ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

ЗАГОТОВИТЕЛЬНЫЕ ПРОИЗВОДСТВА В МАШИНОСТРОЕНИИ

(Кузнечно-штамповочное, литейное и другие производства)

№ 1 январь 2010

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.
СЕРИКОВА Е.А.

Редакционный совет:
БЕЛЯКОВ А.И.
БЛАНТЕР М.С.
БОГАТОВ А.А.
БОКОВ А.А.
ГАРИБОВ Г.С.
ГРОМОВ В.Е.
ГУН И.Г.
ЕВСЮКОВ С.А.
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 В.И.
ШАТУЛЬСКИЙ А.А.
ШЕРКУНОВ В.Г.
ЯКОВЛЕВ С.С.
ЯМПОЛЬСКИЙ В.М.

Ответственные за подготовку и выпуск номера:
ДЮБКОВА Н.В.
СЕРИКОВА Е.А.
МАКАРЕНКО Е.Д.
ГАНЖЕНКО А.Г.

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.: (499) 268-47-19, 268-69-19
Факс: (499) 269-48-97
Http://www.mashin.ru
E-mail: zpm@mashin.ru

СОДЕРЖАНИЕ

Литейное и сварочное производства

Воронин Ю.Ф. Системный анализ светлых газовых раковин в отливках 3
Болдин А.Н., Власов А.А. Современные методы изготовления стержней и форм в машиностроении 8
Башурин А.В., Мастихин Е.Ю., Колмыков В.И. Диффузионная сварка пустотелых биметаллических панелей 13

Кузнечно-штамповочное производство

Семёнов И.Е., Рыженко С.Н., Поворов С.В. Управление течением металла при обратном выдавливании изделий сложной формы 16
Коновалов А.В., Арзамасцев С.В., Шалягин С.Д., Муйземнек О.Ю., Гагарин П.Ю. Интеллектуальная САПР технологических процессов ковки валов на молотах 20

Прокатно-волочильное производство

Гущин А.Н., Пачурин Г.В. Циклическая повреждаемость и механические свойства деформированной растяжением стали 08ЮА 24
Боков А.А., Кроль Б.О., Раздин В.Н., Сорокин А.В., Теренков Г.С. Комплекс профилегибочный 4...8×300...450 для изготовления лонжеронов автомобиля ЗИЛ 27

Материаловедение и новые материалы

Базылева О.А., Поварова К.Б., Казанская Н.К., Дроздов А.А. Литейные сплавы на основе Ni_3Al и способ их выплавки 29
Беляков А.И. Бейнитный чугун с шаровидным графитом – материал 21-го века 36
Гостищев В.В. Получение композиционных наплавочных порошков W_2B_5–WC–Al_2O_3, W–WB из шеелитового концентрата 42
Гарибов Г.С., Кошелев В.Я., Шорошев Ю.Г., Востриков А.В. Исследование состава неметаллических включений в массе гранул жаропрочных никелевых сплавов 45

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, ООО "МЕТАЛЛИТМАШ", ФГУП ГНПП "Сплав"

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.

© "Издательство "Машиностроение", "Заготовительные производства в машиностроении", 2010

SCIENTIFIC
TECHNICAL
AND PRODUCTION
JOURNAL

BLANKING PRODUCTIONS IN MECHANICAL ENGINEERING

(Forging and stamping, foundry and others productions)

№ 1 January 2010

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

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

Editorial Assistants:
KLEYZER P.E.
SERIKOVA E.A.

Editorial Committee:
BELYAKOV A.I.
BLANTER M.S.
BOGATOV A.A.
BOKOV A.A.
GARIBOV G.S.
GROMOV V.E.
GUN I.G.
EVSYUKOV S.A.
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 V.I.
SHATULSKY A.A.
SHERKUNOV V.G.
YAKOVLEV S.S.
YAMPOLSKY V.M.

This issue prepared with assistance of specialists:
DYUBKOVA N.V.
SERIKOVA E.A.
MAKARENKO E.D.
GANZHENKO A.G.

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.: (499) 268-47-19, 268-69-19
Fax: (499) 269-48-97
Http://www.mashin.ru
E-mail: zpm@mashin.ru

CONTENTS

Casting and Welding Productions

Voronin Yu.F. System analysis of light gas bowls in castings 3
Boldin A.N., Vlasov A.A. Modern methods of cores and moulds making in mechanical engineering 8
Bashurin A.V., Mastikhin E.Yu., Kolmykov V.I. Diffusion welding of hollow bimetallic panels 13

Forging and Stamping Productions

Semenov I.E., Ryzhenko S.N., Povorov S.V. Management of metal flow at backward extrusion of difficult form products 16
Konovalov A.V., Arzamastsev S.V., Shalyagin S.D., Muyzemnek O.Yu., Gagarin P.Yu. Intelligent automated designing systems of technological processes of shaft forging on hammers 20

Rolling and Drawing Productions

Gushchin A.N., Pachurin G.V. Cyclic damageability and mechanical properties of steel 08YuA deformed by stretching 24
Bokov A.A., Krol B.O., Razdin V.N., Sorokin A.V., Terenkov G.S. Complex profilebending 4...8×300...450 for production of car ZIL longerons 27

Physical Metallurgy and New Materials

Bazyleva O.A., Povarova K.B., Kazanskaya N.K., Drozdov A.A. Cast alloys based on Ni_3Al and their melting process 29
Belyakov A.I. Bainitic spheroidal graphite iron – material of 21 century 36
Gostishchev V.V. Reception of composite fillers W_2B_5–WC– Al_2O_3, W–WB from scheelite concentrate 42
Garibov G.S., Koshelev V.Ya., Shoroshev Yu.G., Vostrikov A.V. Investigations of composition of non-metallic inclusions found in Ni-base-superalloy powder bulk . . . 45

Journal is included into the list of the Higher Examination Board for publishing of competitors for the academic degrees theses

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

© "Mashinostroenie Publishers", "Blanking productions in mechanical engineering", 2010

УДК 621.747

Ю.Ф. Воронин *(Волгоградский государственный технический университет)*

Системный анализ светлых газовых раковин в отливках

Приведены системные построения разновидностей светлых газовых раковин, позволяющие быстро определять рассматриваемый дефект с использованием его характерных отличий.

System constructions of versions of the light gas bowls are resulted, allowing quickly to define considered defect with use of its characteristic differences.

Ключевые слова: системный подход; дерево дефектов; отливка; брак; раковины; характерные отличия; визуально-логическое определение; разновидности дефектов.

Keywords: system approach; tree of defects; casting; marriage; bowls; characteristic differences; visually-logic definition; versions of defects.

Литейное производство относится к классу систем, где математическое описание протекающих процессов при формировании отливок затруднительно [1]. Вызвано это значительным количеством параметров, определяющих функционирование системы, сложностью, а подчас и невозможностью точного определения их значений или точного моделирования поведения системы. До настоящего времени актуальна проблема определения литейных дефектов, выяснения причин их возникновения и методов устранения.

Литейные предприятия имеют огромные убытки от брака литья. Основная причина высокого брака заключается в отсутствии системы при разработке технологии изготовления отливок и тем более при ликвидации брака литья. К одним из основных причин, приводящих к браку отливок, можно отнести следующие:

- частые отклонения технологических параметров, усложняющие использование формального метода ликвидации дефектов;
- недостаточная квалификация работников литейного производства, способствующая некачественной разработке технологических проектов;
- невысокая организация труда, приводящая к созданию условий возникновения брака отливок на рабочих местах;
- отсутствие системного подхода при ликвидации дефектов.

Ценность системного подхода состоит в том, что рассмотрение категорий системного анализа создает основу для логического и последовательного подхода к проблеме принятия решений.

Отметим, что описание дефектов имеет немало пробелов и неточностей формулировок [2–4]. В известных источниках по литейному производству полностью отсутствуют описания существования связей между характерными отличиями, определяющими дефект, и причинами, порождающими возникновение этого дефекта [5]. *Причина возникновения дефектов* – это отклонение технологического параметра (или их совокупностей) при производстве литья, которые способствуют возникновению дефектов. Исследование технологических отклонений и определение их влияния на формирование дефектов требует проведения системного подхода и разработки общей методологии выявления разновидностей дефектов, определения связи их с причинами возникновения и способами ликвидации [6].

В процессе исследований была разработана новая методология повышения качества отливок. Методология решает три основных вопроса:

1. Позволяет точно определить разновидность дефекта.

2. Способствует выявлению причин возникновения дефектов при использовании логической или эмпирической методики, а также дополнительно при моделировании процессов, протекающих при формировании отливки.

3. Определяет наиболее эффективный способ ликвидации дефектов с учетом особенностей конкретного литейного цеха.

Эти вопросы применительно к 9 группам наиболее часто встречаемых дефектов детально рассмотрены в этой и последующих публикациях с использованием примеров практического применения. В данной статье коротко представлены этапы формирования дерева дефектов и более подробно группа из дерева, описывающая определение разновидности светлых газовых раковин. Для повышения качества литья проведен анализ дефектов отливок из железоуглеродистых сплавов и создана древовидная схема систематизации основных разновидностей дефектов по их характерным признакам, подробно описанным в [7].

Многоуровневое дерево включает в себя следующие отличительные разделы признаков, в которые входят 37 разновидностей конкретных дефектов:

1. Несоответствие по геометрии (коробление, механическое повреждение, искажение размера, смещение).

2. Неслитины и недоливы (неспай, недолив).

3. Несплошности в теле отливки (раковины, трещины, королек).

4. Приливы (залив, подутость, задир, нарост, обжим, обвал).

5. Несоответствие по структуре металла (ликвация, отбел).

6. Неметаллические включения (шлаковые включения).

7. Дефекты поверхности (пригар, ужимины, складчатость, окисные плены).

Каждый дефект имеет свои характерные особенности, которые отличают его от других дефектов. Для удобства использования все дефекты разделены на родственные по признакам группы и представлены в виде отдельной схемы [8].

Светлые газовые раковины. Вершиной группы дефектов являются их признаки, которые определены в визуально-логическом методе. Для светлых раковин объединяющим признаком является то, что все они "гладкие светлые блестящие". Светлая поверхность раковины вызвана тем, что она формировалась в среде водорода при разложении воды или при насыщении металла водородом, азотом, CO в процессе плавки, а в ряде случаев и при разливке металла. Определить разновидность светлой газовой раковины не сложно по приведенному на рис. 1 четырехуровневому дереву, где на каждом уровне приводятся характерные отличительные особенности светлых газовых раковин. Число уровней определяется количеством отличительных особенностей дефектов данной группы отливок.

На первом уровне рассматривается цвет и состояние поверхности раковин. В данном случае – это раковины светлые гладкие блестящие.

Примеры таких раковин приведены на рис. 2–4. Они отличаются от других раковин ярко-светлым видом и могут быть быстро определены при осмотре на площадке брака. На рис. 2 представлена отливка "вентиль" со светлыми блестящими газовыми раковинами. Такие газовые раковины бывают при повышенной влаге на поверхности стержня. На практике раковины появляются при длительной выдержке собранных со стержнями форм из влажной смеси, переувлажнения поверхности стержня и др. Выделяющийся при разложении воды водород защищает поверхность раковины от окисления, в результате чего раковина формируется со светлой поверхностью.

На рис. 3 приведена отливка "груз", имеющая раковины гладкие светлые блестящие размером от 2 до 10 мм и более. Дефект возник от переувлажнения формовочной смеси и отсутствия вентиляционных наколов на поверхности формы. В опоке также отсутствовали вентиляционные отверстия на боковых поверхностях. При контакте с металлом влага в виде пара из переувлажненной смеси прорвала отверстия в корке затвердевающего металла и образовала в теле отливки раковины, в том числе и увеличенные (при объединении объема раковин).

На втором уровне рассматривается различие раковин по их величине. Здесь раковины представлены с увеличенными (рис. 5) и уменьшенными размерами (рис. 6), разделяющимися на 2 группы по причинам их возникновения.

На рис. 5 приведена отливка "колесо рабочее" с гладкой светлой блестящей поверхностью. Размер раковины, увеличенный до 15 мм, имеет овальную поверхность, дефект расположен единично. Происхождение такого дефекта возможно из-за непросушенного участка водной краски или от повышенной влажности формы и стержня. Светлая поверхность раковины свидетельствует о ее формировании в среде водорода.

Фрагмент отливки "колесо турбины" со светлыми гладкими блестящими газовыми раковинами представлен на рис. 6. В этом случае раковины располагаются группами, что свидетельствует о величине зоны поражения отливки дефектами. Дефект образовался в результате некачественной сушки стержня из жидкостекольной смеси, вследствие чего пары влаги проникли в металл и образовали на поверхности отливки значительное число раковин. Такие раковины располагаются у поверхности отливки и называются подкорковыми.

Третий уровень характеризуется местами расположения раковин на отливке. Увеличенные светлые раковины располагаются в различных местах (рис. 7), а мелкие светлые раковины располагаются либо у поверхности отливки (см. рис. 6), либо по всей толщине стенки отливки (рис. 8). На этом уровне идет разделение мелких светлых раковин по месту их расположения на отливке. Следовательно, идет разделение причин возникновения светлых мелких раковин.

На рис. 7, *а* приведена отливка "задвижка печи" с гладкой светлой блестящей раковиной на поверхно-

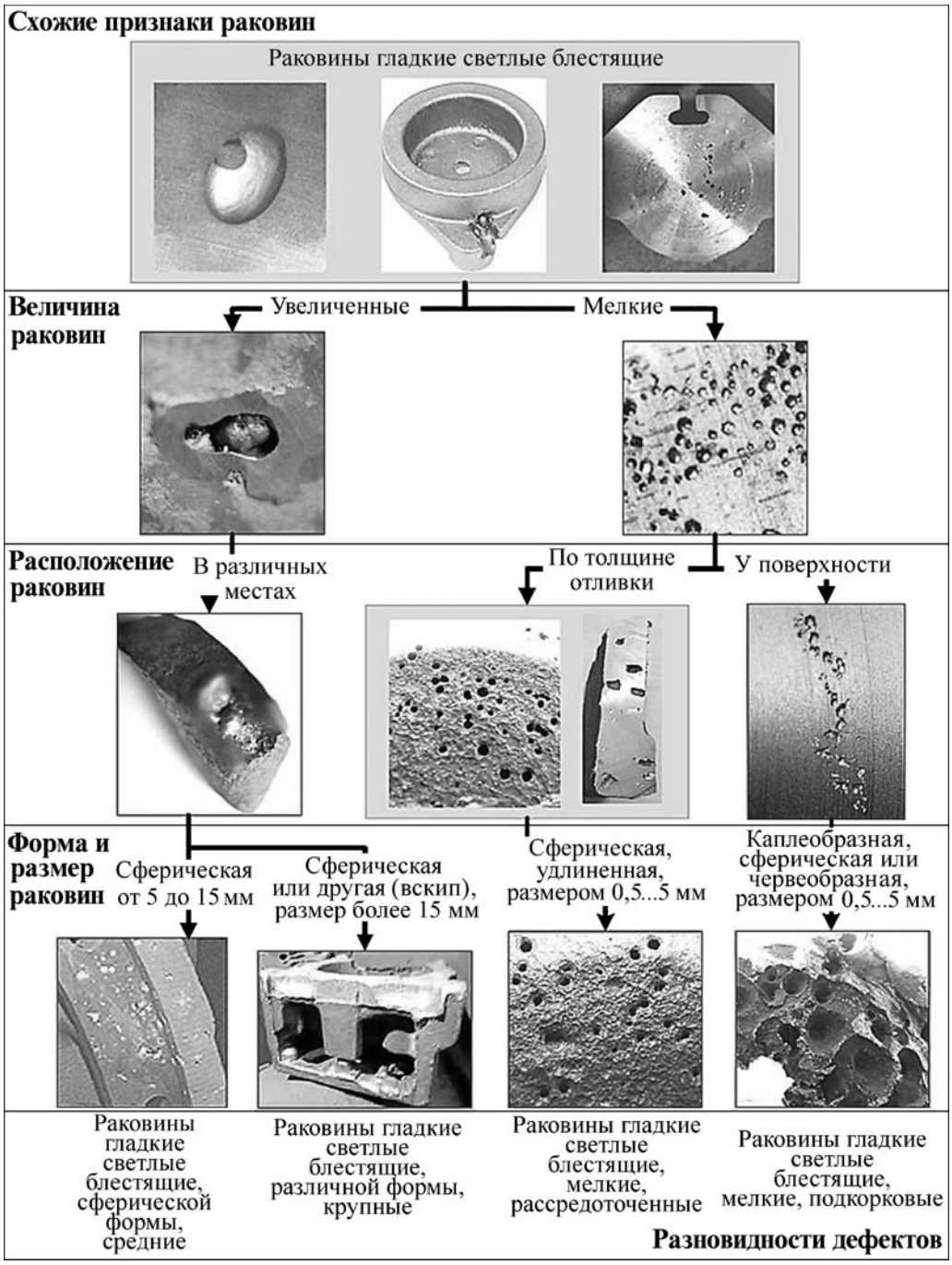
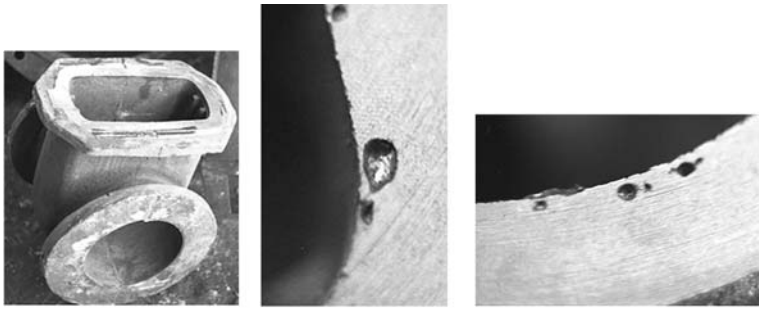


Рис. 1. Визуально-логическая модель характерных отличительных особенностей светлых газовых раковин с определением их разновидностей

сти. Поверхность раковины отчетливо просматривается на увеличенном фрагменте рис. 7, *б*. Дефект образовался от нижней части формы из песчано-глинистой смеси с повышенной влажностью, а формирование раковины завершилось на верхней поверхности отливки. При увеличении напора металла и контроля за влажностью смеси подобные газовые раковины не возникают.

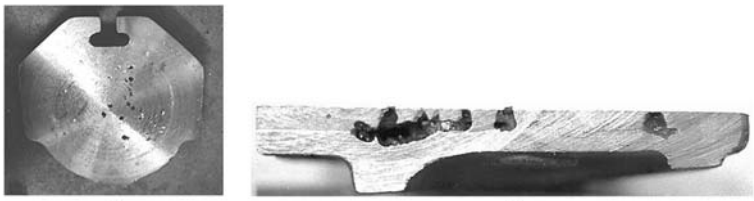
Другая разновидность светлых гладких блестящих газовых раковин показана на рис. 8. Здесь раковины поражают отливку по всей толщине. И этот основной признак выделяет раковину из всех гладких светлых блестящих, поскольку ее возникновение произошло из-за насыщения металла водородом, азотом или оксидом углерода. Следует помнить, что если раковина находится рядом с поверхностью формы или стержня, то она может быть окисленной от контакта с кислородом.

На четвертом уровне представлены форма и размер светлых раковин. Светлые увеличенные раковины



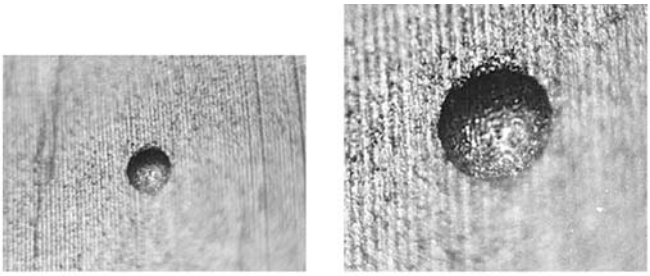
а) б)

Рис. 2. Отливка "вентиль" с газовыми раковинами гладкими светлыми блестящими (*а*) и увеличенное изображение дефекта (*б*)



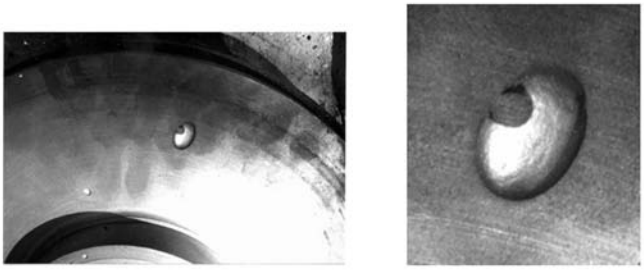
а) б)

Рис. 3. Отливка "груз" с раковиной гладкой светлой блестящей (*а*) и увеличенное изображение дефекта (*б*)



а) б)

Рис. 4. Фрагмент отливки "колесо насоса" с раковиной газовой, имеющей светлую гладкую поверхность (*а*) и увеличенное изображение дефекта (*б*)



а) б)

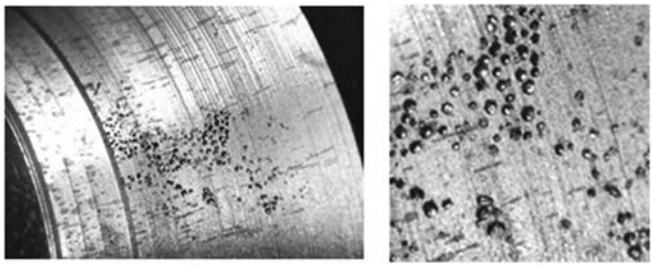
Рис. 5. Отливка "колесо рабочее" с раковиной, имеющей блестящую поверхность (*а*) и увеличенное изображение дефекта (*б*)

разделяются на две разновидности: сферическую, размером от 5 до 15 мм (рис. 9), и очень крупную, сферической или другой формы, в том числе и известную как вскип, т.е. выброс металла из-за интенсивного парообразования от увеличенного количества влаги (рис. 10).

Первая разновидность раковин (см. рис. 9) имеет укрупненную несферическую форму. Дефект имеет светлую блестящую поверхность, сформированную вблизи питателя. Отливка изготовлялась по безопочной формовке из переувлажненной смеси. Раковина сформировалась в наиболее разогретом участке формы напротив питателя.

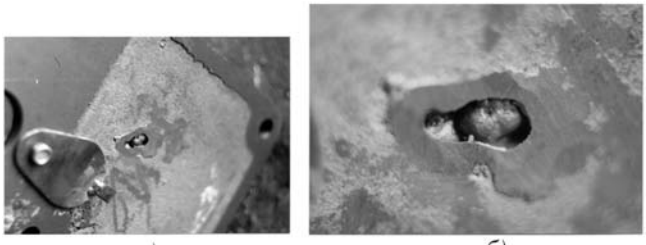
Вторая разновидность дефекта (см. рис. 10), где отливка "корпус" имеет крупную гладкую блестящую раковину. Форма и вид таких раковин свидетельствует об избыточной влаге в формовочной смеси. Представленная отливка изготовлялась в форме с недосушенным стержнем, что и послужило причиной образования крупной раковины.

Мелкая светлая раковина, располагающаяся у поверхности отливки, имеющая каплеобразную, сферическую или иную форму (форма зависит от давления газа и фазы затвердевания металла), размером 2...5 мм, представлена на рис. 11 и является *третьей* разновидностью дефекта. Как показывает расположение раковин, их образование произошло в результате разложения



а) б)

Рис. 6. Фрагмент отливки "колесо турбины" с раковинами газовыми, располагающимися группами (*а*) и увеличенное изображение дефектов (*б*)

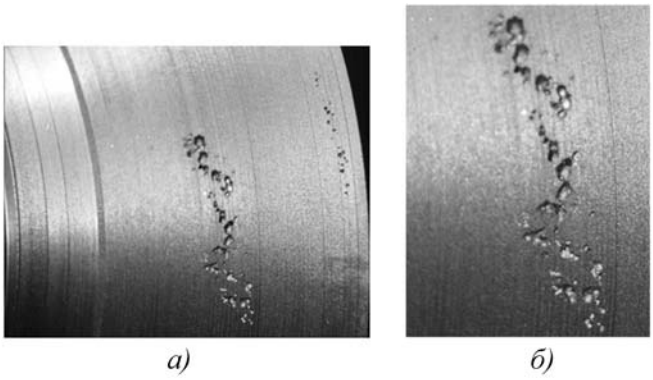


а) б)

Рис. 7. Отливка "задвижка печи" со светлой газовой раковиной (*а*) и увеличенное изображение дефекта (*б*)

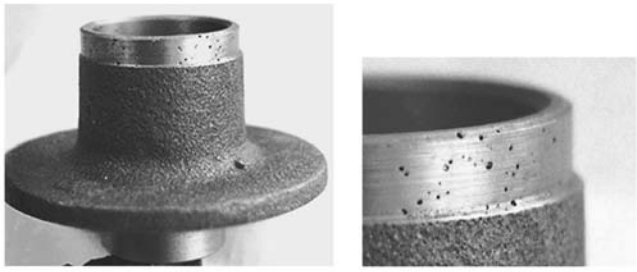
Рис. 8. Отливка "кольцо", пораженная светлыми газовыми раковинами по всему объему

Рис. 9. Отливка "крышка" с крупной светлой блестящей газовой раковиной



а) *б)*

Рис. 11. Фрагмент отливки "колесо" с газовыми раковинами (*а*) и увеличенное изображение дефектов (*б*)



а) *б)*

Рис. 12. Отливка "ступица" с гладкими светлыми раковинами (*а*) и увеличенное изображение дефекта (*б*)

азотосодержащих компонентов смеси в момент заливки формы металлом.

Четвертая разновидность дефекта представлена на отливке "ступица" (рис. 12), где на обработанной поверхности имеются газовые раковины светлые гладкие, рассредоточенные, сферической формы, мелкие. Раковины образовались в связи с повышенным содержанием в расплавленном металле водорода, который возник в результате использования ржавой и влажной шихты. После тщательного отбора шихтовых материалов и их просушки, а также тщательного раскисления стали, дефект не появлялся.

Как показала практика, систематизацию литейных дефектов можно представить в виде визуально-логической модели, приведенной на рис. 1. На таких рисунках-плакатах, размещение которых целесообразно в учебных аудиториях или в технологических бюро, можно без затруднения определить характерные отличительные особенности светлых газовых раковин по фотографиям образцов [9].

Из приведенного выше следует, что светлые гладкие блестящие раковины имеют 4 разновидности, которые возникают от конкретных причин нарушения или недоработки технологического процесса изготовления отливки. Знание отличительных особенностей дефектов позволяет литейщику быстро выявлять рассматриваемый дефект. Кроме этого, уже на площадке брака следует знать, что:

1) раковины сферической формы средние возникают от локального присутствия небольшого количества влаги в различных местах отливки со стороны формы или стержня;

2) раковины различной формы крупные (вскип) возникают от обильного переувлажнения формы или стержня;

3) раковины мелкие подкорковые образуются от наличия в форме или стержне влаги, которая имелась в них или проникла от контакта с влажной поверхностью горячей наполнительной смеси (при наличии облицовочной смеси), или от длительного контакта стержня с влажной поверхностью формы. Кроме этого, имеются и другие варианты возникновения этого дефекта отливки;

4) раковины мелкие рассредоточенные возникают в основном от недостаточного раскисления стали, либо от контакта заливаемого металла с поверхностью недосушенного ковша, его носка и т.д.

Рис. 10. Отливка "корпус" с крупной гладкой блестящей раковиной, известной так же как вскип

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Волкова В.Н., Денисов А.А.** Основы теории систем и системного анализа. СПб.: СПбГТУ, 1997. 510 с.

2. **Гаранин В.Ф., Фирсов В.Г., Куренков О.А.** Классификация отливок // Литейное производство. 1997. № 3. С. 5.

3. **Чистяков В.В.** Оптимизация режимов заливки форм по критериям качества // Литейное производство. 1994. № 6. С. 13.

4. **Рейнгольд Л.А.** Структурирование информации. Системный подход. М.: Наука, 2004.

5. **Галенко П.К., Голод В.М.** Системный анализ литейных процессов // Литейное производство. 1989. № 10. С. 4–7.

6. **Губанов В.А., Захаров В.В., Коваленко А.Н.** Введение в системный анализ: учеб. пособие. Л.: Изд-во Ленинградского ун-та, 1988. 232 с.

7. **Воронин Ю.Ф., Камаев В.А.** Атлас литейных дефектов. Черные сплавы. М.: Машиностроение-1, 2005. 328 с.

8. **Воронин Ю.Ф.** Повышение качества литья. Системный подход. М.: Машиностроение-1, 2007. 263 с.

9. **Воронин Ю.Ф., Камаев В.А.** Визуально-логические и формально-логические модели определения и ликвидации дефектов отливок из железоуглеродистых сплавов // Тр. междунар. науч.-техн. конф. "Интеллектуальные системы" (AIS 07) и "Интеллектуальные САПР". М.: Физматлит, 2007. Т. III. С. 27–32.

Юрий Фёдорович Воронин, д-р техн. наук,
voronin@vstu.ru

УДК 621.744.3

А.Н. Болдин, А.А. Власов *(Московский государственный индустриальный университет)*

Современные методы изготовления стержней и форм в машиностроении

Рассмотрены современные методы изготовления стержней и форм по холоднотвердеющим смесям, области их применения, преимущества и недостатки.

