ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

ЗАГОТОВИТЕЛЬНЫЕ ПРОИЗВОДСТВА В МАШИНОСТРОЕНИИ

(Кузнечно-штамповочное, литейное и другие производства)

№ 9 сентябрь 2013

Председатель редакционного совета и Главный редактор
СЕМЁНОВ Е.И.

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

Зам. Главного редактора
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.
ЕРШОВ М.Ю.
КАСАТКИН Н.И.
КИДАЛОВ Н.А.
КОРОТЧЕНКО А.Ю.
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.
ШЕСТАКОВ Н.А.
ШПУНЬКИН Н.Ф.
ЯКОВЛЕВ С.С.
ЯМПОЛЬСКИЙ В.М.
БАСТ Ю.
ТУТМАН Т.
ЭРКСЛЕБЕН С.

Ответственные за подготовку и выпуск номера:
ЛУТОВИНИНА О.Н.
СЕРИКОВА Е.А.

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, zpmpost@rambler.ru

СОДЕРЖАНИЕ

Литейное и сварочное производства

Макаренко К.В., Зенцова Е.А., Богданов Р.А., Филиппов Р.А. Повышение прочностных свойств графитизированных чугунов 3
Кукарцев В.А. Причины разрушения кварцитовой футеровки при эксплуатации индукционной тигельной печи и способы их предотвращения 7
Данилов Д.В., Зайцев Н.А., Шатульский А.А. Методика выбора присадочных материалов для сварки жаропрочных никелевых сплавов 10

Кузнечно-штамповочное производство

Каменецкий Б.И., Логинов Ю.Н., Волков А.Ю. Методы и устройства для повышения пластичности хрупких материалов при холодной осадке с боковым подпором 15
Егоров В.Г., Давыдов О.Ю., Болтенкова О.М. Совершенствование гибочных операций тонкостенных трубопроводов 23

Прокатно-волочильное производство

Пунин В.И., Кохан Л.С., Морозов Ю.А. Инженерный подход к процессу гибки профилей 29

Материаловедение и новые материалы

Поварова К.Б., Дроздов А.А., Морозов А.Е., Скачков О.А. Получение порошковых сплавов $NiAl–Y_2O_3$. 32
Луц А.Р., Ермошкин Ант.А., Ермошкин Анд.А., Тимошкин И.Ю. Термодинамическая оценка воздействия флюсов на процесс получения композиционного сплава Al–TiC методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза 38

Информация

Малышев Р.А., Смирнов В.Б., Савин Н.М. Аппаратно-программный комплекс измерения кинематических параметров кривошипного пресса мод. КД2126 45
Гуревич Ю.Г., Чудинова Е.А. Технология изготовления инструментального композиционного материала сталь–белый чугун из стружковых отходов чугуна и стали 47

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", 2013

SCIENTIFIC TECHNICAL AND PRODUCTION JOURNAL

BLANKING PRODUCTIONS IN MECHANICAL ENGINEERING

(Forging and stamping, foundry and other productions)

№ 9 September 2013

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

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

Editorial Assistant
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.
ERSHOV M.Yu.
KASATKIN N.I.
KIDALOV N.A.
KOROTCHENKO A.Yu.
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.
SHESTAKOV N.A.
SHPUN'KIN N.F.
YAKOVLEV S.S.
YAMPOLSKY V.M.
BAST Yu.
TUTMANN T.
ERXLEBEN S.

This issue prepared with assistance of specialists:
LUTOVININA O.N.
SERIKOVA E.A.

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, zpmpost@rambler.ru

CONTENTS

Casting and Welding Productions

Makarenko K.V., Zentsova E.A., Bogdanov R.A., Filippov R.A. Increase of strength properties of nodular cast irons 3
Kukartsev V.A. Reasons of quartzite lining destruction during exploitation of induction crucible furnace and methods of its prevention 7
Danilov D.V., Zaytsev N.A., Shatul'sky A.A. Selection of filler materials for welding of high-temperature Ni-based alloys 10

Forging and Stamping Productions

Kamenetsky B.I., Loginov Yu.N., Volkov A.Yu. Methods and apparatus for increase of brittle materials plasticity under cold upsetting with lateral support 15
Egorov V.G., Davydov O.Yu., Boltenkova O.M. Improvement of bending operations of thin-walled pipings 23

Rolling and Drawing Productions

Punin V.I., Kokhan L.S., Morozov Yu.A. Engineering approach to bending process 29

Physical Metallurgy and New Materials

Povarova K.B., Drozdov A.A., Morozov A.E., Skachkov O.A. Preparation of $NiAl–Y_2O_3$ powder alloys. 32
Luts A.R., Ermoshkin Ant.A., Ermoshkin And.A., Timoshkin I.Yu. Thermodynamic calculation of effect of fluxes to self-propagating high-tempruture synthesis of composite alloy Al–TiC 38

Information

Malyshev R.A., Smirnov V.B., Savin N.M. Hardware-software complex for measurement of kinematic parameters of crank press KD2126 45
Gurevich Yu.G., Chudinova E.A. Manufacturing methods of tool composite material steel–white iron from cutting waste of cast iron and steel 47

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", 2013

УДК 621.74:669.13

К.В. Макаренко, Е.А. Зенцова, Р.А. Богданов, Р.А. Филиппов
(Брянский государственный технический университет)

Повышение прочностных свойств графитизированных чугунов

Рассмотрены теоретические аспекты разрушения высокопрочных чугунов. Отмечены пути повышения прочностных свойств графитизированных чугунов при использовании методов рационального структурирования сплавов. Приведены примеры увеличения прочностных свойств графитизированных чугунов за счет создания вокруг графитовых включений различных структурных оболочек.

Ключевые слова: чугун; разрушение; прочность; графитовые включения; структурные оболочки; термическая обработка; структурирование.

Theoretical aspects of failure of high-duty cast irons are considered. Ways of increase of strength properties of nodular cast irons are noted, when using of methods of rational structurization of alloys. The examples of increase of strength properties of nodular cast irons at the expense of the creation of graphite nodules surrounded by structural shells are presented.

Keywords: cast iron; failure; strength; graphite nodules; structural shells; heat treatment; structurization.

Значительным шагом на пути повышения прочности графитизированных чугунов стало открытие K.D. Millis в 1942 г. способа получения высокопрочного чугуна [1]. Переход от пластинчатой формы графитовых включений к шаровидной позволил существенно снизить отрицательное влияние графитовой фазы как концентратора напряжений и источника потенциальных трещин в металлической матрице.

Следующим важным шагом на пути повышения прочности чугунов можно считать внедрение изотермической закалки для термической обработки изделий из высокопрочного чугуна. Получаемая в результате такой обработки структура аусферрита, открытая B.H. Kovacs, позволила обеспечить высокий уровень прочностных свойств чугунов и составить конкуренцию улучшаемым сталям.

Дальнейшие пути повышения прочности графитизированных чугунов до уровня, близкого к сталям, видятся в последующем ослаблении влияния включений графитовой фазы как концентраторов напряжений в металлической матрице. В настоящее время можно выделить два различных направления решения данной задачи, которые являются логическим продолжением исторического процесса совершенствования технологии получения графитизированных чугунов.

Первое направление – разработка технологических методов, позволяющих уменьшить размеры графитовых включений и обеспечить более равномерное их распределение в объеме металлической матрицы. Для решения задачи повышения прочности в этом направлении применяют сочетание различных видов модифицирования (пред- и послесфероидизирующее инокулирование, сфероидизирующее модифицирование), оптимизацию химического состава сплава, механическое и энергетическое воздействие на расплав в начальный период кристаллизации и т.п. [2].

Второе направление – получение более высокопрочных структур металлической матрицы в результате использования особенностей строения чугуна и распределения химических компонентов сплава. В этом направлении применяют рациональное легирование в сочетании с термической обработкой. Однако работ в этой области не много. Разработка новых сплавов с позиции рационального структурирования матрицы графитизированных чугунов открывает широкие перспективы в области повышения эксплуатационных свойств материала.

Рассмотрим современное состояние вопроса разрушения графитизированных чугунов. На рис. 1 приведена простейшая модель процесса деформации при одноосном растяжении и зарождения трещин в высо-

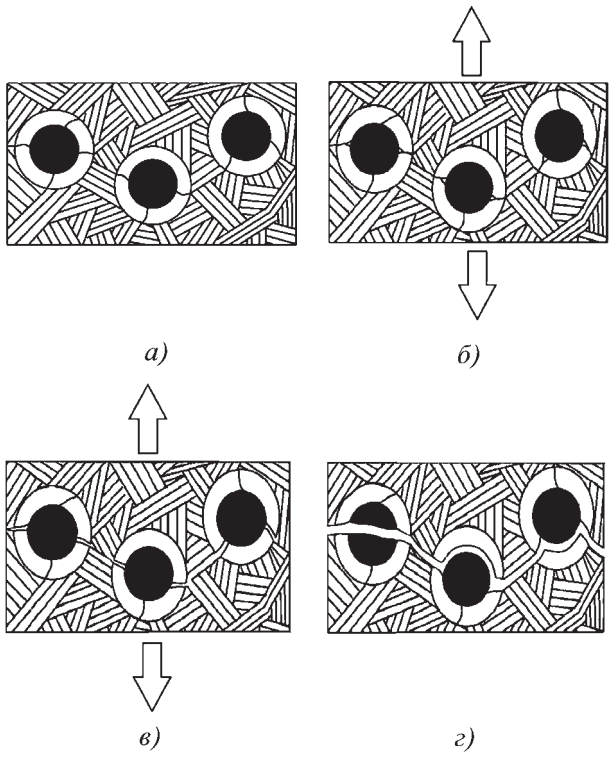


Рис. 1. Модель разрушения высокопрочного чугуна при одноосном растяжении:
а – первоначальная структура чугуна; *б* – этап пластической деформации и зарождения трещин; *в*, *г* – этапы объединения трещин и разрушения чугуна

копрочном чугуне. Из-за малой прочности графитовые включения в высокопрочном чугуне рассматриваются как сферические пустоты в структуре, которые ослабляют металлическую матрицу чугуна [3, 4]. Поэтому разрушение высокопрочного чугуна может быть представлено как процесс зарождения трещин и пор с их последующей коалесценцией.

Процесс разрушения чугуна протекает в две стадии:

1) образование ядра трещин на границе графит–металлическая матрица;

2) рост трещин и объединение соседних микропустот, обусловленных распределением графитовых включений в объеме матрицы чугуна.

Фрактографические исследования изломов высокопрочного чугуна подтверждают данную модель, однако эта модель имеет ограничения, она адекватна только в чугунах с однофазной металлической матрицей, например ферритной или аустенитной.

Большинство промышленных чугунов имеют перлитно-ферритную матрицу, так называемую структуру "бычьего глаза". При таком строении графитовые включения оказываются заключенными в ферритную оболочку, а остальной объем металлической матрицы занят перлитом.

Диаметр ферритных оболочек и отношения площадей (объемов) феррита и перлита можно изменять за счет регулирования двух основных технологических параметров: химического состава, в частности соотношения ферритизирующих (C, Si) и перлитизирующих (Mn, Cr, Ni, Mo) элементов и термокинетических условий охлаждения отливки в форме. На рис. 2 представлено изменение соотношения феррита и перлита в клиновидной пробе при постоянном химическом составе.

Основной причиной образования феррита в области около графитовых включений является обратная эвтектическая микроликвация кремния. Повышение концентрации кремния в области около графитовых включений приводит к повышению термодинамической активности углерода и его диффузии к графитовым включениям.

С позиции повышения прочностных свойств графитизированных чугунов такое строение, обусловленное образованием ферритовой оболочки, оказывает положительное влияние. Принято считать, что ферритная оболочка играет роль "буферной зоны", которая оказывает лучшее сопротивление процессам первой стадии разрушения чугуна – зарождению и росту трещин, чем перлитная матрица.

Однако локальное повышение концентрации кремния в зоне у графитовых включений может сыграть и отрицательную роль, что обусловлено образованием силикоферрита, который отличается повышенной твердостью и хрупкостью.

Некоторые исследователи называют такую закономерную гетерогенность структуры высокопрочного чугуна – специальным видом композиционной структуры [5]. Данный принцип рационального структури-

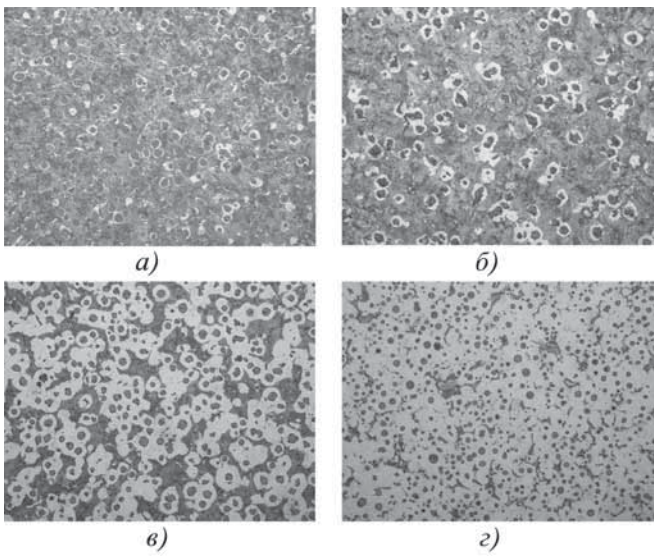


Рис. 2. Изменение соотношения феррита/перлита в структуре клиновидной пробы высокопрочного чугуна (травление 4%-ным спиртовым раствором азотной кислоты), ×100:
а – на расстоянии 5 мм от острия пробы; *б* – 15 мм; *в* – 50 мм; *г* – 75 мм

рования, заложенный в образование структуры "бычьего глаза", можно использовать для улучшения механических и эксплуатационных свойств чугунов. Он основан на применении особенностей строения чугуна и неравномерности распределения химических элементов в структуре, обусловленных ликвационными явлениями. Рассмотрим несколько примеров использования данного принципа для управления структурой и свойствами чугунов.

Другой пример образования структурной оболочки вокруг графитовых включений – структура так называемого "hard eye" – твердого глаза [6]. В этом случае структурная оболочка представлена бейнитной или аусферритной металлической матрицей. При получении такой композиционной структуры существенно замедляется разрушение на межфазной границе графит–матрица. Данная структура обеспечивает изделиям из чугуна высокую прочность и приемлемую обрабатываемость, что выгодно отличает ее от чугунов с полностью бейнитной/аусферритной структурой.

Аусферрит отличается от бейнита тем, что в нем подавлена стадия выделения карбидов. Структура аусферрита – игольчатый феррит, образованный по мартенситному механизму и метастабильный аустенит, содержание которого в структуре может достигать 50 %. Кроме того, структура "твердый глаз" в сравнении со структурой "бычий глаз" обеспечивает повышение ударной вязкости в 2 раза.

Технологический процесс получения структуры "твердого глаза" заключается в быстром и кратковременном нагреве до температур аустенитизации и последующей изотермической закалке при температурах промежуточного превращения. В результате нагрева на аустенитизацию, который реализуется путем термической обработки изделий ТВЧ, фазовый переход $\alpha \rightarrow \gamma$ реализуется, в первую очередь, у графитовых включений.

В процессе нагрева углерод диффундирует от графита в феррит, что способствует переходу от ОЦК- к ГЦК-решетке и насыщению аустенита углеродом. Аусферритная структура оболочки позволяет значительно повысить степень сопротивления высокопрочного чугуна процессам зарождения и развития трещин, повышая конструкционную прочность изделия.

Кремний, концентрация которого повышена у графитовых включений, способствует формированию аусферритной структуры, препятствуя выделению карбидов, он повышает "стабильность" остаточного аустенита. По данным А.А. Жукова (см. журн.: Металловедение и термическая обработка металлов. 1995. № 12. С. 26–29), кремний, который в чугунах считается основным элементом-графитизатором, применительно к промежуточному превращению может быть назван аустенитизирующим элементом.

Следует отметить, что при указанной выше термической обработке происходит зернограничное упрочнение в результате интенсивно протекающей зернограничной диффузии.

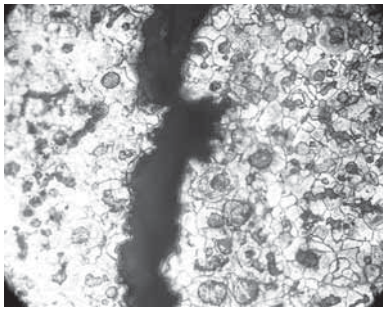


Рис. 3. Структура ферритно-бейнитного высокопрочного чугуна после разрушения (травление 4%-ным спиртовым раствором пикриновой кислоты). ×200

На рис. 3 приведена структура ферритно-бейнитного высокопрочного чугуна с шаровидным графитом после разрушения в результате ударного изгиба. Анализ микроструктуры в зоне трещины подтвердил, что разрушение высокопрочного чугуна происходит преимущественно по межфазной границе графит–металлическая матрица.

Рассмотренные примеры использования принципа рационального структурирования являются общеизвестными. Руководствуясь основными положениями предложенного подхода, удалось за счет рационального легирования и оптимизации режимов термической обработки получить различное сочетание структурных оболочек вокруг графитовых включений и металлических матриц чугуна.

Примеры сочетания структурных оболочек и металлических основ представлены на рис. 4. Структурные композиции позволили изменять в значительной степени диапазон прочностных, пластических и эксплуатационных свойств, добиваясь их оптимального сочетания с учетом условий эксплуатации для конкретных изделий из графитизированных чугунов.

Одним из примеров структурных композиций в высокопрочном чугуне с шаровидным графитом является обеспечение ферритно-бейнитной структуры его металлической матрицы. Для этой цели был получен экспериментальный чугун следующего химического состава, % мас.: 3,08 C; 4,2 Si; 0,25 Mn; 0,027 P; 0,01 S; 2,1 Ni; 1,5 Cu; 0,03 Mg; остальное – Fe.

Опытные образцы толщиной до 40 мм из экспериментального чугуна были подвергнуты изотермической закалке по двум режимам (табл. 1).

После изотермической закалки были проведены механические испытания (табл. 2).

В результате термической обработки была получена композиционная структура, состоящая из феррита и бейнита, причем бейнит выделился как по границам зерен, так и вокруг графитовых включений. Механи-

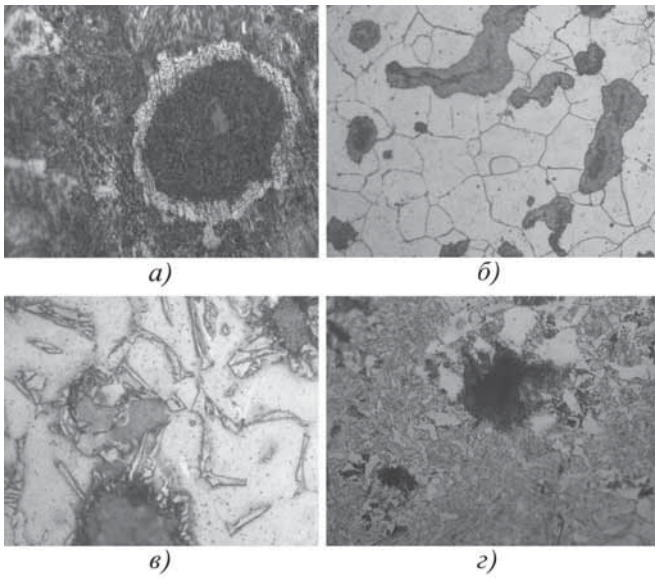


Рис. 4. Различные варианты сочетания структурных оболочек, образованных вокруг графитовых включений, и металлических матриц в чугунах:
а – аустенитная оболочка с бейнитной металлической матрицей, ×500; *б* – оболочка из гетерогенизированного феррита и дисперсной медистой ε-фазы с ферритной металлической матрицей (чугун с вермикулярным графитом), ×200; *в* – аусферритная оболочка, упрочненная наноразмерными пленками медистой ε-фазы и дополнительным граничным выделением с ферритной матрицей, ×1000; *г* – двухслойная оболочка (первый слой, прилегающий к графиту, аусферритный; второй – ферритный) с аусферритной матрицей, ×500; травление всех образцов 4%-ным спиртовым раствором азотной кислоты

1. Режимы термической обработки экспериментальных образцов

Номер режима термической обработки	Температурно-временные параметры изотермической закалки			
	Температура аустенитизации $T_а$, °С	Время выдержки τ, ч, при $T_а$	Температура закалочной ванны $T_в$, °С	Время выдержки τ, ч, при $T_в$
1	900	1,0	320	2
2	850	1,5		

2. Результаты механических испытаний

Номер образца*	$\sigma_в$, МПа	δ, %	*KC*U, кДж/м^2	НВ
1	1389,1	5,7	150	311
2	1105,5	14,3	75	255

*Номер образца соответствует выбранному режиму в табл. 1.

ческие испытания опытных образцов из высокопрочного чугуна с шаровидным графитом и ферритно-бейнитной структурой металлической матрицы показали, что данный чугун обладает высокими показателями механических свойств.

Обеспечение получения высокопрочных структур металлической матрицы чугуна возможно за счет рационального легирования и рационально выбранных температурно-временных параметров режима термической обработки.

Таким образом, создание композиционных структур в высокопрочных чугунах с шаровидным графитом является эффективным способом его упрочнения, расширяя область его применения.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Millis K.D.** // Modern Casting. 1998. 88. № 10. P. 41–44.

2. **Пат. 2402617.** Способ измельчения графитных включений в высокопрочном чугуне.

3. **Bonora N., Ruggiero A.** // International Journal of Solids and Structures. 2005. 42. P. 1401–1424.

4. **Batista R.G., Iturrioz I., Cisilino A.P.** // Mechanics of Solids in Brazil 2007. Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering. P. 97–107.

5. **Nicoletto G., Spiga M., Collini L.** Micromechanical Modeling of the Elasto-Plastic Behavior of Heterogeneous Nodular Cast Iron / Universita Degli Studi di Parma: Anno Accademico. 2003–2004. 142 p.

6. **Rashidi A.M., Moshrefi-Torbadi M.** // Materials Letters. 2000. 45. P. 203–207.

Константин Васильевич Макаренко, канд. техн. наук, makkon1@yandex.ru;
Екатерина Александровна Зенцова;
Роман Александрович Богданов, канд. техн. наук;
Родион Алексеевич Филиппов

УДК 621.745.35

В.А. Кукарцев *(Сибирский федеральный университет, г. Красноярск)*

Причины разрушения кварцитовой футеровки при эксплуатации индукционной тигельной печи и способы их предотвращения

Рассмотрены причины образования трещин в кварцитовой футеровке индукционной тигельной печи промышленной частоты при выплавке чугунов и случаи проникновения расплавленного металла в глубь футеровки. Приведено наглядное представление этих явлений, обнаруженных при исследовании причин преждевременного выхода печи из эксплуатации вследствие разрушения футеровки во время ее выбивки. Даны рекомендации по их предотвращению.

Ключевые слова: индукционная печь промышленной частоты; кварцит; футеровка; разрушение футеровки.

Causes of cracks formation in quartzite lining of industrial frequency induction crucible furnace during iron smelting and events of insight of liquid metal into lining are considered. Demonstrable presentation of this events observed during research of causes of anticipated furnace out of it's exploitation through fault lining during it's knock-out is given. The recommendations for its prevention are made.

Keywords: industrial frequency induction furnace; quartzite; lining; destruction of lining.

Правильно выполненная футеровка тигля индукционной печи, подвергнутая также правильному режиму спекания, должна иметь по толщине три зоны (рис. 1):

1. *Монолитно-спеченная* зона, расположенная в непосредственной близости от расплава, получается в результате спекания порошкообразного огнеупорного материала после необходимого температурного цикла. Порошок связывается и образуется стеклоподобный монолит, состоящий в основном из зерен кристобалита, соединенных стекловидной фазой – боросиликатом. Материал в этой зоне обладает высокой механической прочностью. Низкая пористость способствует противостоянию металлу и шлаку за счет малой площади контакта.

2. *Промежуточная зона*. В ней, преимущественно, зерна кварцита связаны стекловидным телом.

3. *Буферная зона* представляет собой сыпучий материал, предотвращающий проникновение металла к индуктору. Находится на холодной стороне стенки футеровки. Состоит из несвязанных кварцевых зерен. Пористость этой зоны максимальная. Наличие порошкообразной зоны положительно с точки зрения возможности застывания и, следовательно, остановки металла, проникшего через трещину в двух предыдущих зонах. Также этот слой хорошо поглощает силы, возникающие при термических деформациях.

Толщины этих зон не постоянны во времени. По мере естественного разъедания футеровки в процессе эксплуатации печи эти зоны должны пропорционально уменьшаться по толщине, при этом следует избегать случая, при котором одна из зон исчезнет.

В процессе эксплуатации печи в футеровке могут возникать трещины, а иногда происходить проникновение расплавленного металла внутрь ее. Причины этих явлений различные.

Образование трещин в кварцитовой футеровке при эксплуатации тигельных печей практически неизбежно. Оно обусловлено рядом факторов (термические и механические напряжения, структура и текстура огнеупорной футеровки, объемные изменения при полиморфных превращениях кварца, а также культурой производства).

Образование значительного количества небольших неглубоких (волосяных) трещин снижает за счет снятия внутренних напряжений (релаксаций) в футеровке опасность образования одной или двух глубоких трещин и аварийного прохода металла на индуктор. Кроме того, при термическом (обратимом) росте

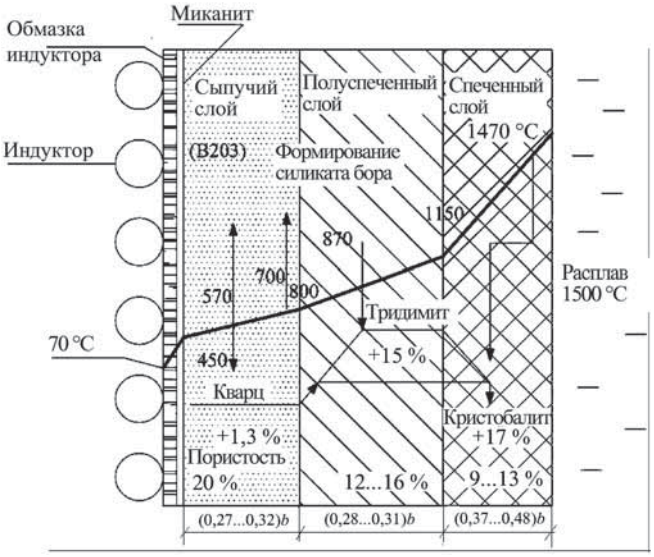


Рис. 1. Оптимальное по толщине расположение слоев по толщине кварцитового тигля (*b* – толщина футеровки)

Причины образования трещин в кварцитовой футеровке и способы их предотвращения

Виды трещин	Вероятная причина образования	Способы предотвращения
Образование трещин в виде "сетки"	Термические и механические напряжения в футеровке за счет колебаний температуры, высокого градиента температуры по толщине футеровки, объемных изменений при инверсии кварца	Наименее опасный вид трещин для печей промышленной частоты. Для обеспечения максимального срока работы футеровки загрузку стружки и мелкого лома производить в расплавленный металл, предотвращая их попадание в эти трещины с дальнейшим расплавлением и проходом к индуктору
Образование вертикальных трещин значительной толщины и глубины	Усадка футеровки при резком охлаждении	После спекания футеровки первые 3–4 плавки осуществлять при высокой температуре, сливая не более 1/3 объема металла, обеспечивая образование достаточно мощного спеченного слоя футеровки, способного противостоять растягивающим напряжением во время ее охлаждения при сливе металла
Горизонтальные трещины значительной толщины и глубины	Осадка или уплотнение футеровки в процессе эксплуатации из-за: 1) недостаточного уплотнения при изготовлении футеровки; 2) дополнительного уплотнения футеровки в результате вибрации катушки индуктора	Регистрировать количество использованной кварцитовой массы при получении плотной футеровки (если на очередную футеровку затрачено меньше массы, то это свидетельствует о плохом ее уплотнении). Тщательно контролировать стяжку индуктора в процессе эксплуатации печи
Разрыхление и отслаивание футеровки в начальный период эксплуатации	Сегрегация массы в процессе футеровки (неравномерное распределение крупных и мелких зерен)	Избегать сегрегацию зерен при загрузке массы в печь, особенно при футеровке дна и нижней части стен. Пользоваться загрузочной воронкой. Не сыпать массу ведрами сверху
Горизонтальные или вертикальные трещины через всю толщину футеровки до индуктора	Сильное спекание футеровки с отсутствием рыхлой (неспеченной) зоны или с малой глубиной этой зоны	Уменьшить количество боросодержащей добавки

футеровки в результате инверсии кварца происходит "закрытие" трещин. Образование глубоких (сквозных) трещин в процессе эксплуатации печи – это один из наиболее опасных дефектов футеровки печи, так как часто приводит к аварийному проходу металла наружу с повреждением индуктора и корпуса печи.

Основные причины образования трещин в футеровке во время работы печи и способы их предотвращения приведены в таблице.

В процессе плавки кроме трещин на футеровке могут образовываться шлаковые наросты, ухудшающие режим плавки. Они могут привести к преждевременной выбивке футеровки даже при качественном ее изготовлении. Предотвратить образование шлаковых наростов (настылей) значительно легче, чем удалить их, так как способы по их устранению создают опасность разрушения других участков футеровки.

Образование наростов обусловлено химическими реакциями расплавленного металла и шлака с футеровкой, а также физическими процессами прилипания (адгезии) шлака к стенкам тигля. Шлаковые включения образуются за счет загрязнений, вносимых с шихтой (песок, глина и т.д.), процесса окисления и взаимодействия компонентов металла с футеровкой.

