

Металлургия

АШИНОСТРОЕНИЯ

№ 4
2012



Металлургия

МАШИНОСТРОЕНИЯ

4 2012

МЕЖДУНАРОДНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ ЖУРНАЛ

• СОДЕРЖАНИЕ •

СОВРЕМЕННЫЕ МАТЕРИАЛЫ • MODERN MATERIALS

- Афанасьев В.К.** Водородная платформа периодической системы элементов. 0002
 Часть II
 • **Afanasyev V.K.**, The Hydrogen Platform of the Periodic Table of Elements.
 Part II
- Базылева О.А., Бондаренко Ю.А., Тимофеева О.Б., Хвацкий К.К.** 0008
 Влияние кристаллографической ориентации на структуру и свойства
 сплава ВКНА-1В
 • **Bazyleva O.A., Bondarenko Y.A., Timofeyeva O.B., Khvatsky K.K.**
 Influence of Crystallographic Orientation on the Structure and Properties of
 ВКНА-1В Alloy
- Гущин Н.С., Тахиров А.А.** Прокаливаемость износостойких отливок 00013
 толщиной 50 мм
 • **Gushchin N.S., Takhirov A.A.** Hardenability of Wear-Resistant Castings
 with a Thickness of 50 mm

ПЛАВКА. ОБРАБОТКА МЕТАЛЛА • MELTING. MELT TREATMENT

- Иванова В.А., Туров А.М.** О механизме восстановления фосфора при 00018
 плавке чугуна в вагранке
 • **Ivanova V.A., Turov A.M.** On the Mechanism of Phosphorus Recovery when
 Making Iron in a Cupola
- Махов С.В., Попов Д.А.** Комплексное модифицирование заэвтектических 00021
 силуминов
 • **Makhov S.V., Popov D.A.** Complex Inoculation of Hypereutectic Silumins

ТЕХНОЛОГИИ XXI ВЕКА • XXI CENTURY TECHNOLOGIES

- Назаратин В.В., Кобелев О.А., Селютин А.А., Явтушенко П.М., Онипко** 00024
Г.В., Ефимов М.В. Разработка технологии изготовления качественного
 полого слитка
 • **Nazaratin V.V., Kobelev O.A., Selyutin A.A., Yavtushenko P.M., Onipko**
G.V., Efimov M.V. Development of Technology of Manufacturing a Quality
 Hollow Ingot
- Калмакова А.В., Малькова М.Ю., Задиранов А.Н.** Получение прокаткой 00030
 тонких лент наноструктурного никелида титана
 • **Kalmazkova A.V., Malkova M.Y., Zadiranov A.N.** Technology of thin
 Tapesreception of High-Strength Nikelid of the Titan with Nanocrystal
 Structure the Method Proskating Rinks

РЕДАКЦИОННЫЙ СОВЕТ

- **Бех Николай Иванович** (председатель)
Президент ОАО «Звезда Энергетика»
- **Малиновский Владимир Сергеевич**
Президент ООО НТФ «Экта»
- **Марукович Евгений Игнатьевич**
Директор Института технологии металлов
НАН Беларуси
- **Найдек Владимир Леонтьевич**
Директор Физико-технологического института
металлов и сплавов НАН Украины
- **Поддубный Анатолий Никифорович**
Заместитель директора «Инженерного центра
ядерных контейнеров»
- **Ри Хосен**
Заведующий кафедрой «Литейное
производство и технология металлов»
Тихоокеанского государственного университета
- **Тихонов Аркадий Константинович**
Советник по науке ОАО «АвтоВАЗ»
- **Яскевич Инна Авдеевна**
Главный редактор

ИЗДАТЕЛЬ

ООО «Литейное производство»

ГЛАВНЫЙ РЕДАКТОР

И.А. Яскевич

АРТ-ДИРЕКТОР

О.Э.Дробицкая

ЖУРНАЛ ГОТОВИЛИ

С.П. Ишкова
Е.В. Трушина

НАШ АДРЕС

111394, Москва,
ул. Мартеновская,
д. 39, корп. 2, офис 4

ТЕЛЕФОН/ФАКС

8 (495) 303-85-81

E-MAIL: lp@niit.ru

САЙТ www.foundrymag.ru

Перепечатка, все виды копирования и
воспроизведения материалов, публикуемых
в журнале «Металлургия Машиностроения»,
осуществляется только с разрешения редакции

Сдано в набор 01.06.2012
Подписано в печать 05.07.2012
Формат 60x80 1/8
Отпечатано в ООО «Компания АС-ТРАСТ»
— сеть полиграфических услуг
125167, Москва,
ул. Сходненский туп., 16, стр. 4
Тел. +7 (495) 617-03-18
Цена договорная

ОРГАНИЗАЦИЯ ПРОИЗВОДСТВА • MANUFACTURE ORGANIZATION

Тлибеков А.Х. Проектирование производства деталей из листа. Технология и эффективность

00033

• **Tlibekov A.Kh.** Design of production the parts from sheet. Technology and the efficiency

Материалы конференции “Взаимодействие науки и литейно-металлургического производства”

(Самара, 28...30 марта 2012 г.)

Никитин К.В., Тимошкин И.Ю., Гусев А.В.

00038

Мелкокристаллическая легатура AlSi20 для сплавов

• **Nikitin K.V., Timoshkin I.Y., Gusev A.V.** Fine-Crystalline Master Alloy AlSi20 for Alloys

Покоев А.В., Осинская Ю.В., Петров С.С.

00040

Наноразмерные эффекты старения Cu–Be-сплавов в магнитных полях

• **Pokoyev A.V., Osinskaya Y.V., Petrov S.S.** Nano-Scale Effects of Ageing of Cu-Be Alloys in Magnetic Fields

Овчинников В.В., Манаков И.Н. Ремонт Al-отливок сложной формы сваркой

00042

• **Ovchinnikov V.V., Manakov I.N.** Repairing Complex-Shape Al Castings by Welding

Арышенский В.Ю., Кандалова Е.Г. Влияние структуры слитка на штампуемость сплава 3104

00045

• **Aryshensky V.Y., Y.G. Kandalova** Influence of Ingot Structure on the Forgeability of 3104 Alloy

Глушенков В.А., Черников Д.Г., Никитин В.И., Никитин К.В. О воздействии импульсных магнитных полей на расплавы

00047

• **Glushenkov V.A., Chernikov D.G., Nikitin V.I., Nikitin K.V.** On the Impact of Pulse Magnetic Fields on Melts

ИНФОРМАЦИЯ. ХРОНИКА • INFORMATION. NEWS ITEMS

Патенты и заявки

00051

Книги издательства “Машиностроение”

00016

УДК 669.01: 620.18

- В.К. Афанасьев (СибГИУ, г. Новокузнецк)
- Afanasyev V.K.

Водородная платформа периодической системы элементов¹.

Часть II

The Hydrogen Platform of the Periodic Table of Elements. Part II

Ранее [1] была предложена платформа периодической системы элементов (ПСЭ), в основе которой – представление *о ведущей роли водорода* в формировании вещества (материальной субстанции).

Поскольку любое вещество имеет свой химсостав, *каждому составу соответствует свой цвет*. Поэтому следует считать, что *цветовая гамма радуги* изменяется следующим образом [1]:

О	О - N	N - O	N
Красный	Оранжевый	Желтый	Зеленый
H^-	$H^- - H^+$	$H^+ - H^-$	H^+
$N + H$	$H + N$	H	
Голубой	Синий	Фиолетовый	
$H^+ - H^+$	$H^+ - H^+$	$H^+ \rangle$	

Еще в студенческие годы И с а а к Н ь ю т о н (в 1664...1665 гг.) впервые белый луч, поступающий от Солнца, разложил на семь цветов радуги с помощью трехгранной призмы.

Платформа Ньютона также согласуется с волновой гипотезой: «Находящиеся в возбуждении части тел ...вызывают колебания в эфире различной глубины или величины, которые, вызывают в нас ощущение света белого цвета; но если каким-либо способом эти неодинаковой величины колебания отделить друг от друга, наибольшие порождают ощущение красного цвета, наименьшие или самые короткие – глубокого фиолетового, а промежуточные колебания – промежуточных цветов: во многом подобно тому, как тела в соответствии с их различными размерами, формой и движением возбуждают колебания в воздухе различной величины, которые, в соответствии с этой величиной, создают различные тоны в звуке» [2], что предвосхищает появление в далеком будущем квантовой механики (свет распространяется в пространстве в виде частицы и волны одновременно).

¹ В порядке обсуждения

В работе изложен новый взгляд на сущность химических элементов и их систематизацию. Предложен вариант периодической системы, основополагающая роль в которой отводится водороду. Подробно рассмотрены практические возможности применения предложенной системы в области металлургии и материаловедения.

Ключевые слова

Водород, азот, кислород, элементы, периодическая система.

АННОТАЦИЯ

THE SUMMARY

A new view on the essence of chemical elements and their systematization is given. A version of the periodic table in that the basic role is assigned to hydrogen. Practical possibilities of using the proposed table in the field of metallurgy and material science are discussed in detail.

Key words

Hydrogen, nitrogen, oxygen, elements, periodic table.

Длина волны поглощения, нм	Энергия, кДж/моль	Цвет поглощенного света	Цвет вещества
400...435	299...274	Фиолетовый	Желто-зеленый
435...480	274...249	Голубой	Желтый
480...490	249...244	Зеленовато-голубой	Оранжевый
490...500	244...238	Голубовато-зеленый	Красный
500...560	238...214	Зеленый	Пурпурный
560...580	214...206	Желто-зеленый	Фиолетовый
580...595	206...200	Желтый	Голубой
595...605	200...198	Оранжевый	Зеленовато-голубой
605...750	198...149	Красный	Голубовато-зеленый

Здесь примечательны два обстоятельства:

- Ньютон считал, что свет распространяется в эфире (межзвездный газ);
- распространение света в эфире подобно распространению в нем звука, который, как и свет, состоит из семи главных частей.

Другими словами, Ньютон признавал близость семи цветов света и тонов звука.

Общеизвестно, что «солнечный луч содержит в себе все цвета радуги или световые волны различной длины» (таблица) [3].

К настоящему времени накоплен большой объем знаний о процессах во Вселенной. Например, приведено [4] известное о солнечном ветре (СВ): «Помимо основных составляющих СВ – протонов и электронов, в его составе также обнаружены α -частицы, высокоионизованные ионы кислорода, кремния, серы, железа. При анализе газов, захваченных в экспонированных на Луне фольгах, найдены атомы Ne и Ar». Средний химсостав СВ приведен ниже.

Элемент	H	^3He	^4He	O	Ne	Si	Ar	Fe
Относительное содержание	0,96	$1,7 \cdot 10^{-5}$	0,04	$5 \cdot 10^{-4}$	$7,5 \cdot 10^{-5}$	$7,5 \cdot 10^{-5}$	$3,0 \cdot 10^{-6}$	$4,7 \cdot 10^{-5}$

Поскольку колыбелью всех химических элементов и их системы является Космос, кратко коснемся вопроса о составе среды, где рождаются элементы. В первую очередь, это **межзвездный газ**. «Межзвездный газ – основной компонент межзвездной среды, составляющий ~ 99% её массы и ~ 2% массы Галактики. ...Межзвездный газ, как и вещество звезд, состоит, главным образом, из водорода и гелия, с небольшой добавкой других химических элементов. В среднем, в межзвездном газе атомы водорода составляют ~ 90% числа всех атомов (70% по массе). На гелий приходится

~ 10% числа атомов (~ 28% по массе). Остальные 2% массы составляют все последующие химические элементы (т. н. тяжелые элементы). Из них более всего представлены O, C, N, Ne, S, Ar, Fe. Все они вместе составляют ~ 1/1000 от числа атомов межзвездного газа» [4]. Там же сделано заключение, что «преобладание в масштабах Вселенной водорода свидетельствует о том, что он – исходный элемент для ядерных процессов синтеза более тяжелых элементов» [4].

Поэтому можно считать, что солнечный луч состоит из водорода и гелия, при ничтожном присутствии других элементов, и сделать закономерный вывод о том, что семь цветов соответствуют семи разновидностям только водорода, так как только он является исходным материалом для рождения всех остальных элементов, что совпадает с выдвинутым здесь положением о природе цветовой гаммы радуги.

Итак, все элементы ведут своё происхождение от водорода, который, по общему признанию, может быть нейтральным H (H⁰) и ионизованным

НII (H⁺ и H⁻). В связи с этим в работе предлагается считать, что *весь мир состоит из водорода*, который един в трёх лицах – H⁺-H⁻ – Y⁻ (H – N – O).

Именно поэтому все элементы, образующиеся в трехмерном пространстве, следует разделить на водородистые, азотистые и кислородистые, то есть синие, зеленые и красные при изображении ПСЭ. В настоящее же время в большинстве общепринятых систем элементов применение разных цветов носит характер фона, с разной смысловой нагрузкой (металлы, неметаллы, непереходные,

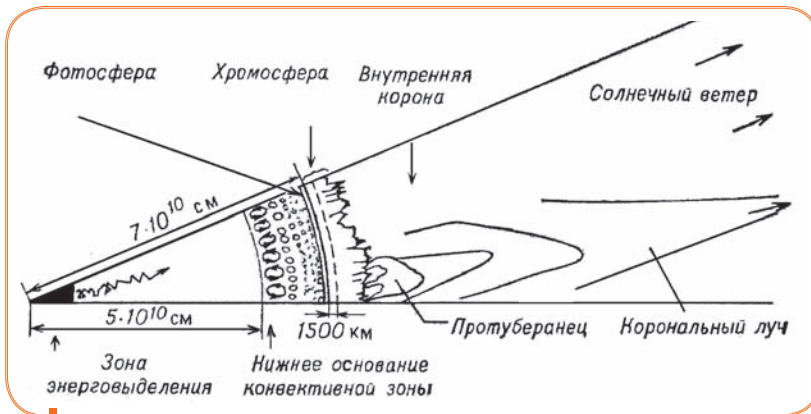


Рис. 1. Слои Солнца [4]

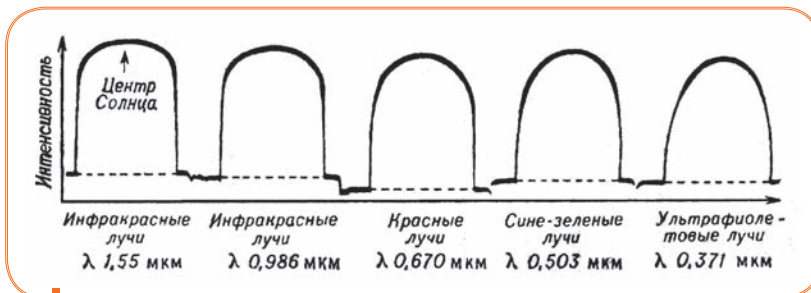


Рис. 2. Распределение интенсивности солнечного излучения по диску Солнца, зарегистрированное болометром для лучей разных цветов [4]

переходные, s-, p-, d-, f-).

Плоское изображение ПСЭ в виде таблицы – это первоначальное представление о существовании элементов и их взаимном расположении. Наиболее точным будет представление системы в трехмерном пространстве, которое должно иметь два основных содержания:

- во-первых, протекание разных стадий образования элементов;
- во-вторых, вероятное протекание процессов разрушения образовавшихся элементов, с превращением их в исходное состояние, то есть в водород и гелий.

Другими словами, необходимо представить себе разные этапы создания элементов и различные фазы их разрушения, то есть движение от протила, рождающего период I, и

дальнейшее движение от разрушающегося периода VII в окружающее пространство, в виде трех элементарных частиц.

Множество сведений, полученных в разных лабораториях мира, указывают на потерю стабильности элементов периода VII и резкое сокращение их времени жизни (до долей секунды). Как правило, с увеличением атомной массы элементы периода VII претерпевают радиоактивный распад с α -, β - и γ -излучением. Эти α -, β - и γ -лучи – поток электронов, протонов и нейтронов, то есть первичных «кирпичиков» материи [5], из которых вновь будет построен период I таблицы химических элементов.

Другими словами, за ядерным распадом элементов периода VII следует образование элементов периода I, что впервые было предложено в 1864 г.

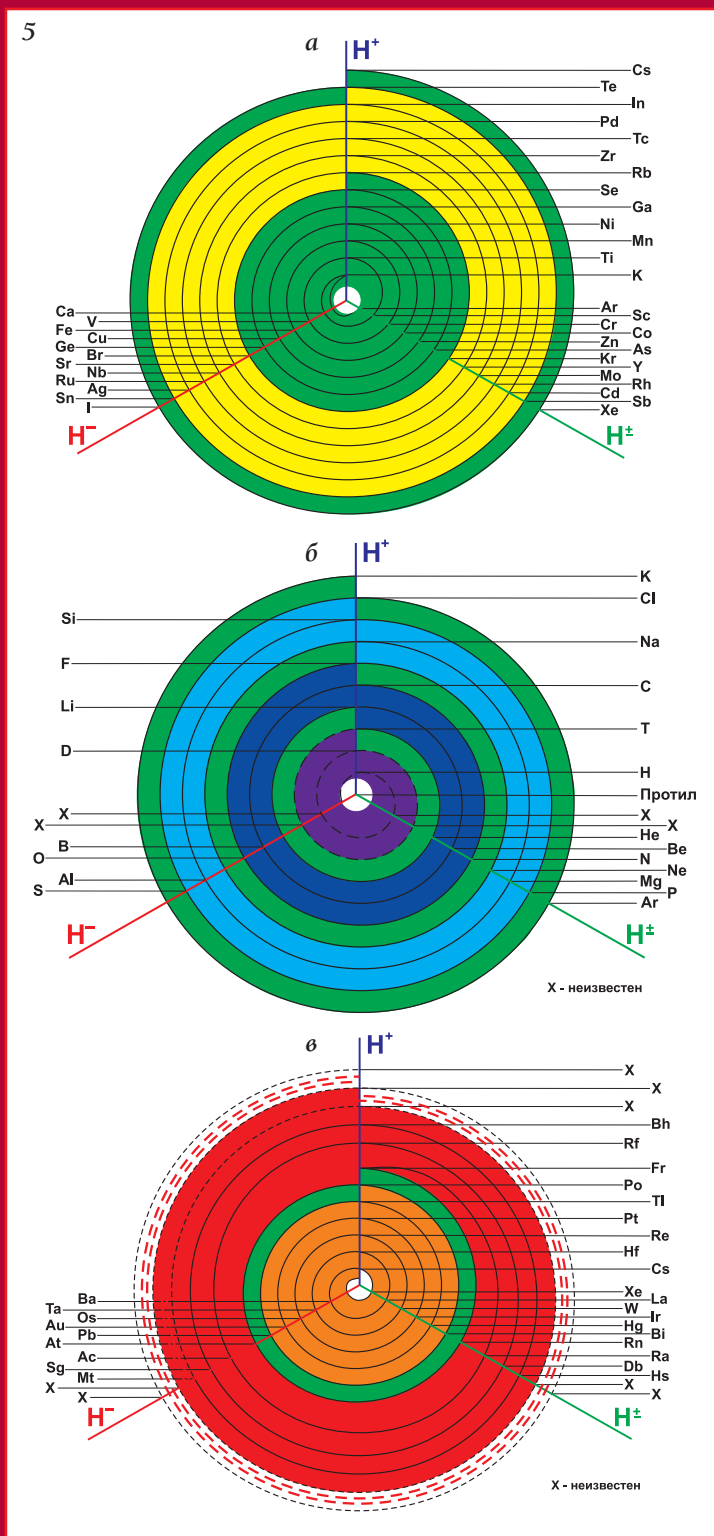
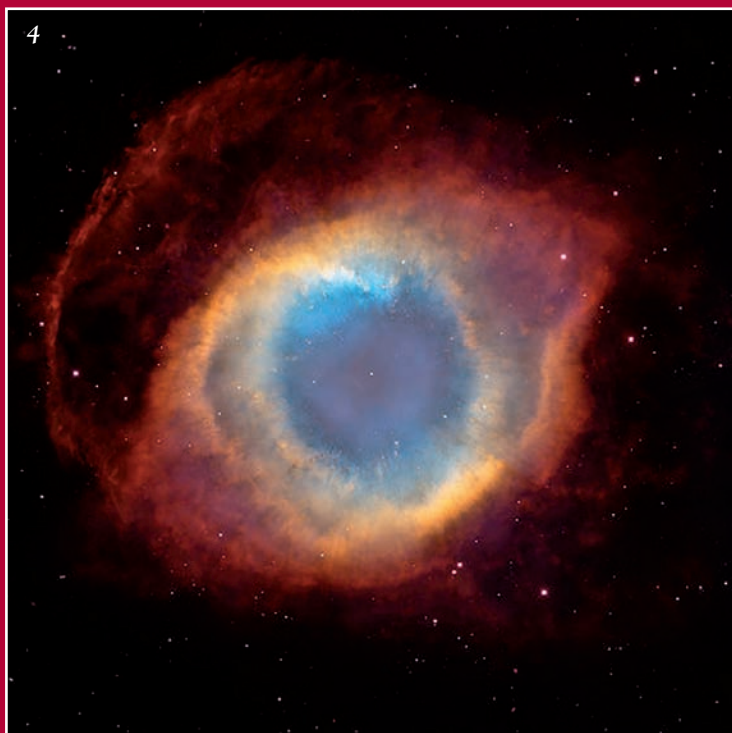
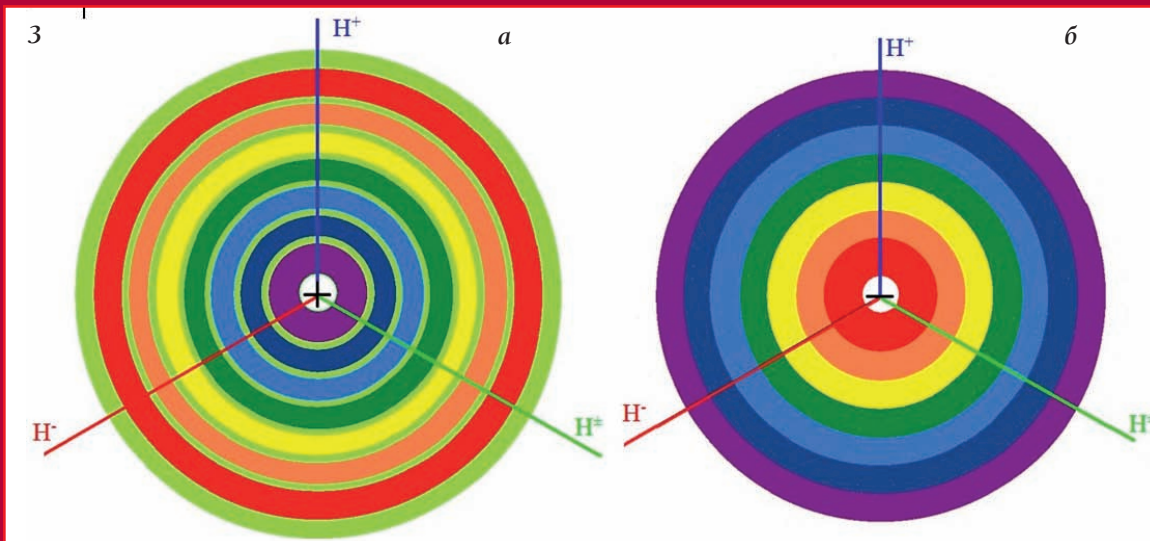
английским химиком и музыкантом Джоном Александером Рейна Ньюлендсом. Он утверждал, что атомные веса всех элементов кратны восьми. Его таблица элементов получила название «системы октав».

Следует полагать, что семь периодов ПСЭ предусматривают зарождение элементов из элементарных частиц в периоде I и разложение химических элементов на такие же частицы – в VII. Из элементарных частиц вновь будут образовываться элементы периода I. Этот процесс, протекающий в межзвездном пространстве, – «эфире» – бесконечен, подобно общепринятому представлению о трансляции кристаллической решетки в пространстве для твердых (металлических) тел.

Наша планета Земля находится во владении Солнца, а это означает, что формирование всех элементов ПС полностью определяется, в первую очередь, его «работой».

На рис. 1 показаны газовые (лучевые) слои Солнца [4]. Основная часть строительного материала для химических элементов ПСЭ находится в зоне энерговыделения. Само солнечное излучение («солнечные лучи») уже по диску Солнца имеет три основных цвета – синий, зеленый и красный (рис. 2) [4]. Именно здесь из элементарных частиц образуются элементы периода I. При значительном удалении от периода I, за счет процесса коалесценции, будут зарождаться и вырастать остальные шесть периодов (солнечный ветер). Схематично это представляется так.

От источника излучения энергия (материя) в виде протонов (+) и электронов (–) «строит» период I в виде поло-



Рисунки к статье

Афанасьева В.К. (СибГИУ, г. Новокузнецк)

Водородная платформа периодической системы элементов. Часть II ¹

Рис. 3. Круговое изображение ПСЭ по: **а** – В.К. Афанасьеву, **б** – М. Абубакру

Рис. 4. Фото туманности NG C7293 («Улитка» в созвездии Водолея). В центре туманности – слабая звезда – её ядро, от которого $\sim 10^4$ лет назад отделилась газовая оболочка туманности. Современный размер NG C7293 $\sim 0,2$ пк. (1 пк. = $3,086 \cdot 10^{16}$ м) [7]

Рис. 5. ПСЭ, периоды: **а** – I, II и III, **б** – IV и V, **в** – VI и VII

жительной и отрицательной волн. Если смотреть из межзвездного пространства, то сечение этих волн (+ и -), образующих области шаровидной формы, показано на **рис. 3 (см. обложку)**. В центре – белый круг (со знаком +) означает, что эта ПСЭ родилась из звездного вещества (из атмосферы звезды) с положительным зарядом. Здесь идет распределение цветов по периодам

I	II	III	IV	V	VI	VII
Фиолетовый	Синий	Голубой	Зеленый	Желтый	Оранжевый	Красный

Если волновое образование движется из атмосферы Звезды (H^+ , H^- , H^+) из отрицательно участка, то распределение цветов будет от красного (период I) до фиолетового (период VII). Этот вариант и предложил Мохаммед Абубакр (Mohd. Abubakr), (рис. 6 в работе [1]) [6]. Распределение элементов в циркулярном варианте по ПСЭ сделано не металлургом, но мысль о распределении именно семи цветов – сама по себе крупное достижение. Он, один из немногих зарубежных авторов, показал, что семь периодов элементов имеют химсостав, соответствующий семи цветам. Большое достижение его работы в том, что в центре ПСЭ – участок Звезды-родительницы с отрицательным зарядом. Поэтому порядок семи цветов идет по направлению: *красный, оранжевый, желтый, зеленый, голубой, синий, фиолетовый*, тогда как в нашем случае в центре ПСЭ – участок Звезды с *положительным зарядом*, а поэтому *цвета периодов распределяются в обратном порядке*. Это большой успех, так как уже М. Абубакр показал, что химические элементы имеют цвета радуги и, таким образом, прямо подтверждает отправное положение этой работы.

Еще одно подтверждение правомочности излагаемых здесь положений – фото туманности «Улитка», полученные космическим телескопом Хаббл в 2004 г. (**рис. 4**) [7]. Здесь отчетливо видно послойное распределение от центра участков фиолетового, синего, голубого, зеленого, желтого, оранжевого и красного цветов. Согласно основному положению квантовой механики, материя, распространяющаяся в виде волны, одновременно является частицей в сечении этой волны. Другими словами, здесь показано распределение химических элементов в сечении волн, идущих от далекой Звезды, а семь кругов означают семь периодов зарождения, роста и разложения химических элементов в туманности «Улитка».