Modern methods of cores and moulds making by no-bake process, range of application, advantages and disadvantages are considered.

Ключевые слова: стержни; формы; литейное производство; фенол; смола; отливка; катализатор; отверждение.

Keywords: cores; moulds; foundry; phenol; resin; casting; catalyst; hardening.

Среди разнообразия современных процессов быстрого холодного отверждения стержней в оснастке фенокси-CO_2-процесс (резол-CO_2-процесс) привлекает внимание специалистов-литейщиков нетоксичностью отвердителя – углекислого газа CO_2, который давно уже освоен в литейном производстве, например при изготовлении форм и стержней на жидком стекле. Однако в России данный процесс малоизвестен и практически не применяется, хотя в сравнении с остальными процессами он имеет весомые преимущества.

Ниже приведено краткое описание наиболее применяемых процессов холодного отверждения.

Фенол-уретановый процесс (ФУП) – Cold-box-amine-process. ФУП по холодным ящикам был освоен в литейном производстве в 1968 г. Для данного процесса применяют два компонента смолы: компонент *1* – фенольная смола и компонент *2* – полимер изоционата и газовый катализатор. Оба компонента смолы смешиваются с песком, образуя смесь с высокой текучестью, которая может быть утрамбована или надута в стержневой ящик. Катализатор продувают сквозь смесь. Отверждение происходит при комнатной температуре через несколько секунд. Основное преимущество ФУП – быстрый процесс отверждения смеси, высокая размерная точность, низкие энергетические затраты и затраты на рабочую силу.

Низкая вязкость компонентов смолы позволяет использовать все типы смесителей. Смесь может быть уплотнена вручную, вибрацией или наддувом. Затем смесь продувается смесью третичного амина с воздухом или инертным газом. После затвердевания стержень или форма продувается воздухом, чтобы удалить остатки амина из смеси. На рис. 1 изображен процесс изготовления форм в стержневой (так называемая "формовка в стержнях") машине с уплотнением путем наддува смеси в оснастку с последующим продувом катализатором.

Вследствие затвердевания при комнатной температуре и высокой прочности после извлечения стержня из ящика, стержень сразу же может быть использован, обработан, собран и покрашен. Окраску с применением покрытий на водной основе желательно проводить сразу после изготовления; после окраски стержни должны пройти тепловую сушку. Покрытия на спиртовой основе лучше применять через 30 мин после изготовления стержня.

В основном для черных металлов применяют 1,5 % смолы (по 0,75 % каждого компонента). Однако мно-

Рис. 1. Изготовление форм по фенол-уретановому процессу

гие предприятия находят преимущества в увеличении компонента *1* в пропорции смолы. Для алюминиевых и магниевых сплавов применяют 1 % смолы, в основном для облегчения выбивки стержней из отливок.

Выбор катализатора – диметиламина или триэтиламина – осуществляют в зависимости от следующих различий в применении [1]:

1. Диметиламин отверждает смесь быстрее, чем триэтиламин.

2. Триэтиламин имеет меньший запах, чем диметиламин.

3. Диметиламин имеет более высокое давление насыщенного пара, чем триэтиламин и по этой причине легче переходит в газовую фазу, что снижает энергопотребление.

Согласно лабораторным исследованиям для обработки 1 т смеси может расходоваться от 50 до 100 г катализатора. Данные показатели зависят от качества оснастки и прохождения катализатора по всему объему смеси. Подогрев катализатора может уменьшить цикл изготовления стержня и минимизировать количество его использования.

Как и для всех химически твердеющих смесей для данного процесса важно качество песка. Для снижения расхода связующего и повышения прочности рекомендуется применять пески с круглым зерном. Живучесть смеси может быть уменьшена песком, содержащим щелочные включения. Щелочь действует как катализатор, преждевременно ускоряющий реакцию компонентов *1* и *2*. Включения определяются высоким pH.

Влажность песка отрицательно сказывается на прочности и живучести смеси, так как компонент *2* реагирует с водой.

Смеси по ФУП хорошо регенерируются в сравнении с остальными ХТС процессами. Исключение – силикаты, из-за их щелочной природы. Силикаты могут существенно уменьшить живучесть смеси.

SO_2-процесс – это ХТС-процесс, который получил свое название в связи с использованием SO_2 как газа для продувки смеси. Быстрое отверждение обеспечивается образованием кислоты в смоле с использованием газа SO_2.

Для SO_2-процесса применяют эпоксидную или фурановую смолу. Обе смолы можно использовать с любыми металлами, однако они существенно различаются по физическим свойствам и рабочим характеристикам. Процесс достаточно гибок и применяется как в мелкосерийном, так и в массовом производстве. Основные преимущества – продолжительная живучесть смеси (12...24 ч для фурановой смолы и неделя для эпоксидной смолы) и хорошая выбиваемость форм и стержней.

Из-за продолжительной живучести смеси и отсутствия склонности к налипанию на оснастку данный процесс широко используется в литейном производстве, особенно в массовом производстве. Фурановая смола обычно применяется когда не требуется высокая прочность стержней, но необходима хорошая выбиваемость, например при изготовлении алюминиевых отливок при литье в кокиль.

Обе смолы могут быть использованы для ручной формовки, виброуплотнения или наддува в стержневых машинах. Уплотнение в стержневых машинах осуществляется пескодувным методом при давлении от 0,2...0,4 МПа и вследствие высокой текучести смеси возможно получать сложные стержни высокого качества.

Время отверждения смеси очень мало: например, время отверждения 20 кг смеси менее 1 с. Реакция фурановой смолы проходит с большим выделением тепла, чем у эпоксидной смолы. В связи с этим подогрев воздуха продувки рекомендован для достижения расчетного времени отверждения при использовании эпоксидной смолы. Воздух транспортировки SO_2 и продувки должен быть очищен от масла и воды.

Из-за токсичности весь неиспользованный SO_2 должен быть собран и нейтрализован. Огнеупорные покрытия для обоих типов смол иногда необходимы и выбираются в зависимости от толщины стенки отливки.

Песок с круглыми песчинками обеспечивает наилучшие свойства данного процесса. Для SO_2-процесса можно использовать практически все пески, в том числе хромитовый и циркониевый песок повышают огнеупорные свойства стержней. Чрезмерная кислотность или загрязненность песка могут сократить жи-

вучесть смеси и привести к медленному отверждению и понижению прочности.

Оптимальная температура песка 32...38 °С. Температура ниже 30 °С увеличивает цикл производства стержня, а выше 38 °С сокращает живучесть смеси. Влажность смеси, рекомендуемая производителями смол, должна быть менее 0,3 %.

Для SO_2-процесса применяют оборудование периодического и непрерывного действия. Оснастка может быть выполнена из любого материала.

Так же как и в любом процессе отверждения газом скорость отверждения зависит от возможности газа пройти через всю массу смеси.

Оба метода используются для получения отливок из серого и высокопрочного чугуна, стали и цветных металлов. Низкое содержание воды и отсутствие азота позволяют изготовлять стальные отливки без ситовидной и газовой пористости. Для цветных сплавов выбивные характеристики очень высоки.

Регенерацию смеси осуществляют традиционным методом. С увеличением содержания регенерата в смеси, приготовленной с использованием фурановой смолы, снижается ее живучесть.

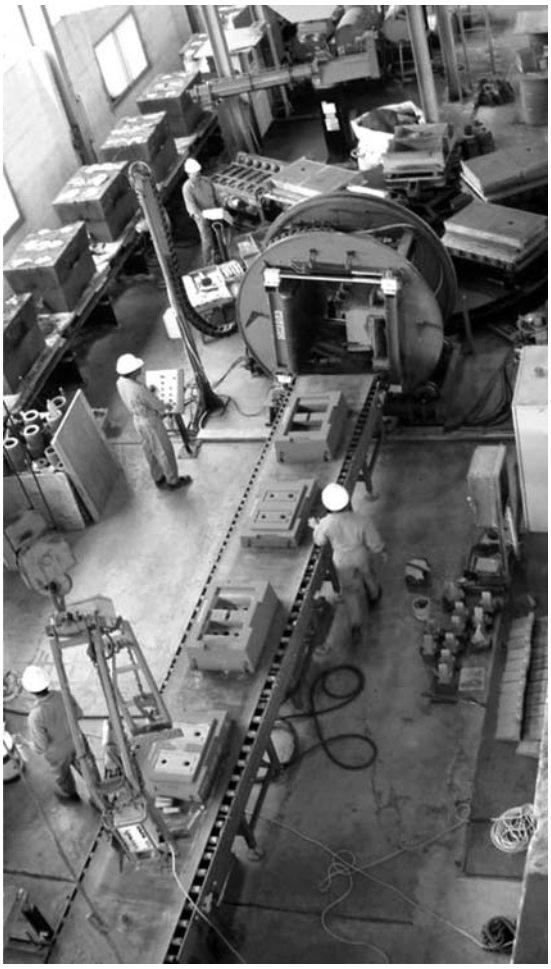


Рис. 2. Линия изготовления форм по фуран-процессу

Фуран-процесс был внедрен в литейное производство в конце 1950-х гг. В фуран-процессе жидкая смола переходит из жидкого состояния в твердое при комнатной температуре под воздействием кислотного катализатора. Процесс полимеризации экзотермический, с выделением небольшого количества воды.

Для изготовления форм и стержней применяют смесители непрерывного и периодического действия. Для получения прочных поверхностей и большей объемной плотности используют небольшое уплотнение вибрацией. Нагреватели и охладители песка рекомендуются для достижения необходимой скорости отверждения. Время до протяжки регулируется температурой песка и количеством катализатора. Затвердевание происходит сначала снаружи вследствие испарения воды, что приводит к ускорению реакции полимеризации. Материал оснастки может быть любым: металл, дерево, пластик. Перед использованием оснастку рекомендуется подогревать до 15...25 °С. Высокая горячая прочность позволяет снизить или исключить образование засора в отливках по сравнению с песчано-глинистыми формами. Для фуран-процесса можно применять все типы металлов. Для стали требуется низкое содержание азота и воды.

На рис. 2 изображена математическая формовочная линия по изготовлению форм по фуран-процессу. Линия состоит из шнекового смесителя непрерывного действия, виброуплотнительного стола, формовочной карусели, кантователя форм и ленточного транспортера с манипулятором для сбора полуформ. При условии размещения на позиции формы верха и низа максимальная производительность такой линии составляет 30...40 форм/ч. Такая же схема может применяться и для изготовления форм, и по другим процессам, где отверждение смеси происходит под воздействием жидких связующих и отвердителей.

Два основных компонента: фурфуриловый спирт (смола) и кислота (катализатор). Смолы чаще всего ее классифицируют по содержанию азота и воды (табл. 1, 2).

В смоле могут также присутствовать и другие вещества: мочевина, формальдегиды, фенолы и т.д. В основном чем выше содержание фурфурилового спирта, тем ниже вязкость смолы.

Смолы, модифицированные мочевиной, содержат азот в прямой пропорции концентрации мочевины. Формальдегид присутствует в смоле, содержащей мочевину, для улучшения свойств связующего. Вода, со-

1. Содержание азота и воды в фурановой смоле

Уровень	Содержание, %	
	азота	воды
Низкий	0...3	0...5
Средний	2...8	5...15
Высокий	5...11	10...30

2. Применение смолы с различным содержанием воды и азота в зависимости от материала отливок

Материал	Марки материала	Содержание, %, в фурановой смоле	
		азота	воды
Серый чугун	СЧ 20, СЧ 30	5...11	8...15
Высокопрочный чугун	Все	0...5	0...8
Сталь		0	0
Цветные сплавы		4...11	8...15

держащаяся в связующем, может быть удалена до желаемого уровня.

Выбор процентного содержания смолы зависит от типа заливаемого металла, толщины стенки отливок, времени отверждения, температуры и влажности воздуха и песка, количества регенерированного песка в смеси.

Оптимальное содержание варьируется от 0,8 до 1,5 %. Для стержней требуется большее количество смолы, чем для форм.

Катализаторы применяют 2-х видов: 70...85%-ный раствор фосфорной кислоты и 50...85%-ный раствор сульфоновой кислоты.

Процентное содержание фосфорной кислоты в растворе зависит от условий применения смолы, так 85%-ный раствор замерзает при 4 °С (необходимо использовать подогрев подачи смолы), 75%-ный раствор замерзает при –18 °С, а 70%-ный – при –44 °С [1].

Смола на основе раствора сульфоновой кислоты более стабильна по отношению к холоду.

Выбор использования того или иного катализатора основывается на типе и качестве песка, времени до протяжки, типа заливаемого металла и т.д. Многие выбирают катализатор на основе сульфоновой кислоты, так как с его использованием процесс полимеризации проходит быстрее.

Слишком большое количество катализатора может быть причиной слабой и хрупкой поверхности, недостаточное количество катализатора приводит к низкой прочности смеси.

Для данного процесса применяют кварцевый песок, хромитовый, реже алюмосиликат. Оливиновые пески в связи со щелочными включениями не используются с фурановыми смолами. Температура песка и температура воздуха значительно влияют на живучесть смеси. Оптимальная температура песка 21...32 °С. Тем не менее процесс может осуществляться при более высоких и низких температурах, причем время до протяжки варьируется количеством катализатора. Добавки не требуются, но иногда добавляют оксид железа во избежание ужимин.

Разделительное покрытие часто не применяют, так как многие покрытия влияют на фурфуриловый спирт. В случае использования покрытия его покрывают вторым слоем, не реагирующим с фурфуриловым спиртом.

При литье стали по фуран-процессу с катализатором, содержащим серу или фосфор, на поверхности отливки появляются эти вещества, что не влияет на свойства и качество стали. Время до заливки металлом различно, оно зависит от размеров формы. Маленькие формы и стержни можно заливать через 15 мин после протяжки, большие формы требуют большего времени. Время наполнения формы увеличивается, что требует применения более медленного отвердителя, что приводит к уменьшению прочности формы.

Данный процесс обладает одной из лучших способностей к регенерации и повторному использованию песка. В зависимости от качества связующего и поставщика оборудования регенерации используют до 90 % регенерированного песка. Качество регенерата необходимо проверять на потери по прокаливанию, ситовой анализ и кислотность. Также регулярно проверяют содержание серы и азота.

Фенольный процесс с кислотным катализатором стал популярным в 1970-х гг. как альтернатива фурановому процессу. Процесс основан на реакции полимеризации при смешивании фенола и формальдегида. Эта реакция экзотермическая с выделением воды.

Скорость реакции регулируется выбором и количеством применяемого катализатора, температура песка также влияет на данный показатель. Получившийся в результате реакции полимер имеет высокую прочность, необходимую для кантовки, транспортировки и окрашивания форм, а также высокую прочность при высоких температурах при заливке металла и сопротивление термическому разрушению, что особенно важно для стержней. Смола не содержит азота, либо содержит его в незначительных количествах. Содержание воды 10...25 %. Выбор смолы должен быть основан на типе заливаемого металла. Так для стали требуется, чтобы содержание воды не превышало 12 %, серый чугун может быть залит в форму с содержанием воды в смоле до 25 %.

Для смешивания применимы практически любые смесители. Смесь имеет хорошую текучесть, но некоторые формы требуют дополнительного уплотнения. Полимер имеет ограниченный период пластичности и очень быстро становится жестким, что приводит к необходимости своевременно проводить протяжку. Открытые поверхности стержней/форм отвердевают быстрее, чем центр. Необходимо проверять прошел ли процесс полимеризации внутри формы перед протяжкой во избежание искривлений форм и других дефектов. Эффект отверждения по открытым поверхностям более распространенный при невысоком содержании воды в смоле. Следует соблюдать одинаковую температуру песка, опоки и модели.

Расход связующих материалов зависит от поставщика, средние значения составляют 1,5 % смолы и 0,3...0,4 % катализатора, т.е. примерно 20...40 % от ко-

личества смолы. Большое количество кислоты будет мешать процессу полимеризации, что снизит прочность смеси.

Смола имеет ограниченный срок годности, так как она полимеризуется при комнатной температуре. Нельзя смешивать отдельно смолу и катализатор вне оборудования в связи с опасностью возникновения бурной реакции.

Содержание щелочи в песке очень важно для фенольных смол. Пески с высокой кислотностью требуют большого количества кислоты-катализатора для сохранения необходимого времени до протяжки.

Рекомендуемое освежение песка составляет 4 части регенерированного песка на 1 часть свежего. Как основной параметр потери при прокаливании не должны превышать 2 % во избежание образования газовых дефектов. При использовании регенерированного песка возможно применение меньшего количества катализатора, так как часть катализатора будет содержаться в песке. Фенольная смола более чувствительна к изменениям температуры, чем фурановая. Применение нагревателей песка обязательно, если температура песка опускается ниже 15 °С или необходимо использование более сильного (дорогого) катализатора.

Влажность отрицательно влияет на свойства смеси, уменьшая ее прочность. Стержни и формы имеют продолжительный срок хранения и сопротивление набору влаги из воздуха при хранении.

Фенольную смолу можно применять для изготовления отливок из любых металлов, но в основном ее используют для получения стальных и чугунных отливок.

Фенокси-CO_2-процесс. Связующим для Фенокси-CO_2-процесса служит резольная фенолоформальдегидная смола, синтезированная при выдержанном избытке формальдегида. Благодаря высокой степени ощелачивания связующего устраняется основная проблема при использовании фенолоформальдегидных смол, а именно: содержание свободного фенола сведено до минимума, содержание свободного формальдегида также мало.

Фактором, определяющим границы применения Фенокси-CO_2-процесса, является прочность смеси, получаемая сразу после продувки CO_2. По усредненным литературным данным обеспечиваются следующие показатели прочности на сжатие, МПа:

- сразу после продувки CO_2 при продолжительности продувки:

30 с – 1,55...1,65; 60 с – 1,80...1,90; 120 с – 2,05...2,25;

- через 24 ч выдержки на воздухе при комнатной температуре и относительной влажности воздуха 40...50 % при продолжительности продувки:

30 с – 2,30...3,35; 60 с – 2,90...3,50; 120 с – 2,90...3,50.

Относительно большой разброс прочности через 24 ч обусловлен влиянием различных типов модификаторов в составе связующего в наибольшей степени именно на уровень конечной прочности. Прочность сразу после продувки CO_2 в пересчете на прочность при растяжении составляет всего 0,25...0,40 МПа [2].

Важную роль в достижении указанного уровня прочности играют способы и режимы продувки CO_2. Производственники, использующие CO_2-процесс на жидком стекле, нередко представляют себе переход к Фенокси-CO_2-процессу как механическую замену одного типа связующего другим, что является неверным. Меняются принципы продувки CO_2. Так, связующее должно реагировать с CO_2 по всему объему, реакция не является мгновенной (как в случае с жидким стеклом), а требует времени для ее протекания. Цель продувки CO_2 в том, чтобы вытеснить воздух из внутренних объемов стержня, затянуть его место CO_2 и под небольшим избыточным давлением в течение 20...30 с контактировать со связующим. Признаком того, что реакция отверждения осуществлена, является повышение температуры смеси в глубине стержня примерно на 4 °С и уменьшение pH связующего от 14 до 10. Избыточное число вент в оснастке приводит к быстрому удалению CO_2 из стержневой массы по пути наименьшего сопротивления. Таким образом, размещать венты необходимо по принципу максимального охвата при продувке газом всего объема стержня.

Если продувать CO_2 слишком быстро (с высокой скоростью и под большим давлением), то под влиянием газового потока происходит дидегратация смолы, что обеспечивает хорошую первоначальную прочность, но в дальнейшем стержень становится хрупким и слабым. Низкие скорости продувки CO_2 и невысокое давление позволяют увеличить продолжительность продувки. При изготовлении среднего стержня массой до 100 кг расход CO_2 в среднем должен составлять 140...145 дм^3/мин при общем давлении не более 0,14 МПа. Продолжительность продувки для большинства стержней 30...120 с. Отверждающее действие углекислого газа усиливается, когда его температура повышена до 25...30 °С.

Необходимо указать стандартные режимы отверждения цилиндрических образцов (высотой и диаметром 50 мм) – расход газа 10 л/мин; время продувки 30, 60 и 120 с.

Наиболее качественное отверждение стержней обеспечивается при выдержке смеси под статическим газовым давлением.

Для Cold-box-amine-процесса рациональное соотношение суммарных сечений для выхода газа из оснастки к суммарному входному сечению составляет по данным [2] около 0,7. Очевидно, для Фенокси-CO_2-процесса это соотношение должно быть еще ниже – до 0,5.

Живучесть смесей, используемых для Фенокси-CO_2-процесса, составляет 4...6 ч. Во избежание поверхностного обсыхания смеси следует укрывать ее полиэтиленовой пленкой при хранении в коробе.

Смеси для Фенокси-CO_2-процесса не склонны к прилипанию к металлической, пластмассовой или деревянной оснастке. Разупрочнение стержней при их длительном хранении в условиях высокой относительной влажности воздуха (90 % и более) составляет 20...30 %, что существенно ниже, чем, например, при использовании Cold-box-amine-процесса. Стержни, изготовленные Фенокси-CO_2-процессом, целесообразно окрашивать как водными, так и самовысыхающими противопригарными покрытиями. Выбиваемость стержней из стальных и чугунных отливок является очень хорошей.

Качество стальных и чугунных отливок, как правило, является высоким, так как в связующем отсутствуют сера, фосфор, азот, а само связующее обладает хорошей термостойкостью и низкой газотворностью.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Chemically bonded cores and molds. American foundry society, 2000. 195 p.

2. **Болдин А.Н., Давыдов Н.И., Жуковский С.С.** Литейные формовочные материалы. Формовочные, стержневые смеси и покрытия: справочник. М.: Машиностроение, 2006. 507 с.

Александр Николаевич Болдин, канд. техн. наук;
Анатолий Анатольевич Власов, аспирант,
an.vlasov@mail.ru

УДК 621.791.4

А.В. Башурин, Е.Ю. Мастихин, В.И. Колмыков
(Курский государственный технический университет)

Диффузионная сварка пустотелых биметаллических панелей

Проведен анализ конструкций и способов получения пустотелых алюминиевых и титано-алюминиевых панелей. Исследовано влияние шероховатости поверхности титанового сплава на процесс образования физического контакта при диффузионной сварке.

The analysis of structures and methods for obtaining of hollow aluminum and titanium-aluminum panels is performed. The influence of surface roughness of titanium alloy on the formation of physical contact during diffusion welding is studied.

Ключевые слова: диффузионная сварка в вакууме; пустотелые биметаллические панели; алюминиевый сплав; титановый сплав; шероховатость поверхности.

Keywords: diffusion welding in vacuum; hollow bimetallic panels; aluminum alloy; titanium alloy; surface roughness.

Известны конструкции пустотелых панелей из алюминиевых и титановых сплавов, которые выполняются сваркой и пайкой [1]. Одним из способов изготовления панелей является диффузионная сварка в вакууме, например, сотовых панелей.

Наиболее простой вариант изготовления панели приведен на рис. 1, *а*.

Основные недостатки заключаются в том, что в тонкостенной панели происходит потеря устойчивости ребер (рис. 1, *б*). Кроме того, при малой силе сжатия затруднено образование физического контакта из-за малой деформации в зоне соединения и не происходит удаление оксидной пленки. В месте перехода от ребра к листу остаются острые концентраторы, что в совокупности не позволяет получить качественное соединение.

Для создания в зоне контакта необходимой пластической деформации (30...40 %) при изготовлении алюминиевых панелей возможно применение стальных вкладышей для поддержания ребра и формирования галтели в зоне перехода (рис. 2, *а*). Однако в данном варианте практически невозможно удалить вкладыши, не разрушая конструкции, из-за схватывания алюминия с железом, а также высоких напряжений натяга на уровне предела текучести алюминиевого сплава, вызванного значительной разностью коэффициентов температурного расширения материалов.

Наиболее технологичным является способ (рис. 2, *б*), при котором между листами обшивки *1* из алюминиевого сплава устанавливаются поперечные ребра *2*, также выполненные из алюминиевого сплава. Для предотвращения потери устойчивости при высокотемпературной ползучести поперечных ребер в процессе сварки между ними помещаются остающиеся фиксирующие элементы коробчатого профиля *3* из титанового сплава. При этом они же могут играть роль формирующей оснастки для образования галтели между ребрами заполнителя и листами обшивки. При

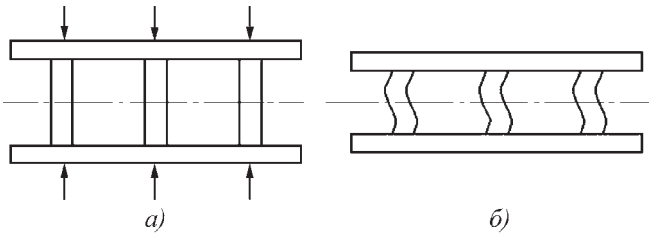


Рис. 1. Вариант изготовления панели:
а – схема сварки; *б* – потеря устойчивости ребер

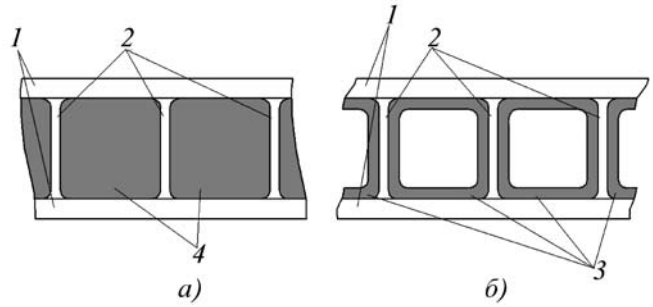


Рис. 2. Конструкция трехслойной биметаллической панели после сварки:
1 – листы обшивки; *2* – поперечные ребра; *3* – коробчатый профиль; *4* – вкладыш

этом ширина ребер выбирается исходя из необходимого количества дополнительного металла ребра на образование плавного перехода ребро–обшивка [2]. Коробчатый профиль в таких панелях может быть основным несущим конструктивным элементом, а листы алюминиевого сплава представлять собой связующую обшивку.

На первом этапе сварки панели после создания рабочего разряжения вместе с индукционным нагревом к конструкции прикладывается сжимающая сила, деформирующая микронеровности и разрушающая оксидные пленки. По достижении сварочной температуры сила, прикладываемая к листам обшивки, увеличивается для деформации поперечных ребер с образованием галтелей и полного устранения зазора между обшивкой и коробчатым профилем. Далее – выдержка при температуре сварки в течение времени, необходимого для образования качественного соединения между отдельными элементами (ребра – обшивка, ребра – коробчатый профиль, обшивка – коробчатый профиль), и охлаждение с последующим снятием нагрузки. В итоге получается монолитная пустотелая панель с прочным соединением конструктивных элементов [3]. Основная нагрузка при работе панелей на изгиб и сжатие приходится на сварные соединения листов обшивки с ребрами.

Ранее проведенные исследования [4] показали, что при диффузионной сварке в тавр возможно получение соединения, равнопрочного основному металлу. Кроме того, вследствие разности коэффициентов температурного расширения алюминиевого и титанового сплавов после охлаждения образуются растягивающие остаточные напряжения в листах обшивки и ребрах, что дополнительно повышает качество сцепления обшивки с коробчатым профилем в результате натяга.

Основные трудности при сварке в твердом состоянии алюминиевых сплавов заключаются в наличии на поверхности тугоплавкой оксидной пленки Al_2O_3, которая после зачистки вновь образуется за доли секунды. Поэтому для фрагментации оксидной пленки в зоне контакта требуется значительная пластическая деформация и последующее растворение кислорода в основном металле в результате нагрева при диффузионной сварке (примерно 550 °С).

Термодинамические расчеты взаимодействия Al_2O_3 с титаном в стабильном состоянии показывают малую вероятность восстановления алюминия с титаном. Однако процесс диффузионной сварки является нестабильным, что связано с термомеханической деформацией выступов при нагреве и, как показано в работе [4], фактически происходит раздробление оксидной пленки с последующим растворением кислорода в титане. При этом шероховатость поверхности титана оказывает существенное влияние на процесс образования физического контакта и прочность соединения.

При температуре сварки 550 °С микровыступы титанового сплава практически не деформируются, в то время как алюминиевый сплав находится в пластичном состоянии.

Для оценки влияния шероховатости обработки поверхности на качество соединения проводили сварку алюминиевого сплава АЦ5К5 с титановым сплавом ВТ6С и механические испытания на растяжение цилиндрических образцов диаметром 5 мм (рис. 3, *а*) и плоских образцов на срез (рис. 3, *б*).

