Министерство образования и науки Российской Федерации
Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого

НЕДЕЛЯ НАУКИ СПбПУ

МАТЕРИАЛЫ
НАУЧНОГО ФОРУМА
С МЕЖДУНАРОДНЫМ УЧАСТИЕМ
30 НОЯБРЯ – 5 ДЕКАБРЯ 2015 ГОДА

ИНСТИТУТ МЕТАЛЛУРГИИ, МАШИНОСТРОЕНИЯ И ТРАНСПОРТА
ЧАСТЬ 2

POLYTECH ПОЛИТЕХ

Санкт-Петербург•2015

УДК 621.762:621.771:74:669.017
ББК 30.3
Н 42

Неделя науки СПбПУ : материалы научного форума с международным участием. Институт металлургии, машиностроения и транспорта СПбПУ. Часть 2. – СПб. : Изд-во Политехн. ун-та, 2015. – 127 с.

В сборнике публикуются статьи студентов, аспирантов, молодых ученых и сотрудников Санкт-Петербургского политехнического университета Петра Великого, вузов Санкт-Петербурга и России по материалам докладов, представленных на секционных заседаниях Института металлургии, машиностроения и транспорта в рамках научного форума с международным участием «Неделя науки СПбПУ». Статьи отражают современный уровень научно-исследовательской работы участников конференции в области технологий получения и обработки новых материалов

Представляет интерес для специалистов в различных областях знаний, учащихся и работников системы высшего образования и Российской академии наук.

Форум проведен при финансовой поддержке Комитета по науке и высшей школе Правительства Санкт-Петербурга.

Редакционная коллегия
Института металлургии, машиностроения и транспорта СПбПУ:

А.А. Попович (директор института), Е.В. Новиков (ответственный редактор), С.И. Выступов, Т.С. Кольцова, О.Г. Зотов, С.А. Ермаков

Печатается по решению
Совета по издательской деятельности Ученого совета
Санкт-Петербургского политехнического университета Петра Великого.

ISBN 978-5-7422-5081-4 (ч. 2)
ISBN 978-5-7422-5079-1

© Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, 2015

ОТДЕЛЕНИЕ ТЕХНОЛОГИИ МАТЕРИАЛОВ

СЕКЦИЯ «МАТЕРИАЛЫ, ТЕХНОЛОГИИ И ОБОРУДОВАНИЕ ЛИТЕЙНОГО ПРОИЗВОДСТВА»

УДК 621.74.01:669.14

А.А. Васильев, В.М. Голод, И.Г. Орлова
Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ЛИТОЙ ЗАГОТОВКИ МАССИВНОЙ СТУПЕНЧАТОЙ ПРОБЫ ИЗ СТАЛИ 08ГДНФЛ

Введение. Конфигурация крупномасштабных литых промышленных изделий в судостроении в большинстве случаев осложнена разностенностью, т.е. вынужденным сочетанием элементов различной толщины. Вследствие этого при изготовлении отливки интенсивность их теплообмена с литейной формой, ход процесса затвердевания и кинетика формирования литой структуры значительно различаются, порождая структурную неоднородность как в поперечном сечении каждого элемента, так и в макромасштабе всей отливки, нередко наследуемую при структурных превращениях, происходящих в период остывания. Возникающая по этой причине локальная неоднородность механических свойств металла создает предпосылки для повышенной концентрации эксплуатационных напряжений и весьма негативно отражается на конструктивной прочности и долговечности литого изделия.

Целью настоящей работы является сравнительный анализ условий формирования свойств литого металла стали 08ГДНЛ в массивных отливках толщиной до 500 мм с целью оценки получаемой при этом структурной и механической неоднородности.

Для решения указанного круга задач и осуществления соответствующих исследований была сконструирована специальная крупномасштабная литая проба, конфигурация которой представляет комбинацию четырех горизонтальных ступеней, увеличивающихся по толщине (от 100 до 500 мм) и длине [1]. Отливку «Проба ступенчатая» массой 9.3 т заливали сталью 08ГДНФЛ из ковша емкостью 10 т в течение 300 с при температуре 1565°С через сифонную литниковую систему в песчано-жидкостекольную форму с установленными в ней термопарами для регистрации изменения соответствующих температур при затвердевании и охлаждении стали. Из пробы вырезали продольный осевой макротемплет толщиной 100 мм для получения полномасштабного серного отпечатка продольного сечения, а также цилиндрические заготовки, из которых изготавливали образцы для проведения испытаний механических свойств металла в ступенях различной толщины.

С помощью программного комплекса «Polycast» [2] было проведено компьютерное моделирование затвердевания отливки с определением параметров, важных для оценки термических условий структурообразования – локальной продолжительности дендритной кристаллизации τ_{LS} (1.4÷19.0·10^3 с), а также скорости охлаждения металла при затвердевании V_0 (0.26÷3.5·10^{-2} К/с) и последующем остывании в твердом состоянии V_T (0.02÷0.12 К/с и менее). Адекватность количественных характеристик, полученных на основе численного расчета, установлена путем их сопоставления с данными цехового термического анализа по всем участкам отливки [1]. В нижней и верхней зонах различных ступеней средние значения

вторичных междуосных промежутков λ_2 изменяются в узких пределах (200÷350 мкм), в то время как в центральной зоне величина λ_2 непрерывно возрастает по длине от 750 до 1450 мкм соответственно значительному увеличению локальной продолжительности диффузионной коалесценции вторичных дендритных ветвей [1].

Для выявления характера связи между отмеченной структурной неоднородностью отливки и механическими свойствами литого металла в ступенях различной толщины было проведено моделирование процесса распада первичного аустенита при охлаждении отливки в течение ~ 80 час до извлечения ее из формы. Количественное моделирование распада аустенита выполнено с помощью компьютерной программы «AusEvol Pro» [3-4], реализующей предсказание кинетики процесса с учетом возможности образования набора всех практически важных микроструктурных составляющих (феррит, перлит, бейнит разной морфологии и мартенсит) и конечных механических свойств стали (предел текучести, предел прочности, относительное удлинение).

Расчет конечной микроструктуры в разных участках отливки был выполнен с использованием кривых их охлаждения, а также размеров первичного зерна аустенита D_γ, оценка которых проведена с помощью подхода, предложенного в работе [5]:

$$D_\gamma = 21\,T_\gamma - 3152\frac{\exp(V)}{1+\exp(V)} - 25088 \ \text{(мкм)}, \qquad (1)$$

где T_γ – температура солидуса исследуемой стали; V – средняя скорость охлаждения в процессе затвердевания. При формировании статистической модели (1) в работе [5] исходный набор данных по структуре ряда низколегированных сталей был дополнительно использован для оценки сопутствующего изменения дендритной структуры, характеризуемого размером вторичных междуосных промежутков λ_2 согласно уравнению:

$$\lambda_2\,(\text{мкм}) = 150\ V^{-0{,}385}. \qquad (2)$$

Прогнозируемое с помощью формулы (1) увеличение D_γ (с 3600 до 4100 мкм) при снижении средней скорости охлаждения V с 0,035 до 0,0025 К/с с увеличением толщины ступеней пробы является весьма незначительным. Важно отметить, что соответствующее изменение размеров междуосных промежутков дендритов намного интенсивнее (от 300 до 1400 мкм).

Согласно полученным результатам моделирования с помощью программы «AusEvol Pro», структура всех исследованных областей отливки после остывания является феррито-перлитной с долей перлита, изменяющейся в пределах ~ 7.0÷7.5 %. Предсказываемый размер зерна феррита (объемный) является сравнительно большим и находится в пределах от 123 (участок толщиной 100 мм с наибольшей скоростью охлаждения) до 165 мкм (участок толщиной 500 мм с минимальной скоростью охлаждения). Расчетные значения механических свойств образцов при вырезке из темплета на рассматриваемых участках отличаются незначительно и составляют: $\sigma_{0.2} \approx 270$ МПа; $\sigma_b \approx 350$ МПа.

Для предсказания изменения микроструктуры образцов, вырезанных из отливки, в процессе их нормализации для сдаточных испытаний необходимо предварительно оценить размеры зерна аустенита после нагрева до температуры аустенитизации. Результаты этих расчетов показывают, что нормализация образцов стали приводит к значительному измельчению зерен феррита (до ≈ 30 мкм) и, соответственно, существенному возрастанию как прочностных характеристик ($\sigma_b \approx 400$ МПа), так и пластичности металла – относительное удлинение δ увеличивается практически в два раза и достигает ~ 25 %.

На рис. 1 представлено изменение механических свойств в различных участках по длине отливки, полученное при испытаниях образцов, вырезанных из осевого темплета в верхней, центральной (светлые точки) и нижней зонах различных ступеней. Как видно из

данного рисунка, механические свойства литой стали в пробной отливке отвечают требованиям ГОСТ ($\sigma_b \geq 450$ МПа; $\delta \geq 18$ %).

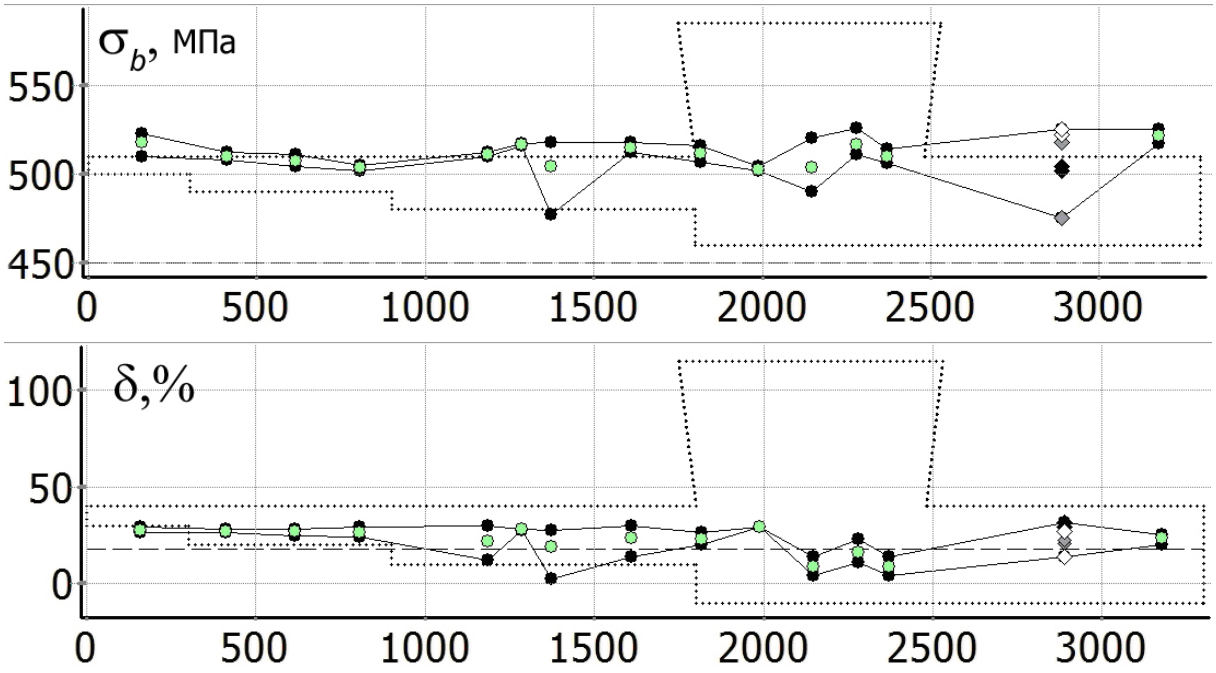


Рис. 1. Распределение экспериментальных значений предела прочности (*а*) и относительного удлинения (*б*) по длине пробной отливки. Пунктирные линии указывают уровень механических свойств стали 08ГДНФЛ по ГОСТ

Представленные на рис. 1 экспериментальные данные свидетельствуют об однородности распределения механических свойств в литой заготовке, сочетающей ступени толщиной от 100 до 500 мм, что подтверждается результатами моделирования твердофазных превращений. Выявленная однородность механических свойств имеет место при значительном различии параметров дендритной структуры. Этот факт можно связать с особенностями поведения размеров междуосных промежутков дендритов λ_2 и аустенитных зерен D_γ при изменении условий теплоотвода в процессе затвердевания и остывания отливок различной толщины.

В тонкостенных отливках, а также в условиях интенсивного теплоотвода (металлическая форма), как показывают расчеты по приведенным выше формулам (1) и (2), корреляция между размерами зерен D_γ и величиной дендритного параметра λ_2 носит практически линейный характер, вследствие чего имеет место одновременный рост междуосных промежутков и размеров аустенитного зерна, приводящий в результате к снижению механических свойств. Для массивных отливок в условиях малой интенсивности теплоотвода (неметаллическая форма) корреляция между значениями обсуждаемых структурных параметров D_γ и λ_2 утрачивается, поскольку рост размеров аустенитных зерен при скорости охлаждения V, меньшей ≈0.03 К/с, практически прекращается. Напротив, при замедленном охлаждении коалесценция вторичных дендритных ветвей, результаты которой определяются длительностью диффузионного перераспределения твердой фазы под влиянием капиллярного эффекта Гиббса-Томсона [2], приобретает дополнительный стимул для непрерывного продолжения и соответствующего увеличения λ_2. По этой причине выявленная в работе стабилизация размеров аустенитных зерен в относительно толстостенных отливках является важным фактором, который способствует получению в них однородных механических свойств.

Вывод. Сопоставление полученных экспериментальных данных однородного распределения комплекса механических характеристик литого металла по длине протяженных участков толщиной от 100 до 500 мм в сочетании с моделированием фазовых превращений и эволюции прогнозируемых механических свойств свидетельствует о возможность надежного обеспечения требуемых показателей этой стали по ГОСТ в исследованных пределах толщины стенок отливки.

ЛИТЕРАТУРА:

1. Орлова И.Г., Голод В.М. Исследование дендритной структуры отливки «Проба ступенчатая» из стали 08ГДНФЛ с применением компьютерного анализа. – Сб. докладов науч.-практ. конф. в рамках Недели науки СПбПУ. – Институт металлургии, машиностроения и транспорта. Ч.1. – СПб.: Изд-во Политехн. ун-та, 2014, с.229- 233.
2. Голод В.М., Савельев К.Д., Басин А.С. Моделирование и компьютерный анализ кристаллизации многокомпонентных сплавов на основе железа. – СПб.: Изд-во Политехн. ун-та, 2008. – 372 с.
3. Соколов Д.Ф., Соколов С.Ф., Васильев А.А. Свидетельство о государственной регистрации программы для ЭВМ «AusEvol Pro». – 2014, № 2014618758.
4. Vasilyev A., Sokolov D., Kolbasnikov N., Sokolov S. Modeling of the γ→α transformation in steels // Physics of the Solid State, 2012, Vol. 54, No. 8, pp.1669−1680.
5. Louhenkilpi S., Miettinen J., Holappa L. Simulation of microstructure of as-cast steels in continuous casting // JISI Int., 2006, Vol. 46, No. 6, pp. 914-920.

УДК 669.187.25

Е.С. Казанцев, В.П. Карасев
Санкт-Петербургский Политехнический Университет Петра Великого

ВЫБОР ОПТИМАЛЬНОГО СОСТАВА ВСПЕНЕННОГО ШЛАКА В ПРОЦЕССЕ ПОЛУЧЕНИЯ ПОЛУПРОДУКТА В ВЫСОКОМОЩНОЙ ДУГОВОЙ СТАЛЕПЛАВИЛЬНОЙ ПЕЧИ

Введение. Одной из важнейших особенностей работы в сверхмощных ДСП является использование работы на длинных дугах и вспененного шлака во время окислительного периода плавки.

Впервые исследование на эту тему опубликовал проф. Дитер Амелинг в работе [1]. В работе приведен анализ более 150 экспериментальных плавок при разных вариантах шихтовки, состава шлака и пр. По результатам исследования были выявлены 3 области составов шлака с различной склонностью к вспениваемости (плохой, хорошей и удовлетворительной соответственно) [см. рис.1]. С того времени опубликовалось значительное количество работ ([2], [3]) на тему использования вспененного шлака в сверхмощных ДСП, но основное исследование было направлено на установку оптимального состава шлака для получения хорошей вспениваемости и с благоприятными дефосфорирующими свойствами.

Впервые качественную характеристику вспененного шлака для оценки его свойств ввели в AISI – Американском Институте Стали и Сплавов. Индекс вспенивания шлака (далее ИВШ) показывал время за которое пузырек газа, образовывающийся на границе раздела металл-шлак или в самом металле успевает пройти всю высоту шлака. Он рассчитывался по формуле (1):

$$\sum = \Delta H / W_z \qquad (1)$$

где ΔH – высота вспененного шлака, м; $(W\_г)^{-}$ – скорость газового пузырька, м/с. Комплексное исследование влияния состава шлака на ИВШ представили доктор Андреас Опферманн и Дирк Риедингер на конференции в Катаре в 2008 г [3]. Исходя из результатов данной работы видно, что шлаки, используемые ныне на отечественных сверхмощных ДСП имеют величину ИВШ порядка 60-80 с.

Учитывая современную тенденцию [4] заменять электроэнергию увеличением использования газообразного кислорода необходимо принимать во внимание значительное увеличение количества окислов железа в шлаке и то пагубное влияние, когда происходит значительное снижение вязкости шлака. Для решения этой проблемы проф. Шалимов в своей работе [5] предлагает добавлять в состав шлака оксиды магния в количествах ~8-9% для гетерогенизации шлака за счет выделения твердых частиц MgO.

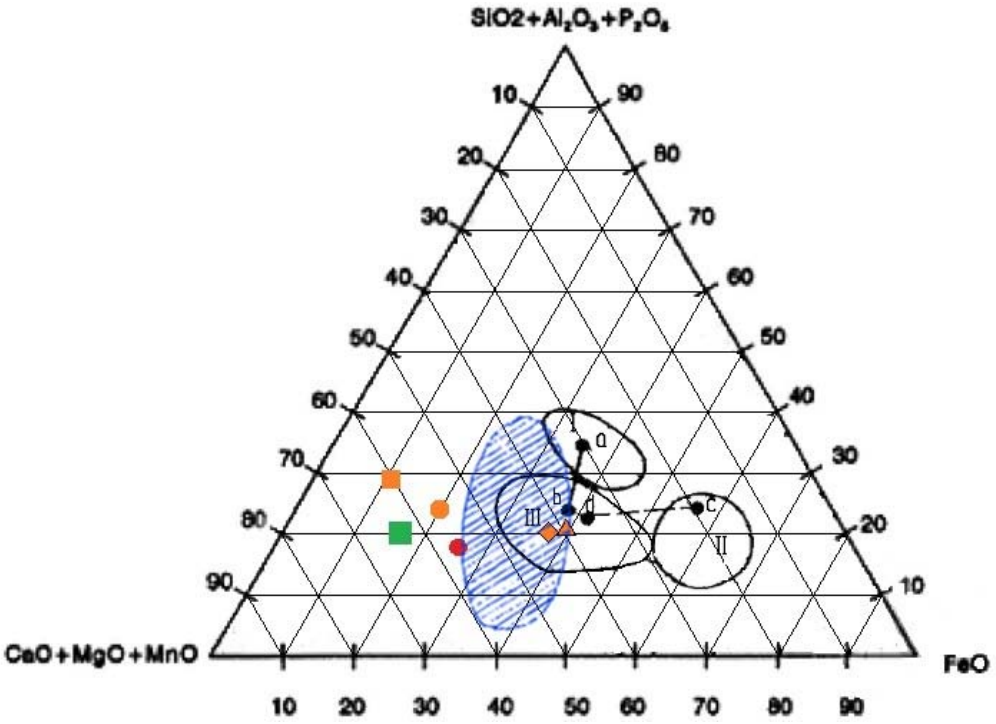
Цель работы – выявить оптимальный состав вспененного шлака для получения устойчивой высоты и хорошей дефосфорирующей способности шлака во время окислительного периода. Основными параметрами вспениваемости шлака являются: Объем, вязкость, межфазное натяжение шлака и интенсивность газообразования в верхних слоях ванны. На дефосфорацию оказывает влияние только состав шлака, необходимо организовывать железисто-известковый шлак для получения лучшего коэффициента распределения фосфора L_P. В рамках выполненной работы был предложен новый состав шлака, основанный на литературных и экспериментальных данных. Для удобства варианты используемых составов вспененного шлака и предложенного в работы сведены в таблице.

Таблица

Примеры фактических содержаний оксидов во вспененных шлаках ДСП

Компонент	CaO	MgO	MnO	SiO_2	P_2O_5	Al_2O_3	FeO_n	Bos
Автор	%							
Д.Амелинг (130т)								
Область №1	30			25			40	1,4
Область №2	31			17			52	2
Область №3	48			26			26	2
Гудим и др.								
100% лома (ДСП-100)	38-42	4-9	7-9	16-24	0,2-0,3	2,2	15-17	2,1-2,2
60% окатышей (ОЭМК ДСП-100)	45	10	н/д	25	н/д	3	10	2
Россия (ДСП-130)	32	3	5	14	2	2,5	39	2,3
Бельгия (ДСП-90)	23	6	5,5	10	1,8	8	37	2,3
Поволоцкий и др. (ДСП-100)	27-41	14,00	5-8	16-22	0,20	1,5-3,5	12-18	2+
Кожухов А.А.	36-59			5-35			25-42	2+
Рекомендуемый	36	8	12	15	0,4	3	25	2,3

Графически данная таблица представлена на рисунке:



■ – Поволоцкий Д.Я.; — - Кожухов А.А.; ■ – Гудим, 100 т.; ● – ОЭМК (60% окатышей); ▲ – Гудим, 130 т. Россия; ♦ - Гудим, 90 т. Бельгия; ● – Рекомендованный нами состав шлака.

По данному рисунку можно отметить эволюцию состава шлака от только вспениваемости (Амелинг) к улучшению дефосфорирующей способности шлака за счет увеличения концентрации основных оксидов (Гудим), т.к. фосфор нельзя удалить на последующих этапах внепечной обработки стали.

Выбранный нами состав шлака условно можно поделить на задаваемые компоненты (CaO, MgO, SiO_2, FeO_n), которые по ходу плавки могут регулироваться, и приходящие компоненты (MnO, P_2O_5, Al_2O_3), которые образуются самопроизвольно.

Приходящие компоненты обязательно получатся из скрапа, в составе которого при плавке полупродукта обычной стали будут обязательно присутствовать Mn, Al, P. Среднее значение марганца по лому, использующемуся в электросталеплавильном производстве $[Mn]_{нач}$ = 0,6%, а на выпуске $[Mn]_{вып}$ = 0,1%. Использую стехиометрию легко посчитать, что содержание (MnO) в шлаке ≈13%. Аналогична будет ситуация с фосфором, При $[P]_{нач}$ = 0,02% и $[P]_{вып}$ = 0,011% в составе шлака будет находиться (P_2O_5) ≈ 0,41%. Алюминий неизбежно попадет в шлак в виде Al_2O_3 из футеровки, в виде раскислителя из лома или в виде мусора, что даст некоторое количество корунда в шлаке на уровне 2-4%.

Из задаваемых компонентов выбранное количество (FeO) позволит поддерживать оптимальную дефосфорирующую способность в шлаке, а так же значительно уменьшит вязкость и межфазное натяжение шлака, что значительно ухудшает вспениваемость шлака. Аналогичное влияние производит и (MnO), поэтому в шлак необходимо добавлять 7-10% (MgO) для гетерогенизации шлака, что позволит увеличить возможную рабочую высоту вспененного шлака до 600 и более мм (за счет увеличения вязкости и межфазного натяжения), иначе мы получим ситуацию, когда ИВШ шлака будет очень маленьким, что не позволит даже частично прикрыть электрическую дугу. Содержание остальной части шлака разделится между (CaO) и (SiO_2) согласно основности Bos. Такая основность позволит поддерживать хорошую дефосфорирующую способность шлака.

Переход на вспененный шлак подобного состава даст не только более стабильную работу печи при окислительном периоде, но и значительно снизит угар железа за счет

кислорода, который в современных сверхмощных ДСП достигает 5%. Эта проблема возникла вместе с технологией работы на импортном оборудовании. В Европе, откуда в основном идет технология работы, стоимость киловатт-час электроэнергии стоит дороже, чем сжигание энергетически эквивалентного количества железа в ванне печи. В России же тариф на электроэнергию для предприятий на 1 кВт-ч электроэнергии стоит в 2-3 раза дешевле, чем в Европейском союзе (0,05 евроцентов против 0,1-0,15 евроцентов в Европе [7]) из-за чего необходимо пересматривать технологию работы на сверхмощных ДСП.

Результаты. В ходе работы был получен оптимальный состав вспененного шлака для работы во время окислительного периода в сверхмощных ДСП. На основе данной работы в перспективе возможна разработка новой технологии работы на ДСП-120 «ОМЗ-Спецсталь».

ЛИТЕРАТУРА

1. Амелинг Д. Исследование процесса шлакообразования в дуговой печи / Д. Амелинг [и др.]// Черные металлы. – 1986. - №11. – с. 18 – 24.
2. Кожухов А.А. Исследование влияния химического состава шлака на его способность вспениваться в дуговой сталеплавильной печи / А.А. Кожухов // Электрометаллургия. – 2014. - №12. – с.18 – 22.
3. Opfermann A. Energy efficiency of Electric Arc. / Int. Arab Iron and Steel Conf., Qatar, 2008, March.
4. Падерин П.С. Уменьшение угара железа при выплавке среднеуглеродистой стали в сверхмощной ДСП / П.С. Падерин // Электрометаллургия. – 2015. - №1. – с. 7 – 9.
5. Шалимов Ал. Г. Формирование вспененных шлаков в дуговой сталеплавильной печи / Ал. Г. Шалимов // Электрометаллургия. – 2013. - №9. – с. 8 – 13.
6. Quarterly Report on European Electricity Markets [Электронный ресурс]. – Режим доступа: http://ec.europa.eu/energy/sites/ener/files/documents/quarterly-electricity_q3_2014_final_0.pdf – Заглавие с экрана. – (Дата обращения: 10.06.2015).

УДК 621.74.01:669.14

А. Э. Ким, В. М. Голод В. М.
Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого

ОБОБЩЕННЫЙ АНАЛИЗ СТОЛБЧАТОГО РОСТА ДЕНДРИТОВ СТАЛИ

Введение. Морфология кристаллизующихся сплавов, представленная зонами роста столбчатых и равноосных дендритов, определяет характер образующихся дефектов (размеры и расположение газо-усадочных пустот, развитие дендритной ликвации и т.д.) и имеет важное значение для формирования механических свойств литых изделий (отливок и слитков). Для прогнозирования этих процессов с использованием компьютерных моделей необходимо понимание и количественное описание кинетики выделения твердой фазы в условиях дендритного роста кристаллитов, а также влияния основных металлургических и технологических факторов его развития. Сложность решения подобной задачи обусловлена совместным протеканием процессов теплообмена и перераспределения компонентов сплава между фазами в сочетании с диффузионными и капиллярными явлениями, диктующими возникновение пространственной структуры первичных стволов и боковых ветвей дендритов.

Многократные попытки эмпирического прогноза размеров первичных междуосных промежутков λ_1 привели к появлению ряда приближенных выражений вида [1-12]

$$\lambda_1 \approx G^{-m} V^{n}, \qquad (1)$$

общей чертой которых является степенная зависимость от скорости роста V и градиента температуры G на фронте кристаллизации, которые нередко подтверждаются в экспериментах. Наряду с этими формулами в качестве определяющего фактора используют эмпирически подбираемую скорость охлаждения V_0, которая может быть выражена через произведение G_L и V_L ($V_0=G_L \cdot V_L$), а также линейные зависимости λ_1 от G_L и V_L [11 и др.]. Разброс экспериментальных значений степенных показателей m (0.31-0.72) и n (0.14-0.75) [2-12] весьма значителен и не позволяет использовать их для реальных оценок и прогнозирования структуры отливок и слитков.

Различные варианты теоретического анализа величины λ_1 при стационарном однонаправленном росте дендритных стволов приводят к обобщенному уравнению [1-2 и др.]:

$$\lambda_1 = K G_L^{-1/2} V_L^{-1/4}, \qquad (2)$$

где G_L и V_L – независимо заданные значения градиента температуры расплава и скорости перемещения фронта температуры ликвидуса; коэффициент K учитывает влияние термодинамических и кинетических характеристик сплава, а также его состава. Как показывает анализ переноса тепла при последовательной кристаллизации сплавов, параметры G_L и V_L в отличие от теоретических формул не являются независимыми [13] и уменьшаются при продвижении фронта затвердевания от поверхности к центру отливки (слитка) [14]. Приближенный аналитический расчет [11] показывает, что значения G_L и V_L уменьшаются синхронно ($G_L=\beta/\sqrt{\tau}$; $V_L=\alpha/\sqrt{\tau}$), откуда следует, что отношение $G_L/V_L=\beta/\alpha$ является постоянным, поэтому значение λ_1 с равным успехом может быть ввиду взаимной корреляции G_L и V_L представлено в виде соотношений $\lambda_1=k_1 G_L^{m}=k_2 V_L^{n}$.

В работе анализируется адекватность приведенных в публикациях математических зависимостей на основе статистического анализа массива экспериментальных данных, представленных в работах [2-12], а также целесообразность использования обширного набора эмпирических уравнений, характеризующих влияние параметров G_L и V_L на λ_1 и публикуемых, за редким исключением [12], без указания достоверности полученных статистических моделей. Данный массив содержит значительное число экспериментальных значений λ_1, измеренных на образцах из отливок и слитков, в том числе – полученных непрерывным литьем, из низколегированных и углеродистых сталей. Для выплавленных композиций были проведены малые серии экспериментов при раздельном варьировании G_L и V_L в относительно узких пределах, для которых получены *локальные* статистические модели.

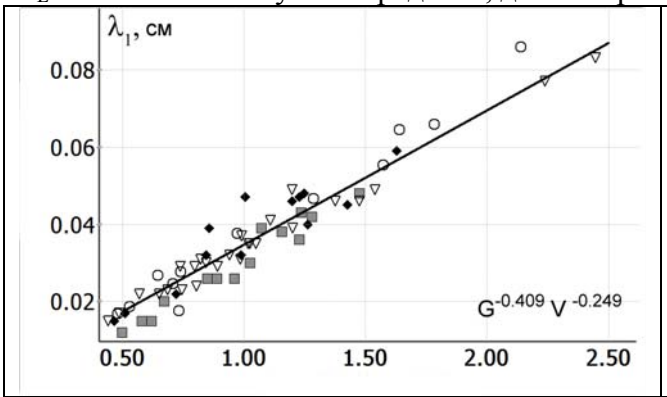


Рис. 1. Сводная зависимость λ_1 от $G^{-m}V^{-n}$ по данным экспериментов

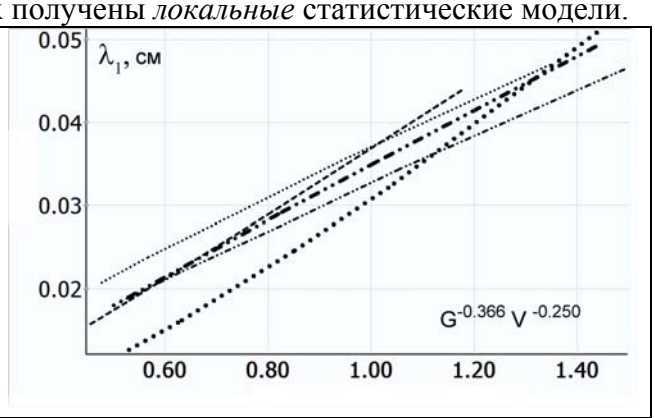


Рис. 2. Сводная зависимость λ_1 от $G^{-m}V^{-n}$ по данным локальных моделей

На рис. 1 представлено распределение доступных экспериментальных данных по λ_1 (93 точки) относительно двухфакторной степенной модели вида (1). Полученные значения коэффициентов m=0.41±0.02 и n=0.25±0.01 использованы для формирования аргумента $G^{-m}V^{-n}$, отложенного по оси абсцисс. Сводный коэффициент множественной корреляции полученной модели R=0.907 и среднеквадратичная погрешность расчета λ_1 (σ=0,0043 см) использованы для сопоставления с аналогичной моделью, базирующейся на приведенных в публикациях эмпирических моделях, для каждой из которых в массив обрабатываемых данных включены по пять точек, принадлежащих соответствующим линиям регрессии (рис. 2). Характеристики модели, базирующиеся на исследованной совокупности линий регрессии, имеют следующие значения: m=0.33±0.12 и n=0.25±0.04 при R=0.894 и σ=0,0035 см. Их сопоставление приводит к выводу, что в обоих случаях статистическая адекватность моделей не вызывает сомнений и подтверждает согласованность принятых в работе приемов обработки данных. В то же время, важно отметить близость коэффициентов n между собой и их согласие с теоретическим значением (см. формулу 2), в то время как значения коэффициентов m ($m>n$) различаются между собой более сильно и существенно ниже теоретической величины.

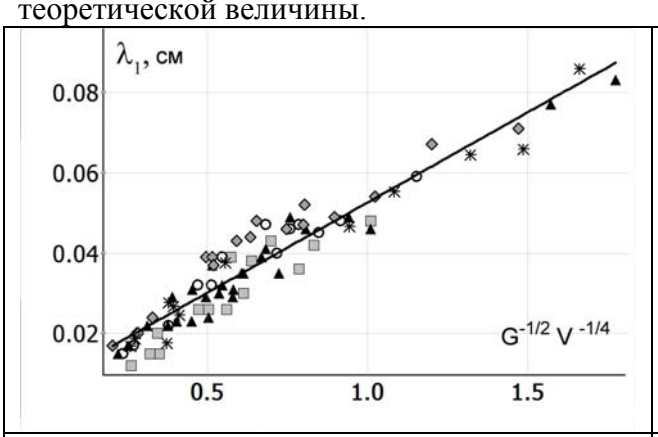


Рис. 3. Сводная зависимость λ_1 от $G^{-1/2}V^{-1/4}$ по данным экспериментов

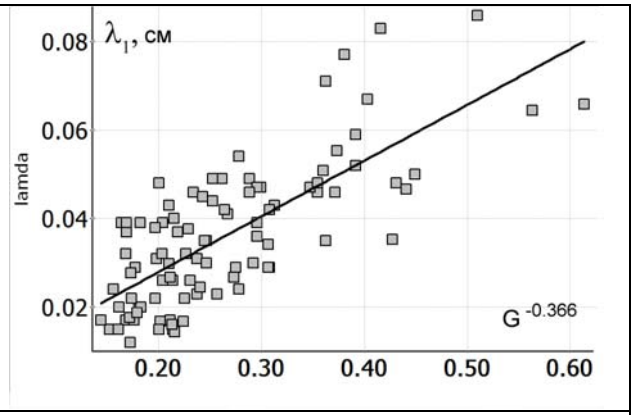


Рис. 4. Сводная зависимость λ_1 от G^{-m} по данным экспериментов

Для прямого сопоставления эмпирических зависимостей с наиболее часто используемой теоретической моделью (2) на рис. 3 представлено расположение массива экспериментальных точек при использовании комбинированного аргумента $G^{-0.50}V^{-0.25}$. Полученные характеристики этой модели (R=0.916) показывают, что ее использование для прогнозирования значений λ_1 не вносит дополнительных погрешностей в результаты, если значения теплофизических параметров процесса кристаллизации G_L и V_L с приемлемой точностью измерены экспериментально или известны как результат моделирования затвердевания отливки (слитка).

Дополнительно была проведена оценка значимости фактора взаимной корреляции параметров G_L и V_L при затвердевании реальных металлургических объектов, для чего были построены однофакторные статистические модели вида $\lambda_1 \approx G^{-m}$ и $\lambda_1 \approx V^{n}$, характеристики которых ($0.26<R<0.66$ при $m \approx n \approx 0.15 \ldots 0.36$) оказались существенно ниже по сравнению с приведенными выше двухфакторными уравнениями. Этот результат указывает, что использованные экспериментальные данные, полученные, как правило, в режиме однофакторного эксперимента (G_L=const или V_L=const), должны быть скорректированы с учетом реальных условий затвердевания.

ЛИТЕРАТУРА:
1. Курц У., Фишер Д. Фундаментальные основы затвердевания. – Москва-Ижевск, 2013. – 300 с.
2. Karlinski de Barcellos V. et al. Modelling of heat transfer, dendrite microstructure and grain size in continuous casting of steels // Steel Res. Int., 2010, v. 81, No. 6, p.461-471.
3. Cabrera-Marrero J.M. et al. Macro-micro modeling of the dendritic microstructure of steel billets processed by continuous casting // ISIJ Int., 1998, v. 38, No. 3, p. 812-821.
4. Louhenkilpi S., Miettinen J., Holappa L. Simulation of microstructure of as-cast steels in continuous casting // ISIJ Int., 2006, v. 46, No. 6, p. 914-920.
5. Jacobi H., Wunnenberg K. Solidification structure and micro-segregation of unidirectionally solidified steels // Steel Research, 1999, v. 70, No. 8+9, p. 362-367.
6. Edvardsson T., Fredriksson H., Svensson I. A study of the solidification process in low-carbon manganese steels // Metal Science – 1976, September – pp. 298-306.

УДК 621.74

Десницкий В.В., Десницкая Л.В., Матвеев И.А,
Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого
Попов А.А
Национальный минерально-сырьевой университет «Горный»

САПР ДЛЯ ВАКУУМПЛЕНОЧНОГО ПРОЦЕССА ИЗГОТОВЛЕНИЯ ОТЛИВОК

Вопросам совершенствования ходовых частей грузовых вагонов уделяется большое внимание. Однако в рамках неизменных организационных основ систем технического обслуживания, снижения аварийности [5] и ремонта, проектирование новых тележек долгое время было ограничено внесением в состоявшиеся конструкции, такие как ЦНИИ-ХЗ, Y25, Barber, мелких изменений, которые постепенно оттачивались методом проб и ошибок на протяжении практически 50 лет [3].

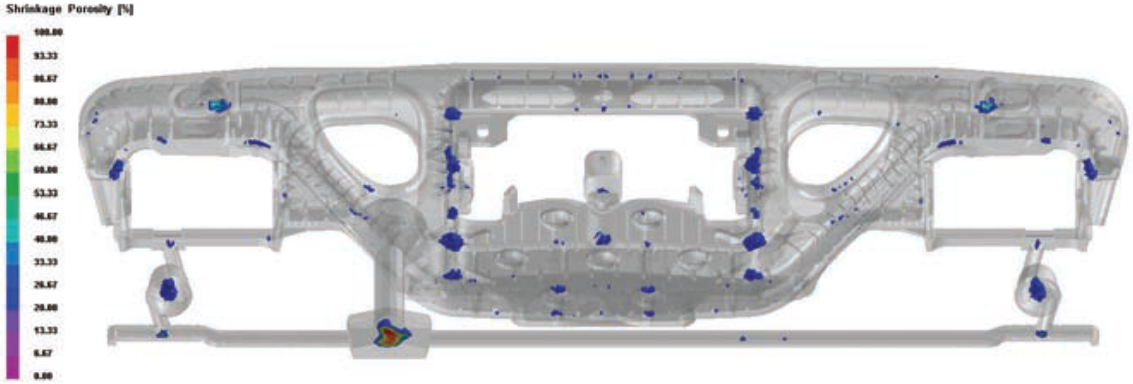


Рис. 1 Распределение усадочных раковин в отливке (пористость от 20% и выше по шкале ProCAST)

Система ProCAST, помогает выявлять расположение усадочных пустот в отливке при заданной технологии (Рис 1) [5]. Указанные дефекты повторяются во всех отливках и снизить их количество весьма трудная задача. Организация лучшего питания отливки традиционным способом, как правильно изложено в работе [4], имеет значительные трудности. В связи с этим, «ручная» корректировка технологии, здесь непригодна и точность расчета должна быть реализована именно в вопросе самого питания, принцип которого изложен в работе. Главным в этом принципе, вычисление параметров питания, который зависит от ряда факторов, главным из которых, является продолжительность затвердевания

питаемого сечения. В этом случае отливка условно расчленяется на малые объемы, среди которых всегда рассматривается пара «питаемый и питающий объем». Используя понятие временной градиент затвердевания (разница между временем затвердевания питающего и питаемого объемов деленное на время затвердевания питаемого объема и на расстояние между их центрами) возможно определить требуемую величину временного градиента для хорошего питания питаемого объема по экспериментальной кривой (Рис.2), а по нему требуемое время затвердевания питающего объема. Эта величина и является главной, определяющей выбор средств ее достижения, что создает благоприятные условия для формирования плотной отливки простейшими средствами. В этот диапазон укладывается толщины отливки боковой рамы.

Для стальных отливок управление затвердеванием обеспечивается путем установки холодильников различного вида и применение напусков. Для управления затвердеванием также осуществлять правильным выбором литниковой системы. Если форму заполнять снизу, то протекающий металл дополнительно разогревает нижнюю часть формы и в отливке образуется отрицательный временной градиент затвердевания, вызывающий появление усадочных пустот. Замедление скорости затвердевания участка отливки через который протекает металл в период заполнения выражается зависимостью

$$\tau_з^* = (\sqrt{\tau_з} + \sqrt{\tau_{теч}})^2$$

где $\tau^*_з$, $\tau_з$ -время затвердевания с учетом и без учета протекания металла через данный участок отливки, $\tau_{теч}$ -время протекания металла через данный участок отливки.

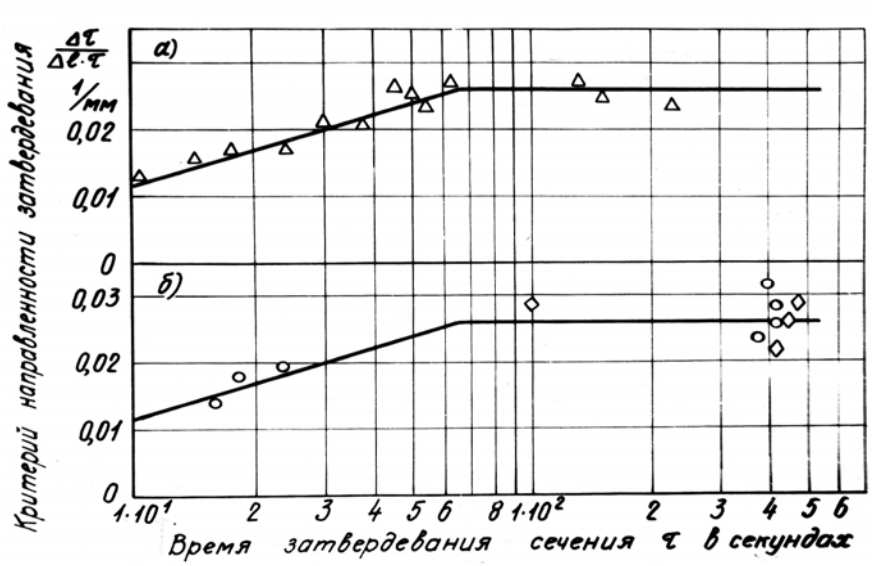


Рис.2. Взаимосвязь критерия направленности затвердевания и времени затвердевания, обеспечивающая получение плотного металла с 0.1% пористости: Δ - непосредственный замер в тонких отливках; ◊ **0** - непосредственный замер в L-образных отливках

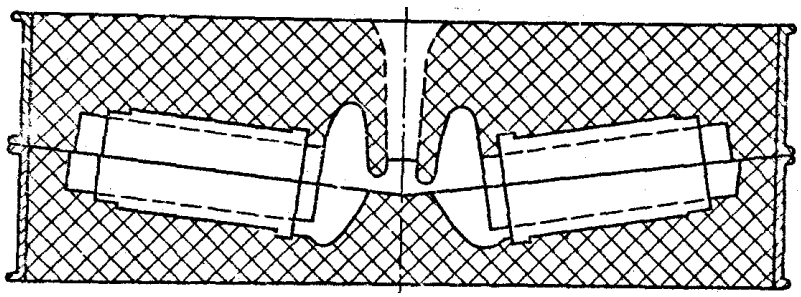


Рис. 3 Схема расположения формы и подвода металла.

Разная интенсивность замедления затвердевания в разных частях отливки создает возможность управления этим процессом для повышения степени направленности затвердевания . Чем тоньше отливка тем сильнее эффект подвода металла. Имеются случаи когда отливку типа цилиндра заполнили горизонтально, прогревая тем самым нижнюю часть формы, которая после поворота прибылями вверх способствовали замедлению процесса затвердевания верхних частей отливки. Если отливку условно расчленить на участки то задача питания сводится к поиску такого положения литников при котором ни в одном из ее участков нет отрицательного временного градиента. В результате поиска оказалось что лучшим местом подвода металла крайний нижний участок отливки в наклонном положении (Рис. 3). Таким образом, чем ближе участок к прибыли тем в большей степени он разогревается.

Согласно исследованиям заполнения формы выполненной по вакуум пленочному процессу целесообразно заполнять также в наклонном положении.

Изменение газового давления в верхней и нижней полуформах (в рабочей полости формы и внутри песка) исследовалось по методике, представленной на Рис. 4. Форма изготавливалась из песка марки К01, величина остаточного давления – 360 мм рт.ст. Температура заливки – 1340-1360^{0}С. Отливка: пластина с габаритными размерами 400х200х60 мм, диаметр выпора – 20 мм.

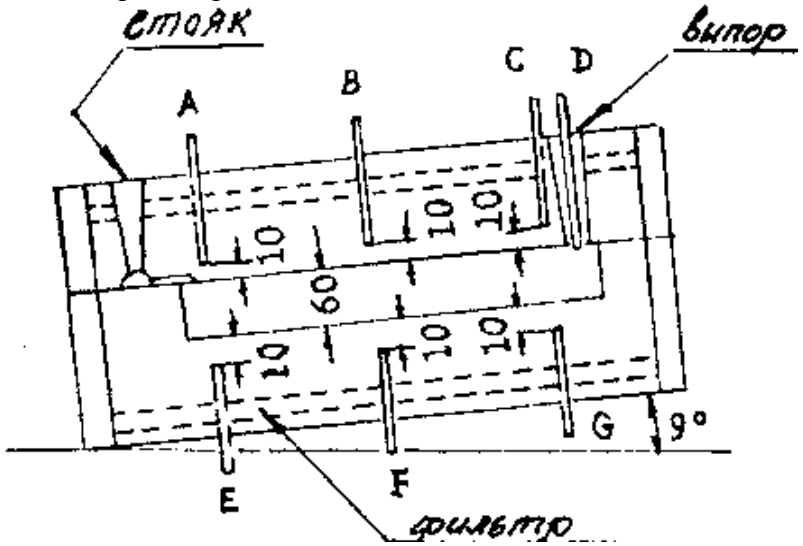


Рис. 4 Методика измерения газового давления. Точки измерения давления: A,B, C, E, F, G – внутри песка; D – в полости формы.

Как следует из работы, остаточное давление в песке в начальный момент заливки по мере продвижения фронта жидкого металла резко возрастает (разрежение падает), что вызывает снижение прочности формы с возможностью разрушения, затем при заполнении рабочей полости формы оно уменьшается, достигая к концу заливки своего первоначального значения (точки A, B, C).

Результаты работы выявили дополнительную возможность снижения пористости в отливке рамы боковой, что уменьшит вероятность распространения усталостных трещин и ее излома при эксплуатации.

ЛИТЕРАТУРА

1 Десницкая Л.В. Моделирование формирования крупных стальных отливок в песчаной форме. СПб.: СЗПИ, 2000.-137с.

2. Касьянова Н.Н., Десницкая Л.В., Матвеев И.А "Информационная система, обеспечивающая сталелитейное производство", СПб, СПбГПУ, Сборник докладов молодежной научно-практической конференции, 2014 г.
3. Автореферат диссертации по теме "Подвижной состав железных дорог, тяга поездов и электрификация", Орлова, Анна Михайловна
4.Десницкий В.В. Автоматизированное проектирование технологии изготовления отливок. Изд-во Ленинградского университета, 1987.-163 с.
5. Монастырский А., Бубнов В., Котенко С., Балакин В. Излом боковой рамы тележки грузового вагона. Анализ технологии производства, пути устранения дефектов// журнал «CADMASTER», МАШИНОСТРОЕНИЕ, 2012. - № 5. – С. 60-65.

УДК 621.74

М.Л. Сабанин, Т.В. Абрамов, С.М. Петров
Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого

НАЛИВНЫЕ ЦЕМЕНТНЫЕ СМЕСИ ДЛЯ ТОЧНОГО ЛИТЬЯ

Введение. Изготовление отливок высокой точности всегда базируется на самых современных технологиях в литейном производстве. Основным способом производства сложных по конфигурации является литье по выплавляемым моделям. В настоящее время есть два вида литья по выплавляемым моделям - литье в оболочковые формы и литье в объемные наливные формы.

В машиностроении и авиастроении для получения отливок широко применяется литье по выплавляемым моделям в оболочковые формы на этилсиликатном связующем [1]. В настоящее время в производство отливок внедряется процесс с использованием кремнезолей.

Объемные формы на гипсовом связующем с наполнителем в виде кристаллобалита используются в основном художественном и ювелирном литье [2], изготовление же качественных отливок из черных металлов в таких формах невозможно. Гипс начинает разлагаться при температурах выше 850°С. Поэтому при заливке, например, чугуна или стали при 1250-1280°С гипс деструктирует с выделением газообразных продуктов реакции (SO_3, SO_2], что приводит к образованию газовых раковин.

Поэтому разработка универсальной технологии и формовочной смеси, позволяющей работать с широким спектром сплавов, является актуальной задачей литейного производства.

Цель и задачи. Целью нашего исследования является разработка технологии изготовления наливных песчано-цементных форм по выплавляемым моделям, позволяющей получать высококачественные тонкостенные и сложнопрофильные отливки из цветных и черных сплавов. Для достижения поставленной цели необходимо решить следующие задачи:

- уточнить состав формовочной смеси, удовлетворяющий требованиям для получения высококачественных точнолитых отливок.
- изучить процесс твердения формы в присутствии ускорителя,
- повысить точность литых изделий.

Методика исследований. В ходе разработки технологии литья по выплавляемым моделям были испытаны различные составы цементных наливных смесей на основе портландцемента марки ПЦ-400.

Выбрано оптимальное соотношение цемента, наполнителя и воды путем исследования растекаемости цементной смеси. Растекаемость цементного раствора определяется по конусу КР-1, который представляет собой усеченный конус объемом 120 $см^3$, с диаметром верхнего основания 37±0,5 мм и высотой 60 мм.

Исследования растекаемости показали, что оптимальное количество воды вводимой в раствор составляет от 20 до 25% от содержания сухих составляющих смеси (Рис. 1).

Установлена зависимость роста скорости отверждения формовочной смеси от количества ускорителя твердения (Рис. 2).

