

Председатель
редакционного совета и
Главный редактор
СЕМЁНОВ Е.И.

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

Зам. Главного
редактора
КЛЕЙЗЕР П.Е.

Редакционный совет:

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

Ответственные
за подготовку и выпуск
номера:

ДЮБКОВА Н.В.
БЕЛАВЕНЦЕВ Р.Ю.
СЕРИКОВА Е.А.

Журнал зарегистрирован
в Государственном Комитете
Российской Федерации по печати.

Свидетельство о регистрации
ПИ № 77-12218 от 29.03.02

За содержание рекламных
материалов ответственность
несет рекламодатель

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

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



СОДЕРЖАНИЕ

Литейное и сварочное производства

- Михайлов Д.П., Романов Л.М. Расчет шихты на единицу массы расплава заданного состава 3
- Беляков А.И., Беляков А.А., Жуков А.А. Модификаторы для получения чугуна с шаровидным графитом 5
- Чернышов Е.А. Литейные конструкционные нелегированные стали и их зарубежные аналоги 15
- Грушко О.Е., Гурева М.А., Овчинников В.В., Шамрай В.Ф., Гуменников А.Н. Свариваемость и механические свойства холоднокатаных листов сплава системы Al-Mn 21

Кузнечно-штамповочное производство

- Климичев С.Б., Веденев С.Л., Захаров Д.Г., Красиловский Д.М. Развитие гибких технологий мелкосерийного штамповочного производства в ОАО "ГАЗ" . . . 24
- Галкин В.В., Кошелев О.С., Пачурин Г.В., Белкин А.С. Циклическая долговечность листовых деталей из титановых сплавов BT20 и OT4-1 26

Прокатно-волочильное производство

- Сафьянов А.В., Тазетдинов В.И., Вольберг И.И., Дановский Н.Г., Смирнов В.Г., Никитин К.Н. Новые направления в технологии производства труб из коррозионно-стойких труднодеформируемых сталей и сплавов 30

Материаловедение и новые материалы

- Руднева В.В. Развитие теории и освоение нанотехнологии плазмометаллургического производства карбида кремния для гальванотехники 36
- Макаренко А.Г., Самборук А.А., Ермошкин А.А., Борисенкова Е.А. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез карбида и нитрида титана из гранулированной шихты 42

Информация

- Семенцев А.М. Лазерная обработка литейных сталей 49
- Филиппов А.А., Пачурин Г.В., Гушин А.Н., Пачурин В.Г. Повышение качества поверхности стального проката под калибровку перед высадкой крепежных изделий 51
- Абрамова Н.Б., Аптекарева О.Н. Разработка технологии изготовления заготовок для медных стенок кристаллизаторов МНЛЗ 53
- Отчёт о XX МНТК "Информационные технологии в науке, технике и образовании" 56

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

Журнал выходит при содействии:

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

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

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

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

Editorial Assistants
KLEYZER P.E.

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

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

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

An advertiser is responsible
for the promotional materials

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

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



CONTENTS

Casting and Welding Productions

- Mikhailov D.P., Romanov L.M.** Calculation of charge a per unit melt weight of an ordered composition 3
- Belyakov A.I., Belyakov A.A., Jukov A.A.** Conditioning agents for manufacture the globular graphite iron 5
- Chernyshov E.A.** Cast construction non-alloyed steels and its foreign analogs 15
- Grushko O.E., Gureeva M.A., Ovchinnikov V.V., Shamray V.F., Gumennikov A.N.** Weldability and mechanical properties of the cold-rolled sheets of Al-Mn alloy 21

Forging and Stamping Productions

- Klimychev S.B., Vedeneev S.L., Zakharov D.G., Krasilovsky D.M.** Development of flexible manufacturing technologies of short -run stamping production on JSC "GAZ" 24
- Galkin V.V., Koshelev O.S., Pachurin G.V., Belkin A.S.** Fatigue crack life of sheet details made of titanium alloys BT20 and OT4-1 26

Rolling and Drawing Productions

- Safianov A.V., Tazetdinov V.I., Volberg I.I., Danovsky N.G., Smirnov V.G., Nikitin K.N.** New directions in technologies of manufacture of rust-resistant hardly-deformed steels and alloys tubes 30

Physical Metallurgy and New Materials

- Rudneva V.V.** Development of theory and nanotechnology of silicon carbide plasmotechnical production for electroplating 36
- Makarenko A.G., Samboruk A.A., Ermoshkin A.A., Borisenkova E.A.** Self-propagation high-temperature synthesis of titanium carbide and titanium nitride from the granulated batch 42

Information

- Sementsev A.M.** Laser treatment of cast steels 49
- Filippov A.A., Pachurin G.V., Gushin A.N., Pachurin V.G.** Increase of the surface quality of rolled steel before hardware parts upset 51
- Abramova N.B., Aptekareva O.N.** The development of making technology of crystallizers copper sides of continuous moulding casters 53
- The report** on the XX-th "Informational technology in science, engineering and education" 56

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

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



УДК 621.74

Д.П. Михайлов, Л.М. Романов (Московский государственный индустриальный университет)

Расчет шихты на единицу массы расплава заданного состава

Рассмотрены вопросы составления уравнений для расчета шихты при выплавке стали в дуговых электропечах. Предложена формула для оценки приведенного содержания элемента в шихтовом материале, учитывающая коэффициент выхода жидкого металла. Представленная методика позволяет повысить эффективность производства стали в электропечах.

The article considers the generation of equations for the charge sizing at electric furnace steel manufacture. The formula for the estimation of reduced elements content in charge is offered. The formula takes into account the yield factor of the melt.

В настоящее время существует несколько вариантов составления систем уравнений для расчета шихты. Это связано с наличием разных подходов к решению данного вопроса. Например, авторы работ [1, 2] рекомендуют вести расчет на единицу массы расплава, а авторы работы [3] – на единицу массы шихты. Использование разных уравнений приводит к различным результатам расчета.

Рассмотрим вывод системы уравнений для расчета шихты на единицу массы расплава заданного состава [1]. Авторы принимают, что доля j -й составляющей в шихте соотносится с долей в готовом сплаве через уравнение

$$x_{iш} = x_{iж} / K_j,$$

где $x_{iж}$ – доля j -й составляющей в расплаве; K_j – коэффициент усвоения или выход жидкого металла из j -й составляющей шихты, $0 \leq K_j \leq 1$.

Содержание i -го легирующего элемента в расплавленном материале шихты предлагают определять через его содержание в шихте по формуле

$$\mathcal{E}_{iж} = \mathcal{E}_{iш} K_{\mathcal{E}ij},$$

где $\mathcal{E}_{iш}$ – содержание элемента \mathcal{E}_i в j -й составляющей шихты, % мас.; $K_{\mathcal{E}ij}$ – коэффициент усвоения i -го элемента из j -й составляющей шихты.

Таким образом, обычно используемые для расчета шихты балансовые неравенства

$$\mathcal{E}_{iж}^H \leq \sum_{j=1}^n \mathcal{E}_{iж} x_{jж} \leq \mathcal{E}_{iж}^B,$$

технологические ограничения на содержание отдельных компонентов в готовом сплаве $q \leq x_{jж} \leq p$ и уравнение для суммы всех компонентов шихты после расплавления $\sum_{j=1}^n x_{jж} = 1$ приобретают вид:

$$\mathcal{E}_{iж}^H \leq \sum_{j=1}^n \mathcal{E}_{iш} K_{\mathcal{E}ij} x_{jш} K_j \leq \mathcal{E}_{iж}^B; \quad (1)$$

$$q \leq x_{iш} K_j \leq p; \quad (2)$$

$$\sum_{j=1}^n x_{jш} K_j = 1, \quad (3)$$

где $\mathcal{E}_{iж}^H$ и $\mathcal{E}_{iж}^B$ – нижний и верхний расчетные допустимые содержания элемента \mathcal{E}_i в сплаве, % мас.; n – количество компонентов шихты.

Авторы работы [2] в расчетных формулах используют приведенное содержание i -го элемента в j -м материале шихты $\mathcal{E}_{ijпр}$, которое по значению совпадает с $\mathcal{E}_{iж}$:

$$\mathcal{E}_{ijпр} = \mathcal{E}_{ij} \frac{100 - Y_{\mathcal{E}ij}}{100} = \mathcal{E}_{ij} K_{\mathcal{E}ij}, \quad (4)$$

где $\mathcal{E}_{ij} = \mathcal{E}_{ijш}$ – содержание расчетного элемента \mathcal{E}_i в j -м компоненте шихты, % мас.; $Y_{\mathcal{E}_{ij}}$ – угар элемента \mathcal{E}_i в j -м компоненте шихты; $K_{\mathcal{E}_{ij}}$ – коэффициент усвоения элемента \mathcal{E}_i из j -го компонента шихты.

Коэффициент выхода жидкого металла вычисляют по формуле [1]

$$K_j = (100 - Y_j)/100,$$

где Y_j – угар j -й составляющей шихты в ходе плавки.

Но данный вариант формулы не является единственным. Если учесть известное соотношение для Y_j [1]

$$Y_j = \sum_{i=1}^m \mathcal{E}_{ij} Y_{\mathcal{E}_{ij}}/100,$$

то после несложных преобразований может быть получена формула

$$K_j = \sum_{i=1}^m K_{\mathcal{E}_{ij}} \mathcal{E}_{ij} / 100, \quad (5)$$

где m – число элементов в j -й составляющей шихты, включая основу.

Анализ уравнения (5) показывает, что коэффициент выхода жидкого металла равен сумме произведений коэффициентов усвоения элементов на их доли в твердом шихтовом материале, т.е. сумме долей элементов, после плавления. Отсюда следует, что для оценки концентрации элемента в материале после плавления необходимо его долю в расплаве отнести к сумме долей всех элементов, которая равна K_j , и умножить на 100. Таким образом, приведенное содержание i -го элемента в j -м материале шихты $\mathcal{E}_{ijпр}$ нужно оценивать по соотношению

$$\mathcal{E}_{ijпр} = \mathcal{E}_{ij} K_{\mathcal{E}_{ij}} / K_j \text{ или } \mathcal{E}_{ijпр} = \mathcal{E}_{ij} \frac{100 - Y_{\mathcal{E}_{ij}}}{100 K_j}. \quad (6)$$

Поскольку значение $\mathcal{E}_{ijж}$ совпадает с $\mathcal{E}_{ijпр}$, то, подставив выражение (6) в уравнение (1) вместо $\mathcal{E}_{ijш} K_{\mathcal{E}_{ij}}$, получим

$$\mathcal{E}_{ijж}^H \leq \sum_{j=1}^n \mathcal{E}_{ij} K_{\mathcal{E}_{ij}} x_{jш} \leq \mathcal{E}_{ijж}^B. \quad (7)$$

Таким образом, соотношения (2), (3) и (7) составляют систему уравнений, которая может быть применима для расчета шихты.

Анализ системы уравнений для расчета шихты, предложенной авторами работы [3], показывает, что балансовые уравнения аналогичны уравнениям (7), но сумму компонентов шихты предлагают вычислять иначе:

$$\sum_{j=1}^n x_{jш} = 1. \quad (8)$$

Проведем сравнение результатов расчета шихты по различным схемам. В качестве примера возьмем плавку стали 30Х13 в дуговой печи с окислением. Требуемый состав стали следующий, % мас.: 0,26...0,35 С; 12,0...14,0 Cr; остальное – Fe. С учетом погрешностей дозирования нижний и верхний расчетные допустимые содержания хрома в уравнениях составляли 12,11 и 13,89 % соответственно. Вследствие проведения режима плавки с окислением нижний и верхний расчетные допустимые содержания углерода составляли 0,51 и 0,55 %.

Сравнение вариантов расчета шихты с использованием предлагаемых уравнений и рекомендованных авторами работ [1–3] представлено в таблице. Оптимизацию состава шихты проводили по стоимости материалов. Технологические ограничения на содержание отдельных компонентов в готовом сплаве были представлены в виде $0 \leq x_{jш} K_j \leq 1$.

Состав шихты по различным вариантам расчета

Материал	Варианты расчета шихты					
	А		Б		В	
	доля в расплаве	доля в твердой шихте	доля в расплаве	доля в твердой шихте	доля в расплаве	доля в твердой шихте
Сталь 30Л	0,726	0,755	0,728	0,757	0,742	0,771
Передельный чугун М1	0,078	0,082	0,077	0,082	0,071	0,075
Феррохром ФХ010	0,196	0,206	0,195	0,205	0,187	0,196
Всего	1,0	1,043	1,0	1,043	1,0	1,043
Стоимость	–	4652,5	–	4629,0	–	4463,1

Примечание. А – вариант, описанный в работах [1, 2]; Б – вариант, предложенный в работе [3]; В – предлагаемый авторами вариант.

В целях сравнения результатов расчета шихты по варианту *Б* с остальными проведен пересчет состава шихты на получение единицы массы жидкого сплава. При этом увеличилось и расход феррохрома, и общая стоимость шихты. Видно, что наименьший расход дорогостоящего феррохрома получен в варианте *В*.

В ходе оценки расчетного содержания хрома в расплаве для шихты, рассчитанной по варианту *А*, получено значение 12,7 %, а для варианта *Б* – 12,6 %, в то время как использование уравнений (3) и (7) (вариант *В*) дает 12,11 %. Аналогичная картина получена и для расчетного содержания углерода.

Причины появления завышенных результатов для вариантов авторов [1–3] различны. Для варианта *А* повышенный расход феррохрома вызван использованием в балансовом уравнении коэффициента выхода жидкого металла K_j . Поскольку этот коэффициент практически всегда меньше единицы, то для соблюдения соотношения нужно повысить значение доли составляющей в шихте $x_{jш}$. В случае использования варианта *Б* повышение доли составляющей шихты (феррохрома) вызвано использованием ошибочного уравнения (8), поскольку балансовые неравенства (7) справедливы только при использовании соотношения (3).

На основе использования уравнений (2), (3) и (7) разработано сервисное обеспечение для расчета шихты многокомпонентных сталей, выплавляемых в дуговой печи. Оно позволяет проводить расчет шихты, а также корректирующих добавок в среде электронных таблиц "Excel", используя метод Ньютона или метод сопряженных градиентов. Сервисное обеспечение представляет собой файлы шихтовых материалов и сплавов, по которым ведется расчет.

В каждом из файлов для конкретного сплава исходные данные и результаты расчета размещены в отдельных листах электронных книги:

– лист "Шихтовые материалы" содержит данные по применяемым шихтовым материалам;

– лист "Коэффициенты усвоения" содержит таблицы коэффициентов усвоения элементов из шихтовых материалов;

– лист "Печать" содержит информацию, выводимую на принтер: задаваемый и расчетный составы сплава, состав, массу и стоимость шихты, расчет корректирующих добавок;

– лист "Сплав, расчет" содержит задаваемый и расчетный составы данного сплава, массу плавки, вид футеровки, данные по расчетному содержанию элементов в шихтовых материалах с учетом коэффициентов усвоения, пределы допустимого изменения содержания компонентов шихты, результаты ее расчета, информацию о режиме плавки (с окислением или без окисления).

Сервисное обеспечение для расчета шихты при выплавке сталей в дуговой печи было внедрено в условиях фасонно-литейного цеха ОАО "Северсталь". Его использование позволило стабилизировать составы выплавляемых сталей, существенно снизить расход дорогостоящих ферросплавов, сократить время плавки, расход электроэнергии и потери на угар.

Таким образом, предлагаемый подход к расчету шихты показал свою высокую эффективность при производстве стали в дуговых электродуговых печах.

ЛИТЕРАТУРА

1. Курдюмов А.В., Тен Э.Б. Расчет оптимального состава шихты на ЭВМ. М.: "Металлургия", 1984. 72 с.
2. Козлов Л.Я., Колокольцев В.М., Вдовин К.Н. и др. / под ред. Л.Я. Козлова. Производство стальных отливок: Уч. для вузов. М.: МИСИС, 2003. 352 с.
3. Трухов А.П., Маляров А.И. Литейные сплавы и плавка: Уч. для студ. высш. уч. заведений. М.: Издательский центр "Академия", 2004. 336 с.

Дмитрий Петрович Михайлов, канд. техн. наук;
Лев Михайлович Романов, д-р техн. наук

А.И. Беляков, А.А. Беляков (ОАО "Металлитмаш", г. Коломна), А.А. Жуков (РГАТА, г. Рыбинск)

Модификаторы для получения чугуна с шаровидным графитом

Приведены составы, свойства и рекомендации по применению модификаторов для производства чугуна с шаровидным графитом. Рассмотрены отечественные и зарубежные производители модификаторов.

The paper brings data about compounds, properties and recommendations on application of conditioning agents for globular graphite iron manufacture. The domestic and foreign manufacturers of the conditioning agents are considered.

Магний является одним из первых металлов, которые начали использовать для получения чугуна с шаровидным графитом (ЧШГ).

Будучи активным элементом магний вступает в соединение с серой и кислородом, растворенными в чугуне, и присутствует в расплаве в виде соединений

MgS, MgO, Mg₂Si и др. Вследствие низкой температуры кипения и высокой упругости пара в промышленных условиях магний целесообразно применять только в установках, обеспечивающих безопасные условия работы.

1. Химический состав магния по ГОСТ 804–93, % мас.

Марка магния	Mg, не менее	Fe	Si	Ni	Cu	Al	Mn	Na	Ti	Сумма примесей
Mг96	99,96	0,004	0,004	0,0020	0,002	0,006	0,004	0,010	–	0,04
Mг95	99,95	0,004	0,004	0,0007	0,003	0,006	0,010	0,005	0,014	0,05
Mг90	99,90	0,040	0,009	0,0010	0,004	0,020	0,030	0,010	–	0,10

Хотя формированию шаровидного графита способствуют многие химические элементы (церий, кальций, литий и др.), магний и лигатуры с его содержанием остаются наиболее экономичными и перспективными сфероидизаторами графита при производстве ЧШГ. Остаточное содержание магния в чугунах, обеспечивающее полную сфероидизацию графита и требуемый комплекс физико-химических и служебных свойств ЧШГ, обычно составляет 0,03...0,06 % мас. и зависит от количества серы, кислорода и других примесей в исходном чугуне.

Согласно ГОСТ 804–93 технически чистый первичный магний поставляют в чушках массой 8 кг (табл. 1).

Чушки из магния необходимо хранить в сухих, закрытых, хорошо вентилируемых складских помещениях.

Существенным недостатком, ограничивающим применение технически чистого Mg для получения

ЧШГ, является бурное протекание реакции с расплавом чугуна, сопровождаемое обильным дымовыделением и пироэффектом.

Магний, как модификатор, поставляют также в виде гранул с размером частиц 0,5...1,6 мм. Содержание металлического магния в МГП-1 и МГП-2 соответственно не менее 92 и 90 % мас. при содержании ионов хлора соответственно 2,5 и 4,0 %.

Гранулированный магний чаще применяют не как компонент, а в смеси с добавками, в основном с ферросилицием ФС75.

Химический состав и свойства ферросилиция различных марок, применяемых в литейном производстве, приведен в табл. 2 и 3.

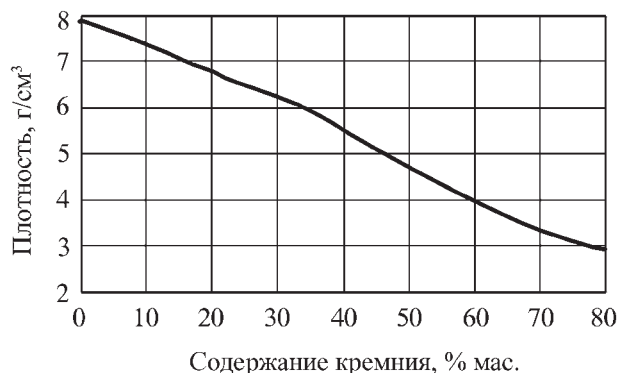
Вследствие значительной разности плотностей железа и кремния существует обратная зависимость между плотностью ферросилиция и содержанием в нем кремния (рисунок).

2. Химический состав электропечного ферросилиция, % мас.

Марка ферросилиция	Si	C	S	P	Al	Mn	Cr	Ca
		не более						
ФС92	>92	–	0,02	0,03	2,5	0,2	0,2	0,5
ФС90	>90	–	0,02	0,03	3,5	0,2	0,2	–
ФС75	74...80	–	0,02	0,05	1,5	0,3	0,3	–
ФС65	63...68	–	0,02	0,05	2,5	0,4	0,4	–
ФС45	41...47	–	0,02	0,05	2,0	0,6	0,5	–
ФС35	23...27	0,8	0,02	0,06	1,0	0,9	1,0	–
ФС20	19...23	1,0	0,02	0,20	1,0	1,0	0,3	–

3. Свойства электропечного ферросилиция

Характеристика	Марка ферросилиция					
	ФС20	ФС25	ФС45	ФС65	ФС75	ФС90
Содержание кремния, % мас.	19...23	23...27	41...47	63...68	74...89	>89
Температура плавления, °С	1190...1250	1190...1320	1210...1300	1210...1250	1210...1315	1210...1315
Кажущаяся плотность, г/см ³	<6,7	5,2...6,5	4,9...5,4	3,1...3,6	2,8...3,1	2,4...2,5



Влияние содержания кремния в ферросилиции на его плотность

Для того чтобы увеличить плотность, а также снизить пирозэффект при введении модификаторов, на основе магния в них добавляют различные тяжелые элементы. Длительное время одним из наиболее простых и надежных модификаторов считались сплавы Mg–Ni, Mg–Cu, в которых вторые компоненты являются легирующими добавками, повышающими механические свойства чугуна.

Фирма Affilips Moster Alloys (Нидерланды), официальным представителем в России которой является ЗАО "Нордмет-М", выпускает Cu–Mg и Ni–Mg модификаторы, состав и свойства которых приведены в табл. 4 и 5.

Фирма SKW (Германия) выпускает аналогичные модификаторы на основе никеля и меди (табл. 6).

4. Химический состав Cu–Mg модификаторов, % мас.

Марка модификатора	Mg	Cu	Pb	Sn	Fe	Ni	Si	Cu+Mg
			не более					не менее
CuMg10	9,0...11,0	Основа	0,05	0,05	0,10	0,05	0,05	99,70
CuMg15	14,0...16,0	Основа	0,05	0,05	0,10	0,05	0,10	99,60
CuMg20	18,0...22,0	Основа	0,05	0,05	0,10	0,05	0,15	99,50

5. Ni–Mg модификаторы и вид их поставки

Марка модификатора	Размер кусков модификатора	Марка модификатора	Размер кусков модификатора
NiMg4 NiMg5	4...50 мм; 4...100 мм; 4...150 мм	Ni60Mg16Si6Fe Ni60Mg16Si6CeFe Ni63Mg16Si6Fe Ni63Mg16Si6CeFe	4...50 мм; 10...150 мм; 50...200 мм
NiMg15 NiMg20 NiMg15Ce Ni47Mg16Si20Fe Ni47Mg16Si20CeFe	4...50 мм; 10...150 мм; 50...200 мм	NiMg5Fe35 NiMg6Fe35 NiMg5CeFe35 NiMg6CeFe35	< 1 кг; < 2,5 кг

6. Модификаторы, выпускаемые фирмой SKW (Германия)

Марка модификатора	Химический состав, % мас.						Фракционный состав, мм
	Mg	C	Si	Fe	PЗМ	Ni	
		не более					
VL1 (LC)	15,0...17,5	0,1	<2,0	<1,0	–	Ост.	12...50 75...150
VL1 (M)	15,0...17,5	2,0	<2,0	<1,0	1,0	Ост.	75...150
FeNiMg (M)	15,0...17,5	1,5	<7,5	<9,5	1,0*	Ост.	12...50
NiSiMg (M)	15,0...17,5	1,0	28...32	Ост.	1,0*	47...51	75...125
VL2 (O)	15,0...17,5	1,0	18...20	Ост.	–	48...52	10...150
VL3 (M)	4,0...7,0	0,2	<0,2	–	1,0*	Ост.	По 2,5 кг
VL4 (M)	4,5...6,0	2,0	<2,0	32...37	1,0*	Ост.	По 0,8 кг
CuMg (M)	15,0...17,5	0,5	<1,0	<1,0	1,0*	Cu – ост.	10...60

* Поставляется также без PЗМ. Сокращение Ост. – остальное.

Ni–Mg лигатуры используют при производстве главным образом никельсодержащих ЧШГ. Церий и другие РЗМ эффективно нейтрализуют негативное влияние Pb, Sb, Bi и Ti. Использование Ni–Mg лигатур увеличивает эффективность усвоения магния в жидком чугуне по сравнению с чистым магнием благодаря более высокой плотности лигатуры.

Однако их высокая стоимость заставила искать новые виды модификаторов. Широкое распространение получили сплавы Fe–Si–Mg. В Англии, например, 90 % отливок из высокопрочного чугуна получают с помощью этой лигатуры. В США используют также сплавы Fe–Si–Mg–РЗМ.

Норвежская фирма "Элкем а/с" производит 15 типов FeSiMg модификаторов, в которых содержание кремния является постоянным, а содержание других элементов варьируется (табл. 7).

Стандартный фракционный состав: 1...10 мм; 1...20 мм; 4...35 мм.

Фирма SKW (Германия) производит 29 типов FeSiMgCa модификаторов (табл. 8).

В Японии для производства ЧШГ используют в основном лигатуры, выпускаемые фирмой "Кусака" (табл. 9). С увеличением содержания магния в этих лигатурах соответственно увеличивается содержание РЗМ, Ca и Si.

7. Химический состав FeSiMg модификаторов, выпускаемых фирмой "Элкем а/с", % мас.

Марка модификатора	Si	Mg	РЗМ	Ca	Al
					не более
FeSiMg1	44...48	2,75...3,5	1,75...2,5	0,2...0,5	1,0
FeSiMg2	44...48	4,3...4,8	0,4...0,6	0,5...1,0	1,0
FeSiMg3	44...48	4,0...4,5	1,5...2,0	1,5...2,0	1,0
FeSiMg4	44...48	5,0...6,0	0,25...0,4 La	0,4...0,6	1,0
FeSiMg5	44...48	5,5...6,5	0,8...1,2	0,8...1,2	0,8...1,2
FeSiMg6	44...48	5,5...6,5	–	0,3...0,5	1,0
FeSiMg7	44...48	5,0...6,0	1,8...2,3	1,9...2,4	1,0
FeSiMg8	44...48	5,5...6,5	0,4...0,6	0,5...1,0	1,0
FeSiMg9	44...48	5,5...6,0	0,8...1,0	0,5...1,0	0,3
FeSiMg10	44...48	5,0...6,0	0,35...0,65	1,2...1,8	1,0
FeSiMg11	44...48	5,5...6,5	0,8...1,2	2,5...3,5	1,0
FeSiMg12	44...48	6,0...7,0	0,8...1,2	3,0...3,5	1,0
FeSiMg13	44...48	8,5...9,1	0,9...1,1	2,7...3,3	1,0
FeSiMg14	44...48	9,0...10,0	0,8...1,2	0,8...1,2	1,0
FeSiMg15	44...48	5,0...6,0	5,0...7,0	1,8...2,3	1,0

8. Химический состав и свойства FeSiMgCa модификаторов, выпускаемых фирмой SKW (Германия)

Марка модификатора	Химический состав, % мас.				Плотность, г/см ³	Температура плавления, °С
	Mg	Ca	РЗМ	Si		
VL63 (M)	5,5...6,3	2,0	0,7	45	4,0...5,0	1000
VL63 (O)	5,5...6,3	2,0	0	45		
VL63 (M)X	6,5...7,5	3,0	0,7	45		
VL63 (M)TC	6,0...7,0	1,3	0,7	45		
VL63 (M)3	5,6...6,2	2,0	0,3	45		
VL63 (S)	5,0...6,0	2,0	2,0	45	4,0...5,0	1000
VL63 (R)	5,0...5,5	1,2	1,6	45		
VL69 (M)	6,0...8,0	2,0	0,6	45		

Марка модификатора	Химический состав, % мас.				Плотность, г/см ³	Температура плавления, °С
	Mg	Ca	PЗМ	Si		
VL53 (M)	9,0...11,0	2,0	0,7	44	—	—
VL53 (O)	9,0...11,0	2,0	0	44	3,8...4,8	1000
VL53 (S)	9,0...11,0	2,0	2,5	44	—	—
FeSiMg5 (M)	5,0...6,3	1,3	0,6	45		
FeSiMg5 (O)	5,0...6,3	1,3	0	45	3,8...4,8	1000
FeSiMg9 (M)	8,0...10,0	1,5	0,6	44		
FeSiMg9 (O)	8,0...10,0	1,5	0	44		
Denodul 5	5,0...6,0	1,5	2,5	45		
VL7 (M)	5,5...6,5	0,5	0,6	45		
VL7 (O)	5,5...6,5	0,5	0	45		
Noduloy 3	3,7...4,2	0,7	1,6	45		
VL44 (S)	27...29	3,2...4,2	1,8...2,2	< 55		
VL44 (M)	27...29	3,2...4,2	0,8...1,2	< 55		
VL55 (M)	30...32	3,4...4,4	0,8...1,2	< 55		
VL55 (O)	30...32	3,4...4,4	0	< 55		
VL61 (M)**	20...22	2,5...3,5	< 1,0	< 50		
VL62 (M)	42...45	4,5...6,0	0,8...1,2	< 45		
VL62 (O)	42...45	4,5...6,0	0	< 45		
VL81 (M)	36...38	4,5...5,5	0,8...1,2	< 45		
VL81 (O)	36...38	4,5...5,5	0	< 45		
VL81 (S)	36...38	4,5...5,5	2,0...2,5	< 45		

9. Химический состав FeSiMgCa лигатур, выпускаемых фирмой "Кусака" (Япония), % мас.

