

DOI 10.5862/JEST/14

УДК 669.1.017:669.018.44

:669:018.28:669.018.891:539.25

А.В. Пташник

МЕТОД КОЛИЧЕСТВЕННОГО АНАЛИЗА СТРУКТУРЫ СПЛАВОВ С ДИСПЕРСНЫМИ ВКЛЮЧЕНИЯМИ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ЭЛЕКТРОННОЙ МИКРОСКОПИИ

A.V. Ptashnik

METHOD OF THE QUANTITATIVE ANALYSIS OF STRUCTURE OF ALLOYS WITH DISPERSE INCLUSIONS USING ELECTRON MICROSCOPY

Разработан и обоснован метод количественного анализа структуры многофазных сплавов с дисперсными включениями. Метод основан на совместном использовании растровой электронной микроскопии и рентгеноспектрального микроанализа. Выявлены экспериментальные особенности метода. Установлены параметры для контролируемой настройки автоматической программы при его использовании. Сформулированы требования к подготовке шлифов и интерпретации результатов анализа структуры сплавов. Разработанным методом выполнено количественное исследование изменения структуры жаропрочных сплавов на Fe—Cr—Ni-основе при длительной высокотемпературной выдержке. Показана достоверность и высокая точность метода.

ЛИТЫЕ ЖАРОПРОЧНЫЕ СПЛАВЫ; МИКРОСТРУКТУРА; ФАЗОВЫЙ СОСТАВ; ЭЛЕКТРОННАЯ МИКРОСКОПИЯ; КАРБИДНОЕ УПРОЧНЕНИЕ; ДИСПЕРСНЫЕ ФАЗЫ.

The paper is devoted to the developed and validated method of the quantitative analysis for the structure of multiphase alloys with disperse inclusions. The method is based on sharing raster electron microscopy and X-ray spectral microanalysis. There have been revealed experimental features of the method. The paper presents the parameters which have been established to control setting up the automated program during the use of the method. There have been formulated requirements to prepare a metallographic sample and to interpret results of the alloy structure analysis. The developed method has been applied for the quantitative research into the change of the structure of Fe-Cr-Ni heat resistant alloys at lasting high-temperature endurance. The paper confirms reliability and high precision of the method.

CAST HEAT RESISTANT ALLOYS; MICROSTRUCTURE; PHASE COMPOSITION; ELECTRON MICROSCOPY; CARBIDE HARDENING; DISPERSE PHASES.

Введение

Для изготовления высокотемпературных установок в нефтехимической промышленности используются жаропрочные жаростойкие спла-

вы на Fe—Cr—Ni-основе [1–3]. Сплавы имеют сложный химический состав и содержат (% масс.): 0,3–0,6 С, 15–30 Cr, 20–45 Ni, а также добавки Si, Mo, W, Mn, Ti, Nb, редкоземельных элементов (РЗЭ), остальное — Fe. Структура

сплавов состоит из пересыщенного твердого раствора γ -Fe–Ni–Cr и карбидов на основе хрома и ниобия — Cr_mC_n и Nb_mC_n [4–7]. При высокотемпературной эксплуатации структура сплавов, в том числе ее карбидная составляющая, претерпевает непрерывную трансформацию [8–16]. Скорость этих изменений (количественное соотношение, морфология и распределение упрочняющих карбидных фаз в структуре) определяют эксплуатационную надежность сплавов. Для прогнозирования работоспособности таких сплавов сложного химического состава, имеющих многофазную структуру, необходима количественная оценка структурных изменений, протекающих в них при длительной эксплуатации, особенно в экстремальных условиях. Решение этой задачи возможно с использованием достоверных количественных методик определения объемной доли, формы, характера распределения, количественного соотношения и элементного состава дисперсных фаз (микро- и наноразмерных) в структуре многокомпонентных сплавов.

Цель настоящего исследования — разработка методики достоверной количественной оценки трансформации дисперсных фаз в структуре многофазных сплавов при эксплуатации на основе электронной микроскопии и рентгено-спектрального микроанализа.

Материал и методика эксперимента

Для отработки методики количественного фазового анализа сплавов с дисперсным упрочнением в качестве модельного использовали жаропрочный жаростойкий сплав 0,45C–26Cr–35Ni–2Si–2Nb, применяемый для изготовления деталей установок высокотемпературного пиролиза углеводородного сырья. Приведем фактический химический состав исследованного сплава, % масс.:

C.....	0,48
Si.....	1,86
Mn.....	0,91
Cr.....	25,4
Ni.....	35,3
Nb.....	1,72
W.....	0,63
Mo.....	0,23
V.....	0,26
Ti.....	0,14
PЗЭ.....	≤ 0,5
Fe.....	ост.

Сплав выплавляли в индукционной печи, отливки изготавливали статическим литьем, используя песчаные формы. Из литых заготовок толщиной 40 мм изготавливали образцы размером 10×10×15 мм. Образцы подвергали термической обработке по следующему режиму: выдержка при 1150 °С длительностью 2, 10, 50, 100 или 500 ч с последующим охлаждением с печью или в воде. Термическую обработку проводили в электрической печи с точностью измерения температуры образца ± 2 °С.

Исследование структуры сплава, рентгено-спектральный микроанализ (РСМА) распределения элементов в матрице и состава фаз проводили с использованием растрового электронного микроскопа (РЭМ) TESCAN VEGA 2 LM, оснащенного рентгеновским энергодисперсионным спектрометром INCA X–Max-50. Точность определения концентрации химических элементов составляла для Fe, Cr, Ni, Si, Nb, Mo, W, Ti — 3 % (отн.), для C — 20 % (отн.). Изображения структур, полученные при проведении РСМА на РЭМ, использовали также для количественного и морфологического анализа дисперсных включений фаз в сплаве. Для этого применяли программы VegaTC и Inca Feature, которые обеспечивают полный цикл работы с изображениями структур, в том числе статистическую обработку результатов оценки таких параметров структуры, как размер, относительный объем в сплаве, форма частиц, тип их кристаллической решетки. Для обеспечения достоверности результатов анализ структуры по каждому параметру проводили на не менее пяти полях шлифа размером 400×400 мкм. Изготовление и подготовку шлифов выполняли на оборудовании фирмы «Buehler» согласно ASTM E 3–95.

Результаты экспериментальных исследований

Предлагаемая методика основана на совместном использовании методов растровой электронной микроскопии и рентгено-спектрального микроанализа.

Получение электронного изображения структуры сплава и определение локального элементного состава фаз

Для количественного анализа структуры сплава используются изображения, получаемые с помощью растрового электронного микроскопа

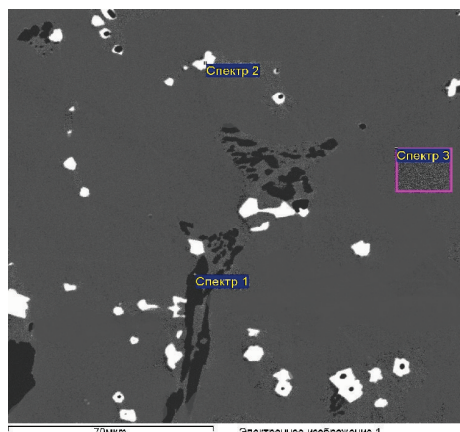


Рис. 1. Структура сплава 0,45С–26Cr–35Ni–2Si–2Nb в литом состоянии, полученная в режиме обратноотраженных электронов

в режиме обратно отраженных электронов. Накопление электронного изображения происходит при взаимодействии электронного пучка с поверхностью шлифа исследуемого объекта. Возникающий контраст изображения в основном определяется значением коэффициента отражения электронов, который в свою очередь зависит от среднего атомного номера облучаемого участка образца (режим Z-контраста). Вследствие этого области, обогащенные элементами с большим атомным номером, на полученном изображении выглядят ярче, а области, обогащенные элементами с более низким атомным номером, — темнее. Изображение, получаемое с помощью Z-контраста, позволяет выявлять структуру исследуемого объекта, не прибегая к каким-либо другим методам.

