ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

ЗАГОТОВИТЕЛЬНЫЕ ПРОИЗВОДСТВА В МАШИНОСТРОЕНИИ

(Кузнечно-штамповочное, литейное и другие производства)

№ 8 август 2007

Председатель редакционного совета и Главный редактор
СЕМЁНОВ Е.И.

Зам. председателя редакционного совета:
ДЁМИН В.А.
КОЛЕСНИКОВ А.Г.

Зам. Главного редактора
КЛЕЙЗЕР П.Е.

Редакционный совет:
БЕЛЯКОВ А.И.
БЛАНТЕР М.С.
БОГАТОВ А.А.
БОКОВ А.А.
ГРОМОВ В.Е.
ГУН И.Г.
ЖЕСТКОВА И.Н.
ЗАРУБИН А.М.
КАПУСТИН А.И.
КАСАТКИН Н.И.
КОШЕЛЕВ О.С.
КРУК А.Т.
МОРОЗ Б.С.
МУРАТОВ В.С.
НАЗАРЯН Э.А.
ОВЧИННИКОВ В.В.
ПАСЕЧНИК Н.В.
ПОВАРОВА К.Б.
ПОЛЕТАЕВ В.А.
СЕМЁНОВ Б.И.
СУБИЧ В.Н.
ТРЕГУБОВ Г.П.
ТРУХОВ А.П.
ШАТУЛЬСКИЙ А.А.
ШЕРКУНОВ В.Г.
ЯКОВЛЕВ С.С.
ЯМПОЛЬСКИЙ В.М.

Ответственные за подготовку и выпуск номера:
ДЮБКОВА Н.В.
БЕЛАВЕНЦЕВ Р.Ю.
СЕРИКОВА Е.А.

Журнал зарегистрирован в Государственном Комитете Российской Федерации по печати.

Свидетельство о регистрации ПИ № 77-12218 от 29.03.02

За содержание рекламных материалов ответственность несет рекламодатель

Журнал распространяется по подписке, которую можно оформить в любом почтовом отделении (индекс по каталогу агентства "Роспечать" **81580**, по Объединенному каталогу "Пресса России" **39205**, по каталогу "Почта России" **60261**) или непосредственно в издательстве.

Тел.: (495) 268-47-19, 268-69-19
Факс: (495) 269-48-97
Http://www.mashin.ru
E-mail: zpm@mashin.ru

СОДЕРЖАНИЕ

Литейное и сварочное производства

Жуков А.А. 50 лет кафедре "Металловедение, литье и сварка" Рыбинской государственной авиационной технологической академии им. П.А. Соловьева . . . 3
Кононенко В.К. Формирование структуры и свойств сплавов при затвердевании . . . 7
Шатульский А.А., Изотов В.А., Акутин А.А., Равочкин А.С., Чибирнова Ю.В. Моделирование процесса заполнения полости формы расплавом . . . 11
Ларионов А.Я. Физико-химические исследования процессов кристаллизации и модифицирования отливок . . . 17
Беляков А.И. Влияние легирования и режимов термической обработки на получение бейнитной структуры чугуна с шаровидным графитом . . . 26
Лымарев Г.И., Поляков А.Н., Копышев Ю.М., Петрова Е.В. Производственный опыт и особенности использования электронно-лучевой сварки для изготовления деталей и узлов газотурбинных двигателей . . . 30

Кузнечно-штамповочное производство

Мамаев В.Б. Расчет контура свободной поверхности в процессах осадки и центрирование заготовки в ручьях штампов . . . 34

Прокатно-волочильное производство

Арсентьева Н.С., Железняк Л.М., Снигирев А.И., Кузьмина Е.В., Марущак Л.Н., Глухова О.Л. Производство на ОАО "Каменск-Уральский завод по обработке цветных металлов" проволоки и полос для электронагревательных устройств . . . 38

Материаловедение и новые материалы

Токарев В.А. Обработка изображений дефектов отливок с помощью растрового редактора . . . 41
Воздвиженский В.М., Шатульский А.А., Шаповалова М.А. Классификация легирующих элементов и расчет количества γ'-фазы в жаропрочных никелевых сплавах . . . 44
Чубов А.А., Жуков А.А., Вишняков В.А. Металлографический анализ сплавов с помощью программы-анализатора MetAn на основе контурно-структурной сегментации . . . 50
Новикова О.В., Кочетков В.А., Виноградов А.И., Жуков А.А., Тихонов А.А., Маринин С.Ф. Применение газоизостатического прессования для повышения эксплуатационной надежности лопаток турбины из жаропрочного сплава типа ЖС6У . . . 54
Крайнев А.Ф. Техника обработки материалов давлением (2-я и 3-я полосы обложки)

Журнал входит в перечень утвержденных ВАК РФ изданий для публикации трудов соискателей ученых степеней

Журнал выходит при содействии:
Академии Проблем Качества Российской Федерации; Министерства образования и науки Российской Федерации; Воронежского завода тяжелых механических прессов; ЦНИИЧермет; ВНИИМЕТМАШ; ИМЕТ РАН; Каширского завода "Центролит"; АМУРМЕТМАШ

Перепечатка, все виды копирования и воспроизведения материалов, публикуемых в журнале "Заготовительные производства в машиностроении", допускаются со ссылкой на источник информации и только с разрешения редакции.

© ОАО "Издательство "МАШИНОСТРОЕНИЕ", "Заготовительные производства в машиностроении", 2007

SCIENTIFIC TECHNICAL AND PRODUCTION JOURNAL

BLANKING PRODUCTIONS IN MECHANICAL ENGINEERING

(Forging and stamping, foundry and others productions)

№ 8 August 2007

Chairman of Editorial Committee and Editor-in-chief
SEMENOV E.I.

Chairman Assistants:
DEMIN V.A.
KOLESNIKOV A.G.

Editorial Assistants
KLEYZER P.E.

Editorial Committee:
BELYAKOV A.I.
BLANTER M.S.
BOGATOV A.A.
BOKOV A.A.
GROMOV V.E.
GUN I.G.
ZHESTKOVA I.N.
ZARUBIN A.M.
KAPUSTIN A.I.
KASATKIN N.I.
KOSHELEV O.S.
CRUCK A.T.
MOROZ B.S.
MURATOV V.S.
NAZARYAN E.A.
OVCHINNIKOV V.V.
PASECHNIK N.V.
POVAROVA K.B.
POLETAEV V.A.
SEMENOV B.I.
SUBICH V.N.
TREGUBOV G.P.
TRUKHOV A.P.
SHATULSKY A.A.
SHERKUNOV V.G.
YAKOVLEV S.S.
YAMPOLSKY V.M.

This issue prepared with assistance of specialists:
DYUBKOVA N.V.
BELAVENTSEV R.Yu.
SERIKOVA E.A.

Journal is registered in State Committee of Russian Federation on printing. The certificate of registration ПИ № 77-12218 from 29.03.02

An advertiser is responsible for the promotional materials

Journal is spreaded on a subscription, which can be issued in any post office (index on the catalogue of the "Rospechat" agency **81580**, on the united catalogue "Pressa Rossii" **39205**, catalogue "Pochta Rossii" **60261**) or immediately in the edition of the journal.

Ph.: (495) 268-47-19, 268-69-19
Fax: (495) 269-48-97
Http://www.mashin.ru
E-mail: zpm@mashin.ru

CONTENTS

Casting and Welding Productions

Zhukov A.A. 50-th annyversary of the "Physical metallurgy, casting and welding" cafedra of the Rybinsk state aircraft technological academy named for P.A. Soloviev . . . 3
Kononenko V.K. Structure and properties formation of alloys during crystallization . . . 7
Shatulsky A.A., Izotov V.A., Akutin A.A., Ravochkin A.S., Chibirnova Yu.V. Process modeling of filling the mold by the melt . . . 11
Larionov A.Ya. Physical-chemical investigations of crystallization and modification of castings . . . 17
Belyakov A.I. Alloying and thermal treatment of the bainite-structured iron with globular graphite . . . 26
Lymarev G.I., Polyakov A.N., Kopyshev Yu.M., Petrova E.V. Expirience and features of electronic-beam welding for gas-turbine engines details manufacture . . . 30

Forging and Stamping Productions

Mamaev V.B. Calculation of free surface contour at setting and centering of the blank in die impressions . . . 34

Rolling and Drawing Productions

Arsentieva N.S., Zheleznyak L.M., Snigirev A.I., Kuzmina E.V., Marushchak L.N., Gluhova O.L. Manufacture of wire and strip for electric heaters on the JSC "Kamensk-Uralsky non-ferrous metal working plant" . . . 38

Physical Metallurgy and New Materials

Tokarev V.A. Handling of castings defects images with help of raster editor . . . 41
Vozdvizhensky V.M., Shatulsky A.A., Shapovalova M.A. Classification of alloying elements and γ'-phase quantity calculation in heat-resistant nickel alloys . . . 44
Chubov A.A., Zhukov A.A., Vishnyakov A.A. Metallographic analysis of alloys using the program-analyzer MetAn on the basis of contour-structure segmentation . . . 50
Novikova O.V., Kochetkov V.A., Vinogradov A.I., Zhukov A.A., Tikhonov A.A., Marinin S.F. Gas-static forging of turbine blades made of heat-resistant nickel alloy ЖС6У . . . 54
Krainev A.F. Working by pressure (2-nd and 3-d pages of cover)

Journal is included into the list of the Higher Examination Board for publishing the results of thesises for competition the academic degrees

Reprint is possible only with the reference to the journal "Blanking productions in mechanical engineering"

© "Mashinostroenie Publishers", "Blanking productions in mechanical engineering", 2007

А.А. Жуков *(РГАТА им. П.А. Соловьева)*

50 лет кафедре "Металловедение, литье и сварка" Рыбинской государственной авиационной технологической академии им. П.А. Соловьева

В соответствии с приказом Минвуза РСФСР № 704 от 02.09.1957 г. в Рыбинском вечернем авиационном технологическом институте была организована кафедра "Металловедение и технология металлов". Кафедру возглавил молодой кандидат технических наук Вилен Михайлович Воздвиженский, который был направлен в Рыбинск после окончания аспирантуры в Московском авиационном технологическом институте. В.М. Воздвиженский руководил кафедрой с 1957 по 1990 г.

В 1970 г. Вилен Михайлович Воздвиженский защитил докторскую диссертацию, в 1972 г. ему было присвоено звание профессора, в 1991 г. – звание "Заслуженный деятель науки и техники". Имея большой жизненный опыт (был участником Великой Отечественной войны), организаторские способности, талант ученого и преподавателя, Вилен Михайлович внес неоценимый вклад в развитие материально-технического и учебно-методического обеспечения кафедры. Под его руководством выполнены и защищены 12 кандидатских и 3 докторских диссертации.

Первоначально кафедра располагалась в трех специализированных аудиториях. Форма обучения была только вечерняя, поэтому лабораторные и практические занятия по специальным дисциплинам проводились на производстве в литейных, термических, кузнечно-прессовых, сварочных цехах, а также в лабораториях отдела главного металлурга Рыбинского моторостроительного завода.

Для проведения учебных занятий приглашались опытные специалисты, имеющие стаж преподавательской работы в средне-технических учебных заведениях: В.В. Кольга, Н.И. Либин, П.А. Христов, Г.И. Иванюк, а также ведущие специалисты Рыбинского моторостроительного завода: А.Д. Угниченко, Г.Л. Брауде и др.

В 1962 г. на кафедру поступил работать выпускник аспирантуры Московского института стали и сплавов Адольф Иванович Токарев, который в 1964 г. защитил кандидатскую диссертацию, а в 1965 г. ему было присвоено ученое звание доцента. Высокий уровень профессионально-педагогической подготовки позволил А.И. Токареву создать научно-методические основы изучения теории и технологии литейного производства в Рыбинской государственной авиационной технологической академии (РГАТА). При его участии разработаны и созданы установки для проведения лабораторно-практических занятий. Много времени уделял А.И. Токарев индивидуальной работе со студентами в рамках выполнения научно-исследовательских работ и дипломных проектов. Длительное время Адольф Иванович руководил студенческим научным кружком на кафедре.

Первый выпуск инженеров-литейщиков (15 человек) по специальности "Машины и технология литейного производства" состоялся в 1962 г. В числе первых выпускников были Е.И. Журавлев (в последствии долгое время работал главным металлургом Рыбинского моторостроительного завода) и Е.И. Голубев – главный металлург Рыбинского конструкторского бюро моторостроения.

В 1964 г. открылось дневное отделение по вышеупомянутой специальности, начинается первый этап развития кафедры. В связи с ростом контингента студентов преподавательский коллектив значительно увеличился. На кафедру пришли выпускники кафедры: А.А. Жуков, Г.Н. Кондаков, А.Д. Постнова, В.В. Чистяков, а также молодые специалисты после окончания аспирантуры из других вузов – В.А. Гришин (Московский авиационный технологический институт), Б.М. Драпкин (Тульский политехнический институт), П.В. Лебедев, Е.С. Борисов (Горьковский политехнический институт), А.Я. Ларионов (Сибирский металлургический институт).

Первоначальное становление кафедры и оснащение лабораторий проходило при непосредственном участии и помощи студентов-вечерников. Большую помощь в то время оказали: С.Н. Малоглазов, В.И. Клюкин, А.П. Игнатьев, А.С. Мочалин, А.В. Царев, В.В. Шутов и др. Тогда же на кафедре заключаются первые хозяйственные договора по выполнению НИР с промышленными предприятиями и организациями: ВНИИТОРГМАШ, г. Москва (В.М. Воздвиженский, А.Д. Постнова, А.А. Жуков), Рыбинский завод дорожных машин (А.А. Жуков, В.В. Чистяков), Рыбинский завод гидромеханизации (Е.С. Борисов, А.Я. Ларионов) и др.

С 1974 г. начался прием (75 человек) на специальность "Литейное производство черных металлов" по дневной форме обучения. С этого времени начинается второй этап интенсивного развития кафедры. На кафедру пришла

"вторая волна" ее выпускников: Ю.Н. Иванов, В.В. Добродеев, Л.В. Графенкова, А.А. Шатульский, В.К. Кононенко, Б.В. Фокин. Из других вузов и с предприятий были приглашены преподаватели: С.П. Серебряков, В.А. Руденко, Г.М. Кимстач, С.И. Плис, В.А. Борисов, А.А. Поляков. В этот период увеличилась численность учебно-вспомогательного персонала и сотрудников. Это опытные специалисты: И.П. Мошков, Л.А. Замятина, С.И. Второв, Ю.А. Ребров, А.А. Уртаев, а также лаборанты: Г.П. Григорьева, О.В. Проскурякова, А.Н. Волков, Т.В. Богородская, А.С. Кудрявцев, М.В. Воздвиженская, П.Л. Лебедев, А.В. Кузнецова.

В период 1975–1985 гг. коллектив кафедры провел большую работу по формированию основных направлений учебной, методической и научной деятельности. Молодые сотрудники кафедры: Ю.Н. Иванов, А.А. Шатульский, В.В. Добродеев, Б.В. Фокин, В.А. Борисов, В.К. Кононенко защитили кандидатские диссертации.

На кафедре организуются учебные лаборатории "Теоретические основы литейного производства" (В.В. Чистяков, В.В. Добродеев), "Автоматизации литейных процессов" (С.П. Серебряков), "Оборудование литейных цехов" (А.А. Жуков, В.А. Борисов, С.И. Плис), "Печи и плавка" (Е.С. Борисов, Г.М. Кимстач), "Лаборатория радиокерамических материалов" (А.А. Поляков, А.А. Уртаев, Б.В. Фокин), "Лаборатория физических методов контроля" (А.А. Жуков, Б.М. Драпкин), "Лаборатория направленной кристаллизации (П.В. Лебедев, А.А. Шатульский, В.К. Кононенко).

В конце 1970-х гг. на кафедре под руководством канд. техн. наук А.А. Полякова была проведена большая организационно-методическая работа по подготовке специалистов по индивидуальному плану специализации "Технология и оборудование производства керамических радиоэлектронных материалов" ("ТОПКРЭМ"). Большую помощь в развитии этой специализации и оснащении лаборатории оказал генеральный директор КБ "Гюйс" Г.И. Гладков.

Первый выпуск по данной специализации состоялся в 1976 г. (два инженера: Е.Н. Гезикова, Р.Н. Сараева). Всего по специализации ТОПКРЭМ в период с 1976 по 1993 г. были подготовлены более 80 специалистов для предприятий г. Рыбинска, г. Кузнецка (Пензенская обл.) и др.

В этот же период под руководством канд. техн. наук, доцента П.В. Лебедева при участии инженеров: В.К. Кононенко, А.В. Лапшина, Ю.Н. Калюкина, Э.С. Судакова, А.В. Баскакова создается лаборатория направленной кристаллизации металлов и сплавов, оснащенная уникальными установками.

С середины 1980-х гг. начинается третий этап развития кафедры, который прежде всего характеризуется внедрением ЭВМ в учебный процесс, а также углублением специализации в подготовке студентов. В 1982 г. на кафедре была создана вычислительная лаборатория, оснащенная ЭВМ "НАИРИ-2К". Для организации вычислительной лаборатории много сделали инженеры: С.В. Лобанов, В.Н. Петухов, С.Н. Карулин. Первым программистом на кафедре был Г.В. Владимирцев. Для обеспечения учебного процесса в вычислительной лаборатории соответствующую работу осуществляли программисты: Л.И. Поповская, И.В. Гиршфельд и оператор Е.Л. Угниченко.

В 1980-х гг. достаточно четко проявилась тенденция к автоматизации и роботизации технологических процессов. Это определило отделение в 1984 г. от кафедры "Металловедение и литейное производство" ("МиЛП") кафедры "Машины и технология литейного производства" ("МиТЛП"). Заведующим кафедрой был назначен канд. техн. наук, доцент П.В. Лебедев. В 1986 г. кафедра "МиТЛП" была переименована в кафедру "Автоматизация литейного производства". Из-за резкого сокращения потребности в инженерных кадрах в июне 1988 г. кафедра была закрыта, а ее преподаватели и сотрудники были переведены на кафедру "МиЛП". Сильная группа по разработке САПР технологии литья была организована по инициативе и под руководством В.В. Чистякова. Аналогичные группы были созданы по специальным способам литья и по физико-механическим исследованиям сплавов.

Чистяков Владимир Викторович с отличием закончил Рыбинский вечерний авиационный технологический институт в 1969 г. В 1973 г. защитил кандидатскую диссертацию, а в 1991 г. – докторскую. Основное направление научной деятельности – моделирование процессов заполнения литейных форм и совершенствование методики расчета литниково-питающих систем. Создал лабораторию литейной гидравлики на кафедре "Металловедение, литье, сварка" ("МЛС") РГАТА. Занимал должности декана вечернего факультета и проректора по НИР Рыбинской государственной авиационной технологической академии. Подготовил 1 кандидата технических наук, автор трех монографий, трех учебных пособий, 134 научных статей и 7 авторских свидетельств.

В начале 1990-х гг. при отсутствии государственного финансирования развитие материально-технической базы кафедры было возможно благодаря спонсорской помощи выпускников кафедры – руководящих работников промышленных предприятий, частных фирм и организаций. Среди них А.И. Бурко – генеральный директор ЗАО "КАБОР", С.А. Соседов – директор ООО инженерно-технического центра "ИНТЭЛС", А.В. Соболев – главный металлург ОАО "Волжский машиностроительный завод", А.Ю. Голованов – начальник цеха цветного литья ОАО "Рыбинские моторы" и др.

Необходимо отметить, что сохранить кадровый потенциал профессорско-преподавательского состава и учебно-вспомогательного персонала удалось благодаря организации и деятельности на кафедре малых предприятий "Дендрит" – руководитель Ю.Н. Калюкин, "Эра" – руководитель А.А. Уртаев, "СЕЗАМУ" – руководитель Ю.П. Замятин, а также благодаря активной деятельности канд. техн. наук, доц. В.А. Изотова по заключению хозяйственных договоров на изготовление художественных отливок.

В 1997 г. по просьбе руководства ОАО "Рыбинские моторы", ОАО "Раскат" и Тутаевского моторного завода на кафедре (в соответствии с приказом Министерства общего и профессионального образования Российской Федерации № 669 от 09.04.97 г.) была открыта подготовка по новым специальностям: "Металлургия сварочного производства"; "Материаловедение и технология новых материалов".

Начиная с 1997/98 учебного года на кафедре "МиЛП" ведется обучение специалистов по всем формам многоуровневой подготовки:

– бакалавров по направлению "Материаловедение и технология новых материалов";

– инженеров по трем специальностям: "Литейное производство черных и цветных металлов", "Металлургия сварочного производства", "Материаловедение и технология новых материалов";

– магистров по двум программам: "Материаловедение и технология получения и обработки материалов со специальными свойствами", "Литье новых металлических материалов";

– аспирантов по двум специальностям: "Литейное производство"; "Металловедение и термическая обработка сплавов".

В 1997 г. на кафедре состоялся первый выпуск бакалавров (46 человек), из них 8 человек были рекомендованы к обучению в магистратуре: Т.Г. Барабанова и Е.Н. Митягова; А.В. Тимофеев, К.А. Щукин, С.А. Гришихин, Р.В. Барабанов, А.В. Смелова, Е.В. Шаталова. Все они ее успешно закончили. В 1999 г. на кафедре состоялся первый выпуск магистров (8 человек), который был самым большим из всех специальных выпускающих кафедр РГАТА.

Для обеспечения требуемого качества подготовки инженеров в 1999 г. на ОАО "Рыбинские моторы" был организован филиал кафедры "МиЛП" по подготовке специалистов по сварочному производству. Заведующим филиалом кафедры назначен главный сварщик ОАО "Рыбинские моторы" – Г.И. Лымарев. Кроме того, к преподаванию специальных дисциплин были привлечены опытные специалисты по технологии сварки, пайки и конструкционных покрытий: инженеры Г.Я. Митрофанова, Н.А. Немтырева, В.Е. Якобсон, О.Г. Гусарин, Л.В. Антропова и др. За 1,5 года сотрудниками филиала кафедры совместно со штатными преподавателями кафедры "МиЛП" выполнена большая работа по организации учебного процесса, материальному и методическому обеспечению лабораторно-практических занятий, производственной практики, курсовых и дипломных проектов.

В период с 2001 по 2006 г. включительно учебно-методическая и научная деятельность кафедры получила дальнейшее развитие. Рост производства на большинстве промышленных предприятий Рыбинска, Ярославля, Тутаева привел к востребованности специалистов по заготовительному производству (литейщиков, сварщиков, материаловедов), поэтому, наряду с подготовкой специалистов по дневной форме обучения, возобновилась подготовка инженеров по вечерней и заочной формам обучения.

По просьбе руководства Ярославского моторного завода (ЯМЗ) с 2002 по 2006 г. на кафедре осуществлялось обучение по заочной форме по специальности "Литейное производство", всего было подготовлено более 40 инженеров. Это позволило решить кадровый дефицит ИТР в литейных цехах ЯМЗ.

В разное время кафедру закончили главные металлурги основных промышленных предприятий Рыбинска: В.И. Поппель (Рыбинское конструкторское бюро машиностроения), Н.П. Ситнов ("Полиграфмаш"), С.И. Журавлев (Волжский машиностроительный завод), Е.И. Журавлев ("Рыбинские моторы"), В.М. Кошелев ("Гидромеханизация"), В.И. Кириллов ("Раскат"). На кафедре учились А.В. Царев – зам. директора предприятия "Раскат"; А.И. Бурко – директор завода точного литья, А.И. Соболев – директор завода цветного литья, А.А. Кудряков – гл. металлург дизельного завода "Рыбинские моторы".

Многие выпускники стали ведущими специалистами промышленных предприятий и организаций за пределами Ярославской области, среди них: канд. техн. наук А.И. Беляков, канд. техн. наук В.А. Кононов, канд. техн. наук, проф. А.Н. Болдин, канд. техн. наук Е.В. Толоконникова, канд. техн. наук А.Е. Суслов, канд. техн. наук С.А. Соседов.

В настоящее время на кафедре "Материаловедение, литье и сварка" готовят инженеров по трем специальностям:

– "Литейное производство черных и цветных металлов";

– "Материаловедение и технология новых материалов";

– "Металлургия сварочного производства".

Подготовка инженеров ведется по всем трем формам обучения: очной (дневной), вечерней и заочной. Кроме этого, проводится подготовка бакалавров и магистров по направлению "Материаловедение, технология получения и обработки металлических материалов со специальными свойствами".

На кафедре ведется подготовка аспирантов по специальностям "Литейное производство", "Металловедение и термическая обработка металлов". Ежегодно на кафедре обучается 15...17 аспирантов по очной и заочной формам обучения.

В настоящее время на кафедре работают 14 штатных преподавателей и 7 совместителей. Из них 4 доктора технических наук, профессора и 12 кандидатов технических наук.

В структуру кафедры входят лаборатории теории и технологии литейного производства, лаборатории металлографического анализа и термической обработки, кабинет технологии сварочного производства, лаборатория художественного литья, лаборатория моделирования тепловых процессов, два дисплейных класса, а также специализированная лекционная аудитория, оснащенная аудио-видеотехникой. Кафедра имеет филиал на ОАО "НПО "САТУРН", где готовят инженеров по специальностям:

– "Литейное производство черных и цветных металлов" – руководитель А.И. Виноградов, гл. металлург ОАО "НПО "САТУРН";

– "Металлургия сварочного производства" – руководитель Г.И. Лымарев, гл. сварщик ОАО "НПО "САТУРН".

Кафедра имеет научно-исследовательскую лабораторию "Металлофизика сплавов и покрытий".

В состав кафедры входит Зональная межвузовская лаборатория структурного анализа. В создание и развитие этой лаборатории (1978–1979 гг.) много энергии и сил вложил Вилен Михайлович Воздвиженский, поэтому лаборатория носит его имя. Лаборатория оснащена уникальным оборудованием: рентгеноструктурными анализаторами ДРОН-2 и ДРОН-2,5, позволяющими проводить исследования при комнатной и повышенной температурах; растровым электронным микроскопом TESLA-BS300, просвечивающим электронным микроскопом ЭМВ-100БР, а также дериватографом Q1500.

На кафедре работает студенческое конструкторское бюро (СКБ). В различные годы в СКБ активно работали студенты: А.И. Беляков, В.А. Кононов, В.В. Добродеев, В.К. Кононенко, А.А. Шатульский, В.А. Изотов, А.В. Лапшин, А.С. Равочкин и др. Все они в дальнейшем защитили кандидатские и докторские диссертации. В середине 1980-х гг. на кафедре было организовано два СКБ:

– "Технология радиоэлектронных керамических материалов" – руководитель канд. техн. наук, проф. А.А. Поляков;

– "Технология литейного производства" – руководитель канд. техн. наук, доц. В.В. Добродеев.

Деятельность СКБ направлена на разработку лабораторных исследовательских установок и приборов для контроля параметров технологических процессов и качества материалов и отливок на исследование и совершенствование технологических процессов литья, термообработки и сварки. Студенческие работы представляются на различные конкурсы, выставки, олимпиады. Многие работы были отмечены медалями, дипломами, почетными грамотами. В соавторстве со студентами получено более 20 авторских свидетельств и патентов, ежегодно публикуются 7...10 статей и тезисов докладов на научно-технических конференциях.

На кафедре работает студенческий кружок "Художественное литье", который организовали в начале 1970-х гг. канд. техн. наук, доц. А.И. Токарев и канд. техн. наук, доц.

П.В. Лебедев. В последние годы наиболее активно в этом направлении работают канд. техн. наук, доц. В.А. Изотов и д-р техн. наук, проф. А.В. Лапшин. В результате их работы профессионально-практический уровень студентов – исполнителей художественных отливок существенно возрос. За последние 5 лет на кафедре были изготовлены оригинальные художественные отливки по специальным заказам и хоздоговорам и в плане благотворительной деятельности.

Так, например, под руководством канд. техн. наук, доцента В.А. Изотова при участии сотрудников кафедры: А.С. Кудрявцева, М.Н. Ахмеджанова, Ю.В. Рябова, Л.Г. Миронова и студентов: А.С. Соколова, А.А. Акутина, С.А. Гришихина, Р.В. Барабанова были изготовлены отливки: "Стелла" – по заказу Рыбинского городского отдела культуры в честь 50-летия Победы в Великой Отечественной войне; "Меч" – к празднованию 850-летия Москвы (размер 2,5 м, клинок из алюминиевого сплава, рукоятка – бронзовая).

В 2002 г. на кафедре создана лаборатория художественного литья, которой руководит канд. техн. наук, доцент В.А. Изотов. В 2003 г. по оригинальной технологии отлит памятник (массой около 700 кг) поэту Л.И. Ошанину (скульптор М.М. Нурматов). В изготовлении памятника участвовали: канд. техн. наук, ассистент А.А. Акутин, инженер Р.В. Барабанов, К.Н. Попков, учебные мастера: М.А. Жуков, А.В. Семенов, М.Н. Романов.

В 2004 г. деятельность лаборатории художественного литья была удостоена Диплома I степени на Российской выставке прикладного искусства в Перми.

Группа художественного литья под руководством д-ра техн. наук, профессора А.В. Лапшина занимается изготовлением колоколов. Колокольные наборы, отлитые А.В. Лапшиным и его помощниками звучат во многих храмах Ярославской области и Ставропольского края. По заказу Рыбинского городского отдела культуры был отлит колокол массой 15 кг, посвященный памяти г. Мологи, затопленного водами Рыбинского водохранилища.

А.В. Лапшин является постоянным участником международного фестиваля хоровой и колокольной музыки "Преображение", который ежегодно проводится в Ярославле. В Ярославском музее-заповеднике (на территории Кремля) им организована постоянно действующая (в летнее время) авторская выставка "Тайны стародавнего литья".

В 2002 г. А.В. Лапшин подготовил и издал монографию "Опыт бронзового литья в русских традициях". А.В. Лапшин является членом Союза художников России.

На кафедре работает студенческий научный кружок "Материаловедческая мозаика" – руководитель канд. техн. наук, доц. А.Д. Постнова.

В период с 1970 по 2006 г. на кафедре подготовлены и защищены 8 докторских и 26 кандидатских диссертаций.

Коллектив кафедры участвует в выполнении хоздоговорных и госбюджетных научно-исследовательских работ. Наиболее значимые результаты НИР были внедрены в производство.

Преподавателями и сотрудниками кафедры ежегодно публикуется около 50 статей и тезисов докладов. На кафедре также подготовлены и изданы 11 научных монографий.

Кафедра является центром областной литейной секции Ассоциации литейщиков России (а ранее НТО МАШПРОМ) – руководитель А.А. Жуков и секции "Трибология и надежность машин" – руководитель канд. техн. наук, доц. Ю.П. Замятин. Секции регулярно проводят научно-технические семинары и конференции, издаются тезисы докладов. Всего было проведено более 10 Российских и Зональных конференций. На кафедре подготовлены и изданы 9 межвузовских сборников научных трудов.

На кафедре постоянно совершенствуется методика и организация учебной и научной работы, широко используется тестовый контроль знаний, статистические методы анализа и моделирования материалов и технологических процессов. Для этих целей на кафедре имеются прикладные программы.

В РГАТА открыты специализированные Советы по защите кандидатских и докторских диссертаций по специальностям 05.16.01 – "Металловедение и термическая обработка сплавов" и 05.16.04 – "Литейное производство".

Заведующий кафедрой канд. техн. наук, проф. А.А. Жуков и выпускник кафедры (1971 г.) А.И. Беляков входят в состав авторского коллектива энциклопедии "Машиностроение". Т. II-2. Стали. Чугуны. М.: Машиностроение, 2000.

В 2003 г. в издательстве "Машиностроение" вышло пособие с грифом Министерства образования РФ "Авиадвигателестроение: качество, сертификация и лицензирование" (авторы: В.Ф. Безъязычный, А.Ю. Замятин, В.Ю. Замятин, Ю.П. Замятин, В.А. Семенов). Значительный вклад в подготовку пособия внес канд. техн. наук, доц. кафедры "МиЛП" Ю.П. Замятин.

В 2004 г. издана монография "Свойства сплавов в экстремальном состоянии" (авторы: Б.М. Драпкин, В.К. Кононенко, В.Ф. Безъязычный. М.: Машиностроение, 2004).

Начиная с 2001 г. в штат профессорско-преподавательского состава зачислены молодые преподаватели: канд. техн. наук, ассистент А.А. Акутин, аспиранты: М.А. Красильникова, А.С. Равочкин, а также инженеры: Е.М. Бардинов, Р.В. Мельников, К.Г. Березин. На должность учебных мастеров приняты: А.В. Семенов, М.Н. Романов, М.А. Жуков, Н.А. Зеленцова. Планируется дальнейшее привлечение молодых специалистов к педагогической деятельности.

С 2005 г. кафедра принимает активное участие в дополнительной целевой подготовке инженеров для ОАО "НПО "САТУРН" с учетом специфики производства.

Много сделали для создания материально-технической базы кафедры на различных этапах ее развития зав. лабораторией В.Д. Борисов, А.В. Лапшин, В.К. Кононенко, А.С. Кудрявцев.

Большая роль в организации и проведении лабораторно-практических занятий принадлежит учебным мастерам: В.В. Красильникову, А.Н. Волкову, Ю.В. Рябову, Н.М. Ахмеджанову, К.С. Куликову, Р.П. Ливановой, Л.А. Замятиной, Г.П. Григорьевой, М.А. Романову, М.А. Жукову, А.Н. Семенову, Т.Д. Молодцовой, А.А. Поповской.

Необходимую и тщательную работу по оформлению учебно-методических материалов, научных отчетов, сборников и статей на протяжении многих лет выполняли и выполняют сейчас: О.В. Проскурякова, С.В. Шубина, Е.Ю. Шевелева, И.В. Кочешкова, Т.Д. Продан, Т.Н. Ремизова, Т.Л. Волкова, Е.Р. Кудрякова, И.В. Гиршфельд, Е.Л. Угниченко.

Сохраняя свои традиции, коллектив кафедры продолжает успешно решать задачи по обеспечению требуемого уровня подготовки специалистов на основе использования современных компьютерных технологий обучения и передовых научно-технических достижений.

Анатолий Алексеевич Жуков, заведующий кафедрой, канд. техн. наук

УДК 669.017:539.32.3

В.К. Кононенко
(Рыбинская государственная технологическая академия им. П.А. Соловьева)

Формирование структуры и свойств сплавов при затвердевании

Приведена интерпретация результатов поведения внутреннего трения (ВТ) в металлах и сплавах при плавлении и кристаллизации, экспериментально полученных по методике с использованием изгибных резонансных колебаний составного оболочкового образца. Согласно рассматриваемой гипотезе, базирующейся на положениях и методах теории протекания (перколяции), наличие максимума ВТ при плавлении и кристаллизации сплава соответствует образованию или разрушению непрерывности одной из фаз: жидкой или твердой.