Тип модификатора	Mg	Ca	PЗМ	Si
3	2...4	1...2	1...3	42...47
4	3...5	2...3	2...3	40...45
6	5...7	2...3	2...3	40...45
8	7...9	2...3	3...4	40...45
10	9...11	3...4	4...5	40...45
15	14...16	3...4	6...7	45...50
20	19...21	3...4	6...7	45...50
30	29...31	3...4	7...8	55...60

Составы FeSiMgCa модификаторов, выпускаемые другими фирмами, приведены в табл. 10.

Лигатуры для производства ЧШГ, выпускаемые зарубежными фирмами, характеризуются высокой

однородностью химического состава и узкими диапазонами массовых долей Mg, PЗМ и Ca.

В России используют главным образом лигатуры, содержащие железо—кремний—магний—кальций (ЖКМК) и ФСМг (табл. 11 и 12).

Челябинским НИИ металлургии совместно с рядом организаций разработана технология получения комплексных модификаторов типа ФСМг (ТУ 14-5-134—86), которые отличаются от выпускавшихся ранее (типа ЖКМК) пониженным содержанием кальция. По сравнению с обычными железокремниймагниевыми модификаторами (ЖКМ) в них существенно сужены и стабилизированы пределы содержания компонентов, дополнительно присутствует 1...2 % PЗМ (табл. 12 и 13).

Модификаторы типа ФСМг7 и ФСМг5 пятого класса крупности, которые можно рекомендовать для внутриформенной обработки ЧШГ, близки по своим составам к широко применяемым зарубежным аналогам (см. табл. 6—9).

В последнее время на Российском рынке появились новые модификаторы, получаемые в условиях быстрого охлаждения. За счет высокой скорости охла-

10. Модификаторы, выпускаемые фирмами Югославии, США, Болгарии и Англии

Производитель	Марка модификатора	Химический состав, % мас.					Фракционный состав, мм
		Mg	Ca	PЗМ	Si	Al	
TOVARNA OUSIKA RUSE (Югославия)	R NOSTAND5	5,0...6,0	1,6	0,8	45...48	До 1,2	0,5...40,0
	R NOSTAND10	9,0...10,0	До 1,6	До 0,8	45...48	До 1,2	0,5...40,0
	R NOKOM	6,0...6,5	0,7...0,9	0,9...1,0	46...47	До 1,0	3,0...6,0
	R NOFORM*	6,0...6,5	До 0,5	До 0,5	46...47	До 1,0	1,0...3,0
Foot Mineral (США)	Нодюлой3К	2,8...3,3	0,8...1,3	0,7...1,0	44...48	—	—
	Нодюлой5К-1	5,0...6,0	0,8...1,3	0,6...0,9	44...48	—	
	Нодюлой5К-2	5,0...6,0	0,8...1,3	0,9...1,2	44...48	—	
	Нодюлой5С*	5,0...6,0	0,8...1,3	0,5...0,75	44...48	—	
	Нодюлой9R	8,5...10,0	1,0...1,5	0,5...0,75	44...48	—	
	Нодюлой5LC	5,0...6,0	0,8...1,3	0,3...0,4	44...48	—	
Завод "Прогресс" (Болгария)	СКМ7	5,0...7,0	1,5...4,0	0,5...1,0	50...55	0,5...2,0	0,5...10,0
	СКМ7И*	5,0...7,0	0,3...1,5	0,3...0,6	45...52	0,5...1,5	1,6...6,0
	СКМ7Л*	5,0...7,0	1,0...3,0	0,5...1,0	20...30	0,5...2,0	0,5...20,0
Materials Methods Ltd. (Англия)	PROCALOY16*	5,0...7,0	0,2...0,7	0,4...0,6	45...50	0,5...1,0	0,5...4,0
	PROCALOY16F	5,25...6,75	2,5...3,5	0,4...0,6	40...47	0,5...1,0	>4,0
	PROCALOY20	5,0...6,0	1,5...2,0	0,8...1,0	40...50	0,5...1,2	0,5...4,0
	PROCALOY20F	4,75...5,75	3,25...4,0	0,75...1,0	40...47,5	0,5...1,2	>4,0
	PROCALOY25	3,5...4,2	0,5...1,25	1,4...1,6	45...50	0,5...1,0	2,0...12,0
	PROCALOY36*	3,4...3,6	0,1...0,6	1,4...1,6	45...50	0,5...1,0	0,5...4,0
	PROCALOY41*	3,7...4,2	0,1...0,6	1,0...1,5	45...50	0,5...1,0	0,5...4,0
	PROCALOY42	4,5...5,0	1,25...1,75	1,5...2,0	42...47	0,5...1,0	0,5...12,0
	PROCALOY52	5,0...5,5	1,5...2,0	1,0...1,5	42...47	0,5...1,0	0,5...12,0
PROCALOY62	5,0...6,0	2,0...2,5	0,5...1,0	42...47	0,5...1,0	0,5...4,0	

*Рекомендуются для внутриформенного модифицирования.

11. Химический состав кремний–магний–кальциевых модификаторов, % мас.

Марка модификатора	Mg	Ca	Si	PЗМ*1	Марка модификатора	Mg	Ca	Si	PЗМ*1					
			не менее					не менее						
ОАО "Челябинский электрометаллургический комбинат"					КМ-2	8...12	8...15	45...60	—					
ЖКМК-1 9...12 12...20 —					КМ-3	7...10	8...15		3...6					
					ЖКМК-2 6...9 12...20 —					КМ-4*2	5...8	8...15	3...6	
										ЖКМК-3 9...12 6...12 40 —				
					ЖКМК-4 6...9 6...12 —									
										ЖКМК-5 9...12 До 6 —				
					ЖКМК-6 6...9 До 6 —									
Институт проблем литья национальной академии наук Украины					*1 По требованию заказчика в любую лигатуру может быть введено не более 10 % PЗМ.									
КМ-1 3...6 8...15 45...60 3...6					*2 3...6 % Ва. *3 4...8 % Ва.									

12. Химический состав и области применения модификаторов типа ФСМг

Марка модификатора	Массовая доля, %						Рекомендуемые области применения
	Mg	Ca	PЗМ	Si	Al	Fe	
					не более		
ФСМг2	1,5...2,5	2,0...4,0	1,0...2,0	55...70	1,2	Ост.	Графитизация
ФСМг3	2,5...3,5	2,0...4,0	1,0...2,0	55...70			Модифицирование
ФСМг4	3,5...4,5	0,2...1,0	1,0...2,0	55...70			Получение ЧВГ
ФСМг5	4,5...6,5	0,2...1,0	0,3...1,0	45...55			Получение ЧВГ
ФСМг7	6,5...8,5	0,2...1,0	0,3...1,0	45...55			Внутриформенная и ковшевая обработка ЧШГ
ФСМг9	8,5...10,5	0,2...1,0	0,3...1,0	50...60			Ковшевая обработка ЧШГ

Примечания: ЧВГ – чугуны с вермикулярным графитом; Ост. – остальное.

13. Классы крупности модификаторов типа ФСМг

Класс крупности	Размер частиц, мм	Массовая доля продукта в партии, %, не более	
		надрешеточного	подрешеточного
1	1...20	5	3
2	10...20	5	3
3	1...10	8	8
4	5...10	8	8
5	1...5	8	8
6	< 1	10	–

ждения расплава (1000 °С) достигается высокая степень однородности структурных составляющих. При этом повышается плотность и достигается равномерность распределения активных элементов (Mg, Ca и др.). Данные о таких модификаторах, производимых ООО "Промышленная Компания НПП", приведены в табл. 14–16.

Для модифицирования ЧШГ широко применяют магниевую порошковую проволоку. Немецкая фирма SKW выпускает 13 типов подобной проволоки (табл. 17).

INFORM® – проволока для обработки жидкого металла, заполненная порошкообразными магнием, ферросилицием либо смесью легирующих добавок. Корпус этой проволоки чаще всего стальной.

Аналогичную проволоку выпускают и Российские предприятия. Например, ОАО "Чепецкий механиче-

14. Рафинирующие модификаторы (ТУ 14-5-248–01)

Марка модификатора	Химический состав, % мас.						Фракционный состав, мм
	Mg	Ca	PЗМ	Al	Si	Fe	
				не более			
FeSiMg317	2,7...3,3	0,8...1,2	6,5...7,4	2,5	45...48	Ост.	0,8...6
FeSiMg803	7,5...8,4	0,3...0,5	2,8...3,2	1,5	45...48		
FeSiMg910	8,5...9,5	0,8...1,2	–	1,2	45...48		
FeSiMg750	6,5...7,4	4,5...5,4	–	1,5	45...48	Ост.	1...20
FeSiCa15Mg6	5,5...6,4	14,0...16,0	–	2,0	45...55		
Reflow®10	Сумма активных элементов (Mg, Ca, PЗМ, Ba) > 10				45...55		
Reflow®20	5,0...7,0	8,0...12,0	1,5...3,5	1,5	40...45		

15. Сфероидизирующие модификаторы (ТУ 14-5-248–01)

Марка модификатора	Химический состав, % мас.							Фракционный состав, мм
	Mg	Ca	PЗМ	Ba	Si	Al	Fe	
FeSiMg401	4,0...4,5	0,3...0,5	0,8...1,2	–	50...55	До 1,2	Ост.	0,8...6,0; 6,0...15,0
FeSiMg501	4,7...5,3	0,3...0,5	0,8...1,2	–	50...55	До 1,2		1,0...5,0
FeSiMg521Ba2	4,7...5,3	1,5...2,0	0,5...0,8	1,8...2,2	45...48	До 1,5		0,8...6,0; 1,0...20,0
FeSiMg317 (ФСМг5-Б)	5,0...5,5	0,3...0,8	0,3...0,8	–	45...50	До 1,2		0,8...4,0
FeSiMg500-L	5,2...6,0	0,3...0,6	0,3...0,5 La	–	45...50	До 1,0		0,8...4,0
FeSiMg501-S	5,2...6,0	0,3...0,5	0,5...1,0	–	45...55	До 1,2		0,8...4,0
FeSiMg6 (ФСМг6-Б)	5,5...6,3	0,3...0,8	0,3...0,8	–	50...55	1,0...1,5		1,0...5,0
FeSiMg611	5,7...6,3	1,0...1,5	0,8...1,2	–	45...48	До 1,2		0,8...6,0
FeSiMg621	5,7...6,3	1,6...2,0	0,8...1,2	–	45...48	До 1,2		0,8...6,0
FeSiMg7 (ФСМг7-Б)	6,5...7,0	0,2...0,8	0,3...0,8	–	50...55	1,0...1,5		0,8...4,0
FeSiMg701	6,7...7,3	0,3...0,5	0,8...1,2	–	45...48	До 1,2		1,0...5,0
FeSiMg711	6,7...7,3	0,8...1,2	0,8...1,2	–	50...55	До 1,5		0,8...6,0
FeSiMg710Ba3	6,5...7,5	0,4...1,0	–	2,8...3,2	45...48	До 1,2		0,8...6,0; 1,0...20,0
FeSiMg731	6,5...7,5	2,8...3,2	0,6...1,0	–	45...48	До 1,2		0,8...6,0; 1,0...20,0
FeSiMg910Ba4	8,5...9,5	0,8...1,2	–	3,7...4,3	45...48	До 1,2		0,4...4,0; 0,8...6,0
FeSiMg915	8,5...9,5	0,8...1,2	4,6...5,4	–	45...48	До 1,5	0,8...6,0	
FeSiMg923	8,5...9,5	1,5...2,0	2,8...3,2	–	45...48	До 1,5	0,8...6,0; 1,0...20,0	

16. Графитизирующие модификаторы (ТУ 14-5-248–01)

Марка модификатора	Химический состав, % мас.									Фракционный состав, мм
	Si	PЗМ	Mn	Zr	Ba	Ti	Ca	Al	Fe	
*FeSi60MCR	60...65	1,5...2,0	–	–	–	–	2,0...3,0	1,5...2,5	Ост.	0,3...0,8; 0,4...3,0; 0,8...3,0; 0,8...6,0
FeSi40R10	40...45	10,0...12,0	–	–	–	–	0,5...1,0	<1,0		
*Inocsil®	68...73	0,2...0,5	–	–	–	–	0,8...1,5	3,5...4,5		
FeSi50Ca3Zr2	45...50	–	–	1,5...2,0	–	–	2,5...3,5	<1,0		
FeSi75Ba4	72...78	–	–	–	3,0...5,0	–	1,0...1,5	1,0...1,5		
FeSi65MnA	65...70	–	3,0...4,0	–	–	–	0,5...1,5	1,5...2,0		
Barinom®	60...65	–	7,0...10,0	–	4,0...6,0	–	2,0...3,0	1,0...1,5		
FeSi50Mn10Ba3	50...60	–	10,0...12,0	–	3,0...4,0	–	1,5...3,0	1,0...1,5		
Tialloy®	50...55	–	–	–	–	10...12	0,8...1,2	0,8...1,2		

ЛИТЕЙНОЕ И СВАРОЧНОЕ ПРОИЗВОДСТВА

Марка модификатора	Химический состав, % мас.									Фракционный состав, мм	
	Si	PЗМ	Mn	Zr	Ba	Ti	Ca	Al	Fe		
**Si-Extra®	72...78	—	—	—	—	—	<0,2	<0,5	Ост.	0,3...0,8; 0,4...3,0; 0,8...3,0; 0,8...6,0	
**Si-Extra®Z	72...78	—	—	1,0...1,5	—	—	<0,2	<0,5			
**Si-Extra®R	72...78	1,8...2,2	—	—	—	—	<0,2	<0,5			
FeSi60RMZ	55...60	1,8...2,2	2,5...3,5	2,5...3,5	—	—	1,0...1,5	<1,5			
Zircalloy®	70...75	—	—	1,0...2,0	—	—	2,0...2,5	<2,5			
*FeSi60CMZ	60...65	—	3,0...4,0	3,0...4,0	1,0...1,5	—	10,0...11,0	—			
ARSI® 1	20...25	10,0...15,0	—	—	—	—	3,0...4,0	Ост.	6,0...8,0	0,4...0,8; 0,8...4,0	
ARSI® 2	20...25	10,0...15,0	—	—	4,0...5,0	—	3,0...4,0		8,0...10,0		
Z-GRAPH®	58...65	—	6,0...7,0	6,0...7,0	2,5...3,0	—	1,0...1,5	<1,0	Ост.		1,0...5,0; 1,0...10,0
CARBAMAX®1	30...35	—	—	—	5,0...6,0	—	<0,5	<1,0			
CARBAMAX®2	25...30	—	—	—	9,0...12,0	—	<0,5	<1,0			
Графитизирующие модификаторы (ТУ 14-5-160–84)											
ФC65Ba1	60,0...70,0	—	0,4	—	0,1...2,0	—	—	<3,0	Ост.	1,0...3,0; 3,0...10,0	
ФC65Ba4		—		—	2,0...5,0	—	—				
ФC65Ba7		—		—	5,0...10,0	—	—				
ФC65Ba12		—		—	10,0...15,0	—	—	3,0...6,0			
*Модификатор дополнительно содержит 0,5...1,5 % Mg. **Модификатор дополнительно содержит 0,6...1 % Sr. Модификаторы CARBAMAX® содержат 45...50 % С. Модификаторы ФC65Ba содержат не более 0,4 % Cr, 0,04 % P.											

17. Магниева проволока INFORM®, выпускаемая фирмой SKW (Германия)

Тип проволоки	Диаметр, мм	Масса погонного метра проволоки, г	Масса модификатора в погонном метре, г	Масса упаковки, кг
G50	5,0	74	31	200
SR50	5,0	74	31	200
SB09	9,0	255	140	2000
G09	9,0	245	130	2000
SR09	9,0	255	140	2000
G09/25	9,0	200	127	1650
SR09/25	9,0	215	142	1750
SB09/25	9,0	225	150	1850
SMW09/25	9,0	225	150	1850
Z09/25	9,0	210	136	1750
G13	13,0	435	280	1800
SR13	13,0	460	300	1900
SB12	13,0	495	335	2100

18. Технические характеристики порошковой проволоки, выпускаемой ОАО "ЧМЗ"

Вводимый элемент	Наполнитель	Химический состав наполнителя, % мас.							Диаметр проволоки, мм					
		Al	C	Ca	Mg	S	Si	Другие	11	13	16	11	13	16
									Масса наполнителя, г/м			Доля наполнителя в проволоке, %		
Al	Алюминиевая сечка	>97							55...60	65...85	105...120	25...30	30...35	35...40
Mg	Гранулированный магний				>97				65...75	85...105	150...160	30...35	35...40	45...50
C	Графит молотый		>95			<0,05			100...115	105...125	160...200	40...45	40...45	45...50
Si	ФС75	<1,5					75		160...180	170...235	300...360	50...55	55...60	60...65
S	Серный колчедан					30...50			100...115	155...170	280...340	40...45	50...55	60...65
Ca	СК20	<1,0		20			45...60	Al ₂ O ₃	110...120	155...175	300...360	40...45	50...55	60...65
	СК30	<1,0		30			45...60		110...115	155...175	300...340	40...45	50...55	60...65
	Ca (гранулы); Al (сечка)	40		60					95...110	125...155	155...180	40...45	45...50	45...50
	Ca (гранулы) Гранулированный кальций			98					50...65	65...85	125...155	25...30	30...35	40...45
	SiCa и Ca (гранулы)	<1,0		40			40...45		100...120	155...175	220...240	40...45	50...55	55...60

ский завод" (ЧМЗ) выпускает порошковую проволоку трех типоразмеров с наружным диаметром 11, 13 и 16 мм (табл. 18). Проволока состоит из однородных по составу смесей требуемых элементов, упакованных в непрерывную стальную оболочку.

В качестве наполнителей используют силикокальций, кальций металлический, графит, смеси кальция с алюминием и др. Фракция наполнителей – до 2 мм.

Готовую проволоку поставляют в бухтах с внутренним диаметром 560 мм, наружным диаметром до 1200 мм и массой 500...1000 кг. В табл. 18 приведены подробные технические характеристики порошковой проволоки.

19. Порошковая проволока, выпускаемая ОАО "ЧСЗ" по ТУ 14-1-4923-90

Номинальный диаметр, мм	Предельные отклонения, мм
8,0; 9,0; 10,0	0,4
12,0; 14,0; 16,0	0,5
18,0; 20,0; 22,0	0,6

ОАО "Череповецкий сталепрокатный завод" (ЧСЗ) выпускает девять типоразмеров порошковой проволоки по ТУ 14-1-4923-90, соответствующей требованиям табл. 19.

Проволоку поставляют в бухтах массой 350...2000 кг; намотка проволоки – порядная.

ООО "НПП" выпускает смесевые модификаторы в порошковой проволоке для обработки ЧШГ (табл. 20).

20. Состав порошковой проволоки, выпускаемой ООО "НПП", по ТУ 14-5-248-01, % мас.

Марка проволоки	Mg	Ba	PЗМ	Si	Fe
Simag10	9,0...11,0	2,0...4,0	0,5...1,0	45,0...50,0	Ост.
Simag15	14,0...16,0	2,0...4,0			
Simag20	19,0...21,0	2,0...4,0			
Simag25	24,0...26,0	2,0...4,0			
Simag30	28,0...32,0	2,0...4,0		35,0...40,0	

При выборе и сопоставлении различных видов модификаторов необходимо учитывать множество факторов, которые условно можно разделить на три группы.

В первую группу входят технико-экономические показатели. К ним относятся стоимость и трудозатраты на получение модификатора, расход на тонну литья, необходимость затрат на создание оборудования для организации процесса, токсичность, пироэффект и стабильность процесса модифицирования.

Ко второй группе факторов, не менее важной по значению, следует отнести физико-химические свойства металлов и сплавов, используемых в качестве модификаторов. К ним в первую очередь относятся плотность в жидком состоянии, окисляемость, растворимость в чугунах, десульфорирующая способность. Важными характеристиками являются также

продолжительность сфероидизирующего эффекта, упругость паров компонентов, температура плавления, кипения и целый ряд других свойств.

В третью группу входят параметры, характеризующие влияние модификатора на структуру и физико-химические свойства чугуна. Это — влияние модификаторов на форму графита, отбеливаемость чугунов и механические свойства, литейные свойства чугуна и др.

Комплексное сопоставление этих трех групп факторов дает основание для выбора и использования того или иного модификатора. Естественно, что для различных видов модификаторов может быть предпочтительной одна группа факторов перед другой.

*Алексей Иванович Беляков, канд. техн. наук;
Алексей Алексеевич Беляков, инженер;
Анатолий Алексеевич Жуков, канд. техн. наук*

Е.А. Чернышов (Нижегородский государственный технический университет)

Литейные конструкционные нелегированные стали и их зарубежные аналоги

Приведены марки, химический состав и механические свойства после термообработки литейных конструкционных нелегированных сталей и их зарубежных аналогов.

The article brings the grades, chemical compounds and mechanical properties after thermal treatment of cast construction non-alloyed steels and their foreign analogs.

Большинство стальных отливок изготавливают из конструкционных нелегированных сталей, обладающих сравнительно хорошими литейными и механическими свойствами. В табл. 1 приведены сведения по применению этих сталей.

В состав конструкционных нелегированных сталей входят углерод, марганец, кремний, фосфор и сера. Основным элементом, характеризующим качество стали, является углерод. Сера и фосфор являются вредными примесями и поэтому их содержание ограничивается. Сера вызывает красноломкость, а фосфор снижает пластичность. При обычном содержании марганца в конструкционных нелегированных сталях он не оказывает существенного влияния на прочностные свойства, при содержании 0,6...0,9 % Mn предел прочности повышается всего лишь на 12 МПа. Основное значение марганца состоит в том, чтобы раскислять сталь и нейтрализовать вредное действие серы, связывая ее в химическое соединение MnS.

Кремний в нелегированной стали присутствует в качестве примеси, остающейся после раскисления стали ферросилицием. Кремний вводится в сталь как раскислитель и дегазатор, так как обладает большой способностью раскислять сталь и связывать газы [1].

Маркировка отечественных литейных конструкционных нелегированных сталей.

Пример условного обозначения литейной стали:

25Л ГОСТ 977–88.

В обозначении марок стали цифры означают среднее содержание углерода (в сотых долях процента), буква Л указывает, что сталь литейная.

Пример условного обозначения литейной стали для отливки, предназначенных для изделий, подлежащих приемке представителем заказчика:

25Л К20 ГОСТ 977–88.

Индексы "К" и "КТ" являются условными обозначениями категории прочности стали, следующее за ними число указывает значение требуемого предела текучести. Индекс "К" присваивается материалу в отожженном, нормализованном или отпущенном состоянии; индекс "КТ" — после закалки и отпуска.

Маркировка зарубежных литейных конструкционных нелегированных сталей.

Во Франции для обозначения литейных сталей в конце марки добавляется буква М (moule — литой), в Германии первые буквы GS (gupstahl), в Японии — буквы SC (steel casting).

1. Применение литейных конструкционных нелегированных сталей

Марка стали	Назначение
15Л	Для деталей, подвергающихся ударным нагрузкам и резким изменениям температуры, а также для деталей сварно-литых конструкций с большим объемом сварки
20Л	Для арматуры и деталей трубопроводов, фасонных отливок, изготавливаемых методом выплавляемых моделей, деталей сварно-литых конструкций с большим объемом сварки, ответственных деталей автосцепки (корпуса, тяговые хомуты, замковые упорные плиты)
25Л	Для станин прокатных станков, шкивов, траверс, поршней, мульд, корпусов подшипников, зубчатых колес, арматуры паровых турбин, осей, валов, баб паровых молотов и других деталей, работающих под действием средних статических и динамических нагрузок
30Л, 35Л	Для корпусов и обойм турбомашин, деталей гидротурбин, рычагов, балансиров, корпусов редукторов, муфт, шкивов, кронштейнов, станин, балок, бандажей, моховиков и других деталей, работающих под действием средних статических и динамических нагрузок
40Л, 45Л	Для станин, корпусов, муфт, тормозных дисков, шестерен, кожухов, вилок, звездочек. Для деталей бурильных труб, буровой трансмиссии, втулок компрессоров, деталей лебедки и других ответственных деталей, к которым предъявляются требования повышенной прочности и высокого сопротивления износу
50Л	Для шестерен, бегунков, колес, зубчатых венцов, зубчатых муфт подъемно-транспортных машин, ходовых колес, валков крупно-, средне- и мелкосортных станков для прокатки мягкого металла

Стали по стандартам DIN 1681 (Германия), NF A 32-051 (Франция), JIS G 5101 (Япония) маркируются по механическим свойствам. По стандарту NF A 32-501 в марке стали первое число указывает минимальное значение предела текучести $\sigma_{0,2}$ в МПа, а второе число – предел прочности σ_b в МПа. Стандарты DIN 1681 и JIS G 5101 указывают только σ_b (в кгс/мм² по DIN и в МПа по JIS).

В сталях, поставляемых по стандарту JIS G 5111, буквами А и В обозначаются состояния сталей: А – после нормализации с отпуском; В – после закалки с отпуском.

В США (стандарты ASTM) для литейных сталей в основном принята условная буквенно-цифровая маркировка. Стали, соответствующие стандарту А 27М, маркируются по механическим свойствам: первое число – значение σ_b в МПа, второе число – $\sigma_{0,2}$ в МПа. Для сталей, обладающих хорошей свариваемостью и предназначенных для сварных соединений, в марке указывается буква W, а в марках сталей, предназначенных для работы при низких температурах – буква L, а при высоком давлении – буква Р.