Облучение поверхности образца ускоренными электронами в растровом электронном микроскопе не только вызывает образование

отраженных и вторичных электронов, но и сопровождается генерацией характеристического рентгеновского излучения. Анализ спектра этого излучения позволяет определить элементный состав структурных составляющих, в частности отдельных дисперсных включений.

Таким образом, получение изображения структуры с дисперсными включениями различных фаз в режиме Z-контраста и анализ элементного состава близких по контрасту частиц позволяют идентифицировать их тип, а также определить количество и морфологию каждого типа.

На рис. 1 показана структура литого сплава 0,45С–26Cr–35Ni–2Si–2Nb. На электронном изображении в режиме Z-контраста, полученном с помощью РЭМ, на фоне матричного -твердого раствора наблюдаются дисперсные частицы двух типов, различающихся по яркости: белые и темные. Элементный состав дисперсных фаз и матрицы, полученный с помощью РСМА, представлен в таблице. Частицы двух типов в структуре сплава по контрасту в сравнении с аустенитной матрицей (спектр 3) идентифицированы как карбиды хрома (более темные, спектр 1) и карбиды ниобия (более светлые спектр 2).

Накопление большого количества экспериментальных данных об элементном составе дисперсных частиц в структуре сплава показывает, что частицы одного контраста имеют идентичный химический состав и относятся к одному типу фаз.

Определение доли площади, занимаемой частицами каждого типа

Следующим этапом количественного анализа структуры сплава было определение суммарной доли площади, занимаемой каждым типом

Химический состав фаз в структуре литого сплава 0,45С–26Cr–35Ni–2Si–2Nb и их идентификация

Номер спектра	Содержание, % (масс.) химических элементов									Идентификация типа фазы
	C	Fe	Cr	Ni	Si	Nb	Mo	W	Ti	
1	8,96	8,70	78,65	1,90	0,04	0,00	0,53	1,24	0,00	Карбид хрома
2	10,76	0,78	1,62	0,66	0,13	84,26	0,10	0,07	1,62	Карбид ниобия
3	н.о.	37,67	23,27	35,28	1,95	0,53	0,34	0,95	0,01	Аустенитная матрица

Примечание: н.о. — содержание элемента не определялось.



частиц (фаз). Для этого необходимо полутоновое изображение участка поверхности образца (см. рис. 1) трансформировать в *n*-тоновое изображение. Для решения такой задачи используется стандартная опция — «площадь объекта» в панели инструментов программы VegaTC электронного микроскопа TESCAN VEGA 2 LM (рис. 2).

В пределах получаемого изображения структуры сплава выделяется количество пороговых значений интенсивности сигнала, соответствующее количеству типов определяемых дисперсных фаз. После этого участки изображения, имеющие интенсивность сигнала в пределах заданных пороговых значений, выделяются каким-либо цветом. Для достоверной идентификации фаз необходимо проводить тонкую настройку пороговых значений интенсивности сигнала таким образом, чтобы все дисперсные частицы в структуре сплава, наблюдаемые на полутоновом изображении, полностью окрашивались в соответствующий цвет при выделении на *n*-тоновом изображении, а участки матрицы, близкие по контрасту к выделяемым частицам, не окрашивались. Переход от полутонового к многотоновому изображению структуры позволяет количественно определить долю площади кадра, занимаемую частицами дисперсной фазы определенного типа (рис. 3). Тщательная настройка пороговых значений интенсивности сигнала позволяет разделить частицы, отличающиеся по среднему атомному номеру на 0,05, что обеспечивает высокую точность и достоверность получаемых результатов анализа структуры сплава.

При анализе дисперсных фаз в структуре жаропрочного жаростойкого сплава важно оценить не только их относительное содержание, но и морфологию частиц. Для этого после элементного анализа частиц, разделения их на типы и проверки на возможность перевода в *n*-тоновое изображение проводится более подробное исследование с использованием программно-аппаратного пакета Inca Feature. Данные программного пакета могут быть использованы для количественной оценки морфологических особенностей частиц дисперсных фаз (средний диаметр, округлость, площадь, объемная доля каждой фракции и др.).

Программа Inca Feature имеет строгий алгоритм (рис. 4).

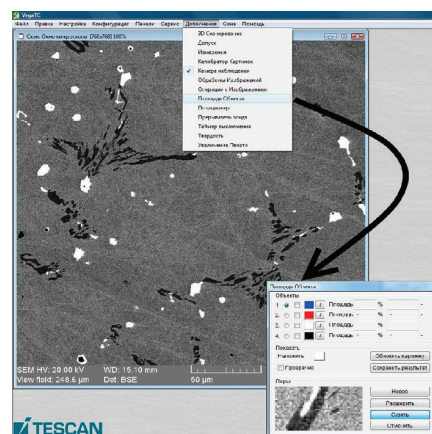


Рис. 2. Полутоновое изображение структуры литого сплава 0,45C–26Cr–35Ni–2Si–2Nb и вид панели инструментов программы VegaTC и выпадающего окна со стандартной опцией «Площадь объекта»

Пошаговое выполнение настроек в соответствии с алгоритмом программы дает возможность учесть все особенности структуры отдельно взятого образца сплава или автоматизировать процесс при выполнении анализа структуры партии идентичных образцов. Алгоритмом предусмотрено выполнение следующей последовательности операций при настройке программы (рис. 5–13):

задается имя проекта и описание образца (рис. 5);

выбирается представительный участок сканирования (план участка) и задается увеличение полей сканирования, что позволяет проводить подробный анализ на представительных участках без потери разрешения (рис. 6);

проводится настройка системы поиска частиц (см. рис. 7–11): устанавливаются пороговые значения уровней яркости электронно-микроскопического изображения частиц (рис. 8–9) и параметры для анализа спектра EDS (рис. 10);

после детальной настройки происходит запуск программы (рис. 12);

после запуска программы происходит автоматическое разделение указанного изначально участка сканирования на поля заданного увеличения (рис. 13).

В процессе анализа структуры сплава электронный зонд сканирует участок поверхности в рамках контура каждой выделенной частицы.

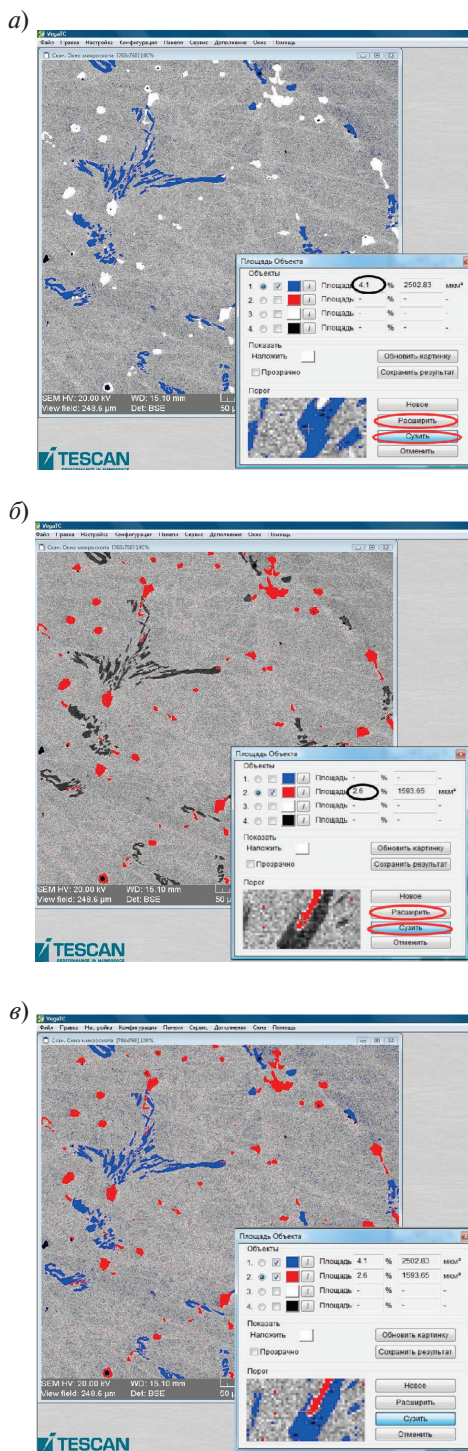


Рис. 3. Трехтоновое изображение структуры литого сплава 0,45C–26Cr–35Ni–2Si–2Nb (в) после перехода от полутонового с целью определения суммарной доли площади, занимаемой карбидами каждого типа. Карбиды хрома выделены синим цветом (а), карбиды ниобия — красным (б)