This article views the melting and crystallization processes research. It contains experimental study of internal friction, transverse elasticity in metals and alloys. The transverse vibrations of the tube sample were researched on resonance frequency. Interpretation of experiment results shows the relatedness maximums between internal friction and quantity of liquid and solid substances. This results confirm the "percolation theory".

Прогнозированию структуры и созданию материалов с заданными свойствами в последние годы посвящено множество работ. Тем не менее, изучение закономерностей формирования строения и свойств материалов остается актуальной задачей. Особенно ценными в этой связи являются экспериментальные исследования, осуществляемые непрерывно в процессе затвердевания сплавов. Созданная методика, позволяющая проводить исследования упругих и неупругих свойств материалов в широком диапазоне температур, включая процесс затвердевания, позволила выявить ряд новых закономерностей, которые имеют место при формировании литой структуры [1].

Внутреннее трение (ВТ), являясь структурно-чувствительным свойством, часто используется для изучения процессов, происходящих в металлах и сплавах под влиянием различных факторов. Теория метода ВТ для твердого состояния металлических материалов достаточно разработана и имеет разнообразные приложения. ВТ – одно из проявлений релаксационных процессов и обозначает физическое явление внутреннего рассеяния упругой энергии при колебаниях твердого тела.

В гетерофазной среде ВТ выступает в качестве интегральной характеристики различных процессов необратимого рассеяния энергии механических колебаний. Например, при циклическом деформировании твердых тел, представляющих собой многофазные системы, проявляются механизмы диссипации энергии, связанные с неоднородностью структуры. К ним относятся вязкое скольжение по межфазным границам, диффузионное перераспределение примесей в кристаллической решетке, фазовые превращения, происходящие под действием периодически меняющихся внешних напряжений.

Практически не изучено в связи со сложностью проведения эксперимента поведение ВТ в процессе плавления и кристаллизации сплавов.

В исследовательской практике чаще всего количественной мерой ВТ (Q^{-1}) является логарифмический декремент затухания колебаний δ, смысл которого вытекает из следующего. Изменение амплитуды затухающих колебаний по мере увеличения их числа может быть представлено в следующем виде:

$$A_{k+N} = A_k e^{-\delta N}, \qquad (1)$$

где A_k и A_{k+N} – амплитуды соответственно начального и конечного цикла колебаний; N – число циклов, на базе которых определяется декремент колебаний.

Из уравнения (1) следует:

$$\delta = \frac{1}{N}\ln\frac{A_k}{A_{k+N}} = n\tau_к, \qquad (2)$$

где $\tau_к$ – период колебаний; n – коэффициент затухания колебаний.

Величина внутреннего трения Q^{-1} вводится как доля энергии U механических колебаний, необратимо рассеянных за один период:

$$Q^{-1} = \frac{\Delta U}{2\pi U} = \frac{\delta}{\pi}. \qquad (3)$$

Известны работы [2 и др.], в которых проводили изучение изменений ВТ в сплавах при высоких гомологических температурах. Систематические исследования поведения ВТ при плавлении и кристаллизации сплавов проведены авторами благодаря разработанной методике определения упругих и неупругих характеристик, по параметрам изгибных резонансных колебаний

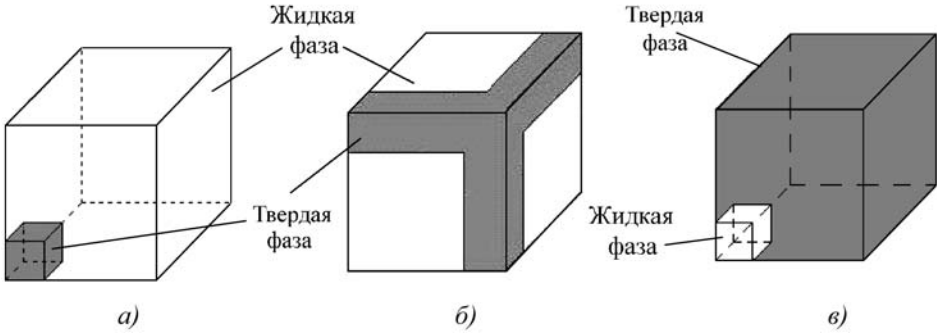


Рис. 1. Модели элементарных ячеек для двухфазной среды, используемые в теории перколяции

составного оболочкового образца [3]. На кривых изменения ВТ были отмечены ряд максимумов при плавлении и кристаллизации металлов и сплавов. В связи с положением и величиной этих максимумов в зависимости от количества твердой фазы в сплавах выдвинуты различные гипотезы. В данной работе рассмотрен перколяционный механизм появления максимумов ВТ.

Сплав в процессе плавления или кристаллизации представляет собой, по крайней мере, гетерогенную двухфазную среду, состоящую из жидкой и твердой фаз. Гетерофазная среда может быть описана в рамках теории перколяции [4, 5]. В соответствии с этим описанием задание концентрации (долей) фаз бинарной системы определяет топологическую картину ее структуры. Метод элементарной ячейки, используемый в теории перколяции [6], позволяет не только геометрически моделировать структуру гетерогенной среды, но и проводить оценку физико-механических свойств, в том числе вязкости, модуля упругости и внутреннего трения. На рис. 1 показаны три топологически различные модели неоднородной двухфазной среды.

Рассмотрим, например, процесс кристаллизации наиболее простой металлической системы. До начала этого процесса при концентрации твердой фазы $\psi_т = 0$ исследуемая система представляет собой жидкий однофазный расплав. Затем появляются зародыши твердой фазы, которые имеют вид изолированных включений (рис. 1, *а*). С ростом $\psi_т$ идет увеличение количества твердых включений и их огрубление. В результате кристаллиты начинают срастаться друг с другом, образуя группировки различных форм и размеров.

При некотором критическом значении $\psi_т = \psi_т^{кр}$ часть кристаллитов объединяются, образуя связный или непрерывный твердый каркас, т.е. образуется непрерывная твердая фаза (рис. 1, *б*). Следует отметить, что и при $\psi_т > \psi_т^{кр}$ часть включений твердой фазы остается в изолированном состоянии.

Для реальной конечной системы непрерывность каркаса означает, что он простирается от одной граничной поверхности до противоположной границы. Достижение критического значения доли твердой фазы соответствует первому порогу перколяции. Явление образования непрерывной твердой фазы из системы изолированных кристаллитов в теории протекания (переноса или перколяции) трактуется как геометрический фазовый переход.

При дальнейшем росте доли твердой фазы обе фазы принимают вид геометрически равноправных взаимопроникающих каркасов. Далее доля жидкой фазы $\psi_ж$ постепенно снижается и при значении $\psi_ж \le \psi_ж^{кр}$, следующем из симметрии задачи по отношению к жидкой и твердой фазам, происходит разрушение непрерывности жидкой фазы (рис. 1, *в*). Это соответствует второму порогу перколяции. При $\psi_ж < \psi_ж^{кр}$ жидкая фаза представлена изолированными жидкими порами.

Наконец, при значении $\psi_ж = 0$ остается "однофазный" твердый сплав без жидких пор.

По аналогии можно рассмотреть процесс плавления, при этом топологическая картина изменения структуры происходит в обратном порядке. Следовательно, при плавлении сплава также должно наблюдаться два порога перколяции или перколяционных перехода.

Перколяционное описание различных этапов плавления и кристаллизации позволяет рассматривать эти процессы как эволюцию одной и той же двухфазной системы при изменении долей твердой и жидкой фаз. Перколяционный переход, т.е. образование или разрушение непрерывного каркаса одной из фаз, как правило, сопровождается аномалиями в поведении физико-механических характеристик всей двухфазной системы. В этом заключается важность учета топологических особенностей строения.

Предположим, что ВТ, как свойство с сильной структурной чувствительностью, прежде всего, должно реагировать на перколяционный переход. Это предположение правомерно, поскольку максимальное рассеяние механической энергии в процессе упругих колебаний системы происходит по межфазным границам; максимум ВТ должен соответствовать максимальной протяженности границ раздела фаз. Очевидно, что непосредственно перед первым порогом перколяции – образованием каркаса (твердого или жидкого) и после второго порога – разрушения "непрерывности" твердой или жидкой фаз – протяженность межфазных границ максимальна. Таким образом, при критическом значении долей твердой $\psi_т^{кр}$ и жидкой $\psi_ж^{кр}$ фаз в процессе плавления или кристалли-

зации следует ожидать особенностей в поведении ВТ, т.е. наличие максимумов.

При изучении ВТ при плавлении металлов и сплавов исследователи В.И. Ивлев и Г.К. Малышева отмечали максимумы. Они фиксировали в начале процесса плавления резкий подъем, а затем – снижение величины ВТ. Таким образом, максимум предшествовал разрушению исследуемого образца. Это связано с тем, что в плавящемся образце изолированные жидкие включения начинали образовывать непрерывную жидкую фазу. Второго максимума, связанного с распадом непрерывной твердой фазы, при плавлении исследователи обнаружить не могли из-за механического разрушения образца.

С помощью разработанной методики [1, 3] исследованы изменения амплитудонезависимого ВТ при плавлении и кристаллизации различных металлов и сплавов на их основе. ВТ оценивали по отношению δ_T/δ_S, где δ_T и δ_S – декременты затухания колебаний соответственно при текущей температуре интервала кристаллизации и при температуре солидус. В процессе измерений ВТ авторская методика позволяла определять упругие характеристики, в качестве которых определяли критерий упругости W по относительному изменению квадратов частот изгибных резонансных колебаний составного образца [3].

Долю твердой фазы определяли по кинетике выделения скрытой теплоты кристаллизации в сплаве, определяемой в результате анализа кривой дифференциального термического анализа (ДТА). Запись кривой

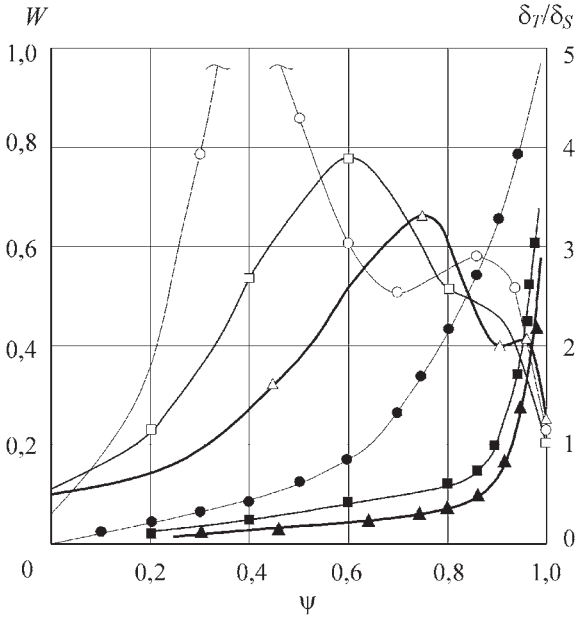


Рис. 2. Зависимость критерия упругости W (●, ■, ▲) и внутреннего трения (○, □, △) от доли твердой фазы ψ в сплавах Sn–Pb при кристаллизации:
▲, △ – Sn + 1 % Pb; ■, □ – Sn + 3 % Pb; ●, ○ – Sn + + 20 % Pb

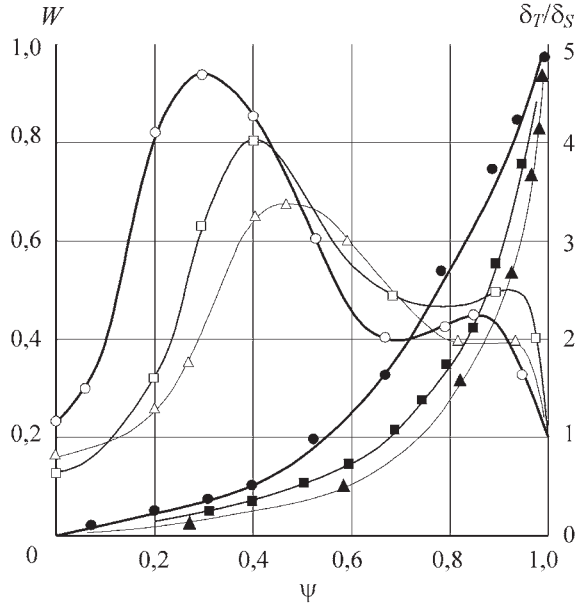


Рис. 3. Зависимость критерия упругости W (●, ■, ▲) и внутреннего трения (○, □, △) от доли твердой фазы ψ в сплавах Pb–Sn при кристаллизации:
▲, △ – Pb + 5 % Sn; ■, □ – Pb + 10 % Sn; ●, ○ – Pb + + 20 % Sn

ДТА осуществляли одновременно с регистрацией частоты колебаний образца.

Результаты выполненных измерений при кристаллизации сплавов на различных основах представлены на рис. 2–5.

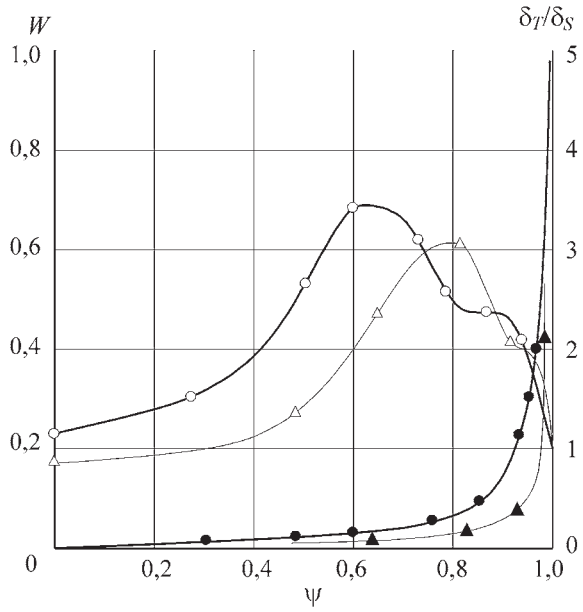


Рис. 4. Зависимость критерия упругости W (●, ▲) и внутреннего трения (○, △) от доли твердой фазы ψ в сплавах системы Mg–Cd при кристаллизации:
▲, △ – Mg + 10 % Cd; ●, ○ – Mg + 50 % Cd

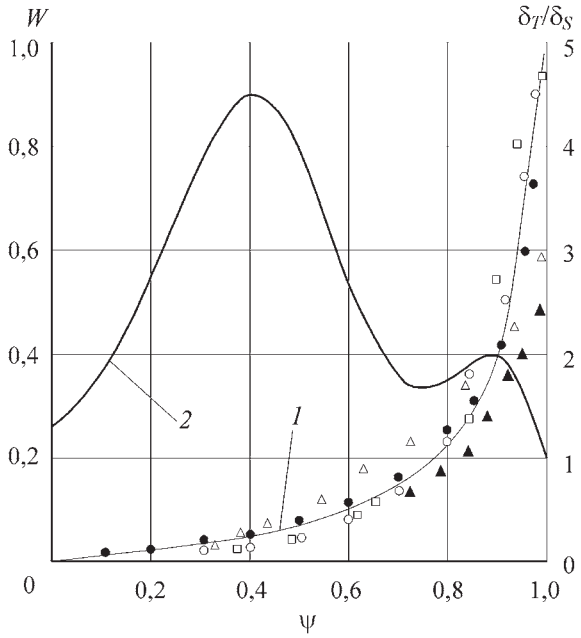


Рис. 5. Зависимость критерия упругости *W* (*кривая 1*) и внутреннего трения (*кривая 2*) от доли твердой фазы ψ в алюминиевых сплавах при кристаллизации:
○ – АК6; ● – АМ8; □ – АК5М7; △ – АЛ9; ▲ – АМг10

На всех рисунках, как правило, наблюдается по два максимума ВТ при кристаллизации сплавов. Их положения соответствуют различным значениям содержания твердой фазы. На основе изложенной выше гипотезы полученные экспериментальные данные поведения ВТ позволяют по положению соответствующих пиков определять критические значения долей твердой $\psi_{т}^{кр}$ и жидкой $\psi_{ж}^{кр}$ фаз в процессе кристаллизации исследуемого сплава. О качественном изменении состояния кристаллизующегося сплава свидетельствует и характер изменения критерия упругости, что также отчетливо видно на приведенных зависимостях $W(\psi)$: их слабый рост до первого максимума ВТ и сильный рост после второго пика.

Таким образом, для описания структуры и свойств затвердевающего сплава, представляющего собой гетерогенную систему, могут быть использованы методы теории перколяции. Анализ изменений упругих и неупругих свойств сплавов при плавлении и кристаллизации, выполненный с позиций теории перколяции, позволил точно установить границы различного реологического поведения сплавов. Это чрезвычайно важно для решения фильтрационных, деформационных и других технологических задач литейного производства при математическом моделировании формирования отливок [7].

Предлагаемая интерпретация экспериментальных результатов по изучению характеристик упругости и внутреннего трения сплавов при затвердевании, полученных с помощью составного оболочкового образца, может стать теоретической основой для создания новых методов исследования и контроля структурообразования.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Драпкин Б.М., Кононенко В.К., Безъязычный В.Ф.** Свойства сплавов в экстремальном состоянии М.: Машиностроение, 2004.

2. **Драпкин Б.М., Кононенко В.К.** Температурная зависимость модуля Юнга сплавов Pb–Sn, Pb–Bi и Sn–Bi // Изв. АН СССР. Металлы. 1987. № 2. С. 162.

3. **Кононенко В.К., Драпкин Б.М., Каширцев Л.П.** Определение модуля упругости сплава в высокотемпературной области и интервале кристаллизации // Литейное производство. 1989. № 2. С. 5.

4. **Тарасевич Ю.Ю.** Перколяция: теория, приложения, алгоритмы. М.: УРСС, 2002. 112 с.

5. **Дульнев Г.Н., Новиков В.В.** Процессы переноса в неоднородных средах. Л.: Энергоатомиздат, 1991.

6. **Поляков В.В.** Моделирование структуры и физико-механических свойств неоднородных конденсированных сред. Барнаул: Изд-во Алтайск. ун-та. 2000. 74 с.

7. **Дружевский М.А.** Деформационные процессы в стальных отливках // Литейное производство. 2003. № 12. С. 4.

Виталий Константинович Кононенко,
канд. техн. наук

Сердечно поздравляем кафедру "Металловедение, литье и сварка" РГАТА им. П.А. Соловьева с 50-летием!

Желаем замечательному коллективу здоровья, счастья, удачи во всех делах, творческих успехов и плодотворной научной деятельности!

Большое спасибо сотрудникам кафедры А.А. Шатульскому, А.А. Жукову и многочисленным авторам за активное участие в работе журнала.

Редакция и редакционный совет журнала

УДК 621.74

А.А. Шатульский, В.А. Изотов, А.А. Акутин, А.С. Равочкин, Ю.В. Чибирнова
(Рыбинская государственная авиационная технологическая академия им. П.А. Соловьева)

Моделирование процесса заполнения полости формы расплавом

На базе общей схемы исследования процессов заполнения полости литейной формы расплавом методами подобия и размерностей установлены фундаментальные закономерности, относящиеся к гидродинамике расплавов. Рассмотрены критерии качества отливок. Предложены методы расчета исполняемых размеров литниковых систем.

The paper determins the fundamental mechanisms of melts hydrodynamics by the similarity and dimensional methods. The performance criterions of castings are considered. The calculation methods of gating systems sizes are offered.

В настоящее время на достаточно высоком теоретическом уровне решены задачи выбора способа литья, положения отливки в форме, места подвода расплава, затвердевания отливки, что и явилось предпосылкой для создания пакетов прикладных программ, однако некоторые вопросы остаются до сих пор неразрешенными. К ним в первую очередь следует отнести задачи расчета оптимальных размеров литниковой системы, параметров заливки и условий заполнения полости формы расплавом, которые из-за высокой сложности протекающих при этом процессов изучены недостаточно, хотя именно на этой стадии формирования отливки возможно возникновение многих неисправимых видов брака.

Применяемые в настоящее время для решения подобных задач эмпирические методы, использующие усредненные значения коэффициентов, констант и весьма упрощенное описание геометрии полости формы, приводят к значительным погрешностям. Теоретические методы, обеспечивая более высокую точность и качество проработки, требуют определения значения коэффициента теплоотдачи, что вызывает значительные сложности, особенно для отливок, изготовляемых специальными видами литья. Применение численных методов для совместного решения уравнений энергии, движения, сплошности и фильтрации нашло в последние годы распространение, однако принимаемые на стадиях формулировки задачи и решения допущения значительно ухудшают качество и точность решения, а затраты времени при этом весьма значительны.

Поэтому инженер-технолог при разработке технологического процесса для реальной отливки достаточно часто получает результаты, которые в лучшем случае имеют характер приближенной оценки, а в худшем являются просто ошибочными, приводя к значительному увеличению стоимости и сроков технологической подготовки производства, вследствие высокого уровня брака и необходимости доведения технологического процесса методом пробных заливок.

На кафедре "Материаловедения, литья, сварки" Рыбинской государственной авиационной технологической академии им. П.А. Соловьева (РГАТА) под руководством профессора В.В. Чистякова получило развитие оригинальное направление исследования процессов заполнения полости формы расплавом. В основу выбора оптимальных режимов заливки форм перегретым металлом [1, 2] положен показатель качества – отсутствие дефектов в отливке, возникающих на стадии заполнения полости формы, т.е. в жидком и твердо-жидком состояниях.

Для определения критериев выбора оптимальных параметров литья были проведены исследования заполнения расплавом полостей форм фасонных отливок с учетом взаимодействия гидродинамического, теплового и физико-химического процессов на основе качественных математических моделей методами теории подобия и размерностей. Это позволило получить решения не только в тех случаях, когда имелось математическое описание процесса и сложность заключалась в получении конкретного решения для единичного явления, но и в тех случаях, когда такое математическое описание отсутствовало ввиду высокой сложности протекающих процессов или недостаточных знаний о них.

Таким образом, путем приведения к безразмерному виду существующего математического описания или на основе π-теоремы получен ряд безразмерных комплексов, получивших название критериев качества отливки:

$K_ш = \rho(w_ш l_о)^3/(\nu\sigma h_п)$ – критерий шлакообразования, характеризующий вероятность образования вторичных шлаковых включений (где ρ – плотность расплава; ν – кинематическая вязкость расплава; $h_п$ – толщина плены; $w_ш$ – критическая скорость течения расплава в канале, выше которой образуется плена;

$l_о$ – толщина канала; σ – поверхностное натяжение); критические значения $K_ш$ найдены на основе анализа литературных данных и собственных исследований для различных типов литниковых систем и сложности полости формы;

$K_{пл} = (\sigma l_о)/(\eta w_{пл} h_п)$ – коэффициент пленообразования, характеризующий вероятность возникновения в отливке дефекта плена при заполнении полости формы коррозионно-стойкими сталями (где η – динамическая вязкость расплава; $w_{пл}$ – критическая скорость потока, ниже которой в отливке возникает плена); на основе анализа литературных и экспериментальных данных $K_{пл.кр} = 7 \cdot 10^6$;

$K_{эр} = (w_р \sigma)/(\sigma_{сж} \nu)$ – коэффициент эрозионной стойкости, представляющий собой меру отношения гидродинамического давления потока на поверхность формы к прочности формовочной смеси (где $\sigma_{сж}$ – прочность смеси; $w_р$ – критическая скорость движения расплава, выше которой происходит эрозия формы); для песчано-глинистой смеси $K_{эр.кр} = 30$;

$K_{св} = \sqrt{\frac{c_{эф.п}}{c_{эф.з}} \cdot \frac{[t_н - (1+\mathrm{Bi}/2)t_{св}]}{[(1+\mathrm{Bi}/2)t_{св} - t_з]}}$ – коэффициент свариваемости, характеризующий вероятность возникновения в отливке дефектов типа спаев и неслитин (где $c_{эф.п}$ и $c_{эф.з}$ – эффективные удельные теплоемкости поверхностных слоев соответственно потока и застойной зоны; $t_н$, $t_{св}$, $t_з$ – температуры соответственно набегающего потока, свариваемости и застойной зоны; Bi – критерий Био); для предотвращения спаев в отливках необходимо, чтобы $K_{св} \geq 1$;

$K_{уж} = 1{,}5\mathrm{Fo}_з/\mathrm{Fo}_п$ – коэффициент образования ужимин, представляющий собой отношение безразмерного времени заполнения формы к максимально допустимому безразмерному времени прогрева формы за счет излучения (где $\mathrm{Fo}_з$ и $\mathrm{Fo}_п$ – критерии Фурье соответственно застойной зоны и потока). Установлено, что при $K_{уж} < 1$ ужимины не образуются;

$K_{спл} = (\Theta - 1)/\sqrt{\mathrm{Pr}}$ – базовая комплексная характеристика гидравлических свойств сплава, характеризующая литейный сплав как текучую среду (где $\Theta = (t_{зал} - t_{нф})/(t_L - t_{нф})$; $t_{зал}$, $t_{нф}$ и t_L – температуры соответственно заливки, формы перед заливкой и ликвидуса); расчеты, проведенные по данной формуле, позволили все сплавы объединить в две группы: *A* – для которой $K_{спл} > 1$ (сплавы на основе Al, Mg и Cu), и *B* – для которой $K_{спл} < 1$ (сплавы на основе Fe и Ti).

Проведенный системотехнический анализ режимов заливки форм расплавом [1] показал, что процедура выбора режимов заливки сводится к определению области заполняемости (рис. 1), представляющей собой автомодельную область, в пределах которой качество отливки не зависит от выбранных условий заливки. Так как наиболее важными и самостоятельными характеристиками условий литья в песчаные формы являются температура заливки $t_{зал}$ и скорость течения *w* металла, то область заполняемости можно

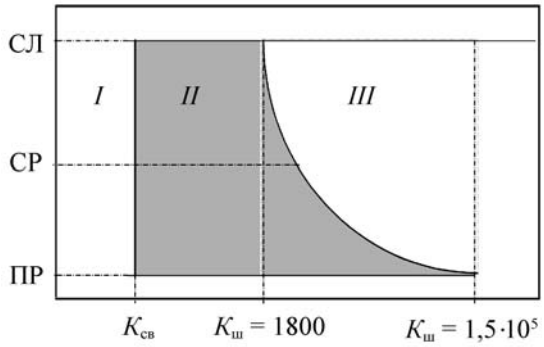


Рис. 1. К определению области заполняемости (для алюминиевых сплавов):
СЛ – полость сложной конфигурации; СР – полость конфигурации средней сложности; ПР – полость простой конфигурации; *I* – область образования неслитин и спаев; *II* – область заполняемости; *III* – область образования вторичных шлаков

определить критериями качества, включающими именно эти параметры.

Таким образом, полученные результаты позволили сформулировать условия заполняемости при установившемся движении расплава в неметаллической форме:

для сплавов группы *A*

$$Y = f(\mathrm{Re}, \mathrm{Nu}, \mathrm{Fo}, \mathrm{Pr}, \mathrm{Mo}, K_{св}, K_ш, K_{уж});$$

для сплавов группы *B*

$$Y = f(\mathrm{Re}, \mathrm{Nu}, \mathrm{Fo}, \mathrm{Pr}, \mathrm{Ch}, \mathrm{L}, \mathrm{Mo}, K_{уж}, K_{пл}, K_т, K_{эр}),$$

где *Y* – критерий параметрического типа, равный отношению длины заполненного расплавом канала литейной формы к его общей длине; Re, Nu, Fo, Pr – критерии соответственно Рейнольдса, Нуссельта, Фурье, Прандтля; $\mathrm{Ch} = w\eta/\sigma$ – критерий структуры поверхности, представляющий собой меру отношения сил внутреннего трения η к силам поверхностного натяжения σ; $\mathrm{Mo} = Qx/\nu$ – критерий массообмена, равный отношению расхода расплава, приходящегося на единицу ширины канала, к вязкости ν; $K_т = (t_ц - t_п)/(t_п - t_{нф})$ – критерий перепада температур; $t_ц$ и $t_п$ – температуры соответственно центра и поверхности потока расплава.

Причем левая граница фиксируется критерием $K_{св}$ для алюминиевых и магниевых сплавов, критериями $K_{св}$ и $K_{уж}$ для медных и титановых сплавов, серого чугуна и углеродистой стали, критериями $K_{св}$, $K_{уж}$ и $K_{пл}$ для коррозионно-стойких сталей. Правая граница – критерием $K_ш$ для алюминиевых, магниевых и медных сплавов, критерием $K_{эр}$ для серого чугуна, стали и титановых сплавов.

Результаты исследований позволили сформулировать математические модели литниковых систем. В частности, для сплавов группы *A* она имеет вид:

$$F_{\text{ст.н}} < F_{\text{л.х}} < \sum F_{\text{пит}}\,; \qquad (1)$$
$$F_{\text{ст.н}} < F_{\text{л.х}} > F_{\text{пит}}\,;$$

$$kwc\rho\frac{\partial t}{\partial y} = \lambda\frac{\partial^2 t}{\partial x^2}\,;\ y > 0;$$
$$q(y) = \sqrt{\frac{\lambda_{\text{п}}}{\lambda_{\text{ф}}}}\alpha(t(y) - t_{\text{п}}); \qquad (2)$$
$$\left.\frac{\partial t}{dx}\right|_{x=0} = 0;$$

$$K_{\text{ш.ст}} < K_{\text{ш.кр.ст}}\,;$$
$$K_{\text{ш.лх}} < K_{\text{ш.кр.лх}}\,; \qquad (3)$$
$$K_{\text{ш.пит}} < K_{\text{ш.кр.пит}}\,;$$

$$K_{Q_1} = 1;$$
$$K_{Q_2} \geq 1; \qquad (4)$$
$$K_{\text{Re}} \geq 1{,}2;$$

$$Q \equiv \text{const}; \qquad (5)$$
$$Q_{\text{пит1}} = Q_{\text{пит2}} = \ldots = Q_{\text{пит}\,n}\,,$$

где $K_{Q1} = \dfrac{Q_{\text{пит}}}{Q_{\text{ф}}} = \dfrac{w_{\text{пит}}\sum F_{\text{пит}}}{w_{\text{ф}}F_{\text{ф}}}$ – критерий, характеризующий соответствие расходов металла в полости формы и питателях; $K_{Q2} = \dfrac{Q_{\text{ст.в}}}{Q_{\text{пит}}} = \dfrac{w_{\text{ст.в}}\sum F_{\text{ст.в}}}{w_{\text{пит}}F_{\text{пит}}}$ – критерий, характеризующий вероятность образования в литниковой системе вакуума; $K_{\text{Re}} = \dfrac{\text{Re}_{\text{ш}}}{\text{Re}_{\text{л.х}}} = \dfrac{w_{\text{в}}l_{\text{с-п}}}{w_{\text{л.х}}}$ – критерий шлакозадержания (шлакоулавливания); k – коэффициент тепломассообмена для литниковой системы (k = 1,03...1,05); α – коэффициент теплоотдачи; $w_{\text{ст.в}}$, $w_{\text{пит}}$, $w_{\text{л.х}}$ и $w_{\text{ф}}$ – скорости течения расплава в соответствующих элементах литниковой системы: в верхнем сечении стояка, питателе, литниковом ходе и форме; $w_{\text{в}}$ – максимальная скорость всплывания шлаковой частицы; $F_{\text{ст.в}}$, $F_{\text{ст.н}}$, $F_{\text{л.х}}$, $F_{\text{пит}}$ и $F_{\text{ф}}$ – площади соответствующих элементов литниковой системы: верхней и нижней частей стояка, литникового хода, питателя и полости формы; $\lambda_{\text{п}}$ и $\lambda_{\text{ф}}$ – теплопроводности соответственно покрытия и материала формы; $l_{\text{с-п}}$ – расстояние от стояка до первого питателя; $h_{\text{л.х}}$ – высота литникового хода; $q(y)$ – величина теплового потока, передаваемого от потока расплава к форме; $t_{\text{п}}$ и $t(y)$ – температуры соответственно на входе и выходе участка формы; t – изменение температуры по ширине канала; x – ширина канала; Q, $Q_{\text{пит1}}$, $Q_{\text{пит2}}$, $Q_{\text{пит}n}$, $Q_{\text{ф}}$ – расходы расплава соответственно общий, в элементах литниковой системы, в форме.

Неравенства (1) модели определяют соотношения элементов литниковой системы; уравнения (2) описывают охлаждение фронта потока расплава в каналах литейной формы; неравенства (3) накладывают ограничения на турбулентность потока; соотношения (4) накладывают ограничения на расход металла при выходе из литниковой системы и гарантируют положительное давление в каналах литниковой системы, обеспечивают шлакоулавливание; уравнения (5) обеспечивают постоянство расхода в каналах литниковой системы.

В результате предложена достаточно простая, но надежная методика расчета заполнения формы металлом с выходом на значение площади узкого сечения литниковой системы и определение значений всех остальных ее элементов. Эта методика положена в основу метода автоматизированного проектирования литниковых систем для отливок, изготовляемых в песчаных формах [2].

Для описания сложности полости литейной формы предложены параметрические критерии [3, 4] и получена функциональная зависимость вида

$$f = (h_{\text{в}}, h_{\text{у}}, l_{\text{у}}, \delta) = 0,$$

где $h_{\text{в}}$ и $h_{\text{у}}$ – высоты выступа и углубления соответственно; $l_{\text{у}}$ – ширина углубления; δ – толщина канала.

Ее решение методом теории размерностей позволило выявить три критерия параметрического типа: $K_{\text{в}} = h_{\text{в}}/\delta$; $K_{\text{у1}} = h_{\text{у}}/\delta$; $K_{\text{у2}} = h_{\text{у}}/l$.

При $K_{\text{в}} = 0$, $K_{\text{у1}} < 0{,}2$, $K_{\text{у2}} \approx 0$ полость формы имеет простую конфигурацию;

при $K_{\text{в}} \leq 2$, $K_{\text{у1}} < 6$, $K_{\text{у2}} \leq 1$ – среднюю по сложности конфигурацию;

при $K_{\text{в}} > 0{,}2$, $K_{\text{у1}} > 6$, $K_{\text{у2}} > 1{,}0$ – сложную конфигурацию.

В дальнейшем было доказано, что область технологичных и нетехнологичных значений параметров заливки существует и при литье в металлическую форму легких сплавов. Границы области были также определены системой критериев качества отливки. В результате анализа литературных данных и многочисленных собственных исследований были установлены критические значения критериев качества, разработана методика, алгоритм и программное обеспечение для автоматизированного проектирования литниковых систем отливок из легких сплавов при литье в кокиль.