В табл. 2 приведен химический состав литейных конструкционных нелегированных сталей отечест-

2. Химический состав литейных конструкционных нелегированных сталей

Страна, стандарт	Марка стали	Массовая доля, %, в пределах или не более				
		C	Si	Mn	P	S
Россия, ГОСТ 977–88 Германия, DIN 1681 Япония, JIS G 5101	15Л	0,12...0,20	0,20...0,52	0,45...0,90	0,03...0,06	0,03...0,06
	GS-38	0,25	0,20...0,60	0,20...0,50	0,04	0,04
	SC 360	0,20	–	–	0,04	0,04
Россия, ГОСТ 977–88 США, ASTM: А 27М А 732М А 216М Германия, DIN 17245 Япония, JIS G 5151 Франция, NF A 32-60	20Л	0,17...0,25	0,20...0,52	0,45...0,90	0,03...0,06	0,03...0,06
	Grade U 415-205	0,25	0,80	0,75	0,05	0,06
	1A	0,15	0,20	0,20	0,04	0,045
	Grade WCA	0,25	0,60	0,70	0,04	0,045
	GS-C25	0,18...0,23	0,30...0,60	0,50...0,80	0,02	0,015
	SCPH 1	0,25	0,70	0,60	0,04	0,04
A 420C-M	0,23	0,60	1,0	0,03	0,03	

ЛИТЕЙНОЕ И СВАРОЧНОЕ ПРОИЗВОДСТВА

Страна, стандарт	Марка стали	Массовая доля, %, в пределах или не более				
		C	Si	Mn	P	S
Россия, ГОСТ 977–88	25Л	0,22...0,30	0,20...0,52	0,45...0,90	0,03...0,06	0,03...0,06
США, ASTM:						
А 27М	Grade 450-240	0,30	0,80	0,70	0,05	0,06
А 757М	А 10	0,30	0,60	1,0	0,025	0,025
А 732	2А	0,25...0,35	0,2...1,0	0,70...1,0	0,04	0,045
А 352М	LCA	0,25	0,60	0,70	0,04	0,045
Германия, DIN 1681	GS-45	0,25	0,60	0,20...0,50	0,04	0,04
Япония, JIS G 5101	SC 410	0,30	–	–	0,04	0,04
Франция:						
NF A 32-051	230-400-М(3)*	0,20	0,60	1,2	0,04	0,04
NF A 32-053	FA-М	0,25	0,50	1,0	0,04	0,035
Россия, ГОСТ 977–88	30Л	0,27...0,35	0,20...0,52	0,45...0,90	0,03...0,06	0,03...0,06
США, ASTM:						
А 27М	Grade 485-250	0,35	0,80	0,70	0,05	0,06
А 216М	Grade WCB	0,30	0,60	1,0	0,04	0,045
А 352М	LCB	0,30	0,60	1,0	0,04	0,045
Япония, JIS G 5101	SC 450	0,35	–	–	0,04	0,04
Россия, ГОСТ 977–88	35Л	0,32...0,40	0,20...0,52	0,45...0,90	0,03...0,06	0,03...0,06
США, ASTM	1	0,35	0,60	0,70	0,035	0,03
А 356М						
Германия, DIN 17245	GS-52	0,30	0,30...0,60	0,20...0,50	0,04	0,04
Япония, JIS G 5101	SC 480	0,40	–	–	0,04	0,04
Франция, NF A 32-051	280-480-М(3)	0,25	0,60	1,2	0,04	0,04
Россия, ГОСТ 977–88	40Л	0,37...0,45	0,20...0,52	0,45...0,90	0,03...0,06	0,03...0,06
США, ASTM	3А	0,35...0,45	0,20...1,00	0,70...1,00	0,04	0,045
А 732М	3Q					
Япония, JIS G 5111	SCC3	0,30...0,40	0,30...0,60	0,50...0,80	0,04	0,04
Россия, ГОСТ 977–88	45Л	0,42...0,50	0,20...0,52	0,45...0,90	0,03...0,06	0,03...0,06
Россия, ГОСТ 977–88	50Л	0,47...0,55	0,20...0,52	0,45...0,90	0,03...0,06	0,03...0,06
США, ASTM	4А	0,45...0,55	0,20...1,0	0,7...1,0	0,04	0,045
А 732М	4Q					
Германия, DIN 1681	GS-60	0,40	0,30...0,60	0,20...0,50	0,04	0,04
Япония, JIS G 5111	SCC5 (А или В)	0,40...0,50	0,30...0,60	0,50...0,80	0,04	0,04
Франция, NF A 32-051	370-650-М(3)	0,50	0,60	1,2	0,04	0,04

* По стандарту NF A 32-051 стали подразделяются на три категории, которые гарантируют соответственно:
1 – механические свойства;
2 – то же, что и категория 1, плюс химический состав;
3 – то же, что и категория 2, плюс ударная вязкость KCU при нормальной температуре.

венных марок и их зарубежных аналогов. Допускаемое содержание серы и фосфора в отечественных сталях зависит от метода производства (основная, кислая, основная мартеповская сталь) и от группы отливок. В табл. 2 нижний предел относится к отливкам из

основной стали, а верхний – к отливкам из кислой стали.

В табл. 3 приведены рекомендуемые виды термообработки для отливок из нелегированных сталей. Показатели механических свойств в термически обра-

3. Механические свойства литейных конструкционных нелегированных сталей после термообработки

Марка стали	Режимы термообработки	Размер, мм	Твердость, НВ	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %	Ударная вязкость КСУ, кДж/м ²	
15Л 15Л К20	Нормализация 910...930 °С, отпуск 670...690 °С	До 100	109...136	392	196	24	35	491	
	—	До 100	—	380	200	25	40	—	
	Отжиг. Нормализация, отпуск. Закалка, отпуск	—	—	380	175	23	35	—	
20Л 20Л К20	Нормализация 880...890 °С, отпуск 630...650 °С	До 100	116...144	412	216	22	35	491	
	Нормализация	—	—	415	205	22	30	—	
	Отжиг	—	—	414	276	24	—	—	
	Отжиг. Нормализация. Нормализация, отпуск. Закалка, отпуск. Нормализация, отпуск 595 °С. Закалка, отпуск 595 °С. Закалка 1050...1100 °С, вода	—	—	415...585	205	24	35	—	
	GS-C25	Закалка 920...960 °С, отпуск 600...700 °С. Нормализация 920...960 °С, отпуск 600...700 °С	До 100	—	440...590	245	22	—	—
	SCPH 1 A 420C-M	Отжиг. Нормализация	—	—	410	205	21	35	—
25Л 25Л К20	Нормализация 880...900 °С, отпуск 610...630 °С	До 100	121...151	441	235	19	30	392	
	Закалка 870...890 °С, отпуск 610...630 °С	До 100	—	491	294	22	33	343	
	Отжиг. Нормализация. Нормализация, отпуск. Закалка, отпуск	32	—	450	240	24	35	—	

ЛИТЕЙНОЕ И СВАРОЧНОЕ ПРОИЗВОДСТВА

Марка стали	Режимы термообработки	Размер, мм	Твердость, НВ	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %	Ударная вязкость КСУ, кДж/м ²
A 10	Закалка, отпуск	—	—	450	240	24	35	—
2A	Отжиг	—	—	448	310	25	—	—
LCA	Нормализация, отпуск 595 °С. Закалка, отпуск 545 °С	—	—	415...585	205	23	35	—
GS-45	—	До 100	—	450	230	22	31	—
SC410	Отжиг. Нормализация. Нормализация, отпуск. Закалка, отпуск	—	—	410	250	21	35	—
230-400-M(3)	Нормализация, отпуск	28	120...185	400	230	25	45	—
FA-M		28	120...185	380...530	230	18	26	—
30Л	Нормализация	До 100	131...157	471	255	17	30	343
30Л K25	880...900 °С, отпуск 610...630 °С	До 100	—	491	294	17	30	343
30Л KT30	Закалка 860...880 °С, отпуск 610...630 °С	До 100	—	491	294	17	30	343
Grade 485-250	Отжиг. Нормализация	—	—	485	250	22	30	—
Grade WCB	Нормализация, отпуск. Закалка, отпуск	—	—	485...655	250	22	35	—
LCB	Нормализация, отпуск 595 °С. Закалка, отпуск 545 °С	—	—	450...620	240	24	35	—
SC 450	Отжиг. Нормализация. Нормализация, отпуск. Закалка, отпуск	—	—	450	225	19	30	—
35Л	Нормализация	До 100	137...166	491	275	15	25	343
35Л K25	860...880 °С, отпуск 600...630 °С	До 100	—	540	343	16	20	294
35Л KT35	Закалка 860...830 °С, отпуск 600...630 °С	До 100	—	540	343	16	20	294
1	Нормализация, отпуск 595 °С	—	—	485	250	20	35	—
GS-52	—	До 100	—	520	260	18	25	—
SC 480	Отжиг. Нормализация. Нормализация, отпуск. Закалка, отпуск	—	—	480	245	17	25	—

Марка стали	Режимы термообработки	Размер, мм	Твердость, НВ	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %	Ударная вязкость КСУ, кДж/м ²
280-480-М(3)	Нормализация. Нормализация, отпуск	28	145...190	480	280	20	30	—
40Л 40Л К30	Нормализация 860...880 °С, отпуск 600...630 °С	До 100	146...173	520	294	14	25	294
40Л КТ35	Закалка 860...880 °С, отпуск 600...630 °С	До 100	—	540	343	14	20	294
3А	Отжиг	—	—	517	331	25	—	—
3Q	Закалка, отпуск	—	—	589	621	10	—	—
SCC3 (А)	Нормализация 850...950 °С, отпуск 550...650 °С	—	143	520	265	13	20	—
SCC3 (В)	Закалка 850...950 °С, отпуск 550...650 °С	—	183	620	370	13	20	—
45Л 45Л К30	Нормализация 860...880 °С, отпуск 600...660 °С	До 100	153...179	540	314	12	20	294
45Л КТ40	Закалка 860...880 °С, отпуск 550...600 °С	До 100	—	589	392	10	20	245
50Л 50Л К30	Нормализация 860...880 °С, отпуск 600...630 °С	До 100	159...190	569	334	11	20	245
50Л КТ40	Закалка 860...880 °С, отпуск 600...630 °С	До 100	—	736	392	14	20	294
4А	Отжиг	—	—	621	345	20	—	—
4Q	Закалка, отпуск	—	—	862	689	5	—	—
GS-60		До 100	—	600	300	15	21	—
SCC5 (А)	Нормализация 850...950 °С, отпуск 550...650 °С	—	163	620	295	9	15	—
SCC5 (В)	Закалка 850...950 °С, отпуск 550...650 °С	—	201	690	440	9	15	—
370-650-М(3)	Нормализация. Нормализация, отпуск	28	195...240	650	370	10	20	—

ботанном состоянии должны быть не ниже приведенных в табл. 3 и действительны не только для образцов, изготовленных из стандартной отдельно отлитой пробы, но и для отливок с толщиной стенок не более 100 мм. Пробы и отливки должны изготавливаться в одинаковых условиях.

Зарубежные стали поставляются в состоянии после нормализации и нормализации с отпуском, конкретные режимы не оговариваются. В связи с этим в табл. 3 для ряда сталей режимы термообработки не

указаны. При необходимости стали подвергаются также закалке с отпуском, однако получаемые при этом свойства в стандартах не приведены.

ЛИТЕРАТУРА

1. Воздвиженский В.М., Грачёв В.А., Спаский В.В. Литейные сплавы и технология их плавки в машиностроении. М.: Машиностроение, 1984. 432 с.

Евгений Александрович Чернышов, д-р техн. наук

О.Е. Грушко, М.А. Гуреева (ФГУП "Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов", Москва), В.В. Овчинников (ФГУП "Российская самолетостроительная корпорация "МиГ"), В.Ф. Шамрай (Институт металлургии им. А.А. Байкова РАН РФ), А.Н. Гуменников (ОАО "Московский завод гелиевой аппаратуры")

Свариваемость и механические свойства холоднокатаных листов сплава системы Al–Mn

Приведены данные по свариваемости листов из сплавов системы Al–Mn при аргонодуговой и точечной сварке и результаты исследований формообразования при холодной штамповке листов из сплавов системы Al–Mn с регламентированной структурой.

The article considers the weldability of the Al–Mn alloys sheets at argon arc and spot welds and also the investigation results of cold sheet stamping of Al–Mn alloy with restricted structure.

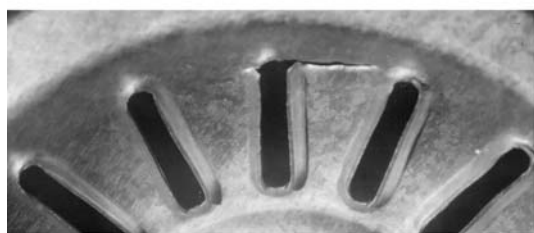
Листы сплавов системы Al–Mn широко применяют в различных отраслях промышленности для изготовления узлов, работающих в агрессивных средах с малыми внешними нагрузками. Благодаря высокой пластичности из листов сплавов системы Al–Mn методом холодной штамповки можно получать детали различной конфигурации. Сплавы системы Al–Mn хорошо свариваются всеми видами сварки, обеспечивая высокую герметичность полученных соединений.

Опыт применения сплавов системы Al–Mn в промышленных масштабах показал, что в некоторых случаях после холодной штамповки на поверхности деталей образуются дефекты в виде "апельсиновой корки" и надрыва (рис. 1). По-видимому, образование данных дефектов связано с микроструктурой листов и размером зерна.

Цель статьи – исследование возможности получения в листах сплавов системы Al–Mn регламентированной по размеру зерен структуры.



а)



б)

Рис. 1. Дефект в виде "апельсиновой корки" (а) и надрыва (б) на деталях из сплава АМц, полученных холодной штамповкой

Методика проведения исследований. Исследовали два сплава, условно обозначенные А и Б, химический состав которых приведен в табл. 1.

Микроструктуру сплавов изучали на оптическом микроскопе Neophot-2 при различных увеличениях. Шлифы подвергали обычному и цветному травлению.

Для исследования свойств сварных соединений проводили сварку стыковых соединений пластин. Сварку осуществляли автоматической аргонодуговой сваркой (ААрДЭС) на режиме: ток дуги 75...90 А; скорость сварки 12...15 м/ч; расход аргона через горелку 8...9 л/мин. При сварке применяли присадочную проволоку СвАМц диаметром 1,6 мм.

Точечную сварку выполняли на машине МТВ-8002, подбирая параметры режима (ток импульса, длительность импульса и силу сжатия электродов), обеспечивающие получение ядра точки диаметров 5,2...5,6 мм.

На листах сплавов А и Б изучали влияние степени холодной деформации с разным типом исходной структуры на механические и коррозионные свойства.

Результаты исследований. Свойства холоднокатаных листов из исследуемых сплавов системы Al–Mn после различных режимов термической обработки приведены в табл. 2, из которой следует, что нагрев при 320 °С, 1 ч, позволяет на листах сплава А получить структуру, которая обеспечила при сохранении высокого уровня относительного удлинения δ повышение предела текучести $\sigma_{0,2}$ на 50 %. На сплаве Б была получена структура с разной величиной зерна. Изменение размера зерна в интервале 50...300 мкм (50 мкм – нагрев в селитре при 500 °С, 5 мин; 300 мкм – нагрев в воздушной печи при 370 °С, 1 ч) на уровне механических свойств не сказывается. Однако на поверхности образцов, испытанных на растяжение, с зерном 350 мкм отмечается наличие дефекта в виде "апельсиновой корки".

1. Химический состав (% мас.) исследуемых сплавов системы Al–Mn

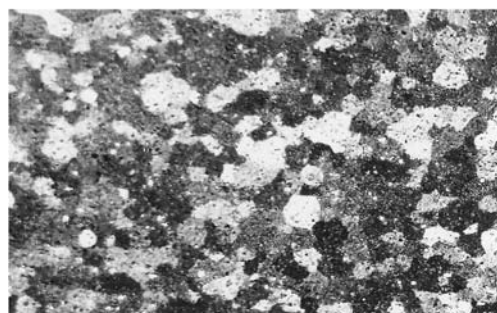
Сплав	Mn	Fe	Si	Al
А	0,5	1,0	< 0,05	Остальное
Б	1,3	0,4	0,2	Остальное

2. Свойства холоднокатаных листов из исследуемых сплавов системы Al–Mn после различных режимов термической обработки

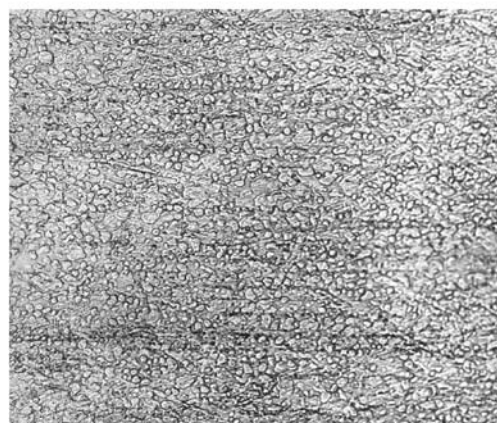
Режим термической обработки	Сплав А					Сплав Б		
	σ_b	$\sigma_{0,2}$	$\delta, \%$	H	R_{min}	σ_b	$\sigma_{0,2}$	$\delta, \%$
	МПа			мм				
Нагрев в воздушной печи при 320 °С, 1 ч, охлаждение на воздухе	1000	630	32,7	7,9	0,2s	1750	1640	10,0
Нагрев в воздушной печи при 370 °С, 1 ч, охлаждение на воздухе	–	–	–	–	–	940	520	44,5
Нагрев в селитре при 500 °С, 5 мин, охлаждение в воде	930	380	36,5	9,7	0,5s	980	490	47,6

Обозначения: R_{min} – минимальный радиусгиба; s – толщина листа; H – проба по Эриксену.

Типичная структура сварных соединений листов сплава Б толщиной 2,5 мм, приведенная на рис. 2, свидетельствует, что сварной шов имеет крупнозернистую структуру, между швом и основным металлом нет резкой границы перехода, зона сплавления плавно переходит в основной металл.



а)



б)

Рис. 2. Микроструктура сплава Б после нагрева в воздушной печи до 370 °С, 1 ч и охлаждения на воздухе, $\times 50$: а – лист; б – сварное соединение, полученное ААрДЭС

Угол загиба определяли на образцах со снятым проплавом и усилением. Результаты испытаний свойств сварных соединений приведены в табл. 3. Разрушение всех образцов при осевом растяжении происходит по основному материалу на расстоянии 15...50 мм от линии сплавления.

Термомеханическую обработку листов осуществляли путем дополнительной холодной прокатки со степенями деформации 10 и 40 %, имитирующей деформацию при холодной штамповке деталей. Результаты испытаний механических свойств листов приведены в табл. 4.

Установлено, что степень деформации при холодной прокатке не оказывает существенного влияния на склонность листов к межкристаллитной и расслаивающей коррозии после нагревов в воздушной печи при 320 °С, 1 ч и селитре при 500 °С, 5 мин.

Таким образом, полученные результаты по исследованию листов сплавов системы Al–Mn показали, что для получения регламентированной по размеру зерна структуры необходимо наличие повышенного содержания железа. Преимущество по повышению $\sigma_{0,2}$ в листах, имеющих структуру, полученную по механизму непрерывной рекристаллизации, сохраняется при

3. Свойства сварных соединений холоднокатаного листа сплава Б

Режим термической обработки перед сваркой	Угол загиба, °	σ_s , МПа, с проплавом и усилением
Нагрев в воздушной печи при 370 °С, 1 ч, охлаждение на воздухе	$\frac{168...177}{171}$	$\frac{89...104}{97}$
Нагрев в селитре при 500 °С, 5 мин, охлаждение в воде	$\frac{166...173}{169}$	$\frac{108...116}{111}$

Примечание. В числителе приведены минимальное и максимальные значения, в знаменателе – среднее значение.

4. Механические свойства листов сплава А после дополнительной холодной прокатки (поперечное направление)

Режим термической обработки перед прокаткой	Степень деформации при прокатке, %	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
Нагрев в воздушной печи при 320 °С, 1 ч, охлаждение на воздухе	—	$\frac{90...94}{92}$	$\frac{38...40}{39}$	$\frac{35,4...37,6}{36,5}$
	10	$\frac{121...123}{122}$	$\frac{57...76}{66}$	$\frac{32,4...33,7}{33,0}$
	40	$\frac{163...168}{165}$	$\frac{141...146}{143}$	$\frac{2,9...3,1}{3,0}$
Нагрев в селитре при 500 °С, 5 мин, охлаждение в воде	—	$\frac{99...106}{102}$	$\frac{62...66}{63}$	$\frac{31,1...34,3}{32,7}$
	10	$\frac{116...121}{118}$	$\frac{90...95}{92}$	$\frac{26,4...28,7}{27,5}$
	40	$\frac{159...166}{162}$	$\frac{126...149}{137}$	$\frac{3,1...4,2}{3,6}$

Примечание. В числителе приведены минимальное и максимальное значения, в знаменателе — среднее значение.

наложении дополнительной деформации со степенью 10 %. Увеличение степени деформации до 40 % устраняет это преимущество. Листы и их сварные соединения имеют высокую коррозионную стойкость и равнопрочны, что свидетельствует о хорошей свариваемости.

На основании проведенной работы выпущена технологическая рекомендация ТР1-595-34-357-2003 "Получение листов из сплавов АМц и типа АМц с регламентированной рекристаллизованной структурой".

Листы сплава АМц (сплав А) были использованы для изготовления герметичных контейнеров (рис. 3, а). Конструктивно контейнер представляет собой сварную конструкцию, состоящую из двух половинок, получаемых методом холодной штамповки. Детали контейнера соединялись между собой герметичным бортовым швом (рис. 3, б). Для выполнения бортового соединения применяли ААрДЭС на переменном токе с наложением на дугу модулированных импульсов тока (амплитуда тока 650...700 А при длительности импульса 0,05...0,08 с). Для заполнения контейнера и отбора компонентов в контейнер ручной аргонодуговой сваркой вваривались два штуцера с резьбовыми наконечниками. К сварному соединению и основному металлу предъявляют высокие требования по герметичности в условиях глубокого охлаждения жидким азотом.

На рис. 3, в приведена макроструктура бортового соединения контейнера, полученного ААрДЭС. Испытания партии контейнеров (50 000 шт) гелиевым течеискателем показали, что по сравнению с обычным сплавом АМц применение сплава с регламентированной по размеру зерен структурой (сплав А) позволяет сократить число бракованных изделий до 0,3 % от партии.

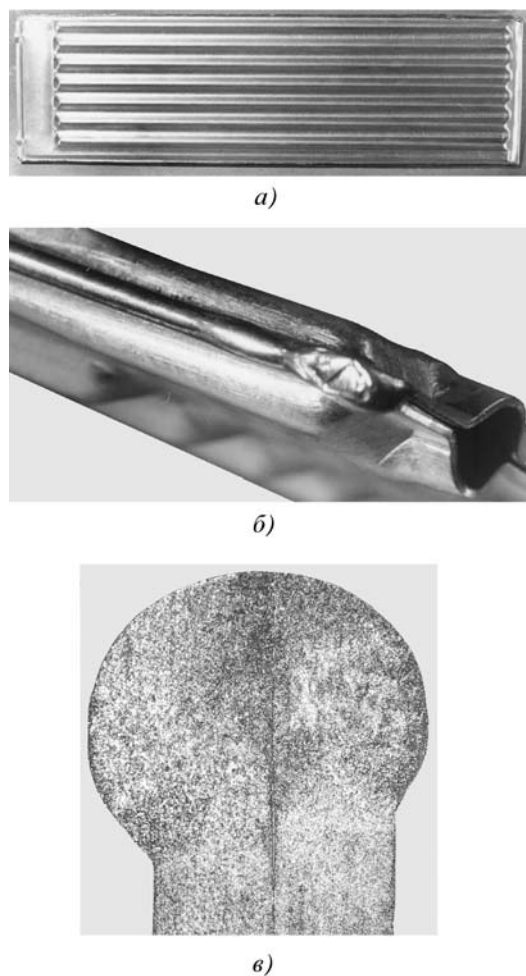


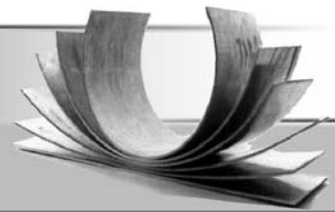
Рис. 3. Сварной контейнер (а), внешний вид (б) и макроструктура (в), $\times 12$, сварного соединения контейнера

Исследования свариваемости сплава А при контактной точечной сварке показали возможность получения соединений с требуемым диаметром ядра. Это создает предпосылки для использования сплава в качестве перегородок в баковых конструкциях легкомоторных самолетов.

Выводы

1. Для получения листов сплава системы Al—Mn с регламентированной по размеру зерен структурой необходимо повышенное содержание железа в сплаве.
2. Увеличение степени деформации листов до 40 % устраняет повышение предела текучести, полученного за счет формирования регламентированной структуры.
3. Сплавы системы Al—Mn с регламентированной структурой и повышенным содержанием железа удовлетворительно свариваются аргонодуговой и точечной сваркой и обеспечивают высокую степень герметичности сварных соединений.

Ольга Евгеньевна Грушко, д-р техн. наук;
 Марина Алексеевна Гуреева, канд. техн. наук;
 Виктор Васильевич Овчинников, д-р техн. наук;
 Владимир Федорович Шамрай, д-р техн. наук;
 Александр Николаевич Гумеников, инженер



Авторы данного раздела являются выпускниками и работниками кафедры "Машиностроительные технологические комплексы и обработка металлов давлением" Нижегородского государственного технического университета

УДК 620.178.3:620.194.8

С.Б. Климычев, С.Л. Веденеев, Д.Г. Захаров, Д.М. Красиловский
(ОАО "ГАЗ", г. Нижний Новгород)

Развитие гибких технологий мелкосерийного штамповочного производства в ОАО "ГАЗ"

Приведен обзор листоштамповочных производственных участков по изготовлению деталей для автомобилей, выпускаемых ОАО "ГАЗ" мелкими сериями.

The paper views the sheet-stamping manufactures for the low-volume vehicles details production on JSC "GAZ".

Залогом успешной работы автомобильного завода в условиях плотного присутствия практически всех мировых брендов на отечественном автомобильном рынке является возможность оперативного изготовления новых конкурентоспособных автомобилей с высокими потребительскими свойствами. При наличии на предприятии гибкого мелкосерийного производства появляется возможность с минимальными затратами отработать новые конструкции и технологии изготовления для вновь создаваемых автомобилей, выпускать уникальные автомобили, а также автомобили, пользующиеся стабильным спросом, но в объемах, не позволяющих рационально выпускать их крупными сериями, проводить испытания и продажи пилотных партий автомобилей перед запуском в крупносерийное производство, выполнять специальные заказы, включая восстановление "раритетов" и глубокий кузовной тюнинг.

Для выпуска автомобилей мелкими сериями на ОАО "ГАЗ" создано и развивается производство спецтехники (ПСТ), в настоящее время изготавливающие следующие автомобили: "Газель-Такси с высокой крышей", "Газель с правым расположением руля", "Вепрь", "Волга-Лимузин", "Тигр" и др.

Наиболее трудоемким и ответственным является изготовление высококачественных листоштампованных деталей, особенно облицовочных панелей, определяющих внешние формы автомобиля.

Для вытяжки облицовочных панелей и листоштампованных деталей сложной формы в ПСТ организован уникальный в СНГ участок, имеющий два комплекта оборудования для отливки штампов из легкоплавкого сплава и вытяжки малых серий крупных и среднегабаритных панелей кузовов, кабин и других автомобильных деталей.

Первый комплекс "Dualform-9" включает в себя гидравлический пресс двойного действия силой 7,5/5 МН, установку для отливки рабочих частей штампов, ванну со сплавом многократного исполь-



Рис. 1. Участок оборудования Dualform-9 и Dualform-7 для вытяжки панелей сложной формы

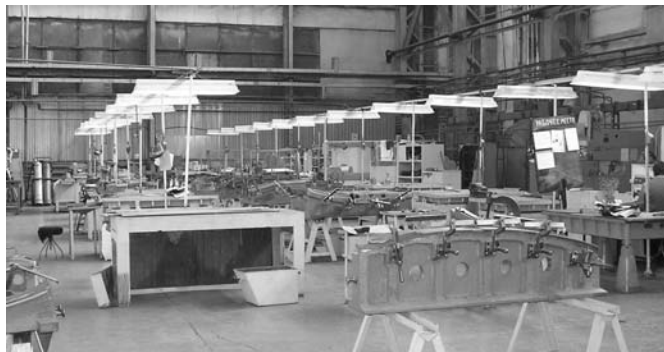


Рис. 2. Участок формовки и доделки листовых деталей

зования, а также нагревательное, загрузочное и транспортное оборудование [1]. Второй комплекс "Dualform-7" позволяет с использованием только гидравлического пресса силой 1,25/1,25 МН отливать среднегабаритные штампы и изготавливать детали (рис. 1).

Применяемый легкоплавкий сплав на основе висмута и олова имеет температуру плавления $(138 \pm 2)^\circ\text{C}$. Механические свойства сплава обеспечивают вытяжку различных деталей из низкоуглеродистых сталей толщиной до 3,5 мм. Цикл изготовления штампа и партии деталей на комплексе "Dualform-9" составляет около трех рабочих смен, а на комплексе "Dualform-7" – 1...2 смены.

Таким образом, штамповка-вытяжка деталей сложной формы в штампах с рабочими частями из легкоплавкого сплава обеспечивает: получение партий высококачественных листоштампованных деталей с минимальными трудозатратами, гибкий переход на выпуск других деталей, быстрое изготовление деталей измененной в ходе их доводки конструкции, существенное сокращение сроков подготовки производства новых изделий за счет непрерывного перехода от опытного образца к первым сериям.

Минимальным рациональным размером следует считать партию из 12...15 штампованных деталей, однако в целях получения жестких лицевых панелей, а также наиболее сложных деталей с большим объемом рельефной формовки целесообразно применение метода и для партий с меньшим числом деталей. Доводку деталей после вытяжки проводят вручную на оправках (рис. 2 и 3).

При изготовлении черного кузова наиболее ответственной и трудоемкой операцией является сборка-зафланцовка панелей дверей, панелей капота и багажника. Традиционно в крупносерийном производстве для сборки-зафланцовки таких деталей применяют зафланцовочные штампы или приводные установки. В мелкосерийном производстве такой подход был бы экономически не оправдан. На ГАЗе для качественной сборки-зафланцовки деталей существует возможность применения установок "Мобилформер" фирмы Eskold. Установка состоит из гидравлического агрегата, переносной рабочей инструментальной го-



Рис. 3. Оправка и доделанная на ней деталь

ловки и сменных инструментальных вставок. Рабочее давление и частота ходов бесступенчато регулируются, что позволяет устанавливать, регулировать и контролировать рабочее движение инструментов с большой точностью. Данная технология позволяет применить универсальное гидравлическое приспособление для зафланцовки деталей различных типов.