Поверхность титанового образца механически обрабатывали полировкой, шлифовкой и точением до различных значений параметров шероховатости. Плоские заготовки шлифовали в поперечном направ-

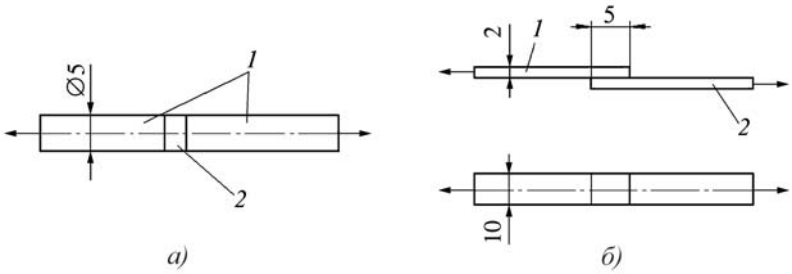


Рис. 3. Эскизы цилиндрических (*а*) и плоских (*б*) образцов:
1 – титановый сплав; *2* – алюминиевый сплав

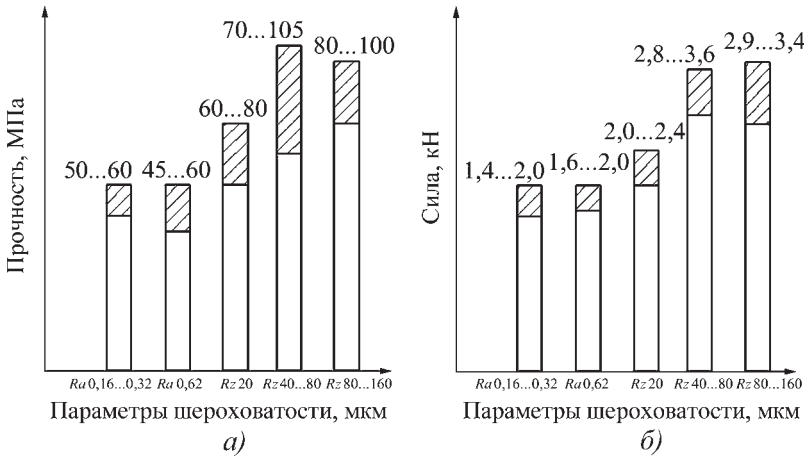


Рис. 4. Результаты испытаний на растяжение (*а*) и срез (*б*)

лении наждачной бумагой с различным размером зерна. Перед сваркой образцы обезжиривали ацетоном и этиловым спиртом.

Режим сварки: температура 550 °С; удельная сила сжатия 7 МПа; время выдержки 10 мин.

Результаты испытаний приведены на рис. 4.

Анализ результатов показал, что с увеличением значений *Ra* и *Rz* прочность соединения возрастает. Процесс образования сварного соединения можно представить схемой, изображенной на рис. 5, *а*.

Выступы шероховатости титанового сплава вдавливаются в алюминий при приложении нагрузки при температуре сварки, и вследствие ползучести алюминий заполняет зазоры между выступами. Это сопровождается дроблением хрупкой оксидной пленки алюминия и в контакт вступают ювенильные поверхности соединяемых материалов с последующей диффузией кислорода преимущественно в титан с образованием твердого раствора [4].

Микроструктурный анализ подтверждает приведенную схему образования соединения (рис. 5, *б*).

Таким образом, прикладываемое давление оказывает наиболее существенное влияние на процесс образования контакта и фрагментацию оксидных пленок на ранних стадиях деформирования микровыступов. Температура сварки существенно определяет интенсивность развития контакта, однако следует иметь в виду, что в процессе выдержки происходит рост интерметаллидной хрупкой прослойки $TiAl_3$, снижающей прочность соединения [4], и время сварки необходимо ограничивать.

Для повышения качества сварного соединения рекомендуется проводить механическую обработку поверхности коробчатого профиля из титанового сплава до параметра шероховатости Rz = 80...160 мкм.

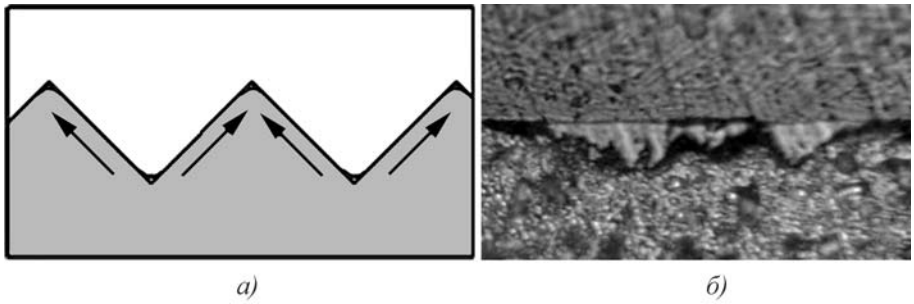


Рис. 5. Модель образования соединения (титановый сплав сверху):
а — схема модели; *б* — микроструктура, ×500

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Ендогур А.И., Вайнберг М.В., Ерусалимский К.М.** Сотовые конструкции. Выбор параметров и проектирование. М.: Машиностроение, 1986. 200 с.

2. **Диффузионная** сварка слоистых титано-алюминиевых панелей / Д.В. Пономарев, В.Н. Гадалов, А.В. Башурин и др. // Вестник Воронежского государственного технического университета. 2008. Т. 4. № 10. С. 40–43.

3. **Мастихин Е.Ю., Колмыков В.И., Башурин А.В.** Анализ напряженно-деформированного состояния прослойки при диффузионной сварке титана с алюминием // Материалы и упрочняющие технологии – 2009: сб. мат. XVI Российской науч.-техн. конф. с междунар. участием. Курск: КурскГТУ, 2009. С. 116–120.

4. **Исследование** переходной зоны титан–алюминий при диффузионной сварке / Д.В. Пономарев, С.Г. Емельянов, В.Н. Гадалов и др. // Технология металлов. 2008. № 9. С. 12–15.

Анатолий Васильевич Башурин, канд. техн. наук,
svarka.kstu@mail.ru;
Евгений Юрьевич Мастихин, аспирант;
Валерий Иванович Колмыков, д-р техн. наук

УДК 621.73.01

И.Е. Семёнов, С.Н. Рыженко, С.В. Поворов *(МГТУ им. Н.Э. Баумана)*

Управление течением металла при обратном выдавливании изделий сложной формы*

Рассмотрены процесс обратного выдавливания коробчатой детали с разными высотами и толщинами стенок, а также возможности управления пластическим течением металла с помощью действия на заготовку активных сил трения. Приведена конструкция штампа, с помощью которого возможно реализовать данный процесс.

Process of backward extrusion of box-shaped detail with different heights and thickness of walls, and also management possibilities plastic current of metal by means of action on preparation of active friction forces are considered. The stamp design with which help probably to realise the given process is resulted.

Ключевые слова: обратное прессование; коробчатая деталь; активные силы трения; математическая модель.

Keywords: backward extrusion; box-shaped detail; active friction forces; mathematical model.

В машиностроении, строительстве, электронной и других отраслях промышленности большое применение находят разнообразные по форме и размерам коробчатые изделия. Перспективной технологией получения таких коробчатых деталей является холодное выдавливание, так как этот метод позволяет получать детали с высокой точностью и качеством поверхностей, а также снизить трудоемкость производства.

Теоретические и экспериментальные исследования процессов выдавливания, проведенные российскими и зарубежными учеными, позволяют установить характер течения металла, напряженно-деформированное состояние, определить силу деформирования и другие параметры процесса [1, 2]. Вышеуказанные исследования касаются в основном процессов выдавливания, при которых напряженно-деформированное состояние металла является плоским или осесимметричным.

Благодаря наличию осевой симметрии течение металла по направлению выдавливания равномерно, этот факт позволяет свести объемную задачу механики деформируемого твердого тела к плоской, что значительно упрощает задачу и делает возможным отыскание аналитического решения. Однако методом обратного выдавливания также возможно получать детали более сложной геометрической формы, которые не обладают осевой симметрией. В таком случае течение металла существенно зависит от геометрии поперечного сечения прессуемой детали и, как правило, происходит не равномерно и имеет более сложный характер. Поэтому при выдавливании деталей, имеющих сложную форму поперечного сечения, наблюдаются значительные искажения формы получаемых деталей вплоть до их разрушения.

Известны различные способы управления течением металла в процессе выдавливания, к ним относятся: использование смазочных материалов, выдавливание с подпором, выдавливание с действием на заготовку активных сил трения и др. [3]. Все эти способы направлены на то, чтобы приблизить течение металла по периметру детали к равномерному, благодаря чему значительно повышается точность продукции. Однако эти способы, несмотря на положительный эффект, усложняют и без того не простую задачу расчетного определения напряженно-деформированного состояния заготовки и технологических параметров процесса, необходимых для проектирования оснастки. Подобные трудности сдерживают развитие эффективных способов управления течением металла в процессе обратного выдавливания.

В настоящей статье рассмотрены возможности управления течением металла с помощью активных сил трения в процессе обратного выдавливания.

Коробчатая деталь, которую требуется получить методом обратного выдавливания, приведена на рис. 1 (с вырезом в 1/4 части). Коробка имеет три

* Работа выполнена в соответствии с тематическим планом НИР МГТУ им. Н.Э. Баумана на 2008 г. Тема НИР "Разработка теории управления течением металла при обратном выдавливании за счет активного действия сил трения". Регистрационный номер НИР: 1.1.07.

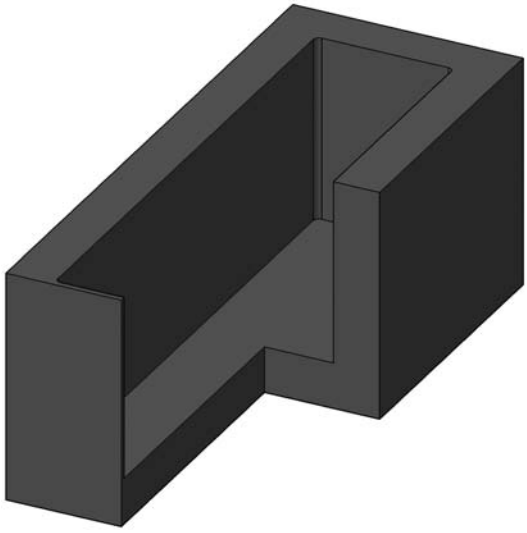


Рис. 1. Коробчатая деталь с разными толщинами стенок

стенки толщиной 4 мм и одну стенку толщиной 1 мм. Размеры инструмента и заготовки показаны на рис. 2.

Выдавливание происходит при вертикальном перемещении пуансона *2* (см. рис. 2), при этом металл заготовки *3* вытекает в зазоры между пуансоном и матрицей *1*. Заготовка имеет размеры 50×20×9 мм и выполнена из алюминия АД1. В процессе выдавливания течение металла между матрицей и пуансоном будет неравномерным. Это обусловлено тем, что стенки коробки имеют разную длину (20 и 50 мм) и толщину (4 и 1 мм). При использовании активных сил трения правая стенка контейнера *1* (см. рис. 2) подвижна, и в процессе выдавливания ей сообщается перемещение по направлению течения металла с некоторым опережением. Таким образом сила трения, действующая на наружную поверхность тонкой стенки коробки со стороны подвижной стенки контейнера, позволяет локально влиять на параметры течения металла.

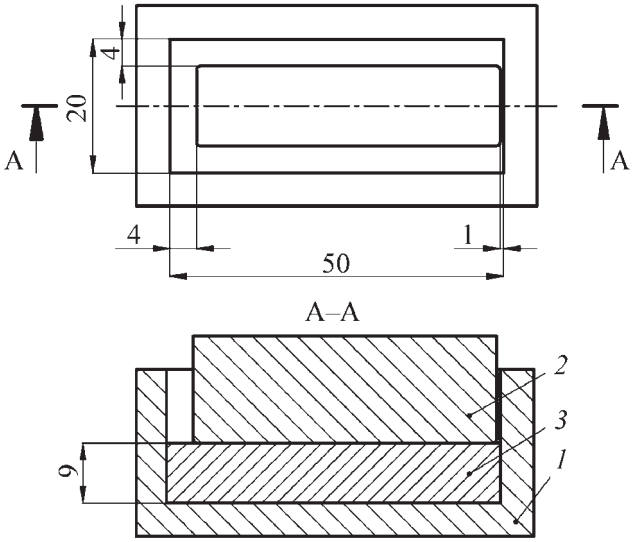


Рис. 2. Геометрия заготовки и инструмента в исходном положении

Данный процесс исследовали с применением метода конечных элементов и современного программного обеспечения, основанного на этом методе. Для проведения численного моделирования использовали комплекс специализированных программ Ansys/Ls-Dyna. В процессе моделирования наблюдаются большие пластические деформации заготовки, поэтому к описанию движения сплошной среды целесообразно подойти с позиций Эйлера [4]. Такая возможность реализована в программе Ls-Dyna, что и определило выбор программного обеспечения.

Данный процесс выдавливания обладает симметрией. Положение плоскости симметрии отмечено осевой линией А–А на рис. 2. Поэтому при моделировании рассматривали только половину прессуемой коробки, отсеченную плоскостью симметрии. Матрица и пуансон при составлении модели приняты как абсолютно жесткие тела и учитывались только их поверхности, участвующие в процессе деформирования.

На рис. 3 показан вид расчетной сетки, созданной на основе геометрической модели. В соответствии с подходом Эйлера сетка конечных элементов построена не только для заготовки, но и для области пространства, в котором заготовка будет перемещаться в процессе деформирования.

Для описания поведения заготовки, изготовленной из алюминия АД1, использовали двухлинейную модель упругопластической среды, для которой были заданы следующие механические свойства: предел текучести $\sigma_т$ = 45 МПа; модуль упругости первого рода $E = 1{,}0 \cdot 10^5$ МПа; модуль упрочнения $E_у$ = 110 МПа; коэффициент Пуассона ν = 0,3; плотность ρ = = 2710 кг/м^3. Коэффициент трения μ = 0,14, с учетом наличия смазки на контактирующих поверхностях.

На рис. 4 показаны виды заготовки в процессе деформирования без использования активных сил тре-

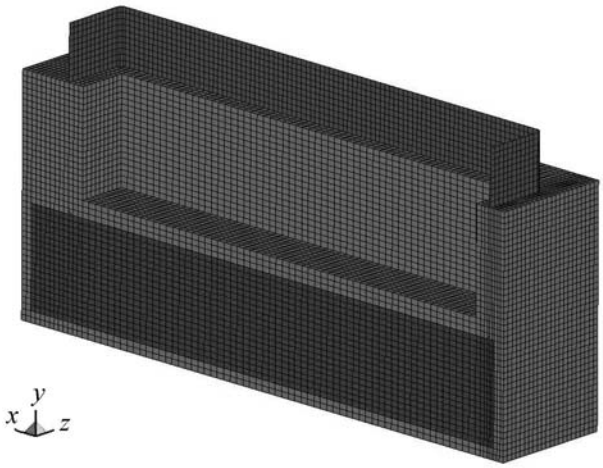


Рис. 3. Расчетная сетка

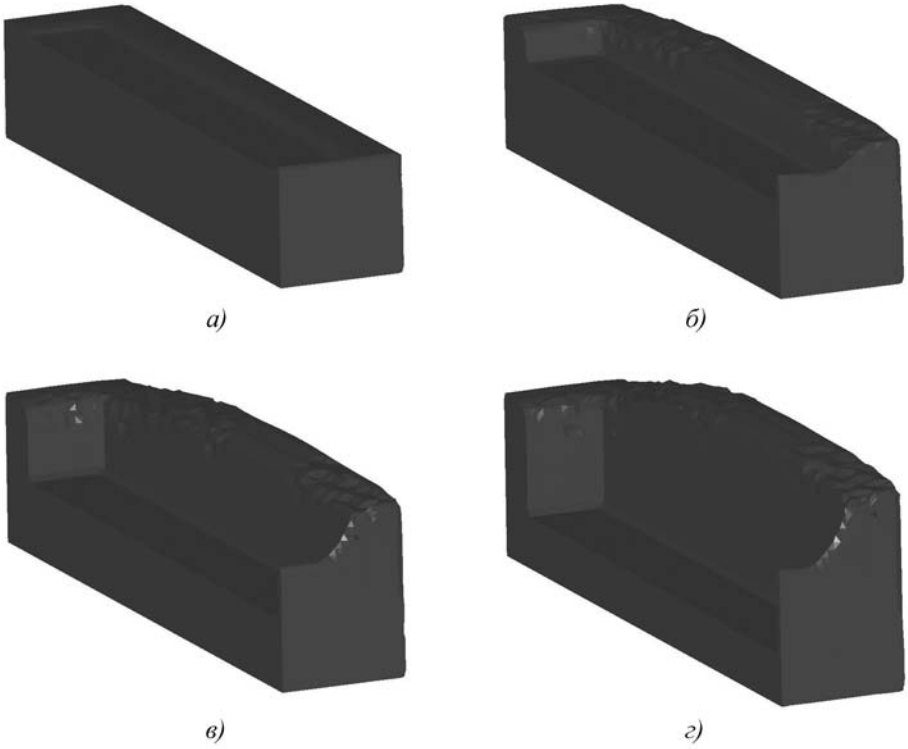


Рис. 4. Формоизменение заготовки в процессе деформирования без использования активных сил трения в различные моменты времени, с:
а – 0,05; *б* – 0,32; *в* – 0,68; *г* – 1

ния. Из результатов расчета видно, что формирование тонкой стенки происходит в начальной стадии процесса (см. рис. 4, *а*, *б*). Максимальные высоты стенок в случае выдавливания со смазкой на конечном этапе деформирования (см. рис. 4, *г*) составляют: тонкая стенка толщиной 1...10 мм; широкая стенка толщиной 4...18,5 мм; узкая стенка толщиной 4...13,5 мм.

На рис. 5 (см. обложку) показано распределение полей эквивалентных напряжений (по Мизесу) в заготовке в соответствующие моменты времени в процессе обратного выдавливания без действия активных сил трения. Результаты численного моделирования показали, что в начальный момент максимальные напряжения в заготовке будут наблюдаться в зоне перехода от дна к стенкам и составят примерно 140 МПа. По мере развития процесса зона максимальных напряжений смещается в область металла, находящегося под пуансоном. В этой зоне эквивалентные напряжения имеют значения 180...240 МПа в различные моменты времени.

На рис. 6 показано изменение формы заготовки в процессе выдавливания с использованием активных сил трения. Из рисунка видно, что применение активных сил трения позволило существенно изменить характер течения металла в проблемных местах, благодаря чему высота тонкой стенки значительно увеличилась.

На рис. 7 (см. обложку) показано распределение полей эквивалентных напряжений (по Мизесу) в заготовке в соответствующие моменты времени. Из рис. 7 хорошо прослеживается последовательность формирования очага пластических деформаций. Уже начиная с этапа *в* хорошо видно, что очаг в отличие от выдавливания без активных сил трения не начинает смещение в сторону тонкой стенки, и максимальные значения напряжений наблюдаются не в зоне перехода от дна к тонкой стенке коробки, а в подпуансонной зоне очага. Под плоским торцом пуансона наблюдается застойная зона с напряжениями, не превышающими 95 МПа. Далее очаг распространяется уже на всю подпуансонную зону и в конце процесса напряжения возрастают до максимальных значений 250 МПа. В конце процесса наблюдается уменьшение толщины очага. Значения напряжений примерно на 4...5 % больше, чем при выдавливании без действия активных сил трения, что хорошо согласуется с экспериментами в работе [1].

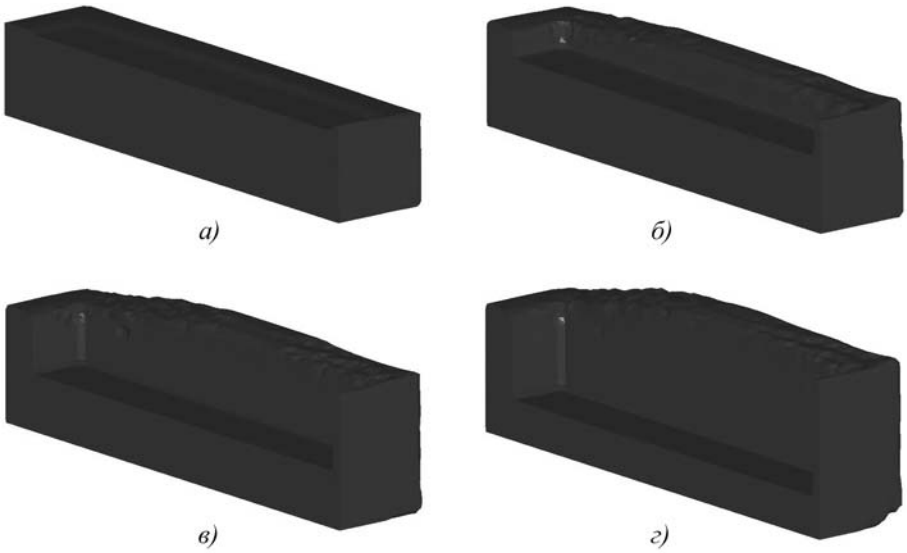


Рис. 6. Формоизменение заготовки в процессе деформирования с использованием активных сил трения в различные моменты времени, с:
а – 0,05; *б* – 0,33; *в* – 0,68; *г* – 1

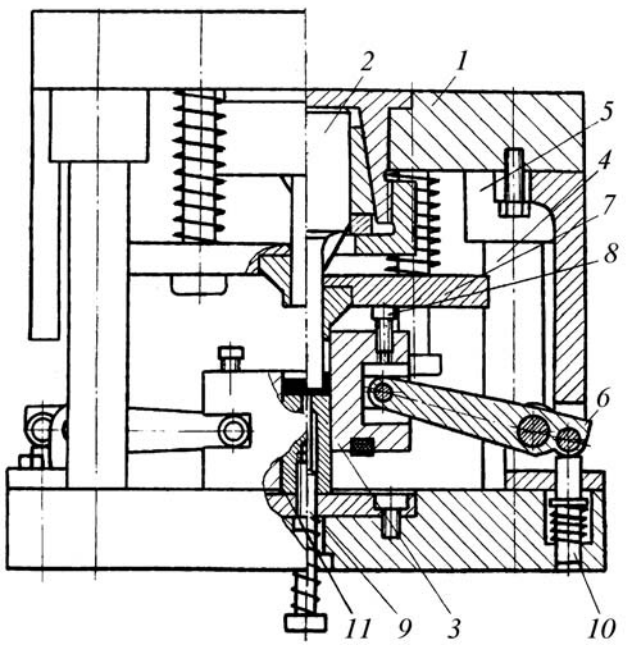


Рис. 8. Схема штампа с противодавлением и с активными силами трения

Таким образом, применение активных сил трения расширяет технологические возможности процесса обратного выдавливания для получения коробчатых деталей с разными толщинами стенок. Для осуществления такого процесса необходим штамп специальной конструкции (рис. 8).

Штамп работает следующим образом. Плита *1* с закрепленным на ней пуансоном *2* вместе с ползуном пресса движется вниз, направляемая по колонкам *4* и втулкам *5*. После соприкосновения пуансона *2* и рабочей части прижима *7* с заготовкой, предварительно установленной на матрицу *9*, и достижения силы, необходимой для деформирования, металл заготовки начинает, преодолевая действие противодавления от прижима *7*, затекать в зазор между пуансоном *2* и стенками матрицы *3*. При этом под действием прижима *7*, действующего на верхний торец заготовки, формируется ровный торец верхней части коробки. После достижения высоты стенок 5...6 мм подвижные стенки матрицы *3* поднимаются вверх под действием механизма подъема *6* со скоростью, опережающей скорость истечения металла заготовки в стенки, и одновременно с этим воздействием упора *8* на прижим *7* прекращается действие последнего. После достижения требуемой высоты стенок и толщины дна коробки деформирование прекращается. Верхняя плита вместе с пуансоном возвращается в исходное положение, выталкиватель пресса, воздействуя на заготовку через выталкиватель *11*, удаляет изделие из матрицы, а подвижные части матрицы возвращаются в исходное положение механизмами возврата *10*.

Согласно теоретическим и экспериментальным исследованиям формирование профиля стенки происходит при выдавливании стенок высотой примерно до 5...6 мм, при дальнейшем увеличении высоты сформированный на начальном этапе профиль стенки практически не меняется. Поэтому благодаря использованию противодавления по всему верхнему торцу коробки в начальный момент деформирования (до выдавливания стенок с высотой 5...6 мм, т.е. примерно 1/3 от полного рабочего хода пуансона) удается получить коробки с ровными по высоте стенками. При этом удельная сила деформирования повышается на 50 % и достигает значений в конце этого этапа 450 МПа (вместо 300 МПа при обычном выдавливании).

В дальнейшем противодавление снимается, а по всему наружному периметру заготовки начинают действовать активные силы трения, позволяющие уменьшить удельную силу выдавливания на пуансоне в конце рабочего хода от 550 до 480 МПа. Это достигается тем, что в штампе имеется специальный прижим, осуществляющий подпор металла по торцу стенок коробки, действие которого снимается подвижными стенками матрицы при достижении глубины полости коробки, равной 5...6 мм. Привод подвижных стенок матрицы осуществляется посредством воздействия упоров, смонтированных на верхней плите штампа, на двуплечие рычаги, закрепленные на нижней плите штампа.

При работе штампа по данной схеме могут быстро выходить из строя механизмы подъема матрицы из-за больших сил, обусловленных не только преодолением сил трения, но и преодолением возрастающего по ходу подъема матрицы сопротивления узла противодавления *7* (см. рис. 8). Это приводит в конечном итоге к переделке узла *7*, что позволило полностью снимать действия сил прижима после формирования стенок коробки с высотой 5...6 мм с помощью специальных клиновых механизмов по аналогии с механизмами фиксации направляющей пуансон подвижной части матрицы.

Штамп данной конструкции позволяет увеличить коэффициент использования металла на 7...10 %, устранить операцию обрезки стенок по высоте и увеличить стойкость пуансонов до 3 раз.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Семёнов Е.И. и др.** Ковка и штамповка: справочник. Т. 2. М.: Машиностроение, 1986.

2. **Теория** ковки и штамповки: учеб. пособие для студентов машиностроительных и металлургических специальностей вузов // Е.П. Унксов, У. Джонсон, В.Л. Колмогоров и др.; под общ. ред. Е.П. Унксова, А.Г. Овчинникова. 2-е изд., перераб. и доп. М.: Машиностроение, 1992.

3. **Семёнов И.Е.** Ruckwartsnapffliesspressen gehausenformiger // Teile Fertigngstechnik und Betrieb Berlin. 1984. № 10.

4. **Иванов А.В., Восканьянц А.А.** Конечно-элементное моделирование технологических задач пластичности на основе эйлеровского описания движения сплошной среды в программном комплексе ANSYS/LS-DYNA // Сб. тр. шестой конф. пользователей программного обеспечения CAD-FEM GmbH (Москва, 20–21 апр. 2006 г.) / Под ред. А.С. Шадского. М.: Полигон-пресс, 2006. С. 23.

Иван Евгеньевич Семёнов, д-р техн. наук;
Сергей Николаевич Рыженко, канд. техн. наук;
Сергей Владимирович Поворов, аспирант,
avt76@yandex.ru

УДК 004.896:621.73.045

А.В. Коновалов, С.В. Арзамасцев, С.Д. Шалягин, О.Ю. Муйземнек, П.Ю. Гагарин *(Институт машиноведения Уральского отделения РАН, г. Екатеринбург)*

Интеллектуальная САПР технологических процессов ковки валов на молотах*

Описаны назначение, область применения, возможности интеллектуальной компьютерной системы автоматизированного проектирования технологических процессов ковки ступенчатых валов на молотах "САПР ВАЛ", разработанной в Институте машиноведения Уральского отделения Российской академии наук.

Assignment, area of application and opportunities of intelligent computer system of the automated designing of technological processes of shaft forging on the hammers "CAD SHAFT" developed in Institute of Engineering Science of Urals branch of Russian academy of sciences are described.

Ключевые слова: ковка; валы; САПР; технологический процесс; автоматизация проектирования; поковка; базы данных.

Keywords: forging; shafts; computer-aided design system (CAD system); technological process; computer-aided design; forged piece; database.

В связи с изменением экономических условий в России в 1990-е гг. и совпавшим по времени переходом к персональным компьютерам подавляющее большинство ранее выполненных разработок систем автоматизированного проектирования технологических процессов (САПР ТП) кузнечного производства и коллективов разработчиков перестало существовать. В литературе имеются сведения о двух отечественных разработках САПР ТП кузнечного производства, выполненных в последние годы. В работе [1] описан программно-методический комплекс "Кузнечное дело", созданный в Уральском государственном техническом университете (УПИ) и внедренный в ЗАО "Металлургический комплекс УХМ" (г. Екатеринбург).

В стадии разработки коллективами РКЗ ГКНПЦ им. М.В. Хруничева и МАТИ-РГТУ им. К.Э. Циолковского (г. Москва) находится единая отраслевая система автоматизированного проектирования технологических процессов кузнечно-прессового производства, предназначенная для предприятий космической отрасли [2]. Предложений о продаже САПР ТП ковки на российском рынке от зарубежных фирм нет.

В Институте машиноведения Уральского отделения Российской академии наук разработана интеллектуальная САПР ТП ковки ступенчатых валов "САПР ВАЛ", которая успешно внедрена в ЗАО "Уральский турбинный завод" (г. Екатеринбург). Система функционирует в операционной среде Windows в сетевом варианте на одном и более компьютерах с использованием единого информационного пространства предприятия на основе базы данных MS SQL Server 2000.

"САПР ВАЛ" разработана на новом для систем такого типа принципе, основанном на объектно-ориентированном подходе [3]. Она предназначена для автоматизированного проектирования технологических процессов ковки поковок типа гладких и ступенчатых валов круглого поперечного сечения на молотах и включает в себя пять основных функциональных блоков (рис. 1): 1) ввод исходной информации о детали; 2) проектирование; 3) управление данными; 4) нормативно-справочная информация (НСИ); 5) вывод результатов проектирования. Все блоки связаны между собой пользовательским интерфейсом.