Состав шлака, его активность и вязкость зависят от состава шихты и подразделяются на две группы:

1) материалы, дающие жидкий (маловязкий) легкоплавкий активный шлак. К ним относятся окисленный скрап, неочищенная стружка и мелкий стальной лом;

2) материалы, дающие густой (вязкий) тугоплавкий неактивный шлак. Это неочищенный от пригара и остатков формовочной смеси возврат, стальной лом с высоким содержанием кремния, алюминия.

Таким образом, оптимальную вязкость шлака можно достичь соответствующим подбором шихты, в противном случае возможно образование:

- наростов легкоплавкого шлака на уровне поверхности металла и ниже, которые устраняют периодической очисткой их со стенок футеровки механическим путем или повышением уровня металла в тигле с од-

новременным повышением температуры и счищением расплавленного шлака;

• наростов тугоплавкого вязкого шлака в верхней и средней части тигля. Удаление таких наростов чрезвычайно затруднено, механическое очищение от шлака после каждого слива неэффективно, некоторый эффект дает проведение плавки с добавлением криолита, но необходимо учитывать, что он очень активно разъедает футеровку. Самым надежным способом является ведение плавки на достаточно чистых, шихтовых материалах.

Особенно опасны ситуации проникновения расплавленного металла через весь слой футеровки. Наиболее сложными ситуациями с точки зрения правильной эксплуатации индукционной тигельной печи промышленной частоты являются следующие:

1. Уменьшение сопротивления изоляции в начальный период эксплуатации, а при переходе на низшие ступени мощности сопротивление изоляции продолжает падать. Причиной является, как правило, образование влаги на катушке индуктора и, как следствие, в футеровке печи по причине разгерметизации самой катушки. Если не устранить причину образования влаги, то может наступить момент, когда металл по трещинам достигнет слоя футеровки повышенной влажности и произойдет взрыв. Во избежание этой ситуации необходимо остановить печь, слить металл и устранить причину появления влаги, что приводит к перефутеровке печи.

2. Аварийный выход печи из строя, сопровождающийся взрывом с выбросом жидкого металла и образования отверстия в футеровке, по которому металл проходил на индуктор и корпус печи. Футеровка тигля сохранила хорошее состояние. Причиной может являться появление микротрещин в катушке индуктора из-за короткого замыкания по причине нарушения изоляции, приведшего к появлению течи воды с внутренней стороны катушек индуктора. По мере достижения определенного износа футеровки или по трещинам происходит контакт металла с сырой футеровкой, приводящий к взрыву.

Мерами предупреждения такой ситуации являются: чистка и осмотр индуктора после каждой кампании и при обнаружении повреждения в изоляции индуктора проведение необходимого ремонта; при осуществлении сборки индуктора необходимо хорошо стягивать катушки в осевом направлении; для уменьшения вибрации в процессе работы подтягивать крепежные шпильки; исключать повреждения индуктора во время выбивки футеровки.

3. Проход жидкого металла через футеровку на уровне стыка индуктора с верхним бетонным кольцом печи или с огнеупорной кладкой, причем металл проникает со стороны, противоположной сливному носку печи. Причинами этого являются конструктивное исполнение футеровки и последующий режим ее спекания, даже в случае выполнения этих процессов со строгим соблюдением общепринятой технологии для индукционных тигельных печей промышленной частоты. Схематично это место показано на рис. 2.

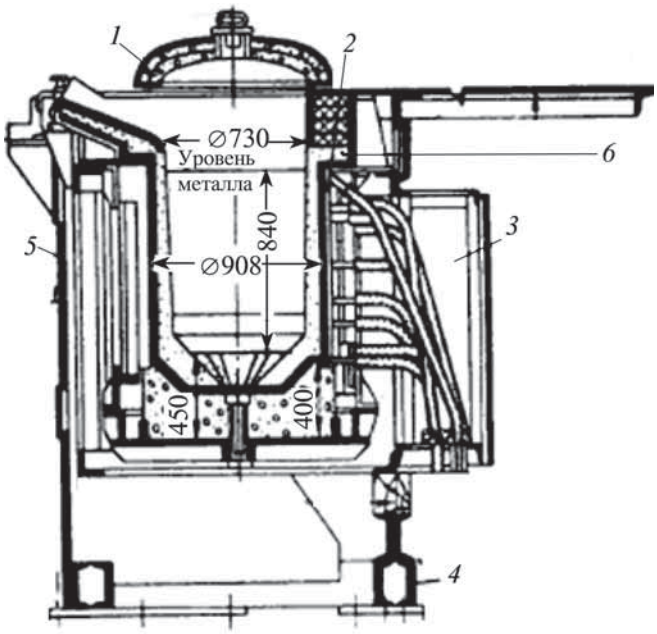


Рис. 2. Общий вид индукционной печи ИСТ-2,5:
1 – крышка печи; *2* – установка индуктора; *3* – кожух выводов; *4* – рама основания; *5* – каркас печи; *6* – слабый участок футеровки

Объяснением служит следующее: исходя из конструктивных особенностей печи, футеровка выполняется выше верхних витков индуктора и во время спекания слой футеровки, который находится выше этих витков, не приобретает необходимой прочности. Слой футеровки, находящийся в зоне сливного носка, постепенно достигает необходимую прочность за счет того, что в этом месте постоянно сливается металл с высокой температурой. При проникновении металла происходит возгорание шлангов и повреждение индуктора и, следовательно, печь на длительное время выходит из строя. По этой причине в эксплуатационной документации указано требование, на каком верхнем уровне можно держать расплав в печи. Так, для печи ИСТ-2,5 верхний уровень расплава в печи должен быть ниже рабочей площадки на 300 мм. Мерой предотвращения этого явления служит только строгое соблюдение указанного условия. Выше этого уровня может быть только шлак.

4. Проход жидкого металла вниз через подину печи. Причиной может послужить недостаточно качественное выполнение футеровки подины (низкая плотность набивки), работа с "болотом" менее 1/3 объема тигля и длительной выдержке малого количества металла при высокой температуре. Особенно опасно создание условий для образования "моста" из нерасплавленной шихты при одновременной подаче большой мощности.

Виктор Алексеевич Кукарцев,
sarabernar777@mail.ru

УДК 669.017

Д.В. Данилов, Н.А. Зайцев, А.А. Шатульский *(Рыбинский государственный авиационный технический университет имени П.А. Соловьева)*

Методика выбора присадочных материалов для сварки жаропрочных никелевых сплавов

Предложена методика выбора присадочного материала при изготовлении камер сгорания ГТД методами сварки. Показано, что применение методов оценки структурной стабильности сплавов можно использовать для прогноза надежности и долговечности изделий.

Ключевые слова: сварной шов; присадочный материал; плотноупакованные фазы; структурная и фазовая стабильность; химический состав.

The filler material sampling procedure for gas turbine engine combustion chambers manufacturing with different welding methods is presented. Technique of structural stability estimation of alloys can use for accuracy prediction and products life.

Keywords: weld; filler material; close-packed phases; structural and phase stability; chemical composition.

Наиболее эффективным способом повышения коэффициента полезного действия газотурбинного двигателя является увеличение температуры рабочих газов, что обеспечивается в результате сжигания малого объема топлива с оптимальными концентрациями воздуха при высоких температурах в камере сгорания и последующим быстрым их смешиванием с воздухом, нагнетаемым по второму контуру двигателя компрессором низкого давления. Данный подход вызывает ряд проблем, связанных с выбором материала и технологии изготовления камер сгорания.

Анализ показал, что в настоящее время эту проблему решают путем применения современных сварочных технологий для сборки изготовленных из деформируемых жаропрочных никелевых сплавов деталей камеры сгорания.

Однако при сварке вследствие использования присадочных материалов, отличных по химическому составу от основных сплавов, в зоне сварного шва возникает химическая, фазовая и структурная неоднородность, сопровождаемая заметным снижением механических и эксплуатационных свойств всей камеры сгорания. Также неоднородность химического состава по сечению сварного шва провоцирует ускорение диффузионных процессов в условиях градиентов концентраций и повышенных температур эксплуатации, образование новых фаз, чаще нежелательной игольчатой или пластинчатой формы и, как следствие, снижение прочностных и пластических свойств.

Надежные методы или рекомендации по выбору химического состава присадочных материалов для обеспечения требуемой надежности и долговечности конструкции камеры сгорания, учитывающие условия эксплуатации, практически отсутствуют.

Поэтому *целью исследования* является разработка принципиально нового подхода к выбору присадочных материалов с учетом структурной и фазовой стабильности сплава в зоне сварного шва и околошовной зоне.

Решение поставленной задачи проводили на основе подробного анализа методов упрочнения современных никелевых жаропрочных сплавов и протекающих в них процессов структурообразования.

Как известно [1], упрочнение в данной группе сплавов осуществляется как по твердорастворному механизму, так и за счет выделения в γ-матрице упрочняющей γ'-фазы, представляющей собой интерметаллидное соединение типа A_3B, где A – Ni, иногда Co, Fe и в малой степени Cr, а B – Al, Ti и Nb, которая препятствует скольжению и переползанию дислокаций в условиях высокотемпературной ползучести.

Выделившаяся γ'-фаза имеет плотную упаковку во всех кристаллографических направлениях и характеризуется как геометрически плотноупакованная фаза с ГЦК-решеткой, параметр которой незначительно отличается от γ-твердого раствора. Упрочнение межфазных и межзеренных границ достигается путем выделения по границам зерен дисперсных карбидных и боридных фаз, а в некоторых случаях – микролегированием редкоземельными металлами La и Ce.

Эффективное упрочнение достигается только при условии выделения мелкодисперсных фаз, имеющих благоприятную кубическую форму и размер, что в условиях сварки, характеризующейся локальным разогревом и плавлением, обеспечить сложно из-за высоких градиентов температур и скоростей охлаждения, а также их изменения в поперечном сечении сварного шва.

Не исключена вероятность образования сложных интерметаллидных *топологически плотноупакованных* (ТПУ) фаз игольчатой или пластинчатой формы (σ-, μ-фаз и др.), оказывающих отрицательное влияние на механические и эксплуатационные свойства жаро-

прочных сплавов вследствие охрупчивания последних.

Химический состав σ-фазы в основном может быть представлен формулой $(Cr, Mo)_x \times (Ni, Co)_y$, где индексы x и y могут изменяться от 1 до 7, μ-фаза образуется примерно с тем же химическим составом, но в ней доминируют Mo и Co.

Легирующие элементы, традиционно входящие в состав никелевых сплавов, оказывают различное влияние на склонность сплава к образованию ТПУ-фаз [2, 3]. В общем случае можно считать, что при повышении степени легирования вероятность протекания неблагоприятных фазовых превращений возрастает пропорционально содержанию γ′-фазы. Поэтому объемная доля γ′-фазы в свариваемых сплавах не должна превышать 50 %, в то время как в литейных сплавах она может достигать 70 % и более.

На основе этого вывода в работе Б.Е. Патона, Г.Б. Строганова, С.Т. Кишкина и др. "Жаропрочность литейных никелевых сплавов и защита их от окисления" (Киев: Наукова думка, 1987) была предложена методика оценки свариваемости никелевых жаропрочных сплавов по количеству γ′-образующих элементов (Al, Ti), которая представлена на рис. 1.

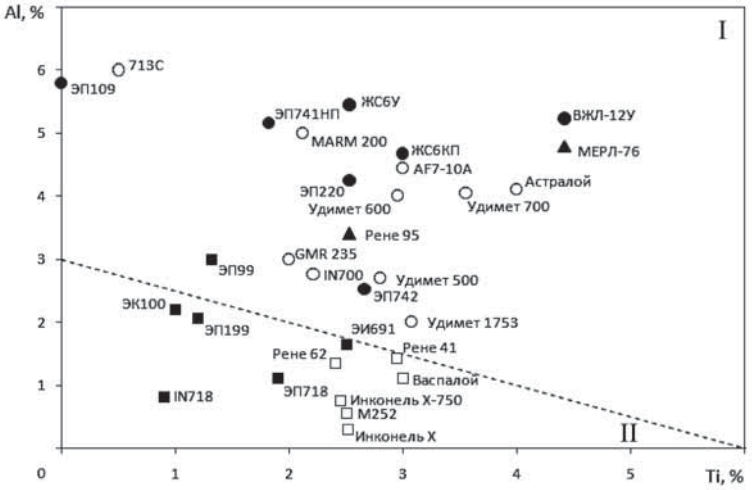


Рис. 1. Граница между сплавами, упрочненными γ′-фазой:
I – трудносвариваемые или несвариваемые сплавы; II – легкосвариваемые сплавы

Данная методика с точки зрения получения качественных сварных соединений вполне оправдана, однако при использовании присадочных материалов другого химического состава, что продиктовано требованием достижения высокого качества сварного шва, которое, как известно [4], невозможно обеспечить применением присадочного материала, совпадающего по химическому составу с основным сплавом, не может оценить вероятность охрупчивания зоны сварного шва вследствие выделения плотноупакованных фаз при последующей эксплуатации изделия в условиях повышенных температур.

В настоящее время склонность сплава к образованию плотноупакованных фаз или структурную стабильность принято оценить с помощью специальных критериев.

PHACOMP [5] (N_v-метод) – метод, широко применяемый на зарубежных фирмах, занимающихся конструированием и практическим использованием жаропрочных сплавов. В его основе лежит расчет параметра N_v, характеризующего среднее число электронных вакансий, определяемых исходя из состава γ-матрицы исследуемого сплава, полученного расчетным путем. Допуская, что концентрация электронных "дырок" в аустенитной матрице является аддитивной, среднее число электронных вакансий в расчете на атом матрицы можно рассчитать по формуле

$$N_v = \sum_{i=1}^{n} m_i (N_v)_i \ , \qquad (1)$$

где m_i, N_v – атомная доля и число электронных вакансий каждого конкретного компонента соответственно; n – число компонентов в аустенитной матрице. При этом сплавы, у которых $N_v > 2{,}49$, считают склонными к образованию σ-фаз.

New PHACOMP [6] (*Md*) – метод прогнозирования фазовой стабильности жаропрочных сплавов, основанный на расчете параметров электронной структуры металлов. Усредненное значение параметра электронной структуры для γ-твердого раствора вычисляют по формуле

$$\overline{M}d_\gamma = \sum_{i=1}^{n} C_i (Mdt)_i \ , \qquad (2)$$

где C_i – концентрация i-го компонента сплава, % ат.; $(Mdt)_i$ – энергетический уровень d-орбиталей i-го компонента сплава.

Принято считать, что для предотвращения выделения ТПУ-фаз из твердого γ-раствора должно выполняться условие $\overline{M}d_\gamma < 0{,}93$. Более точное значение критического значения параметра *Md* определяют по формуле

$$\overline{M}d_{\gamma\,\text{крит}} = 1{,}44 - 0{,}009\,\overline{A}_\gamma \ , \qquad (3)$$

где $\overline{A}_\gamma$ – средняя атомная масса γ-фазы.

На основании проведенного анализа было сделано предположение о том, что вопросы обеспечения структурной и фазовой стабильности сплава в зоне сварного шва в процессе эксплуатации изделия в условиях повышенных температур должны рассматриваться еще на стадии проектирования сварного соединения и выбора химического состава присадочного материала. Для прогнозирования работоспособности соединения и оценки вероятности появления избыточных ТПУ-фаз

в сварном шве использовали расчетные методы PHACOMP и New PHACOMP.

Предполагали, что поскольку изделие из листового жаропрочного сплава эксплуатируется в условиях термоциклических и знакопеременных нагрузок, а сварная конструкция особенно чувствительна к "концентраторам напряжений" в виде ТПУ-фаз, то приоритет должен быть отдан наиболее структурно-стабильному варианту из нескольких возможных составов присадочных материалов.

Задачу решали экспериментально-теоретическим методом, для чего на основании измеренных химических составов исходных материалов и химических составов, заявленных в паспорте на материал – основу и присадку, были рассчитаны параметры N_v и $\overline{M}d$ (рис. 2, где индексы "мин", "ср" и "макс" указывают на степень легирования исходных материалов в соответствии с допусками на марочный химический состав сплавов). Анализ исходных материалов показал, что:

– по N_v -методу расчетный параметр нигде не превышает критического значения 2,49 и все анализируемые и вновь образующиеся составы сплавов не склонны к образованию ТПУ-фаз;

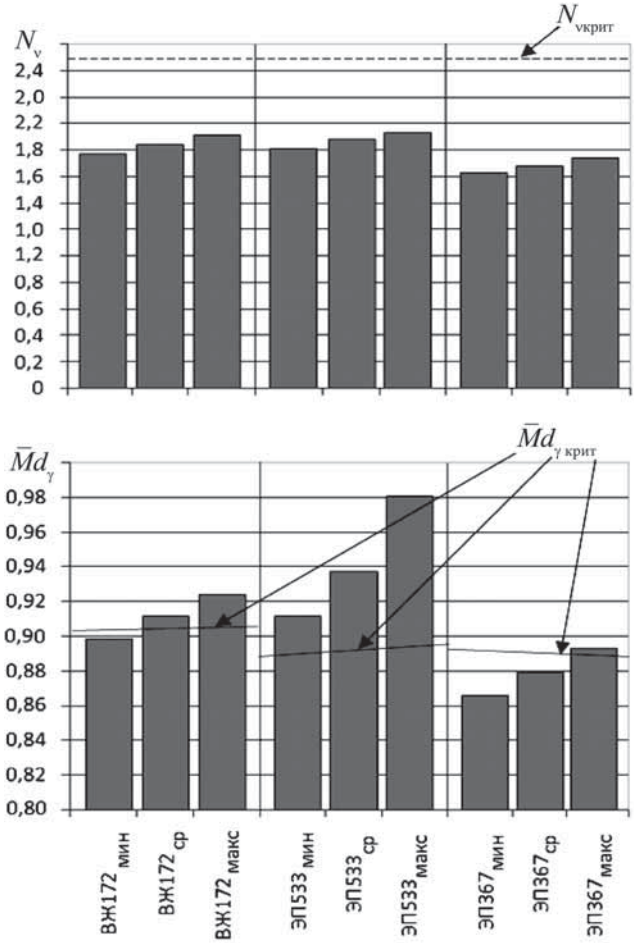


Рис. 2. Расчетные и критические значения параметров N_v и $\overline{M}d$ для исходных материалов в соответствии с допусками на марочный состав сплавов

– по $\overline{M}d$-методу только исходный химический состав сплава ВЖ172 при минимальном уровне легирования и химический состав присадочного материала ЭП367 во всем интервале концентраций легирующих элементов марочного состава отвечает условию структурной стабильности, т.е. $\overline{M}d_\gamma < \overline{M}d_{\gamma\ крит}$. В качестве $\overline{M}d_{\gamma\ крит}$ принимали расчетные значения параметра, полученные с использованием (3).

Следует отметить, что применение различных расчетных методов в рассматриваемом случае приводит к различным результатам и требует вероятностной оценки структурных составляющих на предмет выделения ТПУ-фаз после длительной температурной выдержки в процессе эксплуатации сварного соединения. Учитывая, что незначительные изменения концентрации легирующих элементов в листовом материале и присадочных проволоках приводят к существенному изменению значения $\overline{M}d_\gamma$, то данный метод более информативен по сравнению с N_v -методом.

Экспериментальную проверку проводили на двух партиях образцов размерами 200×50 мм, сваренных аргонодуговой сваркой из листового проката ВЖ172 толщиной 1,5 мм. Перед сваркой аналогично технологическому процессу, принятому для материалов данного типа, пластины подвергали закалке для измельчения структуры.

Сварку осуществляли двумя различными присадочными проволоками ЭП533 и ЭП367. После сварки образцы подвергали термической обработке по режиму: закалка 1060 °С, охлаждение на воздухе, старение 900 °С, 3 ч, охлаждение на воздухе, 840 °С, 8 ч, охлаждение на воздухе, 760 °С, 10 ч, охлаждение на воздухе.

Из образцов были изготовлены микрошлифы для микрорентгеноспектрального микроанализа и оценки микроструктуры различных участков сварного шва, а также определен химический состав материала непосредственно в зоне сварного шва, в околошовной зоне и зоне основного металла на расстоянии 2 мм от зоны термического влияния.

На основании измеренных химических составов различных зон сварного соединения рассчитаны значения параметров N_v и $\overline{M}d$. Результаты расчетов представлены на рис. 3.

Анализ значений наиболее информативного параметра структурной стабильности $\overline{M}d$ в различных сечениях микрошлифа показал, что зона сварного шва образца с присадочной проволокой ЭП533 в области наплавленного металла (см. рис. 3, *б*) имеет максимальное отклонение $\overline{M}d_\gamma$ от $\overline{M}d_{\gamma\ крит}$ по сравнению с областями образца, сваренного с применением присадочной проволоки ЭП367 (см. рис. 3, *а*).

Таким образом, с точки зрения обеспечения структурной стабильности жаропрочного материала в сварном соединении при эксплуатации последнего, отсутствия концентраторов напряжений в виде ТПУ-фаз и достижения наибольшей долговечности изделия из сплава ВЖ172 приоритет следует отдать присадочному материалу ЭП376.

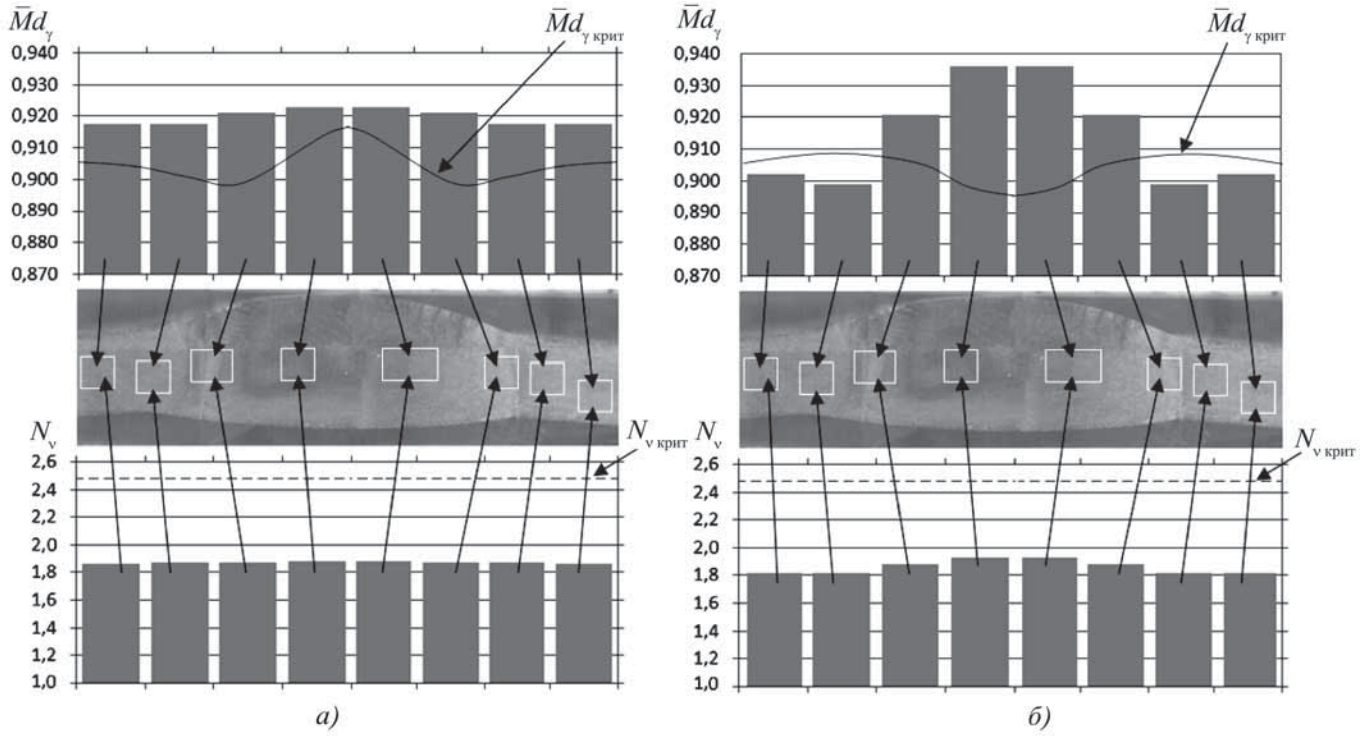


Рис. 3. Значения параметров N_ν и $\bar{M}d$ для химического состава сечений образцов сварного соединения ВЖ172 с использованием присадочной проволоки ЭП367 (*а*) и ЭП533 (*б*)

В качестве дополнительного критерия, отвечающего за уровень термических напряжений в процессе формирования сварного соединения и его последующей эксплуатации между двумя рассматриваемыми вариантами сварочных проволок, была выбрана степень различия *коэффициентов термического расширения* (КТР) основного материала и присадки.

Для определения КТР в интервале рабочих температур эксплуатации были изготовлены пакетные образцы, изготовленные из листов ВЖ172 и проволоки ЭП533 и ЭП376, непосредственно применяемых в технологическом процессе производства сварного соединения (рис. 4).

Исследования проводили на кварцевом дилатометре ДКВ-5 в диапазоне температур 100...900 °С. Коэффициент термического расширения рассчитывали по формуле

$$\alpha_{(t_1 \dots t_2)} = \frac{\Delta L}{L_0 (t_2 - t_1)} + \alpha_{k(t_1 \dots t_2)}, \qquad (4)$$

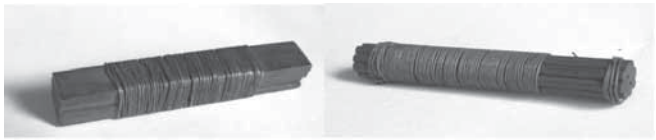


Рис. 4. Конструкция образцов для определения коэффициентов термического расширения листовых и проволочных материалов

где ΔL – удлинение образца, мм; L_0 – исходная длина образца, мм; t_1, t_2 – начальная и конечная температуры, °С; $\alpha_{k(t_1 \dots t_2)}$ – поправочный КТР для кварца в диапазоне температур $t_1 \dots t_2$.

На рис. 5 приведена разность коэффициентов термического расширения $\Delta\alpha$ основного материала ВЖ172 и присадочных проволок ЭП367 и ЭП533:

$$\Delta\alpha = \alpha_{о.м} - \alpha_{п.п}, \qquad (5)$$

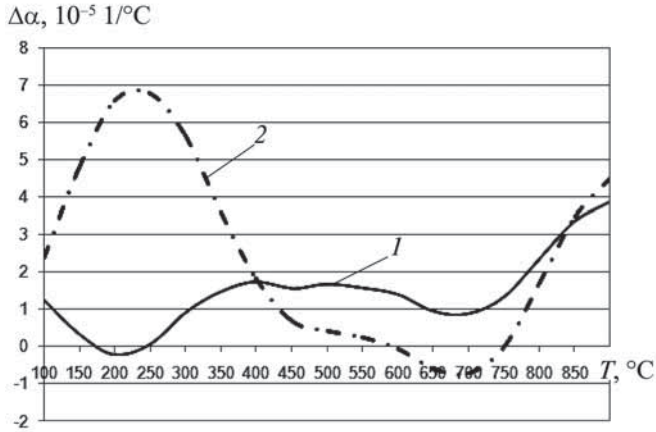


Рис. 5. Разность коэффициентов термического расширения основного материала и присадочных проволок:
1 – ВЖ172+ЭП533; *2* – ВЖ172+ЭП367

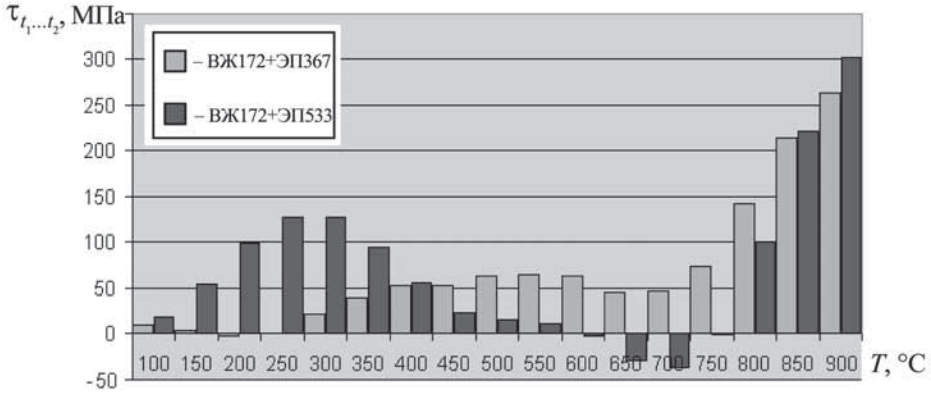


Рис. 6. Результат расчета напряжений сдвига $\tau_{t_1...t_2}$ в сварном шве при различных температурах эксплуатации

где $\alpha_{о.м}$, $\alpha_{п.п}$ – коэффициенты термического расширения основного материала и присадочной проволоки, 1/°С.

Как известно, наиболее опасными в процессе эксплуатации сварного соединения в условиях термоциклических воздействий являются напряжения сдвига $\tau_{t_1...t_2}$, возникающие вследствие различия коэффициентов термического напряжения применяемых материалов. Учитывая это, оценку работоспособности изделия проводили исходя из минимально возможного уровня указанных напряжений, рассчитанных по формуле

$$\tau_{t_1...t_2} = G\,\Delta\alpha_{t_1...t_2}\,t\,, \qquad (6)$$

где G – модуль упругости при сдвиге, МПа.