Большинство деталей кузова, рамы и других узлов выпускаемого ГАЗом специального транспортного средства "Тигр" представляют собой сложные гнутые листовые конструкции. Такие детали производят по технологии пространственной гибки. Для производства всей номенклатуры гнутых деталей в ПСТ организован участок с современным оборудованием фирмы "TRUMF", включающий установку для лазерной резки и листогибочный пресс с ЧПУ.

Применение лазерной резки позволяет получать высокоточные заготовки не прибегая к изготовлению дорогостоящих вырубных штампов. Для гибки предварительно вырезанных при помощи лазера "разверток" деталей применяют листогибочный пресс с ЧПУ фирмы "TRUMPF" модели V130 силой 1300 кН (максимальная длинагиба 3060 мм).

Мелкосерийное производство ОАО "ГАЗ" непрерывно совершенствуется в целях обеспечения выпуска перспективной гаммы новых автомобилей в соответствии с разработанной концепцией. В перспективе планируется приобретение дополнительного гибко переналаживаемого оборудования для оперативного изготовления сложных автомобильных деталей без дополнительных капитальных затрат.

ЛИТЕРАТУРА

1. Климичев С.Б., Михаленко Ф.П. Прогрессивная технология изготовления листоштампованных деталей // Вестник машиностроения. 1985. № 11.

*Сергей Борисович Климичев, канд. техн. наук;
Сергей Львович Веденев, инженер;
Дмитрий Геннадьевич Захаров, инженер;
Дмитрий Михайлович Красилковский, инженер*

В.В. Галкин, О.С. Кошелев, Г.В. Пачурин (Нижегородский государственный технический университет), А.С. Белкин (ОАО НАЗ "Сокол")

Циклическая долговечность листовых деталей из титановых сплавов BT20 и OT4-1

Приведены данные о долговечности листовых деталей из титановых сплавов BT20 и OT4-1, изготовленных с помощью типовых технологий. Отмечено влияние условий получения деталей на их усталостные свойства.

The paper considers the data about the durability of sheet details made of titanium alloys BT20 and OT4-1. The influence of manufacture conditions on durability of titanium details is developed.

Вопрос увеличения ресурса конструкций летательных аппаратов при снижении их материалоемкости имеет постоянную актуальность. Поэтому в настоящее время широко применяют титановые сплавы, изделия из которых наряду с хорошими прочностными характеристиками, жаропрочностью, высокой коррозионной стойкостью имеют меньшую по сравнению со стальными деталями массу. Такие сплавы используют для получения листовых деталей типа обшивок,

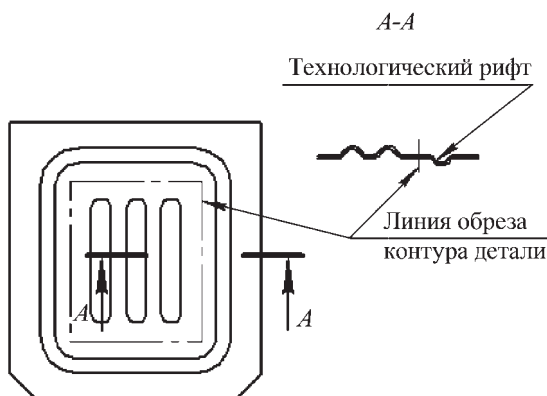


Рис. 1. Эскиз гофрированной панели



Рис. 2. Листовая штампованная заготовка детали "жалюзи" из титанового сплава BT20

панелей, жалюзи каркаса корпуса летательных аппаратов.

Как правило, поверхность деталей имеет гофры с элементами жесткости. Гофры выполняют в виде рифтов с симметричной или несимметричной конфигурацией (рис. 1, 2).

При изготовлении таких листовых деталей, как правило, применяют типовые технологические процессы формовки на "падающих" молотах в свинцово-цинковых штампах (рис. 3, а) или на гидравлических прессах в штампах из стеклокерамики (рис. 3, б).

При молотовой штамповке заготовку нагревают в электропечи, деталь формуют за два-три удара в одну или несколько установок в штампе иногда с промежуточным подогревом.

При изготовлении деталей на прессе заготовку нагревают в разогретых керамических штампах за счет теплопередачи между элементами штампа и заготовкой. Операцию проводят за один ход пресса.

Процессы отличаются условиями деформирования, что, наверное, должно влиять на структуру и другие характеристики штампованных заготовок и, как следствие, на их эксплуатационную долговечность. Вместе с тем сведения об этом в литературе практически отсутствуют.

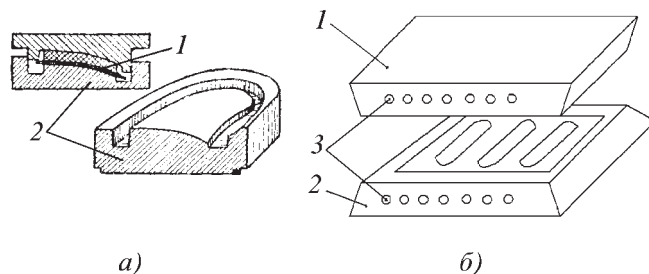


Рис. 3. Эскиз технологической оснастки для штамповки титановых сплавов:

а – свинцово-цинковый штамп; б – керамический штамп; 1 – пуансон; 2 – матрица; 3 – нагревательные элементы

Поэтому сделана попытка исследовать влияние условий штамповки на подающих молотах и гидравлических прессах, оборудованных соответствующими штампами, на циклическую долговечность деталей из сплавов ВТ20 и ОТ-4.

Провели испытания на циклическую долговечность плоских образцов, имеющих предварительную деформацию, а также испытания деталей на циклическую долговечность. Испытание образцов проводили по ГОСТ 25502–99 при комнатной температуре и симметричном цикле консольного изгиба с частотой 25 Гц по "жесткой" схеме на специальной машине [1]. Величину приложенного напряжения σ_a для указанной схемы рассчитывали по выражению, МПа:

$$\sigma_a = M/W = 6Pl/bh^3,$$

где M – изгибающий момент в опасном сечении, Н·мм; W – осевой момент сопротивления опасного сечения образца, мм³; P – приложенная нагрузка, Н; l – плечо приложенной нагрузки, мм; b – ширина образца, мм; h – толщина образца, мм.

Испытываемый образец предварительно деформировали на подающем молоте МЛ-3 и гидравлическом прессе ДО-436. Величину деформации образца определяли по выражению

$$\varepsilon = \ln \frac{h_0}{h_k} \cdot 100 \%,$$

где h_0 – начальная толщина образца, мм; h_k – толщина образца после осадки, мм.

Испытания на циклическую долговечность изделий проводили на сдвиг по пульсирующему циклу с частотой нагружения до 12 мин⁻¹. Для оценки деформированного состояния деталей применяли тензорезисторы КФ5П1 с базой 1 и 5 мм. Их устанавливали на клей ЦИАКРИН в зонах максимальных деформаций (рис. 4).

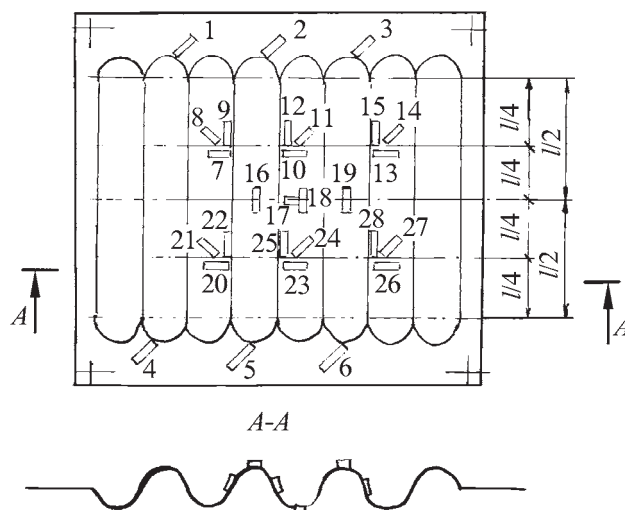


Рис. 4. Эскиз гофрированной панели с указанием схемы расположения тензодатчиков при испытании на циклическую долговечность

Данные по исходному состоянию титанового сплава ВТ20 приведены в табл. 1.

Результаты усталостных испытаний образцов представлены в табл. 2 и на рис. 5.

1. Механические свойства титанового сплава ВТ20

Режим предварительной обработки	σ_a , МПа	σ_b , МПа	ψ , %	δ , %	A^*
Отжиг (800±10) °С	1037	978	13	10	0,05

* A – показатель степени деформационного упрочнения при статическом нагружении.

2. Результаты усталостных испытаний по ГОСТ 25502–99 плоских образцов из сплава ВТ20 толщиной 1 мм

№	Оборудование предварительной деформации	$\varepsilon_{пр.д.}$, %	Направление волокон в образцах	Ширина образца b , мм	Амплитуда напряжения σ_a , МПа	$\lg \sigma_a$	Долговечность N , цикл	$\lg N$
1	Без деформации	0	Вдоль	6	250	2,380	195 000	5,290
2	–	0	"	6	600	2,778	750	2,878
3	–	0	"	6	350	2,545	48 000	4,681
4	–	0	"	6	350	2,545	18 000	4,255
5	–	0	"	6	350	2,545	14 300	4,154
6	–	0	"	15	350	2,545	93 000	4,969
7	–	0	Поперек	6	350	2,545	19 500	4,290

№	Оборудование предварительной деформации	$\varepsilon_{\text{пр.д.}}, \%$	Направление волокон в образцах	Ширина образца b , мм	Амплитуда напряжения σ_a , МПа	$\lg \sigma_a$	Долговечность N , цикл	$\lg N$
8	—	0	Поперек	6	350	2,545	15 000	4,176
9	—	0	"	6	350	2,545	7500	3,857
10	—	0	"	6	350	2,545	13 500	4,130
11	Молот	10	Вдоль	6	350	2,545	71 900	4,857
12	"	10	"	6	350	2,545	25 000	4,380
13	"	10	"	6	350	2,545	39 000	4,591
14	"	10	"	15	350	2,545	31 500	4,498
15	"	10	"	15	350	2,545	20 300	4,307
16	"	10	"	15	350	2,545	13 100	5,115
17	"	10	"	15	350	2,545	30 700	4,487
18	"	10	"	15	350	2,545	46 500	4,667
19	"	10	Поперек	6	350	2,545	13 100	4,176
20	"	10	"	6	350	2,545	34 500	4,537
21	"	10	"	6	350	2,545	25 000	4,390
22	"	20	"	15	350	2,545	29 400	4,465
23	"	20	"	15	350	2,545	68 300	4,799
24	Пресс	10	Вдоль	6	350	2,545	120 000	4,069
25	"	10	"	6	350	2,545	148 000	5,171
26	"	10	"	6	350	2,545	129 000	5,111
27	"	10	"	6	350	2,545	19 500	4,290

В результате испытаний выявлено, что в исходном состоянии циклическая долговечность образцов с продольным расположением волокон (ПРВ) выше, чем у образцов с поперечным расположением волокон (ПВ). Это может быть объяснено тем [1], что в сечениях образцов с ПВ неравномерность распределе-

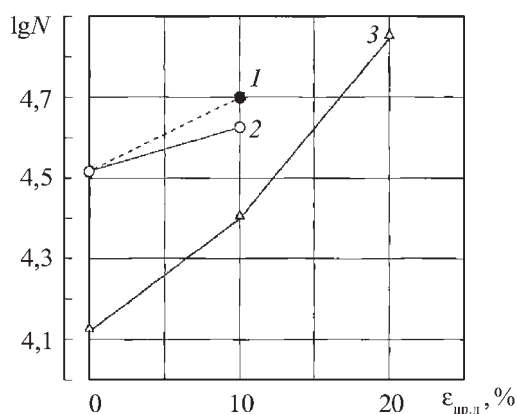


Рис. 5. Зависимость долговечности титанового сплава ВТ20 при симметричном консольном изгибе с частотой 25 Гц и напряжением $\sigma_a = 350$ МПа от предварительной степени деформации:

1 – предварительная деформация выполнена на гидравлическом прессе; 2, 3 – на молоте; 1 и 2 – образцы вырезаны вдоль направления прокатки (волокон); 3 – поперек волокон

ния микросегрегатов выше, чем у образцов с ПРВ. Микросегрегаты же играют роль концентраторов напряжения и инициируют зарождение и развитие усталостных трещин.

Предварительная деформация ПВ-образцов на молоте до 20 % приводит к монотонному увеличению их циклической долговечности от 13 100 до 68 300 циклов, т. е. в 5,22 раза при напряжении $\sigma_a = 350$ МПа. При этом в процессе деформации наблюдается измельчение микроструктуры и выравнивание распределения интерметаллических включений по сечению [1].

Предварительная высотная деформация до 10 % ПРВ-образцов на прессе приводит к большему увеличению долговечности по сравнению с недеформированным и деформированным на молоте с той же степенью деформации материалом. Например, при $\sigma_a = 350$ МПа циклическая долговечность образцов, деформированных на прессе, по сравнению с недеформированным материалом возрастает в 1,55 раза, а деформированных на молоте – лишь в 1,25 раза.

Таким образом, предварительное деформирование сплава ВТ20 повышает его циклическую долговечность, причем на прессе более интенсивно, чем на молоте.

Исходные данные для сплава ОТ4-1 приведены в табл. 3.

3. Механические свойства и технологические показатели штампуемости титанового сплава ОТ4-1 по ОСТ 1.90218–76

Параметр	Температура, °С			
	20	500	600	700
σ_B , МПа	650...750	350	250	120
δ , %	19...30	22	50	98
Максимальная степень вытяжки K_B	1,5	–	2,0	–
Максимальная степень отбортовки K_O	1,3	–	1,6	–
Максимальная степень выдавки	0,06...0,1	–	0,2...0,25	–

Результаты усталостных испытаний образцов приведены на рис. 6 в виде вероятностных кривых распределения циклической долговечности $\lg N$.

По результатам анализа кривых можно сделать вывод, что скоростные условия деформации сплава ОТ4-1 неоднозначно влияют на его циклическую долговечность. В частности, при штамповке на молоте она увеличилась в 2,5 раза, а при штамповке на гидропрессе изменений по сравнению с недеформированным материалом не произошло.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Повышение** коррозионной долговечности и эксплуатационной надежности изделий из деформационно-упрочненных металлических материалов: Учебное пособие для студентов вузов / Г.В. Пачурин. Н. Новгород: НГТУ, 2005. 132 с.

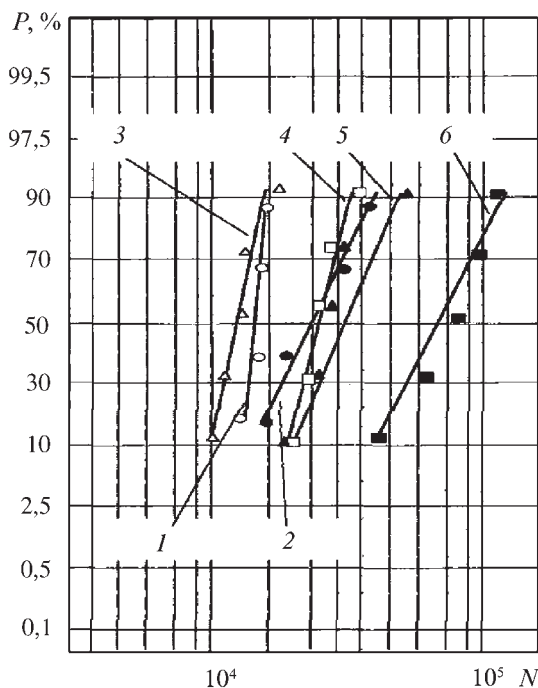


Рис. 6. Вероятностные кривые распределения долговечности сплава ОТ4-1 при симметричном консольном изгибе с частотой 25 Гц и напряжением $\sigma_a = 450$ МПа на воздухе (линии 2, 5 и 6) и в коррозионной среде (линии 1, 3, 4):

1, 2 – исходное состояние (после холодной прокатки); 3, 5 – предварительная 10 %-ная деформация на гидравлическом прессе; 4, 6 – предварительная 10 %-ная деформация

*Владимир Викторович Галкин, канд. техн. наук;
Олег Сергеевич Кошелев, д-р техн. наук;
Герман Васильевич Пачурин, д-р техн. наук;
Александр Сергеевич Белкин, гл. технолог*

Кафедре «Машины и технология обработки металлов давлением» НГТУ – 77 лет

Первый выпуск инженеров по обработке металлов давлением состоялся в 1930 г. на механико-машиностроительном факультете Нижегородского государственного университета.

В 1934 г. была создана кафедра «Машины и технология обработки металлов давлением» под руководством д-ра техн. наук, проф. Я.М. Марковича, приехавшего в 1930 г. из Киевского политехнического института. Под его руководством коллектив кафедры работал до 1953г., выпустив 672 инженера по специальности. С 1954 по 1977 г. кафедрой заведовал д-р техн. наук, проф. И.В. Климов. Далее руководили кафедрой д-р техн. наук, проф. А.М. Балин, доц. В.П. Кошелев, а с 1992 г. по настоящее время – д-р техн. наук, проф. О.С. Кошелев.

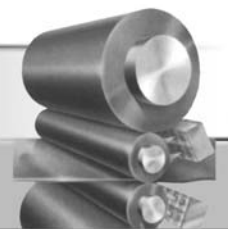
За 66 лет специальность «Машины и технология обработки металлов давлением» в политехническом институте подготовила свыше 6 тыс. инженеров. Многие из них стали известными специалистами и организаторами производства.

Достаточно сказать, что семь человек в разные годы занимали посты министров в правительстве нашей страны.

В 1998 г. название кафедры было изменено на «Машиностроительные технологические комплексы и ОМД». Причиной этого явился тот факт, что с тех пор образовательная деятельность кафедры охватывает одновременно и специальность 150401 «Проектирование технических и технологических комплексов».

В настоящее время на кафедре в дисциплинах, связанных с разработкой технологий объемной и листовой штамповки, широко применяется программный комплекс DEFORM, для выполнения конструкторского проектирования – T-FLEX, для конструкторских расчетов элементов кузнечно-штамповочного оборудования и средств автоматизации – WINMASHINE и UNIGRAPHCS.

Одновременно с учебным процессом кафедра широко проводит работы по хозяйственным и переподготовке специалистов предприятий Приволжского федерального округа.



А.В. Сафьянов, В.И. Тазетдинов, И.И. Вольберг (Челябинский трубопрокатный завод),
Н.Г. Дановский (ООО "НПФ "Уралпроммет"),
В.Г. Смирнов (ОАО "Корпорация ВСМПО – АВИСМА"),
К.Н. Никитин (ОАО "Первоуральский новотрубный завод")

Новые направления в технологии производства труб из коррозионно-стойких труднодеформируемых сталей и сплавов

Рассмотрены новые технологические решения, обеспечивающие производство качественных бесшовных труб из труднодеформируемых сталей и сплавов. Представлены маршруты прокатки и расходные коэффициенты металла при прокатке труб по различным технологическим маршрутам.

The article considers the new technological decisions of manufacture of the high-quality wireless tubes of hardly-deformed steels and alloys. The rolling roads and metals discharge coefficients of the tubes rolling are presented.

Основные потребители труб большого и среднего диаметров из труднодеформируемых коррозионно-стойких сталей и сплавов аустенитного класса – атомная энергетика, химическая и котельная промышленность, машиностроение и ВПК.

Возможность замены плакированных труб фирмы "Сумитомо Корпорейшн" (Япония) из стали 10ГН2МФА + 08Х18Н10Т по ТУ 108.1197–83 (аналог СССР ТУ 14-3-1593–88) на бесшовные однослойные трубы российского производства подтверждена многолетним применением на АЭС с реакторами ВВЭР-1000 трубопроводов, содержащих наряду с импортными трубами штампосварные вставки из такой же стали. Работоспособность сооружений из аустенитной стали подтверждена 30-летней эксплуатацией трубопроводов первого контура из стали 08Х18Н12Т и систем компенсации давления аварийного и планового расхолаживания из стали 08Х18Н10Т реактора ВВЭР-440.

В котельных агрегатах для паропроводов, работающих при температурах свыше 560 °С, применяют жаропрочные аустенитные стали, в частности сталь 12Х18Н12Т. Для сооружения тепловых агрегатов используют бесшовные горячедеформированные трубы диаметром 57...465 мм и более, а также холоднодеформированные диаметром 10...108 мм с разными толщинами стенок.

В настоящее время на ОАО "Челябинский трубопрокатный завод" (ОАО "ЧТПЗ") на ТПА 8-16" с пилигримовыми станами производят передельные и то-

варные трубы диаметром 219...465 мм из сталей: 08Х18Н10Т, 12Х18Н10Т, 12Х18Н12Т, 10Х17Н13М2Т, 10Х23Н18, 20Х25Н25ТЮ, 06ХН28МДТ, 08Х10Н20Т2, 08Х10Н16Т2 и 10Х9МФБ (ДИ82-Ш). Российские заводы обладают мощностями для производства слитков из этих сталей способом электрошлакового переплава (ЭШП), а имеющиеся на ОАО "ЧТПЗ" ТПА 8-16" с пилигримовыми станами и станы холодной прокатки позволяют изготавливать трубы диаметром 57...426 мм в соответствии с ГОСТ 9941 и ГОСТ 9940, а также передельные трубы диаметром 219...500 мм с разными толщинами стенок.

ОАО "Мечел" и ряд других металлургических заводов России освоили производство слитков ЭШП для изготовления труб по ТУ 14-3-197–2001 и ГОСТ 9940 с дальнейшим переделом на станах ХПТ в трубы по ГОСТ 9941 и ТУ 14-3-197–2001.

Работы, проведенные в ОАО "ЧТПЗ" на ТПА 8-16" с пилигримовыми станами, показали возможность прошивки слитков размерами (наружный диаметр × × внутренний диаметр × длина) 400...500×100...120××1600...1800 мм из сталей 08Х18Н10Т, 12Х18Н10Т, 12Х18Н12Т, 10Х17Н13М2Т, 10Х23Н18, 10Х9МФБ (ДИ82-Ш), 10Х9М1АФБ (Р91), 04Х14Т3Р1Ф (ЧС82-Ш) за один проход, а слитков размером 540...600×120××1600...1800 мм – за два прохода (из-за повышенных нагрузок на привод стана мощностью 2570 кВт). За период 2001–2004 г. освоено более 50 типоразмеров труб: товарных (с механической обработкой по ТУ 14-3-197–89) из сталей 10Х17Н13М2Т и 10Х23Н18 по

ГОСТ 9940, переделных по ТУ 14-3-242-275–89 из борсодержащей стали 04X14T3P1Ф (ЧС82-Ш), из сталей 20X25H25TЮ и 10X9M1AФБ (P91), а также переделных заготовок для холоднокатаных труб по ТУ 14-3-197–89 из стали 08X18H10T (для АЭС) и по ГОСТ 9941.

Разработанная и внедренная на ОАО "ЧТПЗ" технология производства товарных (ГОСТ 9940) и переделных труб из коррозионно-стойких сталей предусматривает комплексный подход к нагреву слитков ЭШП, прошивку гильз, пилигримовую прокатку, правку и термическую обработку.

Слитки размерами 380...585×100...120×1600...1800 мм нагревают в течение не менее 9 ч в методических трехзонных печах с наклонным подом (температура соответственно 1000...1100, 1240...1270 и 1220...1280 °С) при расходе газа на третьей зоне не более 650 м³/ч. Температура центра слитка достигает 1160...1250 °С в зависимости от стали. В процессе нагрева слитки выдерживают при температуре 500...550 °С в хвостовой части печи в течение 70...90 мин, после чего их нагревают до 1120...1140 °С со скоростью 1,4...1,5 °С/мин.

В прошивной стан слитки задают донным концом и прошивают в гильзы "размер в размер" по диаметру при частоте вращения рабочих валков 25...40 об/мин на оправке, диаметр которой обеспечивает редуцирование на пилигримовом стане не менее 25 мм [1, 2]. Перед прошивкой в отверстие слитка вводят 300...500 г смеси соли с графитом (в равных объемных частях) для смазки. Окалину с внутренней поверхности гильзы удаляют, продувая ее сжатым воздухом.

Мероприятия и технические решения, опробованные и внедренные на ТПА 8-16" ОАО "ЧТПЗ" при производстве товарных и переделных труб по ГОСТ 9940 защищены патентами [2–5 и 7–10] и приведены в работах [1 и 6].

Трубы из стали 20X25H25TЮ-Ш для водоохлаждаемых печных роликов размером (наружный диаметр × толщина стенки) 325×40 мм с последующей механической обработкой на размер 295×22×2750 мм производили из сверленных слитков ЭШП размером 480×100×1600 мм с дальнейшей расточкой в заготовки-гильзы размером 480×285×1600 мм, которые нагревали до температуры пластичности и прокатывали на пилигримовом стане.

Аналогично и для переделных труб из стали 06ХН28МДТ размером 273×30 мм для химического машиностроения использовали слитки ЭШП размером 430×1750 мм. Слитки сверлили, а затем растачивали на размер 430×210...270×1750 мм и после нагрева до температуры пластичности прокатывали на пилигримовом стане на дорнах с повышенной конусностью соответственно (максимальный диаметр/минималь-

ный диаметр) 210/202 и 246/238 мм с зазором 40...50 мм между внутренним диаметром расточенных слитков-гильз и максимальным диаметром дорна.

К недостатку этого способа следует отнести использование расточенных слитков-гильз с внутренним диаметром на 40...50 мм большим диаметра дорна, так как при меньших зазорах на внутренней поверхности труб образуются дефекты в виде рванин и частые "затяжки" дорнов, даже с повышенной конусностью. Сверление в слитках отверстий диаметром (100±5) мм с последующей расточкой под диаметр дорна трудоемко и связано с повышенным расходом металла: 30...45 % металла теряется со стружкой, причем с увеличением диаметра труб потери растут, что приводит к повышению стоимости готового изделия.

Для исключения приведенных недостатков предложена технология производства [10], предусматривающая нагрев до температуры пластичности сверленных слитков ЭШП, экспандирование их в полые заготовки-гильзы с коэффициентом вытяжки $\mu = 1,2...1,8$ без подъема по диаметру, обточку и расточку до удаления ковочной рябизны и дефектов, нагрев до температуры пластичности и прокатку на пилигримовом стане с $\mu < 5$ или сверленные слитки экспандируют в полые заготовки-гильзы с $\mu = 0,9...1,5$, подъемом по диаметру 1,05...1,4 мм и последующей механической обработкой, нагревают до температуры пластичности и прокатывают с $\mu \leq 5,5$.

Данную технологию применили к слиткам стали 08X18H10T диаметром 600 мм. Их просверлили диаметром (100±5) мм, после нагрева до температуры пластичности на радиально-ковочной машине получили гильзы (обечайки) размером 520×270×1700...2000 мм с $\mu = 1,65$, затем обточили и расточили на размер 520×290×1700...2000 мм, нагрели до 1250...1260 °С и прокатали на пилигримовом стане в трубы размером 367×52 мм с $\mu = 3,17$. Горячекатаные трубы подвергли механической обработке с последующей шлифовкой на размер 351×36 мм в соответствии с ТУ 14-3-197–2001.

По аналогичной схеме получили трубы из стали 10X17H13M2T. Слитки диаметром 585 мм просверлили путем трепанации на диаметр (100±5) мм, получили гильзы (обечайки) размером 530×250×1700...2000 мм с $\mu = 1,57$, обточили и расточили на размер 510×270×1700...2000 м. После нагрева до 1180...1200 °С гильзы-обечайки прокатали на пилигримовом стане в переделные трубы размером 483×29 мм с $\mu = 3,55$, а затем на стане ХПТ 450 в трубы по ГОСТ 9941 на размер 426×12 мм. Данная технология позволила исключить двойную прошивку слитков ЭШП диаметрами 585 и 600 мм. Выход годного состава

вил 100 %, а расходный коэффициент металла снизился на 157 кг/т труб или 16,8 %.

Исследования показали, что основными параметрами, определяющими качество прокатанных труб, являются: температурный интервал пластичности; длительность нагрева; температура на выдаче из печи; температурный интервал деформации в прошивном и пилигримовом станах; деформационные параметры (распределение деформаций между прошивным и пилигримовым станами, прошивка на подъем или посад, оваллизация при пилигримовой прокатке).