Цветные изображения туманностей связываются с их химсоставом. Так, в работе [7] кисло-

роду выделен синий цвет, водороду – зеленый, а сере – красный, а гемоглобин также имеет красный цвет из-за кислорода. Относительно цвета «кирпичей» мироздания: главное здесь в том, что *кислород и сера* предлагаемой ПСЭ – есть H^- (красного цвета). Если красный, согласно [7], – кислород (H^-), то водород должен быть не зеленый, а синий (H^+), так как синий и красный

цвета противоположные, как + и –, но главное заключается в том, что *кислороду и водороду придают цвета* [7].

После периода VII элементы ПС вновь разлагаются на исходные составляющие, пополняя запасы межзвездного газа (звездный ветер, туманности и галактики). К Земле наиболее близкая звезда – Солнце, поэтому надо говорить о превращении периода VII ПСЭ в *солнечный ветер*, который, по приведенным выше данным, состоит из водорода [4].

На **рис. 5** – семь периодов ПСЭ на представляемой водородной платформе. Здесь можно сделать несколько *з а к л ю ч е н и й*:

- все периоды разделены прослойкой из элементов нулевой группы (He, Ne, Ar, Kr, Xe, Rn), а последний элемент этой группы – кислородистый и очень радиоактивен;
- прослойка между периодами – это нейтральный водород – (H^+) – H^- ;
- элементы периода I на основе N и O (неизвестные), настолько легко разлагаются, что до сих пор не определены, а гелий образуется в результате распада очень радиоактивного трития;
- все периоды начинаются с легкоплавких элементов (первый ряд) и заканчиваются элементами, либо газообразными, либо весьма легкоплавкими и радиоактивными.

Так, гелию предшествует радиоактивный тритий, перед неоном расположены N, O и очень ядовитый F, перед Ar – Cl, перед Kr – газообразный Br, перед Xe расположен йод (легкоплавкий и особый), перед радиоактивным Rn – радиоактивные Po и At, а перед последним, неизвестным из нулевой группы – весь ряд радиоактивных элементов. Другими словами, каждый период заканчивается переходом его в состояние H^+ , то есть в *нейтральный водород*. Причем, здесь закладывается представление о том, что водород H^+ – один из трех «кирпичей» для построения химических элементов, а, в то же время, нейтральный водо-

род – HI (H^+) – это среда зарождения, роста и разложения этих «кирпичей».

Таким образом, распределение элементов по трем направлениям – необходимо и естественно. Образование периодов I...VII элементов ПСЭ происходит в Космосе на больших расстояниях между периодами. Сами периоды – это гигантские области космического пространства, разделенные нейтральным водородом. Если **а, б, в рис. 5** наложить друг на друга, при соответствующем увеличении размеров **б** и **в**, то по структуре получится такой же рисунок, как туманность «Улитка».

Возможно, что все семь периодов представляют собой туманность как родительницу Звезды. Другими словами, Звезда порождает туманность, а из туманности рождается Звезда.

Очень важно, что все элементы и их соединения, родившиеся в Космосе, созданы не человеком, это – водородная космическая металлургия, а поэтому технологии их получения и свойства должны стать основой *водородной металлургии* на Земле. Прежде всего, потому, что в космической металлургии родителями химических элементов, из которых впоследствии будут получены сплавы, являются водород H^+ (азот), водород H^- (кислород), водород H^+ (водород), или по общепринятой терминологии специалистов по Космосу – водород нейтральный HI и водород ионизованный HII . В «земной» металлургии этому обстоятельству уделяется несправедливо мало внимания.

А поэтому изначально для «земной» металлургии должны быть следующие п о л о ж е н и я .

- Все вещества состоят из водорода, азота и кислорода, то есть $\text{H} - \text{N} - \text{O}$.

- Соотношением между ними определяется многообразие всех физических, механических и химических свойств металлических сплавов.

- Конструкция $\text{H} - \text{N} - \text{O}$ представляет собой монолит. В Космосе «наибольшую распространенность имеет водород, за ним следует гелий (в земных и лунных породах, а также метеоритах этих элементов мало, оттуда они улетучились)» [4]. При полном удалении водорода из конструкции $\text{H} - \text{N} - \text{O}$ (металл или сплав), она превращается в прах ($\text{N} - \text{O}$).

Земная твердь – это «прах» реликтовой жидкости (изначальной поверхности Земли). Реликтовая жидкость представляла собой раствор всего и вся друг в друге, то есть, говоря современным языком, это была «сигара» в трехмерном пространстве. При остывании этой жидкости водород уходил в космос и конструкция $\text{H} - \text{N} - \text{O}$ лишалась (в зна-

чительной мере) очень важного элемента. В конечном итоге, остались N и O в виде оксидов и нитридов. Именно они и являются исходным сырьем для нынешней металлургии, которая под любым предлогом использует в качестве восстановителя ушедший в космос водород, преследуя единственную цель – воспроизвести бывшую конструкцию – *космическую металлическую жидкость* из $\text{H} - \text{N} - \text{O}$ (монолитное состояние).

Однако *водород космический* (первичный) и *водород-восстановитель*, получаемый человеком для восстановления «праха» бывшей жидкости ($\text{H} - \text{N} - \text{O}$), – разные вещества. Поэтому наиболее перспективно применение легирования водородом, азотом и кислородом в системах из водородистых, азотистых и кислородистых элементов, с отведением им ведущей роли в организации свойств металлических сплавов.

В современном изложении, это – *металлургия наноматериалов*, так как H , N и O имеют наименьшие (из всех известных нам элементов) атомные размеры. Разделение на H -, N - и O -элементы условно, чтобы можно было систематизировать накопленные знания для совершенствования металлургии и материаловедения. Уже сейчас подобное разделение позволит на более глубоком уровне, по сравнению с общепринятым методом проб и ошибок, получать конструкционные и инструментальные материалы нового поколения.

СПИСОК

ЛИТЕРАТУРЫ

1. Афанасьев В.К.

Водородная платформа периодической системы элементов // Металлургия машиностроения. – 2011. – №2. – С. 21–26.

2. Погребысская Е.И. Дисперсия света. – М.: «Наука», 1980. – 166 с.

3. Фадеев Г.Н. Химия и цвет. – М.: «Просвещение», 1983. – 169 с.

4. Физика космоса. Маленькая энциклопедия / Гл. редактор Р.А. Сюняев. – М.: «Советская энциклопедия», 1986. – 783 с.

5. Гельфман М.И., Юстратов В.П. Химия. Серия «Учебники для вузов. Специальная литература». – СПб.: Изд-во «Лань», 2000. – 480 с.

6. Abubakr Mohd. An Alternate Graphical Representation of Periodic table of Chemical Elements / Mohd. Abubakr, Mikrosoft India (R&D) Pvt. Ltd. Hyderabad, India. mohdabubakr@hotmail.com, <http://arxiv.org/abs/0910.0276>

7. <http://www.rsci.ru/?id=22576>. Вселенная Хаббла.

Исследованием монокристаллических (МК) заготовок образцов интерметаллидного сплава ВКНА-1В с разной кристаллографической ориентацией (КГО) выявлено влияние КГО $\langle 001 \rangle$, $\langle 011 \rangle$ и $\langle 111 \rangle$ на микроструктуру, модуль упругости, пределы кратковременной прочности и текучести, длительную прочность и термическую усталость. Применение интерметаллидных материалов позволит снизить массу деталей на 10...15%, трудоемкость их изготовления, повысить: рабочую температуру на 50...100°C, службы *сопловых лопаток* в ~ 3 раза, *дисков* – в 1,5–2 раза, снизить стоимость шихтовой заготовки на 25...30%.

Ключевые слова

Монокристаллические заготовки, кристаллографическая ориентация, модуль упругости, предел кратковременной прочности, предел текучести, длительная прочность, термоусталость.

АННОТАЦИЯ

THE SUMMARY

Investigation into single-crystal (SC) billets of intermetallide BKNA-1B alloy samples with different crystallographic orientation (CGO) revealed influence of CGO $\langle 001 \rangle$, $\langle 011 \rangle$ and $\langle 111 \rangle$ on the microstructure, modulus of elasticity, ultimate short-time strength and yield point, long-term strength and thermal fatigue. Application of BKNA-1B type materials will make it possible to reduce: part mass by 10...15%, labor intensity of their production, cost of charge billets, as compared to heat-resistant alloys, by 25...30%; to increase the working temperature by 50...100°C, increase service life of nozzle blades about 3-fold, and that of discs 1.5- to 2-fold.

Key words

Single-crystal billets, microstructure, modulus of elasticity, ultimate short-time strength, yield point, long-term strength, thermal fatigue.

УДК 621.74: 669.018.44

- О.А. Базылева, Ю.А. Бондаренко, О.Б. Тимофеева, К.К. Хвацкий (ФГУП «ВИАМ»)
- O.A. Bazyleva, Y.A. Bondarenko, O.B. Timofeyeva, K.K. Khvatsky

Влияние кристаллографической ориентации на структуру и свойства сплава ВКНА-1В

Influence of Crystallographic Orientation on the Structure and Properties of BKNA-1B Alloy

Введение

Создание конструкционных материалов на рабочие температуры $> 0,6T_{пл}$ стимулировали разработку новой основы для сплавов. Интерметаллидное соединение Ni_3Al – одно из таких основ, так как интерметаллиды занимают промежуточное положение между металлами и керамиками как по типу химической связи, так и по свойствам. Интерметаллид Ni_3Al наиболее изучен, поскольку является упрочняющей фазой жаропрочных Ni-сплавов. В силу особенностей связи атомов в кристаллической гранецентрированной кубической решетке и их упорядоченного распределения, Ni_3Al обладает высокой температурой плавления (1385°C), пониженной плотностью (7530 кг/м³) и термостабильностью структуры до $T_{пл}$. Эти свойства, весьма привлекательные для деталей горячего тракта газотурбинных двигателей, позволят повысить их рабочую температуру, в частности, *сопловых лопаток* турбины и элементов камеры сгорания, по сравнению с Ni-сплавами, с 1050 до 1200...1250°C, снизить массу деталей и, как следствие, повысить КПД двигателей, уменьшить расход топлива [1, 2].

Для использования литейного жаропрочного интерметаллидного сплава ВКНА-1В на основе Ni_3Al в перспективных авиационных двигателях и установления ресурса работы узлов и деталей, изготовленных из этого материала, исследовали влияние КГО МК-образцов на комплекс физико-механических свойств.

Материалы и методика исследования

Исследовали цилиндрические заготовки образцов из сплава ВКНА-1В с МК-структурой ориентаций $\langle 001 \rangle$, $\langle 011 \rangle$ и $\langle 111 \rangle$. Прутковые (шихтовые) заготовки выплавляли в ваку-

умным индукционным (ВИ) методом в индукционной печи по режиму: давление в плавильной камере 5,33 Па (40 мкм рт. ст.); температура слива металла $T_{\text{сл.Ме}} = T_L + 120 \dots 130^\circ\text{C}$. Для снятия слоя, контактирующего с чугунными кокилями, заготовки шлифовали на 2...3 мм и разрезали на мерные заготовки по ~ 4 кг.

Заготовки под образцы для определения физико-механических характеристик отливали на установке высокоградиентной направленной кристаллизации (НК) УВНС-5 с компьютерным управлением процессом [3, 4]. КГО литых заготовок задается КГО МК-затравок, для чего в керамические формы цилиндрических заготовок $\varnothing 16$ мм со стартовыми конусами, в вершине которых предусмотрены затравочные полости, перед плавкой устанавливали тугоплавкие МК-затравки с заданной КГО $\langle 001 \rangle$, $\langle 011 \rangle$ или $\langle 111 \rangle$.

Сами затравки получали методом ориентированной вырезки из цилиндрических МК-заготовок $\varnothing 8$ мм, которые предварительно отливали из сплава состава Ni-W на установке УВНЭС-4 по той же технологии, что и заготовки из интерметаллидного сплава. После резки все затравки подвергали травлению и рентгеноструктурному контролю ориентации на установке типа ДРОН. Для работы использовали затравки с отклонением от заданного направления ≤ 5 град.

Техпроцесс литья МК-заготовок заключается в следующем: керамические формы, с установленными в них затравками требуемой КГО, при нагреве располагают в нагрее-

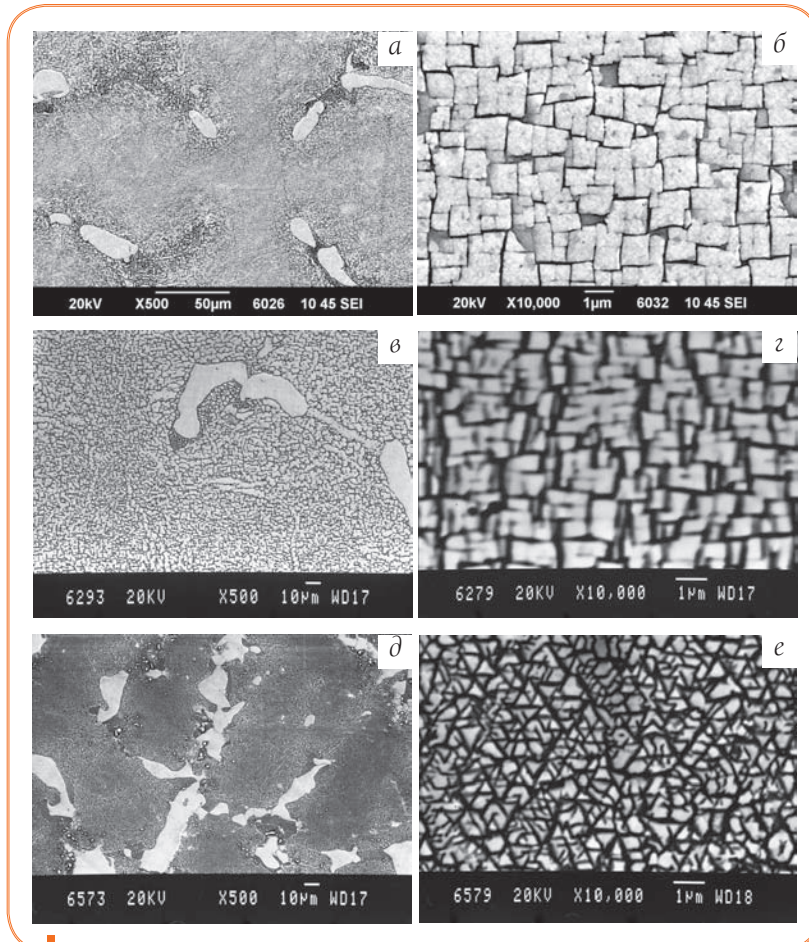


Рис. 1. Микроструктура сплава ВКНА-1В: а, б – КГО $\langle 001 \rangle$; в, г – КГО $\langle 011 \rangle$; д, е – КГО $\langle 111 \rangle$

вателе в области постоянного по высоте теплового поля в интервале температур выше температуры ликвидуса T_L интерметаллидного сплава, но ниже T_L сплава затравки. Мерную прутковую заготовку сплава на основе Ni_3Al расплавляли в индукторе, заливали в керамические формы и проводили процесс НК сплава, перемещая форму с расплавом из зоны нагрева через тепловой экран в зону охлаждения с заданной скоростью до максимально возможного погружения в охладитель (расплав олова).

По результатам рентгенофлуоресцентки годными по КГО считают образцы, у которых соответствующие им стартовые конусы имеют угол отклонения α тре-

буемой КГО от вертикальной оси заготовки ≤ 10 град., то есть $\alpha_{001} \leq 10$ град., $\alpha_{011} \leq 10$ град., $\alpha_{111} \leq 10$ град. В монокристаллах интерметаллидных сплавов не допускаются большеугольные границы, однако имеются малоугольные, разделяющие блоки структуры. Допускаемая максимальная разориентация между блоками $\Delta\alpha$ в заготовках под образцы $\leq 1 \dots 2$ град.

После определения отклонения каждой заготовки под образцы от заданного направления $\langle 001 \rangle$, $\langle 011 \rangle$ или $\langle 111 \rangle$ из годных заготовок, удовлетворяющих условиям $\alpha \leq 10$ град., $\Delta\alpha \leq 1 \dots 2$ град., изготавливали образцы для испытаний физико-механических свойств.

Обсуждение результатов эксперимента

Исследование микроструктуры сплава ВКНА-1В показало, что, независимо от КГО, МК-заготовка имеет дендритно-ячеистое строение, оси дендритов на 80...85% состоят из интерметаллида Ni_3Al (γ' -фаза), разделённого пластичными прослойками твёрдого раствора на Ni-основе (γ -фаза); межосное пространство содержит интерметаллидную фазу Ni_2Al , окружённую γ' -фазой (рис. 1, а, в, з). Морфология γ' -фазы в осях дендритов изменяется, в зависимости от КГО. Для КГО <001> она имеет форму квадрата, для КГО <111> – форму треугольника (рис. 1, б, д).

Установлено, что при температурах испытания $T_{исп}$, равных 20, 800, 900 и 1000°C, модуль упругости E при КГО <111> стабильно максимальный, при КГО <001> – минимальный, при КГО <011> – занимает промежуточное положение (см. ниже). При комнатной температуре E для КГО <011> и <111> равен 220 ГПа. С повышением температуры с 20 до 1000°C для этих

ориентаций наблюдается снижение E , причём, для КГО <001> медленнее; для КГО <111> при 20, 800 и 900°C значения E практически одинаковы.

$T_{исп}, ^\circ C$	$E, \text{ ГПа, при КГО заготовки } <001> / <011> / <111>$
20.....	150 / 220 / 220
800.....	140 / 175 / 229
900.....	130 / 158 / 200
1000.....	120 / 145 / 155

Предел кратковременной прочности σ_v сплава при комнатной температуре для КГО <111> – максимальный и составляет 1410...1590 МПа, для <011> – минимальный 618...657 МПа; для <001> – 1010...1079 МПа и равномерно снижается до 340...370 МПа при 1150°C для всех трёх ориентаций <111>; для <001> при 800°C следует некоторое повышение до 1030...1050 МПа, далее – равномерное снижение до 370 МПа при 1150°C (табл. 1).

Таблица 1

$T_{исп}, ^\circ C$	Свойства сплава ВКНА-1В при КГО <001> / <011> / <111>		
	$\sigma_v, \text{ МПа}$	$\sigma_{0,2}, \text{ МПа}$	$\delta, \%$
20	1010...1079/618...657/1530...1560	383...402/343...353/549...579	28,5...33/61...67/14...20
800	1010...1030/814...824/824...844	991...1020/775...804/687...697	7,5...8,5/10...11/39...44,5
900	893...912/745,5...755/746...775	893...912/736...755/598...647	43...45/29,5...36/36...41
1000	579...589/510...549/559...579	579...589/500...549/412...441	36...40/30...39,5/42...48
1100	441...451/373...412/392...441	402...412/363...392/343...363	56...64/26,5...28,5/28,5...30
1150	373/333...343/353...373	353/314...324/324...334	52...58/27,5...34,5/32...35

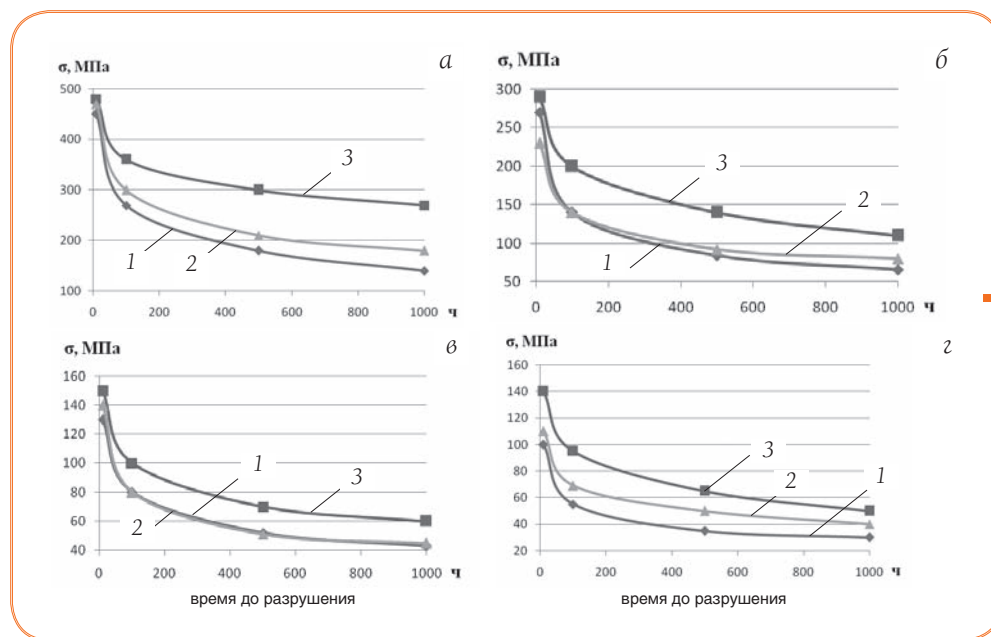


Рис. 2. Пределы длительной прочности сплава ВКНА-1В с КГО <001>, <011> и <111> – 1, 2, 3, соответственно, при $T_{исп}$, равной 900, 1000, 1100, 1150°C – а...г, соответственно

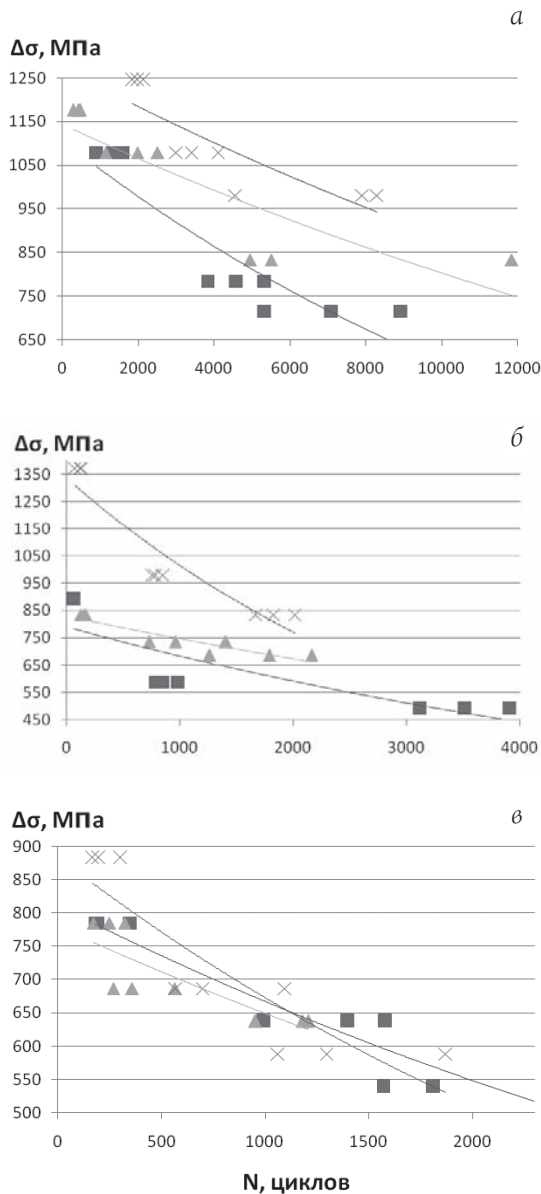


Рис. 3. Термоциклическая долговечность образцов из сплава ВКНА-1В с разной КГО при испытаниях по пилообразному циклу: *а* – 100↔850°C; *б* – 100↔1050°C; *в* – 100↔1100°C; ■ <001>; ▲ <011>; × <111>

Средние и минимальные (в скобках), на уровне – 3σ , значения пределов кратковременной прочности, пределов текучести и относительно удлинения приведены в **табл. 2**.

Относительное удлинение δ сплава ВКНА-1В носит нерегулярный характер в диапазоне 20...1150°C, так, для КГО <001> и <011> минимальные δ при 800°C, соответственно, 8...6 и 11...9%; для <111> $\delta = 17...8\%$ при комнатной температуре. С повышением температуры для трёх ориентаций δ увеличивается и при 1150°C – максимально для КГО <001>.

Длительная прочность при 800, 1000 и 1100°C максимальна для КГО [111], минимальна – для [001], КГО [011] – занимают промежуточное положение (**рис. 2**).

Исследования термоусталости при испытании по пилообразному циклу при температурах 100↔850°C, 100↔1050°C и 100↔1100°C показывают аналогичные результаты – максимальные для КГО [111], минимальные – для [001], КГО [011] – средние значения (**рис. 3**). С повышением $T_{исп}$ до 1100°C разница $\Delta\sigma$ для КГО <001>, <011> и <111> нивелируется.

Выводы

- Микроструктура интерметаллидного сплава ВКНА-1В имеет дендритно-ячеистое строение, оси дендритов на 80...85% состоят из интерметаллида Ni_3Al (γ' -фаза), разделённого прослойками твёрдого раствора на основе Ni (γ -фаза). Межосное пространство содержит интерметаллическую фазу Ni_2Al , окружённую γ' -фазой.

- При комнатной температуре образцы с КГО [111] и [011] имеют одинаковый модуль упругости. При 800 и 900°C максимальный E – у образцов с КГО [111], с [001] – минимальный, с КГО [011] – средний. С повышением температуры до 1000°C для КГО [011] и [111] модуль упругости значительно снижается.

- Предел кратковременной прочности при

Таблица 2

$T_{исп}, ^\circ C$	Свойства сплава ВКНА-1В при КГО <001> / <011> / <111>		
	$\sigma_B, \text{ МПа}$	$\sigma_{0.2}, \text{ МПа}$	$\delta, \%$
20	1033(914)/638(554)/1540(1489)	392(363)/348(327)/562(517)	30(23)/64(51)/17(8)
800	1017(983)/821(804)/831(797)	1001(950)/795(744)/693(676)	8(6)/11(9)/42(34)
900	906(872)/749(732)/759(714)	906(872)/746(716)/618(540)	44(40)/34(23)/39(31)
1000	582(565)/523(455)/566(532)	582(565)/520(442)/428(383)	39(32)/36(20)/45(36)
1100	448(431)/392(334)/422(344)	405(388)/379(334)/353(324)	59(46)/28(24)/30(27)
1150	373(373)/338(324)/366(332)	353(353)/319(304)/330(313)	55(46)/32(20)/34(29)

комнатной температуре для образцов сплава ВКНА-1В с КГО [111] – максимальный, с [011] – минимальный. С повышением температуры эти показатели мало различаются при соответствующих температурах.

- Максимальная длительная прочность при 900, 1000, 1100 и 1150°C – у образцов с КГО [111], минимальная – с [001], с КГО [011] – средняя.

- Термоусталостные характеристики при 100↔850°C, 100↔1050°C и 100↔1100°C аналогично имеют: максимальные значения – для КГО [111], минимальные – для [001], КГО [011] – средние. С повышением $T_{исп}$ до 1100°C разница $\Delta\sigma$ для КГО <001>, <011> и <111> снижается.