Данные расчетов представлены на рис. 6.

Анализ рис. 5 и 6 позволяет сделать следующие выводы:

– максимальная разность коэффициентов термического расширения и, как следствие, более высокий уровень напряжений сдвига наблюдаются в интервале температур от 200 до 250 °С для изделия, сваренного с использованием присадочной проволоки ЭП533;

– наблюдается увеличение разности коэффициентов термического расширения при повышенных температурах материалов обеих присадочных проволок (ЭП533 и ЭП367) по отношению к ВЖ172, причем наибольшее отклонение при температуре 900 °С имеет материал ЭП533.

Таким образом, материал ЭП533 раньше исчерпает запас прочности при термоциклировании (эксплуатационный режим), поскольку имеет более высокий уровень напряжений сдвига в интервалах температур: 200...250 и 850...900 °С по сравнению с ЭП367.

Двумя методами было установлено, что сварное соединение ВЖ172 с использованием присадочной проволоки ЭП533 не только уступает ЭП367 по склонности к образованию трещин в процессе эксплуатации изделия за счет выделения ТПУ-фаз, но также будет испытывать больший уровень напряжений в результате термического цикла эксплуатации 20 ↔ 900 °С, что приведет к появлению трещин в зоне сварного шва и разрушению конструкции.

Выводы

1. Разработана методика комплексной оценки возможности использования имеющихся присадочных материалов для сварки конструкций из деформируемых никелевых жаропрочных сплавов, учитывающая структурную и фазовую стабильность сплава в зоне сварного шва и уровень возникающих напряжений.

2. Созданы предпосылки для решения обратной задачи по выбору химического состава присадочной проволоки, отличной от материала-основы при сварке деталей из никелевых жаропрочных сплавов в зависимости от их химического состава и температурно-временных условий эксплуатации.

3. Разработана оригинальная методика определения коэффициентов теплового расширения для образцов из листа и проволок малого сечения.

4. Показана возможность применения расчетных методик PHACOMP и New PHACOMP для деформируемых жаропрочных сплавов и присадочных материалов на никелевой основе для прогнозирования термической структурной стабильности сварных соединений.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

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

2. **Каблов Е.Н.** Литые лопатки газотурбинных двигателей (сплав, технология, покрытия). М.: МИСИС, 2001. 632 с.

3. **Кишкин С.Т., Строганов Г.Б., Логунов А.В.** Литейные жаропрочные сплавы на никелевой основе. М.: Машиностроение, 1987. 116 с.

4. **Логунов А.В., Логачева А.И.** Свариваемый гранульный жаропрочный никелевый сплав АЖК // Технология металлов. 2009. № 11.

5. **Суперсплавы II**: жаропрочные материалы для аэрокосмических энергоустановок / под ред. Ч.Т. Симса, Н.С. Столоффа, У.К. Хагеля; пер. с англ. под ред. Р.Е. Шалина. В 2 кн. М.: Металлургия", 1993.

6. **Caron P.** High γ' solvus new generation nickel – based superalloys for single crystal turbine blade application // Superalloys. Pennsylvania: Minerals, Met. And Mater. Soc. 2000. P. 737–746.

Денис Викторович Данилов;
Николай Агафонгелович Зайцев, канд. техн. наук;
Александр Анатольевич Шатульский,
д-р техн. наук, shatulsky@rgata.ru

УДК 621.7

Б.И. Каменецкий, Ю.Н. Логинов*, А.Ю. Волков
*(Институт физики металлов УрО РАН, г. Екатеринбург, * Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, г. Екатеринбург)*

Методы и устройства для повышения пластичности хрупких материалов при холодной осадке с боковым подпором**

Рассмотрены методы и устройства для повышения пластичности хрупких материалов при холодной осадке с боковым подпором. Изучены результаты осадки на гладких плитах, осадки на гладких плитах в обойме, осадки двумя пуансонами в обойме, в том числе с прокладками, а также усовершенствованной схемы осадки. Приведены примеры реализации схем при деформации магния. Показано, что предлагаемые схемы могут существенно повысить пластичность металла.

Ключевые слова: пластичность; схема напряженного состояния; магний; осадка.

Methods and apparatus for improving the plasticity of brittle materials under cold upsetting with lateral support are offered. The results of upsetting on smooth plates, of upsetting on smooth plates using two punches, including gaskets, as well as improved upsetting scheme are studied. The examples of schemes in the deformation of magnesium are presented. It is shown that the proposed scheme can significantly improve the ductility of the metal.

Keywords: plasticity; stress-state scheme; magnesium; upsetting.

В настоящее время заготовки, имеющие литую структуру, из деформируемых сплавов на основе магния, висмута, цинка, титана, группы алюминиевых сплавов с добавками кремния и ряда других хрупких материалов обрабатывают методами: горячей ковки и прессования, горячей и теплой прокатки, горячей штамповки и глубокой вытяжки с подогревом инструмента.

Процессы горячей деформации этих сплавов имеют следующие недостатки: большие затраты энергии на нагрев заготовок, окисление поверхности полуфабрикатов и отсутствие возможности получения мелкозернистой структуры.

Значительный научный и практический интерес вызывают исследования и разработки, позволяющие осуществить процессы деформации этих сплавов при пониженных температурах. Наиболее актуально применение процессов холодной деформации для магния и деформируемых сплавов на его основе в связи с расширением их использования в различных отраслях промышленности [1, 2].

Известно, что деформация материала вызывает в нем значительно меньшие повреждения, если она выполняется в условиях наложения высоких сжимающих напряжений. Из этого принципа следует, что возможно проведение более интенсивной деформации металлов и сплавов без разрушения. Сжимающие напряжения могут быть созданы внешним воздействием, например, сжатой жидкостью или пластичным твердым телом или реакциями стенок, ограничивающих деформируемый материал.

Существует два типа устройств, которые применяют для деформации хрупких и малопластичных материалов при комнатной температуре. В устройствах первого типа для создания сжимающих напряжений, действующих на деформируемую заготовку, используется жидкость высокого давления, а в устройствах второго типа для этой же цели применяются оболочки (обоймы) из пластичного материала.

Наиболее хорошо разработанным и широко освещенным в литературе методом, в котором сжатая жидкость используется для создания сжимающих напряжений, действующих на заготовку, является процесс гидроэкструзии. Сведения об эффективности применения процесса гидроэкструзии для изготовления профилей из магниевых сплавов представлены в работе [3].

Процессы прессования профилей из магниевых сплавов осуществляются при температурах 260...450 °С. Прессование проводят со скоростями перемещения инструмента от 2 до 4 м/мин. К недостаткам процессов горячего прессования магниевых спла-

** Работа выполнялась при частичном финансировании Уральским отделением РАН (проекты № 12-У-2-1007 и № 12-2-023-РЦ), а также федеральной целевой программы "Научные и научно-педагогические кадры инновационной России", реализуемой Минобрнауки России, государственный контракт от № 16.740.11.0505 от 16 мая 2011 г.

вов относят: отсутствие возможности получения мелкозернистой структуры и окисление поверхности профилей из-за невысокой коррозионной стойкости магния.

В работе [3] приведены исследования по гидроэкструзии магниевых сплавов промышленного назначения при температуре 100 °С, которая значительно ниже температуры, необходимой для активирования новых систем скольжения. В серии экспериментов по гидроэкструзии литых цилиндрических заготовок со степенью деформации 97 % и коэффициентом вытяжки $\lambda = 28$ были получены профильные изделия различной формы из деформируемых магниевых сплавов с хорошим качеством поверхности.

Этот метод позволяет измельчить зерно, улучшить механические свойства профилей, применить более высокие скорости экструзии и получить высокие коэффициенты вытяжки при более низких температурах, чем в случае экструзии с прямым и обратным истечением металла, используемой в промышленности. Однако при снижении температуры ниже 100 °С магниевые профили разрушались даже при деформации методом гидроэкструзии.

Магний марки Мг90 (ГОСТ 804–93) и магниевые сплавы характеризуются резко выраженной анизотропией свойств и ограниченным числом плоскостей скольжения в гексагональной кристаллической решетке при температурах ниже 225 °С, поэтому эти материалы при комнатной температуре обладают низкими пластическими свойствами. Нагрев до более высоких температур обеспечивает появление новых плоскостей и направлений скольжения, что приводит к повышению пластичности магниевых сплавов. В настоящее время изготовление дисковых заготовок для штамповки прямого и обратного выдавливания заготовок деталей из магниевых сплавов осуществляется с использованием процессов горячей пластической деформации.

Типовой технологический процесс штамповки деталей сложной формы из магниевого сплава МА5 включает в себя ряд операций по изготовлению из слитка дисковой заготовки, которая затем подвергается предварительной и окончательной горячей штамповке [4].

При объемной штамповке деталей рекомендуется использовать прессованную заготовку. Прессованную заготовку изготовляют из слитка диаметром 500 мм и длиной 1150 мм, который выдавливают на горизонтальном гидравлическом прессе силой 20 000 кН при $T = 400$ °С, со степенью деформации 75 %. Слиток размещают в контейнере диаметром 540 мм с матрицей диаметром 262 мм.

После прессования получают пруток диаметром 260 мм и длиной ~4000 мм, который охлаждается и затем разрезается дисковой пилой на мерные заготовки длиной 560 мм. Эти заготовки обтачиваются с диаметра 260 мм до диаметра 250 мм на токарном станке. Далее выполняется нагрев заготовок в электропечи в течение 2,5 ч до $T = 380$ °С и на гидравлическом вертикальном прессе силой 5000 кН осуществляется осадка заготовки до диаметра 420 мм и высоты 200 мм. При осадке степень деформации материала составляла 65 %.

Таким образом, материал слитка с литой структурой за две операции горячей обработки давлением с суммарной степенью деформации 91 % приобрел изотропную, мелкозернистую структуру. Дисковая заготовка с изотропной, мелкозернистой структурой успешно деформируется методами предварительной и окончательной горячей штамповки.

Отметим, что такая технология изготовления дисковой заготовки характеризуется большими затратами энергии на нагрев, прессование и осадку слитка, кроме того, необходимо после прессования обтачивать 10 мм материала из-за окисления его поверхности. Эти затраты энергии и труда вполне оправданы при изготовлении дисковых заготовок, имеющих диаметры более 100 мм. Изготовление дисковых заготовок меньших диаметров будет более эффективным при разработке методов и исследовании условий, обеспечивающих деформацию холодной осадкой магния и его сплавов без разрушения при комнатной температуре.

Известно, что существенного повышения пластичности металлов и сплавов можно достигнуть за счет повышения уровня отрицательного гидростатического давления и увеличения однородности деформации. Повышение уровня отрицательного гидростатического давления в процессах осадки заготовок достигается при их деформации в обоймах.

В работе Л.Н. Могучего (Использование обойм для повышения деформируемости малопластичных сплавов / Исследования по жаропрочным сплавам. Изд-во АН СССР, 1956. С. 115–123) приведены результаты исследований по успешной деформации осадкой в обоймах образцов из хрупкого магниевого сплава МА2 при температуре 400 °С. Сведений о холодной деформации осадкой в обоймах магния и его сплавов в литературе до последнего времени не было. Впервые информация о холодной деформации осадкой в обоймах образцов из магния марки Мг90 приведена в работе [5].

Целью работы является разработка схем пластической деформации материалов, обладающих пониженной пластичностью в холодном состоянии. Поскольку магний является классическим представителем такого ряда пластических сред, то он был выбран в качестве модельного материала.

Пути достижения цели: разработка технологических приемов, приводящих к повышению пластичности за счет повышения уровня сжимающих напряжений в кузнечных операциях.

Осадка на гладких плитах является наиболее простым способом деформации заготовок, поэтому ее реализация может служить точкой отсчета для после-

дующих усовершенствований процесса. Эксперименты по холодной осадке на гладких плитах проводили с образцами, которые изготовляли из чушки магния марки Мг90.

Для изготовления образцов дисковой фрезой вырезали параллелепипеды с размерами 22×22×30...35 мм, из них вытачивали цилиндры диаметрами $d_0 = 20$ мм и высотой $H_0 = 20...30$ мм. Образцы осаживали на величину суммарного обжатия ΔH с использованием малых последовательных дробных деформаций для определения критической степени деформации в момент появления трещин. На торцы образца наносили слой смазки, в состав которой входит олеиновая кислота.

Осадку осуществляли при перемещении инструмента со скоростью 100 мм/с (скорость деформации около 5 $с^{-1}$), холостым ходом пресса марки ДБ 2240 номинальной силой 10 МН с использованием жестких упоров для ограничения хода пресса и фиксирования конечной высоты образцов. Параметры деформации оценивали относительным обжатием $\Psi = 100\ \Delta H / H_0$ и степенью деформации

$$\varepsilon = \ln \frac{H_0}{H_0 - \Delta H} = \ln\left(\frac{1}{1 - \Psi / 100}\right).$$

При осадке образцов установили, что уже при относительном обжатии $\Psi = 4$ % ($\varepsilon = 0{,}04$) наблюдается преобразование окружностей торцевых поверхностей в эллипсы и появление на боковой поверхности образца рельефных полос интенсивной деформации, которые расположены под углом к оси образца. При $\Psi = 6$ % ($\varepsilon = 0{,}06$) наблюдали появление трещин на торцах и боковой поверхности образцов.

Три литых образца таких же размеров были подвергнуты отжигу в вакууме по режиму: нагрев до 350 °С, выдержка 1 ч, охлаждение ампулы с образцом на воздухе. Эти образцы также осаживали с использованием малых дробных деформаций для определения критической степени деформации в момент появления трещин. Было установлено, что применение отжига образцов с литой структурой позволило незначительно увеличить относительное обжатие при осадке до момента появления трещин от 6 до 8 % ($\varepsilon = 0{,}08$).

Осадка образцов из хрупкого материала в пластичной обойме на гладких плитах. В качестве хрупкого материала применяли магний, а в качестве пластичного материала – медь. Медная обойма создавала подпор на боковой поверхности образца в целях повышения пластичности магния при комнатной температуре.

Схема процесса холодной осадки образцов с использованием обоймы приведена на рис. 1. На рис. 1, *а* показана сборка, состоящая из обоймы *2* и магниевого образца *3*. Обоймы с наружным диаметром 40 мм, внутренним диаметром 20 мм и высотой 30 мм были изготовлены из медной заготовки, прошедшей холодную деформацию со степенью 50 %. Магниевые образцы диаметром 20 мм и высотой 30 мм плотно устанавливались в обойму. Перед деформацией на торцы сборки наносили слой смазки, в состав которой входит олеиновая кислота.

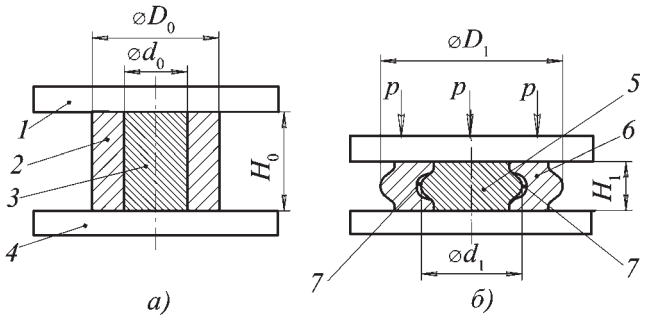


Рис. 1. Устройство для совместной осадки образца и обоймы: *1* – верхняя плита; *2* – обойма; *3* – магниевый образец; *4* – нижняя плита; *5* –деформированный магниевый образец; *6* – деформированная обойма; *7* – зазоры между поверхностями образца и обоймы

Осадку осуществляли на гладких шлифованных плитах *1* и *4* при рабочем ходе пресса со скоростью перемещения инструмента 5...10 мм/с (скорость деформации 0,3...0,6 $с^{-1}$) с использованием нескольких последовательных этапов деформации. Осадка с относительными обжатиями 22 и 36 % не приводит к появлению трещин, но после относительного обжатия 50 % появились трещины на торцах образца.

Установлено, что в конце процесса осадки между образцом *5* и обоймой *6* образуются зазоры *7* (рис. 1, *б*). Появление зазоров связано с неравномерной деформацией образца в высотном и тангенциальном направлениях. Наблюдается образование овальности сечения из-за большой анизотропии магниевого образца. Анализ экспериментов позволил сделать заключение о том, что возникновение зазоров и пустот не позволяет создать высокий уровень сжимающих напряжений со стороны обоймы, вследствие чего происходит разрушение магниевого образца при относительном обжатии 50 %.

Несмотря на достижение повышенной пластичности опробованная схема деформации имеет следующие недостатки:

– низкие значения радиальных сжимающих напряжений на внутренней поверхности обоймы;

– большие силы осадки (1,0...1,2 МН) при использовании медных обойм.

Осадка образцов из хрупкого материала в пластичной обойме двумя пуансонами. Боковое давление на поверхности хрупкого образца при осадке со стороны обоймы можно существенно увеличить за счет изменения схемы процесса. Результаты опытов по осадке образцов из хрупких сплавов МА2 и МА3 с применением двух пуансонов и дюралюминиевых обойм при температуре 400 °С приведены в работе Л.Н. Могучего.

В работе [5] были проведены эксперименты по холодной осадке магниевых образцов с использованием двух пуансонов, которые устанавливали в расточенные поверхности обоймы с обоих ее торцов. Такая схема осадки образца обеспечивает расширение отверстия обоймы при более высоких значениях радиальных напряжений, возникающих в обойме. Соответственно, на боковой поверхности магниевого образца действуют большие значения давления бокового подпора. Величину этого давления в работе Л.Н. Могучего предложено определять по формуле

$$p = [1 + \psi / 100)^3 / 0{,}3]\, \sigma_в \ln(R / r), \qquad (1)$$

где ψ – относительное обжатие заготовки при осадке, %; r и R – радиусы деформированного образца и обоймы; $\sigma_в$ – временное сопротивление материала обоймы при температуре проведения операции осадки. Радиусы деформированной заготовки и обоймы r и R определяются на основании условия постоянства объема при формоизменении.

Конструктивная схема устройств для осадки образцов в обойме с использованием двух пуансонов приведена на рис. 2. Деформация в медных обоймах с использованием двух пуансонов может осуществляться за две операции. Схема процесса первой операции осадки показана на рис. 2, *а*, *б*, взаимное расположение деталей устройства перед первой деформацией – на рис. 2, *а*.

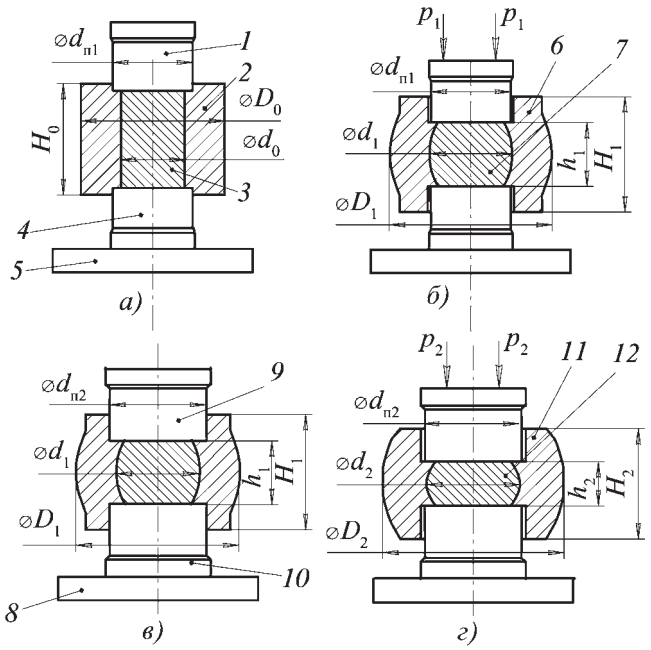


Рис. 2. Устройства для осадки образцов в обойме двумя пуансонами:

а, *б* – обозначения деталей устройства при выполнении первой операции осадки; *1* – верхний пуансон первой операции; *2* – обойма; *3* – магниевый образец; *4* – нижний пуансон первой операции; *5* – плита; *6* – деформированная обойма; *7* –деформированный образец; *в*, *г* – обозначения деталей устройства при выполнении второй операции осадки; *8* – плита; *9* – верхний пуансон второй операции; *10* – нижний пуансон второй операции; *11* – деформированная обойма после второй осадки; *12* – деформированный образец после второй осадки

Магниевый образец *3* с исходными размерами $d_0 = 20$ мм, $h_0 = 25$ мм плотно устанавливался в медную обойму *2*. Обойма изготовлена из поковки, которая была подвергнута осадке с относительным обжатием 45 % и затем проточена на наружный диаметр $D_0 = 48$ мм при высоте $H_0 = 32$ мм. На торцовых поверхностях обоймы изготовлены выточки глубиной 3,5 мм, в которые по скользящей посадке устанавливаются нижний пуансон *4* и верхний пуансон *1*. Устройство в сборе размещено на плите *5*, которая установлена на столе пресса. Перед деформацией на торцовые поверхности выточек сборки наносили слой смазки, в состав которой входит олеиновая кислота.

Первую операцию осадки осуществляли пуансонами диаметром $d_{п1} = 25$ мм. Сначала опускали ползун пресса на холостом ходу при силе 50 кН, при этом высота заготовки уменьшилась на 0,5 мм, затем сделали рабочий ход на величину 5,5 мм. В конце рабочего хода сила осадки составила 90 кН.

Взаимное расположение деталей устройства после первой операции осадки представлено на рис. 2, *б*. После первой осадки обойма приобрела следующие размеры: $D_1 = 49{,}8...50{,}2$ мм у верхнего торца, $D_1 = 52{,}9...53{,}2$ мм в средней части и $D_1 = 49{,}8...50{,}2$ мм у нижнего торца. Высота обоймы $H_1 = 31{,}6$ мм, она уменьшилась на 0,4 мм. Высота магниевого образца *7* после первой осадки $h_1 = 19$ мм.

Осмотр деформированной сборки показал, что при относительном обжатии $\psi_1 = 24$ % ($\varepsilon = 0{,}28$) следов разрушения на торцах образца не обнаружили. Отметим, что после окончания первой операции осадки увеличились диаметры выточек на обоих торцах деформированной обоймы *6*. Эти диаметры стали больше диаметров пуансонов на 2,3 мм.

Схема процесса второй операции осадки показана на рис. 2, *в*, *г*, взаимное расположение деталей устройства перед деформацией – на рис. 2, *в*.

Перед второй операцией осадки верхняя и нижняя выточки деформированной обоймы *6* были расточены с диаметра 27,3 мм до диаметра 30 мм на глубину 6,5 мм. Перед деформацией на торцовые поверхности выточек сборки наносили слой смазки, в состав которой входит олеиновая кислота, а затем в эти выточки по скользящей посадке устанавливаются нижний пуансон *10* и верхний пуансон *9*. Диаметры пуансонов $d_{п2} = 30$ мм. Устройство в сборе размещено на плите *8*, которая закреплена на столе пресса. Сначала опускали ползун пресса на холостом ходу при силе 50 кН, затем сделали рабочий ход 8,0 мм. В конце рабочего хода сила осадки составила 130 кН.

Взаимное расположение деталей устройства после второй операции осадки представлено на рис. 2, *г*. По-

сле второй операции осадки обойма приобрела следующие размеры: $D_2^{в}$ = 52,3...52,6 мм – диаметр верхнего торца, D_1 = 56,7...57,2 мм – диаметр в средней части и $D_2^{н}$ = 52,5...52,7 мм – диаметр нижнего торца. Высота обоймы H_1 = 31,1 мм, она уменьшилась на 0,5 мм. Отметим, что после окончания второй операции осадки увеличились диаметры выточек на обоих торцах деформированной обоймы *11*. Эти диаметры стали больше диаметров пуансонов на 3,2 мм.

Затем обойму разрезали и извлекли деформированный образец *12*, который приобрел следующие размеры: диаметр верхнего торца $d_2^{в}$ = 23,3...23,6 мм, диаметр средней части образца d_2 = 29,7...30,2 мм, диаметр нижнего торца $d_2^{н}$ = 23,3...23,7 мм, высота h_2 = 11 мм. Степень деформации материала, определяемая по изменению высоты на второй операции осадки, составила ψ_2 = 42 %, за две операции ψ_{1-2} = 52 %, а степень деформации материала, определяемая по изменению площадей за две операции, ψ_{1-2}^{F} = 56 %. При тщательном осмотре деформированного образца трещины не были выявлены. Подобные эксперименты выполнили для нескольких образцов таких же размеров и получили аналогичные результаты.

Следует отметить, что после двух операций осадки диаметры торцов меньше диаметров средней части магниевого образца на 6,5 мм. Такое большое различие свидетельствует о том, что процесс формоизменения отличается большой неоднородностью. Для устранения этих недостатков были проведены дополнительные эксперименты.

Осадка образцов в обоймах двумя пуансонами с применением пластичных прокладок. В этих опытах также использовали магниевые образцы с исходными размерами d_0 = 20 мм, h_0 = 25 мм, которые плотно устанавливались в медные обоймы. Обоймы были изготовлены из поковок, которые были подвергнуты осадке с относительным обжатием 45 % и затем проточены на наружные диаметры D_0 = 48 мм при высоте H_0 = 32 мм.

Первую операцию осадки выполняли с использованием такого же устройства, которое описано выше. Осадку осуществляли пуансонами диаметром $d_{п1}$ = 25 мм, которые размещались в выточках обоймы. Использовали такую же смазку и после рабочего хода 6,0 мм закончили первую операцию. Высота магниевого образца после первой осадки h_1 = 19 мм. Осмотр деформированной сборки показал, что при относительном обжатии ψ_1 = 24 % (ε = 0,28) следов разрушения на торцах образца не обнаружили.

Вторая операция осадки выполнялась также с использованием описанного выше устройства для второй операции. Перед второй операцией осадки верхняя и нижняя выточки деформированной обоймы были расточены до диаметра 30 мм на глубину 6,5 мм.

Осадку осуществляли пуансонами диаметром 30 мм. Перед началом второй осадки на торец нижнего пуансона устанавливали шайбу из алюминия диаметром 29,7 мм и толщиной 2,0 мм. На нижнюю поверхность шайбы нанесли восковую смазку. После этого на нижний пуансон установили обойму и затем разместили в верхней расточке обоймы вторую шайбу таких же размеров, а на поверхность шайбы, покрытую восковой смазкой, – верхний пуансон.

Затем выполнили вторую осадку с перемещением инструмента 11,5 мм при силе 150 кН. Обойма приобрела следующие размеры: D_2 = 55,1 мм у верхнего торца, D_2 = 59 мм в средней части и D_2 = 55,4 мм у нижнего торца, высота обоймы H_1 = 28,6 мм. Произошло увеличение диаметра верхней полости от 30 до 33,8 мм, а диаметр нижней полости увеличился от 30 до 33,6 мм. Затем обойму разрезали и извлекли деформированный образец, который приобрел следующие размеры: диаметр верхнего торца $d_2^{в}$ = 36 мм, в средней части образца d_2 = 36,5 мм, у нижнего торца $d_2^{н}$ = 36 мм, высота h_2 = 7,5 мм. Относительное обжатие на второй операции осадки ψ_2 = 60 %, а степень деформации за две операции осадки составила ψ_{1-2} = 70 % (ε = 1,20). Трещины не были выявлены. Следовательно, применение пластичных алюминиевых шайб, установленных под пуансонами, позволяет выполнить равномерную деформацию магниевого образца по высоте за счет существенного снижения прилипания торцовых поверхностей образца к пуансонам. Подобные эксперименты выполнили для нескольких образцов таких же размеров и получили аналогичные результаты.

Таким образом, метод холодной осадки в медных обоймах с использованием двух пуансонов позволяет осуществить формоизменение магниевых образцов при значительно меньших силах, чем при осадке на гладких плитах. Максимальная сила составляет 150 кН, вместо 1000 кН при совместной осадке образцов с обоймой, т.е. может быть снижена в 6,7 раз. Давление бокового подпора при использовании этого метода существенно выше, чем при совместной осадке образца и обоймы, поэтому отсутствуют зазоры и пустоты между обоймой и деформированным образцом. Также значительно меньше выражены овальность обоймы и образца, которые связаны с анизотропией магния.

Метод позволил осуществить холодную осадку со степенью деформации 70 % без появления трещин. Выше были отмечены преимущества метода холодной осадки с использованием двух пуансонов, однако устройства, которые применяли для его реализации, нуждаются в серьезном совершенствовании, так как имеют ряд недостатков.

Укажем основные недостатки этих устройств:

1. Совпадение осей верхнего и нижнего пуансонов относительно оси образца и обоймы обеспечивается за счет их размещения по скользящей посадке в выточках

(углублениях), изготовленных с обоих торцов обоймы. В процессе осадки образца диаметры выточек возрастают и образуются зазоры между пуансонами и поверхностями выточек. Образование зазоров показано на рис. 2, *б* и *г*. Из-за возникновения зазоров возможно нарушение совпадения осей верхнего и нижнего пуансонов, а также положения обоймы относительно оси образца могут быть нарушены. Эти нарушения в значительной мере зависят от точности изготовления выточек в обойме, степени деформации при осадке образца, диаметра обоймы, анизотропии образца и различий в условиях трения на торцах образца.

2. В устройствах используются обоймы, изготовление которых требует высокой точности и чистоты поверхностей выточек, а также строгого совпадения их осей. Такие требования особенно сложно выполнить при изготовлении выточек после первой операции осадки, так как обойма приобретает овальность из-за анизотропии магниевого образца.