Система решает следующие задачи:

- ввод данных о детали с конструкторского чертежа детали или из базы данных (блок 1);
- проектирование поковки и технологического процесса ковки, назначение режимов термообработки и расчет норм времени на ковку (блок 2);
- управление данными, актуализация и архивирование объектов проектирования (блок 3);
- поиск, ввод и корректировка нормативно-справочной информации (блок 4);
- оформление и корректировка карты технологического процесса, вывод ее на бумажный носитель (блок 5).

Система создает полное информационное поле по поковкам и проектируемым технологическим процессам ковки валов для использования другими службами предприятия.

Ввод информации о детали с рабочего чертежа детали осуществляется двумя способами: графическим или табличным. Для графического ввода разработан интеллектуальный графический редактор [4], в котором ступенчатый вал задается простым набрасыванием на экран ступеней, "приклеивающихся" друг к другу в процессе их отображения. Редактор позволяет в диалоговом режиме легко и быстро корректировать количество и размеры ступеней вала, при этом автоматически генерируется размерная цепь, рассчитываются

* Работа выполнена при финансовой поддержке программы фундаментальных исследований Президиума РАН "Интеллектуальные информационные технологии, математическое моделирование, системный анализ и автоматизация".

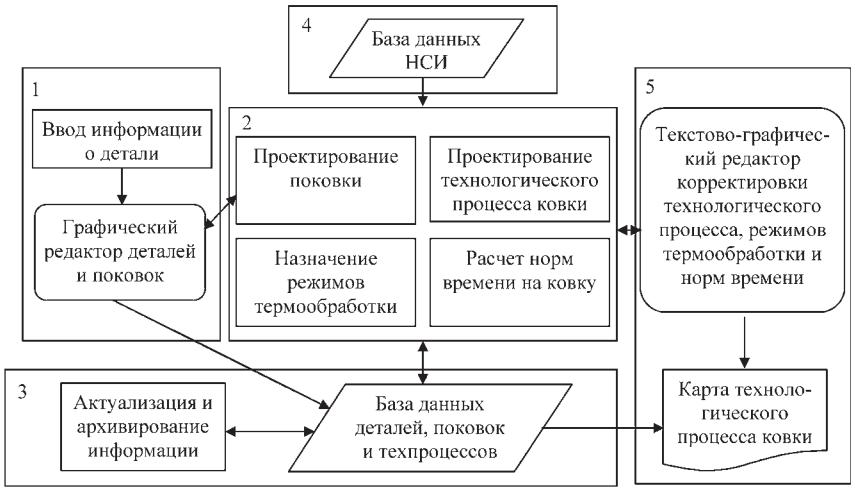


Рис. 1. Структурно-функциональная схема "САПР ВАЛ"

объем и масса детали. Особенностью редактора и системы в целом является возможность объединения нескольких одинаковых или разных деталей в единую так называемую сборную деталь. Введенная информация о детали используется для проектирования поковки или записывается в базу данных. Таким образом, ввод деталей можно осуществлять заранее и накапливать их в таблице базы данных.

Проектирование поковки осуществляется в автоматическом или диалоговом режиме в соответствии с нормативно-технической документацией предприятия, которая разработана на основе работы [5] с учетом конкретной специфики технологии производства, а также ГОСТ 7829–70. В процессе проектирования поковки назначаются напуски на элементы детали, явно невыполнимые при ковке; припуски на термическую обработку; припуски на пробы для испытаний механических свойств материала поковки; припуски на механическую обработку и допуски на размеры поковки; предварительно выбирается масса падающих частей молота. Затем проверяется выполнимость ступеней поковки, определяются напуски на торцах поковки с учетом их формы, рассчитываются напуски на галтели, объем и масса поковки.

При проектировании поковки в графическом редакторе пользователь может скорректировать размеры поковки, изменив тем самым величину припусков или напусков. При этом вычисляется и на экране отображается центр тяжести поковки, что позволяет технологу принять решение о повороте поковки относительно ковочного манипулятора или об изменении порядка расположения деталей, входящих в сборную деталь, для выбора оптимальной последовательности. В качестве одного из вариантов в системе реализован алгоритм автоматической компоновки деталей в поковке по критерию минимума опрокидывающего момента поковки на манипулятор [6]. Спроектированный чертеж поковки показан на рис. 2.

Проектирование технологического процесса ковки, назначение режимов термообработки и расчет норм времени на ковку также осуществляются в автоматическом или диалоговом режиме на основе нормативно-технической документации предприятия. В процессе проектирования технологии ковки рассчитываются объем и масса заготовки с учетом технологических отходов при ковке, определяются размеры заготовки и уточняется масса падающих частей молота. Затем определяются технологические переходы ковки, эскизы просечек, схемы строповок, оснастка и ковочный инструмент. В соответствии с маркой стали или сплава назначаются температурные интервалы ковки и условия охлаждения поковок после ковки.

В зависимости от группы поковок назначаются вид и порядок испытаний, регламентируются механические свойства и указываются места на поковке для контроля твердости.

Нормы времени на ковку поковки рассчитываются для каждой технологической операции в зависимости от начальной и конечной формы и размеров сечения поковки, марки материала и массы падающих частей молота.

Интеллектуальный дружественный интерфейс системы позволяет пользователю производить корректировку решений в процессе проектирования и предостерегает его от неверных действий. В систему входит электронное справочное руководство, содержащее инструкции по работе с ней.

Все данные в системе "САПР ВАЛ" сгруппированы в две базы данных. Первая содержит рабочую информацию о

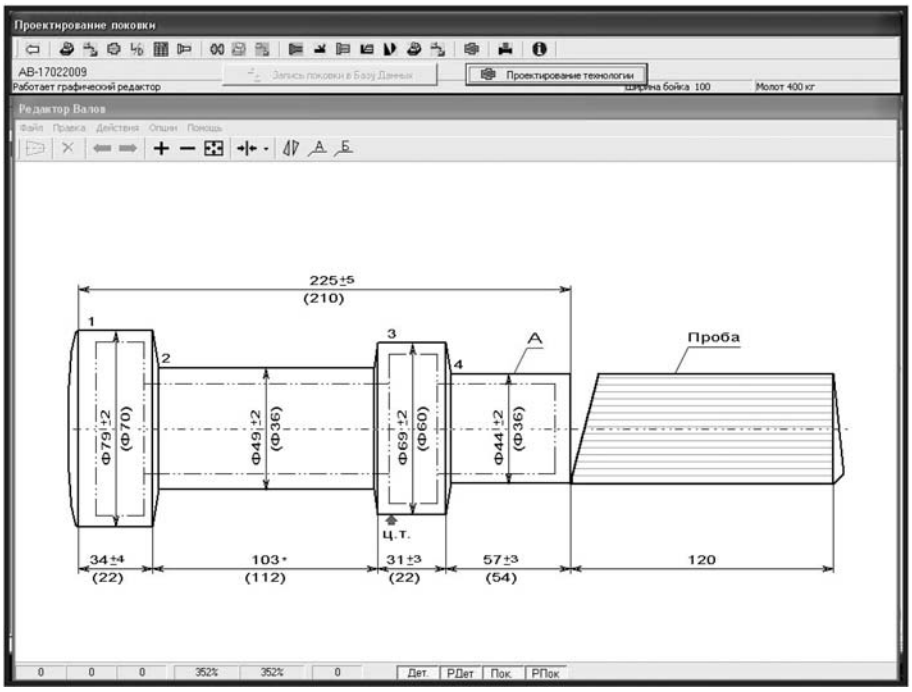


Рис. 2. Чертеж поковки

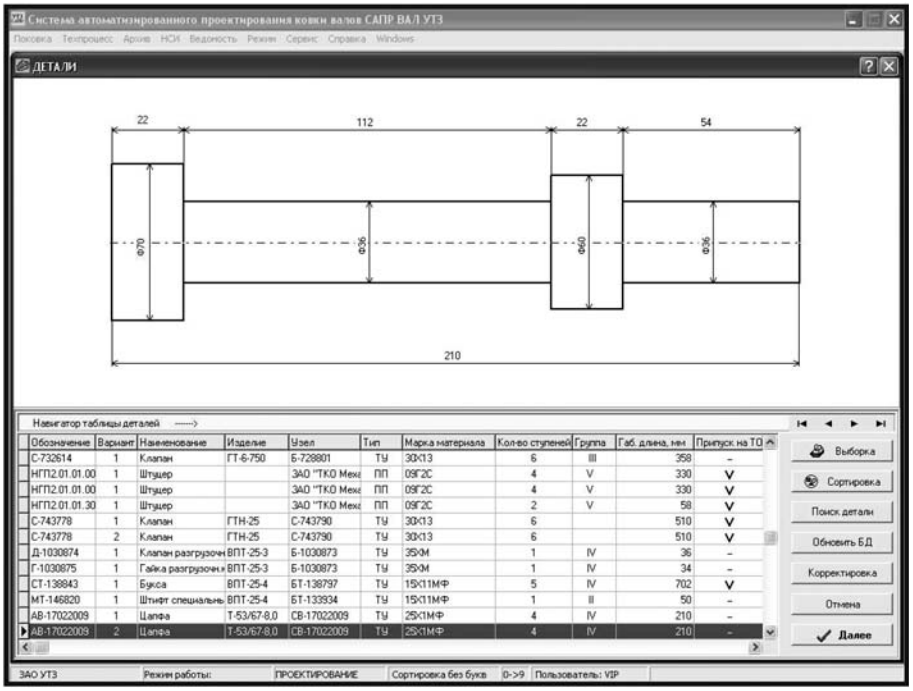


Рис. 3. Интерфейс информации о деталях из базы данных

конструкторских чертежах деталей, спроектированных поковках и картах технологических процессов ковки (блок 3). Программы работы с этой базой данных позволяют осуществлять следующие действия: сохранение нового и поиск ранее определенного объекта согласно значениям заданных параметров (обозначение детали или поковки, масса, габаритная длина, марка стали, номер техкарты и т.п.); корректировку информации; сортировку и выборку информации о деталях, поковках и техпроцессах по заданным условиям. Интерфейс для работы с деталями приведен на рис. 3. Аналогичные интерфейсы разработаны для поковок и техкарт.

Система позволяет отслеживать и хранить любое число вариантов деталей, поковок и техпроцессов для одного и того же обозначения, переводить их в архив и извлекать из архива, автоматически отслеживая корректность этих действий для каждого из созданных вариантов [7]. Потребность в многовариантном проектировании поковок и техпроцессов для деталей с одним и тем же обозначением возникает из-за необходимости учета извещений об изменении в конструкторских чертежах деталей, а также в связи с временным назначением альтернативных параметров технологического процесса, например в случае ремонта оборудования, замены марки стали или профиля проката и т.п. При изменении параметров проектирования автоматически создается новый актуальный вариант карты технологического процесса, а предыдущий вариант переводится в архив.

Таким образом, для каждого варианта объекта системы проектирования (детали, поковки или техкарты) предусмотрены три состояния: актуальное, архивное и аннулированное. Актуальному состоянию соответствуют объекты, находящиеся в данный период времени в стадии планирования или производства. Архивному состоянию соответствуют временно неиспользуемые в производстве объекты. В аннулированном состоянии находятся объекты проектирования, окончательно снятые с производства. Отнесение объектов проектирования к различным состояниям позволяет систематизировать процесс проектирования и уменьшить объем используемых данных. Для контроля состояний ведется специальный журнал учета. Записи журнала позволяют пользователю просмотреть историю изменения состояний и при необходимости восстановить нужные варианты объектов проектирования.

Вторая база данных содержит нормативно-справочную информацию (блок 4), включающую марочник сталей и сплавов, сортамент заготовок, температурные режимы ковки и параметры термообработки, сведения об оборудовании и ковочном инструменте, таблицы припусков для проектирования поковки и т.п. Разработаны удобные для пользователя инструментальные средства формирования и корректировки этой базы данных. Интерфейс для работы с марочником материалов и сортаментом заготовок приведен на рис. 4.

Итоговым документом проектирования является карта технологического процесса ковки (рис. 5). Карта в виде графического файла записывается в хранилище файловой ин-

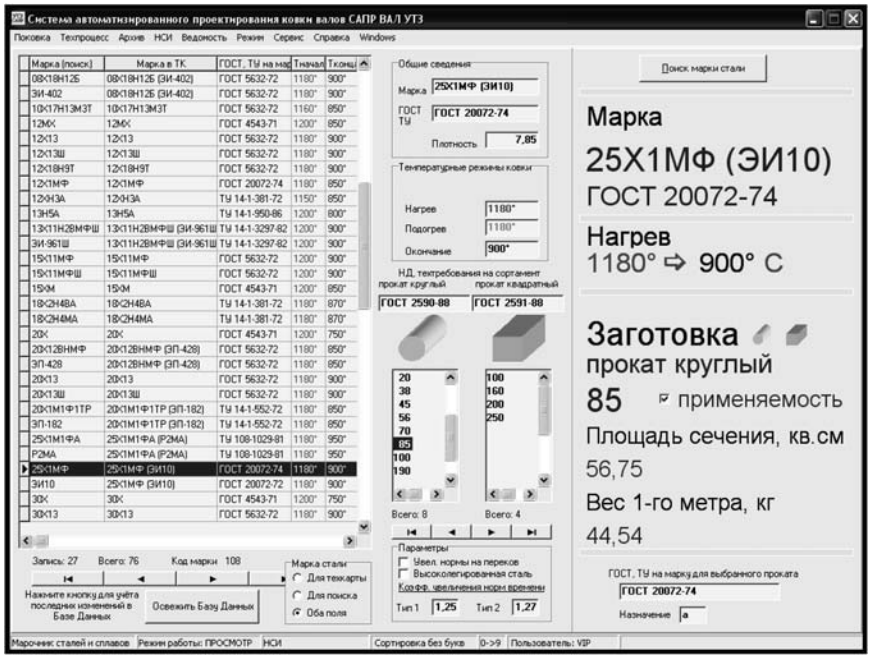


Рис. 4. Интерфейс для работы с марочником материалов и сортаментом заготовок

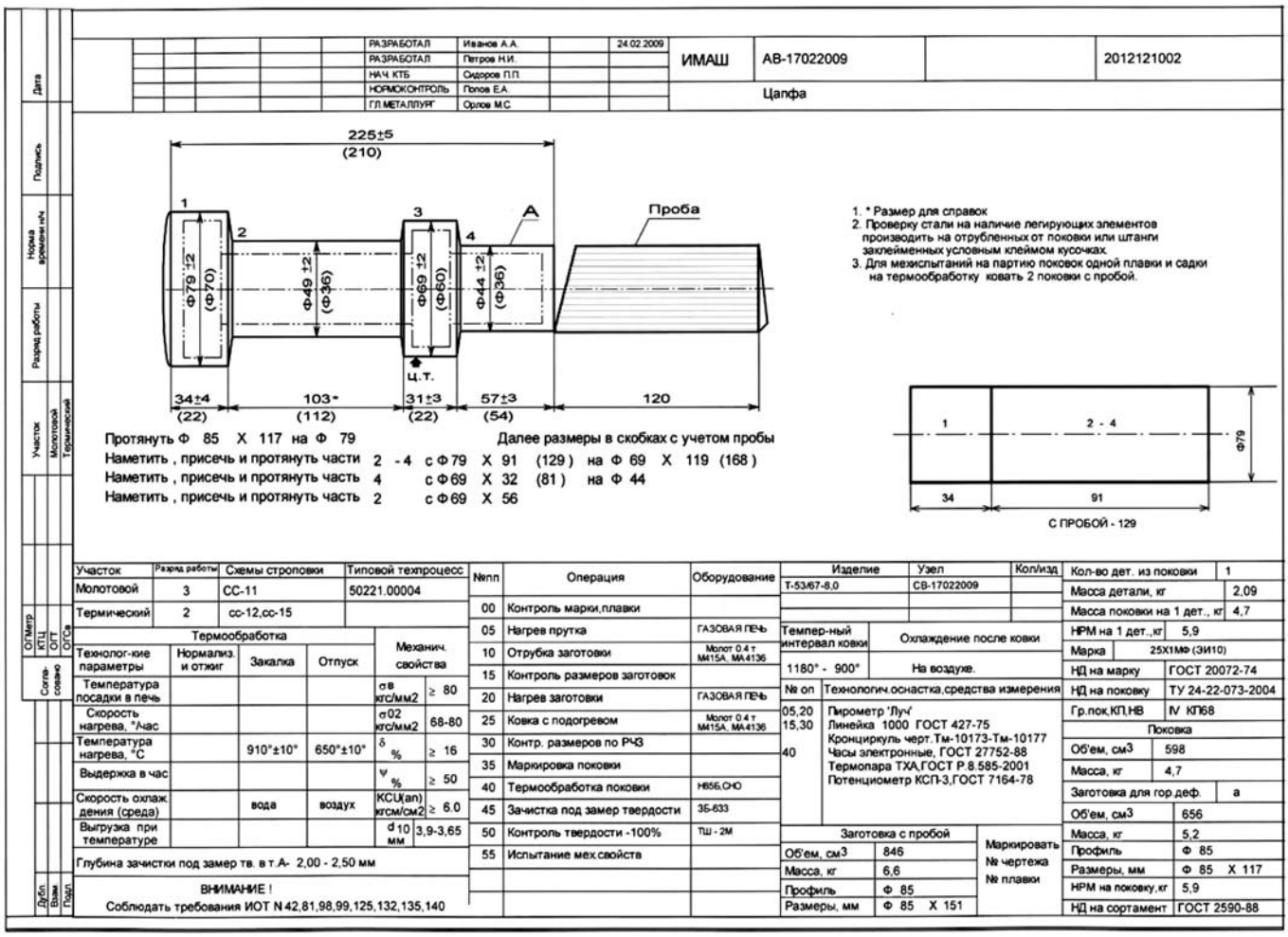


Рис. 5. Карта технологического процесса ковки

формации на сервере, а все данные с нее передаются в базу данных. Такой двойной контроль повышает надежность системы в случае непредвиденных сбоев в работе, а также позволяет при необходимости изменять технологический процесс ковки, создавать бумажные копии карт и использовать информацию о спроектированном техпроцессе в системах документооборота предприятия.

Система предусматривает одновременную параллельную работу над процессом проектирования трех подразделений отдела главного металлурга предприятия: специалистов по технологии, термической обработке и нормированию. При этом происходит контроль выполнения своих этапов проектирования соответствующими подразделениями. Техкарта утверждается главным металлургом только при наличии в базе данных информации о завершении работы над технологическим процессом всеми тремя службами.

Система имеет высокую степень защиты от несанкционированных действий пользователя и от потери информации с помощью специальных приемов программирования, использования защитного электронного ключа, разделения прав доступа к базам данных и программам резервного копирования базы данных, в том числе имеется возможность создания твердой бумажной копии любой таблицы, появляющейся на экране монитора.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Возмищев Н.Е., Арзамасцев С.В., Карамышев Ю.С.** Программно-методический комплекс "Кузнечное дело" // Заготовительные производства в машиностроении. 2005. № 10. С. 31–35.

2. **Островерх А.И., Сычев В.Н., Лобов Е.Д. и др.** Единая отраслевая система автоматизированного проектирования технологических процессов кузнечно-прессового производства // Матер. VI междунар. конференции и выставки "CAD/CAM/PDM-2006". Под ред. Е.И. Артамонова. М.: ИНЭК, 2006.

3. **Коновалов А.В., Арзамасцев С.В., Муйземнек О.Ю. и др.** Новые принципы разработки САПР ТП ковки // Кузнечно-штамповочное производство. 2007. № 1. С. 42–47.

4. **Коновалов А.В., Арзамасцев С.В., Муйземнек О.Ю., Казанский Д.С.** Объектно-ориентированный графический редактор системы проектирования поковок ступенчатых валов // Программные продукты и системы. 2003. № 2. С. 20–24.

5. **Автоматизация** проектирования технологии ковки на молотах / В.Н. Трубин, С.Д. Шалягин, С.Н. Орлов, А.И. Лахтин и др. М.: Машиностроение, 1974. 160 с.

6. **Казанский Д.С., Коновалов А.В., Муйземнек О.Ю.** Оптимизация компоновки в поковке деталей ступенчатых валов // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. 2007. № 2. С. 37–40.

7. **Арзамасцев С.В., Муйземнек О.Ю.** Актуализация и архивирование объектов проектирования в САПР технологических процессов ковки // Программные продукты и системы. 2008. № 3. С. 69–72.

Анатолий Владимирович Коновалов, д-р техн. наук,
avk@imach.uran.ru;
Сергей Викторович Арзамасцев, канд. техн. наук;
Станислав Дмитриевич Шалягин, канд. техн. наук;
Ольга Юрьевна Муйземнек, канд. техн. наук;
Павел Юрьевич Гагарин, инженер

УДК 620.178.3+620.194.8

А.Н. Гущин, Г.В. Пачурин *(Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева)*

Циклическая повреждаемость и механические свойства деформированной растяжением стали 08ЮА

Изучено влияние степени предварительной технологической деформации растяжением на механические характеристики и показатели усталостного разрушения стали 08ЮА.

Influence of degree of preliminary technological deformation by stretching on mechanical characteristics and parameters of fatigue failure of steel 08YuA is studied.

Ключевые слова: прокат; сталь; механические свойства; деформация; растяжение; усталостное разрушение; повреждаемость.

Keywords: hire; steel; mechanical properties; deformation; stretching; fatigue failure; damageability.

При изготовлении изделий и элементов конструкций широко используются различные виды и режимы пластического деформирования. Известно, что предварительная пластическая деформация неоднозначно влияет на усталостные характеристики металлических материалов [1–3]. В данной работе исследованы изменения механических свойств, параметров усталостного разрушения в зависимости от степени деформации растяжением образцов из горячекатаной стали 08ЮА.

Предварительная пластическая деформация растяжением до $\varepsilon_{пд}$ = 2,5; 5; 10; 15 и 20 % и последующие статические испытания на растяжение проводились на плоских образцах сечением 3×20 мм (разрывная машина "INSTRON", скорость деформации $2 \cdot 10^{-3}$ с$^{-1}$). Усталостные испытания плоских предварительно растянутых до вышеуказанных степеней образцов (размеры рабочей части соответствовали IV типу [4]), осуществляли по схеме мягкого нагружения знакопеременным циклическим изгибом (установка, позволяющая регистрировать изменение прогиба образца в процессе нагружения [3]).

Кроме стандартных механических характеристик при растяжении определяли удельную работу предельной деформации W_c (МДж/м^3) и показатель деформационного упрочнения при статическом растяжении n. Удельную работу предельной деформации W_c рассчитывали по формуле:

$$W_c = \delta_р / 3(\sigma_{0,2} + 2\sigma_в) + 4{,}6\sigma_в(1 + \delta_р)\lg(1 + \delta_{пр}) / (1 + \delta_р) + \\ + \sigma_в(1 + \delta_р)^2 (1/(1 + \delta_{пр}) - 1/(1 + \delta_р)),$$

где $\sigma_{0,2}$ и $\sigma_в$ – соответственно условный предел текучести и предел прочности, МПа; $\delta_р$ – относительное равномерное удлинение, %; $\delta_{пр} = \psi/(1 - \psi)$ – общее относительное приведенное удлинение, %.

Показатель деформационного упрочнения n определяли из уравнения кривой упрочнения при статическом растяжении:

$$\sigma_i = \sigma_0 \varepsilon_i^n,$$

1. Механические характеристики деформированных образцов из горячекатаной стали 08ЮА

$\varepsilon_{пд}$, %	$\sigma_в$	$\sigma_{0,2}$	σ_{-1}	δ	ψ	W_c, МДж/м^3	n
	МПа			%			
0	347	247	200	31	77	850	0,193
2,5	362	302	170	22	73	738	0,148
5	376	343	180	19	69	703	0,102
10	401	384	190	15	67	670	0,032
15	408	402	197	9,5	66,5	653	0,0072
20	424	416	195	8,5	66	644	0,0045

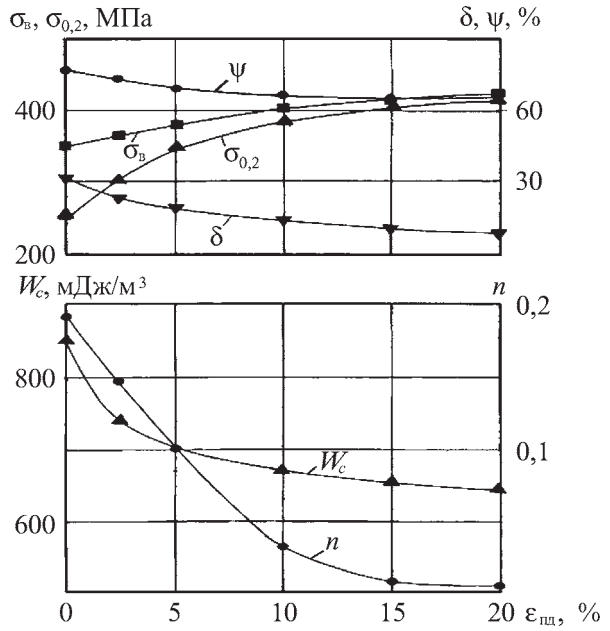


Рис. 1. Изменение механических характеристик стали 08ЮА в зависимости от степени предварительной деформации растяжением

где σ_i – текущее истинное значение напряжения течения, МПа; ε_i – истинная текущая деформация; σ_0 – постоянная, равная напряжению течения при ε_i = 1 МПа.

Результаты испытаний на статическое растяжение представлены в табл. 1 и на рис. 1.

Кривые усталости приведены на рис. 2, уравнения которых имеют общий вид [3]

$$\lg \sigma = \lg \sigma_0 - \beta \lg N,$$

где β – тангенс угла наклона кривой усталости, характеризующий способность материала сопротивляться циклическому нагружению.

Параметры уравнений кривых усталости приведены в табл. 2.

Анализ результатов испытаний стали 08ЮА на статическое растяжение (см. табл. 1, рис. 1) показывает, что с ростом степени предварительной деформации условный предел текучести и условный предел прочности возрастают соответственно на 68 и 22 %, а показатели пластичности δ и ψ снижаются соответственно в 3,6 раза и на 17 %. При этом удельная работа предельной деформации W_c снижается на 32 %, а показатель деформационного упрочнения n – более чем в 40 раз.

Результаты проведенных усталостных испытаний (табл. 1, 2, рис. 2) показали, что с увеличением степени предварительной деформации постоянному увеличению показателя β (β = 0,416 при $\varepsilon_{пд}$ = 20 %, т.е. в 2 раза выше, чем у недеформированных образцов) соответствует неоднозначное изменение предела выносливости σ_{-1} на базе испытаний $N = 10^7$ циклов. Предварительная деформация растяжением до $\varepsilon_{пд}$ = 2,5 % снижает σ_{-1} по сравнению с недеформированными образцами на 15 %, что может быть связано с повреждением наиболее слабых поверхностных зерен металла, характером и уровнем внутренних остаточных напряжений, степенью неоднородности пластической деформации [1]. Дальнейшее увеличение степени предварительной деформации приводит к росту σ_{-1}, значение которого достигает максимума σ_{-1} = 197 МПа при $\varepsilon_{пд}$ = 15 %, но оно не превышает значения предела выносливости недеформированных образцов σ_{-1} = 200 МПа.

С увеличением $\varepsilon_{пд}$ непрерывному уменьшению удельной работы предельной деформации W_c и показателя деформационного упрочнения n соответствует рост показателя β кривых усталости, т.е. снижению деформационной способности предварительно деформированных образцов соответствует рост интенсивности накопления усталостных повреждений с уменьшением амплитудного напряжения цикла σ_a.

Дополнительную информацию о накоплении циклических повреждений можно получить при рассмотрении изменения относительной стрелы прогиба образца $\varepsilon_i = f_0/f_i$ (f_0, f_i – соответственно начальная и текущая стрела прогиба образца) в функции числа циклов нагружений N [5].