В качестве ускорителя твердения формовочной смеси применяется девятиводный нитрат алюминия. Температура распада данного ускорителя выше, чем у других ускорителей и составляет 550°С [3, 4].

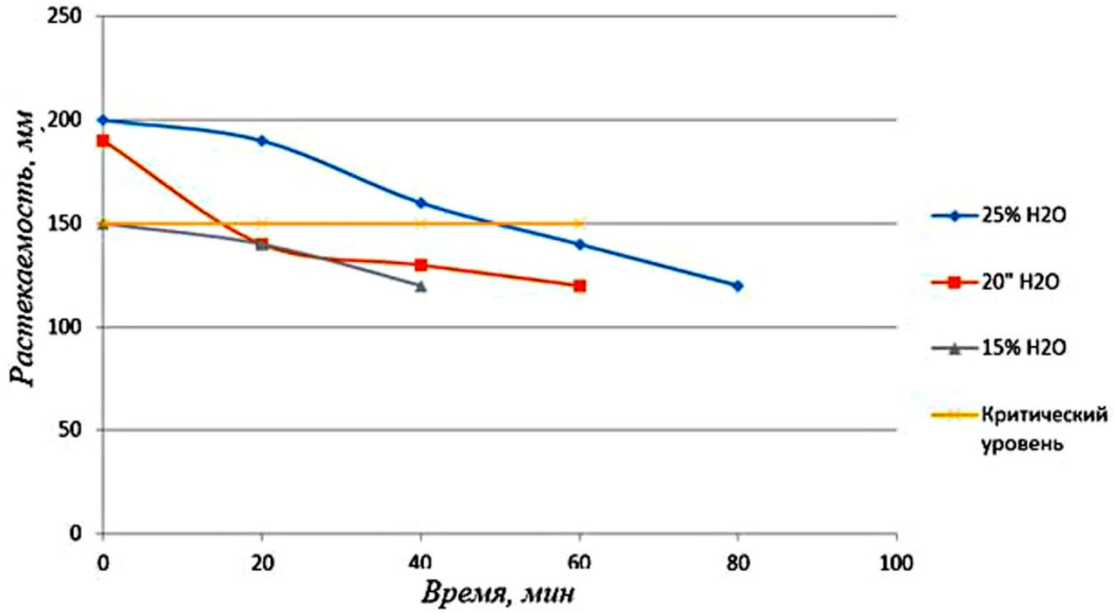


Рис. 1. Растекаемость цементных наливных смесей

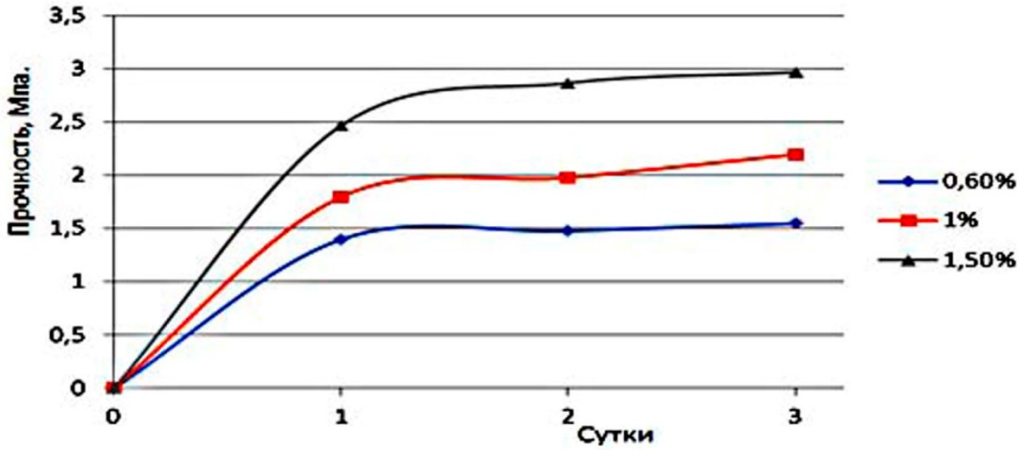


Рис.2. Нарастание прочности формы в зависимости от количества введённого ускорителя

Скорость твердения наливной цементной смеси, полученная при добавление 1.5% нитрата алюминия составляет 25-30 минут.

Проведены исследования на прочность формовочной смеси в зависимости от типа и количества наполнителей.

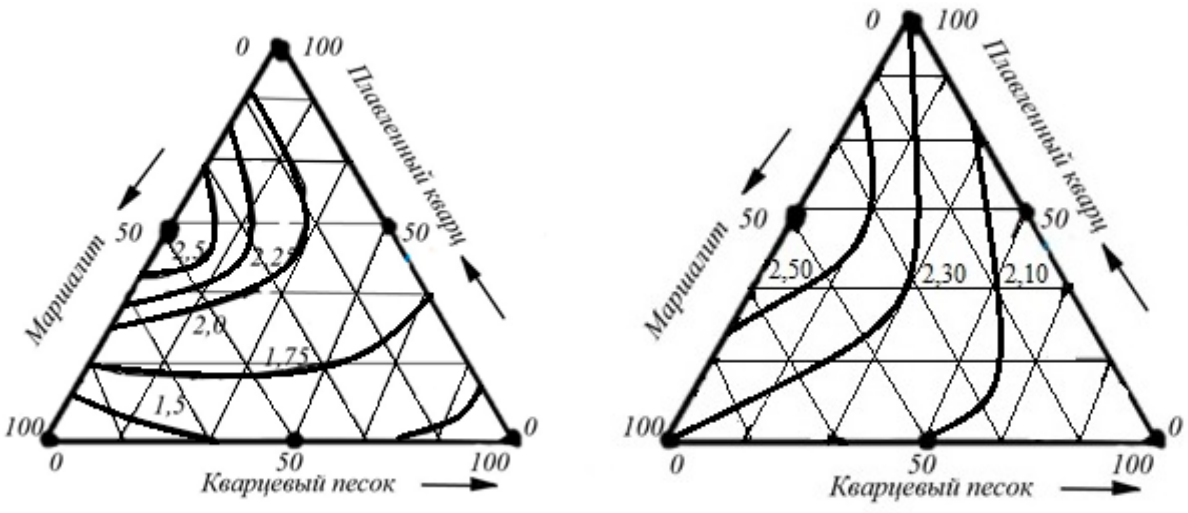
Для планирования эксперимента использовался метод симплекса решётчатого планирования [5].

Были получены уравнения регрессии адекватно описывающие характер изменения свойств наливных цементных смесей во всем диапазоне исследованных концентраций наполнителей.

$\sigma_{сж} = 1{,}4x_1+1{,}92x_2+1{,}26x_3+0{,}6x_1x_2+0{,}6x_1x_3+0{,}6x_2x_3++3{,}6x_1x_2x_3$ испытание через одни сутки

$\sigma_{сж} = 2{,}57x_1+2{,}24x_2+2{,}24x_3+0{,}9x_1x_2+0{,}9x_1x_3+0{,}9x_2x_3+6{,}6x_1x_2x_3$ испытание через 3 суток

где: x_1 – кварцевый песок; x_2 – плавленый кварц; x_3 – маршалит.



через сутки через трое суток

Рис.3. Прочность на сжатие наливных цементных смесей

- В ходе исследования установлено, что наилучшими свойствами обладает смесь 50% плавленого кварца + 50% маршалита. Уже через сутки прочность образцов превышает 2,5 Мпа.

Выводы: В ходе работы нами был разработан состав наливной цементной смеси для литья по выплавляемым моделям

- *Цемент 13-17 мас.%*
- *Вода 20-25 мас.%*
- *Ускоритель 1,5 мас.%*
- *В качестве наполнителя выбираем смесь маршалита и плавленого кварца в соотношении - 1:1*

Данный состав показал наилучшие прочностные показатели при сжатии, а также была отмечена наименьшая шероховатость поверхности формы, что в свою очередь повышает качество поверхности литых изделий.

ЛИТЕРАТУРА:

1. Литье по выплавляемым моделям .В. Н. Иванов, Л64 С. А. Казеннов, Б. С. Курчман и др.; под общ. ред. Я. И. Шкленника, В. А. Озерова.—3-изд., перераб. и доп. —М.: Машиностроение, 1984. — 408 с., ил.

2. Художественное литье из драгоценных металлов. Л А. Гутов, ЕЛ. Бабляк, АЛ. Изоитко и др.; Под общ. ред. ЛА. Гутова. -Л.: Машиностроение. Ленингр.отд-ние, 1988.- 224 с: ил.

3. Наливная самотвердеющая смесь на цементном связующем для литья по выплавляемым моделям/ А.В. Карпинский, И.Н. Ердаков, В.К. Дубровин. Б.А. Кулаков//

Вестник МГТУ им. Г.И. Носова. Серия «Металлургия и металловедение». -2004 -№2.-С.22-24.

4. Гипсовые и цементные смеси в точном литье/ И.Н. Ердаков. В.К. Дубровин, А.В. Карпинский и др.//Труды VI съезда литейщиков России. Том 2. - Екатеринбург: УГТУ-УПИ, 2003. - С. 198-205.

5. Т.А. Чемлева, Н.Г. Микешина. Применение симплекс-решетчатого планирования диаграмм состав-свойства. С. 191-209. Новые идеи в планировании эксперимента, под ред. В.В. Налимова, Наука, М., 1969

УДК 621.74.01:669.14

Ле Као Данг, В.М. Голод
Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого

КОМПЬЮТЕРНЫЙ АНАЛИЗ ПОСЛЕДОВАТЕЛЬНОГО ЗАТВЕРДЕВАНИЯ ОТЛИВОК

Введение. Формирование структуры отливок и слитков относятся к числу наиболее важных и сложных научно-технических задач, поскольку механические и эксплуатационные свойства литого металла находятся в прямой зависимости от характеристик структуры, получаемых при кристаллизации. Однако для решения задачи структурообразования предстоит выяснить целый ряд малоизученных до сих пор сторон процесса кристаллизации, в частности – условия перехода дендритной структуры от столбчатой к равноосной морфологии.

Целью работы является формирование программного обеспечения для численного моделирования и исследование базовых параметров последовательной кристаллизации – градиента температуры G и скорости кристаллизации V, которые согласно ряду публикаций [1-4 и др.] играют решающую роль в зарождении и развитии столбчатых дендритов.

Методика исследования. Решение поставленной задачи предусматривает расчет распределения температуры и доли твердой фазы по сечению отливки в процессе затвердевания бинарного сплава при граничных условиях третьего рода путем построения сеточной схемы конечных разностей для одномерного уравнения Фурье [5-6]

$$c\frac{\partial t}{\partial \tau} = \lambda\left(\frac{\partial^2 t}{\partial r^2} + \beta\frac{\partial t}{\partial r}\right) + L\frac{\partial m}{\partial \tau}, \quad 0 \le r \le R,$$

где t – температура; τ – время; r – линейная (радиальная координата; R – толщина (радиус) отливки; c, L и λ – объемная теплоемкость, скрытая теплота кристаллизации и теплопроводность сплава; m – доля твердой фазы; β – коэффициент, учитывающий конфигурацию отливки (β=0, 1 или 2 для неограниченной пластины, бесконечного цилиндра или шара. Уравнение (1) решали при граничном условии: $-\lambda\frac{\partial t}{\partial r}(R,\tau) = \alpha\left(t(R,\tau) - t_C\right)$, где α – коэффициент теплоотдачи; t_C – температура окружающей среды. Теплофизические характеристики сплава были определены на основе термодинамического моделирования равновесного перехода из жидкого состояния в твердое [5]. Влияние естественной конвекции расплава на величину коэффициента теплопроводности λ учитывали путем введения коэффициента конвекции $\lambda=\varepsilon_к\lambda_0$, где λ_0 – значение λ для покоящегося расплава [5]. Значение $\varepsilon_к$ рассчитывали на основе теории подобия: $\varepsilon_к = C\left(Gr\cdot \mathrm{Pr}\right)^n$, где $Gr = g\beta_T \Delta T R_L^3/\nu^2$;

$\mathrm{Pr} = \nu / a$ - критерии Грасгофа и Прандтля; g – ускорение свободного падения; β_T – коэффициент усадки при затвердевании; ΔT - перепад температур в расплаве; ΔR – размер области расплава; υ – кинематическая вязкость расплава; C, n – коэффициенты; при ($Gr \cdot \mathrm{Pr} \le 10^3$) $\varepsilon_к$=1.

Результаты исследования. Разработанная модель использована для сравнительного анализа влияния конвекции на ход последовательного затвердевания сплава Fe-0.25 %C (см. рис.). Основной результат: до момента снятия перегрева в центре отливки (≈ 1250 с) интенсивная конвекция ($\varepsilon_к$ снижается от 18 до 1) приводит к существенному изменению хода температур по всему сечению, снижению перепада температур (с 80 до 20-30 К) при соответственном изменении термических условий на фронте роста столбчатых кристаллитов, положение которого определяет перемещение по сечению отливки изотермы ликвидуса сплава (без учета переохлаждения $\Delta T_D \approx 1$ К на вершине дендритов). Параметры термического режима кристаллизации столбчатых кристаллитов – градиент температуры G и скорость кристаллизации V – под влиянием конвекции значительно уменьшаются, что является основной причиной возможного перехода от столбчатого к равноосному (объемному) затвердеванию.

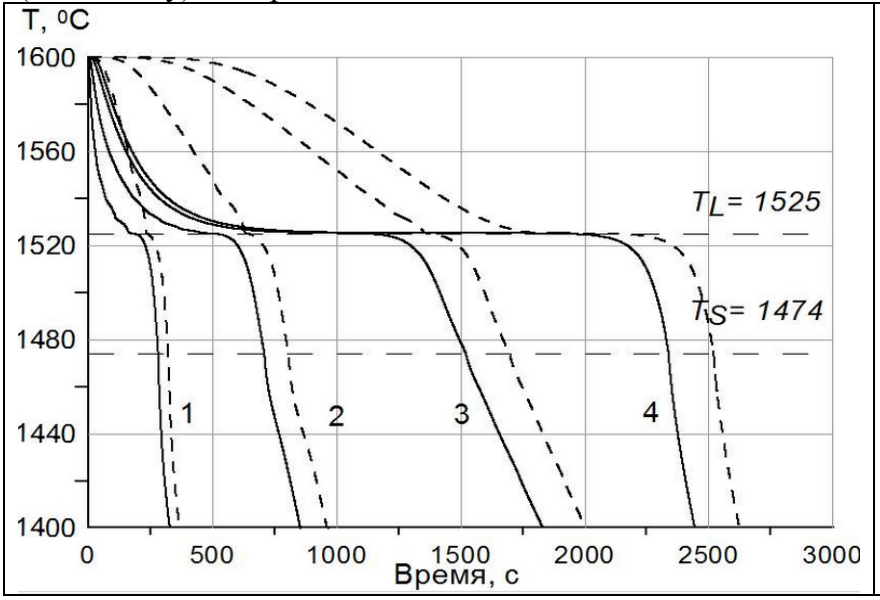


Рис. 1. Изменение температуры при последовательном затвердевании сплава Fe-0.25 % С без учета (пунктир) и в условиях естественной конвекции (линии) впереди фронта кристаллизации в точках *1-4* по сечению отливки при относительном расстоянии от центра: *r/R*= 0.70 (1); 0.50 (2); 0.25 (3);0.0 (4)

При перемещении фронта кристаллизации по сечению отливки как интенсивность теплоотвода и конвекции (снижение ΔT и ΔR) уменьшается, поэтому параметры G и V понижаются тем значительнее, чем сильнее конвекция.

Выводы. Соотношение $G / V^{1/2}$, которое – согласно теоретическим оценкам – является параметром стабильности столбчатого роста [1, 3], в процессе кристаллизации значительно уменьшается под влиянием конвекции, что способствует прекращению роста при достижении критического уровня ($G / V^{1/2} \le \Phi_{kr}$), оценка которого является целью следующего этапа работы.

ЛИТЕРАТУРА:

1. Курц У., Фишер Д. Фундаментальные основы затвердевания. – Москва-Ижевск, 2013. – 300 с.

2. Cicutti C., Boeri R. Development of an analytical model to predict the microsrtructure of continuously cast steel slab // Steel Res., 2000, v. 71, No. 8, p. 288-294.

3. Shibata H. Prediction of equiaxed crystal ratio in continuously cast steel slab by simplified columnar-to-equiaxed transition model // ISIJ Int., 2006, v. 46, No. 6, p. 921-930.

4. Karlinski de Barcellos V. et al. Modelling of heat transfer, dendrite microstructure and grain size in continuous casting of steels // Steel Res. Int., 2010, v. 81, No. 6, p.461-471.
5. Голод В.М., Савельев К.Д., Басин А.С. Моделирование и компьютерный анализ кристаллизации многокомпонентных сплавов на основе железа. – СПб.: Изд-во Политехн. ун-та, 2008. – 372 с.
6. Орлова И.Г., Голод В.М. Исследование теплофизических условий формирования структуры при кристаллизации сплавов Fe-C-Mn. – Матер. межд. науч.-практ. конф. – СПб., СПбГПУ, 2010. – с. 20-21.

СЕКЦИЯ «МЕТАЛЛУРГИЯ ЦВЕТНЫХ МЕТАЛЛОВ»

УДК 669.295

М.О. Илатовская, С.И. Синёва, Р.В. Старых
Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого

ИССЛЕДОВАНИЕ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ И ПОСТРОЕНИЕ ДИАГРАММ ПЛАВКОСТИ ТРЕХКОМПОНЕНТНЫХ СИСТЕМ НА ОСНОВЕ Co, Cu, Fe и S

Планирование и оптимизация пирометаллургических процессов основаны на знании фазовых превращений, протекающих при изменении температуры и состава технологических продуктов и полупродуктов. В частности, изучение и построение диаграмм фазовых равновесий многокомпонентных систем на основе Co, Cu, Fe и S связаны с высоким практическим значением таких систем в металлургии меди и кобальта. Модернизация технологии или изменение состава сырья печных агрегатов, работающих с сульфидно-металлическими расплавами, на практике приводят к образованию металлизированной настыли на подине и стенках печи, а также на желобах и ковшах, передающих расплавы. Появление настыли обусловлено изменением температуры ведения процесса или изменением температуры ликвидуса сульфидно-металлических расплавов, вызванного изменением состава исходного сырья. Например, штейновый расплав электрических печей моделируется четырехкомпонентной системой Fe-Cu-Co-S [1]. К настоящему времени проблема настылеобразования полностью не решена вследствие отсутствия надежных температурных данных составов штейнов. Кроме того, корректируя температуру и состав получаемых штейнов, можно предупреждать вероятность перехода в трехслойный режим «штейн – металлическая фаза – шлак». Это связано с возможностью расслоения сульфидно-металлического расплава на металлическую и сульфидную фазы в процессе плавки медно-кобальтовых концентратов. Во избежание этого следует знать положение границ областей расслаивания при изменении температур и составов расплавов систем Cu-Co-S, Cu-Fe-S и Fe-Cu-Co-S.

Однако, несмотря на высокую практическую значимость четырехкомпонентной системы Fe-Cu-Co-S в пирометаллургии цветных металлов, взаимосогласованных литературных данных, отражающих зависимости изменения температур от составов системы, недостаточно. Что касается трехкомпонентных подсистем, то литературных данных о системах Cu-Co-S и Fe-Co-S крайне мало. Peyronel и Pacilli [2] предложили первое экспериментальное описание системы Cu-Co-S. Позднее были обобщены имеющиеся в литературе результаты по этой системе [3]. Исследования системы Fe-Co-S ограничены в основном низкотемпературными областями [4, 5]; а изучение системы Fe-Cu-Co ограничено термодинамическими расчетами без экспериментального подтверждения [6, 7]. При этом

даже имеющаяся информация о трехкомпонентных системах, представленная различными авторами, зачастую противоречива, данные различных авторов не согласуются между собой. Поэтому задача получения, обобщения и систематизации накопленного в этой области материала, в частности посредством построения фазовых диаграмм, представляется актуальной.

Для исследования зависимостей свойств вещества при изменении температуры выбраны методы дифференциального термического анализа и дифференциальной сканирующей калориметрии. С этой целью использована установка для проведения синхронного термического анализа SETARAM Setsys Evo 1750, откалиброванная по температурам плавления металлов высокой чистоты. А для получения корректных и взаимосогласованных данных о температурах и составах равновесных фаз в пределах областей расслаивания результаты, полученные методами термического анализа, верифицированы с использованием информации, полученной с использованием методом растровой электронной микроскопии (Tescan Vega TS5130MM), рентгеноспектрального микроанализа (Oxford INCA Energy 300) и рентгенофазового анализа (DIFRAY 401m).

Экспериментальные образцы для исследования трехкомпонентных систем получены гомогенизацией металлов высокой чистоты и их сульфидов в кварцевых ампулах в заданном соотношении в атмосфере аргона в индукционной печи. Получаемые в результате термоаналитических исследований данные позволяют прогнозировать параметры фазовых превращений, протекающих в трехкомпонентных системах. А математическая обработка (описание полиномом третьей степени с использованием метода наименьших квадратов) полученных результатов позволяет визуализировать фазовые превращения в объеме исследуемых многокомпонентных систем в виде различных проекций (поверхности ликвидуса и солидуса, политермические и изотермические сечения).

В качестве результатов исследования представлены построенные проекции поверхностей ликвидуса и солидуса трехкомпонентных систем Fe-Cu-S, Cu-Co-S (Рис. 1), Fe-Co-S и Fe-Cu-Co в широком диапазоне составов с определением положения протекающих в системах моновариантных превращений и параметров нонвариантных равновесий.

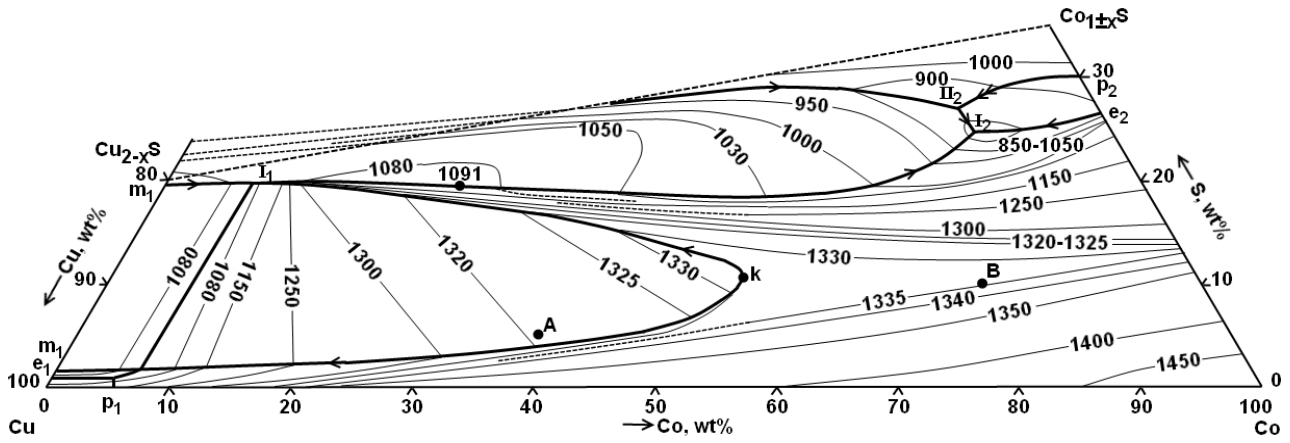


Рисунок 2. Диаграмма фазовых превращений системы Cu-Co-S [8]

Также представлены схемы, охватывающие все фазовые превращения в изучаемом температурном диапазоне и объясняющие порядок и закономерности взаимодействия фаз в трехкомпонентных системах.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проекты №№ 14-08-31381 мол_а и 14-08-00453 А).

ЛИТЕРАТУРА
1. Резник И.Д., Соболь С.И., Худяков В.М. Кобальт: в 2т. Т.1: исторический очерк. Сырьевые источники кобальта. Пирометаллургия кобальта // М.: Машиностроение, 1995 г. – 440 с.
2. Peyronel G., Pacilli E. Sistema rame-cobalto-zolfo // La chimica e l'industria, 1944, 3-4, pp. 36-42.
3. Chang Y.A., Neumann J.P., Choudary U.V. Phase diagrams and thermodynamic properties of ternary copper-sulfur-metal systems // Milwaukee, Wisconsin (U.S.A.), 1979, pp. 44-52.
4. Wyszomirski P. Experimental studies of the ternary Fe-Co-S system in the temperature range 500-700°C // Mineralogia polonica, 1976, 7(1), pp. 39-49.
5. Raghavan V. Cobalt-Iron-Sulfur // Journal of phase equilibria and diffusion, 2004, 25(4), pp. 365-367.
6. Древаль Л.А. Термодинамические свойства жидких сплавов меди и железа с хромом, кобальтом и никелем: автореф. Дис. Канд. Химических наук. Киев, ДГМА, 2011, 20 с.
7. Tomashik V. (Ed.) Landolt-Bornstein. Numerical data and functional relationships in science and technology, Group IV: New Series, Physical chemistry, vol. 11, Ternary alloy systems. Phase diagrams, crystallographic and thermodynamic data, Berlin: Springer-Verlag, 2008.

УДК: 621.9.047

А.С.Куринов, Р.А.Мирзоев
Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого

ПОРИСТОЕ И БАРЬЕРНОЕ ОКСИДИРОВАНИЕ ТАНТАЛА В РАСТВОРАХ СЕРНОЙ КИСЛОТЫ

Введение. Тантал- исключительно коррозионностойкий металл благодаря высокой химической стойкости Ta_2O_5 почти во всех растворах. Получить пористую пленку на тантале всегда пытались в электролитах, содержащих фтор-ионы, добавление которых ускоряет взаимодействие с Ta_2O_5 с электролитом из-за образования комплексов $(Ta_2F_7)^{2-}$. Известно, что формирование самоорганизующихся систем пор широко изучено на алюминии, других металлах, таких как титан, цирконий, олово и ниобий[1]. Также делаются попытки получить высокоорганизованную пористую пленку на тантале. Высокоорганизованные пористые пленки на тантале, который обладает прекрасными диэлектрическими способностями, могли бы найти широкое применение в различных областях современной техники: изготовление наноструктурированных материалов (нанотрубок, нановолокон), при производстве фильтров для разделения наноразмерных частиц, при производстве электроники и сенсорных устройств, накопительных конденсаторах, в качестве покрытия для химического оборудования и т.д. [2].

В частности, пористый оксид тантала с высокой самоорганизацией систем пор был получен анодным оксидированием тантала в H_2SO_4 с добавлением плавиковой кислоты. При определенной концентрации HF,времени и потенциале оксидирования получался пористый оксид тантала. Диаметр пор анодной пленки примерно 20 нм., расстояние между порами примерно 15 нм.[3] .Также ученые смогли получить пористый оксид тантала в глицериновом электролите, содержащем NH_4F[4].

Пористые пленки на тантале были получены и в растворах, не содержащих ионы фтора. Это удалось сделать в глицериновом электролите, содержащем K_2HPO_4 при высоких температурах (180°C) [5]. Глицерин используют потому, что вода - очень сильный

пассиватор для растворения оксидной пленки. При проведении опытов в растворе серной кислоты с добавлением HF также получают и нанотрубки.[6]. Образование нанотрубок определяется не только природой металла, но и условиями электролиза[7].

Цель работы- изучение процессов пористого и барьерного оксидирования тантала в растворах H_2SO_4 (92,25% вес. и 60% вес.). Она позволит расширить представление о пористом оксидировании тантала в различных условиях.

Было проведено несколько опытов по получению пористой пленки на тантале. До достижения заданного напряжения опыты проводились гальваностатически (при постоянстве тока), после чего напряжение поддерживалось постоянным, а ток менялся во времени.

Результаты работы. Опыты оксидирования тантала в разбавленном растворе серной кислоты выявили, что при высоком содержании воды в растворе пористого оксидирования тантала не наблюдается. Характер кривых, показывает (рис 1), что либо это вовсе не пористое, а барьерное оксидирование, либо пористое оксидирование с неглубокими порами. Ток при выдержке с постоянным напряжением сначала быстро, затем – медленно убывает, что свойственно барьерному оксидированию [8]. Монотонный спад происходит из-за возрастания толщины беспористой анодной оксидной плёнки

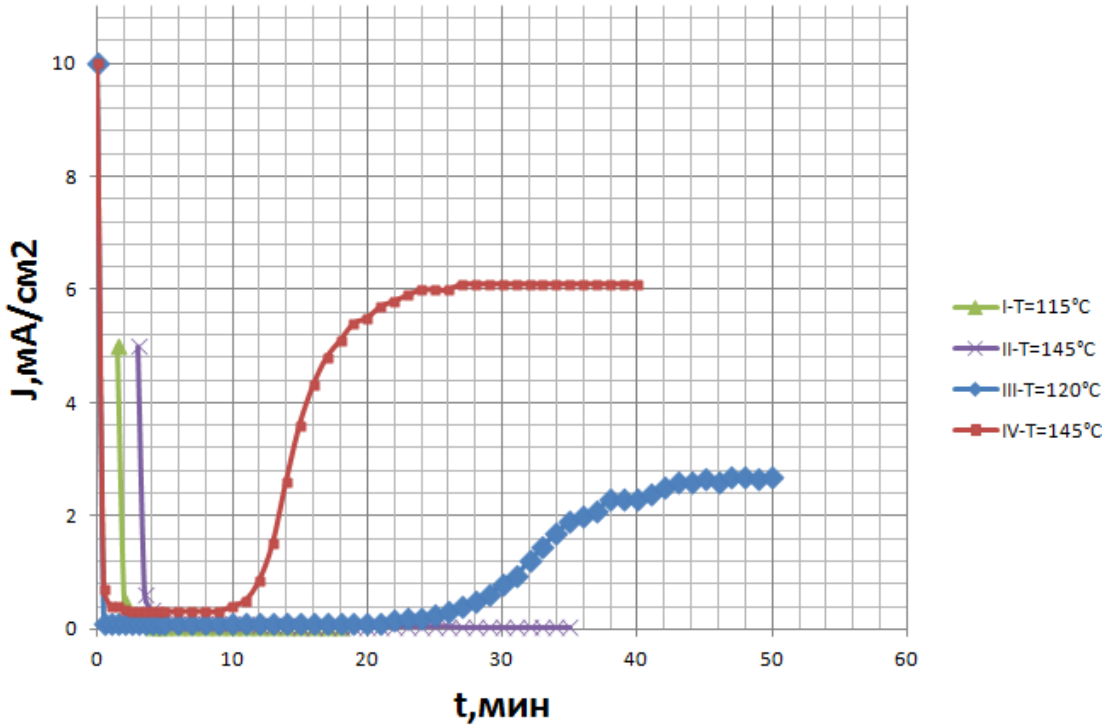
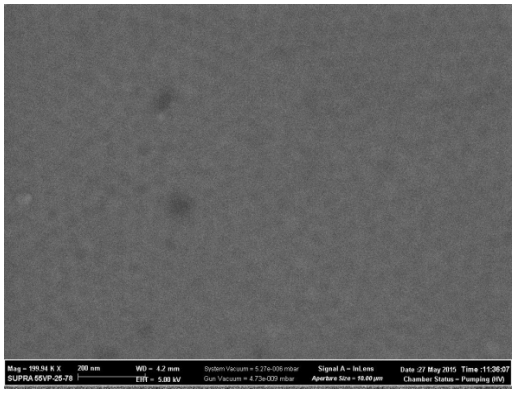
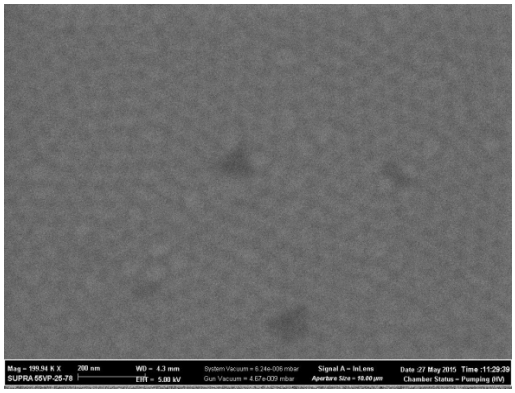


Рис.1 Хроноамперограмма оксидирования тантала в 60%-ой H_2SO_4 при U=50В,I=10 mA(линии I,II) и в 92,25%-ой H_2SO_4 при U=50В,I=10 mA(линии III,IV).

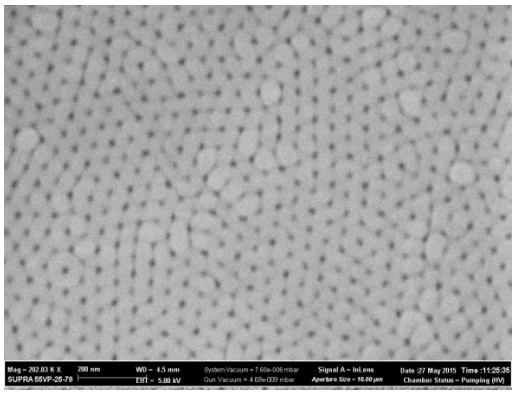
.



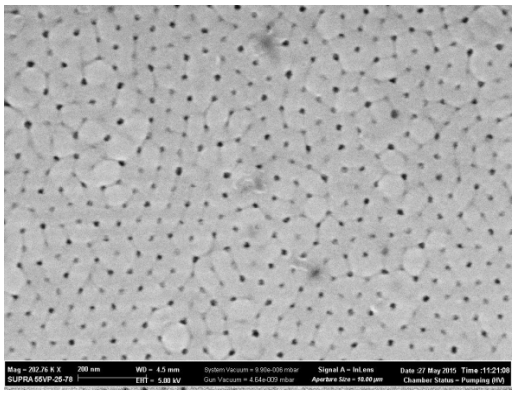
а)



б)



в)



г)

Рис.2 РЭМ-фотография поверхности тантала, полученной при: [H_2SO_4]=60%, T = 115 °C(а) и T = 145 °C(б);[H_2SO_4]=92,25%, T = 120 °C(в) и T = 145 °C(г), j=5 mA/cm^2, t= 15 min, U=50V. Масштаб:200 нм.

По рис.2(а, б), можно сделать вывод, что в разбавленной (60%вес.) серной кислоте во всех условиях получается только барьерная пленка, пористую пленку получить не удалось.

На рис.2(в) достаточно высокая самоорганизация систем пор пористой пленки тантала. На рис.2(г) самоорганизация систем пор хуже. Некоторые ячейки квадратные, гексагональных ячеек почти нет. Однако поры регулярные. Видно, что некоторые поры уже прекратили свой рост.

Выводы Установлено, что пористое оксидирование тантала можно проводить в водных сернокислых электролитах, не содержащих фтор-ионы. Экспериментально доказано, что пористое оксидирование тантала невозможно проводить в разбавленном растворе серной кислоты, так как вода- сильный пассиватор в системе Ta-H_2SO_4.Установлено, что пористое оксидирование тантала можно проводить в концентрированном растворе серной кислоты концентрации не ниже 90 % вес.

ЛИТЕРАТУРА:

1.Sieber, I., Kannan, B., and Schmuki, P. Self-assembled porous tantalum oxide prepared in H_2SO_4/HF electrolytes. Electrochemical and Solid-State Letters, 8 (3). pp. 10-12.(2005)

2.Zixue Su and Wuzong Zhou. Porous Anodic Metal Oxides Science Foundation in China (2008)

3.Sieber, Schmuki P. Porous tantalum oxide prepared by electrochemical anodic oxidation. Journal of Electrochem. Soc. v.152(9), p.C639-644, (2005)

4.Wei W., Macak J.M., Schmuki P. High aspect ratio ordered nanoporous Ta2O5 formed by anodization of Ta. Electrochem. Commun., v.10, p.428-432 (2008)

5.Lee K., Schmuki P., Highly ordered nanoporous Ta_2O_5 formed by anodization of Ta at high temperature in glycerol/phosphate electrolyte. Electrochem. Commun., v.13, p.542-545 (2011)

6.El- Sayed H.A., Birss V.I. Controlled inversion of nanoarray of Ta dimples and high aspect ratio Ta oxide nanotubes. Nano Lett. v. 9, p. 1350-1355(2009)

7.А.С.Куринов, Р.А.Мирзоев, Н.И.Степанова, И.К.Боричева- Влияние условий электрохимического полирования тантала на морфологию его поверхности, Сборник докладов молодежной научно-практической конференции в рамках Недели науки СПбПУ, Институт металлургии, машиностроения и транспорта, Часть 1.-СПб, Изд-во Политехн. ун-та, стр.38-44(2014)

8.Мирзоев Р.А., Давыдов А.Д., Анодные процессы электрохимической и химической обработки металлов. - СПб, Изд-во Политехн. ун-та, стр.197-210(2013)

УДК 622.73

В.В. Львов, И.А. Верженюк, Л.С. Читалов
Национальный минерально-сырьевой университет «Горный»

ИССЛЕДОВАНИЕ ЭНЕРГОЁМКОСТИ ПРОЦЕССА СВЕРХТОНКОГО ИЗМЕЛЬЧЕНИЯ РУД ЦВЕТНЫХ МЕТАЛЛОВ

Введение. На сегодняшний день минерально-сырьевая база России в основном представляет собой сложнообогатимые тонковкрапленные руды. Такая вкрапленность не позволяет эффективно доизвлекать полезный компонент в концентрат без дополнительных технологических операций, что приводит к его потерям. Вследствие этого появляется необходимость применения дополнительных механических воздействий с целью дораскрытия сростков полезного ископаемого. Приходится констатировать, что традиционно применяемые для этой цели барабанные мельницы с перекатываемой средой не способны справится с этой задачей по целому ряду причин. Во-первых, измельчение до такой крупности приводит к значительному увеличению времени измельчения и как следствие снижение производительности всего передела. Во вторых металлическая измельчающая среда при продолжительном воздействии «засоряет» продукт железным скрапом, что крайне отрицательно сказывается на дальнейшем флотационном обогащении. В третьих необходимо помнить, что процесс измельчения является самым энергоемким в технологической цепочке и установка дополнительных аппаратов может вывести процесс переработки из рамок рентабельности.

Перечисленные проблемы определили цель для инженеров-конструкторов и технологов: разработать современные измельчительные агрегаты, которые будут способны обеспечить получение готового продукта требуемой крупности и вывести процесс обогащения на качественно новый уровень.

Компания Glencore Technology при проектировании мельницы для тонкого и сверхтонкого измельчения пошла другим путем, разработав мельницу с горизонтальной конструкцией- IsaMill. Мельница IsaMill является энергоэффективным измельчительным аппаратом и по сравнению со стандартными шаровыми мельницами обеспечивает значительное снижение энергопотребления в циклах доизмельчения (3-4 стадия). Конструкция мельницы IsaMill и принцип ее действия приведены на рис. 1.

Технология IsaMill™ создает четкое распределение крупности частиц в открытом цикле с помощью запатентованного внутреннего сепаратора, не требуя дополнительного оборудования для классификации в виде грохотов и гидроциклонов с замкнутым циклом с мельницей. Это обеспечивает простые и удобные в работе схемы измельчения. Высокая

эффективность IsaMill™ основана на способности использовать мелкие мелющие тела с большой площадью поверхности и высокой частотой столкновений частиц и мелющих тел. Мелкие мелющие тела могут измельчать крупные частицы материала, благодаря своей высокой скорости - до 22 м/сек. Высокая энергоемкость позволяет создать небольшую мельницу с коротким временем пребывания материала в камере (менее минуты), что позволяет избежать переизмельчения. Мелкая измельчающая среда – бисер (Ø 1-4 мм) и высокая скорость увеличивают вероятность столкновения частиц руды и среды, приводя к тонкому измельчению при низком энергопотреблении.

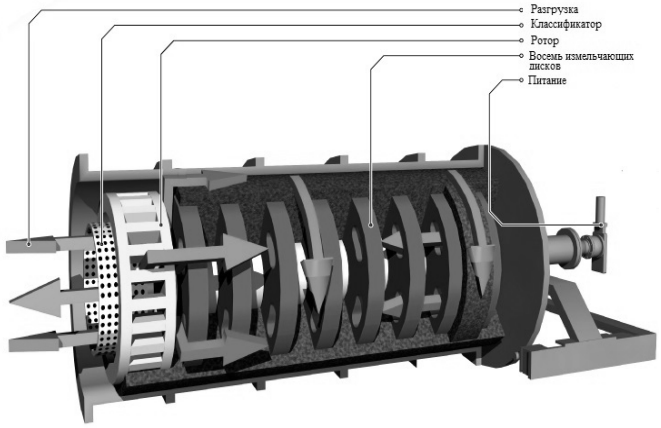


Рис. 1. Конструкция мельницы IsaMill

Типичные условия работы IsaMill: исходное питание – пульпа с содержанием твердого до 70 %; заполнение мелющей средой на 70-80 %; давление питания 100-150 кПа, запуск на скорости 1500 об/мин. [1]

Эксплуатация IsaMill происходит в многопроходном режиме, при котором продукт одного непрерывного прохода становится питанием для следующего прохода, с получением характерного графика энергопотребления в зависимости от крупности продукта.

IsaMill установлена на более чем 200 предприятиях по всему миру. Результаты лабораторных и пилотных испытаний масштабируются до промышленного размера со 100% точностью. Возможность прямого масштабирования IsaMill 1:1 проверена и обеспечивает низкий риск проектов. [1]

На кафедре обогащения полезных ископаемых Национального минерально-сырьевого университета «Горный» по программе «Научно-исследовательский университет» была закуплена лабораторная установка с мельницей IsaMill M4.

Цель работы –исследование возможности применения лабораторной мельницы IsaMill M4 для получения тонкого и сверхтонкого измельченного продукта медно-порфировой руды с целью получения характерного графика зависимости энергопотребления от крупности частиц.

В основе проведенного опыта лежит тест на энергоемкость. Для подготовки к эксперименту необходимо подготовить фракционную бисерную загрузку объемом 2,5 литра. В качестве измельчающей среды в опытах применялись высококачественные бисерные шары, с содержанием ZrO_2 не менее 94 %, для обеспечения максимальной эффективности помола.

Тест на энергоемкость на мельнице IsaMill был проведен на 13 кг медно-порфировой руды крупностью P_{80}=-155 мкм и содержанием твердого в пульпе 50% в замкнутом цикле. После проведения каждого опыта измельчения отбиралась проба для исследования гранулометрического состава на анализаторе размера частиц Malvern Mastersizer 2000.

Результаты. На основании проведенных исследований был построен характерный график зависимости энергопотребления от требуемой крупности частиц измельченного продукта (рис. 2). Каждая точка характерного графика (кривой энергоемкости) является результатом одного непрерывного прохода материала через мельницу (всего 5 проходов). Данная зависимость показывает, что энергопотребление процесса измельчения увеличивается экспоненциально при снижении крупности готового продукта.

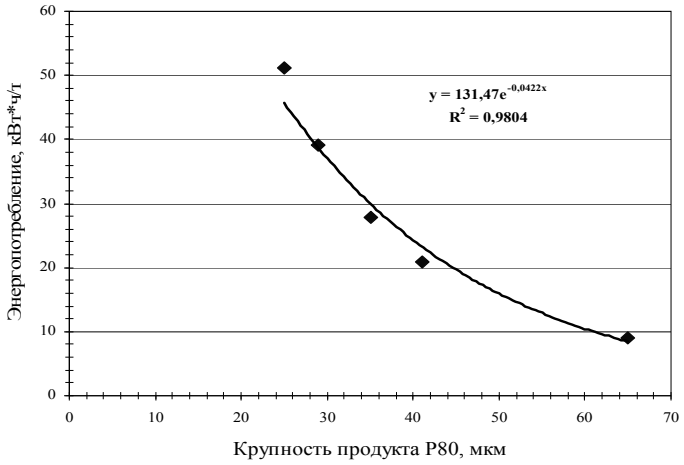


Рис. 2. Кривая энергоемкости

Ранее проведенные испытания для исследования энергоёмкости процесса сверхтонкого измельчения в мельнице IsaMill [2,3] показали, что используя мельницу IsaMill можно сократить питание вторичного измельчения крупностью 400 мкм до 34 мкм с использованием 31,7 кВтч/т. Общая прогнозируемая энергия IsaMill составит 34 кВтч/т с 2,3 кВтч/т необходимыми для сокращения крупности от 770 мкм до 420 мкм (при использовании шаровой мельницы). Это явное улучшение удельного энергопотребления по сравнению с шаровой мельницей [4]. Применение мельниц IsaMill приведет к установленной мощности 78 МВт [2], в сравнении с 114 МВт, которые требуются для шаровой мельницы. К тому же технология IsaMill™ снижает расход мелющих тел и капитальные затраты на измельчение. Кроме того, интенсивное инертное истирание часто улучшает металлургические характеристики по сравнению с характеристиками материала, получаемого традиционными методами измельчения со стальными мелющими телами.

Применяемая на действующих обогатительных фабриках схема предусматривает доизмельчение концентрата перечистки и промпродукта (концентрат контрольной флотации и хвосты перечистки) в шаровых мельницах. Например, такая схема реализована при переработке медно-порфированных руд Алмалыкского горно-металлургического комбината. Для сравнения, шаровые мельницы, в среднем, потребляют около 15-20 КВт*ч/т [3], а в цикле доизмельчения расход энергии существенно повышается. По предварительным оценкам IsaMill потребляет в 2-2,5 раза [2] меньше энергии на доизмельчение одной тонны руды. В настоящее время, при постоянном росте цен на электроэнергию, этот показатель может стать определяющим фактором при выборе оборудования доизмельчительного цикла.

Вывод. Проведенное исследование показывает, что использование IsaMill для доизмельчения продуктов обогащения представляется целесообразным, а сами мельницы являются реальной альтернативой установленным барабанным шаровым мельницам.

ЛИТЕРАТУРА

1. Glencore-IsaMill: [Электронный ресурс]. Glencore Technology Europe. URL: http://www.isamill.com/RU/Pages/default.aspx (Дата обращения: 26.10.2015).
2. Burford B, Niva E, 2008. Comparing Energy Efficiency in Grinding Mills, in Metallurgical Plant Design and Operating Strategies (MetPlant 2008,) pp 45-64, (AUSIMM, Melbourne).
3. Larson M, 2011. Xstrata Technology Internal Iron Ore Report.
4. Partyka T, Yan D, 2007. Fine Grinding in a Horizontal Ball Mill, in WA School of Mines, Curtin University

УДК: 666.713.7

Александров А.А., Межаков В.В., Мирзоев Р.А., Выступов С.И.
Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого

МАТЕМАТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ЗАВИСИМОСТИ ЧИСТОТЫ АЛЮМИНИЯ ОТ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ЭЛЕКТРОЛИЗНОГО ЦЕХА

Введение. По масштабам производства и потребления алюминий занимает первое место среди подотраслей цветной металлургии, а среди отраслей металлургии по объёму уступает лишь производству стали [1]. Важнейшими потребителями продукции алюминиевой промышленности являются: авиационная, электротехническая, автомобильная и ряд других отраслей машиностроительной и металлообрабатывающей промышленности, а также строительство, железнодорожный транспорт, химическая, пищевая промышленность. Широкое применение данного металла и его сплавов обусловлено его свойствами, такими как малая плотность (2,7 г/см^3), сравнительно высокие прочностные характеристики, хорошая тепло- и электропроводность, технологичность, высокая коррозионная стойкость. Свойства алюминия в значительной степени зависят от его чистоты [2]. Кроме того, рентабельность алюминиевого предприятия в значительной степени зависит от чистоты металла. Поэтому борьба за получение металла высокой чистоты является одним из главных направлений деятельности предприятий алюминиевой промышленности [3].

Цели и задачи: Задача заключалась в определении технологических параметров, влияющих на чистоту алюминия и определение степени влияния данных параметров.

В металлургии проведение активных экспериментов на производственном оборудовании – чрезвычайно дорогостоящая, а иногда и опасная операция. Поэтому часто для получения предварительной информации используется пассивный эксперимент, заключающийся в регистрации параметров процесса в течении длительного периода работы оборудования и их математической обработки с целью выявления влияния параметров процесса на технико-экономические показатели работы оборудования. Интересующие технико-экономические показатели называются функциями цели, регистрируемые и анализируемые параметры – факторами. Таким образом, цель эксперимента – определение статистически адекватной модели, определяющей зависимость функции цели от факторов и формулирование рекомендаций по совершенствованию технологии и/или оборудования.

В нашей работе исходные данные пассивного эксперимента получены из ежедневной регистрации параметров работы корпуса последовательно включённых алюминиевых электролизёров в течение одного года. В качестве функции цели была выбрана величина, характеризующая качество продукции – процент металла двух высших по чистоте марок. Факторами – сила тока серии, температура электролита, его криолитовое отношение (КО) и уровень металла в ванне. И факторы, и функция цели усреднялись по всем электролизёрам корпуса и по всем дням месяца. Это позволило существенно уменьшить влияние неучтённых факторов, таких, как, например, частота анодных эффектов.

В таблице представлены выбранные факторы и указаны диапазоны колебания их усреднённых значений x_i в течение 12 месяцев года. Несмотря на относительно узкий диапазон их колебаний, функция цели y_i (чистота металла) имеет значительный разброс от 0,7 до 85,6%. Для ранжирования факторов по значимости был проведён корреляционный анализ и сосчитаны коэффициенты корреляции всех четырёх факторов. Коэффициенты корреляции приведены в таблице

Таблица .

Факторы эксперимента и их коэффициенты корреляции с функцией цели

Параметр	Обозначение	Диапазон измерений	Безразмерные величины	Коэффициент корреляции

Сила тока, кА	x_1	201,99-204,72	X_{1i}	0,432
Уровень металла, м	x_2	0,282-0,295	X_{2i}	0,536
КО	x_3	2,27-2,36	X_{3i}	-0,204
Температура электролита, ^oC	x_4	954,8-961,1	X_{4i}	-0,150

Для упрощения расчётов и учёта масштаба колебаний различных факторов были введены безразмерные величины функция цели Y и факторов X_i

$Y = (y_i - y_{ср})/S_y$, где $S_y^2 = \left(\frac{1}{n-1}\sum_1^n (y_i - y_{ср})^2\right)$ - оценка дисперсии функции цели.

$X_i = (x_i - x_{i\ ср})/S_{xi}$, где $S_{xi}^2 = \frac{1}{n-1}\sum_1^n (x_i - x_{ср})^2$ - оценка дисперсии факторов, n = 12.

По коэффициентам корреляции видно, что наиболее сильно на чистоту металла влияют X_1 и X_2, поэтому выберем простейшую линейную модель, отражающую влияние этих факторов.