3. В ряде экспериментов по холодной осадке с использованием двух пуансонов были обнаружены из-за приведенных выше недостатков следующие нарушения: сдвиг верхнего торца образца относительно его нижнего торца, изгиб образца и перекос обоймы относительно оси образца, который в большей мере наблюдался при установке обойм увеличенных диаметров.

В настоящей работе выполнена разработка более совершенных устройств для осуществления холодной осадки с использованием двух пуансонов. Ниже приведено описание их конструкции и принцип работы.

Устройства усовершенствованной конструкции для осадки образцов в обоймах двумя пуансонами. Конструкция устройства для выполнения первой операции осадки показана на рис. 3. Верхняя плита *1* скреплена с ползуном пресса, подкладная плита *12* закреплена на столе пресса. Нижняя плита *11* закреплена болтами на плите *12*. В расточку нижней плиты по посадке установлен пуансон *10* и с помощью фланца *9* и болтов закреплен по оси устройства, которая совпадает с осью пресса.

Колонки *6* запрессованы в отверстия плиты *11*, которые размещены по горизонтальной оси пуансона и плиты. На поверхности колонок установлены пружины *8* и подвижные втулки *4*. С помощью винта с шайбой *5* фиксируется верхнее положение подвижной втулки на колонке и сжатие пружины *8*. В расточку подвижных втулок установлены металлические подкладки *7*, имеющие шлифованные поверхности. Верхний пуансон *2* установлен также в расточку верхней плиты *1* и закреплен в ней таким же образом, как нижний пуансон (на рис. 3 в разрезе не показано). Совпадение осей пуансонов обеспечивается за счет перемещения верхней плиты, снабженной пазами и последующей фиксации ее положения болтами.

На рис. 3, слева, показано взаимное положение деталей устройства в момент установки обоймы *3* с образцом, размещенным в ее отверстии и касания торца

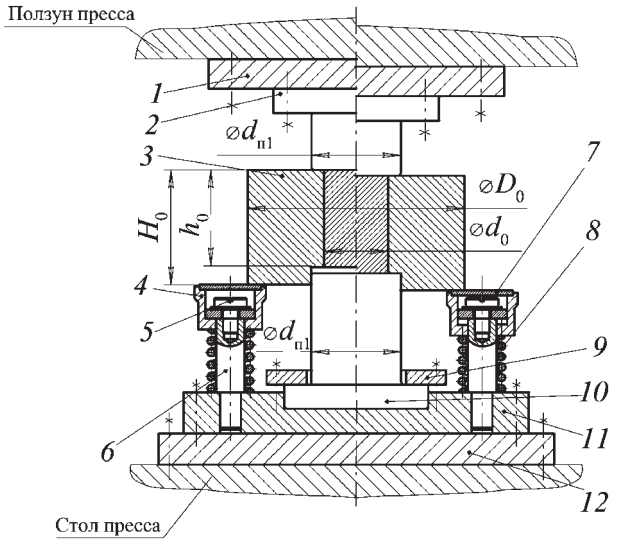


Рис. 3. Устройство для исследования пластичности образцов из хрупких материалов при холодной осадке двумя пуансонами: *1* – верхняя плита; *2* – верхний пуансон первой операции осадки; *3* – обойма с образцом; *4* – подвижные втулки; *5* – винты с шайбами; *6* – колонки; *7* – подкладки; *8* – пружины; *9* – фланцы; *10* – нижний пуансон первой операции осадки; *11* – нижняя плита; *12* – подкладная плита

обоймы верхним пуансоном. Обойма *3* имеет выточку, которая изготовлена только на ее нижней стороне. После установки обоймы на пуансон *10* ее поверхность касается подкладок *7*, а ось образца совпадает с осью пуансонов *2* и *10*. При движении вниз пуансона *2* образец касается торца пуансона *10*, а подвижные втулки *4* опускаются и сжимают пружины *8*. Взаимное положение деталей устройства в этот момент показано на рис. 3, справа.

Первая операция осадки выполняется с использованием пуансонов, имеющих диаметры $d_{п1}$. Диаметры пуансонов $d_{п1}$ больше диаметра образца d_0 на 5...7 мм. При опускании пуансона *2* осуществляется осадка образца в условиях бокового подпора, возникающего при расширении отверстия обоймы. Взаимное положение деталей устройства после окончания первой операции осадки показано на рис. 4.

В момент окончания первой операции осадки высота образца *13* уменьшается до величины h_1, а диаметр его средней части принимает значение d_1. Диаметр обоймы *14* в средней части возрастает до значения D_1. Диаметры полостей обоймы также увеличиваются и становятся больше диаметров пуансонов, однако совпадение осей пуансонов и образца не нарушается. Деформированная обойма занимает горизонтальное положение благодаря ее фиксации на подкладках *7*. После окончания первой операции осадки пуансон *2* поднимают в верхнюю позицию и удаляют обойму *14* с образцом *13* из устройства.

Вторая операция осадки выполняется с использованием устройства аналогичной конструкции, показан-

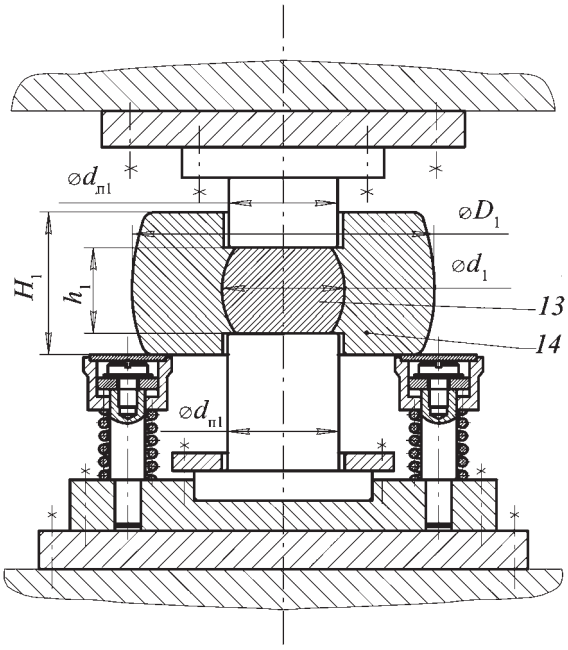


Рис. 4. Взаимное положение деталей устройства, показанного на рис. 3, в момент окончания первой операции осадки:
13 – образец после первой осадки; *14* – обойма после первой осадки

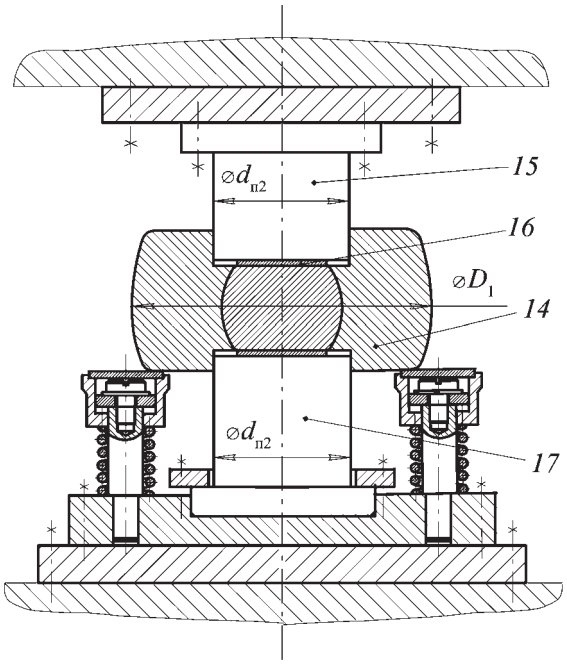


Рис. 5. Взаимное положение деталей устройства перед началом второй операции осадки с использованием пластичных прокладок:
14 – деформированная обойма с углублениями на торцевых поверхностях для точной установки на пуансоны; *15* – верхний пуансон второй операции осадки; *16* – алюминиевые шайбы (прокладки); *17* – нижний пуансон второй операции осадки

ного на рис. 5. Отличие устройства, применяемого для этой операции, состоит только в том, что устанавливаются пуансоны диаметром $d_{п2}$. Диаметры $d_{п2}$ больше диаметра деформированного образца d_1 на 5...7 мм.

Перед второй операцией осадки нижняя выточка деформированной обоймы *14* растачивается до диаметра $d_{п2}$ с такой чистотой и точностью, чтобы обеспечить скользящую посадку обоймы по пуансону *17*. Верхняя выточка обоймы *14* выполняется с меньшей точностью и может иметь диаметр немного больше $d_{п2}$.

Вторая операция осадки может выполняться двумя методами. При осадке по первому методу смазка наносится на торец нижнего пуансона *17*, затем на пуансон *17* устанавливают обойму *14*, после чего наносят смазку на торец верхней выточки обоймы и опускают верхний пуансон до касания образца.

При осадке по второму методу после смазки торца пуансона *17* на него устанавливают шайбу из алюминия *16*. Затем устанавливают на пуансон обойму и на торец верхней выточки обоймы укладывают вторую шайбу *16*, верхняя поверхность которой покрывается смазкой, после чего опускают верхний пуансон *15* до касания шайбы. Взаимное положение деталей устройства перед началом второй операции осадки показано на рис. 5.

При выполнении второй осадки по первому методу после окончания рабочего хода верхним пуансоном высота образца *18* принимает значение h_2, а диаметр образца изменяется до величины d_2. Форма образца *18* и обоймы *19*, а также взаимное положение деталей устройства в момент окончания второй операции осадки показаны на рис. 6. После второй осадки диа-

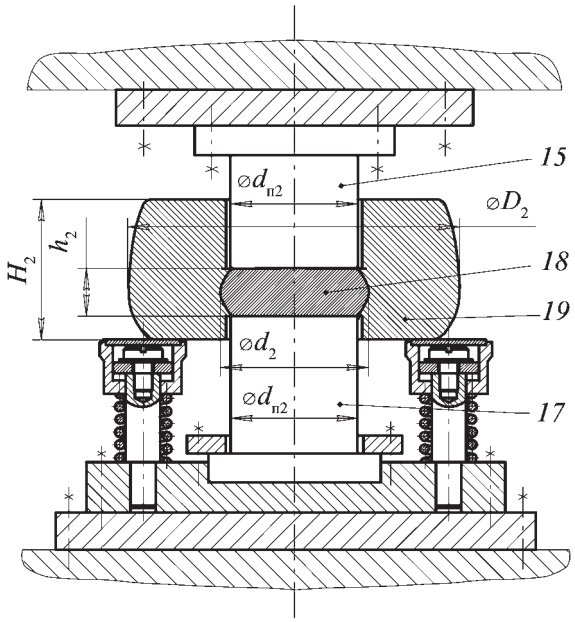


Рис. 6. Взаимное положение деталей устройства, показанного на рис. 5, в момент окончания второй операции осадки:
15 – верхний пуансон второй операции осадки; *17* – нижний пуансон второй операции осадки; *18* – образец после второй осадки; *19* – обойма после второй осадки

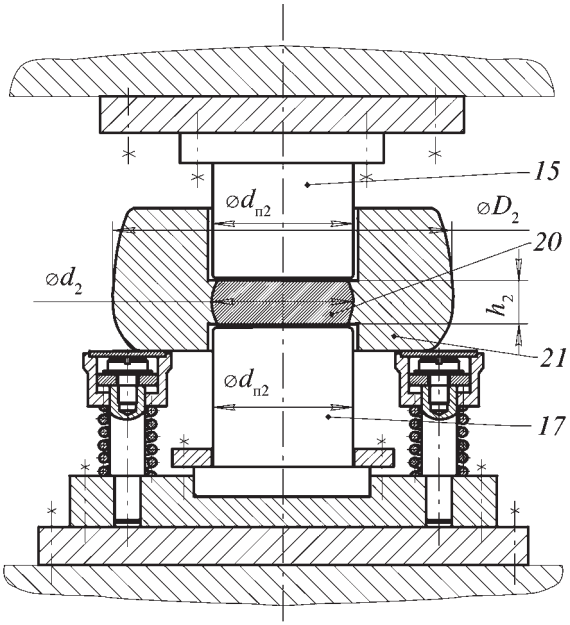


Рис. 7. Взаимное положение деталей устройства, показанного на рис. 5, в момент окончания второй операции осадки с использованием пластичных прокладок:
15 – верхний пуансон второй операции осадки; *17* – нижний пуансон второй операции осадки; *20* – образец после второй осадки с использованием алюминиевых шайб; *21* – обойма после второй осадки с использованием алюминиевых шайб

метры выточек обоймы становятся больше диаметров пуансонов $d_{п2}$, однако совпадение осей пуансонов и образца не нарушается.

При выполнении осадки по второму методу форма образца *20* и обоймы *21*, а также взаимное положение деталей устройства в момент окончания второй операции осадки показаны на рис. 7. После второй осадки диаметры выточек обоймы становятся больше диаметров пуансонов $d_{п2}$, однако совпадение осей пуансонов и образца не нарушается. Образец *20* (см. рис. 7) деформируется более равномерно по объему благодаря применению пластичных прокладок.

Применение усовершенствованных устройств позволит осуществить холодную осадку с большой степенью деформации за одну операцию, так как можно использовать обоймы больших диаметров без опасений нарушения совпадения осей образца и пуансонов в процессе деформирования.

В соответствии с формулой (1) давление бокового подпора p при температуре проведения операции осадки и заданном пределе прочности материала обоймы в значительной мере зависит от величины $\ln R/r$, отношения радиусов обоймы и образца.

Известно, что с ростом p увеличивается пластичность образца, поэтому, используя обоймы с отношением радиусов $R/r=4$ вместо примененных в опытах обойм с отношением $R/r=2{,}4$, получим $\ln 4=1{,}386$, а $\ln 2{,}4=0{,}875$ и величина p возрастает в 1,6 раза. При таких условиях можно использовать для формоизменения пуансоны, имеющие диаметры $d_п=(1{,}6\ldots1{,}8)\,d_0$ и, устанавливая над образцом пластичные прокладки, осуществить осадку с большой степенью деформации за одну операцию. При этом образец будет деформироваться равномерно по объему.

Практическая ценность разработанных приемов обработки хрупких материалов заключается в достижении больших степеней деформации без разрушения.

Выводы

1. В схеме холодной осадки заготовок пластичность может быть повышена при совместной осадке образца и пластичной обоймы, но при таком методе деформации давление бокового подпора не значительно и на границе заготовки и обоймы наблюдается образование полостей.

2. Метод холодной осадки в пластичных обоймах с использованием двух пуансонов позволяет осуществить формоизменение литых магниевых образцов в диапазоне степеней деформации 60...70 % без разрушения и при значительно меньших силах, чем при совместной осадке на гладких плитах, однако его реализация с применением известных устройств сопровождается рядом ограничений и повышенной трудоемкостью экспериментов.

3. Выполнена разработка более совершенных устройств для осуществления метода холодной осадки с использованием двух пуансонов и приведено описание их конструкции и принцип работы. Показано, что применение новых приемов и устройств может значительно повысить эффективность использования метода при выполнении экспериментальных исследований по холодной осадке образцов из хрупких материалов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Локшин М.З., Макаров Г.С.** Актуальные проблемы производства и переработки магния // Цветные металлы. 2006. № 5. С. 46–54.

2. **Рохлин Л.Л.** Актуальные проблемы металловедения и применения магниевых сплавов // Цветные металлы. 2006. № 5. С. 62–66.

3. **Swiostek J., Goken J., Letzig D., Kainer K.U.** Hydrostatic extrusion of commercial magnesium alloys at 100 °C and its influence on grain refinement and mechanical properties // Materials Science and Engineering A. 2006. V. 424. P. 223–229.

4. **Ковка** и штамповка: справочник. В 4 т. Т. 2. Горячая объемная штамповка. 2-е изд. перераб. и доп. / под общ. ред. Е.И. Семёнова. М.: Машиностроение, 2010. 720 с.

5. **Каменецкий Б.И., Логинов Ю.Н., Кругликов Н.А.** Влияние условий бокового подпора на пластичность магния при холодной осадке // Технология легких сплавов. 2012. № 1. С. 86–92.

Борис Исаакович Каменецкий, канд. техн. наук;
Юрий Николаевич Логинов, д-р техн. наук,
unl@mtf.ustu.ru;
Алексей Юрьевич Волков, д-р техн. наук

УДК 621.7.043

В.Г. Егоров, О.Ю. Давыдов, О.М. Болтенкова
(Воронежский государственный университет инженерных технологий)

Совершенствование гибочных операций тонкостенных трубопроводов

Рассмотрены основные операции изготовления особотонкостенных крутоизогнутых патрубков из трубных заготовок. Даны рекомендации по выбору способа гибки в зависимости от исходной толщины стенки трубной заготовки.

Ключевые слова: крутоизогнутые, особотонкостенные патрубки; гибка; несущая способность; пластическая деформация.

The basic operations of manufacturing of thin-walled branch from steeply curved pipes pipe blanks are considered. Recommendations on method selection flexible depending on the original pipe wall thickness of the workpiece are given.

Keywords: steeply curved, thin-walled branch pipes; flexible; load-carrying capacity; plastic deformation.

Одним из путей уменьшения массы изделий авиационной промышленности является использование в конструкциях трубопроводов тонкостенных элементов с толщиной стенки $t = 0{,}5...0{,}8$ мм из алюминиевых, титановых сплавов и коррозионно-стойких сталей с наружным диаметром $D = 20...200$ мм. В воздушных, топливных и других системах летательных аппаратов применяют большое количество крутоизогнутых патрубков с радиусом изгиба по средней линии $R_{ср} = (0{,}75...1{,}0)\ D$.

Традиционным способом изготовления данных элементов является гибка проталкиванием через криволинейный ручей матрицы с приложением внутреннего давления наполнителя. В процессе формообразования крутоизогнутого патрубка возникают следующие дефекты: поперечные гофры в зоне контакта трубы с пуансоном проталкивания и в зоне малого радиуса гиба. Гофры снижают циклическую долговечность трубопровода, так как увеличивают гидравлическое сопротивление при движении рабочей среды и являются концентраторами напряжений [1].

При толщине стенки $t = 0{,}7...0{,}8$ мм возникновения указанных дефектов можно избежать в результате:

– повышения несущей способности входного торца трубной заготовки;

– повышения равномерности пластической деформации в ходе формообразования.

Несущую способность входного торца трубной заготовки можно повысить тем, что одновременно с установкой эластичного наполнителя *2* (рис. 1) во внутреннюю полость *3* трубной заготовки *1* помещают симметрично наименьшей образующей *4* трубной заготовки *1* часть цилиндрической оболочки *5*, ориентированную преимущественно в меридиональном направлении, а симметрично наибольшей образующей *6* трубной заготовки *1* устанавливают часть цилиндрической оболочки *7*, ориентированную преимущественно в окружном направлении так, чтобы боковые срезы *8* части цилиндрической оболочки *7* были параллельны скосу *9* трубной заготовки *1* со стороны входного торца *10*.

Причем часть цилиндрической оболочки, ориентированную преимущественно в меридиональном направлении, получают из пластины длиной $(D+20)$ мм, где D – наружный диаметр трубной заготовки, шириной $(0{,}08\,D + 18{,}25)$ мм, а часть цилиндрической оболочки, ориентированную преимущественно в окружном направлении, получают из пластины длиной $2{,}11\,D$ мм, шириной $(0{,}25\,D + 17{,}31)$ мм, и боковые срезы, параллельные скосу трубной заготовки со стороны входного торца.

Трубную заготовку *1* (рис. 2) с установленными частями цилиндрических оболочек и эластичным наполнителем располагают в гильзе *2* гидроцилиндра проталкивания *3* установки для формообразования элементов трубной арматуры (на рис. 2 не показана).

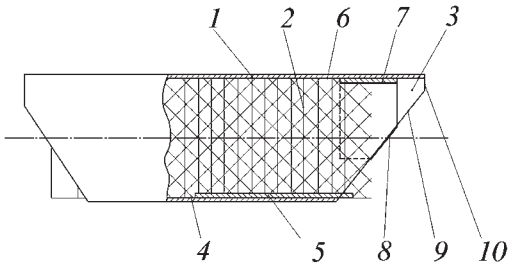


Рис. 1. Схема установки эластичного наполнителя и частей цилиндрических оболочек во внутренней полости трубной заготовки:
1 – трубная заготовка; *2* – эластичный наполнитель; *3* – внутренняя полость трубной заготовки; *4*, *6* – наименьшая и наибольшая образующая трубной заготовки соответственно; *5*, *7* – часть цилиндрической оболочки, ориентированной преимущественно в меридиональном и в окружном направлении соответственно; *8* – боковой срез части цилиндрической оболочки *7*; *9* – скос трубной заготовки; *10* – входной торец трубной заготовки

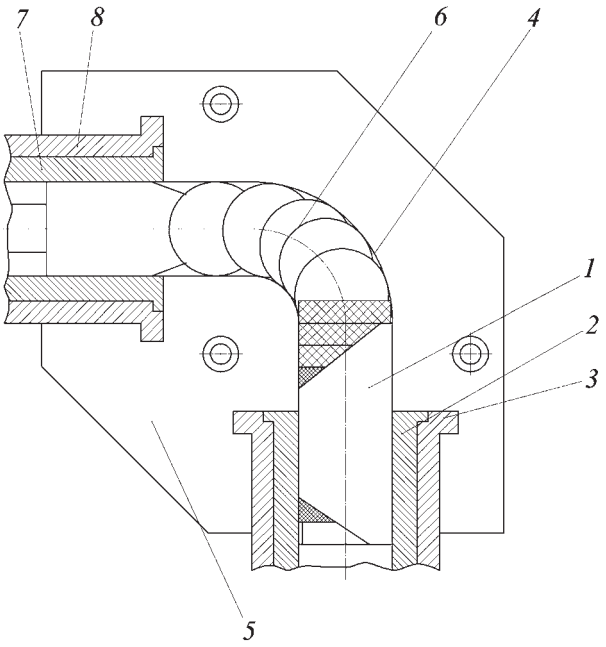


Рис. 2. Схема расположения трубной заготовки в ручье нижней полуматрицы перед началом процесса формообразования:
1 – трубная заготовка с эластичным наполнителем; *2* – гильза гидроцилиндра проталкивания; *3* – гидроцилиндр проталкивания; *4* – ручей нижней полуматрицы; *5* – нижняя полуматрица; *6* – шаровой подпорный пуансон; *7* – гидроцилиндр подпора; *8* – гильза гидроцилиндра подпора

По ручью *4* нижней полуматрицы *5* подводят шаровой пуансон *6*, размещенный в гильзе *7* гидроцилиндра подпора *8* установки для формообразования элементов трубной арматуры, до касания с эластичным наполнителем трубной заготовки *1*. Смыкают верхнюю (на рис. 2 не показана) и нижнюю *5* полуматрицы. Изгибают трубную заготовку *1* ее проталкиванием через криволинейный ручей *4* матрицы. По окончании процесса формообразования размыкают верхнюю и нижнюю *5* полуматрицы и извлекают из нее крутоизогнутый патрубок с находящимися в его внутренней полости частями цилиндрических оболочек и эластичным наполнителем.

Для отработки указанной технологии из трубной заготовки с наружным диаметром $D = 100$ мм и толщиной стенки 0,8 мм из стали 12Х18Н10Т (ГОСТ 5632–72) изготовляли крутоизогнутый патрубок с радиусом изгиба по средней линии 100 мм, углом изгиба 90° и длиной прямых участков 10 и 59 мм.

Трубную заготовку *1* (см. рис. 1) заполняли эластичным наполнителем *2*, предварительно пересыпанного тальком ТРПН (ГОСТ 19729–74), в качестве наполнителя использовали шайбы из полиуретана СКУ-7Л (ТУ 84-404–78). Одновременно с установкой эластичного наполнителя *2* во внутренней полости *3* трубной заготовки *1* располагали симметрично наименьшей образующей *4* трубной заготовки *1* часть цилиндрической оболочки *5*, выполненную из пластины шириной 26,3 мм, длиной 120 мм и толщиной 1,2 мм из стали 12Х18Н10Т и предварительно подогнутую на листогибочной машине ЛГМЭ-0,6 до внутреннего радиуса в окружном направлении 50 мм.

Симметрично наибольшей образующей *6* трубной заготовки *1* устанавливали часть цилиндрической оболочки *7*, изготовленную из пластины шириной 42,3 мм, длиной 211 мм и толщиной 0,8 мм из стали 12Х18Н10Т, предварительно сделав срезы на угол 38° и подогнув на листогибочной машине ЛГМЭ-0,6 так, чтобы внутренний радиус в окружном направлении был равен 50 мм.

Трубную заготовку *1* (см. рис. 2) с расположенными во внутренней полости частями цилиндрических оболочек и эластичным наполнителем устанавливали в гильзе *2* гидроцилиндра проталкивания *3* установки для формообразования элементов трубной арматуры на базе гидравлического пресса PYE-250. По ручью *4* нижней полуматрицы *5* подводили шаровой пуансон *6* до касания с эластичным наполнителем трубной заготовки *1*. Шаровой пуансон *6* состоит из направляющей со сферической пятой, изготовленной из стали 45 (ГОСТ 1050–88), шаров из бронзы БрА10Ж4Н4Л (ГОСТ 493–79), размещен в гильзе *7* гидроцилиндра подпора *8* установки для формообразования элементов трубной арматуры на базе гидравлического пресса PYE-250. Смыкали верхнюю и нижнюю *5* полуматрицы. Изгибали трубную заготовку *1* ее проталкиванием через криволинейный ручей *4* матрицы, создавая при этом шаровым пуансоном *6* в трубной заготовке *1* давление наполнителя 19 МПа. По окончании процесса формообразования размыкали верхнюю и нижнюю *5* полуматрицы и извлекали из нее крутоизогнутый патрубок с находящимися во внутренней полости частями цилиндрических оболочек и эластичным наполнителем.

Применение данного способа позволяет повысить несущую способность входного торца трубной заготовки. Так, установка части цилиндрической оболочки симметрично наименьшей образующей, ориентированной преимущественно в меридиональном направлении и полученной из пластины, имеющей указанные геометрические параметры, позволяет увеличить жесткость поперечного сечения трубной заготовки в зоне внутреннего радиуса изгиба настолько, чтобы предотвратить образование гофров и продольного разрыва входного торца трубной заготовки за счет его прижатия к телу матрицы в указанной зоне в процессе проталкивания через ручей матрицы.

Часть цилиндрической оболочки, ориентированную преимущественно в окружном направлении, устанавливают симметрично наибольшей образующей, при этом выбор геометрических параметров пластины для ее изготовления в соответствии с указанными зависимостями позволяет так увеличить жесткость входного торца трубной заготовки в зоне растягивающих напряжений, чтобы избежать поперечных разрывов стенки трубной заготовки.

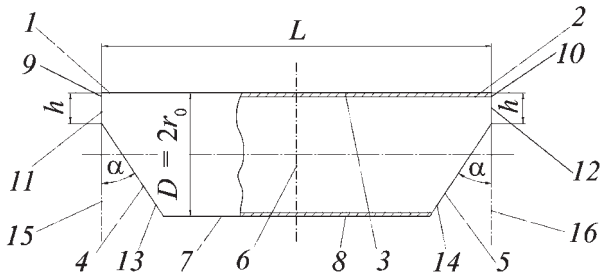


Рис. 3. Трубная заготовка со скосами, сформированными в области ее торцов:
1, *2* – области торцов; *3* – трубная заготовка; *4*, *5* – скосы; *6* – плоскость окружного сечения; *7*, *8* – равные части трубной заготовки; *9, 10* – опорные площадки; *11* – сторона подпора; *12* – сторона проталкивания; *13*, *14* – плоскости, в которых лежат скосы; *15*, *16* – плоскости торцовых окружных сечений

Боковые срезы, имеющиеся на оболочке, параллельные скосу трубной заготовки, предотвращают образование концентраторов напряжений на контактных поверхностях при проталкивании трубной заготовки через ручей матрицы, тем самым исключается возникновение дефектов на внутренней поверхности трубной заготовки и на наружной поверхности ручья матрицы в виде задиров и царапин.

Для повышения равномерности пластической деформации при гибке патрубков проталкиванием через криволинейный ручей с одновременным приложением внутреннего давления наполнителя в области торцов *1*, *2* (рис. 3) трубной заготовки *3* формируют скосы *4*, *5* симметрично относительно плоскости окружного сечения *6*, делящей трубную заготовку *3* на две равные части *7*, *8*. Скосы *4*, *5* формируют с образованием опорных площадок *9*, *10* со стороны подпора *11* и проталкивания *12* трубной заготовки *3*. Причем скосы *4*, *5* лежат в плоскостях *13*, *14* соответственно, образующих с плоскостями торцовых окружных сечений *15*, *16* трубной заготовки *3* угол α.

Определим угол скоса трубной заготовки α. Для этого сначала рассмотрим готовое изделие.

Для описания геометрии изделия используем тороидальную систему координат r, φ, θ (рис. 4). В принятой системе координат границы изделия определяются неравенствами:

$$r_0 - t \le r \le r_0\,; \quad 0 \le \varphi \le \beta\,; \quad 0 \le \theta \le 2\pi\,,$$

где r_0 – наружный радиус крутоизогнутого патрубка; β – центральный угол изгиба.