СПИСОК

ЛИТЕРАТУРЫ

1. Каблов Е.Н., Бунтушкин В.П., Базылева О.А. Литые лопатки из интерметаллида никеля (Ni_3Al) для высокотемпературных газовых турбин // Конверсия в машиностроении. – 2004. – №4.
2. Поварова К.Б., Базылева О.А., Казанская Н.К., Дроздов А.А. и др. Конструкционные жаропрочные сплавы на основе Ni_3Al : получение, структура и свойства // Материаловедение. – 2011. – №4.
3. Бондаренко Ю.А., Каблов Е.Н. Направленная кристаллизация жаропрочных сплавов с повышенным температурным градиентом // МиТОМ. – 2002. – №7.
4. Бондаренко Ю.А., Базылева О.А., Ечин А.Б., Сухова В.А., Нарский А.Р. Высокоградиентная направленная кристаллизация деталей из интерметаллидного монокристаллического сплава ВКНА-1В // Литейное производство. – 2012. – №6.

Вышла новая книга!

ПРОИЗВОДСТВО ОТЛИВОК ОТВЕТСТВЕННОГО НАЗНАЧЕНИЯ

М.И. Карпенко, В.А. Алов, А.П. Мельников, В.М. Карпенко // Производство отливок ответственного назначения. Ярославль. Издательство «Ещё не поздно!». 2012. Кн. I – 256 с, илл. по тексту. ISBN 978-5-904457-22-8

Монография имеет производственно-технический характер и состоит из двух книг. В книге I приведены сведения о составах, способах производства литейных конструкционных сталей и чугунов, используемых для ответственных литых деталей. Представлены физико-механические и специальные свойства сплавов, основные характеристики и особенности изготовления ответственных отливок массового производства, методы повышения их надёжности и долговечности, области применения.

Рассмотрены процессы выплавки, внепечной обработки различных чугунов и сталей, представлены современные конструкции дуговых и индукционных печей для получения высококачественных сплавов. Изложены особенности производства сплавов со специальными свойствами, выбор и расчет литниково-питающих систем, представлены разновидности фильтров, устанавливаемых в литниковых системах.

Книга I включает семь глав и предназначена для широкого круга инженерно-технических работников машиностроения, металлургии и литейного производства; рекомендуется для преподавателей, студентов и аспирантов технических ВУЗов, специалистов, занятых в области производства литых изделий.

Заказы на книгу принимаются по адресу:
Россия, 150003, г.Ярославль, пр.Ленина 21-12
Издательство Потребительского Общества «Еще не поздно!»
тел. (4852) 90-06-15, факс 32-87-00

УДК 621.74.002.6: 669.13

- Н.С. Гущин, А.А. Тахиров (ОАО НПО «ЦНИИТМАШ»)
- N.S. Gushchin, A.A. Takhirov

Прокаливаемость износостойких отливок толщиной 50 мм

Hardenability of Wear-Resistant Castings with a Thickness of 50 mm

Основной недостаток белых износостойких чугунов – их низкая прокаливаемость, которая в значительной степени определяется структурой металлической основы (МО).

Для формирования заданной структуры МО и, соответственно, требуемых эксплуатационных свойств по всему сечению отливки, как правило, проводят вторичную термобработку – ТО (нормализацию, отжиг, отпуск). Однако на заводах-изготовителях зачастую ТО не проводят из-за увеличения себестоимости продукции или по другим причинам. Вследствие этого отливки из белых износостойких чугунов обладают пониженными механическими и эксплуатационными свойствами, что снижает срок службы изготовленных из них изделий.

Цель работы – исследование влияния содержания Si и Cr на прокаливаемость хромоникелевого чугуна с шаровидным графитом (ШГ). Влияние содержания Si оценивали в диапазоне 2,5...3,5%, а Cr – 3...6%. Содержание остальных элементов поддерживали следующим, %: 2,18...2,20 C; 0,19...0,21 Mn; 3,95...4,05 Ni; 0,19...0,21 Cu; 0,48...0,52 V; $\leq 0,04$ Mg; $\leq 0,005$ Ce; Fe – ост.

Для сфероидизирующего модифицирования жидкого чугуна применяли Ni-Mg-лигатуру (15% Mg) и цериевую (Мц-40) присадку. Расплав обрабатывали в разливочном ковше. В качестве исследуемой отливки использовали *плиту* размерами 350×300×50 мм. Количественной мерой прокаливаемости принята максимальная толщина сечения *плиты*, твердость материала которой ≥ 58 HRC, так как главная сдаточная характеристика износостойких отливок на производстве – *твердость*.

Количество структурных составляющих МО и ее твердость определяли на литых цилиндрических образцах высотой 20 мм, которые вырезали из средней части заготовок $\varnothing 20$ мм и длиной 320 мм. Заготовки с высокой чистотой поверхности (рис. 1) получали с помощью устройства, которое позволяло отбирать их из разных зон *плиты*, избегая трудоемкой

Проведённые исследования позволили установить условия достижения полной прокаливаемости хромоникелевого чугуна с шаровидным графитом. Показана зависимость количества карбидной фазы, шаровидного графита и структурного состава металлической основы исследуемого сплава от содержания в нём кремния и хрома и глубины сечения отливки.

Ключевые слова

Прокаливаемость, хромоникелевый чугун, шаровидный графит, карбиды, аустенит, мартенсит, троостит, химический состав, сечение отливки.

АННОТАЦИЯ

THE SUMMARY

The conducted investigations made it possible to establish conditions of achieving full hardenability of nodular chromium-nickel iron. Dependence of carbide phase amount, nodular graphite and structural composition of the metal base of the alloy under investigation on its silicon and chromium content and casting's section depth is shown.

Key words

Hardenability, chromium-nickel iron, nodular graphite, carbides, austenite, martensite, troostite, chemical composition, casting's section.

механообработки. Результаты исследования влияния Si и Cr на структурные составляющие МО чугунов, которые, главным образом, определяют глубину его прокаливаемости, представлены в **таблице**.

Видим, что для достижения

максимальной твердости чугуна необходимо, чтобы его структура в литом состоянии состояла из мартенсита и карбидов тригонального типа $(Cr, Fe)_7C_3$.

С ростом содержания Si с 2,5 до 3,5% твердость у всех образцов, отобранных из на-

ружной зоны ($h = 10$ мм) плиты, уменьшается. В частности, твердость ЧХЗН4ФШ снижается с 62 до 59 HRC (**рис. 2, а**, кривая 1), у ЧХ4Н4ФШ – с 64 до 62 HRC (**рис. 2, б**, кривая 1) и у ЧХ6Н4ФШ сначала увеличивается с 54 до 64 HRC, а затем снижается до 63 HRC (**рис. 2, в**, кривая 1), что объясняется повышением количества включений ШГ (**рис. 3, а, б**, кривая 1) с увеличением содержания Si в МО в чугунах ЧХЗН4ФШ и ЧХ4Н4ФШ. В результате снижается количество твердых карбидов K_2 и, соответственно, общая твердость этих чугунов (**рис. 2, а, б**, кривая 1).

Что касается чугуна ЧХ6Н4ФШ, то в МО образца А1, при 2,5% Si структурно свободный углерод в виде ШГ не выделяется, вследствие чего образуется карбид K_1 , мик-

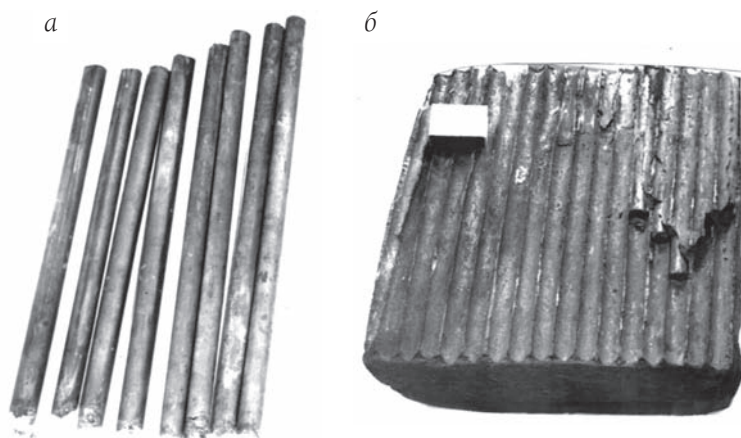


Рис. 1. Литые цилиндрические заготовки (а), отобранные из наружной зоны плиты (б)

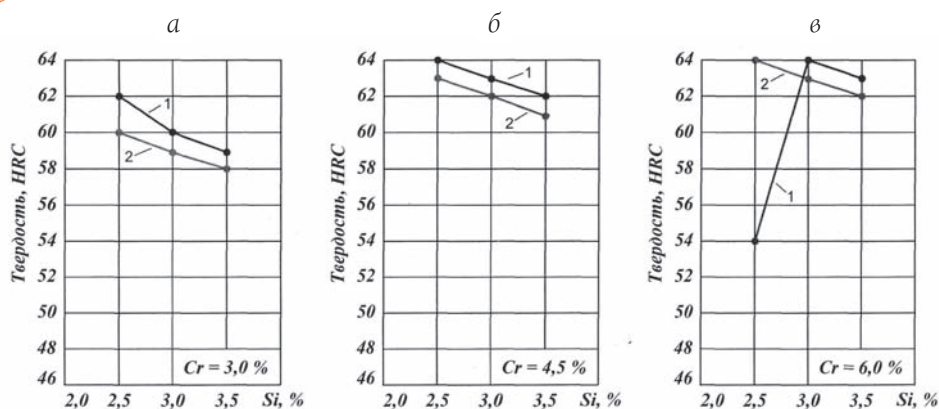


Рис. 2. Твердость чугуна, отобранного из наружной (1) и центральной (2) зон плиты толщиной 50 мм в чугунах ЧХЗН4ФШ (а), ЧХ4Н4ФШ (б) и ЧХ6Н4ФШ (в)

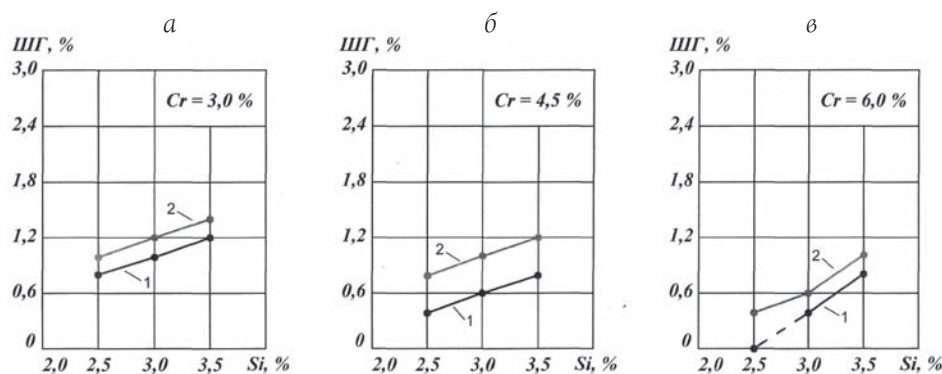


Рис. 3. Количество включений ШГ в чугуне: 1, 2 и а...в – по рис. 2

ротвёрдость которого в 1,5 раза меньше, чем у карбида K_2 . При 3,0% Si в МО чугуна ЧХ6Н4ФШ выделяется 0,4% структурно свободного углерода в виде ШГ (рис. 3, в, кривая 1). Благодаря процессу графитизации аустенит обедняется углеродом, что способствует повышению температуры начала мартенситного превращения. В результате количество мартенсита в этом чугуне 64% (образец Б1) и вместо карбида K_1 образуется более твердый карбид K_2 . При 3,5% Si количество включений ШГ увеличивается до 0,8% (образец В1), а доля карбидов K_2 уменьшается с 32 до 30% и, соответственно, снижается общая твердость чугуна ЧХ6Н4ФШ (рис. 3, б, кривая 1).

Подобная тенденция наблюдается и у образцов, отобранных из центральной зоны ($h = 25$ мм) плиты. В частности, у ЧХ3Н4ФШ твердость понижается с 60 до 58 HRC (рис. 2, а, кривая 2), у ЧХ4Н4ФШ – с 63 до 61 HRC (рис. 2, б, кривая 2) и твердость ЧХ6Н4ФШ – с 64 до 62 HRC (рис. 3, б, кривая 2).

Наличие в МО чугуна определенного количества включений ШГ позволяет достичь их высокой прокаливаемости, обеспечивающей твердость > 58 HRC по всему сечению отливки. Для плиты толщиной 50 мм оптимально 0,4...1,4% ШГ, в зависимости от содержания в нём Si и Cr.

В частности, полная прокаливаемость плиты из чугунов ЧХ3Н4ФШ и ЧХ4Н4ФШ достигается при 2,5...3,5% Si, а из ЧХ6Н4ФШ – при 3,0...3,5% Si. Было также установлено, что с увеличением содержания Si растёт количество включений ШГ по всему сечению образца, а с ростом концентрации Cr – наоборот, уменьшается (рис. 3).

Твёрдость чугуна также зависит от количества и типа карбидов. Необходимое условие для формирования карбидов тригонального типа K_2 – соотношение концентраций хрома и связанного углерода ($[Cr]/[C_{св}] = 4...10$. Если оно < 4 , то образуются карбиды K_1 , микротвёрдость которых в 1,5 раза меньше, чем K_2 .

МО чугунов без ШГ содержит карбиды K_1 , а с ШГ – K_2 . Это связано с тем, что выделение в МО определённого количества структурно свободного углерода в виде ШГ способствует понижению концентрации связанного углерода, благодаря чему отношение концентраций хрома и связанного углерода находится в необходимых пределах для формирования карбидов K_2 . С повышением содержания Cr количество карбидной фазы увеличивается, а с выделением и ростом включений ШГ – уменьшается.

Из чугуна ЧХ6Н4ФШ изготовили опытную партию отливок брони размольного стола массой 125 кг и толщиной стенки 60 мм для углеразмольной мельницы МВС-140А. Брони размольного стола успешно прошли производственные испытания и показали, что срок службы брони из чугуна нового состава не меньший, чем из ЧХ8Н4ФШ.

Снижение содержания дорогостоящего Cr в чугуне с 8 до 6% уменьшает себестоимость отливок на 15%. Повышенная жидкотекучесть и пониженная усадка чугуна ЧХ6Н4ФШ, по сравнению с ЧХ8Н4ФШ, положительно сказывается на качестве литых брони размольного стола. Литейные свойства нового сплава улучшаются за счёт уменьшения в его МО количества карбидной фазы. Таким образом, исследования показали, что количество включений ШГ в МО, прежде всего, зависит от содержания в чугуне Si и Cr и скорости охлаждения отливки.

Наличие определённого количества включений ШГ в МО чугуна позволяет получать высокую прокаливаемость, обес-

Маркировка чугуна	Образец	A	M	K_2	ШГ
		%			
ЧХ3Н4ФШ	1А1	10/8	66/72	24/20	0,8/1,0
	1Б1	8/6	72/76	20/18	1,0/1,2
	1В1	6/6	76/72	18/16	1,2/1,4
ЧХ4Н4ФШ	2А1	4/8	66/70	30/22	0,4/0,8
	2Б1	10/6	62/74	28/20	0,6/1,0
	2В1	8/5	66/77	26/18	0,8/1,2
ЧХ6Н4ФШ	3А1	20/4	44/64	–/32	–/0,4
	3Б1	4/4	64/66	32/30	0,4/0,6
	3В1	2/2	68/70	30/28	0,8/1,0

Примечания. 1. А – аустенит, М – мартенсит, K_2 – карбид тригонального типа $(Cr, Fe)_7C_3$; ШГ – шаровидный графит. 2. K_1 – карбид цементитного типа $(Fe, Cr)_3C$ в образце 3А1 – 36%. 3. В образцах А1, Б1 и В1 – 2,5; 3,0 и 3,5% Si; в чугунах ЧХ3Н4ФШ, ЧХ4Н4ФШ и ЧХ6Н4ФШ – 3,0; 4,6 и 6,0% Cr, соответственно. 4. В числителе – данные образцов, взятых из наружной зоны плиты ($h = 10$ мм), знаменателе – у центральной зоны ($h = 25$ мм).

печивающую мартенситно-карбидную структуру и, соответственно, требуемые эксплуатационные свойства износостойких отливок в литом состоянии, то есть без применения высокотемпературной ТО. Количество карбидной фазы повышается с увеличением содержания Cr и уменьшается с выделением структурно свободного углерода в МО чугуна, благодаря чему создаются необходимые условия для формирования наиболее твердых карбидов тригонального типа $(Cr, Fe)_7C_3$.

Результаты промышленной эксплуатации подтвердили высокую надёжность и работоспособность износостойких деталей, изготовленных как из чугуна ЧХ8Н4ФШ, так и из ЧХ6Н4ФШ.

Полученные научно-экспериментальные данные позволяют в дальнейшем использовать для изготовления крупнотоннажных мелющих элементов (валков, бандажей, бронеплит, футеровок, сегментов) износостойкий хромоникелевый чугун с шаровидным графитом и пониженным содержанием до 3%) Cr.

Сведения об авторах

Гушин Николай Сафонович – канд. техн. наук. Тел: 8-495-675-85-41.

Тахиров Асиф Ашур оглы – соискатель.

Издательство «Машиностроение»

предлагает книги

- Анурьев В.** Справочник конструктора-машиностроителя. В 3-х тт. 2006.– 2816 с. 12 100,00р.
- Богодухов СИ.** Курс материаловедения в вопросах и ответах. Учеб. Пособие. 2010.– 352 с. 350,00р.
- Бойцов В.** Технологические методы повышения прочности и долговечности. Учеб. Пособие. 2005.– 128 с. 88,00р.
- Болдин А.** Литейные формовочные материалы. Формовочные, стержневые смеси и покрытия. Справочник. 2006.– 507 с. 385,00р.
- Быковский О.** Справочник сварщика. 2011.– 336 с. 500,00р.
- Васильев А.** Направленное формирование свойств изделий машиностроения. 2005.– 352 с. 297,00р.
- Гарбер М.** Износостойкие белые чугуны: свойства, структура, технология, эксплуатация. 2010.– 280 с. 1 100,00р.
- Давыдов Н.** Литейные противопожарные покрытия. Справочник. 2009.– 240 с. 440,00р.
- Делюсто А.** Абразивно-порошковая очистка проката от окалины. 2002.– 460 с. 110,00р.
- Еремин В.** Безопасность труда в машиностроении в вопросах и ответах. Учеб. пособие. 2004.– 192 с. 132,00р.
- Жуковский С.** Холоднотвердеющие связующие и смеси для литейных стержней и форм. Справочник. 2010.– 256 с. 500,00р.
- Калпин Ю.** Сопротивление деформации и пластичность при обработке металлов давлением. Учеб. пособие. 2011.– 244 с. 500,00р.
- Киричек А.** Технология и оборудование статико-импульсной обработки поверхностным пластическим деформированием. Б-ка технолога. 2004.– 288 с. 253,00р.
- Ковка и штамповка.** Справочник в 4-х тт. /Под ред. **Е. Семенова** Т. 1. Материалы и нагрев. Оборудование. Ковка Т. 2. Горячая объемная штамповка Т. 3. Холодная объемная штамповка. Штамповка металлических порошков Т. 4. Листовая штамповка. 2010. 10 000,00р.
- Кондаков А.** Выбор заготовок в машиностроении. 2007.– 560 с. 440,00р.
- Косов Н.** Технологическая оснастка: вопросы и ответы. Учеб. пособие. 2007.– 304 с. 363,00р.
- Литвинов Б.** Основы инженерной деятельности. Курс лекций. 2005.– 288 с. 308,00р.
- Марочник сталей и сплавов** / Под ред. **А. Зубченко**. 2011.– 784 с. 4 180,00р.

МЕЖДУНАРОДНАЯ СПЕЦИАЛИЗИРОВАННАЯ ВЫСТАВКА



СТАНКОСТРОЕНИЕ

15-18 октября **2012** МВЦ «Крокус Экспо»

при поддержке Московской Торгово-Промышленной Палаты



металлообрабатывающие станки, инструмент, автоматические линии, робототехника, комплектующие изделия, литейное производство, сварочное оборудование, обработка листового металла, лазерные технологии, измерительные приборы, программное обеспечение, деревообрабатывающее оборудование

современное оборудование от ведущих компаний

Организатор выставки: +7 (495) 988-27-68
ООО «Райт Солюшн» +7 (495) 767-35-97

info@stankoexpo.com
www.stankoexpo.com

СТАНОЧНЫЙ ПАРК

ПРОМОЙЛ
Металлообрабатывающее оборудование

ПромЭКСПО

12 Всероссийская промышленная выставка



- Металлургия. Metalloobrabotka
- Машиностроение • Станкостроение
- Автоматизация
- Сварка. Резка. Контроль
- НефтеГазХимия
- Электротехника. Автоматика
- Энергетика. Энергосбережение. Энергоэффективные технологии

Организатор



(8442) 55-13-15
www.volgogradexpo.ru

Генеральный
информационный
спонсор

Информационные
партнеры:



25-27
СЕНТЯБРЯ
ВОЛГОГРАД
ЭКСПОЦЕНТР

- Марукович Е.** Износостойкие сплавы. 2005.— 428 с. 275,00р.
- Поливанов П.** Таблицы для подсчета массы деталей и материалов. Справочник. 2006.— 304 с. 286,00р.
- Применение ультразвука и взрыва при обработке и сборке** / Под ред. **А. Вологина** Б-ка технолога. 2002.— 264 с. 220,00р.
- Пухальский В.** Как читать чертежи и технологические документы. Серия справочников для рабочих. 2005.— 144 с. 165,00р.
- Садаков Г.** Гальванопластика. Справочное пособие. 2004.— 400 с. 363,00р.
- Сварка. Резка. Контроль.** Справочник /Под общ. ред. **Н. Алешина.** В 2-х тт. 2004.— 1104 с. 1 430,00р.
- Свойства сплавов в экстремальном состоянии** / **Б. Дралкин.** 2004.— 256 с. 253,00р.
- Сойфер В.** Выплавка стали в кислых электропечах. 2009.— 480 с. 880,00р.
- Сосенушкин Е.** Прогрессивные процессы объемной штамповки. 2011.— 480 с. 600,00р.
- Безъязычный В.** Справочник кузнеца. 2001.— 360 с. 440,00р.
- Рыжов С.** Стали и сплавы энергетического оборудования. Справочник. 2008.— 960 с. 5 000,00р.
- Стратиевский И.** Абразивная обработка. Справочник. 2010.— 352 с. 700,00р.
- Дальский А.** Технология конструкционных материалов. Учебник. 2005.— 592 с. 319,00р.
- Ультразвуковая дефектометрия металлов с применением топографических методов** / Под ред. **А. Вopilкина.** 2008.— 368 с. 1 200,00р.
- Кане М.** Управление качеством продукции машиностроения. Учеб. пособие. 2010.— 416 с. 700,00р.
- Федосов С.** Основы технологии сварки. Учеб. пособие. 2011.— 125 с. 250,00р
- Хейфец М.** Проектирование процессов комбинированной обработки. Б-ка технолога. 2005.— 272 с. 242,00р.
- Чернышов Е.** Литейные дефекты. Причины образования. Способы предупреждения и исправления. Учеб. пособие. 2008.— 282 с. 550,00р.
- Чернышов Е.** Литейные сплавы и их зарубежные аналоги. Справочник. 2006.— 336 с. 385,00р.
- Чернышов Е.** Литейные технологии. Основы проектирования в примерах и задачах. Учеб. Пособие. 2011.— 288 с. 400,00р.
- Шлёнский О.** Горение и взрыв материалов.— 216 с. 500,00р.
- Шлёнский О.** Режимы горения материалов. 2011.— 220 с. 400,00р.
- Физико-механические свойства. Испытания металлических материалов.** Т. II-1. 2010.— 852 с. 2 000,00р.
- Неметаллические конструкционные материалы.** Т. II—4. 2005.— 464 с. 1 000,00р.
- Технологии заготовительных производств.** Т. III-2. 1996.— 736 с. 1 000,00р.
- Технология сварки, пайки и резки.** Т. III-4. 2006.— 768 с. 1 000,00р.
- Технология производства изделий из композиционных материалов, пластмасс, стекла и керамики.** Т. III—6. 2006.— 576 с. 1 000,00р.
- Машины и оборудование кузнечно-штамповочного и литейного производства.** Т. IV-4. 2005.— 926 с. 1 000,00р.
- Машиностроение ядерной техники.** Т. IV-25. В 2-х кн. 2005.— 1904 с. 2 000,00р.

Тел. отдела реализации: (499) 269-66-00, 269-52-98
 Тел. склада: (499) 268-69-00
 Факс: (499) 269-48-97; E-mail: realiz@mashin.ru
 Адрес: 107076, Москва, Стромьинский пер., д. 4.

УДК 621.745.1: 669.1

- В.А. Иванова, А.М. Туров
- V.A. Ivanova, A.M. Turov

Проведены исследования для установления механизма восстановления фосфора при плавке чугуна в коксовой вагранке. Источники фосфора при плавке чугуна – все составляющие шихты. Восстановление фосфора в чугун возможно при участии углерода чугуна, что может приводить к снижению его содержания.

Ключевые слова

Восстановление фосфора, вагранка, шихта, химсостав чугуна.

АННОТАЦИЯ

THE SUMMARY

Investigations have been conducted to establish the mechanism of phosphorus recovery when making iron in a coke fired cupola. Sources of phosphorus when making iron are all charge components. Phosphorus recovery into iron is possible under participation of iron's carbon, which may lead to a decrease in its content.

Key words

Phosphorus recovery, cupola, charge, chemical composition of iron.

О механизме восстановления фосфора при плавке чугуна в вагранке

On the Mechanism of Phosphorus Recovery when Making Iron in a Cupola

Традиционно считается, что фосфор как вредная примесь способствует появлению брака в отливках. В то же время известно, что Р – графитизирующий элемент. Фосфор влияет на литейные свойства чугуна. Например, добавка до 1% Р в железо, насыщенное углеродом, сопровождается снижением кинематической вязкости и поверхностного натяжения чугуна σ , что способствует повышению его жидкотекучести. Причем, поверхностное натяжение тем меньше, чем больше концентрация углерода. Влияет Р и на химсостав выплавляемого чугуна, замедляя переход Si из газовой фазы в жидкий металл. Наиболее существенно влияние начальных концентраций Р – до 0,35%.

Из опыта доменной плавки известно, что Р, как и Si, способствует уменьшению содержания С в чугуне. Поскольку это – поверхностно-активный элемент, максимальной адсорбции на поверхности Fe–Р-расплава соответствует 0,6% Р, а для чугунов – 0,4%. Адсорбируется Р в виде разных соединений, в зависимости от его концентрации. Считается, что Р адсорбируется в виде P_2O_5 . При содержании кислорода в Fe–Р-расплаве ~ 0,01% структура поверхностного слоя состоит из ионов PO_4^{3-} . При ~ 0,6% Р в сплавах образуются включения фосфатов железа ($Fe_3(PO_4)_2$), а при содержании > 1%, наряду с фосфатами, выделены фосфиды железа – Fe_2P и FeP . Поэтому влияние Р на химсостав чугуна реализуется через поверхность расплава.