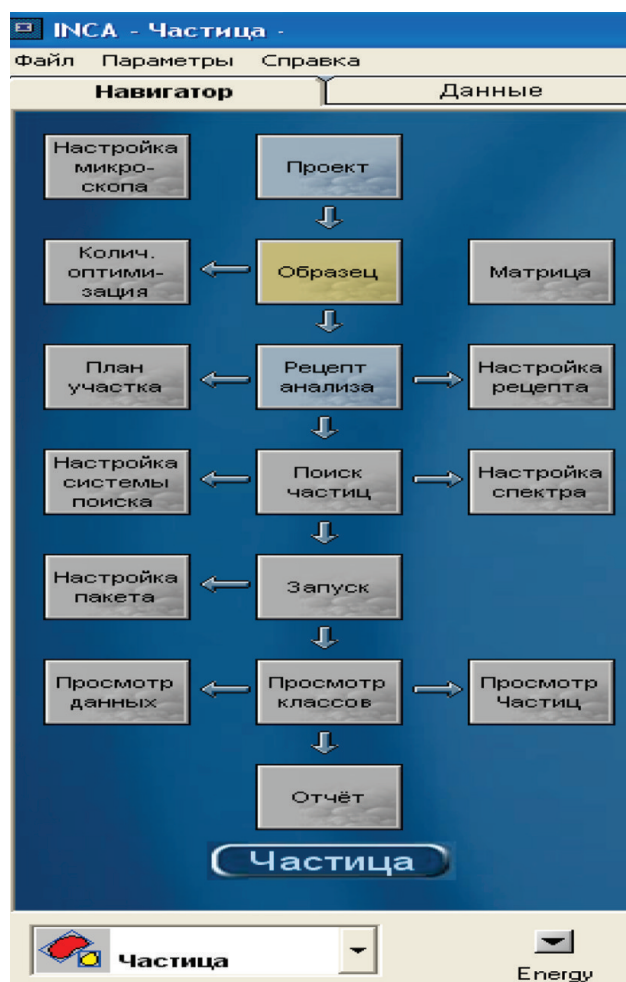


Рис. 4. Алгоритм программы Inca Feature

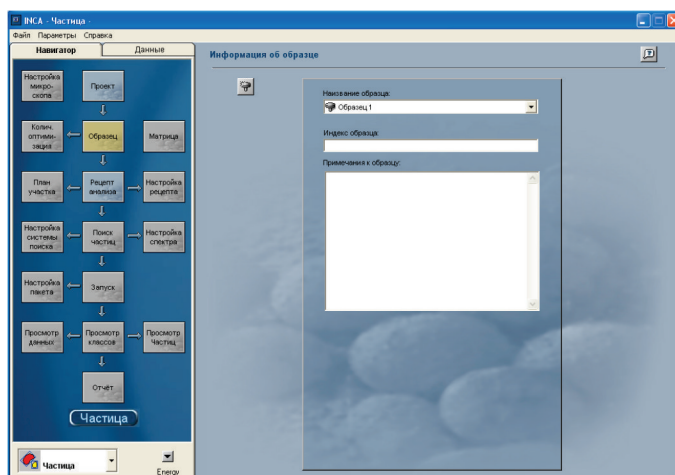


Рис. 5. Изображение окна «Образец» программы Inca Feature

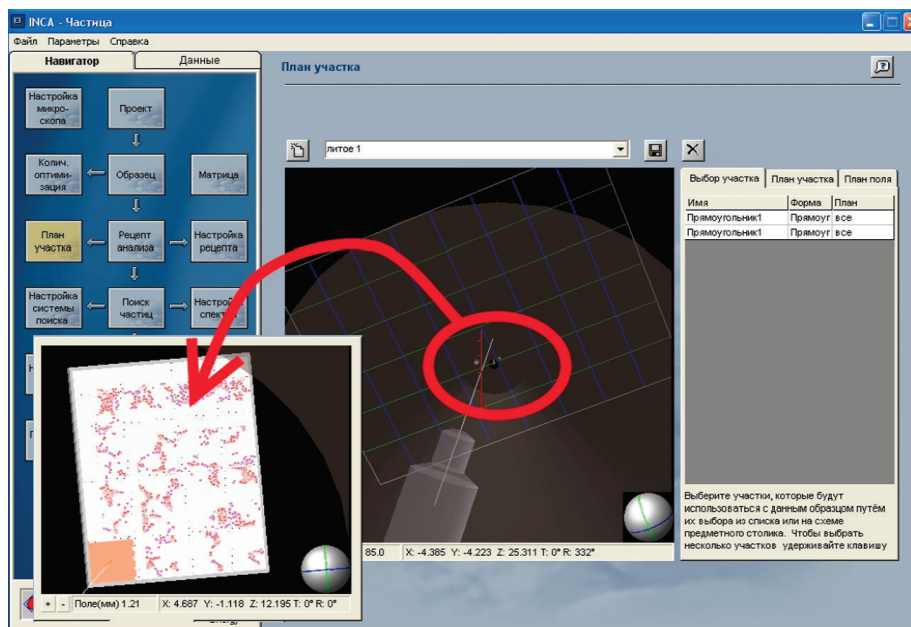


Рис. 6. Изображение окна «План участка» программы Inca Feature

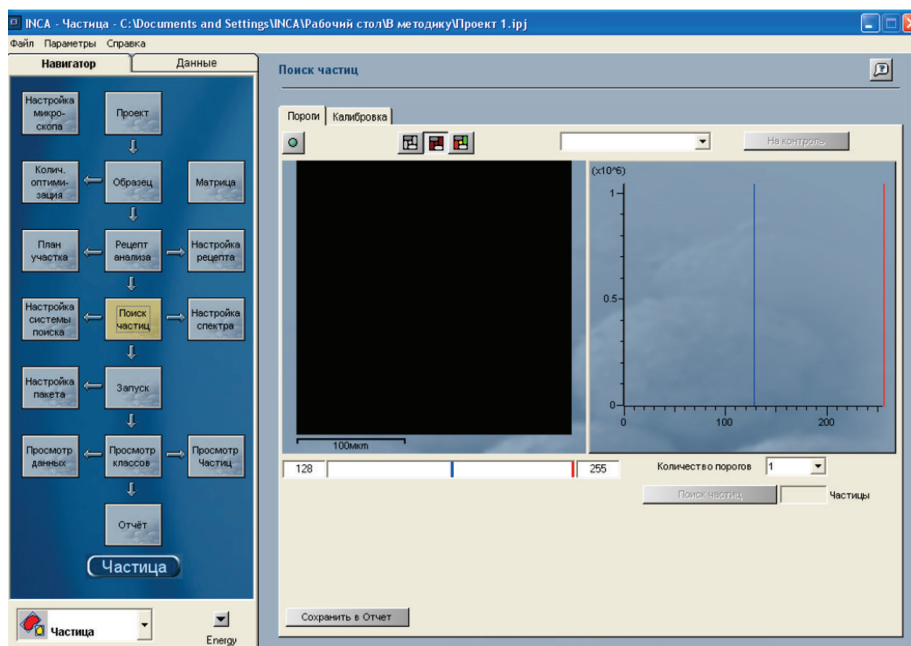


Рис. 7. Изображение окна «Поиск частиц» программы Inca Feature

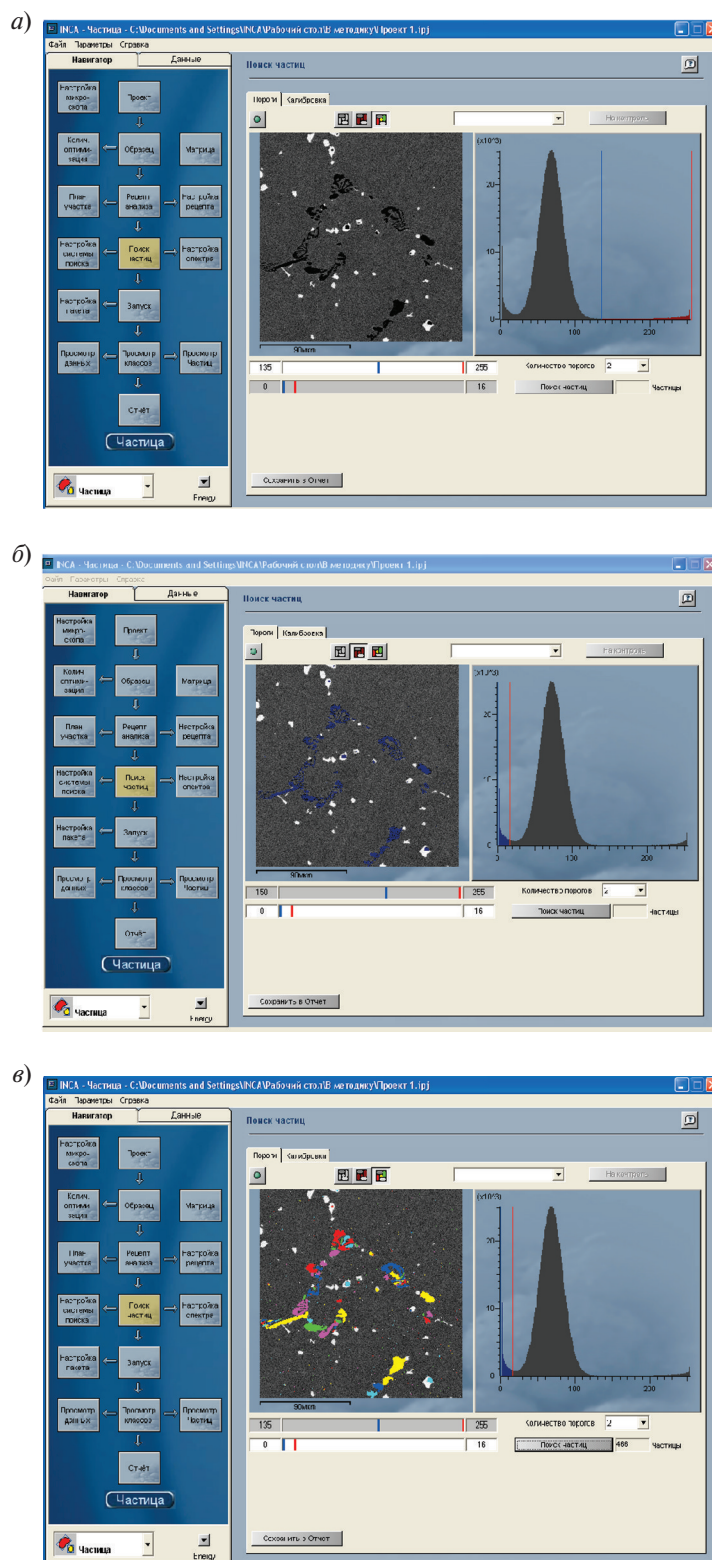


Рис. 8. Изображение окна «Поиск частиц» программы Insa Feature на примере анализа карбидов хрома в структуре литого сплава 