На рис. 3 при напряжении σ_a = 260 МПа представлены кривые $\varepsilon_i = f(N)$. Из рисунка видно, что процесс усталости можно разделить на два периода: зарождения (до момента раскрытия и распространения усталостной трещины, N_1 – пологий участок кривой $\varepsilon_i = f(N)$) и распространения уста-

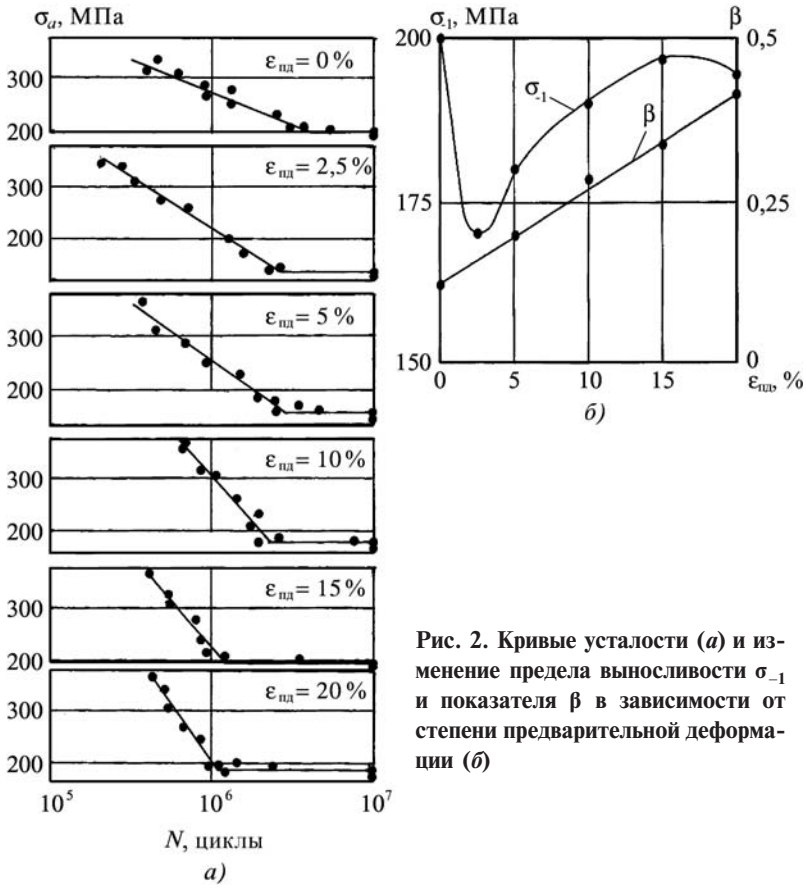
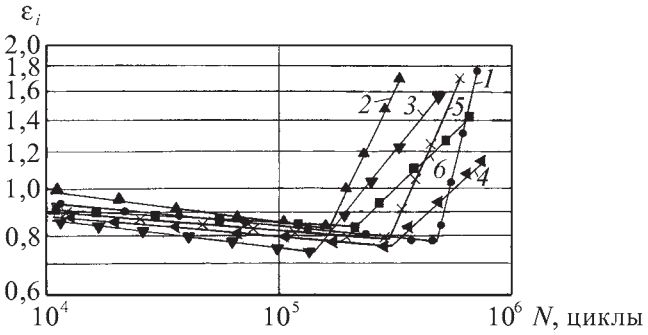


Рис. 2. Кривые усталости (*а*) и изменение предела выносливости σ_{-1} и показателя β в зависимости от степени предварительной деформации (*б*)

Рис. 3. Изменение относительной стрелы прогиба образца предварительно деформированной растяжением горячекатаной стали 08ЮА при σ_a = 260 МПа и $\varepsilon_{пд}$, %:
1 – 0; *2* – 2,5; *3* – 5; *4* – 10; *5* – 15; *6* – 20



2. Параметры уравнения кривой усталости и уравнения изменения относительной стрелы прогиба образца на стадии N_1

$\varepsilon_{пд}$, %	Параметры уравнения кривой усталости			Параметры уравнения кривой $\varepsilon_i = f(N_1)$ при σ_a = 260 МПа		
	$\lg\sigma_0$	β	*r**	$\lg\varepsilon_0$	*C*	*r**
0	3,163	0,121	–0,91	0,167	0,048	–0,94
2,5	3,484	0,194	–0,94	0,250	0,064	–0,94
5	3,582	0,204	–0,96	0,172	0,059	–0,95
10	4,157	0,291	–0,97	0,120	0,044	–0,97
15	4,364	0,339	–0,95	0,093	0,036	–0,98
20	4,812	0,416	–0,98	0,053	0,025	–0,98

* Коэффициент корреляции.

лостной трещины (с момента раскрытия трещины до полного ее распространения по сечению образца, N_2 – крутой участок кривой $\varepsilon_i = f(N)$).

Долговечность, как правило, определяется показателем *C*, характеризующим скорость накопления циклических повреждений в первый период усталостного разрушения, величину которого можно определить из уравнения $\lg\varepsilon_i = \lg\varepsilon_0 - C\lg N_1$. Параметры этого уравнения в зависимости от $\varepsilon_{пд}$ даны в табл. 2.

Из анализа рис. 3 и табл. 2 следует, что на стадии циклического деформирования N_1, превалирующим при всех степенях предварительной деформации является циклическое упрочнение ($\varepsilon_i < 1$), показатель $C = 0{,}064$ при $\varepsilon_{пд} = 2{,}5$ %, т.е. на 20 % выше, чем у недеформированных образцов. Соответственно, долговечность образцов при $\varepsilon_{пд} = 2{,}5$ % ($N = 3{,}3\cdot10^5$ циклов) ниже, чем у недеформированных ($N = 7{,}5\cdot10^5$ циклов). Дальнейшее увеличение $\varepsilon_{пд}$ уменьшает значение показателя *C*, что в целом соответствует увеличению долговечности. Так, при $\varepsilon_{пд} = 5$ % ($C = 0{,}059$) $N = 4{,}95\cdot10^5$ циклов, а при $\varepsilon_{пд} = 20$ % ($C = 0{,}025$) $N = 7{,}35\cdot10^5$ циклов.

Из кинетических диаграмм усталостного разрушения (см. рис. 3) также следует, что продолжительность первого периода усталости для недеформированных образцов $N_1 = 4{,}8\cdot10^5$ циклов, что по отношению к общему числу циклов до разрушения *N* соответствует $N_1/N = 0{,}69$, при $\varepsilon_{пд} = 2{,}5$ % $N_1/N = 0{,}5$, при степенях предварительной деформации $\varepsilon_{пд} = 5...20$ % отношение N_1/N находится в пределах 0,4...0,3, т.е. предварительная деформация растяжением приводит к монотонному снижению длительности первого периода усталостного разрушения и при $\varepsilon_{пд} > 5$ % долговечность образцов в большей степени определяется длительностью стадии распространения усталостной трещины с момента ее раскрытия.

Заключение

В результате проведенных исследований показано неоднозначное изменение предела усталости σ_{-1} на базе испытаний $N = 10^7$ циклов, удовлетворительное соответствие между ростом показателя β уравнения кривой усталости и снижением удельной работы предельной деформации, показателя деформационного упрочнения с увеличением степени предварительной деформации. По кинетическим диаграммам усталостного разрушения дана оценка изменения долговечности от скорости процесса циклического упрочнения. Установлено соотношение длительности периодов усталости в зависимости от степени предварительной деформации растяжением при заданном амплитудном напряжении цикла.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Гуслякова Г.П.** Пластическая обработка металлов и сварных соединений с целью повышения долговечности изделий. Горький: НТОМ, 1987. 50 с.

2. **Пачурин Г.В. и др.** Теоретические основы повышения эксплуатационной долговечности штампованных металлоизделий. Н. Новгород: НГТУ, 2006. 173 с.

3. **Пачурин Г.В. и др.** Технология комплексного исследования разрушения деформированных металлов и сплавов в разных условиях нагружения. Н. Новгород: НГТУ, 2005. 138 с.

4. **Гущин А.Н., Дубинский В.Н.** Сравнение комплексов разрушения синергетики и стандартных механических характеристик при оценке качества сварных соединений из технического титана ВТ1-0 // Материаловедение и металлургия: труды НГТУ. Т. 42. Н. Новгород, 2004. С. 196–198.

5. **Гущин А.Н., Пачурин Г.В.** Анализ закономерностей усталостного разрушения сварных соединений из титана по изменению относительной стрелы прогиба образца // Упрочняющие технологии и покрытия. 2006. № 5. С. 39–42.

Александр Николаевич Гущин, канд. техн. наук;
Герман Васильевич Пачурин, д-р техн. наук,
PachurinGV@mail.ru

УДК 621.771.073.8

А.А. Боков, Б.О. Кроль, В.Н. Раздин, А.В. Сорокин, Г.С. Теренков *(АМО ЗИЛ, г. Москва)*

Комплекс профилегибочный 4...8×300...450 для изготовления лонжеронов автомобиля ЗИЛ

Приведена информация об изготовлении лонжеронов автомобилей постоянного сечения по длине на профилегибочном комплексе 4...8×300...450.

Information about making of cars uniform cross-section along the length longerons using complex profilebending 4...8×300...450 is resulted.

Ключевые слова: профилегибочный стан; подъемник; рольганг; разгрузочное устройство.

Keywords: profilebending mill; hoist; roller table; unloading installation.

Лонжероны автомобиля в АМО ЗИЛ изготовляются методом штамповки из сталей марок 09Г2С, 13Г2АФ, 20ГЮТ и др. толщиной от 4 до 8 мм в виде швеллеров периодического сечения. Разработанная новая конструкция рам автомобилей ЗИЛ предусматривает сборку рам из лонжеронов с постоянным сечением по всей длине.

Для изготовления лонжеронов с постоянным сечением по всей длине был спроектирован профилегибочный комплекс (рис. 1). В состав комплекса входят следующие агрегаты: тележка транспортирующая *1*; подъемник *2*; подающее устройство шиберного типа *3*; рольганг подающий *4*; профилегибочный стан *5*; привод *6*; муфта *7* ; редуктор червячный *8*; рабочая клеть *9*; рольганг приемный *10*; разгрузочное устройство *11*; накопитель готовых изделий *12*.

Техническая характеристика профилегибочного комплекса приведена ниже.

Техническая характеристика профилегибочного комплекса 4...8×300...450 для изготовления лонжеронов автомобиля ЗИЛ

Материал:	
предел текучести, МПа (кгс/мм^2)	300...500 (30...50)
предел прочности, МПа (кгс/мм^2)	700 (70)
толщина, мм	4...8
ширина, мм	300...450
Длина штучной заготовки, мм, не менее	4000
Скорость профилирования, м/мин	13,8
Число рабочих клетей	14
Способ профилирования	Поштучный
Диаметр валков (оправка), мм	160
Межцентровое расстояние между валками, мм	330±10
Передаточное число между нижним и верхним валками	1,95
Катающий диаметр, мм:	
нижнего валка	220
верхнего валка	429,5
Расстояние между клетями, мм	1000
Число электродвигателей	4
Тип электродвигателя	4АМР250М6УЗ
Мощность электродвигателя профилегибочного стана, кВт	55×2
Частота вращения, мин$^{-1}$	1000
Установленная мощность всех электродвигателей, кВт	220
Давление воздуха в сети, кПа (кгс/см^2)	450 (4,5)
Габаритные размеры, мм:	
длина	34300
ширина	7110
высота	4920
Масса, кг	92000

Работа на автоматизированном профилегибочном комплексе происходит следующим образом. В зоне загрузки стопа полос укладывается на тележку *1*, которая затем перемещается к подъемнику *2*. Траверса с электромагнитными захватами при ходе вниз забирает одну полосу из стопы и перемещается вверх. Шиберные линейки подающего устройства *3* входят в зону захвата полосы. Траверса подъемника опускается, укладывает полосу на линейках 4-позиционного шибера и уходит в верхнее положение. Линейки шибера с полосой перемещаются на шаг подачи назад и освобождают под подъемником зону для захвата следующей полосы. При заполнении полосами всех позиций шибера, первая полоса перемещается на рольганг подающий *4*. По рольгангу полоса перемещается к первой клети профилегибочного стана *5*. Вращение формирующих валков рабочих клетей *9* обеспечивают четыре электродвигателя *6*, при включении пневматических муфт *7*. Далее момент передается цепными передачами на червячные редукторы *8*, объединенные общим валом.

При прохождении полосы по всем позициям формирующих валков обеспечивается постепенная подгибка полок лонжерона. Готовое изделие попадает на приемный рольганг *10*. Разгрузочное устройство *11* шиберного типа перемещает изделие в приемное устройство *12*. После схода из-

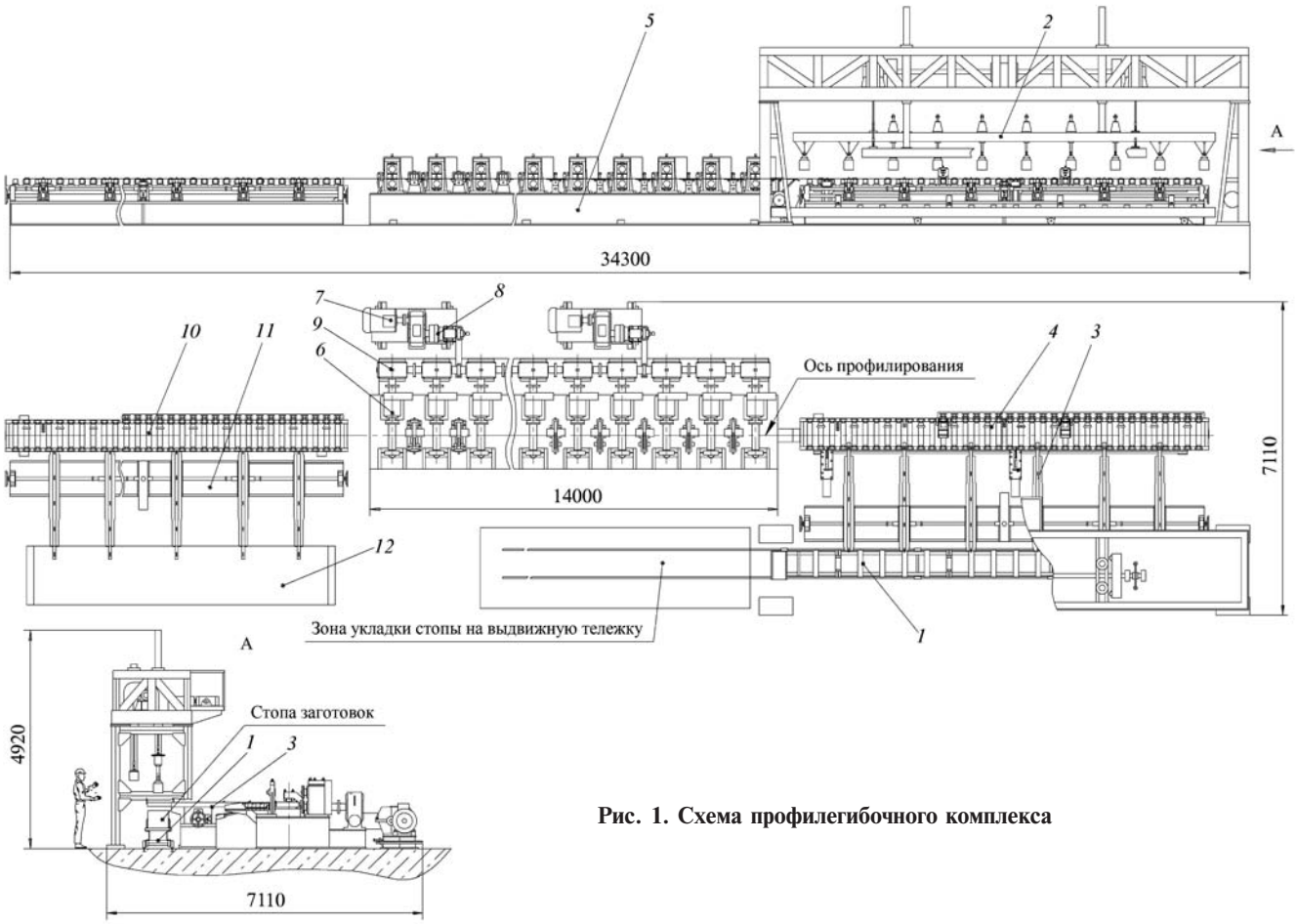


Рис. 1. Схема профилегибочного комплекса

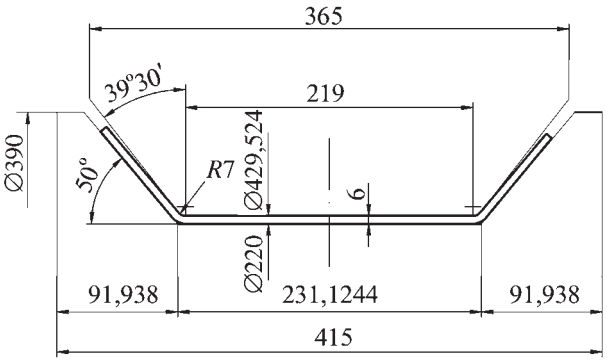


Рис. 2. Пример калибровки валков шестого перехода гибки лонжерона

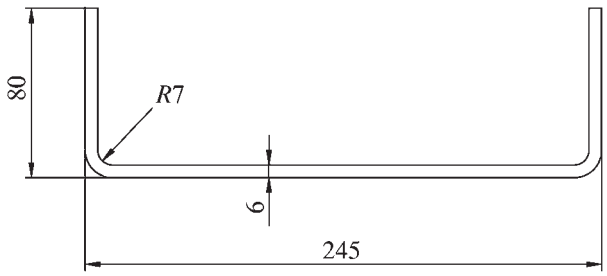


Рис. 3. Чертеж лонжерона автомобиля ЗИЛ 433360

делия с приемного рольганга выдается команда на профилирование следующей полосы.

Профилегибочный комплекс позволяет профилировать лонжероны высотой 300 мм с полкой 80 мм из полосы толщиной 8 мм.

Система управления комплексом обеспечивает три режима работы: автоматический, одиночный и наладочный.

На рис. 2 приведен пример калибровки валков шестого перехода гибки лонжерона, а на рис. 3 – чертеж лонжерона грузового автомобиля ЗИЛ 433360 ("Бычок").

Профилегибочный комплекс в настоящее время находится в стадии изготовления.

Александр Андрианович Боков, канд. техн. наук, главный конструктор по прессостроению,
(495) 677-94-90;
Борис Осипович Кроль, зам. главного конструктора;
Владимир Николаевич Раздин, ведущий конструктор;
Андрей Владимирович Сорокин, ведущий конструктор;
Григорий Сергеевич Теренков, ведущий инженер-электрик

УДК 662.2/8

О.А. Базылева *(ФГУП ВИАМ)*, **К.Б. Поварова, Н.К. Казанская, А.А. Дроздов**
(Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН)

Литейные сплавы на основе Ni_3Al и способ их выплавки*

Рассмотрены механизмы упрочнения гетерофазных литейных сплавов на основе Ni_3Al, являющихся термостабильными естественными эвтектическими композитами, в интервале рабочих температур. Изучено влияние способа введения в эти сплавы основных компонентов и тугоплавких, реакционно-активных и поверхностно-активных легирующих элементов на структурно-фазовое состояние сплавов на основе Ni_3Al и их долговечность. Исследована возможность повышения в 1,8–2,5 раза долговечности при температурах, превышающих 0,8 температуры плавления Ni_3Al, благодаря дополнительной стабилизации направленной структуры этих сплавов нановыделениями, образующимися при дополнительном легировании сплавов тугоплавкими и активными металлами и за счет разработки способов подготовки шихты и плавки.

The strengthening mechanisms of the heterophase Ni_3Al-base cast alloys, which are thermostable natural eutectic composites, are considered. The structure and phase composition of the Ni_3Al-base alloys and their service life is studied as function of the introduction of basic components and refractory, reaction-active, and surface-active alloying elements. The possibility to increase the service life of the alloys by factor of 1,8...2,5 at temperatures above 0,8 melting point of Ni_3Al at the expense of the additional stabilization of their directed structure by nanosized precipitates provided by the additional alloying with refractory and reaction-active metals and at the expense of the development of charge preparation methods and melting process is investigated.

Ключевые слова: алюминиды никеля; литейные сплавы; структура; способ выплавки; наноразмерные фазы; естественные композиты.

Keywords: Ni_3Al-base alloys; cast alloys; structure; melting method; nanosized phases; natural composites.

Введение, постановка задачи. Эффективность газотурбинных двигателей (ГТД) возрастает с повышением температуры рабочего газа и соответственно горячих деталей двигателей, которые изготовляют из жаропрочных никелевых суперсплавов. Это обусловлено их высокой жаропрочностью, термической стабильностью и надежностью их эксплуатации в сложных условиях при рабочих температурах $t_{раб}$ до 900...1050 °С.

Упрочнение гетерофазных никелевых суперсплавов (типа ЖС) осуществляется дисперсными частицами $\gamma'_{вт}$ (Ni_3Al), выделяющимися при распаде пересыщенного γ-твердого раствора на основе Ni в результате протекания диффузионных процессов при двухстадийной термообработке "растворение/старение", продолжительность которой может достигать 80...100 ч. Деградация образующихся при этом структур типа $(\gamma+\gamma'_{вт})$ с повышением температуры неизбежна из-за пониженной термостабильности, вызванной растворением в γ-матрице дисперсных частиц упрочняющей фазы $\gamma'_{вт}$ и, следовательно, уменьшением ее объемной доли.

Повышение жаропрочности современных литейных никелевых сплавов с монокристаллической структурой достигается вследствие увеличения в их составе суммарного содержания (до 18...22 % ат.) тугоплавких легирующих элементов (ЛЭ), таких как вольфрам, рений, тантал, молибден, рутений, которые несколько повышают температуры солидус и замедляют диффузионные процессы, что обеспечивает повышение $t_{раб}$ до ~1100 °С [1–3]. Это не устраняет основную причину деградации структуры и разупрочнения, но удорожает сплавы и приводит к росту их плотности (8,4...9,2 г/см^3).

Утяжеление двигателя неизбежно ведет к уменьшению отношения тяги к весу, увеличению нагрузки на ротор (на диски и лопатки) и, следовательно, снижению срока службы и другим неблагоприятным последствиям. Кроме того, в сплавах появляются топо-

* Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант 07-03-00291) и научной школы (№ НШ-3904-2008.03).

логически плотноупакованные (ТПУ) фазы, аккумулирующие тугоплавкие ЛЭ, что приводит к противоположному результату – снижению жаропрочности и термической стабильности, а также увеличению технологических дефектов, охрупчиванию.

Возможности повышения $t_{раб}$ современных жаропрочных и жаростойких сплавов на основе никеля, предназначенных для длительной высокотемпературной службы в ответственных горячих деталях ГТД и ЭУ вследствие легирования или создания в них специальных направленных структур практически исчерпаны. Поэтому внимание исследователей привлекают материалы нового поколения на основе интерметаллидов (ИМ), преимущественно алюминидов никеля, железа и, возможно, рутения, а также сплавы ферритного класса на основе системы Fe–Cr–Al, отличающиеся от промышленных никелевых сплавов более высокой температурой плавления, имеющих более низкую плотность и стоимость.

Основным недостатком сплавов на основе ИМ является их невысокая пластичность при низких температурах. Наиболее продвинутыми являются сплавы на основе Ni_3Al. Ni_3Al (γ'-фаза) имеет упорядоченную гранецентрированную кубическую (ГЦК) кристаллическую структуру типа $L1_2$, которая сохраняется в Ni_3Al вплоть до температуры плавления $t_{пл}$ = 1395 °С, что дает определенные преимущества по прочности по сравнению с никелем, имеющим неупорядоченную ГЦК кристаллическую решетку, плотность 7,3 г/см^3 [4].

Разработка литейного конструкционного сплава на основе Ni_3Al. Проблема повышения низкотемпературной пластичности и упрочнения гетерофазных сложнолегированных сплавов на основе γ'-Ni_3Al была решена благодаря формированию при кристаллизации выделений вязкой пластичной структурной составляющей – γ-твердого раствора на основе Ni, обеспечивающей передачу скольжения через границы зерен. Проблема повышения термостабильности была решена выбором состава сплавов, близких к составу эвтектики $L \Leftrightarrow \gamma' + \gamma$, прижатой к Ni_3Al (~90 % об. γ' и ~10 % об. γ).

Самоорганизующаяся в эвтектических сплавах структура (рис. 1, *а*) обладает максимально возможной термической стабильностью, поскольку объемная доля фаз практически не зависит от температуры в отличие от ($\gamma + \gamma'_{вт}$)-структур никелевых суперсплавов типа ЖС. В сплавах на основе γ'-Ni_3Al выделения γ-фазы равномерно распределены в γ'-матрице и образуют сетку прерывистых прослоек; могут встречаться равномерно распо-

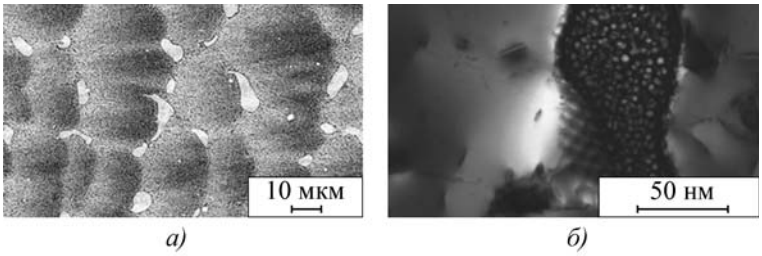


Рис. 1. Микроструктура ($\gamma' + \gamma$) сплава типа ВКНА:
а – общий вид после направленной кристаллизации; *б* – строение прослоек γ-фазы в сплаве после испытаний на долговечность при 1000 °С

ложенные по сечению участки γ'-фазы (первичные выделения, формирующиеся при кристаллизации), свободные от γ-прослоек, что связано с возможным отклонением состава от эвтектического (см. рис. 1, *а*).

В этих сплавах задействованы, по крайней мере, три механизма, которые используются и для упрочнения традиционных никелевых ($\gamma + \gamma'$) жаропрочных сплавов типа ЖС:

1) создание гетерофазной структуры с оптимальным мисфитом;

2) твердорастворное упрочнение γ'- и γ-фаз основными легирующими элементами: Cr, Ti, Mo, W, Hf, Zr, Fe, Co;

3) формирование металлографической и кристаллографической текстур и уменьшение протяженности поперечных границ зерен путем направленной кристаллизации (НК), что обеспечивает повышение сопротивления ползучести, длительной прочности и долговечности при рабочих температурах. Кроме того, могут быть задействованы дополнительные механизмы повышения прочности и долговечности, которые не реализуются в никелевых, но реализуются в литейных Ni_3Al-сплавах;

4) дополнительное упрочнение включений γ-фазы в эвтектических дендритах за счет выделения в них при высоких температурах дисперсных частиц $\gamma'_{вт}$ (рис. 1, *б*);

5) формирование макроструктуры и упрочнение по типу "естественных композитов", вызванное денд-

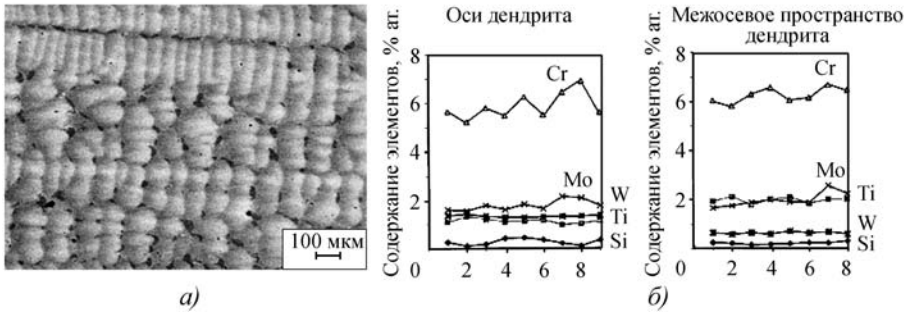


Рис. 2. Направленная дендритная структура в НК литейном Ni_3Al-сплаве (*а*), распределение ЛЭ при кристаллизации между осями и межосными пространствами дендритов (*б*)

ритной ликвацией при НК (рис. 2). Вводимые в сплавы обоих типов ЛЭ распределяются при кристаллизации между осями и межосными пространствами дендритов в γ′- и γ-фазах, а в γ′-фазе – между Ni и Al подрешетками.

Указанные физико-химические принципы создания сплавов на основе Ni_3Al реализованы при разработке Всероссийским институтом авиационных материалов (ВИАМ) при участии Института металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова (ИМЕТ) РАН сплавов типа ВКНА [5]. Сплавы имеют высокую прочность и пластичность в широком интервале температур от комнатной до 1200...1250 °С, хорошее сопротивление ползучести при 760...1200 °С и высокое сопротивление термической и механической усталости. Сплавы имеют экономичный состав, относительно высокую температуру начала плавления 1340...1360 °С, умеренную плотность 7,91...7,94 г/см^3, высокий модуль упругости 230 ГПа и высокое сопротивление окислению на воздухе и в продуктах сгорания авиационных топлив (не нуждается в защитных покрытиях). Так, полученный НК литейный сплав на основе Ni_3Al с монокристаллической структурой типа ВКНА-1В моно успешно применяется для таких массовых деталей, как сопловые лопатки газовых турбин, элементы камер сгорания, створки регулируемого сопла и другие сложные фасонные изделия, а сплав типа ВКНА-4У моно впервые применен для рабочих лопаток малоразмерных ГТД [6, 7].

Дальнейшее повышение рабочих температур и долговечности изделий из литейных сплавов типа ВКНА связано со стабилизацией их структуры нанодисперсными выделениями термодинамически стабильных фаз (образованных высоко активными и поверхностно активными ЛЭ), находящихся в равновесии с Ni_3Al, формирующихся при кристаллизации и практически не растворимых в γ′-Ni_3Al и γ-Ni.

В связи с этим *цель настоящей работы* – изучение возможности дальнейшего повышения долговечности жаропрочных конструкционных литейных сплавов Ni_3Al путем формирования наноразмерных структурных составляющих при легировании тугоплавкими, высоко активными и поверхностно активными металлами.

Экспериментальная часть

Выбор состава. Состав экономно легированного гетерофазного литейного сплава на базе ИМ γ′ Ni_3Al был выбран на основании ранее проведенных исследований [4–8] таким образом, чтобы в нем могла быть сформирована термически стабильная до предплавильных температур структура естественного эвтектического композита при содержании фаз (85...90) γ′ об. % и (10...15) % γ.