Элементарный объем в тороидальной системе координат вычисляют по формуле

$$dV = H_r H_\varphi H_\theta \, dr\, d\varphi\, d\theta\,,$$

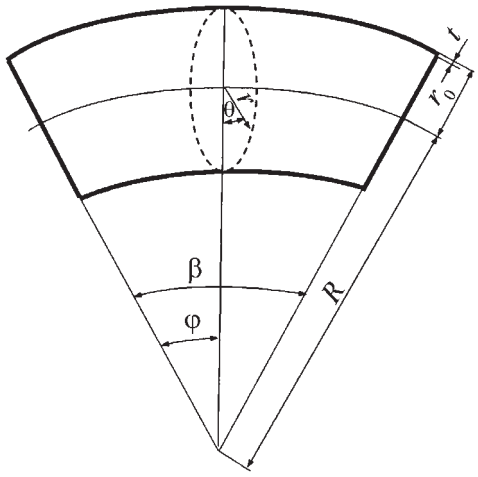


Рис. 4. Крутоизогнутый патрубок в тороидальной системе координат:
r, φ, θ – тороидальная система координат; r_0 – наружный радиус крутоизогнутого патрубка; β – центральный угол изгиба; t – толщина стенки крутоизогнутого патрубка; R – радиус изгиба по средней линии

где коэффициенты Ламе равны

$$H_r = 1\,; \quad H_\varphi = R - \cos\theta\,; \quad H_\theta = r,$$

где R – радиус изгиба по средней линии.

Находим объем изделия:

$$V_2 = \int_0^{2\pi} \int_0^{\beta} \int_{r_0 - t}^{r_0} r(R - r\cos\theta)\, dr\, d\varphi\, d\theta\,. \qquad (1)$$

Толщина стенки изделия t существенно меньше радиуса поперечного сечения r_0, поэтому при вычислении (1) можно принять

$$r = r_0\,. \qquad (2)$$

Тогда с учетом (2) соотношение (1) принимает вид

$$V_2 = t \int_0^{2\pi} \int_0^{\beta} r_0\,(R - r_0\,\cos\theta)\, d\varphi\, d\theta\,. \qquad (3)$$

Вычисляя (3), получаем

$$V_2 = 2\,\pi R r_0\, t\,\beta\,. \qquad (4)$$

Рассмотрим трубную заготовку (см. рис. 3)

Так как у заготовки две плоскости симметрии, рассмотрим одну четвертую часть заготовки (рис. 5).

Для описания геометрии заготовки используем цилиндрическую систему координат r, z, θ. В пределах заготовки выделим две зоны I и II. В зоне I торец заготовки перпендикулярен к ее оси, а в зоне II торец заготовки образует с перпендикуляром к оси заготовки

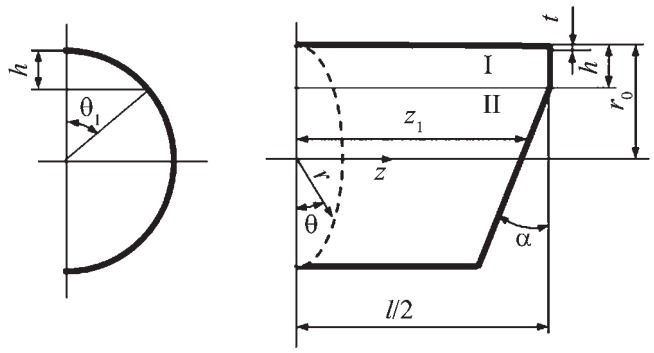


Рис. 5. Границы зон заготовки крутоизогнутого патрубка:
r, *z*, θ – цилиндрическая система координат; α – угол скоса трубной заготовки; *h* – высота опорных площадок на торцах трубной заготовки; *t* – толщина стенки трубной заготовки; *l* – длина трубной заготовки; z_1 – параметр; θ_1 – угол; r_0 – наружный радиус трубной заготовки

угол α. В принятой системе координат границы зон определяются следующими неравенствами:

зона I $\quad r_0 - t \le r \le r_0$; $\quad 0 \le z \le l/2$; $\quad \pi - \theta_1 \le \theta \le \pi$,

где *l* – длина заготовки;

зона II $\quad r_0 - t \le r \le r_0$; $\quad 0 \le z \le z_1$; $\quad 0 \le \theta \le \pi - \theta_1$.

Из рис. 5 находим, что *h* – высота опорных площадок на торцах трубной заготовки:

$$h = r_0 - r_0 \cos\theta_1,$$

тогда угол

$$\theta_1 = \arccos\left(1 - \frac{h}{r_0}\right). \qquad (5)$$

Для определения параметра z_1 рассмотрим рис. 6.

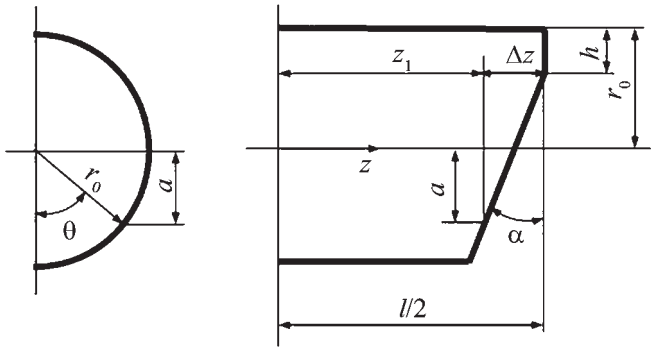


Рис. 6. Расчетная схема к определению угла *α*:
r, *z*, θ – цилиндрическая система координат; α – угол скоса трубной заготовки; *h* – высота опорных площадок на торцах трубной заготовки; *l* – длина трубной заготовки; r_0 – наружный радиус трубной заготовки; *a*, z_1 – параметры; Δz – приращение параметра z_1

Из рис. 6 находим:

$$z_1 = \frac{l}{2} - \Delta z; \quad \Delta z = (r_0 - h + a)\,\mathrm{tg}\,\alpha;$$

$$a = r_0 \cos\theta; \quad z_1 = \frac{l}{2} - r_0\left(1 + \cos\theta - \frac{h}{r_0}\right)\mathrm{tg}\,\alpha.$$

В цилиндрической системе координат элементарный объем равен

$$dV = r\,dr\,dz\,d\theta.$$

Находим объем заготовки

$$V_1 = 4(V_{\mathrm{I}} + V_{\mathrm{II}}) = 4\left(\int_{\pi-\theta_1}^{\pi}\int_{0}^{\frac{1}{2}}\int_{r_0-t}^{r_0} r\,dr\,dz\,d\theta + \int_{0}^{\theta_1}\int_{0}^{z_1}\int_{r_0-t}^{r_0} r\,dr\,dz\,d\theta\right). \qquad (6)$$

Выполняя вычисления (6) с использованием (2), находим:

$$V_1 = 4 r_0 t\left\{\pi\frac{l}{2} - \left[\left(1 - \frac{h}{r_0}\right)(\pi - \theta_1) + \sin\theta_1\right] r_0\ \mathrm{tg}\,\alpha\right\}. \qquad (7)$$

Для определения угла α скоса заготовки используем условие постоянства объема

$$V_2 = V_1. \qquad (8)$$

Подставляя (4) и (7) в (8), будем иметь

$$\pi R\beta = \pi l - 2\left[\left(1 - \frac{h}{r_0}\right)(\pi - \theta_1) + \sin\theta_1\right] r_0\ \mathrm{tg}\,\alpha. \qquad (9)$$

Принимаем, что длина заготовки равна длине наибольшей криволинейной образующей изделия

$$l = (R + r_0)\beta. \qquad (10)$$

Подставляя (10) в (9), получаем

$$\mathrm{tg}\,\alpha = \frac{\pi\beta}{2\left[\left(1 - \frac{h}{r_0}\right)(\pi - \theta_1) + \sin\theta_1\right]}. \qquad (11)$$

В формуле (11) значения углов β и θ_1 нужно подставлять в радианах.

В ходе апробации технологического процесса из трубной заготовки длиной *L* = 300 мм с наружным диаметром *D* = 80 мм и толщиной стенки 0,8 мм из сплава ПТ-7М (ГОСТ 22897–86) изготовляли крутоизогнутый патрубок с радиусом изгиба по средней линии 80 мм, с центральным углом изгиба β = 90° и длиной прямых участков 10 и 59 мм.

В области торцов *1*, *2* (см. рис. 3) трубной заготовки *3* формировали скосы *4*, *5* симметрично относительно плоскости окружного сечения *6*, делящей трубную заготовку *3* на две равные части *7*, *8* длиной

по 150 мм. Скосы *4*, *5* формировали с образованием опорных площадок *9*, *10* с высотой по $h = 15$ мм со стороны подпора *11* и проталкивания *12* трубной заготовки *3*. Причем скосы *4*, *5* лежали в плоскостях *13*, *14* соответственно, образующих с плоскостями торцовых окружных сечений *15*, *16* угол $\alpha = 43°$.

Трубную заготовку заполняли эластичным наполнителем. В качестве наполнителя использовали шайбы из полиуретана СКУ-7Л (ТУ 84-404–78) и располагали в гильзе гидроцилиндра проталкивания установки для формообразования элементов трубной арматуры на базе гидравлического пресса PYE-250. По криволинейному ручью нижней полуматрицы подводили шаровой пуансон, состоящий из шаров, изготовленных из бронзы БрА10Ж4Н4Л и размещенный в гильзе гидроцилиндра подпора установки для формообразования элементов трубной арматуры (на чертеже не показана), до касания с эластичным наполнителем трубной заготовки.

Смыкали верхнюю и нижнюю полуматрицы. Изгибали трубную заготовку ее проталкиванием через криволинейный ручей матрицы, создавая при этом шаровым пуансоном в трубной заготовке давление наполнителя 28 МПа. По окончании процесса формообразования размыкали верхнюю и нижнюю полуматрицы и извлекали из криволинейного ручья крутоизогнутый патрубок с находящимся в его внутренней полости эластичным наполнителем.

Применение описанного выше способа позволяет компенсировать недостаток металла в зоне наружного радиуса изгиба и, наоборот, удалить избыток металла из зоны внутреннего радиуса изгиба. Выполнение скосов симметричными относительно плоскости окружного сечения, делящей трубную заготовку на две равные части, делает процесс пластического течения более равномерным по сравнению с прототипом, уменьшая разнотолщинность по зонам крутоизогнутого патрубка.

Угол α, образованный плоскостью, в которой лежит скос, с плоскостью торцового окружного сечения и определенный по заявляемой зависимости, имеет оптимальное значение, так как зависит от основных геометрических параметров трубной заготовки и центрального угла изгиба.

Благодаря возможности более точного формирования скосов в области торцов трубной заготовки высота их опорных площадок со стороны подпора и проталкивания имеет достаточную величину для предотвращения смятия торца и для сосредоточения необходимых объемов металла в зонах наружного и внутреннего радиусов изгиба при гибке крутоизогнутого патрубка. Наличие опорной площадки в области торца трубной заготовки со стороны подпора исключает возникновение здесь концентраторов напряжений. Таким образом, обеспечивается отсутствие браковочных признаков в виде гофров в зоне внутреннего радиуса изгиба, а также продольных и поперечных разрывов в зоне наружного радиуса изгиба. Тем самым

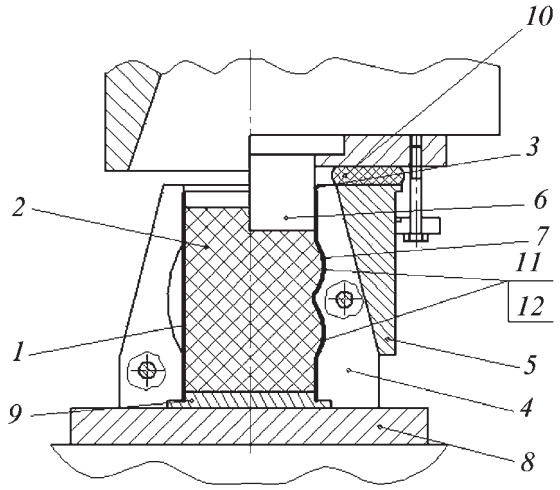


Рис. 7. Схема процесса штамповки патрубков раздачей эластичными средами:
1 – трубная заготовка; *2* – эластичный наполнитель; *3* – прямолинейный канал штампа; *4* – полуматрица; *5* – контейнер; *6* – нажимной пуансон; *7*– отформованная деталь; *8* – основание; *9* – направляющая; *10* – эластичный буфер; *11*, *12* – элементы криволинейного канала штампа

повышается качество и снижается себестоимость изготовления крутоизогнутых патрубков.

Для изготовления крутоизогнутых патрубков с толщиной стенки $t = 0{,}5...0{,}6$ мм применяют гибку раздачей трубных заготовок внутренним давлением в штампах, имеющих разъем в вертикальной плоскости. Формообразование крутоизогнутых патрубков осуществляется следующим образом.

В трубной заготовке *1* (рис. 7) размещают эластичный наполнитель *2*, устанавливают их в прямолинейном канале *3*, образованном предварительным смыканием полуматриц *4*. Одновременно нажимной пуансон *6* сжимает эластичный наполнитель *2* и раздает заготовку *1* изнутри, при этом на одной полуцилиндрической поверхности заготовки формуется выпуклая поверхность крутоизогнутого патрубка, соответствующая зоне минимального радиуса гиба. Отформованную деталь *7* извлекают из штампа, освобождают от наполнителя *2*, со стороны торцов обрезают отформованные дополнительные выпуклые участки *11*, *12* и получают готовый крутоизогнутый патрубок.

Повышению равномерности пластической деформации при гибке патрубков раздачей способствует формование на заготовке дополнительных выпуклых поверхностей. Для этого в полуматрицах штампа следует предусматривать полости в виде сегментов сферы диаметром, равным диаметру криволинейного канала (см. рис. 7).

Формование на заготовке дополнительных выпуклых поверхностей *11*, *12*, примыкающих к зоне минимального радиуса изгиба патрубка, способствует возникновению в процессе деформирования меридио-

нальных напряжений растяжения. Так, из трубной заготовки формуется деталь с образующими одинаковой длины в любом продольном сечении и минимальной разнотолщиностью. При этом зоны минимального и максимального радиусов изгиба формуются в одинаковых условиях радиальной раздачи [2].

Основным энергосиловым параметром процесса гибки патрубков раздачей является внутреннее давление наполнителя q, которое определяли по следующей зависимости:

$$q = \frac{r_1\, k t\, [r_1 (2 k_2 + k_4) + h k_3]}{\pi r_0^2\, s + 2\pi t r_1 (\beta R_{ср} + 2h + k_1 r_1) - \mu r_1\, [r_1^2 (7{,}1\beta^2 + k_5) + 2\pi h (h + \beta R_{ср})]}, \quad (12)$$

где r_1 – радиус круглого поперечного сечения патрубка, мм; t – толщина стенки трубной заготовки, мм; k – предел текучести при сдвиге, МПа; β – угол гиба, рад; h – длина прямых участков патрубка, мм; $R_{ср}$ – радиус изгиба патрубка по средней линии, мм; μ – коэффициент трения между заготовкой и материалом криволинейного канала матрицы штампа; r_0 – радиус трубной заготовки, мм; s – перемещение нажимного пуансона, мм;

$$k_1 = 1{,}336\beta + 0{,}051; \quad k_2 = 12{,}595\beta + 4{,}874;$$
$$k_3 = 2{,}290\beta + 25{,}386; \quad k_4 = 59{,}542\beta + 5{,}441;$$
$$k_5 = 20{,}611\beta + 1{,}376.$$

Согласно зависимости (12) конечное значение внутреннего давления наполнителя q в заготовке зависит не только от геометрических параметров заготовки, но и от механических характеристик используемых сплавов, условия контактного трения и порядка приложения внутреннего давления эластичного наполнителя. Вследствие этого повышается равномерность пластической деформации во всех зонах штампуемого патрубка, деформирование заготовки – устойчивое без утонения и гофрообразования.

Была отштампована опытная партия крутоизогнутых патрубков из трубных заготовок с наружным радиусом $r_0 = 40$ мм и толщиной стенки $t = 0{,}6$ мм из титанового сплава ВТ1-0 (ГОСТ 22897–86) с пределом текучести при сдвиге $k = 514$ МПа.

Геометрические параметры готовых деталей следующие: радиус изгиба по средней линии $R_{ср} = 80$ мм, радиус круглого поперечного сечения патрубка $r_1 = 40$ мм, длина прямых участков $h = 10$ мм и угол гиба $\beta = \pi/6$, при этом перемещение нажимного пуансона $s = 47{,}5$ мм. Коэффициент трения μ между трубной заготовкой *1* и криволинейным каналом матрицы штампа принимали равным $\mu = 0{,}1$.

Конечное значение давления наполнителя в заготовке рассчитывали по формуле (12) $q = 82$ МПа.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Болтенкова О.М., Кочегаров А.И.** Определение параметров штамповки раздачей крутоизогнутых и ступенчатых патрубков // Авиационная промышленность. 2011. № 4. С. 41–47.

2. **Егоров В.Г., Давыдов О.Ю., Кочегаров А.И.** Штамповка раздачей сверхтонкостенных патрубков с криволинейной осью // Авиационная промышленность. 2009. № 4. С. 22–27.

Владислав Геннадьевич Егоров, д-р техн. наук;
Олег Юрьевич Давыдов, канд. техн. наук;
Оксана Михайловна Болтенкова,
boltenkova0210@mail.ru

ООО "Издательство Машиностроение"
продолжает подписку на журнал
«ЗАГОТОВИТЕЛЬНЫЕ ПРОИЗВОДСТВА В МАШИНОСТРОЕНИИ»

- За наличный и безналичный расчет.
- С любого номера и на любой срок.
- Без почтовых наценок

Присылайте заказ и обращайтесь за дополнительной информацией в отдел продаж, маркетинга и рекламы:

107076, г. Москва, Стромынский пер., д. 4,
тел.: (499) 269-6600, 269-5298, факс: (499) 269-4897,
e-mail: realiz@mashin.ru, www.mashin.ru

УДК 621.982:669.295

В.И. Пунин *(ООО "Ролтяжмаш" г. Москва),*
Л.С. Кохан, Ю.А. Морозов *(Московский государственный вечерний металлургический институт)*

Инженерный подход к процессу гибки профилей

Рассмотрены вопросы деформирования полосовой заготовки в процессе прокатки на примере 9-й клети профилегибочного стана. При изменении толщины заготовки рассчитаны радиальная и продольная деформации. На основании этого определены изменения длины формуемой части полосы между клетями стана и общей ее длины и сопоставлены с экспериментальными данными, что позволяет уточнить размеры заготовки и готового профиля.

Ключевые слова: гибка профилей; утонение; относительная деформация.

The deformation of flat workpieces when rolling on example 9-stand rolling mill are considered. Change the thickness of the workpiece determines the radial and longitudinal deformation. Is determined by the length of the fibers of the strip between the stands and the total length. The results are compared with experimental data allowing to specify the dimensions of the workpiece and the finished profile.

Keywords: bending; thinning; relative deformation.

При производстве гнутых профилей в целях повышения точности размеров и качества выпускаемой продукции необходимо установить действительные геометрические характеристики изделия. Здесь важно исследование его толщины вдоль всего контура, так как возникающее при профилировании утонение, особенно в местах изгиба, приведет к изменению фактической ширины и длины профиля.

Для этого предложено рассмотреть формовку П-образного изделия и установить закон изменения его толщины по основным элементам контура (рис. 1).

В процессе профилирования, гибки и других операций напряжения в металле будут действовать не только на участках, подвергаемых изгибу, но и по всей ширине заготовки, участвующей в деформационном процессе.

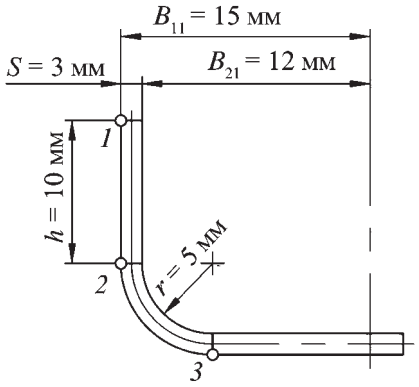


Рис. 1. Схема профиля изделия

В результате гибки появляются деформации удлинения по образующей профиля, уширение и утонение полосы.

При этом наружный размер, например, для т. *1* (см. рис. 1) – полуширина профиля B_{11} и внутренний размер B_{21} изменяются. Аналогично изменяется размер нейтрального сечения $B_н$, разделяющий толщину полосы на зоны растяжения и сжатия.

В окончательном виде зависимости определения наружного и внутреннего размеров принимают вид [1]:

$$\left(\frac{B_{нар}}{B_н}\right)^2\left(\frac{B_{нар}}{B_н}-1\right)=\frac{B_1}{B_2}Z-1;$$
$$\frac{B_{вн}}{B_н}\left(\frac{B_{вн}}{B_н}+1-2Z\right)\left(2-\frac{B_{вн}}{B_н}\right)=1-Z, \quad (1)$$

где $Z=B_2/B_н$ – коэффициент, определяющий положение нейтральной поверхности и вычисляемый из условия равновесия изгибающих моментов в растянутом и сжатом слоях заготовки, возникающих под влиянием тангенциальных напряжений относительно нейтральной поверхности

$$M_{нар}=M_{вн}.$$

Пренебрегая упрочнением металла и допуская положение центра тяжести эпюры напряжений в виде

$$\frac{B_{нар}-B_н}{2} \quad и \quad \frac{B_н-B_{вн}}{2},$$

относительные изгибающие моменты

$$\overline{M}_{\text{нар}} = \left(\frac{B_{\text{нар}}}{B_{\text{н}}} - 1\right)^2 \left(\frac{B_{\text{нар}}}{B_{\text{н}}} + 1\right)\left[1 + \frac{f}{3}\right];$$
$$\overline{M}_{\text{вн}} = \left(1 - \frac{B_{\text{вн}}}{B_{\text{н}}}\right)^2 \left(1 + \frac{B_{\text{вн}}}{B_{\text{н}}}\right)\left[1 - \frac{f}{3}\right], \quad (2)$$

где f – коэффициент контактного трения.

Для рассматриваемого случая П-образной гибки или гибки моментом, коэффициент нейтрального сечения может быть установлен по графику, приведенному на рис. 2 [2].

Полиномиальная аппроксимация указанного графика устанавливает

$$Z \approx 1{,}3426 - 0{,}4224\,\frac{B_1}{B_2} + 0{,}043\left(\frac{B_1}{B_2}\right)^2. \quad (3)$$

Для т. *1*, обозначающей кромку изделия, отношение размеров

$$\frac{B_{11}}{B_{21}} = \frac{B_{11}}{B_{11} - S_1} = \frac{15}{15 - 3} = 1{,}25.$$

Соответствующий коэффициент нейтральной поверхности:

$$Z \approx 1{,}3426 - 0{,}4224 \cdot 1{,}25 + 0{,}043 \cdot 1{,}25^2 = 0{,}882.$$

С использованием зависимостей (1)

$$\left(\frac{B_{\text{нар}\,1}}{B_{\text{н}\,1}}\right)^2 \left(\frac{B_{\text{нар}}}{B_{\text{н}\,1}} - 1\right) = 1{,}25 \cdot 0{,}882 - 1 = 0{,}1025;$$

$$\frac{B_{\text{вн}\,1}}{B_{\text{н1}}}\left(\frac{B_{\text{вн}\,1}}{B_{\text{н}\,1}} + 1 - 2Z\right)\left(2 - \frac{B_{\text{вн}\,1}}{B_{\text{н}\,1}}\right) = 1 - 0{,}882 = 0{,}118.$$

Методом итерации определяются относительные наружные и внутренние размеры полуширины для т. *1*:

$$\frac{B_{\text{нар}\,1}}{B_{\text{н}\,1}} = 1{,}08678 \quad \text{и} \quad \frac{B_{\text{вн}\,1}}{B_{\text{н}\,1}} = 0{,}8836.$$

Принимая коэффициент трения $f = 0{,}2$, относительные изгибающие моменты

$$\overline{M}_{\text{нар}\,1} = (1{,}08678 - 1)^2\,(1{,}08678 + 1)\left[1 + \frac{0{,}2}{3}\right] = 0{,}016763;$$

$$\overline{M}_{\text{вн}\,1} = (1 - 0{,}8836)^2\,(1 + 0{,}8836)\left[1 - \frac{0{,}2}{3}\right] = 0{,}023819.$$

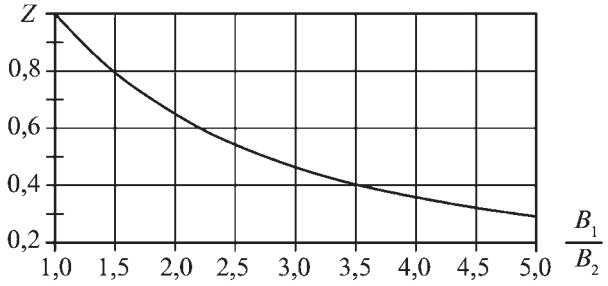


Рис. 2. Коэффициент нейтральной поверхности

Как видно, наблюдается расхождение в значениях изгибающих моментов, что вынуждает скорректировать положение нейтральной поверхности.

Точным решением будет $Z = 0{,}8915$ (отличие от первого результата 1 %), устанавливающее

$$B_{\text{нар}\,1} / B_{\text{н}\,1} = 1{,}09534 \quad \text{и} \quad B_{\text{вн}\,1} / B_{\text{н}\,1} = 0{,}8928;$$
$$\overline{M}_{\text{нар}\,1} = 0{,}020316 \quad \text{и} \quad \overline{M}_{\text{вн}\,1} = 0{,}020302.$$

Так как наружный размер профиля определяется геометрией деформирующего инструмента $B_{\text{нар}\,1} = B_{11} = 15$ мм, и нейтральный размер

$$B_{\text{н1}} = \frac{B_{\text{нар}\,1}}{B_{\text{нар}\,1} / B_{\text{н}\,1}} = \frac{15}{1{,}09534} = 13{,}694 \text{ мм},$$

соответственно внутренний размер профиля

$$B_{\text{вн}\,1} = \frac{B_{\text{вн}\,1}}{B_{\text{н}\,1}} B_{\text{н}\,1} = 0{,}8928 \cdot 13{,}694 = 12{,}226 \text{ мм}.$$

Тогда фактическая толщина профиля на кромке в т. *1*:

$$S_1 = B_{\text{нар}\,1} - B_{\text{вн}\,1} = 15 - 12{,}226 = 2{,}774 \text{ мм}.$$

Далее исследуем отношение размеров толщины для т. *2*:

$$\frac{B_{12}}{B_{22}} = \frac{B_{\text{нар}\,1}}{B_{\text{нар}\,1} - S_1} = \frac{15}{15 - 2{,}774} = 1{,}2269.$$

При наличии трения на обеих поверхностях профиля устанавливается коэффициент нейтрального сечения

$$Z \approx 1{,}3426 - 0{,}4224 \cdot 1{,}2269 + 0{,}043 \cdot 1{,}2269^2 = 0{,}8891.$$

Предварительным итерационным перебором уточняется $Z = 0{,}9002$, тогда

$$B_{\text{нар}\,2} / B_{\text{н}\,2} = 1{,}08822 \quad \text{и} \quad B_{\text{вн}\,2} / B_{\text{н}\,2} = 0{,}9012.$$

Значения относительных изгибающих моментов при $f = 0{,}2$ составляют

$$\overline{M}_{\text{нар}\,2} = 0{,}017336 \quad \text{и} \quad \overline{M}_{\text{вн}\,2} = 0{,}017321.$$

Нейтральный размер для т. *2*:

$$B_{\text{н}\,2} = \frac{B_{\text{нар}\,1} - S_1}{Z} = \frac{15 - 2{,}774}{0{,}9002} = 13{,}581 \text{ мм}.$$

В результате размеры профиля в т. *2*:

$$B_{\text{нар}\,2} = \frac{B_{\text{нар}\,2}}{B_{\text{н}\,2}} B_{\text{н}\,2} = 1{,}08822 \cdot 13{,}581 = 14{,}779 \text{ мм};$$

$$B_{\text{вн}\,2} = \frac{B_{\text{вн}\,2}}{B_{\text{н}\,2}} B_{\text{н}\,2} = 0{,}9012 \cdot 13{,}581 = 12{,}239 \text{ мм}.$$

Толщина профиля при переходе от прямой стенки в т. *2*:

$$S_2 = B_{\text{нар}\,2} - B_{\text{вн}\,2} = 14{,}779 - 12{,}239 = 2{,}54 \text{ мм}.$$

С этим результатом отношение радиусов тора в т. *3*:

$$\frac{R_{13}}{R_{23}} = \frac{r + S_2}{r} = \frac{5 + 2{,}754}{5} = 1{,}5508.$$

Предварительным итерационным перебором определяется

$Z = 0,7936$, откуда $\frac{R_{\text{нар 3}}}{\rho_{\text{н 3}}} = 1,16886$ и $\frac{R_{\text{вн 3}}}{\rho_{\text{н 3}}} = 0,802$.

Относительные изгибающие моменты при $f = 0,2$:

$$\overline{M}_{\text{нар 3}} = 0,065965 \quad \text{и} \quad \overline{M}_{\text{вн}} = 0,065936.$$

Так как внутренний радиус профиля определяется геометрией деформирующего валка $R_{\text{вн 3}} = r = 5$ мм, нейтральный радиус для т. *3*:

$$\rho_{\text{н 3}} = \frac{R_{\text{вн 3}}}{R_{\text{вн 3}} / \rho_{\text{н 3}}} = \frac{5}{0,802} = 6,234 \text{ мм}.$$

Наружный радиус профиля

$$R_{\text{нар 3}} = \frac{R_{\text{нар 3}}}{\rho_{\text{н 3}}} \rho_{\text{н 3}} = 1,16886 \cdot 6,234 = 7,287 \text{ мм}.$$

Толщина профиля при переходе от торового скругления к донышку

$$S_3 = R_{\text{нар 3}} - R_{\text{вн 3}} = 7,287 - 5 = 2,287 \text{ мм}.$$

В результате средняя толщина полосы

$$S_{\text{ср}} = \frac{S_1 + S_2 + S_3}{3} = \frac{2,774 + 2,54 + 2,287}{3} = 2,534 \text{ мм}.$$

Средняя деформация утонения стенки

$$\varepsilon_r = \frac{S_{\text{ср}} - S}{S} = \frac{2,534 - 3}{3} = -0,153.$$

На основании экспериментальных исследований уширение и удлинение обратно пропорциональны начальным размерам заготовки

$$\frac{B_0}{L} = \frac{\varepsilon_b}{\varepsilon_L}, \quad \text{откуда} \quad \varepsilon_L = \varepsilon_b \frac{B_0}{L},$$

где B_0 – исходная полуширина полосы (штрипса); L – протяженность формующей части профилегибочного стана.