Считается, что Р попадает в вагранку с металлической частью шихты (см. **ниже**). Однако его соединения содержатся и в коксе, и во флюсах, причем, в коксе – в виде фосфатов Са и Al в золе, и его содержание зависит от содержания Р в исходных углях. Так, содержание P_2O_5 , %, на предприятиях: Нижнетагильском – 0,35; Челябинском – 0,65; Магнитогорском – 1,0; Орско-халиовском – 0,70; Кузнецком – 1,10; Западно-сибирском – 0,65; Череповецком – 0,25; Новолипецком – 0,60;

Кемеровском – 0,31; Калининградском – 0,55%.

Наименование компонента	P, %, не более
Литейные чугуны (ГОСТ 4832-95).....	0,08 (кл. А), 0,12 (кл. Б), 0,3 (кл. В), от 0,3 до ≤ 0,7 (кл. Г), от 0,7 до ≤ 1,2 (кл. Д)
Литейные передельные чугуны (ГОСТ 805-95)....	0,08 (кл. А), 0,12 (кл. Б), 0,3 (кл. В)
Ферросилиций (ГОСТ 1415-93).....	0,05
Ферромарганец (ГОСТ 4755-91).....	от 0,01 до ≤ 0,5; 0,2 до ≤ 0,35; от 0,15 до ≤ 0,3
Феррофосфор.....	14...18% (ЧМТУ 3774-52); 20...25% (ТУ МХП 3825-52)
Лом чугунный и/или стальной.....	В зависимости от марки сплава

В известняках Р может находиться в виде соединений $\text{Ca}_3(\text{PO}_4)_2$ и $\text{Ca}_3(\text{PO})_4$, и его содержание зависит от месторождения. Так, доля Р, %, в месторождениях: Агаповском – 0,015; Гурьевском – 0,015; Новостроевском – 0,001; Новостроевском доломитизированном – 0,005; Тургойском – 0,08. Мел и мрамор имеют состав, идентичный известняку, доломит содержит ~ 0,023% P_2O_5 , в плавиковом шпате ≤ 0,3% Р, в апатитонепелиновой руде ~ 4...5%.

Исследования химсостава ваграночных чугунов Ярославского электровозоремонтного завода филиала «Желдорреммаш» (см. ниже), соответствующих требованиям ГОСТ 28186-89 (А) и ОСТ 32.194-2002 (Б), установили наличие тесной корреляционной связи между содержанием Р и С в чугуне – коэффициенты корреляции составили -0,6485 и -0,7225 для чугунов, по ГОСТ 28186-89 и ОСТ 32.194-2002, соответственно.

	А	Б
Чушковый чугун:		
литейный.....	12,97	43
передельный.....	25	–
Феррофосфор.....	0,1	4
Ферросилиций.....	1,5	2,15
Ферромарганец.....	0,9	0,45
Лом:		
чугунный.....	43,03	36,4
стальной.....	11,5	9
Известняк,		
кг/т годного.....	36	36
Кокс литейный,		
кг/т годного.....	163	163

В чугуне содержание Р и С составило 1,29 и 3,12 (по ГОСТ 28186-89) и 0,43 и 3,46 (по ГОСТ 28186-89), соответственно.

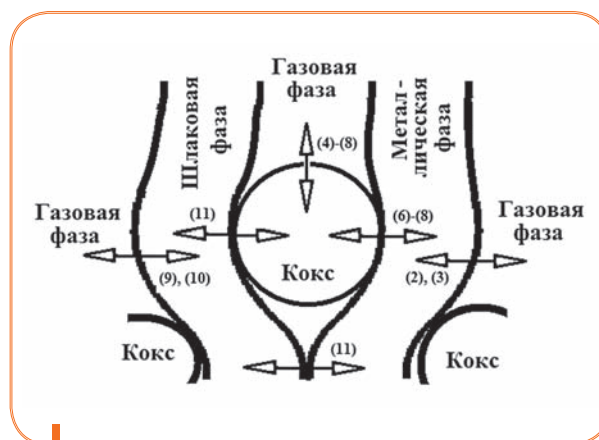


Схема взаимодействия между фазами в вагранке

Рассмотрим возможный механизм восстановления Р при плавке чугуна. В вагранке взаимодействуют следующие фазы: металл (чугун), шлак, газ и кокс. Поэтому конечный состав чугуна по Р будет зависеть от реакций взаимодействия между этими фазами (рисунок).

Фосфиды (Fe_2P и FeP) железа металлической части шихты растворяются в процессе плавки в металле, а его фосфаты ($\text{Fe}_3(\text{PO}_4)_2$) могут восстанавливаться уже при 800...900°C.

Газификация фосфатов Са ($\text{Ca}_3(\text{PO}_4)_2$) и Al из золы кокса возможна уже при 500°C. Поэтому восстановление Р из кокса в чугун будет происходить через газовую фазу. Реакции газификации могут происходить с участием как С кокса, так и С, растворенного в чугуне.

Фосфиды Са, содержащиеся во флюсах, при нагреве могут разлагаться с образованием газообразных реагентов PO и PO_2 . Далее газообразные продукты разложения фосфида реагируют с С кокса.

В процессе плавки в шлак Р попадает, главным образом, из флюсов. При пересчете на P_2O_5 , в шлаке содержится 0,1...0,5% Р. В окислительной зоне при 1200...1500°C фосфаты шлака активно восстанавливаются углеродом кокса, что возможно также в горне вагранки с участием С, растворенного в чугуне.

Выводы

- Источниками Р при плавке чугуна в вагранке могут быть все составляющие шихты.
- Р – поверхностно-активный элемент, поэтому реакции восстановления происходят через поверхность металла с участием газообразной фазы.
- Восстановление Р в чугун возможно при участии С чугуна, что приводит к снижению его содержания в металле.

Поскольку Р – вредная примесь и его содержание строго регламентируется стандартами, необходимы дальнейшие исследования процессов его восстановления при плавке чугуна в вагранке.

Сведения об авторах

Иванова Валерия Анатольевна – канд. техн. наук, доцент кафедры технологии металлов Ярославского ГТУ. Тел.: (4852) 44-14-60, моб. 8-910-975-49-19. E-mail: ivanova-waleriya@mail.ru

Туров Алексей Михайлович – мастер чугунно-обрубного участка Ярославского электровозоремонтного завода филиала ОАО «Желдорреммаш». Тел.: (4852) 40-69-01.

К авторам!

К статьям, присылаемым в редакцию, предъявляются следующие требования:

- статьи должны быть присланы с рецензиями, а также к ним следует добавлять ключевые слова;
- к статье обязательно прилагайте краткую аннотацию на русском и, желательно, английском языках;
- текст должен быть сохранен в редакторе MS Word;
- статья должна содержать ссылки на все рисунки и таблицы, а также подписи к ним;
- все рисунки, графики и чертежи должны быть четкими (с разрешением, как минимум, 300 dpi/inch) и присланы отдельными файлами со стандартными графическими расширениями *.cdr, *.ai, *.eps, *.jpeg, *.tif;
- формулы и буквенные обозначения должны быть набраны четко, крупно;
- в тексте ссылка на литературу дается порядковым номером в квадратных скобках, список литературы составляется в порядке цитирования работ, для статей обязательно указывать название журнала, сборника и т.п., в которых они опубликованы, год издания, том, начальную страницу;
- объем статьи – не более 8 страниц, рисунков – не более 4;
- статья должна быть подписана всеми авторами.

Также прилагайте подробные сведения об авторах и контактную информацию (адрес, телефон, факс, e-mail)

УДК 621.745.55

- С.В. Махов, Д.А. Попов
- S.V. Makhov, D.A. Popov

Комплексное модифицирование заэвтектических силуминов Complex Inoculation of Hypereutectic Silumins

В эвтектических силуминах Si-фазу измельчают с помощью модификаторов – Na, Sr и P, из которых первые два применяют для до- и эвтектических сплавов, а последний – для заэвтектических, в которых Si выпадает первично. На сегодня наиболее перспективный прием модифицирования – введение Sr в виде двойной Al–(10...20)Sr или тройной Al–10Si–10Sr-лигатуры. Универсальный флюс, содержащий Na в виде солей NaF и Na_3AlF_6 , обеспечивает эффект модифицирования непродолжительное время, но также оказывает и рафинирующее действие на расплав. Фосфор в расплав вводят лигатурами – Cu–10P или Fe–(20...25)P.

Совместное введение в расплав этих модификаторов может огрублять как первичный, так и эвтектический Si в силу того, что у P большее химическое сродство с Na и Sr, чем с Al, поэтому образуются фосфиды натрия (Na_3P) и стронция (SrP_2), не оказывающее модифицирующего действия.

В технической литературе последних лет упоминается положительное влияние на структуру доэвтектических силуминов совместных добавок лигатур AlTiB и AlSr, что успешно применяется в производственных условиях при литье силуминов с содержанием Si до 8%. Показано¹, что измельчение первичного Si усиливается при совместной добавке P и B в виде, соответственно, феррофосфора и фторбората калия. Мы считаем, что есть все основания вводить в расплав P и B в виде тройной лигатуры Al1B1P.

Известно, что феррофосфор или медь-фосфор нужно вводить в расплав заэвтектических силуминов при температуре > 850°C, чтобы в расплаве образовался фосфорид алюминия AlP, который является центром кристаллизации для первичного Si, что лучше делать в индукционной печи при постоянном перемешивании, снижая температуру расплава до

В статье рассмотрены вопросы приготовления алюминиевых лигатур с титаном, бором и фосфором, а также представлены экспериментальные данные о модифицировании заэвтектических силуминов этими лигатурами.

Ключевые слова

Алюминий, кремний, фосфор, заэвтектический сплав, кристалл, титан, бор, стронций.

АННОТАЦИЯ

THE SUMMARY

The article discusses matters of preparing aluminium master alloys with titanium, boron and phosphorus, and also experimental data on the inoculation of hypereutectic silumins with those master alloys are presented.

Key words

Aluminium, silicon, phosphorus, hypereutectic alloy, crystal, titanium, boron, strontium.

¹ Белов В.Д., Куликова Т.В., Кирьянов С.В. // Литейное производство. – 1995. – №12. – С. 12–14.

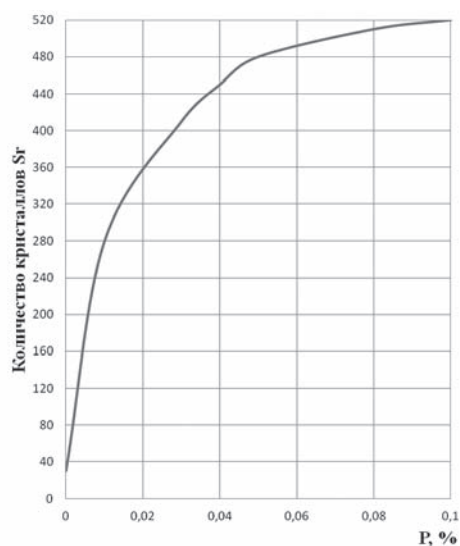


Рис. 1. Количество кристаллов Si, в зависимости от содержания P, вводимого лигатурой Al-21Si-0,91P

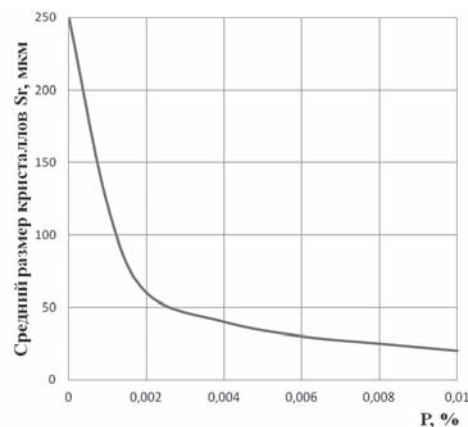


Рис. 2. Средний размер кристалла Si, в зависимости от содержания P, вводимого лигатурой Al-4,5Cu-0,8P

750...780°C при литье лигатуры и предотвращая образование вязкой массы на подине печи.

Лигатуру Al-Si-P готовили в индукционной высокочастотной печи, в которую в расплав Al залили жидкий силумин с замешанным при 750°C порошком феррофосфора, из расчета получения в расплаве 1,0% P. Непрерывно перемешивая расплав, температуру увеличили до 1100°C, и при этой температуре выдержали расплав 1 ч. Затем жидкую лигатуру разлили в мелкие чушки массой 1,5 кг.

Лигатура Al-Si-P содержала 2,1% Si и 0,91% P. Этой лигатурой модифицировали сплав АК18. Результаты экспериментальных данных показаны на **рис. 1**, причем, модификатор вводили последовательно через 10 мин при 750...770°C с выдержкой 5 мин после введения каждой порции.

Можно утверждать, что измельчение первичного Si в расплаве АК18 происходит только за счет взвешенных в расплаве интерметаллидных частиц фосфида алюминия AlP плотностью 2420 кг/м³, практически равной плотности сплава, что предотвращает ликвацию AlP при заливке. Видимо, некоторая часть фосфора прореагировала с Si с образованием фосфидов Si₂P и SiP.

Лигатуру Al-4,5Cu-0,8P готовили в индукционной высокочастотной печи, в которую в расплав Al при 1050...1150°C вводили раздробленную лигатуру Cu-P, при постепенном перемешивании расплава. После присадки лигатуры Cu-P расплав в печи выдерживали 20...30 мин

и разливали в чушки по 1,5 кг. В процессе присадки лигатуры Cu-P соединение Cu₃P не плавится, а разлагается, вследствие чего образуются мелкие дисперсные интерметаллические соединения AlP. На **рис. 2** показано модифицирующее действие лигатуры Al-4,5Cu-0,8P на структуру сплава АК18 – уже при 0,008...0,01 P достигается максимальное измельчение первичного Si до 25...30 мкм.

Лигатуры Al_{0,83}Ti_{0,78}P_{4,5}Cu_{0,7}; Al_{0,8}Ti_{0,8}B_{5,1}Fe_{0,8}P и Al₁B_{0,6}P готовили в индукционной высокочастотной печи по описанной технологии, но Ti и B вводили лигатурой AlTiB. В расплав АК21 последовательно вводили 0,01...0,08% P при 760...780°C с 10-мин выдержкой. Жидкую пробу отбирали в графитовый тигель и изучали микроструктуру на 1/2 высоты (~ 10 мм) шлифа.

Средний размер кристаллов первичного Si, в зависимости от содержания P, приведен на **рис. 3**. С увеличением количества вводимого P уменьшается разница в модифицирующем эффекте от использования компонентов шихты – феррофосфора или фосфористой меди.

На исследованных нами сплавах с 15...25% Si комплексная лигатура Al₁B₁P наиболее эффективно работает в интервале 0,008...0,2% P на сплавах с 15,18 и 21% Si, а на сплаве Al-25Si – в интервале 0,03...0,05% P (**рис. 4**). Размер кристаллов первичного Si – 25...35 мкм.

Как показали наши исследования, дальнейшее повышение P не приводит к измельчению пер-

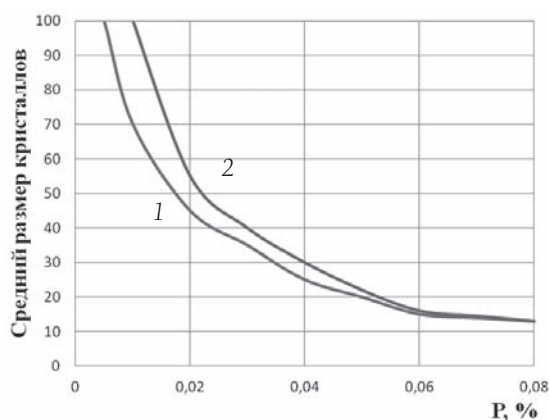


Рис. 3. Измельчение первичного Si в сплаве АК21, в зависимости от вида лигатур: 1 – $\text{Al}_{0,83}\text{Ti}_{0,78}\text{B}_{4,5}\text{Cu}_{0,7}\text{P}$, 2 – $\text{Al}_{0,8}\text{Ti}_{0,8}\text{B}_{5,1}\text{Fe}_{0,8}\text{P}$

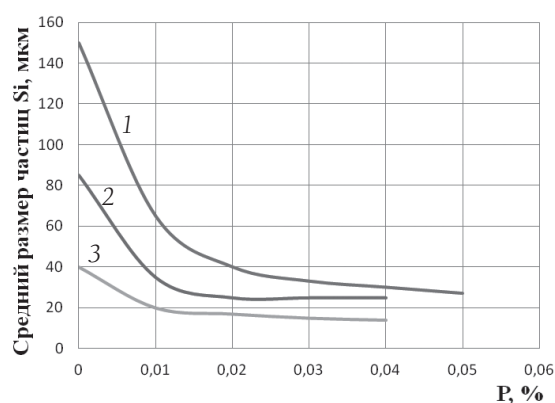


Рис. 4. Измельчение первичного Si лигатурой $\text{Al}_{11}\text{B}_{10,6}\text{P}$: 1...3 – 25, 21 и 15 %Si, соответственно

вичных кристаллов Si, так как фактором ограничения выступает скорость охлаждения отливки, а точнее, степень переохлаждения расплава перед фронтом кристаллизации.

Лигатуру $\text{Al}_{0,7}\text{P}_{1,5}\text{B}_{5,5}\text{Sr}_{4,5}\text{Cu}$ готовили в индукционной высокочастотной печи по описанной технологии, но B вводили лигатурой $\text{Al}_{11,3}\text{B}$, а Sr – $\text{Al}_{5,5}\text{Sr}$. В **таблице** – результаты модифицирования отливок сплава АК18 разными лигатурами.

	Размер кристаллов ¹ , мкм
1	200...300 / 50 / 130...150
2	130...150 / 20...30 / 50...60
3	100...120 / 20...30 / 40...45
4	80...100 / 10...15 / 30...40
5	100...120 / 20...30 / 40...50

Примечание. Содержание: P – в 1 и 2 – 0,005%; 3, 4 – 0,010%; Ti – в 5 – 0,02%; B – в 2 – 0,01%; 3...5 – 0,02%; Sr – в 4, 5 – 0,05%.

¹ Максимальный / минимальный / средний

Применение многокомпонентных модифицирующих лигатур удобнее, чем отдельных двойных: меньше вводится оксидов и угар легирующих элементов и т. д. Основное преимущество в том, что в этих лигатурах содержатся активированные твердые частицы – потенциальные центры кристаллизации, что позволяет вводить лигатуру в расплав на любой стадии технологического процесса.

Сведения об авторах

Махов Сергей Владимирович – канд. техн. наук, Председатель Совета Директоров ООО «Интермикс Мет», член-корреспондент РАЕН.

Попов Денис Андреевич – аспирант НИТУ «МИСиС».

Показана технико-экономическая целесообразность производства изделий из полых слитков, а также ошибочность некоторых технологических приёмов их изготовления, принятых в отечественной и зарубежной практике. Представлен современный техпроцесс изготовления крупногабаритного полого слитка массой 69,9 т, разработанный с использованием новой методики расчёта литейно-технологических и геометрических параметров, как тела полого слитка, так и его прибыльной надставки, обеспечивающих условия для направленного затвердевания и получения плотного и однородного строения металла без осевых дефектов усадочного происхождения.

Ключевые слова

Полый слиток, прибыльная надставка, направленное затвердевание, питание, усадочные дефекты, заливка.

АННОТАЦИЯ

THE SUMMARY

Shown are the technical-and-economic expediency of manufacturing products from hollow ingots, and the fallibility of some techniques of their manufacture adopted in the domestic and foreign practice. Presented is a modern process of manufacturing a large-size hollow ingot with a mass of 69.9 t, developed using a new method of designing casting process and geometrical parameters for both the body of the hollow ingot and its sinkhead, ensuring the conditions for directional solidification and obtaining solid and homogeneous metal structure without axial defects of shrinkage origin.

Key words

Hollow ingot, sinkhead, directional solidification, feeding, shrinkage defects, pouring.

УДК 621.74.002: 669.001.2

• В.В. Назаратин, О.А. Кобелев, М.В. Ефимов
(ОАО «НПО ЦНИИТМАШ»),
А.А. Селютин, П.М. Явтушенко, Г.В. Онипко
(ПАО «ЭМСС», г. Краматорск, Украина)

• V.V. Nazaratin, O.A. Kobelev, M.V. Efimov,
A.A. Selyutin, P.M. Yavtushenko, G.V. Onipko

Разработка технологии изготовления качественного полого слитка

Development of Technology of Manufacturing a Quality Hollow Ingot

Технология производства осесимметричных изделий больших диаметров и длины из полых слитков с плотным и однородным строением металла по сечению стенки, без каких-либо дефектов усадочного, ликвационного и другого происхождения имеет следующие преимущества перед их производством из сплошных слитков:

- позволяет уменьшить массу слитка на 25...30%, за счет исключения операции по удалению центральной дефектной зоны, а также уменьшения прибыльной части;
- исключаются трудоёмкие технологические операции;
- сокращается трудоёмкость, цикл изготовления (до 3 раз), а значит, и стоимость продукции;
- значительно уменьшается: расход топлива и энергоресурсов, а также выделение CO_2 (до 50%).

Эффективность применения качественных полых слитков можно продемонстрировать на примере изготовления некоторых элементов оборудования АЭС. Только при изготовлении одного корпуса реактора АЭС-2006 из полых слитков достигается экономия металла 220...250 т (min) дорогостоящей реакторной стали. Дополнительную экономию металла ~ 100...120 т получают при использовании качественных полых слитков для изготовления обечайки парогенераторов. И всё это – без учёта других статей экономии, связанных с исключением из технологической цепочки ряда кузнечно-прессовых операций, экономии энергоресурсов и снижения угара металла.

На рис. 1 схематически изображён техпроцесс изготовления поковки из сплошного и полого слитков, демонстрирующий преимущества последнего варианта, который позволяет обойтись без таких трудоёмких операций, как билетировка, вырубка блока, осадка и прошивка кузнечной заготовки.

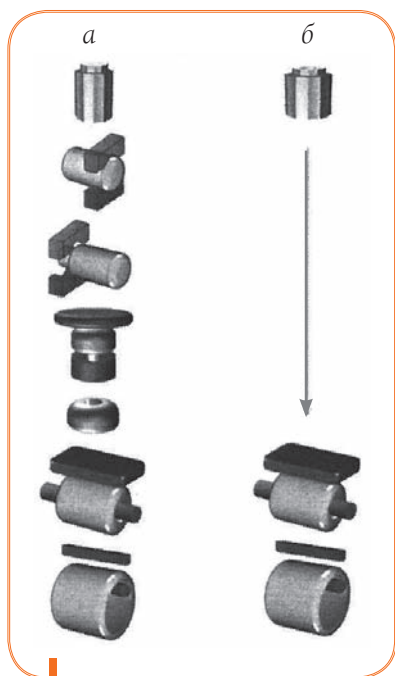


Рис. 1. Преимущество технологии изготовления осесимметричных заготовок из полых слитков (б), по сравнению с их производством из сплошных слитков (а)

Требуемый уровень качества конечных изделий, изготовленных из поковок полых слитков, можно достичь, в первую очередь, за счёт высокой исходной плотности и однородности литого металла полого слитка, что становится возможным только при отсутствии по его сечению осевых V-образных нарушений сплошности, образованных усадочными, ликвационными и другими дефектами, характерными для осевых зон сплошных слитков.

Анализ отечественного и зарубежного опыта производства полых слитков за последние 50...60 лет, а также современных достижений в этой области, представленных в 2011 г. в США на 18-й Международной встрече производителей поковок для ядерной, энергетической, нефтехимической и других областей промышленности

[1, 2], показал, что технология изготовления полых слитков до сих пор базируется на ошибочных и устаревших представлениях конца 1900 г. о неизбежности поражения осевых зон слитков V-образными нарушениями сплошности металла, что предопределено, якобы, особенностями процесса формирования кузнечных слитков. К сожалению, такая точка зрения присутствует и в некоторых современных публикациях [3...5].

Исходя из этих устаревших представлений, начиная с 1950 г. и по настоящее время, в отечественной и зарубежной практике производства полых слитков все технологические мероприятия для улучшения их качества были направлены, как правило, не на борьбу и удаление осевых V-образных нарушений сплошности металла из затвердевающих стенок слитка, а на разработку способов смещения этой дефектной зоны от внутренней поверхностной слитка в его более безопасную центральную осевую область.

Для этого используют разные технологические приёмы захлаживания внутренней поверхности слитка: с помощью сплошной толстостенной металлической обечайки-холодильника или установкой во внутренней центральной полости двойных цилиндрических стальных оправок, полость между которыми заполняли формовочной смесью, с элементами воздушно-водяного или иного охлаждения, а также их комбинации [1, 2].

Предлагаемая методика изготовления полых слитков принципиально отличается от этих технологических приёмов и направлена, в первую очередь, на

получение плотного и однородного строения исходного литого металла по всему сечению слитка, за счёт полного удаления осевых усадочных, ликвационных и других дефектов из слитка в его прибыльную надставку, создавая для этого необходимые условия для направленного затвердевания (НЗ) и непрерывного питания (НП) затвердевающих стенок в течение всего процесса их формирования.

Достижение такой цели стало возможным только благодаря использованию при разработке технологии изготовления полых слитков созданной в ОАО «НПО ЦНИИТМАШ» уникальной методики расчёта и выбора оптимальных литейно-технологических и геометрических параметров производства литых заготовок, которая базируется на экспериментальных данных, математических расчётах, а также эмпирических зависимостях, широко апробированных и проверенных в отечественной и мировой практике при изготовлении стальных отливок особо ответственного назначения для энергетического (в том числе, для АЭС), нефтехимического, транспортного и другого оборудования [6...9].

В основе этой методики — использование в расчётах величин так называемого *приведённого радиуса* и экспериментально установленных значений *критерия НЗ*, а также *коэффициентов затвердевания* для разных условий охлаждения, что позволяет на стадии проектирования техпроцесса определять оптимальные технологические параметры для обеспечения условий НЗ и НП стенок полого слитка в течение

всего периода их формирования.

Качество литых изделий, изготовленных по этой методике, проверяемое всеми видами неразрушающего контроля, отвечает 1...2 кл. требований: международных – ASME и отечественных – ПНАЭГ-7-025-90 норм качества, которые предъявляют к стальным отливкам особо ответственного назначения для нужд энергетического, нефтехимического, транспортного и другого оборудования, безаварийный ресурс работы которых в условиях радиации, высоких давлений и знакопеременных нагрузок и температур должен составлять ≥ 30 и более лет.

Впервые эту методику успешно использовали на рязанском ОАО «Тяжпрессмаш» при изготовлении полых слитков массой 19 т, высотой, наружным диаметром и толщиной слитка, соответственно, 2 м, 1,13 м и 310 мм, из стали 38Х13МФАЛ для производства заготовок *обсадных труб* $\varnothing 640 \times \varnothing 420 \times 7300$ мм нефтедобывающих буровых установок. Освоение этого процесса в производстве позволило гарантированно обеспечивать не только высокое качество *обсадных труб*, отвечающее по УЗК нормам гр. 4п ГОСТ24507-80, но также более чем в 1,5 раза увеличить выход годных изделий, существенно сократить трудоёмкость и себестоимость их изготовления [10].

Для более широкого применения в производстве нового техпроцесса изготовления полых слитков большой массы и габаритов, выявления реальных технологических и экономических его преимуществ (или возможных недостатков), изготовили опытно-промышленный полый слиток массой 69,9 т из стали 22Х3МА, предназначенный для получения из него двух поковок деталей оборудования 1-го контура АЭС (рис. 2).