$Y = K_1X_1 + K_2X_2 \approx 0{,}54X_1 + 0{,}43X_2$

Выводы. Оценка адекватности модели по критерию Фишера [4] показывает, что дисперсия адекватности модели равна 0,61, дисперсия воспроизводимости равна 1 при числе степеней свободы 11, так что модель формально адекватна. Однако дисперсия адекватности достаточно велика, и на основании настоящего исследования можно лишь рекомендовать провести активный эксперимент, увеличив силу тока до 204 кА, а уровень металла до 290 мм, и проверить, приведёт ли это к повышению чистоты металла. Такой эксперимент, проведённый в рамках проверенных значений параметров, безопасен и не требует больших затрат. При достижении положительного результата, т. е. статистически значимого повышения чистоты металла, можно рекомендовать соответствующее изменение технологии.

ЛИТЕРАТУРА

1. Металлургия алюминия / Борисоглебский Ю.В., Галевский Г.В., Кулагин Н.М. [и др.]. - Новосибирск: Наука, 1999. - 438с.

2. Металлургические технологии. Производство цветных металлов : учебное пособие / Ю. В. Андреев, С. И. Выступов; Санкт-Петербургский государственный политехнический университет .— Санкт-Петербург : Изд-во Политехн. ун-та, 2014 .— 100 с.

3. Ветюков М. М., Цыплаков А. М., Школьников С. Н. Электрометаллургия алюминия и магния. – М.: Металлургия, 1987. – 320 с.

4. Планирование эксперимента при поиске оптимальных условий / Ю.П. Адлер, Е.В. Маркова, Ю.В. Грановский .— 2-е изд., перераб. и доп .— Москва : Наука, 1976 .— 279 с.

УДК: 669-1

Заграничный В.С., Синева С.И.
Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого

МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В НЕОРГАНИЧЕСКИХ СИСТЕМАХ С ПОВЫШЕННОЙ ЛЕТУЧЕСТЬЮ КОМПОНЕНТОВ

Введение. Одними из основных методов экспериментального построения диаграмм фазовых равновесий являются методы дифференциального термического анализа (ДТА) и дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК). Однако экспериментальное исследование систем с легкоплавкими металлами представляет ряд методических сложностей, связанных с тем, что обсуждаемые элементы обладают высоким давлением пара и переходят в газовую фазу после расплавления. По этой причине образцы с летучими веществами при нагреве начинают диссоциировать до достижения температуры ликвидуса всей системы, и состав исследуемого образца непрерывно меняется в процессе эксперимента. В связи с этим сложно соотнести состав образца в момент превращения и температуры диагностированных термических эффектов. Кроме того, некоторые летучие вещества, такие как сера, цинк, свинец, мышьяк, олово агрессивны к экспериментальному оборудованию, в частности к дорогостоящим платиновым и платинородиевым термопарам.

Методика исследования систем с летучими компонентами с использованием вакуумированных кварцевых ампул достаточно широко использовалась ранее, и доказала свою применимость работах других авторов[1-5], но масса экспериментальных образцов составляла несколько граммов, что ухудшало точность получаемых результатов вследствие присутствия термических градиентов в объеме исследуемых образцов. В настоящей работе предлагается комплексная методика исследования и построения диаграмм фазовых равновесий с летучими веществами, совмещающая исследование образцов в вакуумированных кварцевых ампулах с использованием микроколичеств вещества. Новизна предлагаемой методики состоит в использовании микронавесок образцов, помещенных в вакуумированные кварцевые ампулы, что позволяет использовать эту методику в современном термоаналитическом оборудовании, конструктивно предназначенном для работы с образцами, масса которых зачастую не превышает 100 мг.

Предлагаемая методика опробована на построении псевдодвойного сечения SnS-FeS, а также построении проекции поверхности ликвидуса в железном углу системы Fe-Sn-S.

Цели работы – применение новой ампульной методики с использованием микронавесок образца с целью построения псевдодвойного сечения SnS-FeS, а также проекции поверхности ликвидус богатого железом угла для лучшего понимания процесса разделения оксида олова от оксида железа при металлургических переделах.

Полученные результаты. При использовании термоаналитических методов было построено псевдодвойное сечение SnS-FeS системы Fe-Sn-S приведенное на рисунке 1.

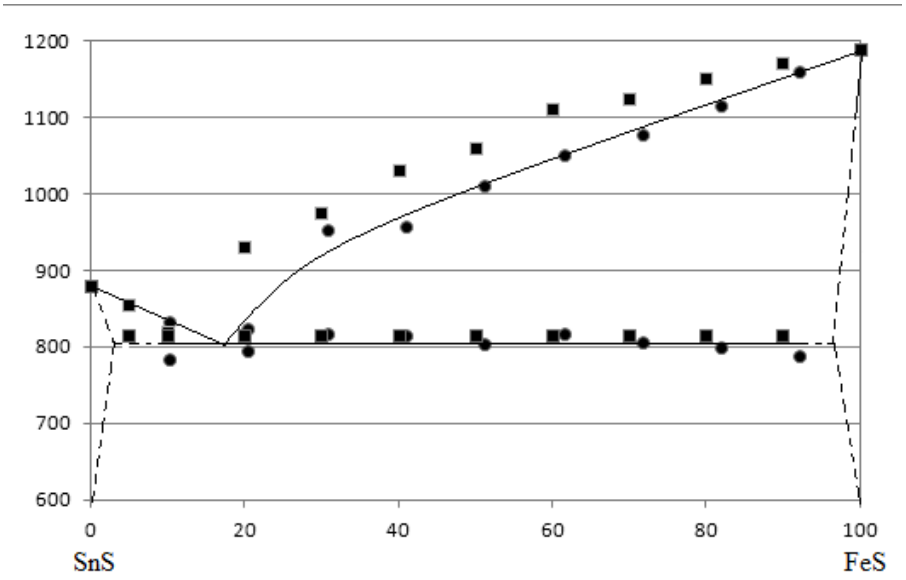


Рисунок 1. Диаграмма состояния псевдодвойного сечения SnS – FeS

На рисунке точками обозначены экспериментальные данные, квадраты – данные источника[6]

По данным обработки термограмм точка эвтектики отвечает температуре (803±3)°С и имеет состав 82,1% SnS.

Также была построена проекция ликвидус богатого железом угла системы Fe-Sn-S приведенная на рисунке 2.

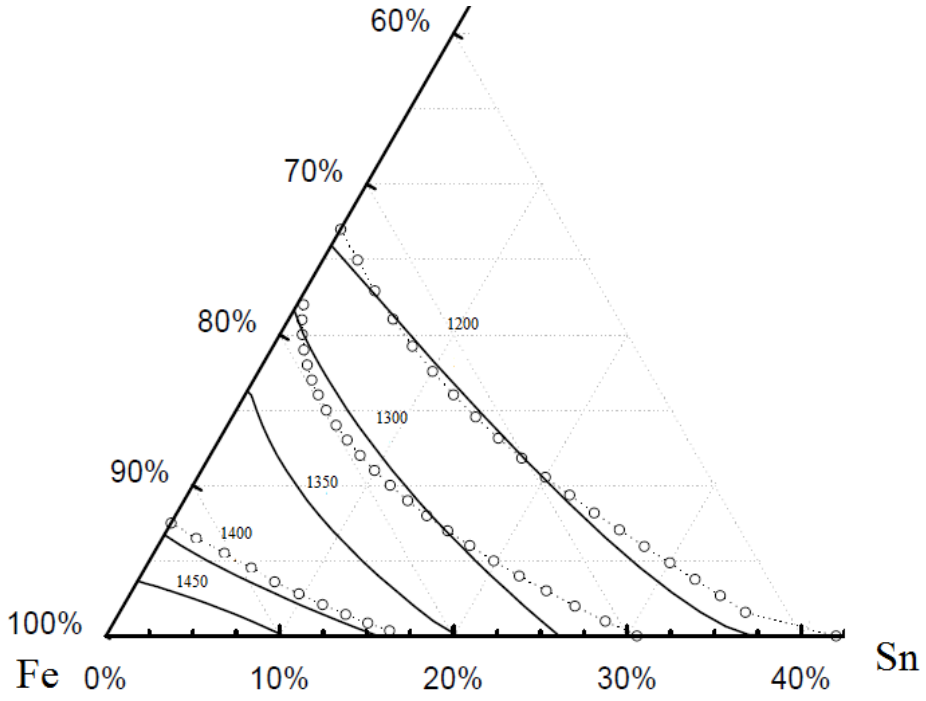


Рисунок 2. Изотермические сечения богатого железом угла системы Fe-Sn-S.

На рисунке сплошными линиями изображены экспериментальные данные - кругами литературные[7].

Из рисунка видно, что изотермы в целом согласуются с литературными данными, но точки начала изотерм 1300°С и 1200°С на стороне Fe-Sn имеют различие 5 % масс

Заключение: С помощью новой методики использования микронавесок образцов, помещенных в вакуумированные кварцевые ампулы построены:

1. Псевдодвойное сечение FeS-SnS трехкомпонентной системы Fe-Sn-S, а также определены составы и температуры эвтектических реакций - (803±3)°С при составе 82,1% SnS
2. Изотермы (1450 – 1200)°С поверхности ликвидуса угла богатого железом системы Fe-Sn-S.

Полученные результаты достаточно хорошо согласуются с работами других авторов, следовательно, данная методика имеет практическую значимость.

ЛИТЕРАТУРА:

1. V. Vassilev, L. Aljihmani, V. Parvanova «Phase equilibria in the Ag4SSe-SnTe system» Journal of Thermal Analysis and Calorimetry // January 2004, Volume 75, Issue 1, pp 63-71
2. W. Gawel, E. Zaleska, E. Maskiewicz «Phase diagram for the Tl_2Te-SnTe system» // Journal of thermal analysis NOV/DEC 1990, Volume 36, Issue 7-8, pp 2323-2327
3. Chen-nan Chiu, Chia-ming Hsu, Sinn-wen Chen, Hsin-jay Wu «Phase Equilibria of the Sn-Bi-Te Ternary System» // Journal of Electronic Materials January 2012, Volume 41, Issue 1, pp 22-31
4. X. J. Liu, H. S. Liu, I. Ohnuma «Experimental determination and thermodynamic calculation of the phase equilibria in the Cu-In-Sn system» // Journal of Electronic Materials 2001, Volume 30, Issue 9, pp 1093-1103
5. Christoph Luef, Aloke Paul «Thermodynamic Properties and Melting Behavior of Bi–Sn–Zn Alloys» // Monatshefte für Chemie / Chemical Monthly April 2006, Volume 137, Issue 4, pp 381-395
6. R.H. Eric, A. Ergeneci «High temperature phase relations and thermodynamics in the iron-tin-sulphur system».
7. V. Raghavan «Phase diagrams of ternary iron alloys».

УДК 622.8

В.В. Львов, Е.А. Пулина
Национальный минерально - сырьевой университет «Горный»

ИЗУЧЕНИЕ КОНСТРУКЦИЙ МАТРИЦ ДЛЯ ВЫСОКОГРАДИЕНТНЫХ МАГНИТНЫХ СЕПАРАТОРОВ С ЦЕЛЬЮ ПОВЫШЕНИЯ КАЧЕСТВА ЖЕЛЕЗНОРУДНОГО КОНЦЕНТРАТА

Введение. При изучении мировой практики переработки окисленных железистых руд можно видеть сложные технологические схемы обогащения, которые включают в себя операции магнитного, гравитационного и флотационного обогащения. Магнитное обогащение в данных технологических схемах в основном представлено высокоградиентными магнитными сепараторами. Выбор матрицы для данных магнитных сепараторов является важной задачей, т.к. от этого зависит общий расход энергозатрат на

данный передел и качество полученного конечного концентрата, что прямым образом влияет на дальнейший металлургический передел.

На большинстве обогатительных фабрик в мире получили широкое распространение следующие типы высокоградиентных магнитных сепараторов:

- Jones (мокрый высокоградиентый магнитный сепаратор) (WHMS) [1]
- Slon (Вертикальный пульсирующий магнитный сепаратор (VPHGMS) [2]

От матрицы магнитного сепаратора зависят следующие условия работы:

- Концентрация магнитного поля в зоне сепарации;
- Образование градиента магнитного поля;
- Прохождение немагнитных частиц через элементы матрицы;
- Аккумуляция парамагнитных частиц на элементах матрицы
- Очищение элементов матрицы от парамагнитных частиц вне магнитного поля;

Цель работы – изучение различных типов матриц для высокоградиентных магнитных сепараторов.

Зубчатые плиточные матрицы впервые были предложены корпорацией Humboldt Wedag [3] (в настоящее время MBE coal and minerals technology GMBH) для их высокоградиентных сепараторов Jones (WHMS). Заявлено, что более 300 сепараторов подобной конструкции были произведены и внедрены на сегодняшний день. Существуют текущие стандартные размеры однороторных сепараторов P-40 производительностью до 0,5 т/ч и промышленные двух роторные сепараторы DP-317 и производительностью 120 т/ч и выше.

Стержневые магнитные матрицы эффективно применяются в пульсирующей высокоградиентной магнитной сепарации (VPHGMS) для обогащения окисленных железных руд. Стержни в матрице располагаются в шахматном порядке и могут иметь диаметр от 1 до 3 мм. На сегодняшний день основным производителем высокоградиентных магнитных сепараторов с данным видом матриц является китайская компания SLON при взаимодействии с компанией Outotec [4]. Производительность данных сепараторов может достигать 450 т/ч.

Для сравнения матриц высокоградиентных магнитных сепараторов было проведено исследование на окисленной железной руде представленной основным минералом в виде гидрогётита плотностью 2,9 г/см^3, с содержанием $Fe_{общ.}$=33%. Руда перед высокоградиентной магнитной сепарацией была измельчена до крупности P_{80} = 11,505 мкм в мельнице для тонкого измельчения ISAMILL M4 компании XstrataTechnology. Магнитное обогащение было проведено в высокоградиентных магнитных сепараторах двух типов установленных на кафедре обогащения полезных ископаемых Горного университета:

1. Лабораторная установка для мокрой магнитной сепарации высокой интенсивности Jones P40 компании MBE Coal and Mineral Technologies GMBH (Германия);

2. Лабораторный пульсирующий высокоградиентный магнитный сепаратор SLon100 компании «Outotec» (Финляндия).

Результаты магнитного обогащения с применением различных матриц для высокоградиентных магнитных сепараторов представлены в таблице.

Таблица

Результаты магнитного обогащения

Наименование продукта	**Выход продукта, %**	**Содержание в продукте, %**	**Извлечение в продукт, %**
		$Fe_{общ.}$	$Fe_{общ.}$
ТОНКОЕ ИЗМЕЛЬЧЕНИЕ НА МЕЛЬНИЦЕ ISAMILL M4 P_{80} = 11,505 мкм			
Магнитное обогащение на высокоградиентном магнитном сепараторе Jones P40			
Индукция магнитного поля 1,25 Тл, зазор между пластинами 0,8 мм			

Черновой концентрат	47,9 12,4	41,90 30,70	56,5 10,7
Промпродукт	39,7	29,30	32,8
Немагнитный	100,0	35,51	100,0
Исходный			
Индукция магнитного поля 1,60 Тл, зазор между пластинами 0,8 мм			
Черновой концентрат	59,9 9,7	39,80 31,60	66,3 8,5
Промпродукт	30,4	29,70	25,1
Немагнитный	100,0	35,93	100,0
Исходный			
Индукция магнитного поля 2,0 Тл, зазор между пластинами 0,8 мм			
Черновой концентрат	63,6 9,3	38,2 31,8	67,9 8,3
Промпродукт	27,1	31,4	23,8
Немагнитный	100,0	35,76	100,0
Исходный			
Магнитное обогащение на высокоградиентном магнитном сепараторе Slon 100			
Индукция магнитного поля 1,2 Тл, пульсация 200 об/мин, матрица 1 мм			
Черновой концентрат	60,7 39,3	41,3 26,5	70,6 29,4
Немагнитный	100,0	35,48	100,0
Исходный			
Индукция магнитного поля 1,2 Тл, пульсация 250 об/мин, матрица 1 мм			
Черновой концентрат	57,5 42,5	46,3 21,5	74,4 25,6
Немагнитный	100,0	35,76	100,0
Исходный			

Вывод. Из таблицы можно сделать заключение, что применение высокоградиентных сепараторов с разными матрицами может улучшить результаты магнитного обогащения окисленных железистых руд и снизить энергозатраты для создания магнитного поля. При магнитном обогащении в высокоградиентных магнитных сепараторах выбор матрицы сепарации является важной технической задачей. Дальнейшее изучение и разработка новых конструкций матриц для высокоградиентных магнитных сепараторов могут дать улучшения при обогащении окисленных железных руд.

ЛИТЕРАТУРА

1. Wet High-Intensity Magnetic Separator. URL:http://www.mbe-cmt.com/en/products/jones%C2%AE-whims/specifications (Дата обращения 09.11.2014)
2. The SLon® vertically pulsating high-gradient magnetic separator. Copyright © 2013 OutotecOyj. All rights reserved.
3. В.В. Кармазин, В.И. Кармазин. Магнитные, электрические и специальные методы обогащения полезных ископаемых: Учебник для вузов. В 2Т. - М.: Издательство Московского государственного горного университета, 2005. - Т 1: Магнитные и электрические методы обогащения полезных ископаемых. - 669 с.

4. Dobbins M. and Hearn S. SLon® magnetic separator: A new approach for recovering and concentrating iron ore fines, Canadian Institute of Mining, Metallurgy and Petroleum Conference and Exhibition, April 29–May 2, Montreal, Canada 2007.

УДК 621.9.047

Е.С. Зарубенко, Р.А.Мирзоев
Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого

ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАВИСИМОСТИ ПРЕДЕЛЬНОГО ТОКА АНОДНОГО РАСТВОРЕНИЯ МЕДИ ОТ КОНЦЕНТРАЦИИ РАСТВОРА ФОСФОРНОЙ КИСЛОТЫ

Введение: Анодное растворение в растворах медной кислоты концентрации 60-75% используется для электрохимического полирования меди и медных сплавов. Для лучшего понимания механизма процесса электрохимического полирования было проведено исследование влияния концентрации кислоты на величину предельного тока и морфологию поверхности.

Цель работы: установление необходимых условий для электрохимического полирования меди в растворах фосфорной кислоты и исследование зависимости морфологии поверхности от её концентрации в широких пределах от 1 до 85%.

Для достижения поставленной цели были проведены опыты анодного растворения меди в условиях постоянного напряжения на ячейке, равного 1.5 В. Катод большой площади медный, анод – медная проволока диаметром 1 мм площадью 0.5 $см^2$.Напряжение выбиралось так, чтобы потенциал анода не достигал значений, достаточных для окисления воды до кислорода, так что весь измеряемый ток тратился только на анодное растворение меди. При подаче напряжения на ячейку ток был очень велик, и в опытах он ограничивался значением 0.4 А, устанавливаемом на регулируемом источнике постоянного тока. Через несколько секунд достигалось заданное напряжение, и ток спадал со временем за несколько минут до некоторого установившегося значения – предельного тока анодного растворения. Зависимость предельной плотности тока от концентрации кислоты представлена на рис.1.

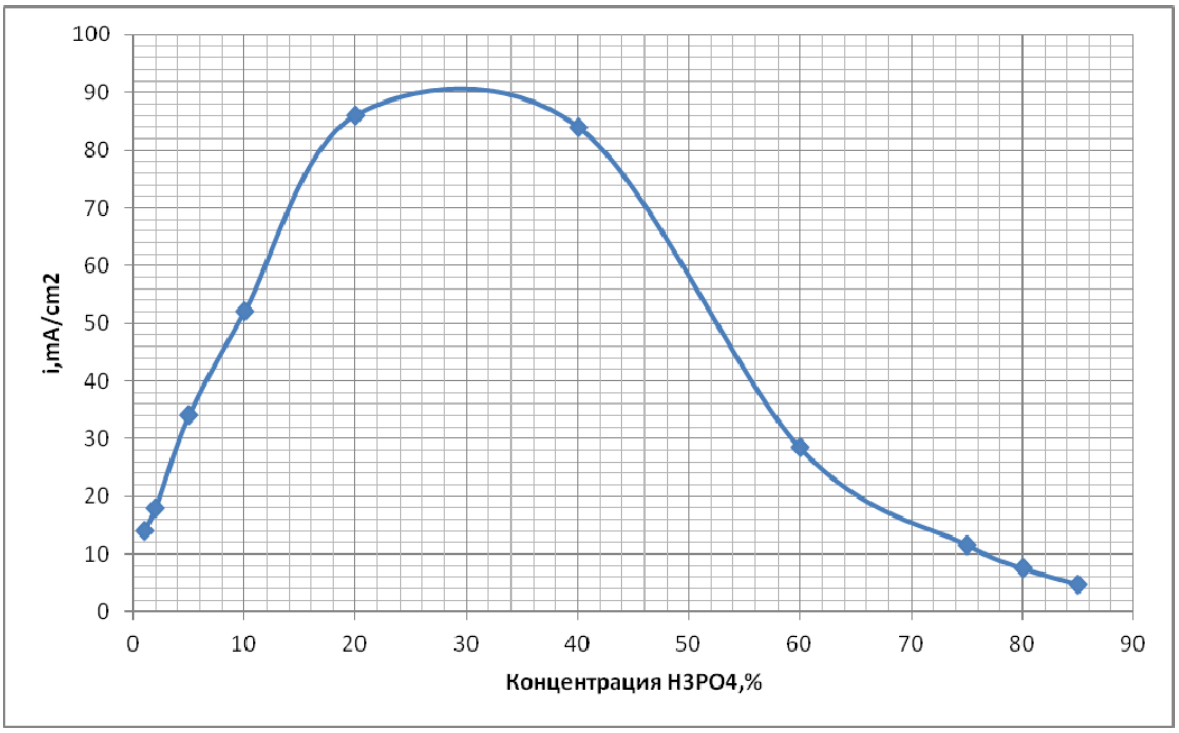
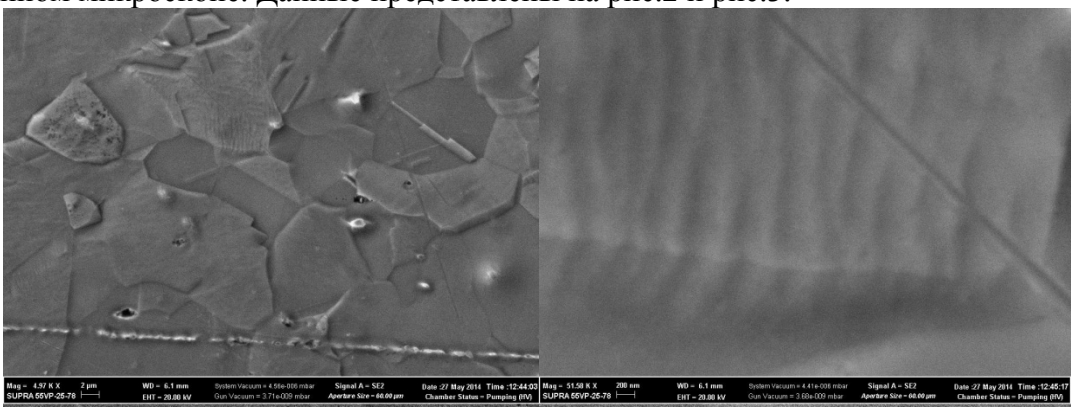


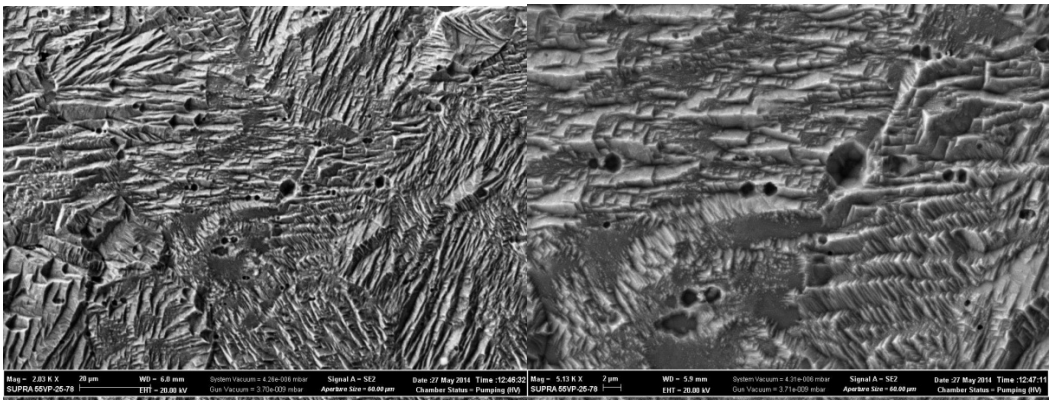
Рис. 1. Зависимости предельной плотности тока от концентрации фосфорной кислоты.

Образцы медной проволоки, полученные в этих опытах, промытые в дистиллированной воде и высушенные тёплым воздухом, были рассмотрены на растровом электронном микроскопе. Данные представлены на рис.2 и рис.3.



(А) (Б)

Рис.2.Образец медной проволоки, полученный анодным растворением в растворе с концентрацией кислоты 40% при увеличении X5000 (А) и X50000 (Б).



(А) (Б)

Рис.3.Образец медной проволоки, полученный анодным растворением в растворе с концентрацией кислоты 20% при увеличении X2000 (А) и X5000 (Б).

Все растворы с концентрацией кислоты, большей, чем 30%, соответствующей максимуму кривой рис.1, обеспечили полирование, а все растворы с концентрацией, меньшей 30% – структурное травление. Это можно объяснить так. При включении тока первые несколько секунд или долей секунд медь растворяется в активном состоянии при большой плотности тока. При этом имеет место структурное травление так как скорость активного растворения в сильной степени зависит от ориентации зёрен и структурных дефектов.

После перехода в режим контроля заданного напряжения происходит пассивация - образование анодной оксидной плёнки (АОП), отделяющей металл от электролита, и устанавливается предельный ток пассивного растворения. Теперь плотность тока определяется скоростью реакции растворения АОП. Если здесь скорость растворения АОП контролируется диффузией, то растравленная поверхность сглаживается, и имеет место электрохимическое полирование. Рис.2-3 демонстрируют, что поверхность полированных образцов выглядит совершенно гладкой при большом увеличении × 50000, при небольшом увеличении на поверхности видны круглые дырочки диаметром менее 1 мкм. Полирование имеет место в растворах всех концентраций выше 40%. Из рис.1 следует, что плотность тока в области полирования уменьшается с повышением концентрации кислоты. Это явно указывает, что скорость растворения АОП контролируется скоростью диффузии, причём диффузии растворителя (воды), концентрация которого падает с увеличением концентрации кислоты[1]. При концентрации кислоты мене 30% скорость растворения АОП контролируется скоростью реакции, зависящей в первую очередь от концентрации ионов водорода. Последняя увеличивается с ростом концентрации кислоты, что согласуется с ходом кривой рис.1. Подобные кривые были получены многими авторами для меди в фосфорной кислоте[2,3], для никеля в серной кислоте [4], алюминия а фосфорной кислоте [5]. При ограничении скорости растворения скоростью реакции выравнивания микронеровностей нет, и поверхность остаётся растравленной.

Вывод: Необходимым условием электрохимического полирования является пассивное растворение металла с диффузионным контролем скорости растворения анодной оксидной плёнки. Такое условие выполняется при анодном растворении меди в растворах фосфорной кислоты при концентрации выше 40%. В растворах с концентрацией кислоты, меньшей 30% имеет место структурное травление.

ЛИТЕРАТУРА:

[1] Р.А.Мирзоев, А.Д.Давыдов. Анодные процессы электрохимической и химической обработки металлов. Издательство «Политехник», СПб. 20123, 382с.

[2] D.R. Gabe, Corrosion sci., v.12,p.113, (1972)
[3] T.P. Hoar, G.P. Rothwell, Electrochim. Acta, v.9, p.135, (1964)
[4] I.L.Alanis, D.J. Schiffrin, Electrochim. Acta, v.27, p.837, (1982)
[5] А.Н.Базылык. Анодное поведение алюминия в растворах фосфорной кислоты. Дипломная работа специалиста. СПбГПУ, 2012.

УДК: 621.928.44, 681.542.4

Э.Р. Федорова, А.Ю. Фирсов

СИСТЕМА УПРАВЛЕНИЯ ПЕРЕДЕЛОМ СГУЩЕНИЯ И ПРОМЫВКИ КРАСНОГО ШЛАМА, УЧИТЫВАЮЩАЯ РАСПРЕДЕЛЕНИЕ НАГРУЗКИ ПО АГРЕГАТАМ И ПЛОТНОСТЬ «УПАКОВКИ» ЧАСТИЦ В СГУСТИТЕЛЯХ

Введение. Процесс сгущения относится к важнейшему переделу производства цветных и черных металлов. Неконтролируемые возмущения и большое время запаздывания в получении информации об условиях протекания процесса существенно усложняют задачу управления процессом.

Основными факторами, влияющими на процесс сгущения, являются крупность частиц шлама, процессы коагуляции и флокуляции, минералогия шлама, степень разбавления, плотность и форма частиц, плотность и вязкость жидкой фазы, температура пульпы, PH пульпы, содержание твёрдого компонента в исходной пульпе. Два параметра в выражении для скорости осаждения – диаметр частицы и доля жидкой фазы в суспензии входят в формулу в степенных зависимостях, следовательно, даже незначительное увеличение размеров частиц и (или) соотношения содержания жидкой и твердой фазы будут вызывать заметное изменение скорости осаждения.

Для каждого сгущаемого продукта существует своя оптимальная плотность питания исходной суспензии, при которой сгуститель работает наиболее эффективно. Оптимальные условия работы сгустителя подбирают опытным путем. Если фактическая плотность суспензии для данного материала ниже оптимальной, то перед сгустителем часть жидкой фазы необходимо удалить. Если фактическая плотность суспензии выше оптимальной, то перед сгущением добавляют или возвращают часть слива для разбавления питания. Увеличение производительности сгустителей, таким образом, в необходимых случаях может достигаться за счет применения систем саморазбавления пульпы питания. Содержание твердого в сгущенном продукте при работе сгустителей составляет в среднем от 40 до 70 % . Чтобы повысить содержание твердого в шламе, необходимо уменьшить объем откачиваемого сгущенного продукта, что приведет к снижению производительности сгустителя по твердому и может способствовать выносу твердой фазы в слив. В то же время с уменьшением плотности сгущенного продукта увеличивается производительность по твердому, но при этом не выполняется основная функция сгущения — доудаление жидкой фазы [3].

Сгуститель как объект управления довольно сложный. Существует множество упрощенных вариантов управления сгустителями. Возможные контуры управления сгустителем, их плюсы и минусы рассмотрены в статье А.Ю. Фирсова, Э.Р. Федоровой «Анализ существующих систем управления процессом сгущения красного шлама». Таким образом, будущее процесса сгущения в разработке высокоуровневой системы контроля и управления. Оптимальным выходом в данной ситуации является управление по модели. Модель, отслеживая значение возмущения, прогнозирует поведение целевой функции и, зная коэффициент усиления и период отклика, регулирует управляющий параметр таким образом,

чтобы компенсировать возмущение и не допустить выхода целевого показателя за требуемые пределы. Естественно главным элементом при данном типе управления является модель, если она адекватна, точно описывает процесс, то тогда можно обеспечить надлежащее качество выходного параметра. Но существующие модели управления сгустителями (как отдельными агрегатами) не в полной мере учитывают наличие возмущающих воздействий.

Целью работы является синтез автоматизированной системы управления (СУ) передела сгущения и промывки красных шламов (КШ) на основе динамической системы, учитывающей распределение расхода питающего потока по отдельным параллельным сгустителям и «упаковку» частиц в них. Важно обеспечить регенерацию больших объемов шламовой суспензии с высокой эффективностью при незначительной продолжительности стабилизации мутности слива, т.е. выявить компромисс между технологической необходимостью сгущения больших объемов КШ и временем их обработки в агрегатах. Данный вопрос не описывался ранее в литературе подробно и не имеет применения к рассматриваемому процессу на реальных объектах.

Ранее были определены недостатки существующих систем контроля переделом промывки и сгущения при выполнении технологических операций, выявлены взаимосвязи между технологическими параметрами и техническим состоянием агрегатов промывки и сгущения, определен параметр управления сгустителем/взаимосвязанными сгустителями в условиях технологических отклонений и аварийных ситуаций. Сведения по системам управления процессами глиноземного производства содержатся в [1 – 2]. На данный момент для продолжения продуктивной работы стоят следующие з*адачи:*

1. Рассчитать модель процесса флокуляции, которая строится на основе популяционного баланса в программе «Population Balance Model» (проект - AMIRA p266 project: Improving thickening technology, спонсором - компания РУСАЛ). Цель – определить влияние дозировки флокулянта и его доразбавления на размер флоккул;
2. Синтезировать СУ переделом сгущения и промывки, которая будет учитывать размер образующихся частиц и плотность «упаковки» этих частиц в сгустителях (учебно-методический программный комплекс – «Масштабное моделирование в нанотехнологиях. nanoModel 2.0», позволяющий учитывать плотность упаковки частиц, реконструкцию порового пространства плотных упаковок; программы: EDEM, Rocky (Dynamic element method); программный комплекс ANSYS Fluent (метод конечных элементов); программный комплекс ANSYS Fluent, работающий совместно с программой EDEM, т.к. при совместной агрегации двух программных продуктов возможен учет при моделировании размера частиц);
3. Синтезировать СУ переделом сгущения и промывки, которая будет учитывать алгоритм распределения нагрузки по отдельным параллельным сгустителям на переделе сгущения и промывки КШ;
4. Синтезировать СУ переделом сгущения и промывки, которая позволит прогнозировать поведение объекта и давать правильные входные воздействия при заранее оговоренной уставке по количеству содержания твердого в сливе (программный комплекс Proficy Csence в составе: Troubleshooter, Cause+, APC и Proficy Architect; система HMI/SCADA Cimplicity [4]). Пример СУ в GE Proficy Architect.

Промежуточными результатами является рассчитанная модель флокуляции для процесса сгущения КШ на заводе РУСАЛ Windalco Ewarton на основе популяционного баланса: , где Ni – количество частичек i-го размера, βij – показателем взаимодействия частиц i-го и j-го размеров при образовании флокул, Si показатель распада частичек, Гi,j функция распределения разрушений (количество частичек i-го размера, образующихся при разрушении частичек j-го размера). Входные данные: гранулометрический состав КШ, расход флокулянта, концентрация питающей суспензии. На выходе модели: графики изменения размера флокул в зависимости от времени (рисунок 1).

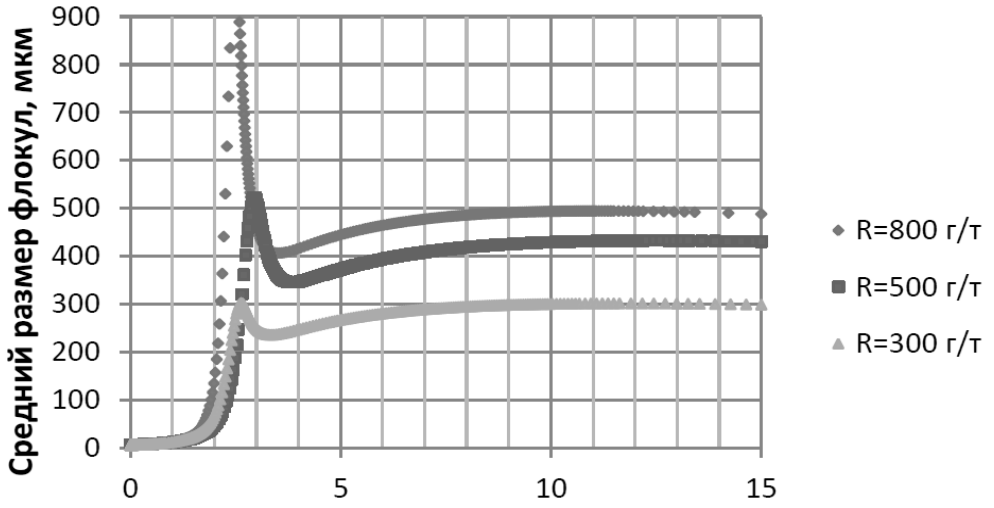


Рис.1. Изменение размера флокул во времени при трех варианта расхода флокулянта

Установлена зависимость среднего размера флокулированых частичек, $\overline{d_{agg}}$,[мкм], от дозировки флокулянта и его доразбавления:

$$\overline{d_{agg}} = 840{,}2 + 0{,}701R_{ф} - 250{,}7c_{Q} - 0{,}00019R_{ф}^{2} - 0{,}081R_{ф}c_{V} + 22{,}8c_{V}^{2}\ ,\ [\text{мкм}].$$

Также была синтезирована СУ сгустителем переделом сгущения и промывки, которая позволит прогнозировать поведение объекта и давать правильные входные воздействия при заранее оговоренной уставке по количеству содержания твердого в сливе в программном комплекс Proficy Csence в составе: Troubleshooter, Cause+, APC и Proficy Architect (рисунок 2). Более подробное описание процесса синтеза модели и программного продукта дано в статье А.Ю. Фирсова, Э.Р. Федоровой «Система управления сгустителем красных шламов».

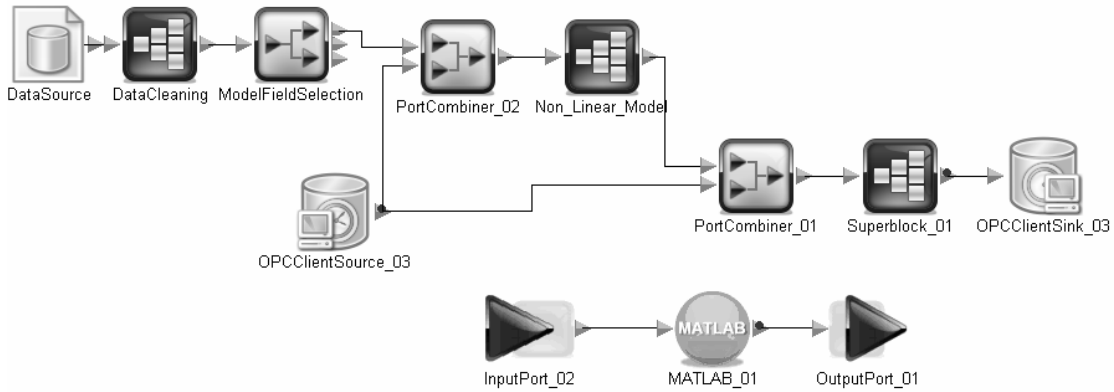


Рис.2. Пример построения системы в GE Proficy Architect

Для выполнения поставленной цели необходимо проработать каждую из поставленных в данной работе задач.

ЛИТЕРАТУРА:

1. Беликов Е.А., Исаков Е.А., Кузнецов А.А. Комплексный подход при модернизации систем контроля и управления в производстве глинозема //Цветные металлы. -2000. - №8. – С. 135-137.

2. Краснопольский Е.Д., Локшин Р.Г. Новое поколение АСУТП на Пикалевском объединении «Глинозем» //Цветные металлы. -2000. - №1. – С. 83-87.

3. А.В. Бауман, Сгущение и водооборот. Комплексные решения и «ноу-хау»// интернет-источник: http://gmexp.ru/netcat_files/multifile/2382/Bauman_.pdf.
4. Proficy Troubleshooter // URL: http://www.technolink.spb.ru/production/158/373/

УДК 66.669-1

О.Д. Харланова, С.И. Синева, Р.В. Старых
Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого

ИССЛЕДОВАНИЕ СИСТЕМ, ВКЛЮЧАЮЩИХ ЛЕТУЧИЕ И АГРЕССИВНЫЕ КОМПОНЕНТЫ, И ПОСТРОЕНИЕ ДИАГРАММ ФАЗОВЫХ РАВНОВЕСИЙ НА ПРИМЕРЕ СИСТЕМЫ ЖЕЛЕЗО-ОЛОВО-СЕРА

Актуальность. В последнее время возрастает интерес к использованию олова, поскольку оно наиболее «экологично» среди тяжёлых цветных металлов. До 60 % производимого олова используется в виде сплавов с медью, медью и цинком, медью и сурьмой (подшипниковый сплав, или баббит), с цинком (упаковочная фольга) и в виде оловянно-свинцовых и оловянно-цинковых припоев. Также олово используется для изготовления посуды, в составе красок, как легирующий компонент и др.

Одним из переделов пирометаллургической переработки оловянно-окисленных руд является сульфидирование. Штейны, полученные после сульфидирования, моделируются составами системы Fe-Sn-S. Для оптимизации дальнейшей переработки важно знать температуру ликвидус конкретного состава, для чего наиболее удобным источником является диаграмма плавкости.

В настоящее время трехкомпонентная система Fe-Sn-S мало изучена, поскольку при исследовании данной системы экспериментальными методами возникают определенные методологические сложности, связанные с образованием паров серы, олова и сульфида олова. Эти пары крайне агрессивны по отношению к оборудованию, в частности, к платино-родиевым термопарам, используемых в установке ДСК (дифференциально-сканирующей калориметрии). В данной работе исследование проводилось с применением новой ампульной методики, что позволяло избежать взаимодействия паров олова с измерительной ячейкой. Хотя подобная методика использовалась ранее [1], в данной работе она впервые адаптирована для изучения микрообъемов.

Представленная методика сильно упростит экспериментальное исследование других систем, содержащих летучие компоненты. За счет изоляции испытуемого образца его масса остается постоянной в течение всего эксперимента, что уменьшает погрешность измерений. Как следствие, результаты, полученные таким образом, будут более корректными.

На данный момент для построения диаграмм фазовых равновесий все шире применяются методы термодинамического моделирования. Полученные в результате настоящего исследования экспериментальные данные в дальнейшем могут быть взяты за основу для требуемых расчетов.

Цели и задачи работы. Основной целью настоящей научно-исследовательской работы является построение проекций поверхностей ликвидус и солидус диаграммы фазовых равновесий трехкомпонентной системы Fe-Sn-S. В частности, в процессе выполнения работы будут проведены подготовка и синтез образцов с использованием новой методики, проведение серии экспериментов, анализ полученных результатов с последующим построением диаграммы плавкости сульфидно-металлической системы на их основе, сравнение результатов с известными литературными данными.

Результаты. Для системы Fe-Sn-S была проведена серия экспериментов для составов в области, ограниченной пседобинарным сечением FeS-SnS. Полученные результаты хорошо

согласуются с литературными данными [2], что подтверждает работоспособность ампульной методики. На данном этапе работы построена диаграмма фазовых равновесий псевдодвойной системы FeS-SnS .

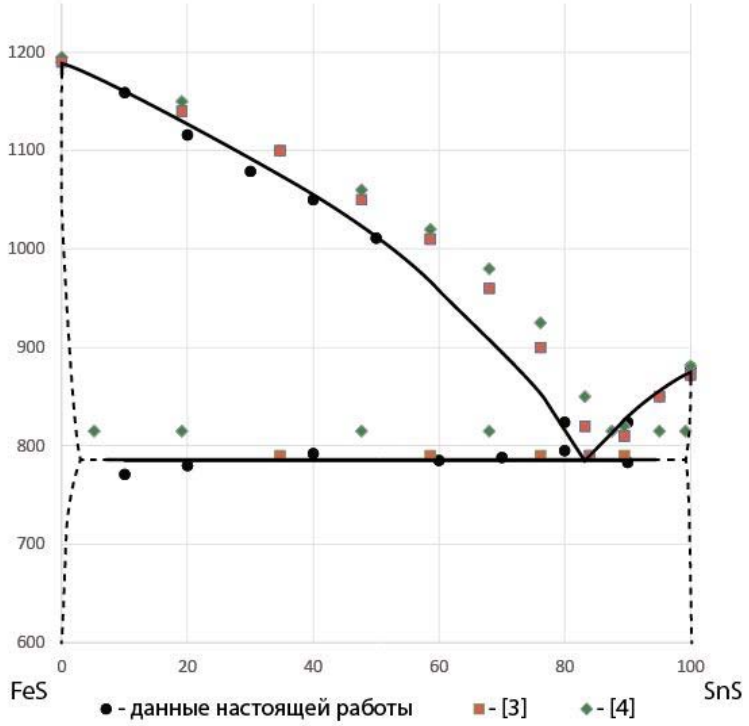


Диаграмма фазовых равновесий псевдодвойной системы FeS-SnS (% масс.)

Данная диаграмма имеет вид простой эвтектической с узкими областями гомогенности твердых растворов на основе FeS и SnS. Определенная температура эвтектики 785°C, точка эвтектики в составе 84% масс. SnS, что хорошо согласуется с данными [3] и немного расходится с данными [4].

Трехкомпонентная система Fe-Sn-S характеризуется наличием двух областей расслаивания жидкостей в исследуемом диапазоне составов, одна из которых занимает значительную площадь. Для определения температур ликвидус составов внутри этой области необходимо дополнительно прибегнуть к рентгено-спектральному микроанализу. Из-за этого полные проекции поверхностей ликвидус и солидус на данный момент находятся в разработке.

Вывод. Нами была проведена проверка пригодности ампульной методики для исследования систем, включающих летучие и агрессивные компоненты методами ДТА. Методика оправдала ожидания и показала хорошие результаты, согласующиеся с литературными данными, следовательно, в дальнейшем возможно применять ее для экспериментального исследования подобных систем. Конечным результатом работы будет проекция поверхностей ликвидус и солидус для малоисследованной системы Fe-Sn-S, более корректная за счет высокой точности экспериментальных измерений.

ЛИТЕРАТУРА:

1. E. Yu Kononova, S. I. Sinyova, G. V. Semenova, T. P. Sushkova. Phase equilibria in the Sn–As–Ge and Sn–As–P systems // Journal of Thermal Analysis and Calorimetry. September 2014, Volume 117, Issue 3, pp 1171-1177

2. V. Raghavan. Phase Diagrams of Ternary Iron Alloys Part II: Ternary Systems Containing Iron and Sulphur // Indian Institute of Technology Delhi, 1988

3. Т.К. Менщикова, Г.Ф. Губская, Э.Г. Жуков, В.А. Федоров. Исследование разреза Fe-S-SnS системы Fe-Sn-S // Неорганические материалы, том 28, №8, с. 1609-1612, 1992
4. R.H. Eric, A. Ergeneci. High temperature phase relations and thermodynamics in the iron-tin-sulphur system // Minerals Engineering, vol. 5, №8, pp. 917-930, 1992

УДК 502.36

М. С. Огнев, Р.А. Пахомов, , Р.В. Старых
Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого
В. А. Попов, ООО «Институт Гипроникель»,

ДЕАРСЕНИЗАЦИЯ СЫРЬЯ И ПОЛУПРОДУКТОВ ПИРОМЕТАЛЛУРГИИ С ПОСЛЕДУЮЩИМ ОБЕЗВРЕЖИВАНИЕМ МЫШЬЯКА

Введение. Настоящая работа посвящена исследованию термодинамических условий эффективной деарсенизации и последующего обезвреживания мышьяка сырья и полупродуктов металлургии цветных металлов.

В работе рассмотрены природные и техногенные мышьяксодержащие вещества, требующие деарсенизации. Контролируемое удаление мышьяка из сырья природного и техногенного происхождения позволяет вовлечь в производство новые перспективные источники цветных и драгоценных металлов. Например, разработка сульфидны никелевых руд Еланского и Елкинского месторождений в Новохоперском районе Воронежской области затруднена тем, что в некоторых случаях содержание мышьяка в руде достигает 3-4% масс., что значительно осложняет переработку этого перспективного никелевого сырья.

Классический окислительный обжиг мышьяксодержащих концентратов цветных и драгоценных металлов даже с незначительным выбросом газов в атмосферу невозможен, так как образующийся оксид мышьяка ядовит.

В большинстве пирометаллургических технологий, предусматривающих переработку мышьяксодержащего сырья, мышьяк коллектируется в окисленных пылях и кеках газоочистки. Указанные пыли и кеки могут содержать более 20 % масс, мышьяка, являются ядовитыми и могут быть захоронены только в специальных хранилищах. Эксплуатация могильников существенно увеличивает общую себестоимость производства.

Показана необходимость обезвреживания мышьяксодержащих отходов пирометаллургических процессов (пылей, кеков газоочистки).

В работе выполнены термодинамические оценки условий эффективного удаления и нейтрализации мышьяка сырья и ряда полупродуктов металлургии цветных металлов пирометаллургическими методами.

Цель работы - на основе данных термодинамических расчетов провести лабораторные испытания перевода мышьяксодержащих компонентов в безопасное соединение мышьяка. На основе лабораторных испытаний проводить проектирование агрегата для деарсенизации мышьяксодержащих компонентов в промышленных масштабах.

Термодинамические исследования были проведены на базе программного пакета FactSage [1].

Для достижения поставленной задачи для начала было изучено поведение мышьяка в трех простейших системах - система мышьяк, система триоксида мышьяка и система сульфид мышьяка при изменении температуры в инертной среде (атмосфера аргона).

Наибольший научный интерес представляло изменение парциального давления химического вещества от температуры.

Предельно допустимая концентрация мышьяка составляет 0,5 мг/м^3 [2]. Оказалось, что ПДК по мышьяку в воздухе в системе металлического мышьяка выше допустимого при температуре 530 °С и выше. Предельно допустимая концентрация любого бинарного кислородного соединения мышьяка в окружающей среде 0,01мг/м^3 [2]. В системе оксида мышьяка ПДК по оксидам мышьяка превышается уже при 100 °С. А в системе сульфид мышьяка, ПДК по металлическому мышьяку превышается только при температурах, выше 700 °С.

После получения данных по ПДК для металлического мышьяка и окидов мышьяка, были изучены системы, в которых моделировались условия перевода мышьяка и триоксида мышьяка в безопасное соединение.

В качестве приоритетного направления деарсенизации выбран сульфидный способ нейтрализации мышьяка. Нейтрализация мышьяка основана на связывании мышьяка в нетоксичные соединения мышьяка и серы. Мышьяксодержащий материал, мышьяк которого представлен исключительно сульфидной формой, может транспортироваться и складироваться не как высокотоксичное вещество.

Перед рассмотрением системы оксид мышьяка - сера, были рассмотрены две системы- мышьяк- элементарная сера, мышьяк- кислород. Это было сделано с целью установления зависимостей образования сульфида и оксида от парциального давления серы и кислорода в системе соответственно. После обработки полученных данных было установлено, что в системе мышьяк - сера сульфидирование можно проводить и при низких температурах с низким содержанием серы в системе, а в системе мышьяк- кислород при увеличении температуры в системе при одинаковом парциальном давлении кислорода в оксидную форму переходит больше мышьяка.