Из условия постоянства объема

$$(1 + \varepsilon_r)(1 + \varepsilon_b)(1 + \varepsilon_L) = 1$$

следует

$$(1 + \varepsilon_b)\left(1 + \varepsilon_b \frac{B_0}{L}\right) = \frac{1}{1 + \varepsilon_r} = \frac{1}{1 - 0,153} = 1,181 \quad \text{или}$$

$$1 + \varepsilon_b \frac{B_0}{L} + \varepsilon_b + \varepsilon_b^2 \frac{B_0}{L} = 1,181.$$

Решение квадратного уравнения

$$\varepsilon_b \left(1 + \frac{B_0}{L}\right) + \varepsilon_b^2 \frac{B_0}{L} - 0,181 = 0$$

определяет

$$\varepsilon_b = \frac{-\left(1 + \frac{B_0}{L}\right) + \sqrt{\left(1 + \frac{B_0}{L}\right)^2 + 0,724 \frac{B_0}{L}}}{2 B_0 / L}.$$

При исходной ширине штрипса

$$B_0 = 2\left[h + \frac{\pi}{2}\left(r + \frac{S_0}{2}\right) + B_{21} - r\right] =$$

$$= 2\left[10 + \frac{\pi}{2}\left(5 + \frac{3}{2}\right) + 12 - 5\right] = 54,41 \text{ мм}$$

и протяженности формующей части профилегибочного стана $L = 4500$ мм деформации уширения и удлинения

$$\varepsilon_b = \frac{-\left(1 + \frac{54,41}{4500}\right) + \sqrt{\left(1 + \frac{54,41}{4500}\right)^2 + 0,724 \frac{54,41}{4500}}}{2 \frac{54,41}{4500}} =$$

$$= 0,17846 \quad \text{и}$$

$$\varepsilon_L = \varepsilon_b \frac{B_0}{L} = 0,17846 \frac{54,41}{4500} = 0,0021578.$$

Тогда общее удлинение штрипса в процессе его формоизменения

$$\Delta L = L \varepsilon_L = 4500 \cdot 0,00215 = 9,71 \text{ мм},$$

или на каждое межклетевое расстояние для 10-клетьевого профилегибочного стана ($m = 10$)

$$\Delta L_{\text{к}} = \frac{\Delta L}{m - 1} = \frac{9,71}{10 - 1} = 1,079 \text{ мм}.$$

В результате экспериментов на 10-клетьевом стане ПГС 350 в ООО "Ролтяжмаш" установлено, что при прокатке полосы из заготовки 54,2×3,0 мм ее толщина в местах наибольшего утонения профиля (между т. *2* и *3*) составляет 2,4...2,5 мм. При этом одновременно увеличивается его длина, измеренная с помощью курвиметра, между соседними клетями на 1,05...1,13 мм (при L = 500 мм). Этот результат отличается от теоретического значения на 3...5 %.

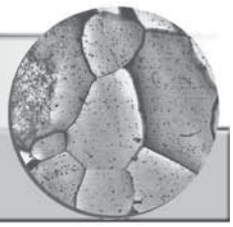
Заключение. Инженерный подход к производству гнутых профилей позволяет учитывать обстоятельство изменения толщины, ширины и длины заготовки особенно при получении особоточных изделий и при тонколистовой прокатке. Таким образом, можно заранее теоретически и экспериментально определить толщины для того, чтобы обеспечить заданную прочность профиля и выбрать размеры заготовки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Проектирование** калибров сортовых станов и операций листовой штамповки / Л.С. Кохан, Н.Н. Лебедев, Ю.А. Морозов, Н.А. Мочалов. М.: МГВМИ, 2007. 340 с.

2. **Гибка** профилей на прессах и станах / Н.Д. Лукашкин, Л.С. Кохан, В.И. Пунин, Ю.А. Морозов. М.: МГВМИ, 2005. 140 с.

Владимир Иванович Пунин, канд. техн. наук,
vipunin@mail.ru;
Лев Соломонович Кохан, д-р техн. наук;
Юрий Анатольевич Морозов, канд. техн. наук



УДК 669.2.017:620.18

К.Б. Поварова, А.А. Дроздов, А.Е. Морозов
(Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН),
О.А. Скачков *(ФГУП ЦНИИЧЕРМЕТ им. И.П. Бардина)*

Получение порошковых сплавов NiAl–Y_2O_3*

Рассмотрены технологические аспекты получения легких конструкционных материалов на основе интерметаллида (ИМ) NiAl–Y_2O_3, предназначенных для работы при температурах до 1500 °С (выше температуры плавления современных никелевых суперсплавов) при относительно небольших нагрузках в конструкциях преимущественно теплозащиты и других конструкциях современных авиакосмических двигателей. В качестве исходных порошков выбраны порошки, полученные гидридно-кальциевым восстановлением смесей оксидов Ni и Al, с заданными химическим и фазовым составами (β-NiAl). Полученные прутки NiAl с равноосной структурой имеют невысокие механические свойства при 1400 °С $\sigma_{0,2} \geq 10$ МПа. Совмещение процесса введения оксида Y_2O_3 с механоактивацией порошка ИМ матрицы (ИММ) обеспечивает равномерное распределение ультрадисперсных и наноразмерных частиц Y_2O_3 в ИММ. Горячей экструзией получены деформированные прутки сплава с суммарным коэффициентом вытяжки $\lambda = 28$. При изотермическом отжиге при 1550 °С в прутках формируется направленная структура с коэффициентом неравноосности зерна ~5...10, стабилизированная ультрадисперсными частицами оксида. Это обеспечивает повышение сопротивления ползучести и длительной прочности материала с малой долей поперечных границ: сточасовая прочность при 1400 °С составляет ~20 МПа.

Ключевые слова: моноалюминид никеля; оксид иттрия; порошковые сплавы; компактирование; горячая экструзия; рекристаллизация; структура; свойства.

The technological aspects of the production of light structural materials based on intermetallic NiAl–Y_2O_3 for operation at temperatures up to at least 1500 °C (above the melting point of the modern nickel superalloys) at relatively low loads predominantly in the constructions of thermal protection and other constructions of modern air-space engines are considered. The starting powders already having predetermined chemical and phase compositions (β-NiAl) are obtained by hydride-calcium reduction of Ni and Al oxide mixtures. The obtained NiAl rods with equiaxed structure have low mechanical properties: $\sigma_{0,2} \geq 10$ MPa at 1400 °C. The combination of the process of Y_2O_3 oxide powder introduction with mechanical activation of the intermetallic powder provides uniform distribution of ultrafine and nanosized Y_2O_3 particles in the intermetallic matrix. The deformed rods of the alloy with a total reduction ratio $\lambda = 28$ are obtained by hot extrusion. The oriented structure (with grain elongation factor of ~5...10) stabilized by ultrafine oxide particles is formed in the rods upon isothermal annealing at 1550 °C. This provides increased creep resistance and long-term rupture strength of the material with small fraction of transverse grain boundaries: the 100-h strength at 1400 °C is ~20 MPa.

Keywords: nickel monoaluminide; yttrium oxide; powders alloys; compacting; hot extrusion; recrystallization; structure; properties.

Введение. Одним из наиболее перспективных материалов на основе тугоплавкого и легкого *интерметаллида* (ИМ) NiAl (температура плавления $t_{пл} = 1630$ °С, плотность $\rho \sim 6$ г/см^3), способным работать при температурах до 1500 °С (выше $t_{пл}$ современных никелевых суперсплавов) при относительно небольших нагрузках в конструкциях преимущественно теплозащиты являются порошковые сплавы (или композиционные материалы) типа NiAl + Me_2O_3 (*Me*–Al, Sc, Y, La, РЗМ) [1].

Поскольку в расплавах NiAl эти оксиды не растворяются, получение деформируемых дисперсно-упрочненных сплавов-композитов типа NiAl–Me_2O_3 возможно только твердофазным методом порошковой металлургии, относительно недорогим и многофакторным.

Дисперсные частицы оксидов, например Y_2O_3, должны обеспечивать формирование в деформированном материале крупных вытянутых рекристаллизованных зерен интерметаллида *матрицы* (ИММ) с малой долей поперечных границ, стабилизировать эту структуру до температур, близких к предплавильным.

* Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 12-08-31200 мол_а.

Для получения высококачественных заготовок по порошковой технологии необходимо обеспечить однородное распределение в материале как компонентов ИММ, так и дисперсных частиц оксидов Y_2O_3.

На основании проведенного ранее исследования [2] в качестве исходных порошков были выбраны порошки с заданными химическим и фазовым составами (β-NiAl), полученные методами распыления расплавов NiAl газами (гранулы), и порошки, полученные *гидридно-кальциевым восстановлением* (ГКВ) смеси оксидов никеля и алюминия. Необходимо было оценить их технологические характеристики и выбрать наилучший способ введения в них дисперсных частиц оксидов, обеспечивающий их равномерное распределение в объеме порошковой смеси и отсутствие скоплений частиц оксидов на стыках зерен в компактном материале.

Настоящая работа посвящена изучению технологических характеристик исходных порошков, полученных распылением расплава NiAl газами (Ar и N_2) и ГКВ оксидов никеля и алюминия, и изучению влияния способа введения оксида Y_2O_3 в порошковые смеси на характер распределения частиц оксида в компактном материале, структуру и свойства.

Материалы и методы исследования. Для получения компактных образцов из NiAl в качестве исходных порошков использовали гранулы NiAl, полученные распылением расплавов $Ni_{50}Al_{50}$ газом (азотом и аргоном), и порошки NiAl, полученные ГКВ смесей оксидов Ni и Al. Внешний вид порошков приведен на рис. 1.

Как показано в работах [2, 3], основная фракция распыленных порошков (~89 % мас.) имеет размер 45...400 мкм, восстановленных порошков (~98 % мас.) – ≤ 45 мкм. Каждая гранула является микрослитком, имеющим полиэдрическую структуру. Состав зерен β-фазы (средний размер ~10 мкм) близок к стехиометрическому (49,5 % ат. Al), зерна окружены ободками β-фазы, обедненной алюминием и содержащей (45,8±0,4) % ат. Al. Каждая частица порошка, полученного методом ГКВ, представляла собой монокристалл или сросток (конгломерат) монокристаллов. Неоднородность распределения элементов в ГКВ-порошках не обнаружена, состав соответствовал стехиометрическому (50,3±0,1) % ат. Ni.

Механические свойства компактных образцов при испытаниях на растяжение определяли на пятикратных образцах при температурах до 1100 °С на воздухе и при температурах до 1400 °С в вакууме <0,133 Па при скорости деформации 2 мм/мин.

Компактирование и термомеханическая обработка заготовок NiAl. Исследования показали, что ГКВ-порошки NiAl и в особенности гранулированные порошки имеют плохую прессуемость и способность к спеканию, в связи с чем порошки перед компактированием активировали путем размола [3, 4].

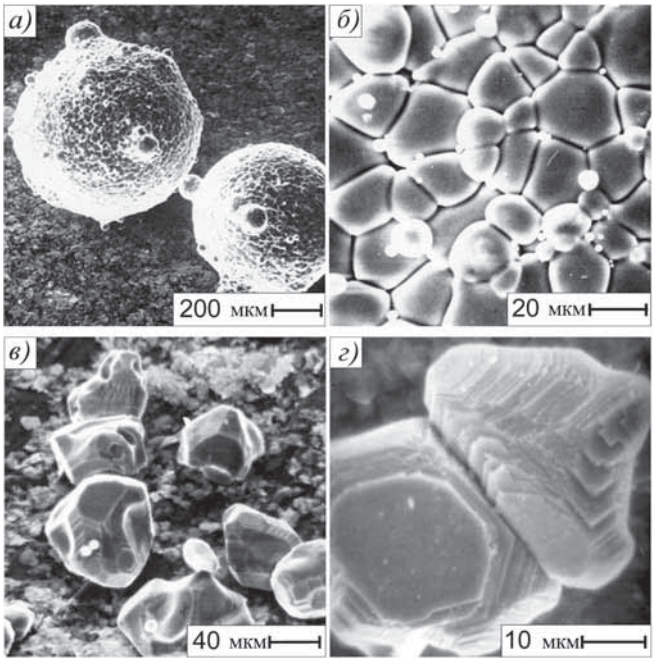


Рис. 1. Внешний вид порошков NiAl, полученных распылением расплава газом (*а*, *б*), гидридно-кальциевым восстановлением смесей оксидов Ni и Al (*в*, *г*)

Спеченные компактные заготовки для изучения механических свойств получали методом горячей экструзии стальных капсул, в которые помещали либо заготовки из ГКВ-порошков, полученные гидростатическим прессованием, либо засыпали гранулы NiAl, затем дегазировали и запаивали.

Компактирование дробленых гранул NiAl, засыпанных в стальные капсулы, осуществляли горячим прессованием или горячим изостатическим прессованием (при температурах не ниже 1200...1250 °С). Горячую экструзию проводили на прессе силой 15 МН с температуры подогрева 1100 °С. Получали пруток диаметром 20 мм с коэффициентом вытяжки $\lambda = 16$. Механические свойства определяли на образцах NiAl, отожженных при 900 °С в течение 1 ч.

Структура и механические свойства прутков NiAl. В экструдированных прутках в деформированном состоянии и после отжига при температурах до 900 °С в течение 1 ч средний поперечный размер вытянутого зерна изменялся незначительно и составлял ~22...25 мкм для прутков из распыленных порошков и 26...30 мкм для прутков из ГКВ-порошков. Размер зерна возрастает с повышением температуры отжига выше 900 °С и достигает 50...55 мкм после отжига при 1400 °С.

Характеристики прочности экструдированных с температуры подогрева 1100 °С прутков NiAl диаметром 20 мм из гранулированных порошков несколько выше, чем полученных из ГКВ-порошков. При 1000 °С предел прочности прутков из распыленных порошков не превышает 65...70 МПа.

Предел текучести прутков из порошков различных видов с повышением температуры испытания до 1400 °С постепенно уменьшается. При 1400 °С $\sigma_{0,2} \geq 10$ МПа.

Наиболее существенным отличием прутков NiAl, полученных из распыленных порошков, являются более высокие температуры перехода из пластичного в хрупкое состояние ($t_{пх}$) по сравнению с прутками, полученными из ГКВ-порошков. Для образцов, полученных из порошков, распыленных в азоте, $t_{пх}$ = 750...775 °С, из распыленных в аргоне $t_{пх}$ = 700...725 °С и из ГКВ-порошков $t_{пх}$ = 600...625 °С.

По данным микрорентгеноспектрального анализа микронеоднородность гранул по химическому составу, присущая распыленным порошкам, сохраняется и в прутках NiAl после деформации и термообработки. По-видимому, эта структурная и химическая микронеоднородность гранул (микрослитков), которая наследуется и в прутках после горячей деформации и отжига при 1200...1400 °С ((0,67...0,88) $T_{пл}$, К), является основным фактором, вызывающим повышение $t_{пх}$ на 100...150 °С прутков, полученных из распыленных порошков по сравнению с NiAl, полученным из ГКВ-порошков.

Поскольку повышение длительной прочности и сопротивления ползучести при высоких температурах связано с формированием крупнозернистых (с малой долей поперечных границ) направленных структур, стабилизированных наноразмерными или ультрадисперсными частицами тугоплавкого оксида Y_2O_3, исследовали влияние способа введения дисперсных частиц тугоплавкого оксида Y_2O_3 на характер их распределения в ИММ на основе NiAl. В качестве ИМ-основы использовали порошок, полученный ГКВ смесей оксидов Ni и Al, как более технологичный по сравнению с порошком, полученным по гранульной технологии.

Разработка способа введения оксидов в порошковый сплав на основе NiAl. В работе [5] была предпринята попытка обеспечить однородное распределение дисперсных частиц тугоплавкого оксида Y_2O_3 в ИММ на основе NiAl путем введения частиц оксидов в ГКВ-порошок NiAl при кратковременном смешивании порошков в шаровом эксцентриковом смесителе.

Из смесей порошков, полученных в работе [5], изготовляли прутки по следующей схеме: из смеси ГКВ-порошков NiAl (легированного ~5 % ат. Fe) и 2,5 % об. Y_2O_3 получали заготовки гидростатическим прессованием при давлении не ниже 90 МПа. Эти заготовки помещали в стальные капсулы, которые дегазировали и запаивали.

Горячую экструзию проводили на прессе силой 15 МН с температуры подогрева 1100 °С. Экструзию осуществляли в два этапа с суммарным коэффициентом вытяжки λ = 28. Первое прессование проводили из контейнера диаметром 140 мм на заготовку диаметром 78 мм. Полученные прутки разбраковывали, разрезали на куски длиной 120...150 мм, приваривали стальные конические колпачки и подвергали второй экструзии из контейнера диаметром 80 мм на пруток диаметром 27 мм.

Исследование структуры прутков позволило установить, что все включения оксидов субмикронных размеров сосредоточены на границах зерен, образуя более крупные скопления (сегрегации) частиц, иногда соизмеримые с размером зерен NiAl матрицы (рис. 2). Исследование методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) позволило также установить, что в системе происходит массоперенос на межфазной границе $NiAl/Y_2O_3$, который приводит к замещению в Y_2O_3 части атомов иттрия алюминием и железом и образованию субмикронных частиц оксидов $(Fe, Al)_5Y_3O_{12}$ и $FeYO_3$.

В связи с тем, что введение оксида Y_2O_3 в ГКВ-порошок NiAl путем стандартного перемешивания в смесителе не позволило избежать образования достаточно крупных скоплений субмикронных частиц оксидов на границах зерен и не обеспечило равномерное распределение оксидов в объеме зерен, была предпринята попытка улучшить характер распределения частиц оксидов в смеси путем интенсификации перемешивания.

Поскольку изучение особенностей компактирования и получения сплавов на основе NiAl из ГКВ-порошков [6] показало, что необходимы их измельчение и механоактивация для улучшения технологических характеристик при компактировании, было принято

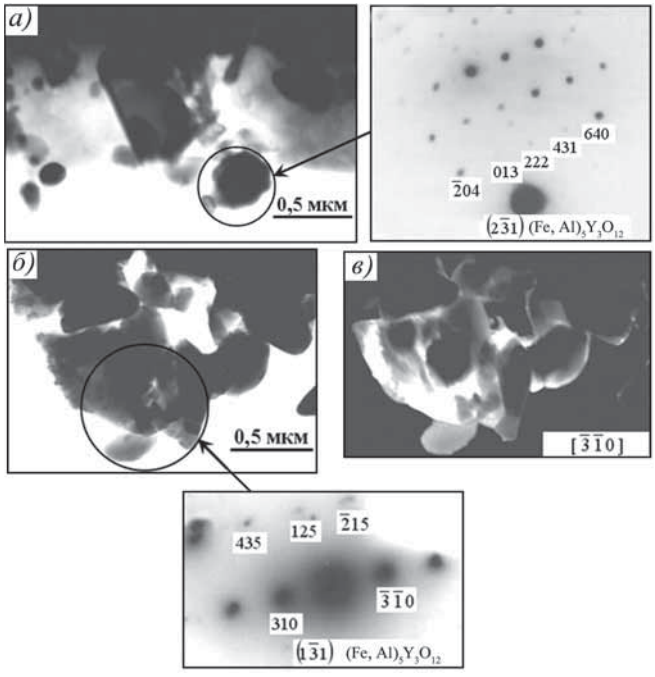


Рис. 2. Включения частиц $(Fe,Al)_5Y_3O_{12}$ в сплаве $NiAl–Y_2O_3$: *а*, *б* – светлопольное изображение; *в* – темнопольное изображение

решение совместить процесс введения оксида в ИММ с механоактивацией порошка NiAl ИММ.

Опробовано введение порошка Y_2O_3 (до 7,5 % об.) в ГКВ-порошок NiAl в процессе его механоактивации перед компактированием.

Использовали два способа механоактивации порошков NiAl:

1) длительный размол порошков в шаровой мельнице;

2) кратковременный размол порошков в высокоэнергетическом размольном аппарате типа "аттритор".

Размол порошков в аттриторе осуществляли в среде этилового спирта с шаровой нагрузкой (отношение массы шаров к массе порошка 5:1). На измельченных порошках после сушки в вакууме при температуре 80 °С определяли удельную поверхность, содержание кислорода, степень наклепа.

Исследования проводили на растровом электронно-ионном микроскопе Quanta 200 3D, оснащенном интегрированной системой Pegasus 2000 для микроанализа и просвечивающем электронном микроскопе ЭМ-125. Подготовка образцов для исследования методами РЭМ и ПЭМ включала в себя электролитическую полировку в растворе 78 %-ной ледяной уксусной кислоты и 22 %-ной хлорной кислоты при температуре 23...28 °С.

Содержание кислорода в порошках определяли на ТС-436 LECO анализаторе, удельную поверхность порошков – методом BET (Beckman Coulter SA 3100), уровень внутренних напряжений и степень наклепа порошка в процессе измельчения – методом гармонического анализа формы дифракционной линии, основанного на измерении ширины и интенсивности интерференционных линий.

Запись интегральных кривых осуществлялась на рентгеновском дифрактометре "Rotaflex" (Япония) в Cu–K_α-излучении по точкам, с интервалом 3″ и 1′ вблизи максимумов интерференций. Для разделения эффектов уширения линий за счет наличия искажений II рода и *областей когерентного рассеивания* (ОКР) проводили определение ширины линий двух порядков отражений (110) и (220).

В процессе размола происходит интенсивное измельчение порошков, о чем свидетельствует также резкое увеличение удельной поверхности, особенно при размоле в аттриторе. Удельная поверхность порошка, измельченного в аттриторе в течение 10...15 ч, достигает 5,0...5,5 $м^2/г$; при размоле порошка в шаровой мельнице даже в течение 150 ч удельная поверхность не превышает 3,0 $м^2/г$. Таким образом, размол порошка в аттриторе позволяет сократить время размола в 10 раз, а главное, повысить степень измельчения порошка.

Сокращение времени измельчения благоприятно сказывается на содержании кислорода в активированном порошке. Несмотря на более высокую степень измельчения в аттриторе и более развитую поверхность порошка, количество кислорода в порошке NiAl (без оксида) составляет 1,7 %, против 2,3 % в порошке, измельченном в шаровой мельнице в течение 150 ч.

Наклеп порошков при обработке в аттриторе более интенсивный, чем при размоле в шаровой мельнице. Уровень микроискажений и размер ОКР на порошках, измельченных в течение 15 ч в аттриторе, составляет $4{,}5\cdot10^{-3}$ и 15 нм соответственно, а при обработке в барабане за 150 ч $1{,}9\cdot10^{-3}$ и 29 нм соответственно.

На основании исследования влияния способов и времени измельчения на физико-химические свойства порошков дисперсно-упрочненного сплава NiAl с 2,5 % об. Y_2O_3 установили, что измельчение порошковых смесей NiAl + 2,5 % об. Y_2O_3 в аттриторе происходит в ~10 раз интенсивней, чем в шаровой мельнице.

Для эффективного способа механоактивации ГКВ NiAl-порошков, обеспечивающего их хорошую прессуемость и уплотнение при спекании, был выбран режим кратковременной обработки в аттриторе в течение 15 ч в среде этилового спирта с шаровой нагрузкой (отношение массы шаров к массе порошка 5:1), обеспечивающий наибольшее измельчение и формирование наиболее развитой поверхности частиц ГКВ-порошков, что должно обеспечить наиболее равномерное распределение частиц оксидов в объеме материала.

Исследование структуры деформированных и отожженных прутков. Исследование структуры проводили на образцах, изготовленных по описанной выше технологии из смесей порошков NiAl (с 5 % Fe) + + 2,5 % об. Y_2O_3, подвергавшихся механоактивации в аттриторе, имевших удельную поверхность 5,5 $м^2/г$. После деформации образцы подвергали изотермическому отжигу при температуре 1550 °С в течение 1 ч.

При отжиге экструдированных прутков ($\lambda = 28$) в изотермических условиях при 1550 °С в процессе собирательной рекристаллизации формируются сильно вытянутые в направлении предшествующей деформации крупные зерна с коэффициентом неравноосности зерна КНЗ = 5...10, диаметр которых достигает 3...4 мм, что в десятки и сотни раз больше диаметра исходных зерен (волокон) (рис. 3). Длина зерен значительно меньше длины образца.

Росту зерен в поперечном направлении препятствуют ряды дисперсных частиц оксидов. Методом

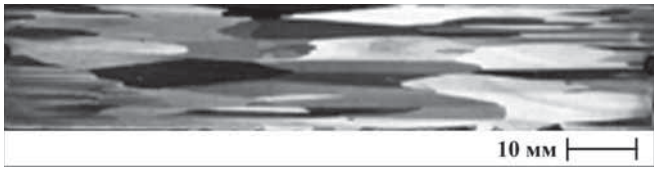


Рис. 3. Макроструктура прутка сплава на основе NiAl (с 5 % Fe) + 2,5 % об. Y_2O_3 после отжига в изотермических условиях при 1550 °С

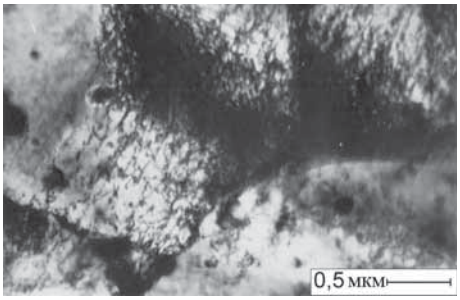


Рис. 4. Дислокационная структура деформированных прутков NiAl + 2,5 % об. Y_2O_3 (поперечное сечение)

ПЭМ установлено, что в деформированных прутках дисперсные частицы оксидов располагаются не только на границах зерен (рис. 4), но и в объеме зерен, субзерен, на сетках и скоплениях дислокаций. Формирование такой микроструктуры свидетельствует о перекристаллизации и динамической рекристаллизации сплава при этой температуре.

Исследование тонкой структуры деформированных прутков показало, что исходные остроугольные частицы оксида иттрия неправильной формы (рис. 5, *а*) приобрели округлую форму в процессе горячей экструзии, дислокационные сетки образуют скопления у частиц оксидов (рис. 5, *б*). В деформированных и отожженных при 1550 °С образцах методом ПЭМ выявлены редко расположенные частицы оксидов размером 150...300 нм с формой, близкой к сферической (рис. 5, *в*). Обращают на себя внимание выделения, равномерно распределенные в матрице сплава, новых оксидных частиц размером 15...20 нм.

Такое изменение морфологии и размеров частиц оксидов может свидетельствовать о протекании твердофазных реакций в системе NiAl–Y_2O_3 двух типов: неравновесное деформационное растворение-выделение и массообмен на межфазной границе.

Как было показано выше, в процессе механоактивации при измельчении порошковых смесей возрастает содержание кислорода. При этом происходит формирование ювенильных границ, возрастает дефектность структуры и уровень внутренних напряжений. В результате этого может увеличиваться растворимость на дефектных участках как кислорода, так и иттрия, активируются диффузионные процессы и процессы массопереноса при последующей деформационно-термической обработке, что приводит к изменению формы и образованию округлых оксидных частиц.

При экструзии с суммарным коэффициентом вытяжки $\lambda = 28$ повышается плотность дислокаций в компактном материале. Формируются вытянутые зерна (волокна), ячейки и дислокационные сетки вблизи частиц оксида (см. рис. 3), увеличивается общая площадь границ разного рода. Это также приводит к повышению растворимости иттрия на дефектных участках и уменьшению доли более крупных частиц оксидов, а также активирует при последующем отжиге (при температуре ~0,92 $T_{пл}$ NiAl) диффузионные процессы (зернограничная диффузия) и процессы массопереноса в местах скопления дислокаций и на межфазных границах оксид–матрица.

Снижение плотности дислокаций и исчезновение сеток дислокаций при отжиге, формирование крупных вытянутых рекристаллизованных зерен, уменьшение общей площади границ (не только поперечных, но и продольных) сопровождается выделением на этих участках частиц оксидов, более дисперсных, чем исходные. Фазовый состав этих частиц нуждается в уточнении. Эти процессы также активизируют реакционное взаимодействие в деформированном материале и делают возможным образование сложных оксидов, как это было установлено при исследовании образцов, изготовленных из смесей NiAl–Y_2O_3, полученных простым перемешиванием.