0,45C–26Cr–35Ni–2Si–2Nb: *a* — полутоновое; *б* — двухтоновое (карбиды хрома окрашены синим цветом); *в* — многоцветная проверка правильности выделения карбидов хрома при заданном диапазоне уровней яркости

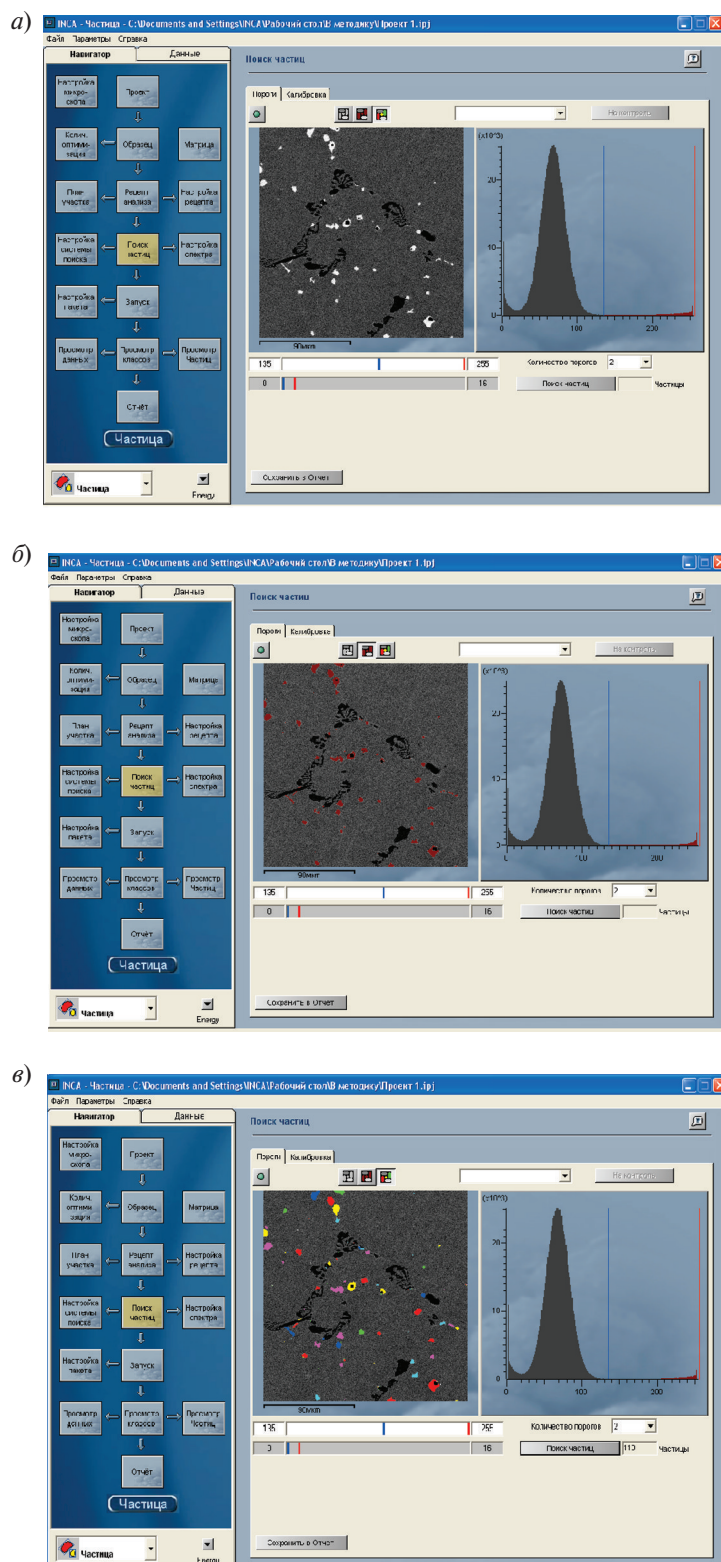


Рис. 9. Изображение окна «Поиск частиц» программы Inca Feature на примере анализа карбидов ниобия в структуре литого сплава 0.45C–26Cr–35Ni–2Si–2Nb: а — полутоновое; б — двухтоновое (карбиды ниобия окрашены красным цветом); в — многоцветная проверка правильности выделения карбидов ниобия при заданном диапазоне уровней яркости