Неравновесное распределение ЛЭ во всех литых НК сплавах практически неизбежно из-за дендритной ликвации. Оно может даже привести к изменению фазово-структурного состояния регулярно расположенных участков сплава (формированию дополнительных фаз) со сложной упорядоченной кристаллической решеткой. Это явление было использовано в наших работах для дополнительного упрочнения и стабилизации структуры литейного естественного композита находящимися в равновесии с γ′- и γ-жесткими фазами на основе тугоплавких металлов (W, Re, Mo, Cr) и высоко активных и поверхностно активных ЛЭ. К последним относятся переходные металлы группы III, включая редкоземельные металлы (РЗМ), где РЗМ = Sc, Y, La и лантаниды [9].

Поскольку атомные радиусы РЗМ значительно больше, чем у Al и тем более Ni, РЗМ не растворяются в твердых растворах на основе алюминидов никеля (γ′-Ni_3Al, NiAl) и γ-Ni, они должны локализоваться на дефектных участках структуры – границах раздела разного рода, межфазных границах, в межосных пространствах дендритов и др., образуя избыточные фазы как с Ni и Al, так и элементами примесей. Благодаря поверхностной активности РЗМ могут снижать поверхностное натяжение жидкого металла и снижать энергию образования зародышей зерен, увеличивая таким образом их количество, должны влиять на зарождение и рост кристаллов при затвердевании, что в свою очередь, должно влиять на механические свойства. Все эти процессы во многом зависят от параметров процесса выплавки сплавов и, в частности, способа введения в шихту или расплав компонентов, различающихся по температурам плавления и испарения, плотности и реакционной способности.

Для выявления преимуществ того или иного способа выплавки с точки зрения формирования термостабильной структуры и повышения механических свойств жаропрочных интерметаллидных сплавов на основе Ni_3Al был выбран базовый сплав типа ВКНА-1В с минимальным содержанием углерода (0,02 % мас.), дополнительно легированный 0,5 % Re и 0,5 % Ta, в котором варьировали содержание основных и легирующих элементов в следующих интервалах (% мас.): 8,0...9,0 Al; 4,5...6,0 Cr; 1,8...4,0 W; 2,5...5,5 Mo; 0,6...2,0 Ti, (0,6...1,0 Si). В качестве ЛЭ, которые должны обеспечить формирование наноразмерных выделений фаз, дополнительно стабилизирующих структуру сплава, вводили высоко активные и поверхностно-активные гафний, цирконий (0,05...0,5 %) и РЗМ (0,015; 0,1; 0,2 и 0,3 % La или La + Y).

Материалы и методы исследования свойств. Исследование проводили на сплавах, выплавленных в вакуумной индукционной печи (ВИП) с основной футеровкой. Использовали чистые шихтовые материалы. Проводили химический анализ сплава на основные и легирующие элементы, газовый анализ на кислород и азот. При этом содержание примесей в сплаве не превышало 0,3 % мас. Fe; 0,005 % мас. P, S каждого при 0,005...0,02 % мас. C; 0,001...0,002 % мас. O и 0,00025...0,0015 % мас. N. Содержание лантана в спла-

вах не определяли и приводили по шихте. Отливку НК заготовок с ориентацией <111> осуществляли на установках типа УВНК-9 и УВНС-4. Исследованы заготовки, имеющие отклонение от направления роста ≤ 10° и по блочности ≤ 6°.

Механические свойства определяли по стандартным методикам на резьбовых образцах с соотношением длины к диаметру, равным 5, изготовленных из НК заготовок диаметром 16 мм и длиной 180 мм. Микроструктуры исследовали на оптическом и электронном микроскопах НЕОФОТ-32 и LEO-430.

Сплавы выплавляли в ВИП двумя способами, после чего методом НК изготовляли монокристаллы с ориентацией <111>, для которой реализуется наибольшая жаропрочность в сплавах на основе γ'-Ni_3Al [10].

Разработка способа выплавки. Для повышения механических свойств (прочность и жаропрочность) литейных жаропрочных сплавов на основе ИМ γ' Ni_3Al, близких по составу к естественным эвтектическим композитам ($\gamma' + \gamma$), легированных микродобавками Zr и РЗМ, получаемых выплавкой в вакуумной индукционной печи из исходной шихты с разливкой в металлические кокили с последующим литьем фасонных изделий и образцов как с поликристаллической структурой, получаемых объемной равноосной кристаллизацией, так и со столбчатой дендритной или монокристаллической структурой, получаемых НК, были опробованы два способа выплавки указанных сплавов, где варьировались последовательность введения в шихту реакционно-инертных и реакционно-активных элементов и способы введения ЛЭ.

Способ I: одновременная загрузка всех компонентов сплава (элементов) в ВИП и последующее введение РЗМ в виде лигатуры NiLa в полученный сплав при последующей НК.

Способ II: постадийное введение элементов в шихту и расплав при ВИП для протекания реакционного сплавообразования в оптимальной последовательности. На *первой стадии* вводили в шихту химически неактивные (реакционно-неактивные) элементы Ni, W, Mo, Re, Ta, в том числе через лигатуру типа W_xNi_y, более легкоплавкую и с меньшей плотностью, чем ЛЭ (W, Re), чтобы устранить необходимость перегрева расплава и предотвратить опускание тяжелых элементов в донную часть ванны; на *второй стадии* последовательно вводили 2–3 порциями весь Cr и весь Ti, на *третьей стадии* последовательно вводили 3–4 порциями химически активные (реакционно-активные) ЛЭ, образующие термодинамически стабильные оксиды (первые порции Al вместе со всем Zr, последняя порция Al вместе со всем La (или другими РЗМ)), в виде лигатуры NiLa (для предотвращения их "выгорания" на стадии загрузки в шихту) с выдержками расплава между стадиями и перед разливкой в чугунные кокили (для получения заготовок для последующей НК или РК) при 1500...1550 °С в течение 5...10 мин.

Исследование показало, что при введении всего Al в шихту (способ I) при нагреве происходит интенсивный алюмотермический разогрев шихты и образующегося расплава до высоких температур, что является нежелательным, поскольку препятствует удалению C и O в виде CO, так как образуются тугоплавкие карбиды. Кроме того, происходит опускание на дно расплава (и слитка) тяжелых тугоплавких ЛЭ, которые не успевают прореагировать с расплавившимся алюминием. Вводимые при НК РЗМ практически не влияют на содержание и распределение кислорода в расплаве и не меняют характер и количество выделившихся первичных выделений γ' (Ni_3Al)-фазы ($\gamma'_{перв}$).

Выплавка по способу II обеспечивает формирование в указанных литых сплавах стабильных первичных (образующихся из расплава) выделений γ' (Ni_3Al)-фазы ($\gamma'_{перв}$) с упорядоченной ГЦК кристаллической решеткой типа $L1_0$, с более высокой прочностью межатомных связей в ней по сравнению с прочностью межатомных связей в неупорядоченной ГЦК кристаллической решетке γ-твердого раствора на основе Ni.

Характерной особенностью указанных выделений $\gamma'_{перв}$ является то, что они формируются уже в расплаве при ВИП сплавов и последующем их литье, и имеют сложное строение:

- ядра – оксиды на основе Al_2O_3, выделяющиеся из расплава в мелкодисперсном виде;
- формирующаяся вокруг мелкодисперсных частиц ядер-оксидов оболочка из β NiAl-фазы, которая когерентно связана со структурой поверхностных слоев ядер-оксидов и выделяется из расплава при снижении температуры T ≤ 1750...1850 °С. Согласно равновесной диаграмме состояния системы Ni–Al моноалюминид β NiAl образуется из расплава конгруэнтно при ~1630 °С, но в реальных сплавах его предвыделения формируются в расплаве вокруг твердых частиц оксидов уже при указанных температурах;
- γ' Ni_3Al-фаза, образующаяся (согласно равновесной диаграмме состояния системы Ni–Al) при T ≤ 1495 °С по перитектической реакции $L + \beta$ NiAl $\leftrightarrow \gamma'$ Ni_3Al; эта первичная γ' Ni_3Al-фаза формирует внешнюю оболочку, которая когерентно связана со структурой β NiAl-фазы и/или мелкодисперсных ядер-оксидов; предвыделения первичной $\gamma'_{перв}$ Ni_3Al-фазы образуются уже при снижении температуры расплава до $T \leq 1650...1750$ °С (температура зависит от содержания в сплаве C и тугоплавких металлов).

При введении в сплавы на основе Ni_3Al микродобавок Zr или РЗМ (La) образуются термодинамически более прочные по сравнению с оксидами Al и Ti оксиды типа Al (Ti, Zr, La)$_2O_3$ и/или оксисульфиды типа LaO_xS_y. Они тоже образуют ядра, которые стабилизируют кристаллизующиеся на их поверхности β NiAl- и

γ' Ni_3Al-фазы, повышающие жаропрочность сплавов на основе Ni_3Al. Это послужило основанием для включения Zr и/или РЗМ в состав большинства сплавов на основе Ni_3Al. При этом состав и строение выделений зависят от содержания в сплаве углерода [C] и способа введения Al.

Содержание углерода в сплавах должно быть минимальным, так как при взаимодействии углерода в расплаве с оксидами по реакции [C] + Al (Ti, Zr, La)$_2O_3$ $\rightarrow$ CO + (Ti, Zr)$_xC_y$ на поверхности частиц ядер-оксидов возникает оболочка из карбидов Ti и Zr. Это приводит к "отравлению" поверхности ядер-оксидов и препятствует образованию упрочняющей сплавы первичной $\gamma'_{перв}$-фазы. Следует отметить также, что при введении всего Al в шихту происходит интенсивный алюмотермический разогрев шихты и образующегося расплава до высоких температур, что является нежелательным, поскольку препятствует удалению C и O в виде CO, так как образуются тугоплавкие карбиды.

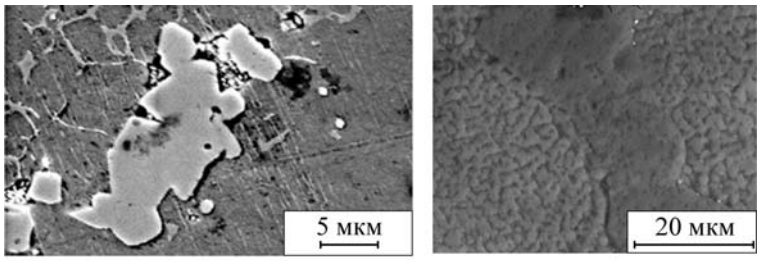
Установленная выше закономерность показывает, что при выплавке литейных жаропрочных сплавов на основе Ni_3Al необходимо проведение комплекса мероприятий, обеспечивающих формирование при кристаллизации частиц тугоплавких ядер-оксидов с оболочками из β NiAl-фазы и выделений $\gamma'_{перв}$ Ni_3Al-фазы, которая формирует внешнюю оболочку зародышей зерен, обеспечивающую термостабильность и жаропрочность ИМ сплава. Это позволяет сформировать термически стабильное структурно-фазовое состояние.

Структура и свойства сплавов. Структура сплава типа ВКНА, изготовленного способом I, приведена на рис. 1. В образцах сформирована термически стабильная структура, образованная основными фазами (~85 % об. γ' + + ~15 % об. γ): ряды первичных лилиеобразных выделений γ'-Ni_3Al и разделенные ими дендриты $\gamma' + \gamma$ (сплошные или прерывистые прослойки γ вокруг γ'-Ni_3Al-фазы в составе эвтектики). Однако в структуре сплавов типа ВКНА как без рения и тантала, так и с рением и танталом, выплавленных способом I, наряду с основными фазами присутствуют довольно крупные дополнительные выделения, беспорядочно расположенные в объеме металла.

Состав крупных включений этой фазы соответствует примерной формуле $Ni_{35}Al_4Si_3Ti_{1,3}Cr_{14}Mo_{34}W_{8,7}$ (рис. 3, *а*), они обогащены тугоплавкими элементами, хромом и кремнием, содержат никель, алюминий и титан. РФА показал, что они представляют собой ТПУ фазы, являющиеся твердыми растворами на основе δ-фазы в системе Mo–Ni. Еще более интенсивно идет образование достаточно крупных выделений ТПУ фаз в сплавах, дополнительно легированных рением, способным образовывать σ- и χ-фазы с другими тугоплавкими металлами (W, Mo) и соединения с никелем.

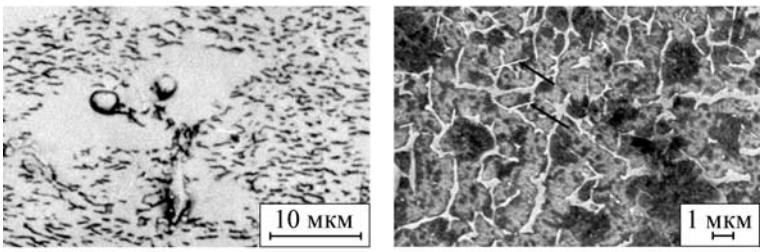
При выплавке по способу II в структуре сплава происходит ряд изменений, оказывающих благоприятное влияние на характеристики длительной прочности и долговечность сплавов. Формируются многочисленные выделения первичной фазы $\gamma'_{пер}$, (γ'_I), состоящей из ядер-оксидов типа Al (Ti, Zr, La)$_xO_y$ с оболочкой из β(NiAl)-фазы, и внешней оболочкой из γ'(Ni_3Al)-фазы, выделяющейся из расплава на β(NiAl)-фазе и/или дисперсных оксидах (рис. 4, *а*).

В НК сплавах с 0,015 % La, выплавленных по способу II, происходит измельчение и изменение морфологии выделений ТПУ фаз. Пластинчато-игольчатые выделения σ-фазы размером 0,29×4,0 мкм могут быть локализованы как в γ'-, так и в γ-фазе. Происходит уменьшение размера квазикубоидов $\gamma_{вт}$ до 320... 440 нм и среднего поперечного размера прослоек γ-фазы между квазикубоидами до 80 нм. Несмотря на различие параметров кристаллических решеток этих фаз, стремление к минимуму упругой энергии приве-



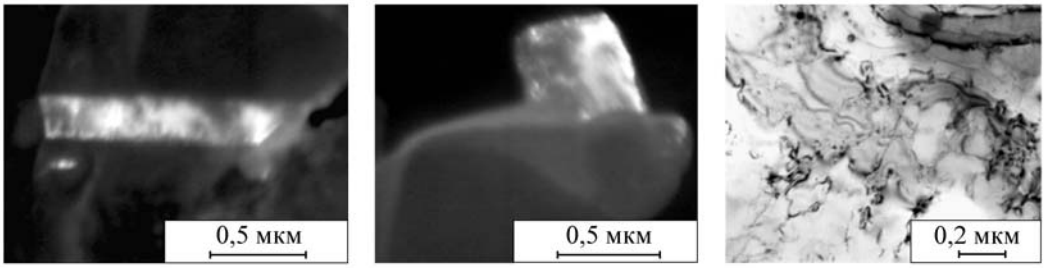
а) *б)*

Рис. 3. Некогерентные включения ТПУ фаз в сплавах типа ВКНА:
а – сплав, выплавленный по способу I (без рения и тантала), включение $Ni_{35}Al_4Si_3Ti_{1,3}Cr_{14}Mo_{34}W_{8,7}$ на базе δ-фазы в системе Mo–Ni; *б* – наноразмерные (100...250 нм) выделения богатых Cr, Mo, W частиц с упорядоченной ОЦК структурой типа α-Mn в сплаве, выплавленном по способу II (с 0,5 % мас. Re и 0,5 % мас. Ta)



а) *б)*

Рис. 4. Микроструктура ($\gamma' + \gamma$) сплава типа ВКНА с 0,1 % мас. La, выплавленного по способу II:
а – общий вид, выделения ядер-оксидов типа Al (Ti, Zr, La)$_xO_y$ с неравновесной оболочкой из β(NiAl)-фазы и внешней оболочкой из γ' (Ni_3Al); *б* – включения ТПУ фаз типа σ



а) *б)* *в)*

Рис. 5. Темнопольные изображения частиц La_2Ni_3 (*а*), Al_2La (*б*) и La_2C_3 (*в*) в сплаве ВКНА с 0,3 % La, выплавленном по способу II

1. Влияние способа выплавки сплава на основе Ni_3Al на характеристики кратковременной прочности монокристаллов <111>, легированных лантаном

La, % мас.	*t*, °C	$\sigma_{0,2}$, МПа		$\sigma_в$, МПа		δ, % (среднее)	
		Способ I	Способ II	Способ I	Способ II	Способ I	Способ II
0,1	1000	440	507...540	540	596...618	32	28
	1100	360	405...440	420	457...500	24	25
	1200	196	215	250	275...283	31	28
0,3	1000	410	400...430	510	500...527	32	29
	1100	330	390...407	400	450...473	20	28
	1200	150	155	180	250	25	30

ло к формированию кристаллографической ориентации, обеспечивающей почти когерентную связь γ- и γ′-фаз с σ- и χ-фазами.

В сплавах типа ВКНА с 0,1 % мас. РЗМ или с 0,3 % La образуются наноразмерные выделения содержащих тугоплавкие элементы фаз с упорядоченной ОЦК структурой (100...250 нм), расположенные на границе между выделениями γ'_1-Ni_3Al и двухфазной областью эвтектического происхождения (γ′ + γ) (рис. 3, *б*).

Кроме указанных дополнительных фаз, содержащих тугоплавкие элементы, в выплавленных по способу II сплавах, легированных 0,1...0,2 % La, образуются дисперсные выделения лантанидов никеля (рис. 5, *а*) и алюминия (рис. 5, *б*) и наноразмерные частицы (10...20 нм) карбида лантана La_2C_3 на дислокациях в γ-прослойках (рис. 5, *в*).

Таким образом, изменение способа выплавки сплавов типа ВКНА, легированных РЗМ и тугоплавкими металлами, привело к измельчению некоторых структурных элементов и формированию наноразмерных выделений дополнительных интерметаллидных фаз, дополнительно стабилизирующих структуру и упрочняющих термостабильный естественный эвтектический композит, что обеспечило повышение характеристик кратковременной и длительной прочности (табл. 1 и 2).

Из табл. 1 видно, что свойства сплава на основе интерметаллида Ni_3Al, полученного по способу II, при котором происходит дробное постадийное введение в сплав основных и легирующих элементов при ВИП, выше по сравнению со сплавами, выплавленными по способу I, при котором в шихту ВИП одновременно загружают все компоненты сплава, а лантановую лигатуру (NiLa) вводят при НК в заготовку с полностью сформированной структурой.

Применение предлагаемого способа для получения литейных жаропрочных сплавов на основе интерметаллида Ni_3Al повышает надежность изделий из них и увеличивает их ресурс работы (см. табл. 2).

Анализ данных табл. 1 и 2 показал, что для получения литейных жаропрочных сплавов на основе интерметаллида Ni_3Al, легированных микроприсадками лантана (РЗМ) и экономнолегированных тугоплавкими металлами, оптимальным является постадийное введение при ВИП основных и легирующих элементов в зависимости от их реакционной способности (способ II), включая введение лантана через лигатуру в шихту сплава в конце процесса его выплавки в ВИП.

2. Влияние способа введения компонентов при плавлении и 4-часового отжига при температурах 1000...1200 °C на долговечность монокристаллов <111> сплава типа ВКНА-1В, легированного 0,1 % мас. La

Температура отжига, °C	Долговечность, ч, при 1000 °C, σ = 180 МПа	
	Способ I	Способ II
1050	64	82
1100	90	107
1150	115	136
1200	77	98

Введение оптимального количества 0,1 % мас. La в шихту сплава типа ВКНА-1В в процессе его выплавки в ВИП и дополнительное твердорастворное упрочнение обеих фаз ($\gamma' + \gamma$) при введении 0,5 % мас. Re и 0,5 % мас. Та позволили сформировать в сплаве модифицированную структуру, стабилизированную наноразмерными выделениями лантанидов никеля и алюминия и наноразмерными выделениями содержащих тугоплавкие металлы фаз, что в свою очередь обеспечивает повышение механических свойств сплавов при высокотемпературных длительных испытаниях, обеспечивает повышение надежности изделий из них и увеличение долговечности сплава при 1000 °С в 1,8–2,5 раза.

Выводы

1. Рассмотрены механизмы упрочнения, которые могут быть реализованы в сплавах на основе Ni_3Al в интервале рабочих температур, вплоть до 1200...1250 °С (больше $t_{раб}$ никелевых суперсплавов).

2. Дополнительно стабилизирована структура и повышены характеристики жаропрочности при 1000 °С в 1,8–2,5 раза разработанных ранее термически стабильных литейных гетерофазных сплавов на основе γ' Ni_3Al типа ВКНА, представляющих собой естественные композиты эвтектического типа, расположенные на псевдобинарных разрезах многокомпонентных систем и сохраняющие благодаря этому постоянное соотношение γ'-основы и γ-фазы, которая является вязкой структурной составляющей.

3. Установлено, что для реализации механизма дополнительной стабилизации структуры литейных сплавов – естественных композитов необходимо проведение реакционного сплавления в процессе формирования сплава на стадии вакуумной индукционной плавки по определенной схеме: раздельное постадийное введение основных и легирующих элементов с учетом их реакционной способности, различия в температурах плавления, кипения и плотности компонентов.

4. Показано, что легирование тугоплавкими и редкоземельными металлами обеспечило формирование наноразмерных фаз, которые стабилизируют дендритную или монокристаллическую структуру литейных НК сплавов типа ВКНА и укрепляют межфазные границы, что обеспечит повышение долговечности сплавов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Каблов Е.Н., Голубовский Е.Р.** Жаропрочность никелевых сплавов. М.: Машиностроение, 1998. 464 с.

2. **Каблов Е.Н., Петрушин Н.Е., Светлов И.Л.** Современные литые никелевые жаропрочные сплавы // Тр. междунар. науч.-техн. конф., посвященной 100-летию со дня рождения С.Т. Кишкина. М.: ВИАМ, 2006. С. 39–55.

3. **Особенности** монокристаллических жаропрочных никелевых сплавов, легированных рением / Е.Н. Каблов, Н.В. Петрушин, М.В. Бронфин, А.А. Алексеев // Металлы. 2006. № 5. С. 47–57.

4. **Поварова К.Б., Банных О.А.** Анализ принципов создания жаропрочных никелевых суперсплавов и сплавов на основе интерметаллида Ni_3Al (γ'-фаза) // Междунар. науч.-техн. конф. "Научные идеи С.Т. Кишкина и современное материаловедение". М.: ВИАМ, 2006. С. 11–21.

5. **Малолегированные** легкие жаропрочные высокотемпературные материалы на основе интерметаллида Ni_3Al / Е.Н. Каблов, В.П. Бунтушкин, К.Б. Поварова, О.А. Базылева, Г.И. Морозова, Н.К. Казанская // Металлы. 1999. № 1. С. 58–65.

6. **Сплав** на основе интерметаллида Ni_3Al – перспективный материал для лопаток турбин / Е.Н. Каблов, Б.С. Ломберг, В.П. Бунтушкин, Е.Р. Голубовский, С.А. Мубояджан // МиТОМ. 2002. № 7. С. 16–19.

7. **Термостабильность** структуры сплава на основе Ni_3Al и их применение в рабочих лопатках малоразмерных ГТД / К.Б. Поварова, Н.К. Казанская, В.П. Бунтушкин, В.Г. Костогрыз, В.Г. Бахарев, В.И. Миронов, О.А. Базылева, А.А. Дроздов, И.О. Банных // Металлы. 2003. № 3. С. 95–100.

8. **Влияние** структуры на механические свойства легированного интерметаллида Ni_3Al / В.П. Бунтушкин, О.А. Базылева, К.Б. Поварова, Н.К. Казанская // Металлы. 1995. № 3. С. 74–80.

9. **Редкоземельные** металлы (РЗМ) в сплавах на основе алюминидов никеля II. Влияние РЗМ на фазовый состав многокомпонентных сплавов на основе Ni_3Al / К.Б. Поварова, А.А. Дроздов, Н.К. Казанская, А.Е. Морозов, Ю.Р. Колобов, Т.Н. Вершинина, Э.В. Козлов // Металлы. 2008. № 5. С. 48–56.

10. **Влияние** кристаллографической ориентации на механические свойства монокристаллов легированного интерметаллида Ni_3Al / В.П. Бунтушкин, К.Б. Поварова, О.А. Банных, Н.К. Казанская, Г.П. Шипова // Металлы. 1998. № 2. С. 49–53.

Ольга Анатольевна Базылева, канд. техн. наук;
Кира Борисовна Поварова, д-р техн. наук;
Надежда Константиновна Казанская, канд. техн. наук;
Андрей Александрович Дроздов, канд. техн. наук,
drozdov@ultra.imet.ac.ru

УДК 669.13

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

Бейнитный чугун с шаровидным графитом – материал 21-го века

Приведены типы микроструктур, физико-механические свойства и некоторые области применения бейнитного чугуна с шаровидным графитом.

The types of microstructures, physico-mechanical properties and some application fields of bainitic spheroidal graphite iron are presented.

Ключевые слова: бейнит верхний и нижний; чугун с шаровидным графитом; временное сопротивление при растяжении; относительное удлинение.

Keywords: upper and lower bainite; spheroidal graphite iron; tensile strength; elongation.

В последние годы резко повысился спрос на износостойкие чугуны (в частности, на чугун с шаровидным графитом) для отливок высоконагруженных деталей и узлов, работающих на трение и износ и обеспечивающих высокую долговечность. Кроме того, в сравнении со сталью чугуны с шаровидным графитом (ЧШГ) имеют относительно низкую температуру плавления и, следовательно, меньшие энергозатраты на плавку, лучшую жидкотекучесть и заполняемость литейных форм, что дает возможность получать детали более сложной конструкции.

По мнению ряда исследователей [1–3], перспективным материалом для изготовления литых деталей, работающих в условиях больших статических и динамических нагрузок, является бейнитный чугун с шаровидным графитом.

Бейнитное превращение является промежуточным между перлитным и мартенситным и происходит в интервале температур 450...250 °С. Кинетика этого превращения и получающиеся структуры имеют черты кинетики и структур, наблюдаемых при диффузионном перлитном и бездиффузионном мартенситном превращениях (рис. 1).

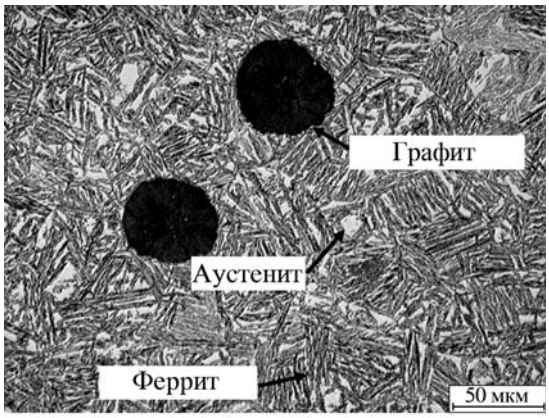


Рис. 1. Микроструктура бейнитного чугуна с шаровидным графитом

Бейнитную структуру получают путем изотермической закалки, включающей в себя аустенизацию при температуре 850...950 °С в течение 1...2 ч, закалку в соляную ванну при температуре 250...450 °С с изотермической выдержкой в течение 0,5...4,0 ч и охлаждение на воздухе.

В результате бейнитного превращения образуется смесь α-фазы (феррита) и карбида, которая называется *бейнитом*. Карбид в бейните не имеет пластинчатого строения, свойственного перлиту. Карбидные частицы в бейните очень дисперсны, их можно обнаружить только под электронным микроскопом.

Различают верхний и нижний бейнит, образующийся соответственно в верхней и нижней части промежуточного интервала температур.

Механические свойства бейнитного чугуна с шаровидным графитом (БЧШГ) зависят в первую очередь от типа получаемого бейнита, т.е. температуры и продолжительности изотермической закалки.

Микроструктура верхнего бейнита состоит из длинных игл в виде пучков или изолированных игл, которые растут из бывших границ аустенитных зерен и реже зарождаются внутри аустенитных зерен (рис. 2). Верхний бейнит обеспечивается при изотермической закалке (370...450 °С) с повышенным содержанием остаточного аустенита. При этом обеспечивается невысокий уровень твердости (280...320 НВ) при достаточно высоких показателях временного сопротивления при растяжении $\sigma_в$ = 900...1050 МПа и относительного удлинения δ = 6...12 %.

При температуре границы перехода от верхнего к нижнему бейниту, равной 330...370 °С, возможно образование смешанной структуры, которая обусловливает получение промежуточных свойств чугуна: $\sigma_в$ = = 950...1250 МПа; δ = 3...6 %.

При низких температурах изотермической закалки (250...330 °С) образуется дисперсионная игольчатая структура нижнего бейнита (бейнитные иглы имеют несколько предпочтительную ориентировку относительно исходного аустенита (рис. 3, *а*, *б*). При боль-

а) *б)* *в)*

Рис. 2. Микроструктура верхнего бейнита:
а – ×100; *б* – ×500; *в* – ×1000

а) *б)* *в)*

Рис. 3. Микроструктура нижнего бейнита:
а – ×100; *б* – ×500; *в* – ×10000

ших увеличениях можно видеть многочисленные выделения внутри бейнитных игл (рис. 3, *в*). Такой чугун отличается высокой твердостью (до 500 НВ) $\sigma_в$ = = 1200...1600 МПа, однако относительное удлинение не превышает 1...3 %.