Эффективность введения в NiAl частиц Y_2O_3 и разработка технологии компактирования, деформации и рекристаллизационного отжига, обеспечивающих формирование в экструдированных прутках в процессе собирательной рекристаллизации направленной структуры с малой долей поперечных границ, под-

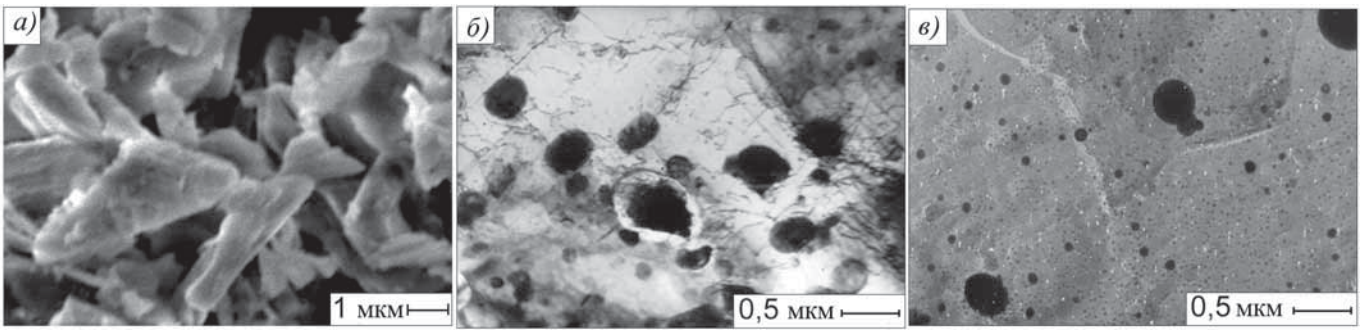


Рис. 5. Трансформация формы частиц оксидов на основе Y_2O_3 в процессе термомеханической обработки сплава NiAl + 2,5 % об. Y_2O_3:

а – исходный порошок Y_2O_3; *б* – оксиды в прутках, экструдированных при 1100 °С (поперечное сечение); *в* – оксиды в прутках, после отжига при 1550 °С (поперечное сечение)

тверждается сравнением механических свойств при 1400 °С прутков из нелегированного NiAl и сплава NiAl (с 5 % Fe) + 2,5 % об. Y_2O_3.

Так, полученные горячей экструзией прутки NiAl с равноосной структурой (после отжига при 900 °С имеют невысокие механические свойства: при 1400 °С предел текучести $\sigma_{0,2} \geq 10$ МПа. Прутки сплава NiAl (с 5 % Fe) + 2,5 % об. Y_2O_3, полученные горячей экструзией с суммарным коэффициентом вытяжки $\lambda = 28$, после отжига в изотермических условиях при 1550 °С имеют структуру с сильно вытянутыми в направлении предшествующей деформации крупные зерна с коэффициентом неравноосности зерна КНЗ = 5...10, диаметр которых достигает 3...4 мм, что в десятки и сотни раз больше диаметра исходных зерен. Такая структура с малой долей поперечных границ обеспечивает повышение сопротивления ползучести и длительной прочности материала: сточасовая прочность при 1400 °С составляет ~20 МПа.

Выводы

1. Разработана технология получения легких конструкционных материалов на основе интерметаллида NiAl–Y_2O_3, предназначенных для работы при температурах до 1500 °С (выше температуры плавления современных никелевых суперсплавов) при относительно небольших нагрузках в конструкциях преимущественно теплозащиты и других конструкциях современных авиакосмических двигателей.

2. Наиболее равномерное распределение компонентов в ИММ и дисперсных частиц оксидов в порошке и компактном материале обеспечивает использование для ИММ ГКВ-порошков, уже имеющих заданный химический и фазовый состав (β-NiAl), и совмещение процесса введения оксида с механоактивацией порошков ИММ, необходимой для улучшения технологичности ИММ на стадии компактирования.

3. В экструдированных с суммарным коэффициентом вытяжки $\lambda = 28$ прутках сплава при изотермическом отжиге при 1550 °С формируется направленная структура с малой долей поперечных границ с коэффициентом неравноосности зерна ~5...10, стабилизированная ультрадисперсными частицами оксида. Это обеспечивает повышение сопротивления ползучести и длительной прочности материала: сточасовая прочность при 1400 °С составляет ~20 МПа.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Поварова К.Б., Дроздов А.А., Казанская Н.К. и др.** Физико-химические подходы к разработке сплавов на основе NiAl для высокотемпературной службы // Металлы. 2011. № 2. С. 46–61.

2. **Поварова К.Б., Скачков О.А., Казанская Н.К. и др.** Порошковые сплавы NiAl. I. Получение порошков NiAl // Металлы. 2011. № 5. С. 68–78.

3. **Скачков О.А., Поварова К.Б., Дроздов А.А. и др.** Разработка способов получения порошков моноалюминида никеля, обеспечивающих однородное распределение компонентов в спеченном материале: сб. материалов третьей Междунар. конф. "Деформация и разрушение материалов и наноматериалов" / под общ. ред. акад. О.А. Банных. М.: Интерконтакт Наука, 2009. Т. 1. С. 419–420.

4. **Effect** of the Preparation Methods of NiAl Powders on the Structure and Properties of NiAl Alloys / O.A. Skachkhov, K.B. Povarova, A.A. Drozdov, A.E. Morozov // Proceedings of PM2010 Powder Metallurgy World Congress. 2010. V. 5. P. 344–351.

5. **Поварова К.Б., Вершинина Т.Н., Скачков О.А. и др.** Изучение влияния способа введения Y_2O_3 в порошковые сплавы на основе NiAl на структуру сплавов. I. Перемешивание в шаровой мельнице // Металлы. 2012. № 5. С. 60–65.

6. **Порошковые** сплавы NiAl. II. Компактирование порошков NiAl, полученных разными методами / О.А. Скачков, К.Б. Поварова, А.А. Дроздов, А.Е. Морозов // Металлы. 2012. № 3. С. 88–92.

Кира Борисовна Поварова, д-р техн. наук,
povarova@imet.ac.ru;
Андрей Александрович Дроздов, канд. техн. наук;
Алексей Евгеньевич Морозов;
Олег Александрович Скачков

УДК 536.74

А.Р. Луц, Ант.А. Ермошкин, Анд.А. Ермошкин, И.Ю. Тимошкин
(Самарский государственный технический университет)

Термодинамическая оценка воздействия флюсов на процесс получения композиционного сплава Al–TiC методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза*

Приведены результаты термодинамического анализа влияния флюсов на процесс самораспространяющегося высокотемпературного синтеза в расплаве алюминия при получении композиционного сплава Al–TiC. Установлено, что введение в исходную шихту флюса Na_3AlF_6 способствует максимальному удалению оксидов, содержащихся на поверхности порошковых компонентов шихты. Применение комплексного флюса (30...35 % NaCl; 52...57 % KCl; 10...13 % Na_2SiF_6) оказывает рафинирующее воздействие.

Ключевые слова: алюминий; самораспространяющийся высокотемпературный синтез; композиционный сплав; экзотермическая шихта; флюсы.

The thermodynamic calculation of the effect of fluxes on the self-propagating high-temperature synthesis of composite alloy Al–TiC is presented. It is established that the introduction of the initial charge of the flux Na_3AlF_6 contributes to the maximum removal of oxides contained on the surface of the powder charge components. Application of complex flux (30...35 % NaCl; 52...57 % KCl; 10...13 % Na_2SiF_6) leads to removal of impurities.

Keywords: aluminum; self-propogating high-temperature synthesis; composite alloy; exothermic mixture; fluxes.

Введение. В последние годы отмечено большое количество научных исследований, посвященных разработке композиционных сплавов на алюминиевой основе с различными видами упрочняющих фаз, что объяснимо их уникальными свойствами: высокие удельная прочность, модуль упругости, повышенное сопротивление износу, жесткость и т.д. [1, 2].

Одним из самых перспективных является композиционный сплав, упрочненный дисперсными частицами карбида титана, который помимо изотропных свойств характеризуется также высокими твердостью и модулем пластичности, низкой плотностью и т.д. [2–4]. Кроме того, в алюминиевой матрице частицы карбида титана выполняют функцию не только упрочняющей фазы, но и центра кристаллизации, что способствует измельчению зерна композиционного сплава Al–TiC.

Среди многочисленных методов получения композитов экономичными являются технологии, использующие традиционную литейную практику. При этом в расплав вводят готовые упрочняющие частицы или синтезируют их из исходных элементов или их соединений непосредственно в расплаве. Последний вариант представляет особый интерес благодаря возможности получения композиционного сплава в одну стадию и обеспечения термодинамической устойчивости, плотного контакта и хорошей адгезии между матрицей и упрочняющей фазой [1, 4, 5].

Одним из новейших способов получения композиционного сплава Al–TiC путем синтеза карбида титана непосредственно в расплаве является *самораспространяющийся высокотемпературный синтез* (СВС) (за рубежом данная технология получила название *in situ*). СВС в расплаве относится к современным технологиям с низкими энергозатратами, высокой производительностью, характеризуется возможностью управления структурой и свойствами синтезируемого продукта и т.д. [6, 7].

В Самарском государственном техническом университете проведены исследования по синтезу композиционного сплава Al–TiC методом СВС, результатом которых стало получение данного сплава с массовой долей керамической фазы в количестве 10 % [8].

В ходе экспериментального исследования исходные шихтовые материалы (порошок титана и углерод технический) смешивали в соотношении мольных частей, соответствующих стехиометрическому составу целевой дисперсной фазы TiC. Порошковую композицию подвергали предварительной сушке, необходимой для удаления влаги, адсорбированной на поверхности порошков и затем СВС-смесь вводили в разогретый расплав чистого алюминия, после чего немедленно наблюдалась активная СВС-реакция

* Работа выполнена при поддержке Министерства образования и науки РФ в рамках ФЦП "Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009–2013 годы" по поддержке научных исследований, проводимых научными группами под руководством кандидатов наук по научному направлению "Металлургические технологии" (проект 14В37.21.1614).

образования карбида титана, сопровождающаяся искро- и газовыделением.

Температура в зоне экзотермической реакции, существенно превышающая температуры плавления титана и алюминия, обеспечивает высокие скорости образования керамических фаз. Локальные разогревы снижают вязкость расплава, повышают смачиваемость кристаллизующихся после прохождения реакции целевых фаз и, как следствие, увеличивают равномерность их распределения в расплаве при его перемешивании. После завершения экзотермической реакции горения температура в зоне ввода резко снижалась и далее наблюдалась быстрая кристаллизация целевой фазы в виде большого количества мелких включений.

Изучение физико-механических характеристик полученного сплава Al–10 % TiC показало двухкратное увеличение прочностных характеристик с достаточным запасом характеристик пластичности; отмечена также удовлетворительная однородность свойств по поверхности шайб-шлифов. Значения отношения $\sigma_{0,2} / \sigma_в$ и предельного равномерного удлинения $\delta_р$ свидетельствуют о том, что при содержании массовой доли керамической фазы в количестве 10 % композиционный сплав не склонен к хрупкому разрушению и обладает хорошим запасом упрочняемости.

Однако при повышении вводимого количества порошковой шихты для синтеза сплава с большим объемом керамической фазы фиксируется "грязный" излом, содержащий примеси и некоторое количество непрореагировавшей шихты. Наличие таких "остатков" свидетельствует о неполном прохождении реакции объемного горения. Устранить их наличие возможно двумя путями:

1) повышением начальной температуры синтеза;

2) введением флюсовых компонентов.

Повышение температуры приведет к снижению выхода годного продукта и увеличению энергозатрат на производство. В связи с этим основным направлением для повышения качества композиционного сплава было выбрано введение рафинирующих флюсов.

Как известно, в традиционных литейных технологиях рафинирование применяют в том случае, если примесь взаимодействует с флюсом с образованием летучих или легко шлакующихся соединений, не растворяющихся в основном металле, и используют для удаления, в основном, неметаллических примесей.

Для реализации технологии СВС в расплаве помимо наличия примесей особенно актуальна проблема окисленности поверхности твердых частиц шихтовых компонентов в результате взаимодействия с окружающей атмосферой [9–11].

При погружении шихты в алюминиевый расплав этот факт негативно сказывается на смачиваемости частиц жидким алюминием и препятствует полноценному прохождению СВС-реакции. Поэтому введение флюсового компонента при реализации данной методики должно обеспечивать во всем объеме реакционной системы быстрое диспергирование его компонентов, максимально возможное удаление оксидов и объемное взаимодействие компонентов в результате полученной большей площади взаимодействующих поверхностей. Также ожидаемое воздействие флюсов заключается в рафинировании алюминиевого расплава от примесей активными газами, образующимися в результате термической диссоциации компонентов флюса.

Целью работы является термодинамический расчет влияния рафинирующих флюсов на процесс самораспространяющегося высокотемпературного синтеза композиционного сплава Al–TiC в расплаве.

Материалы и результаты исследования. Флюсы для алюминиевых сплавов, как правило, представляют собой смеси галоидных солей щелочных и щелочно-земельных металлов. На основе смесей можно получать композиции с регулируемыми плотностью и температурой плавления. Наиболее часто применяют такие солевые композиции, как NaCl–KCl, KCl–$MgCl_2$, NaF–AlF_3.

Рассмотрев существующие предложения на рынке рафинирующих флюсов, а также учитывая их заявленную эффективность, стоимость, доступность и простоту применения, для изучения рафинирующего воздействия флюсов на синтез алюмоматричных композиционных сплавов, получаемых методом СВС, были выбраны флюсы криолит (Na_3AlF_6) и комплексный тройной флюс (30...35 % NaCl; 52...57 % KCl; 10...13 % Na_2SiF_6).

Существует множество методов расчета гетерогенных равновесий. Одним из возможных подходов к решению такой задачи является сведение ее математической формулировки к задаче минимизации термодинамического потенциала системы. Этот метод, включенный в комплекс программы "THERMO", разработанной в Институте структурной макрокинетики РАН (г. Черноголовка) [12], был использован в приведенном исследовании. Температуры горения смеси различных элементов или соединений рассчитывали в предположении адиабатичности процесса, т.е. отсутствия теплопотерь из зоны реакции для случая полного превращения реагентов.

Расчеты проводили, исходя из условий синтеза композиционного сплава Al–TiC стехиометрического состава по экзотермической реакции: $Ti + C \Rightarrow TiC + 180$ кДж с учетом добавления флюса. Оценивали температурные интервалы прохождения реакции синтеза, состав и количество образуемых продуктов.

Система Al–15 % (Ti–C)–0,1 % Na_3AlF_6. Общая масса плавки, взятая для расчетов 300 г, количество порошковой шихты 45 г. Молекулярные массы Ti и C составляют 48 и 12 г/моль соответственно, поэтому из 45 г шихты 36 г приходится на порошок титана и 9 г – на порошок углерода. Количество исходных компо-

1. Термодинамический анализ системы Al (ж)–15 % (Ti (т)–C (т))–0,1 % Na_3AlF_6, моль

Параметр	Значение							
$T_{н.р}$, K	773,16	873,16	973,16	1073,16	1173,16	1273,16	1373,16	1473,16
$T_{ад}$, K	1182,55	1281,23	1380,05	1480,25	1589,89	1688,04	1785,73	1884,99
H	233,68	267,08	300,86	334,89	372,67	406,86	440,34	474,29
Na (г)	–	–	–	–	0,18	0,59	0,60	0,60
AlF_3 (г)	–	–	–	–	0,80	0,42	0,40	0,40
Al (ж)	9,40	9,40	9,40	9,40	9,40	9,40	9,40	9,40
Na_3AlF_6 (т)	0,0015	0,0015	–	–	–	–	–	–
TiC (т)	–	–	0,75	0,75	0,75	0,75	0,75	0,75
AlF_3 (т)	–	–	0,0005	0,0015	–	–	–	–
NaF (ж)	–	–	0,0010	0,0045	0,0041	0,00	–	–

нентов следующее: Al (ж) ≈ 9,4 моль; Ti (т) ≈ 0,75 моль; C (т) ≈ 0,75 моль; Na_3AlF_6 ≈ 0,0015 моль (для Na_3AlF_6 (криолит) температура плавления $T_{пл}$ = 1050 °C, температура разложения $T_р$ = 1200 °C).

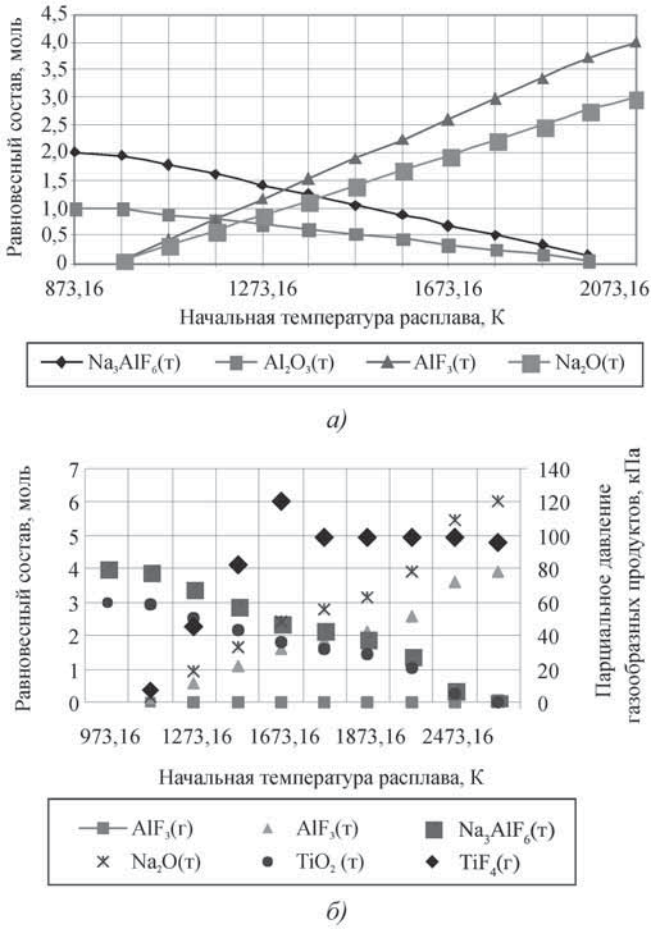


Рис. 1. Результаты расчетов реакции взаимодействия флюса криолит Na_3AlF_6 с оксидом алюминия Al_2O_3 (*а*) и с оксидом титана TiO_2 (*б*)

Результаты расчета системы представлены в табл. 1. Исходная температура системы, вводимая изначально, приведена в строке $T_{н.р}$ (начальная температура расплава), расчетная адиабатическая температура системы, вычисленная программой "THERMO" – в строке $T_{ад}$.

Анализ полученных данных позволяет сделать вывод о том, что адиабатическая температура системы повышается по мере роста начальной температуры расплава. При температуре, близкой к температуре плавления криолита Na_3AlF_6 (1050 °C), наблюдается распад криолита на два соединения AlF_3 (т) и NaF (ж), которые на данной стадии оказывают наиболее эффективное рафинирующее воздействие.

При начальной температуре 1173 K продукты распада криолита начинают постепенно переходить в газообразное состояние, и степень их влияния уменьшается. Таким образом, соединения AlF_3 (т) и NaF (ж) присутствуют в интервале температур 973...1173 K и именно в этом диапазоне температур оказывают свое максимальное рафинирующее действие, возможно, удаляя оксиды алюминия и титана.

Для уточнения характера взаимодействия криолита и оксида алюминия Al_2O_3 были проведены термодинамические расчеты реакции:

$$2Na_3AlF_6\,(т) + Al_2O_3\,(т) \Rightarrow 4AlF_3 + 3Na_2O. \quad (1)$$

Результаты расчетов приведены на рис. 1, *а*. При исходной температуре расплава 973 K адиабатическая температура составляет 1286 K, что позволяет криолиту вступать в реакцию взаимодействия с оксидом алюминия, уменьшая его количество. Вероятно, основным компонентом, вступающим во взаимодействие с оксидом алюминия, является NaF (ж), который реагирует следующим образом:

$$Al_2O_3 + 6NaF \Rightarrow 3Na_2O + 2AlF_3\uparrow. \quad (2)$$

По мере увеличения начальной температуры до 1773 K количество криолита и оксида алюминия

уменьшается, а количество продуктов реакции AlF_3 и Na_2O возрастает.

Помимо взаимодействия криолита с оксидом алюминия в данной системе целесообразно рассмотреть взаимодействие флюса с оксидом титана TiO_2 по реакции:

$$4\,Na_3AlF_6\,(т) + 3\,TiO_2\,(т) \Rightarrow \\ \Rightarrow 3\,TiF_4\uparrow + 4\,AlF_3 + 6\,Na_2O. \qquad (3)$$

Результаты расчета представлены на рис. 1, *б*.

Так же как и в предыдущем случае при достижении адиабатической температуры системы 1285 K (при начальной температуре 1073 K) криолит вступает в реакцию с TiO_2, значительно уменьшая его количество. Образующийся в результате распада флюса фторид алюминия AlF_3 (т) оказывает основное рафинирующее воздействие на оксид по реакции (рис. 2):

$$4\,AlF_3\,(т) + 3\,TiO_2\,(т) \Rightarrow 2\,Al_2O_3 + 3\,TiF_4\uparrow. \qquad (4)$$

Отметим, что помимо выделяющегося легколетучего фторида титана, в системе наблюдается значительное количество конденсированной фазы AlF_3, также оказывающей рафинирующее воздействие. Сделанный вывод совпадает с данными, приведенными в работе В.Г. Короткова "Рафинирование литейных алюминиевых сплавов" (М.: Машгиз, 1963).

В.И. Напалков в работе [13] оценивает также возможность и полноту протекания реакции восстановления оксида титана жидким алюминием:

$$4\,Al(ж) + 3\,TiO_2\,(т) \Leftrightarrow 2\,Al_2O_3\,(т) + 3\,Ti\,(ж). \qquad (5)$$

Автором показано, что хотя оксид титана относится к числу трудновосстановимых, титан достаточно полно извлекается в сплав из растворов соответствующих оксидов в криолите при их контакте с жидким алюминием, что в значительной мере определяется кинетическими особенностями протекания процесса. Это дает основание предположить, что и в случае применения СВС-смесей часть оксида титана будет восстанавливаться также и жидким алюминием.

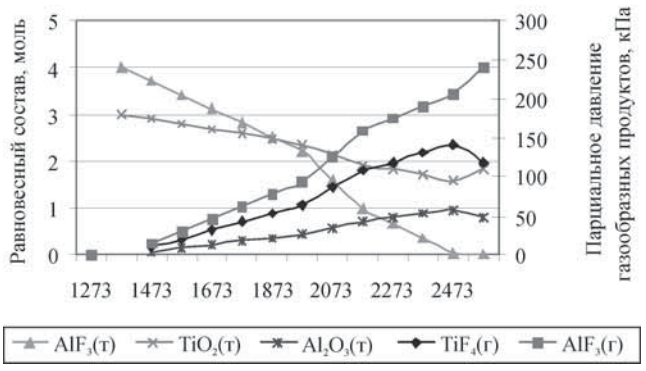


Рис. 2. Результаты расчетов реакции взаимодействия AlF_3 с оксидом титана TiO_2

Таким образом, на основании исследований была показана возможность восстановления оксидов алюминия и титана продуктами термической диссоциации флюса Na_3AlF_6.

Система Al–15 % (Ti–C)–0,15 % (30...35 % NaCl; 52...57 % KCl; 10...13 % Na_2SiF_6). По данным некоторых авторов, при прочих равных условиях расплавленные хлориды лучше смачивают твердые (и, очевидно, жидкие) поверхности, чем фториды соответствующих металлов [13]. Это обусловливается большим размером радиуса Cl по сравнению с радиусом F, вследствие чего пограничный слой расплавленной соли в хлоридах не так прочно связан с внутренними частицами, как во фторидах. По возрастанию степени смачивания твердой поверхности фториды и хлориды щелочных металлов предлагается располагать в следующем порядке: $LiF\,(LiCl) \rightarrow NaF\,(NaCl) \rightarrow KF\,(KCl)$. Поэтому для проведения дальнейших исследований был выбран хлоридосодержащий флюс. Расчеты проводили исходя из массы плавки, равной 400 г.

Количество исходных компонентов в молях в данном случае будет следующее: Al (ж) ≈ 12,593 моль; Ti (т) ≈ 1 моль; C (т) ≈ 1 моль; флюс: KCl ≈ 0,00266 моль; NaCl ≈ 0,00443 моль; Na_2SiF_6 ≈ 0,00097 моль (для KCl температура плавления $T_{пл}$ = 776 °C; температура кипения $T_{кип}$ = 1500 °C; для NaCl $T_{пл}$ = 801 °C, $T_{кип}$ = 1455 °C; для Na_2SiF_6 температура разложения $T_р$ = 570 °C). Результаты расчета приведены в табл. 2.

По результатам расчета очевидно, что при начальной температуре расплава 773 K алюминий находится в жидком состоянии лишь частично (10,286 моль), причем адиабатическая температура системы повышается и составляет 979,05 K, что чуть выше температуры плавления алюминия (665 °C).

Увеличение температуры объясняется локальным или точечным прохождением реакции синтеза карбида титана в жидких слоях алюминия. При достижении температуры 873 K алюминий расплавляется полностью (его количество достигает 12,593 моль) и в этот же момент в результате активного массопереноса происходит полноценное образование карбида титана (0,9995 моль) в полном составе введенных реагентов, количество которого и далее при повышении температуры продолжает оставаться неизменным.

К моменту начала образования керамической фазы соединения Na_2SiF_6 – одного из исходных компонентов флюса – в первоначальном состоянии уже не присутствует. При этом отмечается появление новых фаз, по составу которых можно предположить, что они и являются продуктами реакции флюса с компонентами шихты.

Две другие составляющие флюса – NaCl и KCl – начинают свое рафинирующее воздействие при достижении начальной температуры расплава 873,16 K,

2. Термодинамический анализ системы Al (ж)–15 % (Ti (т)–C(т))–0,15 % (30...35 % NaCl; 52...57 % KCl; 10...13 % Na_2SiF_6), моль

Параметр	Значение					
$T_{н.р}$, K	673,16	773,16	873,16	973,16	1073,16	1173,16
$T_{ад}$, K	950,85	979,05	1010	1384,47	1484,61	1593,25
H	132,14	180,90	236,25	406,36	452,35	503,02
K (г)	–	–	–	–	0,000143	0,00018
Na (г)	–	–	–	–	0,000425	0,0012
AlCl (г)	–	–	–	–	–	0,000226
AlF (г)	–	–	–	–	0,000342	0,0025
$KAlF_4$ (г)	–	–	–	0,00027	0,0012	0,000579
$NaAlF_4$ (г)	–	–	–	–	0,00017	0,000215
KCl (г)	–	–	–	–	0,000495	0,0016
K_2Cl_2 (г)	–	–	–	–	0,000114	0,000149
NaCl (г)	–	–	–	–	0,000318	0,0024
Na_2Cl_2 (г)	–	–	–	–	–	0,000652
Al (ж)	8,2597	10,286	12,592	12,592	12,591	12,589
AlF_3 (т)	0,000129	0,000129	0,000129	–	–	–
$Na_5Al_3F_{14}$ (т)	0,000388	0,000388	0,000388	0,000327	–	–
SiC (т)	0,00097	0,00097	0,000485	0,000485	0,000485	0,000485
TiC (т)	–	0,4675	0,9995	0,9995	0,9995	0,9995
KCl (ж)	–	–	–	0,0024	0,000592	–
NaCl (ж)	–	–	–	0,0047	0,0052	0,0011
TiSi (т)	–	–	0,000485	0,000485	0,000485	0,000485
Al_4C_3 (т)	0,333	0,177	–	–	–	–
$TiAl_3$ (т)	1	0,533	–	–	–	–
KCl (т)	0,0027	0,0027	0,0024	–	–	–
NaCl (т)	0,0044	0,0044	0,0041	–	–	–
$T_{н.р}$, K	1273,16	1373,16	1473,16	1573,16	1673,16	1773,16
$T_{ад}$, K	1690,37	1788,06	1886,94	1986,07	2085,33	2184,55
H	548,22	593,17	638,69	684,38	730,26	776,26
Al (г)	–	–	–	–	0,000234	0,000546
K (г)	0,00032	0,000456	0,000627	0,000854	0,0011	0,0014
Na (г)	0,0021	0,0027	0,0033	0,0039	0,0045	0,005
AlCl (г)	0,000648	0,0012	0,002	0,0028	0,0037	0,0045
AlF (г)	0,0051	0,0057	0,0057	0,0058	0,0058	0,0058
KCl (г)	0,0021	0,0021	0,002	0,0018	0,0015	0,0012
NaCl (г)	0,0034	0,0033	0,0029	0,0024	0,0018	0,0013
Na_2Cl_2 (г)	0,000378	0,000154	–	–	–	–
Al (ж)	12,587	12,586	12,585	12,584	12,583	12,582
SiC (т)	0,000485	0,000485	0,000485	0,000484	0,000483	0,00048
TiC (т)	0,9995	0,9995	0,9995	0,9995	0,9995	0,9995
TiSi (т)	0,000485	0,000485	0,000485	0,000484	0,000483	0,000481

при которой адиабатическая температура системы за счет протекания экзотермической реакции образования керамической фазы будет составлять 1010 К, что также приблизительно соответствует температурам плавления данных солей, в результате чего в конечных продуктах реакции наблюдается некоторое количество газообразных субфторидов и субхлоридов. Феноменологическая модель стадийности протекающих реакций представляется следующим образом.