В настоящее время освоено производство труб из сталей: 37Х2НВМБР (КВК – 37-ВД) для авиационной промышленности; 08Х18Н10Т для АЭС и химической промышленности; 12Х18Н12Т для котельной промышленности; 10Х17Н13М2Т, ХН30МДБ (ЭК77), 10-20Х23Н18 для химического машиностроения; 06ХН28МДТ (ЭИ943) для авиационной промышленности, химического машиностроения и работы в агрессивных средах; 20Х25Н25ТЮ-Ш для изготовления жаростойких роликов проходных нагревательных печей; 08Х18Н20Т2 и 08Х18Н16Т2 для выдвижных систем ВПК и передельных труб из стали 08Х14Т3Р1Ф (ЧС82) для изготовления шестигранных труб для хранения отработанного ядерного топлива на АЭС. Трубы из сталей ХН30МДБ, 06ХН28МДТ и 20Х25Н25ТЮ получали из расточенных слитков ЭШП на пилигримовом стане. В настоящее время заводом совместно с ОАО "ЗМЗ" ведутся работы по получению полых слитков ЭШП и разрабатывается технология прокатки их на ТПА 8-16" ОАО "ЧТПЗ" в товарные и передельные трубы.

Для производства труб диаметром 57...133 мм с разными толщинами стенок из труднодеформируемых (не прошиваемых в станах кривой прокатки) сталей марок 06ХН28МДТ и ХН30МДБ авторами статьи разработана малоотходная технология производства труб данного сортамента, включающая в себя:

- отливку слитков размером 430...490×1750 мм способом ЭШП;
- сверление центрального отверстия в слитках диаметром (100±5,0) мм;
- введение во внутрь центрального отверстия углеродистых прутков диаметром (100±5,0) мм;
- нагрев слитков с углеродистыми сердечниками до температуры пластичности 1150...1180 °С с последующей ковкой на размер 280...300×33...48×3580...4670 мм;
- отрезку (обрубку) на прессе с донного и усачного концов от 100 до 200 мм с последующим разрезанием на равные части размером 280...300×1600...2150 мм;
- сверление заготовок методом трепанации на диаметр 102...160 мм;

– введение во внутрь заготовок углеродистых труб размерами 102×5; 159×5 и 219×5 мм;

– нагрев заготовок до температуры пластичности 1150...1180 °С;

– ковку на радиально-ковочной машине (РКМ) заготовок в полые заготовки-гильзы размерами 165×17 и 165×35 мм;

– отрезку концевых участков заготовок-гильз длиной 150...200 мм и разрезание на две заготовки размерами 165×17×5500 и 165×35×4500 мм;

– обточку и расточку заготовок с удалением с внутренней поверхности углеродистого металла на размеры 160×13×5500 и 159×30×4500 мм;

– термообработку заготовок в индукционных печах;

– прокатку заготовок размером 160×13×5500 мм по маршрутам 133×10...102×8...89×6...57×4 мм, а заготовок размером 159×30 мм по маршруту 133×25...108×20 мм.

По данной технологии было прокатано и сдано в соответствии с ГОСТ 9941 65 т труб, из них 40 т труб из стали 06ХН28МДТ: труб размером 57×4 мм – 18 т; 89×6 мм – 18,5 т; 219×12 мм – 2 т и 108×20 мм – 1,5 т, а из стали ХН30МДБ – 25 т: труб размером 89×6 мм – 22,5 т; 89×7,34 мм – 1,5 т (насосно-компрессорные трубы НКТ) и 108×20 мм – 1 т.

Расчетные данные по технологическим параметрам и расходному коэффициенту металла при переделе слитков ЭШП стали марок 06ХН28МДТ и ХН30МДБ в передельные трубные заготовки на РКМ ЗАО "Камасталь" с последующей механической обработкой на трубы размером 219×12 мм и перекаткой на станах ХПТ 250 в трубы по ГОСТ 9941 размерами 108×20, 89×6, 89×7,34 (НКТ) и 57×4 мм приведены в табл. 1.

Трубы из указанных марок стали производили также по следующей технологии:

– слитки из стали марок 06ХН28МДТ и ХН30МДБ размером 430×1750 мм прокатывались на ОАО "Мечел" в круг диаметром 225 мм с последующим разрезанием на краты длиной (690±20) мм;

– заготовки обтачивали на размер 223 мм и сверлили сквозное отверстие диаметром (105±2,0) мм;

– заготовки на ОАО "Корпорация ВСМПО – АВИСМА" нагревали до температуры пластичности 1150...1180 °С и прессовали на прессе в трубные заготовки размерами 135×15×4400 и 159×16×3500 мм;

– для снижения расхода металла за счет удаления пресс-остатков прессовали с использованием подкладных углеродистых колец-заготовок;

– заготовки-трубы без механической обработки на ОАО "ЧТПЗ" на стане ХПТ 250 прокатывали в трубы размером 102×10 мм;

1. Расчетные данные при изготовлении труб по схеме: ковка слитка с сердечником, трепанация заготовки, ковка биметаллической трубы, механическая обработка, холодная прокатка

Параметр	Марка стали							
	06ХН28МДТ			ХН30МДБ				
Размер слитков ЭШП, мм	430×100×1750	430×100×1750	490×100×1750	430×100×1750	430×100×1750	490×100×1750		
Масса слитков, кг	1887	1887	2483	1887	1887	2483		
Размер заготовок послековки, мм	280×33×4120	300×48×3580	300×38×4670	280×33×4120	280×33×4120	300×38×4670		
Размер заготовок после резки, мм	280×33×1900	300×48×1600	300×38×2150	280×33×1900	280×33×1900	300×38×2150		
Размер заготовки после сверления, мм	280×160×1900	300×220×1600	300×102×2150	280×160×1900	280×160×1900	300×102×2150		
Размер углеродистых труб, мм	159×5×1900	219×5×1600	102×5×2150	159×5×1900	159×5×1900	102×5×2150		
Размер заготовок послековки на РКМ, мм	165×17×11450	225×17×4700	165×35×9400	165×17×11450	165×17×11450	165×35×9400		
Размер заготовок после резки, мм	165×17×5500	225×17×4500	165×35×4500	165×17×5500	165×17×5500	165×35×4500		
Размер заготовок после обтачивания и растачивания, мм	160×13×5500	219×12×4500	159×30×4500	160×13×5500	160×13×5500	159×30×4500		
Размер холоднокатаных труб, мм	89×6	57×4	—	108×20	89×6	57×4	89×7,34	108×20
Расходный коэффициент металла	2,298	2,413	3,393	1,887	2,298	2,413	2,187	1,887

— трубную заготовку после первой прокатки обтачивали по наружному диаметру на размер 100×9 мм, а затем прокатывали по маршруту: 89×6—57×4 мм (трубы из стали 06ХН28МДТ), а трубы из стали ХН30МДБ по маршруту: 85×4—57×4 мм.

По данной технологии изготовили и отгрузили заказчику по 10 т труб каждого размера и марки стали. Расчетные данные по технологическим параметрам и расходному коэффициенту металла при переделе слитков ЭШП размером 430×1750 мм стали марок 06ХН28МДТ и ХН30МДБ в трубные заготовки размером 225×690 мм на ОАО "Мечел" с последующим сверлением на диаметр 105 мм и прессованием в передельные трубные заготовки размерами 135×15 и 159×16 мм на ОАО "Корпорация ВСМПО – АВИСМА" и прокаткой их в трубы размерами 89×6, 85×4 и 57×4 мм на станках ХПТ ОАО "ЧТПЗ" приведены в табл. 2.

Для сравнения трубы данного сортамента и марок сталей производили по существующей технологии:

— в слитках размером 430×1750 мм сверлили сквозное центральное отверстие диаметром (100±5) мм, а затем растачивали внутренний диаметр на 40 мм боль-

ше диаметра дорна (в данном случае слитки растачивали до диаметров 270 и 210 мм);

— слитки-заготовки нагревали до температуры пластичности 1160...1180 °С, надевали на дорн и прокатывали на пилигримовом стане в передельные трубы размерами 273×35 и 273×50 мм;

— передельные горячекатаные трубы обтачивали и растачивали, соответственно, на трубы-заготовки размерами 270×30 и 270×45 мм;

— трубы-заготовки размером 270×30 мм прокатывали на стане ХПТ 250 в трубы размерами 89×6 и 57×4 мм по маршруту: 270×30 – 219×25 – 198×20 – 159×15 – 133×10 – 114×8 – 89×6 – 57×4 мм;

— трубы-заготовки размером 270×45 мм прокатывали в трубы размером 108×20 мм по маршруту: 270×45 – 210×40 – 198×35 – 159×30 – 133×25 – 108×20 мм.

Расчетные данные по технологическим параметрам и расходному коэффициенту металла при переделе слитков ЭШП стали марок 06ХН28МДТ и ХН30МДБ в передельные трубы размерами 273×35 и 273×50 мм на ТПА 8-16" ОАО "ЧТПЗ" с последующей механической обработкой и перекаткой на станках

2. Расчетные данные при изготовлении труб по схеме: прокатка прутка, прессование трубной заготовки, механическая обработка, холодная прокатка

Параметр	Марка стали			
	06ХН28МДТ		ХН30МДБ	
Размер слитков ЭШП, мм	430×1750			
Масса слитков, кг	1993			
Размер трубной заготовки, мм	225×690			
Размер заготовок после обтачивания и сверления, мм	223×105×690			
Размер передельных труб, мм	135×15	159×16	135×15	159×16
Размер заготовок после прессования, мм	135×15×4400	159×16×3500	135×15×4400	159×16×3500
Размер холоднокатаных труб, мм	102×10×7700	102×10×7900	102×10×7700	102×10×7900
	89×6×12000	57×4×25600	85×4×17700	57×4×25600
Размер труб после обтачивания, мм	100×9×7700	100×9×7900	100×9×7700	100×9×7900
Сдано труб, м (т)	72,0 (889,4)	153,6 (807,8)	106,2 (853,5)	153,6 (807,8)
Общий расходный коэффициент металла	2,241	2,467	2,335	2,467

3. Расчетные данные при изготовлении труб по схеме: сверление слитка, пилигримовая прокатка, механическая обработка, холодная прокатка

Параметр	Марка стали		
	06ХН28МДТ, ХН30МДБ		
Размер слитков ЭШП, мм	430×1750		430×1750
Масса слитка ЭШП, кг	1993		1993
Размер слитков после растачивания, мм	430×270×1750		430×210×1750
Масса слитков после растачивания, кг	1208		1519
Размер передельных труб, мм	273×35×5850		273×50×5490
Расходный коэффициент металла на пилигримовом стане	1,175		1,175
Размер передельных труб после обтачивания и растачивания, мм	270×30		270×45
Масса передельных труб после обтачивания и растачивания, кг	1045		1379
Размер труб по ГОСТ 9941, мм	89×6	57×4	108×20
Расходный коэффициент металла на станах ХПТ при переделе	1,395	1,397	1,33
Масса сданных труб, кг	748	712	1037
Общий расходный коэффициент металла	2,664	2,799	1,922

ХПТ 250 в трубы по ГОСТ 9941 размерами 108×20, 89×6 и 57×4 мм приведены в табл. 3. По данной технологии было прокатано по 8...10 т труб каждого размера.

Таким образом, из табл. 1–3 видно, что лучшие результаты по расходу металла (основной показатель

стоимости труб) при производстве передельных труб для последующего переката их в трубы среднего и малого диаметров из труднодеформируемых сталей получены по кооперации ОАО "Мечел" – ОАО "Кама-сталь" – ОАО "ЧТПЗ". По сравнению с существующей технологией расходный коэффициент металла по тру-

бам размерами 108×20; 89×6 и 57×4 мм снижен на 35; 366 и 386 кг на тонну труб соответственно.

Выводы

Комплекс технических решений по производству товарных и передельных труб большого, среднего и малого диаметров из труднодеформированных коррозионно-стойких сталей из слитков ЭШП на ТПА 8-16" с пилигримовыми станами ОАО "ЧТПЗ" позволил осуществить процесс прошивки слитков и получить качественные гильзы путем применения оптимальных технологий нагрева в методических печах, прошивки в стане кривой прокатки, прокатки на пилигримовых станах, уменьшить продольную разностенность прокаткой на дорнах с меньшей конусностью, сократить расход металла благодаря применению подкладных углеродистых колец при прокатке на пилигримовых станах и прессованию на прессах, уменьшить или полностью исключить образование внутренних дефектов в виде плён и мелких трещин путем использования технологии прокатки на разогретых дорнах, значительно снизить вероятность застревания их в трубах за счет увеличения овализации в очаге деформации и редуцирования.

Разработаны и освоены новые технологии для производства труб из труднодеформируемых сталей и сплавов с использованием РКМ ОАО "Камасталь" и прессового оборудования ОАО "Корпорация ВСМПО – АВИСМА". Внедрение комплекса технических решений позволило производить качественные передельные и товарные трубы из труднодеформируемых сталей и сплавов по ГОСТ 9940, ГОСТ 9941, ТУ 14-3-197–2001 и передельные трубы по ТУ 14-242-275–89, а также значительно сократить расход металла при переделе слитков ЭШП в передельные и товарные трубы.

ЛИТЕРАТУРА

1. Лапин Л.И., Сафьянов А.В., Логовиков В.А. и др. // Сталь. 2004. № 2. С. 35–36.
2. Пат. 2175899 РФ. Способ производства труб из труднодеформируемых марок стали / А.А. Федоров, Л.И. Лапин, А.В. Сафьянов и др. // Открытия. Изобретения. 2001. № 32.
3. Пат. 2226132 РФ. Способ производства бесшовных горячекатаных передельных длинномерных труб из труднодеформируемых марок стали и сплавов /

А.В. Сафьянов, А.А. Федоров, В.В. Игнатъев и др. // Открытия. Изобретения. 2004. № 9.

4. Пат. 2214312 РФ. Способ производства труб из труднодеформируемых марок стали и сплавов с повышенным коэффициентом линейного расширения / А.В. Сафьянов, А.А. Федоров, В.В. Игнатъев и др. // Открытия. Изобретения. 2003. № 29.

5. Пат. 221900 РФ. Способ производства бесшовных горячекатаных труб большого диаметра из сталей с повышенным коэффициентом линейного расширения / А.В. Сафьянов, Л.И. Лапин, А.А. Федоров и др. // Открытия. Изобретения. 2003. № 35.

6. Сафьянов А.В., Хохлов-Некрасов О.Г., Лапин Л.И. и др. // Сталь. 1992. № 9. С. 59–63.

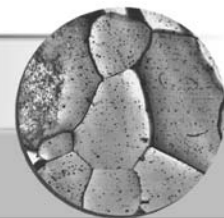
7. Пат. 2207201 РФ. Способ горячей прокатки труб из кованных заготовок и слитков (непрерывнолитых, ЭШП и ВДП) на установках с пилигримовыми станами / А.В. Сафьянов, А.А. Федоров, Л.И. Лапин и др. // Открытия. Изобретения. 2003. № 18.

8. Пат. 2220794 РФ. Способ производства передельных труб из труднодеформируемых марок стали и сплавов с повышенным коэффициентом линейного расширения / А.А. Федоров, А.В. Сафьянов, В.В. Игнатъев и др. // Открытия. Изобретения. 2004. № 1.

9. Пат. 2221656 РФ. Способ производства труб из труднодеформируемых марок стали и сплавов с повышенным коэффициентом линейного расширения / А.А. Федоров, А.В. Сафьянов, В.В. Игнатъев и др. // Открытия. Изобретения. 2004. № 2.

10. Пат. 2242302 РФ. Способ производства горячекатаных передельных труб большого и среднего диаметров из труднодеформируемых марок стали и сплавов на трубопрокатных установках с пилигримовыми станами / А.В. Сафьянов, А.А. Федоров, В.В. Игнатъев и др. // Открытия. Изобретения. 2004. № 35.

*Анатолий Васильевич Сафьянов, канд. техн. наук;
Валентин Ирекеевич Газетдинов, канд. техн. наук;
Исаак Иосифович Вольберг, директор по инвестициям ЗАО "Группа ЧТПЗ";
Николай Григорьевич Дановский, директор ООО "НПФ "Уралпроммет";
Владимир Григорьевич Смирнов, канд. техн. наук, гл. трубопрокатчик;
Кирилл Николаевич Никитин, нач. цеха*



УДК 669.046

В.В. Руднева (Сибирский государственный индустриальный университет)

Развитие теории и освоение нанотехнологии плазмометаллургического производства карбида кремния для гальванотехники

Представлены теоретические и технологические основы плазмометаллургического синтеза нанопорошка карбида кремния для гальванотехники.

Theoretical and technological bases of silicon carbide nanopowder plasmometallurgical synthesis for electroplating are represented.

Высокая энергия кристаллической решетки и большая прочность химических связей в карбиде кремния обеспечивают сопоставимость физических свойств этого соединения с аналогичными свойствами алмаза. Вследствие уникальных физико-химических характеристик карбид кремния может применяться в различных областях, в том числе в качестве упрочняющей фазы в технологии композиционных электрохимических покрытий (КЭП) [1].

Потребность в карбиде кремния для композиционного никелирования и хромирования в настоящее время высока и удовлетворяется, в основном, за счет тонких микропорошков абразивного назначения или высокодисперсных материалов керамической технологии, характеризующихся низким содержанием основной фазы, значительным количеством примесей, осколочной формой частиц.

Анализ опубликованных [2, 3] и собственных результатов исследований свидетельствует о том, что материалы упрочняющей фазы КЭП должны обладать следующими свойствами: предельно достижимым уровнем дисперсности; близкой к сферической формой частиц; однородностью фазового и химического составов; минимальным содержанием примесей, в первую очередь, свободного углерода; определенным состоянием поверхности частиц; высокой коррозионной стойкостью и термоокислительной устойчивостью; экологической безопасностью.

Выполнение основного требования — повышения уровня дисперсности упрочняющей фазы — позволяет улучшить качество покрытий за счет повышения адгезии к подложке, снижения пористости и микрошероховатости, сформировать матрицу с равновесной субзеренной структурой, равномерным и более высоким содержанием частиц, повысить уровень физико-механических свойств покрытий в результате реализации

эффекта дисперсионного твердения и снижения внутренних напряжений, расширить технологические возможности процесса получения КЭП.

В связи с этим целью настоящей работы явилось создание теории и нанотехнологии плазмометаллургического производства карбида кремния с комплексом свойств, отвечающих требованиям технологии КЭП.

Достижение у карбида кремния всего комплекса требуемых свойств может быть обеспечено лишь при их направленном формировании в процессе синтеза. В результате проведенного сопоставления возможных способов получения наноразмерного карбида кремния установлено, что плазмометаллургический способ производства обеспечивает достижение большинства требований к материалам упрочняющей фазы КЭП: позволяет получать нанопорошки с минимальным количеством поверхностных дефектов и требуемым составом. Однако технологическая реализация плазмометаллургического производства карбида кремния возможна лишь при соблюдении двух основных условий: использовании сырья повышенной дисперсности и разработке способов пассивации целевого продукта.

Первое условие предполагает проведение кинетического анализа для выявления лимитирующих стадий и обеспечения достаточно высокой скорости протекания процесса. Второе условие предполагает обеспечение стабильности фазового и химического составов материалов при хранении; подавление склонности частиц к коалесценции и коагуляции в растворах электролитов.

При разработке плазмометаллургических технологий производства нанопорошков тугоплавких соединений большое значение имеет аппаратное оформление, которое должно обеспечивать полную переработку сырья, стабильные условия в реакционной зоне,

высокую производительность, экологическую безопасность.

Использование в качестве восстановителя газообразных углеводородов снимает кинетические ограничения, связанные с испарением твердых углеродсодержащих материалов и обуславливает лимитирование процесса скоростью перехода дисперсного сырьевого материала в газовую фазу. В целях выбора сырья проведен анализ накопленного опыта производства карбида кремния на основе высокодисперсных кремнеземсодержащих материалов техногенного и природного происхождения, проанализированы особенности процесса синтеза и перспективы применения получаемого продукта [4]. Установлена целесообразность использования для получения карбида кремния высокой дисперсности и с достаточным содержанием целевого соединения микрокремнезема, образующегося при производстве кремния и высококремнистых ферросплавов.

Обзор литературных данных и анализ существующей практики выявили наличие как положительных (значительное содержание диоксида кремния, высокая дисперсность, низкая стоимость, доступность), так и негативных (высокое содержание примесей, низкая насыпная плотность, высокая адгезионная и аутогезионная способность) свойств микрокремнезема. Несмотря на принципиальную возможность получения карбида кремния из микрокремнезема и ряд достигаемых положительных эффектов, разработки подобных процессов немногочисленны и тем более не освоены. Большое содержание примесей в микрокремнеземе является наиболее значимым критерием при оценке его в качестве сырья технологических процессов и предопределяет крайне незначительное использование.

В качестве сырья для плазмометаллургического получения карбида кремния выбран микрокремнезем марки МК-85У, образующийся при производстве ферросилиция на ОАО "Кузнецкие ферросплавы", на основе следующих предпосылок: крупность 0,1...0,4 мкм; низкое содержание свободного углерода (0,56...1,18 % мас.) по сравнению с микрокремнеземом, образующимся при производстве кремния (1,96...3,28 % мас.); достаточное содержание диоксида кремния (92...94 % мас.); доступность в территориальном и валовом аспектах; отсутствие проблемы транспортировки вследствие существующей практики уплотнения и реализации в товарном виде. В качестве карбидизатора использован технический пропан следующего состава, % об.: 1,2 – метан; 6,6 – этан; 82,0 – пропан; 6,0 – изобутан; 4,2 – изобутилен.

Для плазмометаллургического производства карбида кремния использован трехструйный прямоточный реактор, оснащенный электродуговыми плазмотронами ЭДП-104А, работающими на азоте (рис. 1).

Для экспериментальной оценки оптимальных значений угла наклона плазменных струй к оси реактора методом секционного калориметрирования исследо-

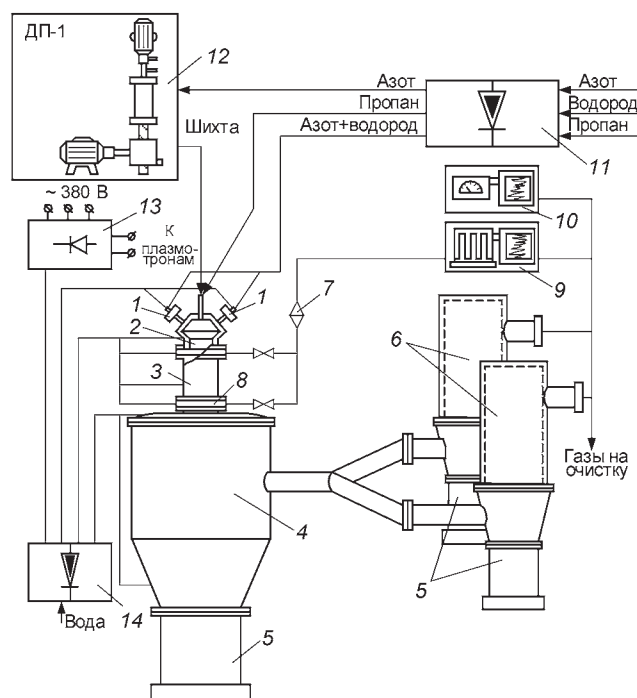


Рис. 1. Схема трехструйного прямоточного реактора:

1 – плазмотроны ЭДП-104 А; 2 – камера смешения; 3 – секция реактора; 4 – осадительная камера; 5 – бункеры-накопители; 6 – рукавные фильтры; 7 – фильтр тонкой очистки; 8 – зонды для отбора проб; 9 – хроматограф ЛХМ-8МД ("ЦВЕТ-101"); 10 – газоанализатор "ЦИР-КОН-М" 11 – система газоснабжения; 12 – порошок дозатор; 13 – блок питания плазмотронов; 14 – система водоснабжения

ваны энергетические балансы реактора. С уменьшением угла наклона от 90 до 30° плотность теплового потока снижается почти в 3 раза, что положительно сказывается на ресурсе работы. В камере смешения с углом наклона струй 90° получают развитие негативные процессы сводообразования, приводящие к потерям сырья, невозможности эффективной переработки высокодисперсного сырья вследствие наличия восходящего потока. Установлено, что в гидродинамическом и теплотехническом отношении предпочтителен угол наклона плазменных струй к оси реактора 30°.

Для организации тепловой защиты канала реактора выбрана гарнисажная футеровка из диоксида кремния. При различных энергетических режимах определено продольное распределение температуры внутренней поверхности гарнисажной футеровки (экспериментальным методом) и температуры нефутерованной стенки реактора (расчетным методом по экспериментальным значениям теплового потока), скорости нарастания гарнисажа (рис. 2). Максимальное повышение температуры стенки достигается при мощности дугового разряда 80 кВт и составляет 600...1300 °С на длине реактора восемь калибров (при отсутствии

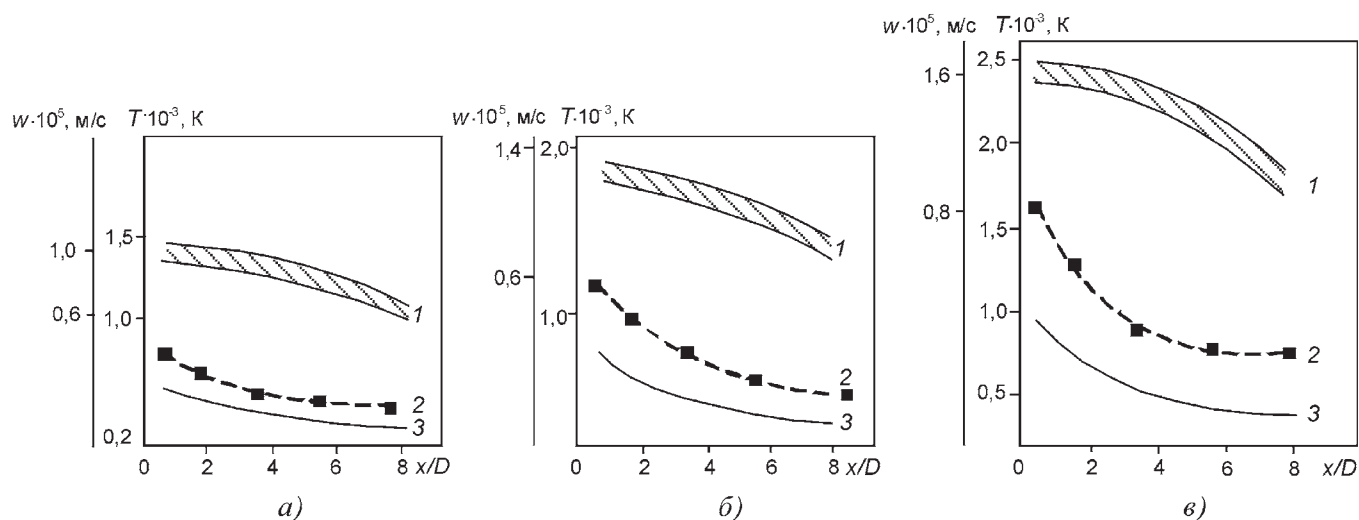


Рис. 2. Продольное распределение в реакторе скорости нарастания гарнисажной футеровки (1), температуры внутренней поверхности гарнисажной футеровки (2) и температуры нефутерованной стенки реактора (3):

a – мощность дугового разряда 30 кВТ, $б$ – 55 кВТ, $в$ – 80 кВТ; x/D – относительная длина реактора, где x – текущая осевая координата; D – внутренний диаметр канала реактора

тепловой изоляции 130...700 °С). Плотность теплового потока при этом снижается на 15 %, среднемаховая температура газа-теплоносителя повышается на 13 %.

Исследован теплообмен плазменного потока с теплоизолированными и теплоизолированными стенками канала при значениях чисел Рейнольдса 750...1400. Числа Рейнольдса, Прандтля и Стантона оценивали по свойствам азота при среднемаховой температуре потока в рассматриваемом сечении. Отмечена высокая интенсивность теплообмена на начальном участке длиной до четырех калибров, характерная для турбулентного режима течения, и получены критериальные зависимости для расчета коэффициента теплоотдачи:

$$\text{— в случае нефутерованного канала} \quad St = 0,78Re_{f,x}^{-0,421} Pr_{f,x}^{-0,05};$$

$$\text{— в случае гарнисажной футеровки} \quad St = 0,70Re_{f,x}^{-0,422} Pr_{f,x}^{-0,05}.$$

Полученные расчетные зависимости использованы для математического моделирования взаимодействия дисперсного сырья с плазменным потоком.

В целях поиска управляющих воздействий, прогнозирования оптимальных параметров и определения равновесных показателей процесса получения карбида кремния из диоксида кремния проведен термодинамический анализ систем C–H–N, C–H–O–N, Si–O–C–H–N, сформированных с учетом характеристик оксидно-углеводородного сырья и плазмообразующего газа. Равновесные составы газообразных и конденсированных продуктов синтеза рассчитывали "константным" методом.