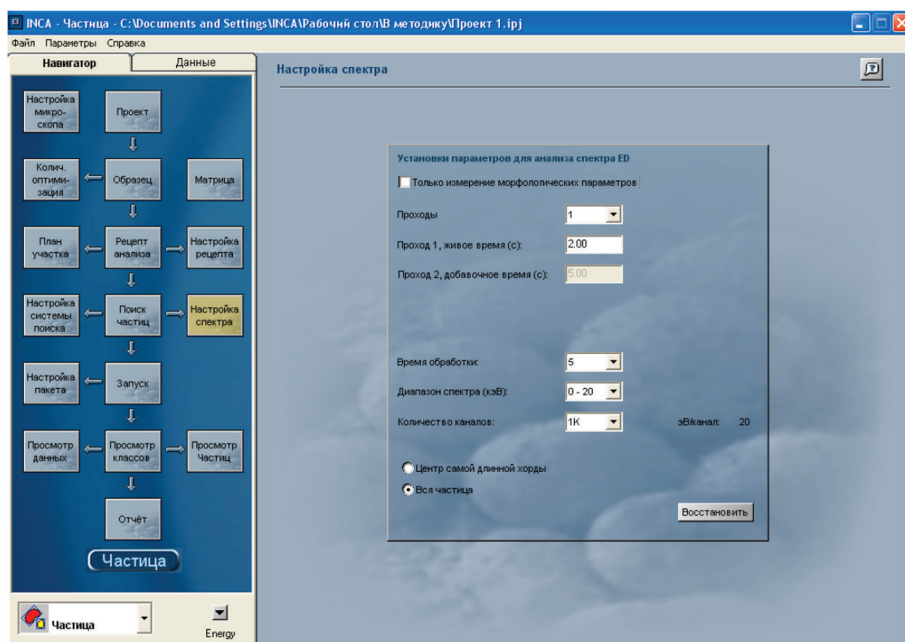


Рис. 10. Изображение окна «Настройка спектра» программы Inca Feature

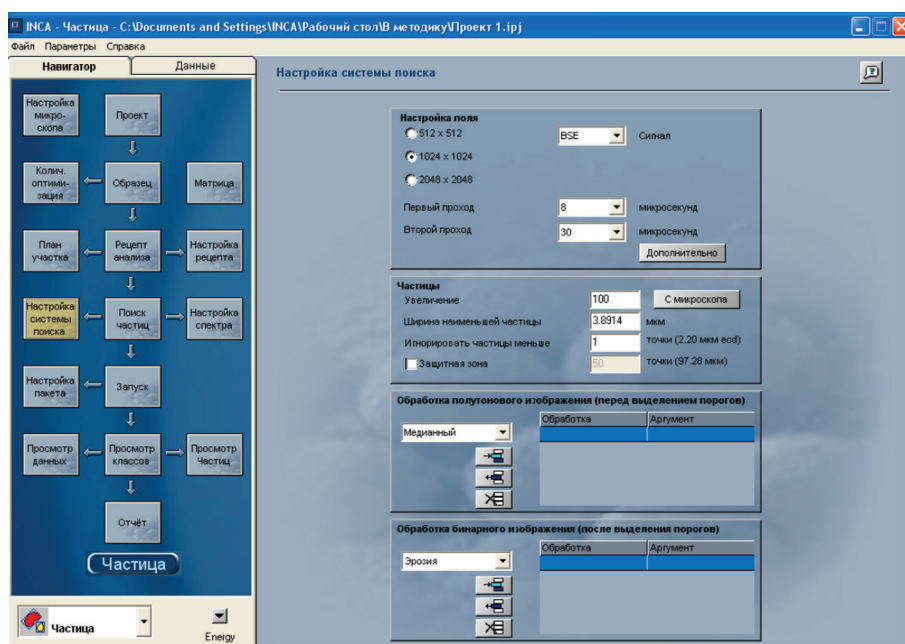


Рис. 11. Изображение окна «Настройка системы поиска» программы Inca Feature

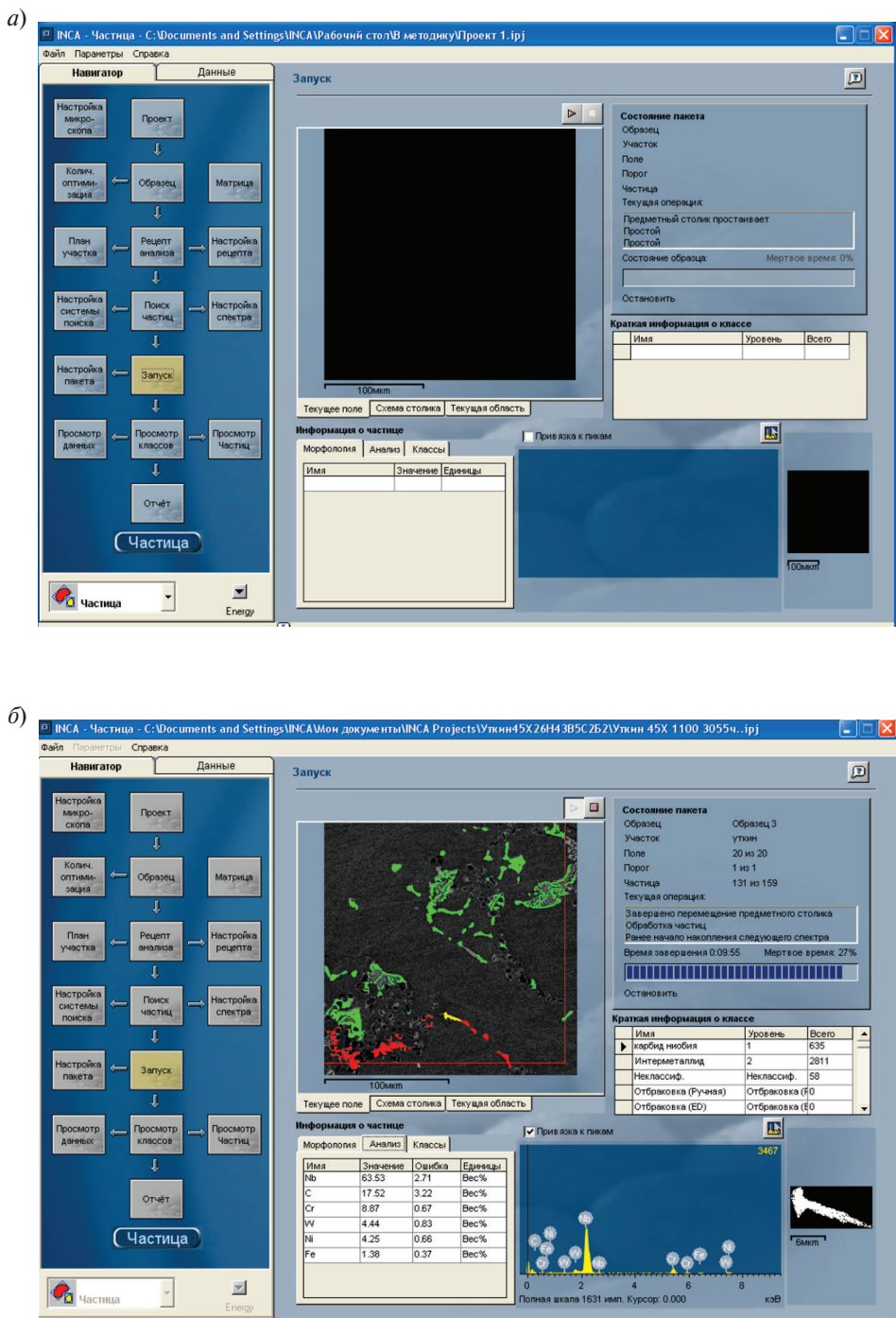


Рис. 12. Изображение окна запуска программы Inca Feature: а — до запуска; б — во время работы (анализ структуры литого сплава 0,45C–26Cr–35Ni–2Si–2Nb)

