотографий структур 17-19  
(увеличение ~10000 раз)

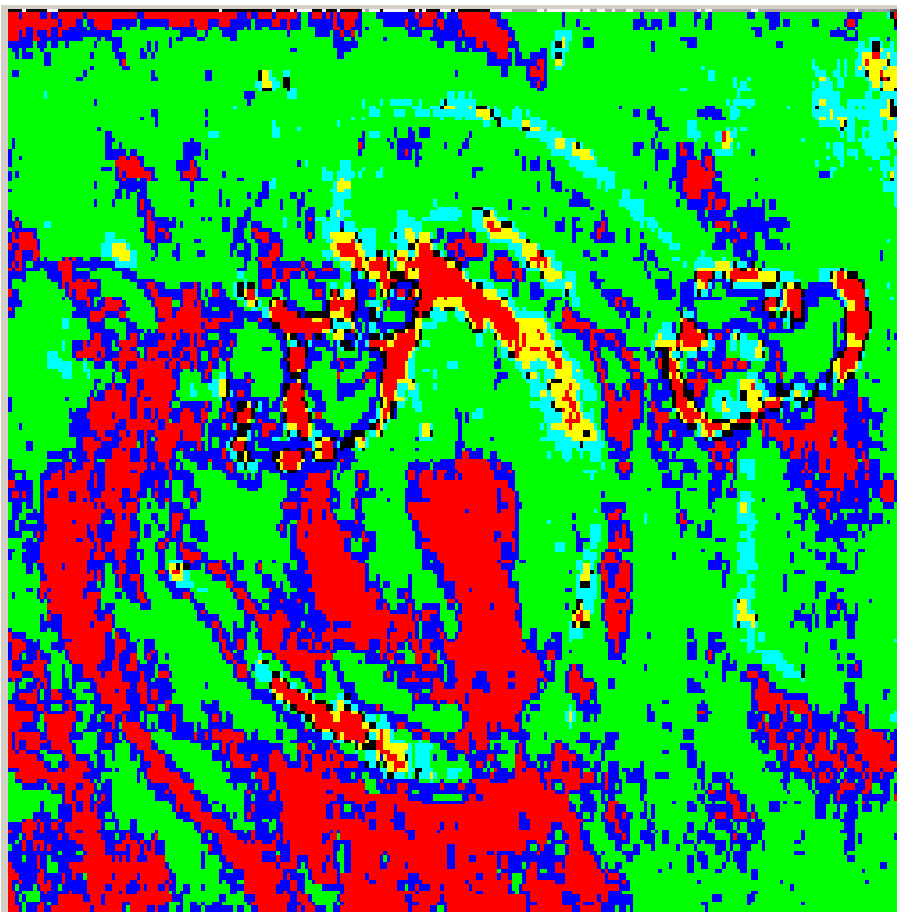
Структура №17 (см. рис.4.16)



Структура №18 (см. рис.4.16)



Структура №19 (см. рис.4.16)





**Наукове видання**

**Скобло Тамара Семенівна,  
Клочко Оксана Юріївна,  
Сідашенко Олександр Іванович,  
Белкін Йохим Львович**

**ТЕОРЕТИЧНІ ТА ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНІ ОСНОВИ  
ПРОГНОЗУВАННЯ СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ,  
ВЛАСТИВОСТЕЙ ВИСОКОВУГЛЕЦЕВИХ  
ЛЕГОВАНИХ СПЛАВІВ**

**МОНОГРАФІЯ**

Комп'ютерна верстка: Клочко О.Ю.

Підписано до друку 01.07.2019 р.  
Формат 60x80 1/16. Папір офсетний. Друк цифровий  
Гарнітура Cambria. Ум. друк. арк. 15,6  
Обл.-друк. арк. 12,8  
Наклад 100 прим. Зам. № \_\_\_\_

**Видавництво**