Было рассмотрено несколько способов деарсенизации триоксида мышьяка- элементарной серой, угарным газом и водородом. Исходя из полученных данных были сделаны выводы, что триоксид мышьяка нецелесообразно напрямую переводить в сульфидную форму, так как концентрация паров окидов мышьяка выше ПДК по воздуху. Разумнее перевести триоксид мышьяка в металлическую форму мышьяка с дальнейшей деарсенизацией металлического мышьяка при помощи элементарной серы. При этом продуктом взаимодействия элементарной серы и металлического мышьяка будет сульфид мышьяка, который подлежит захоронению в специальных могильниках. При этом восстановление триоксида мышьяка угарным газом нужно проводить в интервале температур 200- 300 °С. Восстановление оксида мышьяка водородом недопустимо, в связи с тем, что в системе выделяется арсин - самое ядовитое неорганическое соединение мышьяка. Следовательно, данные, полученные после изучения системы триоксид мышьяка - водород накладывают жесткие ограничению по содержанию водорода и влаги в системе.

Результаты. В ходе проведения термодинамических исследований были установлены параметры для проведения успешной деарсенизации. Для двух рассмотренных ядовитых веществ мышьяка - триоксида мышьяка и металлического мышьяка установлено, что триоксид мышьяка нужно восстанавливать до мышьяка в атмосфере монооксида углерода, а металлический мышьяк подлежит восстановлению элементарной серой. На все системы накладываются жесткие ограничения по содержанию водорода и влаги с целью недопущения

образования арсина. Конечным продуктом деарсенизации является сульфид мышьяка - безопасное вещество, которое подлежит захоронению в специальных могильниках.

Вывод. Выполненные термодинамические оценки позволили приступить к разработке возможных аппаратурных решений процессов деарсенизации и нейтрализации мышьяксодержащих веществ.

ЛИТЕРАТУРА:

1. Термодинамическая база данных FacSage 6.3. 2012.
2. Гигиенический норматив от 19 мая 2003 г. ГН 2.2.5.686-98 «Предельно допустимые концентрации (ПДК) вредных веществ в воздухе рабочей зоны». – Москва, 2003.

УДК 621.746.58.001.57

В.Ю. Бажин, А.А. Пятернева
Национальный минерально-сырьевой университет «Горный»

РЕСУРСОСБЕРЕЖЕНИЕ ФТОРСОДЕРЖАЩИХ КОМПОНЕНТОВ В ПРОИЗВОДСТВЕ АЛЮМИНИЯ НА ВЫСОКОАМПЕРНЫХ ЭЛЕКТОЛИЗЕРАХ

Введение. Современные технологии электролитического производства первичного алюминия направлены на решение вопросов энергосбережения и снижения вредных выбросов. Не смотря на падение цен на Лондонской бирже металлов, сохраняется устойчивое потребление алюминия во всех отраслях промышленности и приоритетность повышения амперной нагрузки (мощности) электролизеров. С вводом в эксплуатацию промышленных серий с электролизерами высокой мощности (высокоамперные электролизеры на силу тока более 300 кА) в технологии электролиза произошли значительные изменения. Более стабильные технологические параметры, совершенные способы подачи сырья через системы АПГ, новые агрегаты сухой газоочистки существенно отличаются от тех, которые использовались при работе электролизеров на 180-220 кА. Эксплуатационная производительность (ванна/сутки) сверхмощных электролизеров с обожженными анодами увеличилась на 30-40%, снизился удельный расход электроэнергии (12,1÷13,4) кВт/т Al; повысился выход по току (94,5÷97,2) %; уменьшились расход глинозема (1912÷1925) кг/т Al; расход углерода (0,51÷0,58) кг C/кг Al; при снижении выбросов фторидов (0,3÷0,6) кг F/кг Al [1].

Во время эксплуатации высокоамперного электролизера с силой тока более 300 кА удаляется 9500 $нм^3$ /час отходящих газов, в результате чего образуется фторированный глинозем, который возвращается в электролизеры как источник сырья оксида и фторида алюминия. Это обеспечивает практически полную утилизацию уловленных фторидов без их дополнительной переработки. Однако при этом повышается напор отходящих газов и давление на существующие системы газоходов и подводов в системе газоочисток (ГОУ). Следовательно, представляет научно-практический интерес изучение изменяющихся свойств глинозема и степень его насыщения фторидами для высокоамперных электролизеров. Так как, именно время пребывания глинозема в реакторах газоочистки и количество адсорбированного фторида алюминия на его поверхности влияет на баланс по фтору, в конечном итоге влияет на систему питания электролизера и корретировку криолитового отношения через дозаторы АПГ [2].

Фторид алюминия, входящий в состав криолитового расплав обладает высокой степенью летучести и характеризуется расходным коэффициентом для высокоамперного электролиза – 22-25 кг на 1 т металла, что составляет 4-8 % в себестоимости производства первичного алюминия. Несмотря на то, что современное газоочистные установки (ГОУ) работают со степенью эффективности 98-99%, насыщение адсорбента (Al_2O_3) фторидами по статистическим данным составляет 50-60%, что приводит к нарушению баланса по фтору, увеличению потерь глинозема, которое, кроме этого, сопровождается образованием пылевидной фракции.

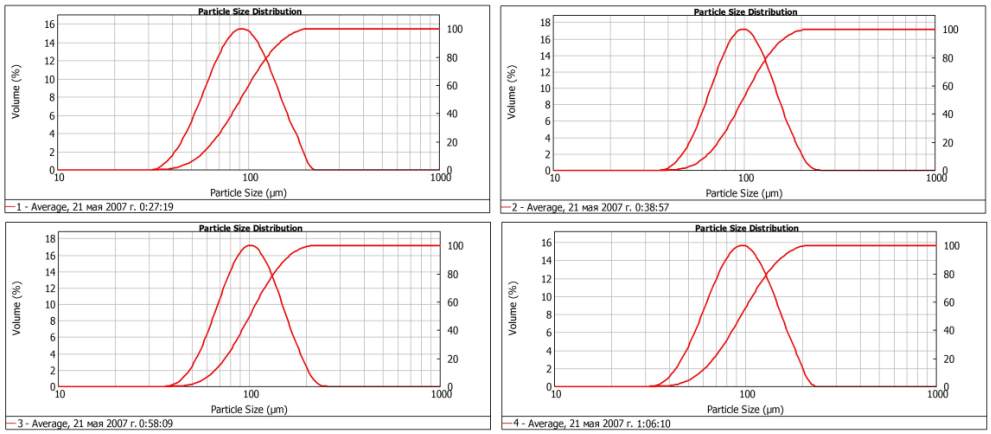
Целью исследования является – повышение эффективности работы газоочистных сооружений в процессе производства алюминия на высокоамперных электролизерах при нейтрализации фторсодержащих компонентов, вредных газов и пылей во время технологических операций при снижении удельного расхода глинозема и фтористых солей.

Количество уловленных и нейтрализованных фторидов в реакторах газоочистки связано не только с увеличением объема отходящих газов, но и с несоответствием между расходными коэффициентами глинозема и его способностью адсорбировать фториды. Объем выделяющихся электролизных газов постоянно изменяется, а параметры процесса улавливания при этом остаются постоянными, что приводит к нерегламентированным потерям сырья. Эффективность очистки отходящих электролизных газов при адсорбции вредных примесей на поверхности частичек глинозема в значительной степени зависит от времени и качества контакта газа с адсорбентом. В настоящее время повышение эффективности улавливания фторидов в процессе сухой очистки можно достичь за счет контроля количества образующихся газов при одновременной корректировке параметров процесса их очистки (температура, давление в газоходе, скорость транспортировки).

Применяемый в современном производстве алюминия глинозем отличается большим разнообразием свойств, если их не учитывать, то это может привести к технологическим расстройствам, перерасходу сырья и повышению выбросов вредных веществ в атмосферу. Различные типы глинозема отличаются по своим свойствам в зависимости от исходного сырья и технологии его получения. Изменение качества глинозема в первую очередь приводит к ухудшению процесса очистки отходящих газов. К основным характеристикам глинозема для эффективной работы ГОУ относят: гранулометрический состав, содержание - фракции, удельную поверхность и содержание щелочных компонентов. Для того, чтобы соответствовать современным требованиям по очистке газов от примесей и пыли, рекомендуется использовать глиноземы песочного типа с величиной площади удельной поверхности (BET) которая равна 60-80 $м^2/г$, Как правило, глинозем с большим содержанием мелких фракций имеет меньшую удельную поверхность, так как крупные частицы характеризуются большим количеством трещин по сравнению с мелкими. Например, по данным работы [3] глинозем с 55,5% и 6,2% фракции –45 мкм имеет BET – поверхность 34 $м^2/$ г и 70 $м^2/г$ соответственно.

Для проведения лабораторных исследований использовался глинозем песочного типа фирмы Queensland (Австралия), который характеризуется сравнительно небольшим содержанием α фракции $\leq$25%, узким интервалом по гранулометрическому составу (фракции -45 мкм $\leq$8%; -160 мкм $\leq$7% и площадью удельной поверхности 80 $м^2/г$). На лабораторном реакторе изучали влияние давления и скорости газового потока на гранулометрический состав глинозема песочного типа, который в конечном итоге влияет на площадь поверхности частиц. Гранулометрический состав характеризует качество глинозема по крупности, определяя содержание частиц различного размера в процентном отношении. Относительно технологии электролиза повышение количества фракции –45 мкм увеличивает время растворения глинозема в электролите, ухудшает его адсорбционную способность в

реакторах сухой газоочистки, а также большое содержание мелких фракций тесно связано с проблемой сегрегации глинозема в силосах, бункерах и при его транспортировке [4].



Распределение частиц по крупности при выдержке в реакторе-адсорбере в течение 30(1),60(2),90(3) и 180(4) минут

Для определения эффективности работы адсорбента-глинозема песочного типа опыты проводили при помощи лабораторной модели реактора сухой газоочистки. Глинозем выдерживали в реакторе при одинаковом давлении в течение 30, 60, 90 и 180 минут. Полученные пробы, после предварительной обработки анализировались при помощи лазерного дифракционного анализатора крупности Malvern Mastersizer 2000 Hydro S с разрешающей способностью 0,01 мкм. В результате анализа проб при помощи анализатора Mastersizer 2000 для каждого образца были получены функции распределения частиц по крупности (рисунок 1).

Результаты. При нахождении глинозема в реакторе в течение 180 минут происходит увеличение количества мелкой фракции и пыли. Наряду с увеличением количества мелкой фракции, происходит увеличение крупной фракции на 60-й минуте, это объясняется в первую очередь частичной агломерацией частиц (слипанием) при неравномерном давлении в системе. Во время проведения опытов в лабораторном реакторе наблюдалось слипание по периферии сетки. После 90-й минуты наблюдался отрыв агломератов, которые повысили долю крупной фракции. За счет агломерирования частиц происходит уменьшение диаметра самого фильтра, поэтому отрыв агломератов происходит из-за избыточного давления в системе. Также установлено, что резкое изменение гранулометрического состава при холостой выдержке глинозема в реакторе адсорбере связано с высотой его слоя. Из-за излишнего образования агломератов в реакторе возникают турбулентные зоны и завихрения, в результате чего происходит интенсивное истирание частиц с образованием мелкой фракции -45 мкм, что согласуется с графиком №4, смещение пика в обратную сторону связано с забоем фильтра по периферии. Выравнивание давления во всей системе происходит только после отрыва агломератов по периферии.

Опыт также повторялся с фторированным глиноземом (насыщенным на 50-60 %), отобранным с действующих газоочисток Хакасского алюминиевого завода. Подобная тенденция как при холостой выдержке также сохраняется и у фторированного глинозема, но процесс агломерирования происходит на 20-30 минут позже в отличии от предыдущих опытов. Это объясняется тем, что фторированный глинозем имеет меньшую удельную поверхность, с одной стороны, а с другой стороны, при недонасыщении глинозема фторидами происходит срезание граней глинозема, на которых не адсорбировался фтор, при резком увеличении образования глиноземной пыли.

Выводы. В результате проведенного исследования изменения гранулометрического состава глинозема песочного типа в реакторе адсорбере установлены рациональные режимы его нахождения, в зависимости от степени его фторирования. Необходимо регулировать давление на 10-15 % после 120-130 минут его выдержки (что составляет ¾ выдержки в реакторе), чтобы сохранить высоту кипящего слоя. Поскольку со временем выдержки происходит увеличение степени фторирования и истирания открытых участков (граней) необходимо постоянно регулировать давление и степень пропускания фильтра.

ЛИТЕРАТУРА:

1. Tabereaux A. Prebake Cell Technology – A Global Review // JOM. February. 2009. P.343-352.
2. Сизяков В.М. Технологические и методологические основы получения алюминия на мощных электролизерах / В.М.Сизяков, В.Ю.Бажин. Санкт-Петербургский государственный горный университет. СПб, 2011. 133 с.
3. A. N. Bagshow, B. J. Welch. Light Metals. 1986, p.35-39.
4. Исаева Л.А., Поляков П.В. Глинозем в производстве алюминия электролизом/ Л.А. Исаева, П.В. Поляков. Краснотурьинск: Издательский до м ОАО «БАЗ», 2000. С. 199

УДК 621.746.58.001.57

С.А. Савченков, В.Ю. Бажин
Национальный минерально-сырьевой университет «Горный»

ИССЛЕДОВАНИЕ И РАЗРАБОТКА МАГНИЕТЕРМИЧЕСКОГО ПРОЦЕССА ПОЛУЧЕНИЯ МАГНИЕВО-ИТТРИЕВЫХ ЛИГАТУР

Введение. Интерес к магнию и сплавам на его основе в качестве конструкционных материалов в последнее десятилетие значительно увеличился. Преимущества сплавов на основе магния, обусловлены его физико-механическими характеристиками: высокой удельной прочностью и удельной жесткостью, хорошей обрабатываемостью резанием, в ряде случаев - хорошей свариваемостью, способностью поглощать энергию удара и вибрационные колебания, - способствует расширению сфер потребления таких сплавов [1]. Магниевые сплавы представляют особый интерес для таких отраслей современной техники, как авиация, ракетостроение, космонавтика и автомобилестроение, где требования в отношении высокой удельной прочности, являются основными.

Известно, что применение редкоземельных металлов (РЗМ) в качестве легирующих добавок позволяет значительно повысить прочность магниевых сплавов при комнатной и повышенных температурах. Исследования в области магниевых сплавов в настоящее время направлены на улучшение существующих и разработку новых сплавов с использованием РЗМ. При этом в сплавы вводят элементы с высокой растворимостью в магнии (чаще всего иттрий или гадолиний), а также с низкой растворимостью в магнии (чаще всего неодим) [2].

В действительности, использование РЗМ в качестве легирующих добавок связано лишь с одним отрицательным моментом, это достаточно высокая стоимость, ограничивающая их практическое применение. Этот фактор определяет необходимость выбора определенных РЗМ для легирования магния с тем, чтобы обеспечить разумный баланс между высокой прочностью и стоимостью материалов, предназначенных для промышленного использования. Поэтому представляется интерес уменьшения стоимости сплавов, при получении магниевой лигатуры восстановлением соединений РЗМ.

Цель работы - разработка экономически эффективных технологических решений получения магниевых лигатур при восстановлении соединений иттрия.

На первом этапе теоретических исследований была проведена термодинамическая оценка магнийтермического восстановления иттрия из его оксида, фторида и хлорида. Результаты показывают [4], что полное протекание этих реакции слева направо невозможно (рисунок 1).

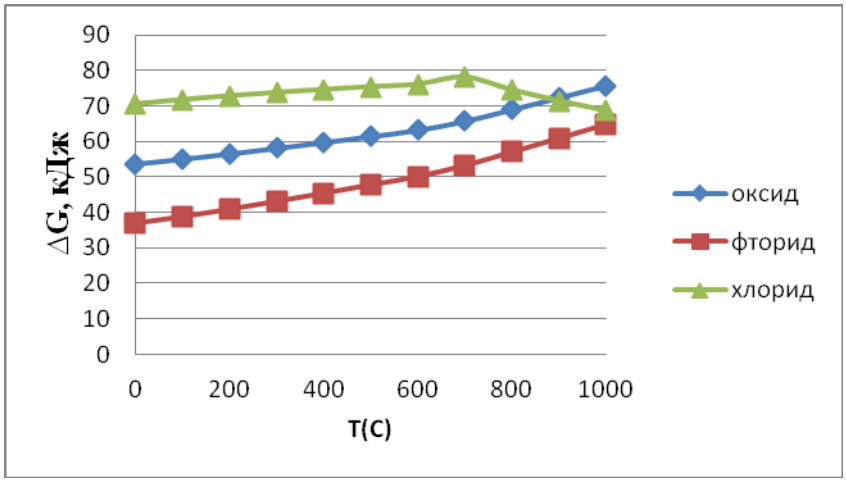


Рис.1. Изменение энергии Гиббса процесса восстановления соединений иттрия

Между тем, взаимодействие Y_2O_3, YF_3, YCl_3 с Mg с образованием интерметаллидов Mg_xY_y может позволить осуществить металлотермические реакции. В этом случае при образовании магний-иттриевых сплавов с высоким содержанием Y обеспечивается существенное снижение термодинамической активности иттрия, и соответственно, сдвиг металлотермической реакции в сторону образования интерметаллического соединения Mg_xY_y [3]. Система магний–иттрий характеризуется образованием трех соединений: $Mg_{24}Y_5$, Mg_2Y и MgY. Таким образом, при взаимодействии соединений иттрия с магнием термодинамически возможно осуществление металлотермических реакций восстановления с образованием интерметаллидов.

На втором этапе были проведены лабораторные исследования получения лигатуры Mg-Y. Для получения лигатур оксид иттрия был переведен в форму фторида. Важным достоинством фторидов многих редких металлов является их стабильность на воздухе, относительная простота получения, высокое содержание металла и полнота восстановления. Приготовление фторида иттрия проводилось методом осаждения из водных растворов с последующей дегидратацией их. Способ состоит в растворении оксида в соляной и азотной кислоте и осаждения находящихся в растворе РЗМ плавиковой кислотой в форме гидратированного фторида. Затем осадок обезвоживался сначала фильтрацией и сушкой на воздухе при температуре 100-150 ºС и окончательно – нагревом в вакууме до 300 ºС [5].

При проведении экспериментов по металлотермическому восстановлению иттрия сначала компоненты шихты тщательно перемешивались. Далее проводили процесс металлотермического восстановления. В исследованиях использовали лабораторную установку, представленную на рисунке 2, нагрев осуществляли в шахтной печи с силитовыми нагревателем.

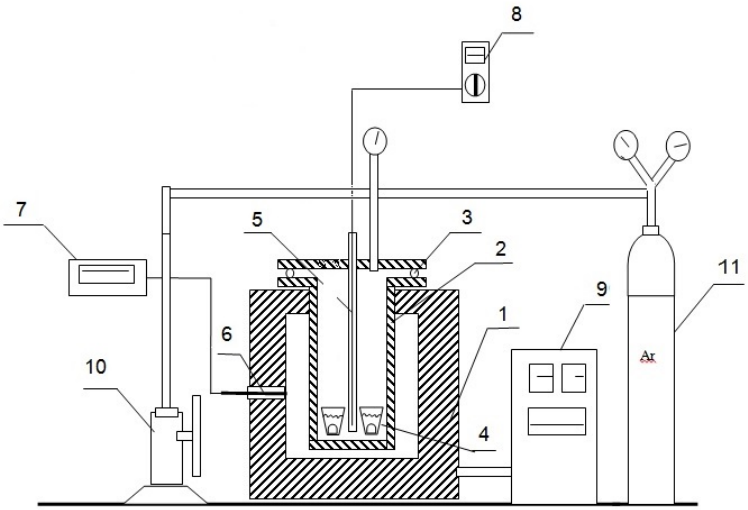


Рисунок 2. Схема установки получения магниевых лигатур

1 - шахтная печь с силитовыми нагревателями; 2 - герметичный реактор; 3- уплотнение реактора; 4 - реакционный стакан; 5 - внутренняя термопара Х.А.;6 - термопара печи; 7- преобразователь; 8 – регулятор;
9 - пульт управления печи; 10 - вакуумный насос; 11 - баллон с аргоном

Результаты. В результате магниетермического восстановления YF_3 образуется слиток, с неравномерным распределением иттрия. Полученные результаты согласуются с представленными выше данными термодинамических исследований. При использовании в качестве восстановителя Mg полученные данные свидетельствуют об удовлетворительном распределении иттрия в лигатуре. Структурный анализ показал, что полученная лигатура имеет достаточно крупнозернистую структуру твердого раствора с распределением по всему полю интерметаллидов.

Таблица

Результаты процесса магниетермического восстановления иттрия

№ опыта	Mg : YF_3 в шихте	Температура, (Т), ºС	Время выдержки, мин	Идентифици-рованные фазы	Извлечение Y в сплав, %
1	1:0,3	800	90	$Mg_{24}Y_5$	49,4
2	1:0,3	900	90	$Mg_{24}Y_5$	51,7
3	1:0,3	900	60	$Mg_{24}Y_5$	49,4
4	1:0,3	800	60	$Mg_{24}Y_5$	47,2

Проведенный термодинамический анализ магнийтермического восстановления иттрия из его оксида, фторида, хлорида показал, что протекание реакции слева направо возможно только при условии образования интерметаллических соединений. Изучено влияние температуры и времени выдержки при восстановлении иттрия из их фторидов на

образование интерметаллических соединений. Полученные опытные данные свидетельствуют, что процесс магниетермического восстановления фторидов характеризуется образованием интерметаллических соединения $Mg_{24}Y_5$.

Вывод. Предложенный способ металлотермического получения лигатур на основе магния в условиях регулируемого температурного режима является перспективным для промышленного применения. Данный метод может быть применим при металлотермическом восстановлении РЗМ из отходов фосфогипсового производства, а также возможно восстановление иттрия из золошлаковых отходов. Данный метод легирования является наиболее универсальным и наиболее экономичным по сравнению со всеми известными методами легирования.

ЛИТЕРАТУРА

1. Л.А. Исайчева. Диссертация «Закономерности фосфатирования магний-литиевых сплавов». СГУ, 2008 г. – 152 с.

2. Е.А. Лукьянова. Диссертация «Исследование магниевых сплавов с редкоземельными металлами для создания новых легких конструкционных материалов». ИМЕТ РАН, 2014 г. – 130 с.

3. С.Н. Агафонов. Диссертация «Физико-химические закономерности формирования и разделения металлической и оксидной фаз в процессе металлотермического восстановления циркония из оксидов». ИМЕТ УРОАН, 2014 г. – 113 с.

4. Roine A. HSC 6.0 Chemistry. Chemical reactions and Equilibrium software with extensive thermochemical database and Flowsheet simulation/ A. Roine// Pori: Outokumpu research Oy. - 2006. - 448 pp.

СЕКЦИЯ «ТЕРМИЧЕСКАЯ И ПЛАСТИЧЕСКАЯ ТЕХНОЛОГИИ И ИССЛЕДОВАНИЕ МАТЕРИАЛОВ»

УДК 66.092-977

К.М. Фалин, Р.В. Старых, С.И. Синёва
Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого

ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ДЕСТРУКЦИИ ПОЛИМЕРОВ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ МЕТОДОВ ТЕРМИЧЕСКОГО АНАЛИЗА

Введение. Работа посвящена разработке методики проведения термоаналитических экспериментов при работе с полимерными материалами, а также изучению процессов термической деструкции полиметилметакрилата (PMMA) и поливинилхлорида (PVC). Выбор именно этих полимеров был основан на том, что они являются одними из самых широко использующихся в авиастроении и механизмы их деструкции различны.

Одним из аналитических методов изучения свойств полимерных материалов является термический анализ, позволяющий получить информацию о физико-химических свойствах полимеров, так и об их эксплуатационных характеристиках при различных температурах [1]. Задействованы дифференциальная сканирующая калориметрия (DSC, ДСК) и термогравиметрия (TG, ТГ).

Основные методические трудности при проведении термоаналитических экспериментов: размытость и слабая выраженность тепловых эффектов; полихроматизм реакций [2]; низкая теплопроводность; образование твердого остатка [3, 4]; сильное влияние скорости нагрева, геометрии образцов и атмосферы в камере печи.

Цель работы заключается в анализе механизма деструкции PMMA и PVC и разработке методики для проведения термоаналитических экспериментов при работе с полимерами различных классов.

Исследование проводилось на синхронном термоанализаторе Setsys evo производства компании SETARAM (Франция). Все эксперименты проводились в атмосфере предварительно очищенного от влаги и кислорода аргона. В качестве изменяемых экспериментальных факторов были выбраны материал тигля и скорость нагрева.

Для установления влияния материала тигля была проведена серия экспериментов для обоих полимеров при скоростях нагрева 15 и 60°C/мин в алюминиевых и корундовых тиглях.

Для установления влияния скорости нагрева была проведена серия экспериментов для обоих полимеров со скоростями нагрева 15, 30, 45, 60°C/мин.

Протекание процесса термической деструкции тесно связано с механизмом, по которому разлагается полимер. Знание механизмов протекания термической и термоокислительной деструкции во многом способствует прогнозированию термостойкости полимеров, оценке температур возгорания и разработке методов недопущения или эффективного предотвращения горения и термического разложения полимеров.

Деструкция PMMA происходит по свободно-радикальному механизму деполимеризации или «расстегивания». В зависимости от того, каким способом получен PMMA температура начала его разложения может быть различной.

PMMA, синтезированный методом свободно-радикальной полимеризации, разлагается при температурах около 272°C. Стадия инициации заключается в разрыве β-связи при концевом звене, содержащем непредельную цепь.

Поскольку PMMA содержит достаточно крупные боковые заместители, которые блокируют внутримолекулярный трансфер водорода, то образовавшийся макрорадикал деполимеризуется с образованием мономера.

При температурах 352-402°C инициация происходит не только за счет разрыва β-связи при концевом звене, но и вследствие разрыва в случайном месте цепи. Образовавшийся макрорадикал деполимеризуется аналогично.

PMMA, синтезированный анионной полимеризацией, не содержит двойных связей на конце цепи. Поэтому его разложение начинается при температурах около 402°C с разрыва цепи в случайном месте.

При разложении PMMA не образуется твердого остатка, и выход мономера составляет практически 100%.

При разложении поливинилхлорида образуется твердый углеродный остаток. При термической деструкции, газообразные продукты разложения должны пройти через него перед тем, как достигнуть поверхности. Во время этого нагретый остаток может вызвать протекание вторичных реакций с участием газообразных продуктов разложения, вследствие чего дальнейшее термическое разложение может сильно замедляться.

По поводу механизма деструкции PVC существуют различные мнения. Некоторые ученые склоняются к тому, что PVC деструктирует по радикальному механизму, другие полагают, что основной механизм деструкции - ионный:

Деструкция PVC инициируется выделением лабильного (подвижного) хлора в виде HCl с образованием двойной связи. Образованная двойная связь влияет на следующий вторичный, а значит более подвижный аллиловый хлорид. В результате и он выделяется в виде HCl, создавая последовательность двух сопряженных двойных связей и влияя на следующий соседний вторичный аллиловый хлорид и т.д. Таким образом, протекает деструкция по так называемому механизму «расстегивания», с образованием длинных сопряженных полиеновых последовательностей и с выделением больших количеств HCl.

Важно отметить, что температура, при которой начинает выделяться хлороводород, зависит от наличия и вида стабилизаторов. Поэтому PVC, использующийся в промышленности начинает разлагаться при более высоких температурах.

В случае участия в реакции дегидрохлорирования двух или более макроцепей возможно образование сшивок между ними. Поперечные связи могут возникать в результате межмолекулярного дегидрохлорирования PVC или за счет взаимодействия предварительно образовавшихся в макромолекулах двойных связей C=C. Такие реакции протекают на поздних стадиях деструкции PVC.

В интервале 427-477°C во время карбонизации и последующей циклизации газообразных продуктов выделяется газообразный водород. При более высоких температурах сшивка между цепями приводит к образованию карбонизированного остатка.

Присутствие кислорода ускоряет процесс дегидрохлорирования, приводит к разрывам главной цепи и уменьшает количество поперечных связей. При температурах около 427°C возможно окисление карбонизированного остатка, вследствие чего он может полностью переходить в газовую фазу и удаляться.

Результаты исследований

Влияние скоростей нагрева на изменение массы образцов PMMA

PMMA разлагается практически полностью в одну стадию, без образования твердого остатка. Убыль массы составила 93-96% от массы исходного образца. С увеличением скорости нагрева температура начала деструкции смещается в область высоких температур.

Влияние скоростей нагрева на тепловые эффекты образцов PMMA

Установлено, что при любых скоростях нагрева присутствуют 2 эндотермических тепловых эффекта, связанных с протеканием термической деструкции полимера. Первый

эффект меньше по энергии и находится в области более низких температур, что соответствует инициации деструкции за счет разрыва β-связи при концевом звене, содержащем непредельную цепь. Второй пик находится в области более высоких температур, и имеет большую амплитуду. Это соответствует инициации термической деструкции при разрыве основной цепи полимера в случайном месте.

С увеличением скорости нагрева площадь пиков соответствующих тепловых эффектов уменьшается, а сами они смещаются в область более высоких температур. Закономерность объясняется тем, что при более высоких скоростях нагрева возможен отрыв больших «кусков» цепи, состоящих из нескольких мономеров. Дальнейшая деструкция происходит в газовой фазе, поэтому мы не видим отображения сигнала эндоэффекта.

Влияние скоростей нагрева на изменение массы образцов PVC

Разложение PVC протекает в 2 стадии. Первая стадия соответствует выделению газообразного HCl. Поскольку второй пик намного меньше первого, то его наличие может свидетельствовать выделению газообразного водорода или низкомолекулярных соединений (например, бензола) при образовании углеродного остатка.

Убыль массы составила 71-74% для всех образцов. Это подтверждает, что разложение PVC протекает с образованием твердого остатка.

Влияние скоростей нагрева на тепловые эффекты образцов PVC

Установлено, что при любых скоростях нагрева присутствуют 2 тепловых эффекта, первый – эндотермический, а второй – экзотермический. Первый пик наблюдается в области более низких температур, и площадь его меньше. Можно заметить, что с увеличением скорости нагрева площадь пиков соответствующих тепловых эффектов уменьшается, а сами они, как и в случае термодеструкции PMMA, смещаются в область высоких температур.

Наличие эндоэффекта объясняется выделением газообразного HCl. Исходя из полученных TG- и DTG-зависимостей можно заметить, что экзоэффект не сопровождается изменением массы образца. Можно предположить, что он связан с образованием углеродного остатка. Как известно, кристаллизация экзотермична, поэтому наличие второго пика объясняется образованием твердой кристаллической структуры твердого остатка.

Влияние материала тигля на тепловые эффекты образцов

ДСК зависимости для скоростей нагрева 15, 60 °C/мин для PMMA и PVC в алюминиевых и корундовых тиглях показали, что для обоих полимеров при использовании корундовых тиглей отображаемые эффекты меньше по интенсивности, размыты и не так ярко выражены. Также мы не можем увидеть низкоэнергетические эффекты. При исследовании деструкции PVC применение корундовых тиглей не позволяет увидеть экзоэффект ввиду их низкой теплопроводности. Поэтому для более четкой интерпретации данных предложено использовать алюминиевые тигли.

Выводы. Подтверждены механизмы деструкции PMMA и PVC; показано, что PMMA разлагается полностью, без образования твердого остатка, PVC дает твердый остаток при разложении и разлагается в 2 стадии; установлено влияние скорости нагрева и материла тигля на получаемые результаты термоаналитических экспериментов; отмечено, что использование керамических тиглей не применимо для исследования термической деструкции полимеров.

ЛИТЕРАТУРА

[1] Е.А.Вайтулевич, О.В.Бабкина, В.А.Светличный. Термический анализ органических полимерных материалов и композитов: Учебное пособие – Томск: Томский государственный университет, 2011. – 56с.

[2] Шибаев Л.А., Степанов Н.Г., Сазанов Ю.Н.//Высокомолекулярные соединения. 1988. 30А. №5. С.934-939

[3] C.L.Beyler, M.M.Hirschler. Thermal Decomposition of Polymers. pp. 110-131.
[4] J.Li, S.I.Stoliarov. Measurement of kinetics and thermodynamics of the thermal degradation for non-charring polymers. Combustion and Flame 160. 2013. pp. 1287-1297.

Э.Р. Мустафаев, К.А. Стариков,
В.В. Мишин, П.А. Глухов
Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РЕЖИМОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОЕ СОСТОЯНИЕ КЛИНКА С ПОМОЩЬЮ КОМПЬЮТЕРНОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ В ПАКЕТЕ *DEFORM*-3*D*

Цель работы. Анализ возможностей расчета фазовых превращений и напряженно-деформированного состояния (НДС) при термической обработке с использованием пакета *Deform*-3*D*. Материалом для исследований являлась сталь 95Х18, химический состав которой представлен в табл. 1. Даная сталь используется для изготовления подшипников, втулок, а также ножей – деталей, где необходима высокая твердость изделия.

Таблица 1. Химический состав стали 95Х18, масс. % [1]

C	*Cr*	*Fe*	*Mn*	*P*	*S*	*Si*
0,9-1,0	17-19,0	Осн.	≤0,8	≤0,030	≤0,025	≤0,8

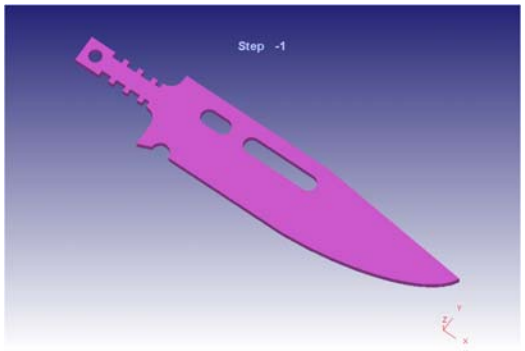


Рис.1. Конечно-элементная модель клинка в пакете *Deform*-3*D*

Постановка задачи. На рис. 1 представлена конечно-элементная модель клинка созданная в пакете *Deform*-3*D*.

Исходя из справочных данных, исследуемая сталь была внесена в библиотеку программы *Deform*-3*D*. Были заданы реологические, теплофизические свойства, а также параметры фазовых превращений [2].

При решении задачи о термических напряжениях и деформациях была выбрана упругопластическая модель среды материала. В качестве граничных условий были заданы ограничения по перемещению хвостовой части клинка. Температура образца перед охлаждением составляла 1050 °С. Охлаждение заготовки осуществляли при помощи отрицательных тепловых потоков, равномерно заданных по поверхности образца: для имитации охлаждения в масле были приняты значения $Q = -300\frac{\hat{A}\grave{o}}{\grave{i}\ 2\,o_{\tilde{N}}}$; для имитации охлаждения в воде $Q = -3000\frac{\hat{A}\grave{o}}{\grave{i}\ 2\,o_{\tilde{N}}}$; [3]

Результаты моделирования. На рис. 2 представлены результаты расчетов полей температур в клинке на различных стадиях моделирования охлаждения в масле с начальной

температуры 1050 °С. Видно, что поля температур носят неравномерный характер из-за особенностей геометрии лезвия клинка.

а) *б*) *в*)

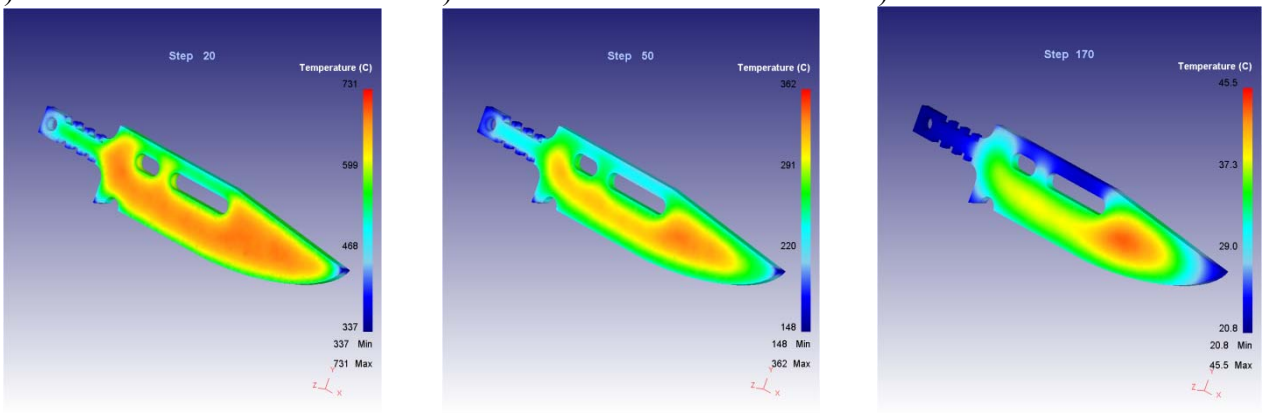


Рис. 2. Результаты расчета температурных полей на различных стадиях охлаждения клинка: *а* – 2 с; *б* – 5 с; *в* – 17 с

Зависимости изменения температуры при моделировании охлаждения с различными скоростями для кромочной части лезвия клинка представлены на рис. 3.

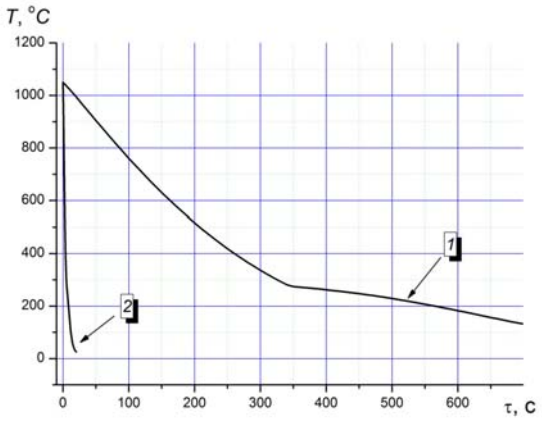


Рис. 3. Зависимости изменения температуры при моделировании охлаждения для кромочной части клинка с различными скоростями:
1 – охлаждение в масле; 2 – охлаждение в воде

На рис. 3-4 представлены результаты расчета НДС при охлаждении клинка с различными скоростями от температуры 1050 °С. На рис. 4 представлены поля значений интенсивности напряжений, иллюстрирующие влияние скоростей охлаждения. При моделировании охлаждения в воде уровень закалочных напряжений и деформаций на порядок выше, чем при моделировании охлаждения клинка в масле.

а) *б*)

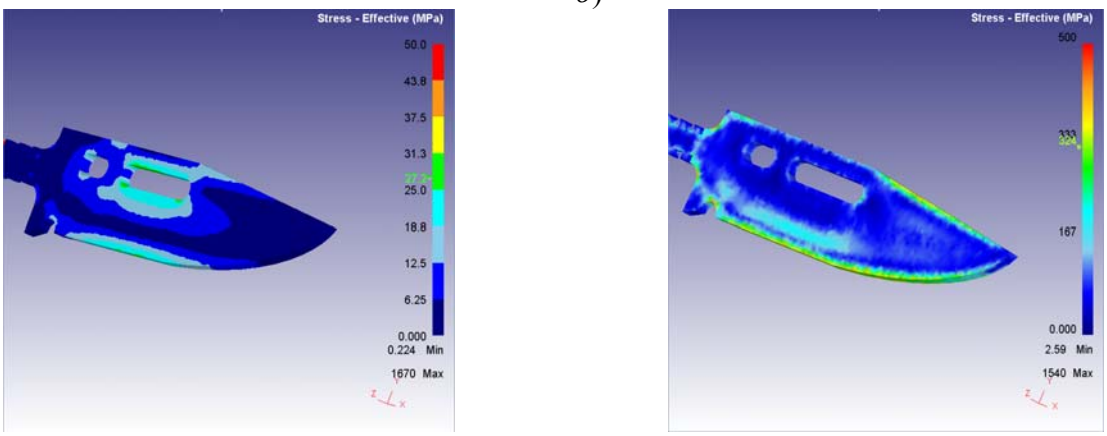


Рис. 4. Поля значений интенсивности напряжений на финальной стадии охлаждения клинка в масле (*а*) и в воде (*б*)

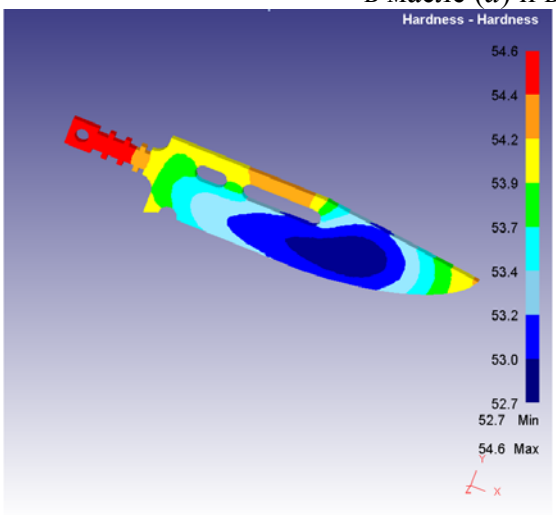


Рис. 5. Поля значений твердости (единицы *HRC*) в клинке после моделирования закалки в воде

Таким образом, в результате расчетов показано, что наибольшие закалочные напряжения возникают при закалке клинка в воде в кромочной области заготовки. При этом режиме охлаждения наблюдаются максимальные значения твердости образца (рис. 5).

На рис. 6 представлены результаты расчетов доли структурных составляющих для кромочной области лезвия клинка при моделировании охлаждения в воде и в масле.

а) *б*)

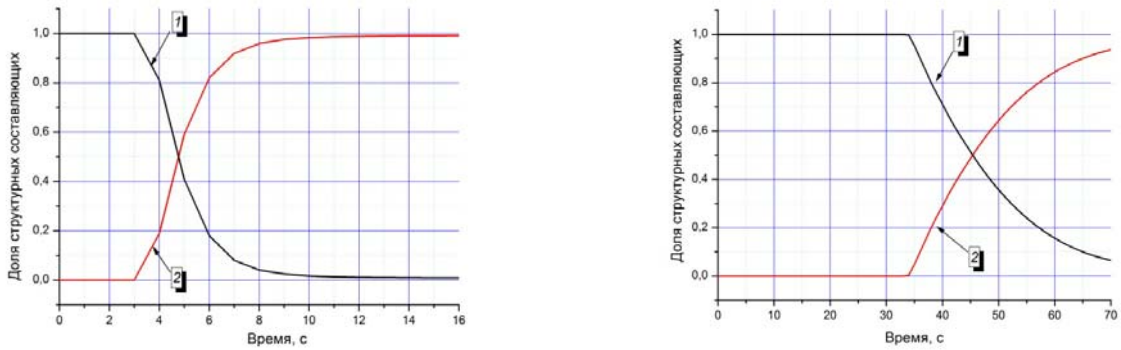


Рис. 6. Доля структурных составляющих для кромочной области лезвия клинка при моделировании охлаждения в воде (*а*) и в масле (*б*) от температуры 1050 °С:
1 – аустенит; *2* – мартенсит

Выводы. В работе был выполнен анализ влияния режимов охлаждения на структуру и НДС клинка из стали 95Х18 при закалке. В пакет Deform-3D интегрированы данные о фазовых превращениях, теплофизические и реологические свойства стали 95Х18. Получены

поля температур и кривые распада аустенита для различных скоростей охлаждения, а также значения твердости на финальных стадиях закалки. По рис. 6 видно, что количество остаточного аустенита составляет 6%, при этом расчетные значения твердости закаленной стали составляют 52,7 – 54,6 HRC, что соответствует экспериментальным данным для стали с аналогичным химическим составом [4].

ЛИТЕРАТУРА

1. ГОСТ 5632-72.
2. Попов А.А., Попова Л.Е. Справочник термиста. Изотермические и термокинетические диаграммы распада переохлаждённого аустенита. Справочник. — М.: Машгиз, 1961. — 430 с.
3. СТП 26, 260, 484-2004.
4. Натапов Б.С. Термическая обработка металлов. Вища школа. 1980. —288 с.

УДК 621.981

К.А. Крещёнова, И.В. Кокорина,
Ульяновский государственный технический университет,
К.Ю. Бабаев -ООО «Октябрьскхиммаш», С.В. Филимонов ООО «Спецтехнология»

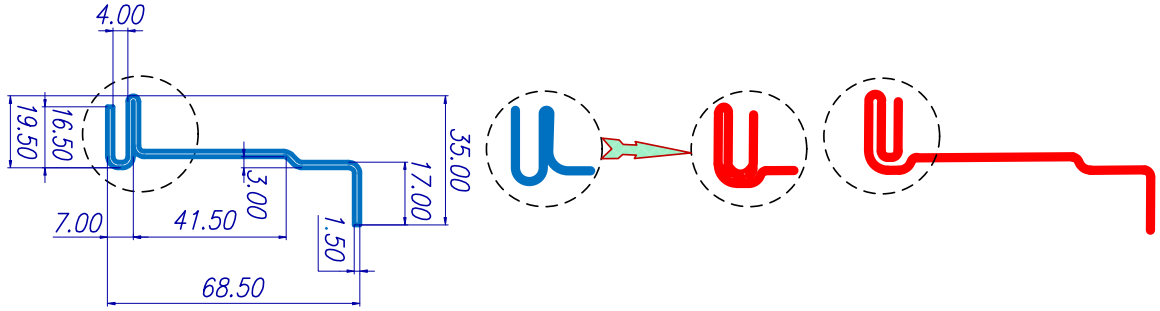
МОДЕЛИРОВАНИЕ РАБОТЫ КОНСТРУКЦИИ ПРОФИЛЯ ПРИ НАГРУЖЕНИИ

В последнее десятилетие идёт быстрое освоение новых видов гнутых профилей, применяемых в машиностроении и автомобилестроении (силовые элементы агрегатов, ограждающие конструкции и декоративные элементы), в авиастроении (стрингеры летательных аппаратов). Такие профили также широко используются при возведении объектов гражданского и военного назначения (силовые элементы строительных конструкций, элементы кровли, воздуховодов, внутренней и наружной отделки).

Существенным ограничением при реализации технологий на базе метода интенсивного деформирования является отсутствие надёжной математической модели процесса формообразования, позволяющей прогнозировать предельное формообразование гнутых профилей в роликах и решать ряд других технологических проблем.

Одним из путей повышения технологичности изготовления профиля является технологическая рационализация (преобразование) его конструкции. На рисунке ниже показан переход от сечения исходного профиля к более технологичному сечению, что позволяет использовать 10-и клетьевой профилировочный станок вместо 16-и клетьевого, который бы следовало применять для изготовления профиля исходной конфигурации.

Указанное преобразование конструкции профиля фактически сохраняет габаритные размеры элемента жёсткости при небольшом отличии в ширине развёртки заготовки. Иногда ширина развёртки может и вовсе не изменяться. Однако преобразованный профиль должен



Рационализация конструкции исходного профиля

соответствовать требованиям функциональности, в первую очередь, по восприятию внешних нагрузок, обусловленных условиями эксплуатации изделия. Расчёты исходной и преобразованной конфигураций служат для установления эквивалентности сечений профилей в отношении восприятия рабочих нагрузок. Если рабочие нагрузки неизвестны, то расчёты следует выполнять по предельным параметрам.

В таблице ниже представлена схема монтажа профиля в конструкции с указанием вертикальной силы F_a, приложенной к периферийному элементу, а также результаты моделирования в программном комплексе КОМПАС-3D (утилита «АРМ FEM: прочностной анализ»). Указанная утилита применяется для подготовки и последующего конечно-элементного анализа трехмерной твердотельной модели (детали или сборки). С помощью АРМ FEM можно приложить нагрузки различных типов, указать граничные условия, создать конечно-элементную сетку и выполнить расчет. По умолчанию генерация конечных элементов проводится автоматически. Для задания закреплений и нагрузок требуется указание или выделение объектов, как правило, ребер и граней. Утилита позволяет проводить статический расчет и расчет на устойчивость.

Моделирование работы конструкции профиля при нагружении элемента жёсткости вертикальной нагрузкой

Исходная конфигурация	Преобразованная конфигурация

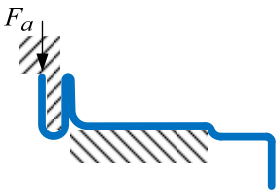
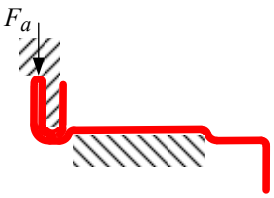
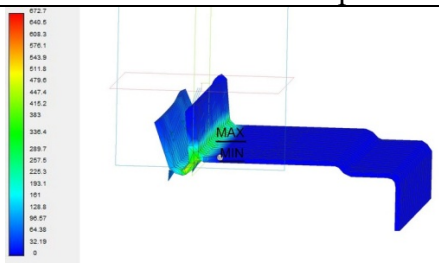
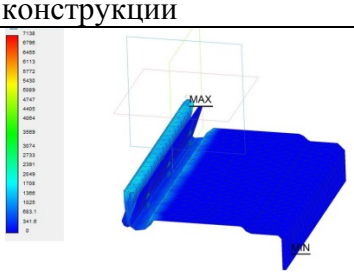
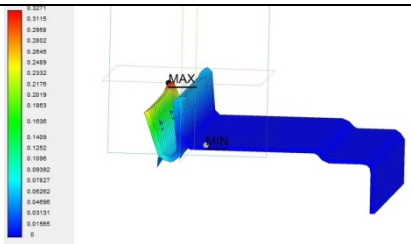
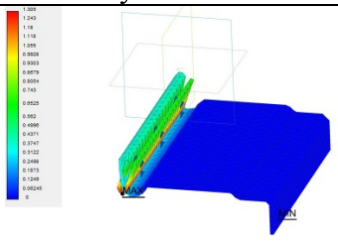
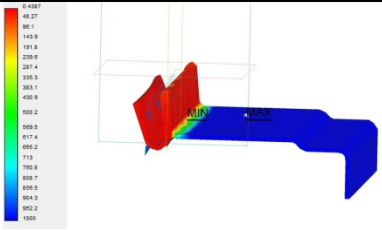
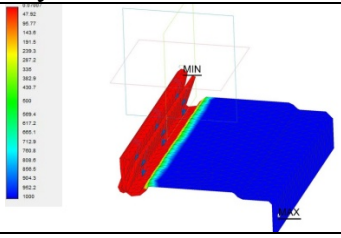

	

Схема крепления и нагружения конструкции	
	
Эквивалентные напряжения по Мизесу	
	
Суммарные линейные перемещения узлов сетки	
	
Коэффициенты запаса по пределу текучести	

Результаты расчётов по критическим нагрузкам показали, что отличия в силах реакций составляет 0,3%; в изгибающих моментах – около 14%; перемещение в исходной конфигурации составляет 0,3 мм, а в преобразованной – 1,3 мм; коэффициенты запаса прочности составляют 0,765; коэффициенты запаса по пределу текучести – 0,48. Эти параметры, как показал анализ, обеспечивают функциональность как исходной, так и преобразованной конструкции профиля, технология производства которого была освоена в ООО «Спецтехнология» (г. Ульяновск).

На практике приходится учитывать всю совокупность силовых факторов, действующих на профиль [1-4]. Если по длине профиля действует сосредоточенная или распределённая нагрузка перпендикулярно сечению профиля, то при преобразовании конфигурации сечения необходимо следить за обеспечением эквивалентности сечений для восприятия такой нагрузки. То же самое относится к случаю работы профиля на кручение.

Действие вертикальной силы может приводить к изгибу периферийного элемента или же всего элемента жёсткости в зависимости от условий монтажа. Если давление от действия вертикальной силы распределяется между дном элемента жёсткости и торцом периферийного элемента, то, пластический изгиб будет испытывать корневой участок элемента жёсткости на уровне его прилегания к горизонтальному элементу. Такая же ситуация будет наблюдаться и при жёстком креплении внешнего элемента в зеве элемента жёсткости. Если же сила приложена только к торцу профиля, то, скорее всего, будет происходить разгиб левой периферийной полки.

Пластическая деформация профиля при чрезмерной нагрузке будет также зависеть от степени свободы внешнего монтажного элемента (ср. случай его движения только по вертикальной направляющей и случай его движения по вертикали с возможностью поворота относительно горизонтальной оси). Результаты деформирования будут весьма различными: в первом случае действующая сила будет по преимуществу перерезывающей, а во втором – изгибающей. Действие вертикальной силы F_a независимо от способа сочленения элемента жёсткости профиля и внешнего монтажного элемента будет приводить к изгибу элемента жёсткости на уровне внешнего обвода его донной части, или же срезу при степени свободы движения монтажного элемента только по вертикали.

Вывод. Преобразованная конфигурация профиля позволяет использовать более благоприятную схему формообразования с минимальным числом переходов, предотвращающую повреждение поверхности профиля и пружинение в области элемента двойной толщины.

ЛИТЕРАТУРА

1. Технологичность конструкции изделия: Справочник / Под ред. Ю.Д. Амирова. – М.: Машиностроение, 1990. – 768 с.

2. Филимонов А.В., Филимонов С.В. Изготовление полузакрытых гнутых профилей в роликах методом интенсивного деформирования / Под ред. проф. В.И. Филимонова. – Ульяновск: УлГТУ, 2010. – 206 с.

3. Филимонов А.В. Конструктивная технологичность гнутых профилей и узлов на их основе / А.В. Филимонов, С.В. Филимонов, В.И. Филимонов // Заготовительные производства в машиностроении, 2008, № 12. – С. 35 – 40.

4. Машиностроение. Энциклопедия. Стандартизация и сертификация в машиностроении. – М.: Машиностроение, 2002. Т. I-5. – 672 с.

УДК621.77

Жителев П.С., Васильев А.А., Соколов С.Ф, Соколов Д.Ф
Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого

ИССЛЕДОВАНИЕ И МОДЕЛИРОВАНИЕ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ ФЕРРИТА ХОЛОДНОКАТАННОГО СТАЛЬНОГО ЛИСТА

С использованием испытательного комплекса Gleeble 3800 проведены исследования рекристаллизации феррита холоднокатаных автомобильных сталей, а также разработаны математические модели для количественного описания кинетики процесса рекристаллизации феррита и предсказания его конечного размера. Созданные модели позволяют проводить расчеты для произвольных режимов нагрева, включая режимы, используемые в промышленной практике, с учетом влияния химического состава сталей, изменяемого в широких пределах.

1. Исследуемые стали и методика проведения эксперимента

Экспериментальные исследования выполнены для 10 марок холоднокатаных сталей с химическим составом, значительно отличающимся по содержанию углерода, марганца, титана и ниобия (таблица).

Таблица

Химические составы исследуемых сталей (масс.%)

Сталь	C	Mn	Si	Cr	Ni	Cu	Nb	V	Ti	N	Al
DX54D	0.005	0.1	0.02	0.02	0.02	0.02	0.003	0.005	0.061	0.005	0.03
HX220YD	0.004	0.5	0.07	0.03	0.03	0.03	0.003	0.004	0.064	0.005	0.037
HX260YD	0.006	0.72	0.07	0.03	0.01	0.02	0.002	0.004	0.066	0.005	0.037
CR210B2	0.005	0.54	0.02	0.02	0.01	0.02	0.016	0.003	0.016	0.004	0.024
HX260BD	0.005	0.63	0.02	0.04	0.01	0.02	0.015	0.003	0.021	0.004	0.03
08Ю	0.05	0.16	0.03	0.03	0.03	0.04	0.002	0.002	0.002	0.005	0.04
HX300LAD	0.06	0.32	0.03	0.02	0.01	0.02	0.023	0.002	0.014	0.004	0.04
08ПС	0.07	0.18	0.04	0.03	0.03	0.05	0.001	0.002	0.002	0.005	0.03
CR420LA	0.09	0.83	0.02	0.03	0.03	0.05	0.061	0.003	0.002	0.005	0.04
DP600	0.09	1.65	0.2	0.44	0.02	0.04	0.003	0.007	0.002	0.006	0.04

Исследования кинетики рекристаллизации холоднокатаных сталей при их изотермическом отжиге в интервале температур 550÷750ºС проведены с помощью комплекса Gleeble 3800. Схема использованных режимов термообработки образцов стали приведена на рис.1. Долю рекристаллизованного металла после изотермических отжигов разной длительности (рис.1) определяли по значениям твердости и с помощью металлографического анализа. Использованная экспериментальная методика подробно описана в работе [1].

2. Основные положения модели рекристаллизации феррита

На базе полученных экспериментальных данных по кинетике процесса рекристаллизации, а также размерам рекристаллизованного зерна феррита, были разработаны отмеченные выше математические модели.

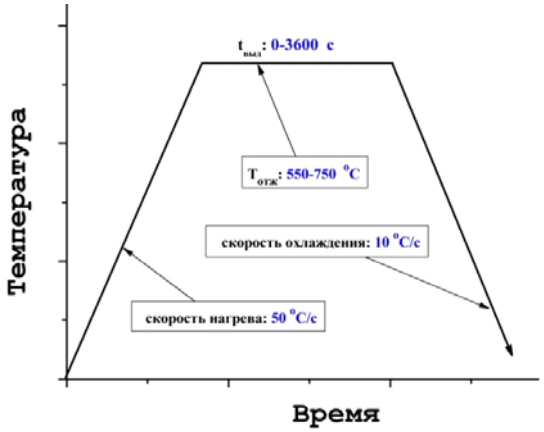


Рис. 1. Схема режимов термообработки образцов при исследовании кинетики рекристаллизации методом измерения твердости.

При построении моделей использованы следующие предположения, базирующиеся на собственных экспериментальных результатах, а также данных из литературы [1 - 5]:

1. Потенциальные зародыши рекристаллизованных зерен («жизнеспособные» субзерна) образуются вблизи границ исходных зерен феррита и имеют большеугловую границу уже на начальной стадии эволюции структуры. Другие возможные механизмы зарождения (зарождение на субструктуре деформированного феррита) в модели не учитываются.

2. Все субзерна имеют одинаковый начальный размер, определяемый величиной деформационного упрочнения при холодной прокатке.

3. Субзерна имеют разную плотность дислокаций, при этом, их распределение по исходной плотности дислокаций изменяется по нормальному закону.

4. При достижении критического размера в процессе своего роста все субзерна формируют зародыши рекристаллизованных зерен феррита, которые продолжают расти. При этом подвижность границ зерен считается более высокой, чем для субзерен.

5. Зарождение и рост субзерен, а также зерен описываются в рамках приближения сферической формы.

6. Конечный размер рекристаллизованного зерна феррита определяется его исходной структурой (размером зерна феррита после горячей прокатки) и степенью деформации при холодной прокатке.

Сравнение результатов моделирования с экспериментом

На рис. 2-3 представлены результаты расчета кинетики рекристаллизации для некоторых сталей в сравнении с экспериментальными данными.

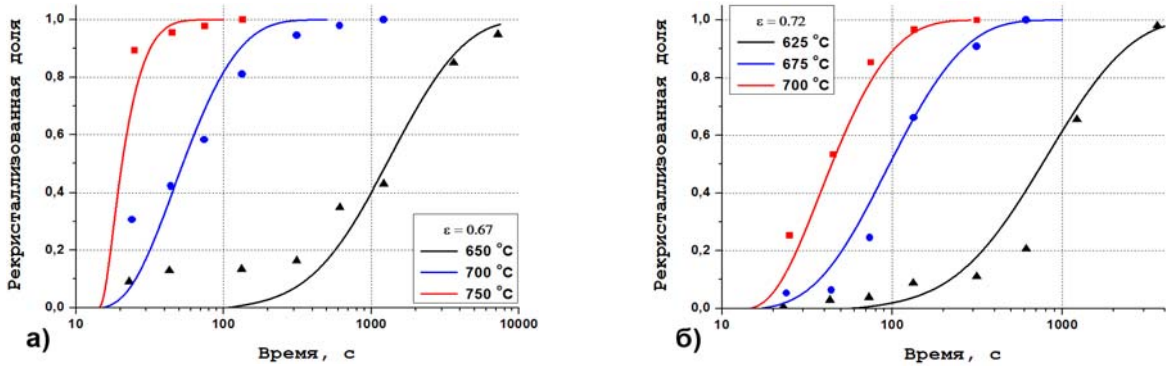


Рис. 2. Результаты расчета кинетики рекристаллизации в сравнении с экспериментальными данными для IF−сталей: а) HX220YD; б) HX260BD.

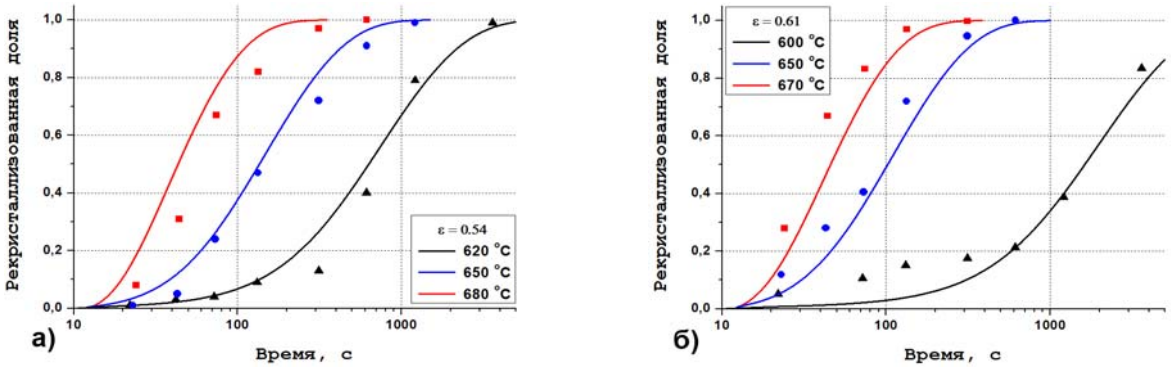


Рис. 3. Сравнение результатов расчета кинетики рекристаллизации с экспериментальными данными для сталей: а) CR420LA; б) DP600.

Как видно из представленных данных разработанная модель для описания кинетики рекристаллизации феррита позволяет достичь хорошего согласия с экспериментальными данными.

Результаты, показанные на рис. 4, показывают, что модель дополнительно обеспечивает хорошую точность предсказания размера рекристаллизованных зерен феррита, которая сравнима с погрешностью их экспериментального определения.

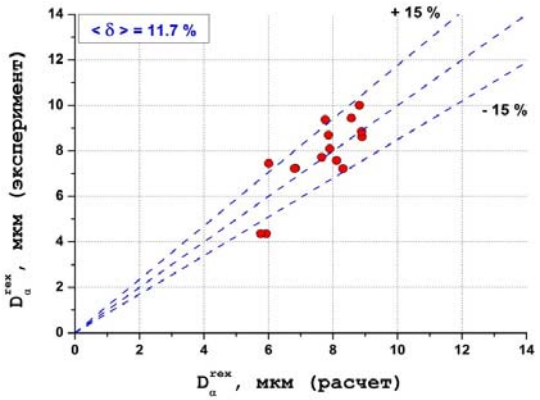


Рис. 4. Результаты расчета размера рекристаллизованных зерен феррита в сравнении с экспериментальными данными.

Выводы. Разработаны количественные математические модели, которые с приемлемой точностью описывают как кинетику данного процесса в условиях изотермического отжига, так и конечный размер зерен феррита рекристаллизованной структуры. При этом, созданные модели рекристаллизации позволяют предсказывать кинетику процесса и размер зерен феррита при условиях нагрева, которые используются в промышленности при отжиге холоднокатаного стального листа.

ЛИТЕРАТУРА

1. А.А. Антковьяк, А.А. Васильев, П.С. Жителев, Соколов Д.Ф. Соколов, С.Ф.Исследование кинетики рекристаллизации и фазового превращения при нагреве холоднокатаного листа автомобильных сталей // Современные металлические материалы и технологии.- 2015.- С.1534-1544.

2. Zhu B., Militzer M. 3D Phase Field Modeling of Recrystallization in a Low-carbon Steel // Mater. Sci. Eng. − 2012. − V. 20 − pp.1−17.

3. Verdier M., Brechet Y., Guyot P. *Recovery of AlMg alloys flow stress and strain-hardening properties* // Acta mater. – 1999. –V.47 – No.1. – P. 127-134.

4. Smith A., Lou H., Hanlon D.N., Sietsma J., Zwaag S. *Recovery process in the ferrite phase in C-Mn steel* // ISIJ Int. – 2004. – V.44 – No.7 – P.1188-1194.

5. Lefevre-Schlick F., Brechet Y., Zurob H.S., Purdy G., Emburya D. *On the activation of recrystallization nucleation sites in Cu and Fe* // Mater. Sci. Eng. A. – 2009. – V.502. – P.70-78.

УДК 621.981

В.Н.Кокорин, М.В. Кокорин, К.С.Левушкин,
Ульяновский государственный технический университет, А.А. Григорьев, Санкт-петербургский политехнический университет Петра Великого

ИССЛЕДОВАНИЯ И ИННОВАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ В МАШИНОСТРОЕНИИ

Широкое применение в промышленности получили высокоэнергетические методы обработки листовых материалов и, прежде всего, контурная лазерная резка листового металлопроката.

Простота, скорость резки, качество поверхности реза, стоимость оборудования - именно это и позволило технологии лазерной резки получить такое широкое распространение практически во всех отраслях современной промышленности.

К числу главных проблем использования мощных лазеров для резки толстолистовых металлов следует отнести следующее. С повышением мощности излучения, вызванного ростом толщины материала, очень трудно обеспечить необходимое качество одномодового излучения. С ростом толщины металла скорость процесса становится недопустимо низкой. Плохое качество поверхности реза, которое связано с рядом причин, характеризуется повышенной шероховатостью и гратом [1].

Для повышения качества лазерной резки рекомендуется уменьшать тепловое воздействие на металл заготовки с целью уменьшения теплопроводности при обеспечении локализации теплового градиента .

Рассмотрены вопросы механической активации за счет прикладываемого силового воздействия, при этом за счет деформационного упрочнения металла резко снижается его теплопроводность, увеличивается плотность дефектов кристаллической решетки (дислокаций, точечных дефектов, двойниковых границ и т.д.) [2-4].

С целью повышения эффективности разделительных операций листовой штамповки на кафедре «Материаловедение и обработка металлов давлением» Ульяновского государственного технического университета предложен новый способ лазерной контурной резки при механической активации металлопроката, позволяющий существенно повысить технологические возможности разделительных операций.

Изучение выше представленных функциональных связей при процессе контурной лазерной резке с механической активацией структуры листового металлопроката позволило разработать физическую модель теплового воздействия с учетом температурного влияния на характер реза. Установлены: габаритный диапазон элементов реза (соотношение d и s), площадь температурного воздействия ($F_{т.в}$) , отношение площади зоны свободной от температурного воздействия к площади подверженной температурному воздействию ($\eta_т = \frac{F_{т.в.}}{F_{з.с.т.в}}$), размерные погрешности формы $\Delta_{отн}/s$.

Физическая модель построена на исходя из следующих расчетов; использована 4-е группы основного диапазона варьирования геометрических элементов изделий радиотехнического назначения (использован диапазон номенклатуры деталей «ОАО Утес» г.Ульяновск; Размер фокуса лазерного излучения комплекса «Тегра 500Р» - 2мм.

Был произведен расчет площадей свободных и термически воздействованных поверхностей. Построены схемы теплового воздействия, наглядно иллюстрирующие зону активного покрытия лазерного луча при резке.

Использование разработанной физической модели позволяет повысить эффективность контурной лазерной резки при использовании механической активации за счет рационального выбора технологических параметров.

В ходе проведения экспериментальных исследований лазерной резки стального металлопроката с механической активацией получены следующие результаты:

1. Разработан и исследован новый технологический процесс лазерной контурной резки с прбедварительной механический активации металлопроката, позволяющий повысить качество изделий и снизить трудоемкость финишных операций.
2. Установлено влияние степени деформации на размерную точность, шероховатость поверхности боковой поверхности реза, ширину реза, выявлен характер деформационного упрочнения на кристаллическую структуру металла, способствующего резкого уменьшения теплопроводности с одновременным уменьшением температурного воздействия в зоне реза.
3. Установлено, что локализация температурного воздействия в зоне реза приводит к уменьшению интенсивности градиента по толщине металла.
4. Впервые разработана физическая модель температурного воздействия в зависимости от варьируемого диапазона параметров детали и толщины металлопроката.
5. Представлены расчетные математические модели, описывающие деформационные и температурное воздействие на обрабатываемый металлопрокат.
6. Разработан прогрессивный техпроцесс изготовления детали РАМА КИВШ.745326.112 Номенклатура ОАО «Утес» с использованием метода механической активации.

ЛИТЕРАТУРА

1. Ковалев О.Б., Фомин В.М. Физические основы лазерной резки толстых листовых материалов. Москва: ФИЗМАТЛИТ, 2013. 256 с.
2. Григорьянц А.Г., Шиганов И.Н., Мисюров А.И. Технологические процессы лазерной обработки. М.: МГТУ им. Н.Э. Баумана. 2006.
3. Панченко В.Я., Голубев В.С., Васильцов В.В. и др. Лазерные технологии обработки материалов: современные проблемы фундаментальных исследований и прикладных разработок / Под ред. В. Я. Панченко. М.: Физматлит. 2009.
4. Оришич А.М., Фомин В.М. Актуальные проблемы физики лазерной резки металлов Новосибирск: Изд-во СО РАН, 2012 г., ISBN 978-5-7692-1212-3.

УДК 621.771

В.Н. Кокорин, Ю.А. Титов, А.В, Кокорин,
А.А. Евстигнеев, Б.Р. Зиннатов,
Ульяновский государственный технический университет

ИНТЕНСИВНОЕ УПЛОТНЕНИЕ В КОНИЧЕСКОЙ МАТРИЦЕ ГЕТЕРОФАЗНЫХ МЕХАНИЧЕСКИХ СМЕСЕЙ ПРИ РЕАЛИЗАЦИИ СДВИГОВЫХ ДЕФОРМАЦИЙ

Проблемы, связанные с применением традиционных методов уплотнения порошковых материалов, способствовали развитию новых эффективных технологий прессования с использованием сдвига [1].

В настоящее время сотрудниками кафедры «Материаловедение и ОМД» УлГТУ проводятся исследования интенсивного структурирование порошковых металлических смесей на основе учета реологии уплотняемого материала. В работах последних лет представлен способ и технология интенсивного прессования гетерогенных увлажненных материалов на основе железа при получении плотноупакованной структуры (плотностью, близкой к теоретической), имеющей прочные межчастичные диффузионные связи с образованием эффективного ювенильного контакта. В отличие от традиционной технологической схемы, рассматриваемый процесс характеризуется интенсивным уплотнением структуры за счет присутствия в дисперсной порошковой системе жидкости [2].

Установлено, что введение жидкости малой вязкости (например, вода, ацетон) в количестве 10..15% масс. доли позволяет получить высокоплотные детали с остаточной пористостью не превышающей 3%, что определяет технологию, как рекомендуемую при изготовлении тяжелонагруженных изделий машиностроительного назначения [3].

Исходная трехкомпонентная смесь (металл основы-жидкость-воздух пор) представлена в виде структурно связанного тела с гибкими связями.
В результате теоретико-аналитических и экспериментальных исследований установлено, что в данном процессе консолидации реализуется эффект “схлопывания” пор при транспортировании жидкости и растворенного в ней воздуха, моделируя сдвиговые деформации при поперечном (в сторону инструментального зазора) перемещении вторичных фаз, образуя новые контактные поверхности, определяя высокий уровень качества структуры [4].

Можно предположить, что для получения плотных структур (остаточная пористость ≤1%), сопоставимых по уровню физико-механических и эксплуатационных свойств с компактными, необходима механическая схема прессования, комплексно реализующая уплотняющее нагружение с наложением развитых сдвиговых деформаций.

В экспериментальных исследованиях была использована механическая смесь (композиция, состоящая из распыленного железного порошка АНС100.29 и воды). Массовое соотношение основных элементов смеси составила 85:15, что соответствует представленной физической модели поглощения (растворения) жидкостью порового воздуха при дальнейшем нагружении . Приготовление смеси осуществлялось согласно требованиям международного стандарта ИСО.10076.

В сухой железный порошок, помещенный в стакан лопастного смесителя, заливалась вода и производилось перемешивание механической смеси в течении 10 мин до образования гомогенной структуры.

Была использована прессформа с наклонными коническими образующими, обеспечивающая образование дополнительной степени свободы перемещающейся под действием осевой внешней нагрузки механической смеси, что соответствует физической

модели уплотнения гетерофазной смеси при реализации сдвига (модель кавитационного ядра по Гарвею).

Анализ кинематики кривой уплотнения позволила выявить характерные особенности функциональной связи : плотность-давление.

Установлен интенсивный рост плотностей в диапазоне прикладываемых давлением 0…100(120)МПа. Отмечен монотонный рост плотности структуры при увеличении давления до 950 МПа, причем, интенсивность увеличения плотности в рассматриваемом диапазоне давлений уменьшилась на порядок.

При дальнейшем увеличении прикладываемого давления интенсивность роста плотности уменьшилась (на порядок), что характеризует изменение механизма структурообразования. Порядок изменения интенсивности роста плотности структуры сохраняется в пределах прикладываемого давления на уровне 1250(1270) МПа, при этом плотность структуры составила 7,63 г/см^3. В последующем при увеличении давления интенсивность роста плотности имеет затухающий характер и практически исчерпывается (0,005) при давлении 1550 (1590) МПа, при этом, плотность структуры фиксируется на уровне 7,79 г/см^3 ($Q_{ост} \approx 1\%$).

По результатам анализа изменения кривых уплотнения (численных значений интенсивности уплотнения) предложено рассматривать процесс консолидации увлажненной смеси при реализации интенсивных сдвиговых деформаций как четырехстадийный, характеризующийся наличием различных механизмов уплотнения: структурным и деформационном

Следует отметить эквизистантность кривых, характеризующих первую стадию уплотнения (давление от 0 до 100 МПа) при прессовании в цилиндрической и ” тающей ” оснастки; некоторые сходные и отличительные признаки изменения интенсивности уплотнения при дальнейшем росте давления, а именно, вторая стадия уплотнения при использовании цилиндрической матрицы отмечается при давлении от 100 до 570 МПа (плотность структуры достигает 6,82 г/см^3), затем, в отличии от ” тающей ” оснастки , фиксируется резкое увеличение плотности (и роста интенсивности уплотнения) до 7,37 г/см^3 , что позволило определить этот участок как самостоятельный (третий). При использовании ” тающей ” оснастки в условиях наложения поперечного перемещения уплотняемой структуры в диапазоне прикладываемых давлений 100 (120) МПа до 950 МПа характер кривой уплотнения (и уровень роста интенсивности уплотнения) не изменяется, что позволяет определить его как отдельный, характеризующийся завершающим этапом уплотнения, где реализуется структурная деформация.

Установлен деформационный характер уплотнения в наложении на структурное в диапазоне прикладываемых давлений от 950 МПа до 1250 (1270) МПа, при этом наблюдается интенсивное уплотнение и угловых зон ” тающей ” оснастки при достижении средней плотности массива плотность прессовки находится на уровне 7,63 г/см^3 ($Q_{ост}$=3%). Фиксированный участок характеризующийся как третья стадия уплотнения.

Четвертая стадия уплотнения определяется как деформационное уплотнение и характеризуется наличием интенсивных сдвиговых деформаций, образованием плотностей структуры, близким к теоретической ($Q_{ост}$= 1%). Достижение плотности, близкое к теоретической, зафиксировано при давлениях прессовании 1430 МПа.

Следует отметить существенное снижение потребных давлений прессования и достижения плотностей критического уровня ($Q_{ост}$=3%): при использовании ” тающей ” оснастки в давление прессования составляет 1274 МПа, при использовании цилиндрической- 1600МПа, т.е. зафиксировано уменьшение потребных давлений уплотнения в 1,25 раз (на 25%) .

ЛИТЕРАТУРА
1. Сегал В.М., Резников В.И. и др. Процессы пластического структурообразования металлов.- М.: Наука и техника. 1994,- 232с.
2. Кокорин В.Н. Прессования деталей и заготовок с использованием механических смесей с различным фазовым состоянием/ В.Н. Кокорин.- Ульяновск: УлГТУ, 2009.- 51с.
3. Патент 2399458 РФ. Способ прессования высокоплотных заготовок и деталей из металлического порошка в присутствии жидкой фазы / В.Н. Кокорин. − Опубл.2010, Бюл.№26.
4. Кокорин В.Н., А.И Рудской, В.И. Филимонов, Е.М. Булыжев, С.Ю. Кондратьев Теория и практика процесса прессования гетерофазных увлажненных механических смесей на основе железа: Монография Ульяновск: УлГТУ, 2012. – 236 с.

СЕКЦИЯ «ТЕХНОЛОГИЯ И ИССЛЕДОВАНИЕ ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ»

УДК 621.762

К.А. Лычева, А.Н. Скворцова, Т.С. Кольцова
Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РЕЖИМОВ МЕХАНОАКТИВАЦИИ НА ПОЛУЧЕНИЕ ВЫСОКОПРОЧНОГО МАТЕРИАЛА АЛЮМИНИЙ – УГЛЕРОДНЫЕ НАНОВОЛОКНА

Введение. Может лучше одним предложением «Легкие материалы с высокой удельной прочностью необходимы для таких отраслей промышленности как судостроение, автомобилестроение, авиационная техника и энергетика. Поэтому, создание композиционного материала на основе алюминия, упрочненного углеродными, нановолокнами является актуальной задачей.

Методы порошковой металлургии широко используются для создания нанокомпозиционных материалов алюминий-углеродные нановолокна. Одним из наиболее распространенных способов распределения углеродных нанотрубок (УНТ) в металлической матрице является механическое диспергирование в шаровой мельнице [1,2,3]. Ультразвуковое перемешивание [4] не гарантирует связи УНТ с материалом матрицы и также является энергоемким и может разрушать углеродные наноструктуры. Для улучшения дисперсии и межфазного сцепления модифицировались традиционные методы, например, перед механическим смешиванием УНТ покрывались электролитическим никелем. Как было показано в большинстве работ, эти методы позволяют улучшить распределение УНТ в металлической матрице и увеличить силу межфазной связи, однако они являются довольно трудоемкими.

Целью данной работы является исследование процесса механноактивации композиционного материала алюминий – углеродные нановолокна.

В настоящей работе получение гибридного материала алюминий – углеродные нановолокна (УНВ) осуществлялось методом газофазного синтеза углеродных наноструктур непосредственно на микрочастицах алюминия в присутствии кобальтового катализатора. Данный метод позволяет получить хорошее распределение углеродных нановолокон на поверхности алюминиевых частиц.

Для улучшения механических свойств полученного материала, была проведена попытка армирования частиц алюминия путем механической активации композиционного материала в планетарной мельнице, которая проводилась в среде аргона при следующих параметрах: 1) скорость обработки 400 об./мин.; 2) время (2, 5, 10, 20, 160, 180 минут).

На рис.1. приведены СЭМ изображения нанокомпозиционного материала алюминий-углеродные нановолокна.

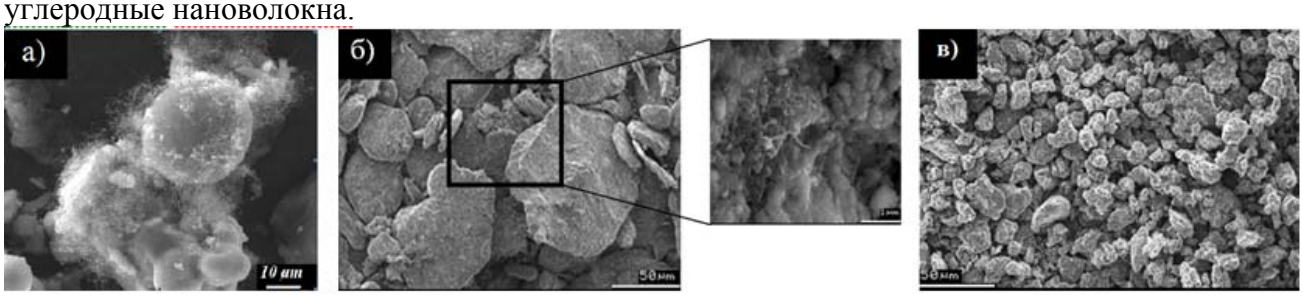


Рис. 1. СЭМ изображение гибридного материала после обработки в планетарной мельнице: а) Al – углеродные нановолокна.; б) 2 мин.; в) 180 мин.

На рисунке 1 видно, что после обработки порошкового материала алюминий – углеродные нановолокна в планетарной мельнице в течение 2-х минут, на поверхности микрочастиц были обнаружены волокна. С дальнейшим увеличением времени размола, углеродные структуры на поверхности частиц не наблюдаются, что свидетельствует о том, что они полностью вошли в мягкую алюминиевую матрицу.

Графики зависимости размера частиц от времени обработки представлены на рисунке 2.

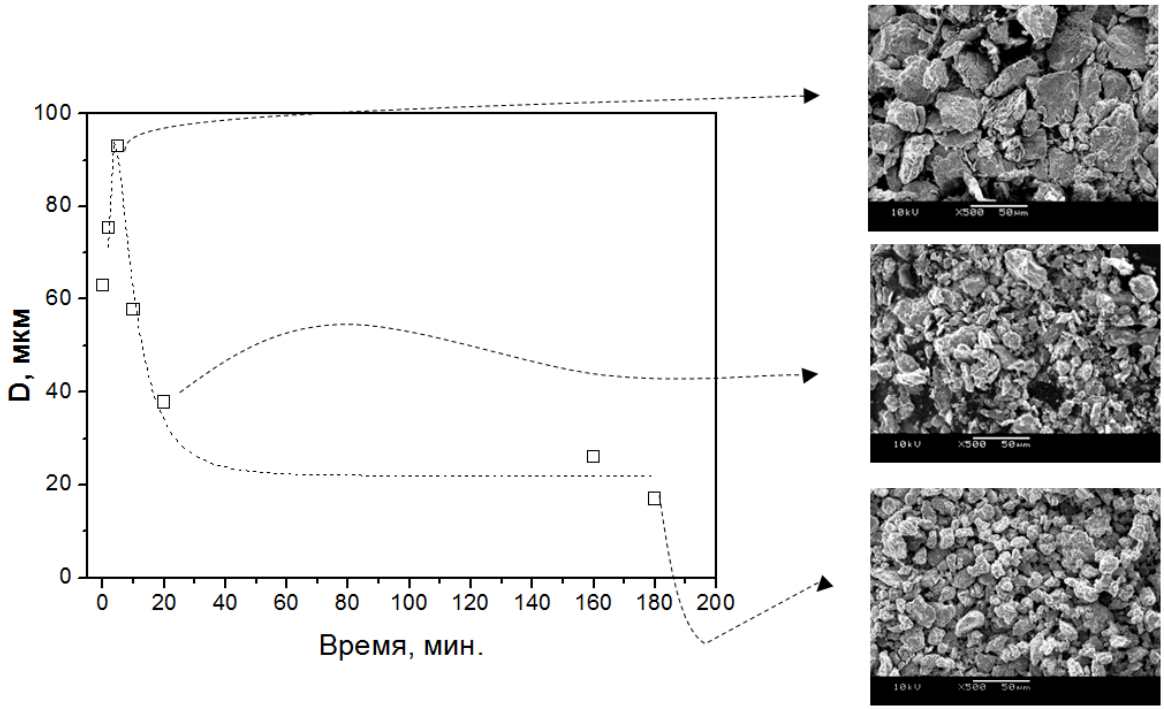


Рис. 2 Изменение размера частиц от времени помола композиционного материала Al-УНВ

Из графика видно, что размер исходного порошка не более 63 мкм, после 2-х минут обработки наблюдается укрупнение частиц, с увеличением времени помола они

дефрагментируются. После 180 минут механоактивации порошкового материала размер частиц составляет порядка 15-20 мкм.

Последующее компактирование образца проводилось методом горячего прессования. на гидравлическом прессе при давлении 5±0.5 ГПа при температуре 720°C.

Результаты. В работе был получен порошковый материал на основе алюминия, армированный углеродными нановолокнами с размером частиц ~20 мкм. Исследование свойств компактного материала показало плотность более 95% и твердость по Бринеллю 250 НВ.

Вывод. Исследования влияния параметров механоактиваваации в планетарной мельнице на структуру гибридного материала показали, что углеродные нановолокна входят в мягкую алюминиевую матрицу, армируя ее. За счет данной обработки был получен компактный материал с твердостью 250 НВ, что в 4 раза выше по сравнению с материалом Al-УНВ, полученным по аналогичной технологии без дополнительной механоактивации [5].

ЛИТЕРАТУРА

1. W. X. Chen, J. P. Tu, L. Y. Wang, H. Y. Gan, Z. D. Xu and X. B.Zhang: Carbon, 2003, 41, 215–222.
2. J. P. Tu, Y. Z. Yang, L. Y. Wang, X. C. Ma and X. B. Zhang:Tribol. Lett., 2001, 10, (4), 225–228.
3. C. He, N. Zhao, C. Shi, X. Du, J. Li, H. Li and Q. Cui: Adv.Mater., 2007, 19, 1128–1132.
4. T. Tokunaga, K. Kaneko and Z. Horita: Mater. Sci. Eng. A, 2008, A490, 300–304.
5. Kol’tsova, T.S., Shakhov, F.M., Voznyakovskii, A.A., Lyashkov, A.I., Tolochko, O.V., Nasibulin, A.G., Rudskoi, A.I., Mikhailov, V.G. Technical Physics, 2014, 59 (11), 1626-1630.

УДК 621.762

Д.И. Буделовский, С.Ю. Петрович, В.А. Липин,
В.Д. Андреева, И.К. Боричева
Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого

ОСОБЕННОСТИ МЕХАНОЛЕГИРОВАНИЯ ПОРОШКОВОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Al-Si-Ni В ПРИСУТСТВИИ НАНОДИСПЕРСНОГО УГЛЕРОДА

Введение. Из-за термонестабильности размеров деталей прецизионных приборов ориентации и навигации космических объектов доля ошибки определения координат навигационных источников может составить 20-50% общей погрешности прибора. Высокие требования к точностным характеристикам, массе и габаритам гироскопических приборов вызвали необходимость поиска конструкционных материалов, обладающих комплексом физико-механических свойств: низким температурным коэффициентом линейного расширения (ТКЛР), низкой плотностью в сочетании с повышенными механическими свойствами [1].

Материалами, обладающими таким комплексом свойств, являются нанокомпозиционные порошковые материалы (НКПМ) на основе алюминия. Эти материалы могут быть получены в результате механического легирования (МЛ) порошков. В процессе МЛ смесь порошков различной физической природы подвергается обработке в высокоэнергетических размольных аппаратах, за счёт чего происходит формирование нанометрически однородной структуры материала, которую невозможно получить через традиционные технологии [2].

Материалы с низким ТКЛР – 11 × 10^{-6} K^{-1} и ниже, используемые в приборостроении, могут быть получены путём введения в систему Al-Si-Ni (сплав марки САС-1) компонентов с низким ТКЛР, в частности, кремния (ТКЛР ~ 4 × 10^{-6} K^{-1}). Причем оптимальное содержание кремния составляет 42,5 % мас. % при содержании никеля 3 мас. %.

При обычных методах литья кремний, введенный в алюминий в больших количествах (более 12 мас.%), в результате кристаллизации образуются грубые включения, которые охрупчивают сплав и ухудшают его механические и технологические свойства. Метод МЛ позволяет устранить этот недостаток и получить равномерное тонкодисперсное распределение компонентов в сплаве.

При МЛ для предотвращения диффузионной сварки частиц применяют поверхностно-активные вещества (ПАВ). При использовании органических ПАВ – стеарина, масла и т.п. – происходит частичное их разложение с образованием водорода и его растворение в готовом продукте, что ведет к снижению механических свойств и плотности компактных изделий. В качестве альтернативного ПАВ возможно использование безводородных веществ – углерода в виде графита, графена и различных их производных [3].

Сочетание эксплуатационных свойств графита, таких как широкий диапазон рабочих температур, высокая химическая стойкость, высокая удельная поверхность, способствуют устойчивому росту потребления компактных изделий на его основе многими отраслями промышленности, в том числе порошковой металлургией.

Цель работы – исследование влияния удельной поверхности и размера частиц добавок углерода при механолегировании сплавов системы Al-Si-Ni на совокупность свойств, получаемого для прецизионного приборостроения, материала.

В экспериментах были использованы углеродистые добавки, полученные по различным технологиям: электродный графит (ЭГ), восстановленный оксид графита (ВОГ), активированный восстановленный оксид графита (АВОГ), терморасширенный графит (ТРГ), и отличающиеся по величинам удельной поверхности и размерам частиц (табл. 1).

Таблица 1. Характеристики используемых дисперсных добавок

Дисперсная добавка	Удельная поверхность, $м^2/г$	Средний размер частиц	Описание технологии получения
Электродный графит (ЭГ)	9	1,6 мкм	Графит особой чистоты, измельченный в вибрационной мельнице
Терморасширенный графит (ТРГ)	14	700 нм	Продукт быстрого термического разложения нитрата графита, получаемого путем интеркаляции азотной кислоты в природный графит
Восстановленный оксид графита (ВОГ)	500	53 нм	Продукт интеркаляции в природный графит кислорода, последующего термического восстановления и расшелушивания
Активированный восстановленный оксид графита (АВОГ)	600	44 нм	Результат обработки ВОГ сверхвысокочастотным излучением в атмосфере углекислого газа

В качестве исходного сырья использовался порошковый сплав марки САС-1-50, кремний технический измельченный и перечисленные в таблице 1 дисперсные добавки в количестве 1 мас. %. Механическое легирование и изготовление проб порошкового композиционного материала осуществлялось с помощью вибрационной мельницы фирмы «Herzog».

В ходе МЛ анализировали изменение насыпной плотности, плотности утряски и удельной поверхности НКПМ в зависимости от длительности высокоэнергетической обработки в вибрационной мельнице.

Результаты. Для всех образцов характерно значительное увеличение удельной поверхности по сравнению с исходной смесью микропорошков в результате обработки, обусловленное, диспергированием частиц порошка. Увеличение насыпной плотности порошка и плотности утряски также может быть обусловлено диспергированием частиц порошкового материала. Выявлено, что у образцов, содержащих ТРГ, происходит уменьшение насыпной плотности и плотности утряски в процессе МЛ. Вероятно, помимо диспергирования частиц порошка происходит их интенсивная агломерация. В результате синтезируемый НКПМ представляет собой скопление высокопористых агломератов нанодисперсных частиц.

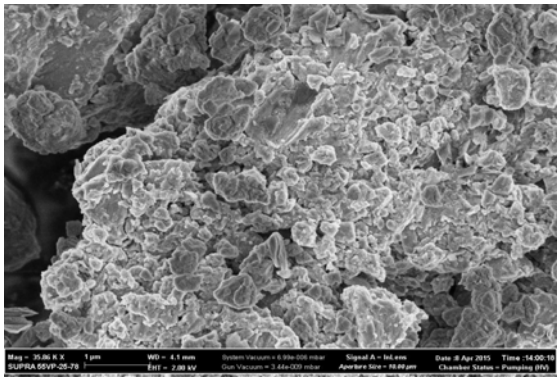


Рис. 1. Морфология НКПМ, содержащего в своем составе ТРГ

Вышесказанное подтверждается результатами исследования НКПМ методом растровой электронной микроскопии (рис. 1). Порошковый материал имеет высокую пористость (48–53 %) и представляет собой трехмерные структуры неправильной формы размером до 35 мкм, состоящие из агломерированных частиц размером от 10 нм до 3 мкм.

Таким образом, можно утверждать, что ТРГ не эффективен в роли ПАВ для этого НКПМ.

В НКПМ, содержащих в своем составе другие дисперсные добавки (ЭГ, ВОГ, АВОГ), образуются менее крупные агломераты (до 15 мкм) с формой, близкой к сферической (рис. 2).

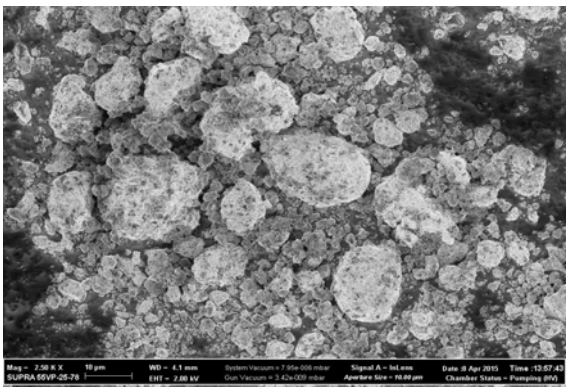


Рис. 2. Морфология НКПМ, содержащего в своем составе ВОГ

В ходе процесса МЛ образцы, содержащие ВОГ и АВОГ, интенсивно саморазогревались, что может быть объяснено большим содержанием хемосорбированного кислорода в данных добавках. Рентгенофазовый анализ образцов показал, что только при использовании ВОГ и АВОГ наблюдается образование карбида алюминия Al_4C_3, который является упрочняющей фазой для алюминийсодержащих порошков [4].

Полученные НКПМ компактировали в вакууме при температуре 500°С и давлении 130 МПа. Были определены значения ТКЛР полученных компактов (табл.2).

Таблица 2. Значения ТКЛР компактов из полученных НКПМ

Состав, мас. %	Значения ТКЛР, $\times 10^{-6}К^{-1}$ в диапазоне температур		
	20 – 50°С	20 – 100°С	20 – 120°С
53,5Al-42,5Si-3Ni-1C(ЭГ)	9,7	10,5	10,6
53,5Al-42,5Si-3Ni-1C(ТРГ)	12,8	13,0	13,1
53,5Al-42,5Si-3Ni-1C(ВОГ)	11,6	11,6	11,7
53,5Al-42,5Si-3Ni-1C(АВОГ)	10,3	10,4	10,6

*Вывод. И*спользование добавок нанодисперсного углерода позволяет получать материал с низким температурным коэффициентом линейного расширения и повышенными прочностными характеристиками, причем повышение удельной поверхности и уменьшение размера частиц углеродистой добавки повышает прочность материала.

ЛИТЕРАТУРА

1. Сорокин А.В., Шилов И.Ф., Гопиенко В.Г., Черепанов В.П. Разработка специальных высококремниевых сплавов на алюминиевой основе для прецизионной техники // Сб. науч. трудов: Металловедение, пластическая и термическая обработки металлов. Материалы научно-практического информационно-консультативного семинара, 16-17 апреля 2002 г. – СПб: Борей-Арт, 2004. – С. 75-82.
2. Металлические порошки алюминия, магния, титана и кремния. Потребительские свойства и области применения / В.Г. Гопиенко [и др.] ; под ред. чл.-кор. РАН, проф. А.И. Рудского. – СПб. : Изд-во Политехн. ун-та, 2012. — 356 с.
3 Авакумов Е.Г. Механохимические методы активирования химических процессов. – Новосибирск: Наука, 1986 – 302 с.
4. Самсонов Г.В., Косолапова Т.Я., Домасевич Л.Т. Свойства, методы получения и области применения тугоплавких карбидов и сплавов на их основе. – Киев: Наукова думка, 1974. – 208 с.

УДК 621.762

В.В. Закусилов
Национальный исследовательский Томский политехнический университет

ИЗУЧЕНИЕ ВОЗМОЖНОСТИ ВЛИЯНИЯ ВРЕМЕНЕМ ПРЕССОВАНИЯ НА ПЛОТНОСТЬ МАТЕРИАЛА ИСПОЛЬЗУЕМОГО ДЛЯ СОЗДАНИЯ ВЫСОКОЭФФЕКТИВНОГО ЭМИТТЕРА ЭЛЕКТРОНОВ

Введение. В современном мире с быстро развивающейся техникой большой востребованностью пользуются приборы, принцип работы которых основан на явлении электронной эмиссии. Электронная эмиссия – процесс, в котором поверхность твёрдого тела или жидкости испускает электрон, затрачивая энергию называемою работой выхода, т.е. это энергия, которую необходимо затратить, чтобы перевести электрон с уровня Ферми в среду (вакуум) [1].

Стабильность работы катода зависит от материала, из которого он изготовлен. Основной характеристикой в подборе материалов является малая величина работы выхода, также важны такие параметры как высокие температуры кипения и плавления, высокая плотность эмиссионного тока, механическая прочность и электропроводность. Широкое применение в качестве материала для изготовления высокоэффективных катодов нашли гексабориды редкоземельных металлов. К преимуществам таких материалов можно отнести:

- низкое значение работы выходи электронов;

- способность работать в условиях пониженного вакуума;
- получение эмиссионного тока высокой плотности.

Низкая работа выхода гексаборидов редкоземельных металлов обусловлена электронным строением вещества. В этих элементах существуют свободные электроны слабо связанные с атомами металла и бора [2]. Сравнение эмиссионных свойств гексаборидов лантана, бария и самария произведено в таблице [3].

Таблица

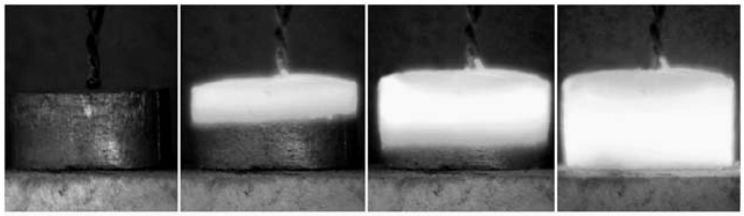
Эмиссионные свойства гексаборидов

Гексаборид	Работа выхода, эВ	Плотность тока эмиссии при 1600 К, А/см^2	Отношение В/Ме на поверхности
LaB_6	2,70±0,05	1,0	3,3±0,1
SmB_6	3,92±0,05	$1{,}4\cdot10^{-4}$	4,0±0,3
BaB_6	3,40±0,05	$5{,}3\cdot10^{-3}$	6,8±0,4

Наиболее перспективным среди гексаборидов редкоземельных металлов является гексаборид лантана. К положительным свойствам LaB_6 можно отнести самую низкую работу выходу, высокую температуру плавления, высокое значение твёрдости, способность сохранять эмиссионные свойства при низком вакууме и в условиях интенсивной ионной бомбардировки, а так же высокие эксплуатационные характеристики. В тоже время одним из главных недостатков считается высокая рабочая температура порядка 1900 К [3].

Существуют разные способы получения гексаборида лантана с помощью порошковой металлургии, однако известные способы обладают некоторыми недостатками: отравление конечного продукта в результате процесса синтеза; технологически сложное оборудование; большие затраты энергии на длительное проведение синтеза и отжига продуктов [3].

Таким образом, становится актуальной задача поиска более технологичного метода получения гексаборида лантана. Одним из методов порошковой металлургии, который обладает рядом преимуществ перед методами, используемыми в настоящий момент, является самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС). СВС – это процесс перемещения волны химической реакции по смеси реагентов с образованием твёрдых конечных продуктов, проводимый с целью синтеза веществ материалов. СВС представляет собой режим протекания сильной экзотермической реакции, в которой тепловыделение локализовано в слое и передаётся от слоя к слою путём теплопередачи [4]. (Рис. 1.)



t=0 с t=0,5 с t=1 с t=2 с

Рис. 1. Реакция протекания самораспространяющегося высокотемпературного синтеза

Процесс горения в СВ-синтезе носит управляемый характер, который возможно организовать на стадии подготовки параметров шихты. Одним из параметров шихты является давление прессования. В результате прессования образцов увеличивается их плотность, контакт между исходными частицами также увеличивается. Более тесный контакт частиц приводит к уменьшению градиента температур, что благоприятно сказывается на конечном продукте [5].

Цель работы – изучение зависимости плотности шихты от приложенного давления прессования в разных интервалах времени.

Эксперимент. Для проведения эксперимента была использована смесь химически чистых тонкодисперсных порошков оксида лантана с бором (La_2O_3+B). Реагенты были тщательно перемешаны в кубическом смесителе, после чего были запрессованы методом глухого прессования в специальную цилиндрическую форму диаметром 30 мм.

В эксперименте изучалась зависимость плотности шихты от времени прессования при одинаковом давлении. Время прессования варьировалось в интервале от 1 минут до 4 часов.

Результаты. В ходе проведения эксперимента было установлено, что для системы (La_2O_3+B) в интервале времени от 1 минуты до 4 часов зависимость плотности от времени не наблюдается, однако контакт порошков реагентов различен. На это указывает разное время релаксации.

На рис. 2 – 4 представлены образцы подверженные давлению 10 МПа с разным временем прессования: для образца «А» время прессования составило – 1 минуту, а для образца «Б» – 4 часа. В начальный момент времени (рис. 2.) таблетка имеет равномерную структуру и обладает высокой твёрдостью.

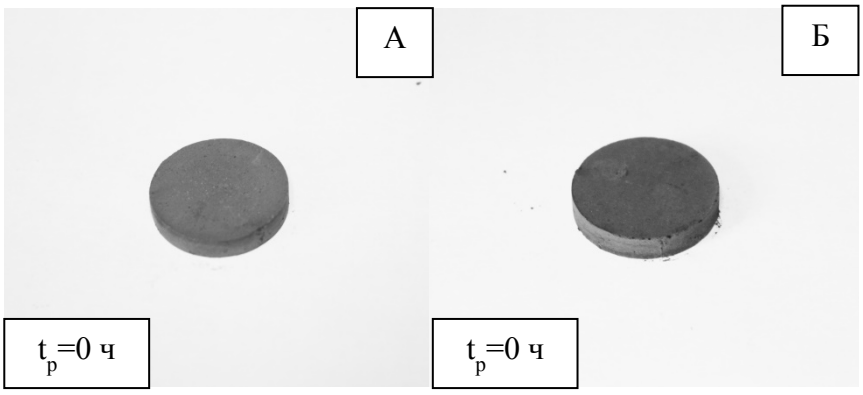


Рис. 2. Фотографии образцов в начальный момент времени

Спустя 10 часов у образца «А» происходит ослабление структуры, и образец начинает рассыпаться. Подобное явление для образца «Б» наступает спустя 24 часа. Фотографии этих этапов представлены на рис. 3.

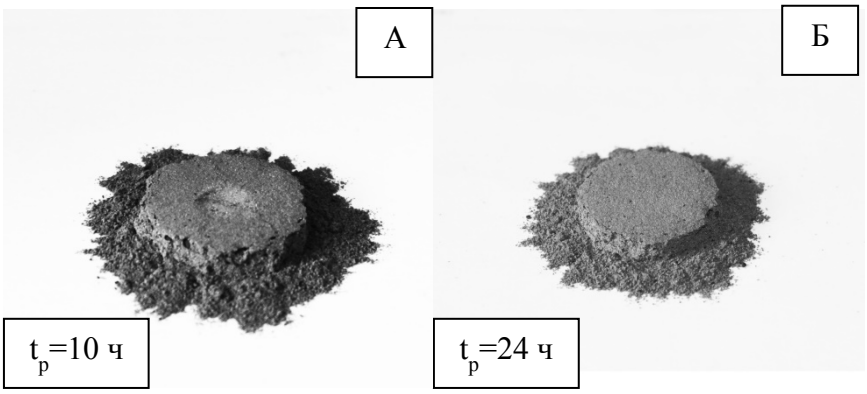


Рис. 3. Фотографии ослабления структуры образцов

Для образца «А» полное разрушение целостной структуры таблетки наблюдается через 16 часов, а для образца «Б» через 31 час (рис. 4.). Полученные результаты говорят о том, что время прессования оказывает влияние на время релаксации.

Рис. 4. Фотографии полного разрушения структуры образцов

Вывод. В настоящей работе исследована зависимость плотности шихты от времени приложения осевого давления прессования на примере системы (La_2O_3+B). Выяснено, что плотность шихты не зависит от времени прессования, однако время прессование влияет на контакт частиц, что подтверждает время релаксации. Так при увеличении времени прессования увеличивается время релаксации образцов. Минимального времени релаксации данной смеси достаточно для проведения СВ-синтеза (с учётом времени предварительного нагрева образца) с образованием гексаборида лантана.

ЛИТЕРАТУРА:

1. Добрецов Л.Н., Гомоюнова М.В. Эмиссионная электроника. – М.: Наука, 1966. – С. 109 – 114.
2. Фоменко В.С. Эмиссионные свойства материалов – 4-е изд., перераб. и доп. – Киев: Наукова думка. – С. 167 – 187.
3. Высокоэффективный эмиттер электронов на основе гексаборида лантана / Керсанов В. С., Малахов Н. П. Морозов В. В. И др. – М.: Энергоатомиздат, 1987. – 152 с.
4. Мержанов А. Г., Мукасьян А. С. Твердопламенное горение. – М.: Тороус пресс, 2007. – 336 с.
5. Управление процессом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза двухкомпонентных борсодержащих материалов ядерно-энергетических установок / Демянюк Д.Г., Долматов О.Ю., Исаченко Д.С., Семенов А.О. // Известия ТПУ. – 2010. №4. – С. 23 – 29.

УДК 544.72+544.431.22

Беспалова П.Г., Кондратьева А.С.
Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого

ВЛИЯНИЕ ОЗОНА НА ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ ХОГФ СЛОЕВ ОКСИДА НИКЕЛЯ

Введение. В последние годы все большее внимание привлекают так называемые «интеллектуальные материалы», то есть материалы, чьи свойства (механические, оптические, магнитные) меняются под воздействием внешней среды. К этому классу материалов, в частности, относятся тонкие слои оксида никеля (*NiO*) [1]. Среди всего

многообразия физических и химических методов получения слоев *NiO* [2, 3] особо перспективным выглядит химическое осаждение из газовой фазы (ХОГФ). Этот метод позволяет надежно управлять составом и структурой образующегося продукта и воспроизводимо получать однородные по толщине слои с хорошей адгезией. Несмотря на это, существует небольшое число публикаций о ХОГФ слоев *NiO* [4]. Для ХОГФ слоев *NiO* различными авторскими группами предложено использование ряда металлорганических соединений никеля – карбонила никеля, β-дикетонатов и β-диоксиматов никеля, никелоцена и его гомологов совместно с источниками кислорода [2, 4, 5]. В качестве последнего может применяться молекулярный кислород или озон, в некоторых случаях позволяющий снизить рабочие температуры [6]. Использование озона в ХОГФ слоев *NiO* из *$(EtCp)_2Ni$* ранее не предлагалось другими авторскими группами.

Цель работы – изучение физико-химических закономерностей ХОГФ слоев *NiO* из *$(EtCp)_2Ni$* в системе *$(EtCp)_2Ni$-O_3-O_2-Ar*, определение лимитирующей стадии процесса в данных технологических условиях, сравнение результатов с данными, полученными при осаждении в отсутствии озона.

Осаждение проводилось в экспериментальной установке для ХОГФ при пониженном давлении с возможностью независимого ввода реагентов [7]. Процесс проводился в горизонтальном кварцевом реакторе с «горячими стенками». Результаты предварительных экспериментов показали, что для температур 670 и 720 К зависимости толщин осаждаемых слоев *NiO* от времени имели линейный характер в пределах погрешности опыта. Средняя скорость осаждения в системе *$(EtCp)_2Ni$-O_3-O_2-Ar* при 670 К составила 120 нм/ч, при 720 К – 380 нм/ч. В случае *$(EtCp)_2Ni$-O_2-Ar* – 260 нм/ч при 670 К. Таким образом, введение озона понизило среднюю скорость роста слоев при температуре начала заметного осаждения.

Графики температурной зависимости скорости осаждения слоев *NiO*, построенные в аррениусовских координатах (рис. 1), меняют наклон около 730 К. Характер зависимостей оставался неизменным при использовании подложек различной кристаллографической ориентации и легирования (рис. 1, кривые 1). Для температур ниже значения, соответствующего началу изменения наклона зависимостей, кажущаяся энергия активации процесса составила 83 ± 5 кДж/моль. Для температур выше 730 К значение кажущейся энергии активации снижалось до малых 18 ± 7 кДж/моль и даже отрицательных значений.

Для выявления лимитирующей стадии изучался характер зависимости скорости осаждения слоев *NiO* от линейной скорости потока в изотермической зоне при 640 К при неизменном общем расходе газов и от определенной АСМ площади поверхности подложки. При изменении линейной скорости потока от 3,5 до 15,8 м/ч скорость осаждения оставалась неизменной и составила 100 ± 5 нм/ч. Это может указывать на протекание процесса в кинетическом режиме. При увеличении площади поверхности подложки с 6 до 480 10^{-7} м^2 скорость осаждения увеличивалась с 190 ± 5 до 308 ± 5 нм/ч. Это свидетельствует о протекании процесса в кинетическом режиме. Нелинейность зависимости может быть связана с неоднородностью скорости образования новой поверхности.

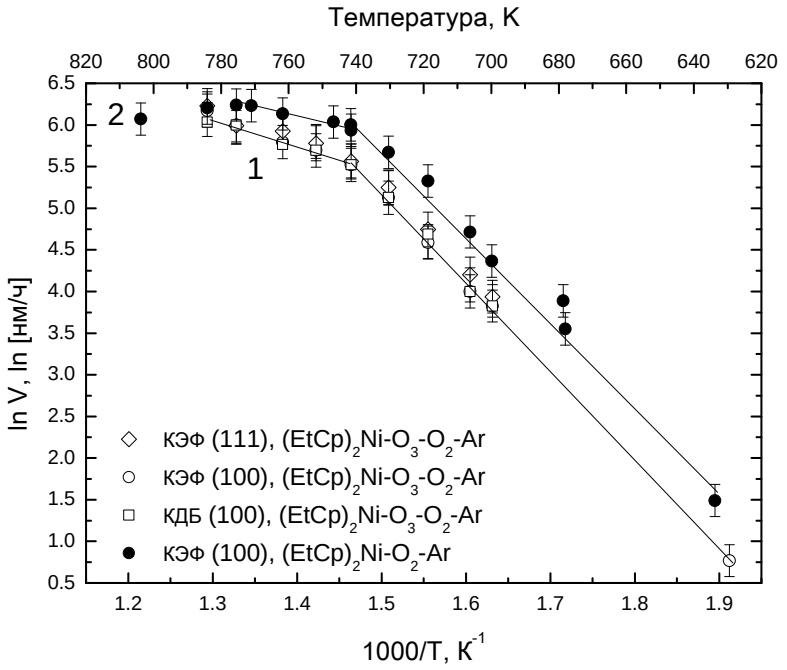


Рисунок 1 – График зависимости скорости осаждения *NiO* от температуры в системе 1) - *(EtCp)₂Ni-O₃-O₂-Ar* и 2) - *(EtCp)₂Ni-O₂-Ar*. P = 840 Па, q[*(EtCp)₂Ni*] = 2,7 μмоль/мин., P(O_3) = 50 Па и 0 Па, Q(O_2) = 40 мл/мин., Q = 200 мл/мин., t = 60 мин.

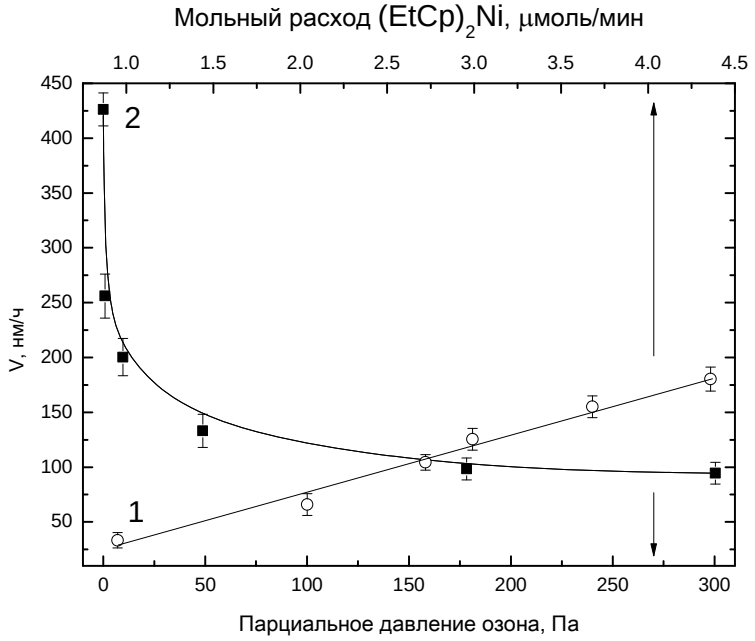


Рисунок 2 – График зависимости скорости осаждения слоев оксида никеля от количества подаваемых реагентов 1) – мольный расход *(EtCp)₂Ni*, 2) – парциальное давление озона. Подложки КЭФ-4,5 (100), P = 840 Па, q[*(EtCp)₂Ni*] = 2,7 μмоль/мин. или P(O_3) = 50 Па, Q(O_2) = 40 мл/мин., Q = 200 мл/мин., t = 60 мин.

Скорость осаждения пропорциональна мольному расходу *(EtCp)₂Ni* (рис. 2, кривая 1). Показано, что введение 0 ÷ 50 Па O_3 приводило к существенному падению скорости осаждения (рис. 2, кривая 2).

Выводы. ХОГФ оксида никеля в системе $(EtCp)_2Ni$-O_3-O_2-Ar в диапазоне 610 ÷ 720 К протекает в кинетическом режиме. Кажущаяся энергия активации составила 83 ± 5 кДж/моль. Для температур 720 ÷ 800 К значение кажущейся энергии активации составило 18 ± 7 кДж/моль. Средняя скорость осаждения в системе $(EtCp)_2Ni$-O_3-O_2-Ar при 670 К составляет 120 нм/ч, что в два раза ниже, чем в системе $(EtCp)_2Ni$-O_2-Ar. Введение даже небольших порций озона приводило к существенному снижению скорости осаждения слоев.

ЛИТЕРАТУРА

[1] B. Subramanian, M. Ibrahim.// J. Mat. Sci: Mater. Electron. 2009. V. 20. P. 953–957.

[2] Kyu Kang, Shi-Woo Rhee.// Thin Solid Films. 2001. V. 391. P. 57–61.

[3] Usha K. S., Sivakumar R., Sanjeeviraja C.// Journal of Applied Physics. 2013. Т. 114. №. 12. P. 123501.
[4] A. Kondrateva, M. Mishin, A. Shakhmin, M. Baryshnikova, S. Alexandrov.// PSS C. 2015. V. 12. №. 7. P. 912-917.
[5] Nigro R. L. et al.// Materials Chemistry and Physics. 2015. V. 162. P. 461-468.
[6] Alexandrov S., Filatov L., Speshilova A.// ECS Transactions. 2009. Т. 25. №. 8. P. 373-379.
[7] Протопопова В.С., Александров С.Е.// НТВ СПбГПУ. И.Т.У. 2011. № 3. С. 145–150.

УДК 669-1

Козлова М.В.
Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого

ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ МЕДИ ПРИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ

Введение. Важнейшим технологическим параметром при получении габаритных металл - полимерных заготовок сложной геометрической формы и высокой размерной точности, является текучесть композиции, а вместе с тем и степень наполнения композиции твердой фазой, и чем она выше, тем ниже усадка и коробление изделий при спекании. Использование в качестве тонкой фазы оксидов металла позволяет, как регулировать физико-механические свойства материала, так и существенно уменьшить его себестоимость, по сравнению с применением тонких порошков чистых металлов.

Физико-механические свойства примененных материалов, окружающая среда, механические и электрические нагрузки влияют на процессы, протекающие при работе электрических контактов, в связи с этим, к материалам, предназначенным для изготовления контактов, предъявляют следующие основные требования: механический (истирание), химический (коррозия) и электрический износ (эрозия) должны быть минимальными. Кроме того, материалы должны обладать высокой удельной проводимостью, теплопроводностью и иметь минимальную способность к свариванию.

Цель работы – создание нового материала путем горячего прессования с высокой удельной электрической проводимостью.

Для достижения поставленных целей в качестве основных исходных материалов использовались: порошок медный электролитический, марка ПМС-1; порошок медный высокодисперсный, марка ПМВД-1; медь (II) окись; смола фенолформальдегидная жидкая, марка СФЖ-301Б [1]. Соотношения объемного содержания компонентов оптимизировалось по следующим критериям: между медь (II) окись и ФФС исходя из необходимости

обеспечить достаточное количество пироуглерода для восстановления оксида и легирования сплава, соотношение между порошком меди ПМС-1, ПМВД-1 и ФФС из необходимости обеспечить максимальное объемное содержание меди с достижением приемлемой текучести композиции при формировании и достаточной активности при спекании, и соотношение между всеми компонентами для достижения минимальной стоимости изделия.

Формование композиции осуществлялось прямым компрессионным прессованием в кольца с наружным, внутренним диаметром и высотой 30 мм, 15 мм и 5,5 мм соответственно. Полученные заготовки подвергались термической обработке в три стадии. На рисунке 1 изображена структура материала на каждом этапе технологического передела.

Структура композиции после I-й (нагрев без доступа воздуха при температуре 750 °С) стадии термической обработки состоит из исходных частиц меди с размером порядка 75 мкм, смеси медь (II) окись – пироуглерод и небольшого количества мелкодисперсной восстановленной меди. После II-й стадии (нагрев в вакууме, с предельным остаточным давлением 0,05 Па при температуре 800°С) термообработки структура состоит из исходных частиц меди и высокодисперсной губчатой меди – продукта восстановления оксида, при этом наблюдаются поры в размере до 15 мкм, которые практически полностью уходят после III-й стадии обработки (спекание в среде эндогаза при температуре 1050 °С).

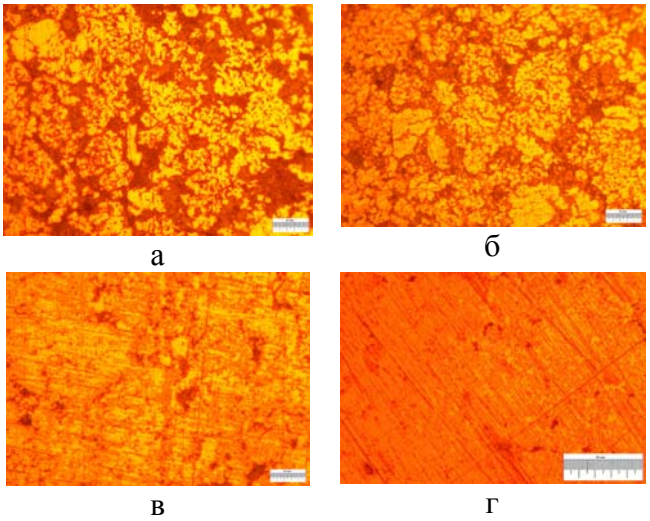


Рис 1. Структура композиций после прессования (а) и различных стадий термической обработки: б) после 1-й стадии, х200, в) после 2-й стадии, х200, г) после 3-й стадии, х400, травлено 5% раствором азотной кислоты.

Результаты: Представленные данные показывают, что рассматриваемый метод получения медных порошковых заготовок дает возможность, как регулировать структуру материла, так и осуществлять его микролегирование нанодисперсным пироуглеродом.

Полученный материал на основе меди, оксида меди и альдегидного связующего отличается следующими характеристиками: прочностью на разрыв 180-225 МПа; удельной проводимостью $1{,}47*10^{8}$ Ом*м; удельной теплоёмкостью, 0,087 ккал/г; теплопроводность 0,894 кал/ (см* сек* град).

Вывод: Применение нового материала позволит повысить эксплуатационные характеристики готовых изделий, формовать сложные фасонные заготовки и увеличить срок службы деталей.

ЛИТЕРАТУРА:

1. Гегузин, Я.Е. Физика спекания. / Я.Е. Гегузин. – М: Наука, 2007. –360 с.

2. Довыденков В.А. Динамическая вязкость композиций из порошков металлов, их оксидов и связующего для получения стальных заготовок / В.А. Довыденков, О.С. Зверева, Фетисов Г.П.//Технология металлов, 2012, №11. с. 44-48.
3. Панов, А.Г Исследование микроструктуры методами автоматического анализа изображения ImageExpert Pro 3 и ImageExpert Sample 2: Методические указания к выполнению лабораторной работы по курсу «Методы исследования материалов и процессов» / А.Г. Панов. - Наб.Челны: ИНЭКА, 2009, 63 с.
4. Материалы антифрикционные порошковые на основе меди [Текст]: ГОСТ 26719-85. - Введ. 1986–01–01. – М.: Изд–во стандартов, 2001. – IV, 27 с.: ил.

УДК 621.762

М.Ю. Замоздра, С.В. Ганин, С.Ю. Петрович, Д.М. Анисимов, С.А. Падерин
Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА КОМПАКТИРОВАНИЯ МАГНИЕВОЙ СТРУЖКИ МЕТОДОМ ГОРЯЧЕЙ ЭКСТРУЗИИ

Введение. Сплавы на магниевой основе успешно используются благодаря таким их качествам, как малая плотность, технологичность обработки, высокая удельная прочность и жесткость. Замена алюминиевых деталей магниевыми снижает их массу на 25-30% [1].

Изготовление деталей из магниевых сплавов токарной или фрезерной обработкой неминуемо сопровождается получением значительного (20-80 %) количества отходов в виде стружки. Внедрение экономичных технологий переработки стружки в компактную форму является весьма актуальным, поскольку переплав, помимо лишнего потребления энергии, имеет значительный угар – окисление и потеря (до 30-50%), опасен возгоранием магния и требует применения печей с защитной газовой атмосферой.

Современные методы порошковой металлургии (ПМ) эффективны для создания экономичного непрерывного или полунепрерывного производства магниевых изделий. Технология горячей экструзии (ГЭ) обладает общеизвестными достоинствами методов ПМ – высоким коэффициентом использования материала, низкими капитальными вложениями, отсутствием необходимости применения такой важной операции, как спекание, и позволяет при минимальной переработке получать из стружки профиль, в т.ч. сложных форм [2].

Высокопрочный термически упрочняемый сплав МА5 (состав, мас %: Mg – основа, Al – 7,8 - 9,2, Zn – 0,2 - 0,8, Mn – 0,15 - 0,5) применяется в конструкциях летательных аппаратов и других областях техники, где требуется сочетание прочностных свойств с весьма низкой плотностью (1,8 г/см^3) – автомобилестроение, судостроение и прочее. Полуфабрикаты из этого сплава производятся методами прессования, ковки и штамповки; прессованные полуфабрикаты имеют следующие механические свойства: модуль упругости – 42,1 ГПа, предел прочности $\sigma_в$ – 304 МПа, относительное удлинение δ – 8-12%, твердость по Бринеллю НВ – 55-70 МПа [3].

Сплавы магния хорошо обрабатываются методом ГЭ. Этому способствует благоприятная схема напряженного состояния, близкая к всестороннему сжатию. Однако неравномерность деформации при ГЭ приводит к тому, что на выходе из фильеры в поверхностных слоях экструдата возникают растягивающие напряжения, вызывающие появление поверхностных трещин и разрывов. Значительное влияние на пластические характеристики сплава оказывает скорость деформации: ее повышение снижает пластичность и становится причиной образования трещин на прессованных изделиях. ГЭ со смазкой позволяет снизить усилие на 30-40%, увеличить скорость истечения на 20-30%, а также уменьшить неравномерность деформации и выровнять структуру готовых изделий.

Температурный интервал пластической обработки литого сплава МА5 – 300-350 °С. При превышении верхнего предела происходит резкое снижение пластических свойств сплава по причине оплавления эвтектической фазы по границам зёрен, что приводит к разрушению заготовки в процессе деформации.

Цель работы – определение основных технологических параметров процесса ГЭ стружки сплава МА5 и зависимости прочностных свойств и структуры полуфабриката от этих параметров.

Для достижения поставленной цели были проведены эксперименты процесса ГЭ при различных температурах и при различных коэффициентах обжатия при деформации. В экспериментах использовали отход производства от фрезерования заготовок автомобильных колёсных дисков дисперсностью 500-2500 мкм. Определение насыпной плотности и плотности после утряски (таблица 1) проведено методом волюмометрии по ГОСТ 19440-94 и ГОСТ 25279-93 соответственно.

Таблица 1. Насыпная плотность и плотность после утряски исходной стружки сплава МА5

Количество измерений	Насыпная плотность, г/см^3			Количество измерений	Плотность после утряски, г/см^3		
	min	max	med		min	max	med
10	0,46	0,51	0,49	10	0,54	0,56	0,55

Исходные заготовки под ГЭ изготавливали односторонним прессованием при комнатной температуре при следующем режиме: масса засыпки – 25 г; диаметр матрицы – 25 мм; давление прессования – 316 МПа. Было изготовлено необходимое для серии экспериментов количество заготовок плотностью 1,42 г/ см^3 и пористостью 20 %; их высота составила 36 мм, что позволило помещать в пресс-форму для ГЭ по две заготовки. Сверху и снизу заготовок помещали предназначенные в качестве смазки для снижения бокового трения графитовые таблетки толщиной 5 мм того же (25 мм) диаметра.

В качестве параметров регулирования процесса ГЭ были выбраны температура нагрева заготовки – 300, 350 или 400 °С – и коэффициент обжатия, который регулировался за счёт использования сменных фильер с диаметрами выходного отверстия 6,4; 8,8 или 10,5 мм.

Изучение свойств прутков

Испытания на сжатие проведены на отрезанных от прутка цилиндрах, имеющих высоту, равную диаметру. Образцы разрушались по хрупкому механизму – без образования бочки, но с образованием диагональной трещины.

Испытания на растяжение проводили на образцах длиной 200 мм с максимально возможной площадью захвата зажимов для распределения нагрузки. Образцы разрушались так же хрупко, разрыв происходил по первой риске зажима.

Определение твёрдости прутков проведено на твердомере Zwick Roell ZHU. По результатам измерений можно сделать вывод, что твёрдость прутков не зависит ни от температуры, ни от коэффициента экструзии, и находится в пределах от 75 до 100 HBW.

Определение пористости прутков проведено микроскопическим анализом шлифов в поперечном сечении на микроскопе Carl Zeiss Observer D1m с использованием программы «Видео тест структура 5.2».

Результаты испытаний на растяжение и сжатие, значения твердости материала прутков и пористости сведены в таблицу 2. Можно отметить, что пределы прочности зависят как от температуры, так и от коэффициента ГЭ. Предел прочности при сжатии тем больше, чем выше коэффициент экструзии (меньше диаметр фильер) и ниже температура нагрева

перед экструзией. При растяжении ситуация обратная: предел прочности тем больше, чем выше температура нагрева перед экструзией и ниже коэффициент экструзии.

Совмещение значений пределов прочности при растяжении и при сжатии по средней геометрической величине (рис. 1) образует на поверхности ярко выраженную область повышенных совокупных прочностных свойств. Это позволяет сделать ***вывод*** о наилучшем режиме ГЭ стружковых отходов сплава МА5: нагрев заготовки до 400 °С, коэффициент ГЭ – 24 ед. В таком режиме получен материал, имеющий предел прочности при растяжении на 12,2% выше, чем нормированный ГОСТ 14957-76 – 304 МПа для первичного сплава МА5.

Таблица 2. Результаты механических испытаний прутков на растяжение и сжатие;

твердость и пористость материала прутков

№№ прутков	Температура ГЭ, °С	Диаметр фильеры, мм	Растяжение				Сжатие				Среднее геометрическое[1]	Твёрдость прутков, HBW[2]	Пористость, объёмн. %
			$d_{ср}$ прутка, мм	Коэффициент ГЭ, λ	Предел прочности, $\sigma_{в\ (раст)}$		$d_{ср}$ прутка, мм	Коэффициент ГЭ, λ	Предел прочности, $\sigma_{в\ (сж)}$				
					кгс	МПа			кгс	МПа			
1	400	10,5	9,2	10,6	2310	341	10,2	8,7	3480	417	377,1	85,4	1,7
2	350		9,0	11,1	2150	332	10,1	8,8	3300	404	366,2	94,4	0,5
3	300		8,9	11,3	2000	313	10,2	8,7	3200	384	346,7	86,0	0,6
4	400	8,8	8,5	12,5	1820	316	8,5	12,5	2420	418	363,4	75,6	1,5
5	350		8,5	12,3	1780	304	8,3	13,1	2390	433	362,8	74,3	1,8
6	300		8,4	12,8	1470	260	8,3	13,1	2570	465	347,7	79,2	0,8
7	400	6,4	6,0	25,3	860	301	6,1	24,2	1425	478	379,3	83,3	1,7
8	350		6,1	24,2	840	282	6,3	22,7	1570	494	373,3	98,0	0,5
9	300		6,1	24,4	820	278	6,1	24,2	1540	516	378,7	96,7	1,0

Примечания: коэффициент экструзии λ – отношение площадей поперечного сечения до ГЭ и после неё; 1 – $\sqrt{\sigma_{в\ (раст)} \cdot \sigma_{в\ (сж)}}$; 2 – среднее значение из двух измерений

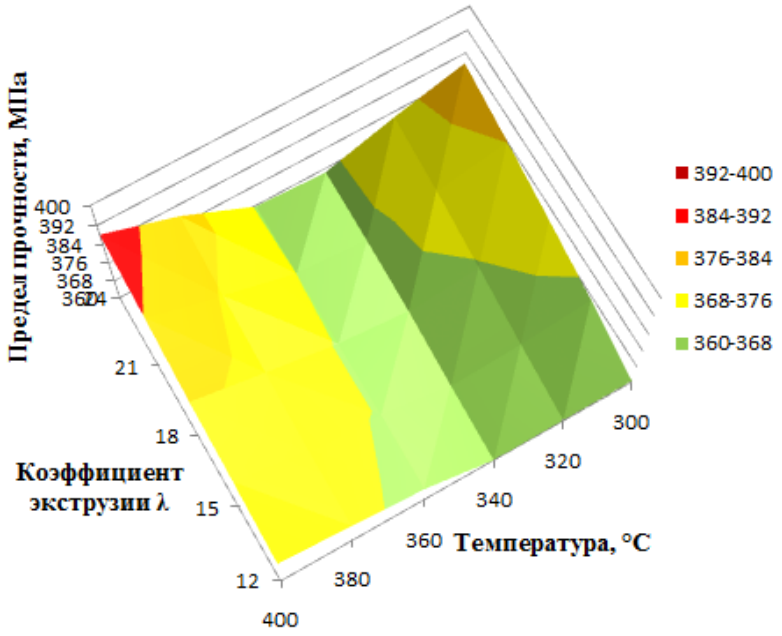


Рис. 1. Среднее геометрическое значение величин предела прочности при сжатии и растяжении.

ЛИТЕРАТУРА

1) Николас А., Рольник С. Применение магниевых компонентов в аэрокосмической индустрии // Аэрокосмический курьер. 2011. № 1. С. 42-44.
2) Гиршов В.Л., Котов С.А., Цеменко В.Н. Современные технологии в порошковой металлургии. Уч. пособие. СПб.: Изд-во Политехн. ун-та. 2010, 386с.
3) Альтман М. Б. [и др.]. Магниевые сплавы. Справочник. В 2 ч. Ч. 1. Металловедение магния и его сплавов. Области применения. – М.: Металлургия, 1978. – 232с.
4) Гопиенко В.Г., Петрович С.Ю. [и др.] Металлические порошки алюминия, магния, титана и кремния. Потребительские свойства и области применения. – СПб: Изд-во Политехн. ун-та, 2012.

УДК 669.295

М.Г. Криницын
Томский политехнический университет

САМОРАСПРОСТРАНЯЮЩИЙСЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЙ СИНТЕЗ В ПОРОШКОВОЙ СИСТЕМЕ «Ti-C»

Введение. Проблема порошков металлов и сплавов, пригодных для использования в аддитивных технологиях, является в настоящее время ключевой, в особенности для Российской промышленности. Собственные производства товарных металлических порошковых материалов, адаптированных для применения в аддитивных технологиях, в России отсутствуют, а товарные порошки зарубежных фирм практически недоступны из-за высокой стоимости либо использование их в производстве экономически нецелесообразно. Большой практический интерес представляют износостойкие покрытия на титановые сплавы, широко применяемые в авиакосмической технике. Цель нанесения покрытий – предотвращение схватывания, которое часто наблюдается в контактных парах титана практически со всеми металлическими материалами [1]. Для получения качественных износостойких покрытий на титан и его сплавы широко используется порошковая наплавка.

Метод самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) позволяет получать металлические порошки в промышленных масштабах. Порошки, полученные этим способом, обладают высоким качеством при низкой себестоимости. Однако композиций порошков, которые возможно синтезировать с помощью СВС, не так много, а концентрационный интервал содержания компонентов в этих композициях достаточно узкий. Для расширения концентрационного интервала может быть использована предварительная механическая активация (МА) порошковых смесей.

Цель работы – установить оптимальную технологию приготовления композиционных порошков методом СВС с применением предварительной механической активации порошковых смесей «титан – углерод».

Оборудование: Продукты синтеза были исследованы на оборудовании центра коллективного пользования ИФПМ СО РАН. Был проведен рентгенофазовый анализ (дифрактометр ДРОН-7, Co K_α излучение), а также исследованы металлографические шлифы методом оптической металлографии (AXIOVERT-200MAT Zeiss, Германия).

Результаты. Рентгенофазовый анализ полученных СВС продуктов показал, что в образцах с расчетным содержанием связки 30 и 40 об.% связка отсутствует полностью, при этом параметр решетки карбида титана в этих образцах ниже табличного значения для карбида титана TiC, что говорит о том, что в образцах образуется нестехиометрический карбид титана. Карбид титана TiC_x имеет широкую область гомогенности. Содержание углерода в карбиде при температурах в окрестности температуры плавления титана на

двойной равновесной диаграмме изменяется от эквиатомного состава (стехиометрический коэффициент $X = 1$) до $X = 0{,}5$. Так как все исследованные нами реакционные смеси имеют избыток титана, то карбид титана во всех случаях должен иметь нестехиометрический состав в соответствии с равновесной диаграммой.

Характер зависимости максимальной температуры и скорости горения прессовок из не активированных смесей титана и сажи от расчетного содержания титановой связки в СВС композите приведен на рис. 1. Очевидно, что с увеличением содержания инертной связки скорость горения и максимальная температура горения уменьшаются. Следует отметить, что максимальная температура горения для образцов с расчетным содержанием связки 60 об.% близка к минимально возможной температуре запуска СВС-процесса. Используя линейную зависимость максимальной температуры горения от содержания титановой связки, полученную эмпирически (рис. 1), можно вычислить, что минимальная температура, допустимая для инициации СВС-процесса, достигается в образцах с 63 об.% содержания связки. Таким образом, при расчетном содержании связки 63 об.% и выше, инициирование процесса послойного горения порошковых смесей без дополнительной обработки невозможна.

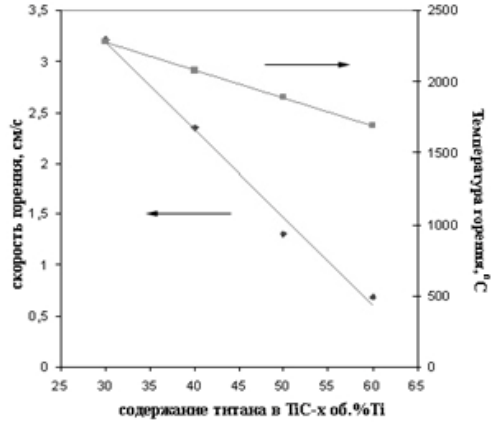
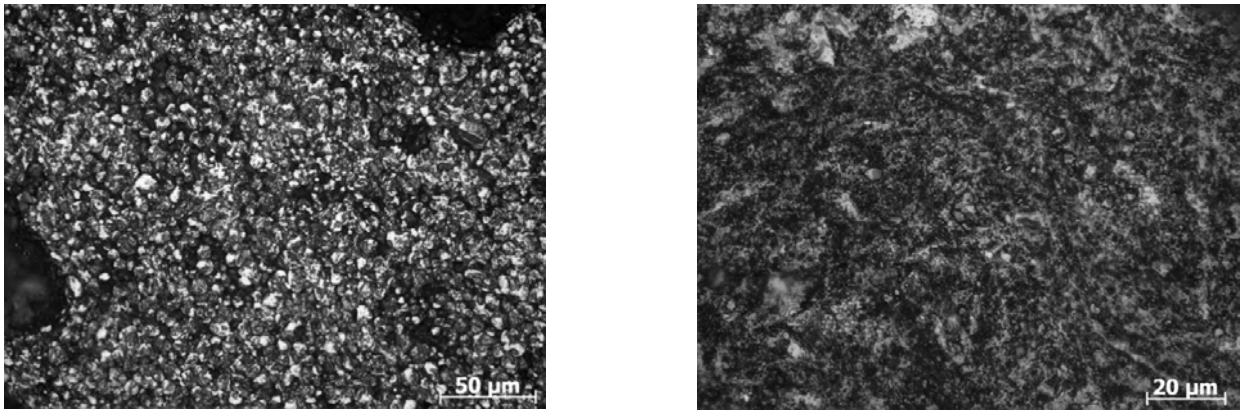


Рис. 1. Зависимость максимальной температуры и скорости горения Ti-C смесей от расчетного содержания Ti связки в TiC+Ti композите (в предположении стехиометричности TiC)

Уже при проведении синтеза образцов с расчетным содержанием связки 60 об.% наблюдалась нестабильность в инициации процесса – не всегда удавалось запустить волну горения. Поскольку содержание связки в этом случае близко к критически допустимому, то даже небольшие неоднородности порошковых смесей могут приводить к локальному превышению допустимого содержания титана и, соответственно, к невозможности протекания послойного горения. При проведении СВ-синтеза образцов того же состава, но предварительно активированных, послойное горение проходит стабильно. При этом максимальная температура горения смесей выше зафиксированной температуры для не активированной смеси.

В ходе активации из исходных частиц порошка образуются композитные агломераты, превосходящие исходные частицы по размеру и состоящие из чередующихся слоев исходных компонентов, вследствие чего повышается общая плотность смеси и увеличивается площадь контакта титана и углерода. Также в процессе МА повышается поверхностная энергия активируемых порошков [3, 4], что повышает их химическую активность и способствует протеканию реакции синтеза.

Таким образом, благодаря МА удалось расширить концентрационный интервал содержания титановой связки вплоть до расчетного значения 75 об.%. При дальнейшем увеличении титановой связки, не смотря на предварительную механическую активацию порошков, не удалось инициировать процесс СВС.



а б

Рис. 2. Структура СВС композиционных порошков с расчетным содержанием титановой связки 60 об.% (а) и 90 об.% (б)

Синтез порошков с расчетным содержанием связки более 75 об.% был произведен в режиме теплового взрыва (ТВ) предварительно активированной и разогретой порошковой смеси. В данном режиме удалось синтезировать порошковые смеси с содержанием титановой связки вплоть до расчетного значения 90 об.%. Структура синтезированных порошков с 60 и 90 об.% титановой связки приведена на рис. 2. В образцах с 60 об.% связки четко видны светлые карбидные зерна, тогда как в образцах с 90 об.% связки выделить карбидные зерна гораздо сложнее, однако в структуре композита не наблюдается структурных элементов, характерных для чистого титана.

Таким образом, нами было установлено, что синтез композиционных порошков «TiC – Ti» возможен в интервале от 30 до 90 об.% связки. Схематически возможные способы синтезирования приведены на рис. 3. Дальнейшее увеличение содержания титановой связки нецелесообразно, поскольку получающиеся композиты «TiC – Ti» содержат мало карбидных частиц и по своим физическим свойствам практически не отличаются от чистого титана.

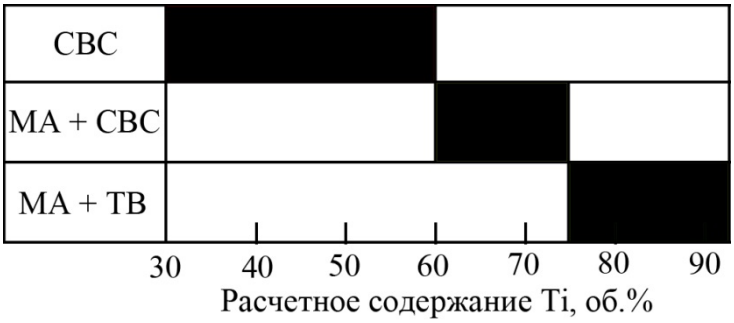


Рис. 3. Способы синтезирования порошковых композитов «TiC – Ti»

Выводы. СВС в режиме послойного горения без предварительной МА реакционных смесей «титан – углерод» может быть инициирован при содержании титановой связки в полученном композите вплоть до 60 об.%. С помощью МА реакционных смесей «титан – углерод» возможно инициировать СВС вплоть до 75 об.% содержания связки. Для механически активированных смесей с содержанием инертной связки выше 75 об.% СВ-синтез возможен в режиме теплового взрыва.

ЛИТЕРАТУРА

1. Чечулин Б.Б., Ушков С.С., Разуваева И.И., Гольдфайн В.Н. Титановые сплавы в промышленности. Л. «Машиностроение» (Ленинградское отделение). 1977. 248с.

2. А.с. №975068 (СССР). Аввакумов Е.Г., Поткин А.Р., Самарин О.И.. Планетарная мельница. Бюллетень изобретений, 1982. №43.
3. М. А. Корчагин, Н. З. Ляхов. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез механически активированных смесей // Химическая физика, 2008, т.27, №1, с. 73-78.
4. Криницын М.Г., Прибытков Г.А., Корчагин М.А. СВС композиционные порошки «TiC – титановая связка» для наплавки и напыления // Инновационные технологии и экономика в машиностроении : сборник трудов VI Международной научно-практической конференции, Юргинский технологический институт. – Томск: ТПУ, 2015 – С. 90-94.

УДК 66.023.2+620.3

А. А. Приходько, Л. А. Филатов
Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого

ХИМИЧЕСКОЕ ОСАЖДЕНИЕ НАНОЧАСТИЦ МЕТАЛЛА ИЗ ГАЗОВОЙ ФАЗЫ

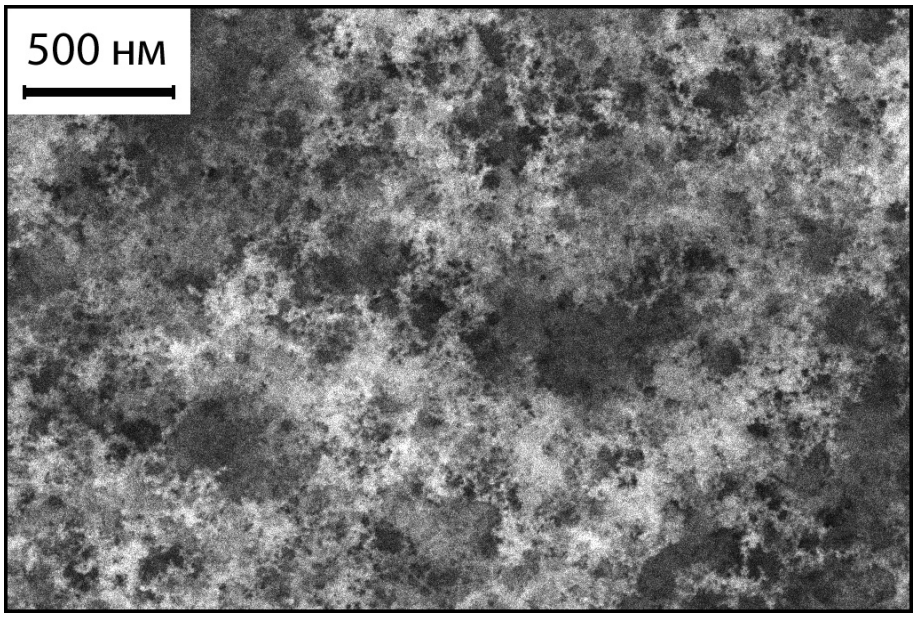
Данная работа связана с разработкой технологии получения металлических нанопорошков на примере порошков вольфрама, молибдена и железа. Последние находят широкое использование в получении новейших материалов с экстремальными показателями, например, методами порошковой металлургии, при наполнении полимерных композиций, при дисперсионном упрочнении металлов и др. Предлагаемая методика − химическое осаждение из газовой фазы, которая уже изучается для получения нанопорошков [1]. Метод способен обеспечить формирование частиц уже от единиц нанометров, высокую однородностью дисперсного состава продукта, высокую воспроизводимость процесса, относительную дешевизну производства [2]. Такие перспективы могут выгодно отличать метод от других используемых для получения, скажем, наночастиц вольфрама. Это, например, методы лазерной абляции [3], электрического взрыва проводников [4], магнетронного распыления [5] и др. В данной работе предлагается конструкция реактора, обеспечивающая формирование металлических частиц с варьируемой дисперсностью в диапазоне от нескольких единиц до трех десятков нанометров с высоким КПД процесса.

Тип используемого реактора – вертикальный трубчатый с горячими стенками. Он выполнен из двух коаксиально совмещенных труб. Внешняя труба из нержавеющей стали (внутренний диаметр 32 мм, длина 200 мм), внутренняя – из кварцевого стекла. Стенки реактора нагреваются трубчатой печью. Металлсодержащий реагент, в качестве которого рассматривались карбонилы вольфрама и молибдена, а также ферроцен, подается в верхнюю часть реактора с помощью газа-носителя. Эта часть снабжена охлаждаемым жидким теплоносителем инжектором. Газ-разбавитель подается в нижнюю часть реактора через небольшой зазор между стенками трубок реактора. Таким образом, прежде чем смешаться с порциями газа, содержащего реагент, основная часть рабочего газа успевает достичь высокой температуры. Оба потока газа смешиваются в верхней части реактора и проходят вниз через его высокотемпературную зону. Эта организация потоков в рабочей камере позволяет очень быстро нагреть инжектируемый в реактор реагент до температуры эффективного его пиролиза. При этом реагент не расходуется за счет превращений ни в канале его доставки, ни на стенках реактора, которых не успевает достичь. По контролю убыли массы реагента и массы образующегося на холодных частях реактора нанопорошка удалось оценить степень полезного использования реагента, который может достигать 90 %. Пары реагента подаются в поток газа из цилиндрического испарителя эффузионного типа. Нагрев испарителя проводится в специальной камере перед верхним вводом газа в реактор. Осадок собирается внизу по потоку на холодных частях стенок реактора.

В качестве газа-носителя и газа-разбавителя использовался аргон. Типичные условия осаждения: суммарный поток аргона 0.5-1 л/мин., давление атмосферное, температура

реактора 450-650 ºС, температура испарителя 90-120 ºС, время осаждения от 15 до 45 мин. Так как металлические наночастицы на воздухе пирофорны, перед выгрузкой продукта из реактора осуществлялась его пассивация выдержкой осадка при комнатной температуре в токе инертного газа, содержащего около 0.02 % кислорода. В течение этого процесса металлические частицы приобретают токую оболочку оксида [6].

На рисунке 1а показан типичный вид полученного в данной работе осадка из наночастиц. Эта морфология характерна для осадков из всех типов полученных в работе металлов (т. е. Mo, W и Fe) и не зависит от условий осаждения. Ворсоподобная структура, как следствие агломерации частиц, известна и не всегда зависит от методики получения металлических частиц [1,3]. На рисунке 1б хорошо заметно, что массив состоит нитеобразных агломератов, состоящих из частиц нанометрового диапазона. Для условий получения представленного образца размер частиц не превышает 10 нм. С помощью данных электронной микроскопии качественно это распределение можно оценить как довольно однородное, форма частиц близка к сферической. Данные наблюдения позволяют предположить гомогенное формирование наночастиц в области с очень близкими условиями. Это возможно только в небольшой части реактора, которая может находиться вблизи точки смешения потоков. Здесь же реагент расходуется полностью, на что указывает очень слабое осаждения металла на внутренние горячие стенки реактора.

а) 

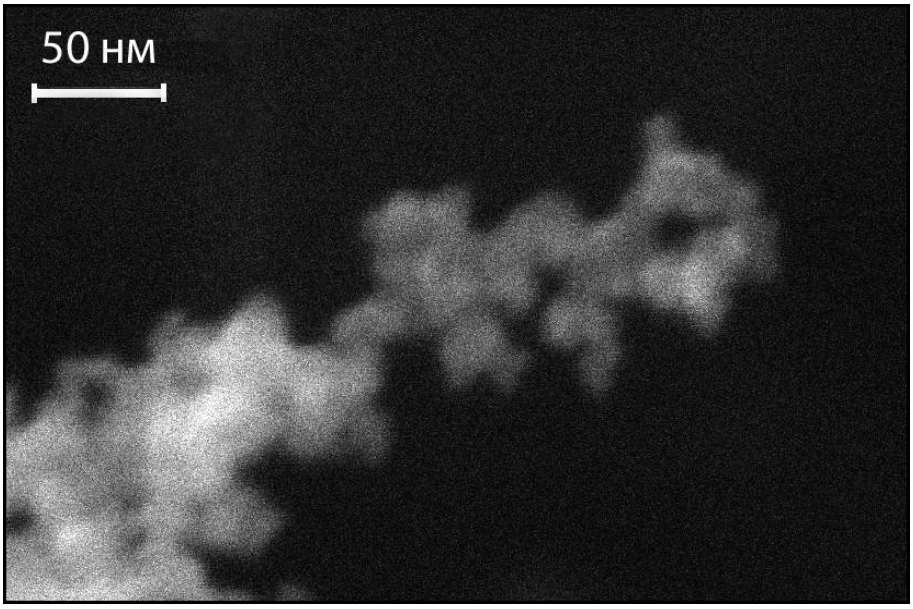
б) 

Рисунок 1 – Изображение молибденового осадка, полученное с помощью растровой электронной микроскопии. Температура осаждения 550 ºС, температура испарителя 105 ºС, общий поток газа 800 мл/мин. а) и б) – осадок при разном увеличении.

Выводы. В работе предложена конструкция реактора, позволяющая формировать наночастицы металлов химическим осаждением из газовой фазы за счет пиролиза пара реагента. Предложенная конструкция демонстрирует высокое использование реагента для получения целевого продукта. Такой характер процесса показывает, что все превращения осуществляются в малом объеме реактора вблизи точки инжекции паров реагента. Это, в свою очередь, позволяет ожидать низкую дисперсию частиц по размеру.

ЛИТЕРАТУРА:

1. O. V. Tolochko, O.G. Klimova и др. // Rev. Adv. Mater. Sci., 2009, V. 21, PP. 192-199
2. Александров С.Е. Технология материалов электронной техники. Процессы химического осаждения из газовой фазы: Учебное пособие. СПб.: Изд. СПбГПУ, 2005. 92 с.
3. B. Tan, K. Venkatakrishnan // Opt. Expr., 2009, V. 17, PP. 1064-1069
4. Y.-S. Kwon, J.-C. Kim, A. P. Ilyin и др. // J. Kor. Powd. Met. Inst., 2012, Vol. 19, PP. 49-54
5. T. Acsente, R. F. Negrea, L. C. Nistor и др. // Eur. Phys. J. D, 2015, V. 69, с. 161
6. Metal Nanopowders. Edited by A. Gromov, U. Teipel. Weinheim, Germany: Wiley-VCH, 2014, 417 p.

УДК 621.726

А.В.Кокорин, А.А.Айдашкин, В.Н.Кокорин
Ульяновский государственный технический университет

ИНТЕНСИВНОЕ ПРЕССОВАНИЕ ГЕТЕРОФАЗНЫХ МЕХАНИЧЕСКИХ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА В КОНИЧЕСКОЙ МАТРИЦЕ НА ПРЕССАХ

Введение. Повышенные требования предъявляются к прочностным характеристикам тяжелонагруженных конструкционных изделий с остаточной пористостью не превышающей 3%, что является важной научно-технической проблемой в связи с традиционно высокой

потребностью промышленности в деталях конструкционного назначения. Современной тенденцией развития процессов обработки давлением при получении изделий, приближающихся по уровню физико-механических свойств к компактным деталям из литья и проката, является снижение остаточной пористостью структуры до уровня ≤1% и образование благоприятной регламентированной структуры металла. Интенсивные уплотнения могут осуществляться различными способами, но наибольшими преимуществами обладает схема нагружения, реализующая комплексное всестороннее сжатие и развитые сдвиговые деформации, при которых можно ожидать как снижение величины деформирующих сил, так и повышение плотности деталей и заготовок. Однако, в настоящее время отсутствуют системные данные по использованию эффективных схем уплотнения гетерофазных механических смесей, реализующих сдвиговые деформации; не выявлен механизм влияния условий уплотнения на структурирование; не сформулировано требования, которым должен отвечать инструмент для производства высокоплотных заготовок из металлических порошков обработкой давлением на прессах.

Теория и практика, учитывающие особенности процессов уплотнения гетерофазных механических смесей при реализации комплексного силового осевого и сдвигового воздействия, позволяют определить область адекватных моделей уплотнения обеспечивающих повышение качества и эксплуатационных свойств изделий за счет применения рациональных научнообоснованных схем управления структурирования что обуславливает актуальность темы исследования.

Таким образом исследования процессов интенсивного уплотнения гетерофазных механических систем при реализации развитых сдвиговых деформаций решает важную научно-техническую задачу, востребованную промышленным производством.

Работа выполнена как часть научных исследований, проводимых в Ульяновском государственном техническом университете в рамках госбюджетной НИР « Разработка и исследование ресурсосберегающих процессов получение заготовок с применением давления»

Результаты. В экспериментальных исследованиях использовалась механическая смесь:

- железный порошок АНС100.29 и жидкая фаза (вода) в пропорции по массовой доле (85:15), исходная влажность W0 = 15%.

Исследования проведены с использование экспериментальной пресс-формы, содержащей: коническую (”тающую”) матрицу, основание, деформирующий пуансон.

По результатам экспериментов был построен график изменения плотности структуры в процессе нагружения (кривая уплотнения). Применяя методику фиксирования характерных участков связи: “плотность - давление” прессования, определены значения величин интенсивности роста плотности в характерных участках.

Установлен деформационный характер уплотнения в наложении на структурное в диапазоне прикладываемых давлений от 950 МПа до 1250 (1270) МПа, при этом наблюдается интенсивное уплотнение и угловых зон ” тающей ” оснастки при достижении средней плотности массива плотность прессовки находится на уровне 7,63 г/см^3 ($Q_{ост}$=3%). Фиксированный участок характеризующийся как третья стадия уплотнения.

Четвертая стадия уплотнения определяется как деформационное уплотнение и характеризуется наличием интенсивных сдвиговых деформаций, образованием плотностей структуры, близким к теоретической ($Q_{ост}$= 1%). Достижение плотности, близкое к теоретической, зафиксировано при давлениях прессовании 1430 МПа.

Следует отметить существенное снижение потребных давлений прессования и достижения плотностей критического уровня ($Q_{ост}$=3%): при использовании ” тающей ” оснастки в давление прессования составляет 1274 МПа, при использовании

цилиндрической- 1600МПа, т.е. зафиксировано уменьшение потребных давлений уплотнения в 1,25 раз (на 25%) .

По результатам экспериментов по изучению характера уплотнения гетерофазной смеси на основе железа предложена физическая модель четырехстадийного процесса уплотнения при реализации сдвиговых деформаций.

В проведенных экспериментах изучалось влияние величины межинструментального зазора (Z), исходной влажности (W) механической смеси, угла наклона конической образующей ” тающей ” оснастки (α^{o}) на процесс уплотнения гетерофазной механической смеси при получении структур высокой плотности. В качестве регистрируемого параметра (отклика) принята плотность структуры на последней (четвертой) стадии уплотнения. Масса навески – 10 грамм. Был поставлен и реализован полнофакторный эксперимент по

Получена комплексная параметрические модель в виде полиномов множественного порядка, определяющая влияние угла наклона, зазора и влажности на плотность 4-ой стадии преимущественного пластического деформирования при прессования железосодержащих порошков.

Установлен характер топологии и морфологии порового пространства структуры прессовки. Установлено, что на четвертой стадии уплотнения наблюдается структура, близкая к теоретической плотности (θотн$\leq$1%) , при этом установлено дробление (уменьшение) зерен металла на последней стадии уплотнения.

Вывод. Анализ механических испытаний структуры свидетельствует о существенном увеличении прочностных характеристик структуры на конечной стадии уплотнения. Установлен высокий уровень гомогенности структуры при достижении твердости, превышающий твердость беспорового материала в зонах наибольшего сдвига за счет интенсивного деформационного упрочнения. Сравнение твердости структур завершающих стадий: 5-ая стадия (статическое прессование в цилиндрической матрице) – Тв ц. и 4-ая (развитый сдвиг при использовании конической матрицы)- Тв сдв. позволило установить: Тв сдв./ Тв ц=1,15 (превышение на 15%).

ЛИТЕРАТУРА:

1. В.Н. Кокорин, А.И. Рудской, С.Ю. Кондратьев, В.И. Филимонов, А.В. Кокорин Прессование гетерофазных увлажненных порошков при использовании метода интенсивного уплотнения. Наукоемкие технологии в машиностроении.- 2013. - №5 с.13-20.
2. В.Н. Кокорин, В. И. Филимонов, А. В. Кокорин, М. А. Брязгин. Исследования механизма структурирования в процессе интенсивного уплотнения порошков с использованием эффекта межчастичного сращивания// Известие МГТУ «МАМИ», №1 (19), 2014, т. 2, с. 134-137.
3. Халафян А.А. Статистический анализ данных.- М.:Бином 2009.-528 с.
4. Хайнике, Р. Триботехника / Р. Хайнике. − М.: Высшая школа,1987. − 584с

УДК 621.762

С.Ю. Петрович, С.А. Падерин, М.Ю. Замоздра, С.В. Ганин
Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого

НОВЫЕ СОСТАВЫ МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ АВТОНОМНОГО ТЕПЛООБЕСПЕЧЕНИЯ

Введение. В экспедициях и туристских походах в труднодоступные безлесные районы, при попадании людей в экстремальные условия природных катаклизмов, в море, в зимних условиях Севера и т.п. существует потребность в автономных источниках тепла, топлива, в качестве которых может быть использован высокий тепловой эффект реакции окисления металлов, в частности, алюминия:

$$2Al + 6H_2O \rightarrow 2Al(OH)_3 + 3H_2\uparrow + 15{,}5 \text{ ккал/г.}$$

Эти материалы можно использовать также для промышленного производства

водорода в стационарных или переносных газогенераторах, для газовых горелок,

надува шаров-зондов, создания давления в подземных выработках и т.д. [1].

Скорость реакции окисления можно регулировать подбором окислителя, введением ингибиторов или катализаторов, за счет развития поверхности и проницаемости поверхностной плёнки частиц. Именно последнему аспекту посвящено настоящее исследование.

Целью работы является поиск новых экономичных рецептур тепловыделяющих элементов (ТВЭЛ), которые на основе реакции алюминия с водой способных разогреть пищу или какие-либо предметы 70-90°C за 7-10 мин. Исследование является продолжением предыдущих разработок [2].

В процессе физического диспергирования расплава алюминия в ходе газового распыления или высокоскоростного центрифугирования является добавление металлических поверхностно-активных веществ (ПАВ), применение которых позволяет обеспечить снижение поверхностного натяжения расплава и модифицирование структуры. Частицы порошкового алюминия покрыты защитной оксидной плёнкой, изменением химического состава которой можно влиять на её проницаемость в широком интервале.

При кристаллизации частиц расплава алюминия, легированного ПАВами, атомы этих металлов вытесняются на поверхность частиц и тем самым изменяют структуру, химический состав и свойства поверхностной оксидной плёнки. Чаще всего появление второй фазы в структуре оксидной плёнки приводит к её разрыхлению, уменьшению защитных свойств и повышению химической активности порошка.

В качестве ПАВ, наряду с другими металлами, имеющими значительно более низкое по сравнению с алюминием – 850 мН/м при t = 800 ^{o}C – поверхностное натяжение, может быть использован висмут, имеющий 343 мН/м при той же температуре [3]. Добавка висмута в количестве 5-6 мас. % снижает поверхностное натяжение алюминия вдвое.

Установлено, что в распылённом порошке сплава Al-0,5%Bi поверхностный слой частиц содержит в ~8,5 раза больше висмута. Более 80% висмута в оксидной плёнке находится в форме γ-Bi_2O_3, растворённом в γ-Al_2O_3. Эти оксиды имеют одинаковый тип кристаллической решетки, но размер ребра куба решетки γ-Bi_2O_3 (1,07 Å) значительно меньше, чем у γ-Al_2O_3 (7,7 Å), отчего поверхностная плёнка становится проницаемой. Остальные ~20% от всего висмута в поверхностной плёнке находятся в металлическом состоянии, образуя мелкие включения [4].

В сравнении с другими металлическими ПАВами (Sn, Pb, Cd, Sr, Ga, Ba) только порошковый легированный висмутом алюминий проявил высокую активность при

взаимодействии с водой. Скорость образования водорода при реакции, характеризующая интенсивность взаимодействия, была в 2-5 раз выше (в зависимости от стадии процесса), чем при окислении нелегированного алюминия при прочих равных условиях.

В целях изучения свойств поверхностной плёнки и определения химической активности гранул в зависимости от их крупности и содержания висмута, установления общей закономерности и прогноза свойств и целесообразного легирования висмутом алюминия перед распылением, было изготовлено пять гранулированных образцов сплавов составов Al[1], Al-0,5Bi[2], Al-1Bi, Al-1,5Bi, Al-2Bi (мас. %).

Для гранулирования использовали алюминий марки А5Е по ГОСТ 11069-2001, висмут марки Ви00 по ГОСТ 10928-90, флюс 39 KCl – 37 $MgCl_2$ – 24 NaCl (мас. %), плавленый, измельчённый, прокалённый при 200 ^oC, и водный раствор $K_2Cr_2O_7$ (4%), предназначенный для ингибирования свежеприготовленных гранул.

Плавки проводили в лабораторной печи СШОЛ 2,5 в графито-шамотном тигле. Алюминий доводили до температуры плавления и перегревали до 850 ^oC, после чего вводили добавку висмута и перемешивали расплав. После легирования выдерживали 4-5 минут, снова энергично перемешивали расплав в течение 30-40 с.

Параллельно готовили гранулятор ГОП-1 к работе. В чашу гранулятора заливали раствор $K_2Cr_2O_7$; перфорированный грануляционный стакан нагревали до температуры ~850 ^oC (перегрев необходим на компенсацию охлаждения за время укрепления стакана на валу). После установки и укрепления стакана в зажимах, а затем крышки гранулятора, снова перемешивали расплав, извлекали тигель из печи, запускали двигатель гранулятора, заливали расплав в стакан в течение 30-40 с.

После прекращения слива расплава останавливали двигатель гранулятора, снимали крышку, освобождали тигель из зажимов, сливали раствор $K_2Cr_2O_7$ и полученный гранулят (гранулы, агломераты, сплёсы). Гранулят отделяли от раствора и промывали холодной водопроводной водой.

Результаты гранулирования

Таблица. Массовая доля частиц мельче 2,5 мм, полученных при гранулировании.

Отмечено, что гранулы сплавов с высоким содержанием висмута начинали реагировать с выделением водорода даже в ингибирующем химическую реакцию растворе $K_2Cr_2O_7$.

Гранулят сушили в сушильном шкафу при температуре 105-110 ^oC в течение 12 ч. После извлечения гранулята из шкафа и охлаждения отделяли фракцию +2,5 мм (таблица) и выводили её из процесса, а фракцию -2,5 мм рассевали на ситах (табл. 2) на вибрационной просеивающей машине. Результат рассева приведён на рис. 1.

[1] Цель изготовления гранул – сравнение химической активности нелегированного и легированного висмутом алюминия при одинаковой крупности гранул.

[2] Цель изготовления гранул – сравнение химической активности распылённого порошка и гранул одинакового химического состава в зависимости от крупности.

Содержание висмута, мас.%	массовая доля, %
Al	47,9
Al - 0,5Bi	75,3
Al - 1Bi	66,9
Al - 1,5Bi	77,3
Al - 2Bi	79,7

Результаты подтверждают вышесказанное о положительном эффекте воздействия висмута на алюминиевый расплав. Дисперсность легированных гранул и выход годного продукта (-2,5 мм) оказались значительно выше, чем при гранулировании нелегированного алюминия при тех же технологических параметрах процесса.

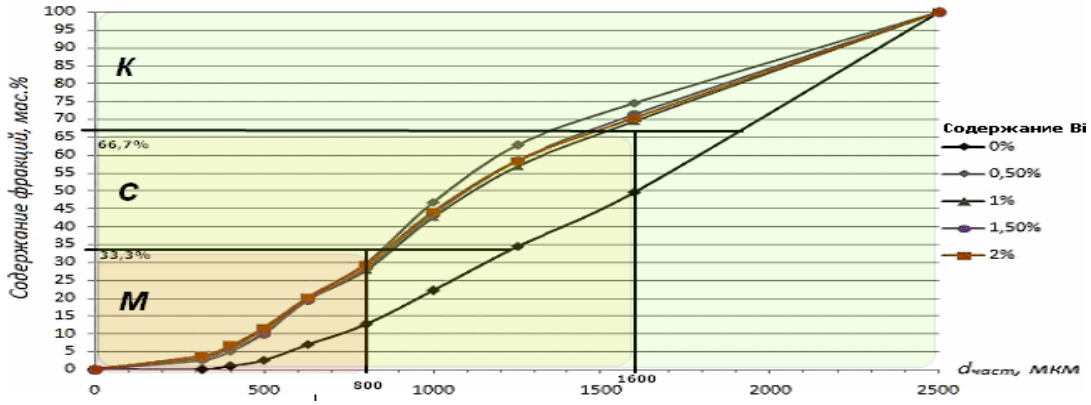


Рис. 1. Интегральные кривые гранулометрического состава подситовых (-2,5 мм) фракций гранулята.

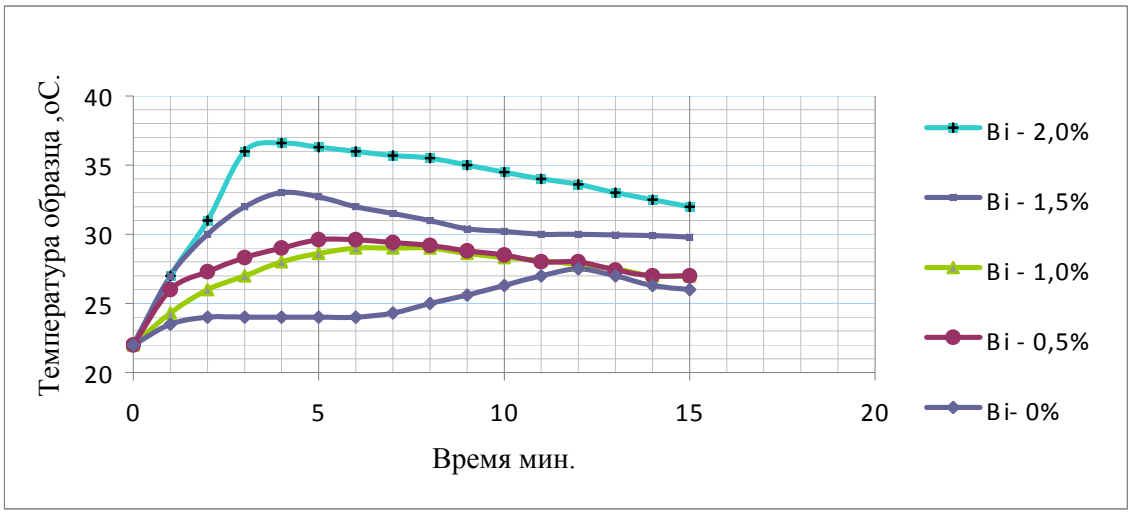


Рис 2. Зависимость динамики нагрева контрольного образца массой 500 г в ходе реакции окисления 10 г гранул сплавов Al-Bi дисперсностью 0-800 мкм в присутствии хлор-ионов.

Выводы.

1. Легирование алюминиевого расплава висмутом значительно интенсифицирует диспергирование расплава (позволяет получать значительно более тонкий гранулят) и влияет на стойкость оксидной плёнки и химическую активность гранул при воздействии окислителей.

2. Порошки и гранулы сплавов Al–Bi с успехом могут быть использованы для создания автономных нагревательных элементов.

ЛИТЕРАТУРА.

1 В.Г. Гопиенко, С.Ю. Петрович, В.П. Черепанов и др. Металлические порошки алюминия, магния, титана и кремния. Потребительские свойства и области применения. СПб, изд-во Политехнического университета, 2012, - 356 с.

2. В.Г. Гопиенко, В.П. Черепанов, А.Н. Зотикова, Л.В. Куряшкин. Химические газо- и теплообразующие смеси на основе порошков Al, Mg и их сплавов. // Цветные маталлы, № 1, 2000, с. 65-68.

3. Физические величины. Справочник под редакцией И.С. Григорьева, Е.З. Мейлихова, М., Энергоатомиздат, 1991, 1232 с.

4. А.Ю. Баймаков, С.Ю. Петрович, Р.А. Сейтенов, В.А. Липин, А.Л. Шахмин Микролегирование алюминия как способ изменения свойств оксидной плёнки порошков. Труды СПбГГИ (ТУ), 2012 г.

СЕКЦИЯ «СВАРКА И РОДСТВЕННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ»

УДК 669.295

Паршин С.Г., Карданов Р.А.
Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого

ДЕФЕКТЫ ПРИ СВАРКЕ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ. ПРИЧИНЫ ИХ ВОЗНИКНОВЕНИЯ И МЕТОДЫ ВЫЯВЛЕНИЯ.

Введение. Благодаря сочетанию легкости, прочности и высокой коррозионной стойкости, титановые сплавы получили широкое распространение в судостроительной промышленности, для изготовления гребных винтов, обшивки морских судов, подводных лодок, торпед и т.д. К сожалению, применение титана осложняется возникновением дефектов при его сварке. В данной работе выполнен аналитический обзор возможных дефектов, описаны причины их возникновения, методы выявления.

Цель работы – Анализ дефектов, возникающих при сварке титановых сплавов, выявление причин их возникновения и методы выявления, с целью их предотвращения.

Для достижения поставленной цели, на базе ООО «Балтийский завод – Судостроение», в цехе №6, выполнена тестовая сварка образцов из титановых сплавов, с последующим анализом и выявлением дефектов непосредственно в заводской лаборатории.

В соединениях титановых сплавов встречаются поверхностные и внутренние дефекты.

Для их выявления используются следующие неразрушающие методы контроля: визуальный и измерительный, капиллярная дефектоскопия (КД), радиографический контроль (РГК) и ультразвуковой контроль (УЗК). Как исключение применяют разрушающий лабораторный метод контроля. [1]

По результатам анализа наиболее распространенными оказались следующие дефекты:

1. Поры сферической формы - газовые включения, имеющие преимущественно сферическую форму. Эти дефекты имеют относительно небольшие размеры (1-2 мм) и представляют собой пузырек газа, образовавшийся, как правило, на границе жидкого и твердого металлов и оставшийся в объеме металла шва после затвердевания.

Поры характерны для соединений титана толщиной менее 10 мм, полости - для толщин долее 10 мм.

Решающее влияние на пористость оказывает состояние поверхностных слоев основного металла и сварочной проволоки. В настоящее время лучшим способом подготовки кромок под сварку является осветление их в кислотном растворе (3-5% HF, 30-35% HNO_3 , остальное - вода) с последующей промывкой в горячей воде и просушкой или нанесением на свариваемые кромки тонкого слоя реагента (суспензии CaF_2 в спирте). Также определенное влияние оказывает водород, учитывая увеличение его концентрации вблизи линии сплавления. [4]

Поры сферической формы, выявляются в основном РГК, УЗК же может определить только скопления или цепочки крупных дефектов этого типа. [1]

2. Вольфрамовые включения в швах являются результатом разрушения неплавящихся электродов и легко выявляются РГК. Основными причинами появления данного дефекта являются: некачественный вольфрамовый электрод или недостаточная квалификация сварщика. Кроме того, не исключено разрушение вольфрамовых электродов вследствие нарушений газовой защиты при сварке.

При нарушении защиты или при недостаточной чистоте аргона на заточенной части вольфрамовых электродов образуется «козырек» [4], состоящий из оксидов вольфрама, он изменяет форму рабочего конуса электрода и эмиссионные характеристики катода, вызывая изменение параметров наплавляемого валика. «Козырек» из оксидов обладает пониженной термостойкостью и разрушается, образуя целые зоны вольфрамовых включений различной формы и размеров.[3]

Вольфрамовые включения, выявляются также как и поры сферической формы

3. Непровары и дефекты формирования шва - Непровары (несплавления) и дефекты формирования шва (прожоги, наплывы, бугристость, неплавный переход от шва к основному металлу и.т.д.) возникают вследствие нарушений одного или нескольких параметров режимов сварки, регламентированных НД. Причиной таких дефектов может быть низкая квалификация сварщиков или неисправность сварочного оборудования. Эти дефекты являются следствием применения таких значений параметров режима сварки, которые приводят к нарушению уравнения в сторону уменьшения или увеличения какого-либо из параметров сварочной ванны. Непровары и несплавления главным образом возникают при низких значениях $I_{св}$, превышении $V_{св}$ и $d_{пр}$, а также при неправильной заточке, оплавлении или разрушении конца вольфрамового электрода. Распространенной причиной непровара является подтекание жидкого металла под дугу, снижающее глубину проплавления. [2]

Непровары и дефекты формирования шва выявляются РГК и УЗК; лучшие результаты дает применение УЗК; [1]

Реже встречались следующие дефекты:

1. Трещины и поверхностные окисления (цвета побежалости); трещины с небольшим раскрытием хорошо определяются с помощью КД;
2. Дефекты формирования шва (подрезы, наплавы, неплавный переход от шва к основному металлу и др.).
3. Объемные окисления, выявляемые визуально при инспекторском и поваликовом контроле; в последнее время для этих целей эффективно применяется метод акустической эмиссии, выполняемый в процессе сварки;
4. Удлиненные полости, выявляемые, как и поры сферической формы;
5. Дефекты типа «Т», выявляемые УЗК;
6. «Темные полосы», выявляемые РГК и оцениваемые по результатам УЗК.

Результаты. В результате выполненной работы установлены типичные дефекты при сварке титана:

Поверхностные дефекты:

1. Трещины и поверхностные окисления (цвета побежалости);
2. Дефекты формирования шва (подрезы, наплавы, неплавный переход от шва к основному металлу и др.).

Внутренние дефекты:

1. Трещины и непровары.
2. Объемные окисления.
3. Поры сферической формы.
4. Удлиненные полости.
5. Вольфрамовые включения.
6. Дефекты типа «Т».
7. «Темные полосы».

Вывод. Наиболее серьезными и часто встречаемыми являются: поры, непровары и вольфрамовые включения.

Основными причинами возникновения дефектов являются: несоблюдение режимов, плохая зачистка, некачественный вольфрамовый электрод, его неправильная заточка, оплавление или разрушение его конца, человеческий фактор, подтекание жидкого металла под дугу, нарушение технологии сварки.

ЛИТЕРАТУРА:

1. Горынин И.В., Ушаков С.С., Хатунцев А.Н., Лошакова Н.И. Титановые сплавы для морской техники. 2007 г., с.207-227; с. 232-256
2.ОСТ5Р.95055-2011 Стандарт судостроения. Сварка сплавов типа ПТ-3В и 5В. Типовой технологический процесс. 2011 г., с. 24 – 47.
3. ОСТВ5Р.95118-2001 Стандарт отрасли. Соединения сварные конструкций из сплавов типа ПТ-3В и 5В. Правила приемки и методы контроля. Часть 1. 2001 г., с. 20 – 75.
4. Третьяков Ф.Е. Сварка плавлением титана и его сплавов. 1968 г., с. 36 – 113.

УДК 621.071

М.В.Кокорин, К.С. Левушкин. А.С.Алёшин
Ульяновский государственный технический университет

ПОВЫШЕНИЕ ЭФФЕКТИВНОСТИ КОНТУРНОЙ ЛАЗЕРНОЙ РЕЗКИ

Известен способ контурной лазерной резки с помощью направленного сфокусированного излучения [1]. Недостатками способа являются высокая материалоемкость (большая ширина прореза, значительные потери металла за счет образования грата); искажение формы и размеров детали за счет низкого качества боковой поверхности реза (неперпендикулярность и высокая шероховатость), поверхностного коробления металла, низкой размерной точности; ограниченный диапазон по материалам и толщинам исходного металлопроката.

Тепловая энергия, образующаяся в процессе лазерной резки, создает зону термического воздействия в глубине кромки. Для повышения качества лазерной резки рекомендуется уменьшать тепловое воздействие на металл заготовки с целью уменьшения теплопроводности [2].

Известны способы снижения теплопроводности, а именно охлаждение зоны реза при помощи охлаждающей жидкости, распыляемой вместе с потоком газа [3]. Существенным недостатком данного способа является сложная конструкция лазерной установки, а также недостаточная эффективность процесса охлаждения, низкая коррозионная стойкость металлопроката на железной основе.

Сущность предлагаемого решения состоит в том, что снижение теплопроводности в зоне реза предлагается за счет процесса механической активации металлопроката при прикладывании силового воздействия и возникновение деформационного упрочнения [4]. При этом обеспечивается резкое снижение теплопроводности металла за счет его деформационного упрочнения.

Наблюдаемый эффект обусловлен искажением кристаллической решетки металла, повышением плотности дислокаций при пластическом деформировании.

Разработанный способ контурной лазерной резки с механической активацией листового металлопроката осуществляется по следующим этапам.1)Производят холодное пластическое деформирование обрабатываемой поверхности металлопроката любым традиционным способом (валками, ударным воздействием между байками и.д.). На этом этапе формируется благоприятная текстура (макро и микро), происходит активация и механический наклеп в

области зоны контурной лазерной резки, что позволяет уменьшить тепловые деформации за счет создания небольшой зоны термического воздействия 2)Производят контурную лазерную резку предварительно холоднодеформированного участка металлопроката.

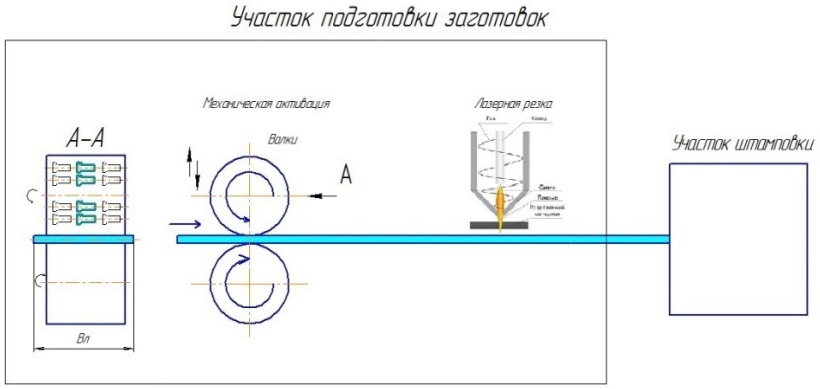


Рис. 1. Технологический алгоритм контурной лазерной резки при использовании механической активации металлопроката

На рисунке 1 представлена технологическая схема разрабатываемого процесса контурной лазерной резки с механической активацией листового металлопроката.

Деформационное упрочнение листового металлопроката, предложенное в рамках данного проекта, реализовывается с помощью деформирующих валков, обеспечивающих холодное пластической деформирование исходного листового материала в зонах разделения согласно чертежу и осуществляющих разнонаправленное вращательное движение (рис.2.).

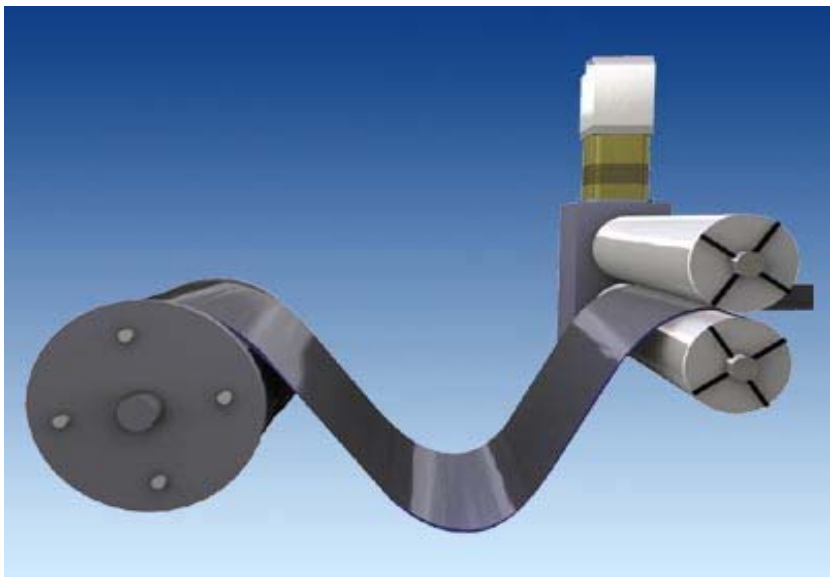


Рис. 2. Схема механической активации использования валкового инструмента

Сравнение действующего и проектируемого процесса позволяет: уменьшить себестоимость изделия за счет резкого сокращения (до 2.1 раза) трудоемкости слесарных работ (от 60% - базовый вариант до 28,5% - разрабатываемая технология при использовании механической активации:) за счет увеличения размерной точности и снижения

шероховатости поверхности разделения и существенно снизить ширину поверхности среза в 2,48 раза в диапазоне ε=Ъ{0%…75%}.

ЛИТЕРАТУРА:

1. [Григорьянц А.Г., Шиганов И.Н., Мисюров А.И. Технологические процессы лазерной обработки. М.:МГТУ им. Н.Э.Баумана.2006].
2. Ковалев О.Б., Зайцев А.В. Моделирование формы свободной поверхности при лазерной резке металлов. 2. Модель многократного отражения и поглощения излучения // ПМТФ. Т. 46. 2005, № 1. С. 16-20.
3. [Парфенов В.А. Лазерная микрообработка материалов: Учеб. Пособие. СПБ.: Изд-во СПбГЭТУ «ЛЭТИ», 2011. 59 с.
4. Man H.C., Duan J., Yue T.M. Dynamic characteristics of gas jets from subsonic and supersonic nozzles for high pressure gas laser cutting // Optics & Laser Technology. 1998. V. 30. P. 497-509.

УДК 621.791.7

Матвеев Н. И., Панченко О. В.
Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого

ОПРЕДЕЛЕНИЕ СОДЕРЖАНИЯ ДИФФУЗИОННОГО ВОДОРОДА В НАПЛАВЛЕННОМ МЕТАЛЛЕ ДЛЯ ПОКРЫТЫХ ЭЛЕКТРОДОВ

Введение. В начале 2014 года произошел кризис в международных отношениях, связанный с событиями вокруг Украины. Ряд западных стран объявили о введении жестких санкций в отношении российской экономики. Это активизировало процесс импортозамещения в России, в том числе и на уровне государственной политики. В марте президент Российской Федерации обозначил импортозамещение как один из приоритетов для России. По словам Путина, потенциал страны позволяет производить самостоятельно большой спектр товаров: «*Всего делать невозможно. Глобальная экономика, глобальные технологии развиваются, но очень многие вещи, которые мы покупаем, мы способны делать сами»,*– сказал он [1].

В сложившейся ситуации в ОАО Газпроме был подготовлен ряд нормативной документации, в частности: СТО Газпром 2-2.2-115-2007[3] и СТО Газпром 2-2.2-136-2007 [4], где были прописаны электроды японской компании KOBE STEEL, и шведской кампании ESAB, которые не первый год импортируются в нашу страну. В результате сложившейся экономической обстановки и постановления президента Российской Федерации, ОАО Газпром необходимо попытаться заменить импортные электроды на отечественные, тем самым поддержать российского производителя, доказать что отечественная продукция не хуже импортной и поднять престиж России в мире.

Цель работы - на основе литературных данных и собственных экспериментов сравнить содержание наплавленного металла, полученного при помощи ручной дуговой сварки покрытыми электродами: Lb-52U, Lb-62U, Ok-74.70, OK–74.86 производства компании «Kobe Steel, Ltd», «ESAB» и ЗАО «Электродный завод» на предмет содержания диффузионного водорода.

Исследования проводились с помощью вакуумной методики(рис. 1).

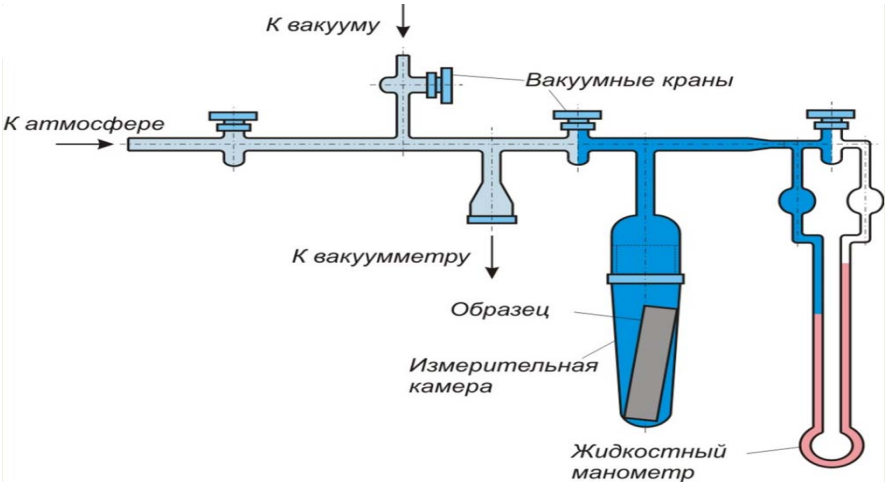


Рис. 1. Вакуумная методика определения содержания диффузионного водорода.

Метод основан на сборе выделяющегося водорода из образца в вакуумированный контейнер, соединенный с манометром. Объем выделившегося водорода определяют с учетом объема контейнера и изменением в нем давления за счет выделившегося водорода.

Подготовка и проведение эксперимента соответствовали требованиям ГОСТа 23338-91[2].

Результаты проведения эксперимента были занесены в таблицу 1.

Таблица 1. Экспериментальные и литературные данные содержания диффузионного водорода.

	Литер. см³/100 г	Эксп. см³/100 г		Литер. см³/100 г	Эксп. см³/100 г		Литер. см³/100 г	Эксп. см³/100 г		Литер. см³/100 г	Эксп. см³/100 г
LB – 52U	3,6	4,4	LB – 62U	3,7	3,4	ОК 74.70	3,3	4,1	ОК 74.86	4,2	4,2
ЭЛЗ 52U	5,1	6,3	ЭЛЗ 62U	4,2	4,3	ЭЛЗ 74.70	6,2	5,5	ЭЛЗ 74.86	5,3	4,5

Таблица 2. Экономический эффект от импортозамещения.

Марка	Цена отечественных электродов, руб	Цена импортных электродов, руб	Разница, руб
52U	750	2050	1300
62U	1050	1700	650
74.70	650	1450	800
74.86	1000	2150	1150

Расходы на приобретение отечественных сварочных материалов снижаются в среднем на 53%, по сравнению с импортными.

Выводы:

1. В результате анализа технических условий на производство зарубежных и отечественных электродов и нормативно-технической документации ОАО «Газпром» установлено, что сварочные материалы удовлетворяют требованиям по механическим свойствам, химическому составу и содержанию водорода в наплавленном металле.

2. Кол-во водорода в наплавленном металле для всех марок отечественных электродов выше на 1-2 $см^3$/100 г, чем у электродов производства компании «Kobe steel» и «ESAB».

3. При замещении покрытых электродов импортного производства на отечественные, расходы на сварочные материалы снижаются на 53%.

ЛИТЕРАТУРА:

1. http://riarating.ru/comments/20140602/610619353.html
2. ГОСТ 23338—91. Сварка металлов. Методы определения содержания диффузионного водорода в наплавленном металле и металле шва.
3. СТО Газпром 2-2.2-115-2007
4. СТО Газпром 2-2.2-136-2007

УДК 621.791.754

Завьялов В.Е., Иванова И.В., Кудринецкая А.Л., Астахов Г.Д.
Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого

СОВЕРШЕСТВОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИИ СВАРКИ ТОЛСТОСТЕННЫХ КОНСТРУКЦИЙ

Одним из основных направлений производства сварных конструкций второй половины XX века явилось развитие сварки деталей больших толщин.

Попытки выполнять сварку разными способами, такими, как электронно-лучевой способ, механизированной сваркой под флюсом, электрошлаковой сваркой и т. д. сопряжены с рядом сложностей. К ним относятся многослойность и значительное тепловложение, приводящие к остаточным напряжениям и деформациям а так же к ухудшению свойств основного металла, в зоне термического влияния.

Сварка толстостенных конструкций требует применения большого количества электродного металла, а также увеличивает зону термического влияния, поэтому толстостенные конструкции выполняют в узкощелевую разделку.

В настоящее время при сварке деталей больших толщин, в основном, применяется механизированная сварка под флюсом по узким разделкам. Применение сварки в защитных газах затруднено, основной причиной этого является отсутствие приемов и оборудования для обеспечения эффективности газовой защиты в глубокие узкие разделки. Исследование эффективности газовой защиты активизировалось в конце прошлого столетия. Тем не менее, ширина зазора на верхних кромках этих соединениях колеблется от 7-16мм диаметр электродной проволоки: 0,8-3,2мм. В качестве защитных сред используется как чистый CO2, так и смеси Ar + CO2 и Ar + He в разных соотношениях.

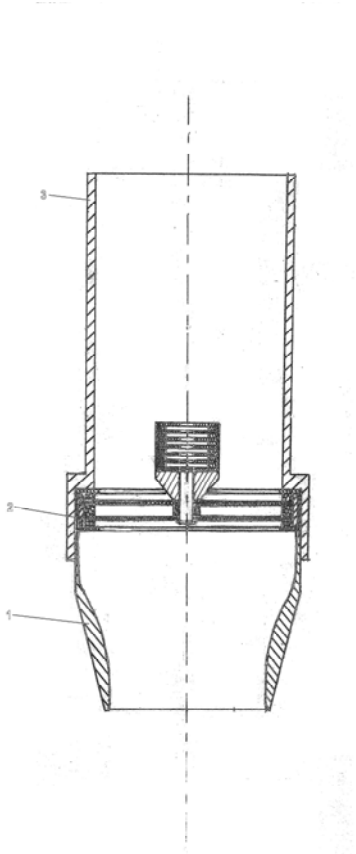


Рис. 1. Сварочная горелка:
1- сопло, 2 - пакет сеток, 3 - корпус горелки

Сварку в узкощелевую разделку рекомендуется выполнять по двум схемам: с защитным соплом, которое опущено в зазор [1]; с защитным соплом, расположенным над поверхностью свариваемых деталей [2]. При использовании второй схемы сварки в зазор помещают только один вольфрамовый электрод. При этом сварку можно выполнять в узкий зазор шириной 8…12 мм, что позволяет в 1,5…2,0 раза сократить расход дорогостоящего присадочного материала по сравнению со сваркой в узкий зазор по первой схеме, а также снизить сварочные деформации. Исследования, проведенные в ИЭС им. Е.О. Патона, показали перспективность процесса сварки титана в узкий зазор по второй схеме, при этом на основании проведенных исследований была разработана конфигурация сопла (рис. 1). Конструкция позволяет максимально обеспечивать эффективную газовую защиту.

Рис. 2. Сопло для сварки в узкощелевую разделку

Сопло, имеет овальную форму сечения, построенную по параболической кривой. Перед входным отверстием споа устанавливают пакет сеток. Поджатие потока в сопле выбирают в диапазоне от 2.5 до 4. Длина расстояния от входного сечения до выходного по оси конфузора не менее двух характерных размеров выходного отверстия сопла, плюс 0,2 d прямостенного участка на конце сопла [3]. У овальных сопел в качестве характерного размера можно принимать ширину сопла. Длину овала выходного отверстия сопла выбирают в зависимости от глубины разделки.

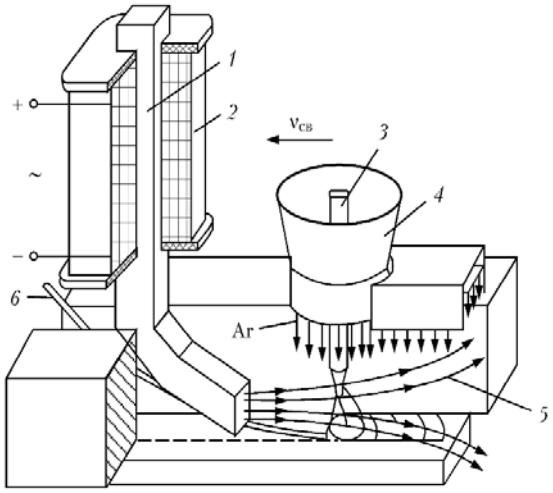


Рис. 3. Схема процесса сварки в узкий зазор с управляющим магнитным полем: 1 - сердечник электромагнита; 2 - катушка электромагнита; 3- вольфрамовый электрод; 4- защитное сопло; 5 - силовые линии управляющего магнитного поля; 6 - присадочная проволока

На кафедре было разработано и изготовлено такое сопло, рис. 2.

Для обеспечения надежного и равномерного сплавления вертикальных стенок щелевой разделки с наплавляемым валиком, а также валиков между собой производят наложение внешнего магнитного поля, которое осуществляет отклонение сварочной дуги и смещение ее анодного пятна для равномерного расплавления боковых стенок зазора.

Питание электромагнита, осуществляли источником питания формирующим импульсы трапецеидальной формы с амплитудой до 6 А. При сварке сердечник электромагнита выполняет функции магнитопровода и помещается в узкий зазор (рис. 3).

При прохождении тока через катушку электромагнита в зоне горения дуги создается магнитное поле, силовые линии которого в зоне дуги расположены преимущественно вдоль направления сварки. Такое магнитное поле является поперечным по отношению к дуге. Поочередное отклонение сварочной дуги к боковым стенкам разделки и соответственно смещение анодного пятна дуги на боковые стенки осуществляется сменой полярности тока, протекающего через катушку электромагнита. Максимальная индукция управляющего магнитного поля в зоне дуги может составлять 8 мТл. При этом продольная составляющая индукции управляющего магнитного поля не превышает 20 %. Частоту реверсирования магнитного поля при использовании разработанной системы формирования управляющего магнитного поля можно регулировать в диапазоне от 1 до 80 Гц, магнитную индукцию — от 0 до 8 мТл [4].

Выводы:

1. Сварку толстостенных конструкций целесообразно выполнять в узкощелевую разделку.
2. Обеспечение газовой защиты выполняется сварочной горелкой с соплом овальной формы, образующая которого выполняется по параболической кривой.
3. Наведенное магнитное поле обеспечивает формирование наплавленных валиков при многопроходной сварке.

ЛИТЕРАТУРА

1. Монтевски, Э.М. Узкощелевые соединения толстостенных изделий // Автоматическая сварка. 1969, № 7. С. 14–18.

2. Царюк А.К., Касаткин Б.С., Иваненко В.Д. и др. Механизированная сварка под слоем флюса // Автоматическая сварка. 1980, № 10. С. 34–36.

3. Иванова И.В. Горелка для сварки в защитных газах – инструмент эффективности газовой защиты // Инструмент и технологии. Изд-во ПИМаш. 2010, № 32–33. С. 32–38.

4. Paton B.E., Zamkov V.N., Prilutsky V.P. Narrow-groove welding proves its worth on thick titanium // Welding J. 1996, № 4. P. 37–41.

УДК 621.791.754

Иванова И.В., Липик А.Э.
Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого

АВТОМАТИЧЕСКОЕ УСТРОЙСТВО УПРАВЛЕНИЯ ГАЗОВОЙ ЗАЩИТОЙ ПРИ ДУГОВОЙ СВАРКЕ В УСЛОВИЯХ ВЕТРА

В судостроении, судоремонте, при строительстве сооружений, мостов, нефтегазопроводов и в других отраслях народного хозяйства значительный объем сварочных работ выполняется на открытых монтажных площадках. Наличие ветра при таких условиях сварки отрицательно сказывается на качестве сварных соединений.

Сварка на ветру является одним из нерешенных вопросов прошлого столетия. Многочисленные исследования показали, что единственным видом, при котором выполнение сварки на ветру не будет сопровождаться насыщением шва газами воздуха, является сварка в защитных газах. Но и для этого вида сварки оборудование, работающее в условиях ветра, нуждается в серьезной доработке [1– 3].

Уже первые опыты однозначно показали, что далеко не всеми горелками можно варить на ветру. Жесткость защитной струи, т.е. способность противостоять ветровой нагрузке, определяется скоростью ее движения [3]. Существуют две разновидности защитных струй. Это струи, истекающие из цилиндрических сопел и струи, истекающие из конфузорных сопел. У струй с конфузорным соплом повышение скорости истечения сопровождается сменой режима движения газа в пограничном слое из ламинарного в турбулентный, но размеры ядра, при этом, остаются неизменными [4].

Так как газовая защита сварочной ванны обеспечивается ядром струи, содержащим исходную концентрацию защитного газа, то положительные результаты по разработке технологии сварки на ветру могут быть получены только на горелках с конфузорной проточной частью. За счет специальной конструкции сопла и пакета сеток эта горелка позволяет сохранять размеры ядра защитной струи при высоких скоростях ее истечения [5].

В реальных условиях скорость ветра постоянно изменяется в результате резких усилений, скорость которых может превосходить среднюю скорость ветра до 2 раз. Изменения скорости ветра во время сварки характеризуются быстротой и происходят случайным образом. Для эффективной газовой защиты в этих условиях необходимо обеспечить управление скоростью истечения защитной струи, которая зависит от скорости ветра и параметров режима сварки. Указанные причины ограничивают применение известного оборудования для сварки в условиях ветра, что требует разработки специализированной системы управления газовой защитой и режимами сварки.

Для создания оборудования, способного выполнять сварные соединения при сварке на ветру с высоким качеством, аналогичным качеству соединений, выполненных в цеховых условиях, необходимо создание автоматической системы управления скоростью истечения защитного газа в зависимости от скорости сносящего воздушного потока и параметров режима сварки.

Известно, что жесткость защитной струи в основном зависит от соотношения скоростей ветра $v_в$ и защитной струи $v_с$, вылета электрода H/D (где H – расстояние между срезом отверстия сопла и защищаемой поверхностью, D – внутренний диаметр среза сопла) и силы тока дуги $I_Д$. Имеющиеся экспериментальные данные показывают, что эффективность газовой защиты на ветру достигается при соотношении $v_с/v_в = 1,8$ если $H/D = 0,5$ и $v_с/v_в = 3,2$ если $H/D = 1$. Изменение тока дуги влияет менее существенно. Кроме этого, необходимо

учитывать реальные условия рельефа места сварки, из-за которых скорость ветра может падать или возрастать [3].

Для управления сварочным процессом в среде защитных газов на открытых площадках в условиях ветровых нагрузок разработана схема устройства для автоматической системы управления процессом сварки в условиях сносящих воздушных потоков [6].

Автоматическое устройство состоит из горелки с конфузорным соплом и автоматического регулятора скорости истечения защитного газа. Устройство позволяет сохранять ядро защитной струи при высоких скоростях истечения газа при изменениях скорости ветра, вылета электрода и величины сварочного тока, обеспечивает скорость истечения струи, необходимую для создания её жесткости, которая обеспечивает эффективную газовую защиту сварочной ванны.

Разработанная функциональная схема устройства для дуговой сварки позволила создать автоматическую систему управления потоком защитного газа при сварке в условиях ветра. Согласно функциональной схеме собрали макет устройства, позволяющий управлять расходом защитного газа в зависимости от скорости ветра, с учетом его внезапных усилений, рис. 1.

Конструкция состоит из горелки с пакетом мелкоячеистых сеток и конфузорным соплом, образующая которого выполнена по параболической двухасимптотной кривой, рядом с которой установлен датчик скорости ветра, измеряющий скорость сносящих воздушных потоков. В качестве датчика ветра используется анемометр 1. Информация о скорости ветра от анемометра поступает в сумматор, в виде контроллера Arduino 4. Контроллер состоит из электронной платы, на которой размещена микросхема микроконтроллера Atmega 5, реагирующего на изменения одних параметров изменением других параметров. К плате можно подключать различные виды датчиков (температуры, давления, тока и т.п.), индикаторы, кнопки и др., которые взаимодействуют между собой по определенной программе, рис. 2.

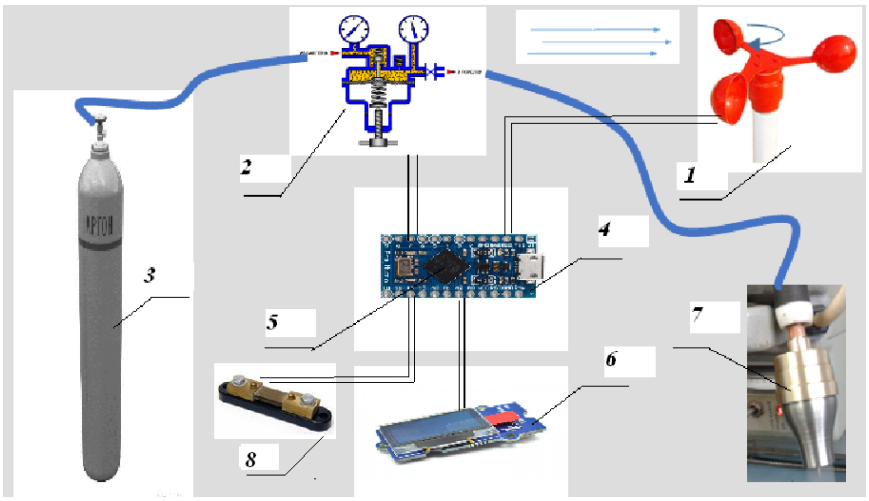


Рис. 1. Схема макета автоматической системы управления потоком защитного газа при сварке в условиях ветра: 1 – анемометр, 2 – газовый редуктор, 3 – баллон с газом, 4 – контроллер Arduino, 5 – микроконтроллер Atmega, 6 – дисплей, 7 – горелка с конфузорным соплом, 8 – датчик тока

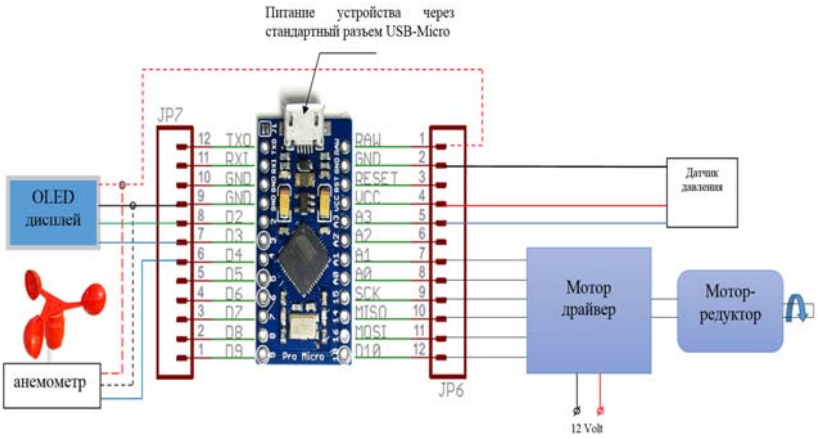


Рис. 2. Схема подключения узлов схемы к микроконтроллеру

При сварке в условиях ветра, в зависимости от полученного значения скорости ветра, микроконтроллер вычисляет необходимое давление защитного газа, поступающего из баллона 3 и устанавливает давление на выходе из баллона через редуктор 2 на необходимое значение путем вращения мотор-редуктора. Управление мотор-редуктором осуществляется микроконтроллером через мотор-драйвер.

Для сопоставления и коррекции сигналов, поступающих с датчика скорости с параметрами режима сварки, применяются датчики температуры среды и сварочного тока 8, сигнал с которых также поступает на входы микроконтроллера.

В микроконтроллере все сигналы суммируются и на выходе формируется сигнал для управления автоматическим регулятором скорости истечения защитного газа 2, включенного в цепь подачи защитного газа. В зависимости от величины этого сигнала регулятор 2 изменяет величину расхода защитного газа, обеспечивая требуемую скорость его истечения из сопла. Задание величины вылета электрода и максимальной величины скорости истечения защитного газа контролируется с помощью информационного дисплея, который также подключен к сумматору.

Если требуемая величина скорости истечения защитного газа, в соответствии с текущими порывами ветра, не превышает заданного значения, установленного при помощью программного обеспечения, то появится выходной сигнал, который запустит устройство на сварку. Если требуемая скорость истечения защитного газа превысит установленное значение, то выходной сигнал исчезнет, и устройство остановит процесс сварки.

Параметры режима сварки и значения скорости ветра выводятся на информационный дисплей 6 и система автоматически осуществляет регулирование расхода защитного газа в зависимости от параметров режима сварки и автоматически регулирует газовую защиту сварочной ванны при порывах ветра, изменении температуры окружающей среды и режимах сварки.

Испытание нового устройства проводили на универсальном стенде с аэродинамической трубой при наплавке валиков на сталь 08Х18Н9Т неплавящимся электродом в среде аргона при сварочном токе 180 А [7]. Для испытаний применяли сварочную горелку с конфузорным соплом, выполненном по параболической кривой с пакетом мелкоячеистых сеток. Расстояние между соплом и свариваемым образцом устанавливали со0тветствующим значению H/D = 0,5.

В программе задавали отношение скорости струи v_c к скорости ветра $v_в$ равное 1,8. Задатчик максимальной величины расхода защитного газа настраивали на величину v_c = 8,1 м/с, что при соотношении $v_c/v_в$ = 1,8 соответствовало скорости ветра 4,5 м/с.

Эксперименты проводили в следующей последовательности: дугу зажигали при скорости ветра $v_в$ = 0, при этом скорость струи v_c составляла 0,5 м/с. Затем скорость

сносящего ветра увеличивали с помощью увеличения скорости вращения двигателя вентилятора аэродинамической трубы. При этом регулятор расхода защитного газа увеличивал расход и, соответственно, скорость истечения защитного газа. При $v_в$ = 2,5 м/с скорость защитной струи составила $v_с$ = 4,5 м/с, а при $v_в$ = 3,5 м/с соответственно $v_с$ = 6,3 м/с. Визуальный осмотр валиков показал, что качество газовой защиты до отключения установки при достижении скорости ветра 4,5 м/с было хорошим.

Таким образом, предлагаемое устройство в широких диапазонах параметров режима и скоростей ветра позволяет обеспечить качественную защиту сварочной ванны и проводить сварку на открытых площадках в условиях сносящих потоков ветра.

ЛИТЕРАТУРА

1. Федоренко Г.А., Иванова И.В., Синяков К.А. Совершенствование технологического процесса сварки в защитных газах на ветру. Сварочное производство. М. «Технология машиностроения», 2010. № 1. С. 6–13.
2. Ардентов В.В., Руссо В.Л., Федоренко Г.А. Сварка в среде защитных газов при сносящих воздушных потоках. Сб.науч.трудов. Сварка. № 14. - Л.: Судостроение, 1971. С. 70–73.
3. Паршин С.Г., Кобецкой Н.Г., Иванова И.В., Исследование эффективности газовой защиты при дуговой сварке в условиях воздействия воздушных потоков // Сварка и диагностика, 2015. № 3. С. 31–34.
4. Иванова И.В., Янулинас В.Ю. Исследование возможности управления сварочными процессами в среде защитных газов в условиях ветровой нагрузки // Сб докладов молодежной науч-пр. конференции в рамках Недели науки СПБПУ, 2014. С. 183–190.
5. Иванова И.В. Горелка для сварки в защитных газах – инструмент эффективности газовой защиты. «Инструмент и технологии». Изд-во ПИМаш. № 32-33, 2010. С. 32–38.
6. Иванова И.В., Паршин С.Г., Калинина В.И., Кобецкой Н.Г. Устройство для электродуговой сварки в среде защитных газов на ветру. Сборник научных трудов 12-й Международной научно-практической конференции «Современные инструментальные системы, информационные технологии и инновации». ЮЗГУ, ЗАО «Университетская книга», г. Курск, 2015. С. 101—103.
7. Иванова И.В., Кобецкой Н.Г., Калинина В.И., Завьялов В.Е. Автоматизированная установка для проведения экспериментальных исследований эффективности газовой защиты при сварке в сносящих воздушных потоках. Сборник научных статей 4-й Международной научно-практической конференции «Современные материалы, техника и технология». ЮЗГУ, ЗАО «Университетская книга», г. Курск, 2014. С. 209—211.

УДК 621.791

С.Г.Паршин, А.С.Майстро, Синишин А.А., Гонюшин Г.Г..
Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого

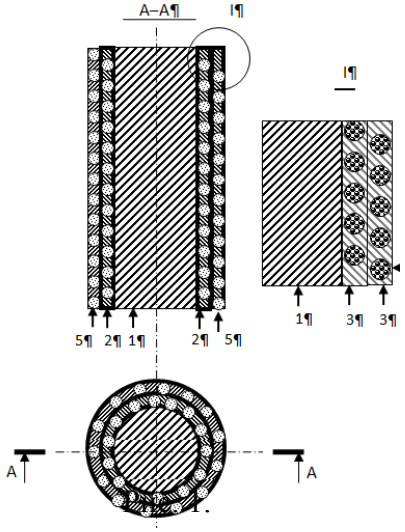
РАЗРАБОТКА СВАРОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ С КОМПЛЕКСНЫМИ МОДИФИКАТОРАМИ МИКРОСТРУКТУРЫ ДЛЯ СВАРКИ НЕФТЕГАЗОПРОВОДОВ В УСЛОВИЯХ АРКТИКИ

Введение. Производство ответственных сварных конструкций из высокопрочных сталей и сплавов со сложной системой легирования связано с необходимостью разработки электродных сварочных материалов нового поколения, способных эффективно влиять на теплофизические свойства сварочной дуги, процессы плавления материалов, образования и кристаллизации сварочной ванны [1–4].

В отраслях промышленности внедряются новые легированные наноструктурированные стали и сплавы, обладающие высокой прочностью, хладостойкостью, особыми эксплуатационными свойствами. Производство ответственных конструкций из наноструктурированных сталей и сплавов со сложной системой легирования затрудняется их низкой свариваемостью, возникновением холодных и горячих трещин, наличием микрохимической неоднородности, ростом зерна в зоне термического влияния, образованием закалочных структур. Эти явления снижают механическую прочность, пластичность и ударную вязкость сварных соединений, в результате чего уменьшается надежность и ресурс эксплуатации нефтегазового и энергетического оборудования.

Целью работы является создание композиционных сварочных материалов, обеспечивающих повышение надежности, ресурса эксплуатации, механических и эксплуатационных свойств сварных соединений ответственных конструкций из высокопрочных сталей, на основе коллоидных никельсодержащих электролитов с нанодисперсными частицами оксидов.

Основная часть. Для получения проволок с нанокомпозиционными покрытиями использовали сварочную проволоку Св-08Г2С без покрытия диаметром 1,2 мм. Нанокомпозиционные покрытия наносили электрохимическим способом из коллоидных никельсодержащих электролитов с нанодисперсными частицами оксидов. Конструкция наноструктурированной сварочной проволоки, рис. 1.: металлический стержень 1; основное нанокомпозиционное покрытие 2; металлическая матрица 3; наноразмерные частицы 4; дополнительное нанокомпозиционное покрытие 5.



Капельный перенос изучали при автоматической дуговой наплавке валиков в аргоне с применением проволок диаметром 1,2 мм. При наплавке в среде аргона перенос металла имеет мелкокапельный, капельно-струйный и прерывисто-струйный характер. При скорости подачи проволоки $V_{пп}$ до 7–8 м/мин, капельный перенос осуществляется с короткими замыканиями (КЗ), при $V_{пп}$>8 м/мин – без КЗ. Применение проволок с нанокомпозиционными покрытиями позволило улучшить характеристики капельного переноса, стабильность сварочной дуги и сократить видимую составляющую длины дуги при заглублении в основной металл.

Применение проволоки Св-08Г2С с композиционным покрытием на никелевой матрице при сварке образцов толщиной 14 мм вызывает увеличение среднего предела прочности на 4

%, отмечается некоторый рост относительного удлинения и увеличение ударной вязкости на 5–9 %, рис. 2.

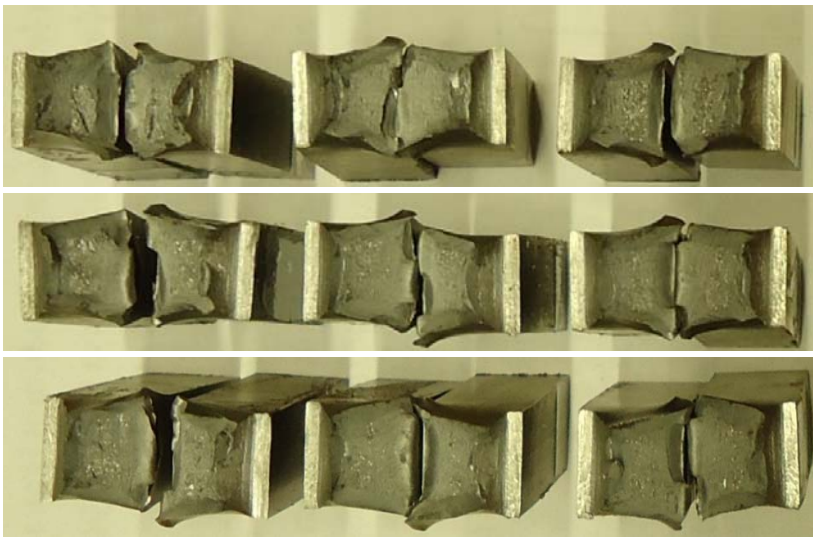


Рис. 2. Изломы образцов после испытания на ударную вязкость: 1 – с проволокой Св-08Г2С без покрытия; 2 – с Св-08Г2С с покрытием Ni-B-F; 3 – с Св-08Г2С с покрытием Ni-Ce-F. Сталь 10ХСНД толщиной 14 мм

Капельный перенос изучали при автоматической дуговой наплавке валиков в аргоне и CO_2 с применением проволок диаметром 1,2 мм. При наплавке в среде аргона перенос металла имеет мелкокапельный, капельно-струйный и прерывисто-струйный характер. При скорости подачи проволоки $V_{пп}$ до 7–8 м/мин, капельный перенос осуществляется с короткими замыканиями (КЗ), при $V_{пп}$>8 м/мин – без КЗ. Применение проволок с нанокомпозиционными покрытиями позволило улучшить характеристики капельного переноса, стабильность сварочной дуги и сократить видимую составляющую длины дуги при заглублении в основной металл.

Исследование плавления электродной проволоки в среде CO_2 показало, что перенос металла имеет нестабильный крупнокапельный характер. При скорости подачи проволоки $V_{пп}$ до 9–10 м/мин, капельный перенос осуществляется с короткими замыканиями (КЗ), при $V_{пп}$>9 м/мин – без КЗ. Применение проволок с нанокомпозиционными покрытиями позволило улучшить характеристики и увеличить до 3 раз частоту капельного переноса. При этом отмечалось отсутствие КЗ при $V_{пп}$=8 м/мин.

Результаты. В процессе работы проводились экспериментальные исследования влияния различных модификаторов на теплофизические свойства сварочной дуги, процессы плавления и процессы кристаллизации металлов. Были получены сварочные проволоки, содержащие нанодисперстные частицы оксидов LiF, WO_3 и т.д, по результатам испытаний которых, выявлены характеристики сварочной дуги, особенности по расплавлению и переносу электродного металла, условия теплопередачи в основной металл и стабильности горения дуги.

Вывод. В результате исследований разработаны новые сварочные электродные материалы с нанокомпозиционными покрытиями на основе никелевой матрицы и дисперсной фазы из галогенидных солей и оксидов. При дуговой сварке в аргоне и углекислом газе наличие нанокомпозиционного покрытия существенно улучшает характеристики переноса металла, условия теплопередачи в основной металл и стабильность горения дуги. Применение электродных проволок с нанокомпозиционными никелевыми покрытиями в среде аргона и углекислого газа позволило увеличить производительность процесса сварки, а также комплексно повлиять на физические процессы сварки и структуру шва.

ЛИТЕРАТУРА:

1. Паршин С.Г. Наноструктурированные и активирующие материалы для дуговой сварки / С.Г. Паршин. – СПб. : Изд-во Политехн. ун-та, 2013. – 624 с.
2. Паршин С.Г., Майстро А.С. Композиционная сварочная проволока для дуговой сварки легированных сталей высокой прочности. Заявка на получение патента на изобретение РФ. 07.05.2015 г.
3. Паршин С.Г., Майстро А.С. Сварочная композиционная проволока для дуговой сварки трубных и криптоустойчивых сталей. Заявка на получение патента на изобретение РФ. 07.05.2015 г.
4. Паршин С.Г., Майстро А.С. Сварочная проволока с нанокомпозиционным покрытием для сварки высокопрочных сталей. Заявка на получение патента на изобретение РФ. 07.05.2015 г.
5. Паршин С.Г., Майстро А.С., Исследование свойств сварных соединений стали 10ХСНД с применением сварочных проволок с нанокомпозиционными покрытиями на матрице из меди и никеля // Сварка и диагностика, 2015 г., № 3, С. 57-60.
6. Паршин С.Г., Майстро А.С., Исследование сварочных проволок с нанокомпозиционными покрытиями на никелевой матрице при сварке в среде защитных газов // Сварка и диагностика, 2015 г., № 3, С. 12-16.
7. Паршин С.Г., Хомич П.Н., Майстро И.С., Антипов И.С. Сварочно-технологические свойства наноструктурированных электродных проволок при дуговой сварке в инертной и активной среде // Вопросы материаловедения. 2015. – № 1. – с. 269–275.

УДК 621.791.035

С.Г. Паршин, Д.М. Нестеров
Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого

ПОГРУЖНОЙ МЕХАНИЗМ ПОДАЧИ ПРОВОЛОКИ ДЛЯ ПОДВОДНОЙ СВАРКИ В ВОДНОЙ СРЕДЕ

Подводная сварка широко применяется при производстве, монтаже и ремонте надводных и подводных кораблей, плавучих сооружений, нефтегазовых платформ, гидротехнических сооружений, глубоководного трубопроводного транспорта.

В настоящее время проведение подводно-технических сварочных работ осуществляется преимущественно ручной дуговой сваркой покрытыми электродами, что сопряжено со значительными проблемами, к которым относится повышенное разбрызгивание, выделение аэрозолей, затруднение визуального контроля за процессом плавления металла и формированием шва, повышенная трудоемкость при манипулировании электродом и его замене.

Уменьшение трудоемкости и улучшение качества сварных соединений может быть достигнуто за счет применения механизированной подводной сварки на основе порошковых проволок на основе разработки специализированного погружного механизма подачи проволоки в водной среде.

Целью работы являлось создание погружного механизма подачи проволоки для механизированной подводной сварки в водной среде.

До сих пор единственным производителем и поставщиком сварочного оборудования и материалов для подводной сварки являлся Институт электросварки им. Е.О. Патона (Киев),

Оборудование для подводной сварки и резки ИЭС им. Е.О. Патона

Год	Обозначение	Краткое описание
1967	А1200 «Нептун 1»	Аппаратный шкаф с пускорегулирующей аппаратурой и контрольными приборами располагался на поверхности. Погружной узел из органического стекла массой 54 кг газонаполненный (заполнялся воздухом). Запас проволоки - 10 кг. Регулирования скорости ее подачи - плавное. Длина держателя 2 м. Аппаратный шкаф и погружной узел соединены кабелем цепи управления (100 м), сварочными кабелями и шлангом подачи воздуха. В серию не пошел.
1968	А1242 «Нептун 2»	Аппаратный шкаф с такими же рабочими характеристиками, как и у «Нептун 1». Подающий механизм открытый (нет защитного бокса). Из-за этого большие токи утечки с поверхности проволоки и подающих роликов при сварке в соленой воде (до 150 А). Впервые применен компенсатор наружного давления в виде резиновой газонаполненной емкости. В серию не пошел.
1970	«Нептун 3»	Аппаратных шкаф однотипный с «Нептун 2». Погружной узел закрытый металлический, покрытый эпоксидной смолой с обрезиненной внутренней поверхностью. Двигатель и редуктор в металлическом стакане заполнены жидкостью и имели систему компенсации давления. Выпущен макетный образец.
1972	А1516 «Нептун 5»	Аппаратный шкаф в брызгозащитном исполнении с пускорегулирующей аппаратурой, схемой обеспечивающей плавное регулирование скорости подачи электродной проволоки и приборами контроля. Погружной узел из пеноэпоксидной композиции. Редуктор и двигатель располагались в полости, отлитой внутри погружного узла и заполненной жидкостью ПЭС-1. Масса снаряженного проволокой погружного узла под водой составляла 10 кг, на воздухе - 30. Погружной узел был удобен в эксплуатации. Рабочая глубина - 60 м. В процессе работы жидкость попадала в поры пеноэпоксидной композиции, насыщая последнюю. Внутри полости образовывались газовые пузыри. За счет этого наружным давлением продавливало компенсирующую диафрагму. Было выпущено 15 полуавтоматов. В дальнейшем погружной узел А1516 явился прототипом проекта погружного узла полуавтомата ПШ141.

Год	Обозначение	Краткое описание
1974	А1450 «Нептун 4»	Аппаратный шкаф с пускорегулирующей аппаратурой, схемой плавного регулирования скорости подачи электродной проволоки и приборами контроля. Погружной узел резиновый с металлическими упрочняющими элементами, заполненный водой. Масса в снаряженном состоянии - 45 кг. Двигатель и редуктор помещены в металлический корпус, имевший систему компенсации давления. Запас сварочной проволоки - 7 кг. Длина держателя - 3 м. Длина сварочной цепи и цепи управления - 180 м. Испытательное давление 4,0 МПа. Прошел Государственные испытания и был принят на снабжения ПСС ВМФ. Выпущено более 100 комплектов полуавтоматов.
1977	А1660	Аппаратный шкаф с пускорегулирующей аппаратурой, схемой плавного регулирования скорости подачи электродной проволоки и приборами контроля. Погружной узел аналогичен проекту А1450. Длина сварочной цепи и кабеля цепи управления - 60 м. Рабочая глубина 60 м. Выпускался с различными модификациями электрической схемы управления двигателем. Последние модели оснащались блоком защиты от перегрузок и коротких замыканий в цепи управления. Разработан для нужд народного хозяйства. Выпущено более 140 комплектов полуавтоматов.
1977	А1715	Установка для сварки неповоротных стыков труб в автоматическом режиме. Подающий узел от полуавтомата А1450. Аппаратный шкаф с системой слежения по стыку и по расположению электрода в пространстве. Выпущен макетный образец.
1977	А1773	Полуавтомат для резки под водой порошковой проволокой диаметром 3 мм на глубине до 60 м совместно с палубным источником питания. Регулирование скорости подачи порошковой проволоки - плавное. Запас порошковой проволоки - 10 кг. Длина держателя - 3 м. Выпущен макетный образец.
1985	А1802	Установка для приварки судоподъемных проушин двухсторонними многопроходными швами в автоматическом режиме. Выпущен макетный образец. Успешно прошла натурные испытания в условиях Черного моря.
1986	А1821 «Скат 3»	Установка для плазменно-дуговой резки под водой. Выпущено 2 установки.
1989	ПШ131 В5	Полуавтомат для подводной механизированной резки порошковой проволокой. Аппаратный шкаф с пускорегулирующей аппаратурой и приборами контроля. Скорость подачи порошковой проволоки не регулируется. Редуктор и двигатель в помещены в металлический корпус с системой компенсации давления. Корпус погружного узла из пеноэпоксидной композиции массой под водой - 14 кг. Запас порошковой проволоки до 10 кг. Длина держателя - 3 м. Рабочая глубина - 60 м. Выпущено 18 комплектов.

Год	Обозначение	Краткое описание
1991	ПШ 141 В5 «Проток»	Полуавтомат для мокрой механизированной сварки самозащитными порошковыми проволоками. Аппаратный шкаф блочного типа с пускорегулирующей аппаратурой, системой плавной регулировки скорости подачи электродной проволоки и приборами контроля. Был оснащен системой защиты схемы от перегрузок и коротких замыканий в кабеле цепи управления. Двигатель мощностью 55 Вт вместе с планетарным редуктором помещен в металлический корпус, заполненный жидкостью. Предусмотрена система компенсации давления. Корпус погружного узла из сферопласта. Масса в воде - 7 кг. Запас проволоки на кассете до 5 кг. Прижимные ролики шестеренчатого типа. Длина держателя с пластиковым каналом - 3 м. Испытательное давление - 6,25 МПа. Длина кабеля цепи управления - 625 м. Прошел Государственные испытания. Выпущено 8 комплектов полуавтомата.
1991	ПШ 146 В5 «Проток»	Аналог полуавтомата ПШ 141. Рабочая глубина - 60 м. Длина цепи управления - 75 м. Разработан для нужд народного хозяйства. Выпущено 4 комплекта полуавтомата.

Однако, по политическим причинам, Институт электросварки им. Е.О. Патона (Киев) прекратил поставки в РФ оборудования для подводной сварки и сварочной порошковой проволоки и отказался от торговых и научных отношений с организациями РФ.

Верховная Рада Украины 14.08.14 г. в отношении РФ приняла Закон «О санкциях» (законопроект № 4453а), который предусматривает: «Прекращение действия торговых соглашений, совместных проектов и промышленных программ в определенных сферах, в частности, в сфере безопасности и обороны».

В настоящее время в СПбПУ совместно с НАКС разработаны сварочные порошковые проволоки и создается отечественный мобильный комплект оборудования для подводной сварки. Комплект предназначен для механизированной подводной сварки мокрым способом (в воде) конструкций из низкоуглеродистых и низколегированных сталей, рис. 1.

Состав комплекта включает:

– сварочное оборудование;
– сварочные материалы;
– ЗИП;
– документация.

Состав сварочного оборудования:
– источник питания (сварочный инверторный выпрямитель),
– механизм подачи порошковой проволоки (герметичный погружной узел повышенной плавучести);
– блок управления режимом сварки;
– сварочная горелка;
– электрические кабели;
– ЗИП.

Сварочные материалы:

– проволока порошковая сварочная марки ППС-АПЛ1 диаметром 1,6 мм на ударопрочных полипропиленовых каркасах массой 5 кг, дополнительно: электроды покрытые диаметром 4 мм в герметичной упаковке массой 5 кг.

Условия эксплуатации комплекта

Погружные узлы (механизм подачи сварочной порошковой проволоки, сварочная горелка, кабели, герметичные электрические разъемы):
Среда: пресная и морская вода;
Диапазон температуры эксплуатации: от -2^0 С до $+30^0$ С;
Максимальная глубина погружения: 200 м;
Масса снаряженного механизма подачи проволоки: на воздухе 10 кг.

Источник питания, блок управления, электрические разъемы.
Среда: воздух;
Диапазон температуры эксплуатации: от -40^0 С до $+40^0$ С;
Относительная влажность при 20^0 С: 90 ± 5 %.

Таким образом, разработана перспективная конструкция отечественного погружного механизма подачи проволоки для подводной сварки.

ЛИТЕРАТУРА

1. Паршин С.Г., Левченко А.М., Майстро А.С., Антипов И.С., Карпов В.М. Исследование порошковых проволок и сварных соединений при подводной механизированной сварке в водной среде // Сварка и диагностика, 2015 г., № 3, С. 49-54.
2. Паршин С.Г., Левченко А.М., Хомич П.Н., Антипов И.С. Подводная сварка мокрым способом с применением порошковых проволок // Международная научно-техническая конференция «Сварка и родственные технологии в экстремальных и особых условиях». ЦНИИ КМ ПРОМЕТЕЙ, 11-12.11.14 г. С. 159-167.
3. Левченко А.М., Паршин С.Г., Антипов И.С. Порошковая проволока для подводной сварки мокрым способом. Патент РФ № 2536313 от 29.07.2013 г. Опубликовано 20.12.2014 г. Бюл. № 35.
4. Кононенко В.Я. Подводная сварка и резка. Экотехнология, 2011. – 264 с.

УДК 621.791.754

Синяков К.А., Воропаев А.А.
Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого

СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ СВАРКИ ЖАРОПРОЧНОЙ СТАЛИ 15Х1М1Ф

Цель работы: повышение надёжности работы энергетического оборудования.

Задача: Совершенствование технологического процесса сварки ферритных сталей в условиях ОАО “Силовые машины”

Введение. Рассмотрены фазовый состав и условия работы жаропрочных элементов паровой турбины. Для повышения работоспособности сварных узлов предлагается заменить способ сварки на аргоно-дуговую сварку плавящимся электродом. Произведены расчеты режима сварки, числа проходов и температур технологических процессов. Предложена маршрутная технология.

Ключевые слова: жаропрочная низколегированная сталь, механизированная сварка, фазовая диаграмма, термообработка.

Одним из важнейших элементов паровой турбины является сварное соединение крышки регулирующего клапана (приложение 1). Через регулирующий клапан происходит вход и выход пара из турбины (всего таких клапанов 5-6 на агрегат). Пар имеет высокую температуру, поэтому в конструкции данных клапанов используется низколегированная, жаропрочная сталь. Крышка клапана изготавливается из жаропрочной стали 15Х1М1Ф с рабочей температурой до 585 °С.

Данная сталь является по структуре ферритной (рис. 1) с небольшим количеством карбидов, обеспечивающих необходимый уровень прочности ($\sigma_в$ =500 МПа, $\sigma_{0,2}$ =320 МПа δ_5 =18% (ГОСТ 5949-75)[3].

Сталь относится к ферритно-карбидному классу. В структуре наблюдаются равноосные зерна феррита (светлые) и точечные включения карбидной фазы. Тугоплавкие карбиды ванадия и молибдена ограничивают рост зерен феррита при термическом цикле сварки [3].

Химический состав стали приведен в табл. 1. Хром введен в сталь для повышения рабочей температуры, молибден и ванадий способствуют сохранению уровня механических свойств в зоне термического влияния при термическом цикле сварки.

Химический состав стали 15Х1М1Ф Табл. 1

C%	Si%	Mn%	Ni%	S%	P%	Cr%	Mo%	V%
0,1-0,16	0,17-0,37	0,4-0,7	До 0,25	До 0,025	До 0,025	1,1-1,4	0,9-1,4	0,2-0,25

При сварке таких сталей основной трудностью является избежание роста зерна феррита, приводящего к падению вязкости и, сохранение химического состава основного металла. Основными технологическими путями решения этой проблемы являются уменьшение тепловложения за счет уменьшения погонной энергии путем увеличением скорости сварки и уменьшения сварочного тока [1].

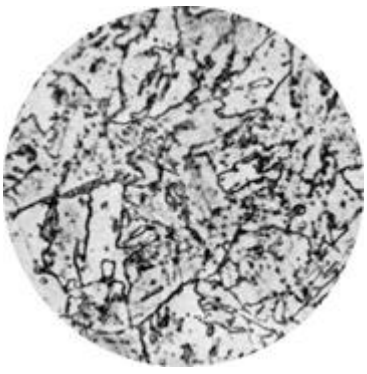


Рис.1. Микроструктура стали 15Х1М1Ф, х500

В условиях производства на ОАО «Силовые машины» сварка цилиндрических деталей большой толщины производится вручную. РДС требует высокой квалификации персонала и занимает большее время в производственном цикле. Такие виды работ выполняют высококвалифицированные сварщики 5-6 разряда. Затраты на содержание такого уровня персонала весьма велики. Таким образом, для уменьшения тепловложения с одной стороны и себестоимости изделий с другой, перспективна замена ручной дуговой сварки на механизированные способы сварки.

Расчет фазового состава данной стали произведен с помощью диаграммы Шеффлера (рис. 2):

Эквив. [Cr] = 1,1+1,5·0,17+0,9+0,2=2,45%;

Эквив. [Ni] = 0,25+30·0,1+0,5·0,4=3,45%.

Для уменьшения разбрызгивания и получения устойчивой дуги, соединение деталей лучше выполнять в смеси защитных газов. Так как сталь имеет химически активный

молибден, а изделие ответственное, сварку конструкции следует производить в аргоне с добавкой небольшого количества углекислоты, что снизит образование пор, а так же более легко достигается струйный перенос электродного металла и увеличивается глубина проплавления. Сварные швы более пластичны, чем при сварке в чистом углекислом газе. Для этого подойдет смесь Ar 98%+O_2 2% [1].

Электродную проволоку необходимо выбирать меньшего диаметра. Так как при больших диаметрах потребуется высокий сварочный ток, что слишком сильно увеличит нагрев. По ПНАЭГ 7-009-89 принимаем проволоку ⌀1,6 мм.

Рдс: (По существующей технологии-электрод Э-09Х1МФ ⌀ 3 мм)
Для всех проходов кроме 1-ого:

$$I_{св} = 3,14 \cdot 3 \cdot 20 = 141,3 \approx 140А$$

Для 1-ого плотность тока на 25% ниже:

$$I_{св} = 3,14 \cdot 3 \cdot 15 = 105,975 \approx 10$$

Для первого прохода:

$$F_1 = 8 \cdot 3 = 24мм^2$$

Для остальных:

$$F_c = 12 \cdot 3 = 36мм^2$$

Механизированная:
Для всех проходов:

$$I_{св} = 3,14 \cdot 1,6 \cdot 90 = 180,864 \approx 18$$

Для 1-ого плотность тока на 25% ниже:

$$I_{св} = 3,14 \cdot 1,6 \cdot 67,5 = 131,6 \approx 13$$

Для первого прохода:

$$\alpha_р = 3 + 0,08 \cdot \frac{130}{1,6} = 9,5 \frac{г}{А \cdot ч}$$

$$\alpha_н = 9,5 \cdot (3,6 - 1) = 26,6 г/А$$

$$F_1 = 8 \cdot 1,6 = 12,8мм^2$$

Скорость подачи электродной проволоки:

Для остальных:

$$\alpha_р = 3 + 0{,}08 \cdot \frac{180}{1{,}6} = 12 \frac{г}{А \cdot ч}$$

$$\alpha_н = 12 \cdot (3{,}8 - 1) = 33{,}6 \, г/А$$

$$F_1 = 12 \cdot 1{,}6 = 19{,}2 мм^2$$

Скорость подачи электродной проволоки:

Так как скорость сварки больше, энергия, расходуемая на единицу времени шва (погонная энергия) меньше, что приводит к меньшему тепловложению. Следовательно, рост зерна феррита при механизированной сварке меньше, чем при ручной.

Ручная дуговая сварка:

$\eta = 0{,}75 \ldots 0{,}8$; U=20…36 В;

$$q = \frac{36 \cdot 140 \cdot 26 \cdot 0{,}77}{0{,}014} = 77{,}616 \, МДж/м$$

Механизированная сварка в защитном газе:

$\eta = 0{,}85 \ldots 0{,}9$

$$U_д = 20 + \frac{0{,}05 \cdot 180}{\sqrt{1{,}6}} = 27 В$$

$$q = \frac{36 \cdot 180 \cdot 27 \cdot 0{,}87}{0{,}4} = 0{,}381 \, МДж/м$$

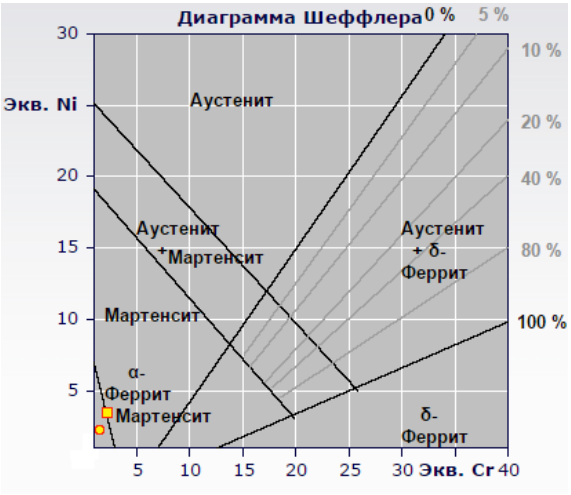


Рис. 2. Диаграмма Шеффлера и определение фазового состава сварочной проволоки

Так же для составления маршрутной карты нам нужно рассчитать количество проходов:

$$n = \left(\frac{970{,}32 - 12{,}8}{19{,}2}\right) + 1 = 50{,}87 \approx 51 \text{ проход}$$

При выборе состава проволоки необходимо использовать проволоку близкую по составу к основному металлу, содержание углерода в ней должно быть меньше, чем в основном металле, В выбранной проволоке желательно иметь меньшее количество хрома, так как часть хрома перейдет в сварочную ванну из основного металла.

Для сварки выбрана проволока в соответствии с ПНАЭГ 7-009-89 [3] марки Св-08ХМФА (ГОСТ 2246-70) [4], состав которой указан в табл. 3.

Состав сварочной проволоки Св-08ХМФА Табл. 3

C%	Si%	Mn%	Ni%	S%	P%	Cr%	Mo%
0,06-0,1	0,12-0,3	0,35-0,6	До 0,3	До 0,025	До 0,030	0,9-1,2	0,5-0,7

Фазовый состав проволоки по диаграмме Шеффлера (рис. 2), так же как и основной металл, состоит из феррита и карбидов.

Эквив. [Cr] =0,9 + 1,5 · 0,12 + 0,5 = 1,58%

Эквив. [Ni] = 0,3 + 30 · 0,06 + 0,35 = 2,45%

Перед сваркой сталь требует предварительного подогрева, во избежание образования холодных трещин. Подогрев уменьшает разницу температур металла в зоне сварки и на периферийных участках, что снижает напряжения первого рода, вследствие чего пики этих напряжений в околошовных участках металла сглаживаются. Он также уменьшает скорость охлаждения металла, что предотвращает превращение аустенита в мартенсит, которое сопровождается резким увеличением удельного объема металла, вызывающим появление структурных напряжений.

Расчёт: $[C_{eq}] = 0{,}693 \cdot (1 + 0{,}005 \cdot 58{,}5) = 0{,}9$ %

Предварительный подогрев, с учетом толщины детали, следует производить до температуры 300˚С.

После сварки деталей следует проводить высокий отпуск. Сварное соединение нагревают до температур, близких к нижней критической точке стали, выдержке при этой температуре в течение 1-5 ч с последующим медленным охлаждением (2,5 мин на 1мм толщины металла). При этом на 70-80% снижается уровень остаточных напряжений, уменьшается и выравнивается поверхностная твердость, повышаются механические свойства сварного соединения. Для данной стали критическая точка Ac1 = 770°С, а по существующему техническому процессу заготовки нагревают до 600-650°С.

Согласно проведенным расчетам, можно предложить замену существующей технологии сварки ферритных сталей, которая уменьшит склонность к росту зерна

феррита и обеспечит более высокие эксплуатационные свойства за счет снижения погонной энергии процесса и увеличения скорости сварки. Маршрутная технология, помимо основных операций, должна включать подогрев, высокий отпуск и тщательный операционный контроль над скоростью сварки.

ЛИТЕРАТУРА

1. Акулов А. Н., Бельчук Г. А., Демянцевич В. П. Технология и оборудование сварки плавлением/ М “Машиностроение” 1977 с.204-221, с.225, с 258-271.

2. Правила и нормы в атомной энергетике (ПНАЭГ 7-009-89).

3. Козлов П.А., Скоробогатых В.Н., Щенкова И.А. Структура, механические свойства и жаропрочные характеристики сталей 15Х1МФ и 15Х1М1Ф1,/ Белгород/ Научные ведомости Белгородского государственного университета. Серия: Физика. Выпуск № 11, т. 23, 2011, с. 18.

4. Сборник Е22. Сварочные работы.

УДК.621.791

Трусилин Е.Е
Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ УЛЬТРАЗВУКОВЫХ КОЛЕБАНИЙ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СВАРНОГО ШВА И УСТРАНЕНИЕ ДЕФЕКТОВ

Введение. На сегодняшний день актуальными вопросами при производстве труб является предотвращение образования внутренних и наружных дефектов сварного шва (к основным из которых можно отнести – шлаковые включения, поры, подрезы), а также получение измельченной структуры металла шва и ОШЗ после процесса сварки. В связи с этим, требуется поиск путей совершенствования и оптимизации сварочных технологий, применяемых на трубосварочных станах.

Одним из таких путей, является способ воздействия ультразвуковыми колебаниями на сварочную ванну в процессе сварки.

Что бы оценить эффект от воздействия УЗ колебаний на качество сварного шва была проведена исследовательская работа (НИОКР).

Цель работы: Повышение механических свойств, устранения внутренних и наружных дефектов сварного соединения труб за счет воздействия ультразвуковыми колебаниями на металл сварного соединения в процессе сварки.

Задачи работы:

- Определение влияния ультразвуковых колебаний на дисперсность структуры и механические свойства сварного шва труб большого диаметра, производимых на существующих сварочных станах в условиях Выксунского металлургического завода.
- Исследование влияния ультразвуковых колебаний на устранение внутренних дефектов, типа шлаковое включение, пора.
- Исследование влияния ультразвуковых колебаний на процесс формирования валика наружного шва и устранение наружных дефектов сварного шва, типа подрез.

Данная работа включала в себя 4 этапа. На каждом этапе были проведены ряд исследований и экспериментов. Применялись различные вариации режимов УЗ обработки с технологическими параметрами сварки и сортаментом труб. Была разработана методика по созданию условий, провоцирующих образование внутренних дефектов сварного шва, для оценки влияния УЗ колебаний на их устранение. Проведен эксперимент по оценке воздействия УЗ на предотвращение образования дефекта – «подрез». А также был

проведен эксперимент по отработке способов воздействия УЗ колебаний на процессы кристаллизации металла сварного соединения и влияние ультразвукового воздействия на механические свойства сварного шва тестовой трубы.

Состав оборудования, необходимого для проведения данной работы, представлен на рисунке 1. Данный состав оборудования может использоваться в рамках промышленного производства продукции. Устройство содержит магнитострикционный преобразователь 4, подключенный к генератору электрических колебаний 5. Преобразователь передает УЗ колебания на сварочный электрод 1 в сварочную ванну через волновод 3 с наконечником 2.

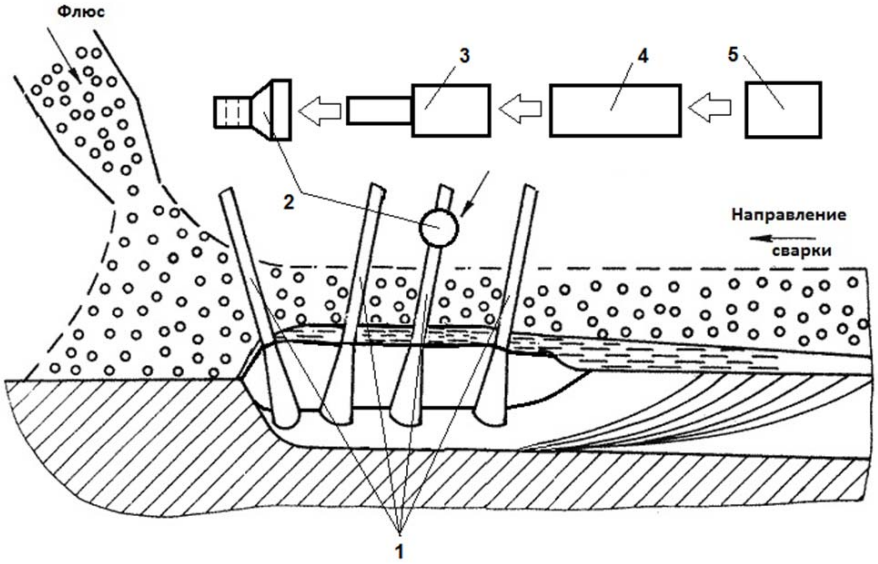


Рисунок 1 – Состав УЗ оборудования

Результаты работ:

В ходе подготовки и реализации НИОКР были изучены механизмы влияния УЗ колебаний на процессы, происходящие в кристаллизирующемся металле сварного шва. Было подобрано необходимое для исследования УЗ оборудование, отвечающее требованиям по частоте и амплитуде колебаний. Спроектирована и разработана оснастка для применения УЗ оборудования в условиях существующих сварочных станов ТЭСЦ. Проведен ряд экспериментов по использованию ультразвукового воздействия в процессе сварки труб. Исследована микроструктура сварного шва и ОШЗ образцов тестовых труб, с различными вариациями исследования. Определены механические свойства экспериментального металла.

Установлено, что при ультразвуковом воздействии сварного шва происходит измельчение зерна практически в два раза, по сравнению с размером зерна по существующей технологии сварки. Данный факт также подтверждают результаты испытаний на ударную вязкость при отрицательных температурах по линии сплавления.

Выявлено, что при ультразвуковом воздействии на сварочную ванну в процессе её кристаллизации, не происходит образования внутренних дефектов сварного шва (шлак, пора и т. д.). А также происходит значительное снижение наружного дефекта – «подрез».

Выводы. Использование ультразвукового воздействия в процессе многодуговой автоматической сварки под флюсом позволяет повысить механические свойства сварного соединения и влияет на процесс образования внутренних и наружных дефектов шва.

Внедрение операции УЗ воздействия на сварной шов в существующую технологию сварки труб, позволит не только улучшить качественные показатели, но и увеличить производительность линий, за счет сокращения простоев на ремонт шва и увеличения скорости сварки.

ЛИТЕРАТУРА:

1. Абрамов В. О., Абрамов О. В., Артемьев В. В. и др. Мощный ультразвук в металлургии и машиностроении. — М.: Янус-К, 2006. — 688 с.

2. Эскин Г. И. Обработка и контроль качества цветных металлов ультразвуком. — М.: Металлургия, 1992. — 124 с.

3. Абрамов О. В. Кристаллизация металлов в ультразвуковом поле. - М.: Металлургия, 1972. - 255 с.

4. Пархимович Э. М. Сварка и наплавка в ультразвуковом поле. - Мн.: Наука и техника, 1988. – 200 с.

СОДЕРЖАНИЕ

ОТДЕЛЕНИЕ ТЕХНОЛОГИИ МАТЕРИАЛОВ

Секция «Материалы, технологии и оборудование литейного производства»…… 3

А.А. Васильев, В.М. Голод, И.Г. Орлова Прогнозирование механических свойств литой заготовки массивной ступенчатой пробы из стали 08ГДНФЛ …… 3
Е.С. Казанцев, В.П. Карасев Выбор оптимального состава вспененного шлака в процессе получения полупродукта в высокомощной дуговой сталеплавильной печи…… 6
А. Э. Ким, В. М. Голод В. М. Обобщенный анализ столбчатого роста дендритов стали…… 8
Десницкий В.В., Десницкая Л.В., Матвеев И.А, Попов А.А, САПР для вакуумпленочного процесса изготовления отливок…… 11
М.Л. Сабанин, Т.В. Абрамов, С.М. Петров Наливные цементные смеси для точного литья …… 14
Ле Као Данг, В.М. Голод Компьютерный анализ последовательного затвердевания отливок…… 17

Секция «Металлургия цветных металлов» …… 19

М.О. Илатовская, С.И. Синёва, Р.В. Старых Исследование фазовых превращений и построение диаграмм плавкости трехкомпонентных систем на основе Co, Cu, Fe и S…… 19
А.С.Куринов, Р.А.Мирзоев, Пористое и барьерное оксидирование тантала в растворах серной кислоты…… 21
В.В. Львов, И.А. Верженюк, Л.С. Читалов Исследование энергоёмкости процесса сверхтонкого измельчения руд цветных металлов…… 24
Александров А.А., Межаков В.В., Мирзоев Р.А., Выступов С.И. Математическая модель зависимости чистоты алюминия от технологических параметров электролизного цеха…… 26
Заграничный В.С., Синева С.И. Методика исследования фазовых превращений в неорганических системах с повышенной летучестью компонентов…… 28
В.В. Львов, Е.А. Пулина Изучение конструкций матриц для высокоградиентных магнитных сепараторов с целью повышения качества железнорудного концентрата…… 31
Е.С. Зарубенко, Р.А.Мирзоев Исследование зависимости предельного тока анодного растворения меди от концентрации раствора фосфорной кислоты…… 33
Э.Р. Федорова, А.Ю. Фирсов Система управления переделом сгущения и промывки красного шлама, учитывающая распределение нагрузки по агрегатам и плотность «упаковки» частиц в сгустителях …… 36
О.Д. Харланова, С.И. Синева, Р.В. Старых Исследование систем, включающих летучиеи агрессивные компоненты, и построение диаграмм фазовых равновесий на примере системы железо-олово-сера…… 39
М. С. Огнев, Р.А. Пахомов, , Р.В. Старых, В. А. Попов Деарсенизация сырья и полупродуктов пирометаллургии с последующим обезвреживанием мышьяка……. 41
В.Ю. Бажин, А.А. Пятернева Ресурсосбережение фторсодержащих компонентов в производстве алюминия на высокоамперных электолизерах…… 43

С.А. Савченков, В.Ю. Бажин Исследование и разработка магниетермического процесса получения магниево-иттриевых лигатур ……. 46

Секция «Термическая и пластическая технологии и исследование материалов»…… 50

К.М. Фалин, Р.В. Старых, С.И. Синёва Исследование особенностей термической деструкции полимеров с использованием методов термического анализа…… 50
Э.Р. Мустафаев, К.А. Стариков, В.В. Мишин, П.А. Глухов Исследование влияния режимов термической обработки на структуру и напряженно-деформированное состояние клинка с помощью компьютерного моделирования в пакете *deform*3*d*…… 53
К.А. Крещёнова, И.В. Кокорина, К.Ю. Бабаев, С.В. Филимонов Моделирование работы конструкции профиля при нагружении……..... 56
Жителев П.С., Васильев А.А., Соколов С.Ф, Соколов Д.Ф Исследование и моделирование рекристаллизации феррита холоднокатанного стального листа…… 59
В.Н.Кокорин, М.В. Кокорин, К.С.Левушкин, А.А. Григорьев, Исследования и инновационные технологии в машиностроении…… 62
В.Н. Кокорин, Ю.А. Титов, А.В, Кокорин, А.А. Евстигнеев, Б.Р. Зиннатов, Интенсивное уплотнение в конической матрице гетерофазных механических смесей при реализации сдвиговых деформаций…… 64

Секция «Технология и исследование порошковых материалов»…… 66

К.А. Лычева, А.Н. Скворцова, Т.С. Кольцова Исследование влияния режимов механоактивации на получение высокопрочного материала алюминий – углеродные нановолокна…… 66
Д.И. Буделовский, С.Ю. Петрович, В.А. Липин, В.Д. Андреева, И.К. Боричева Особенности механолегирования порошкового сплава системы Al-Si-Ni в присутствии нанодисперсного углерода…… 68
В.В. Закусилов Изучение возможности влияния временем прессования на плотность материала используемого для создания высокоэффективного эмиттера электронов. 71
Беспалова П.Г., Кондратьева А.С. Влияние озона на физико-химические закономерности хогф слоев оксида никеля …… 74
М.В. Козлова Эволюция структуры композиционного материала на основе меди при термической обработке…… 77
М.Ю. Замоздра, С.В. Ганин, С.Ю. Петрович, Д.М. Анисимов, С.А. Падерин Исследование процесса компактирования магниевой стружки методом горячей экструзии…… 79
М.Г. Криницын Самораспространяющийся высокотемпературный синтез в порошковой системе «Ti-C»…… 83
А. А. Приходько, Л. А. Филатов Химическое осаждение наночастиц металла из газовой фазы…… 86
А.В.Кокорин, А.А.Айдашкин, В.Н.Кокорин Интенсивное прессование гетерофазных механических на основе железа в конической матрице на прессах…… 88
С.*Ю. Петрович, С.А. Падерин, М.Ю. Замоздра, С.В. Ганин* Новые составы материалов для автономного теплообеспечения…….. 91

Секция «Сварка и родственные технологии»…… 95

Паршин С.Г., Карданов Р.А. Дефекты при сварке титановых сплавов. причины их возникновения и методы выявления…… 95
М.В.Кокорин, К.С. Левушкин. А.С.Алёшин Повышение эффективности контурной лазерной резки…… 97
Матвеев Н. И., Панченко О. В. Определение содержания диффузионного водорода в наплавленном металле для покрытых электродов……..... 99
Завьялов В.Е., Иванова И.В., Кудринецкая А.Л., Астахов Г.Д. Совершествование технологии сварки толстостенных конструкций……. 101
Иванова И.В., Липик А.Э. Автоматическое устройство управления газовой защитой при дуговой сварке в условиях ветра…… 105
С.Г.Паршин, А.С.Майстро, Синишин А.А., Гонюшин Г.Г. Разработка сварочных материалов с комплексными модификаторами микроструктуры для сварки нефтегазопроводов в условиях Арктики…… 109
С.Г. Паршин, Д.М. Нестеров Погружной механизм подачи проволоки для подводной сварки в водной среде…….. 111
Синяков К.А., Воропаев А.А. Совершенствование сварки жаропрочной стали 15Х1М1Ф…… 115
Трусилин Е.Е Исследование влияния ультразвуковых колебаний на механические свойства сварного шва и устранение дефектов…… 120

НЕДЕЛЯ НАУКИ СПбПУ

Материалы научного форума с международным участием

30 ноября – 5 декабря 2015 года

ИНСТИТУТ МЕТАЛЛУРГИИ, МАШИНОСТРОЕНИЯ И ТРАНСПОРТА

Часть 2

Налоговая льгота — Общероссийский классификатор продукции
ОК 005-93, т. 2; 953004 — научная и производственная литература

Подписано в печать 01.12.2015. Формат 60 × 84/16. Печать цифровая.
Усл. печ. л. 8,0. Тираж 40. Заказ 13733b.

Отпечатано с готового оригинал-макета,
предоставленного Издательством Политехнического университета,
в Типографии Политехнического университета.
195251, Санкт-Петербург, Политехническая ул., 29.
Тел.: (812) 552-77-17; 550-40-14