Объем производства отливок из бейнитного ЧШГ в мире постоянно растет. Лидером по производству отливок из бейнитного ЧШГ является США, где за 2008 г. было произведено около 10 тыс. т годных отливок. Существующие мощности могут обеспечить проведение изотермической закалки около 40 тыс. т отливок в год. Вместе с тем, несмотря на очевидные преимущества бейнитного ЧШГ, его практическое применение ограничено. По-видимому, это может быть связано с очень жесткими требованиями к базовым отливкам: высокая плотность, гарантированное отсутствие скрытых дефектов, минимальные допуски по структуре и химическому составу, ограничения в массе и толщине стенок отливок с точки зрения прокаливаемости, сложность обработки и оптимизации процесса изотермической закалки на бейнит, отсутствие для конструкторов справочной литературы по физико-механическим свойствам, областям применения, эксплуатационным характеристикам и др.

В [4] исследовано влияние типа бейнита, степени легированности бейнитного ЧШГ, низких температур на его механические свойства. Химический состав исследованных чугунов приведен в табл. 1.

Влияние низких температур на механические свойства бейнитного ЧШГ приведены на рис. 4 и 5.

Из рис. 4 видно, что в нелегированных ЧШГ низкие температуры оказывают сильное влияние на механические свойства при верхнем бейните. Наиболее благоприятной является структура смешанного бейнита (см. рис. 4, *б*) (т.е. смесь верхнего и нижнего). Пластические свойства нелегированного ЧШГ при бейнитной и смешанной структуре исчезают практически при –200 °С, а при нижнем бейните уже при –175 °С.

Из рис. 5 видно, что даже небольшое легирование бейнитного ЧШГ (см. табл. 1) существенно сказывается на механических свойствах. Так, при верхнем бейните предел текучести $\sigma_{0,2}$ равен временному со-

1. Химический состав (% мас.) исследованных чугунов с шаровидным графитом [4]

Тип чугуна	C	Si	Mn	P	S	Mg	Ni	Mo	Cu
Нелегированный	3,20...3,32	2,58...2,62	0,36...0,39	0,014...0,018	0,016...0,020	0,054...0,058	–	–	–
Низколегированный	3,48...3,65	2,78...2,92	0,61...0,62	0,029...0,030	0,022...0,025	0,046...0,050	0,043...0,045	0,30...0,36	0,51...0,54

противлению при температуре –75 °С (см. рис. 5, *а*), при нижнем бейните $\sigma_{0,2} = \sigma_в$ при температуре –135 °С (см. рис. 5, *б*), тогда как при перлитной структуре данные параметры выравниваются при температуре –190 °С (см. рис. 5, *в*).

В табл. 2 приведены температуры перехода от вязкого к хрупкому разрушению $T_{к.о}$ и потери вязкости $T_и$.

Как видно из табл. 2 и рис. 4 и 5 легирование никелем, молибденом и медью в небольших количествах смещает температуру вязкого разрушения в плюсовые температуры.

В табл. 3 приведены физико-механические свойства бейнитного ЧШГ по стандарту ASTM 897M-03.

Обрабатываемость бейнитного ЧШГ. При *точении* бейнитного ЧШГ образуется короткая раздробленная стружка, как и при точении серого чугуна с пластинчатым графитом. При точении бейнитного ЧШГ смазка не требуется, поэтому в результате наклепа увеличивается твердость, глубина резания должна быть минимальной (до 0,4 мм), скорость резания – на 30...40 % меньше, чем при точении сталей с такой же твердостью. Чистовая токарная обработка бейнитного ЧШГ со средней твердостью может проводиться керамическими резцами. Черновую обработку целесообразно осуществлять перед термической обработкой (изотермической закалкой).

Сверление. При сверлении без смазки необходимо обеспечить отвод стружки, так как вместе с ней происходит отвод тепла от сверла. При этом скорость должна быть низкой.

Фрезерование. При фрезеровании бейнитного ЧШГ скорость резания примерно на 30 % ниже, чем при обработке стали с соответствующей подачей.

При нарезании зубьев на шестернях с большим модулем оптимальным решением будет черновое фрезерование зубьев до изотермической закалки. После этого основания подвергаются обдувке дробью, а боковые поверхности обрабатываются червячной фрезой из твердого сплава.

Нарезание резьбы на изделиях из бейнитного ЧШГ возможно в отверстиях диаметром 6 мм и выше.

При нарезании резьбы на изделиях из бейнитного ЧШГ скорость резания должна составлять 30...40 % скорости резания деталей из стали, т.е. 2...6 м/мин.

При *протягивании* деталей из бейнитного ЧШГ скорость должна составлять 1...2 м/мин, при такой скорости нагрев инструмента незначительный. При протягивании бейнитного ЧШГ с твердостью 280...300 НВ инструмент служит дольше, чем при обработке стали.

Области применения бейнитного ЧШГ. Бейнитный ЧШГ применяют для получения износостойких деталей, обладающих высоким сопротивлением усталости. Высокая прочность бейнитного ЧШГ обусловливает уменьшение толщины стенок деталей на 20...40 %.

Во время изотермической закалки происходит увеличение объема чугуна на 0,2...0,4 %.

Высокая пластичность, низкая чувствительность к концентраторам напряжений (надрезам) и способность повышать твердость в процессе работы вследствие структурных превращений остаточного аустенита позволяют применять бейнитный ЧШГ для зубчатых колес (рис. 6) и приводов стрелок железнодорожных путей. В этом случае по работоспособности бейнитный ЧШГ не уступает сталям, закаленным ТВЧ.

Замена углеродистой закаленной стали бейнитным ЧШГ позволяет снизить массу шестерни на 7 %, а себестоимость изготовления – на 25 %. Обработка дробью шестерни из бейнитного ЧШГ повышает прочность зуба у основания в 2 раза.

Применение бейнитного ЧШГ в качестве материала для колес (рис. 7) целесообразно в тех случаях, когда в процессе работы благодаря наклепу происходит поверхностное упрочнение в зоне контакта работающей пары. Включения графита, содержащиеся в микроструктуре чугуна, снижают модуль упругости этого материала и уменьшают его коэффициент трения даже при большой площади контакта рабочей пары. Опорные колеса из бейнитного ЧШГ допускают более высокие нагрузки по сравнению с колесами из закаленных и отпущенных сталей. Причем износ рельс, работающих в паре с колесами из бейнитного ЧШГ, также снижается. Если трение скольжения между ребордой железнодорожного колеса и рельсом превышает 10 %, то целесообразно использовать бейнитный ЧШГ, снижающий износ работающей пары.

Бейнитные ЧШГ не рекомендуется применять для железнодорожных колес с тормозными колодками, так как в этом случае при остановке вагона на поверхности колеса возникают термические напряжения и появляются поверхностные трещины. Бейнитный ЧШГ рекомендуется использовать только для колес с тормозными дисками, изготовленными из серого чугуна с пластинчатым графитом.

Замена тормозных колодок (башмаков) железнодорожных вагонов из серого чугуна колодками из бейнитного ЧШГ увеличивает срок их службы в 5 раз, а износ стальных колес, работающих с ними в паре, снижается на 20...25 %. Применение колодок из бейнитного ЧШГ рекомендуется в низкоскоростных подвижных составах, при торможении которых не возникает высоких термических нагрузок.

Замена стальных буферных плит бамперов железнодорожных вагонов плитами из бейнитного ЧШГ позволяет повысить износостойкость этих деталей на 30 %.

В горно-добывающей промышленности руду из шахт обычно транспортируют с помощью стальных цепных или ленточных конвейеров. Однако из-за очень жестких условий работы такие конвейеры быстро изнашиваются. Транспортные цепи, изготовленные из бейнитного ЧШГ, служат в 4 раза дольше и могут работать с более высокими нагрузками.

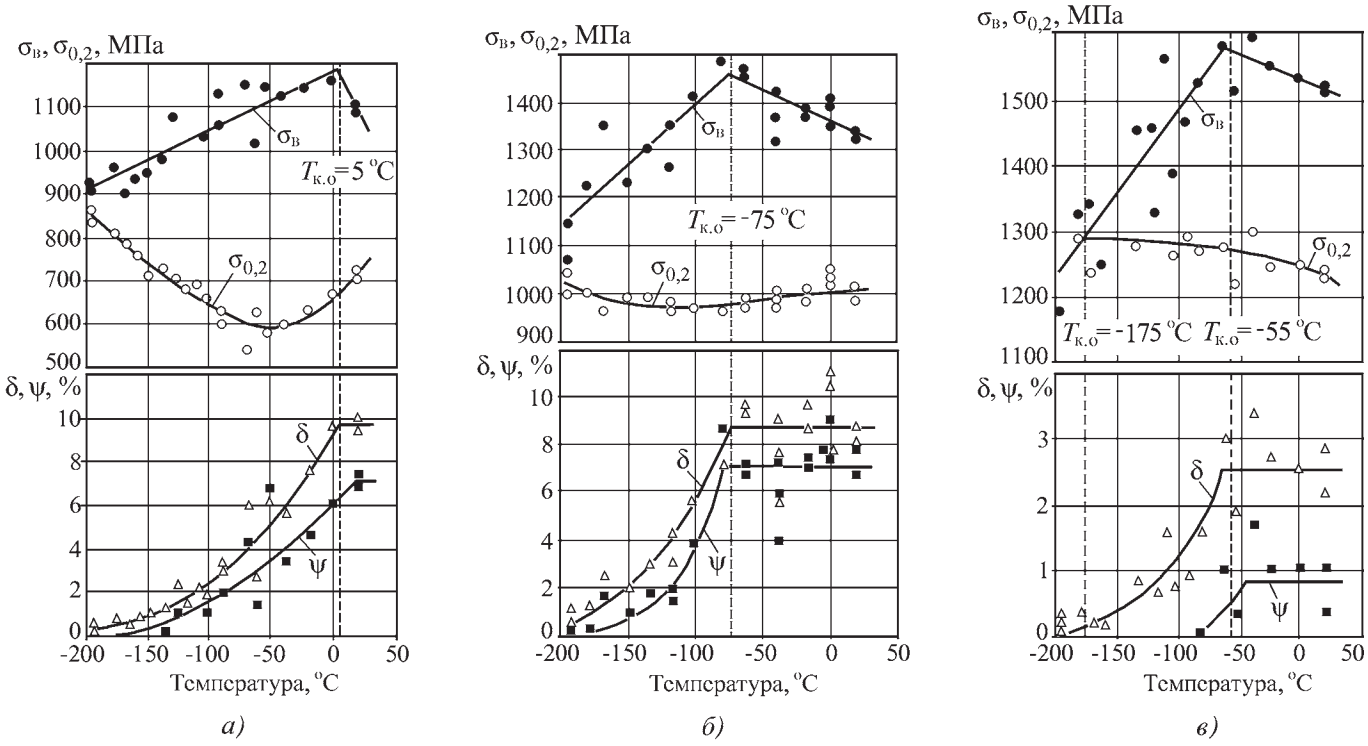


Рис. 4. Зависимости временного сопротивления при растяжении $\sigma_в$, предела текучести $\sigma_{0,2}$, относительного удлинения δ и сужения ψ нелегированного ЧШГ от температуры:
а – структура верхнего бейнита; *б* – структура смешанного бейнита; *в* – структура нижнего бейнита

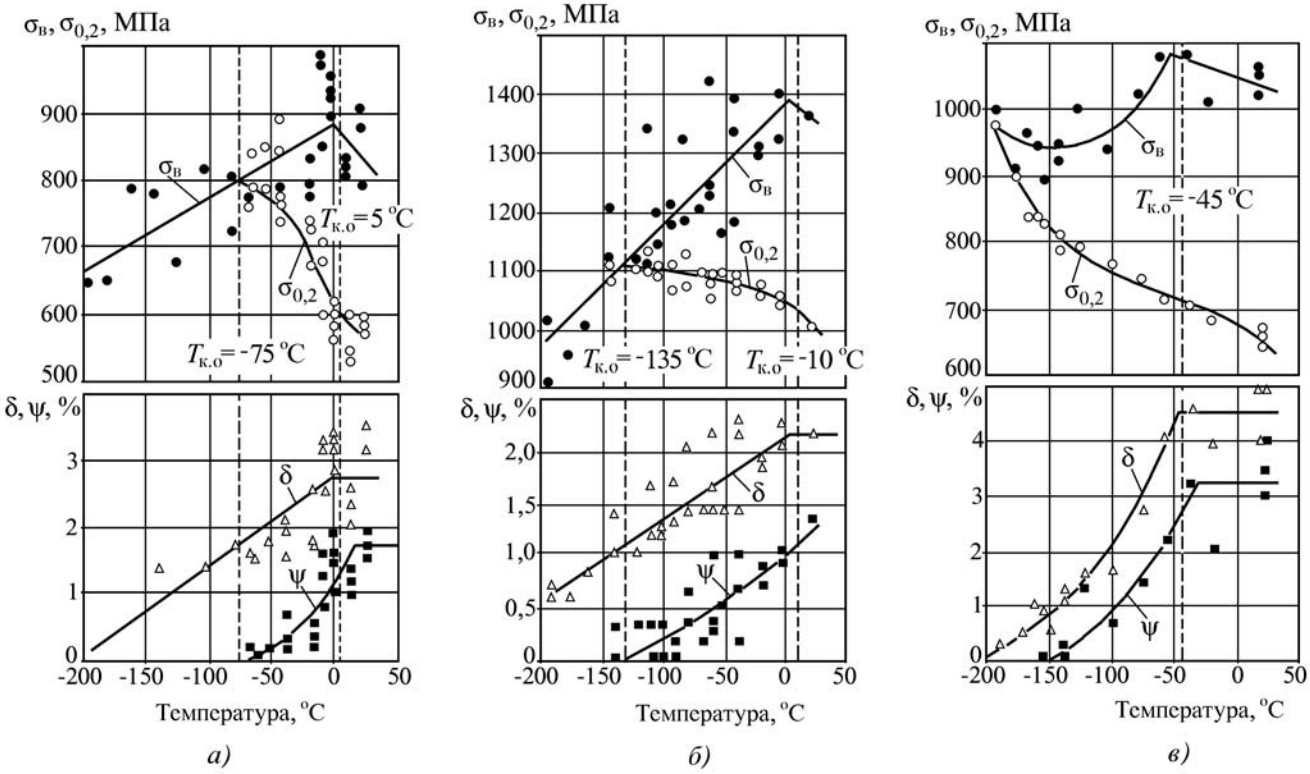


Рис. 5. Зависимости временного сопротивления при растяжении $\sigma_в$, предела текучести $\sigma_{0,2}$, относительного удлинения δ и сужения ψ низколегированного ЧШГ от температуры:
а – структура верхнего бейнита; *б* – структура нижнего бейнита; *в* – перлитная структура

2. Температуры перехода от вязкого к хрупкому разрушению $T_{к.о}$ и потери вязкости $T_и$ ЧШГ [4]

Тип чугуна	Структура чугуна	$T_{к.о}$, °С	$T_и$, °С	Номер рисунка
Нелегированный	Нижний бейнит	–55 ± 10	–175	4, *в*
	Промежуточный бейнит	–75 ± 10	–196	4, *б*
	Верхний бейнит	5 ± 15	–196	4, *а*
	Перлит	–45 ± 5	–196	5, *в*
Низколегированный	Нижний бейнит	10 ± 25	–135	5, *б*
	Верхний бейнит	5 ± 10	–75	5, *а*

3. Физико-механические свойства бейнитного ЧШГ по ASTM 897M-03

Показатель	Марки бейнитного ЧШГ по ASTM 897M-03				
	900-650-9	1050-750-7	1200-850-4	1400-1100-2	1600-1300-1
Временное сопротивление при растяжении, МПа	966	1139	1311	1518	1656
Предел текучести при растяжении, МПа	759	897	1104	1242	1449
Относительное удлинение, %	11	10	7	5	3
Относительное сужение, %	10	9	6	4	2
Твердость по Бринеллю, НВ	302	340	387	418	460
Модуль нормальной упругости, ГПа	163	160	158	156	155
Предел прочности при сжатии, МПа	1380	1650	1935	2275	2520
Предел прочности при срезе, МПа	870	1025	1180	1370	1490
Модуль жесткости, ГПа	65,1	64,0	63,2	62,4	62,1
Коэффициент Пуассона	0,25	0,25	0,25	0,25	0,25
Предел выносливости при вращательно-изгибном нагружении, МПа	450	485	415	–	–
Предел выносливости при реверсивном вращении, МПа	–	415	380	–	–
Энергия удара, Дж	100	80	60	35	20
Модуль сдвига, ГПа	170	168	167	165	1364
Температура порога хладноломкости, °С	–20	–20	–20	–20	–20
Плотность, кг/м^3	7096,5	7087,2	7077,9	7068,6	7059,3
Коэффициент линейного теплового расширения, 10^{-6} 1/°С	14,6	14,3	14,0	13,8	13,5
Теплопроводность, Вт/(м·К)	22,1	21,8	21,5	21,2	20,9
Износостойкость (потеря объема), мм^3	10,9	10,8	10,6	10,3	9,8

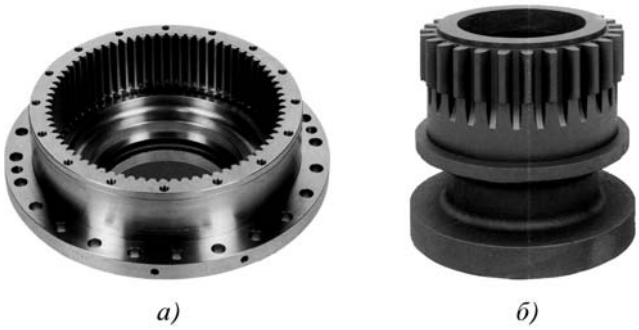


Рис. 6. Детали зубчатых зацеплений из бейнитного ЧШГ:
а – зубчатое колесо с внутренним зацеплением из чугуна марок ВЧ 90, ВЧ 100 массой 20...2500 кг; *б* – ведущая шестерня из чугуна ВЧ 100 массой 980 кг

Рис. 7. Ролики железнодорожных вагонеток из чугуна марок ВЧ 100 и ВЧ 120 массой 5...15 кг

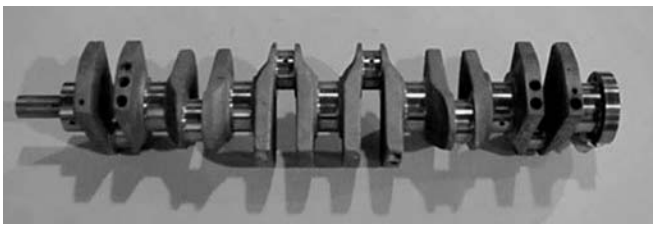


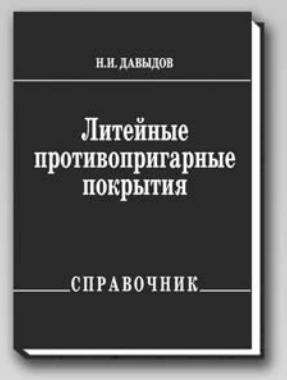
Рис. 8. Коленчатый вал из бейнитного ЧШГ марки ВЧ 100

В автомобильных двигателях применяют обычно стальные кованые коленчатые валы (с последующей индукционной закалкой, полированием, обкаткой роликами) или из обычного ЧШГ. По сравнению со сталью предел текучести и временное сопротивление бейнитного ЧШГ с аустенито-бейнитной микроструктурой выше соответственно на 40 и 35 %, а плотность и модуль упругости ниже соответственно на 10 и 20 %. Изготовленный коленчатый вал из бейнитного чугуна с шаровидным графитом приведен на рис. 8.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Шебатинов М.П., Абраменко Ю.Е., Бех Н.И.** Высокопрочный чугун в автомобилестроении. М.: Машиностроение, 1988. 216 с.
2. **Прочностные** свойства бейнитного высокопрочного чугуна / М.П. Шебатинов, А.А. Жуков, В.М. Коваленко // Вестник машиностроения. 1986. № 3. С. 61–63.
3. **Машиностроение.** Энциклопедия. Т. II-2. Стали. Чугуны / Г.Г. Мухин, А.И. Беляков, Н.Н. Александров и др.; под общ. ред. О.А. Банных и Н.Н. Александрова. М.: Машиностроение, 2000. 784 с.
4. **Dorazil E., Zmann M.H., Crhak J., Kohout J.** Einfluss niedriger und tiefer Temperaturen auf das Formanderungs- und Bruchverhalten von zwischenstufenverguteten Gusseisen mit Kugelgraphit bei statischer und bei Schlagbeanspruchung // Giesserei-Praxis. № 8–9. P. 109–123.

Алексей Иванович Беляков, канд. техн. наук,
bai49@mail.ru



ЛИТЕЙНЫЕ ПРОТИВОПРИГАРНЫЕ ПОКРЫТИЯ: *справочник*

Н.И. Давыдов **Цена 440 р.**

2009. – 240 с.: ил. ISBN: 978-5-94275-438-9

Систематизирован практический материал по литейным противопригарным покрытиям, используемым для получения качественных отливок.

Рассмотрена природа пригара (наиболее распространенного дефекта отливок) и дано обоснование эффективности применения покрытий как средства предотвращения указанного дефекта.

Описаны свойства покрытий и методы их испытаний, а также некоторые сведения о современных приборах и оборудовании, в том числе используемых за рубежом. Представлены справочные данные об исходных материалах и составах покрытий, рекомендуемых для изготовления в условиях потребителя, а также о марках, свойствах и области применения промышленно выпускаемых противопригарных композиций. Приведены сведения о покрытиях, используемых за рубежом. Дана необходимая информация, касающаяся оборудования для изготовления покрытий, а также технологии их нанесения и отверждения.

Для инженерно-технических работников литейного производства, может быть полезен аспирантам и студентам.

Приобрести книгу по цене издателя можно, прислав заявку в отдел продаж, маркетинга и рекламы:
по почте: 107076, г. Москва, Стромынский пер., 4; по факсу: (499) 269-48-97; по e-mail: realiz@mashin.ru
Дополнительную информацию можно получить по телефонам: (499) 269-66-00, 269-52-98 и на сайте WWW.MASHIN.RU

УДК 669.583.9

В.В. Гостищев *(Институт материаловедения ДВО РАН, г. Хабаровск)*

Получение композиционных наплавочных порошков W_2B_5–WC–Al_2O_3, W–WB из шеелитового концентрата

Рассмотрены вопросы получения композиционных материалов на основе тугоплавких соединений вольфрама методом алюминотермии при использовании шеелитового концентрата. Установлено, что алюминотермическое восстановление шеелитового концентрата с бор- и углеродсодержащими добавками на воздухе при ~2500 K приводит к получению спеченного материала W_2B_5–WC–Al_2O_3, тогда как в результате реакции синтеза в среде ионных расплавов при ~1200 K образуется дисперсный материал W–WB, удельная поверхность которого составляет $8{,}08\cdot10^5$ м$^{-1}$. Полученные материалы идентифицированы методом рентгенофазового анализа.

Conditions of reception of composite materials on the basis of refractory compounds of tungsten by aluminothermy method at use of scheelite concentrate are considered. It is established, that aluminothermy restoration of scheelite concentrate with boron-containing and carbonaceous additives on air at ~2500 K leads to reception sintered material W_2B_5–WC–Al_2O_3 whereas as result of synthesis reaction in environment ionic flux at ~1200 K dispersed material W–WB which specific surface makes $8{,}08\cdot10^5$ m^{-1} is formed. The received materials are identified by method X-ray photography analysis.

Ключевые слова: вольфрамсодержащие композиты; шеелитовый концентрат; алюминотермия; электроискровые наплавки.

Keywords: tungstenous composites; scheelite concentrate; aluminothermy; electrospark weldings.

Перспектива развития производства композиционных материалов на основе тугоплавких соединений вольфрама связана с разработкой экономичных технологических процессов их получения. Возможности снижения себестоимости материалов заключаются в прямом использовании рудных концентратов в качестве исходных компонентов шихты при борировании и карбидизации вольфрама. Успех получения композиционных материалов из минеральных концентратов во многом зависит от выбора метода синтеза. Термитные методы среди известных привлекают своей универсальностью, способностью получать тугоплавкие соединения непосредственно из минеральных концентратов благодаря высокой температуре (2000... 3000 K), труднодостигаемой при обычном нагреве [1, 2].

Ранее авторами получен композиционный материал на основе W_2B_5 алюминотермическим восстановлением технического оксида вольфрама в смеси с оксидом или карбидом бора [3]. Показано, что в системе WO_3–B_2O_3–Al образуется материал, состоящий из W_2B, WB, W_2B_5, Al_2O_3 с низким содержанием боридных фаз. Тогда как при использовании B_4C получен материал, состоящий преимущественно из W_2B_5 (80 % мас).

В настоящей работе изучены условия получения композитов алюминотермическим восстановлением шеелитового концентрата с бор- и углеродсодержащими добавками. Синтез материалов проводили на воздухе и в среде ионных расплавов. В работе использовали: шеелитовый концентрат, состав которого приведен в табл. 1, карбид бора, оксид бора, алюминиевый порошок, сажу техническую, натрий хлористый, натрий углекислый, натрий алюминофтористый. Рентгенофазовый анализ полученных материалов выполнен на дифрактометре ДРОН-7. Гранулометрические характеристики порошков определены с использованием лазерного дифракционного микроанализатора "Анализетте-22".

Процесс получения композиционного материала с определенной долей приближения может быть описан алюминотермической реакцией совместного синтеза борида и карбида вольфрама:

$$14WO_3 + 28Al + 5B_4C + C = 4W_2B_5 + 6WC + 14Al_2O_3, \quad (1)$$

(потенциал Гиббса $\Delta G_{2000\ K} = -8676$ кДж/моль).

1. Состав шеелитового концентрата

Содержание основных компонентов, % мас.								
WO_3	MoO_3	Fe_2O_3	TiO_2	MnO	CaO	MgO	Al_2O_3	SiO_2
55	1	5	0,23	0,20	19	2,4	0,8	8

2. Основные рентгенографические характеристики материала W_2B_5–WC–Al_2O_3

d, А	I/I_0	d, А	I/I_0
W_2B_5		**WC**	
3,45	100	2,86	5
2,54	92	2,50	71
2,22	16	1,87	68
1,89	26	1,46	25
1,72	20	1,42	11
1,48	25	1,25	5
1,36	24		
1,31	19		

Обозначения: d – межплоскостное расстояние; I/I_0 – относительная интенсивность рефлексов.

Также не исключено восстановление оксидов примесных металлов, содержащихся в концентрате. Термодинамическая вероятность восстановления этих оксидов достаточно высока и, в первую очередь, менее устойчивых MoO_3 ($\Delta G_{2000\ K}$ = –812 кДж/моль), Fe_2O_3 ($\Delta G_{2000\ K}$ = –780 кДж/моль). Однако при высоких содержаниях WO_3 в концентрате и большой абсолютной величине ΔG доминирует реакция синтеза борида и карбида вольфрама.

Синтез материала осуществляли внепечным способом на воздухе. Для приготовления шихты смешивали исходные компоненты в установленных массовых соотношениях: на 1 массовую долю (мас. д.) шеелитового концентрата приходится 0,25...0,27 мас. д. алюминиевого порошка, 0,1...0,15 мас. д. карбида бора, 0,01 мас. д. сажи технической. Реакцию инициируют электрозапалом. Температура при горении смеси достигает 2200...2500 К [4]. В результате образуется спеченный материал, для получения порошка которого необходимо измельчение и отмыв растворами кислот (HCl, H_2SO_4) от CaO и других примесей.

Рентгенофазовый анализ продуктов синтеза показал, что получен трехфазный материал, состоящий из W_2B_5, WC, Al_2O_3. Рентгенографические характеристики материала приведены в табл. 2. Из анализа рентгенограмм следует, что на долю борида и карбида вольфрама приходится ~80...85 % массы материала.

Твердость боридной фазы составляет 29...32 ГПа, а карбидной фазы 9...16 ГПа. Вместе с тем при высокой твердости материал относительно легко измельчается. Так, измельчение в мельнице РМ 400 в течение 15 мин обеспечивает получение порошка со средним размером частиц 427 мкм и удельной поверхностью $2{,}01\cdot10^4$ м$^{-1}$. Распределение по размерам частиц измельченного материала показано на рис. 1.

Тонкодисперсные порошки вольфрама и его тугоплавких соединений можно получить в результате реакций синтеза в среде ионных расплавов [5, 6]. Процесс получения порошков непосредственно из шеелитового концентрата состоит из двух ступеней: высокотемпературного разложения концентрата в солевом расплаве и металлотермического синтеза борсодержащего материала в расплаве. Разложение концентрата ведут в расплаве солевой системы Na_2CO_3–NaCl–Na_3AlF_6 при 1173...1220 К в течение 1 ч. Образующийся вольфрамат натрия переходит в солевой расплав, а оксиды кремния, кальция, железа и другие примеси остаются в нижней нерастворившейся части концентрата, составляющей ~25 % мас.

Верхний солевой расплав сливают с твердого остатка. В расплав вводят оксид бора, сажу, алюминиевый порошок. По окончании реакции твердую фазу образовавшегося продукта отделяют от расплава, отмывают водой от остатка солей. Результаты получения порошка W–WB приведены в табл. 3.

Данные рентгенофазового анализа полученного продукта представлены в табл. 4, из которой следует, что материал состоит из вольфрама металлического и его боридной фазы WB (~50 % мас.). Карбид вольфрама в этих условиях не образуется.