Предварительно, для сравнения, изготовили и исследовали аналогичный полый слиток, технология изготовления которого базировалась на рекомендациях [1], а именно: слиток заливали сифоном в стандартную металлическую изложницу, образующую наружную поверхность. Внутренняя цилиндрическая полость слитка была оформлена стальной оправкой с толщиной стенки 30 мм и диаметром, равным диаметру внутренней полости.

В пространстве внутри кожуха, заполненном формовочной смесью, располагался вертикальный литниковый стояк для заливки, а также специальная система для водяного охлаждения центрального стержня.

Дальнейшие исследования качества слитка, изготовленного по такой технологии, показали, что вся осевая зона тела слитка (практически с самого низа) и его прибыльная надставка были поражены непрерывной цепью сильно развитых нарушений сплошности металла разными дефектами, протяженность которых зависит от технологических параметров заливки и питания (см. рис. 2).

Дополнительно к этому, на термомеханическом этапе проявляется отрицательное влияние стального кожуха, который может привариваться к внутренней поверхности слитка и отрицательно влиять на внутреннюю поверхность поковки (с образованием продольных трещин) до своего полного выгорания или удаления.

Негативное влияние на качество поковки оказывают также питатели, через которые производилась длительная сифонная заливка расплава в литейную форму, что привело к развитию в торцевой части слитка глубоких трещин, требующих их исправления сваркой.

Исследованиями установлено, что причина образования этих дефектов в осевой зоне тела полого слитка с соотношением $H/T_{ca} = 4,54$ при конусности $\phi = 7\%$, в первую очередь, в несоблюдении по высоте слитка необходимых условий

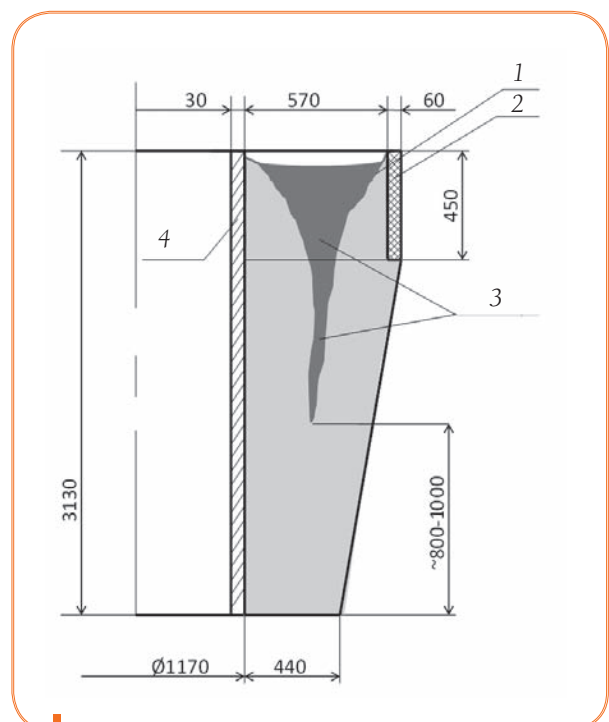


Рис. 2. Характер нарушения сплошности стенки полого слитка массой 69,9 т: 1 – прибыль, 2 – теплоизоляция, 3 – зона усадочных дефектов, 4 – кожух стальной

для НЗ, поскольку для обеспечения НП затвердевающих стенок, при их двустороннем охлаждении, конусность ϕ , рассчитанная на основании коэффициентов затвердевания [6] $k_{\text{затв}} \approx 18...20$ мм/мин^{0,5} и критерия НЗ – $k_{\tau} \approx 0,007...0,008$ мин^{0,5}/мм, должна составлять:

$$\phi = 100 \cdot k_{\tau} \cdot k_{\text{затв}} \approx 14...16\%.$$

Отсюда следует, что заложенная технологом конусность слитка в 7% недостаточна, так как занижена в ~ 2 раза.

Вторая причина развития этих дефектов связана с неудовлетворительной работой прибыльной кольцевой надставки, параметры которой, как по размерам, так и по условиям её охлаждения (утеплённой с наружной поверхности и захлаженной внутри металлическим кожухом толщиной 30 мм) были недостаточны для выполнения требуемых условий работы прибыли, как

по приведённому радиусу (времени затвердевания), так и по дефициту питания.

Для устранения выявленных недостатков, ведущих к снижению качества полого слитка, из-за развития по сечению его стенок недопустимых нарушений сплошности, торцовых дефектов и дефектов внутренней полости поковки, провели их анализ с использованием новой методики. Это позволило рассчитать геометрические и технологические параметры изготовления слитка массой 69,9 т, с учётом способов управления процессом НЗ и НП стенок в процессе их формирования.

Проведенные анализ и расчеты позволили разработать технологию изготовления качественного полого слитка, с использованием имеющейся на заводе металлической изложницы с конусом 6% (на сторону) для получения наружной поверхности, центрального стержня из ХТС, образующего внутреннюю полость слитка, коль-

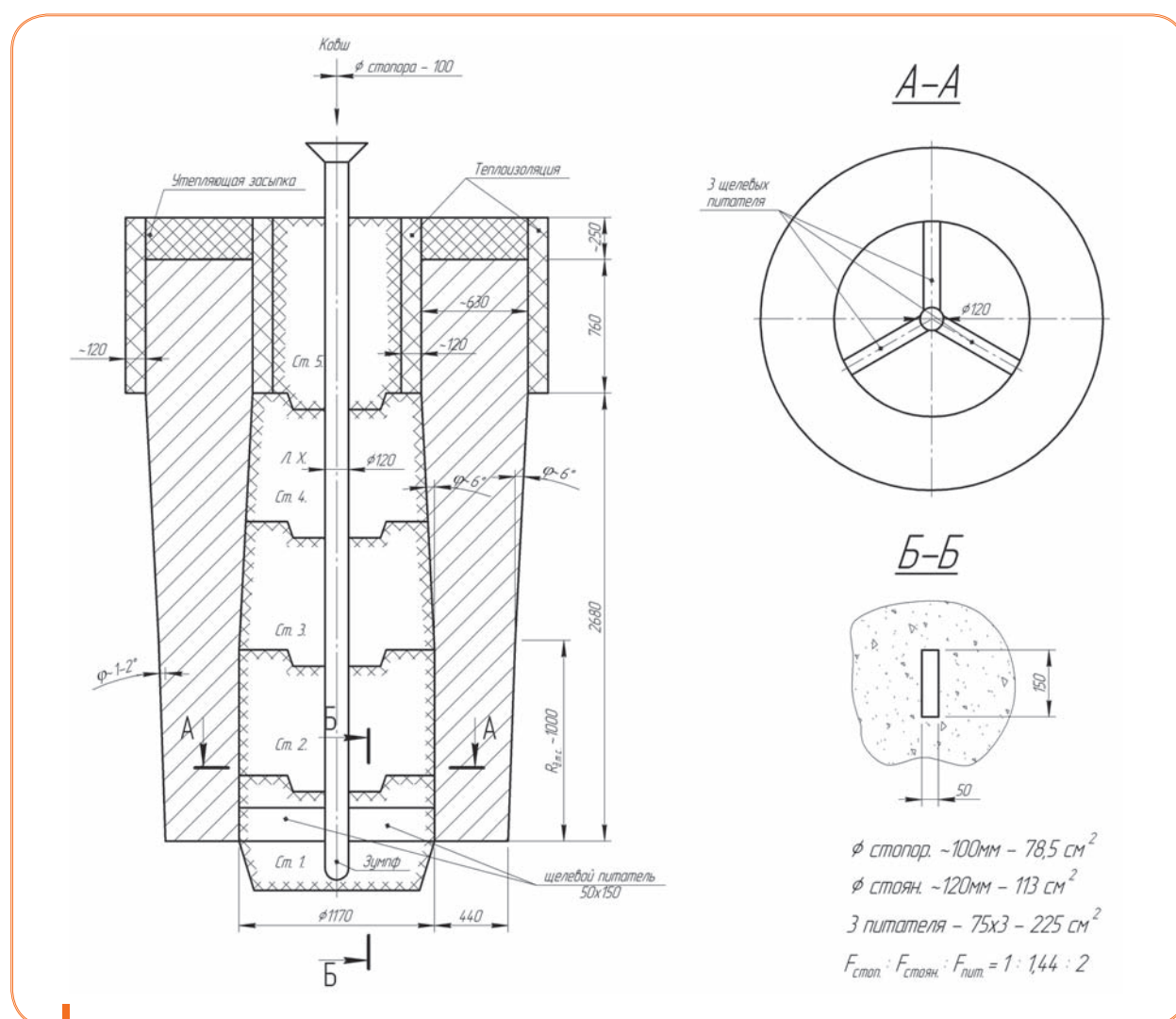


Рис. 3. Схема новой технологии изготовления полого слитка: 1 – ковш, 2 – стопор, 3 – теплоизоляция, 4 – щелевой питатель, 50x150 мм, 5 – зумф, 6 – утепляющая засыпка, 7 – щелевые питатели

цевой прибыльной надставкой, утеплённой с наружной и внутренней стороны теплоизоляционным материалом. Эта технология гарантированно обеспечивает получение плотного строения металла по сечению всего слитка без каких-либо дефектов (рис. 3).

Расчёт НЗ и НП слитка базируется на взятых в технической документации параметрах: масса слитка $P = 58,6$ т, объем $V = 7,5$ м³, диаметр: нижний наружный $D_{\text{ннз}} = 2,052$ м, внутренний $D = 1,17$ м, высота $H = 2,68$ м, толщина стенки в основании $T_{\text{сн}} = 0,44$ м и $H/T_{\text{сн}} = 6,1$.

С учётом реальных размеров слитка, его стенку с $H/T_{\text{сн}} = 6,1$ можно рассматривать как плиту бесконечных размеров, геометрический приведённый радиус которой: $R_{\text{сн}}^{\text{нп}} = 0,5T_{\text{сн}} = 0,5 \cdot 0,44 \approx 0,22$ м.

Время затвердевания такого слитка $\tau_{\text{сн}}$, рассчитанное по закону *квадратного корня*, составляет [6, 8]:

$$\tau_{\text{сн}} = (R_{\text{сн}}^{\text{нп}}/k_{\text{сн}})^2 = (220/15)^2 \approx 215 \text{ мин,}$$

или $\sim 3,6$ ч,

где $k_{\text{сн}} \approx 14...16$ мм/мин^{0,5} – коэффициент затвердевания тела слитка в металлической изложнице, с центральным стержнем из ХТС [6].

Расчет радиусов действия торца слитка и прибыли показал [6, 8], что:

$$R_{\text{А.Т.С.}} \approx 4,5R_{\text{сн}}^{\text{нп}} = 4,5 \cdot 0,22 \approx 1,0 \text{ м,}$$

$$R_{\text{А.П.}} \approx 0,7R_{\text{сн}}^{\text{нп}} = 0,7 \cdot 0,22 \approx 0,15 \text{ м,}$$

суммарный радиус действия прибыли и торца слитка:

$$R_{\Sigma} = R_{\text{А.Т.С.}} + R_{\text{А.П.}} = 1,0 + 0,15 \approx 1,15 \text{ м.}$$

Сумма радиусов действия $R_{\Sigma} \approx 1,15$ м, при которой обеспечиваются естественные условия НЗ слитка, меньше его высоты $H = 2,68$ м на $\sim 1,53$ м. По этой причине на расстоянии $R_{\text{А.Т.С.}} \approx 1,2$ м от торца слитка следует ожидать развития зоны осевых V-образных дефектов протяженностью $\geq 1,53$ м.

Для их предотвращения в геометрию слитка с уровня $\sim R_{\text{А.Т.С.}} \approx 1,0$ м должен быть заложен технологический уклон (конусность) ϕ , который должен обеспечить условия для НЗ и НП осевой зоны слитка. Эта конусность ϕ , рассчитанная по усреднённым значениям [6] коэффициентов затвердевания $k_{\text{сн}}^{\text{затв}} \approx 14...16$ мм/мин^{0,5} и критерию НЗ – $k_{\tau} \approx 0,007...0,008$ мин^{0,5}/мм, составит:

$$\phi = 100 \cdot k_{\tau} \cdot k_{\text{сн}}^{\text{затв}} \approx 11...12\%.$$

При этом, 6% этого уклона будет образова-

но изложницей, уже имеющей эту конусность, а оставшиеся 5...6% выполняет внутренний стержень, начиная с уровня $R_{\text{А.Т.С.}} \approx 1,0$ м.

При такой конусности технологический напуск в верхней зоне слитка $\delta \approx k_{\tau} \cdot k_{\text{сн}}^{\text{затв}} \Delta l$ мм ≈ 190 мм, а толщина стенки в месте её сочленения с прибыльной надставкой ≈ 630 мм.

Принимаем, что полый слиток питает верхняя кольцевая утеплённая прибыль, наружная и внутренняя поверхности которой облицованы теплоизоляционным материалом. Коэффициент затвердевания такой прибыли $k_{\text{пр}}^{\text{затв}} \approx 7,0...8,0$ мм/мин^{0,5} [6, 9]. Приведённый радиус прибыли $R_{\text{пр}} = 0,65R_{\text{сн}}^{\text{нп}}$ равен:

$$R_{\text{пр}} \approx 0,65 \cdot 220 \approx 145 \text{ мм,}$$

а время ее затвердевания:

$$\tau_{\text{пр}} = (R_{\text{пр}}/k_{\text{пр}})^2 = (145/7,5)^2 \approx 375 \text{ мин, или}$$

$\approx 6,3$ ч, что обеспечивает выполнение необходимых и обязательных условий по её превышению над $\tau_{\text{сн}}$.

Приняв из технологических соображений дальнейшего изготовления поковки из полого слитка толщину тела кольцевой прибыли равной толщине стенки слитка $T = 630$ мм, а $n = H/T = 1,2$, её параметры равны:

$$H = 760 \text{ мм, } P = 12,9 \text{ т, } V = 1,8 \text{ м}^3.$$

Технологический выход годного (ТВГ) $\approx 84\%$.

Для проверки, обеспечивают ли рассчитанные параметры прибыли требования по дефициту питания, воспользуемся уравнением:

$$V_{\text{пр}} \cdot n \geq (V_{\text{пр}} + V_{\text{сн}}) \cdot \varepsilon,$$

где $n \approx 0,3$ – кпд прибыли при заданных условиях теплоизоляции; $\varepsilon \approx 0,045$ – коэффициент объёмной усадки стали,

и получим: $1,8 \cdot 0,3 \geq (1,8 + 7,5) \cdot 0,045$ или $0,54 \geq 0,42$, то есть условия выполняются.

Отсюда следует, что рассчитанные параметры прибыльной надставки при используемых на заводе средствах её теплоизоляции ($n \geq 0,3$) обеспечивают выполнение всех необходимых для нормальной работы прибыли требований, как по приведённому радиусу (времени её затвердевания $\tau_{\text{пр}}/\tau_{\text{сн}} \approx 375/215 \approx 1,7$), так и по дефициту питания.

На рис. 3 – технология изготовления полого слитка, с учётом рассчитанных выше технологических и геометрических параметров стенки полого слитка, а также его прибыльной надставки,

при которых гарантированно обеспечиваются условия НЗ и питание стенок слитка, что позволяет получить плотное и однородное строение литого металла, отвечающее 1...2 кл. качества отечественных и международных норм, предъявляемых к особо ответственным стальным отливкам для энергетического, нефтехимического и другого оборудования.

В соответствии с отечественной и международной практикой, толщину теплоизоляционного слоя для обогрева прибыли по её наружной и внутренней поверхностям (для материалов средней эффективности, обеспечивающих $k_{пр} \approx 6...8$ мм/мин^{0,5}), ориентировочно, принимают равной $(0,2...0,25)T$. С увеличением эффективности материала толщину этого слоя можно уменьшать.

Внутреннюю цилиндрическую полость слитка выполняют как единым стержнем, так и составным, материалом для которого может быть ХТС с противопопригарной хромитовой облицовкой толщиной 50...60 мм. На поверхность стержня и металлической изложницы дополнительно наносят противопопригарное покрытие.

Форму заливают через расширяющуюся литниковую систему (до выхода металла на 1/3 высоты прибыли), с использованием ковша с шибберными или стопорными разливочными стаканами Ø 90 мм, через стояк Ø 120 мм и трёх боковых щелевых питателей размерами 200×50 мм каждый, подведённых по касательной к внутренней поверхности в нижней зоне слитка, с соотношением площадей (стопор/стояк/питатель) – 1/1,5/1,5 [7].

(В некоторых случаях заполнять металлом форму полого слитка можно сверху, с использованием промежуточного ковша с несколькими заливочными отверстиями).

После выхода металла в прибыль на 1/3 её высоты засыпать зеркало металла сыпучим теплоизоляционным материалом слоем ~ 150...200 мм. Дальнейшую заливку производят непосредственно в прибыльную надставку.

СПИСОК

ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Восемнадцатая** Международная встреча производителей поковок, США. – 2011. – С. 164–177.
2. **Об изготовлении** полых слитков (тематическая подборка) // *Металлургия машиностроения*. – 2012. – №2. – С. 38–52.
3. **Багмутов В.П., Жульев С.И., Захаров И.Н.** Математическое моделирование и экспериментальное исследование физической неоднородности и напряжённого состояния крупных стальных слитков // *Тяжёлое машиностроение*. – 2006. – №4. – С. 14–19.
4. **Колодкин М.В.** Исследование процесса затвердевания кузнечного слитка и разработка специальной технологии производства полых поковок с улучшенными технико-экономическими показателями. – М., 2009. – С. 22.
5. **Смирнов А.Н., Макуров С.А. и др.** Крупный слиток. Монография. – Донецк, 2009. – С. 278.
6. **Назаратин В.В.** Технология изготовления стальных отливок ответственного назначения. – М.: Машиностроение, 2006. – 234 с.
7. **Василевский П.Ф.** Технология стального литья. – М.: Машиностроение, 1974. – 408 с.
8. **Назаратин В.В.** Проектирование технологии изготовления стальных отливок ответственного назначения // *Литейное производство*. – 2008. – №7. – С. 9–11.
9. **Назаратин В.В., Нуралиев Ф.А.** Расчёт прибылей крупных стальных отливок // *Литейное производство*. – 2009. – №9. – С. 15–18.
10. **Назаратин В.В., Володин А.М., Берман А.И. и др.** Разработка и освоение технологии производства полых стальных слитков для обсадных труб нефтедобывающих установок // *Металлургия машиностроения*. – 2012. – №1. – С. 25–30.

Сведения об авторах

Назаратин Владимир Васильевич, канд. техн. наук; д-р техн. наук. ОАО “НПО ЦНИИТМАШ”, Москва. Моб. 8(916) 279-09-97, E-mail: NAZARATIN@yandex.ru
Кобелев Олег Анатильевич – ОАО “НПО ЦНИИТМАШ”

Ефимов Максим Викторович, Селютин Александр Андреевич, Явтушенко Павел Михайлович, Онипко Геннадий Владимирович (ПАО “ЭМСС”, Украина, Донецкая обл., г. Краматорск.)

Представлена технология получения тонких лент наноструктурированного никелида титана с размером зерна 5...15 нм методом прокатки полосы в валках прокатного стана. Получены экспериментальные данные и сделаны теоретические выводы о взаимосвязи эволюции дефектной структуры с характером изменения механических свойств никелида титана при воздействии интенсивных пластических деформаций.

Ключевые слова

Никелид титана, наноструктура, пластическая деформация.

АННОТАЦИЯ

THE SUMMARY

The technology of thin tapes reception of high-strength nikelid of the titan with nanocrystal structure with the size of grain 5...15 nanometers the method proskating rinks of the strip in the rolling mill is presented. Experimental data are received and drawn theoretical conclusions on interrelation of evolution of defective structure with character of change of mechanical properties nikelid of the titan at influence of intensive plastic deformations.

Keywords

Nikelid of the titan, high-strength, plastic deformations.

УДК 541.34: 669.28

• А.В. Калмакова, М.Ю. Малькова
(Российский университет дружбы народов),
А.Н. Задиранов (МГТУ «МАМИ»)

• A.V. Kalmakova, M.Y. Malkova, A.N. Zadiranov

Получение прокаткой тонких лент наноструктурного никелида титана Technology of thin Tapes reception of High-Strength Nikelid of the Titan with Nanocrystal Structure the Method Proskating Rinks

Получение материалов с повышенными физико-механическими свойствами – приоритетное направление в материаловедении и создании перспективных нанотехнологий. При активном поиске принципиально новых нетрадиционных решений этого вопроса, возможности традиционных методов получения и обработки металлов для повышения их физико-механических свойств еще не исчерпаны.

Нами разработана технология получения наноструктурированного никелида титана методом многократных интенсивных деформаций в валках прокатного стана с последующими отжигами. Найдено альтернативное порошковой металлургии технологическое решение, и наноструктурированный никелид титана получили, минуя стадии непосредственного получения порошков и их компактирования.

Никелид титана представляет значительный научный и практический интерес в связи с тем, что у него в довольно узком интервале концентраций вблизи эквиатомного состава наблюдается ряд структурно-фазовых переходов, определяющих широкий спектр физико-механических свойств сплава.

Для исследования выбран сплав никелида титана стехиометрического состава, полученный в вакуумной печи тройным переплавом. Бруски размером 20×10 мм разной длины подвергали термомеханической обработке, включающей:

- нагрев в печи до 1123...1173K;
- горячую прокатку на двухвалковом стане до толщины 1,5...2,0 мм, при обжатии за проход $\leq 20...25\%$, и скорость деформации $\leq 10 \text{ с}^{-1}$ (температура окончания прокатки $\geq 1023\text{K}$);
- теплую прокатку на четырехвалковом стане при 773K и обжатиях $\leq 15\%$;
- 1-ч отжиг в вакуумной печи при 723K;
- травление.

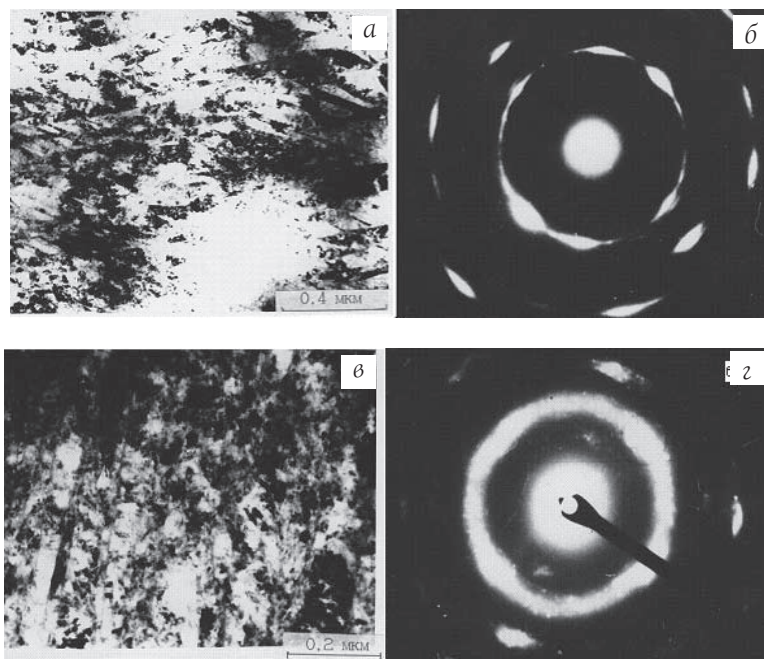


Рис. 1. Структура никелида титана после деформации прокатки на 25%, $\times 75000$ (а) и на 50%, $\times 130000$ (в) при 20°C и ЭГ с этих участков (б, г)

Последующую холодную прокатку полученной ленты выполняли на четырехвалковом стане с обжатиями 5...8% до толщины 0,2 мм. При этом, после обжатия на 20...25% сплав подвергали промежуточным отжигам при 723K (в течение 1 ч) и травлению. Окончательную холодную прокатку ленты выполняли на 20-валковом стане до толщины 20...220 мкм, при обжатии за проход 5...8%. Общая степень деформации 90%.

Результаты электронно-микроскопического анализа (ЭМА) показали, что деформация прокаткой на 10...40% приводит к незначительным изменениям структуры – происходит деформация внутри структурных фрагментов. При этом, четкие границы между макрофрагментами сохраняются (рис. 1, а, б).

При деформации $\geq 50\%$ наблюдается интенсивное дробление структуры: она диспергирована настолько, что в светлом

поле границы раздела практически неразличимы (рис. 1, в, г). Электронограммы (ЭГ) от участков $\varnothing 1$ мкм – кольцевые и содержат кольца, отвечающие как высокотемпературной фазе никелида титана, так и моноклинному мартенситу. Исследование темнопольного изображения микроструктуры никелида титана после деформации на 50% (рис. 2) показало, что высокодисперсная фаза представляет собой высокотемпературную фазу никелида титана, а менее дисперсная чешуйчатая фаза – моноклинный мартенсит. Следовательно, характерные особенности такого структурного состояния никелида титана – высокая степень дисперсности и наличие двух фаз – мартенсита и аустенита.

Пластическая деформация со степенью 80...90% приводит



Рис. 2. Темнопольное изображение микроструктуры никелида титана после деформации прокаткой на 50%, $\times 66000$

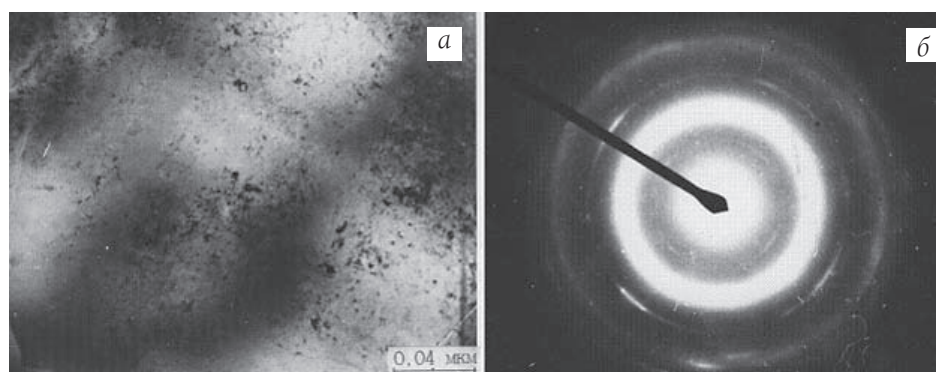


Рис. 3. Структура никелида титана после деформации прокаткой на 90%, $\times 500000$ (а) при 20°C и ЭГ с этих участков (б)

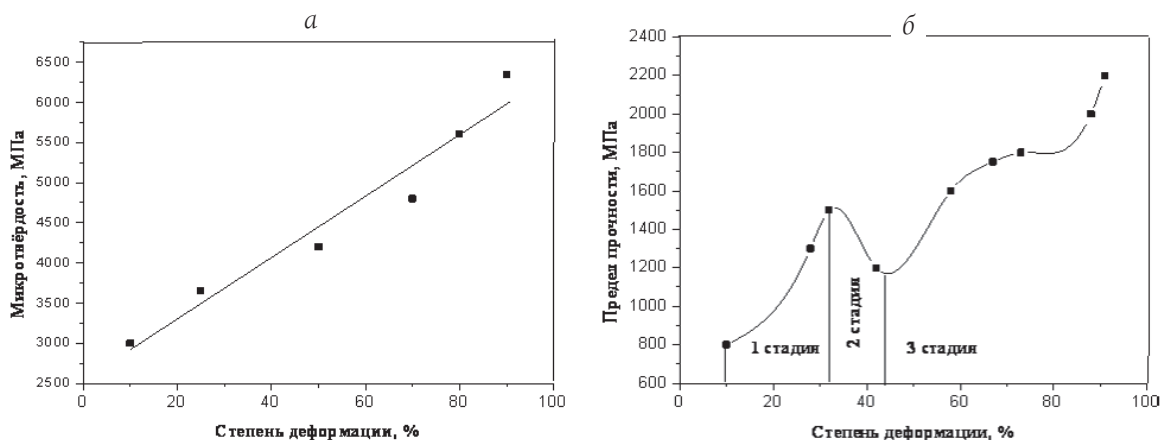


Рис. 4. Зависимость микротвердости (а) и прочности (б) прокатанных образцов никелида титана от степени деформации

к формированию структуры, в которой частицы моноклинного мартенсита 5...15 нм вкраплены в высокодисперсную аустенитную матрицу, состоящую из элементов структуры размером ~ 3 нм (рис. 3).