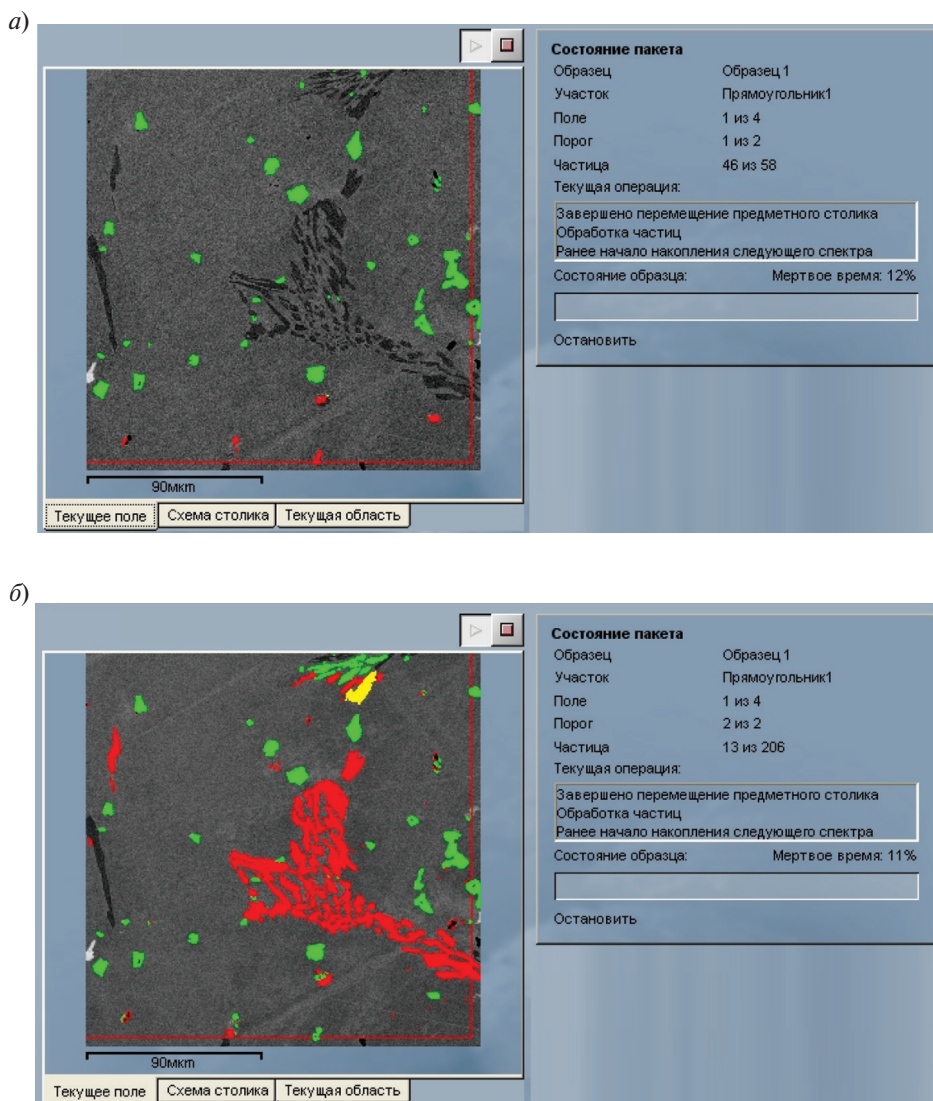


Рис. 13. Пример работы программы Inca Feature после настройки:

- а* — сканирование частиц 1-го порога яркости/контрастности 1-го поля заданного участка;
б — сканирование частиц 2-го порога яркости/контрастности 1-го поля заданного участка
 структуры литого сплава 0,45C–26Cr–35Ni–2Si–2Nb

При этом определение элементного состава происходит только в области выделенной частицы. Результаты сканирования заносятся в базу данных, где для каждой частицы фиксируются химический состав, морфологические параметры (длина, ширина, площадь, округлость и т. д.) и характеристический спектр. Экспериментальные базы данных позволяют проводить сортировку и строить распределение частиц по составу, размеру и морфологическим признакам, а также определять объемную долю

частиц каждого типа. Автоматизированное управление зондом и столом перемещения образца позволяет проанализировать большое количество полей при достаточно большом увеличении (от сотен до нескольких тысяч крат). Это обеспечивает представительность результатов количественного анализа структуры и их достоверность на основе баланса вещества в соответствии с общим химическим составом сплава и рентгеноспектральным микроанализом состава различных фаз.

Особенности методики

Подготовка шлифа. На точность определения типов частиц (фаз) большое влияние оказывает качество подготовки шлифа. Царапины на поверхности шлифа могут приводить к большому разбросу оценки площади, занимаемой конкретной фазой при ограниченном ее количестве ($< 10\%$ об.), поскольку изменения интенсивности сигнала матрицы в зоне царапин могут попадать в выделенные диапазоны анализа структуры и эти области будут идентифицированы как дисперсная фаза (рис. 14, а). Однако важно отметить, что излишне тщательная подготовка шлифа, приводящая к полному удалению наклепанного слоя с поверхности образца сплава, приводит к появлению ориентационного контраста за счет дифракции обратно отраженных электронов (рис. 14, б). При этом участки матрицы с различной ориентировкой кристаллитов будут различаться по интенсивности регистрируемого сигнала, что затрудняет установку пороговых значений интенсивности.

Выбор увеличения и количества полей для анализа структуры сплава. Значительное влияние на точность получаемых результатов оказывает выбранное увеличение изображения. Необходимо выбрать размер поля (увеличение), определяющий одновременно как представительность количественного анализа структуры сплава, так и возможность разрешения частиц малого размера.

Так, например, литой сплав 0,45C–26Cr–35Ni–2Si–2Nb имеет структуру, состоящую из ячеек с характерным размером порядка 100 мкм,

разделенных выделениями карбидов хрома по границам. Карбиды ниобия располагаются как по границам, так и в теле ячеек. При длительных высокотемпературных выдержках ячеистая структура сплава сохраняет основные характерные особенности, однако количество и морфология дисперсных упрочняющих фаз изменяются [8–14]. При этом изменения происходят как в теле зерна, так и вокруг первичных карбидов. Соответственно, представительность анализируемого участка структуры будет зависеть от количества ячеек и количества частиц в поле анализа. С другой стороны, увеличение размеров анализируемого участка (меньшее увеличение) приводит к снижению разрешения и невозможности достоверно измерить площадь частиц малого размера. Многочисленные эксперименты с последующей статистической обработкой полученных результатов позволили установить, что для выполнения количественного анализа структуры сплава 0,45C–26Cr–35Ni–2Si–2Nb оптимальный размер исследуемого участка составляет $\sim 400 \times 400$ мкм. Такой участок структуры сплава содержит не менее пяти ячеек и несколько сотен частиц дисперсных фаз. При использовании для анализа структуры сплава участка указанного размера погрешность определения площади частицы размером 1–2 мкм не превышает 25 %, а для более крупных частиц — значительно меньше. Так, для частиц размером 10 мкм она составляет 3 % и, учитывая, что в исходной литой структуре сплава преобладают частицы размером 3–5 мкм и крупнее, поле размером 400×400 мкм обеспечивает высокую

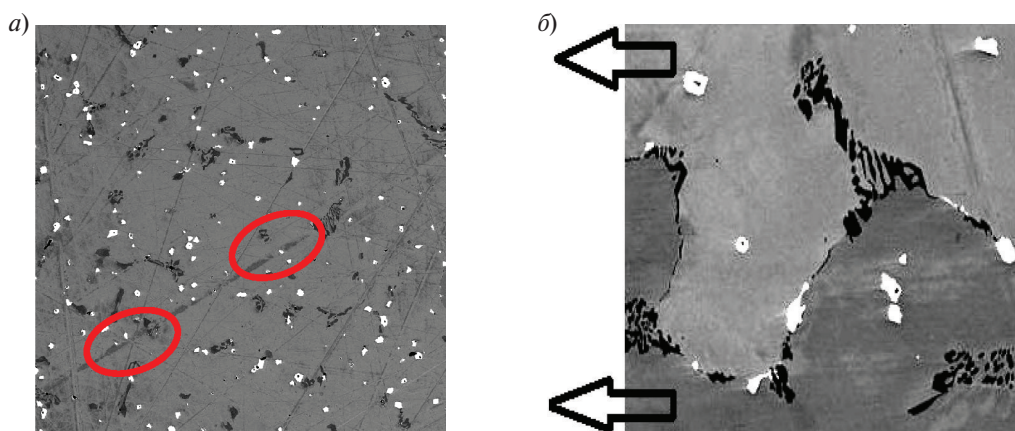


Рис. 14. Зоны царапин на поверхности шлифа (а) и зоны матричного γ -твердого раствора с разным ориентационным контрастом (показаны стрелками) (б) в структуре литого сплава 0,45C–26Cr–35Ni–2Si–2Nb

точность определения суммарной площади, занимаемой частицами (фазами) того или иного типа. При этом увеличение количества полей до 10–20 повышает представительность получаемых экспериментальных результатов.

Скорость развертки. Для получения достоверных результатов при анализе структуры сплава необходимо правильно выбрать скорость сканирования исследуемого участка. Критериями оптимизации являются снижение уровня шума, непосредственно влияющего на качество получаемого изображения, и время накопления изображения. Экспериментально установлено, что скорость развертки должна быть больше 150 мкс/пикс; тогда накопление одного кадра происходит за примерно 3 мин.

Заключение

Предложен метод количественного металлографического анализа дисперсных включений в многофазных сплавах, основанный на

совместном использовании экспериментальных данных рентгеноспектрального микроанализа и цифровой обработки электронно-микроскопических изображений структуры. Учет выявленных особенностей и экспериментально обоснованных необходимых ограничений при настройке и применении предлагаемой методики количественного анализа структуры сплавов с дисперсными включениями различных фаз обеспечивают ее достаточную точность. Так, например, методика позволяет определить долю суммарной площади, занимаемой частицами дисперсных фаз каждого типа, отличающимися по среднему атомному номеру не менее чем на 0,05. При этом погрешность определения составляет менее 10 %. По представительности метод не уступает оптической металлографии и обеспечивает возможность получения количественной оценки размеров, химического состава и морфологии дисперсных включений фаз в структуре сплавов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. De Almeida L.H., Ribeiro A.F., May I.L. Microstructural characterization of modified 25Cr–35Ni centrifugally cast steel furnace tubes // *Materials Characterization*. 2003. Vol. 49. № 3. P. 219–229.
2. Garbiak M., Jasinski W., Piekarski B. Materials for Reformer Furnace Tubes. History of Evolution // *Archives Of Foundry Engineering*. 2011. Vol. 11. Special Issue 2. P. 47–52.
3. Oscar A. Quintana Ponce. Structural and Magnetic Studies of an Ex-service Cast Austenitic Steel Tube Used in Hydrogen Reformers: Thesis ... for the degree of Doctor of Philosophy in Materials Engineering in the Graduate College of the University of Illinois at Chicago. Chicago, Illinois, 2012. 176 p.
4. Рудской А.И., Орыщенко А.С., Кондратьев С.Ю., Анастасиади Г.П., Фукс М.Д., Петров С.Н. Особенности структуры и длительная прочность литого жаропрочного сплава 45Х26Н33С2Б2 // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2013. № 4 (694). С. 42–47.
5. Орыщенко А.С., Кондратьев С.Ю., Анастасиади Г.П., Фукс М.Д., Петров С.Н. Особенности структурных изменений в жаропрочном сплаве 45Х26Н33С2Б2 при температурах эксплуатации. Сообщение 1: Литое состояние // *Научно-технические ведомости СПбГПУ. Серия: Наука и образование*. 2012. № 142. С. 155–163.
6. Кондратьев С.Ю., Анастасиади Г.П., Орыщенко А.С., Фукс М.Д. Структурная нестабильность и работоспособность жаропрочных сплавов на Fe–Cr–Ni-основе // *Заготовительные производства в машиностроении*. 2012. № 10. С. 31–39.
7. Фукс М.Д., Орыщенко А.С., Кондратьев С.Ю., Анастасиади Г.П. Длительная прочность литого жаропрочного сплава 45Х26Н33С2Б2 // *Научно-технические ведомости СПбГПУ. Серия: Наука и образование*. 2012. № 159. С. 92–96.
8. Kenik E.A., Maziasz P.J., Swindeman R.W., Cervinka J., May D. Structure and phase stability in cast modified-HP austenite after long-term ageing // *Scripta materialia*. 2003. Vol. 49. № 2. P. 117–122.
9. Рудской А.И., Орыщенко А.С., Кондратьев С.Ю., Анастасиади Г.П., Фукс М.Д. Механизм и кинетика фазовых превращений в жаропрочном сплаве 45Х26Н33С2Б2 при длительных высокотемпературных выдержках. Часть 1 // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2014. № 1(703). С. 3–8.
10. Рудской А.И., Кондратьев С.Ю., Анастасиади Г.П., Орыщенко А.С., Фукс М.Д. Механизм и кинетика фазовых превращений в жаропрочном сплаве 45Х26Н33С2Б2 при длительных высокотемпературных выдержках. Часть 2 // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2014. № 3(705). С. 12–19.
11. Рудской А.И., Анастасиади Г.П., Кондратьев С.Ю., Орыщенко А.С., Фукс М.Д. Влияние фактора числа электронных вакансий на кинетику образования, роста и растворения фаз при длительных высокотемпературных выдержках жаропрочного сплава



0.45C–26Cr–33Ni–2Si–2Nb // Физика металлов и металловедение. 2014. Т. 115. № 1. С. 3–13.

12. Рудской А.И., Кондратьев С.Ю., Анастасиади Г.П., Орыщенко А.С., Фуks М.Д., Петров С.Н. Трансформация структуры жаропрочного сплава 0,45C 26Cr 33Ni 2Si 2Nb при длительной высокотемпературной выдержке // Металловедение и термическая обработка металлов. 2013. № 10(700). С. 7–14.

13. Орыщенко А.С., Кондратьев С.Ю., Анастасиади Г.П., Фуks М.Д., Петров С.Н. Особенности структурных изменений в жаропрочном сплаве 45X26H33C2B2 при температурах эксплуатации. Сообщение 2: Влияние высокотемпературной выдержки // Научно-технические ведомости СПбГПУ. Серия: Наука и образование. 2012. № 147-1. С. 217–228.

14. Рудской А.И., Анастасиади Г.П., Орыщенко А.С., Кондратьев С.Ю., Фуks М.Д. Особенности струк-

турных изменений в жаропрочном сплаве 45X26H33C2B2 при температурах эксплуатации. Сообщение 3: Механизм и кинетика фазовых превращений // Научно-технические ведомости СПбГПУ. Серия: Наука и образование. 2012. № 154-2. С. 143–150.

15. Анастасиади Г.П., Кондратьев С.Ю., Орыщенко А.С., Петров С.Н., Фуks М.Д. Влияние циклов «нагрев охлаждение» на длительную прочность литого жаропрочного сплава 45X26H33C2B2 // Научно-технические ведомости СПбГПУ. 2013. № 166. С. 113–120.

16. Анастасиади Г.П., Кондратьев С.Ю., Орыщенко А.С., Фуks М.Д. Влияние скорости охлаждения при технологическом термоциклировании на длительную прочность литого жаропрочного сплава 45X26H33C2B2 // Научно-технические ведомости СПбГПУ. 2013. № 171. С. 109–119.

REFERENCES

1. De Almeida L.H., Ribeiro A.F., May I.L. Microstructural characterization of modified 25Cr-35Ni centrifugally cast steel furnace tubes. *Materials Characterization*. 2003. Vol. 49. № 3. P. 219–229.

2. Garbiak M., Jasinski W., Piekarski B. Materials for Reformer Furnace Tubes. History of Evolution. *Archives Of Foundry Engineering*. 2011. Vol. 11. Special Issue 2. P. 47–52.