Гексафторсиликат натрия Na_2SiF_6 в количестве 10...13 % распадается уже при температурах до 570 °С и проходит следующие стадии:

$$Na_2SiF_6 \Rightarrow 2NaF + SiF_4; \quad (6)$$

$$SiF_4 + 2Ti \Rightarrow TiSi + TiF_4; \quad (7)$$

$$TiF_4 + 4Al \Rightarrow 3Ti + 4AlF_3; \quad (8)$$

$$3AlF_3 + 5NaF \Rightarrow Al_3Na_5F_{14}. \quad (9)$$

При температурах выше 1173 К, что соответствует адиабатической температуре 1450,95 К, соединение $Al_3Na_5F_{14}$ из твердого состояния разлагается на газообразные компоненты $NaAlF_4$, AlF, Na, это подтверждается результатами термодинамического анализа (см. табл. 2). Второй продукт разложения Na_2SiF_6 – фторид натрия NaF взаимодействует с оксидами:

$$6NaF + Al_2O_3 \Rightarrow 3Na_2O + 2AlF_3\uparrow; \quad (10)$$

$$4NaF + TiO_2 \Rightarrow 2Na_2O + TiF_4\uparrow. \quad (11)$$

Хлорид калия KCl в количестве 52...57 % согласно расчетам, приведенным в табл. 2, начинает преобразование при температуре 973 К (адиабатическая температура 1384 К) с последующим превращением в газообразные продукты, рафинирующие расплав:

$$2KCl \Rightarrow K_2Cl_2; \quad (12)$$

$$K_2Cl_2 + 2Al \Rightarrow 2K\uparrow + 2AlCl\uparrow. \quad (13)$$

Действие хлорида натрия NaCl (в количестве 30...35 %) аналогично:

$$2NaCl \Rightarrow Na_2Cl_2; \quad (14)$$

$$Na_2Cl_2 + 2Al \Rightarrow 2Na\uparrow + 2AlCl\uparrow. \quad (15)$$

Образование целевой фазы карбида титана во всех трех системах совпадает с температурами плавления солей натрия и калия: переход солей в жидкое состояние означает начало их активного воздействия на оксидные пленки алюминия и титана, что должно приводить к повышению реакционной способности данных элементов.

Для уточнения характера взаимодействия флюса с оксидом алюминия были проведены термодинамические расчеты реакций:

$$6KCl + Al_2O_3 \Rightarrow 3K_2O\uparrow + 2AlCl_3\uparrow; \quad (16)$$

$$6NaCl + Al_2O_3 \Rightarrow 3Na_2O\uparrow + 2AlCl_3\uparrow; \quad (17)$$

$$3Na_2SiF_6 + Al_2O_3 \Rightarrow 3Na_2O\uparrow + 3SiF_4 + 2AlF_3\uparrow, \quad (18)$$

а также с оксидом титана:

$$4KCl + TiO_2 \Rightarrow 2K_2O\uparrow + TiCl_4\uparrow; \quad (19)$$

$$4NaCl + TiO_2 \Rightarrow 2Na_2O\uparrow + TiCl_4\uparrow; \quad (20)$$

$$2Na_2SiF_6 + TiO_2 \Rightarrow 2Na_2O\uparrow + 2SiF_4 + TiF_4\uparrow. \quad (21)$$

Результаты представлены на рис. 3. В данном случае, в результате многокомпонентности флюса отмечается значительное количество образующихся газообразных продуктов, которые представляют собой частично соли флюса, переходящие в газообразное состояние при значительных адиабатических темпе-

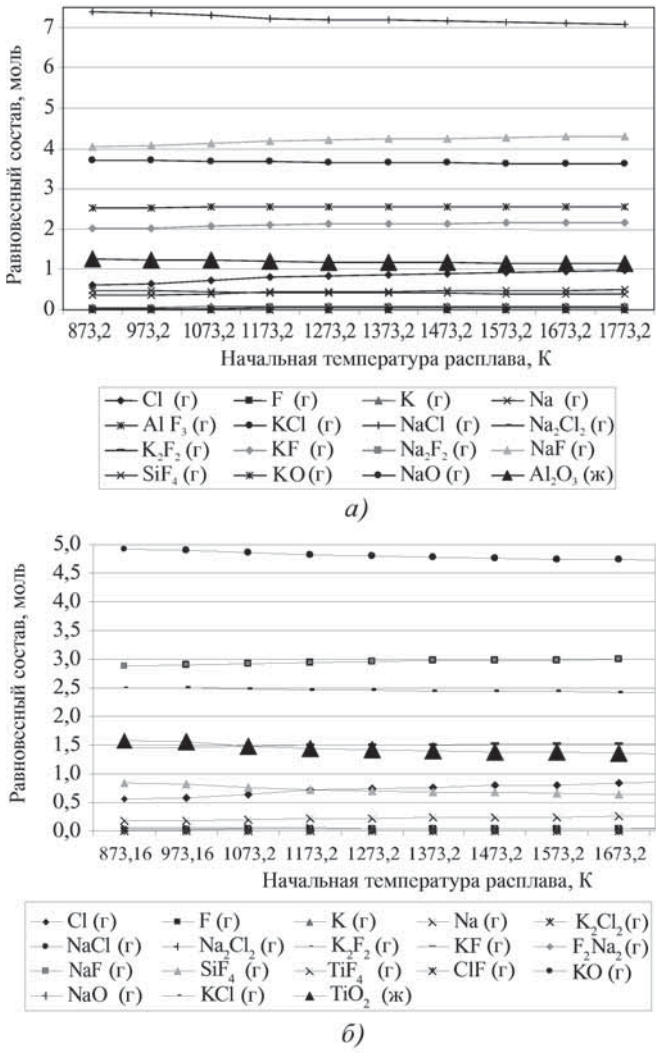


Рис. 3. Результаты расчетов реакции взаимодействия флюса $NaCl–KCl–Na_2SiF_6$ с оксидом алюминия Al_2O_3 (*а*) и с оксидом титана TiO_2 (*б*)

ратурах системы (NaCl, KCl), а также летучие продукты диссоциации компонентов флюса: NaF, KF, Na_2Cl_2, K_2Cl_2, TiF_4 и др.

В то же время оксиды калия и натрия образуются в минимальном количестве, следовательно, вероятность протекания реакций (16)–(21) невелика, что также косвенно подтверждается крайне незначительным снижением количества оксидов алюминия и титана – не более чем на 30 % от их первоначального количества.

Выводы

1. При самораспространяющемся высокотемпературном синтезе в расплаве алюминия для получения композиционного сплава Al–15 % TiC использование флюсов благоприятно сказывается на протекании реакции образования керамической фазы.

2. Действие флюса криолит (Na_3AlF_6) позволяет максимально нейтрализовать оксиды, содержащиеся на поверхности порошковых компонентов шихты.

3. Действие трехкомпонентного флюса (30...35 % NaCl; 52...57 % KCl; 10...13 % Na_2SiF_6) заключается, главным образом, в образовании легколетучих продуктов, которые оказывают преимущественно рафинирующее воздействие и менее значительно влияют на оксиды порошковых компонентов.

3. Для реализации СВС-реакции в расплаве алюминия предпочтительнее использование флюса криолит при условии его замешивания в исходную шихту; но при этом не исключается и применение флюса (30...35 % NaCl; 52...57 % KCl; 10...13 % Na_2SiF_6) на заключительной стадии плавки в целях рафинирования расплава от образовавшихся побочных продуктов плавки и инородных примесей.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Tong X.C., Fang H.S.** Al–TiC Composites In Situ-Processed by Ingot Metallurgy and Rapid Solidification Technology // Metallurgical and Materials Transactions. 1998. Vol. 29A. P. 875–902.

2. **Albiter A., Leon C.A., Drew R.A.L., Bedolla E.** Microstructure and heat-treatment response of Al-2024/TiC composites // Materials Science and Engineering. 2000. Vol. 289A. P. 109–115.

3. **Kennedy A.R., Weston D.P., Jones M.I.** Reaction in Al–TiC metal matrix composites // Materials Science and Engineering. 2001. Vol. 316A. P. 32–38.

4. **Bin Yang, Guoxiang Chen, Jishan Zhang.** Effect of Ti/C additions on the formation of Al_3Ti of in situ TiC/Al composites // Materials and Design. 2001. Vol. 22. P. 645–650.

5. **Lu L., Lai M.O., Yeo J.L.** In situ synthesis of TiC composite for structural application // Composite Structures. 1999. Vol. 47. P. 613–618.

6. **Амосов А.П.** Principles and Method for Regulation of SHS Powders: From Monocrystallites to Nanoparticles // International Journal of Self-Propogating High-Tempruture Synthesis. 2005. № 3. С. 165–170.

7. **Амосов А.П.** Литые СВС-композиты // Литейное производство. 1999. № 1. С. 36–37.

8. **Луц А.Р., Макаренко А.Г.** Самораспространяющийся высокотемпературный синтез алюминиевых сплавов. М.: Машиностроение-1, 2008. 175 с.

9. **SHS process** and structure formation of Al–Ti–B grain refiner made with the use of fluxes / А.Р. Луц, Ли Пидзе, Е.Г. Кандалова, А.Г. Макаренко, В.И. Никитин, Джанг Янфей // Materials Letters. 2004. № 58. С. 1861–1864.

10. **Liu Xiangfa, Wang Zhenqing, Zhang Zuogui, Bian Xiufang.** The relationship between microstructure and refining performance of Al–Ti–C master alloys // Materials Science and Engineering. 2002. Vol. 332A. P. 70–74.

11. **Nikitin V.I., Jie Wanqi, Kandalova E.G., Makarenko A.G., Li Yong.** Preparation of Al–Ti–B grain refiner by SHS technology // Scripta Materialia. 2000. № 42. P. 561–566.

12. **Макаренко А.Г., Никитин В.И., Кандалова Е.Г.** Термодинамический анализ процесса СВС при получении композиционных алюминиевых сплавов // Литейное производство. 1999. № 1. С. 38–39.

13. **Напалков В.И., Махов С.В.** Легирование и модифицирование алюминия и магния. М.: МИСИС, 2002. 375 с.

Альфия Расимовна Луц, канд. техн. наук;
Антон Александрович Ермошкин;
Андрей Александрович Ермошкин, канд. техн. наук, ermandr@yandex.ru;
Иван Юрьевич Тимошкин, канд. техн. наук

УДК 621.979-52, 681.518.3

Р.А. Малышев *(Рыбинский государственный технический университет имени П.А. Соловьёва),*
В.Б. Смирнов, Н.М. Савин *(Рыбинский полиграфический колледж)*

Аппаратно-программный комплекс измерения кинематических параметров кривошипного пресса мод. КД2126

Комплекс для измерения кинематических параметров позволяет значительно сократить время исследования и построения кривых. Комплекс состоит из кривошипного пресса мод. КД2126, модуля аналогового ввода и сопряжения, персонального компьютера и работает под управлением программы.

Ключевые слова: аппаратно-программный комплекс; кривошипный пресс КД2126; модуль аналогового ввода; персональный компьютер; программное управление; кинематические параметры.

Complex for measuring of kinematics parameters permit considerably reduce time for investigation and construction curves. Complex consist of crank press KD2126, unit of analog introductory and coupling, personal computer and works under the control program.

Keywords: hardware-software complex; crank press KD2126; unit of analog introductory; personal computer; program control; kinematics parameters.

В настоящее время персональный компьютер является универсальным средством обработки информации, с помощью которого можно автоматизировать производственные процессы, требующие быстрой обработки данных.

Персональный компьютер можно подключать не только к специально спроектированному оборудованию, но и строить аппаратно-программные комплексы из уже существующего аппаратного обеспечения. Благодаря этому улучшаются условия труда, повышаются качественные характеристики оборудования и увеличивается эффективность производственных процессов.

Для изучения на практике процессов, возникающих при работе кривошипного пресса, требуется строить графические зависимости кинематических параметров от времени. Построение зависимостей с дискретностью до 0,1 с в режиме реального времени для одного или нескольких последовательных циклов работы пресса практически невозможно без средств автоматизации с учетом того, что один цикл длится не более 4...5 с. В связи с этим разработка комплекса для измерения данных параметров является актуальной задачей.

В 2010 г. в Рыбинском государственном авиационном техническом университете имени П.А. Соловьёва совместно с Рыбинским полиграфическим колледжем был разработан комплекс для измерения кинематических параметров кривошипного пресса мод. КД2126. Структура комплекса приведена на рис. 1.

Комплекс состоит из кривошипного пресса мод. КД2126, интеллектуального модуля ввода и сопряжения и персонального компьютера.

Для изучения работы кривошипного пресса необходимо строить следующие графические зависимости кинематических параметров от времени: скорость ползуна, ускорение ползуна, угловую скорость кривошипного вала и угловое ускорение кривошипного вала.

Для их построения к прессу подключаются следующие датчики: датчик смещения ползуна пресса, датчик давления воздуха в муфте пресса и датчик углового перемещения шатуна. С аналоговых датчиков сигнал оцифровывается и передается в компьютер через интерфейс USB для программной обработки и построения требуемых таблиц и графиков.

Разработанный комплекс состоит из аппаратной части, которая измеряет требуемые характеристики кривошипного пресса, переводит их в цифровой код и передает в компьютер. Программная часть осуществляет прием данных с аппаратной части и обрабатывает их. Под обработкой в программе понимается вычисление требуемых характеристик, так как необходимо выводить на графики и в таблицы не только те характеристики пресса, которые снимаются непосредственно датчиками, но и вычисляемые параметры, такие как скорость и ускорение, которые получаются математической обработкой исходных данных.

В качестве модуля ввода и сопряжения применяют L-Card E154 [1]. Модуль имеет 12-разрядный АЦП с 8 входными каналами и частотой преобразования 120 кГц на каждом канале, что позволяет снимать значения с пресса с большой скоростью и точностью, а также имеет программное управление с компьютера, работающего под операционными системами Windows 98/NT/2000/Vista и Linux.

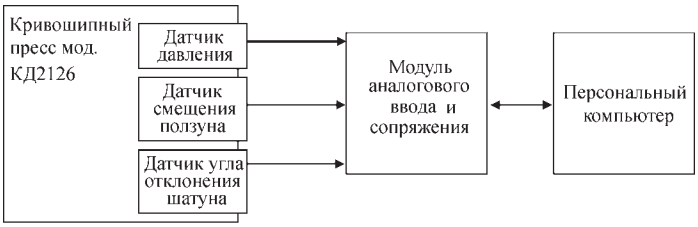


Рис. 1. Структура комплекса

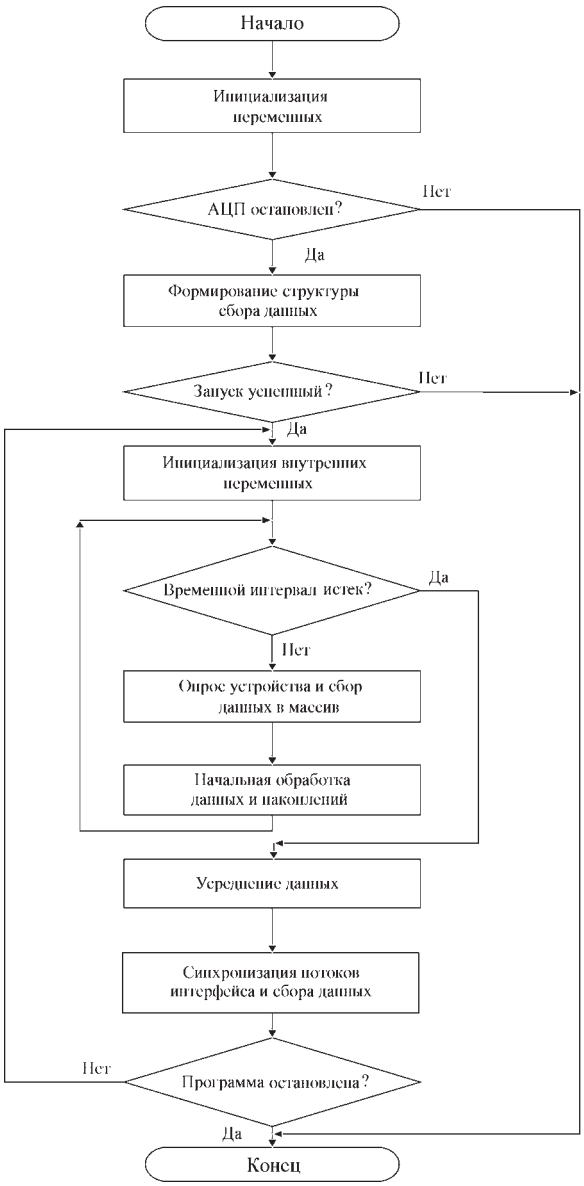


Рис. 2. Блок-схема основного алгоритма программы

В качестве датчиков используют датчик давления DMP 330L, троссиковый датчик SG10, инкрементный энкодер DRS 61.

Программное обеспечение комплекса разработано в среде Delphi, выполняет следующие функции:

- управление окнами приложения;
- настройка интерфейса и аппаратных средств комплекса;
- ввод исходных данных с пресса;
- автоматическое построение графиков зависимостей;
- отображение результатов эксперимента в виде графиков;
- отображение результатов эксперимента в виде таблиц;
- сохранение графиков и таблиц в файл;
- импорт файла с результатами эксперимента.

Блок-схема основного алгоритма программы представлена на рис. 2.

В самом начале, перед входом в бесконечный цикл, стандартным образом происходит инициализация необходимых структур данных и пробное подключение к устройству. Если все эти этапы пройдены успешно, то программа

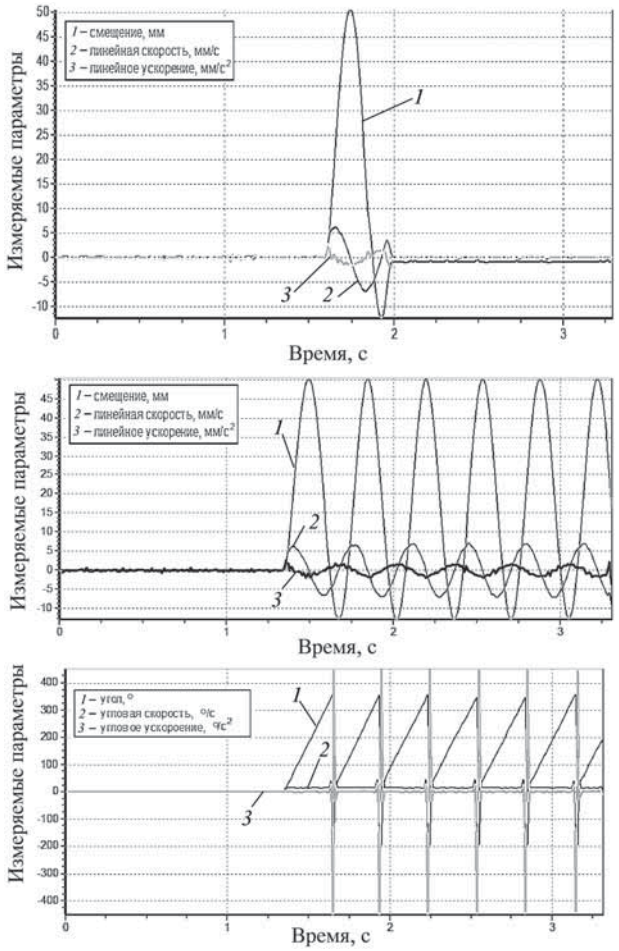


Рис. 3. Результаты экспериментов

приступает непосредственно к получению целевых данных с аппаратной части.

Главное окно содержит меню, вспомогательные кнопки для начала работы.

Программа позволяет снимать данные как в одиночном режиме, так и в автоматическом. Производные вычисляются по формулам пятых разностей (см. кн.: Шуп Т. Прикладные численные методы в физике и механике / пер. с англ. С.Ю. Славянова; под ред. С.П. Меркурьева. М.: Высшая школа, 1990. 255 с.). Результаты экспериментов приведены на рис. 3.

Заключение. Для изучения работы кривошипного пресса необходимо строить следующие графические зависимости кинематических параметров от времени: скорость ползуна, ускорение ползуна, угловую скорость кривошипного вала и угловое ускорение кривошипного вала.

Применение разработанного аппаратно-программного комплекса позволяет значительно сократить время исследования и построения графиков зависимостей.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Внешние** модули АЦП/ЦАП. Электрон., текстовые, граф. дан. (100 Кб). 1 http://lcard.ru/products/external/e-154: цв. Систем. требования: ПК 486 или выше; 32 Мб ОЗУ; Windows 95/98/NT/XP/Vista; SVGA 32768; 640×480; мышь; браузер Firefox; подключение к Internet.

Роман Алексеевич Малышев, канд. техн. наук,
ramk2005@mail.ru;
Василий Борисович Смирнов;
Никита Михайлович Савин

УДК 620.179.131

Ю.Г. Гуревич, Е.А. Чудинова *(Курганский государственный университет)*

Технология изготовления инструментального композиционного материала сталь–белый чугун из стружковых отходов чугуна и стали

Разработана технология получения инструментального композиционного материала из стружковых отходов чугуна и стали методом пропитки стальной стружки жидким чугуном и последующей закалки. Исследованы механические свойства полученного материала и показано, что они соизмеримы со свойствами карбидочугуна и карбидостали.

Ключевые слова: стружковые отходы; сталь; чугун; технология; композиционный материал.

The technology to obtain of composite tooling material made from cast iron cutting waste and steel cutting waste by means of impregnation of steel with liquid cast iron and subsequent hardening are developed. The mechanical properties of the obtained material are studied and is shown that it are comparable to those of carbide cast iron and of carbide steel.

Keywords: cutting waste; steel; cast iron; technology; composite material.

В настоящее время все более широкое применение находят композиционные материалы – материалы, состоящие из двух или более компонентов, различающихся по своему химическому составу и разделенных ярко выраженной границей. Такие материалы имеют свойства, отличающиеся от свойств составляющих их компонентов.

Известен процесс получения инструментального композиционного материала сталь–белый чугун, который применяют для выглаживания деталей из цветных металлов [1]. Белый чугун имеет низкий коэффициент трения, высокую твердость (износостойкость) и в отличие от металлокерамики не допускает задиров при выглаживании. Способ получения такого композиционного материала достаточно сложный, требует применения специальной установки и легированных сталей. Поэтому изготовление композиционного инструментального материала Ст3–белый чугун (Ст3–БЧ) из стружковых отходов производства является актуальной задачей.

Разработанная технология получения композиционного материала Ст3–БЧ методом пропитки стали жидким чугуном состояла в следующем. Чугунную и стальную стружку измельчали до размеров частиц 3...5 мкм. В контейнер диаметром 40 мм (толщина стенки 1,5 мм) насыпали слоями стружку низкоуглеродистой стали Ст3 (50 %) и стружку серого чугуна (50 %). Толщина каждого слоя не более 2 мм, при большей толщине слоев возможна не полная пропитка стали чугуном.

Контейнер помещали в печь, нагревали до температуры плавления чугуна, но не выше 1280 °С, после расплавления чугуна выдерживали необходимое время и далее извлекали из печи. После извлечения из печи контейнер с полученным композиционным материалом быстро опускали в воду. Закалка в воде обеспечивала в стали ледебуритную неоднородность в виде белого чугуна.

Общее содержание углерода в композите – 1,65 %.

В таблице приведены микроструктура, твердость и микротвердость фаз исследуемого композиционного материала в зависимости от времени выдержки. При выдержке смеси стали и чугуна в печи менее 15 мин необходимая пропитка чугуном стальных частиц и диффузионная сварка между частицами стали и чугуна, а также необходимая степень науглероживания стали не происходили. Частицы чугуна были крупными и проковать такой материал было невозможно (см. рис. 1).

Проковать полученный композиционный материал удалось только после выдержки ≈15 мин. Как видно из рис. 2, включения ледебурита доэвтектоидного чугуна проявляются в виде разорванной сетки. Толщина включений до 2000 мкм.

При большом увеличении на фоне пакетного мартенсита (микротвердость 6000 МПа) виден ледебурит (микротвердость 10 000 МПа), вокруг которого выпал игольчатый мартенсит с мелкими включениями аустенита (толщина слоя ≈1000 мкм). Появление остаточного аустенита объясняется высоким содержанием углерода в волокнах стали, граничивших с чугуном.

При определенных режимах ковки достигалась хорошая пластическая деформация полученного композиционного материала Ст3–БЧ, что позволило переделать его в полосы различной толщины. Ковку осуществляли в интервале температур 750...680 °С, толщина заготовок при ковке уменьшалась в 8–10 раз.

После получения пластин нужной толщины их подвергали закалке от 820 °С через воду в масло и отпуску от 150 °С.

Из микроструктуры полученных после ковки пластин (рис. 4) видно, что волокна, обогащенные мелкими частицами ледебурита, вытянулись в строчки. Именно такая структура обеспечивает композиционному материалу необходимые свойства. Известно, что высокий уровень свойств получают тогда, когда волокна обогащаются мелкими частицами первичного цементита и выстраиваются в параллельные слои (см. Шерби О.Д., Уодсфорд Д. Дамасская сталь // В мире науки. 1985. № 4. С. 75–80).

Сопротивление износу композиционного материала Ст3–БЧ после закалки и низкого отпуска пластин 9,56 Дж/мг соизмеримо с сопротивлением износу карбидочугуна (10,25 Дж/мг) и карбидостали (12,00 Дж/мг) [2].

Из поковок композиционного материала Ст3–БЧ после закалки и низкого отпуска (твердость 61...63 HRC)

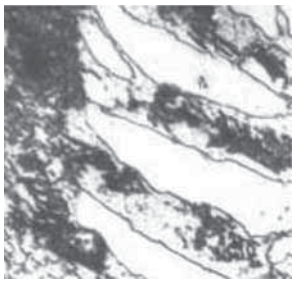
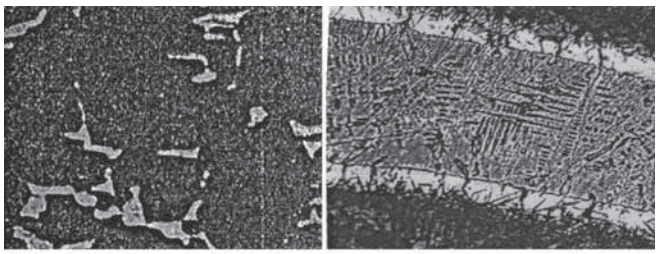


Рис. 1. Микроструктура композита материала 50 % Ст3 – 50 % СЧ20 (1,65 % С) после расплавления чугуна, выдержки менее 15 мин и закалки. ×600



а) *б)*

Рис. 2. Включения белого чугуна в мартенситной матрице в виде пластин, неравномерно распределенных в поле зрения: *а* – ×400; *б* – ×1000

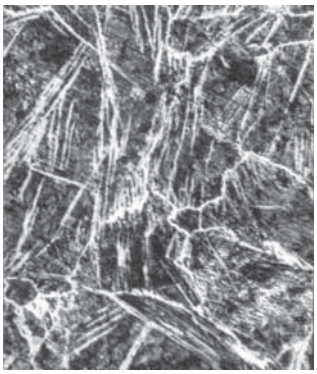


Рис. 3. Мартенсит с включениями аустенита. Вторичный цементит в виде тонких пластин, расположенных вокруг зерен (видманштеттова структура). ×400

Рис. 4. Микроструктура композиционного материала 50 % Ст3–50 % СЧ20 после ковки. ×400

Микроструктура, твердость и микротвердость фаз композиционного материала Ст3–БЧ (1,65 % С) в зависимости от времени выдержки при температуре 1280 °С

Время выдержки, мин	Твердость после отжига/после закалки, HRC	Микроструктура	Микротвердость фаз, МПа/содержание, %		
			Аустенит	Мартенсит	Ледебурит
5...10	–/62...63	Крупные включения белого чугуна в мартенситной матрице (рис. 1)	–/5	6500/60	10 000/30
12...15	32...36/61...63	Включения белого чугуна в мартенситно-карбидной матрице в виде пластин, неравномерно распределенных в поле зрения (рис. 2)	–/8	6000/70	10 000/23
>15	–/60...61	Мартенсит с включениями аустенита. Вторичный цементит в виде тонких пластин, расположенных вокруг зерен (видманштеттова структура) (рис. 3)	–	–	–

были изготовлены выглаживатели деталей из алюминия и бронзы.

Рассматривали выглаживание с жесткой схемой закрепления инструмента, рабочая часть выглаживателя была заточена по цилиндру. В качестве обрабатываемых материалов использовали бронзу БрАЖ9 и алюминиевый сплав АК12 (АЛ2). Экспериментальные исследования проводили на станке 16К20Ф3, параметр шероховатости измеряли на профилографе-профилометре Абрис ПМ-7.

Среднеарифметическое отклонение профиля выглаженной поверхности $Ra < 0{,}2$ мкм, что является соизмеримым с результатами обработки алмазом и минералокерамикой.

Заключение. Разработана технология изготовления инструментального композиционного материала сталь–белый чугун методом пропитки стальной стружки жидким чугуном и последующей закалки. Полученный композиционный материал Ст3–БЧ можно применять для выглаживателей деталей из бронзы и алюминия.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Гуревич Ю.Г., Марфицын В.В.** Электроконтактная химико-термическая обработка инструментальной стали для выглаживателей // Технология машиностроения. 2009. № 4. С. 23–25.

2. **Гуревич Ю.Г., Анциферов В.Н., Савиных Л.М. и др.** Износостойкие композиционные материалы. Екатеринбург: УО РАН, 2005. 216 с.

Юрий Григорьевич Гуревич, д-р техн. наук,
ygg@rambler.ru;
Елена Александровна Чудинова

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 11.07.2013 г. Подписано в печать 21.08.2013 г. Формат 60×88 1/8.
Бумага офсетная. Усл. печ. л. 5,88. Свободная цена.
Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ООО "Издательство Машиностроение".
Отпечатано в ООО "Белый ветер". 115407, Москва, Нагатинская наб., д. 54, пом. 4.