Исследованиями зависимости физико-механических свойств никелида титана от степени деформации установлено, что с увеличением степени деформации прокаткой механические свойства никелида титана повышаются: микротвёрдость – с 2700 до 6800 МПа (рис. 4, а), прочность – с 840 до 2100 МПа (рис. 4, б). Сопоставление характера кривой зависимости прочности никелида титана от степени деформации и результатов ЭМА прокатных образцов никелида титана показывает следующее.

- Начальное увеличение прочности обусловлено ростом плотности дислокаций, которые, по мере увеличения степени деформации, переориентируются в границы ячеек. Разориентировки при этом возрастают.

- Ширина пластин мартенсита к моменту достижения степени деформации 40% составляет 5...35 нм.

- По мере накопления дефектов решетки процесс разрушения, связанный с образованием скоплений дислокаций и образованием зародышевых трещин, начинает преобладать над процессом упрочнения.

- Прочность и пластичность незначительно падают с развитием деформации. Эта стадия деформации характеризуется интенсивным развитием процессов разрушения на фоне дальнейшего развития скольжения. Степень деформации $\epsilon_{1k} \sim 30\%$ характеризует переход стадий I к II деформирования. На стадии III происходит смена механизма формоизменения с преобладанием ротационных мод, сопровождающаяся диспергированием и аморфизацией

ей структуры ($\epsilon_{2kr} \sim 45\%$). При этом, прочность резко повышается.

Выводы

- Разработана технология получения высокопрочного наноструктурированного никелида титана интенсивной пластической деформацией в прокатных валках.

- Предложено альтернативное порошковой металлургии технологическое решение получения материала с наноструктурой, минуя стадию непосредственно получения порошков и их компактирования.

- Предлагаемая технология реализуется на обычном промышленном оборудовании без использования специальных дорогостоящих дополнений.

Сведения об авторах

Калмакова Анастасия Викторовна – канд. техн. наук, доцент кафедры СКИС РУДН. Тел.: 8926-282-22-27. E-mail: star-osta@mail.ru

Малькова Марианна Юрьевна – канд. техн. наук, доцент кафедры СКИС РУДН. Тел.: 8916-061-05-45. E-mail: marianna300@yandex.ru

Задиранов Александр Никитич – д-р техн. наук, проф. кафедры «Машины и технологии литейного производства» МГТУ «МАМИ». E-mail: zadiranov@mail.ru

УДК 621.98

- А.Х. Тлибеков
- A.Kh. Tlibekov

Проектирование производства деталей из листа. Технология и эффективность Design of production the parts from sheet. Technology and the efficiency

Современные тенденции модернизации машиностроительного производства направлены на системную интеграцию комплексных технологических решений «под ключ». Новое оборудование необходимо правильно выбирать и адаптировать под условия конкретного производства, а производственный персонал должен пройти обучение по эксплуатации и работе с информационным и программным обеспечением. При этом, требуется соблюдение *принципа оптимальности*, в основе которого – экономическое обоснование проектных решений, интенсификация и непрерывность техпроцессов.

Техпроцессы изготовления деталей из листа, используемые разделительные операции и операции гибки в штампах в современном производстве, уступают место лазерной резке листа, штамповке на координатно-пробивных прессах и свободной гибке. Необходимость такой замены диктуется следующим:

- значительным увеличением точности обработки на этом оборудовании;
- преимуществами программного управления;
- снижением затрат на производство, основные из которых – это проектирование, изготовление и ремонт штампов, затраты на вспомогательные материалы, электроэнергию и ремонт оборудования.

К тому же, для изготовления деталей по новым технологиям обработки листа требуется меньше основных производственных рабочих.

Машиностроительные предприятия, у которых производство основано на неэффективных технологиях обработки листа и устаревшем, изношенном оборудовании, вынуждены разрабатывать проекты его модернизации. При этом, используются два подхода к модернизации: *бессистемный* («точечный») и *системный*.

В наиболее распространенном варианте *точечной* модернизации решают проблемы, которые не стимулируют выпуск продукции в действующем производстве. Реализация тако-

Рассмотрены способы модернизации производства деталей из листа. Утверждается, что модернизация, основанная на комплексном анализе существующего производства более эффективна, по сравнению с бессистемной или «точечной» модернизацией. Приведены этапы выполнения проекта модернизации, рекомендации по выбору оборудования и проект цеха обработки листа.

Ключевые слова

Модернизация производства, технологический процесс, лазерная резка листа, штамповка на координатно-пробивных прессах, свободная гибка.

АННОТАЦИЯ

THE SUMMARY

Describe methods of modernization of production the parts from sheet. Affirms, that the modernization, based on the complex analysis of the existing production is more effective in comparison with a non-systemic or "dot" modernization. Summarizes the stages of the upgrade project, the recommendations on choosing the equipment and the project of the sheet processing shop.

Key words

The modernization of production, Process technology, Laser cutting of plate, Stamping on the punch presses, Bending on the press brake.

го проекта сводится к замене устаревшего или вышедшего из строя оборудования на новое. Отсутствие комплексного технико-экономического анализа, не позволяющее разработать *системное* решение, гарантирует низкую эффективность инвестиций.

Кроме того, в результате такой модернизации возникают новые «узкие места», а в большинстве случаев качественное изменение технологии и увеличение производительности не достигаются.

Реализация *системной* модернизации, основанной на анализе существующего производства и стоящих перед ним задач, а также на знании технологических возможностей современного оборудования, обеспечивает:

- снижение себестоимости;
- повышение производительности и качества продукции;
- значительную экономию затрат на производство.

Инвестиции в такую модернизацию оптимальны и обоснованы.

В итоге, точечная модернизация, являясь дорогостоящим мероприятием, как правило, не решает стратегических задач, стоящих перед предприятием. Проектный же подход, требуя относительно небольших первоначальных затрат, обеспечивает при его реализации решение *стратегических* задач предприятия и экономию инвестиционных затрат.

Проектный подход к модернизации технологии изготовления деталей из листа должен начинаться с создания *Базы конструкторских и технологических параметров деталей*.

К **конструкторским параметрам** относятся характеристики конструкции, которыми определяется время обработки. Так, основное время определяется:

- *лазерной резки* – толщиной листа, из которого изготавливают деталь, его маркой, периметр и количество внутренних и периметр наружного контуров детали;
- *обработки листа на координатно-пробивном прессе* – количеством инструмента и числом ударов, необходимых для изготовления детали;
- *свободной гибки* – количеством линий гибки и максимальной высотой полки.

Технологические параметры на *этапе I* проектирования – это эскизный проект маршрутной технологии, программа выпуска, масса и габариты детали.

На *этапе II* проектирования, с учетом конструкторских и технологических параметров для каждого технологического маршрута обработки, производится выбор деталей-представителей. Группа деталей-представителей должна содержать все предельные (максимальные и минимальные) конструкторские и технологические параметры деталей, которые изготавливают по одинаковым технологическим маршрутам. На основании сформированных групп деталей-представителей уточняют технологические маршруты и предварительно выбирают оборудование.

На *этапе III* проектирования выполняется *нормирование техпроцессов*. Используя результаты хронометража обработки или моделирование обработки в САМ-системах, выполняют нормирование операций для деталей-представителей. Аппроксимацией полученных норм времени, как функции конструкторских и технологических параметров, получают математические модели и рассчитывают основное, вспомогательное и подготовительно-заключительное время для каждой детали.

На *этапе IV* рассчитываются показатели, характеризующие эффективность использования оборудования в производственных условиях:

- общая годовая станкочемкость, станко-ч;
- технологическая годовая (расчетная) станкочемкость, станко-ч;
- **коэффициенты**:
 - потерь времени работы оборудования, вызванных его переналадкой в рабочие смены;
 - простаивания оборудования при техническом обслуживании и ремонте в рабочие смены;
 - загрузки оборудования;
 - использования оборудования;
- количество оборудования (детальный расчет).

Дополнительный показатель эффективности производства – его *гибкость*. Различают следующие признаки *гибкости*:

- *применения* относительно заданной номенклатуры обрабатываемых деталей – способность обрабатывать в данный период времени любую деталь из закрепленных за оборудованием;
- *приспособливания* относительно новой детали – способность обработки новых деталей без значительных переналадок и возможность изменения режимов обработки в процессе работы оборудования;
- *технологического маршрута* – способность изменения последовательности выполнения раз-

личных технологических операций;

- *функционирования* – способность обеспечения работы отдельного оборудования в составе технологического комплекса в результате межоперационного накопления деталей в транспортной системе;

- *производства* относительно объема выпуска – возможность изменения объемов выпуска каждой детали из закрепленной номенклатуры.

С учетом гибкости производства, рассчитывают *оптимальные партии* запуска деталей. Количество деталей в этих партиях должно обеспечивать ритмичность сборки изделий, согласно производственной программе, и минимально необходимое количество деталей, хранящихся в автоматизированной складской системе.

Этап V проектирования – разработка планировочных решений, *этап VI* – экономическое обоснование проекта производства.

Результаты проектирования цеха обработки листа показали (**рис. 1**), что номенклатура деталей, которую прежде изготавливали в штампах на кривошипных прессах, по новым технологиям может быть получена с использованием оборудования шести разных видов. Большинство деталей изготавливают лазерной резкой (ЛР) 5, а детали из Сп и Сп-сплавов – гидроабразивной резкой (ГАР) 4. При необходимости, для деталей этой группы выполняют зачистку поверхности и гибку на прессах для свободной гибки. Детали из текстолита, стеклотекстолита, гетинакса или металлические детали, для которых, помимо разделительных операций, необходимо выпол-

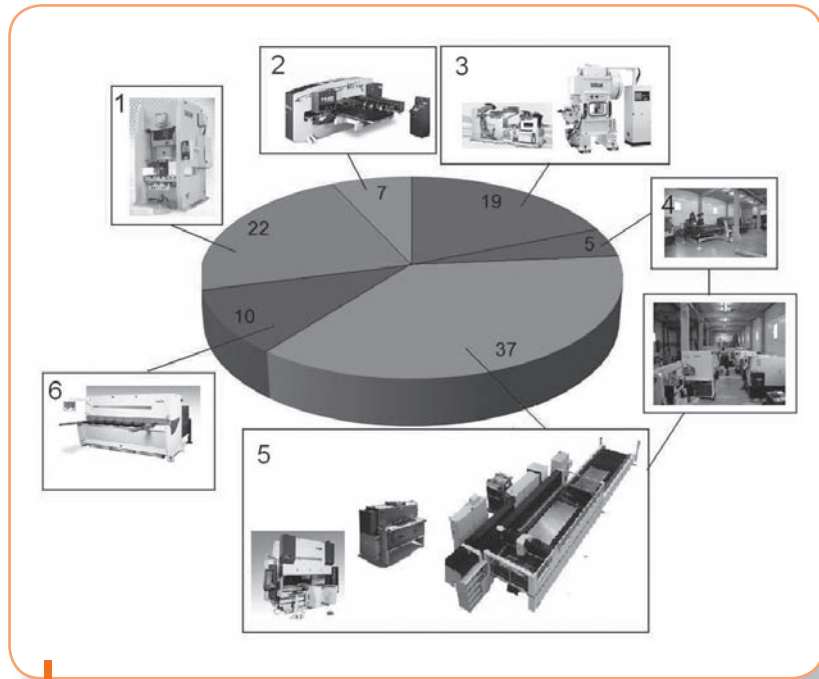


Рис. 1. Структура методов обработки деталей из листа: 1 – штамповка в штампах на кривошипных прессах, 2 – штамповка на КПП, 3 – штамповка из лент, 4 – ГАР, 5 – ЛР, зачистка и свободная гибка, 6 – резка на ГН

нить рельефную формовку и отрезку, нарезание резьбы, гравировку, могут быть изготовлены на координатно-пробивных прессах (КПП) 2.

Таким образом, 49% деталей по новой технологии изготавливают без использования штампов, остальные – резкой листа на гильотинных ножницах (ГН) 6 и штамповкой – на кривошипных прессах 1 или из ленты 3.

Основные показатели проекта (см. **ниже**) демонстрируют эффективность системной модернизации и новых методов обработки листа.

На основании опыта проектирования участков и цехов по обработке листа на разных машиностроительных предприятиях (**рис. 2**) можно сформулировать некоторые рекомендации.

- Методы изготовления деталей из листа определяются номенклатурой и программой производства, а также количеством марок обрабатываемых материалов. С увеличением номенклатуры растет стоимость проектирования, изготовления, эксплуатации и ремонта штампов, что значительно увеличивает себестоимость изделий.

Производственная площадь цеха, м ²	5378 / 1682
Количество основного оборудования, шт.	139 / 31
Увеличение программы производства, %.....	330
Снижение энергопотребления, %.....	45

Примечание. В числителе – существующее производство, знаменателе – по проекту.

- Производство деталей из листа считается мелкосерийным, когда годовая программа

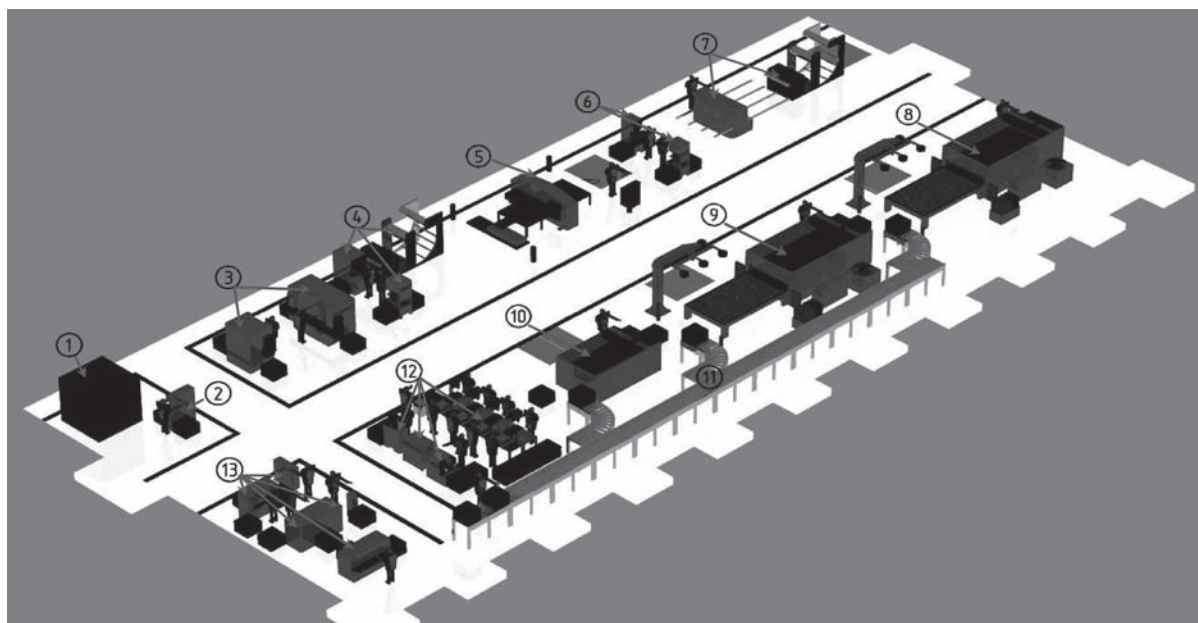


Рис. 2. Фрагмент проекта цеха: 1 – склад для межоперационного хранения деталей и инструмента, 2 – машина точечной и рельефной сварки, 3 – участок прессов свободной гибки; 4, 6 – прессы для штамповки деталей из полос и ленты, 5 – КПП, 7 – ГН; 8, 9 – комплексы ЛР металлического листа, 10 – комплекс ЛР листов из неметаллов, 11 – рольганг для межоперационного транспортирования, 12 – оборудование для механообработки деталей из листа (снятие фасок, нарезание резьбы, фрезерование не сквозных пазов, токарная обработка и т.д.), 13 – участок зачистки деталей

деталей ≤ 5000 шт. В этих условиях возрастает количество переналадок оборудования и потери времени на переналадку. В условиях мелкосерийного штамповочного производства уменьшить число наладок можно изготовлением годовой программы выпуска деталей при одной наладке оборудования. Однако, при этом, значительно увеличиваются затраты на хранение деталей (площадь складов, автоматизация учета производственных заделов, транспортирование партий деталей от склада на другие операции техпроцесса и т. д.) и снижается оборачиваемость капложений.

- Другая особенность мелкосерийного листоштамповочного производства – нерациональное использование стойкости штампов. Так, средняя промежуточная стойкость вырубного штампа достигает 10 тыс. циклов, полная его стойкость ~ 50 тыс. циклов. Получение в таких штампах небольшой годовой программы деталей не окупает затрат на их производство, а их хранение на складе целесообразно только в случае, если детали, для изготовления которых они предназначены, будут изготавливаться и в последующем.

Таким образом, время переналадки оборудования

для обработки листа в условиях мелкосерийного производства должно быть минимально возможным, а процессы обработки листа желательно реализовывать без использования штампов.

- Себестоимость деталей зависит от метода их обработки, который назначается для определенного материала. В условиях, когда обрабатывается большое количество материалов, использование одного типа оборудования нерационально. Например, при производстве деталей из таких материалов, как текстолит, стеклотекстолит, медь и бронза, листы необходимо разрезать на полосы, из которых в штампах изготавливают детали. Вместе с тем, для обработки дорогостоящих материалов целесообразно использовать такое оборудование, которое обеспечивает повышенный коэффициент его использования, даже несмотря на значительное увеличение времени обработки.

Анализ конструкции деталей и программы их выпуска позволяет рекомендовать следующие наиболее экономичные методы их изготовления.

Детали с годовой программой до 10 тыс. шт., получаемые из листов с максимальными размерами 1500×3000 мм и толщиной до 20 мм, изготавливают ЛР с CO_2 -генератором лазерного луча,

мощностью до 4 кВт (8 и 9 на **рис. 2**). Материал листа – стали любых марок, бронза, Al-сплавы. При резке деталей из неметаллических материалов, особенно из текстолита, стеклотекстолита, гетинакса выделяются вредные продукты горения, и для их удаления из рабочего пространства цеха машину для ЛР необходимо оснастить специальной системой вытяжки.

Кроме того, детали из этих материалов после ЛР приобретают по контуру и в отверстиях выжженный слой, глубиной до 2...2,5 мм, который, как правило, не допускается техническими требованиями. Такие детали, толщиной до 6 мм, целесообразно получать на КПП (5), максимальная годовая программа таких деталей не должна быть ≥ 200 тыс. шт. Детали с большей программой целесообразно изготавливать в штампах.

Детали с *годовой программой до 30 тыс. шт.* из листов, с максимальными размерами 1600×2200 мм, толщиной до 4 мм из резины (пластины) и картона производят ЛР с герметичным вакуумным столом (мощностью до 0,2 кВт) 10, который обеспечивает надежное удаление продуктов горения и плотное прилегание листа к столу в процессе обработки.

При ЛР деталей из меди и бронзы, в связи с высокой отражающей способностью этих металлов, снижается срок службы линз и зеркал оптического тракта машины для ЛР. Кроме того, высокая теплопроводность меди и бронзы в ряде случаев не позволяет получить детали требуемого качества. Для их изготовления целесообразно использовать ГАР. Годовая программа таких деталей должна быть ≤ 20 тыс. шт. Максимальные размеры листа 1550×3200 мм, толщина до 10 мм.

Штамповка деталей с *годовой программой от 20 тыс. до 1 млн шт.*, конструкция которых требует использования для их изготовления вырубных или комбинированных штампов последовательного действия из ленты, производится на листоштамповочных комплексах (4). Максимальная толщина детали 2,6 мм.

Детали, для производства которых применяют операции: *выдавливание, вырубка, вытяжка, гибка, зачистка, клеймение, надрезка, обрезка, отбортовка, правка, пробивка, просечка, разрезка, рельефная формовка* и др., должны изготавливаться в штампах последовательного и совмещенного действия на

кривошипных или гидравлических прессах 6.

Кроме полос, на ГН (7) целесообразно получать детали прямоугольной формы. Точность установки заднего упора ГН, при этом, должна находиться в допуске $\pm 0,1$ мм. Максимальная программа деталей – 15 тыс. шт. в год.

Формоизменяющие операции листовой штамповки, такие как *гибка* и *формовка* больших радиусов (восемь и более толщин листа), выполняют на прессах для свободной гибки (3) с использованием стандартного инструмента одного типоразмера. Годовая номенклатура деталей, закрепленная за одним прессом, не должна превышать 300 наименований, максимальная годовая программа детали – 5 тыс. шт.

Использование операций механообработки, снятия заусенцев (13) и сварки деталей из листа (2) непосредственно после штамповки и резки значительно повышает эффективность производства. При этом, достаточно выполнять только следующие операции механообработки (12):

- снятие фасок на отверстиях и нарезание резьбы;
- фрезерование пазов на глубину меньше толщины листа;
- точение по наружному диаметру и растачивание отверстий.

Автоматизированные склады (1) используют для хранения межоперационных заделов и готовых деталей, уложенных в тару или на поддоне, а также для хранения штампов и инструмента для координатно-пробивных прессов и прессов для свободной гибки. Транспортировать детали между оборудованием, по ходу выполнения техпроцесса, наиболее эффективно по рольгангу (11).

Сведения об авторе

Тлибеков Алексей Хабиевич – д-р техн. наук, проф. кафедры «Станки» МГТУ «Станкин», гл. инж. проектов ООО «Вебер Инжиниринг». Тел.: +7(499) 972 94 67; +7(495) 221 12 36 (доб. 1528); +7(919) 101 38 27 (моб.). E-mail: stanki@stankin.ru, tlibekov@weber.ru

УДК 621.745.55: 669.71

- К.В. Никитин, И.Ю. Тимошкин, А.В. Гусев¹ (СамГТУ)
- K.V. Nikitin, I.Y. Timoshkin, A.V. Gusev

Мелкокристаллическая лигатура AlSi20 для сплавов Fine-Crystalline Master Alloy AlSi20 for Alloys

Основа для приготовления большинства Al-сплавов, содержащих Si в качестве основного легирующего компонента – Al–Si-лигатуры. ГОСТ 1583 регламентирует требования к сплавам типа СИЛ (АК12ч, пч, оч) разной степени чистоты, которые широко применяют в качестве лигатур для приготовления доэвтектических силуминов.

Требования к высококремнистым лигатурам AlSi20 и AlSi50 изложены в ГОСТ 53777-2010. В обоих стандартах даются только химсоставы и рекомендуются предпочтительные виды чушек, в которых лигатуры могут поставляться потребителям. К дополнительным критериям качества лигатур, содержащихся в стандартах, относятся требования по чистоте поверхности и неметаллическим включениям в изломах чушковых лигатур.

Исследования показывают, что соблюдение требований к химсоставу и чистоте лигатур, содержащихся в этих стандартах, не обеспечивает стабильного качества литых изделий (отливок, припоев, полуфабрикатов). Установлено и обосновано, что структура лигатур оказывает существенное наследственное влияние на структуру и свойства Al-сплавов разного назначения.

Традиционные технологии получения лигатуры AlSi20 основаны на высокотемпературных режимах плавки. Размер кусков кристаллического Si – 30...40 мм. При его производстве, транспортировании и хранении образуется значительное количество «пылевидного» Si, размер фракций

которого варьируется от десятков мкм до 5 мм (ТУ 8-01060-091-99).

В настоящее время для приготовления сплавов и лигатур AlSi широко используют способ, основанный на расплавлении и перегреве расплава Al до 800...900°C, введении небольшими порциями Si в виде кусков размером 15...30 мм, нагретых до 200...300°C. Предложено также в качестве шихты использовать порошковый Si, который вводят в определенном соотношении с промасленной Al-стружкой в твердожидкий сплав.

Однако такая технология имеет ряд недостатков: промасленная стружка загрязняет расплав неметаллическими примесями и не позволяет получать лигатуры с содержанием Si > 15...20%.

Исследовали влияние порошкового Si, а также твердофазных, жидкофазных и кристаллизационных способов обработки шихтовых металлов на структуру и свойства лигатур AlSi20. Сравнительный анализ лигатур AlSi20, получаемых из одинаковых шихтовых металлов, но разными способами, показал корреляцию между электропроводностью и размерами кристаллов первичного Si в структуре ($Si_{\text{п}}$): чем меньше размер $Si_{\text{п}}$, тем выше значения γ .

При содержании в лигатурах 19...20% Si значения γ могут изменяться от 11,6 до 15,7 МСм/м, что обусловлено, в первую очередь, размерно-морфологическими параметрами структуры ($Si_{\text{п}}$ = 30...270 мкм). Следовательно, по электропроводности можно косвенно судить о размерах и морфологии кристаллов $Si_{\text{п}}$. На основе большого массива экспериментальных данных построена номограмма, связывающая электропроводность с размерами кристаллов $Si_{\text{п}}$ (рис. 1).

Исследования показали, что применение лишь одного спецспособа обработки шихтовых материалов не обеспечивает получения стабильно измельченной структуры лигатур. Оптимальные результаты дает комбинированная обработка в системе *твердое – жидкое – твердое*.

С использованием основных закономерностей структурной наследственности разработана комплексная технология получения мелкокристаллической лигатуры (МКЛ) AlSi20, основные этапы которой:

- приготовление расплава при 570...660°C с использованием в определенном соотношении Si двух фракций 5 мм и 30 мкм;
- температурно-временная обработка части расплава (5...7%) с последующей кристалли-

¹ Студент 3-го курса

зацией при $v_{\text{охла}} \sim 10^3 \text{ }^\circ\text{C/c}$ (получение МКЛ);

- введение МКЛ в основной расплав при $760...770^\circ\text{C}$ и заливку расплава в форму с обеспечением скорости охлаждения $\geq 60^\circ\text{C/c}$.

Микроструктура лигатуры AlSi20, полученной по такой технологии, – на **рис. 2**. Средний размер кристаллов эвтектического Si $\sim 0,2...0,7 \text{ мкм}$, первичного $\sim 15...25 \text{ мкм}$.

Лигатуру AlSi20 использовали в качестве основы при получении сплавов АК5М и АК12М2. Для приготовления сплава АК21М2,5Н2,5 готовили лигатуру AlSi25 по разработанной технологии.

Ниже представлены составы шихт для приготовления этих сплавов с учетом основных закономерностей явления структурной наследственности.

Сплав АК5М: деформированные отходы АМц, Al и Cu, МКЛ AlSi20 ($\sim 25,3\%$), чушковый Mg ($\sim 0,6\%$).