Эффективность газофазных процессов карбидообразования достигается только при направленном фор-

мировании состава газовой фазы, при котором подавляются процессы конденсации углерода. Возможным способом формирования газовой фазы является введение в систему водорода в избыточном соотношении C/H в пределах 25...30 % об. В области температурной устойчивости карбида кремния (1780...2530 °С) максимальная степень превращения оксида кремния в карбид достигает 0,96. Неполная степень превращения обусловлена термодинамической стабильностью монооксида кремния.

В результате термодинамического анализа выявлена многоканальность исследуемого процесса и его многопараметричность, т.е. чувствительность к большому количеству входных управляющих воздействий: соотношению компонентов (C/O, Si/C), температуре, составу газа-теплоносителя. Получение свободного от примесей карбида кремния может быть осуществлено при варьировании этих параметров. Наилучшие равновесные показатели достигаются при соответствующих стехиометрических соотношениях.

В целях выявления лимитирующих стадий процесса и формирования требований к сырьевым материалам проведены кинетические исследования процесса плазмометаллургического производства карбида кремния, включающие изучение макрокинетики плазменного пиролиза углеводородов и восстановления оксидсодержащего сырья.

Процессы пиролиза, используемого в качестве восстановителя пропана, исследовали методом отбора газовых проб и конденсата из различных температурных зон и анализа их состава. Установлено, что степень превращения углерода сырья в газообразные соединения определяется температурой, энергетическими характеристиками плазменного потока, массовым расходом углеводородов, введением аммиака в плаз-

му. Анализ температурной зависимости состава продуктов пиролиза в интервале 1700...4300 °С при изменении энтальпии потока в пределах 4,1...9,2 кДж/кг свидетельствует об устойчивой газификации углеродного сырья при температуре выше 2700...3200 °С за счет связывания его в HCN, CN и C₂H₂. Степень конверсии при этом достигает 0,90...0,94. Добавки в газ-теплоноситель аммиака и водорода могут рассматриваться в качестве управляющих воздействий, повышающих степень конверсии до 0,96...0,98; они обеспечивают, в сочетании с закалкой при температурах более 2700 °С, подавление процессов сажобразования.

Макрокинетические исследования процессов восстановления дисперсного сырья проводили в целях прогнозирования гидродинамических и энергетических режимов его эффективной переработки и предусматривали оценку их достоверности. Макрокинетике плазмометаллургического восстановления оксидсодержащего сырья изучали расчетно-экспериментальным методом, включающим модельно-математические исследования взаимодействия частиц с плазменным потоком и экспериментальное определение степени восстановления по составу газовой фазы.

Выполненное в среде Microsoft Access компьютерное моделирование условий плазмометаллургического процесса обеспечивает при заданных характеристиках сырья, экспериментально определенных параметрах работы реактора и процесса, геометрических параметрах реактора и частиц расчет следующих величин: температуры и скорости газа и частиц, объемной концентрации дисперсного материала в газовом потоке, степени испарения (K_p), расчетной степени восстановления ($\alpha_{вф}$), долей энергии, переданной газом стенке, частицам и оставшейся в газе и др.

В результате расчета процессов движения и нагрева частиц диоксида кремния установлено, что определяющее влияние на степень испарения оказывают такие факторы, как энергетические характеристики потока, дисперсность и массовая расходная концентрация сырья (рис. 3). При крупности частиц менее 5 мкм возможно достижение оптимальной загрузки реактора 0,120 кг/кг и максимального КПД потока 0,195...0,20. Экспериментально определенная степень восстановления на 5...10 % ниже расчетной, что объясняется полидисперсностью сырья и неизотермичностью плазменного потока.

Экспериментальные исследования процесса плазмометаллургического производства карбида кремния подтверждают основные выводы термодинамического и кинетического анализов. Лимитирующую роль в процессе играет испарение оксидного сырья, определяемое начальной температурой плазменного потока. Воздействие температуры закалки на состав синтезируемого продукта проявляется через газовую фазу: с увеличением температуры закалки возрастает вероятность ограничения процесса конденсации углерода,

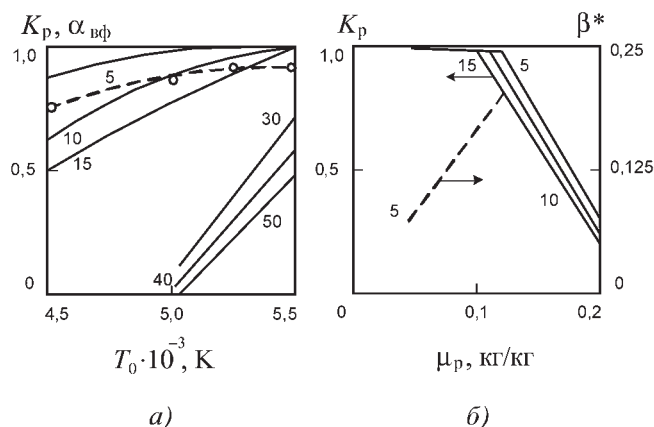


Рис. 3. Зависимость степени испарения K_p частиц диоксида кремния и доли энергии β^* , переданной им при нагреве, от начальной температуры плазменного потока (T_0) (а) и массовой расходной концентрации μ_p (б):

а — $\mu_p = 0,071$ кг/кг; числа у кривых — размер частиц, мкм; штрихпунктиром показана фактическая степень восстановления диоксида кремния $\alpha_{вф}$

что приводит к снижению в карбиде углерода в свободном состоянии и делает возможным получение карбида при избытке карбидизатора. Эффективность карбидизации зависит от концентрации в газовой фазе атомарного азота, поставщиком которого является аммиак. Повышение температуры закалки ограничивает также длительность взаимодействия сформированных частиц карбида кремния с потоком газ-теплоносителя и, как следствие, содержание в них связанного азота.

Оптимальные значения технологических факторов и основные характеристики материала, полученные при пятикратном дублировании опытов, приведены в таблице. Можно видеть, что плазмометаллургический способ обеспечивает получение карбида кремния с фазовым и химическим составом, уровнем дисперсности, соответствующими требуемым характеристикам упрочняющих компонентов КЭП.

Аттестацию свойств получаемого карбида кремния проводили с учетом его наноразмерного состояния, обуславливающего низкую температуру окисления, повышенную растворимость, склонность к агрегированию, что определяет ряд особенностей применения известных методов исследования и в большинстве случаев вызывает необходимость их уточнения и корректировки [5].

Широкий спектр аттестационных характеристик получаемого материала обуславливает целесообразность применения самых разнообразных методов исследования. Конденсированные продукты исследовали методами рентгеновского, химического, масс-спектрометрического, электронно-микроскопического, турбидиметрического анализов. Удельную поверхность определяли методом БЭТ. Газообразные

Параметры процесса получения и основные характеристики карбида кремния (мощность реактора 80 кВт)

Параметры синтеза и характеристики продукта	Значения
Состав газа-теплоносителя, % об.:	
азот	70...80
водород	20...30
Крупность сырья, мкм	1
Производительность по сырью, кг/ч	2
Количество восстановителя, % от стехиометрии	120...140
Количество аммиака $N(NH_3)/C(C_3H_8)$, % от стехиометрии	200...300
Начальная температура плазменного потока, °С	5330
Температура закалки, °С	2500...2700
Фазовый состав	Si(C, N) куб., SiO ₂ ам.
Содержание основной фазы SiC _{0,95} N _{0,05} , % мас.	90,87...93,23
Содержание сопутствующих примесей, % мас.:	
кремний	0,61...1,04
оксиды	4,93...7,59
свободный углерод	0,61...0,95
летучие	2,98...3,14
Удельная поверхность, м ² /кг	36 000...38 000
Средний размер частиц, нм	61...65
Распределение частиц по размерам, %:	
10...20 нм	6
30...70 нм	75
70...90 нм	19
Производительность по целевому продукту, кг/ч	1,3

продукты и продукты термодесорбции исследовали хроматографическим методом.

В результате проведенной методами рентгенографии и ИК-спектроскопии идентификации полученных продуктов установлено, что продуктом синтеза в системе SiO₂–C₃H₈–N₂ является тройное соединение SiC_{0,95}N_{0,05}, представляющее собой твердый раствор замещения. В полученном карбиде кремния присутствуют примеси рентгеноаморфных диоксида кремния

и свободного углерода. Форма частиц карбида кремния – ограненная с тенденцией к округлению ребер и вершин, формированию выпуклых граней.

На основе изученных термодинамических и кинетических закономерностей, экспериментальной информации (анализа температурной зависимости составов газообразных и конденсированных продуктов, исследования их химического и фазового составов, морфологических характеристик) выявлены основные закономерности процесса плазмометаллургического производства карбида кремния. Механизм плазмометаллургического процесса получения карбида кремния отличается от механизма традиционных твердофазных взаимодействий и для одноканального варианта может быть представлен в виде схемы, включающей следующие зоны:

высокотемпературную зону (3000...5300 °С), ограниченную начальной температурой плазменного потока, в которой происходит формирование реакционной смеси, обусловленное процессами испарения, диссоциации и восстановления диоксида кремния, пиролиза углеводородов, газификации углерода;

более низкотемпературную зону (2500...2900 °С), ограниченную температурным интервалом, внутри которого происходит значительное снижение концентрации циановодорода, в которой протекают процессы карбидообразования при взаимодействии в газовой фазе;

зону азотирования частиц карбида кремния (1700...1500 °С).

Эти взаимодействия дополняются поверхностным насыщением высокодисперсных продуктов технологическими газами и газообразными продуктами синтеза.

Стабильность фазового и химического составов полученного карбида кремния, развитая поверхность частиц которого приводит к активному насыщению газами, может быть обеспечена двумя способами: пассивацией монооксидом углерода на стадии синтеза и внереакторной обработкой парами органических жидкостей (диметилкетон и метанкарбоновая кислота). Естественная пассивация монооксидом углерода на стадии синтеза является достаточно эффективной, а внереакторная обработка позволяет усилить пассивирующий эффект и снизить количество кислорода, усваиваемого наноразмерным карбидом кремния при хранении, с 0,96...1,75 до 0,5...1,35 % мас.

Подавление склонности наночастиц карбида кремния к коалесценции и коагуляции может быть осуществлено методом вакуумтермической обработки при температуре 600...800 °С.

Увеличение поверхностной энергии наносистем способствует определенному снижению коррозионной и окислительной стойкости. Термоокислительную устойчивость полученного карбида кремния исследовали дериватографическим методом в интервале температур 25...1100 °С. Установлено, что окисление

порошка начинается при температуре 632...640 °С и протекает с малой скоростью; увеличение массы образцов не превышает 17...18 %. Это свидетельствует о возможности использования нанопорошка карбида кремния в составе композиционных покрытий, способных работать в окислительных средах до температур порядка 630...830 °С.

Коррозионную стойкость исследовали в зависимости от кислотности электролита, температуры и длительности взаимодействия. Определяли количество нерастворимого остатка и концентрацию ионов кремния в электролите (магнитометрическим методом). Степень растворения нанопорошка карбида кремния не превышает 8...10 % в интервале значений рН 2,0...5,5 и температуры 295...353 К, что свидетельствует о целесообразности его использования в процессах композиционного упрочнения в электролитах любой кислотности.

Разработанная нанотехнология плазмометаллургического производства карбида кремния освоена в условиях Центра порошковых технологий СибГИУ с использованием реактора мощностью 150 кВт и реализуется в следующем экологически чистом аппаратном варианте, включающем охлаждение технологических газов синтеза от температуры 630...730 °С до 120 °С в одноходовом кожухотрубчатом теплообменнике жесткой конструкции с поверхностью теплообмена 1 м²; улавливание нанопорошка карбида кремния в рукавном фильтре с импульсной продувкой, рукавами из валяных полиэфирных волокон с фильтрующей поверхностью 15 м², обеспечивающем эффективность очистки 99,0 %; дожигание монооксида углерода в каталитическом дожигателе при температуре 520...530 °С с использованием катализатора марки НТК-4; абсорбцию циановодорода в насадочном адсорбере диаметром 0,4 м и высотой насадки 2,87 м (кольца Рашига 80×80×8 мм) и удельном расходе поглотителя 2...3 кг/кг (10%-ный раствор гидроксида натрия), обеспечивающую степень извлечения 98 %. Разработанная аппаратно-технологическая схема обеспечивает рецикл газа-теплоносителя (азота).

В условиях Центра порошковых технологий СибГИУ для производства заказных партий нанопорошка карбида кремния разработана нормативно-техническая документация (технические условия ТУ 40-АЖПТ-001-2006 технологический процесс ТП 40-АЖПТ-001-2006).

Определены основные технико-экономические показатели процесса. Производительность одного реактора в условиях односменной работы и коэффициенте использования оборудования 0,5 составляет 1,8 т/год. Себестоимость 1 кг нанопорошка карбида

кремния составляет 6 тыс. руб. Отпускная цена – 8 тыс. руб. Эти показатели сопоставимы с ценами для порошков высокой дисперсности, но значительно ниже (на два порядка) цен на алмазосодержащие и алмазоподобные сверхтвердые материалы. При этом распределение затрат следующее, %: сырье и материалы – 3,5; электроэнергия – 12,5; заработная плата и отчисления по единому социальному налогу – 39; амортизационные отчисления – 15.

Выводы

Разработаны теоретические и технологические основы плазмометаллургического производства карбида кремния с комплексом свойств, отвечающим требованиям гальванотехники, и рекомендуемого для применения в составе композиционных электроосаждаемых металл-карбидных покрытий: содержание карбида 91...93 % мас., свободного углерода менее 1 % мас., удельная поверхность 36 000...38 000 м²/кг, устойчивость в кислых электролитах и в газовых окислительных средах до температуры 630 °С.

Для условий Центра порошковых технологий СибГИУ разработана и реализуется экологически безопасная аппаратно-технологическая схема плазмометаллургического производства карбида кремния, обеспечивающая рецикл газа-теплоносителя. Производительность одного реактора при коэффициенте использования оборудования 0,5 составляет 1,8 т/год.

ЛИТЕРАТУРА

1. Руднева В.В. Развитие теории и нанотехнологии электроосаждения композиционных покрытий // Вестник РАЕН. 2006. № 3. С. 59–64.
2. Сайфуллин Р.С. Физикохимия неорганических полимерных и композиционных материалов. М.: Химия, 1990. 240 с.
3. Дахов В.И. Исследование электроосаждения КЭП никель-карбид кремния // Прикладная электрохимия. Успехи и проблемы гальванотехники / Казань: КХТИ, 1982. С. 35–38.
4. Коврова О.А., Галевский Г.В., Руднева В.В. Физико-химическая оценка возможности использования кремнеземсодержащих пылевых выбросов в электротермических процессах / Тр. Всероссийского научно-технического совещания "Электротермия-96". СПб, 1996. С. 88–96.
5. Руднева В.В. Комплексная физико-химическая аттестация высокодисперсного состояния тугоплавких карбидов и боридов // Известия вузов. Черная металлургия. 2006. № 6. С. 3–6.

Виктория Владимировна Руднева, канд. хим. наук

А.Г. Макаренко, А.А. Самборук, А.А. Ермошкин,
Е.А. Борисенкова (Самарский государственный технический университет)

Самораспространяющийся высокотемпературный синтез карбида и нитрида титана из гранулированной шихты

Представлены результаты исследований синтеза карбида и нитрида титана в режиме СВС из гранулированной шихты. Приведено влияние технологических параметров на процесс синтеза.

The article presents the results of researches of self-propagation high-temperature synthesis of titanium carbide and titanium nitride from the granulated batch. The influence of technological parameters on synthesis process is developed.

Тугоплавкие соединения переходных металлов находят все большее распространение в современной технике. Карбид и нитрид титана благодаря высокой твердости, химической инертности, отсутствию шаржирования обрабатываемой поверхности эффективно используются при полировании металлов и сплавов.

Применение абразивных паст марки КТ, в которой используется порошок TiC вместо алмазосодержащих паст и порошков при обработке металлов, позволяет в 1,5–2 раза увеличить производительность труда, значительно снизить шероховатость поверхности и в 1,5 раза увеличить стойкость деталей, а также снизить степень шаржирования абразива в обрабатываемую поверхность. При обработке черных металлов паста КТ по производительности (съему) не уступает алмазным и эльборовым пастам. Наиболее эффективно применение пасты КТ на доводке и полировании деталей авиационной техники, прецизионных подшипников, запорно-тормозной аппаратуры (плунжерные пары, клапаны), инструментальной оснастки.

В статье рассмотрен процесс получения карбида титана по технологии самораспространяющегося высокотемпературного синтеза с фильтрацией газов (СВС – ФГ).

Тугоплавкие соединения, полученные СВС-методом, широко применяют в качестве абразивных материалов, поскольку традиционные абразивы (алмаз, карбид бора, корунд, карборунд) не всегда удовлетворяют требованиям, предъявляемым к этому классу материалов.

Основное преимущество СВС-абразивов состоит в том, что инструмент из них на 20...30 % дешевле. Абразивные свойства СВС-материалов сопоставимы со свойствами традиционных материалов, а в некоторых случаях превышают их.

Из СВС-материалов изготавливают абразивные пасты и шкурки, абразивные круги, отрезные круги, абразивные бруски на различных связках.

СВС – это разновидность горения. Для СВС нужно смешать порошкообразные реагенты, например, Ti

(~100 мкм) и углерод (сажу), или другой неметалл, затем из полученной смеси спрессовать таблетку с пористостью не меньше 30 %. Горение можно инициировать вольфрамовой проволокой, пропуская через нее электрический ток. По смеси распространяется волна горения. Необычность этого горения – в отсутствии пламени, т.е. газообразных продуктов сгорания. Исходные реагенты, промежуточные и конечные продукты реакции находятся в конденсированном состоянии.

Интерес вызывают продукты сгорания, которые представляют собой высококачественные тугоплавкие соединения. Для синтеза этих соединений традиционными печными методами требуются часы, а волна горения справляется с этой задачей за секунды. При этом не требуется сложного оборудования, больших энергозатрат. К тому же чистота продукта зависит только от чистоты исходных реагентов. Во многих случаях продукт содержит меньше примесей, чем исходная смесь, так как летучие примеси "выгорают" в волне СВС.

СВС-процесс характеризуется высокой температурой (1500...4000 °С) и большой скоростью распространения фронта горения (0,5...15 см/с). Большие скорости горения обеспечивают высокую производительность процесса. Указанные преимущества делают выгодным использование СВС-процессов для синтеза многих тугоплавких соединений и материалов, таких как керамика, керметы, твердые сплавы, покрытия и др.

В основе СВС-метода лежит реакция экзотермического взаимодействия двух или нескольких химических элементов, соединений, протекающая в режиме направленного горения. Процесс осуществляется в тонком слое смеси исходных реагентов после локального инициирования реакции и распространения по всей системе благодаря теплопередаче от горячих продуктов "ненагретым" исходным веществам. Скорость распространения реагирующего слоя и температура

реакции зависят от следующих физико-химических параметров:

- термодинамические параметры (теплота образования нового химического соединения, теплоемкости продуктов реакции, начальная температура процесса, состав смеси);

- физические параметры (теплопроводность смеси порошков, плотность брикета, внешнее давление газа, форма и размер частиц порошков, полидисперсность порошков, степень наклепа или дефектность структуры частиц компонентов, наличие внешних воздействий);

- технологические (равномерность перемешивания компонентов смеси, степень активации порошков);

- химические (степень увлажненности порошков, концентрация в них адсорбированных примесей и растворенных газов).

Цель работы – изучение влияния нитроцеллюлозы на конечный продукт TiC при получении в реакторе СВС с фильтрацией газов. Для достижения поставленной цели необходимо решить следующие задачи:

- изучение физико-механических характеристик композиционных порошков;

- разработка технологического процесса синтеза композиционных порошков в режиме СВС – ФГ.

Фильтрационное горение – очень широкое понятие, охватывающее большой круг промышленных процессов и природных явлений. Как самостоятельный раздел в науке о горении теория фильтрационного горения сформировалась именно в ходе исследований процессов самораспространяющегося высокотемпературного синтеза. Этому способствовало два обстоятельства. Во-первых, в фильтрационных вариантах СВС – ФГ проявляется в непосредственном виде. Конечным результатом процесса является сам продукт реакции. Пространственно-временные характеристики волн горения в СВС-системах позволяют проводить их всестороннее лабораторное исследование. Во-вторых, исследования СВС – ФГ с самого начала проводились с идейно-методичных позиций классической теории горения.

Фильтрационное горение представляет собой распространение волны экзотермического превращения в пористой среде при фильтрации газа. Одним из реагентов является пористая среда, которую получают обычно прессованием порошка соответствующего состава. В зависимости от конкретной решаемой задачи это может быть металлический порошок, кремний, бор, сплав или соединение. Второй реагент (окислитель) – газовая атмосфера, в которую помещают пористый образец. Состав газа определяет продукт СВС: в азоте получают нитриды, в водороде – гидриды, в кислороде – оксиды, в СО и СО₂ – карбиды и т.д.

Фильтрацию газообразного реагента в зону реакции волны горения можно осуществлять различными способами (рис. 1). На практике чаще применяются варианты (см. рис. 1, а), когда образец с полностью

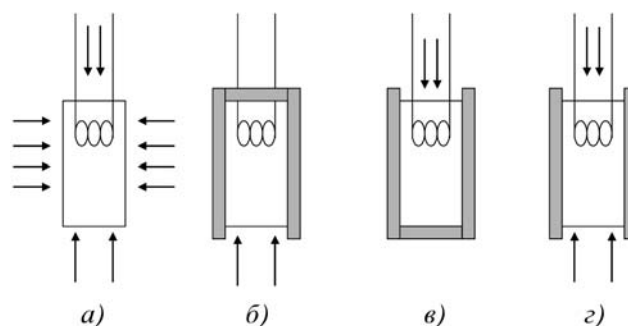


Рис. 1. Схема доставки газового реагента в зону реакции:

а – режим свободной фильтрации; б – встречный режим; в – спутный режим; г – продольный режим

открытой поверхностью помещен в среду газообразного окислителя. При этом фильтрация осуществляется как через исходную смесь, так и через продукты горения. Так как структура волны горения здесь трехмерная, этот вариант труден для теоретического анализа. В лабораторных условиях чаще применяют три других варианта (см. рис. 1, б, в, г), основанных на бронировании части поверхности образца газонепроницаемой оболочкой.

Особенностью фильтрационных синтезов является то, что уменьшение температуры и скорости горения приводит к увеличению количества связанного газа в продукте и равномерности его распределения по объему образца. Эта особенность вызвана возможным расплавлением полупродуктов реакции, ухудшением проницаемости образца и отсутствием процессов догорания. Возможным способом избежать этих нежелательных процессов и улучшить качество продуктов является разбавление шихты или реагирующего газа инертными продуктами и газами.

Многие интересные особенности СВС – ФГ связаны с механизмом фильтрации газообразного окислителя. Различают естественную и вынужденную фильтрацию. В первом случае необходимый для течения газа перепад давлений образуется в результате поглощения газа в зоне реакции. При давлениях в десятки и даже сотни атмосфер образование конденсированных продуктов возможно лишь при условии непрерывного подвода газа из внешней среды в зону реакции. При этом скорость этого подвода регулируется химической реакцией: если связывание газа в конденсированный продукт очень быстрое, давление в зоне реакции может упасть практически до нуля, и в эту зону интенсивно устремляется газ из внешней среды. Если реакция медленная, перепад давлений меньше, соответственно, меньше и поток окислителя в зону реакции. Таким образом, как и в других СВС-системах, имеем дело с самоорганизующимся процессом, характеристики которого могут быть однозначно заданы с помощью регулирования экспериментальных параметров.

Дополнительные возможности для управления процессом СВС имеет метод вынужденной фильтрации газа. Скорость продувки задается каким-либо внешним устройством и непосредственно не зависит от кинетики реагирования. Существуют два режима распространения и соответствующие им структуры волны горения. В одном режиме имеет место нормальное распространение пламени, но с аномально высокой температурой горения. В этом режиме фильтрующийся газ отбирает тепло от продуктов горения, повышая температуру горения. Если скорость продувки увеличивается еще больше, может возникнуть второй режим горения – с аномально широким прогретым слоем и быстрой закалкой продуктов горения. При этом тепло отбирается не только у продуктов горения, но и из зоны реакции, поэтому температура горения в этом случае ниже адиабатической. Такой режим назвали "инверсной волной горения".

Образование карбидов может происходить путем нарастания карбидного слоя на границе раздела фаз и в результате прямого растворения углерода в металле с последующей кристаллизацией. Для систем типа металл–газ и подобных им был предложен и экспериментально обоснован механизм распространения волны СВС за счет прямого насыщения металлических частиц неметаллом без образования фазы конечного продукта тугоплавкого соединения. Конечный продукт образуется уже в зонах догорания структурообразования. Наряду с этим может реализоваться и механизм взаимодействия газа с металлом через слой конечного продукта.

Фильтрационное горение в чистом виде имеет место, когда газовая среда состоит из одного сорта молекул. Если, например, реагирующий газ разбавлен инертным, то у фронта горения происходит накопление инертного газа, и на первый план выходят процессы диффузии в газовой среде. Происходит переход фильтрационного горения в более медленное, диффузионное.

Фильтрационное горение может протекать не только в открытых, но и в замкнутых по газообмену системах. В этом случае горение осуществляется за счет газа, изначально содержащегося в пористой среде, что сразу же предопределяет состав и температуру продуктов сгорания.

Для систем "твердое – газ" в СВС – ФГ-технологии применяют проточный тип реактора. Использование процесса и реактора фильтрационного горения значительно уменьшает спекание конечного продукта вследствие большого газовыделения и снижения температуры в зоне горения, так как избыток тепла удаляется фильтрующимися примесными или реагирующими газами. Это позволяет избавиться от разбавления исходной шихты конечным продуктом и существенно повысить производительность процесса синтеза.

Разработанная технология СВС – ФГ позволяет получать целевые продукты – тугоплавкие соедине-

ния в виде легкоразрушаемых рыхлых спеков для производства порошков либо в виде прочных пористых элементов для создания высокотемпературных коррозионно-стойких фильтров. Кроме того, дополнительный эффект при использовании предлагаемой технологии может быть достигнут за счет того, что при синтезе можно использовать в качестве исходных горючих элементов не только чистые порошки, но и металлогосодержащие отходы различных производств (опилки, стружку, различные шламы и отходы катализаторов), что в некоторой степени позволяет решать проблему их утилизации. Причем получаемые в данном случае материалы имеют достаточно высокие потребительские характеристики.

Оборудование синтеза должно соответствовать специальным требованиям, обусловленным экстремальными параметрами СВС-процесса:

- скорость нагрева вещества в волне горения достигает 100 000 °С/с;
- максимальная температура 4000 °С;
- линейная скорость горения до 0,15 м/с;
- давление до 50 МПа.

Реактор СВС представляет собой толстостенный сосуд, выполненный из стали 12Х18Н10Т, с водоохлаждающей рубашкой и затворами. Внутреннее устройство реактора отвечает специфическим требованиям, зависящим от вида синтезируемых СВС-продуктов. Для синтеза карбидов внутренняя поверхность реактора футеруется графитом, а также реактор комплектуется специальным устройством, позволяющим обеспечить фильтрацию реагирующих газов в зону реакции.

После загрузки шихты реактор закрывают пористым фильтром. Локальное инициирование СВС-процесса осуществляют с пульта управления подачей кратковременного электрического импульса на вольфрамовую спираль, касающуюся исходной шихты.

Протекание процесса контролируют по изменению давления газа в приемнике и температуре охлаждающей воды.

Таким образом, наиболее перспективным способом получения порошка карбида и нитрида титана является метод синтеза тугоплавких соединений, основанный на экзотермическом взаимодействии двух или нескольких химических элементов (соединений), протекающем в режиме горения, получивший название самораспространяющегося высокотемпературного синтеза.

СВС-технология фильтрационного горения предполагает, что СВС-реактор не закрыт и имеет место направленное течение газа, т.е. организована вынужденная фильтрация реагирующих либо примесных газов, следовательно, данный способ может быть назван СВС – ФГ. При этом СВС-процесс может быть реализован так, чтобы течение газа было направлено в том же направлении, что и волна горения, либо в противоположном. В первом случае реализуется спутный режим фильтрации, во втором – встречный. Режимы

фильтрации существенно влияют на параметры горения и конечные продукты синтеза.