Подобные исследования проведены и для отливок лопаток, изготовляемых из никелевых жаропрочных сплавов методом литья по выплавляемым моделям. Первоначально на основе обобщения производственного опыта были выявлены общие принципы разработки технологических процессов, номенклатура отливок и применяемые типы литниково-питающих систем (ЛПС), установлены возможные дефекты и параметры заливки. Это позволило с использованием системного анализа предложить классификации отливок и ЛПС.

Для описания геометрических особенностей отливок и прогноза вероятности возникновения дефектов были использованы параметрические критерии, наи-

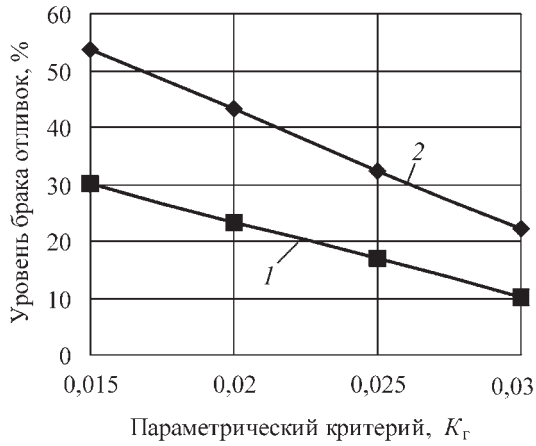


Рис. 2. Изменение уровня брака отливок лопаток при их изготовлении с использованием литниковых систем с нижним коллектором (*1*) и с двумя горизонтальными коллекторами (*2*)

более значимым из которых является $K_г$, представляющий собой отношение средней толщины пера лопатки $\delta_{ср}$ к его длине $l_п$: $K_г = \delta_{ср}/l_п$.

В результате обработки производственных данных по изготовлению более 70 отливок лопаток различных типоразмеров и экспериментальных данных, полученных методом пробных заливок, доказано, что изменение уровня брака отливок с различными значениями параметрического критерия для различных типов ЛПС происходит по-разному (рис. 2), т.е. существуют некоторые критические значения критерия $K_г$, ниже которых использование того или иного типа ЛПС становится нецелесообразным ввиду значительного повышения брака отливок.

Другими словами, с увеличением длины и уменьшением толщины пера лопатки уровень брака, возникающего на стадии заполнения полости формы расплавом при использовании ЛПС с двумя горизонтальными литниковыми ходами (коллекторами), увеличивается значительно быстрее, чем для подобной отливки, изготовляемой с использованием ЛПС с нижним литниковым ходом (коллектором) и верхней индивидуальной прибылью.

В ходе моделирования процесса заполнения полости формы расплавом установлено, что при нижнем подводе расплава в полость литейной формы наблюдается неравномерность распределения скоростей по сечению пера лопатки (рис. 3), а также образование нескольких характерных зон по длине пера лопатки (рис. 4):

– начальной *1*, расположенной в нижней части пера лопатки;

– ламинарной *2* – в средней части пера лопатки;

– турбулентной *3* – в верхней части пера лопатки.

Доказано, что возникновение и протяженность этих зон непосредственно влияет на количество дефектов отливок, возникающих на стадии заполнения полости формы расплавом, и зависит от параметров заливки: скорости течения расплава, формы, размеров полости формы, описываемых значением критерия Рейнольдса, типа литниково-питающей системы, класса и размеров отливки и параметрического критерия $K_г$.

Подобные исследования также проведены и для других типов ЛПС и классов отливок. Их результатом явилось разделение отливок на группы сложности и определение для каждой группы критических значений критерия Рейнольдса (таблица), обеспечивающих минимальное количество дефектов на стадии заполнения полости формы расплавом.

В ходе экспериментов доказано, что и для отливок лопаток, изготовляемых методом литья по выплавляемым моделям, также существует область технологичных параметров заливки, границы которой можно выделить с помощью основных параметров литья: скорости течения расплава, температуры заливки, темпе-

Рис. 3. Характер движения потока жидкости в полости литейной формы:
а – $\delta_{max} - \delta_{min} > 2$; *б* – $\delta_{max} - \delta_{min} < 1,5$

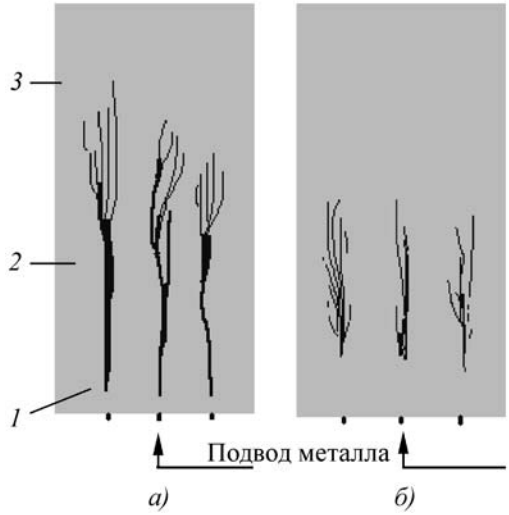


Рис. 4. Характер движения жидкости в полости литейной формы:
а – Re = 250; *б* – Re = 600

Группы сложности отливок лопаток и критические значения критерия Re

Вид ЛПС	Отливка	Группа сложности отливки					
		Простые		Средней сложности		Сложные	
		K_2, более	$Re_{кр}$	K_2	$Re_{кр}$	K_2, менее	$Re_{кр}$
С двумя горизонтальными коллекторами	Без внутренней полости	0,035	1000	0,025...0,035	750	0,025	500
	С внутренней полостью		800		700	0,025	
С нижним коллектором и верхней прибылью	Без внутренней полости	0,027	1000	0,02...0,027	750	0,020	
	С внутренней полостью		800		700	0,020	
	Без бандажной полки		1000		750	0,020	

ратуры формы. Левая граница была определена минимально возможной скоростью течения расплава, ниже которой наблюдается образование спаев, неслитин и контролируется по температуре фронта потока, а правая – максимально возможной для данного класса отливки и типа ЛПС скоростью, определяемой критическим значением критерия Рейнольдса.

Математическая модель заполнения полости формы расплавом представляет собой систему уравнений, которые включают в себя следующие:

уравнения (6) описывают истечение расплава из ковша плавильно-заливочной установки;

уравнения (7) описывают изменение скорости движения расплава в элементах литниковой системы или полости формы;

соотношение (8) – критерий формы – определяет группу сложности отливки и критическое значение числа Рейнольдса;

неравенство (9) накладывает ограничения на значение скорости течения расплава в каналах литниковой системы или полости формы;

уравнения (10) описывают падение температуры фронта потока на участках литниковой системы и формы;

условия (11) накладывают ограничения на температуру фронта потока и формулируют допущения.

Допуская, что скорость потока расплава, его физические свойства на i-м участке формы и температура формы постоянны, а передача теплоты от потока расплава происходит только через боковую поверхность полубесконечной формы, математическая модель принимает вид:

$$\begin{cases} Q = \dfrac{\pi R^2 \sqrt[3]{1-k^2}}{(1+k)^3 2\cos^2\alpha}\cdot\omega \text{ (при } 0 \le \alpha \le y); \\ Q = \dfrac{HR^2\sqrt{1-k^2}}{\sin 2\alpha (1+k)^2}\left(\pi - \varphi + \dfrac{1}{2}\sin 2\alpha\right)\cdot\omega \text{ (при} \le \alpha \le \beta); \\ \varphi = \arccos\left[\dfrac{H(1+k)}{R\,\mathrm{tg}\,\alpha} - 1\right]; \\ S_{стр} = ab\arccos\left(\dfrac{x_1}{a}\right) - x_1 y_1; \end{cases} \quad (6)$$

$$\begin{cases} w = \dfrac{Q}{\xi F}; \\ \mu = \dfrac{1}{1+\sum\limits_{i=1}^{n}\xi_i^{0,5}}; \\ V_i = F_{уз} w_{уз}; \\ w_i = \dfrac{F_{уз}}{F_i} w_{уз}\mu_i; \end{cases} \quad (7)$$

$$K_г = \frac{(\delta_{max} - \delta_{min})}{2} \Big/ l_п; \quad (8)$$

$$Re_i < Re_{кр}; \quad (9)$$

$$\begin{cases} t_{м.\,кон} = t_{м.\,нач} - \dfrac{S_{стр}\varepsilon_{рас}\left[\left(\dfrac{T_м}{100}\right)^4 - \left(\dfrac{T_в}{100}\right)^4\right]\tau}{c_ж \rho_ж V_{стр}}; \\ \Delta t = \dfrac{q_{теч} M_1}{c_ж M_2}; \\ t_i = (t_{i-1} - t_ф)/\exp\left(\dfrac{-l_i \alpha_i}{c_ж \rho_ж \delta_i (1+b_ф/b_м) w_i}\right) + t_{i-1}; \\ q_{теч} = \sqrt{\dfrac{2n}{n+1}}\dfrac{b_ж \vartheta_{теч}}{\delta \rho_ж}\sqrt{\tau_1}; \end{cases} \quad (10)$$

$$t_ф = \text{const};\ t_м\big/_{y=0}\big/ = t_{зал} = \text{const};\ t_i\big/_{y=y1}\big/ > t_L, \quad (11)$$

где Q – расход расплава из ковша; β – угол наклона стенок ковша по отношению к вертикали; H – высота ковша; R – радиус ковша; α – угол поворота ковша; $k = \mathrm{ctg}\beta\mathrm{tg}\alpha$; a и b – соответственно ширина и толщина струи расплава; x_1 и y_1 – координаты, определяющие высоту струи; μ_i и ξ_i – соответственно коэффициент расхода расплава и сопротивление системы на i -м участке заполнения; Q_i – расход металла на i-м участке заполнения; $F_{уз}$ и F_i – площади соответственно узкого сечения литниковой системы и на i-м участке формы; $w_{уз}$ и w_i – скорости течения расплава соответственно в узком сечении ЛПС и на i-м участке формы; $K_г$ – критерий формы; Re_i – критерий Рейнольдса для

i-го участка полости формы; $S_{стр}$ – площадь поверхности струи; δ_{max} и δ_{min} – соответственно максимальная и минимальная толщины пера лопатки; $l_п$ – длина пера лопатки; $V_{стр}$ – объем металла в струе; $T_м$ и $T_в$ – температуры соответственно расплава и воздуха; $\varepsilon_{рас}$ – степень черноты расплава; Δt – падение температуры на участке литейной формы; $q_{теч}$ – удельная теплота течения расплава; M_1 и M_2 – масса металла соответственно в элементе литниковой системы и во всей форме; $t_{зал}$, $t_{кр}$, $t_ф$ и t_i – температуры соответственно заливки, кристаллизации, формы и на i-м участке формы; l_i – протяженность i-го элемента заполнения полости формы; δ_i – толщина i-го элемента заполнения формы; $c_ж$ и $\rho_ж$ – соответственно удельная теплоемкость и плотность металла в жидком состоянии; $b_ж$ и $b_ф$ – коэффициенты тепловой аккумуляции соответственно металла и формы; $\upsilon_{теч} = (t_{зал} - t_{фн})$ – относительная температура течения расплава; $V_{стр}$ – объем струи металла; L – скрытая теплота кристаллизации; α_i – коэффициент теплоотдачи на i-м участке формы; n – коэффициент, учитывающий свойства формы.

Значения коэффициентов расхода для отдельных элементов литниковой системы рассчитывали по зависимости

$$\mu_{лх} = [1/(1+\xi_{лх})]^{0,5},$$

где $\xi_{лх} = \xi_\Sigma - (\xi_{лч} + \xi_{ст})$ – гидравлические сопротивления элементов отливки и формы, значения которых были определены экспериментально по известной в гидравлике методике путем сравнения расходов расплава из ковша и в i-м сечении формы ($\mu = Q_к/Q_i$; $\xi = -1 + 1/\mu$).

На основе обобщения экспериментальных данных были получены регрессионные уравнения, описывающие изменение величины гидравлических сопротивлений от размеров канала литейной формы и условий заливки, характерных для данного вида литья.

Например, для стояков круглого сечения ($5 > V > 0,1$ л/с; $50 < H_{ст} < 300$ мм; $10 < d_{ст} < 30$ мм; $0,02 < w < 0,2$ м/с)

$$\xi_{ст} = 350 H_{ст}^{0,95} d_{ст}^{1,17};$$

для вертикального элемента отливки прямоугольного сечения ($5 > V > 0,1$ л/с; $50 < L < 300$ мм; $1 < \delta < 15$ мм; $0,02 < w < 0,2$ м/с)

$$\xi_{эо} = 0,41 L^{1,49} \delta^{-0,75}.$$

Адекватность полученных уравнений была доказана путем сравнения расчетных и экспериментальных данных процесса заливки литейных форм, применяемых в производственных условиях для отливок лопаток.

Значения коэффициента теплоотдачи от расплава к поверхности формы определяли экспериментально с использованием метода локального моделирования.

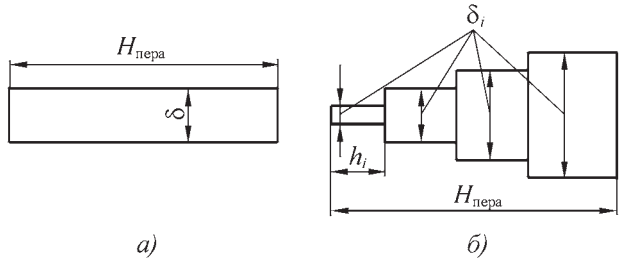


Рис. 5. Варианты представления геометрии сечения канала полости литейной формы для пера лопатки:
а – для отливок с изменением толщины пера в пределах ($\delta_{max} < 2\delta_{min}$); *б* – для отливок с изменением толщины пера в пределах ($\delta_{max} > 2\delta_{min}$)

Экспериментальные данные для сплавов типа ЖС ($0,01 < Pr < 0,07$) обрабатывали в числах подобия, что позволило получить уравнения подобия для различных условий течения расплава в полости формы:

$$\begin{array}{lll} Re_{\delta ж} < 500; & Nu_{\delta ж} = 0,43 Re_{\delta ж}^{0,4} Pr_ж^{0,33}; & R^2 = 0,986; \\ 1000 > Re_{\delta ж} > 500; & Nu_{\delta ж} = 0,26 Re_{\delta ж}^{0,52} Pr_ж^{0,33}; & R^2 = 0,979; \\ Re_{\delta ж} > 1000; & Nu_{\delta ж} = 0,17 Re_{\delta ж}^{0,7} Pr_ж^{0,49}; & R^2 = 0,962. \end{array}$$

Вид функции определяли по значению коэффициента детерминации R^2, а адекватность – сравнением расчетных и экспериментальных данных.

При проведении расчетов по предложенной математической модели заполнения полость литейной формы переменного сечения разбивали по ширине на отдельные слои толщиной δ_i, а по высоте – на отдельные участки l_i (рис. 5).

Это позволило рассчитать распределение скоростей $w_{i,j}$ и температур $t_{i,j}$ по ширине фронта потока для нескольких сечений. Сравнение расчетных и экспериментальных значений температур показало их хорошее совпадение (коэффициент корреляции $R = 0,8...0,9$). Для реализации предложенной методики с использованием метода Гаусса–Зейделя разработан соответствующий алгоритм определения оптимальных параметров заливки, размеров ЛПС и соответствующее программное обеспечение.

Выводы

Разработана методология проектирования и расчета литниково-питающих систем для фасонных отливок.

На основе доказательства существования области заполняемости и обоснования ее границ сформулированы математические модели процесса заполнения полости формы расплавом, предложены критерии качества отливок, накладывающие ограничения на режимы заливки форм, предложена методика выбора

параметров литья, обеспечивающая снижение уровня брака отливок.

Разработан пакет прикладных программ автоматизированного проектирования литниково-питающих систем, включающий решения технологических задач определения полей скоростей и температур на фронте потока, оптимальных параметров заливки и размеров литниковой системы, что позволило на 25...30 % сократить время технологической подготовки производства.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Чистяков В.В.** Методы подобия и размерностей в литейной гидравлике. М.: Машиностроение, 1990. 224 с.

2. **Галдин Н.М., Чистяков В.В., Шатульский А.А.** Литниковые системы и прибыли для фасонных отливок. М.: Машиностроение, 1992. 256 с.

3. **Чистяков В.В., Изотов В.А.** Методика проектирования систем заполнения песчаных форм легкими сплавами // Литейное производство. 1991. № 10. С. 34–35.

4. **Чистяков В.В., Изотов В.А.** Выбор с помощью ЭВМ оптимальных параметров заливки форм алюминиевыми и магниевыми сплавами // Литейное производство. 1987. № 10. С. 32–33.

5. **Курочкина Т.Н., Изотов В.А., Шатульский А.А.** Расчет заполняемости кокилей легкими сплавами // Литейное производство. 1997. № 1. С. 20–21.

6. **Изотов В.А., Шатульский А.А., Курочкина Т.Н.** Математическая модель расчета заполняемости металлических форм легкими сплавами // Вестник Верхневолжского отделения академии технических наук РФ: Сб. науч. тр. / Рыбинск. 1998. Вып. 3. С. 8–12.

Александр Анатольевич Шатульский, д-р техн. наук;
Владимир Анатольевич Изотов, канд. техн. наук;
Алексей Анатольевич Акутин, канд. техн. наук;
Артем Сергеевич Равочкин, канд. техн. наук;
Юлия Валентиновна Чибирнова, инженер

УДК 621.74:541.1

А.Я. Ларионов *(Рыбинская государственная авиационная технологическая академия им. П.А. Соловьева)*

Физико-химические исследования процессов кристаллизации и модифицирования отливок

Приведен обзор научных работ по использованию физико-химических методов исследования процессов кристаллизации и модифицирования отливок. В теорию кристаллизации введено понятие "кристаллизационная активность", разработана математическая модель прогноза размера литого зерна и состояния отливок. Предложен химический механизм модифицирования металлов.

The article views the scientific studies in the field of physical-chemical methods of investigations of modification and crystallization processes. The concept of "crystallization activity" have been entered in crystallizaton theory. The mathematical model of prognosis of cast grain size and casting condition have been developed. The chemical mechanism of metals modification is offered.

Развитие современной авиационной техники и технологии характеризуется созданием новых материалов с особыми свойствами, резким повышением параметров машин, механизмов и конструкций, заметным увеличением воздействий внешних сред и факторов, интенсификацией технологических процессов получения отливок для авиастроения. Все это требует существенного развития теории кристаллизации и модифицирования металлов и сплавов путем привлечения новых научных идей, методов исследования, позволяющих всесторонне анализировать, моделировать и прогнозировать процессы получения отливок.

Для объективного суждения о поведении изучаемой системы (процесса), выявления механизма и режима ее поведения обычно применяют два, три и более научных методов исследования, особенно при использовании одного из формальных методов исследования, не позволяющих выявить механизм и режим поведения системы (процесса).

Знание механизма и режима протекания процесса дает возможность им управлять. Необходимость ис-

пользования нескольких научных методов исследования поведения системы определяется тем, что каждый метод позволяет исследовать только один из аспектов поведения системы, одну из ее граней. Кроме того, в настоящее время нет достаточно надежных методов расчета свойств сложной неидеальной системы, состоящей из атомов разных типов, из первых принципов, т.е. исходя из свойств чистых элементов или из их порядковых номеров в таблице Д.И. Менделеева.

Кристаллизация металлов и сплавов относится к фазовым превращениям первого рода, теорию которых рассматривает физическая химия. Для всестороннего изучения протекающих процессов физическая химия использует несколько научных методов исследования: *термодинамический, молекулярно-кинетический, теорию растворов, статистическую механику, строение вещества, влияющее на термодинамику и кинетику процесса* и др.

Физико-химические исследования позволяют определить механизмы и режимы протекания изучаемых процессов. Таким образом, использование физико-химических методов исследования для изучения процессов кристаллизации и модифицирования отливок актуально с научной и практической точек зрения.

В данной статье приведен обзор научных работ по использованию физико-химических методов анализа и исследования для изучения механизма кристаллизации и модифицирования отливок. Исследования выполнены автором на кафедре "Металловедения, литья и сварки" РГАТА.

Развитие теории объемной изотермической кристаллизации и модифицирования отливок

Современная теория кристаллизации не может решить ряд важнейших теоретических задач: прогнозировать размер литого зерна в отливках в зависимости от содержания растворенного компонента, проводить сравнительную оценку влияния различных внешних воздействий на размер литого зерна, прогнозировать состояние отливки (стабильное (равновесное), метастабильное, аморфное и др.).

Для решения этих задач в данной работе использованы физико-химические методы исследования, а в теорию кристаллизации введено новое понятие – "кристаллизационная активность" металлов $a_{ЖТ}$.

Кристаллизационная активность металлов и компонентов сплава

Понятие "активность" ввел Г. Льюис в 1907 г. для описания поведения реальных растворов. Активность характеризует способность компонента раствора к химическому взаимодействию и переходу из одной фазы в другую. Активность i-го компонента раствора a_i связана с его концентрацией x_i (мольной долей): $a_i = \gamma_i x_i$, где γ_i – коэффициент активности i-го компонента раствора. Активность i-го компонента раствора связана с его химическим потенциалом:

$$RT \ln a_i = \mu_i - \mu_i^{ст}, \quad (1)$$

где R – газовая постоянная; T – температура кристаллизации; μ_i – химический потенциал i-го компонента раствора; $\mu_i^{ст}$ – химический потенциал i-го компонента в стандартном состоянии.

Коэффициент активности i-го компонента γ_i можно определить из уравнения

$$RT \ln \gamma_i = \mu_i^{из},$$

где $\mu_i^{из}$ – избыточный химический потенциал i-го компонента.

Для многокомпонентных растворов необходимо учитывать влияние других компонентов на коэффициент активности 2-го компонента γ_2. Например, для четырехкомпонентного раствора

$$\gamma_2 = \gamma_2^0 \gamma_2^2 \gamma_2^3 \gamma_2^4, \quad (2)$$

где γ_2^0 – коэффициент активности 2-го компонента в бесконечно разбавленном растворе; γ_2^2 – учитывает влияние концентрации 2-го компонента на его коэффициент активности; γ_2^3 – учитывает влияние 3-го компонента на коэффициент активности 2-го компонента и т.д.

При внешнем воздействии (ВВ) на раствор также необходимо аналогично учесть его влияние на коэффициент активности 2-го компонента с помощью сомножителя $\gamma_2^{ВВ}$:

$$\gamma_2 = \gamma_2^0 \gamma_2^2 \gamma_2^3 \gamma_2^4 \gamma_2^{ВВ}. \quad (3)$$

Кристаллизационная активность $a_{ЖТ}$ – это активность жидкого металла относительно твердого металла при температуре T [1].

Она характеризует способность жидкого металла или компонента раствора к переходу в твердое состояние. Кристаллизационная активность зависит от природы металла, величины переохлаждения жидкого металла ΔT, взаимодействия между компонентами раствора, модифицирования, внешних воздействий. Каждый из перечисленных факторов неодинаково влияет на кристаллизационную активность чистых металлов и компонентов сплава.

Кристаллизационная активность чистых металлов. Процесс кристаллизации металлов можно представить схемой

$$Me_Ж \rightarrow Me_Т; \ \Delta\mu = \mu_Ж - \mu_Т, \quad (4)$$

где $\mu_Ж$, $\mu_Т$ – химические потенциалы соответственно жидкого и твердого металла.

Изменение химического потенциала $\Delta\mu$ связано с кристаллизационной активностью жидкого металла относительно твердого металла [1]:

$$\Delta\mu = RT \ln a_{ЖТ}, \quad (5)$$

1. Кристаллизационная активность $a_{ж т}$ металлов при гомогенном зародышеобразовании [1]

Параметр	Cu	Fe	Al	Ni	Mn	Co	Ag	Au
ΔT_0, K	236	295	137	319	308	330	227	230
$a_{ж т} = \gamma_{ж т}$	1,273	1,234	1,275	1,324	1,308	1,309	1,285	1,255

Параметр	Pd	Pt	Sn	Bi	Sb	Ga	Ge	Pb	Si
ΔT_0, K	332	370	118	90	135	76	227	80	331
$a_{ж т} = \gamma_{ж т}$	1,274	1,318	1,673	1,620	1,595	2,067	2,152	1,153	2,27

где T – температура кристаллизации, $T = T_П - \Delta T$, $T_П$ – температура плавления металла; ΔT – переохлаждение жидкого металла.

Разность химических потенциалов $\Delta\mu$ с учетом теплоемкостей жидкой $c_р^Ж$ и твердой $c_р^Т$ фаз равна [1]:

$$\Delta\mu = (\Delta H_П / T_П)(T_П - T) + \\ + \int_{T_П}^{T} \Delta c_р(T) dT - T \int_{T_П}^{T} \Delta c_р(T) d\ln T, \quad (6)$$

где $\Delta H_П$ – энтальпия плавления; $\Delta c_р(T) = c_р^Ж(T) - c_р^Т(T)$; $c_р(T)$ – температурная зависимость теплоемкости металлов (жидкого и твердого соответственно с индексами "Ж" и "Т").

Для чистого i-го металла, находящегося в стандартном, стабильном состоянии, активность a_i в соответствии с выражением (1) равна 1. В метастабильном состоянии химический потенциал чистого i-го металла μ_i больше, чем его химический потенциал в стабильном (стандартном) состоянии $\mu_i^{СТ}$, а его активность больше 1. При кристаллизации стабильным является твердый металл, поэтому он взят в качестве стандартного состояния, а его активность принята равной 1.

Повышение кристаллизационной активности жидкого металла повышает его кристаллизационную способность, измельчает зерно в отливке.

Кристаллизационная активность жидкого металла $a_{ж т}$ равна

$$a_{ж т} = \gamma_{ж т} x_Ж = \gamma_{ж т}, \quad (7)$$

где $\gamma_{ж т}$ – коэффициент кристаллизационной активности жидкого металла относительно твердого; для чистого металла $x_Ж$ равен 1.

С учетом внешних воздействий коэффициент кристаллизационной активности жидкого металла относительно твердого равен

$$\gamma_{ж т} = \gamma_П \gamma_{вв}, \quad (8)$$

где $\gamma_П$ – коэффициент кристаллизационной активности жидкого металла, обусловленный переохлаждением жидкого металла на величину ΔT, $\gamma_{вв}$ – коэффициент, учитывающий внешние воздействия.

Установлено, что вибрация, высокое давление (до 100 МПа) и ультразвук оказывают слабое влияние на повышение кристаллизационной активности алюминия. Наиболее эффективно кристаллизационную активность алюминия повышает модифицирование его титаном. Макроструктура алюминия при этом резко измельчается. Поэтому модифицирование широко применяют в металлургии для существенного измельчения структуры металлов и сплавов, при этом возможно увеличение выхода годного за счет уменьшения объема усадочной раковины.

Влияние природы жидкого металла на его кристаллизационную активность можно проследить, анализируя процесс гомогенного зародышеобразования различных металлов. Переохлаждения жидких металлов при гомогенном зародышеобразовании ΔT_0 экспериментально определены только для семнадцати металлов: Al, Cu, Fe, Ni, Mn, Co, Ag, Au, Pd, Pt, Sn, Bi, Sb, Ga, Ge, Pb, Si. Их кристаллизационные активности $a_{ж т}$ приведены в табл. 1.

Кристаллизационная активность жидких металлов (от Cu до Pt в таблице) при температуре гомогенного зародышеобразования находится в пределах 1,234...1,324. У ковалентных металлов (Ge, Ga, Bi, Sb и Sn) кристаллизационная активность значительно выше: 1,595...2,152. В этих металлах, кроме Sn, образование зародышей сопровождается увеличением объема, т.е. затрачивается дополнительная работа расширения против внешней среды (жидкого металла), связанная с преодолением внутреннего давления жидкого металла. Таким образом, увеличение различия структур жидкого и твердого металлов повышает требуемую для зародышеобразования кристаллизационную активность и относительную устойчивость жидких металлов в переохлажденном состоянии.

Для моделирования процесса кристаллизации силуминов требуется знание параметров гомогенного зарождения кремния, которые неизвестны. Для прогноза величины переохлаждения ΔT_0 и кристаллизационной активности $a_{ж т}$ жидкого кремния при гомогенном зародышеобразовании была использована закономерность фрактального анализа [2]: переход от структуры одного атома к структуре другого атома в каждом вертикальном ряду Периодической системы элементов Д.И. Менделеева контролируется законом

обобщенной золотой пропорции и законом обратной связи – линейной или нелинейной.

Исследования показали, что результаты фрактального анализа соответствуют физико-химическим свойствам кремния, если использовать кристаллизационную активность элементов. Результаты прогноза параметров кремния при гомогенном зародышеобразовании приведены в табл. 1.

Кристаллизационная активность компонентов раствора. Изменение химического потенциала при кристаллизации растворенного компонента $\Delta\mu_i$ при температуре ликвидус T равно [3]

$$\Delta\mu_i = \mu_{i\text{Ж}} - \mu_{i\text{Т}} = RT\ln a_{\text{ЖТ}i} = RT\ln\gamma_{\text{ЖТ}i}x_i, \quad (9)$$

где $\gamma_{\text{ЖТ}i} = \gamma_{\text{П}i}\gamma_i$; $\gamma_{\text{П}i}$ – коэффициент кристаллизационной активности i-го компонента раствора, обусловленный его переохлаждением на величину ΔT; x_i – мольная доля i-го компонента раствора; γ_i – коэффициент кристаллизационной активности i-го компонента в растворе; $a_{\text{ЖТ}i} = \gamma_{\text{П}i}\gamma_i x_i$.

Коэффициент активности i-го компонента в растворе γ_i можно определить из диаграмм состояния двойных систем. Были проведены расчеты энергий смешений, коэффициентов активностей, избыточных химических потенциалов для системы Al–Si для концентрации кремния от 0 до 100 % ат. [4]. Коэффициенты активности алюминия и кремния в расплаве меньше единицы, т.е. наблюдается отрицательное отклонение от закона Рауля. Кристаллизационная активность кремния увеличивается от 1 (чистый кремний) до 9,38 в эвтектике, а размер зерна кремния уменьшается. То есть увеличение кристаллизационной активности кремния уменьшает размер его литого зерна [3]. При наличии внешних воздействий кристаллизационная активность i-го компонента сплава равна $a_{\text{ЖТ}i} = x_i\gamma_{\text{П}i}\gamma_i\gamma_{\text{ВВ}i}$.

Прогноз размера зерна в отливках при объемной кристаллизации. Средний размер зерна зависит от активности жидкого металла и при изотермической кристаллизации его можно определить из выражения [3]

$$d = h(U/I)^{0,25}, \quad (10)$$

где h – безразмерная величина, для кубических кристаллов она равна 1,093, для сферических – 1,290; I – скорость образования зародышей; U – скорость роста кристаллов.

Скорость образования зародышей растворенного компонента с учетом его объемной концентрации C_o в сплаве равна

$$I = (DnC_o/(a_o^2))\exp(-A_{\text{кр}}/(kT)), \quad (11)$$

работа образования критического зародыша $A_{\text{кр}}$ равна

$$A_{\text{кр}} = (16\pi V^2\sigma^3)/(3\Delta\mu^2), \quad (12)$$

где D – коэффициент диффузии атомов через поверхность раздела "зародыш–расплав"; n – число атомов в единице объема расплава; a_o – межатомное расстояние; V – мольный объем зародыша; σ – межфазное натяжение на границе "зародыш–расплав".

Скорость роста первичных кристаллов растворенного компонента U определяют по формуле

$$U = \frac{DC_o f}{a_o}\left(1 - \exp\left(-\frac{\Delta\mu}{RT}\right)\right), \quad (13)$$

где f – плотность точек роста (0...1); T – температура кристаллизации.

При кристаллизации переохлажденных жидких металлов разность химических потенциалов $\Delta\mu$ можно определить по уравнению (6) или через "кристаллизационную активность": $\Delta\mu = RT\ln a_{\text{ЖТ}}$, особенно при внешнем воздействии.

Прогноз размера зерна чистых металлов ($C_o = 1$). Расчеты размера зерна по уравнению (10) хорошо соответствуют данным по размерам зерен для технически чистых металлов. Особенно хорошее соответствие наблюдается при сравнительной оценке ряда металлов [3].

Прогноз размера зерна в сплавах. Были проведены расчеты размеров зерна кремния в заэвтектических силуминах для нескольких концентраций кремния. Расчеты проведены с учетом химического взаимодействия между атомами кремния и алюминия в жидком сплаве ($\gamma_{Si} < 1$) и без его учета ($\gamma_{Si} = 1$, идеальный раствор). Расчетные размеры зерен кремния, близкие по величине к экспериментальным данным, получены при учете его коэффициента активности в расплаве алюминия γ_{Si}. Расчеты по уравнению идеальных растворов занижают размер зерна кремния на несколько порядков.

Рассмотрим прогноз размера литого зерна металла через его кристаллизационную активность $a_{\text{ЖТ}}$. Расчеты проведены для алюминия (табл. 2).

Из табл. 2 следует, что повышение $a_{\text{ЖТ}}$ алюминия резко снижает размер литого зерна. При активности меньше единицы алюминий нагрет выше температуры плавления, кристаллизация невозможна и расчет дает мнимые числа размера зерен. При температуре плавления кристаллизационная активность равна 1, кристаллизация не происходит, так как скорости образования и роста зародышей равны нулю, а в уравнении (10) ноль делится на ноль. Кристаллизационная

2. Влияние кристаллизационной активности жидкого алюминия $a_{\text{ЖТ}}$ на размер его литого зерна

$a_{\text{ЖТ}}$	До 1	1	1,2	1,239	1,27	1,28	1,3	1,5	5,8
d, см	Мнимый	–	1800	1,7	0,05	0,02	0,004	$4\cdot10^{-6}$	$4{,}04\cdot10^{-8}$

активность жидкого алюминия в 4-й, 5-й и 9-й колонках рассчитана по уравнению (10). В уравнение (10) подставляли размер зерна немодифицированного, модифицированного алюминия и параметр его кристаллической решетки и находили соответствующие этим размерам кристаллизационные активности жидкого алюминия.

Таким образом, разработана методика прогноза размера зерен в отливках с учетом переохлаждения жидких металлов, внешних воздействий, химического взаимодействия между разноименными атомами в жидком сплаве и их кристаллизационной активности.

Прогноз состояния сплава: стабильное, метастабильное и аморфное. Процесс кристаллизации металлов и сплавов состоит из двух этапов: 1) образование центров кристаллизации (зародышей); 2) рост кристаллов из этих зародышей. От протекания этих этапов зависит состояние сплава и размер литого зерна. Для прогноза состояния отливки использованы скорости роста и диффузии растворенного компонента сплава [5].

В уравнении скорости роста растворенного компонента U (13) учитывается его объемная концентрация C_o и не учитывается диффузионный пограничный слой x на границе "расплав – растущий кристалл". В гетерогенных металлургических процессах толщина диффузионных слоев в жидких металлах и сплавах находится в пределах 0,1...100 мкм [6], поэтому перед фронтом кристаллизации практически всегда имеется неподвижный диффузионный слой толщиной x, через который подвод атомов кристаллизующегося компонента к кристаллу осуществляется за счет молекулярной диффузии со скоростью $U_д$.

Методом физико-химического анализа металлургических процессов получено выражение для скорости роста чистых первичных кристаллов растворенного компонента, учитывающее наличие пограничного диффузионного слоя на границе "расплав – растущий кристалл" растворенного компонента [5]:

$$U = U_к = \frac{C_o f D Z}{\left(1 + \frac{fxZ}{a_o}\right) a_o}; \qquad (14)$$

$$Z = \left(1 - \exp\left(-\frac{\Delta\mu}{RT}\right)\right).$$

Расчет режимов процесса кристаллизации и состояния отливки проведен для заэвтектической системы Al–Si. На рис. 1 приведена зависимость $C_г/C_o$ от переохлаждения ΔT и толщины диффузионного слоя x при кристаллизации первичного кремния в заэвтектических силуминах. Из рис. 1 следует, что с увеличением толщины диффузионного слоя происходит более резкое уменьшение граничной концентрации $C_г$ с увеличением переохлаждения и, соответственно, при меньших переохлаждениях происходит смена режима процесса роста первичных кристаллов кремния.

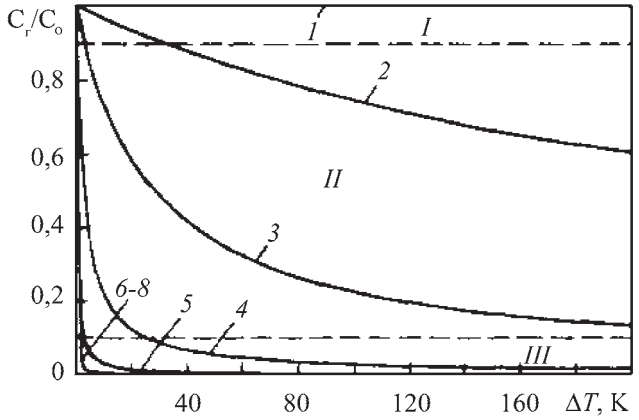


Рис. 1. Влияние переохлаждения ΔT и толщины диффузионного слоя x на отношение граничной концентрации кремния $C_г$ к его объемной концентрации C_o:
1 – x = 0; *2* – x = 0,001 мкм; *3* – 0,01 мкм; *4* – 0,1 мкм; *5* – 1 мкм; *6* – 10 мкм; *7* – 100 мкм; *8* – 1000 мкм; штрихпунктирные линии – границы режимов: *I* – кинетический режим, стабильное состояние; *II* – смешанный режим, метастабильное состояние; *III* – диффузионный режим, неравновесное состояние (аморфные сплавы)

Поле рис. 1 разбито на три горизонтальные области, характеризующие режим процесса роста кристаллов кремния и состояние отливки: верхняя область – кинетический режим, стабильное состояние; средняя область – смешанный режим, метастабильное состояние; нижняя область – диффузионный режим, неравновесное состояние (аморфные сплавы).

Получено уравнение для расчета равновесного количества γ'-фазы в зависимости от химического состава и температуры жаропрочного сплава, который даже после стандартной термической обработки находится в метастабильном состоянии.

Таким образом, состояние полученной отливки зависит от области, в которой происходила ее кристаллизация. Экспериментально состояние отливки можно оценить методом ЭДС.

Развитие теории модифицирования отливок

Модифицирование – процесс существенного изменения структуры литого металла, достигаемого путем введения в расплав малых количеств (0,01...0,20 %) специальных элементов-модификаторов. В настоящее время существует около десятка гипотез механизма действия модификаторов. Ни одна из существующих теорий модифицирования не дает исчерпывающего истолкования наблюдаемым на практике явлениям при измельчении зерна сплавов разными способами и веществами.

Наибольшее использование находят две теории модифицирования: зародышевого и поверхностно-активного действия. В соответствии с ними по механизму воздействий на кристаллизацию расплава все

модификаторы можно условно разделить на два класса: зародышевого и поверхностно-активного действия. В настоящее время существует множество способов модифицирования и большое количество модификаторов для сплавов одной и той же системы. Например, нет универсального модификатора для эвтектических и заэвтектических силуминов. Следовательно, механизмы процессов модифицирования многих сплавов изучены пока недостаточно полно. Недостаточно изучен механизм влияния трех основных металлургических факторов на процесс модифицирования отливок: температуры, времени и химического фактора.

Таким образом, практика опережает теорию модифицирования и требует новых подходов для объяснения экспериментальных данных. Следовательно, развитие теории модифицирования металлов и сплавов актуально с научной и практической точек зрения.

Химический механизм модифицирования отливок

Эффективность модифицирования (число зерен на 1 см^2 макрошлифа и др.) зависит от ряда факторов: структурного (форма и размер частиц модификатора и др.), адсорбционного и химического взаимодействия модификатора с компонентами сплава.

По механизму воздействия на процесс кристаллизации модификаторы подразделяются на два рода.

1. Тугоплавкие модификаторы с температурой плавления выше температуры плавления модифицируемого металла и имеющие с ним структурное и размерное соответствие. В расплаве они находятся в виде взвеси тугоплавких частиц, размер которых превышает критический размер зародыша. Они являются подложками, на которых образуются зародыши модифицируемого металла. Работа образования зародышей на подложке много меньше, чем без нее. Скорость образования зародышей I резко возрастает, а скорость роста кристаллов U практически не меняется, поэтому происходит измельчение зерна в соответствии с выражением (10).

2. Легкоплавкие модификаторы, имеющие температуру плавления меньшую, чем у модифицируемого металла. Модификаторы 2-го рода имеют меньшее поверхностное натяжение по сравнению с модифицируемым металлом, т.е. они являются поверхностно-активными веществами (ПАВ). В процессе роста кристаллов происходит адсорбция молекул модификатора на гранях растущего кристалла, вокруг кристалла создается диффузионный слой определенной толщины, через который вынуждена проходить диффузия атомов растущего кристалла, происходит снижение скорости роста U.

Таким образом, классическая теория модифицирования учитывает только структурный фактор и механический диффузионный слой около растущего кристалла и практически не учитывает химический фактор при модифицировании металлов и сплавов. В реальных же сплавах наблюдается химическое взаимодействие между компонентами. Это взаимодействие влияет на кристаллизационную активность компонентов сплава, следовательно, и на размер их зерна.

К настоящему времени разработаны новые научные методы исследований – синергетический, фрактальный и др. Фрактальный метод исследований представляет зародыш как фрактальный кластер, плотность и свойства которого изменяются от его центра к периферии. В центре зародыш имеет плотность и свойства твердого металла, а на периферии – жидкого, т.е. четкой границы раздела у зародыша и жидкого металла нет. Фрактальный анализ процесса зарождения практически исключает из рассмотрения структурный фактор.

Рассмотрим процесс растворения модификатора 1-го рода в жидком металле. Вероятность диспергирования тела в расплаве на частицы радиусом r можно определить по уравнению

$$W = A\exp(-4\pi r^2\,\sigma_{12}/kT), \qquad (15)$$

где A – количество атомов модификатора в единице объема жидкого металла; r – радиус частицы; σ_{12} – межфазное натяжение; k – постоянная Больцмана.

Оценим количество частиц модификатора 1-го рода, имеющих размер не менее размера критического зародыша модифицируемого металла. Расчеты проведем по выражению (15) для процесса модифицирования алюминия титаном. Количество модификатора ~0,1 %. Результаты расчета количества и размеров частиц титана в жидком алюминии при температуре 1000 К приведены в табл. 3.

Из табл. 3 видно, что в расплаве преобладают частицы титана размером менее 7 Å.

Критические радиусы зародыша алюминия при гомогенном (переохлаждение равно 130 К) и гетерогенном (модифицирование титаном, переохлаждение равно ~1 К) зародышеобразовании соответственно равны $15{,}8\cdot10^{-8}$ и $2090\cdot10^{-8}$ Å. Таким образом, минимальный критический радиус зародыша алюминия в 2,5 раза больше диспергированных частиц титана при необходимом их количестве. Следовательно, модификаторы 1-го рода не могут выступать в качестве подложки при образовании зародышей, т.е. механизм их

3. Количество частиц W титана размером r в расплавленном алюминии при температуре 1000 К

$r_{Ti}\cdot10^8$, Å	1	5	6	7	8	9	10	20
W, шт/см^3	$2\cdot10^{19}$	$2\cdot10^{9}$	$5\cdot10^{4}$	0,2	$9\cdot10^{-8}$	$7\cdot10^{-15}$	$7\cdot10^{-23}$	$1\cdot10^{-148}$

4. Эффективность модифицирования *n* алюминия А99 переходными металлами и изменение свободной энергии образования их оксидов ΔG^0 при температуре 298 К

Параметр	IV период							
	Sc	Ti	V	Fe	Mn	Cr	Co	Ni
n, зерен/см^2 шлифа	1090	900	400	64	49	36	25	10
$-\Delta G^0$, кДж	546	490	389	244	363	350	214	215

Параметр	V период			VI период			
	Zr	Nb	Mo	Hf	Ta	W	Re
n, зерен/см^2 шлифа	840	121	121	784	675	756	81
$-\Delta G^0$, кДж	510	381	249	527	382	259	190

действия на зародышеобразование не структурный, а какой-то другой.

Эффективность модифицирования металлов и сплавов зависит от применяемого модификатора (Самсонов, Лемихов) (табл. 4). Из табл. 4 следует, что эффективность модифицирования алюминия пропорциональна химическому сродству ΔG^0 используемых металлов-модификаторов.

Таким образом, эффективность модифицирования алюминия модификаторами 1-го рода определяется химическим сродством модификаторов. Основную роль играет химическое взаимодействие между атомами алюминия и модификатора; образуются фрактальные кластеры. Механизм модифицирования не структурный, а химический.

Проанализируем адсорбционный механизм действия модификаторов 2-го рода. При высоких температурах (кристаллизация металлов) превалирует химическая адсорбция из-за действия сильных ионных, ковалентных или металлических сил связи, т.е. при модифицировании модификаторами второго рода наблюдается химическая адсорбция; основную роль играет химическое взаимодействие. Один из механизмов действия модификаторов 2-го рода также предполагает образование ими химических сил связи с жидким кристаллизующимся металлом. При этом образуются динамические группировки из разнородных атомов – фрактальные кластеры.

Например, при модифицировании натрием кремния в силумине образуются группировки AlNaSi. Фосфор образует с алюминием и кремнием фосфиды AlP и SiP со значительным уменьшением энтальпии системы. Фосфор резко измельчает первичный кремний. Следовательно, механизм модифицирования – химический.

Рассмотрим более подробно химический механизм модифицирования металлов. Для этого привлечем теорию предпереходных явлений, развитую Я.И. Френкелем, фрактальную теорию и термодинамику. Согласно теории предпереходных явлений в недрах материнской фазы вблизи точки перехода непрерывно возникают и разрушаются зачатки новой фазы – зародыши разных размеров. Эти процессы протекают во времени, при этом происходит изменение координационного числа, перегруппировка химических связей, разрыв одних и образование новых связей. В системе происходят химические процессы. Модифицирование металлов увеличивает равновесное количество зародышей с размером больше критического.

Фрактальная теория позволяет уточнить теорию предпереходных явлений. По современной теории жидкого состояния чистые металлы состоят из кластеров разных размеров (1...5) нм, содержащих от тысячи до сотен тысяч атомов. При модифицировании атомы модификатора (бесконечно разбавленный раствор) химически взаимодействуют с кластерами модифицируемого металла, образуя динамические группировки разных размеров. Эти динамические группировки и являются фрактальными кластерами. Схема образования фрактального кластера в жидком металле атомами модификатора выглядит следующим образом:

$$\begin{array}{c} \qquad\qquad\qquad\qquad O \\ \qquad\qquad\qquad\qquad | \\ O+O+O+O+O+...+M=O-M-O+O+O+...O, \\ \qquad\qquad\qquad\qquad | \\ \qquad\qquad\qquad\qquad O \end{array}$$

где O – кластеры жидкого металла; M – атомы модификатора; –| – химические связи между атомами модификатора и кластерами жидкого металла;

$$\begin{array}{c} O \\ | \\ O-M-O \\ | \\ O \end{array}$$ – фрактальный кластер.

Фрактальный кластер – это кластер металла, химически связанный с атомами модификатора. Энергия связи у тугоплавких модификаторов больше, чем у модифицируемого металла. Растворенные атомы модификатора взаимодействуют с кластерами модифицируемого металла ("сшивают" их), происходит образование фрактальных кластеров разного размера, в том числе и больше критического размера зародыша.

Модификатор перестраивает структуру жидкого металла в структуру твердого металла: изменяются ко-

ординационное число, межатомное расстояние, увеличивается межфазная энергия между фрактальным кластером и кластерами металла и др. Чем эффективнее модификатор, тем ближе свойства фрактального кластера к свойствам кристаллического зародыша. Работа образования зародышей резко снижается, поэтому требуемое переохлаждение снижается от сотен градусов (гомогенное зародышеобразование) до одного и менее градусов при модифицировании.

Принципиальное отличие фрактального кластера и зародыша заключается в следующем. Фрактальный кластер устойчив в перегретом жидком металле (при температуре выше температуры плавления металла), зародыш устойчив только в переохлажденном жидком металле. При переохлаждении жидкого металла фрактальный кластер превращается в зародыш, при этом затрачивается соответствующая работа для превращения фрактального кластера в зародыш. Работа образования зародыша критического размера тем меньше, чем ближе структуры фрактального кластера и зародыша критического размера, т.е. чем больше структурное и размерное соответствие модифицируемого металла и модификатора.

Термодинамика оперирует понятиями "система" и "внешняя среда". Внешняя среда может воздействовать на систему механически, термически, химически, электрически и т.д. Внешнее воздействие повышает внутреннюю энергию, свободную энергию и химический потенциал системы. Модифицирование в соответствии с принципом Ле-Шателье также увеличивает химический потенциал жидкого металла относительно твердого выше температуры плавления, т.е. без переохлаждения жидкого металла.

Химический потенциал модифицированного жидкого металла увеличивается по сравнению с немодифицированным металлом на величину химического воздействия модификатора; увеличивается и разность химических потенциалов жидкого и твердого металла $\Delta\mu$. Величина $\Delta\mu$ входит в уравнение скорости образования зародышей I во второй степени, а в уравнение скорости роста кристаллов U – в первой степени. Следовательно, скорость образования зародышей I возрастает более существенно, чем скорость роста кристаллов U, поэтому размер зерна $d = h(U/I)^{0,25}$ (h – безразмерная величина) резко уменьшается. С повышением химического сродства модификатора в большей мере повышаются химический потенциал жидкого металла $\mu_Ж$, $\Delta\mu$ и кристаллизационная активность, поэтому размер зерна d уменьшается в большей степени. Изменение химического потенциала при модифицировании за счет переохлаждения (~1 К) равно 11,6 Дж/моль, а за счет модифицирования – 1850 Дж/моль т.е. вклад переохлаждения в процесс кристаллизации незначителен.

Приведем еще одно термодинамическое объяснение измельчения структуры металла при модифицировании. При равновесии химические потенциалы жидкого и твердого металла одинаковы. Увеличение химического потенциала жидкого металла автоматически увеличивает и равновесный химический потенциал твердого металла, который может увеличиться только из-за измельчения структуры, повышающего межфазную энергию границ зерен. Разность химических потенциалов жидкого и твердого металла при модифицировании состоит из суммы двух слагаемых: $\Delta\mu = \mu_Ж - \mu_Т = \Delta\mu_п + \Delta\mu_м$, где $\Delta\mu_п$ обусловлено переохлаждением жидкого металла; $\Delta\mu_м$ обусловлено модифицированием жидкого металла.

Повышение химического потенциала за счет модифицирования $\Delta\mu_м = \Delta\mu_х + \Delta\mu_{раз}$, где $\Delta\mu_х$ определяется химическим сродством модификатора к модифицируемому металлу; $\Delta\mu_{раз}$ обусловлено укрупнением и упорядочением кластеров, т.е. приближением их структуры к структуре зародыша. Повышение химического потенциала жидкого металла при модифицировании объясняется также экзотермичностью процесса взаимодействия атомов модификатора с кластерами модифицируемого металла, приводящей к увеличению энтальпии системы H, уменьшению ее объема и энтропии S из-за упорядочения структуры жидкого металла при образовании фрактальных кластеров.

Химический потенциал системы μ связан с ее энтальпией и энтропией уравнением $\mu = H - TS$, т.е. увеличение энтальпии системы и уменьшение ее энтропии повышает химический потенциал системы. При плавлении алюминия его энтропия увеличивается на 11,6 Дж/г-атом. При модифицировании химический потенциал алюминия увеличивается на 1850 Дж/г-атом, это соответствует уменьшению энтропии всего на 1850/932 = 2 Дж/(г-атом·К). С учетом повышения энтальпии при модифицировании алюминия уменьшение его энтропии при модифицировании титаном будет меньше 2 Дж/(г-атом·К).

Таким образом, модификаторы 1-го и 2-го родов химически взаимодействуют с жидким металлом с образованием фрактальных кластеров. Эффективность модифицирования пропорциональна химическому сродству модификаторов. Механизм модифицирования в обоих случаях – химический. Отпадает необходимость в разделении модификаторов на две группы – 1-го и 2-го родов. Относительную эффективность модифицирования различными модификаторами можно оценить по их химическому сродству.

Влияние температуры и времени на процесс модифицирования отливок

Температура модифицирования – температура жидкого сплава, при которой в него вводят модификатор. *Время модифицирования* – время выдержки введенного модификатора в жидком сплаве при заданной температуре до заливки в литейную форму. Повышение температуры модифицирования в большинстве случаев укрупняет зерно; при плавке магниевых сплавов перегрев измельчает зерно. Время модифицирования одинаково влияет на эффективность модифицирования любых

сплавов любыми модификаторами. Эффективность модифицирования со временем возрастает, достигает максимального значения, затем падает до определенного значения, равновесного с температурой модифицирования, или до нуля (графитизирующее модифицирование серого чугуна ФС75). В качестве примера рассмотрим влияние температуры и времени на процесс модифицирования алюминия титаном.

Для опыта применяли алюминиевый сплав А99 и лигатуру, содержащую 4,5 % Ti. Алюминий расплавляли в муфельной печи в графитовых тиглях. После расплавления алюминия и достижения им заданной температуры в алюминий вводили лигатуру Al–Ti из расчета 0,2 % Ti мас. После введения лигатуры сплав перемешивали и выдерживали в печи определенное время. После выдержки заливали образцы в песчаноглинистые формы для макроскопического анализа. Определяли число зерен n на 1 см^2 (эффективность модифицирования).

Для термического анализа алюминий расплавляли в двух графитовых тиглях. В одном тигле алюминий модифицировали титаном из расчета 0,2 % Ti. Во втором тигле алюминий не модифицировали (контрольный). После модифицирования тигли выдерживали в печи 60 мин. Затем их извлекали из печи и снимали кривые охлаждения, из которых определяли время кристаллизации модифицированного и немодифицированного алюминия. Результаты кинетических исследований приведены на рис. 2.

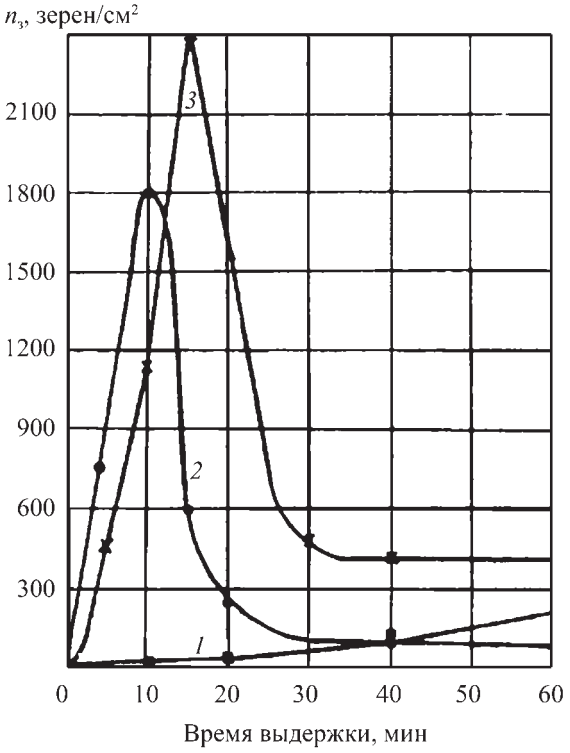


Рис. 2. Зависимость числа зерен n на 1 см^2 макрошлифа от времени выдержки расплава алюминия, модифицированного 0,2 % мас. титана:
1 – T = 750 °С; *2* – 880 °С; *3* – 920 °С

С увеличением времени выдержки расплавленного алюминия с 0,2 % Ti при температурах 880...920 °С число зерен растет, достигает максимального значения, затем уменьшается до определенной величины (~20 % от максимального значения) при данной температуре, т.е. процесс образования центров кристаллизации имеет нелинейный характер и подчиняется принципу Ле-Шателье. При температуре 750 °С наблюдается только линейная зависимость числа зерен от времени выдержки. Выдержка чистого алюминия не изменяет количества зерен.

Термический анализ показал, что модифицирование снижает время кристаллизации на 12 %, т.е. при затвердевании наблюдается тепловой режим. При бесконечной скорости отвода тепла (уравнение А.Н. Колмогорова) время кристаллизации модифицированного алюминия снижается примерно в 6 раз. Поэтому увеличение теплопроводности формы позволяет снизить время затвердевания отливки.

Физико-химические исследования показали, что тепловой эффект процесса (реакции) образования центров кристаллизации ΔH отрицателен и равен ~ –629 кДж/моль, т.е. реакция экзотермическая. Величина теплового эффекта говорит о наличии ковалентных связей и сильном влиянии температуры на процесс образования центров кристаллизации (рис. 2). Эта величина соответствует теплоте образования алюминидов титана с ковалентными связями. Следовательно, центрами кристаллизации являются динамические группировки не чистого титана, а его соединения с алюминием типа $TiAl_3$ – фрактальные кластеры.

По экспериментальным данным для температур 880 и 920 °С рассчитана энергия активации процесса образования центров кристаллизации E, равная 150 кДж/моль. Полученная величина соответствует диффузионному режиму. Поэтому процесс образования центров кристаллизации при модифицировании алюминия титаном протекает в диффузионном режиме. Опыты показали, что перемешивание расплава при любой его выдержке на восходящей ветви кривых (рис. 2) увеличивает число зерен примерно до одного максимального значения и не оказывает влияния на процесс модифицирования на нисходящей ветви кривых. При температуре 750 °С перемешивание не изменяет числа зерен, что свидетельствует о кинетическом режиме процесса.

Таким образом, при повышении температуры модифицирования алюминия процесс образования центров кристаллизации из кинетического режима переходит в диффузионный. Механизм процесса образования центров кристаллизации – цепной (разветвленная цепь). При температурах 880...920 °С с увеличением времени выдержки расплавленного алюминия с 0,2 % Ti мас. количество фрактальных кластеров типа

$TiAl_3$ возрастает и достигает максимального значения. Дальнейшая выдержка приводит к коагуляции и укрупнению фрактальных кластеров, т.е. количество центров кристаллизации уменьшается до определенной величины при данной температуре.

Для повышения эффективности модифицирования и уменьшения влияния на нее температуры увеличили термодинамическую прочность фрактальных кластеров путем комплексного модифицирования лигатурой Ti–Al–Ni. Никель образует прочные интерметаллиды с алюминием и титаном. Комплексное модифицирование алюминия повысило эффективность модифицирования в ~2 раза.

Заключение

В данной работе предложено ввести в теорию кристаллизации понятие "кристаллизационная активность", позволяющее оценить относительную устойчивость переохлажденных жидких металлов и разработать математическую модель прогноза размера литого зерна и состояния отливок. Предложен химический механизм модифицирования отливок, в соответствии с которым центрами кристаллизации являются фрактальные кластеры. Данная работа позволила разработать новые модификаторы и способы модифицирования отливок.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Ларионов А.Я.** Мера метастабильности переохлажденных жидких металлов // Металлы. 2000. № 5. С. 54–56.

2. **Иванова В.С.** Перспективы использования синергетического подхода в решении проблем наноматериаловедения // МиТОМ. № 7. 2005. С. 55–61.

3. **Ларионов А.Я.** Прогноз размера первичного зерна в отливках // Заготовительные производства в машиностроении, 2004. № 1. С. 47–53.

4. **Ларионов А.Я., Коваленко О.В.** Термодинамические свойства жидких силуминов // Заготовительные производства в машиностроении. 2006. № 1. С. 45–48.

5. **Ларионов А.Я., Ларионов Д.А.** Учет пограничного диффузионного слоя при расчете скорости роста первичных кристаллов растворенного компонента // Металлы. 2002. № 5. С. 112–116.

Александр Яковлевич Ларионов, канд. техн. наук

А.И. Беляков *(ООО "Металлитмаш", г. Коломна)*

Влияние легирования и режимов термической обработки на получение бейнитной структуры чугуна с шаровидным графитом

Рассмотрено влияние легирующих элементов и режимов термической обработки на микроструктуру и свойства бейнитного чугуна с шаровидным графитом (БЧШГ). Даны рекомендации по выбору химического состава и режимов обработки БЧШГ.

The article considers the ways of alloying and thermal treatment of bainite iron with globular graphite. The influence of alloying elements and thermal treatment rates have been developed.

Бейнитный чугун с шаровидным графитом (БЧШГ) обладает комплексом механических и эксплуатационных свойств, которые делают его одним из наиболее перспективных материалов в машиностроении. БЧШГ нашел широкое применение, особенно взамен углеродистых и низколегированных сталей, при изготовлении шестерен и зубчатых колес. Основное достоинство БЧШГ – высокое сопротивление износу. Есть основание считать, что большую роль в повышении антифрикционных свойств БЧШГ играет остаточный аустенит. Вероятно при трении, деформации и деформации за счет наклепа остаточный аустенит превращается в мартенсит, что и повышает сопротивление износу.

Свойства БЧШГ зависят от дисперсности структурных составляющих, что в свою очередь определяется режимами изотермической обработки и соответствующим легированием.

Эффективность легирования проявляется прежде всего в повышении прокаливаемости в различных сечениях отливки, увеличении периода существования устойчивой двухфазной структуры (феррит + высокоуглеродистый аустенит), что позволяет применять различные режимы термической обработки и виды закалочных сред.

Однако следует отметить, что легирование приводит к снижению механических свойств за счет образования сегрегаций. Для снижения негативного влияния легирующих элементов понижают температуру аустенизации, ограничивают их содержание, увеличивают содержание кремния, приводящее к более равномерному распределению легирующих элементов, используют комплексное легирование, способствующее повышению прокаливаемости и сохранению достаточно высоких механических свойств.

1. Химический состав и механические свойства исследованных чугунов

№ плавки	Массовая доля элементов, %						Механические свойства в литом состоянии					Механические свойства после изотермической закалки			Диаметр прокаливаемости $D_к$, мм	Количество остаточного аустенита, %
	C	Si	Mn	Ni	Cu	Mo	$\sigma_в$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ, %	ψ, %	HB	$\sigma_в$, МПа	δ, %	HB		
Б28	3,06	2,40	0,55	0,23	–	–	530	400	16,0	17,3	192	1090	5,0	348	16	31
Б30	2,90	1,65	0,48	1,17	–	–	730	460	3,4	1,4	248	1083	5,5	337	46	36
Б31	2,70	1,65	0,48	1,75	–	0,25	810	480	3,2	–	248	1040	4,7	327	62	37
Б32	3,20	1,45	0,37	1,57	1,01	0,08	670	400	4,4	6,4	230	1100	7,2	332	73	39
Б33	3,28	1,80	0,36	1,97	1,00	0,10	670	420	5,4	4,6	293	1075	7,2	328	76	43
Б34	3,18	1,22	0,40	1,50	0,99	0,14	650	480	5,8	6,2	229	1090	7,5	333	78	40
Б35	3,36	1,50	0,40	–	1,44	–	605	420	3,0	1,7	285	1140	6,1	351	44	33
Б36	3,50	1,60	0,40	–	1,50	0,10	580	380	4,6	3,7	223	1140	5,9	350	48	34
Б37	3,41	2,25	0,40	1,28	0,85	0,40	830	650	2,8	3,9	273	1050	6,2	320	68	44

Анализ литературы и собственных исследований автора показывает, что наиболее высокие и стабильные значения механических свойств достигаются при закалке в соляную ванну.

В работе исследовано влияние легирования и параметров изотермической закалки на структуру и свойства БЧШГ. Исследования проводили на цилиндрических отливках диаметром 100 и 150 мм и высотой 300 мм. В табл. 1 приведены химический состав и механические свойства исходного высокопрочного чугуна с шаровидным графитом. В качестве базового состава взят чугун марки ВЧ 40 (пл. Б28).

Наиболее подходящей микроструктурой чугуна с шаровидным графитом (ЧШГ) под бейнитную закалку является ферритная металлическая основа без включений цементита. Поэтому в тех случаях, когда микроструктура образцов в литом состоянии не была полностью ферритной, проводили предварительную термообработку образцов в целях получения ферритной микроструктуры. Микроструктура исходного чугуна перед изотермической обработкой приведена на рис. 1 и представляет собой феррит + графит; твердость составляет 210 HB.

Для определения влияния легирования на получение бейнитной структуры в чугуне изотермическую закалку проводили по следующему режиму: температура аустенизации 900 °С, продолжительность аустенизации 3600 с, температура изотермического превращения 350 °С, продолжительность изотермической выдержки 7200 с. В табл. 1 приведены механические свойства после изотермической закалки по вышеприведенному режиму.

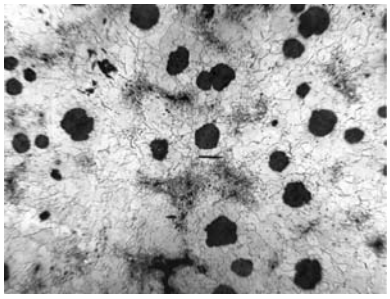


Рис. 1. Микроструктура ЧШГ перед изотермической закалкой, ×100

Уменьшение содержания кремния (пл. Б30) до 1,65 % и увеличение содержания никеля до 1,17 % практически не оказывает никакого влияния на механические свойства, так как никель так же как кремний снижает степень ликвации и способствует более равномерному распределению других легирующих элементов. При этом прокаливаемость чугуна увеличивается практически в 3 раза, так как никель стабилизирует аустенит. Тем самым, зона бейнитного превращения распространяется на бóльшую глубину.

Легирование чугуна (медью 1,44 %, пл. Б35) не оказывает существенного влияния на твердость и прочность, но увеличивает пластичность. Прокаливаемость, как и в случае с плавкой Б30, увеличивается примерно в 3 раза.

Легирование молибденом и никелем (пл. Б31), молибденом и медью (пл. Б36) приводит к повышению прокаливаемости. Однако молибден, обладая склонностью к сегрегированию по границам эвтектических колоний и формированию устойчивых карбидов в этих областях, способствует снижению пластичности.

Наибольшая прокаливаемость при достаточно высоком уровне механических свойств достигается при комплексном легировании Ni+Mo+Cu (пл. Б32, Б33, Б34 и Б37). Механические свойства чугуна этих плавок практически одинаковы, а прокаливаемость увеличилась с 16 мм у нелегированного чугуна (пл. Б28) до 80 мм в комплексно легированных чугунах.

Механические свойства (БЧШГ) зависят не только от степени легирования, но и от строения продуктов бейнитного превращения, которые, в свою очередь, определяются параметрами изотермической обработки. Поэтому в работе проведены исследования по влиянию режимов изотермической обработки в соляной ванне на формирование структуры бейнита и механические свойства чугуна (табл. 2 и рис. 2).

При температуре изотермического превращения 250 °С (пл. Б37-1, Б37-2) формируется нижний бейнит, пластины

2. Механические свойства и структура БЧШГ после изотермической закалки в соляной ванне

№ плавки	Технологические параметры		Механические свойства				Кол-во остаточного аустенита, %
	Температура изотермического превращения, °С	Время изотермической выдержки, с	$\sigma_в$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ, %	НВ	
Б37-1	250	7200	1240	1080	2,2	415	28
Б37-2	250	14400	1310	1200	1,0	388	20
Б37-3	300	7200	1170	1004	4,7	341	33
Б37-4	350	7200	1075	820	6,0	326	40
Б37-5	400	7200	933	534	7,2	312	44

феррита более тонкие, их морфология напоминает строение мартенсита (рис. 2, *а, б*). Это обусловлено тем, что при низких температурах превращения из-за меньшей скорости диффузии углерода феррит пересыщен им, и частицы карбида выделяются внутри пластин феррита, повышая прочностные свойства и понижая пластические ($\sigma_в$ = 1240...1310 МПа, δ = 1,2...2,0 %, твердость 380...420 НВ).

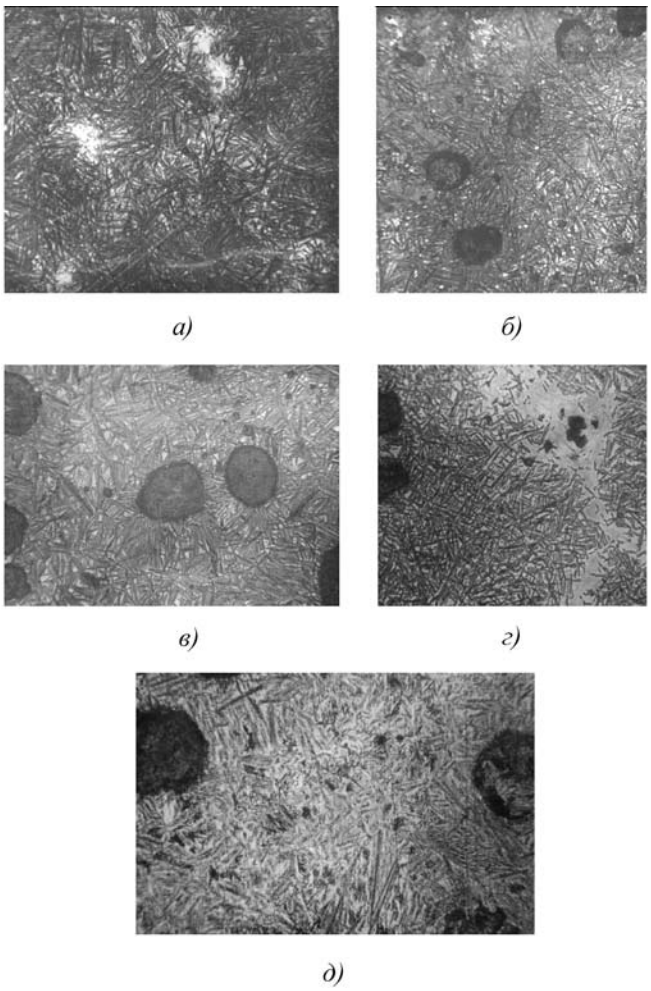


Рис. 2. Микроструктура БЧШГ при различных температурах изотермического превращения, ×500:
а – плавка Б37-1; *б* – Б37-2; *в* – Б37-3; *г* – Б37-4; *д* – Б37-5

При температурах изотермического превращения 300...400 °С (пл. Б37-3 – Б37-5) образуется верхний бейнит, более крупнодисперсный (рис. 2, *в, г, д*). В этом случае феррит содержит мало углерода; из-за повышенной подвижности последнего он успевает диффундировать в аустенит, и карбид выделяется прямо из аустенита между пластинами феррита, способствуя повышению пластических свойств (δ до 4,7...7,2 %), но приводящих к снижению прочностных ($\sigma_в$ до 790 МПа, НВ до 285).