Сплав АК12М2: электротехнические отходы Al (шины); плавяные лигатуры AlCu33,2 и AlFe5, полученные из 100% электротехнических отходов; МКЛ AlSi20.

Сплав АК21М2,5Н2,5: электротехнические отходы Al, плавяная лигатура AlCu33,2, полученная из 100% электротехнических отходов; МКЛ AlSi25; лигатура AlNi70 в виде брикетированной смеси порошков. Модифицирование расплава – добавками аморфно-структурного модификатора (Cu-8,8%Ni-7,0%P-3,0%Sn) – 0,4% за 2 мин до заливки.

Параметры структуры и механические свойства опытных сплавов сравнивали с характеристиками сплавов, получен-

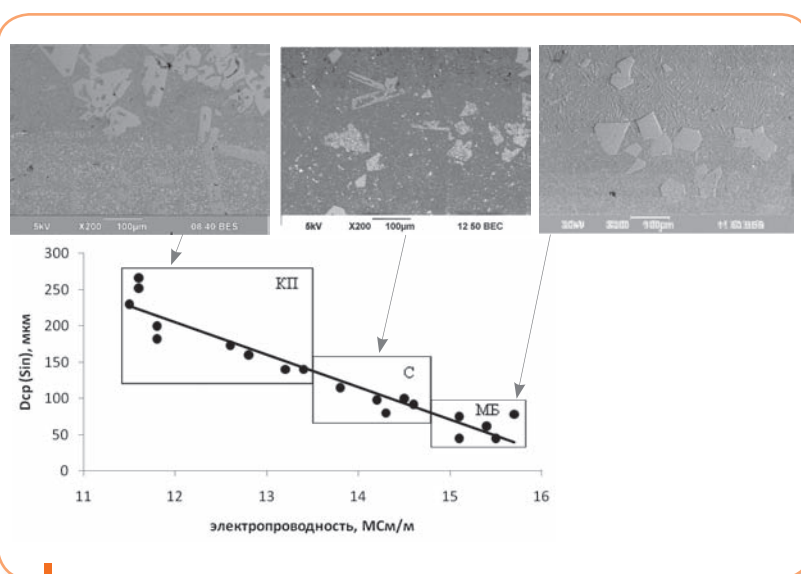


Рис. 1. Взаимосвязь электропроводности $\mathcal{E}$ и параметров кристаллов $\text{Si}_{\text{п}}$ в лигатурах AlSi20: КП – крупнокристаллический пластинчатый, С – смешанная морфология, МБ – мелкокристаллический блочный

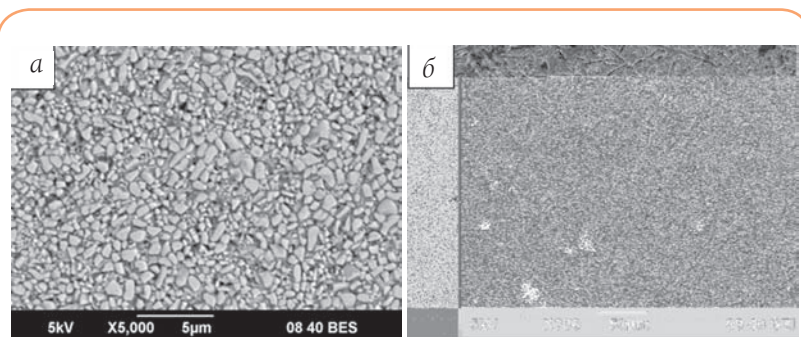


Рис. 2. Микроструктура опытной лигатуры AlSi20: **а** – кристаллы $\text{Si}_{\text{б}}$ блочной морфологии, **б** – кристаллы $\text{Si}_{\text{п}}$ компактной морфологии

Сплав	D_{cp} , мкм	$\sigma_{\text{в}}$, МПа	$K_{\text{н}}^{\sigma}$	δ , %	$K_{\text{н}}^{\delta}$
АК5М	$\frac{24 (\alpha\text{-Al})}{17 (\alpha\text{-Al})}$	190/220	1,16	2,0/3,5	1,75
АК12М2	$\frac{25 (\text{Si}_{\text{б}})}{18 (\text{Si}_{\text{б}})}$	186/223	1,20	1,5/2,8	1,87
АК21М2,5Н2,5	$\frac{75 (\text{Si}_{\text{п}})}{27 (\text{Si}_{\text{п}})}$	146/218	1,49	0,3/3,0	10,0

Примечание. В числителе – по традиционной технологии, знаменателе – по опытной.

ных по традиционным технологиям (**таблица**). Химсоставы сплавов, получаемых по разным

технологиям, были сопоставлены и соответствовали ГОСТ 1583.

УДК 621.785.78: 537.636

- А.В. Покоев, Ю.В. Осинская,
С.С. Петров (СамГУ)
- A.V. Pokoyev, Y.V. Osinskaya,
S.S. Petrov

Наноразмерные эффекты старения Cu–Be-сплавов в магнитных полях

Nano-Scale Effects of Ageing of Cu–Be Alloys in Magnetic Fields

Недавно экспериментально обнаружен эффект влияния слабых магнитных полей (МП) с магнитной энергией $\sim E_m \approx \mu_b \cdot B \ll kT$ (μ_b – магнетон Бора, B – индукция МП ~ 1 Тл, k – постоянная Больцмана, T – абсолютная температура) на микро- и макроскопические свойства разных материалов, в том числе и диамагнитных, такие как пробеги дислокаций, внутреннее трение, микротвердость, предел прочности и др., который получил название магнитоэластического эффекта (МПЭ).

В связи с этим наблюдается повышенный интерес к обработке материалов МП, в том числе металлов и сплавов.

Новые данные о влиянии МП на диффузионные процессы в порошковых, поликристаллических и монокристаллических веществах обуславливают необходимость практического использования этого эффекта в современных технологиях искусственного старения и для получения материалов с модифицированной структурой и свойствами.

В частности, наложение МП на процесс старения сплава бронзы БрБ-2 приводит к изменениям в структуре растущих кластеров и фаз и, как следствие, к изменениям свойств сплава. Так, при старении бериллиевой бронзы БрБ-2 в постоянных (ПМП) и импульсных магнитных полях (ИМП) обнаружено разное,

по своему характеру, их влияние на пластические свойства сплава.

Изучение процесса старения бронзы БрБ-2 в условиях терромагнитной обработки (ТМО) может дать понимание кинетики фазообразования как диффузионно-контролируемого процесса и способствовать получению функциональных сплавов с заданными физико-механическими свойствами. Физическая природа эффекта изменения структуры и свойств сплавов в условиях наложения МП остается дискуссионной.

В работе дан краткий анализ результатов экспериментов о влиянии МП на кинетические процессы при искусственном старении бронзы БрБ-2 в ПМП и ИМП и возможностей применения полученных данных в процессах ТМО Cu–Be-сплавов.

Исследовали образцы из бронзы БрБ-2 состава, (ат. %) : Be – 2,08 (13,0); Ni – 0,31 (0,29); Si – 0,09 (0,18), Al – 0,01 (0,02), Mg – 0,02 (0,04), Cu – ост.

Результаты измерений микротвердости образцов в закаленном (исходном) состоянии, а также после их термической и терромагнитной обработки в ПМП и ИМП, в зависимости от времени старения при 350°C , по характеру своего изменения имеют типичный вид. Среднее значение микротвердости в закаленном состоянии 1310 ± 30 МПа.

После времени старения (0,17 ч без ПМП при 350°C) микротвердость сплава резко увеличивается с 1310 до 3360 МПа. Увеличение отжига до 0,5 ч приводит к спаду микротвердости с 3360 до 3240 МПа, а дальнейшее увеличение до 1 ч – к достижению максимума – 4190 МПа. Подобные результаты получены и для остальных исследованных температур.

Такое изменение микротвердости после старения без поля позволило сделать выводы о том, что основной процесс старения завершается после первых 10...15 мин старения и что этот процесс имеет несколько характерных стадий.

Результаты измерения микротвердости при старении без МП хорошо согласуются с известными литературными данными, что свидетельствует о повторяемости и достоверности результатов измерений.

Экспериментальные данные показывают, что наложение ПМП не изменяет характер процесса старения и в исследованном интервале температур всегда приводит к увеличению микротвер-

дости на $\sim 3...37\%$, в зависимости от времени старения.

Полученная зависимость микротвердости от температуры старения (при фиксированном времени старения 1 ч и напряженности ПМП 557,2 кА/м) показывает МПЭ в сплаве БрБ-2. Показано, что наложение ПМП увеличивает температурный интервал, в котором микротвердость достигает больших значений, по сравнению с микротвердостью без ПМП.

В исследованных условиях наблюдается существенное изменение микротвердости, в зависимости от типа МП: микротвердость образцов, отожженных в ИМП, меньше, чем образцов, отожженных без МП, в отличие от данных, полученных при наложении ПМП. Поскольку пластические свойства стареющих сплавов, в основном, обусловлены взаимодействием дислокаций с фазовыми выделениями, возможно, что разные МП по-разному влияют на процессы роста и агломерации фазовых выделений, а также взаимодействие движущихся дислокаций с этими выделениями.

При старении в ПМП микротвердость растет, по сравнению с отжигами без МП, на $\sim 10\%$, то есть пластические свойства сплава уменьшаются, и возникает «отрицательный» МПЭ. Наложение ИМП всегда приводит к уменьшению микротвердости, по сравнению с отжигом без МП, на $\sim 20\%$, и, как следствие, увеличению пластичности, что свидетельствует о «положительном» МПЭ.

Анализ временных зависимостей параметров тонкой структуры для образцов, состаренных в ПМП и ИМП и в их отсутствии, показывает, что характер изменения зависимостей относительной микродеформации, плотности дислокаций и микротвердости в ПМП и без него одинаков: максимальные значения достигаются приблизительно при одном и том же времени старения. Кроме этого, при кратковременных отжигах сплава средний размер блоков когерентного рассеяния достигает наноразмеров, что представляет интерес для создания наноматериалов. Однако, в отличие от результатов, полученных для ПМП, ИМП столь существенно не влияет на параметры тонкой структуры.

Исследованием кинетики процесса старения *in situ* с наложением ПМП установлено, что магниточувствительные объекты, которые реагируют на модуляцию ПМП процесса старения, – кластеры фазовых выделений размером ~ 1 нм.

Представленные результаты показывают, что, используя различные параметры ТМО (время, температура, тип МП), можно изменять физико-механические свойства и характеристики сплава – прочность, пластичность и параметры тонкой структуры. Эти параметры позволяют получать из одного и того же материала образцы с заданными функциональными свойствами для разных практических задач.

Существуют патенты¹, которые можно применить для создания новых или развития существующих способов ТМО Cu–Be-сплавов. Эти разработки позволяют добиться высоких прочностных или пластических свойств деталей из бериллиевой бронзы БрБ-2. В частности, результаты перспективны для развития технологий ТМО неферромагнитных медных сплавов, разработки рекомендаций по технологиям упрочнения металлических сплавов и создания высокотемпературных наноразмерных переключателей памяти.

Как видно из формулы изобретений и методики их реализации, МПЭ достигается сочетанием техники получения вакуума, высоких температур и МП. Вакуум, необходимый как защита от окисления, можно заменить защитной инертной средой или пассивирующими пленками. Получение температур закалки и старения не вызывает особых трудностей и может быть реализовано стандартными технологиями и способами. Получение МП электромагнитами – процесс энерго- и металлоемкий, но его, очевидно, можно оптимизировать и снизить затраты.

¹ Пат. 2218423 от 13.11.01. Способ термической обработки деталей из медных сплавов / А.В. Покоев, А.В. Осинская.

Пат. 401879 от 11.08.08. Способ термоманитной обработки деталей из бериллиевой бронзы / А.В. Покоев, А.В. Осинская.

УДК 621.79: 621.74.02: 669.71

• В.В. Овчинников, И.Н. Манаков
(ФГБОУ ВПО «МГИУ»)

• V.V. Ovchinnikov, I.N. Manakov

Ремонт сваркой Al-отливок сложной формы

Repairing by Welding Complex-Shape Al Castings

В современном легковом автомобиле из Al-сплавов изготавливают обширную номенклатуру деталей, и они постепенно вытесняют стальные. Каждый килограмм Al-сплава заменяет 2 кг стали и за время эксплуатации машины сокращает на 20 кг выделение CO_2 .

К таким деталям относится *корпус* автоматической коробки переключения передач (АКПП), который выполняют методом точного литья. Наряду с АКПП, в конструкции современных автомобилей широко применяют литые *блоки цилиндров* из сплавов системы Al-Si-Cu.

Качественная отливка должна удовлетворять следующим *требованиям*:

- мелкозернистая равномерная плотная структура,
- отсутствие раковин, неметаллических включений, пор, трещин или внутренних напряжений.

В процессе изготовления отливок из Al-сплавов образуются следующие *дефекты*:

- поверхностные и сквозные незаливки,
- газовые раковины, участки со шлаковыми включениями,
- рыхлоты, спайи, трещины,
- а также дефекты, выявляемые при механической обработке отливок.

Дефекты, возникающие в процессе изготовления отливок, подразделяются на *неисправимые* (брак) и *исправимые*, как правило, сваркой.

Образование дефектов при литье Al-сплавов определяется их химическим составом, способом разлива-

ки, сложностью отливки и условиями кристаллизации (затвердевания) сплава. Литейная *микрорыхлота* и вызванные ею участки нарушения герметичности отливки относятся к исправимым дефектам сваркой.

Кроме того, что микрорыхлота приводит к нарушению герметичности отливки, она может стать очагом зарождения трещины при механической обработке детали или в процессе ее эксплуатации. При затвердевании сплавов из-за растягивающих напряжений могут образовываться *горячие трещины*. Трещины проходят вдоль первично затвердевших кристаллов и могут принять сильно разветвленную форму. Более всего к горячим трещинам склонны сплавы с большим интервалом кристаллизации и незначительной долей эвтектик. Эта склонность может быть уменьшена введением в присадочные материалы легирующих элементов.

Анализ статистики показывает, что при изготовлении *корпусов* АКПП брак из-за нарушения герметичности корпуса из-за трещин достигает 25...30%. Формирование трещин часто наблюдается при эксплуатации деталей из литейных Al-сплавов. Дефектные участки обычно располагаются в местах резкого изменения толщины детали. На долю дефектов на плоских участках отливок приходится ~ 20...22% от общего количества дефектных зон.

Сложность ремонта дефектов отливок обусловлена, помимо металлургических особенностей сплавов, напряженным состоянием отливки. Это означает, что формирование и кристаллизация металла сварного соединения будет протекать в условиях приложения к металлу шва реактивных напряжений, обусловленных конфигурацией отливки.

При разработке технологии ремонта литых деталей из Al-сплавов необходимо учитывать, что не все они обладают удовлетворительной свариваемостью в условиях сварки плавлением. Сваркой можно устранить поверхностные и внутренние дефекты металлургического характера, а также механические повреждения и дефекты, выявленные при механической обработке.

Для предотвращения вторичного появления дефектов перспективна сварка с перемешиванием металла сварочной ванны продольным магнитным полем (МП). Применение МП для увеличения концентрации энергии дуги в пятне

нагрева и повышении эффективности плавления основного и электродного металлов при подварке дефектов отливок, вследствие бесконтактного воздействия на процессы в зоне горения дуги и простоты технического использования, перспективно, но требует более тщательных исследований.

В работе представлены результаты исследований особенностей ремонта сваркой, с перемешиванием металла сварочной ванны, продольным МП литых деталей и образцов из сплавов АЛ5 и АЛ9, часто применяемых для изготовления корпусов АКПП. Сплав АЛ9 обладает хорошими литейными свойствами, герметичностью, сравнительно высокими прочностью и пластичностью, и предназначен для литья тонкостенных и сложных по конфигурации деталей, несущих средние нагрузки.

Для исследования эффективности сварки с наложением переменного продольного МП на повторное возникновение дефектов использовали специальную приставку, которая позволяет воздействовать на сварочную ванну переменным МП с индукцией 0,01...0,5 Тл с частотой 50 Гц.

Для исследования ликвационного растрескивания при сварке литейных Аl-сплавов с полным проплавлением использовали пробу, основанную на варке вставки в круглое отверстие. Для получения пробы в пластине толщиной 5 мм выфрезеровывали круглое отверстие, в которое затем вваривали вставку.

Такая проба позволяет варьировать как составом приса-

дочной проволоки, так и материалом вставки. После сварки вставки образец подвергали рентгеновскому контролю для выявления трещин, не выходящих на поверхность образца.

Образование ликвационных трещин как механическое явление следует рассматривать с позиций механики разрушения. В качестве параметра разрушения можно принять накопленную пластическую деформацию. При этом, поток жидкого металла из ванны в зону частичного плавления отсутствует.

Застойный слой, в котором отсутствует механическое перемешивание расплава, располагается вдоль границы сплавления при толщине 150...200 мкм, что на порядок превышает диаметр субзерен. В этом слое скорость затвердевания металла мала, а температурный градиент достаточно велик.

Такой слой, близкий по химсоставу к основному металлу, кристаллизуется при температуре, когда границы зерен в зоне частичного плавления остаются частично в жидком состоянии, и препятствует проникновению жидкого металла из сварочной ванны в зону частичного плавления, но может свободно деформироваться при усадке металла зоны частичного плавления.

Часть зоны частичного плавления, температура которой при охлаждении ниже температуры сварочной ванны и выше температуры эвтектики основного металла, склонна к образованию ликвационных трещин по границам зерен. Установлено, что трещины ориентированы вдоль вытянутых зерен, то есть

их образование зависит от ориентации границ зерен.

Таким образом, твердый металл зоны частичного плавления подвергается интенсивному пластическому деформированию. В случае, когда накопленные деформации превышают пластичность основного металла, образуются ликвационные трещины.

Использование сварки с перемешиванием металла ванны продольным МП способствует возникновению механического перемешивания жидкого металла вблизи границ сплавления, что приводит к периодическому изменению химсостава слоя металла, прилегающего к основному металлу. В результате снижается вероятность возникновения кристаллизационных трещин на 55...60%, по сравнению с аргоно-дуговой сваркой.

В ряде случаев при ремонте корпусов АКПП, с технологической точки зрения, для предотвращения повторного образования трещин на участке ремонта целесообразно осуществлять варку вставки из деформированного Аl-сплава в корпус.

Свариваемость сплава АЛ9 исследовали на литых образцах, полученных в окончательно термообработанном состоянии, в сочетании с деформируемыми сплавами АМгб и В-1341 промышленных плавок. Для сварного соединения АЛ9 с В-1341, исходя из условия наименьшей склонности к образованию горячих трещин, применяли присадочную проволоку св.1177, а для сочетания АЛ9 с АМгб – проволоку св.АМгб3.

Свариваемые материалы	Присадочная проволока	σ_b , МПа	α , град.	KCU, Дж/см ²
АЛ9 + В-1341	Св.1177	$\frac{258,3}{275,7}$	13 / 10	0,84 / 1,1
АЛ9 + АМг6	Св.АК5	$\frac{258,3}{-}$	13 / -	1,2 / -
АЛ9 + АМг6	Св.АМг63	$\frac{282,2}{284,5}$	12 / 11	1,2 / 1,1

Примечание. В числителе – автоматическая, знаменателе – ручная сварка.

Результаты механических испытаний сварных соединений представлены в **таблице**. Сварные образцы, выполненные аргоно-дуговой сваркой с магнитным перемешиванием металла ванны, испытывали на усталость на машине 300-1 на изгиб, с числом нагружений 2800 в минуту и базой испытаний 10^7 циклов.

Результаты испытаний на усталость изгибом плоских образцов сварных соединений АЛ9 + В1341 приведены **ниже**.

+ В1341 состоит из равноосных дендритов. В отдельных зонах сварного соединения границы зерен оплавлены. Микроструктура металла сварного шва соединения сплавов АЛ9 и АМг6 состоит из равноосных дендритов тонкого сложения. В зоне термовлияния соединения первичные дендритные ветки ориентированы к фронту кристаллизации металлов. В ЗТВ основного металла (ОМ) АЛ9 эвтектика оплавлена. Микроструктура

Характер разрушения

200 / 938000...1736000.....	ОМ АЛ9 в 15...20 мм от шва
180 / 4830000...7588000.....	ОМ АЛ9 в 7...25 мм от шва
160 / 1176000...2156000.....	ОМ АЛ9 в 15...20 мм от шва
140 / 10^7	Без разрушения

Примечание. В числителе – верхний предел нагружения, МПа, знаменателе – число циклов до разрушения.

Микроструктура металла шва соединения сплавов АЛ9

центральной части сварного соединения – это мелкие равноосные, ориентированные в разные стороны дендриты, характерные для материала присадочной проволоки св.АМг63.

Коррозионными испытаниями сварных соединений из сплава АЛ9, в сочетании с деформируемыми сплавами АМг6 и В-1341, определена склонность к:

- расслаивающей коррозии – РК (ГОСТ 9.904-82),
- межкристаллитной коррозии – МКК (ГОСТ 9.021.-74),
- общей коррозии (ГОСТ 9.017-74)
- и коррозионному растрескиванию, при постоянной деформации по времени до растрескивания (ГОСТ 9.019.-74).

Результаты испытаний показали, что для всех исследованных режимов сварки сплавов АЛ9 и В-1341 образцы не склонны к КР. При сварке сплава АЛ9 со сплавом АМг6 склонности к КР нет, к РСК – минимальная.

Выводы

• Сварные соединения разноименных сочетаний АЛ9 + В-1341 и АЛ9 + АМг6 имеют низкую пластичность, в 4–5 раз ниже пластичности основного металла АЛ9 и в 30 раз ниже пластичности основного материала АМг6.

• Прочность сварных соединений АЛ9 с В-1341 и АЛ9 с АМг6 составляет 80...90% от прочности основного металла АЛ9.

УДК 621.74: 621.77

- В.Ю. Арышенский, Е.Г. Кандалова
(ЗАО «Алкоа СМЗ»)
- V.Y. Aryshensky, Y.G. Kandalova

Влияние структуры слитка на штампуемость сплава 3104

Influence of Ingot Structure on the Forgeability of 3104 Alloy

В последние два десятилетия наблюдается значительный рост использования Al-сплавов для пищевой упаковки, особенно для напитков. На Самарском металлургическом заводе (СМЗ) Al-лента для изготовления банок под напитки – один из основных видов продукции. Ежегодно завод выпускает ~ 100 тыс. т баночной ленты и поставляет ее на 15 баночных заводов в Россию и за рубеж. Для изготовления Al-ленты используют сплав 3104, который имеет достаточную прочность, штампуемость и устойчивость к коррозии.

Одна из проблем при переработке ленты на баночных заводах – разрывы банок при штамповке, что связано с качеством металла, настройкой инструмента, смазкой и другими факторами, зависящими от баночного производства. Продольный разрыв банки и наличие в области разрыва инициатора разрушения свидетельствуют о дефекте прокатки или литья. Поперечный отрыв верхней трети банки и отсутствие инициатора разрушения относится к более сложному

случаю, когда несколько факторов вносят свой вклад в образование отрыва. В работе изучали причины поперечных отрывов банок.

Исследовали дефектные банки от разных заказчиков, а также ленту и структуру слитков, из которых она изготовлена. На производство ленты идут слитки собственного производства и производства «Русал». Работы проводили в ЦЗЛ «СМЗ», Техническом центре «Алкоа» (США) и лаборатории рентгеновской дифрактометрии, электронной и зондовой микроскопии СамГТУ. Химсостав сплава 3104 (EN 573-3), %: 0,60 Si; 0,80 Fe; 0,05...0,25 Cu; 0,8...1,4 Mn; 0,8...1,3 Mg; 0,25 Zn; ост. – Al.

Анализ механических свойств, в частности, соотношения $\sigma_{0,2}$ к σ_b – основной характеристики штампуемости ленты, показал, что все свойства – в пределах требований спецификации, а $\sigma_{0,2}/\sigma_b = 0,915...0,930$, что оптимально для этой продукции. Изучение поверхности банок с отрывом 1/3 показало, что инициаторы разрушения отсутствуют, при этом, на большинстве банок имеются царапины от инструмента и отпечатки от скрапа, попадающего в матрицу при штамповке; по всей окружности наружной боковой поверхности имеются *питтинги* (рис. 1, а). На рис. 1, б это мельчайшие вертикальные светлые линии, которые при изменении направления света могут быть темными.

По опыту заводов «Алкоа», такие *питтинги* появляются при наличии в ленте крупных Fe-содержащих фаз, унаследованных от слитка. Присутствующие в сплаве 3104 нерастворимые фазы $Al_{12}(Fe,Mn)_3Si$ и $Al_6(Fe,Mn)$, претерпевая некоторые изменения в процессе гомогенизации и прокатки, сохраняются в ленте и влияют на процессы изготовления банки. При оптимальном размере этих фаз в ленте 1...15 мкм, что обеспечивает самоочистку инструмента в процессе вытяжки банок, его увеличение может привести к повышенному количеству разрывов банок, при этом, критическое значение размера фаз зависит от специфики процесса вытяжки и условий смазки.

Для выявления причин образования *питтингов* на поверхности банок исследовали микроструктуру банок и исходной ленты. В поперечном сечении стенки банки выявлены крупные фазы нетипичной округлой формы, очевидно, это – нерастворимые интерметаллидные фазы (ИМФ) $Al_{12}(Fe,Mn)_3Si$. Для сравнения, показана типичная структура стенки банки. В мик-

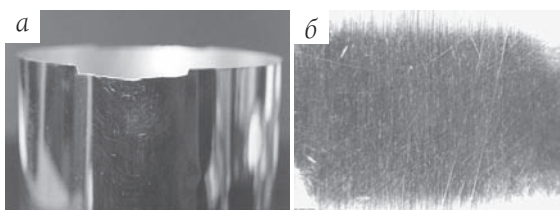


Рис. 1. Внешний вид банок с поперечным разрывом (а), *питтинги* на боковой поверхности банки, $\times 20$ (б)

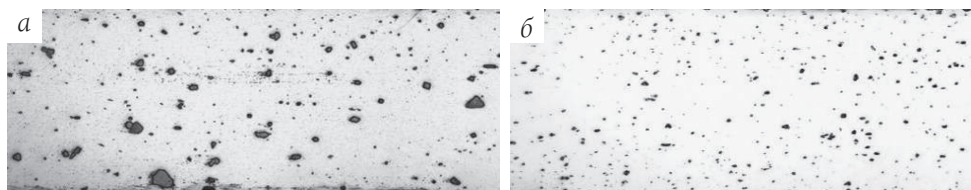


Рис. 2. Микроструктура ленты с крупными фазами (а) и типичная микроструктура ленты (б), $\times 200$

роструктуре ленты, из которой изготовлены банки (рис. 2), также найдены крупные фазы.

Основное различие микроструктуры слитков производства «СМЗ» и «Русал» – наличие переходной зоны крупных фаз по периметру слитков производства «СМЗ». ИМФ размером 50...100 мкм распространяются от поверхности слитка на глубину до 10 мм. Предполагается, что именно эти крупные фазы, унаследованные от структуры слитка, сохраняются в ленте и при штамповке приводят к отрыву 1/3 банок, с образованием на их наружной поверхности *пиптингов*.