В Инженерном центре СВС Самарского государственного технического университета разработан новый способ получения порошков тугоплавких соединений из гранулированной шихты методом СВС – ФГ. При этом исключалось образование сплошного слоя расплава в процессе горения шихты и спека конечного продукта. Это было достигнуто путем структурирования исходной смеси порошкообразных реагентов с помощью грануляции, причем размер гранул был в 20–50 раз больше размера частиц крупнодисперсного реагента, используемого для приготовления шихты. В этом случае процесс растекания расплава ограничен размерами одной гранулы, так как искусственно нарушена сплошность пористой среды, а капиллярные силы действуют только в пределах одной гранулы. Поэтому высокая проницаемость исходной шихты сохранялась в процессе горения и после окончания синтеза. Процесс синтеза проводился в полужамкнутом реакторе, поэтому образующиеся газообразные продукты фильтровались через несгоревшую часть засыпки, улучшая теплообмен между горячими продуктами и исходной шихтой, однако, не создавая высоких давлений внутри реактора.

Известно, что при использовании для синтеза абразивных и жаростойких материалов порошковой смеси даже незначительное изменение содержания примесных газов в исходной шихте из-за высокой чувствительности процесса горения к давлению примесных газов может привести к переходу горения в нестационарный режим и изменению свойств получаемых целевых продуктов. Поэтому при классическом методе получения жаростойких и абразивных материалов в режиме горения переход от одной партии исходных порошков к другой обычно требует изменения условий проведения синтеза.

Способ использования гранулированной шихты позволил нивелировать влияние различного содержания примесных газов в исходной шихте и обеспечил стабильность свойств получаемых порошков при переходе от одной партии исходного сырья к другой.

В качестве связующего для грануляции шихты использовали нитроцеллюлозу в виде 10...15%-го раствора в ацетоне. На рис. 2 приведены данные термодинамического расчета исходной шихты, из которого видно, что при увеличении количества нитроцеллюлозы от 0,0005 до 0,0052 моль температура повышается от 3128 до 3248 К. Выделение газов практически не изменяется.

Проведенные исследования позволили определить оптимальное содержание связующего (нитроцеллюлозы) в шихте. Оно составило 4...5 %, при этом масса характеризовалась высокой технологичностью при операции гранулирования.

Перед сжиганием определяли газопроницаемость исходной шихты. Использовали известный метод, основанный на применении закона Дарси с измерением

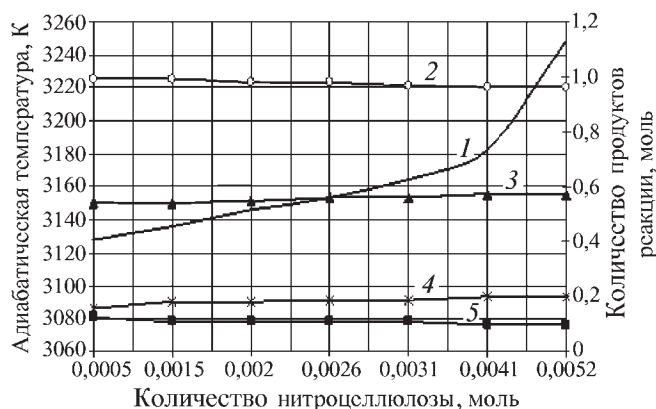


Рис. 2. Зависимость адиабатической температуры и количества продуктов реакции от количества нитроцеллюлозы:

1 – адиабатическая температура; 2 – TiC; 3 – CO; 4 – H₂; 5 – H

количества газа, прошедшего через поперечное сечение образца при известном перепаде давления Δp на его торцах в режиме установившейся изотермической фильтрации (без учета сжимаемости газа). В качестве газа, продуваемого через испытуемый образец, использовали воздух.

Установили, что снижение газопроницаемости за счет уменьшения размера гранул в 20–30 раз не вызывает увеличения давления внутри реактора более чем на 0,3 МПа.

В результате синтеза образуется пористый, легко разрушающийся образец конечного продукта. На рис. 3 приведена микроструктура синтезированного карбида титана, полученная на растровом электронном микроскопе.

Синтезированный из гранулированной шихты карбид титана отличается высокой полидисперсностью. Имеются частицы размером 2...100 мкм. В ходе проверки абразивной способности установлено, что частицы легко разрушаются, причем полученный продукт может одновременно выполнять функции абразивного и шлифовального материала.

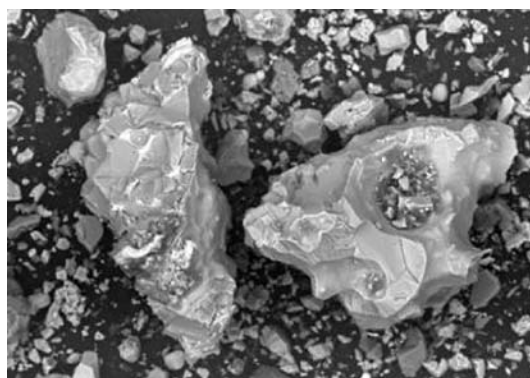


Рис. 3. Микроструктура карбида титана TiC, полученного СВС – ФГ, $\times 1000$

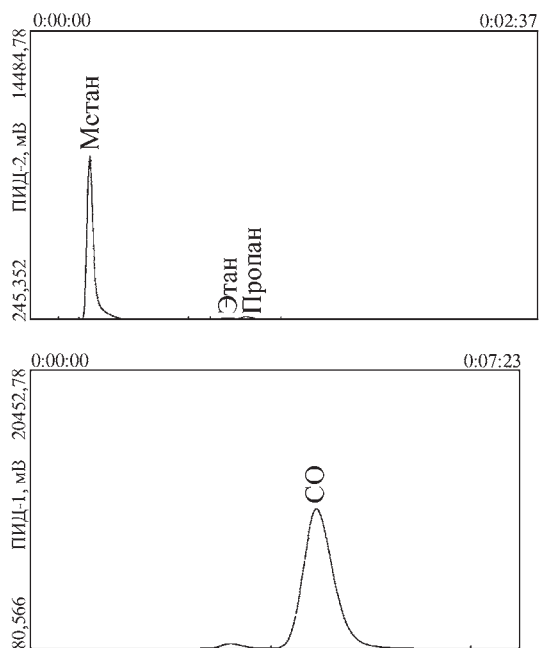


Рис. 4. Хроматограммы газов, выделившихся при синтезе карбида титана TiC

1. Результаты исследований газов, выделившихся при синтезе карбида титана, газоадсорбционной хроматографией

Компонент	Детектор	Время	Площадь, мВ·с	Высота, мВ	Концентрация, мг/м ³
Этан	ПИД-2	0:01:00	50,604	17,576	0,53052
Пропан	ПИД-2	0:01:06	378,33	62,523	3,9663
Метан	ПИД-2	0:00:18	20539	8038,1	219,38
CO	ПИД-1	0:04:19	3,2481·10 ⁵	10152	7778,3

Для анализа газов, выделившихся при синтезе карбида титана, наиболее подходящим методом была выбрана газоадсорбционная хроматография (ГАХ).

Особенность метода ГАХ в том, что в качестве неподвижной фазы применяют адсорбенты с высокой удельной поверхностью (10...1000 мВ), и распределение веществ между неподвижной и подвижной фазами определяется процессом адсорбции. Адсорбция молекул из газовой фазы, т.е. концентрированно их на поверхности раздела твердой и газообразной фаз, происходит за счет межмолекулярных взаимодействий (дисперсионных, ориентационных, индукционных), имеющих электростатическую природу. Возможно образование водородной связи, причем вклад этого вида взаимодействия в удерживаемые объемы значительно уменьшается с ростом температуры.

В табл. 1 и на рис. 4 приведены результаты исследований газов, выделившихся при синтезе карбида титана, газоадсорбционной хроматографией.

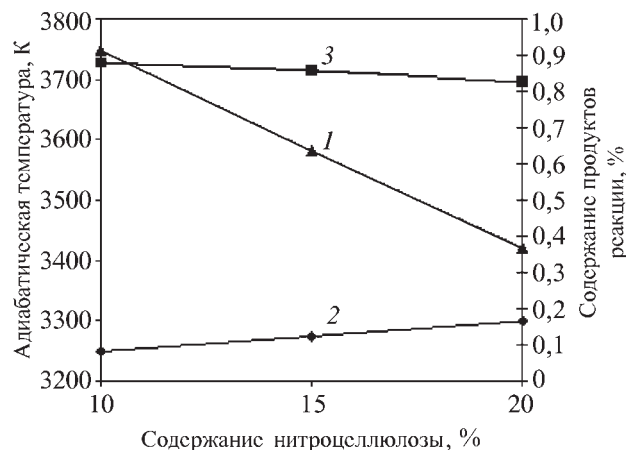


Рис. 5. Зависимость адиабатической температуры и содержания продуктов реакции от содержания нитроцеллюлозы: 1 – адиабатическая температура; 2 – TiC; 3 – TiN

Другим перспективным материалом является нитрид титана TiN, также синтезируемый из гранулированного титанового порошка в потоке азота. В этом случае используют СВС-реактор, переоборудованный из полузамкнутого в проточный. Кроме этого, варьируется размер частиц исходного титана перед гранулированием, что достигается измельчением исходного порошка титана в барабанной мельнице с использованием твердосплавных мелющих тел. В результате происходит механическая активация порошка, что повышает его реакционную способность при горении в азоте.

Варьируя содержание нитроцеллюлозы в интервале от 10 до 15 % с шагом 5 % (рис. 5), было выявлено, что с увеличением содержания связующего возрастает содержание карбидной фазы и уменьшается количество TiN. Это связано с тем, что титан реагирует с углеродом, находящимся в нитроцеллюлозе. Дальнейшее увеличение содержания связующего нецелесообразно, так как это приводит к увеличению содержания карбида титана.

В экспериментах показано, что увеличение скорости продувки азота через гранулированный титан увеличивает пористость шихты, тем самым улучшаются условия горения в связи с более легкой фильтрацией газа-реагента. На рис. 6 показана морфология частиц порошка TiN. Выявлена оскольчатая форма частиц полученного материала, что делает его перспективным для использования в качестве абразива.

Известно, что при прочих равных условиях наиболее высоким комплексом свойств обладает порошок TiN стехиометрического состава. Поэтому необходимо контролировать химический состав порошка TiN для того, чтобы приблизить его к стехиометрии.

Для определения химического состава вещества можно использовать два метода: традиционный химический анализ (метод Дюма, метод Кьельдаля) и рентгеноспектральный анализ.

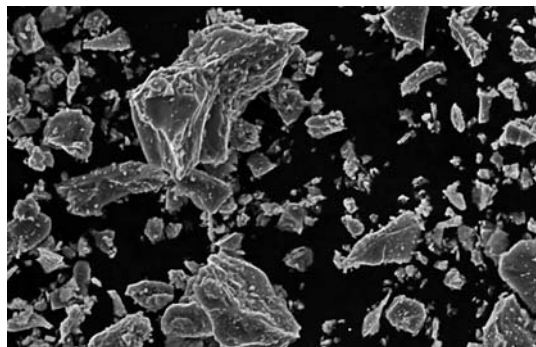


Рис. 6. Микроструктура нитрида титана TiN, полученного СВС – ФГ, $\times 700$

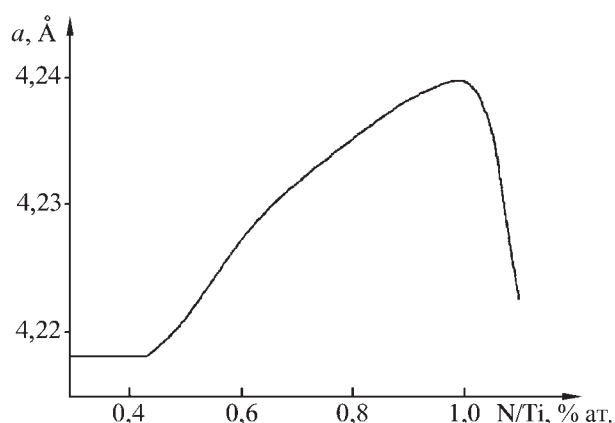


Рис. 7. Зависимость параметра решетки a фазы TiN_x от химического состава

Из зависимости на рис. 7 следует, что нитриду титана стехиометрического состава соответствует максимальное значение периода решетки. Для определения химического состава TiN необходимо измерить его период решетки, а затем по зависимости (см. рис. 7) найти соответствующее атомное соотношение элементов.

Преимущества метода: высокая точность измерения периода решетки, а следовательно, и определения химического состава. По сравнению с рентгеноспектральным методом относительная погрешность измерения на порядок меньше; доступность оборудования для рентгеноструктурного анализа и относительная простота его обслуживания.

Рентгенофазовый анализ проводили на рентгеновском дифрактометре "Дрон-2" в железном K_{α} -излучении с длиной волны $\lambda_{\alpha} = 1,937 \text{ \AA}$; напряжением $U_a = 20 \text{ кВ}$, силой тока $I_a = 20 \text{ мА}$, скоростью сканирования $v_{\text{счет}} = 2 \text{ }^{\circ}/\text{мин}$ (табл. 2).

На рис. 8 приведены результаты полуколичественного элементного микроанализа. Они показывают, что в продукте синтеза обнаруживается наличие только двух элементов – титана и азота, что свидетельствует о достаточной высокой глубине превращения в волне горения.

2. Результаты рентгенофазового анализа порошка нитрида титана

Исследуемый образец (режим горения)	Параметр решетки a , Å	Содержание азота, % ат.	Стехиометрическая формула
TiN (3 ч мехактивации, 10 % нитроцеллюлозы)	4,226	0,6	$Ti_1N_{0,6}$
TiN (3 ч мехактивации, 15 % нитроцеллюлозы)	4,226	0,6	$Ti_1N_{0,6}$
TiN (3 ч мехактивации, 20 % нитроцеллюлозы)	4,233	0,74	$TiN_{0,74}$

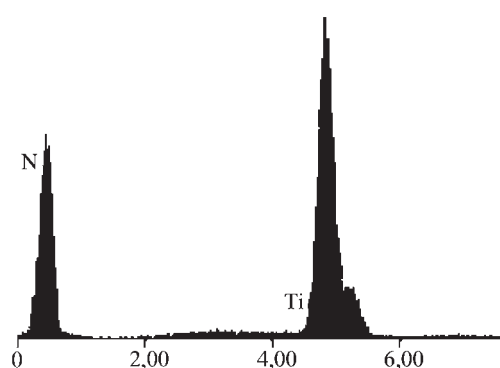


Рис. 8. Полуколичественный элементный микроанализ порошка нитрида титана TiN

Исследования выполнены при финансовой поддержке РФФИ, проект 05-08-33562.

ЛИТЕРАТУРА

1. Мержанов А.Г. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез: теория и практика. Черноголовка: "Территория", 2001. 432 с.
2. Амосов А.П., Макаренко А.Г. и др. Технология СВС с фильтрацией газов для получения керамических порошков // Вестник СамГТУ. Вып. 5. Сер. "Техн. науки". Самара, 1998. С. 92–103.
3. Амосов А.П., Макаренко А.Г., Окунев А.Б. Закономерности формирования структуры и свойств порошков композиционных материалов в режиме СВС с фильтрацией газов // Тр. 1-й Междунар. науч.-техн. конф. "Металлдеформ-99", 23–26 июня 1999 г. Самара: СГАУ, 1999. С. 5–11.
4. Сеплярский Б.С., Ваганова Н.И. Конвективный режим распространения зоны реакции – новый механизм горения "безгазовых" систем // Докл. РАН. 2000. Т. 375. № 4. С. 496–499.
5. Сеплярский Б.С., Ваганова Н.И. Конвективное горение "безгазовых" систем // Физика горения и взрыва. 2001. Т. 37. № 4. С. 73–81.

6. Сеплярский Б.С. Природа аномальной зависимости скорости горения от диаметра // Докл. РАН. 2004. Т. 396. № 5. С. 496–499.

7. Макаренко А.Г. Моделирование параметров безопасной и надежной работы реакторов СВС – ФГ // Тр. междунар. конф. "Надежность и качество в промышленности, энергетике и на транспорте", 6–8 октября 1999 г. Т. 1. Самара. С. 62–65.

8. Amosov A.P., Seplyarskii B.S., Makarenko A.G., Samboruk A.R. SHS Filtration Combustion Techniques of Ceramic Powders // Int. Journal of SHS. 1998. Vol. 7. № 4. PP. 108–111.

*Александр Григорьевич Макаренко, канд. техн. наук;
Александр Анатольевич Самборук, студент;
Андрей Александрович Ермошкин, инженер;
Екатерина Александровна Борисенкова, инженер*



Поздравляем!

Генриха Саркисовича Гарибова

доктора технических наук, профессора,
лауреата Государственной премии СССР

с 70-летием

Гарибов Генрих Саркисович родился 5 марта 1937 г. в г. Баку. В 1954–1960 гг. учился в МВТУ им Н.Э. Баумана. С 1960 г. по настоящее время работает во Всероссийском (ранее Всесоюзном) институте технологии легких и специальных сплавов (ВИЛС).

Г.С. Гарибов прошел путь от инженера-конструктора до начальника научно-производственного комплекса (начальник НИИ лаборатории – начальник цеха, 1981–1989 гг.) по разработке промышленной технологии и производству тяжело нагруженных деталей авиационных и ракетных ГТД и ЖРД.

В 1989–1993 гг. Генрих Саркисович был заведующим кафедрой "Машины и технология обработки металлов давлением" Государственного инженерного университета Армении; с 1993 г. по настоящее время – директор научно-производственной фирмы, начальник научно-исследовательского отделения, начальник научно-производственного комплекса "Металлургия гранул" ВИЛСа.

В ВИЛСе Г.С. Гарибов защитил кандидатскую диссертацию по проблеме горячего прессования жаропрочных никелевых сплавов. В 1984 г. там же защитил докторскую диссертацию по проблеме горячего изостатического прессования тяжело нагруженных деталей газотурбинных двигателей из гранул жаропрочных никелевых сплавов.

Г.С. Гарибов является крупным специалистом в области механики сплошной и дискретной (сыпучей) сред, теории и технологии производства современных и перспективных материалов для газотурбостроения. Им созданы известная в стране и за рубежом крупная лаборатория и научно-производственный комплекс в ВИЛСе, разработавшие основы теории и технологию принципиально нового процесса – металлургии гранул, основанной на сверхбыстрой кристаллизации малых масс расплава и последующем горячем изостатиче-

ском прессовании их в крупные детали с теоретической плотностью. Г.С. Гарибов руководил работами и принимал непосредственное участие в разработке технологии и производстве критических компонентов серии современных и перспективных авиационных и ракетных, морских и промышленных двигателей.

По совместительству Г.С. Гарибов работает профессором кафедры "Технология конструкционных материалов" МГТУ им. Н.Э. Баумана.

С 1996 г. – член Американского института порошковой металлургии (APMI), с 2000 г. – член Американского общества материалов (ASM).

Генрих Саркисович – автор 432 научных публикаций, в том числе 93 изобретений. Также является членом редакционных советов четырех журналов, постоянным автором нашего журнала.

За разработку технологии производства специальных материалов для авиационной и ракетной техники ученый награжден рядом медалей. В 1988 г. присуждена Государственная премия СССР в области науки и техники.

За научные достижения в области металлургии гранул жаропрочных никелевых сплавов Генрих Саркисович дважды, в 2004 г. и 2005 г., Американским автобиографическим институтом признан "Человеком года", а в 2006 г. – Кембриджским Международным автобиографическим Центром (Англия) "Выдающимся интеллектуалом XXI века" за научные публикации в области металлургии гранул.

*Коллектив редакции и редакционная коллегия поздравляют
Генриха Саркисовича с юбилеем!*

Желаем здоровья, благополучия, творческих сил и дальнейших успехов на благо России.

А.М. Семенцев (Волгодонский институт — филиал Южно-Российского государственного технического университета)

Лазерная обработка литейных сталей

Рассмотрены вопросы структурообразования в зоне лазерного воздействия литейных сталей. Изучены особенности трансформации неметаллических включений в зоне лазерного воздействия сталей 20ГМЛ и 35Л. Приведены результаты промышленных испытаний ковшиков пескоструйной машины, обработанных лазерным излучением.

The article considers the structure formation in the zone of laser treatment of weld steels. The transformation particularities of nonmetallics in the laser treatment zone of steels 20ГМЛ and 35Л have been studied. The results of industrial tests of the laser treated sand thrower buckets are brought.

Лазерная термическая обработка металлов и сплавов основана на локальном нагреве участка поверхности и последующем охлаждении со сверхкритической скоростью за счет отвода теплоты во внутренние слои металла. Этот вид обработки считается высокоэффективным для обеспечения поверхностным слоям изделия целого ряда эксплуатационных характеристик. В данной работе представлены некоторые результаты исследований воздействия импульсного лазерного излучения на образцы литейных сталей 20ГМЛ и 35Л.

Для изготовления деталей машин, работающих в условиях низких климатических температур, используют малоуглеродистую низколегированную литейную сталь 20ГМЛ. Литейная углеродистая конструкционная сталь 35Л относится к группе среднеуглеродистых сталей. Ее применяют для изготовления деталей машин, строительных конструкций и других изделий.

Из ранее проведенных работ [1–3] известно, что лазерную обработку среднеуглеродистых сталей проводят только для увеличения износостойкости поверхности изделий за счет высокой твердости, обеспечиваемой получением структур закалки, а обработка низкоуглеродистых сталей вообще нецелесообразна из-за невозможности значительного увеличения твердости поверхности. О том, как влияет лазерное излучение на другие структурные характеристики этих материалов и на свойства изделий, исследований практически не проводили.

Для излучения лазерного излучения на эксплуатационные характеристики образцов из сталей 20ГМЛ и 35Л проведена их обработка с различными технологическими режимами. На установке "Квант-15" им-

пульсным лазерным излучением были нанесены дорожки на образцы из этих сталей. Обработку вели на скорости 45 мм/мин при длительности импульса $\tau = 1,5 \dots 4$ мс с частотой $f = 1$ Гц. Обработка с плотностью мощности $q = 10^3$ Вт/см² приводила к оплавлению поверхности; при $q > 10^3$ Вт/см² поверхность оплавлялась.

Поскольку лазерное излучение является локальным, то наиболее удобным параметром, описывающим изменения, протекающие по глубине зоны лазерного воздействия (ЗЛВ), является микротвердость. Глубина ЗЛВ зависит от ряда факторов: вида обрабатываемого материала, характера предварительной термической обработки, типа излучения, режимов лазерной обработки.

Характер изменения микротвердости по глубине ЗЛВ для обеих сталей идентичен. Микротвердость поверхности растет пропорционально увеличению плотности мощности до максимального своего значения порядка 6000 МПа у стали 20ГМЛ и 7000 МПа у стали 35Л. После достижения такой микротвердости при дальнейшем увеличении плотности мощности некоторое время продолжает расти глубина ЗЛВ, но при значениях $q = 4,5 \cdot 10^5$ Вт/см² происходит прекращение углубления ЗЛВ. Глубина слоя, получившего наибольшее упрочнение, не превышает 80 мкм.

В ЗЛВ можно выделить несколько областей с характерным кристаллическим строением. Первая — прилегающая к поверхности, незначительная по величине (до 25 мкм) область мелких точечных кристаллов, переходящая в зону столбчатых равноосных кристаллов. Размеры этих кристаллов значительно меньше размеров кристаллов, беспорядочно расположен-

ных в основном металле. В ЗЛВ их длина составляет в среднем 10...20 мкм, тогда как в матрице — 300...350 мкм.

Узкая (20...40 мкм) область хаотично расположенных кристаллов имеет такие же короткие основные оси дендритов. Граница перехода к основному металлу резко очерчена. При обработке на определенных режимах для этой стали граница представляет собой ферритную полосу. Микротвердость этой полосы ниже микротвердости основного металла примерно на 300...500 МПа, что говорит о наличии зоны отпуска в ЗЛВ. В других случаях эта полоска, а значит и зона отпуска, отсутствует.

Изучая микроструктуру ЗЛВ, можно сделать вывод, что при обработке изучаемых сталей с оплавлением поверхности мартенсит, образующийся при лазерной закалке, более дисперсный, чем при обычной закалке. Например, в зоне оплавления длина игл мартенсита в 1,5...2 раза меньше, чем после обычной закалки, хотя в нижней части зоны оплавления и в верхней части ЗЛВ длина игл в 2...4 раза больше, чем у поверхности зоны оплавления.

При обработке сталей без оплавления поверхности область однородного мартенсита отсутствует и троостито-ферритная сетка вокруг мартенсита может доходить до поверхности. Это приводит к снижению твердости.

Существенные изменения при лазерной обработке претерпевают неметаллические включения.

В исходном состоянии неметаллические включения в исследованных сталях играют роль концентраторов напряжений. Зонами зарождения трещин при разрушении деталей, изготовленных из этих материалов, работающих в условиях динамических нагрузок, являются места скопления включений либо крупные или остроугольные включения.

Оксиды в этих сталях обычно располагаются в виде цепочек. Сульфидные включения имеют круглую форму из-за модифицирования жидкой стали силико-кальцием или церием. При этом образуются глобулярные сульфиды кальция или церия, а также остаются пластинчатые сульфиды марганца. В стали 20ГМЛ основные включения — это оксисульфиды редкоземельных металлов и алюминия. Эти элементы вводят в качестве модификаторов при внепечной обработке стали.

Количественное содержание неметаллических включений определяли по методике, изложенной в книге С.А. Салтыкова "Стереометрическая металлография" (М.: Металлургия, 1977, 360 с). Суммарное количество включений в основном металле стали 20ГМЛ составляет 0,593 %. В ЗЛВ количество включений на два порядка меньше и составляет 0,0017 %. Такое количество неметаллических включений сравнимо с содержанием в сталях, выплавленных специальными способами с последующим рафинированием.

При обработке сталей импульсно-периодическим лазером неметаллические включения в ЗЛВ распола-

гаются послойно. Полоса металла шириной 8...10 мкм, расположенная по изотерме, чередуется с такой же по ширине без включений. В ЗЛВ включения имеют округлую форму от глобулярной до эллипсной. Размеры их не превышают 1 мкм.

К сожалению, малые размеры включений не позволяют с большой точностью провести их качественный и количественный анализ. Разрешающая способность локального анализа микрорентгеноспектральной установки "Camebax" составляет 1,0 мкм, а размеры включений значительно меньше — в среднем 0,2...0,5 мкм.

После анализа характера перераспределения, а также морфологии и размеров вновь образовавшихся включений, можно утверждать, что лазерная обработка с оплавлением поверхности исследуемых сталей приводит к удалению из ЗЛВ крупных неметаллических включений, являющихся концентраторами напряжений, формированию и перераспределению новых дисперсных включений глобулярной формы. Лазерная обработка позволяет получить слой металла, по количеству неметаллических включений соответствующий сталям, полученным специальными способами с последующей обработкой.

Кроме того, выявлено, что увеличение микротвердости поверхностного слоя обеспечивается процессами получения закалочных структур и перераспределения легирующих элементов в зоне лазерного воздействия. Существуют режимы лазерной обработки, приводящие к получению структуры, химического состава и свойств в зоне лазерного воздействия углеродистой конструкционной стали, сравнимыми с аналогичными показателями высоколегированных сталей.

В качестве доказательства повышения эксплуатационных характеристик отливок, обработанных излучением лазера, можно привести следующий пример. Сталь 35Л обрабатывали в целях повышения износостойкости изготавливаемых из нее ковшиков пескометной машины.

Ковшики обычно изготавливают из высокомарганцевистой стали 110Г13. Эти ковшики работают на установке в течение одной смены (8 ч), после чего их заменяют из-за значительного износа. Вследствие дефицита и дороговизны стали 110Г13 предприятия переходят на эксплуатацию ковшиков из стали 35Л, изготовленных собственными силами. При этом время эксплуатации ковшиков на установке уменьшается примерно в 2–3 раза (до 3–4 ч), что снижает производительность труда из-за увеличения времени на переналадку оборудования.

Промышленные испытания показали, что внедрение лазерной обработки для повышения износостойкости ковшиков пескометной машины при динамических нагрузках приводит к значительному увеличению срока их эксплуатации. Детали, обработанные импульсным лазерным излучением, успешно работали на установке 5–6 смен (40...48 ч).

ЛИТЕРАТУРА

1. Григорьянц А.Г. Основы лазерной термообработки материалов. М.: Машиностроение, 1989. 304 с.
2. Коваленко В.С., Головкин Л.Ф., Черненко В.С. Упрочнение и легирование деталей машин лучом лазера. К.: Техника, 1990. 192 с.
3. Справочник по технологии лазерной обработки / В.С. Коваленко, В.П. Котляров и др. // под общ. ред. В.С. Коваленко. К.: Техника, 1985. 167 с.

Александр Михайлович Семенцев, канд. техн. наук

Таким образом, воздействие импульсного лазерного излучения на литейные стали 20ГМЛ и 35Л приводит к перераспределению легирующих элементов в зоне лазерного воздействия, трансформации неметаллических включений и образованию структур закалки, что способствует повышению эксплуатационных характеристик изделий, изготовленных из этих материалов, а также возможности замены высоколегированных сталей на низколегированные конструкционные.