Увеличение времени выдержки с 7200 с (пл. Б37-1) до 14 400 с (пл. Б37-2) приводит к повышению $\sigma_в$ от 1240 до 1310 МПа, что связано скорее всего с частичным распадом аустенита на мартенсит.

Аустенитизацию ЧШГ проводят в области γ-фаза + графит фазовой диаграммы. Поэтому равновесное содержание углерода в аустените для любой данной температуры аустенитизации определяется максимальной растворимостью углерода в аустените. Благодаря влиянию легирующих элементов (особенно кремния) на фазовую диаграмму Fe–C, содержание углерода в аустените зависит как от температуры аустенитизации, так и от состава. Увеличение количества кремния снижает максимальную растворимость углерода в аустените при данной температуре аустенитизации. Количество углерода в аустените в зависимости от температуры аустенитизации и содержания кремния можно приблизительно определить из выражения, % мас.:

$$C_{св} = \frac{T_A}{430} - 0{,}17\,Si - 0{,}95,$$

где T_A – температура аустенитизации, °С; Si – количество углерода в чугуне, % мас.

Данные по зависимости между содержанием углерода в аустените, содержанием кремния и температурой аустенитизации приведены в табл. 3.

Из табл. 3 видно, что для ЧШГ, содержащего 2,2...2,6 % Si, и диапазона температур аустенитизации 850...950 °С содержание углерода в аустените меняется от 0,63 до 0,94 %. Такое изменение содержания углерода в аустените оказывает сильное влияние на кинетику реакции изотермической обработки, а также на получающуюся структуру и свойства чугуна. Повышение содержания углерода в аустените сильно тормозит реакцию изотермической обработки.

В данной работе проведены исследования по влиянию химического состава на температуры начала ($T_{эн}$) и конца

3. Содержание $C_{св}$ в аустените в зависимости от температуры аустенитизации $T_А$ и содержания Si

$T_А$, °C	Массовая доля кремния, %				
	2,0	2,2	2,4	2,6	2,8
850	0,73	0,70	0,67	0,63	0,60
875	0,79	0,76	0,73	0,69	0,66
900	0,85	0,82	0,78	0,75	0,72
925	0,91	0,88	0,84	0,81	0,78
950	0,97	0,94	0,90	0,87	0,84
975	1,03	1,00	0,96	0,93	0,90
1000	1,09	1,06	1,02	0,99	0,95

($T_{эк}$) эвтектоидного превращения при нагреве. Содержание элементов в ЧШГ варьировали в пределах, мас. %: 2,7...3,5 C; 1,2...2,4 Si; 0,35...0,55 Mn; 0,0...2,0 Ni; 0,0...1,5 Cu. Математической обработкой получены зависимости, определяющие начало и конец структурных превращений при нагреве:

$T_{эн}$ = 380,34 + 8,57 (C/Si)(2,06 – C/Si) + 1860,95 Mn(1 – – 1,14 Mn) – 3,16 Ni (2,47 + Ni) + 12,86 Cu (1,31 – Cu);

коэффициент корреляции R = 0,9157; среднеквадратичное отклонение ±0,42 °C;

$T_{эк}$ = 1052,7 – 38,03 C(5,66 – C) + 12,27 Si (2,27 + Si) + + 558,9 Mn (1 – 1,61 Mn) – 11,67 Ni (4,39 – Ni) – 12,94 Cu(1 + + 1,99 Cu);

коэффициент корреляции R = 0,9157; среднеквадратичное отклонение ±0,42 °C.

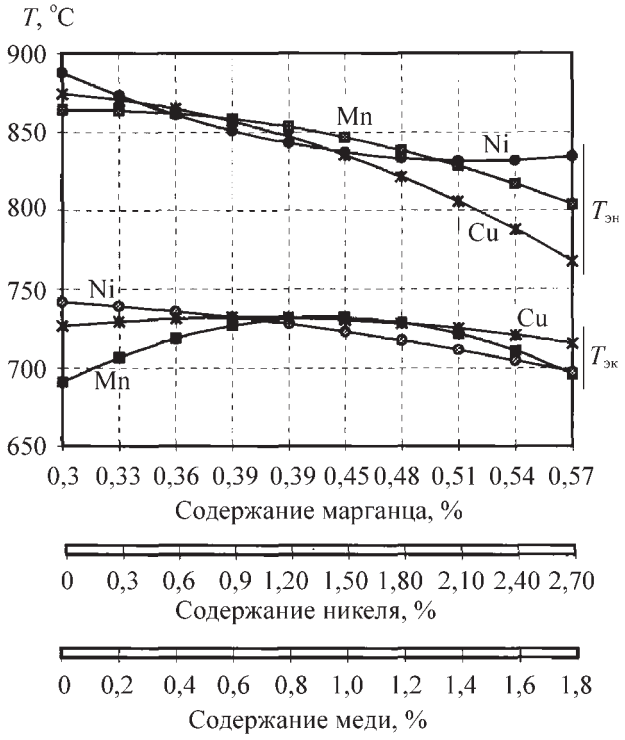


Рис. 3. Влияние легирующих элементов на температуры начала $T_{эн}$ и конца $T_{эк}$ эвтектоидного превращения чугуна

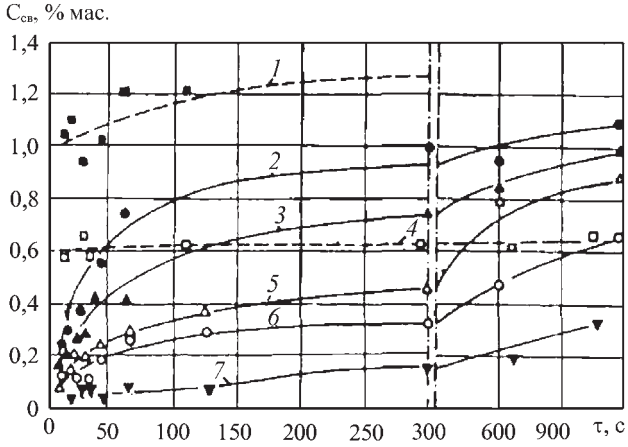


Рис. 4. Зависимость количества связанного углерода $C_{св}$ в чугуне от температуры T и времени выдержки τ при перлитной и ферритной исходной структурах:

1, 2 – T = 1000 °C; *3* – 950 °C; *4, 6* – 850 °C; *5* – 900 °C; *7* – 800 °C; —— – феррит; ------ – перлит

По полученным уравнениям построены зависимости влияния легирующих элементов на температуру начала и конца эвтектоидного превращения при нагреве исходных чугунов (рис. 3).

Исследования проводили при фиксированном химическом составе, мас. %: 3,14 C; 1,75 Si; 0,43 Mn; 0,90 Ni; 0,47 Cu.

Из полученных зависимостей видно, что температура начала структурных превращений понижается с увеличением содержания никеля. Марганец при содержании его до 0,45 % повышает, а большее его содержание понижает $T_{эн}$. Медь в исследованном интервале температур практически не оказывает существенного влияния на $T_{эн}$.

Температура конца структурных превращений понижается с увеличением легирующих элементов (Ni, Mn и Cu). Причем при содержании меди более 1,0 % и марганца более 0,45 % $T_{эк}$ снижается более резко.

Анализ полученных математических уравнений и построенных по ним зависимостей показывает, что с увеличением количества легирующих элементов интервал температуры структурных превращений $\Delta(T_{эн} - T_{эк})$ сужается.

Для содержания углерода важна, прежде всего, его доля, растворенная в аустените; она определяет длительность выдержки при температуре аустенизации. На рис. 4 показано влияние температуры и времени выдержки при перлитной и ферритной исходной структурах на количество связанного углерода в чугуне.

Полученные зависимости и построенные графики позволяют рассчитывать интервалы превращений и выбирать длительность аустенитной обработки при назначении режимов изотермической обработки для получения необходимой бейнитной структуры, механических и эксплуатационных свойств.

Алексей Иванович Беляков, канд. техн. наук

Г.И. Лымарев, А.Н. Поляков, Ю.М. Копышев, Е.В. Петрова
(ОАО "НПО "САТУРН", г. Рыбинск)

Производственный опыт и особенности использования электронно-лучевой сварки для изготовления деталей и узлов газотурбинных двигателей

Обобщен опыт предприятия по освоению новых технологических процессов электронно-лучевой сварки ответственных узлов газотурбинных двигателей. Предложен способ локальной термической обработки моноколес ротора электронным лучом в сочетании с низкотемпературным отжигом, позволяющий обеспечить более высокий уровень свойств изделий.

The article generalizes the expirience on conversion of the technological processes of the turbine engines details electron-beam welding. The paper offers the technique of rotor's monowheels local thermal treatment by electronic beam in combination with low-temperature annealing.

В настоящее время одним из основных процессов при изготовлении деталей и узлов газотурбинных двигателей (ГТД) является электронно-лучевая сварка (ЭЛС).

Для эффективного решения задач по сварке деталей авиационных и наземных газотурбинных двигателей на ОАО "НПО "САТУРН" имеется автоматизированный многофункциональный комплекс электронно-лучевой сварки ЭЛУР-1АТ (рис. 1), удовлетворяющий требованиям современной электронно-лучевой технологии.

Комплекс позволяет сваривать детали диаметром 400...3200 мм, толщиной 1...100 мм и массой с оснасткой до 10 000 кг.

Сотрудниками отдела главного сварщика проведена большая работа по разработке и освоению новых технологических процессов изготовления деталей изделий авиационных двигателей и газотурбинных энергетических установок.

Отработку технологических процессов ЭЛС проводили на образцах из материалов, аналогичных свариваемым деталям, с опробованием различных режимов и приемов сварки, изменяя такие параметры, как ток сварки, ток фокусировки, скорость сварки, положение электронного луча (горизонтальное, вертикальное, наклонное) и применением развертки электронного луча.

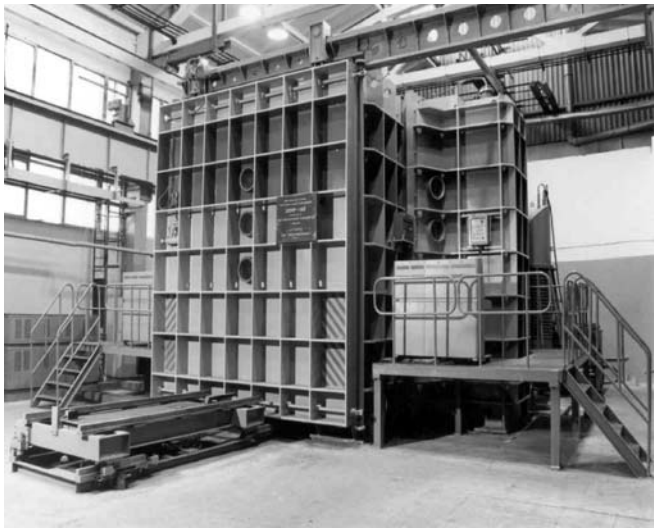


Рис. 1. Комплекс электронно-лучевой сварки ЭЛУР-1АТ

При изготовлении роторов компрессора низкого давления (КНД) и компрессора высокого давления (КВД) (рис. 2 и 3) для увеличения жесткости и надежности конструкции, уменьшения массы ротора возникла необходимость замены механического крепления дисков ротора на сварное. Для этого были решены следующие задачи:

1. Отработана и внедрена технология ЭЛС окончательно обработанного ротора из титанового сплава ВТ8-1 с формированием обратного валика на сварном шве и в "замок".

Режим сварки, отработанный на образцах из сплава ВТ8-1, позволил получить бездефектные сварные швы с минимальной усадкой на шов (до 0,12 мм) и размерами сварного шва, удовлетворяющими требованиям технических условий.

Макроструктура и геометрические параметры сварных швов образцов приведены в табл. 1.

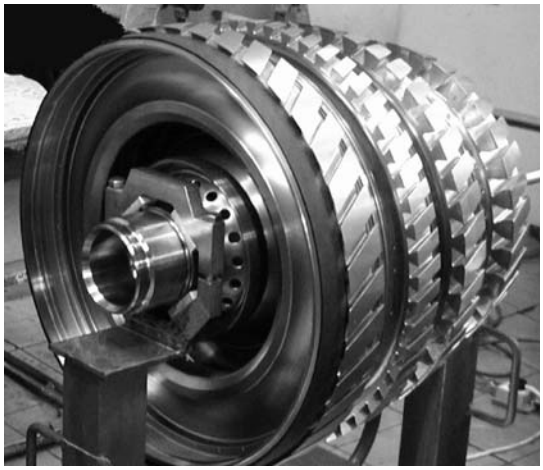
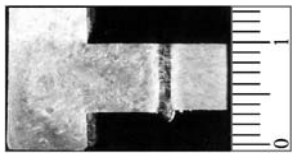
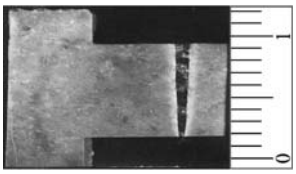
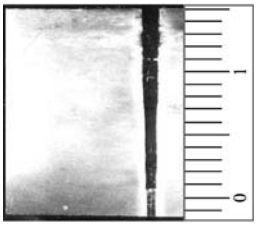


Рис. 2. Ротор КНД авиационного двигателя (изделие 117)

Рис. 3. Ротор КВД авиационного двигателя (изделие АЛ-55И)

1. Макроструктура и геометрические размеры сварных швов образцов из сплава ВТ8-1

Толщина образца, мм	Ширина сварного шва, мм	Макроструктура
8,7	1,1...1,3	
11,0	0,5...1,2	
21,2	0,5...1,1	

2. Результаты механических испытаний образцов из сплава ВТ8-1

Номер образца	KCU, МДж/м^2	KCT, МДж/м^2	σ_{66}, МПа, не менее	Данные согласно 117А.03ТУ2
	при температуре, °С			
	20	20	450	
1	0,44	0,140	500 (без разрушения)	KCU ≥ 0,25 МДж/м^2; KCT ≥ 0,10 МДж/м^2; σ_{66} = 500 МПа (без разрушения)
2	0,32	0,158		
3	0,32	0,130		

Обозначения: KCU, KCT – ударная вязкость, определенная на образце с концентратором вида U и T; σ_{66} – предел длительной прочности при времени действия 66 ч.

3. Геометрические размеры сварного шва на образце из сплава ВТ8-1 после ЛТО и отжига

Параметр	Значение
Ширина входа шва, мм	2,5
Ширина середины шва, мм	1,4
Ширина шва на входе в "замок", мм	1,3
Глубина проплавления в "замок", мм	3

4. Результаты механических испытаний сварных образцов из сплава ВТ8-1 после ЛТО и отжига

Номер образца	KCU, МДж/м^2	KCT, МДж/м^2	Данные согласно ПИ 1.2.179–90
1	0,55	0,144	KCU ≥ 0,25 МДж/м^2; KCT ≥ 0,08 МДж/м^2
2	0,51	0,145	
3	0,55	0,206	
4	0,43	0,185	
5	0,55	0,280	
6	0,33	0,157	

По результатам испытаний образцов механические свойства сварных швов удовлетворяют требованиям технических условий (табл. 2).

2. Отработана и внедрена технология ЭЛС моноколес ротора (диски изготовлены совместно с лопатками) из сплава ВТ8-1 с последующей локальной термообработкой (ЛТО) сварных швов электронным лучом.

ЛТО сварных швов электронным лучом взамен высокотемпературной термической обработки (900 °С) узлов в вакуумной печи позволила исключить коробление лопаток и в сочетании с низкотемпературным отжигом (540 °С) получить высокий уровень механических свойств сварного соединения, соответствующий требованиям нормативной документации. Макроструктура сварного шва приведена на рис. 4.

При отработке режима сварки на образцах из сплава ВТ8-1 проводили замеры геометрических параметров сварного шва (табл. 3) и механические испытания сварного соединения после проведения ЛТО (табл. 4).

В настоящее время расширяется производство энергетических газотурбинных установок (ГТУ). Это потребовало освоения технологии ЭЛС крупногабаритных деталей: барабанов компрессора, дисков турбины и корпусных деталей:

1. Отработана и внедрена технология ЭЛС роторных деталей компрессора (рис. 5) из жаропрочной стали мартенситного класса ЭП609-Ш, которая позволила получить минимальные припуски на длинновые размеры.

Отработанные на образцах режимы сварки позволили исключить

Рис. 4. Макроструктура сварного шва на образце из сплава ВТ8-1 после ЛТО и отжига

Рис. 5. Барабан компрессора 5-10 ст. изделия ГТД-110

Рис. 6. Макроструктура сварного шва на образце из стали ЭП609-Ш применительно к сварному соединению "цапфа–диск 4 ст." изделия ГТД-110 (свариваемая толщина 53 мм + 5 мм "замок")

образование в сварных швах срединных дефектов, характерных для стали ЭП609-Ш большой толщины.

Для оценки качества сварного соединения исследовали макроструктуру сварного шва (рис. 6). Металлографический анализ показал, что в зоне сварного шва отсутствуют дефекты, а переходная зона минимальная, что обеспечивает работоспособность и эксплуатационную надежность изделия.

По результатам механических испытаний сварных образцов (табл. 5) сварные швы удовлетворяют требованиям конструкторской документации.

5. Результаты механических испытаний сварных образцов из стали ЭП609-Ш

Номер образца	$\sigma_в$, МПа	$\sigma_в$ по чертежу, МПа
1	930 910	≥ 900
2	910 915	

2. Освоена ЭЛС дисков турбины (рис. 7) из никелевого сплава А286 (Германия) – аналога российского материала ЭП674 (изделие ГТД-110).

Сплав А286 является ограниченно свариваемым материалом, его сварка возможна только методом ЭЛС. В результате проведения опытных работ установлены оптимальные режимы сварки, которые позволили избежать образования дефектов в виде микротрещин по границам зерен в переходной зоне сварного шва и обеспечили качественную структуру сварного шва.

На рис. 8 и 9 приведены соответственно макро- и микроструктура сварного шва на образце из сплава А286.

Анализ микроструктуры показал, что в сварном шве сформировались высокодисперсные, игольчатые дендриты, что обеспечивает требуемый уровень механических свойств.

По результатам механических испытаний сварных образцов (табл. 6) сварные швы удовлетворяют требованиям технических условий.

3. Освоена ЭЛС корпусных деталей компрессора (рис. 10) из сплава ЭП609-Ш большой толщины кольцевы-

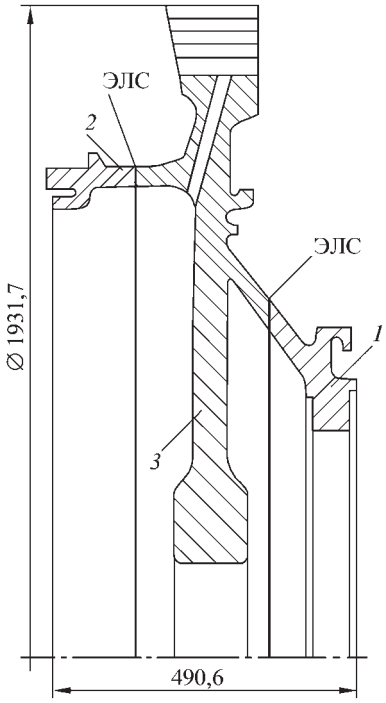


Рис. 7. Диск турбины изделия ГТД-110:
1 – цапфа; *2* – проставка; *3* – диск

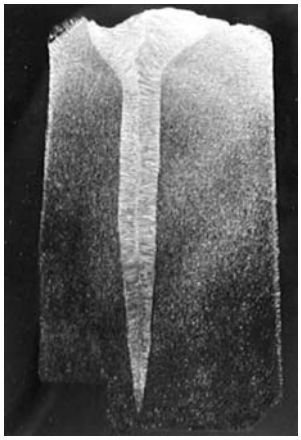


Рис. 8. Макроструктура сварного шва на образце из сплава А286 (свариваемая толщина 40 мм + + 5 мм "замок")

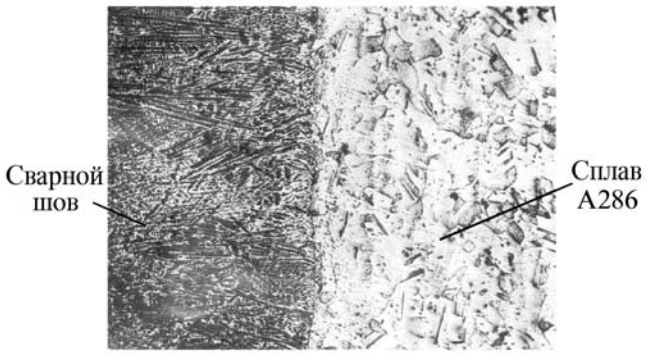


Рис. 9. Микроструктура сварного шва на образце из сплава А286, ×350

ми швами, с вваркой фланцев горизонтального разъема переменного сечения продольными швами.

Помимо освоения ЭЛС крупногабаритных деталей отработаны технологические процессы ЭЛС тонкостенных деталей толщиной 1,5...2,0 мм для авиационных двигателей.

Известно, что использование цельносварных конструкций обеспечивает возможность дальнейшего повышения качества, надежности и срока эксплуатации двигателя. При этом уменьшается масса конструкции, повышаются ее механические свойства, улучшается технологичность ее изготовления.

Примером создания цельносварной конструкции является направляющий аппарат КНД (рис. 11), изготовленный методом вварки лопаток в кольцо направляющего аппарата (авиационные двигатели Д-30КП-3 серия "Бурлак", SaM146). Вварку лопаток проводили методом ЭЛС по программе, которая обеспечивает вварку лопаток в кольца направляющих аппаратов по замкнутому контуру. Режим сварки обеспечивает получение на титановом сплаве толщиной 2,0 мм сварных швов шириной 3,0 мм с лицевой стороны (рис. 12, *а*) и качественный проплав с формированием стабильного обратного валика с обратной стороны сварки

6. Результаты механических испытаний сварных образцов из сплава А286

Номер образца	$\sigma_в$, МПа	$\sigma_в$ по чертежу, МПа
1	990	≥ 900
2	980	

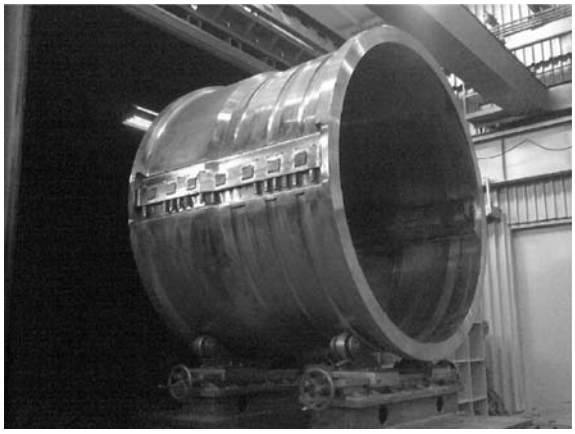


Рис. 10. Корпус компрессора изделия ГТД-110

Рис. 11. Направляющий аппарат авиационного двигателя SaM146

а) *б)*

Рис. 12. Внешний вид сварных швов:
а – с лицевой стороны; *б* – с обратной стороны

(рис. 12, *б*). При выполнении процесса сварки применяли специальную сборочно-сварочную оснастку и механическую защиту пера лопаток от брызг расплавленного металла и трансканального электронного луча.

В настоящее время в ОАО "НПО "САТУРН" планируется:

– приобретение установки лазерной сварки фирмы Trumpf (Германия) для возможности вварки лопаток в кольца направляющих аппаратов лазерным лучом;

– модернизация установки электронно-лучевой сварки ЭЛУ-20 в ОАО "Электромеханика" (г. Ржев) для перевода части номенклатуры свариваемых деталей на данную установку;

– приобретение в Институте электросварки им. Е.О. Патона (Украина) специализированной установки для сварки и локальной термообработки титановых роторов.

Геннадий Иванович Лымарев, гл. сварщик;
Алексей Николаевич Поляков, зам. гл. сварщика;
Юрий Михайлович Копышев, ведущий инженер;
Елена Васильевна Петрова, инженер

УДК 621.735

В.Б. Мамаев *(Рыбинская государственная авиационная технологическая академия им. П.А. Соловьева)*

Расчет контура свободой поверхности в процессах осадки и центрирование заготовки в ручьях штампов

Приведено теоретическое обоснование и методика расчета контура свободной поверхности в процессах осадки и выбора исходных размеров цилиндрической заготовки для получения требуемого контура, рассмотрены вопросы обеспечения самоцентрирования предварительно осаженных заготовок в штамповочных ручьях.

The theoretical substantiation and design procedure of a contour of a free surface in yielding processes and a choice of the initial sizes of cylindrical blank for reception the required contour is given. Questions of maintenance of the self-centering preliminary yielded blanks in a forming die are considered.

При горячей штамповке из проката кузнечный коэффициент использования металла (КИМ или выход годного) составляет в среднем 0,76...0,82, а после окончательной обработки резанием – 0,43...0,54, т.е. около 18...24 % металла теряется в процессе обработки металлов давлением и около 28...33 % – при обработке резанием [1].

Исследования показывают, что форма, размеры, качество центрирования заготовок, применяемых при объемной штамповке, оказывают влияние на заполнение полости штампа, металло- и энергозатраты. При достаточно хорошем соответствии между формами и размерами заготовок и поковок заполнение углов полости штампа относительно простой конфигурации, по крайней мере, в экспериментальных условиях может быть достигнуто без выхода металла в облой. Неоптимальные условия обеспечивают заполнение полости открытого штампа лишь при избытке металла в заготовке 12...14 % и требуют увеличения работы деформирования примерно в 1,9 раза [2]. При закрытой осадке в случае некачественного центрирования работа деформирования возрастает на 30...40 % [3].

Поэтому ряд процессов объемной штамповки, в частности, штамповка в открытых штампах, обладают большими резервами в плане снижения энергоемкости и потерь металла в отход. Однако практическая реализация этих резервов сдерживается по причине отсутствия теоретических обоснований, позволяющих разработать и рекомендовать достаточно простые и надежные методы определения оптимальных параметров технологических процессов осадки и штамповки с учетом условий каждого конкретного случая.

Поэтому современный подход к проектированию должен осуществляться таким образом, чтобы полученный в результате осадки контур свободной поверхности в дальнейшем хорошо вписывался в последующий штамповочный ручей и самоцентрировался с учетом штамповочных уклонов. Причем корректировка последних, а также управление кривизной контура свободной поверхности при этом не исключаются, а даже наоборот должны служить для обеспечения требуемого течения металла в штамповочном ручье.

Ниже для получения более универсальных формул, т.е. обобщающих случаи, когда имеют место либо плоское деформированное, либо осесимметричное напряженное состояния, используем коэффициент Лодэ β и обозначим координаты как это показано на рис. 1. При плоском деформированном состоянии в прямоугольной системе координат $m \equiv x$, $n \equiv y$; $\beta = 2/\sqrt{3} = 1{,}155$, а при осесимметричном напряженном состоянии в цилиндрической системе координат $m \equiv \rho$; $n \equiv z$; $\beta = 1$.

Для определения контура свободной поверхности рассмотрим напряженное состояние в геометрическом месте точек, лежащих на этом контуре. Наиболее характерными являются точки *1* и *2*, показанные на рис. 1.

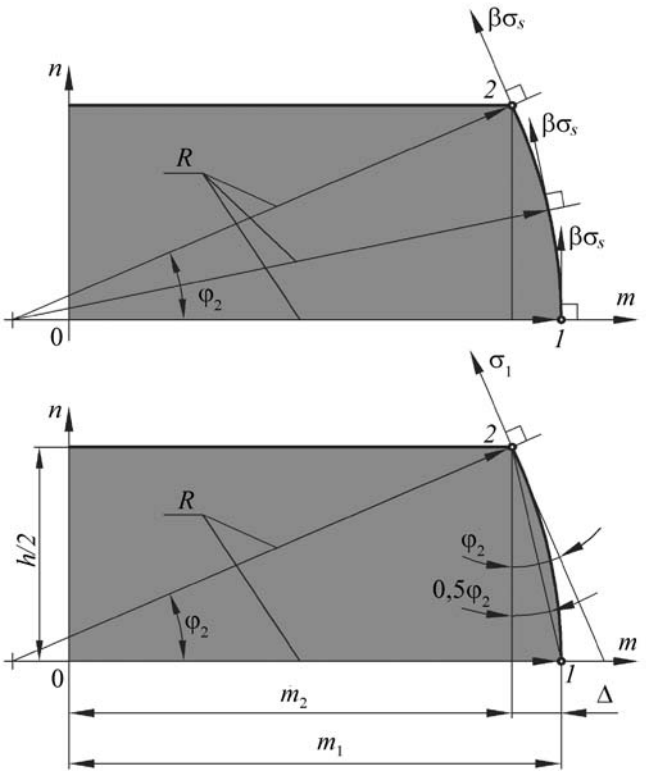


Рис. 1. Параметры контура свободной поверхности в процессе осадки

Поскольку свободная поверхность находится в пластическом состоянии, то, следовательно, в каждой точке должно выполняться условие пластичности, которое, как уже было показано ранее В.М. Сегалом, может быть использовано в параметрическом виде (1).

На рис. 1 показано, что в точке *1* в силу симметрии касательные напряжения $\tau_{mn} = \tau_{nm} = 0$, нормальные напряжения $\sigma_m = 0$, $\sigma_3 = 0$, следовательно, $\varphi_1 = 0$, $\sigma_n = \sigma_1 = \beta\sigma_s$. В точке *2*, лежащей на границе свободной и контактной поверхностей, касательные напряжения $\tau_{mn} = \tau_{nm} \neq 0$, нормальные напряжения $\sigma_m = 0$, $\sigma_3 = 0$, следовательно,

$$\tau_{mn} = \tau_{nm} = \frac{1}{\sqrt{3}}\sigma_s \sin\varphi_2 . \qquad (1)$$

Таким образом, предполагая, что главное нормальное напряжение $\sigma_1 = \beta\sigma_s$ направлено по касательной к контуру свободной поверхности не только в точке *1*, но и по всему контуру, можно сделать вывод, что данный контур является геометрическим местом точек, являющихся траекторией главного нормального напряжения $\sigma_1 = \beta\sigma_s$, где выполняется также условие $\sigma_3 = 0 = \text{const}$. Тогда математическую зависимость, описывающую контур свободной поверхности, можно найти, используя геометрический смысл производной

$$n' = \operatorname{tg}\left(\frac{\pi}{2} - \varphi_c\right) = \operatorname{ctg}\varphi_c$$

или

$$\frac{dn}{dm} = \operatorname{ctg}\varphi_c = \frac{\sqrt{1-\sin^2\varphi_c}}{\sin\varphi_c}, \qquad (2)$$

где φ_c – угол между касательной к бочкообразной поверхности и вертикальной осью.

Принимая изменение касательных напряжений на контуре свободной поверхности вдоль оси *n* линейным, что по опытным данным вполне допустимо и широко используется при решении контактных задач, можно записать

$$\sin\varphi_c = (2n/h)\sin\varphi_2 . \qquad (3)$$

При этом следует обратить внимание, что принятый закон более правильно следует понимать как линейное распределение касательных напряжений вдоль некоторого геометрического места точек, которое в принципе всегда будет иметь место при монотонном изменении напряжений. В данном случае предполагается, что этот закон справедлив для траектории главного нормального напряжения σ_1, и принятое допущение не следует рассматривать как линейное изменение касательных напряжений строго вертикально по высоте заготовки.

Исходное выражение (2) с учетом принятого допущения (3) после разделения переменных может быть представлено в виде

$$dm = \left(n\Big/\sqrt{(h/(2\sin\varphi_2))^2 - n^2}\right)dn. \qquad (4)$$

Интегрирование уравнения (4) дает решение

$$m = \sqrt{(h/(2\sin\varphi_2))^2 - n^2} + C,$$

где постоянную интегрирования *C* определяют из условия $n = h/2$ при $m = m_2$; искомое решение может быть представлено в следующем окончательном виде:

$$\{m - [m_2 \mp h/(2\operatorname{tg}\varphi_2)]\}^2 + n^2 = [h/(2\sin\varphi_2)]^2. \qquad (5)$$

Анализ показывает, что в соответствии с полученным решением (5) контур свободной поверхности, как это изображено на рис. 1, представляет собой дугу окружности радиусом

$$R = h/(2\sin\varphi_2), \qquad (6)$$

центр которой имеет координаты

$$(m_2 \mp h/(2\operatorname{tg}\varphi_2);\ 0).$$

Логически это можно было бы предположить, исходя из принципов наименьшего сопротивления или наименьшего периметра, а также учитывая, что выражения условия пластичности для таких частных случаев, как плоское деформированное и осесимметрич-

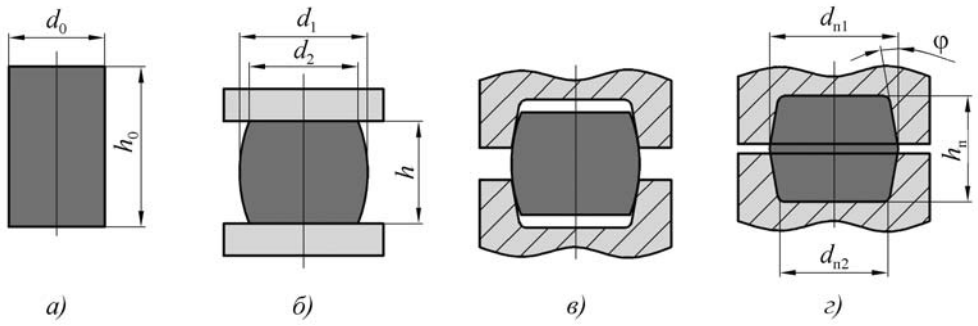


Рис. 2. К определению размеров исходной цилиндрической заготовки

ное напряженное состояния, являются уравнениями окружностей.

Кроме того, исследования В.М. Сегала и других показывают, что контур свободной поверхности в пределах погрешности экспериментов и с достаточной точностью может быть описан дугой окружности.

Таким образом, предложен метод определения контура свободной поверхности с учетом процесса бочкообразования при осадке, для использования которого необходимо знать значение φ_2 – угла сопротивления пластическому деформированию в характерной точке *2*, т.е. на границе свободной и контактной поверхностей.

Экспериментальные исследования позволили установить, что для осесимметричного напряженного состояния

$$\varphi_2 = f\,(\delta;\ h_0/d_0\,;\ \mu).$$

Для расчетов может быть рекомендована следующая зависимость, полученная экспериментально:

$$\sin\varphi_2 = \frac{\sqrt{2}}{2}\left[\delta^K - \frac{1-\sqrt{3}\mu}{4}\sin(\pi\delta)\right], \qquad (7)$$

где $\delta = (h_0 - h)/h$; $K = (3/2)^{h_0/d_0 - 2}$; h_0 и d_0 – начальные высота и диаметр заготовки соответственно.

Таким образом, выше показано решение прямой теоретической задачи по определению контура свободной поверхности в процессе осадки. Однако для проектирования технологических процессов гораздо больший интерес представляет решение обратной практической задачи, т.е. определение оптимальных исходных размеров цилиндрической заготовки d_0 и h_0.

Известно, что чем выше отношение h_0/d_0, тем легче отрезать штучную заготовку от прутка, меньше потерь металла в отход и выше качество торцов, но в то же время это отношение ограничивается потерей устойчивости цилиндрической заготовки и предельной допустимой величиной относительной деформации δ. Поэтому на практике отношение h_0/d_0 обычно выбирают в пределах 1,5...2,5.

На рис. 2 на примере простейшей поковки с размерами $d_{п1}$ и $h_п$ показано, что для того чтобы заготовка, полученная после предварительной осадки, хорошо вписывалась в окончательный ручей и самоцентрировалась, она должна иметь размеры d_1 и d_2, которые могут быть получены осадкой цилиндрической заготовки с размерами d_0 и h_0 при некоторой величине относительной деформации δ.

Поэтому на основе выражения (7) построена номограмма для выбора параметров процесса осадки цилиндрических заготовок (рис. 3).

Рассмотрим пример использования номограммы. Поковка, показанная на рис. 2, имеет размеры $d_{п1}$ = = 60 мм и $h_п$ = 32 мм и штамповочный уклон γ = 7°. Тогда по номограмме на рис. 3 можно определить, что при этом относительная стрела прогиба контура свободной поверхности

$$\Delta_0 = (d_1 - d_2)/(2h) = 0{,}0625,$$

а также при коэффициенте контактного трения μ = = 0,3 (достаточно хорошая смазка при горячей штамповке) и выбранном соотношении размеров цилиндрической заготовки h_0/d_0 = 2, необходимо обеспечить относительную деформацию δ = 0,4. Исходя из равенства объемов заготовки и поковки, получаем h_0 = = 70 мм, d_0 = 35 мм. Следовательно, цилиндрическая заготовка должна быть осажена на высоту $h = h_0(1 -$ $- \delta)$ = 42 мм.

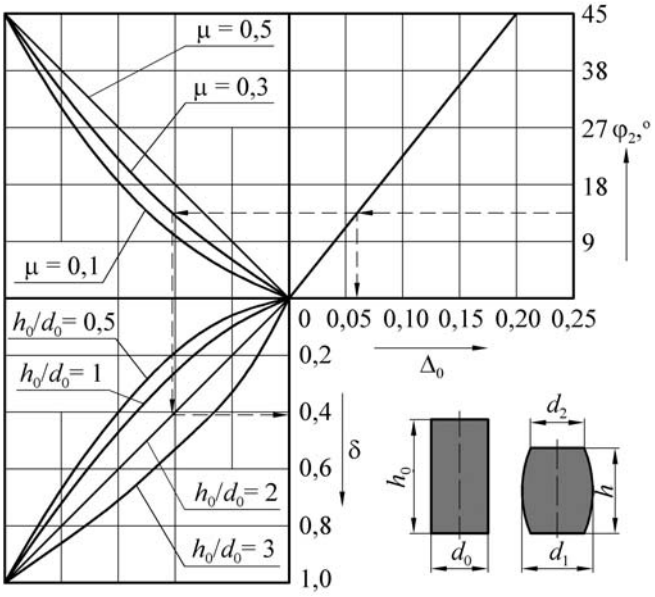


Рис. 3. Номограмма для определения технологических параметров процесса осадки цилиндрических заготовок

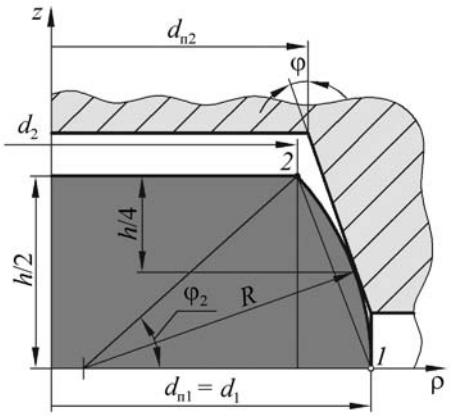


Рис. 4. Схема центрирования предварительно осаженной заготовки по образующей контура свободной поверхности

Таким образом, представляется возможным определить все параметры, необходимые для проектирования технологического процесса и значительно уменьшить субъективность принимаемых решений. Кроме того, при необходимости может быть вычислена абсолютная величина стрелы прогиба контура свободной поверхности $\Delta = (d_1 - d_2)/2 = \Delta_0 h = 2{,}6$ мм, и при условии $d_1 \le d_п = 60$ мм, определить $d_2 = d_1 - 2\Delta = d_1 - 2\Delta_0 h = 54{,}8$ мм.

Далее на основе результатов, приведенных выше, рассмотрим возможные схемы центрирования осаженной заготовки в штамповом ручье.

В качестве первого приближения, как это показано на рис. 4, примем условие $\varphi_2/2 \approx \gamma$. Тогда хорда, соединяющая точки *1* и *2*, будет параллельна штамповочному уклону ручья, и касание будет происходить в точке, отстоящей от торца на расстоянии примерно $h/4$, что является условной границей двух случаев.

Случай 1 – когда $\varphi_2/2 < \gamma$, при заполнении ручья будет преобладать процесс вдавливания штампуемого металла в полость гравюры (рис. 5 *а, б*); *случай 2* – когда $\varphi_2/2 > \gamma$ (рис. 5, *в, г*), при заполнении ручья будет преобладать процесс осадки.

Для *случая 1*, как это показано на рис. 5, *а*, также имеется и другое ограничение $d_2 \ge d_{п2}$, иначе в точке *2* возникнет зазор и, следовательно, условие самоцентрирования не будет обеспечено. Но если $d_1 < d_{п1}$ и $\varphi_2/2 < \gamma$, то условие выполняется (рис. 5, *б*).

Для *случая 2* также существуют ограничения. Самоцентрирование будет происходить тогда, когда контакт по диаметру d_2 происходит одновременно с центрированием или с некоторым незначительным запозданием (относительно низкие поковки, рис. 5, *в*). Самоцентрирование также будет происходить, пока $d_1 \le d_{п1}$ и даже при некотором превышении: $d_1 \ge d_{п1}$, как это показано на рис. 5, *г*. Но при этом произойдет "закусывание" поковки и начнет образовываться облой, что не рационально как с точки зрения заполнения ручья, так и расхода материала.

Таким образом, приведено теоретическое обоснование и методика расчета контура свободной поверхности в процессах осадки и выбора исходных размеров цилиндрической заготовки для получения требуемого контура, рассмотрены вопросы обеспечения самоцентрирования осаженных заготовок в штамповочных ручьях для получения поковок простой формы.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Антрошенко А.П., Федоров В.И.** Металлосберегающие технологии кузнечно-штамповочного производства. Л.: Машиностроение, 1990. 279 с.

2. **Влияние** характера заполнения полости ручья на напряжения в штампе и поковке / А.З. Журавлев, Ю.Н. Резников, Ю.Ф. Кирсанов, Б.П. Корпаков // Известия вузов. Черная металлургия. 1986. № 5. С. 94– 97.

3. **Кондратенко В.Г., Григорян Т.А.** Влияние погрешности установки заготовки на работу деформирования при закрытой осадке // Известия вузов. Машиностроение. 1986. № 12. С. 130–133.

Владимир Борисович Мамаев, канд. техн. наук

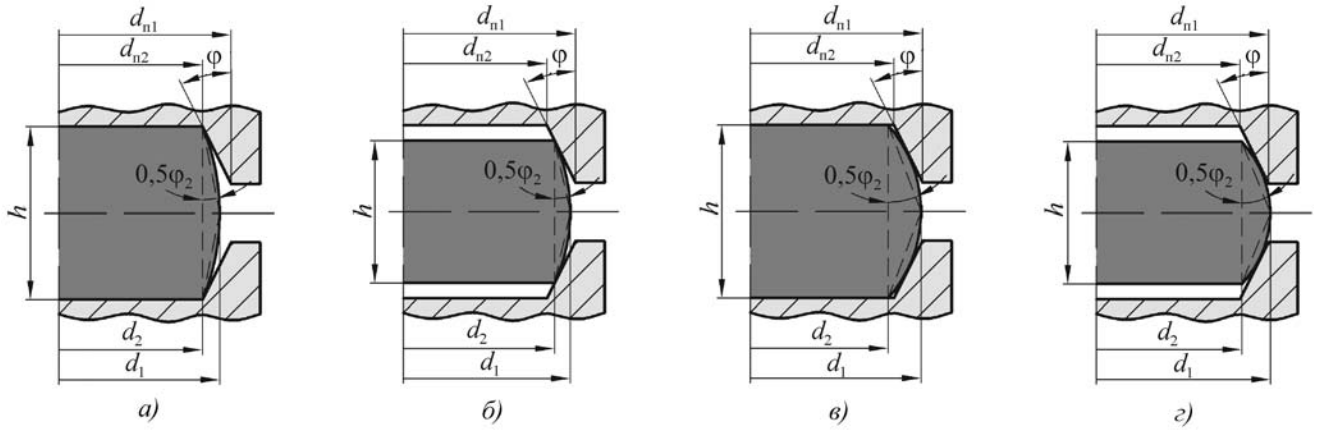


Рис. 5. Схемы центрирования заготовки по свободной поверхности:
а, б – случай 1 – $\varphi_2/2 \le \beta$; *в, г – случай 2 –* $\varphi_2/2 \ge \beta$

Н.С. Арсентьева, Л.М. Железняк, А.И. Снигирев, Е.В. Кузьмина, Л.Н. Марущак, О.Л. Глухова *(ОАО "Каменск-Уральский завод по обработке цветных металлов", Уральский государственный технический университет – УПИ, Екатеринбург)*

Производство на ОАО "Каменск-Уральский завод по обработке цветных металлов" проволоки и полос для электронагревательных устройств

Освоено промышленное производство проволоки диаметром 0,5...10 мм и полос толщиной 2...4 мм и шириной 20...40 мм из нихрома Х20Н80Н для электронагревательных устройств. Эксплуатационные характеристики продукции полностью отвечают требованиям стандартов по уровню прочностных и пластических свойств и по удельному электросопротивлению.

Industrial production of the wire with diameter 0,5...10 mm and the stripe with gage 2...4 mm and width 20...40 mm made of nichrome X20H80H for electric heaters have been developed. Products merits meet the standarts requirements on strength, plastisity and specific resistivity.

ОАО "Каменск-Уральский завод по обработке цветных металлов" ("КУЗОЦМ") – ведущее предприятие цветметобработки, выпускающее разнообразный сортовой прокат из сплавов на основе тяжелых цветных металлов. После вступления экономики РФ в рыночные отношения произошла серьезная переориентация ее промышленной политики: значительно повысились требования к качественным характеристикам полуфабрикатов; на рынке цветного металлопроката проявилась и утвердилась тенденция в получении новых его видов, представляющих интерес для зарубежных и отечественных потребителей; сложился стабильный спрос на партии металла небольшого объема.

В связи с поступившими запросами потенциальных заказчиков, в том числе от предприятий, расположенных на территории Уральского региона, и расширением вследствие этого марочного и типоразмерного сортамента изготовляемой продукции, в ОАО "КУЗОЦМ" регулярно проводится анализ ситуации для проведения комплекса мер, направленных на освоение выпуска новых изделий из сплавов, не производившихся ранее заводом.

В плане реализации существенного практического интереса стало для ОАО "КУЗОЦМ" производство проволоки и полос из сплава высокого электросопротивления – нихрома Х20Н80Н, так как выпуск этой продукции специализированными предприятиями черной металлургии в значительной мере утратил экономическую целесообразность из-за резкого снижения объема производства и невозможности использования вследствие этого применявшихся ранее крупных слитков. В эту группу, кроме нихрома Х20Н80Н, включают, как правило, также более сложные никелевые сплавы, легированные кремнием, алюминием, марганцем, реже – вольфрамом, молибденом.

Эти сплавы отличаются высоким удельным электросопротивлением, повышенными жаростойкостью и жаропрочностью, что позволяет успешно производить из них полосу, ленту и проволоку для промышленных тепловых электрических агрегатов*, реостатов, резисторов, микропроводов и бытовых приборов.

Сроки эксплуатации изделий из хромоникелевых сплавов зависят от температуры их нагрева, содержания в них хрома, а также от условий их работы, а именно от состава газовой среды и футеровочных материалов, с которыми они контактируют (таблица). С этих точек зрения оптимальным является содержание хрома в диапазоне 20...30 %, однако горячая обработка давлением сплавов, имеющих в составе более 20 % Cr, сильно затруднена, кроме того, сплавы, содержащие до 30 % Cr, крайне неудовлетворительно подвергаются волочению.

Хромоникелевые сплавы, легированные железом (ферронихромы) существенно более пластичны и легче обрабатываются прокаткой и волочением по сравнению с нихромом, но с повышением содержания железа их жаростойкость в атмосферах, используемых в современных тепловых агрегатах, значительно снижена (см. таблицу).

---

*Полезно отметить, что указанные устройства предназначены для проведения различных термических операций – нагрева перед горячей обработкой давлением и под закалку, для гомогенизации, отжига, старения, отпуска, низкотемпературного отпуска (нормализации) и других видов термообработки как заготовок и полуфабрикатов, так и готовых изделий после отделочной пластической деформации.

Рекомендуемые сплавы сопротивления в зависимости от применяемых атмосфер и рабочих температур

Атмосфера	Сплавы	Рабочая температура, °С
Воздух	Нихромы	1000...1200
	Ферронихромы	800...1000
	Ферронихромы с алюминием	1200...1300
Водяной пар	Нихромы	900...1100
	Ферронихромы	800...1000
Водород при отсутствии влаги и кислорода	Нихромы	1100...1300
	Ферронихромы	1000...1200
	Ферронихромы с алюминием	1200...1400
Азот	Нихромы с минимальным содержанием железа	1000...1200
Оксид углерода СО, углекислый газ, углеводороды	Нихромы Ферронихромы с повышенным содержанием алюминия	800...1000
Сернистый газ, сероводород	Ферронихромы с повышенным содержанием железа Ферронихромы с алюминием	700...800
Аммиак	Чистые нихромы с максимальным содержанием никеля	800...1100
Хлор, бром и другие галогены	Чистые нихромы, нихромы с повышенным содержанием кремния или молибдена	200...300

Информация, содержащаяся в стандартах РФ о сплавах высокого электросопротивления, свидетельствует, что эксплуатационные характеристики нихрома Х20Н80Н существенно превышают подобные свойства сплавов этого класса. Так, при испытании по методу достижения табличных норм нихром Х20Н80Н по показателю живучести (не менее 100 ч при температуре испытания 1175 °С) уступает только сплавам Х23Ю5 и Х23Ю5Т, однако при испытании по методу перегорания живучесть нихрома Х20Н80Н (160 ч при температуре испытания 1200 °С, ГОСТ 12766.1–90) значительно превосходит живучесть всех прочих прецизионных сплавов электросопротивления. Таким образом, его эксплуатационная эффективность по сравнению с другими сплавами этой группы не вызывает сомнения, несмотря на его относительно высокую цену.

До 1970-х гг. хромоникелевые сплавы высокого электросопротивления выпускались согласно ГОСТ 10994–64, затем их отнесли к классу прецизионных, производимых по ГОСТ 10994–74. Следствием этого стало более строгое соблюдение химического состава, особенно по ограничению содержания примесных элементов, но требования, касающиеся наиболее важной характеристики – удельного электросопротивления, а также механических свойств – сохранились практически в прежнем виде. Последнее позволяет сделать вывод, что хромоникелевые сплавы были отнесены к классу прецизионных для повышения потребительских свойств изготовляемых из них изделий; это повлекло за собой существенное увеличение стоимости продукции.

Освоением производства проволоки и полос из сплавов сопротивления завод начал заниматься в связи с запросами, поступившими от предприятий Уральского федерального округа, на проволоку диаметром 0,5...10,0 мм и полосы прямоугольного сечения толщиной 2...4 мм и шириной 20...40 мм.

Предварительное изучение информации о процессах выплавки и последующей термической и пластической обработки этих сплавов показало, что для получения изделий из них требуются современные высокочастотные вакуумные плавильные агрегаты, дорогие и энергоемкие установки замедленного охлаждения, оборудование и производственные площади для обточки, ковки и фрезеровки полуфабрикатов, а также специальные печи с защитной атмосферой для замедленного нагрева соответствующим образом подготовленных заготовок перед их деформационной обработкой, поскольку сплавы этой группы отличаются высокой чувствительностью к термическим напряжениям и настолько пониженной пластичностью, что растрескиваются при первых проходах горячей прокатки. Кроме того, волочильный передел должен включать несколько проходов с применением промежуточных смягчающих отжигов в защитных средах и травлений, проводимых в проходных агрегатах [1, 2].

Реализация применяемой в черной металлургии технологической схемы с использованием слитков массой до 1,5...2,0 т и применением современных агрегатов и оборудования потребовала бы несоизмеримых с полученными результатами затрат энергоресурсов и энергоносителей, поэтому на ОАО "КУЗОЦМ" провели промышленные эксперименты, показавшие, что можно успешно применить разработанный ранее технологический регламент [3–6] с использованием имеющегося на заводе комплекса оборудования, агрегатов и устройств для плавки и пластической, и термической обработки полуфабрикатов из нихрома. К ним относятся:

– однофазная одноканальная печь ИЛК–0,6; промежуточный тигель; вертикальные изложницы для получения наполнительным литьем конических слитков диаметром 120×85 мм, высотой 600 мм и массой 50 кг;

– камерные газовые нагревательные печи с температурой рабочего пространства до 1300 °С, в том числе печи для замедленного в течение 6...7 ч нагрева заготовок под прокатку;

– паровоздушный ковочный молот с массой падающих частей 2 т для ковки конического слитка на промежуточную заготовку квадратного сечения;

– мелкосортно-проволочный стан горячей прокатки в составе обжимной клети 440 и 9-клетевой линейной группы 300, оснащенный различными уборочными средствами, а также ножницами для обрезки захоложенных и растрескавшихся концов раската, – для получения по действующей для никелевых сплавов калибровке прямоугольных загото-

вок с размерами сечения 5,5×23; 5,5×33; 5,5×43 мм и катанки диаметром 7,2...12,0 мм;

– широкая гамма волочильных станов с соответствующим набором вспомогательного оборудования;

– печи слабоокислительного отжига;

– ванны для двухстадийного щелочно-кислотного травления и последующей промывки в холодной и горячей воде.

Производство нихромовых полос и лент на заводах черной металлургии РФ основано на применении горячей прокатки в клетях дуо до толщины 5 мм и последующей холодной прокатки в клетях кварто на полосы требуемой толщины; затем прокат шириной ~300 мм способом продольной резки разделяют на полосы необходимой ширины. Это приводит к серьезному снижению их качества, зафиксированному в ГОСТ 12766.2–90, а именно: поперечное сечение полос не имеет в углах радиусов закруглений, более того, стандарт допускает на кромках полос заусенцы.

Наличие острой кромки или даже кромки с заусенцем приводит к опасности травмирования обслуживающего персонала при выполнении операций ручной гибки и формирования нагревательных элементов печи. Это обстоятельство порождает снижение потребительских свойств продукции, изготовленной по вышеприведенной технологической схеме, так как продольная резка плоского проката практически неизбежно приводит к появлению заусенца.

Достоинством разработанной и осуществленной на ОАО "КУЗОЦМ" схемы является гарантированное получение готовой полосы прямоугольного сечения, имеющего радиусы закруглений в углах при полном отсутствии острых кромок и заусенцев; кроме того, полосы изготовлены с более жесткими допусками по ширине [7]. Такое существенное повышение потребительских качеств продукции достигнуто применением следующих приемов обработки.

Конические слитки проковывают в горячем состоянии на промежуточную заготовку квадратного сечения, которую затем подвергают горячей сортовой прокатке на полосовые заготовки. Полученные полосы доводят до чистовых размеров волочением на барабанных однократных волочильных станах через волоки, имеющие канал прямоугольного сечения с нормированными радиусами закругления в углах сечения.

Полученная продукция полностью соответствует требованиям стандартов, в частности удельное электрическое сопротивление мягкой термически обработанной проволоки составляет ρ = 1,06...1,16 мкОм·м (для диаметра 0,5...3,0 мм) и ρ = 1,07...1,18 мкОм·м (для диаметра более 3,0 мм); предел прочности $\sigma_в$ = 660...750 МПа (по ГОСТ 12766.1–90 $\sigma_в \leq$ $\leq$ 880 МПа); относительное удлинение δ = 20...28 % (по ГОСТ 12766.1–90 $\delta \geq$ 20 %).

Выпуск нихромовых полос толщиной 2...4 мм и шириной 20...40 мм, а также проволоки диаметром 0,5...10,0 мм подтвердил результативность разработанных на ОАО "КУЗОЦМ" ресурсосберегающих и малоэнергоемких технологий производства изделий из сплавов сопротивления.

Так же налажен выпуск проволоки диаметром 0,03...0,6 мм из относящихся к группе сплавов сопротивления манганина МНМц3–12 и константана МНМц40–1,5, отличающихся повышенной по сравнению с нихромами технологичностью. В технологических схемах ее производства отсутствуют такие операции, как замедленный нагрев заготовок перед прокаткой, ковка конического слитка на квадратное сечение и др.; прокатка применяется только для получения катанки диаметром 7,20 мм, предназначенной для волочения проволоки с размерами и в количестве, соответствующими заказам потребителей.

Служебные характеристики изделий из этих двух сплавов предопределены их целевым назначением и технико-экономической целесообразностью использования [8]:

– константан отличается высокой ТЭДС, низким температурным коэффициентом электросопротивления и постоянным электросопротивлением ρ = 0,48 мкОм·м, достаточно устойчив к коррозии, жаростоек и имеет высокий уровень механических свойств, что позволяет его применять при изготовлении реостатов, термопар и нагревательных приборов с рабочей температурой до 500 °С;

– манганин, так же как и константан, имеет достаточно высокое электросопротивление ρ = 0,435 мкОм·м, малый температурный коэффициент электросопротивления и применяется для устройств с рабочей температурой до 100 °С, а также для точных электроизмерительных приборов.

Таким образом, вопреки установившейся в последние годы тенденции к значительному росту числа заказов на партии проката малых (сотни килограммов) и особо малых (десятки килограммов) объемов полуфабрикатов, в том числе из сплавов высокого электросопротивления, и возникшим по этой причине дополнительным трудностям, коллектив ОАО "КУЗОЦМ" успешно решил задачу выпуска изделий ответственного назначения благодаря использованию давно освоенных агрегатов и устройств в режиме гибких переналаживаемых систем и расширению технологических возможностей оборудования и инструмента.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Чижиков Ю.М.** Процессы обработки давлением легированных сталей и сплавов. М.: Металлургия, 1965. 499 с.

2. **Дзугутов М.Я.** Пластичность и деформируемость высоколегированных сталей и сплавов. М.: Металлургия, 1990. 330 с.

3. **Погодин С.А.** Проводниковые и реостатные сплавы. М.–Л.: ОНТИ, 1936. 295 с.

4. **Романов М.М., Вер О.И.** Огнестойкие сплавы. Л.–М., 1935.

5. **Займовский А.С., Усов В.В.** Металлы и сплавы в электротехнике. 2-е изд. М.–Л., 1949. 586 с.

6. **Сердюков В.Г., Цирш Я.Я.** Обработка цветных металлов и сплавов давлением. М.: Металлургиздат, 1947. 508 с.

7. **Пат. РФ 32495** на полезную модель "Полоса из нихрома и подобных сплавов". Бюл. № 26, 2003.

8. **Смирягин А.П., Смирягина Н.А., Белова А.В.** Промышленные цветные металлы и сплавы. М.: Металлургия, 1974. 488 с.

Наталья Сергеевна Арсентьева, гл. инженер;
Лев Моисеевич Железняк, канд. техн. наук;
Александр Иванович Снигирев, начальник техотдела;
Елена Васильевна Кузьмина, зам. гл. технолога;
Лариса Николаевна Марущак, технолог техотдела;
Ольга Леонидовна Глухова, студентка

УДК 621.74.019:004.9

В.А. Токарев *(Рыбинская государственная авиационная технологическая академия им. П.А. Соловьева)*

Обработка изображений дефектов отливок с помощью растрового редактора

Приведена методика графической обработки изображений дефектов отливок с помощью графического редактора. Рассмотрен пример определения уровней усадочной пористости и раковин на поверхности шлифа отливки из алюминиевого сплава. Применение предложенной методики позволяет снизить трудоемкость и повысить точность измерения. Методика применима для дефектов и других структурных составляющих, имеющих оттенки цвета, отличные от оттенков цвета окружающих областей.

The technique of graphic handling of images of castings imperfections by means of the graphic editor is reduced. The example of definition of levels of shrinkable porosity and bowls on a surface of an aluminium moulding cut is considered. Offered technique allows to lower complexity and to raise accuracy of measurement. The technique is applicable for imperfections and other structural components having shades of colors distinct from shades of colors of environmental areas.

Измерение уровня дефектности отливок по изображениям традиционно осуществляется с помощью сравнения с эталонными изображениями. Однако размеры, форма, расположение и количество дефектов отливки могут существенно отличаться от представленных дефектов на эталонах. В этом случае возможно неточное определение степени дефектности.

От точности измерения, например, степени усадочной пористости (рыхлоты) зависит выбор параметров систем питания отливок – прибылей, холодильников и технологических напусков [1]. Для повышения точности проводят измерение пористости на шлифе с помощью сетки или линейки на окуляре микроскопа, измерение пористости с помощью гидровзвешивания и другими методами [2]. Для автоматизированной обработки применяют специализированные компьютерные программы и оборудование, позволяющие получить необходимую информацию по структуре изображения. Большинство методов требуют использования специального оборудования или являются крайне трудоемкими.

Однако для некоторых производств и видов исследовательской деятельности приобретение и освоение дополнительного специализированного оборудования и программ не всегда целесообразно. Графическую обработку изображений дефектов отливок на шлифах возможно выполнять с помощью широко распространенных и относительно универсальных растровых графических редакторов, имеющих в своем распоряжении инструменты измерения и редактирования яркостей пикселей.

На рис. 1 представлено изображение продольного макрошлифа цилиндрической отливки из алюминиевого сплава, изготовленного для оценки распределения усадочных раковин и усадочной пористости (рыхлоты). Изображение выполнено в оттенках серого цвета. Раковины и пористость после травления имеют более темный оттенок по сравнению с изображениями других структурных составляющих на плоскости шлифа.

Основным параметром съемки на цифровую камеру является задаваемый исследователем размер изображения в пикселях. При сканировании фотографии или непосредственно шлифа исследователь также задает размер цифрового изображения в пикселях, варьируя разрешением. Минимальный размер анализируемого на изображении объекта (в данном случае поры) определяется выбранным пользователем размером пикселя, измеренным в единицах длины снимаемого объекта. Чем больше размер изображения в пик-

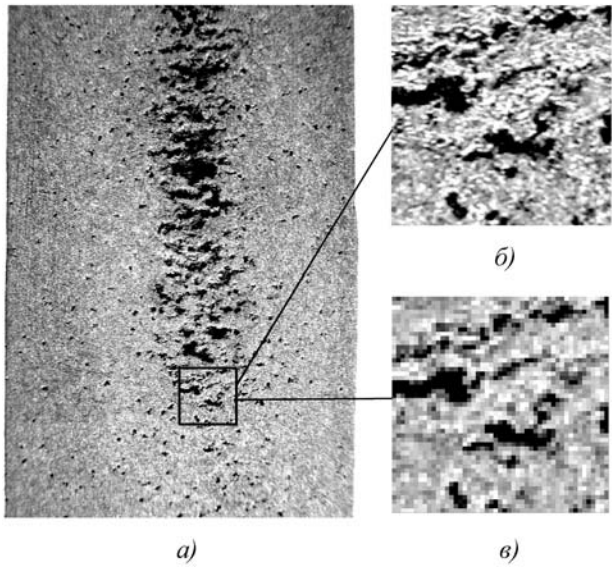


Рис. 1. Участок продольного шлифа отливки диаметром 30 мм из алюминиевого сплава АК21М25Н2,5 (*а*):
б – разрешение изображения 360 пикселей на 1 см шлифа; *в* – разрешение изображения 100 пикселей на 1 см шлифа

селях, тем при прочих равных условиях большее количество пор обычно можно выявить на полученном изображении и, соответственно, замеряемый уровень пористости будет выше.

Для оценки уровня пористости в отливке обычно принимают минимально анализируемое значение линейного размера пор. В частности, в соответствии с работой [3] размер пор оценивают при увеличении до 10 раз; в качестве пороговых при определении баллов пористости приняты размеры пор 0,1; 0,2; 0,5 и 1 мм. В соответствии с минимально анализируемым размером выбирают параметры съемки и параметры преобразования изображения в растровом редакторе.

Одним из основных параметров изображения при его обработке в растровом редакторе является разрешение – величина, обратно пропорциональная размеру пикселя, измеренному в единицах длины изображения. Так как необходимо оценить размер пор в отливке, следует для удобства рассчитывать размер пикселя изображения по отношению к единичному линейному размеру отливки, а не к единичному линейному размеру изображения, как принято в растровых редакторах.

На рис. 1, *б* и *в* представлены изображения одного и того же участка шлифа при различном разрешении. Участки шлифа с порами, имеющими размер, меньший размера пикселя, при формировании изображения приобретают оттенок серого цвета, промежуточный между оттенком пор и оттенком окружающих структурных составляющих; тем самым такие поры сливаются с окружающим фоном. Поэтому необходимо формировать растровое изображение с размером пикселя, которое соответствует минимальному анализируемому размеру поры. При разрешении 100 пикселей на 1 см шлифа (рис. 1, *в*) размер пикселя соответствует 0,1 мм шлифа, поэтому поры, имеющие размер менее 0,1 мм, на изображении сливаются с фоном, и появляется возможность исключить их при дальнейшей статистической обработке.

Процент пористости в различных участках отливки соответствует доле площади шлифа, приходящейся на пористость или раковину. Количественная оценка распределения пористости выполнена с помощью распространенного в растровых редакторах инструмента "Гистограмма", представляющего собой график распределения количества пикселей по уровню яркости. Ниже приведена последовательность операций для оценки пористости.

Для установки необходимого разрешения шлиф отливки фотографируют совместно с линейкой. После открытия изображения в растровом редакторе с помощью инструмента измерения замеряют на изображении линейки участок единичной длины, например один сантиметр. В результате такого измерения определяют масштаб изображения. Предположим, что в результате измерения установили: 1 см линейки соответствует 3,5 см изображения, т.е. масштаб изображения равен 3,5:1. Но при этом необходимо учитывать, что в действительности масштаб изображения на разных участках изображения различен: в центре он больше, по краям меньше, так как изображение близко к перспективе.

Для снижения погрешности в различии масштаба целесообразно проводить съемку с максимальным удалением камеры от анализируемого объекта. При выборе цифровой камеры необходимо учитывать, что при съемке с размерами изображения 2048 на 1536 пикселей на изображении помещается около 20 на 15 см поверхности шлифа при разрешении 100 пикселей на 1 см шлифа.

В графических редакторах удобно вести построения и измерения в масштабе 1:1. Поэтому для приведения к масштабу 1:1 в растровом редакторе нужно изменить размер изображения в соответствующее исходному масштабу число раз. В данном примере уменьшение составляет 3,5 раза. Количество пикселей при этом не изменяется. Затем необходимо изменить разрешение для ограничения измеряемых пор по их линейному размеру. Количество пикселей при этом уменьшается и мелкие элементы изображения теряются. Например, для анализа пор размером не менее 0,1 мм нужно задать разрешение 100 пикселей на 1 см.

При получении изображения шлифа со сканера в отличие от изображения, полученного с цифровой камеры, обычно не возникает необходимости в изменении масштаба изображения. Это связано с тем, что при сканировании чаще всего выбирают масштаб 1:1. Кроме того, при исследовании большой серии однотипных шлифов целесообразно установить необходимое разрешение уже при сканировании.

Для единичных шлифов, подготовленных по индивидуальной технологии, рекомендуется сканировать образец при разрешении в 3...4 раза больше конечного разрешения, так как в этом случае часто возникает не-

обходимость в сравнении участков изображений с различным разрешением. Пример таких изображений рассмотрен на рис. 1. Кроме того, для единичных образцов возникает потребность в повышении контрастности исследуемых участков изображения (пор) с помощью тоновой коррекции, что удобно осуществлять при высоком разрешении.

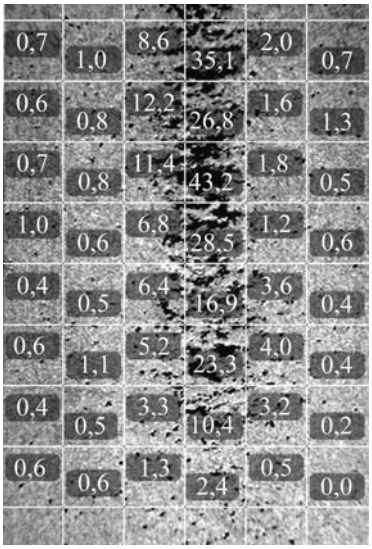


Рис. 2. Уровень пористости и раковин на шлифе, %

При необходимости выявления закона распределения пористости по двум координатам (рис. 2) плоскость изображения поверхности шлифа делят на необходимое число элементов с помощью сетки. Предварительно начало координат привязывают к произвольной базовой точке шлифа и устанавливают размеры сетки по двум координатам. Выбирают режим привязки к сетке.

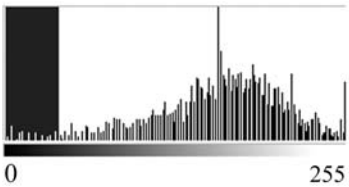
С помощью инструмента выделения ограничивают участок для измерения. Если анализируют области по прямоугольной сетке, то для выделения применяют инструмент "Прямоугольная область". Процент пористости внутри каждого выделенного участка или для изображения в целом определяют с помощью инструмента "Гистограмма".

На рис. 3 приведена гистограмма распределения количества пикселей по уровню яркости оттенков серого цвета от 0 до 255 для участка, показанного на рис. 1, *в*. На гистограмме уровень яркости 0 соответствует черному цвету, 255 – белому. Гистограмма позволяет получить статистические характеристики распределения пикселей с различным уровнем яркости в выделенной области изображения.

Для определения уровня пористости необходимо заранее оценить яркости оттенков серого цвета, соответствующие анализируемым зонам – зонам пор. Исходя из предварительного сопоставления изображений участка отливки, представленного на рис. 1, *а*, полученных с различным разрешением, установлено, что для анализируемого изображения пиксели в области пор имеют значения яркостей оттенков серого цвета в пределах от 0 до 40. Яркость измеряют с помощью соответствующего инструмента, имеющегося в растровых редакторах.

В левой части гистограммы (см. рис. 3) манипулятором "Мышь" выделяют область, соответствующую

Рис. 3. Гистограмма распределения пикселей по яркости:
всего пикселей 2500; выделены уровни яркости 0...40; выделено пикселей 261; процент 10,4



найденному интервалу уровней яркости (0...40), и в диалоговом окне инструмента "Гистограмма" автоматически выводится, в частности, количество пикселей с заданным уровнем яркости (261) и их процент (10,4) от общего количества пикселей (2500) в анализируемой области. Численное значение процента соответствует искомому уровню пористости или раковин в анализируемом выделенном участке шлифа.

На рис. 2 записаны количественные значения уровня пористости и раковин в процентах в каждом выделенном прямоугольном участке шлифа. Для подготовки отчета целесообразно записать на отдельных слоях изображения найденные значения пористости с помощью инструмента "Текст", а также провести с привязкой к сетке линии, как показано на рис. 2.

Погрешность определения значения пористости для участка, представленного на рис. 1, *в*, не превышает 8 %. Время на подготовку изображения, измерение и формирование отчета составило 2 ч.

Для снижения времени измерения для серии однотипных образцов разработана программа определения процента пористости, разработанная в форме макрокоманды и функционирующая в растровом редакторе. В программе использовано сравнение всех пикселей изображения с эталонным изображением.

В приведенном примере выполнена количественная оценка на основе изображения в оттенках серого цвета. Для цветного изображения подобные задачи, например, по распределению фаз решаются аналогично. Для этого в диалоговом окне инструмента "Гистограмма" при необходимости повышения точности измерения анализируют не все цветовые каналы, а только канал цвета исследуемой фазы.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Кононенко В.К., Токарев В.А.** Проблемы горячеломкости и питания отливок в связи с изменениями свойств сплавов в интервале кристаллизации // Заготовительные производства в машиностроении. 2004. № 2. С. 3–8.

2. **Металловедение** и термическая обработка стали: Справ. Изд. 3-е, перераб. и доп. В 3-х т. Т. 1: Методы испытаний и исследования / под ред. М.Л. Бернштейна, А.Г. Рахштадта. М.: Металлургия, 1983. 352 с.

3. **Сплавы** алюминиевые литейные. Технические условия. ГОСТ 1583–93.

Владимир Адольфович Токарев, канд. техн. наук

В.М. Воздвиженский, **А.А. Шатульский**, **М.А. Шаповалова**
(Рыбинская государственная авиационная технологическая академия им. П.А. Соловьева)

Классификация легирующих элементов и расчет количества γ′-фазы в жаропрочных никелевых сплавах

На основе изучения парного взаимодействия компонентов в системах "Ni – легирующий элемент" и индивидуальных физико-химических свойств элементов методом кластерного анализа разработана классификация легирующих элементов по степени влияния на образование γ′-фазы в жаропрочных никелевых сплавах. Предложена обобщенная характеристика химического состава сплавов – алюминиевый эквивалент и показана возможность его использования для расчета количества γ′-фазы в никелевых сплавах.

The classificational system of alloying elements by the influence grade on γ′-phase origin in heat-resistant nickel alloys have been developed on the basis of study of components two-way interaction in "Ni – alloing element" systems and individual elements properties by the cluster analysis. The generalized characteristic of chemical compound of alloys – aluminium equivalent is offered and also the way of its application for γ′-phase quantity calculation in nickel alloys is shown.

При изучении никелевых жаропрочных сплавов используют различные классификации легирующих элементов (ЛЭ). Обычно элементы объединяют в группы по признаку однотипного механизма упрочнения – растворного, дисперсионного и т.д. [1, 2]. Наиболее полно этот способ классификации разработан А.А. Ганеевым [3]. Основная сложность корректного проведения подобной классификации заключается в невозможности отнесения многих элементов однозначно к одной из этих групп, так как они участвуют в нескольких различных механизмах упрочнения сплавов.

Другой способ классификации – объединение элементов по признаку образования однотипных фаз – интерметаллидов, карбидов и т.д., или преимущественного расположения в одной из фаз, либо на границах зерен и т.д. Например, широко применяется объединение элементов в группы по их расположению в Периодической системе элементов [1–4].

Все эти подходы имеют право на существование, но не отражают значительного различия интенсивности влияния ЛЭ на процесс формирования γ′-фазы и не обеспечивают использование групп элементов для количественных оценок или составления прогноза. Поэтому дополнительно к существующим предлагается ввести классификацию элементов по фазообразующей способности – способности образовывать γ′-фазу. Влияние ЛЭ на количество γ′-фазы (КГФ) зависит, в первую очередь, от интенсивности парного взаимодействия системы Ni–ЛЭ, что наиболее полно отражается в соответствующих двойных диаграммах состояния. Поэтому их характеристики целесообразно использовать в качестве основных классификационных признаков.

В состав γ′-фазы могут входить многие ЛЭ: Al, Ti, Nb, Cr, Co, Mo, W, V и др. [1]. Но их содержание в γ′-фазе и влияние на ее количество в структуре различно. Это влияние должно быть связано со способностью данного элемента образовывать с никелем стабильные интерметаллидные фазы типа Ni_3Me.

Для характеристики устойчивости интерметаллидной фазы обычно используют температуру ее диссоциации ($T_{дис}$). В тех случаях, когда стабильная фаза Ni_3Me не образуется, можно использовать температуру упорядочения – разупорядочения твердого раствора, соответствующего стехиометрическому составу Ni_3Me (она также обозначена $T_{дис}$). Чем выше $T_{дис}$ в системе Ni–ЛЭ, тем интенсивнее влияние этого элемента на устойчивость γ′-фазы и ее количество в сплаве. Следовательно, $T_{дис}$ вполне возможно использовать в качестве основного классификационного признака.

Из общего анализа изотермических сечений тройных диаграмм состояния $Ni–Ni_3Al–Me$ следует, что элементы, имеющие малую предельную растворимость в твердом состоянии ($C_{пр}$), будут расширять двухфазную (γ + γ′)-область на диаграмме состояния и увеличивать КГФ в сплавах. Элементы с большой $C_{пр}$ будут оказывать противоположное влияние на (γ + + γ′)-область и на КГФ. Следовательно, $C_{пр}$ можно использовать в качестве второго классификационного признака.

Наиболее интенсивное образование γ′-фазы во многих никелевых жаропрочных сплавах происходит в интервале температур 800...900 °С. Поэтому для оценки влияния растворимости элементов в никеле на КГФ целесообразно дополнительно к $C_{пр}$ использовать и растворимость при температуре 850 °С – C_{850}.

Указанные выше характеристики парного взаимодействия системы Ni–Me следует дополнить индивидуальными физико-химическими характеристиками элементов. Для этого были выбраны: атомная масса M; характеристики размеров атомов – атомный диаметр $d_{ат}$, атомный объем $V_{ат}$; объемный фактор $f(d, V)$ по [5]; характеристики химической связи – электроотрицательность E по Горди и Савицкому; относительный ионизационный потенциал $U_{отн}$ по [5] и энтропия плавления $S_{пл}$ [5]. Характеристики элементов приняты по [5] и [6]. Характеристики парного взаимодействия определены по диаграммам состояния, приведенным в [7, 8].

Для численной оценки концентраций использовали процент по массе (% мас.), который является основным способом выражения концентраций элементов в промышленных сплавах. Применение атомных процентов (% ат.) при оценке $C_{пр}$ или C_{850} не вносит изменений в рассматриваемую ниже процедуру кластерного анализа и в полученные результаты – объединения элементов в группы.

Вызывает сомнение целесообразность использования для указанной цели в качестве классификационного признака температуры плавления эвтектики – $T_{эвт}$, так как в ряде систем Ni–ЛЭ эвтектика не образуется.

Для объективного объединения элементов в группы применяли метод кластерного анализа (пакет Statistica, V6.0). При построении иерархического дерева использовали метод Warda и эвклидовы расстояния. Идентичные результаты дают и другие методы кластеризации или выражения расстояния. Поэтому можно утверждать, что рассмотренные ниже группы-кластеры являются стабильными образованиями.

Результаты кластерного анализа показали, что четко выделяются четыре группы элементов: первая группа – Al, Ti, Nb, Hf, Zr; вторая группа – Ta, Re; третья группа – Mo, W, V и четвертая группа – Cr, Fe, Mn, Co.

Для элементов первых двух групп наиболее характерной особенностью является образование стабильных конгруэнтно или инконгруэнтно плавящихся интерметаллидов в области концентраций от Ni до Ni_3Me. Их температура плавления составляет 1240...1550 °С. Учитывая большое сходство диаграмм состояния на участках Ni–Ni_3Me, две первые группы элементов можно объединить в одну *группу основных (сильных) фазообразующих элементов*. В ее составе целесообразно (для последующих расчетов) выделить два базовых элемента – Al, Ti, образующие соединение Ni_3(Al, Ti). Элементы первых двух групп (кроме Re) имеют пониженную (по сравнению с другими группами) растворимость в твердом состоянии: $C_{пр}$ = = 1,3...20,5 %; C_{850} = 1...13 %.

Для третьей группы (Mo, W, V) характерным является отсутствие устойчивых до температуры плавления интерметаллидов в интервале концентраций от Ni до Ni_3Me. Образующиеся интерметаллиды Ni_4Me и Ni_3Me диссоциируют при температуре 870...1045 °С, что значительно ниже температуры солидуса. Растворимость в твердом состоянии у элементов этой группы более высокая, чем у элементов первых двух групп и составляет: $C_{пр}$ = 38...40 %, а C_{850} = 8...20,5 %.

Для четвертой группы (Cr, Fe, Mn, Co) характерным является наличие неограниченных твердых растворов (кроме Cr) и нестабильных интерметаллидов Ni_3Me (Ni_2Me) или упорядоченных твердых растворов при стехиометрическом составе Ni_3Me. Эти соединения по устойчивости значительно ниже, чем в предыдущих группах и диссоциируют при температуре 500...550 °С.

На основании результатов кластерного анализа в принятом пространстве признаков можно составить ряд активности элементов при взаимодействии с никелем и образовании интерметаллидов на участке от Ni до Ni_3Me (активность химического взаимодействия убывает от алюминия к кобальту):

Al, Ti, Nb, Hf, Zr, Ta, (Re) – Mo, W, V – Cr, Fe, Mn, Co.

Между Re и Mo, а также V и Cr существует разрыв – активность скачкообразно снижается. По-видимому, этот ряд является также рядом активности влияния элементов на образование γ′-фазы в никелевых сплавах.

Расположение Re является условным, так как при его использовании в кластерном анализе допущена вынужденная некорректность: в связи с отсутствием сведений об образовании химических соединений или упорядоченных твердых растворов в системе Ni–Re [8] в качестве $T_{дис}$ использовали температуру перитектического превращения. Все остальные данные для Re являются корректными.

Приведенный выше анализ подтвердил, что основными признаками, определяющими классификационные группировки элементов, являются характеристики двойных диаграмм состояния Ni–Me: $T_{дис}$, $C_{пр}$ и C_{850}, наиболее полно отражающие парные взаимодействия элементов с никелем.

В работах Б.Б. Гуляева [4] показано, что близкое расположение элементов в Периодической системе является наиболее убедительным доводом для их объединения в одну группу по типу взаимодействия с некоторым элементом – основой сплава (в данном случае с никелем). Поэтому рассмотрим, как располагаются элементы выделенных выше групп в Периодической системе (табл. 1).

Закономерность очевидна: элементы каждой из групп располагаются компактно в пределах не более, чем двух групп Периодической системы (алюминий

1. Расположение групп легирующих элементов в Периодической системе

Элемент	Растворимость в никеле				Формула интерметаллида	$C_{инт}$		$T_{дис}$, °С
	$C_{пр}$, % мас.	$C_{пр}$,% ат.	C_{850}, % мас.	C_{850}, % ат.		% мас.	% ат.	
Al	11	21,5	6,0	12,2	Ni_3Al	13,3	25	1395
Ti	12,5	15,0	8,0	9,6	Ni_3Ti	21,4	25	1380
Nb	20,5	14,0	8,0	5,2	Ni_3Nb	34,5	25	1400
Ta	36,0	15,4	9,0	3,1	Ni_3Ta Ni_8Ta	50,7 28,0	14,3 25	1550 1330
Hf	2,0	0,7	0,5	0,16	Ni_5Hf	37,8	16,7	1240
Zr	2,0	1,3	0,5	0,3	Ni_5Zr	23,7	16,7	1300
Re	40	17,4	32,0	12,7	–	–	–	–
Mo	38	28,4	26,0	17,7	Ni_4Mo Ni_3Mo	29,01 35,27	20 25	870 910
W	40	17,5	32,0	13,0	Ni_4W	43,92	20	970
V	39,6	43	17,0	19,4	Ni_3V	22,44	25	1045
Cr	47,0	50	36,0	39,0	Ni_3Cr^* (Ni_2Cr)	22,8	25	540
Fe	100	100	97,0	97,2	Ni_3Fe^*	24,08	25	516
Co	100	100	100	100	Ni_3Co^*	25,07	25	600
Mn	100	100	48	43,6	Ni_3Mn^*	23,77	25	520

* Упорядочение.

Обозначение. $C_{инт}$ – концентрация, соответствующая образованию первого (со стороны никеля) стабильного интерметаллида.

смещен на одну группу); элементы группы хрома располагаются в одном периоде с никелем. Чем ближе расположены элементы к никелю, тем выше их растворимость в твердом состоянии в системах Ni–Me и ниже температура диссоциации интерметаллидов типа Ni_3Me, Ni_4Me. Следовательно, расположение элементов в Периодической системе подтверждает физико-химическую обоснованность предложенной классификации.

В эту закономерность не укладывается только один элемент – рений. По последним оценкам [1] он входит в состав γ'-фазы в значительном количестве и способствует увеличению ее содержания в структуре. Расположение Re в стороне от группы основных фазообразующих элементов позволяет высказать предположение, что он, возможно, является представителем самостоятельной группы элементов (Re, Os, Ir, Ru ...) с сильной фазообразующей способностью, но иным (по сравнению с Al, Ti, Nb ...) механизмом влияния на образование γ'-фазы.

Численную оценку фазообразующей способности элементов первых двух групп можно связать с образованием стабильных интерметаллидов Ni_3Me или интерметаллидов других типов в двойных системах Ni–Me. Очевидно, что в многокомпонентных системах Ni–Al–Me влияние третьего элемента на КГФ будет тем сильнее, чем меньше концентрация $C_{инт}$. В данном случае имеется в виду концентрация, выраженная в % мас., так как состав всех сплавов и все дальнейшие расчеты выполнены для концентрации в % мас.

При отсутствии высокостабильных интерметаллидов положительное влияние элементов на КГФ мало (группа Mo) или является слабо отрицательным (группа Cr). Для систем Ni–Al и Ni–Ti соотношение концентраций $C_{инт}$ равно: 13,3/21,4 = 0,62. Для систем Ni–Al и Ni–Nb то же соотношение равно: 13,3/34,5 = = 0,38. Таким образом, если принять влияние алюминия за единицу, то получаем соотношение для Al–Ti–Nb 1:0,62:0,38.

Стабильные интерметаллиды образуют все элементы первых двух групп. Это позволяет вычислить для них коэффициенты влияния на КГФ по соотношению $C_{инт}$ (Ni_3Al) к $C_{инт}$ (Ni_5Me) или $C_{инт}$ (Ni_3Me). Для Hf, Zr, Ta коэффициенты равны соответственно 0,35; 0,42; 0,26 (или 0,47). В среднем для этих элементов (включая Nb) – 0,38. Отсюда следует, что ниобий действительно является типичным представителем группы перечисленных элементов. Этот средний коэффициент условно принят также для рения.

Полученные соотношения влияния ЛЭ на образование γ'-фазы находят полное подтверждение при ана-

лизе фактических данных для промышленных никелевых сплавов. Численные значения коэффициентов фазообразующей способности элементов определены методом множественного линейного регрессионного анализа (для Zr, Hf, Ta, Re имеются только единичные данные, которые не могут подвергаться статистической обработке). Как известно, коэффициенты регрессии в этом случае могут рассматриваться в качестве массовых коэффициентов влияния элементов на КГФ в сплаве. Для вычислений использована выборка из 36 промышленных сплавов с содержанием γ'-фазы 10...70 %. В этих пределах зависимость "содержание ЛЭ – КГФ" является приблизительно линейной.

Первоначально в регрессионную модель были включены все 16 элементов, содержащихся в сплавах: Al, Ti, Nb, Hf, Zr, Mo, W, V, Cr, Fe, Co, Ce, B, La, Y, C. Затем из-за очень низкой значимости коэффициентов исключены B, Ce, Zr, La, Y (в микродобавках), которые, по-видимому, из-за малого содержания влияют только на морфологию γ'-фазы, а не на ее количество.

Регрессионная модель в целом имеет высокие характеристики: коэффициент детерминации R^2 = = 99,8 %, критерий Фишера $F(14,17) = 645$, а средняя квадратическая погрешность $SE = 2{,}43$. Наиболее высокую значимость имеют коэффициенты регрессии для четырех элементов: Al, Ti, Nb и Cr.

В зависимости от условий отсева остальных малозначимых коэффициентов шаговой процедурой или объединения их в группы коэффициенты регрессии для Al, Ti, Nb изменялись от 8,53; 5,10; 3,25 до 9,2; 5,5; 3,5 соответственно. Но при этом всегда сохранялось соотношение между ними 1:0,6:(0,36...0,39), что полностью совпадает с соотношением влияния, установленным по концентрациям $C_{инт}$. При этом коэффициенты для хрома и углерода были всегда отрицательными. Следовательно, простое суммирование элементов Al+Ti+Nb, которое обычно приводится для характеристики содержания в сплаве γ'-образующих элементов, недостаточно корректно. Более обоснованным является взвешенное суммирование: Al+0,6Ti+0,38Nb.

Для остальных элементов, не образующих высокостабильных соединений типа Ni_3Me или Ni_4Me, коэффициенты влияния на КГФ можно определить эмпирически по коэффициентам регрессии. Из-за низкой значимости индивидуальных коэффициентов регрессии необходимо было произвести структурирование исходных данных. В простейшем случае оно заключается в суммировании концентраций элементов (Mo+W+V) и (Cr+Fe+Mn+Co). В группе молибдена все индивидуальные коэффициенты регрессии были положительные, а в группе хрома и для углерода – отрицательные.

Групповые коэффициенты влияния элементов на КГФ рассчитывали методом нелинейного оценивания (квази-ньютоновским методом) при условии минимизации функции ошибок – суммы квадратов отклонений расчетных значений от фактических. Как и в случае Ti и Nb, групповые коэффициенты регрессии для группы Mo, группы Cr и углерода при различных условиях структурирования изменялись в определенных пределах. Их численные значения были на порядок ниже, чем для Al, Ti, Nb. Если принять влияние алюминия за единицу, как это было сделано выше, то влияние элементов группы Mo изменяется от 0,021 до 0,029; группы Cr – от 0,03 до 0,04; углерода – от 1,2 до 2,5. Для дальнейших расчетов приняты средние значения соотношений для группы Al – группы Mo – группы Cr – C, которые равны 1:0,025:(–0,034):(–1,8).

Отрицательное влияние углерода можно объяснить связыванием в стойкие карбиды некоторого количества основных фазообразующих элементов и выводом их из реакции образования γ'-фазы. Большое численное значение коэффициента для углерода объясняется его малым содержанием в сплавах. Коэффициент регрессии в натуральных переменных характеризует влияние "единичного количества", что в рассматриваемой задаче составляет 0,1 %. Учитывая это, влияние углерода сопоставимо с влиянием основных фазообразующих элементов. Как видно, и в этом случае классификация вполне оправданна, так как позволяет разделить элементы со слабоположительным и слабоотрицательным влиянием на образование γ'-фазы.

На основании рассмотренных выше закономерностей была предложена обобщенная характеристика влияния ЛЭ на образование γ'-фазы, названная *алюминиевым эквивалентом* [$Al_{экв}$]. Он может быть рассчитан в двух вариантах.

Для сплавов, содержащих 10...70 % γ'-фазы, зависимость "$[Al]_{экв}$ – КГФ" близка к линейной. Для этих сплавов в соответствии с установленными коэффициентами влияния элементов на КГФ линейный алюминиевый эквивалент рассчитывается по формуле

$$[Al]^{лин}_{экв} = Al + 0{,}6Ti + 0{,}38(Nb + Hf + Zr + Ta) + \\ + 0{,}025(Mo + W + V) - 0{,}034(Cr + Fe + Mn + Co) - 1{,}8C. \quad (1)$$

Если суммы элементов обозначить символом ΣMe, то запись будет более краткой:

$$[Al]^{лин}_{экв} = \Sigma Al + 0{,}38\Sigma Nb + 0{,}025\Sigma Mo - 0{,}034\Sigma Cr - 1{,}8C. \quad (2)$$

Содержание γ'-фазы рассчитывается по следующему соотношению:

$$КГФ = 8{,}9[Al]^{лин}_{экв}. \quad (3)$$

Погрешность расчета составляет $SE = 2{,}36$ при R^2 = = 99,6 %.

Экспериментальные точки хорошо укладываются на расчетную прямую (рис. 1, *а*). Для сравнения приведена зависимость количества γ'-фазы от суммы элементов (Al+Ti+Nb), которая обычно используется для характеристики содержания основных фазообразующих элементов (рис. 1, *б*).

Уравнение (1) очень удобно для оценки вклада в образование γ'-фазы групп элементов или каждого

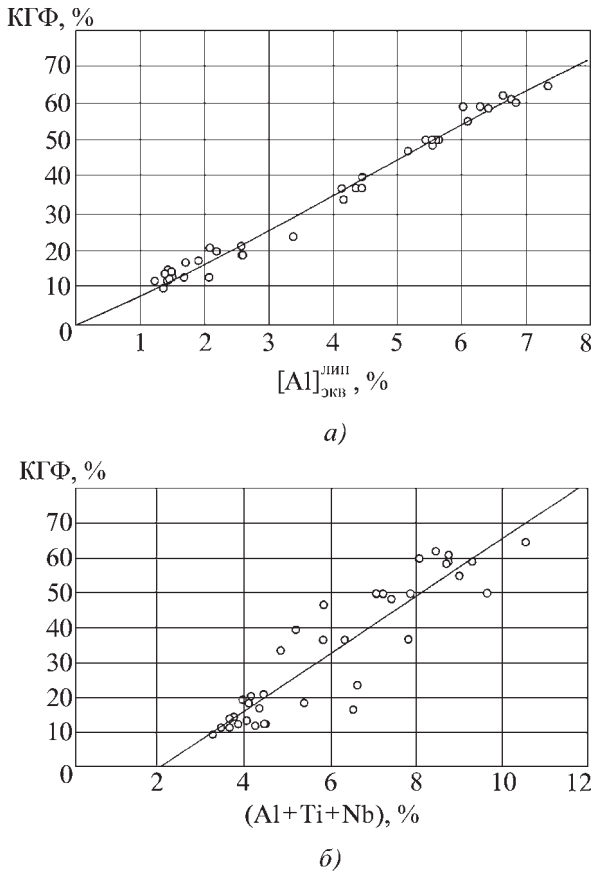


Рис. 1. Влияние линейного алюминиевого эквивалента (*а*) и суммы элементов (Al+Ti+Nb) (*б*) на количество γ′-фазы в жаропрочных никелевых сплавах

элемента в отдельности. Но оно действует только при условии адитивности и независимости влияния всех элементов на образование γ′-фазы. Это условие приблизительно соблюдается только для интервала значений КГФ от 10...15 до 70...80 %. За пределами указанного интервала интенсивность влияния элементов на КГФ зависит от содержания базовых элементов Al и Ti. Поэтому более универсальным является алюминиевый эквивалент, рассчитанный по формуле

$$[Al]^{ун}_{экв} = \Sigma Al + 0{,}38\Sigma Nb + 0{,}0075\Sigma Mo \cdot \Sigma Al - 0{,}0025\Sigma Cr \cdot \Sigma Al - 0{,}075C \cdot \Sigma Al. \quad (4)$$

Нелинейность влияния ЛЭ учтена в форме парных произведений, как это принято в регрессионных моделях. Коэффициенты определены методом нелинейного оценивания.

Для проверки пригодности $[Al]^{ун}_{экв}$ для расчета КГФ использованы сведения о содержании γ′-фазы в 50 отечественных и зарубежных серийных и опытных сплавах. Данные заимствованы из многочисленных публикаций, обзоров и работ одного из авторов за последние 30 лет (к ранее упомянутой выборке из 36 сплавов добавлены 14 сплавов за пределами интервала 10...70 % γ′-фазы).

Выделим восемь базовых точек, для которых имеются надежные данные о содержании γ′-фазы. Эти точки расположены по всему интервалу значений КГФ и могут служить индикаторами точности расчета. Фактически они определяют положение аппроксимирующей кривой.

Нулевая точка соответствует 0 % $[Al]^{ун}_{экв}$. Кроме того, следует учитывать наличие небольшой области гомогенного твердого раствора. Поэтому для сплава с 0,1 % Al и 0,1 % Ti принято КГФ = 0 %. Сплав ХН78Т (ЭИ435) по структуре обычно относят к гомогенным твердым растворам, но в нем наблюдается слабое дисперсионное твердение. Можно принять, что в сплаве образуется очень небольшое количество интерметаллидной фазы ≈1 %. Сплав ХН77ТЮР (ЭИ437Б) изучен хорошо; содержание γ′-фазы составляет 10...14 % [9]. Примем для среднего химического состава среднее содержание – 12 %.

Следующей базовой точкой является сплав ХН70ВМТЮ (ЭИ617) с содержанием γ′-фазы 16...20 % [9]; принято для расчетов 19 %. Сплав ВЖ36Л2 содержит 37 % γ′-фазы (указывается разброс 35...40 % [9]). Точки в конце аппроксимирующей кривой определяются сплавами ЖС6К (61 % γ′-фазы) и ЖС6У. Для последнего сплава указывается содержание 56...60 % γ′-фазы. Наиболее достоверное для среднего химического состава значение 58,5 % определено в работе [10]. Для сплавов ЭИ617, ВЖ36Л2 и ЖС6К использованы авторские данные, полученные методом количественной металлографии.

Последняя точка 100 % γ′-фазы принята по диаграмме состояния [7] для Ni_3Al и равна 13,3 % Al.

Для построения аппроксимирующей кривой использованы два типа моделей – кубический полином и экспоненциальное уравнение, обычно используемое для описания S-образных кривых. Обе модели являются однопараметрическими, что делает необходимым предварительный расчет $Al_{экв}$, но позволяет визуализировать результаты расчетов. Коэффициенты в моделях рассчитаны методом нелинейного оценивания.

Для кубического полинома получена зависимость:

$$КГФ = 3{,}03[Al]^{ун}_{экв} + 1{,}14[Al]^{ун\,2}_{экв} - 0{,}06[Al]^{ун\,3}_{экв}. \quad (5)$$

Погрешность расчета SE = 1,5 при R^2 = 99,6 %.

Для экспоненциального уравнения получено:

$$КГФ = (1 - \exp(-0{,}03[Al]^{ун\,1{,}69}_{экв})) \cdot 100\,\%. \quad (6)$$

Погрешность расчета SE = 2,20; при оценке погрешности без учета точки 100 % γ′-фазы SE = 1,4 при R^2 = 99,5 %.

Линейный участок аппроксимирующей кривой описывается выражением:

$$КГФ = 9{,}5([Al]^{ун}_{экв} - 1{,}1). \quad (7)$$

Погрешность расчета SE = 1,7.

2. Результаты расчета КГФ

Показатель	ХН78Т (ЭИ435)	ХН77ТЮР (ЭИ437)	ХН70ВМТЮ (ЭИ617)	ВЖ36Л2	ЖС6У	ЖС6К	Ni_3Al
$[Al]^{ун}_{экв}$, %	0,41	2,20	3,27	4,99	7,33	7,54	13,3
КГФ, %:							
эксперимент	1,0	12,0	19,0	37,0	58,5	61,0	100
расчет по (5)	1,4	11,6	20,4	37,2	59,6	61,7	99,6
расчет по (6)	0,7	11,1	20,0	36,0	59,0	60,7	91,3

Результаты расчета КГФ для базовых точек приведены в табл. 2.

Кубический полином точно описывает верхнюю часть аппроксимирующей кривой при КГФ > 80 % (рис. 2, *а*); кривая проходит через точку 100 % γ′-фазы при 13,5 % $[Al]^{ун}_{экв}$. Экспоненциальная модель на этом участке (от 80 до 100 % γ′-фазы) дает значительные погрешности (точки на рис. 2, *а*) и ее следует использовать только при условии КГФ < (70...80) %. В интервале 15...70 % γ′-фазы обе кривые практически совпадают.

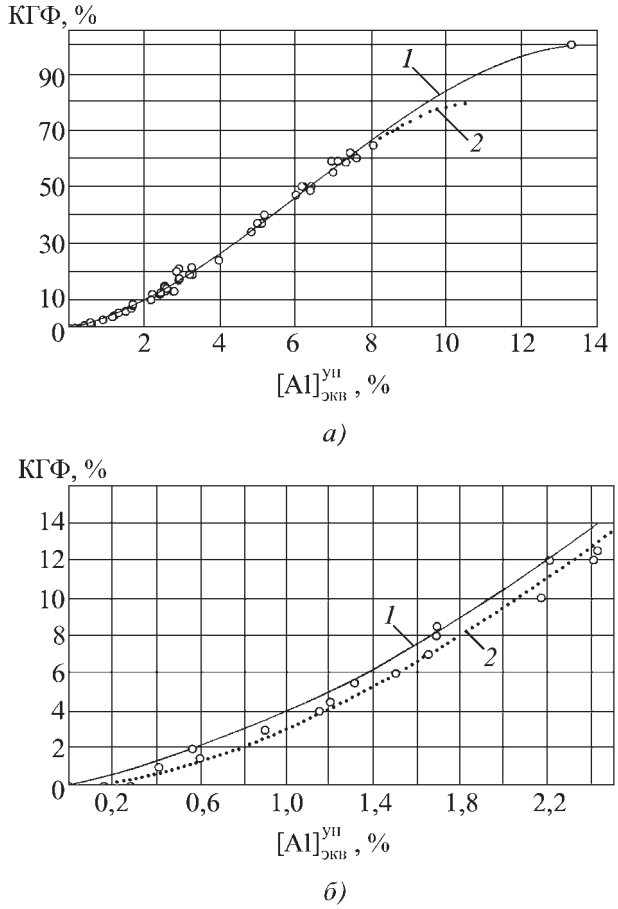


Рис. 2. Влияние универсального алюминиевого эквивалента на количество γ′-фазы в жаропрочных никелевых сплавах:
1 – модель кубический полином; *2* – экспоненциальная модель

Различие наблюдается только для КГФ < 15 % (рис. 2, *б*). Экспоненциальная кривая располагается на 1...2 % ниже, чем кривая кубического полинома, что лежит в пределах погрешности определения γ′-фазы методами количественной металлографии. Судя по положению фигуративных точек сплавов, в этой области можно принять, что уравнение (6) указывает нижний предел, а уравнение (5) верхний предел значений КГФ.

Предложенная методика может использоваться для определения некоторого расчетного базового содержания γ′-фазы, зависящего только от химического состава сплава.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Симс Ч., Хагель В.** Суперсплавы 11 / пер. с англ. Т. 1 и 2. М.: Металлургия, 1995.

2. **Химушин Ф.Ф.** Жаропрочные стали и сплавы. М.: Металлургия, 1969. 749 с.

3. **Ганеев А.А.** Повышение жаропрочности литейных никелевых сплавов с использованием методов активного и пассивного экспериментов: автореф. дис. ... д-ра техн. наук. Екатеринбург, 2000.

4. **Гуляев Б.Б.** Синтез сплавов. М.: Металлургия, 1984. 156 с.

5. **Воздвиженский В.М.** Прогноз двойных диаграмм состояния. М.: Металлургия, 1975. 224 с.

6. **Краткий** справочник физико-химических величин. Изд. 8-е, перераб. / под ред. А.А. Равделя и А.М. Пономаревой. Л.: Химия, 1983. 232 с.

7. **Хансен М., Андерко К.** Структура двойных сплавов / пер. с англ. М.: Металлургия, 1962. 1488 с.

8. **Диаграммы** состояния двойных металлических систем: справочник в 3 т. / под общ. ред. Н.П. Лякишева. М.: Машиностроение, 1998.

9. **Колачев Б.А., Елагин В.Н., Ливанов В.А.** Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов. М.: МИСИС, 1999. 414 с.

10. **Морозова Г.Н.** Феномен γ′-фазы в жаропрочных никелевых сплавах // ДАН СССР, 1992. Т. 325. № 6. С. 1193–1197.