3. Oscar A. Quintana Ponce. Structural and Magnetic Studies of an Ex-service Cast Austenitic Steel Tube Used in Hydrogen Reformers: Thesis ... for the degree of Doctor of Philosophy in Materials Engineering in the Graduate College of the University of Illinois at Chicago. Chicago, Illinois, 2012. 176 p.

4. Rudskoy A.I., Oryshchenko A.S., Kondratyev S.Yu., Anastasiadi G.P., Fuks M.D., Petrov S.N. Osobennosti struktury i dlitelnaya prochnost litogo zharoprochnogo splava 45Kh26N33S2B2 [Special Features of Structure and Long-Term Strength of Cast Refractory Alloy 45Kh26N33S2B2]. *Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka metallov*. 2013. № 4 (694). S. 42–47. (rus.)

5. Oryshchenko A.S., Kondratyev S.Yu., Anastasiadi G.P., Fuks M.D., Petrov S.N. Osobennosti strukturnykh izmeneniy v zharoprochnom splave 45Kh26N33S2B2 pri temperatura-kh ekspluatatsii. Soobshcheniye 1: Litoye sostoyaniye [Features of structural changes in a heat resisting alloy 45H26N33S2B2 at operation temperatures. Message 1: Cast state]. *Nauchno-tehnicheskiye vedomosti SPbGPU*. Seriya: Nauka i obrazovaniye. 2012. № 1(142). S. 155–163. (rus.)

6. Kondratyev S.Yu., Anastasiadi G.P., Oryshchenko A.S., Fuks M.D. Strukturnaya nestabilnost i rabotosposobnost zharoprochnykh splavov na Fe-Cr-Ni-osnove [Structural instability and operability of heat resisting alloys on Fe-Cr-Ni-based]. *Zagotovitelnyye proizvodstva v mashinostroyenii*. 2012. № 10. S. 31–39. (rus.)

7. Fuks M.D., Oryshchenko A.S., Kondratyev S.Yu., Anastasiadi G.P. Dlitelnaya prochnost litogo zharoprochnogo splava 45Kh26N33S2B2 [Long durability of a cast heat resisting alloy 45H26N33S2B2]. *Nauchno-tehnicheskiye vedomosti SPbGPU*. Seriya: Nauka i obrazovaniye. 2012. № 4(159). S. 92–96. (rus.)

8. Kenik E.A., Maziasz P.J., Swindeman R.W., Cervenka J., May D. Structure and phase stability in cast modified-HP austenite after long-term ageing. *Scripta materialia*. 2003. Vol. 49. № 2. P. 117–122.

9. Rudskoy A.I., Oryshchenko A.S., Kondratyev S.Yu., Anastasiadi G.P., Fuks M.D. Mekhanizm i kinetika fazovykh prevrashcheniy v zharoprochnom splave 45Kh26N33S2B2 pri dlitelnykh vysokotemperaturnykh vyderzhkakh. Chast 1 [Mechanisms and Kinetics of Phase Transformations in Refractory Alloy 45Kh26N33S2B2 in Long-Term High-Temperature Holds. Part 1]. *Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka metallov*. 2014. № 1 (703). S. 3–8. (rus.)

10. Rudskoy A.I., Kondratyev S.Yu., Anastasiadi G.P., Oryshchenko A.S., Fuks M.D. Mekhanizm i kinetika fazovykh prevrashcheniy v zharoprochnom splave 45Kh26N33S2B2 pri dlitelnykh vysokotemperaturnykh vyderzhkakh. Chast 2 [Mechanisms and Kinetics of Phase Transformations in Refractory Alloy 45Kh26N33S2B2 in Long-Term High-Temperature Holds. Part 1]. *Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka metallov*. 2014. № 3 (705). S. 12–19. (rus.)

11. Rudskoy A.I., Anastasiadi G.P., Kondratyev S.Yu., Oryshchenko A.S., Fuks M.D. Vliyaniye faktora chisla elektronnykh vakansiy na kinetiku obrazovaniya, rosta i rastvoreniya faz pri dlitelnykh vysokotemperaturnykh vyderzhkakh zharoprochnogo splava 0.45C-26Cr-33Ni-2Si-2Nb [Effect of Electron Factor (Number of Electron Holes) on Kinetics of Nucleation, Growth, and Dissolu-

tion of Phases during Long-Term High-Temperature Holdings of 0.45C-26Cr-33Ni-2Si-2Nb Superalloy]. *Fizika metallov i metallovedeniye*. 2014. T. 115. № 1. S. 3–13.

12. **Rudskoy A.I., Kondratyev S.Yu., Anastasiadi G.P., Oryshchenko A.S., Fuks M.D., Petrov S.N.** Transformatsiya struktury zharoprochnogo splava 0,45C 26Cr 33Ni 2Si 2Nb pri dlitelnoy vysokotemperaturnoy vyderzhke [Transformation of the Structure of Refractory Alloy 0.45C-26Cr-33Ni-2Si-2Nb During a Long-Term High-Temperature Hold]. *Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka metallov*. 2013. № 10 (700). S. 7–14.

13. **Oryshchenko A.S., Kondratyev S.Yu., Anastasiadi G.P., Fuks M.D., Petrov S.N.** Osobennosti strukturnykh izmeneniy v zharoprochnom splave 45Kh26N33S2B2 pri temperaturakh ekspluatatsii. Soobshcheniye 2: Vliyaniye vysokotemperaturnoy vyderzhki [Features of structural changes in a heat resisting alloy 45H26N33S2B2 at operation temperatures. Message 2: Influence of high-temperature endurance]. *Nauchno-tekhnicheskiye vedomosti SPbGPU. Seriya: Nauka i obrazovaniye*. 2012. № 2(147). T. 1. S. 217–228.

14. **Rudskoy A.I., Anastasiadi G.P., Oryshchenko A.S., Kondratyev S.Yu., Fuks M.D.** Osobennosti strukturnykh

izmeneniy v zharoprochnom splave 45Kh26N33S2B2 pri temperaturakh ekspluatatsii. Soobshcheniye 3: Mekhanizm i kinetika fazovykh prevrashcheniy [Features of structural changes in a heat resisting alloy 45H26N33S2B2 at operation temperatures. Message 3: Mechanism and kinetics of phase transformations]. *Nauchno-tekhnicheskiye vedomosti SPbGPU. Seriya: Nauka i obrazovaniye*. 2012. № 3(154). T. 2. S. 143–150. (rus.)

15. **Anastasiadi G.P., Kondratyev S.Yu., Oryshchenko A.S., Petrov S.N., Fuks M.D.** Vliyaniye tsiklov «nagrev okhlazhdeniye» na dlitelnuyu prochnost litogo zharoprochnogo splava 45Kh26N33S2B2 [Influence of the cycles «heating-cooling» on the long durability of a cast heat resisting alloy 45H26N33S2B2]. *Nauchno-tekhnicheskiye vedomosti SPbGPU*. 2013. № 1(166). S. 113–120. (rus.)

16. **Anastasiadi G.P., Kondratyev S.Yu., Oryshchenko A.S., Fuks M.D.** Vliyaniye skorosti okhlazhdeniya pri tekhnologicheskoy termotsiklirovani na dlitelnuyu prochnost litogo zharoprochnogo splava 45Kh26N33S2B2 [Influence of speed of cooling at technological thermocycling on the long durability of a cast heat resisting alloy 45H26N-33S2B2]. *Nauchno-tekhnicheskiye vedomosti SPbGPU*. 2013. № 2(171). S. 109–119. (rus.)

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРЕ

ПТАШНИК Алина Вадимовна — инженер ГНЦ РФ ФГУП «ЦНИИ конструкционных материалов «Прометей». 191015, ул. Шпалерная, 49, Санкт-Петербург, Россия. E-mail: alina_pv@mail.ru

AUTHOR

PTASHNIK Alina V. — FSUE Central Research Institute of Structural Materials «Prometey». 191015, Shpalernaya Str. 49, St. Petersburg, Russia. E-mail: alina_pv@mail.ru