УДК 621.777.4

А.А. Филиппов, Г.В. Пачурин, А.Н. Гуцин, В.Г. Пачурин
(Нижегородский государственный технический университет)

Повышение качества поверхности стального проката под калибровку перед высадкой крепежных изделий

На основе анализа дефектности металлургических заготовок рассмотрено влияние способов удаления окалины с поверхности стального проката на качество подготовки металла к высадке.

On the basis of the metallurgical blankings deficiency analysis the influence of ways of scale removal from steel hire surface on quality of preparation of metal to landing is considered.

Качество и надежность крепежных изделий, получаемых холодной высадкой из калиброванного проката, во многом определяется состоянием его поверхности.

Основными причинами возникновения поверхностных дефектов горячекатаного и калиброванного металлопроката типа раскатанных газовых пузырей, волосовых трещин, рванин и закатов являются дефекты металлургического производства. При этом неизменным дефектом поверхности является образование обезуглероженного слоя вследствие выгорания части углерода при нагреве металла как на стадии прокатки, так и при термической обработке перед калибровкой. Обезуглероживание и окалинообразование существенно снижают механические свойства металла в поверхностных слоях. Поверхность становится восприимчивой к образованию рисок, задигов, царапин при прокатке, калибровке и холодной высадке.

Для устранения этих дефектов приходится проводить сплошную зачистку металлургических заготовок для переката. Однако подготовка поверхности горячекатаного проката к калибровке является непростой задачей.

В производстве применяют различные технологии удаления поверхностной окалины. Наиболее распространенными являются травление и механические

способы, но и те и другие методы обладают недостатками.

В настоящее время на ОАО "Завод "Красная Этна", г. Н.Новгород, рассматривается возможность использования для зачистки поверхности прогрессивных технологий электронно-плазменной очистки (ЭПО). Их физическая сущность заключается в восстановлении оксидов на поверхности изделия и сублимации или испарения других видов загрязнений в результате взаимодействия с частицами низкотемпературной плазмы, которую создают различными физическими источниками [1]. Особенность данной технологии заключается в обработке поверхности низкотемпературной плазмой со степенью разрежения в диапазоне 1...1330 Па.

Данные ОАО "Ленгипрометиз" показывают возможность реализации этой технологии путем создания не только однопоточных агрегатов очистки катанки с производительностью 1,5...2 т/ч, но и многопоточных (6...12 ниток), формирующих большегрузные бунты для последующей переработки их на станках при тех же режимах волочения, как и после травления. Две такие установки способны заменить травильную линию производительностью 150 тыс. т/год при затратах на передел в 4–5 раз ниже, чем при травлении [2].

Качество поверхности горячекатаного проката исследованных сталей

Марка стали	Характеристика поверхности	Микроструктура	Наличие упрочненного слоя	Микротвердость HV 100
10кп	Существующий режим			
	Рябизна; параметр шероховатости R_z 2,8	Феррит + третичный цементит	Отсутствует	217
	Электроплазменная обработка			
	Рябизна; R_z 3,4	Феррит + третичный цементит	Отсутствует	221
51ХФА	Существующий режим			
	Рябизна; R_z 2,7	Сорбитообразный перлит + феррит	Отсутствует	272
	Электроплазменная обработка			
	Следы рыхлостей; вырывы; R_z 80	Сорбитообразный перлит + феррит (отдельные участки)	Присутствует (более 0,1 мм)	401
35Х	Существующий режим			
	Рябизна (отдельные участки); R_z 4,4	Сорбитообразный перлит + феррит	Отсутствует	245
	Электроплазменная обработка			
	Раковины и небольшие кратеры; R_z 50	Сорбитообразный перлит + феррит	Присутствует	361

Восстановленные из оксидов металлы на очищенной поверхности создают прочные защитные пленки, которые в течение длительного времени предохраняют эту поверхность от дальнейшей коррозии [1].

В производстве крепежа методом холодной высадки в условиях ОАО "Завод "Красная Этна" применяют широкий диапазон сталей: от углеродистых до легированных, которые ведут себя после ЭПО по-разному.

Заводом совместно с ООО "Плазмакар" (г. Санкт-Петербург) проведены опытные работы по очистке горячекатаного проката сталей 10кп, 51ХФА и 35Х. Исследовали по два прутка каждой марки. Один пруток обрабатывали по существующему технологическому режиму (травление в растворе серной кислоты), а второй – на электронно-плазменной установке. Изучали микротвердость, микроструктуру и строение поверхностного слоя прутков.

Полученные результаты (таблица) сопоставляли с требованиями ГОСТ 10702–78 "Сталь качественная конструкционная углеродистая и легированная для холодного выдавливания и высадки", ГОСТ 14959–79 "Сталь рессорно-пружинная углеродистая и легированная. Технические требования" и ГОСТ 14963–78 "Проволока стальная легированная пружинная".

Визуальный осмотр прутка из стали 10кп после ЭПО свидетельствует об однородности поверхности; отсутствуют заметная шероховатость и темные пятна. Следов окалина не обнаружено. Результаты измерений стабильны и практически без разброса значений.

Микроструктура поверхностного слоя образцов, обработанных по существующей технологии и после ЭПО, практически не отличается от сердцевины, что согласуется с результатами измерения микротвердости.

Поверхность образца горячекатаного проката, прошедшего очистку ЭПО, соответствует требованиям ГОСТ 10702–78.

Поверхность образца стали 35Х, прошедшего обработку на ЭПО, хуже образца, который обрабатывался в травильном растворе серной кислоты. Следов окалина не обнаружено.

Обезуглероженный слой на образцах из стали 35Х после обоих режимов обработки отсутствует. На поверхности прутка, прошедшего ЭПО, присутствует слабо травящийся слой. Твердость этого слоя повышена (рис. 1).

Изменение микротвердости поверхности горячекатаного проката стали марки 51ХФА, обработанного по существующей технологии и после ЭПО, представлено на рис. 2.

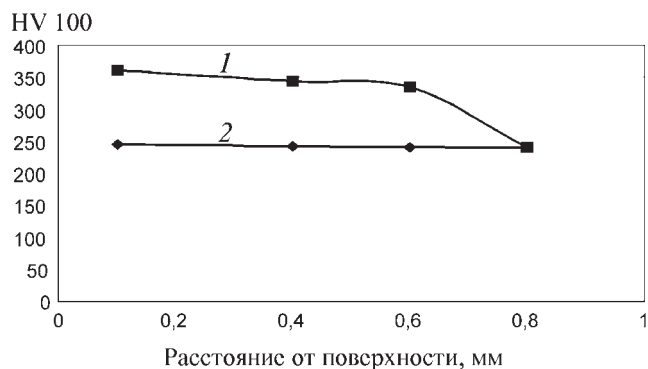


Рис. 1. Микротвердость поверхности горячекатаного проката стали 35X после обработки поверхности:

1 – ЭПО; 2 – по существующей технологии

Поверхность образца горячекатаного проката стали марки 51ХФА, прошедшего ЭПО, не соответствует требованиям ГОСТ 14959–79 и ГОСТ 14963–78.

Выводы

На всех образцах горячекатаного проката после ЭПО следов окалина и обезуглероженного слоя визуально не обнаружено.

Образцы стали марки 10кп после ЭПО соответствовали всем требованиям ГОСТов.

Образцы сталей марок 35Х и 51ХФА, обработанных электронно-плазменным способом, не соответствовали требованиям ГОСТ вследствие чрезвычайно высокой твердости поверхностного слоя.

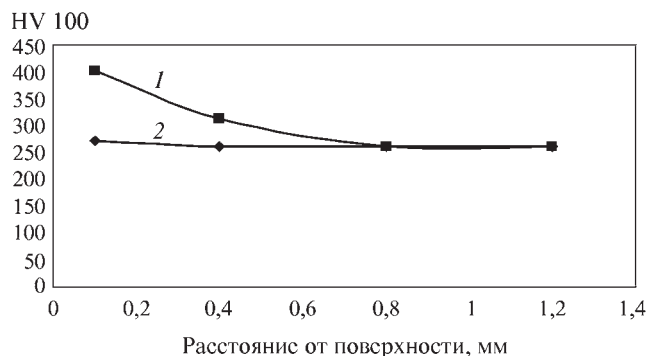


Рис. 2. Микротвердость поверхности горячекатаного проката стали 51ХФА после обработки поверхности:

1 – ЭПО; 2 – по существующей технологии

ЛИТЕРАТУРА

1. Сенокосов Е.С., Сенокосов А.Е. Плазма, рожденная Марсом // *Металлоснабжение и Сбыт*. 2001. № 4. С. 50–51.

2. Гейдаров Ю.С., Ерофеев В.С. О некоторых перспективных направлениях развития науки и техники в области метизного производства // *Ассоциация метизов. Метизы. Специализированный журнал*. 2003. № 1(02). С. 28–32.

*Алексей Александрович Филиппов, инженер;
Герман Васильевич Пачурин, д-р техн. наук;
Александр Николаевич Гуцин, канд. техн. наук;
Виктор Германович Пачурин, инженер*

УДК 669.3

Н.Б. Абрамова (Орский гуманитарно-технологический институт),
О.Н. Аптекарева (Орский политехнический колледж)

Разработка технологии изготовления заготовок для медных стенок кристаллизаторов МНЛЗ

Рассмотрен технологический процесс изготовления рабочих стенок кристаллизаторов для машин непрерывного литья заготовок. В технологии использовано деформационное упрочнение ковкой бескислородной меди, полученной в печи электронно-лучевого переплава.

The article considers the technological process of making of crystallizers working sides for crystallizers of continuous moulding casters. This technology uses deformational strengthening by forging of oxygen-free copper, manufactured in the furnace of electron-beam fusion.

Одной из актуальных проблем в черной металлургии является повышение качества и производительности машин непрерывного литья заготовок (МНЛЗ).

Производительность зависит от эксплуатационных характеристик, а также от стойкости медных рабочих стенок кристаллизаторов. Большое количество патен-

тов и изобретений направлено на повышение стойкости рабочих стенок.

Медь, благодаря своим уникальным свойствам и, прежде всего, высокой теплопроводности, является незаменимым материалом для рабочих стенок кристаллизаторов. Существует ряд альтернативных вариантов изготовления стенок с применением различных марок меди и способов ее получения и обработки. Машиностроительный концерн "ОРМЕТО-ЮУМЗ" (г. Орск) производит стенку для кристаллизаторов МНЛЗ из горячекатаного проката, используя медь марок М1, М1р, М2р, МС (серебросодержащая медь), а также хромоцирконистую бронзу БрХЦР.

Стойкость стенок, изготовленных обработкой резанием из горячекатаной меди марок М00, М0, М1, М2 и М3, была крайне низкой; экономического эффекта от их эксплуатации не было, хотя использовали дешевое сырье и простую технологию. Потребительские свойства изготовленных стенок были невысоки, в частности твердость рабочего слоя не превышала 70 НВ.

На "ОРМЕТО-ЮУМЗ" разработан технологический процесс электронно-лучевого переплава, включающий следующие основные операции: электронно-лучевой переплав, разрезка слитка, пластическое деформирование (рис. 1).

Для определения основных параметров технологииковки заготовок для медных стенок сборного кристаллизатора был проведен промышленный эксперимент.

Критериями оптимизации при определении структуры и параметров технологии являлись цена и физико-механические свойства (ФМС); предел прочности на растяжение и твердость. ФМС зависят от исходного материала, его структуры и параметров технологии. Необходимо было разработать такую технологию, которая попадет в область конкурентной и обеспечит ФМС бескислородной меди, не уступающей лучшим известным аналогам.

При разработке технологииковки заготовки для стенки сборного кристаллизатора использованы результаты лабораторных исследований. Согласно исследованиям свойств поковок из меди М-ЭЛП (содержание меди 99,98 %) для обеспечения твердости не менее 60 НВ в поверхностных слоях поковки на глубине 20...30 мм твердость поверхности поковки должна превышать 90 НВ. Для этого необходима деформация $\epsilon \geq 15...25\%$. Так как толщина поковки должна составлять $H_{п} \geq 95 \pm 10$ мм, то толщина заготовки должна составлять $H_3 \geq H_{п}/(1 - \epsilon) \geq 120$ мм.

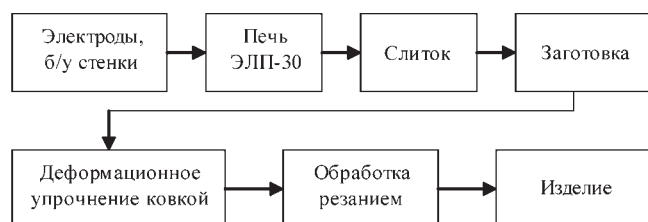


Рис. 1. Последовательность операций изготовления заготовок для стенок кристаллизаторов

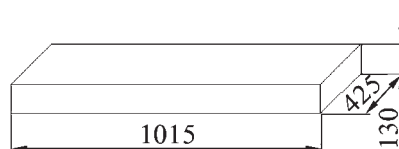


Рис. 2. Заготовка под ковку

В соответствии с этим разработана схема разрезки слитка толщиной 280 мм на две равные части с толщиной заготовки $H_3 = 130$ мм, представленная на рис. 2. Согласно разработанной схеме слиток разрезали на две части строгальным резцом с глубиной реза несколько больше половины ширины слитка. Плоскости реза не совпали и имели дефекты. Поэтому плоскость реза одной из частей слитка дополнительно прострогали до получения качественной поверхности при $H_3 = 120$ мм. Окончательные размеры заготовки под ковку составили 130×425×1015 мм.

В целях определения исходных данных для разработки технологии и оснастки дляковки измерили твердость поверхностных слоев заготовки. Измерение проводили с обеих сторон заготовки в пяти точках на каждой стороне прибором "Польди" согласно принятой методике замера. Измерения показали твердость $62,9 < \text{НВ} < 64$, что соответствует пределу прочности $\sigma_b = 160$ МПа.

Согласно требованиям чертежа твердость поверхностных рабочих слоев стенки должна составлять не менее 60 НВ, а $\sigma_b \geq 220$ МПа, т.е. стенку можно изготавливать из литой заготовки без пластической деформации. Но учитывая малый объем информации по эксплуатации стенок из литых заготовок, было принято решение отковать заготовку при комнатной температуре ("нахолодно").

Часть слитка длиной 190 мм для отработки технологии деформировали до $H = 102$ мм ($\epsilon = 14\%$), вторую часть длиной 1070 мм – до $H = 92$ мм ($\epsilon = 23\%$) – для изготовления стенки. Заготовку ковали согласно технологической картековки после разрезки слитка М-ЭЛП и механообработки с притупленными кромками 10×45° (рис. 3).

Для преодоления силы сопротивления деформированию приковке использовали плоский боек специальной конструкции.

Результатыковки подтвердили возможность получения из медных слитков марки М-ЭЛП качественных поковок твердостью более 90 НВ при $\epsilon > 20...25\%$. Данная технология изготовления заготовок для стенок кристаллизатора запатентована [1].

На МНЛЗ Днепродзержинского металлургического комбината (ДМК) эксплуатируют стенки кристал-

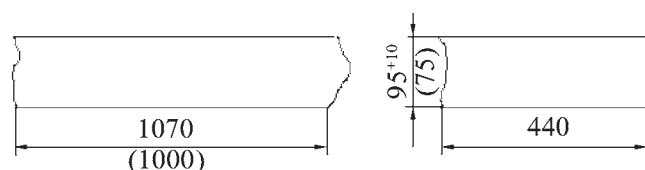


Рис. 3. Поковка для стенки кристаллизатора: числа в скобках – габаритные чистовые размеры детали

Средние значения наработок в плавках \bar{X} стенок из меди М-ЭЛП (\bar{X}_{1i}) и М1р (\bar{X}_{2i}) за i -е количество перестрожек, их доверительные границы и оценка значимости расхождения ($\bar{X}_1 - \bar{X}_2$)

№ перестройки i	Марка меди						Значимость расхождения ($\bar{X}_1 - \bar{X}_2$)
	М-ЭЛП			М1р			
	Объем выборки	\bar{X}_{1i}	Доверительные границы для \bar{X}_{1i} при $\rho = 0,05$	Объем выборки	\bar{X}_{2i}	Доверительные границы для \bar{X}_{2i} при $\rho = 0,05$	
1	26	130	$105 \leq \bar{X}_{11} \leq 155$	25	67,5	$51 \leq \bar{X}_{21} \leq 84$	Значимо
2	25	318	$276 \leq \bar{X}_{12} \leq 361$	24	155	$121 \leq \bar{X}_{22} \leq 189$	—"
3	22	527	$466 \leq \bar{X}_{13} \leq 588$	21	250	$201 \leq \bar{X}_{23} \leq 299$	—"
4	22	723,5	$650 \leq \bar{X}_{14} \leq 797$	19	387,5	$316 \leq \bar{X}_{24} \leq 459$	—"
5	20	921,5	$828 \leq \bar{X}_{15} \leq 1015$	18	540,8	$462,2 \leq \bar{X}_{25} \leq 655,4$	—"
6	17	1067,5	$952 \leq \bar{X}_{16} \leq 1183$	11	645,5	$466 \leq \bar{X}_{26} \leq 825$	—"
7	13	1235,5	$1098 \leq \bar{X}_{17} \leq 1375$	7	762	$446,3 \leq \bar{X}_{27} \leq 1079,3$	—"
8	10	1317,5	$1193 \leq \bar{X}_{18} \leq 1442$	3	754	$399,4 \leq \bar{X}_{28} \leq 1108,6$	—"
9	3	1593	$1350,5 \leq \bar{X}_{19} \leq 1835,5$	1	878	—	—

лизаторов, изготовленные из меди, полученной электронно-лучевым переплавом (медь М-ЭЛП) и меди других заводов, в частности марки М1р из проката Орского завода по обработке цветных металлов. На ДМК непрерывно ведут сбор информации по техническому состоянию кристаллизаторов. Предварительный анализ информации показал, что надежность стенок из меди М-ЭЛП выше, чем из меди М1р.

В связи с этим была поставлена цель: определить и сравнить качественные показатели надежности стенок кристаллизаторов из разных марок меди на основе математико-статистического анализа имеющейся информации.

На подготовительном этапе анализа провели систематизацию информации по стойкости (числу плавков) кристаллизаторов, сформированы матрицы исходных данных. Затем определили средние значения наработок в числах (в плавках) X для стенок кристаллизаторов из меди М-ЭЛП (X_{1i}) и М1р (X_{2i}) за i -е количество перестрожек, их доверительные границы и оценку значимости расхождения ($X_1 - X_2$).

Промышленные исследования, проведенные для стенок кристаллизаторов, установленных на ДМК, на основе информации о техническом состоянии стенок из разных марок меди показаны в таблице и на рис. 4.

Из рис. 4 видно, что стенки, изготовленные из меди М1р, выдерживают 750 плавков, а из меди М-ЭЛП — 1650 плавков.

На МНЛЗ ОАО "НОСТА" (г. Новотроицк) также эксплуатировали стенки, изготовленные по технологии с применением деформационного упрочнения ковкой. Эксплуатация показала, что их стойкость в 3 раза выше, чем стойкость стенок из других марок меди.



Рис. 4. Суммарное число средних наработок стенок сборных кристаллизаторов от начала до конца их эксплуатации: 1 — материал стенок медь М-ЭЛП; 2 — медь М1р

Вывод

Экспериментальные исследования подтвердили работоспособность предложенной технологии. Многолетние промышленные испытания стойкости рабочих стенок для кристаллизаторов МНЛЗ показали, что стойкость рабочих стенок из бескислородной меди, упрочненных ковкой с интенсивностью деформации $\epsilon = 20...25\%$, в 3 раза выше по сравнению со стенками, изготовленными по традиционной технологии.

ЛИТЕРАТУРА

1. Абрамова Н.Б., Соломин Л.П., Аптекарева О.Н. Способ изготовления изделий из бескислородной меди для кристаллизатора машин непрерывного литья заготовок / Пат. № 2253540, 2005 г. (заявка № 2003104784).

Наталья Борисовна Абрамова, канд. техн. наук;
Ольга Натановна Аптекарева, инженер

Отчет о XX МНТК "Информационные технологии в науке, технике и образовании"

В ноябре 2006 г. в Египте, г. Хургада, прошла XX Международная научно-техническая конференция "Информационные технологии в науке, технике и образовании" ("ИНФОРМ-2006").

Организаторы конференции: Российская академия наук, Академия инженерных наук им. А.М. Прохорова, Институт радиотехники и электроники РАН, Московский государственный университет приборостроения и информатики, Московский государственный авиационный институт, Московский энергетический институт (Технический университет), Севастопольский государственный технический университет, Приднестровский государственный университет, г. Тирасполь.

На конференции были представлены следующие направления: физические процессы в материалах, структурах и приборах микро-, нано- и оптоэлектроники; акусто- и магнитоэлектронные технологии в науке, технике и образовании; новые материалы и технологии в приборо- и энергомашиностроении; обеспечение качества и надежности приборов и аппаратуры; информационные технологии в образовании.

В сообщении представлены краткие тезисы основных докладов.

Максимально возможные удельные силы трения при использовании модели жесткопластического пористого материала (С.Е. Александров, А.Р. Пирумов, О.В. Чесникова). Условие максимального трения имеет большое значение в теориях пластичности. На основании представленной работы можно выделить класс обобщений теории идеальной пластичности, которые приводят к такому же асимптотическому поведению поля скорости вблизи поверхности максимального трения, как и в случае идеально жесткопластических решений.

Адаптивная информационно-измерительная система для оценки коррозионного состояния планера летательных аппаратов (П.Н. Шкатов, В.Б. Амурский). Предложенная система содержит многопараметровый первичный преобразователь, обеспечивающий одновременное получение информации о толщине обшивки планера, рабочем зазоре и наличии дефектов. По совокупности полученных сигналов выполняется выбор рабочих частот и оценка информативных параметров.

Современные представления о формировании сплавов цветных металлов при воздействии электромагнитного поля в процессе кристаллизации (Д.К. Фигуровский). В работе представлены основные результаты по влиянию воздействия электромагнитного поля (ЭМП) в процессе кристаллизации на структурообразование в литых металлах и сплавах (формирование зеренной структуры, влияние ЭМП на ликвационные процессы, порообразование, наличие неметаллических включений). Установлены связи параметров, определяющих силовое воздействие ЭМП на расплав, и основных структурных составляющих литых металлов и сплавов.

Электромагнитный контроль качества тросов (П.Л. Павлюкова). Рассмотрена задача измерения сечения и обнаружения обрывов проволок в стальных тросах электромагнитным методом. Проведена оценка влияния электрического контакта между проволоками при использовании высокочастотного намагничивания.

Магнитная дефектоскопия сложнопрофильных изделий с применением локального намагничивания (Р.Р. Хажимуратов). Рассмотрен метод магнитной дефектоскопии сложнопрофильных участков ферромагнитных объектов. Показаны преимущества дефектоскопии при локальном намагничивании постоянными магнитами. Проведен анализ топографии магнитных полей рассеяния над дефектными участками.

Методы выявления усталостных трещин при неразрушающем контроле (А. Ильин). Определено, что методы могут быть разделены на две большие группы: методы непосредственного наблюдения и физические методы. Подробно рассмотрены некоторые методы, а также приборы и устройства, доведенные до стадии практической реализации.

Методология проектирования информационно-измерительных систем гибких автоматизированных производств (В.Б. Амурский, А.Н. Башкатов, В.В. Слепцов). Показано, что процесс проектирования информационно-измерительных систем (ИИС) гибких автоматизированных производств (ГАП) состоит из этапов разработки математических моделей структур и алгоритмов ИИС; анализа элементов ИИС и определения их основных характеристик; синтеза структуры ИИС, обладающей минимальным временем обмена информацией между элементами; синтеза алгоритма обмена информацией, обладающего минимальным временем обмена информацией, анализа устойчи-

вости ИИС и выработки (при необходимости) дополнительных технических требований к элементам ИИС.

Об использовании прямого метода исследования конечноамплитудной конвекции в сдвиговых потоках (В.А. Ковалев, Е.Д. Ковалева). В работе на примере изучения вынужденной конвекции в сдвиговом потоке в горизонтальном канале апробирован подход, позволяющий эффективно применять прямой метод типа Галеркина, использующий разложение по многочленам Чебышева первого рода. Этот метод дает возможность сразу проводить анализ линейной и нелинейных задач при различных значениях безразмерных параметров.

О возможности неравномерной усадки в условиях неоднородного температурного поля (В.А. Головешкин, А.Р. Пирумов, А.В. Пономарев, В.Л. Прищеп). Характерной особенностью порошковых материалов является существенная зависимость коэффициента теплопроводности от относительной плотности и предела текучести от температуры. Коэффициент теплопроводности меняется примерно в сто раз при изменении плотности от начальной плотности засыпки до плотности монолита. На начальном этапе процесса ГИП в условиях нестационарного температурного поля это приводит к тому, что деформация локализуется в поверхностном слое, прилегающем к границе капсулы. Следствием этого для тел, чьи поперечные размеры существенно отличаются от продольных, является то, что усадки в разных направлениях могут быть различными.

Применение постреляционных и объектно-ориентированных баз данных для проектирования информационных систем (В.Е. Прудкин). В докладе дается представление об основах управления базами данных и управления информацией в аспектах их взаимосвязей с объектно-ориентированной технологией, обсуждаются основные принципы, а также перспективы развития этой технологии.

Проблемы информационного обеспечения участников проекта в крупной корпорации (А.А. Пирумов) Методы изучения информационных потребностей специалистов варьируются от анализа документов, наблюдений, опросов, экспертных оценок до экспериментов. В работе дан анализ этих вопросов и показан ряд новых проблем, которые ставят современные технологии.

Разработка инновационных технологий для повышения эффективности самостоятельной работы студентов (В.В. Соколов, Д.О. Жуков, С.А. Леско). Приведено описание принципов построения и функциональных возможностей портала разработанного в Центре новых информационных технологий МГУПИ. Основу портала составляет обучающая система, построенная по модульному принципу. Модуль тестирования обучающей системы включает различные виды тестирования: линейное тестирование, адаптивное тестирование, AUC – тестирование.

Оптимизация структур распределенных информационно-измерительных систем на основе парных замещений (А.В. Амурский, А.М. Васильев, В.К. Гарипов, А.К. Сидоров). Рассмотрено применение метода замещений, представляющего собой точный метод решения оптимизационных задач на графах и использующего поиск в глубину с возвращением. Показано, что применение метода при решении основных задач оптимизации структур распределенных информационно-измерительных систем (РИИС) дает возможность минимизации функции цели и точно решить поставленную задачу за конечное число шагов.

Асимптотический подход к рассеянию акустических волн цилиндрическим трубопроводом (В.А. Ковалев). Рассмотрены вопросы разработки асимптотического подхода к задачам исследования рассеяния акустических волн давления трубопроводами цилиндрического сечения. Целью работы является теоретическая диагностика трубопроводов на основе асимптотических методов изучения рассеяния акустических волн.

Методы оценки стоимости инвестиционных проектов (И.В. Загорский). Для оценки финансовой эффективности проекта целесообразно применять "динамические" методы, основанные преимущественно на дисконтировании образующихся в ходе реализации проекта денежных потоков.

Модификация схемы отрывного обтекания Тулина-Герентьева для учета вязкости (А.М. Кишкин, А.Д. Шишова). В работе приведена модификация кавитационной схемы Тулина-Герентьева. Проведены расчеты по определению аэродинамических и геометрических параметров.

Контактная задача для толстого упругого кольца (Е.А. Святлова, З.П. Смирнова). Внутренняя граница кольца находится в контакте с круглой жесткой шайбой, на которую действует сила, проходящая через центры кольца и шайбы. Сложность в том, что зона контакта состоит из двух участков. Предлагается метод приближенного решения.

Ордена Трудового Красного Знамени ОАО "Издательство "Машиностроение",
107076, Москва, Стромьинский пер., 4/1, стр. 3

Учредитель ООО "Издательство Машиностроение – 1". E-mail: zpm@mashin.ru

Телефоны редакции журнала: (495) 268-47-19, 268-36-54, 268-69-19. <http://www.mashin.ru>

Дизайнер *Погорелова Т.Н.* Технический редактор *Жиркина С.А.* Корректоры *Сажина Л.И., Соношукина Л.Е.*

Сдано в набор 28.12.06 г. Подписано в печать 15.02.07 г. Формат 60×88 1/8. Бумага офсетная. Печать офсетная.

Усл. печ. л. 7,35 (в т.ч. вкл. 0,49). Уч.-изд. л. 8,88 (в т.ч. вкл. 0,75). Заказ 337. Свободная цена.

Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ОАО "Издательство "Машиностроение".

Отпечатано в Подольской типографии – филиале ОАО "ЧПК". 142110, Подольск, ул. Кирова, д. 15.