Вилен Михайлович Воздвиженский, д-р техн. наук;
Александр Анатольевич Шатульский, д-р техн. наук;
Марина Александровна Шаповалова, канд. техн. наук

А.А. Чубов, А.А. Жуков, В.А. Вишняков *(Рыбинская государственная авиационная технологическая академия им. П.А. Соловьева)*

Металлографический анализ сплавов с помощью программы-анализатора MetAn на основе контурно-структурной сегментации

Изложена методика количественного металлографического анализа с использованием основных принципов контурно-структурной сегментации. Это позволяет более четко идентифицировать структурные и фазовые составляющие на изображении микроструктуры и повысить точность измерений. Приведены примеры практического использования методики для высокопрочного чугуна и легированной стали.

The article states the method of quantitative metallographic analysis with use of the basic principles of contour-structure segmentation. That method allows to neatly identify the structure and phase components on microstructures image and to increase the precision of measurements. Examplese of practic use of the method for high-cast iron and alloyed steel are shown.

В настоящее время наиболее перспективным направлением в проведении количественного металлографического анализа является использование компьютерной техники. Изображение микроструктур металлографического шлифа (образца), наблюдаемое в микроскоп, передается в компьютер с помощью цифровой фото- или видеокамеры для дальнейшего анализа. Это позволяет автоматизировать анализ посредством выделения и измерения отдельных элементов структуры с помощью компьютера, а не вручную, по наблюдаемому изображению в окуляре микроскопа или по фотографиям [1].

Металлографический микроскоп, фото- или видеокамера, компьютер и программное обеспечение для обработки и количественного анализа изображений микроструктур шлифов в совокупности образуют систему автоматизированного количественного металлографического анализа [1].

При автоматизированном металлографическом анализе обработка осуществляется над растровыми изображениями, представляющими собой снятые и введенные в систему фотоизображения металлографических шлифов [2]. Растровое изображение состоит из объединенных в одно целое отдельных точек – пикселей, обладающих определенной окраской.

Систему, производящую автоматизированный металлографический анализ над растровыми изображениями шлифов, будем называть *анализатором растровых изображений*. Такой анализатор может решать множество различных металлографических задач, например задачи количественного анализа: расчет балла зерна, подсчет количества элементов на единице площади шлифа и др. К анализаторам растровых изображений можно отнести многие существующие системы [3–5].

Разработанная автором программа-анализатор MetAn позволяет не только проводить анализ по растровым изображениям, но и производить их преобразование в контурно-структурный препарат, т.е. проводить контурно-структурную сегментацию [6]. Данный подход возможен благодаря тому, что все элементы структуры могут быть описаны с помощью их контуров, а по описанию контуров можно вычислить набор геометрических характеристик, таких как периметр, протяженность, площадь и т.д.

Анализ изображений структур шлифов с применением контурно-структурной сегментации состоит из следующих этапов. Вначале для всех объектов на изображении строятся контуры, а линейные объекты преобразуются в тонкие линии. Далее производится векторизация контуров объектов, т.е. их описание набором простейших геометрических примитивов из заранее определенного словаря. Словарь может содержать такие геометрические примитивы, как точка, линия, дуга и др. [7].

Затем производится лингвистическое описание каждого контура объекта, т.е. перечисление набора примитивов, составляющих контур, с указанием их взаимосвязей и положения. При таком подходе процесс металлографического анализа выполняется над полученным лингвистическим описанием, а такая система называется *структурно-лингвистическим анализатором изображений* [7]. С помощью него, например, могут быть решены следующие металлографические задачи: расчет количества и размеров микрочастиц (зерен), определение ориентационных характеристик объектов, расчет удельной поверхности границ структурных составляющих, сопоставление изображения с эталоном, определение типа структурной составляющей и др.

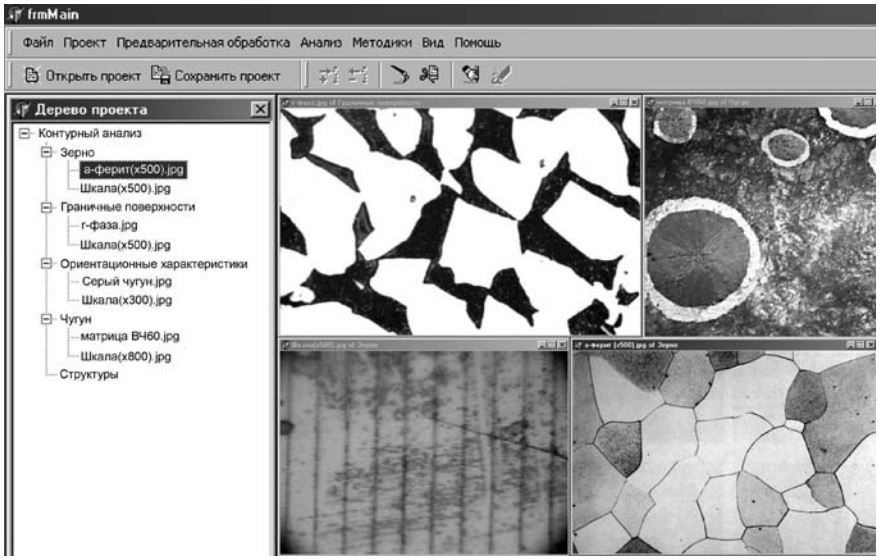


Рис. 1. Вид основного окна программы после съемки изображений

Проведение анализа начинается с выбора образцов. В данном случае отобраны три образца: чистое железо, высокопрочный чугун ВЧ 60 и хромокобальтовая сталь. По данным структурам измеряем следующие параметры: число, среднюю площадь, диаметр зерен (для железа), диаметр шаровидного графита (ВЧ 60), удельную поверхность границ (для хромокобальтовой стали).

После отбора и подготовки образцов проводится съемка изображений. Соотнесение размеров на изображениях с размерами на шлифе выполняется калибровкой системы. Для этого после настройки микроскопа на заданное увеличение проводится съемка объект-микрометра. Все снятые изображения хранятся во внутренней базе данных программы. Для каждого образца в базе создается соответствующая запись. Совокупность образцов, предназначенных для проведения исследования, объединяется в проект (рис. 1).

Введенные изображения подвергаются предварительной обработке для улучшения их качества. Для обработки изображений микроструктур рекомендуется применять следующие методы: преобразование гистограмм яркостей, фильтрация помех, компенсация неоднородности освещения, построение сфокусированного изображения, выделение контуров, обрезка изображения, препарирование.

Над введенными изображениями проведены две операции предварительной обработки: преобразование гистограмм (рис. 2) и цифровая фильтрация (рис. 3). Первая операция позволяет расширить динамический диапазон яркостей изображения и уменьшить количество уровней на изображении (для сокращения времени сегментации). Вторая операция убирает высокочастотный шум с изображений.

Анализ начнем с измерения числа, средней площади и периметра зерен по структуре железа. Перед проведением измерений выполняется контурно-структурная сегментация изображения. Окно сегментации показано на рис. 4.

Окно содержит изображение найденных точек (критические, перегиба и ветвления), соединенных набором геометрических примитивов, а также таблицу, отображающую количество точек и примитивов. При нажатии кнопки "Скрыть/показать контура" на контурное изображение накладывается растровое с обнаруженными на нем контурами. Кнопка "Примитивы" открывает окно с перечнем и координатами найденных примитивов. В нем возможно выполнение ручной коррекции результатов проведенной сегментации. При нажатии кнопки "Восстановление контуров" производится автоматическая реконструкция разорванных контуров.

По окончании сегментации генерируется файл с ее результатами. На основании этого файла модуль выделения и распознавания элементов выполняет распо-

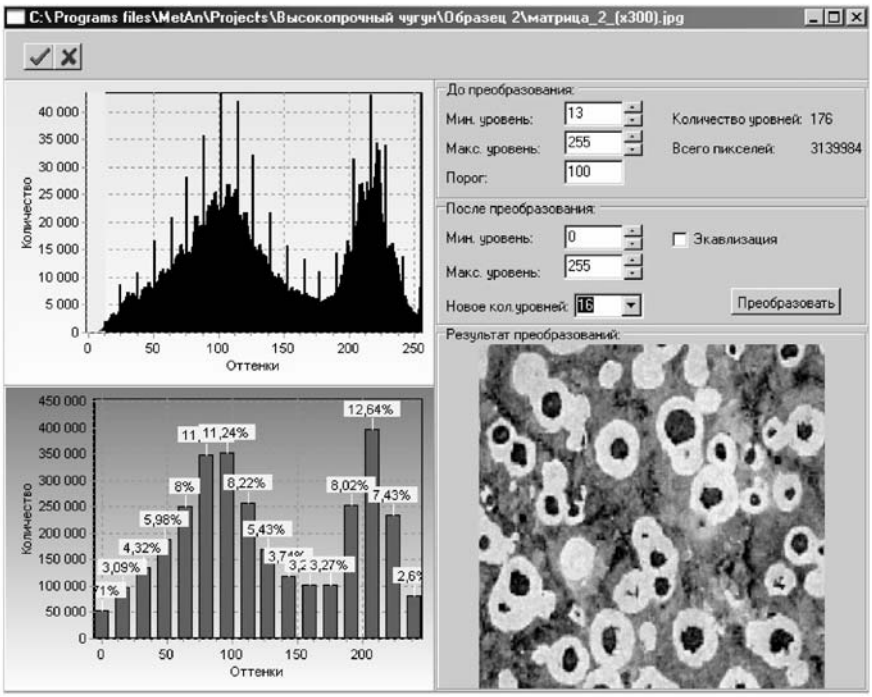


Рис. 2. Окно преобразования гистограмм программы MetAn при обработке изображения шлифа высокопрочного чугуна

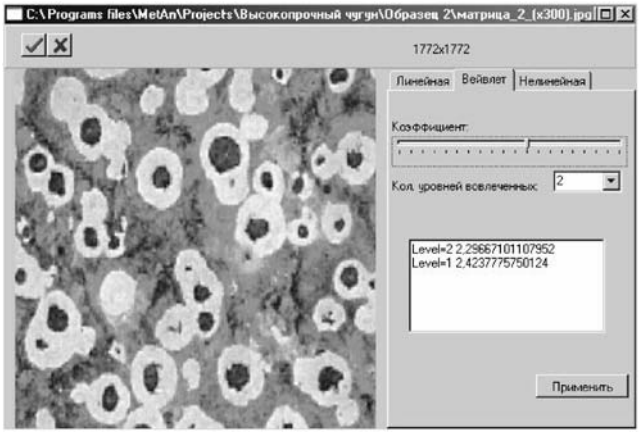


Рис. 3. Окно цифровой фильтрации программы MetAn при обработке изображений шлифа высокопрочного чугуна

знавание элементов на изображении, выделение их границ, измерение основных геометрических характеристик. Далее создается файл MES, содержащий результаты проведенного распознавания [4]. Файл имеет формат XML и содержит информацию о самом изображении (размере, площади и т.д.), список найденных объектов на изображении с описанием их геометрических характеристик (площади, периметра и т.д.), текстурных признаков этих объектов и перечнем контуров (с координатами всех точек контуров). На последующих этапах анализа файл с результатами измерений используется для расчетов металлографических характеристик.

При анализе зерна на основе этого файла программа вычисляет количество зерен, их площади и диаметры (рис. 5).

Для расчета диаметра и площади зерна необходимо измерения привести к метрической системе. Для этого воспользуемся ранее введенным изображением объект-микрометра при увеличении ×500. С помощью специальной функции программы на изображении объект-микрометра оператором указывается расстояние между определенным числом делений объект-микрометра и вводится действительное расстояние между этими делениями на объект-микрометре. Программа рассчитывает масштабный коэффициент, который затем можно назначить на введенные изображения.

В результате расчета программы получаем, что средняя площадь зерна составила 0,0012 мм^2, средний диаметр – 0,031 мм, а число зерен в одном квадратном миллиметре – 839.

Проведем измерение диаметра шаровидного графита по изображению структуры матрицы чугуна ВЧ 60. Выполним предварительную обработку и контурно-структурную сегментацию изображения ранее введенной структуры. По результатам сегментации программой генерируется MES файл. С помощью программы на основе этого файла выполняется расчет диаметра шаровидного графита (рис. 6). Для расчета диаметра программа строит две окружности.

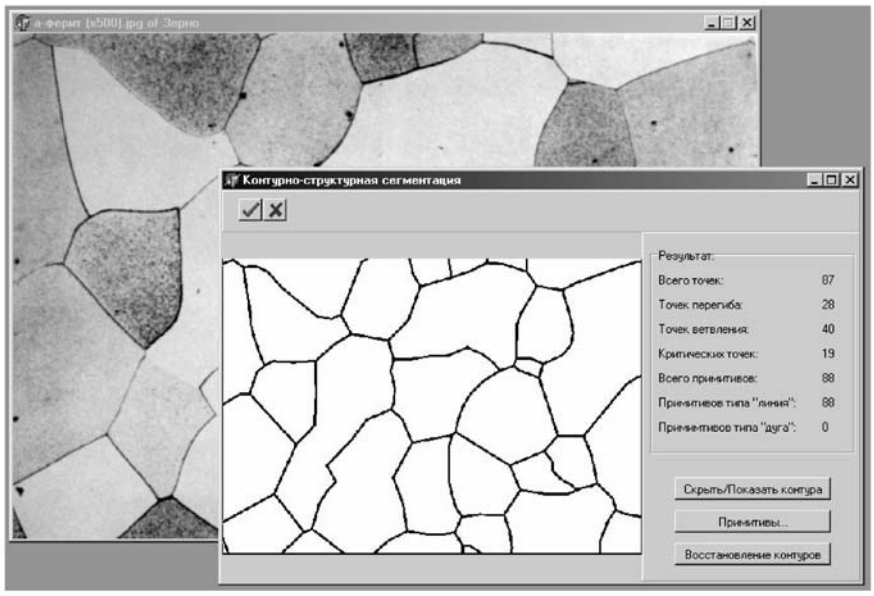


Рис. 4. Окно контурно-структурной сегментации программы MetAn

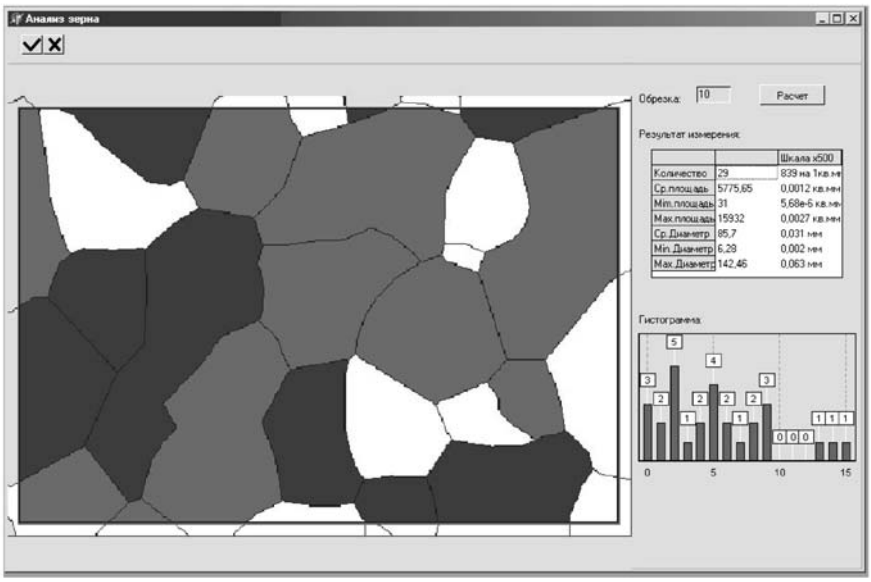


Рис. 5. Окно измерения размеров зерен программы MetAn

Рис. 6. Окно измерения диаметра шаровидного графита программы MetAn

Первая окружность описывает контур графитового включения, а вторая – вписывается в него. Диаметр включения рассчитывается исходя из диаметров этих окружностей.

В результате измерения диаметра включений графита с помощью программы и их приведения к метрической системе получаем, что средний диаметр шаровидного графита по измеренному изображению равен 0,045 мм.

Проведем измерение удельной площади граничных поверхностей по изображению структуры хромокобальтовой стали. После предварительной обработки выполним контурно-структурную сегментацию изображения структуры. По результатам сегментации программой генерируется MES файл, на основе которого программой выполняется измерение удельной площади граничных поверхностей (рис. 7). Измерение удельной площади проводится через вычисление периметров контуров, которые рассчитываются как сумма длин примитивов, образующих эти контуры. Получили, что удельная площадь граничных поверхностей для введенной структуры составила $1{,}52 \cdot 10^{-4}$ мм$^{-1}$.

Также на основе контурно-структурной сегментации изображений шлифов могут быть решены следующие задачи: расчет содержания дельта-феррита, определение геометрических характеристик γ'-фазы жаропрочных сплавов (например, для определения степени перегрева лопаток ГТД), определение формы графитовых включений в чугуне и др.

Применение структурно-лингвистического анализатора, использующего в своей основе контурно-структурную сегментацию изображений, позволяет увеличить точность расчета размеров по изображениям структур, восстановить разрывы контуров (например, вызванные слабым контрастом или дефектами на шлифе), провести геометрическую фильтрацию объектов на изображении. Так, при измерении удельной площади граничных поверхностей с помощью предложенного анализатора ошибка расчета этой площади уменьшается в 20 раз по сравнению с растровым анализатором. При расчете количества зерна с помощью предложенного анализатора ошибка расчета уменьшается в 4 раза по сравнению с ошибкой, которую дает растровый анализатор при расчете по этой же структуре.

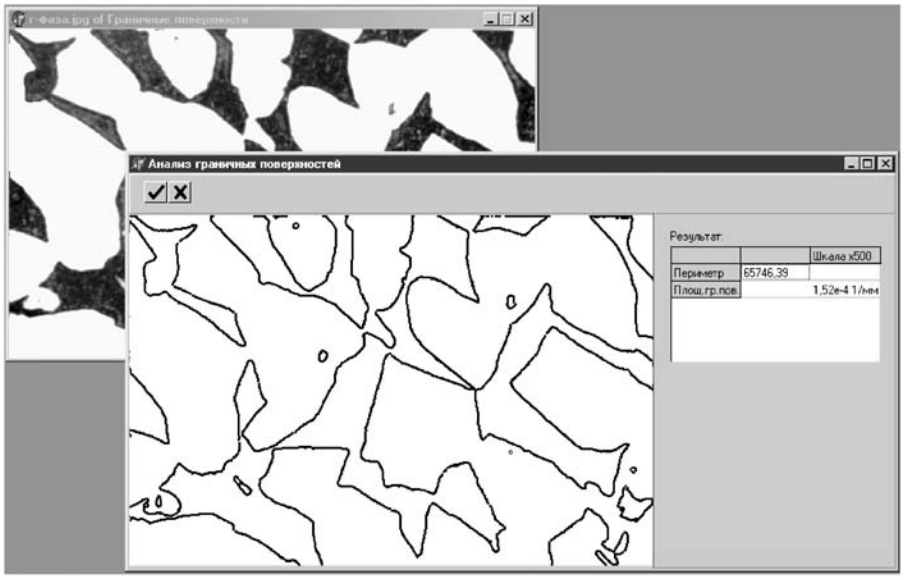


Рис. 7. Окно измерения удельной площади граничных поверхностей

ЛИТЕРАТУРА

1. **Чубов А.А.** Проведение автоматизированного металлографического анализа микроструктур высокопрочного чугуна / Вестник РГАТА, 2007.

2. **Чубов А.А.** Микросъемка изображений и передача их в компьютер / Мат. X Всероссийской науч.-техн. конф. "Информационные технологии". Нижний Новгород: НГТУ, 2003.

3. **Сайт "SIAMS":** http:// www.siams.com

4. **Сайт "VideoTesT Image Analysis System":** http:// www.videotest.ru

5. **Сайт "ООО Новые экспертные системы":** http://www.nexsys.com

6. **Чубов А.А.** Система анализа микроструктуры сплавов (MetAn) // Инновации в науке и образовании. 2007. № 1. С. 20.

7. **Чубов А.А.** Структурно-лингвистическое описание контурных элементов на изображениях микроструктуры шлифов / Мат. II Всероссийской конф. "Дни науки – 2006". Днепропетровск, 2006. 4 с.

Алексей Александрович Чубов, инженер;
Анатолий Алексеевич Жуков, канд. техн. наук;
Владимир Александрович Вишняков, канд. техн. наук

УДК 669.018

О.В. Новикова, В.А. Кочетков, А.И. Виноградов, А.А. Жуков, А.А. Тихонов, С.Ф. Маринин *(ОАО "НПО "САТУРН", Рыбинская государственная авиационная технологическая академия им. П.А. Соловьева, ОАО "КОМПОЗИТ", г. Королёв)*

Применение газоизостатического прессования для повышения эксплуатационной надежности лопаток турбины из жаропрочного сплава типа ЖС6У

Приведены результаты комплексного исследования по влиянию газоизостатического прессования (ГИП) на плотность, микроструктуру и механические свойства сплава ЖС6У–ВИ. Показано эффективное влияние ГИП на повышение качества лопаток в исходном литом состоянии, а также после эксплуатационной наработки.

The article brings the results of the complex researches of gas-isostatic forging (GIF) influence on density, microstructure and mechanical properties of ЖС6У–ВИ alloy. GIF effectivly increases quality of blades in cast condition and after operational life.

Для изготовления деталей горячего тракта современных авиационных двигателей применяют жаропрочные гетерофазные сплавы на никелевой основе типа ЖС6У–ВИ, ЖС26 и т.д. Основными методами изготовления деталей из данного сплава являются: равноосное литье по выплавляемым моделям, литье с направленной кристаллизацией и монокристаллическое литье. Всем видам литья присуще наличие различных видов дефектности структуры, таких как микропористость, точечное и дислокационное несовершенство структуры, ликвация, несоответствие фазового состава, которые определяют надежность и эксплуатационные свойства деталей [1].

Литые детали, в том числе и лопатки из сплава ЖС6У–ВИ, характеризуются присутствием в них пор усадочного происхождения. Основными причинами возникновения таких пор является объемная усадка сплава, т.е. разница объемов жидкого и затвердевшего сплава и недостаток жидкой фазы у фронта кристаллизации в междендритных зонах [2].

Детали горячего тракта газотурбинных двигателей 5-го поколения, работающие в более жестких условиях по температуре, термическим напряжениям и механической усталости, требуют применения новых подходов к технологии их изготовления. Дальнейшее повышение эксплуатационных свойств деталей горячего тракта газотурбинных двигателей невозможно без кардинального изменения технологии их изготовления.

Одним из методов повышения качества литых деталей из гетерофазных сплавов является горячее изостатическое прессование (ГИП), сущность которого заключается в одновременном воздействии на обрабатываемую деталь высокого барометрического давления и высокой температуры. В результате ГИП прежде всего происходит залечивание внутренних дефектов структуры отливки, вследствие чего увеличивается плотность материала отливки, уменьшается дефектность тонкой структуры, повышаются эксплуатационные характеристики деталей (усталостная и длительная прочность).

Для оценки влияния ГИП на эксплуатационные свойства лопаток был проведен комплекс исследований, включающий в себя сравнительные усталостные испытания, металлографические исследования, испытания на длительную прочность при различных нагрузках и температурах, оценку микропористости лопаток металлографическим методом и методом высокочувствительной рентгенографии [2].

Усталостные испытания проводили по двум методикам: для лопаток с технологическим напуском и без технологического напуска.

Усталостные испытания лопаток с технологическим напуском проводили на электродинамическом вибростенде ВЭДС-400. Лопатки препарировались тензорезисторами по схеме, регламентированной инструкцией на усталостные испытания для лопаток с технологическим напуском на конце пера.

Вибронапряжения при усталостных испытаниях задавались и контролировались по показаниям контрольного тензорезистора и одновременно по размаху концевого сечения пера.

Усталостные испытания проводили стандартным методом согласно ОСТ 1.0870–77. Форма колебаний лопаток при испытаниях – 1-я изгибная; температура испытаний – комнатная; база испытаний – 20 млн циклов.

Результаты металлографического анализа пористости лопаток

Состояние лопаток	Обработка	Место анализа лопатки	Число полей анализа	Общая площадь анализа, мм^2	Суммарная доля пор, %	Средний размер пор, мкм	Максимальный размер пор, мкм
Литое (без ТВО)	До ГИП	Корыто спинка	44	0,506 0,640	0,2 0,2	7,2 8,2	26,8 28,1
	После ГИП	Корыто спинка	11	0,160 0,160	0,12 0,11	3,2 5,1	13,6 16,1
Наработка 1951 ч	До ГИП	Корыто	4	0,640	0,1	5,2	21,2
	После ГИП	Корыто	1	0,160	0,1	3,6	18,4
Наработка 4993 ч	До ГИП	Корыто спинка	11	0,160 0,160	0,34 0,84	5,5 11,1	41,3 51,5
	После ГИП	Корыто	1	0,160	0,12	3,3	11,3
Наработка 10875 ч	До ГИП	Спинка	1	0,160	0,68	10,6	28,7
	После ГИП	Спинка	1	0,160	0,21	3,4	20,8
Наработка 11749 ч	До ГИП	Спинка	1	0,160	0,27	10,7	31,6
	После ГИП	Корыто	1	0,160	0,12	4,6	16,2
Перегрев 1100 °С, наработка 6123 ч	До ГИП	Корыто спинка	22	0,320 0,320	1,82 0,54	10,6 10,2	68,4 49,3
	После ГИП	Корыто спинка	22	0,320 0,320	0,12 0,21	3,2 4,5	11,0 21,4
Перегрев 1180 °С, наработка 6123 ч	До ГИП	Спинка	2	0,320	0,84	10,2	52,0
	После ГИП	Корыто	2	0,320	0,22	3,5	24,6

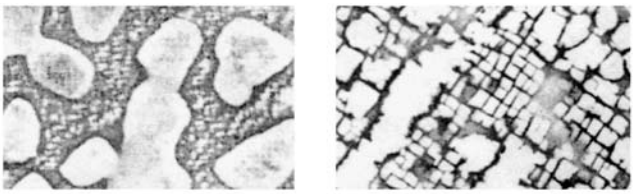
По результатам испытаний предел выносливости лопаток до газостатирования составил σ_{-1} = (122,5 ± 18,4) МПа, после газостатирования – σ_{-1} = (156,8 ± 14,0) МПа. Таким образом, предел выносливости после ГИП увеличился на 28 %, что существенно превышает среднеквадратическую ошибку S = = 14,0...18,4 МПа.

Испытания лопаток без технологического напуска проводили на пьезокерамическом вибростенде. Форма колебаний лопаток – 1-я изгибная; температура испытаний – комнатная; база испытаний – 20 млн циклов.

Для проведения испытаний каждая лопатка препарировалась тензорезисторами, расположенными на спинке в месте максимальных напряжений.

Режим испытания задавался по контрольному тензорезистору, а контроль испытания – по показателям контрольного тензорезистора и по размаху концевого сечения лопатки.

Предел выносливости лопаток до газостатирования составил σ_{-1} = (162,7 ± 19,8) МПа, после газостатирования – σ_{-1} = (221,5 ± 16,5) МПа. Увеличение предела выносливости составило 36 %.



а) *б)*

Микроструктура сплава ЖС6У–ВИ, ×200:

а – после наработки 6123 ч, перегрев 1100 °С; *б* – после ГИП

В результате применения ГИП временное сопротивление $\sigma_в$ сплава ЖС6У–ВИ увеличилось в среднем до 920 МПа, а относительное удлинение δ – до 4,36 % (по требованиям ТУ $\sigma_в \geq$ $\geq$ 850 МПа; $\delta \geq$ 3,0 %).

В процессе эксплуатации под воздействием высоких температур и напряжений в материале лопаток по мере развития деформации ползучести образуются и накапливаются дислокации в приграничных зонах субзерен, внутри зерен и вблизи зернограничных фазовых выделений. Локальные микронапряжения приводят к преобразованию скоплений дислокаций в микронадрывы типа клиновидных трещин. Зарождение таких трещин происходит на стыках зерен, границы которых расположены в поперечных сечениях относительно оси нагружения лопатки. Развитие трещин происходит по выделениям ТПУ-фаз, огрубленным частицам γ'-фазы и карбидам, по зонам твердорастворного разупрочнения.

Нежелательные изменения структуры с появлением микронадрывов снижают ресурс работы лопаток, приводя к преждевременному их разрушению при эксплуатации.

Для устранения нежелательных изменений структуры лопаток, возникших в процессе эксплуатации, используют термовакуумную обработку (ТВО). В результате такой обработки структура лопаток после эксплуатации приближается к своему исходному состоянию. Однако ТВО не "залечивает" образовавшиеся надрывы, поэтому механические свойства материала лопаток и служебные характеристики самих лопаток не достигают первоначальных значений [4].

Более действенным является применение при ремонте лопаток операции ГИП, позволяющей устранить образовавшиеся при эксплуатации микропоры и микронадрывы. После ГИП ра-

ботоспособность деталей практически полностью восстанавливается, что подтверждается металлографическими исследованиями.

Оценку пористости лопаток в литом состоянии и с различной наработкой до и после ГИП проводили на образцах, вырезанных из пера лопаток. Шлиф образца приготовляли на плоскости, перпендикулярной оси лопатки, путем механической шлифовки. Травление шлифа не проводили.

Металлографические исследования осуществляли на оптическом микроскопе "Неофот-21", снабженным телекамерой и программатором. Пористость шлифов в плоскости корыта и спинки пера лопаток оценивалась сканированием в автоматическом режиме на 3–4 полях с помощью компьютерной программы EXPRES.

Результаты металлографического анализа пористости лопаток в различных состояниях приведены в таблице.

Из таблицы видно, что суммарная доля пор в полях анализа шлифов из лопаток после наработки и перегрева при 1100 и 1180 °С достигает 0,84...1,82 %. При этом поры имеют вид надрывов по границам зерен. Очевидно, что при воздействии температур выше рабочих для сплава ЖС6У–ВИ в процессе эксплуатации происходит более интенсивное развитие пор, которые присутствовали в лопатках в исходном состоянии после литья (ГИП лопаток не проводилось) и появление новых пор вследствие аннигиляции дислокаций при ползучести.

Газоизостатическая обработка лопаток после наработки 5000 ч и более приводит к уменьшению суммарной доли пор в 2–4 раза, при этом средний размер пор уменьшается от 5,5...10,2 до 3,2...4,6 мкм, а максимальный размер пор уменьшается от 40,0...68,5 до 11,0...24,5 мкм.

Длительная наработка, а также перегрев при эксплуатации приводят к увеличению размеров частиц γ'-фазы и появлению "сыпи" (рисунок, *а*). Выдержка при температуре 1210 °С в процессе газостатирования способствует растворению этих частиц. При охлаждении образцов и лопаток в газостате на заключительной стадии газостатической обработки происходит вторичное выделение частиц γ'-фазы в дисперсной форме, в виде строчек по границам зерен и субзерен, а также в виде составляющей двойной эвтектики γ–γ' (рисунок, *б*).

Таким образом, применение ГИП в значительной мере уменьшает количество и размер пор в лопатках, имевших длительную наработку в эксплуатации и особенно испытавших перегрев при 1100 и 1180 °С. Наличие в лопатках после ГИП мелких пор (1...3 мкм) можно объяснить, по-видимому, присутствием в структуре мелких включений, интерпретированных как поры.

Сравнительное исследование структуры лопаток на растровом электронном микроскопе показало, что в процессе эксплуатации лопатки подвергались высокотемпературному ($T \approx$ $\approx$ 1100...1180 °С) воздействию. При этом действие повышенных температур было выявлено на входной кромке и у первого охлаждающего канала, а также на выходной кромке для обоих сечений, где наблюдается наиболее интенсивная деструкция структуры.

Исследования лопаток с разной температурой и длительностью наработки показали, что последующее ГИП позволяет устранить признаки эксплуатационного перегрева в материале лопаток, пористость структуры, но не позволило полностью устранить карбидные цепочки высокотемпературных карбидов, образовавшихся в результате перегрева структуры эксплуатационного перегрева.

Выводы

1. В результате ГИП происходит залечивание внутренних дефектов структуры отливки (пор), увеличиваются механические свойства материала отливки, уменьшается дефектность тонкой структуры и фазового состава.

2. Благодаря снижению дефектности структуры увеличиваются усталостная прочность лопаток после ГИП на 10...15 %, временное сопротивление на разрыв на 10 % и относительное удлинение на 20...30 %.

3. ГИП позволяет устранить явление эксплуатационного перегрева в материале лопаток и отчасти восстановить характер карбидных выделений.

Таким образом, в результате проведения ГИП возможно восстановление структуры и свойств материала лопаток после эксплуатации практически до исходного состояния.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Суперсплавы II.** Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергетических установок / под ред. Ч.Т. Сиза. М.: Металлургия, 1995. 305 с.

2. **Маринин С.Ф., Логунов Ф.В., Крылов В.Н., Виноградов А.И., Кочетков В.А.** ГИП в технологии изготовления литых лопаток ГТД // Тезисы докл. на Междунар. конф. по ГИП. М.: ВИЛС, 2002. С. 23–24.

3. **Хаюров С.С.** Газостатическое уплотнение отливок // Технология легких сплавов. 1985. № 3. С. 11–12.

4. **Логунов Ф.В., Голованов В.И., Разумовский И.М., Маринин С.Ф., Тихонов А.А., Поклад В.А., Фролов В.С., Быков Ю.Г.** Газостатическое прессование – эффективный способ устранения несплошностей в лопатках ГТД // Перспективные материалы. 2004. № 3. С. 12–16.

Ольга Викторовна Новикова, ведущий инженер;
Владимир Андреевич Кочетков, канд. техн. наук;
Александр Иванович Виноградов, начальник управления главного металлурга;
Анатолий Алексеевич Жуков, канд. техн. наук;
Альберт Андреевич Тихонов, канд. техн. наук;
Святослав Федорович Маринин, канд. техн. наук

Ордена Трудового Красного Знамени ОАО "Издательство **"Машиностроение"**,
107076, Москва, Стромынский пер., 4/1, стр. 3
Учредитель ООО "Издательство Машиностроение – 1".
E-mail: zpm@mashin.ru
Телефоны редакции журнала: (495) 268-47-19, 268-36-54, 268-69-19. **http://www.mashin.ru**
Дизайнер *Погорелова Т.Н.* Технический редактор *Жиркина С.А.* Корректоры *Сажина Л.И., Сонюшкина Л.Е.*
Сдано в набор 30.05.07 г. Подписано в печать 30.07.07 г. Формат 60×88 1/8. Бумага офсетная. Печать офсетная.
Усл. печ. л. 7,35 (в т.ч. вкл. 0,49). Уч.-изд. л. 9,22 (в т.ч. вкл. 0,75). Заказ 1042. Свободная цена.
Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ОАО "Издательство "Машиностроение".
Отпечатано в Подольской типографии – филиале ОАО "ЧПК". 142110, Подольск, ул. Кирова, д. 15.