Кривая распределения по крупности частиц порошка показана на рис. 2. Удельная поверхность порошка составляет $8{,}08\cdot10^5$ м$^{-1}$.

Экспериментально установлено, что применение композита W_2B_5–WC–Al_2O_3 в качестве электродного материала при электро-

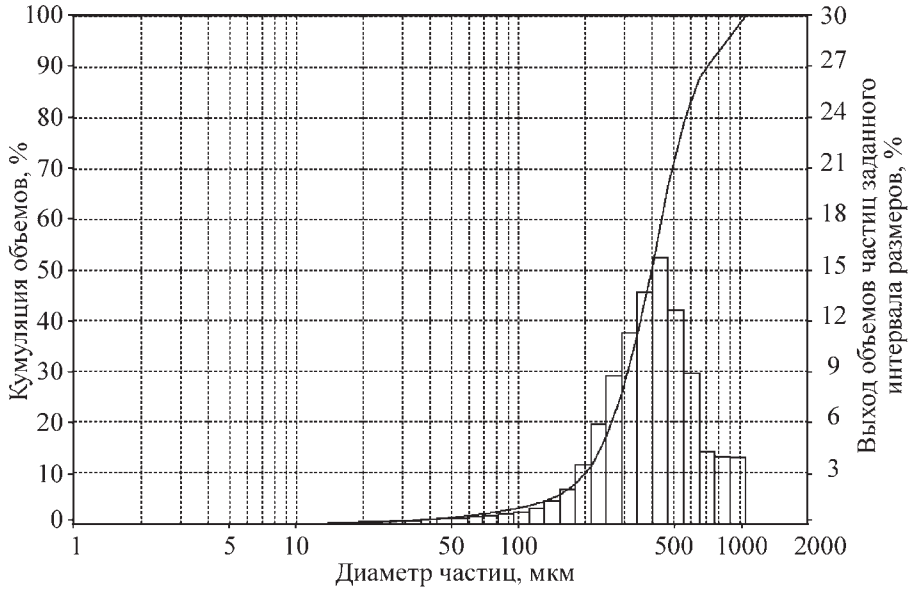


Рис. 1. Гистограмма полученного композиционного материала W_2B_5– WC–Al_2O_3

3. Условия получения порошка W–WB

Состав расплава, мас. д.	Температура, К	Извлечение вольфрама в расплав, % мас.	Содержание реагентов в расплаве, мас. д.			Фазовый состав продуктов
			B_2O_3	C	Al	
NaCl – 3 Na_2CO_3 – 1,5 Na_3AlF_6 – 1 Концентрат-1	1173	95	0,5	0,01	0,3	W–(40 % WB)
	1220	96	1	0,01	0,3	W–(~50 % WB)

4. Рентгенографические характеристики порошка W–WB

d, А	I/I_0	d, А	I/I_0
W		**WB**	
2,227	100	3,68	10
1,571	30	2,71	35
1,28	28	2,28	32
		2,12	70
		1,92	12
		1,72	17
		1,53	10
		1,35	15

искровом упрочнении поверхности повышает износостойкость стали 45 в 4 раза.

Таким образом, по результатам выполненных экспериментов можно заключить, что алюминотермический синтез на воздухе при ~2500 К приводит к образованию материала, содержащего высший борид и карбид вольфрама, в то время как в ионном расплаве при 1220 К образуется металлический вольфрам и его низший борид.

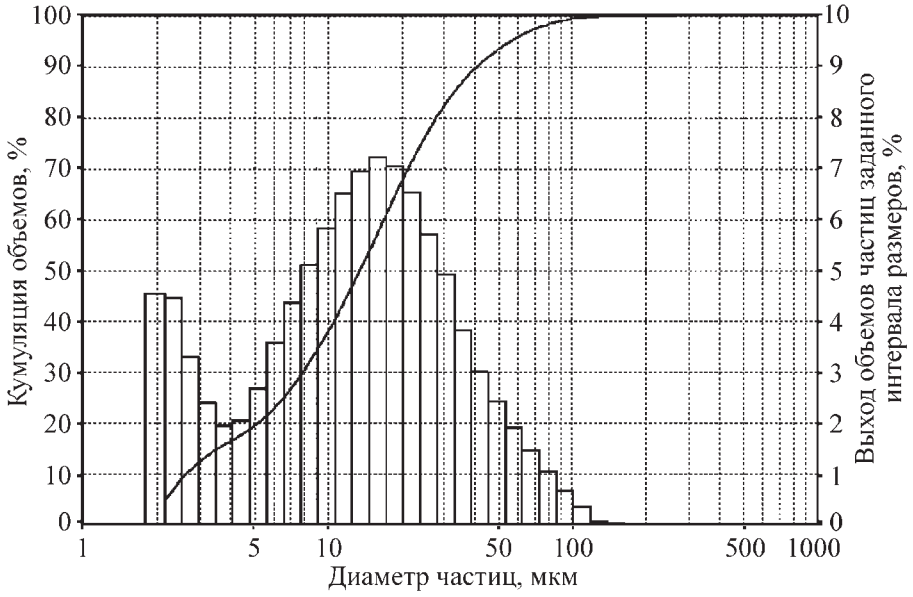


Рис. 2. Гистограмма полученного композиционного материала W–WB

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Толстых О.Н., Рипинен О.И.** Состояние и перспективы использования металлотермии в материаловедении: мат. Сибири. Новосибирск: СО РАН, 1995. С. 75–79.

2. **Уркаев Ф.Х., Шевченко В.С., Нартикоев В.Д.** Самораспространяющиеся реакции горения термитных составов с использованием минерального сырья // Вестник отделения наук о Земле РАН. 2002. № 1. С. 10–17.

3. **Пат. 2098233 РФ.** Способ получения композиционного материала из вольфрамсодержащего минерального сырья / С.В. Николенко, А.Д. Верхотуров, В.В. Гостищев. Опубл. 1998.

4. **Получение** композиционных материалов на основе W_2B_5 для электроискровой наплавки / С.В. Николенко, А.Д. Верхотуров, В.В. Гостищев, Н.В. Лебухова // Материаловедение. 1999. № 6. С. 48–51.

5. **Физико-химические** аспекты получения порошка вольфрама восстановлением его соединений алюминием в ионных расплавах / В.В. Гостищев, В.Ф. Бойко, Л.А. Климова, Л.П. Метлицкая // Теоретические основы химической технологии. 2006. Т. 40. № 5. С. 584–587.

6. **Гостищев В.В., Бойко В.Ф.** Магниетермический синтез дисперсного порошка карбида молибдена в расплаве карбоната натрия // Химическая технология. 2007. Т. 8. № 3. С. 126–128.

Виктор Владимирович Гостищев, канд. техн. наук,
SL166@rambler.ru

УДК 621.763

Г.С. Гарибов, В.Я. Кошелев, Ю.Г. Шорошев, А.В. Востриков
(ОАО "Всероссийский институт легких сплавов")

Исследование состава неметаллических включений в массе гранул жаропрочных никелевых сплавов

Исследованы состав и морфология неметаллических включений в массе гранул из жаропрочных никелевых сплавов. Включения классифицированы в соответствии с их видами и размерами. Проведены качественный и количественный анализы включений. Показаны пути уменьшения включений в массе гранул.

Composition and distribution of non-metallic inclusions found in Ni-base-superalloy powder bulk are investigated. The inclusions are classified in terms of types and sizes. Quantitative and qualitative analyses of the inclusions are carried out. Ways for reduction in inclusion content of powder bulk are shown.

Ключевые слова: гранулы; неметаллические включения; классификация; шлак; керамика; жаропрочные никелевые сплавы.

Keywords: powders; non-metallic inclusions; classification; slag; ceramics; Ni-base-superalloys.

В первых опытах по порошковой металлургии жаропрочных никелевых сплавов использовали технологические приемы, подобные тем, которые были разработаны и усовершенствованы в порошковой металлургии на основе железа. При таком подходе смесь порошков отдельных элементов или лигатур подвергали холодному прессованию и последующему спеканию в соответствующей атмосфере до плотности более 90 % от теоретической. Эта технология не получила развития вследствие недостаточной прочности пористого материала.

В качестве основного метода получения порошков сложнолегированных сплавов была принята схема вакуумно-индукционной плавки металла с последующим его распылением на гранулы (порошки сферической формы). В большинстве процессов распыления скорости охлаждения приближаются к 10^4 К/с, что приводит к формированию в объеме частицы микрокристаллических и тонких дендритных структур. Распыление расплава по существу представляет собой один из способов перевода его в слиток, хотя размеры этого слитка чрезвычайно малы (менее 0,1 мм).

Обычно для получения порошков суперсплавов применяют три основных способа:

- распыление расплава инертным газом (Atomising);
- распыление расплава растворенным газом (Hydroising);
- распыление вращающейся заготовки плазменной дугой (PREP).

В настоящей работе исследовали порошки жаропрочных никелевых сплавов ЭП741НП и ЭИ698П, полученные распылением вращающейся заготовки плазменной дугой. Химический состав применяемых сплавов приведен в таблице. Технологические свойства гранул: насыпная плотность 4,97...5,04 г/см^3; сыпучесть 21°; текучесть 18 с; плотность утряски 5,6 г/см^3 (67 %).

Заготовки для распыления на гранулы получают разливкой расплавленного в вакууме металла в кокили (стальные трубы) с внутренним диаметром 90 мм и высотой 900 мм. Вместе с металлом в кокили попадает шлак, находящийся на поверхности расплава, и частицы керамики (продукт разрушения тигля). От заготовок отрезают прибыль и литник, затем шлифуют их цилиндрическую поверхность, в результате получается заготовка для распыления ∅78×700 мм.

Распыление заготовки на гранулы осуществляют в атмосфере сверхчистых инертных газов (содержание паров воды и кислорода – менее 4 млн$^{-1}$ (ppm)) в условиях, полностью исключающих привнесение в массу гранул инородных примесей, за исключением, возможно, органических частиц (частиц резины, отдельные волокна ткани). В конструкции установки распыления широко применяют резиновые уплотнения для обеспечения ее герметичности, ткань используют при очистке камеры распыления. Суммарное содержание включений в массе гранул после распыления нестабильно и может колебаться от нескольких сотен до полутора тысяч частиц в пробе массой 1 кг, что связано с условиями выплавки металла при вакуумной индукционной плавке [1, 2].

В процессе рассева гранул на вибросите наиболее крупные включения уходят в отходы, частицы меньших размеров, а также соизмеримые по размерам с величиной ячейки ситового полотна попадают в массу годных гранул. Процент извлечения включений при рассеве колеблется от 20 до 65 %. При рассеве практически не удаляются частицы игольчатой формы и их извлечение осуществляется последующей технологической операцией – электростатической сепарацией. Влияние размера дефекта на долговечность образца при испытаниях на малоцикловую усталость приведено на рис. 1.

В большинстве случаев форма и размеры включений при компактировании заготовок в газостате и термообработке не изменяются, поскольку металл не находится в расплавленном состоянии. Основные источники попадания включений в металл – плавильный тигель, керамическая литниковая система печи и шлак, присутствующий на поверхности расплавленного металла. Органические включения не связаны непосредственно с процессом выплавки металла и вносятся в массу гранул в установках распыления, рассева, сепарации и в транспортных бункерах.

Выявление, удаление и определение природы включений в массе гранул связано с рядом трудностей из-за их малой концентрации (одно включение приходится на несколько миллионов гранул). Размеры включений напрямую связаны с размерами гранул и с учетом формы неметалличе-

Химический состав сплавов ЭП741НП и ЭИ698П

Сплав	Легирующие элементы, % мас.											
	Ni	C	Cr	Al	Co	Mo	Nb	W	B	Hf	V	Ti
ЭП741НП	Основа	0,04	9,0	5,0	15,7	3,8	2,6	5,5	0,015	0,3	0,015	1,8
ЭИ698П		0,05	14,5	1,6	–	3,0	2,0	–	0,015	–	–	2,5

ских частиц их максимальный размер составляет $1{,}6d_{гр}$. Металлические гранулы существенно отличаются от включений по своим физико-механическим и технологическим свойствам – форме, удельной массе, химическому составу, электропроводности и т.п., что дает возможность выделять включения из массы гранул.

Была проведена классификация включений, отличающихся по следующим признакам:

- гранулы сферической формы с налипами шлака;
- отдельные частицы шлака или керамики;
- органические включения;
- частицы возгонов со стенок камеры распыления.

Основную массу включений составляют шлаковые и керамические частицы, имеющие неправильную форму со сглаженными гранями. Цвет шлаковых частиц черный или серый, они могут быть оплавленные, остеклованные или пористые матовые. Керамические частицы также имеют неправильную форму, преимущественно с острыми гранями, и их цвет может быть белый, серый, коричневый или бирюзовый. Встречаются иногда прозрачные керамические частицы каплевидной и правильной сферической формы.

Выделение неметаллических частиц из массы гранул жаропрочных сплавов производится в электростатических сепараторах (рис. 2). Гранулы из бункера *1* через дозатор в виде монослоя попадают на поверхность вращающегося осадительного барабана *2* и затем в зону действия коронирующего электрода *4*, подключенного к генератору высокого напряжения (до 20 000 В). Электропроводные частицы, выходя из зоны действия коронного разряда, попадают в приемник I, а неэлектропроводные включения – в приемники II и III. Эти частицы просматриваются под микроскопом и классифицируются по их природе и размерам.

Для определения природы включений исследовали их химический состав спектральным методом (качественный анализ) без разделения по видам и с разделением посредством рентгеноструктурного анализа на приборе "Comeca".

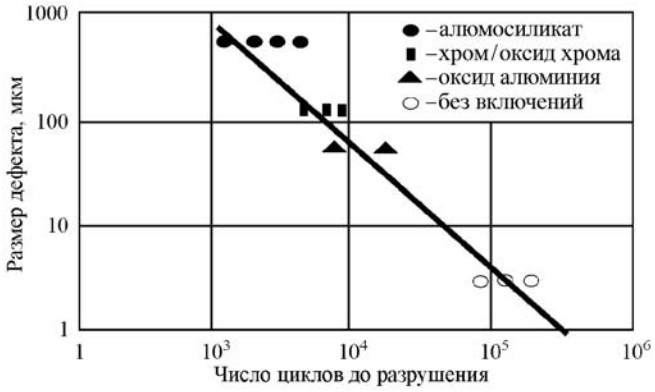


Рис. 1. Влияние размера дефекта и его природы в структуре образца на долговечность до образования трещины

Включения в зависимости от вида обогащены такими элементами, как Mn, Cr, Ca, Si, Al, Mg, входящими в состав сложных оксидов. Состояние поверхности включений изучали на электронном сканирующем микроскопе. Для частиц белого цвета (оксиды магния и кальция), зеленоватого (оксиды хрома), светло-коричневого (сложные оксиды) характерна ноздреватая, сильно разветвленная поверхность с отсутствием граней. Шероховатую поверхность имеют частицы темных оксидов алюминия и шпинелей. Желтые и коричневые частицы (оксиды кремния) почти гладкие, с достаточно хорошо выраженными гранями (рис. 3).

При испытаниях компактного материала, изготовленного из гранул жаропрочного сплава, при малоцикловых нагрузках и комнатной температуре разрушение начинается на поверхности раздела между металлом и керамикой, а при температурах более 500 °С разрушение происходит в самой керамике и, таким образом, она является источником зарождения трещины в металле. Аналогичные результаты были получены также в исследовательском центре United Technologies Research Center (г. Ист-Хартфорд, США) в работе со сплавом Astroloy. Частицы Al_2O_3 оказывают более отрицательное влияние, чем SiO_2.

Наиболее важным критерием для долговечности при распространении трещины является максимально возможный размер дефекта. С этой точки зрения порошковые сплавы имеют явные преимущества над традиционными штамповками. Наличие небольших дефектов, таких как включения и поры, сопутствуют производству и имеют место в изделиях из порошковых сплавов и изделиях после традиционной штамповки. В штампованных дисках имеется определенная вероятность относительно больших дефек-

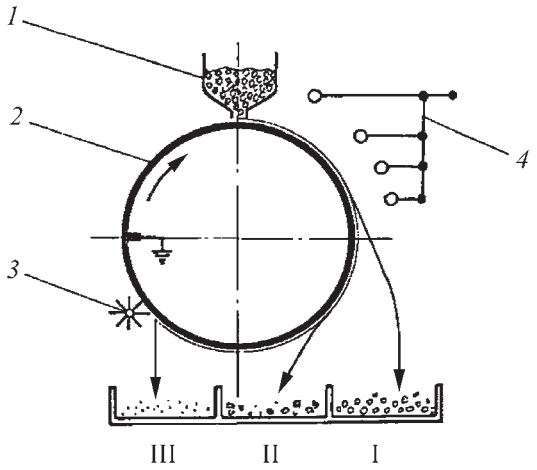


Рис. 2. Схема барабанного электросепаратора с коронирующей системой:
1 – бункер; *2* – металлический барабан (осадительный электрод); *3* – щетка; *4* – коронирующий электрод

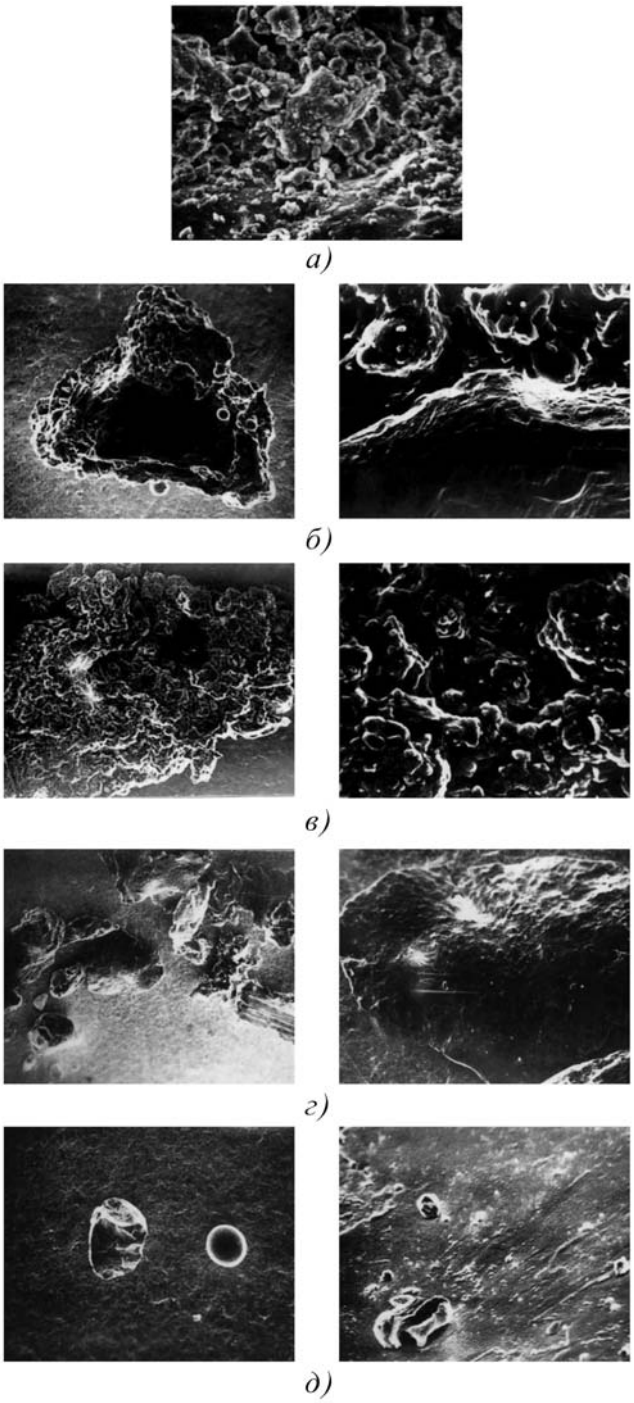


Рис. 3. Внешний вид неметаллических включений:
а – белые (MgO, CaO); *б* – светло-коричневые (сложные оксиды); *в* – зеленоватые (Cr_2O_3); *г* – желто-коричневые (SiO_2); *д* – темно-серые (Al_2O_3)

тов, таких как трещины или сегрегации, возникающие в процессе штамповки. В порошковых сплавах размер дефекта ограничивается максимальным размером частиц порошка, используемого при производстве дисков.

Необходимо особенно отметить, что на большинство оксидных включений действие штамповки неэффективно, так как не происходит их разрушения.

Рис. 4. Гистограмма размеров включений в сплаве ЭП741НП

Кроме того, существует опасность, что штамповка введет дефекты в материал или увеличит размер уже существующих дефектов, что приведет к снижению прочности.

Для повышения надежности порошковых сплавов уменьшают максимальный размер неметаллических частиц. Так, фирма "Пратт-Уитни" с конца 1970-х гг. внедрила в производство изделия из очень мелких порошков размером менее 44 мкм.

В настоящее время в ОАО "ВИЛС" для производства дисков используют порошки фракции (140 + 50) мкм и готовится переход на изготовление дисков из порошков фракции 100 мкм. На рис. 4 приведена гистограмма фактических размеров включений в промышленных партиях гранул (масса партий ~1000 кг) жаропрочного сплава ЭП741НП. С понижением крупности гранул уменьшается и размер включений. Максимальный размер включений во фракции (140 + + 50) мкм не превышал 250 мкм, а во фракции (100 + + 50) мкм они были менее 150 мкм. Среднее содержание включений после электростатической сепарации составило в гранулах фракции (140 + 50) мкм – 7,7 шт/кг (в 1 кг содержится ~$5 \cdot 10^7$ гранул), а в гранулах фракции (100 + 50) мкм – 3,8 шт/кг (в 1 кг содержится ~$1{,}5 \cdot 10^8$ гранул).

Аналогичное исследование было проведено на гранулах сплава ЭИ698П с фракционным составом 200 и 140 мкм (рис. 5).

Из гистограммы следует, что уменьшение верхнего размера гранул от 200 до 140 мкм также приводит к уменьше-

Рис. 5. Гистограмма размеров включений в сплаве ЭИ698П

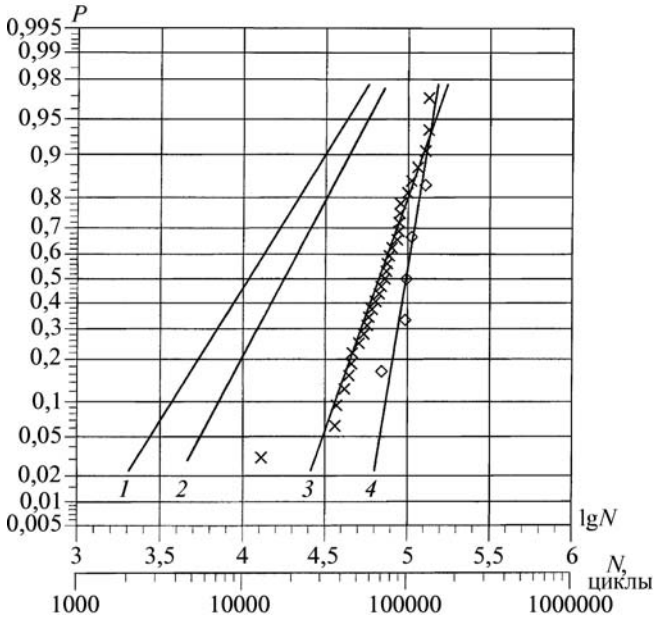


Рис. 6. Распределение вероятностей логарифма числа циклов до разрушения образцов сплава ЭП741НП из гранул различной крупности (условия нагружения σ = 1000 МПа; *T* = 650 °С; *f* = 1 Гц):

1 – 200 мкм; n = 173; $\lg N_{ср}$ = 4,035; $S_{\lg N}$ = 0,362; $N_{ср}$ = = 10839 циклов; *2* – 140 мкм; n = 114; $\lg N_{ср}$ = 4,2496; $S_{\lg N}$ = = 0,3089; $N_{ср}$ = 17766 циклов; *3* – 100 мкм; n = 31; $\lg N_{ср}$ = 4,827; $S_{\lg N}$ = 0,206; $N_{ср}$ = 67142 циклов; *4* – менее 70 мкм; n = 5; $\lg N_{ср}$ = 4,99082; $S_{\lg N}$ = 0,0948; $N_{ср}$ = = 97908 циклов

нию размера включений. Важным является значительное снижение доли включений крупностью от 150 до 100 мкм при уменьшении крупности гранул. Одновременно уменьшается среднее содержание включений от 10,55 (фракция менее 200 мкм) до 7,8 шт/кг (фракция менее 140 мкм) [3].

Помимо количественного содержания включений был выполнен и их качественный анализ:

– керамические частицы составляют 10,1 % от общего содержания включений в сплаве ЭП741НП и 16,2 % – в сплаве ЭИ698П;

– шлаковые включения составляют 43,9 % в гранулах сплава ЭП741НП и 34,6 % – в гранулах сплава ЭИ698П;

– органические включения составляют 46,0 % в гранулах сплава ЭП741НП и 49,2 % – в гранулах сплава ЭИ698П.

Керамические и шлаковые включения имеют, как правило, размеры менее 140 мкм, в то время как органические включения существенно больше и в отдельных случаях достигают 300 мкм.

На рис. 6 представлены распределения вероятностей логарифма числа циклов до разрушения образцов сплава ЭП741НП из гранул различной крупности. Испытания на сопротивление малоцикловой усталости проводили в ОАО "ВИЛС" и ФГУП "ВИАМ" на гладких образцах, вырезанных из заготовок дисков, при пульсирующем "мягком" цикле нагружения: T = 650 °С; σ = 1000 МПа; f = 1 Гц. Средняя долговечность образцов составила при крупности гранул 200 мкм – 10839 циклов, при 140 мкм – 17766 циклов, при 100 мкм – 67142 циклов, при 70 мкм – 97908 циклов [4–6].

Дальнейшие пути снижения содержания неметаллических включений в массе гранул жаропрочных никелевых сплавов – уменьшение крупности гранул и, соответственно, включений, повышение чистоты выплавляемых заготовок для распыления на гранулы по шлаковым и керамическим включениям и замена легко истирающихся органических уплотнений в установках по обработке гранул более износостойкими [7, 8].

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Кошелев В.Я., Голубева Е.А., Дурманова Г.Я.** Рассев гранул жаропрочных никелевых сплавов на виброситах / Металлургия гранул. М.: ВИЛС, 1993. Вып. 6. С. 239–246.

2. **Мешалин В.С., Кошелев В.Я., Месеняшин А.И.** Очистка массы гранул жаропрочных никелевых сплавов от неметаллических включений электростатической сепарацией / Металлургия гранул. М.: ВИЛС, 1993. Вып. 6. С. 246–252.

3. **Востриков А.В., Гарибов Г.С., Кошелев В.Я.** Влияние включений на сопротивление малоцикловой усталости материала из гранул жаропрочных никелевых сплавов // Конверсия в машиностроении. 2006. № 3. С. 19–22.

4. **Востриков А.В.** Долговечность и длительная прочность заготовок дисков и валов из гранул жаропрочных никелевых сплавов различной крупности, изготовленных методом металлургии гранул/ Новые материалы и технологии в авиационной и ракетно-космической технике, г. Королёв, Московская обл., ИПК "Машприбор", 2004. С. 76–81.

5. **Garibov G.S.** Improvement in Performance Characteristics of as-HIPed PM Superalloy Discs. In book.: Proceeding of The 2005 International Conference on Hot Isostatic Pressing - Paris, France, 2005. P. 221–233.

6. **Кошелев В.Я., Гарибов Г.С., Казберович А.М., Горбунова Т.А.** Исследование влияния крупности гранул на сопротивление малоцикловой усталости суперсплавов / Всероссийская научно-техническая конференция: "Новые материалы и технологии. НМТ-2004. Москва, 17–19 ноября 2004. Т. 1. С. 68–69.

7. **Гарибов Г.С.** Перспективная технология суперсплавов XXI века / Обработка легких и специальных сплавов. М.: ВИЛС, 1996. С. 378–399.

8. **Гарибов Г.С.** Технология производства материалов газовых турбин XXI века / Технология легких сплавов. 1998. № 5–6. С. 107–122.

Генрих Саркисович Гарибов, д-р техн. наук,
Garibov@oaovils.ru;
Виктор Яковлевич Кошелев, канд. техн. наук;
Юрий Герасимович Шорошев, канд. хим. наук;
Алексей Владимирович Востриков, начальник лаборатории

ООО "Издательство **Машиностроение**", 107076, Москва, Стромынский пер., 4
Учредитель ООО "Издательство Машиностроение". **E-mail: zpm@mashin.ru**
Телефоны редакции журнала: (499) 268-47-19, 268-36-54, 268-69-19. **http://www.mashin.ru**
Дизайнер *Подживотов К.Ю.* Технический редактор *Жиркина С.А.* Корректоры *Сажина Л.И., Сонюшкина Л.Е.*
Сдано в набор 03.11.09 г. Подписано в печать 12.01.09 г. Формат 60×88 1/8. Бумага офсетная. Печать офсетная.
Усл. печ. л. 6,86. Уч.-изд. л. 7,13. Заказ 8. Свободная цена.
Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ООО "Издательство Машиностроение".
Отпечатано в ООО "Подольская Периодика". 142110, Московская обл., г. Подольск, ул. Кирова, д. 15.