Анализ показал, что при литье в одинаковую оснастку Wagstaff имеются различия в скорости литья, расходе воды и уровне расплава в кристаллизаторе. Скорость литья слитков на «СМЗ» и «Русале», соответственно, 61 и 65 мм/мин, расход воды – 900 и 1000 л/мин, что влияет на формирование более мелкой структуры слитка на «Русале». Важный фактор, определяющий формирование глубокой переходной зоны с крупными фазами, – больший уровень расплава в кристаллизаторе при литье слитков на «СМЗ» – 99 мм, по сравнению с 44 мм на «Русале».

При контакте жидкого металла с кристаллизатором формируется твердая поверхность слитка, происходит усадка затвердевшей корочки, и слиток отходит от стенок кристаллиза-

тора, образуя, при этом, «паровую рубашку», что приводит к потере теплопередачи и росту ИМФ.

Чем выше уровень расплава в кристаллизаторе, тем более крупные фазы формируются при кристаллизации слитка. Типичный пример, когда переходная зона с крупными фазами отсутствует, литье в электромагнитный кристаллизатор (ЭМК) и LHC (американский аналог ЭМК – литье в кристаллизатор с графитовой вставкой и низким уровнем расплава). Литье на «Русале» с низким уровнем расплава в кристаллизаторе возможно за счет контроля лазерным датчиком, что обеспечивает безопасность процесса.

Дополнительное различие в производстве слитков на «Русале» и «СМЗ» – состав шихты: на «СМЗ» используют, преимущественно, отходы сплава 3104 собственного производства, слитки на «Русале» отливают с использованием жидкого первичного алюминия.

Влияние этого фактора подробно не изучали, так как фактическое содержание Fe в слитках обоих производств – на одном уровне, и различие в размерах ИМФ выявлено только в поверхностном слое слитка.

Предположили, что переходный слой с крупными ИМФ не удаляется полностью при фрезеровке слитка производства «СМЗ». При прокатке эти интерметаллиды дробятся и измельчаются, но, тем не менее, в конечной ленте они имеют неоптимальные размеры и распределение, что и является причиной отрыва верхней трети банок при их штамповке. Это предположение подтверждается тем, что основная часть рулонов, подвергшихся обрыву 1/3 банок, получена из слитков производства «СМЗ».

Опыт переработки рулонов производства «Алкоа» показывает, что наличие крупных ИМФ, унаследованных от слитка, – необходимое, но недостаточное условие отрыва 1/3 банок при штамповке.

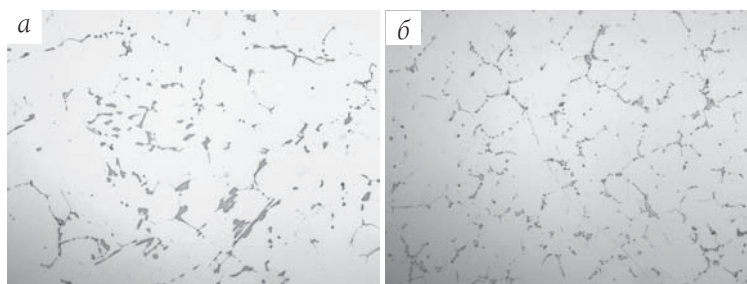


Рис. 3. Микроструктура приповерхностной зоны слитков производства «СМЗ» (а) и «Русал» (б), $\times 200$

Факторы, усиливающие негативное влияние ИМФ, – высокая деформация на последнем кольце вытяжки; неудовлетворительное состояние инструмента у заказчика и недостаточная смазка для стабильной вытяжки (царапины от инструмента на наружной поверхности банок). Причиной обрывов могут быть несоответствующие характеристики трения при штамповке банок,

подтверждением чему служат недостаточно выраженные кросс-линии на внутренней поверхности банок.

В настоящее время проводятся опытные работы для увеличения глубины фрезерования слитков для проверки версии отрицательного наследственного влияния структуры слитка на штампуемость банок.

УДК 621.745.55

• В.А. Глушечков, Д.Г. Черников (СГАУ, г. Самара), В.И. Никитин, К.В. Никитин (СамГТУ, г. Самара)

• V.A. Glushenkov, D.G. Chernikov, V.I. Nikitin, K.V. Nikitin

О воздействии импульсных магнитных полей на расплавы

On the Impact of Pulse Magnetic Fields on Melts

В металлургии широко применяют физические способы воздействия на жидкий и кристаллизующийся металл (ЖКМ). Один из таких новых способов – магнито-импульсная обработка (МИО) расплава, как в жидком, так и в твердожидком состоянии, суть которой заключается в преобразовании электрической энергии, накопленной в батарее конденсаторов магнито-импульсной установки (МИУ) в теплосиловое воздействие на обрабатываемый объект. Рассматриваются магнитные поля с мощностью импульса до 1 МВт, длительностью импульса ~ 50...200 мкс и напряженнос-

тью до $10^5...10^7$ А/м. Подобные импульсные магнитные поля (ИМП) широко распространены в машиностроении при выполнении операций штамповки, сборки, сварки и др. На рис. 1 – возможные области промышленного применения МИО ЖКМ, некоторые из которых уже опробованы и дали благоприятные результаты.

Применение МИО ЖКМ в литейно-металлургическом производстве. Например, такую обработку возможно применять для формирования структуры и свойств отливок из силуминов. Существуют разные варианты воздействия ИМП



Рис. 1. Области промышленного применения МИО ЖКМ

на ЖКМ. На **рис. 2** показана технологическая схема осевого воздействия ИМП на ЖКМ.

Помимо обработки расплава на этапе его подготовки можно воздействовать ИМП на расплав непосредственно в литейной форме (**рис. 3**). С помощью ИМП также можно перемешивать расплав для повышения его качества. Для интенсификации и управления этим процессом существует возможность использования погружных индукторов (**рис. 4, а**) или комбинирования различных схем

Рис. 2. Схемы осевого воздействия ИМП:

1 – расплав,
2 – индуктор,
3 – тигель

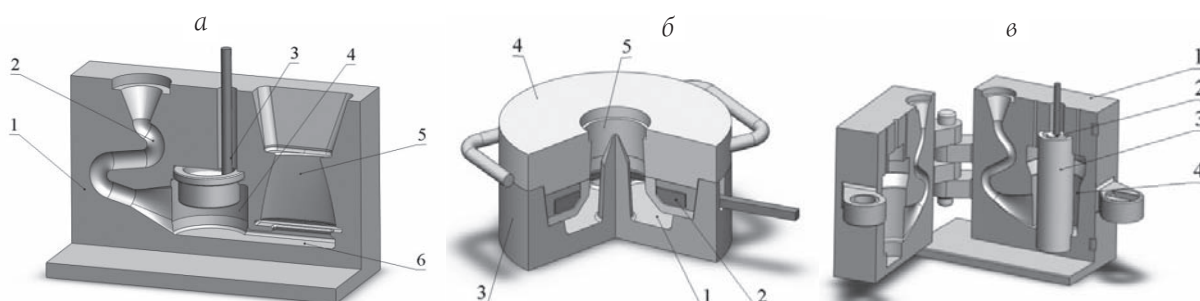
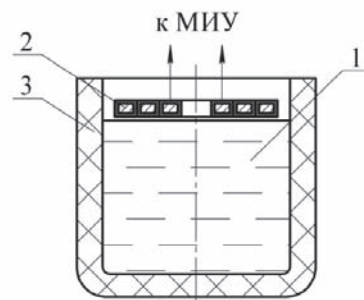


Рис. 3. Варианты размещения индукторов в литейной форме:

а – 1 – п/форма, 2 – стояк, 3 – индуктор, 4 – технологическая полость, 5 – полость отливки, **б** – 1 – полость отливки, 2 – индуктор, 3 и 4 – нижняя и верхняя п/формы, 5 – заливочная горловина
в – 1 – кокиль, 2 – индуктор, 3 – полый стержень, 4 – полость отливки

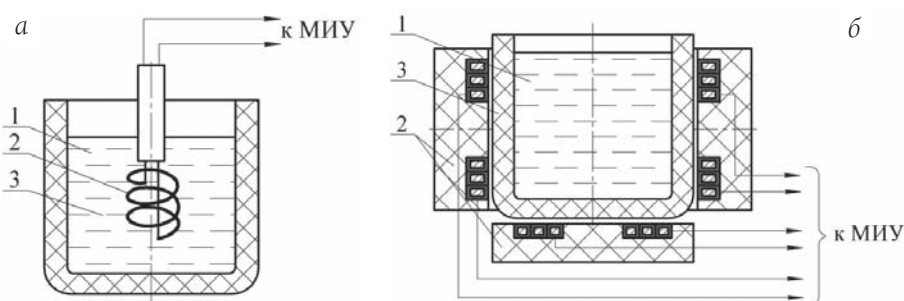


Рис. 4. Схемы воздействия ИМП на ЖКМ: **а** – объемное воздействие ИМП погружным индуктором, **б** – комбинированное воздействие; 1 – расплав, 2 – индуктор, 3 – тигель

воздействия (**рис. 4, б**).

Кроме того, технология воздействия ИМП на ЖКМ может использоваться для токоподвода к анодам Al- и Mg-электролизеров промышленного назначения формированием электроконтактных пробок. Суть этого технического решения представлена на **рис. 5**.

Электроконтактные пробки

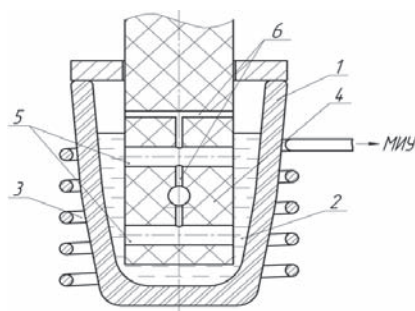


Рис. 5. Технологическая схема получения контактного соединения: 1 – тигель, 2 – расплав, 3 – индуктор, 4 – углеродистый материал; каналы: 5 – для ЭКП, 6 – для отвода воздуха

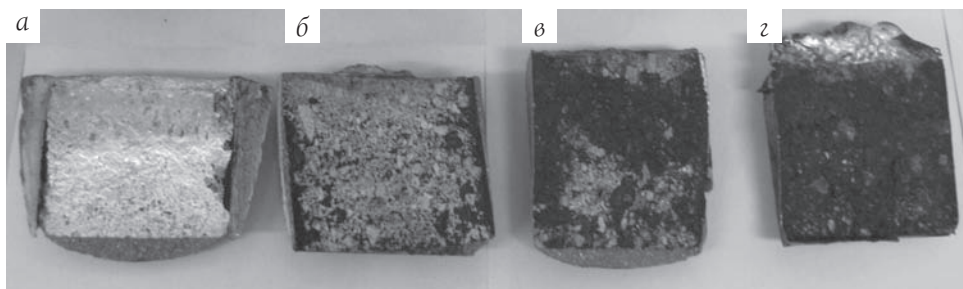


Рис. 6. Адгезия металла к углеграфитовому блоку: **а** – без обработки, **б...г** – W равна 0,66; 1,0 и 1,32 кДж, соответственно

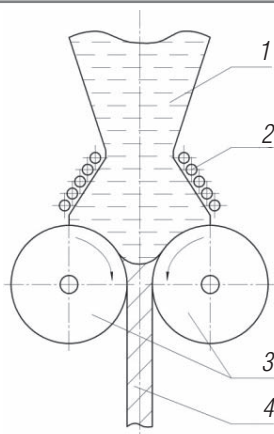


Рис. 7. Технологическая схема прокатки жидкого металла, с одновременным воздействием на него ИМП: 1 – расплав, 2 – индуктор, 3 – валки, 4 – лента

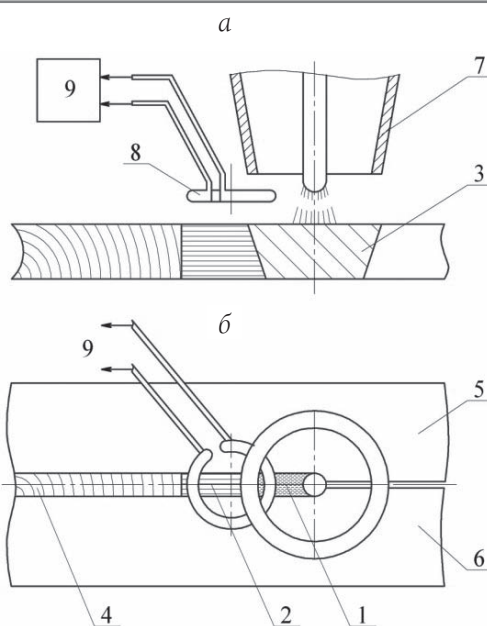


Рис. 8. Технологическая схема воздействия ИМП на сварной шов: 1 – участок расплавления соединяемых металлов (зона дуги), 2 – участок затвердевания (кристаллизации), 3 – зона расплава (позади сварочной дуги), 4 – зона полного затвердевания металла; 5, 6 – свариваемые элементы; 7 – сварочная головка, 8 – индуктор, 9 – МИУ

в углеродном анодном блоке предлагается получать путем принудительного, под действием давления ИМП, заполнения предварительно подготовленных каналов. Такая технология позволяет формировать электроконтактные пробки различной геометрической формы.

Экспериментами установлено, что такая технология позволяет на порядок снизить переходное электросопротивление токоподвода, за счет значительного увеличения реальной площади контакта, путем проникновения расплава в микротрещины углеграфитового блока под давлением ИМП, что подтверждается результатами испытаний полученных образ-

цов (рис. 6).

Применение МИО ЖКМ в прокатном производстве. СГАУ совместно с СамГТУ разрабатывают технологию интенсификации прокатки жидкого металла под действием ИМП

(рис. 7). Что позволит, помимо формирования его структуры и физико-механических свойств, добиться снижения толщины ленты за счет принудительного проталкивания расплава в зазор между валками.

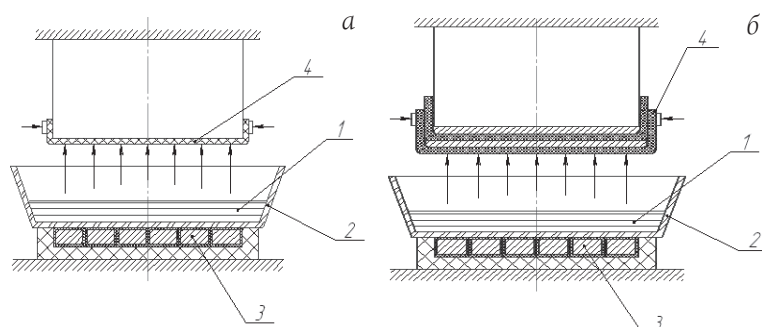


Рис. 9. Схема метания расплава на углеродную ткань: 1 – расплав, 2 – магнитопрозрачный тигель, 3 – индуктор, подключенный к МИУ, 4 – углеродное волокно

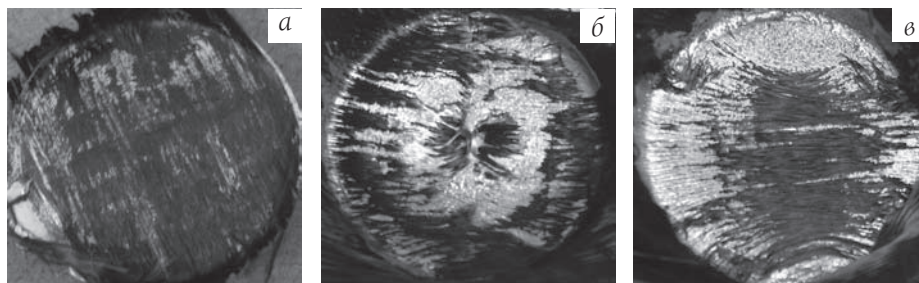


Рис. 10. Полученные образцы композиционного материала: **а...** **б** – W равно 1,5; 2,07 и 2,55 кДж, соответственно

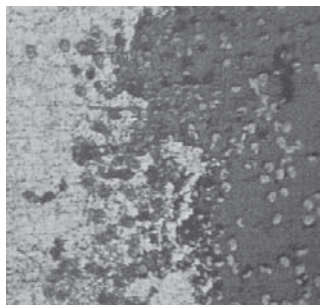


Рис. 11. Граница раздела металл – углеродная ткань при энергии разряда $W = 2,55$ кДж

Применение МИО ЖКМ в сварочном производстве. Для повышения качества сварного шва можно совместить операцию сварки плавлением с одновременным воздействием ИМП на металл сварочной ванны (рис. 8).

Суть этого технического предложения в том, что при включении сварочного агрегата дуга образует сварочную ванну расплава свариваемых деталей. Одновременно включается МИУ. Батарея конденсаторов периодически разряжается на индуктор, расположенный позади сварочной головки. Возникающее вокруг него ИМП воздействует на ЖКМ сварочной ванны. Экспериментами

установлено, что в результате воздействия ИМП на металл сварочной ванны структура сварного шва более плотная относительно необработанного участка.

Кроме того, замыкание вихревых токов за пределами сварочной головки изменяет условия затвердевания не только по глубине, но и в плоскости листа, так как по пути протекания тока изменяется элетросопротивление металла (от жидкой до твердой фазы), что может изменить уровень остаточных напряжений в сварных конструкциях.

На формирование остаточных напряжений может повлиять изменение направления протекания вихревых токов с поперечного, по отношению к сварному шву, на продольное (вдоль сварного шва), что достигается изменением формы токоподвода индуктора.

Применение МИО ЖКМ при получении композиционных материалов. Воздействие ИМП на расплав может использоваться при создании новых материалов, например композиционных, путем динамического взаимодействия расплава металла с неметаллической

основой (углеродной тканью) – рис. 9, а.

Такое динамическое взаимодействие расплава с тканью приводит к лучшей смачиваемости металла и неметалла, что обеспечивает повышение качества получаемого композиционного материала. Цикл метания может быть также и многократным, подобно известной технологии «намораживания» (рис. 9, б).

Полученные при разных параметрах воздействия образцы показаны на рис. 10. Как видно из рис. 10, качество пропитки повышается пропорционально увеличению степени магнитно-импульсного воздействия. На рис. 11 показана граница раздела металл – неметалл, сформированная вследствие динамического взаимодействия расплава с углеродным волокном.

Таким образом, представленные в статье направления показывают, что технологии магнитно-импульсной обработки материалов еще далеко не полностью исчерпали все возможности этого метода. Есть целые направления, которые существенно бы расширили области промышленного использования этого вида обработки материалов.

Патенты и заявки

Данджерфилд Вик, Смит Кеннет Пол, Уорнер Тимоти, Дюмон Давид Al-Zn-Cu-Mg сплавы на основе алюминия и способы их получения и применение Пат. 2425902 Россия, МПК C22C 21/10 (2006.01), C22F 1/053 (2006.01). АЛКАН РОЛЛА ПРОДАКТС-РЕЙВЕНСВУД Эл-ЭлСи, АЛКАН РЕНАЛЮ. № 2007133521/02; Заявл. 10.02.2006; Оpubл. 10.08.2011. Рус. Способ включает следующие стадии: **a.** получение слитка, содержащего (%): Zn 6,6-7,0, Mg 1,68-1,8, Cu 1,7-2,0, Fe 0-0,13, Si 0-0,10, Ti 0-0,06, Zr 0,06-0,13, Cr 0-0,04, Mn 0-0,04, примеси и другие побочные элементы $\leq 0,05$ каждого; **b.** гомогенизация слитка при 860...930 F или, предпочтительно, при 875...905 F; **c.** горячая деформационная обработка с температурой на входе 640...825 F, а, предпочтительно, – 650...805 F, слитка путем прокатки иликовки до плиты с конечной толщиной от 2 до 10 дюймов; **d.** термообработка на твердый раствор и закалка плиты; **e.** растягивание плиты с остаточной деформацией от 1 до 4%; **f.** старение плиты путем нагревания при 230...250 F в течение 5...12 ч. и 300...360 F в течение 5...30 ч, в течение эквивалентного времени между 31 и 56 ч.

Цукагути Юити, Кавамото Масаюки, Ханао Масахито, Хирата Ацуси, Хаяси Хиро-си Способ непрерывного литья заготовки с небольшим поперечным сечением Пат. 2433885 Россия, МПК B22D 11/124 (2006.01). Сумитомо метал Инд. Лтд. № 2010102719/02; Заявл. 25.07.2007; Оpubл. 20.11.2011. Рус. Способ литья заготовки с площадью поперечного сечения $< 500 \text{ см}^2$ включает измерение вихре-токовым датчиком уровня расплавленной стали в кристаллизаторе и ее электромагнитное перемещение, вытягивание заготовки из кристаллизатора, ее охлаждение во вторичной и конечной зонах охлаждения, отрезание заготовки. Вторич-

ная зона охлаждения расположена выше по направлению литья относительно конечной зоны охлаждения и заканчивается в 2 м от нее. Конечная зона охлаждения длиной 3-8 м расположена на участке, отстоящем на 15...45 м от мениска расплавленной стали в кристаллизаторе.

Феллингер Курт, Фюрхофер Хорст, Гуттенбруннер Йозеф, Хаммерль Йохим, Хехтель Франц Йозеф, Кригнер Отмар, Пеппл Йоханн, Штаррермайр Томас, Валь Хельмут, Циглер Гюнтер Устройство перемещения распылительных сопел Пат. 2431542 Россия, МПК B22D 11/124 (2006.01). Сименс Фау металз текнолоджиз ГМБХ. № 2008146398/02; Заявл. 27.02.2007; Оpubл. 20.10.2011. Рус. После выхода из кристаллизатора заготовка удерживается в направляющей проводке, содержащей ролики. По направлению движения заготовки между роликами расположены распылительные сопла, посредством которых на широкую сторону заготовки подают охладитель. Каждое сопло соединено с держателем жестко закрепленным на поршне устройства перемещения так, что при перемещении поршня осуществляется соответствующее перемещение держателя и сопла. Перемещение сопел обеспечивает изменение расстояния между ними и расстояния от сопел до заготовки. В направлении транспортировки заготовки сопла закреплены на общем держателе и перемещаются совместно. Устройство перемещения снабжено контролирующими и управляющими устройствами соединенными с системой управления литейной установкой.

Макаровец Н. А., Кобылин Р. А., Хабаров А. Н., Гаевский В. В., Заболотнов В. М., Ерохин В. Е. Способ изготовления расходоуемых электродов Пат. 2410194 Россия, МПК B 22 D 15/00

(2006.01). Сплав. № 2009112016/02; Заявл. 02.04.2009; Оpubл. 27.01.2011, Бюл. № 28. Рус. Изобретение относится к области литья и сварки и может быть использовано для изготовления из Fe—C-сплавов, в частности из сталей, расходных электродов (РЭ) для электрошлаковых технологий получения широкой номенклатуры слитков и фасонных заготовок. Способ включает выплавку сплава, заливку в предварительно подогретый водоохлаждаемый разъемный кокиль с защитным покрытием, получение цилиндрических полуфабрикатов. Цилиндрические полуфабрикаты формируют длиной ≤ 14 диаметров со сварочными кромками на торцах. Из полуфабрикатов собирают и сваривают РЭ. Путем комбинирования способов сборки и сварки цилиндрических полуфабрикатов возможно получение РЭ различных длины, сечения и состава. Обеспечивается расширение технологических возможностей изготовления РЭ. 8 ил.

Полушин А. А., Каманцев С. В., Угодников А. А., Бессонов А. В., Левин В. А., Луковников В. С. Способ полунепрерывного литья заготовок и машина для его осуществления Пат. 2397043 Россия, МПК В 22 D 11/14 (2006.01). ОРМЕТО-ЮУМЗ. № 2008137910/02; Заявл. 22.09.2008; Оpubл. 20.08.2010. Рус.

Способ включает подачу расплава из стальной ковша в промковш, далее в вертикальные кристаллизаторы, формирование заготовок, вытягивание заготовок вниз с помощью затравки, вторичное водо-воздушное охлаждение заготовок, демонтаж кристаллизаторов, транспортирование заготовок вертикально вверх по технологической оси машины и уборку заготовок. Кристаллизаторы располагают в той же шахте, где происходит вторичное охлаждение. Брусевые направляющие располагают в дополнительной нижней шахте с зазором относительно заготовок. Перед транспортированием заготовок вверх перемещают стальной ковш и промковш на откатных тележках на резервные позиции в противоположные стороны друг от друга. Достигается расширение технологических возможностей получения заготовок. Ил. 10.

Способ изготовления биметаллической шины Пат. 2402404 Россия, МПК В 22 D 11/04 (2006.01). **Онищенко А. К.** № 2008151034/02; Заявл. 24.12.2008; Оpubл. 27.10.2010. Рус.

Патентуемый способ включает соединение монтажного профиля с профилированной полосой путем непрерывного литья заготовки монтажного профиля, с одновременной подачей по стенке кристаллизатора профилированной полосы, расположенной на несущей поверхности и изготовленной из более твердого металла. Полосу могут плакировать сплавом с температурой плавления ниже температуры плавления легкого материала. Достигается улучшение свариваемости монтажного профиля и профилированной полосы. Ил. 2.

(Katscher Habermann Patentanwälte, 64293 Darmstadt) Метод обработки лопатки турбины Каплана и устройство для его проведения. Verfahren und Vorrichtung zur Bearbeitung von Kaplansturbinenschaufeln Заявка 102007061542 Германия, МПК В 23 С 3/18 (2006.01), В 23 Р 15/02 (2006.01). Werkzeugmaschinenfabrik **Adolf Waldrich Coburg GmbH & Co. KG.** № 102007061542.8; Заявл. 20.12.2007; Оpubл. 25.06.2009. Нем. Предлагаются метод обработки лопастей поворотно-лопастной турбины и устройство для его проведения, отличающиеся от известной обработки резанием большей технологичностью и меньшими затратами времени. Заготовка лопатки, которую получают ковкой или литьем, имеет размеры до 10Ч14 м и массу до 80 т, обрабатывается на трех разных станках с 12 установками. Новый метод предлагает использовать один порталный обрабатывающий центр с головками для фрезерования, сверления и ленточного шлифования, а также измерительной системой, и начинать обработку с цапфы и ступицы. Описаны подробности изобретения. Ил. 12.

Разливочный стакан промежуточного ковша. Casting nozzle Пат. 7814961 США, МПК В 22 D 11/06 (2006.01), В 22 D 11/10 (2006.01). **Sumitomo Electric Ind., Ltd, Numano Masatada, Nakai Yoshihiro, Ikeda Toshiya, Kobayashi Mitsuyuki.** № 12/198387; Заявл. 26.08.2008; Оpubл. 19.10.2010; Приор. 30.06.2004, № 2004-194845 (Япония); НПК 164/480. Англ. Патентуется стакан для перелива алюминиевого или магниевого расплава из промежуточного ковша в кристаллизатор. Стакан закрепляется на ковше, а его головка, изготовленная из материала высокой теплопроводности и упругости, сужается от отметки верхней кромки кристаллизатора до наружной периферии носка стакана, что обеспечивает равномерное затвердевание расплава и, как следствие, улучшение качества поверхности заготовки.

www.expometeor.com

12-14
сентября
2012



7-я Международная **ВЫСТАВКА** литейной продукции,
технологий, оборудования и материалов для производства литья

7-th International EXHIBITION of foundry production,
technologies, equipment and materials for moulding manufacture

ЛитЭкс - 2012 
LitEx - 2012

При поддержке:



Министерство промышленной
политики Украины



Днепропетровская областная
государственная администрация

Партнер:

