ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

ЗАГОТОВИТЕЛЬНЫЕ ПРОИЗВОДСТВА в машиностроении

(Кузнечно-штамповочное, литейное и другие производства)

№ 1 январь 2012

СОДЕРЖАНИЕ

Литейное и сварочное производства

Чайкина Н.В., Чайкин В.А., Задруцкий С.П., Немененок Б.М., Розум В.А.
Рафинирующая смесь с модифицирующим эффектом на основе карбонатов 3
Андреев В.В. Применение графитизирующих модификаторов
нового поколения для повышения качества чугунных отливок 8
Дриц А.М., Овчинников В.В. Сварка трением с перемешиванием
нахлесточных соединений сплава 146011

Кузнечно-штамповочное производство

Воронежский Е.В., Евсюков С.А., Алимов А.И. Влияние термомеханической
обработки на свойства титановых штамповок
Лукьянов В.П., Маткава И.И., Бойко В.А., Елхов В.А., Доценко Д.В.,
Безкоровайнов А.Г. Силы вдавливания шарового пуансона
на внутреннюю поверхность трубной заготовки
Березин И.М., Залазинский А.Г., Поляков А.П. Компьютерное моделирование
процесса формования заготовки сложной формы из порошка

Прокатно-волочильное производство

Материаловедение и новые материалы

Белов Е.Г., Ефимов О.Ю., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Степанов Г.В.,	
Коновалов С.В. Природа повышения стойкости чугунных	
прокатных валков плазменной обработкой	33
Ноздрин И.В. Анализ современного состояния производства	
и применения карбида хрома	37
Коровин В.А., Леушин И.О., Киров А.С., Костромин С.В. Эффективность	
микролегирования стали 150ХНМЛ ванадием при получении прокатных валков 4	44

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

Журнал выходит при содействии:

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

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

🛛 "Издательство "Машиностроение", "Заготовительные производства в машиностроении", 2012

Председатель редакционного совета и Главный редактор СЕМЁНОВ Е.И.

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

Зам. Главного редактора: СЕРИКОВА Е.А.

Редакционный совет: БЕЛЯКОВ А.И. БЛАНТЕР М.С. **БОГАТОВ А.А.** FOKOB A.A. ГАРИБОВ Г.С. ГРОМОВ В.Е. гүн иг ЕВСЮКОВ С.А. ЕРШОВ М.Ю. ЗАРУБИН А.М. КАПУСТИН А.И. КАСАТКИН Н.И. КОРОТЧЕНКО А.Ю. КОШЕЛЕВ О.С. КРУК А.Т. МОРОЗ Б.С. MYPATOB B.C. НАЗАРЯН Э.А. ОВЧИННИКОВ В.В. ПАСЕЧНИК Н.В. ПОВАРОВА К.Б. ΠΟЛЕТАЕВ В.А. СЕМЁНОВ Б.И. СУБИЧ В.Н. ТРЕГУБОВ В.И. ШАТУПЬСКИЙ А.А. ШЕРКУНОВ В.Г. ШЕСТАКОВ Н.А. ШПУНЬКИН Н.Ф. ЯКОВЛЕВ С.С. ЯМПОЛЬСКИЙ В.М.

Ответственные за подготовку и выпуск номера: ЛУТОВИНИНА О.Н.

За содержание рекламных материалов ответственность несет рекламодатель

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

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

SCIENTIFIC **TECHNICAL** AND PRODUCTION JOURNAL

BLANKING PRODUCTIONS IN MECHANICAL ENGINEERING (Forging and stamping, foundry and others productions)

2012 January Nº 1

CONTENTS

Casting and Welding Productions

Chaykina N.V., Chaykin V.A., Zadrutsky S.P., Nemenenok B.M., Rozum V.A.	
Refining mixture with inoculating effect on basis of carbonates	3
Andreev V.V. Application of new generation graphitizing inoculants for improvement	
of pig iron castings quality	8
Drits A.M., Ovchinnikov V.V. Friction welding with mixing of lap joints	
from alloy 1460	11

Forging and Stamping Productions

Voronezhsky E.V., Evsyukov S.A., Alimov A.I. Effect of thermomechanical
treatment on properties of titanium forgings
Luk'yanov V.P., Matkava I.I., Boyko V.A., Elkhov V.A., Dotsenko D.V.,
Bezkorovaynov A.G. Forces of pressing spherical punch into internal surface
of tube billet
Berezin I.M., Zalazinsky A.G., Polyakov A.P. Computer modeling of forming
process of difficult form blank from powder

Rolling and Drawing Productions

Raskatov E.Yu., Lekhov O.S., Solov'ev D.A.	Investigation of conditions of shell
biting with pilger mill rolls	

Physical Metallurgy and New Materials

Belov E.G., Efimov O.Yu., Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Stepanov G.V.,	
Konovalov S.V. Rise nature of cast iron milling rolls durability by plasma	
treatment	33
Nozdrin I.V. Analysis of current state of production and use of chromium	
carbide	37
Korovin V.A., Leushin I.O., Kirov A.S., Kostromin S.V. Efficiency of microalloying	
of steel 150KhNML by vanadium during reception of mill rolls	44

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

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

 $\ensuremath{\mathbb{C}}$ "Mashinostroenie Publishers", "Blanking productions in mechanical engineering", 2012

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

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

Editorial Assistant: SERIKOVA E.A.

Editorial Committee: BELYAKOV A.I. BLANTER M.S. BOGATOV A.A. BOKOV A.A. GARIBOV G.S. GROMOV V.E. GUN LG EVSYUKOV S.A. ERSHOV M.Yu. ZARUBIN A.M. KAPUSTIN A.I. KASATKIN N.I. KOROTCHENKO A.Yu. KOSHELEV O.S. CRUCK A.T. MOROZ B.S. MURATOV V.S. NAZARYAN F.A. OVCHINNIKOV V.V. PASECHNIK N.V. POVAROVA K.B. POLETAEV V.A. SEMENOV B.I. SUBICH V.N. TREGUBOV V.I. SHATULSKY A.A. SHERKUNOV V.G. SHESTAKOV N.A. SHPUN'KIN N.F. YAKOVLEV S.S. YAMPOLSKY V.M.

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

An advertiser is responsible for the promotional materials

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

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

литейное и сварочное

ПРОИЗВОДСТВА

УДК 621.74:669.715

Н.В. Чайкина (ООО "Металлург" Смоленского регионального отделения Российской ассоциации литейщиков, г. Сафоново), В.А. Чайкин (филиал Московского государственного открытого университета, г. Сафоново), С.П. Задруцкий, Б.М. Немененок, В.А. Розум (Белорусский национальный технический университет, г. Минск)

Рафинирующая смесь с модифицирующим эффектом на основе карбонатов

Показано, что перспективными с точки зрения экологической безопасности материалами для изготовления рафинирующих препаратов для силуминов являются карбонаты кальция и стронция. Возможность применения дисперсных карбонатов в рафинирующих смесях подтверждена термодинамическими расчетами. Экспериментальным путем оптимизирован состав препаратов. Высокая эффективность рафинирующей смеси с модифицирующим эффектом подтверждена промышленными испытаниями.

Ключевые слова: силумины; карбонаты; рафинирование; модифицирование; состав смеси.

The perspective materials for making of fining preparations for the silumins are the calcium and strontium carbonates from the environmental safety point of view are shown. Possibility of dispersed carbonates using in the refining mixtures is confirmed by the thermodynamic calculations. Composition of the preparations is optimized by the experimental way. The high efficiency of the refining mixture with the inoculating effect is confirmed by the industrial tests.

Keywords: silumins; carbonates; refining; inoculation; mixture composition.

Постановка и анализ проблемы. Среди наиболее перспективных и востребованных на сегодняшний день сплавов были и остаются силумины. Они являются основой большинства современных алюминиевых литейных сплавов, что связано с исключительно благоприятным сочетанием их литейных, механических и ряда специальных эксплуатационных свойств.

Известно, что основное негативное влияние на свойства отливок из алюминиевых сплавов оказывают водород и пленообразные неметаллические включения Al_2O_3 . Для обеспечения чистоты алюминиевых сплавов по вредным примесям необходимо соблюдение комплекса технологических и организационных мер, начиная с подбора, хранения, подготовки шихтовых материалов, выбора плавильного оборудования и заканчивая дегазирующе-рафинирующей обработкой расплава.

Среди известных, наиболее эффективных и широко применяемых способов удаления газовых и твердых включений из расплавов является флюсовое рафинирование [1]. Особую группу составляют универсальные флюсы и препараты, обработка которыми позволяет совместить ряд операций (покровную защиту, рафинирование и модифицирование) [2]. В составы флюсов и препаратов вводятся в основном фториды и хлориды, поэтому их общим недостатком является токсичность выделяющихся при обработке расплавов веществ [3].

Учитывая приведенное выше, актуален поиск новых высокоэффективных, экологически безвредных рафинирующе-модифицирующих материалов, обеспечивающих высокую стабильность получаемых результатов. Такими перспективными материалами являются карбонаты, которые в жидком алюминии претерпевают термическую диссоциацию с образованием большого количества рафинирующих высокодисперсных газовых пузырьков CO₂.

Цель работы — создание рафинирующей смеси с модифицирующим эффектом на основе карбонатов. В качестве основного компонента в составе смеси использован карбонат кальция, который широко применяется в металлургии. Результаты исследований и обсуждение. Диссоциация карбоната кальция протекает по реакции

$$CaCO_3 \rightarrow CaO + CO_2$$
; $\Delta G = 162340 - 140,81T$,

где ΔG — изменение энергии Гиббса, Дж/моль; T — температура, К.

Термодинамические расчеты показали, что разложение CaCO₃ в атмосферном воздухе должно протекать при температурах свыше 1159 К. Однако является ошибочным перенос указанной температуры начала диссоциации на реакцию разложения карбоната кальция, помещенного в расплав алюминия.

Если CaCO₃ и CaO — чистые конденсированные фазы, то константа равновесия K_p реакции диссоциации CaCO₃ численно равна упругости диссоциации: $K_p = p_{CO_2}$. Таким образом, равновесие реакции диссоциации карбоната кальция для каждой конкретной температуры устанавливается при некотором парциальном давлении углекислого газа. Чтобы сдвинуть установившееся равновесие в сторону диссоциации карбоната кальция, нужно или увеличить температуру, или удалить часть образовавшегося CO₂, уменьшив тем самым его парциальное давление. Если при некоторой температуре парциальное давление углекислого газа поддерживается более низким, чем равновесное давление, то процесс разложения CaCO₃ идет непрерывно.

Равновесное парциальное давление СО₂ реакции диссоциации CaCO₃ при минимальной температуре (700 °C) рафинирующей обработки расплавов на основе алюминия составляет 313,3 Па (2,35 мм рт. ст). Учитывая, что углекислый газ практически нерастворим в расплавах алюминия при температурах рафинирования, то парциальным давлением СО2 в жидком алюминии можно пренебречь. Таким образом, при погружении карбоната кальция в расплав алюминия будет непрерывно протекать реакция диссоциации карбоната кальция в сторону образования CaO. Выделяющийся при этом углекислый газ ввиду малой упругости диссоциации (1,14 Па (0,114·10⁻⁴ атм) при 737 °С) не будет распадаться на атомы и переходить в расплав. Образующиеся пузырьки СО2, являясь вакуум-камерами для растворенного в расплаве водорода, будут, всплывая, рафинировать металл от неметаллических включений и водорода по классическому адсорбционно-флотационному механизму.

Интенсивность газообразования при диссоциации карбоната кальция, погруженного в расплав алюминия, в значительной степени зависит от поверхности контакта CaCO₃–Al_ж, так как реакция диссоциации будет протекать на поверхности кусков CaCO₃. По мере увеличения степени дисперсности карбоната газовыделение будет возрастать.

С физико-химической точки зрения важнейшим следствием увеличения дисперсности является возрастание удельной реакционной способности твердых тел, называемой также активностью. Оценим измене-

ние реакционной способности порошков с различной дисперсностью.

Рассмотрим два монодисперсных порошка одного и того же вещества, состоящих из сферических частиц размерами r_1 и r_2 . Исходя из того, что мольный объем *V* составляет *M/d* (и принимая, что все частицы представляют собой сферы одинакового радиуса), найдем количество частиц, содержащих один моль молекул рассматриваемых порошков:

$$n_{1(2)} = \frac{M}{\frac{4}{2}\pi dr_{1(2)}^3},\tag{1}$$

где *М* – молекулярная масса; *d* – плотность порошка.

Рассчитаем суммарную площадь поверхности частиц радиусом r_1 и r_2 , а также соответствующую свободную поверхностную энергию

$$S_{1(2)} = \frac{4\pi r_{1(2)}^2 V}{\frac{4}{3}\pi r_{1(2)}^3} = 3\frac{V}{r_{1(2)}}, \ F_{1(2)} = \frac{3\sigma V}{r_{1(2)}},$$
(2)

где S_1, S_2 — площадь поверхности частиц радиусом r_1 и r_2 соответственно в объеме $V; \sigma$ — удельная поверхностная энергия.

Различная активность порошков реализуется как разность величин их свободной поверхностной энергии в виде изотермической разности химических потенциалов:

$$\mu_1 - \mu_2 = \Delta \mu = \sigma(S_1 - S_2) = \sigma\left(\frac{3V}{r_1} - \frac{3V}{r_2}\right), \quad (3)$$

т.е. для первого порошка приближенно

$$\mu_1 = \mu_0 + RT \ln a_1, \tag{4}$$

где µ₀ — химический потенциал компонентов в стандартном его состоянии; *R* — универсальная газовая постоянная; *a* — активность.

Для второго порошка

$$\mu_2 = \mu_0 + RT \ln a_2, \tag{5}$$

тогда

$$\mu_1 - \mu_2 = \Delta \mu = RT \ln \frac{a_1}{a_2}.$$
 (6)

Приравняв правые части выражений (3) и (6), получаем:

$$RT \ln \frac{a_1}{a_2} = \sigma \left(\frac{3V}{r_1} - \frac{3V}{r_2} \right),$$

$$\ln \frac{a_1}{a_2} = \frac{3V\sigma}{RT} \left(\frac{3V}{r_1} - \frac{3V}{r_2} \right)$$
или
$$\ln \frac{a_1}{a_2} = \frac{3M\sigma}{RTd} \left(\frac{3V}{r_1} - \frac{3V}{r_2} \right).$$
 (7)

В данном случае важна способность карбонатов к диссоциации. При диссоциации порошков разность величин их свободной поверхностной энергии реализуется в виде изотермической работы диссоциации:

$$A_1 - A_2 = \Delta A = \sigma(S_1 - S_2) = \sigma\left(\frac{3V}{r_1} - \frac{3V}{r_2}\right).$$
(8)

Для карбоната с радиусом частиц r_1 и r_2 приближенно

$$A_{1(2)} = A_0 + RT \ln K_{p1(2)}, \qquad (9)$$

тогда

$$A_{1} - A_{2} = \Delta A = RT \ln \frac{K_{p1}}{K_{p2}}.$$
 (10)

Приравняв правые части выражений (8) и (10), получаем:

$$RT \ln \frac{K_{p1}}{K_{p2}} = \sigma \left(\frac{3V}{r_1} - \frac{3V}{r_2}\right),$$

$$\ln \frac{K_{p1}}{K_{p2}} = \frac{3V\sigma}{RT} \left(\frac{3V}{r_1} - \frac{3V}{r_2}\right)$$
или
$$\ln \frac{K_{p1}}{K_{p2}} = \frac{3M\sigma}{RTd} \left(\frac{3V}{r_1} - \frac{3V}{r_2}\right).$$
 (11)

Из уравнений (7) и (11) следует, что при уменьшении размеров частиц твердого тела активность системы увеличивается. Это относится и к процессу диссоциации карбонатов. В итоге, чем больше дисперсность системы, тем выше ее реакционная способность или физико-химическая активность.

Своеобразие свойств дисперсных систем объясняется прежде всего тем, что в этом состоянии значительная доля всех молекул или атомов, составляющих вещество, находится на поверхности раздела фаз. Эти молекулы отличаются от других своим энергетическим состоянием.

Создание новой межфазной поверхности требует затрат работы на разрыв связей, значительная часть которой накапливается в виде избыточной потенциальной энергии на межфазной границе. Из этого следует, что молекулы в поверхностном слое должны обладать избыточной свободной энергией.

Таким образом, основная особенность дисперсного состояния заключается в наличии в межфазных поверхностных слоях значительной доли свободной энергии системы. Избыток этой энергии делает дисперсные системы термодинамически неустойчивыми. Для них характерны самопроизвольные процессы, стремящиеся снизить избыток свободной энергии различными путями, в данном случае изменением химического состояния вещества, т.е. в результате диссоциации карбонатов.

Вторым продуктом диссоциации карбоната кальция является CaO. Термодинамические расчеты взаимодействия оксида кальция с компонентами расплава — алюминием и кремнием — указывают на невозможность восстановления кальция при температурах обработки и заливки расплава:

$$3$$
CaO+2Al \rightarrow Al₂O₃ + 3Ca; $\Delta G = 230538, 4 - 113, 26T$;

 $2CaO + Si \rightarrow SiO_2 + 2Ca; \Delta G = 410952, 48 - 64, 68T.$

Изменение энергии Гиббса при 1000 К для этих реакций составляет 117,278 и 346,272 кДж/моль соответственно. Таким образом, карбонат кальция можно использовать как рафинирующий реагент, который при вводе в расплав претерпевает термическую диссоциацию с образованием рафинирующего газа CO₂. Выделяющийся углекислый газ способствует перемешиванию металла, выравниванию его по температуре и химическому составу, а также обеспечивает дегазацию и рафинирование расплава от неметаллических включений и водорода в результате адсорбции и флотации при высокой экологической чистоте процесса.

Для получения качественного литья, кроме эффективной рафинирующей обработки металла, зачастую необходимо обеспечить получение модифицированной структуры отливок.

Эффективным средством измельчения зерна в отливках является модифицирование сплавов введением в расплав малых количеств элементов-модификаторов. Классическим модификатором эвтектики в силуминах является натрий, однако применение натрия для модифицирования влечет быстрое выгорание натрия, что требует возобновления модифицирования через каждые 30...45 мин.

В связи с этим большое распространение получают другие модификаторы, особенно стронций, который по сравнению с натрием увеличивает длительность модифицирующего эффекта, в том числе и после переплавов. Модифицирование кремниевой эвтектики в силуминах наблюдается уже при содержании стронция в расплаве свыше 0,008 % [4].

Термодинамические расчеты подтверждают протекание реакции диссоциации карбоната стронция:

$$SrCO_3 \rightarrow SrO+CO_2; K_p = p_{CO_2}.$$

При разложении $SrCO_3$ в расплаве на основе алюминия парциальным давлением CO_2 в жидком металле можно пренебречь, таким образом, реакция диссоциации карбоната стронция будет непрерывно протекать в сторону образования SrO.

Образующийся оксид стронция вступит в реакции с алюминием и кремнием — основными компонентами расплава:

3SrO+2Al \rightarrow Al₂O₃ + 3Sr; $\Delta G = -523000 - 377, 1T$;

2SrO+Si \rightarrow SiO₂ +2Sr; $\Delta G = -152700 - 207,44T$.

Для реакций взаимодействия оксида стронция с алюминием и кремнием изменение энергии Гиббса при 1000 К составляет —900,100 и —360,140 кДж/моль соответственно, что свидетельствует о протекании указанных реакций в сторону восстановления строн-

ция, который затем переходит в расплав, где является модификатором эвтектического кремния.

Таким образом, изучение влияния на силумины смеси карбонатов кальция и стронция как высокоэффективной экологически безопасной рафинирующе-модифицирующей присадки представляет большой интерес для совершенствования технологий получения качественных отливок из силуминов.

Термодинамические расчеты были выполнены по упрощенному методу с использованием ряда допущений и приближений, поэтому в дальнейшем рафинирующую способность карбонатов оценивали по увеличению плотности образцов, а модифицирующую способность изучали с помощью термоанализа затвердевающих проб и металлографическим методом.

Представляет интерес создание оптимальной карбонатной композиции CaCO₃·SrCO₃, обладающей стабильными рафинирующе-модифицирующими свойствами в сплавах системы Al—Si. Для поиска оптимального соотношения карбонатных порошков было опробовано действие дисперсных карбонатных композиций следующих составов:

состав № 1: 95 % $CaCO_3 + 5$ % $SrCO_3$; состав № 2: 90 % $CaCO_3 + 10$ % $SrCO_3$; состав № 3: 85 % $CaCO_3 + 15$ % $SrCO_3$; состав № 4: 80 % $CaCO_3 + 20$ % $SrCO_3$; состав № 5: 60 % CaCO₃ + 40 % SrCO₃.

Средний размер частиц карбонатов после измельчения составил 40 мкм. Эффективность смесей изучали на сплаве АК12оч. Обработку расплава проводили в тигельной печи сопротивления при температуре металла 740 °С. Емкость тигля составляла 250 кг по Аl. Предварительно просушенные в течение 4 ч при температуре 250 °С навески составов, завернутые в алюминиевую фольгу, вводили в донную часть расплава с помощью окрашенного стального погружного колокольчика.

При вводе препаратов в жидкий металл наблюдался активный барботаж, время которого составляло от 1,5 до 2,5 мин. После окончания бурления расплава осуществляли изотермическую выдержку при 740 °C в течение 15 мин для всплывания в шлаковую фазу продуктов рафинирующей обработки. Затем заливали образцы для определения плотности, предела прочности на разрыв, относительного удлинения, металлографии. По термограммам затвердевания образцов определяли величину переохлаждения силумина при кристаллизации.

Результаты оценки плотности образцов сплава, обработанного карбонатными смесями и отлитого в сухую песчаную форму, приведены на рис. 1, *а*



Рис. 1. Влияние количества карбонатных смесей различных составов на плотность (*a*), переохлаждение (б), предел прочности (*в*) и относительное удлинение (г) сплава AK12оч

Как видно из рис. 1, *а*, максимальное повышение плотности образцов наблюдается в результате обработки расплава карбонатными смесями составов № 1 и 2. Для всех составов смесей легко определить их оптимальное количество, превышение которого приводит к уменьшению плотности образцов, что, вероятно, связано с увеличением содержания в расплаве стронция. Оптимальное количество карбонатной смеси составов № 1 и 2 составляет 0,05 % от массы расплава.

Результаты термоанализа сплава, обработанного различными составами карбонатных смесей и залитого в сухую песчаную форму, приведены на рис. 1, *б*.

Термоанализ выявил смещение температуры кристаллизации эвтектики в область более низких температур при постоянной скорости охлаждения. Так, при вводе карбонатной смеси состава № 1 в количестве 0,5 % достигается полное переохлаждение 6,3 °C. Структура сплава получается при этом частично модифицированной. Обработка сплава композицией состава № 2 в количестве 0,5 % обеспечила полное переохлаждение 7,5 °C и образование полностью модифицированной структуры, что подтвердили результаты металлографического анализа.

Для оценки эффективности влияния карбонатных смесей на механические свойства сплава были исследованы зависимости прочностных и пластических характеристик от состава и количества вводимой карбонатной смеси. Результаты приведены на рис. 1, *в* и *г*.

Как видно из рис. 1, *в*, *г*, все исследованные карбонатные смеси способствуют повышению прочности и пластичности сплава. В результате обработки расплава составом № 2 в количестве 0,5 % от массы расплава предел прочности на растяжение увеличивается от 170 до 228 МПа, а относительное удлинение — от 4 до 9,4 %, что характерно для сплавов подобного состава с хорошо модифицированной структурой.

Таким образом, установлено, что максимальное повышение прочностных, пластических свойств образцов и их плотности происходит при обработке расплава карбонатной смесью состава № 2 при расходных характеристиках 0,05 % от массы расплава в качестве дегазирующе-рафинирующей присадки и 0,5 % от массы обрабатываемого расплава в качестве рафинирующе-модифицирующей присадки. Отметим, что в случае постоянного использования разработанной смеси в качестве рафинирующе-модифицирующего препарата в условиях какого-либо предприятия, ее расход в связи с низкими значениями угара стронция будет снижен, что связано с остаточным содержанием стронция в возврате.

На основании проведенных исследований в качестве основы разрабатываемого рафинирующемодифицирующего препарата приняли смесь 90 % CaCO₃ + 10 % SrCO₃.

Карбонатная дегазирующая смесь прошла успешное испытание в промышленных условиях на Старооскольском заводе автотракторного электрооборудования на отливке "корпус подшипника", изготовляемой из сплава АК12М2. Указанной смесью, расфасованной в пакеты по 200 г, заменили таблетки "Дегазал Т 200" производства фирмы Schafer (Германия). В количестве 0,05 % от массы жидкого металла смесь, как и таблетки, вводили в расплав с помощью колокольчика. В результате в отливках отсутствовала газовая пористость; механические свойства сплава соответствовали требованиям чертежа.

Заключение. Показана возможность создания дегазирующих смесей с модифицирующим эффектом на основе карбонатов кальция и стронция. Оптимизирован состав дегазирующей смеси на основе карбонатов. Эффективность новой смеси подтверждена промышленными испытаниями.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Влияние дегазации алюминиевых сплавов газовой смесью азота и фреона на качество отливок / С. Томович, М. Томович, З. Арчинович, З. Гулишие // Литейное производство. 1994. № 7. С. 12–13.

2. Condon J.B., Schober T. Hydrogen bubbles in metals // Nucl. Mater. 1993. 207. P. 1–24.

3. Петров С.М., Петрова С.Г. Флюсы для алюминиевых сплавов // Современные литейные материалы и технологии получения отливок: тез. докл. науч.-техн. конф. Л.: Знание, 1991. С. 54–55.

4. **Модифицирование** силуминов стронцием / под ред. К.В. Горева. Мн.: Наука и техника, 1985. 143 с.

Наталья Владимировна Чайкина, инженер-исследователь; Владимир Андреевич Чайкин, канд. техн. наук, sro_ral@mail.ru; Сергей Петрович Задруцкий, канд. техн. наук; Болеслав Мечиславович Немененок, д-р техн. наук;

Владимир Александрович Розум, канд. техн. наук



В.В. Андреев (ОАО НПО "ЦНИИТМАШ", г. Москва)

Применение графитизирующих модификаторов нового поколения для повышения качества чугунных отливок

Проведен анализ состояния производства и применения графитизирующих быстроохлажденных модификаторов нового поколения. Показаны преимущества отечественных барийсодержащих кремнистых модификаторов для повышения качества чугунных отливок, в том числе для крупнотоннажных и толстостенных деталей.

Ключевые слова: модификатор; чугун; свойства; структура; графит пластинчатый; графит вермикулярный; графит шаровидный; отливка.

The analysis of the production and application of new generation graphitizing quick-cooled inoculants is performed. The advantages of domestic barium-containing siliceous inoculants for improvement of pig iron castings quality, including large-tonnage and thick-walled parts are shown.

Keywords: inoculant; pig iron; properties; structure; flake graphite; vermicular graphite; globular graphite; casting.

Для повышения качества и конкурентоспособности выпускаемой металлопродукции широкое применение находят внепечные технологии десульфурации и раскисления, модифицирования и микролегирования железоуглеродистых расплавов путем введения комплексных присадок, которые даже в небольших количествах оказывают влияние на формирование структуры металла при кристаллизации и, соответственно, на прочностные и эксплуатационные характеристики получаемых изделий. Сдерживающими факторами для реализации этого перспективного направления в металлургии и литейном производстве являются сложные и морально устаревшие технологии изготовления модификаторов в ферросплавных производствах и относительно высокие цены на эту продукцию.

Единую концепцию, объединяющую усилия производителей и потребителей модифицирующих присадок, можно сформулировать так: "разрабатываемые новые технические решения должны обеспечить экологическую безопасность, ресурсосбережение и высокие технико-экономические показатели как при изготовлении (в ферросплавном производстве), так и при применении (в металлургии и литейном производстве) модификаторов в виде сплавов или механических смесей" [1].

Приведенное выше относится к чугунолитейному производству, в котором без эффективных модификаторов невозможно получить качественные отливки.

Чугуны с пластинчатым графитом марок СЧ25 и СЧ30, особенно при больших скоростях охлаждения, например, в тонкостенных отливках или при литье в металлические формы, необходимо обязательно модифицировать, чтобы исключить отбел кромок отливок или образование цементита в структуре.

Высокопрочным чугунам с шаровидным и вермикулярным графитом после сфероидизирующей обработки также требуется графитизирующее модифицирование, чтобы избежать затвердевания по метастабильной системе и исключить появления в металлической основе структурно-свободного цементита или ледебурита. При этом графитизирующее модифицирование позволяет у всех чугунов не только предотвратить образование в литой структуре включений цементита и улучшить обрабатываемость отливок, но и в результате глубокого и эффективного воздействия на процессы кристаллизации и формирования металлической основы очистить межзеренные границы, улучшить морфологию графитных включений и характер их распределения в металле, измельчить литое зерно, обеспечить выравнивание структуры в различных сечениях разностенных отливок, повысить прочностные и эксплуатационные характеристики металла.

Сущность графитизирующей обработки заключается во введении в жидкий чугун химически активных элементов, создающих условия для выделения графита и образования дополнительных центров его кристаллизации.

Применение графитизирующей обработки позволяет решить следующие задачи:

• предотвратить появление отбела в тонких сечениях отливок;

• обеспечить выравнивание структуры и механические свойства чугуна в различных сечениях разностенных отливок;

• продлить эффект первоначальной сфероидизирующей обработки.

Наиболее распространенным модификатором для чугунов оставался ферросилиций ФС75. При этом стандартный ферросилиций ФС75 различных заводов-по-

ставщиков значительно отличался по своим потребительским свойствам. Сравнительные исследования графитизирующей способности ФС75 показали, что более эффективным является ферросилиций производства Челябинского электрометаллургического комбината (ЧЭМК). Этот факт обусловлен использованием в шихте кварцита, содержащего до 0,8 % ВаО [2].

Однако при изготовлении отливок в условиях широкого использования электроплавки и применения в шихте относительно дешевых передельных (низкокремнистых) чушковых чугунов этот модификатор уже не мог удовлетворить возросшие требования к эффективности процесса модифицирования.

До начала 1990-х гг. на Ключевском заводе ферросплавов в небольших количествах производили алюмобарий (20...30 % Ва, остальное — Al), который практически не применяли в чугунолитейном производстве из-за высокой цены и дефицитности.

Ситуация изменилась после разработки углеродотермической технологии получения силикобария с использованием дешевого природного сырья. Разработанная технология позволила получать из природного сырья сплавы с высоким (до 35 %) содержанием бария и низким содержанием примесей (серы и фосфора).

Сущность нового способа в том, что барий восстанавливается совместно с кремнием в рудовосстановительной печи в условиях непрерывной бесшлаковой плавки. Для реализации этого способа предложена шихта, которая в виде брикетов или окатышей содержит 17...30 % баритового концентрата, 40...53 % кварцевого песка и 25...37 % углеродистого восстановителя.

В сравнении с известными металлотермическими процессами применение новой технологии позволило увеличить степень извлечения бария от 38 до 93 %, снизить стоимость восстановленного бария в сплавах в 10–15 раз, обеспечить безотходное производство и защиту окружающей среды. В результате созданы необходимые экономические предпосылки для широкого применения высокопроцентных кремнистых сплавов с барием в металлургии и литейном производстве.

В современных условиях любой технологический процесс следует оценивать, прежде всего, количеством отходов и токсичностью содержащихся в них веществ. Важным преимуществом новой технологии с использованием углеродосодержащих брикетов является возможность осуществить полностью бесшлаковый процесс выплавки сплава и последующую утилизацию собственных отходов производства (мелких фракций готовой продукции) и на этой основе создать условия для организации замкнутых по материальным потокам технологических процессов и безотходных технологий.

Сравнительный анализ имеющихся на рынке в настоящее время графитизирующих модификаторов и комплексные исследования их эффективности показали определенные преимущества кремнистых барийсодержащих лигатур [3].



Зависимость предела прочности $\sigma_{\rm B}$ чугунов с пластинчатым графитом от количества присадки модификатора ФСБа22: 1 – СЧ25; 2 – СЧ30

Например, введение в жидкий чугун силикобария марки ФС65Ба22 (20...25 % Ва) в количестве всего 0,05 % от массы модифицируемого металла практически полностью подавляет образование карбидов в структуре чугуна. Для повышения изотропности структуры и свойств чугуна в разностенных и особенно в крупнотоннажных отливках достаточна его присадка в количестве 0,10...0,25 %.

Благодаря более глубокому воздействию бария на процесс кристаллизации чугуна, чем только снятие отбела или устранение структурно-свободного цементита, прочностные характеристики металла повышаются на 10...20 % за счет формирования более плотной и мелкозернистой микроструктуры. При получении серого чугуна марок СЧ25 и СЧ30 использование ФС65Ба22 наиболее эффективно (см. рисунок).

В сочетании с микролегированием путем введения комплексной механической смеси, состоящей из силикобария и силикомарганца или силикохрома, можно получать из одного исходного расплава две или три марки чугуна с пластинчатым графитом, что важно, например, при конвейерном одновременном производстве чугунных отливок из разных марок чугуна.

Чугун, модифицированный силикобарием ФС65Ба22, сохраняет модифицирующий эффект в течение 30 мин, что важно при изготовлении медленно затвердевающих крупнотоннажных и толстостенных отливок. При этом живучесть таких кремнистых модификаторов с небольшим (2...4 %) содержанием РЗМ, стронция или циркония составляет всего 5...10 мин.

Теоретический анализ и результаты экспериментальных исследований физико-химических процессов растворения присадок и их взаимодействия с компонентами расплава показали, что на эффективность внепечной обработки наряду с химическим составом решающее влияние оказывают размер и форма частиц, микроструктура, состав и характер распределения фаз в объеме каждой частицы модификатора. На основе результатов исследований закономерностей процессов кристаллизации металлических расплавов при высоких скоростях охлаждения разработана принципиально новая технология получения эффективных быстроохлажденных модификаторов нового поколения [1].

Сущность новой технологии изготовления модификаторов заключается в том, что выплавленный жидкий сплав разливается непрерывно и очень быст-

Марка	Содержание элементов, % (остальное – Fe)					
модификатора	Si	Mn	Ва	Ca	Al	
SiBaR4 [®]	65,075,0	_	3,55,0	До 1,5	До 2,0	
SiBaR4M [®]			3,05,0	1,53,0	_	
SiBaR7®	60,070,0		6,09,0	н 20	П. 2.0	
SiBaR12 [®]			11,014,0	До 2,0	До 2,0	
SiBaR22®	45,060,0		20,025,0	До 3,0	До 3,0	

Модификаторы барийсодержащие графитизирующие

ро кристаллизуется путем "намораживания" тонкого слоя на вращающихся металлических барабанах. В отличие от общепринятых технологий получения модификаторов резко охлажденные расплавы модификаторов затвердевают в виде тонких пластин толщиной 0,7...3 мм с формированием в них микрокристаллической структуры с однородным фазовым составом и равномерным распределением активных элементов.

В таком виде быстроохлажденные модификаторы при необходимости легко измельчаются до более мелких фракций при минимальных энергетических затратах. При этом выход годных фракций модификаторов достигает 90...95 %. Химическая неоднородность в них практически отсутствует, а содержание газов в 2,5–3 раза меньше.

Быстроохлажденные модификаторы, в том числе и для графитизирующей обработки чугуна при получении отливок с шаровидным, вермикулярным и пластинчатым графитом, производит ООО "НПП Технология" (г. Челябинск) в соответствии с ТУ 082-001-72684889–06 (таблица).

В высокопрочных чугунах после обработки магнием в расплаве наряду с шаровидным и вермикулярным графитом образуется широкий спектр неметаллических включений: сульфиды, оксиды, силикаты. Эти включения сами по себе не могут быть центрами кристаллизации графита, так как имеют кубическую или ромбическую кристаллическую решетку, резко отличающуюся от гексагональной кристаллической решетки графита. Однако при последующем графитизирующем модифицировании ферросилицием, содержащим Ва, на поверхности магнийсодержащих включений образуются силикатные фазы типа MeO·SiO₂ и $MeO \cdot Al_2O_3 \cdot 2SiO_2$ с гексагональной решеткой, которые могут служить дополнительными центрами кристаллизации графита. При этом решетка силиката бария BaO·SiO₂ имеет минимальную (1,5 %) величину структурного несоответствия с решеткой графита. Кроме того, силикат бария имеет наибольшую термодинамическую устойчивость. Величина образования силикатов бария из оксидов составляет минус 158,8 кДж/моль.

На основе результатов проведенных исследований разработаны и широко применяются на металлургических производствах современные и экологически безопасные технологии внепечной обработки с ис-

пользованием отечественных быстроохлажденных графитизирующих модификаторов нового поколения для изготовления из высокопрочных и специальных чугунов высококачественных изделий ответственного назначения с высоким уровнем потребительских свойств, в том числе:

 отливок для грузовых и легковых автомобилей взамен литья из ковкого чугуна, позволяющих сократить в 5–6 раз технологический цикл их изготовления и снизить в 2–3 раза энергетические затраты;

сортовых и листовых прокатных валков с отбеленным рабочим слоем массой 2...20 т с повышенной в 1,5–2,0 раза эксплуатационной стойкостью;

 – холодильных плит доменных печей с высокой охлаждающей способностью и сроком службы до 15 лет [4];

 – сталеразливочных изложниц с повышенной в 1,5 раза эксплуатационной стойкостью [5];

 крупнотоннажных и толстостенных отливок массой до 100 т с высокой изотропностью структуры и механических свойств;

 деталей углеразмольного и горнодобывающего оборудования с высокой износостойкостью и хорошей обрабатываемостью резанием.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Рябчиков И.В.** Модификаторы и технологии внепечной обработки железоуглеродистых сплавов. М.: ЭКОМЕТ, 2008. 400 с.

2. Рысс М.А. Производство ферросплавов. М.: Металлургия, 1985. 344 с.

3. Усманов Р.Г., Рябчиков И.В., Андреев В.В., Капустина Л.С. Сравнительные исследования эффективности графитизирующих модификаторов с различным содержанием бария // Литейное производство. 2006. № 4. С. 21–22.

4. Андреев В.В., Коряженов Д.Н., Портнов Л.В., Чичков В.И. Холодильные плиты из чугуна с шаровидным графитом отечественного производства для доменных печей // Металлург. 2008. № 7. С. 42–45.

5. Усманов Р.Г., Канафин М.Н. Производство изложниц из чугуна с графитом вермикулярной формы // Ли-тейщик России. 2004. № 6. С. 4–5.

Валерий Вячеславович Андреев, канд. техн. наук, andreev3916@yandex.ru

А.М. Дриц (Самарский металлургический завод), В.В. Овчинников (Московский государственный индустриальный университет)

Сварка трением с перемешиванием нахлесточных соединений сплава 1460

Изучены особенности структуры и свойства нахлесточных соединений алюминиево-литиевого сплава 1460, полученных сваркой трением с перемешиванием. Отмечено высокое качество швов, отсутствие дефектов и неоднородностей в зоне сварки. Разработана технология сварки нахлесточных соединений сплава 1460 трением с перемешиванием и оптимизированы режимы сварки.

Ключевые слова: сварка трением с перемешиванием; алюминиевые сплавы; алюминиево-литиевый сплав 1460; сварочный инструмент; нахлесточное соединение; структура сварных соединений; свойства швов.

The special features of structure and properties of the lap joints of aluminum lithium alloy 1460 obtained by friction welding with the mixing are studied. The high quality of seams, the absence of defects and heterogeneities in the welding zone is noted. The welding technique of the lap joints from alloy 1460 by friction with the mixing is developed and welding conditions are optimized.

Keywords: friction welding with the mixing; aluminum alloys; aluminum lithium alloy 1460; welding tool; lap joint; structure of welded joints; property of seams.

Введение. Процесс сварки трением с перемешиванием (СТП), разработанный в 1991 г. в Британском институте сварки [1], позволяет выполнять стыковые, угловые и нахлесточные соединения листовых заготовок.

Сущность процесса СТП заключается в следующем (рис. 1). Для сварки применяют инструмент в форме стержня, состоящий из двух основных частей: заплечика или бурта (утолщения) и наконечника (выступающая часть). Размеры этих конструктивных элементов выбирают в зависимости от толщины и свойств материала свариваемых деталей. Длину наконечника устанавливают, приблизительно равной толщине деталей, подлежащих сварке. Диаметр заплечика может изменяться от 1,2 до 25 мм. Вращающийся с высокой скоростью инструмент в месте сварки вводится в соприкосновение с поверхностью заготовок таким образом, чтобы наконечник внедрился в заготовки на глубину, примерно равную их толщине, а заплечик коснулся их поверхности. После этого инструмент перемещается по линии соединения со скоростью сварки.

В результате трения происходят нагрев металла вплоть до пластичного состояния, перемешивание его вращающимся инструментом и вытеснение в освобождающееся пространство позади движущегося по линии сварки инструмента. В связи с асимметрией структуры швов в поперечном сечении сварных соединений, полученных СТП, принято различать сторону набегания, где направление вращения инструмента совпадает с направление вращения инструмента совпадает с направлением сварки, и противоположную сторону – отхода. Технологию СТП наиболее широко применяют для сварки алюминиевых сплавов.

Основными параметрами процесса СТП являются: скорость сварки, частота вращения инструмента, си-

лы прижатия и перемещения инструмента, угол наклона инструмента, его размеры.

Этот способ сварки применяют для соединения алюминиевых сплавов в судостроении, железнодорожном транспорте, автомобилестроении и строительстве [2–4].

СТП позволяет получать нахлесточные соединения алюминиевых листов толщиной от 0,2 мм [5]. В основном это сплавы типа АМг6 и АВ. Поэтому *целью данной работы* является исследование особенностей СТП нахлесточных соединений алюминиево-литиевого сплава 1460 системы Al–Cu–Li, который был рекомендован для изготовления сварных баковых отсеков ракетных комплексов.



Рис. 1. Схема процесса СТП: 1 — свариваемые заготовки; 2 — заплечик; 3 — штырь со специальным профилем; 4 — шов

Номер режима	Скорость перемещения инструмента, мм/мин	Скорость вращения шпинделя, мм/мин	$i = n/v_{\rm cB}$
1		500	6,25
2	80	710	8,87
3		1000	12,5
4		1400	17,5

1. Параметры режимов сварки нахлесточных соединений сплава 1460

Методика проведения исследований. Эксперименты по сварке проводили с использованием пластин из сплава 1460 толщиной 3 мм размером 100×300 мм в ис-кусственно состаренном состоянии. Механические свойства листов: предел прочности $\sigma_{\rm B} = 550...560$ МПа; предел текучести $\sigma_{0,2} = 460...470$ МПа; относительное удлинение $\delta = 7...7,5$ %.

Сварку выполняли на специально оборудованном фрезерном станке с мощностью привода 8 кВт. Свариваемые листы фиксировали в специальном приспособлении с формирующей канавкой для выхода проплава со стороны нижнего листа.

Процесс СТП нахлесточных соединений сплава 1460 на первом этапе исследований осуществляли при постоянной скорости перемещения инструмента 80 мм/мин и скорости вращения шпинделя (табл. 1). Рабочий инструмент, изготовленный из стали P18,

имел диаметр заплечика 16 мм при диаметре штыря 4 мм. Штырь имеет длину 5 мм со спиралевидной нарезкой в виде резьбы с глубиной 0,3...0,4 мм. Угол наклона инструмента к поверхности свариваемых заготовок составлял 2...3°. Инструмент вводился сверху, перпендикулярно оси шва путем его заглубления в образец с силой 600...900 Н в течение 30...45 с.

В зависимости от результатов анализа макроструктуры соединения и его механических свойств выбирали оптимальный режим сварки, который характеризовали параметром *i*

$i = n/v_{\rm cb}$,

где n – частота вращения инструмента, об/мин; v_{cB} – скорость сварки, мм/мин.

Физический смысл данного коэффициента заключается в числе оборотов, которые совершает инструмент при перемешивании металла в зоне формирования шва на 1 мм его перемещения вдоль шва.

На втором этапе исследований сохраняли соотношение *i*, соответствующее оптимальному режиму сварки, определенному на первом этапе, но при этом варьировали значениями скорости сварки и скорости вращения инструмен-

та. При этом также исследовали макроструктуру и прочность сварных соединений.

Прочность сварных соединений определяли на образцах шириной 10 мм по ГОСТ 6996—66. Испытания проводили на машине "Инстрон" с нагрузкой 20 кН.

Микроструктуру сварных соединений исследовали с помощью оптического микроскопа "Микро 200". Для исследования характера излома и содержания легирующих элементов и фаз в сварном шве применяли электронный сканирующий микроскоп "Evo-50" фирмы Carl Zeiss, оснащенный микроанализатором.

Распределение твердости в зоне сварного соединения изучали с помощью прибора "ТШ-2М" с нагрузкой 1875 Н путем измерения диаметра отпечатка от вдавливания шарика диаметром 2,5 мм.

Плотность металла шва оценивали рентгенографией на аппарате РАП-150/300 с использованием пленки AGFA D5 NIF размером 50×75 мм. Эталон чувствительности – 2.1(6). Режимы: фокусное расстояние 750 мм; напряжение 40 кВ; ток 9 мА; время 4 мин.

Полученные результаты и их обсуждение. Внешний вид полученного сварного соединения представлен на рис. 2, из которого видно, что лицевая поверхность шва гладкая со следами от заплечика. С обратной стороны соединения наблюдается формирование выступа по всей длине шва, размеры которого определяются глубиной и шириной канавки. Образование выступа связано с выдавливанием металла в пластичном состоянии под действием инструмента в канавку.

Результаты механических испытаний нахлесточных соединений на срез показали, что прочность





Рис. 2. Внешний вид нахлесточного соединения СТП сплава 1460 с лицевой (*a*) и обратной (*б*) стороны

chinaba 1400 b Sabhennioeth of perkinna etti				
Номер режима	$i = n/v_{\rm cb}$	Прочность на срез сварного соединения о _в , МПа		
1	6,25	$\frac{350400^*}{376}$		
2	8,87	$\frac{420475}{443}$		
3	12,5	$\frac{420460}{450}$		
4	17,5	$\frac{450550}{512}$		
[*] В числителе приведены минимальное и максималь- ное значения, а в знаменателе – среднее значение.				

2.	Прочность	на	срез	нахлесточных	х сварных	соединений
	сплава	146	бО в З	зависимости о	т режима	СТП

сварного соединения существенно зависит от режима сварки и, в частности, от параметра *i* (табл. 2). С увеличением *i* от 6,25 до 17,5 прочность соединения повышается соответственно от 376 до 512 МПа. В диапазоне значений *i* = 8,87...12,5 прочность сварного соединения достаточно стабильна и составляет 443... 450 МПа.

Разрушение сварных соединений при прочностных испытаниях независимо от режима сварки происходило по зоне термомеханического влияния (рис. 3) с набегающей стороны (по отношению к вращению инструмента).

Исследование изломов образцов сварных соединений после испытаний на прочность показало, что наблюдается ямочный характер разрушения, который свидетельствует о вязком разрушении сварного соединения. В отличие от деформированного основного металла в изломе металла сварного соединения отсутствуют участки, характерные для разрушения деформированного металла по плоскостям скольжения. Это свидетельствует о возможной изотропности свойств металла сварного соединения.



Рис. 3. Образцы соединений СТП сплава 1460 после испытания на прочность

На поверхности излома после сварки по режиму № 1 (i = 6,25) наблюдается слоистость в виде участков с непроваром, рыхлотой (микронесплошности усадочного происхождения, имеющие строение в виде хаотично расположенных ячеек овальной формы) и межзеренным изломом (рис. 4, a). Наличие участков с непроваром свидетельствует о недостаточном перемешивании при образовании сварного шва, появление рыхлоты межзеренного излома может быть связано с перегревом.

Использование при сварке режимов № 2 и 3 (i = 8,87...12,5) характеризуется наличием в изломе участков с межзеренным разрушением (рис. 4, δ), связанных с выделением большого количества интерметаллидных частиц по границам зерен.

При увеличении значения *i* до 17,5 (режим № 4) в изломе наблюдается появление рыхлоты усадочного происхождения, что, вероятно, связано с перегревом металла в зоне формирования шва (рис. 4, e).

Макроструктура соединений в зависимости от режима сварки приведена на рис. 5. Металлографический анализ показал, что в поперечном сечении шва, выполненном по режиму № 1, в зоне ядра присутству-



Рис. 4. Строение излома после испытания на растяжение:

а – непровар, ×500; *б* – отсутствие непровара и межзеренное разрушение, ×500; *в* – рыхлота в соединении, ×1000



Рис. 5. Макроструктура нахлесточного сварного соединения сплава 1460, выполненного СТП (×12): $a - i = 6,25; \ 6 - i = 8,9; \ 8 - i = 12,5; \ e - i = 17,5$

ет несплавление между слоями в процессе перемешивания (рис. 5, *a*).

При увеличении частоты вращения инструмента и соответствующего возрастания параметра *i* (режимы $\mathbb{N} \ 2$ и 3) наблюдается устранение границы раздела в ядре шва между верхним и нижним листом (рис. 5, *б* и *в*). При *i* = 17,5 (режим $\mathbb{N} \ 4$) форма шва приближается по очертаниям к форме при дуговых способах сварки (рис. 5, *г*). При этом на граничных участках шва отмечаются рыхлоты усадочного характера вследствие перегрева и подплавления металла.

Структура металла шва однородная, мелкозернистая (средний размер зерна 5...7 мкм) отличается от структуры основного металла (средний размер зерна 50...60 мкм). При этом в зоне ядра по данным микрорентгеноспектрального анализа химический состав сплава не изменяется. С разных сторон шва наблюдается различие в ширине переходной зоны. Минимальная ширина переходной зоны расположена на стороне с одинаковым направлением векторов скоростей вращения инструмента и сварки [6].



Рис. 6. Распределение твердости в сварном соединении СТП сплава 1460:

1 - с лицевой стороны; 2 - со стороны проплава

Изменение твердости в зависимости от расстояния от центра шва в его поперечном сечении приведено на рис. 6. Твердость металла зоны перемешивания выше на 10...15 HRB, чем у основного металла. Максимумы твердости наблюдаются в шве с лицевой и обратной сторон с постепенным снижением к околошовной зоне и повышением к основному металлу. Максимальная твердость на лицевой стороне выше, чем на обратной стороне. Максимальное снижение твердости в околошовной зоне в сравнении с основным металлом составляет 50...55 %. Такой характер изменения твердости сварного соединения, по-видимому, объясняется тепловыделением в процессе СТП и локальным отжигом металла.

Таким образом, для сварки нахлесточных соединений сплава 1460 необходимо снизить значение параметра *i*. Для этого при постоянной частоте вращения инструмента 1400 об/мин увеличивали скорость сварки.

По данным экспериментов получили, что наиболее высокие значения прочности сварного соединения достигаются при i = 15, 2...15, 9. При сварке на этих режимах прочность сварного соединения составила 522...535 МПа (0,92...0,95 от прочности основного металла). Металлографический анализ показал, что в металле сварного соединения отсутствуют участки оплавления и усадочной рыхлоты, что свидетельствует о том, что соединение формируется полностью в твердой фазе.

Для сравнения исследовали прочность нахлесточных сварных соединений сплава 1460, выполненных шовной роликовой сваркой. Получили, что прочность таких соединений не превышает 280...295 МПа, т.е. 0,50...0,55 от прочности основного металла. Разрушение соединений происходило по литому металлу сварного шва.

Для оптимизации режимов СТП при *i* = 15,2...15,9 изменяли скорость сварки в интервале 60... 130 мм/мин. Полученные результаты испытаний показали, что с увеличением скорости сварки наблюдается повышение прочности сварного соединения (рис. 7). При скорости сварки 120 мм/мин и более прочность сварного соединения стабилизируется.

Исследовали также влияние параметров режима СТП на распределение максимальных температур в свариваемом образце. Температуру нагрева образца в процессе СТП измеряли с помощью хромель-алюмелевых термопар, которые были зафиксированы в образце со стороны нижнего листа нахлесточного соединения на расстоянии 8 мм (половина диаметра заплечика) и 50 мм от оси шва. Температуру нагрева регистрировали по сигналу, поступающему на осциллограф с функцией запоминания изображения на его экране. В исследованиях на первом этапе использовали режимы сварки, приведенные в табл. 2, а на втором этапе режимы с i = 15, 2...15, 9 и скоростях сварки 60, 80, 100 и 120 мм/мин.

Анализ результатов замеров температур нагрева образцов на первом этапе исследований показал, что с



Рис. 7. Зависимость прочности нахлесточного соединения сплава 1460 от скорости сварки при *i* = 15,5



Рис. 8. Влияние частоты вращения инструмента (*a*) (скорость сварки 80 мм/мин) и скорости сварки (δ) при *i* = 15,5 на максимальную температуру нагрева на расстоянии 8 (1) и 50 (2) мм от оси шва

увеличением частоты вращения инструмента при постоянной скорости сварки возрастает температура нагрева образца как вблизи зоны формирования соединения, так и на расстоянии 50 мм от оси шва (рис. 8, *a*). При использовании режима № 4 в зоне формирования соединения создаются предпосылки для возникновения жидкой фазы в соединении, что и было отмечено металлографически (см. рис. 4, *в*).

При использовании режимов с i = 15,2...15,9 во всем исследованном диапазоне скоростей сварки наблюдается постоянство температуры нагрева в зоне формирования соединения (рис. 8, δ). В то же время температура нагрева образца на расстоянии 50 мм от оси шва заметно снижается от 80 до 45 °C. Это свидетельствует об общем изменении тепловложения в свариваемый материал.

Поэтому правомерно условное разделение режимов СТП на "горячие", когда наблюдается интенсивный ра-

зогрев не только в зоне формирования соединения, но и свариваемого образца в целом (до 100 °C), а также "холодные" — когда разогрев свариваемого образца ограничивается зоной, составляющей примерно 2...2,5 диаметра заплечика инструмента.

Термическая обработка сварных соединений, включающая в себя искусственное старение, позволила повысить прочность соединений до 545...560 МПа, что составляет 0,97...1 от прочности основного металла. Искусственное старение эффективно влияет только на увеличение прочности соединений, в структуре которых отсутствуют внутренние дефекты в виде усадочных рыхлот и несплавлений. Прочность соединений с наличием внутренних дефектов в результате искусственного старения после СТП повышается до значений 0,72...0,75 от прочности основного металла.

Выводы

1. При СТП нахлесточных соединений сплава 1460 формирование соединения и его свойства в значительной степени определяются параметрами режима и, в частности, соотношением (*i*) частоты вращения инструмента и скорости сварки.

2. Максимальная прочность нахлесточных сварных соединений сплава 1460 достигается при i == 15,2...15,9 и составляет 0,90...0,95 от прочности основного металла.

3. СТП нахлесточных соединений сплава 1460 при *i* более 16,5...17,0 со-

провождается появлением на граничных участках шва рыхлоты усадочного характера вследствие перегрева и подплавления металла. СТП исследуемого сплава с *i* менее 8 приводит к появлению в соединении участков несплавления, что вызвано недостаточным нагревом и перемешиванием металла.

4. Термическая обработка после СТП, включающая в себя искусственное старение сварного соединения, способствует повышению прочности до 0,99...1,0 от прочности основного металла. Однако это повышение наблюдается только для швов, в которых отсутствуют несплавления и участки с усадочной рыхлотой.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Pat. 5460317 US.** Friction stir butt welding / W.M. Thomas, E.D. Nicholas, J.C. Needham et al. Publ. 1995.

2. Эрикссон Л.Г., Ларссон Р. Ротационная сварка трением – научные исследования и новые области при-

менения // Технология машиностроения. 2003. № 6. С. 81–84.

3. Ищенко А.Я., Подъельников С.В., Покляцкий А.Г. Сварка трением с перемешиванием алюминиевых сплавов (обзор) // Автоматическая сварка. 2007. № 11. С. 32–38.

4. Johnstn M.R. Friction stir welding takes off at Boeing // Welding Journal. 1999. Feb. P. 35–39.

5. Teh N.J. Pushing the boundaries - friction stir goes deeper than before // TWI Connect. 2006. Jan./Feb. P. 1.

6. Дриц А.М., Овчинников В.В. Результаты исследований свариваемости высокопрочных сплавов системы Al–Cu–Li–Mg, легированных серебром, скандием и цирконием // Технология легких сплавов. 2011. № 1. С. 29–38.

Александр Михайлович Дриц, канд. техн. наук; Виктор Васильевич Овчинников, д-р техн. наук, vikov1956@mail.ru



Е.Н. Сосенушкин



ПРОГРЕССИВНЫЕ ПРОЦЕССЫ Объемной штамповки

2011 г. 480 с. ISBN 978-5-94275-596-6

Освещены концепции проектирования технологических процессов холодной и полугорячей объемной штамповки, системы представления и обработки знаний о деталях, автоматизации решений системных задач проектирования технологии, системного проектирования штамповой оснастки для формоизменяющих операций.

Для разных термомеханических условий и прочих факторов проанализирован ряд физических моделей выхода из строя рабочих деталей штампов, и на основе их математических аналогов построена система прогнозирования стойкости и выбора штамповых материалов.

Для специалистов и инженерно-технических работников, занимающихся разработкой и промышленным внедрением прогрессивных технологий, систем их проектирования и экспертной оценки. Монография будет полезна для аспирантов и студентов машиностроительных вузов.

Приобрести книгу в издательстве можно, прислав заявку:

по почте: 107076, г. Москва, Стромынский пер., 4; по факсу: (499) 269-48-97; по e-mail: realiz@mashin.ru Дополнительная информация по телефонам: (499) 269-52-98, 269-66-00 и на сайте WWW.MASHIN.RU

КУЗНЕЧНО-ШТАМПОВОЧНОЕ

ПРОИЗВОДСТВО



УДК 621.7

Е.В. Воронежский (ОАО НПО "Энергомаш им. ак. В.П. Глушко", г. Химки), **С.А. Евсюков, А.И. Алимов** (Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана)

Влияние термомеханической обработки на свойства титановых штамповок

Рассмотрено формирование микроструктуры в титановом сплаве ВТ3-1 в зависимости от температурно-скоростных режимов деформирования. Показано, что характер структуры титановых сплавов формируется в процессе деформации и не поддается исправлению последующей термической обработкой.

Ключевые слова: микроструктура; титановый сплав; механические свойства; термообработка; степень деформации; скорость деформации; температура.

Formation of the microstructure in titanium alloy VT3-1 subjected to plastic deformation depending on the strain rate conditions is considered. It is shown that the nature of the structure of titanium alloys is formed during deformation and can not be corrected by heat treatment.

Keywords: microstructure; titanium alloy; mechanical properties; heat treatment; strain degree; strain rate; temperature.

Развитие многих отраслей народного хозяйства, особенно ракетно-космической, авиационной, химической и других, связано с применением труднодеформируемых высокопрочных сталей и сплавов. Особый практический интерес представляет титан, который широко применяют и в технике, и в медицине [1]. К некоторым изделиям современных машин из титановых сплавов (например, BT3-1), работающих в условиях высоких напряжений, температур, динамических и вибрационных нагрузок предъявляют повышенные требования по механическим свойствам.

Технологические процессы обработки металлов давлением и термообработки при назначении рациональных термомеханических режимов позволяют повысить прочностные свойства этого материала. Однако при этом не всегда удается получить требуемые пластические характеристики при сохранении или незначительном снижении прочностных характеристик, предусмотренных стандартами.

Титановый сплав ВТ3-1 относится к группе сплавов с α + β-структурой (по классификации ВИАМ). Температура полиморфного превращения α + β → β составляет 950...980 °С (по инструкции № 685-76). Типовой нагрев под штамповку производственных заготовок осуществляется до температуры 950...980 °С. Режим упрочняющей термической обработки сплава ВТ3-1 приведен в табл. 1.

На основе работы [2] проведено исследование, посвященное получению пластическим деформированием различных структур и выявлению их влияния на комплекс основных свойств титанового сплава BT3-1.

Исследования проводили на двух видах штампованных поковок типа "корпус". Поковки штамповали плашмя на паровоздушном штамповочном молоте с массой падающих частей 3,15 т. После штамповки поковки подвергали упрочняющей термической обработке и изотермическому отжигу. Образцы для испытаний на механические свойства вырезали из тела поковок в осевом направлении (по направлению оси цилиндрической заготовки).

При испытании поковок "корпус I" после штамповки и стандартной упрочняющей термической обработки (см. табл. 1) получили свойства, приведенные в табл. 2.

При имеющемся запасе прочности и резком снижении пластичности в соответствии с рекомендациями [2] принято решение для повышения пластично-

1. Режим	упрочняющей	термической	обработки
	сплава	BT3-1	

Операция термической обработки	Температура, °С	Выдержка, мин	Среда охлаждения
Закалка	880 ± 20	45 ± 15	Вода
Старение	600 ± 20	4 ч ± 15	Воздух

Номер образца	σ _в , МПа	δ, %	ψ, %	<i>КС</i> U, кДж/м ²
1	1318	1,6	1,5	200
2	1382	2,0	10,0	300
Свойства по ОСТ 92-0966–75	12001300	7,0	20,0	250

2. Механические свойства поковок "корпус І" после штамповки и термической обработки

3. Механические свойства поковок "корпус І" после дополнительного старения

Номер образца	σ _в , МПа	δ, %	ψ, %	<i>КС</i> U, кДж/м ²
1	1125	14,8	37,2	300
2	1137	6,8	9,5	350

сти провести дополнительное старение при (680 ± ± 20) °С с выдержкой для прогрева по сечению.

После проведенного старения пластические свойства резко повысились, в то же время предел прочности снизился ниже допустимых значений (менее 1200 МПа). Полученные результаты испытаний после дополнительного старения представлены в табл. 3.

На образцах после дополнительного старения проведено сравнительное исследование вида изломов, а также макро- и микроструктуры (рис. 1). Дефектов металлургического характера в изломах не обнаружено.

В образце № 1 с высокими значениями пластичности излом вязкий (см. рис. 1, *a*), макроструктура матовая, без видимого зерна (см. рис. 1, б), что соответствует второму баллу по шкале макроструктур [3]. Материал этого образца имеет в основном равноосную $\alpha + \beta$ -структуру, представляющую собой равномерно распределенную смесь, состоящую из первичной α-фазы (светлые участки) и смеси α- и β-фаз (темные участки) - первый тип структур согласно классификации [1] (см. рис. 1, в, г).

Образец № 2 с пониженным значением сужения поперечного сечения имеет матовый крупнокристаллический излом (см. рис. 1, д). Макроструктура рекристаллизованная, с ярко выраженным зерном (см. рис. 1, e), что соответствует восьмому баллу по шкале макроструктур [3]. Микроструктура образца № 2 (см. рис. 1, ж, з) имеет укрупненные зерна первичной β-фазы с грубоигольчатым строением α'-фазы внутри зерен и резко выраженными границами зерен третий тип структуры согласно классификации [1].

Для исключения влияния случайных факторов (например, особенности плавки) провели исследования свойств и структуры поковки "корпус II". Результаты испытаний приведены в табл. 4 и на рис. 2.

Как следует из представленных результатов исследования поковки "корпус II", свойства аналогичны свойствам поковки "корпус І" – запас по пределу прочности и снижение пластичности.



Рис. 1. Материал образца № 1 (а – г, поковка "корпус I") и № 2 (д – з, поковка "корпус II"): a, $\partial - \times 12$; δ , $e - \times 6$; e, $\mathcal{M} - \times 200$; e, $3 - \times 500$

0)

4. Механические свойства поковок "корпус II"

Номер образца	σ _в , МПа	δ, %	ψ, %	<i>КС</i> , кДж/м ²			
После штамповки и термической обработки (закалка + старение)							
1	1315	4,4	12,6	210			
2	1362	4,0	8,7	300			
После штамповки, термической обработки							
и дополнительного старения							
1	1098	8,0	25,4	330			
2	1166	6.8	15.7	310			

Излом на обоих образцах крупнокристаллический, микроструктура крупнозернистая с грубоигольчатым строением (см. рис. 2).

Таким образом, можно сделать вывод, что наличие крупнозернистой структуры с грубоигольчатым внутризеренным строением и α-фазой в виде оторочки по границам оказывает сильное влияние на пластичность материала после упрочняющей термической обработки (закалка и старение).

Таким образом, формирование необходимого микроструктурного состояния заготовки (поковки) из титанового сплава в процессе деформации позволяет гарантированно получать требуемые механические свойства (прежде всего относительное сужение и относительное удлинение). В связи с этим еще на стадии разработки технологии штамповки необходимо гарантированно прогнозировать получение той или иной структуры материала.

Отметим, что исследуемые поковки изготовляли на штамповочном молоте с массой падающих частей 3,15 т, однако корпусные изделия схожей конфигурации, но меньшей массы, изготовляемые на КГШП, в большинстве своем удовлетворяют свойствам, требуемым по ОСТ 92-0966–75.

Исходя из этого необходимо установить влияние скоростных режимов деформирования на формирование микроструктуры сплава ВТЗ-1. Для решения поставленной задачи было проведено исследование, позволившее смоделировать процесс штамповки на мо-



Рис. 2. Микроструктура образца № 2 (поковка "корпус II") после штамповки, термической обработки (закалка + старение) (*a*) и дополнительного старения (*б*). ×500



Рис. 3. Микроструктура образцов из сплава ВТ3-1: *a*, *δ* – скорость деформирования 7 и 0,7 м/с соответственно; температура осадки 950 °C; степень деформации 68 %

лоте (масса падающих частей 3,15 т, скорость деформирования 7 м/с) и КГШП силой 25 МН (скорость деформирования 0,7 м/с). Рекомендуемый интервал температуры штамповки для сплава ВТЗ-1 составляет 850...980 °С, однако для получения высоких механических свойств верхний предел нагрева заготовки под штамповку при степени деформации 50...80 % по рекомендациям [3, 4] не должен превышать 960 °С.

Формирование микроструктуры сплава в процессе деформации в зависимости от скорости деформирования изучали на цилиндрических образцах, осаженных на плоских бойках. Деформацию образцов осуществляли при температуре 950 °С [2] и степени деформации 68 %. Скорость деформирования составляла 7 и 0,7 м/с. Температуру штамповки измеряли потенциометром ПП-63 по зачеканенной термопаре ТХА. Микроструктуры исследованных образцов приведены на рис. 3.

Установлено, что при штамповке с меньшей скоростью (0,7 м/с) материал имеет ярко выраженную мелкозернистую структуру (второго и третьего типа). Образец, осаженный при скорости 7 м/с, обладает мелкозернистой структурой четвертого типа. Получение оптимального сочетания прочности и пластичности для сплава BT3-1 возможно, если структура перед упрочняющей термической обработкой (закалка и старение) будет равноосной (1–3 типа по шкале [3]).

Для оценки характера влияния скоростных режимов деформирования на формирование микроструктуры сплава BT3-1 данные результаты были дополнены исследованием микроструктуры образцов, осаженных при температурах 930 и 960 °С и степенях деформации 64 и 72 % (рис. 2). Скорость деформирования составляла 7 и 0,7 м/с (как и в предыдущем исследовании). Температуру штамповки измеряли потенциометром ПП-63 по зачеканенной термопаре ТХА. Результаты исследования микроструктуры образцов сведены в табл. 5 и приведены на рис. 4.

Полученные результаты подтверждают данные первого исследования и расширяют представление о характере влияния скоростных параметров деформации на формирование микроструктуры поковки из титанового сплава ВТЗ-1. Согласно рис. 4, *а* образец

Номер образца	Рис. 4	Скорость деформирования, м/с	Температура осадки, °С	Степень деформации, %	Тип микроструктуры
1	a	7	0(0	70	7—9 тип
2	б	0,7	960	72	6—7 тип
3	в	7	020		4—5 тип
4	г	0,7	930	64	1-2 тип

5. Типы микроструктуры исследованных образцов



Рис. 4. Микроструктура образцов из сплава ВТЗ-1

имеет 7–9 тип микроструктуры и характеризуется крупным зерном первичной β -фазы и грубоигольчатым строением внутри зерна. Образец № 2 деформировали при той же температуре и степени деформации (см. табл. 5), но с меньшей скоростью деформирования. Образец № 2 (см. рис. 4, δ) в отличие от образца № 1, имеет 6–7 тип микроструктуры и характеризуется игольчатым строением корзиночного плетения.

Деформацию образцов № 3 (см. рис. 4, *в*) и № 4 (см. рис. 4, *г*) проводили со степенью деформации 64 % и при температуре 930 °С, но с разными скоростями деформирования (см. табл. 5). Образец № 3 имеет 4–5 тип микроструктуры и характеризуется игольчатым строением корзиночного плетения. Микроструктура образца № 4 мелкозернистая, равноосная, 1–2 типа. Как отмечалось выше, наличие такой структуры в по-

ковках перед упрочняющей термообработкой является предпочтительной для получения в деталях оптимального сочетания прочности и пластичности.

В результате исследований сделаны следующие выводы:

1. Характер структуры титановых поковок формируется в процессе деформации и не поддается исправлению термической обработкой. Для получения в поковке оптимального сочета-

ния высокой прочности и пластичности для сплава ВТ3-1 должно быть обеспечено формирование в процессе деформации равноосной (1 типа) или корзиночного плетения (2 типа) микроструктур.

2. На формирование микроструктуры в процессе деформации помимо температуры штамповки и степени деформации значительно влияет скоростной режим деформирования. Деформация с меньшими скоростями при регламентированной температуре штамповки и степени деформации способствует формированию более благоприятной микроструктуры для получения совокупности высоких прочностных и пластических свойств.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Валиев Р.З., Александров И.В. Нанокристаллические материалы, полученные методом РКУ-прессования / Наноструктурные материалы, полученные методом интенсивной пластической деформации. М.: Логос, 2000. 272 с.

2. Металлография титановых сплавов / под ред. Н.Ф. Аношкина и др. М.: Мир: Металлургия, 1980. 464 с.

3. Никольский Л.А., Фиглин С.З., Бойцов В.В. и др. Горячая штамповка и прессование титановых сплавов. М.: Машиностроение, 1975. 285 с.

4. **Братухин А.Г., Иванов Ю.Л., Марьин Б.Н. и др.** Штамповка, сварка, пайка и термообработка титана и его сплавов в авиастроении. М.: Машиностроение, 1997. 600 с.

Евгений Валерьевич Воронежский, инженер-технолог, voronezhskii.evg@mail.ru; Сергей Александрович Евсюков, д-р техн. наук; Артем Игоревич Алимов, аспирант



УДК 621.735

В.П. Лукьянов, И.И. Маткава, В.А. Бойко, В.А. Елхов, Д.В. Доценко, А.Г. Безкоровайнов (ООО НПП "Химнефтеарматура", г. Волгоград)

Силы вдавливания шарового пуансона на внутреннюю поверхность трубной заготовки

Рассмотрены особенности процесса вдавливания шарового пуансона со стороны внутренней поверхности трубной заготовки. Приведена методика расчета силовых параметров.

Ключевые слова: трубная заготовка; сила штамповки; пластическая деформация; холодная деформация.

Special features of pressing spherical punch from the internal side of the surface of tube billet are considered. The method of calculation of the force parameters is presented.

Keywords: pipe billet; power stamping; plastic deformation; cold deformation.

В работе [1] показано, что перспективным способом отбортовки горловины на цилиндрических обечайках или трубных заготовках является предварительное вдавливание шарообразным пуансоном на их внутреннюю поверхность с образованием выпуклого участка определенной высоты h_0 . В этом случае после вырезки соответствующего отверстия на вершине выпуклого участка и последующей отбортовки возможно значительно уменьшить на торцовой поверхности отбортованной горловины неравномерность толщины стенки и обеспечить минимальное утонение стенки.

По данным работы [1] достигается это тем, что при выдавливании шаровым пуансоном выпуклого отростка высотой h_0 некоторая часть объема деформируемого металла трубной заготовки увлекается за счет сил трения на пуансоне из зоны радиуса закругления протяжной матрицы в зону горловины. Кроме того, процесс вдавливания шаровым пуансоном сопровождается интенсивным утонением стенки на вершине выпуклого отростка, следовательно, при последующей вырезке в этой зоне отверстия под отбортовку некоторая часть объема металла остается в зоне горловины.

Перед операцией выдавливания выпуклого участка целесообразно просверливать небольшое отверстие в трубной заготовке (против центра шарообразного пуансона). Процесс образования выпуклого участка протекает в этом случае с более интенсивным утонением стенки на вершине выпуклого отростка, что позволяет оставить несколько больший объем металла в зоне горловины. Наличие этого отверстия в трубной заготовке создает также удобство для фиксирования шарового пуансона в начальный момент процесса штамповки.

Для разработки технологического процесса отбортовки горловины требуется определить деформирующую силу при вдавливании шарового пуансона на внутреннюю поверхность цилиндрической обечайки или трубной заготовки для образования выпуклого участка высотой h_0 . Особенность этого процесса состоит в том, что наблюдается значительная неравномерность деформации трубной заготовки в зоне образования выпуклого участка. Деформации вдоль и поперек осевой линии трубной заготовки существенно отличаются. В результате у основания выпуклого участка под воздействием силы шарообразного пуансона образуется отпечаток эллиптической формы.

Рассмотрим кинематику процесса вдавливания шарового пуансона на внутреннюю поверхность трубной заготовки, установленной на протяжной матрице и используемой при последующей отбортовке горловины. Установим действующие силы, напряжения и деформации в конечный момент процесса, когда рабочий ход пуансона достигает заданного значения h_0 (рис. 1).

Исходные данные следующие:

D, *s*⁰ – соответственно наружный диаметр и толщина стенки исходной цилиндрической обечайки или трубной заготовки;

d – наружный диаметр отбортовываемой горловины;

 $d_{\rm III} = 2r_{\rm III}$ – диаметр шарового пуансона (приниманот $d_{\rm III} = (0,76...0,8)d$);

 $r_{\rm M}$ — радиус закругления протяжной матрицы (принимают $r_{\rm M} = (1, 5...2, 0)s_0$);

A — расстояние между центрами радиусов закругления протяжной матрицы (в работе [1] рекомендовано определять по формуле: $A = d + 2r_{\rm M} + 2(s_0 - s_1)$, где d

$$s_1 \ge s_0 \frac{a}{D}$$
;

 h_0 — рабочий ход шарообразного пуансона рекомендовано для рассматриваемого случая принимать в пределах: $h_0 = (0, 30...0, 36) d_{\rm m}$.

В конечный момент процесса вдавливания пуансона введем и обозначим некоторые геометрические соотношения между известными (исходными) размерами трубной заготовки и используемого инструмента шарового пуансона и протяжной матрицы (см. рис. 1):



Рис. 1. Кинематика процесса формоизменения металла при вдавливании шарового пуансона на внутреннюю поверхность трубной заготовки:

а – в плоскости, перпендикулярной осевой линии трубной заготовки; *б* – в плоскости, параллельной осевой линии трубной заготовки

$$M = \sqrt{\left(\frac{D}{2} + r_{\rm M}\right)^2 - \left(\frac{A}{2}\right)^2}$$
 — расстояние от центра ок-

ружности трубной заготовки до линии O_2O_3 , проведенной через центры радиусов закругления протяжной матрицы (отрезок OK);

 $N = \frac{D}{2} - s_0 - r_{\text{III}}$ — расстояние от центра окружности

трубной заготовки до центра шарообразного пуансона в начальный момент процесса вдавливания;

$$L = \frac{d_{\text{ш}}}{2} + s_0 + r_{\text{м}}$$
 (отрезки $O_1 C$, см. рис. 1).

Тогда в плоскости, перпендикулярной осевой линии трубной заготовки и проходящей через центр шарового пуансона (см. рис. 1, *a*) можно определить из треугольников OO_2K ; O_1O_2K и O_1O_2C углы α и γ , используя соотношения:

$$tg(\alpha + \gamma) = \frac{A}{2(M - N - h_0)};$$
(1)

$$\cos\alpha = \frac{L}{\sqrt{\left(\frac{A}{2}\right)^2 + (M - N - h_0)^2}}.$$
 (2)

После определения из выражений (1) и (2) значения углов α и γ можно установить (по средней линии толщины стенки) расстояние 2*a* между точками приложения напряжений текучести $\sigma_{\rm T}$ и значение прямолинейного участка *m* по формулам (см. рис. 1, *a*):

$$2a = (d_{\rm III} + s_0)\sin\gamma; \tag{3}$$

$$n = L \operatorname{tg} \alpha = \left(\frac{d_{\mathrm{III}}}{2} + s_0 + r_{\mathrm{M}}\right) \operatorname{tg} \alpha.$$
 (4)

В плоскости, параллельной осевой линии трубной заготовки и проходящей через центр шарового пуансона, из треугольников $O_1O_2K_1$ и $O_1O_3K_1$ (см. рис. 1, δ) можно определить углы α_1 и γ_1 :

K

$$tg(\alpha_1 + \gamma_1) = \frac{A}{2(L - h_0)};$$
(5)

$$\cos \alpha_{1} = \frac{L}{\sqrt{\left(\frac{A}{2}\right)^{2} + (L - h_{0})^{2}}}.$$
 (6)

Вычислив значения углов α_1 и γ_1 , можно определить (по средней линии толщины стенки) расстояние 2*b* между точками приложения напряжений $\sigma_{\rm T}$ и значение прямолинейного участка m_1 (см. рис. 1, δ):

$$2b = (d_{\rm m} + s_0)\sin\gamma_1; \tag{7}$$

$$m_1 = L \operatorname{tg} \alpha_1 = \left(\frac{d_{\mathrm{III}}}{2} + s_0 + r_{\mathrm{M}}\right) \operatorname{tg} \alpha_1.$$
(8)

Таким образом, при вдавливании шарового пуансона на внутреннюю поверхность цилиндрической обечайки или трубной заготовки образуется выпуклый участок, у основания которого (пересечение шара с цилиндром) наблюдается отпечаток эллиптической формы в плане с полуосями a и b, и конический участок с переменным значением образующей в интервале от m до m_1 (см. рис. 1 и 2).

Сила *P*₀ вдавливания шарового пуансона на внутреннюю поверхность трубной заготовки или обечай-



Рис. 2. К расчету поверхности отпечатка шарового пуансона при вдавливании его на внутреннюю поверхность трубной заготовки

ки, а также сферического или шарового днища складывается из двух составляющих:

$$P_0 = P_1 + P_2$$

где P_1 — сила на преодоление сопротивления от изгиба штампуемой детали на радиусе закругления $r_{\rm M}$ протяжной матрицы, которая для рассматриваемых случаев (после некоторых преобразований) составляет (см. рис. 1):

$$P_{1} = \pi \sigma_{T} d \frac{s_{0}}{1 + 2 \frac{r_{M}}{s_{0}}};$$
(9)

 P_2 — сила, которая определяется из условия, что напряжения σ деформируемого материала в периферийных сечениях контактной поверхности шарового пуансона (в сечениях *n*—*n* и *p*—*p* и других направлениях по касательной к шаровой поверхности пуансона, см. рис. 1) достигают в конечный момент процесса значений предела текучести $\sigma_{\rm T}$ (пластическое деформирование металла, находящегося непосредственно в соприкосновении с поверхностью шарового пуансона, будет затруднено в связи с возникающими контактными силами трения *F*).

Для случая вдавливания шарового пуансона на внутреннюю поверхность трубной заготовки силу P_2 в конечный момент процесса в общем виде определяют по формуле

$$P_2 = \Pi_{\mathfrak{I}} s_0 \sigma_{\mathfrak{T}} \sin \gamma_x, \qquad (10)$$

где Π_{9} — периметр отпечатка эллиптической формы с полуосями *а* и *b* по среднему слою толщины стенки

(длина дуги всего эллипса), определяемый из известного выражения:

$$\Pi_{\mathfrak{H}} = \pi \left[\frac{3}{2} (a+b) - \sqrt{ab} \right],$$

где *a*, *b* – полуоси эллипса, определяемые по формулам (3) и (7); γ_x – угол, который изменяется по периметру эллипса в относительно небольшом интервале: от $\gamma_x = \gamma$ (в точках пересечения 1–1 больших полуосей эллипса *a*) до $\gamma_x = \gamma_1$ (в точках пересечения 2–2 малых полуосей эллипса *b*) (см. рис. 2).

По методу численного интегрирования установили, что для определения силы P_2 по формуле (10) при вдавливании шарового пуансона на внутреннюю поверхность цилиндрической обечайки или трубной заготовки можно без большой погрешности принять среднее значение угла $\gamma_x = \frac{\gamma + \gamma_1}{2}$. Тогда формула (10)

примет следующий вид:

$$P_2 = \pi \sigma_{\rm T} s_0 \left[\frac{3}{2} (a+b) - \sqrt{ab} \right] \sin \frac{\gamma + \gamma_1}{2}, \qquad (11)$$

где γ и γ_1 – углы (см. рис. 1), определяемые из выражений (1), (2), (5) и (6).

Подставляя в выражение (11) значения параметров *а* и *b* из формул (3) и (7), получаем

$$P_{2} = \frac{\pi}{2} \sigma_{\mathrm{T}} s_{0} (d_{\mathrm{III}} + s_{0}) \times \\ \times \left[\frac{3}{2} (\sin\gamma + \sin\gamma_{1}) - \sqrt{\sin\gamma \sin\gamma_{1}} \right] \sin \frac{\gamma + \gamma_{1}}{2}.$$
(12)

В целях существенного снижения утонения стенки у отбортовываемой горловины целесообразно применять предложенный технологический процесс не только при выполнении операции отбортовки на трубных заготовках, но также на выпуклых поверхностях эллиптических и шаровых днищ и в некоторых случаях на плоских листовых заготовках.

Силу P_2 вдавливания шарообразного пуансона на внутреннюю поверхность эллиптического или шарового днища, установленного на подкладную матрицу, используемую в последующем для отбортовки горловины, определяют, подставляя в формулу (12) значение $\gamma_1 = \gamma$:

$$P_2' = \pi \sigma_{\rm T} s_0 (d_{\rm III} + s_0) \sin^2 \gamma, \qquad (13)$$

где ү – угол, определяемый из выражений (1) и (2).

Для случая вдавливания шарообразного пуансона на плоскую листовую заготовку, установленную в подкладной матрице, сила P_2 составляет

$$P_2'' = \pi \sigma_{\rm T} s_0 (d_{\rm III} + s_0) \sin^2 \gamma_1, \qquad (14)$$

где γ_1 – угол, определяемый из выражений (5), (6).

Приведенные выше формулы для определения силы вдавливания шарообразного пуансона можно использовать лишь для случая деформирования указанных деталей в горячем состоянии. Однако на практике операцию предварительного вдавливания шарообразного пуансона на внутреннюю поверхность трубной заготовки, шарового или эллиптического днища возможно также осуществлять в холодную. В этом случае пластическая деформация сопровождается упрочнением металла, которое следует учитывать при определении силовых параметров.

Упрочнение металла при деформации (увеличение предела текучести σ_{T}) учитывали, используя известное выражение:

$$\sigma_{\rm H} = \sigma_{\rm T} + N \varepsilon^{\lambda}, \qquad (15)$$

где $\sigma_{\rm H}$ — истинное значение предела текучести материала с учетом упрочнения; $\sigma_{\rm T}$ — исходное значение предела текучести материала; $N\epsilon^{\lambda}$ — приращение предела текучести материала в результате холодной пластической деформации; ϵ — среднее значение степени деформации, %; N, λ — постоянные коэффициенты (показатели упрочнения).

В справочнике А.В. Третьякова, В.Н. Зюзина (Механические свойства металлов и сплавов при обработке давлением. М.: Металлургия, 1973. 224 с.) для группы углеродистых сталей (Ст0; Ст1; Ст2; 08кп; 10; 20; 09Г2) рекомендованы следующие значения показателей упрочнения: N = 3,4; $\lambda = 0,6$; для группы коррозионно-стойких сталей (Х18Н9; Х18Н9Т; Х18Н25С2; 0Х20Н4АГ10) – N = 3,2; $\lambda = 0,84$.

Среднее значение степени деформации выпуклой зоны при вдавливании шарообразного пуансона на внутреннюю поверхность трубной заготовки или обечайки можно определить из условия постоянства объема участков металла до и после деформации.

Поверхность F_0 по средней линии толщины стенки деформируемого участка металла в исходном положении (в момент начала процесса вдавливания шарообразного пуансона) определяют как поверхность условно вырезанной в трубной заготовке детали (пластины) овальной формы в плане с размерами: $d_1 =$ $= (D - s_0) \sin\beta - в$ плоскости, перпендикулярной оси трубной заготовки и $d_2 = (D - s_0) tg\beta_1 - в$ плоскости вдоль оси трубной заготовки (см. рис. 1).

После распрямления этой детали она приобретает овальную форму пластины с полуосями:

$$a^{\circ} = \frac{1}{2}(D - s_0)\beta;$$

$$b^{\circ} = \frac{1}{2}(D - s_0)\operatorname{tg}\beta_1.$$

Тогда расчетную поверхность в исходном положении F_0 можно определить из выражения:

$$F_0 = \pi a^{\circ} b^{\circ} = \frac{\pi}{4} (D - s_0)^2 \beta tg \beta_1, \qquad (16)$$

где
$$\beta = \arcsin \frac{A}{D+2r_{M}}$$
 — угол, рад;
 $\beta_{1} = \operatorname{arctg} \frac{A}{D+2r_{M}}$ — (см. рис. 1).

В конечный момент процесса вдавливания шарообразного пуансона на глубину h_0 (см. рис. 1) поверхность *F* по среднему слою толщины стенки деформированного участка металла складывается из двух составляющих:

$$F = F_1 + F_2,$$

где F_1 — поверхность контакта шарообразного пуансона с цилиндрической поверхностью трубной заготовки (отпечаток эллиптической формы в плане с полуосями *a* и *b* (см. рис. 2)).

Анализ по методу численного интегрирования показал, что с погрешностью до 3 % эллиптическую поверхность по среднему слою толщины стенки можно определить из выражения (см. рис. 2):

$$F_1 = \pi a'b', \tag{17}$$

где $a' = \frac{1}{2}(d_{\mathfrak{m}} + s_0)\gamma; b' = \frac{1}{2}(d_{\mathfrak{m}} + s_0)\gamma_1 -$ полуоси эллип-

са после развертки; ү, ү₁ – углы, рад.

Поверхность F_2 по среднему слою толщины стенки конического участка деформированного металла предложено для упрощения расчетов определять по формуле (см. рис. 1)

$$F_2 = \frac{\pi}{2} m_{\rm cp} \left(d_{\rm cp} + d_{\rm 1 \ cp} \right), \tag{18}$$

где
$$m_{cp} = \frac{m + m_1}{2}; d_{cp} = 2\sqrt{ab};$$

 $d_{1 cp} = 2\sqrt{ab} + (m + m_1)\cos\frac{\gamma + \gamma_1}{2}$

Подставляя значения $m_{\rm cp} d_{\rm cp}$ и $d_{\rm 1 \, cp}$ в выражение (18), получаем

$$F_2 = \pi (m + m_1)^2 \left(\frac{\sqrt{ab}}{m + m_1} + \frac{1}{4} \cos \frac{\gamma + \gamma_1}{2} \right),$$
(19)

где m, γ и m_1 , γ_1 — параметры соответственно в плоскостях, проходящих перпендикулярно оси трубной заготовки и вдоль ее оси (см. рис. 1), определяются из выражений (1), (2), (4) и (5), (6), (8).

Из условия постоянства объема $F_0s_0 = (F_1 + F_2)s_{cp}$ можно определить среднее значение толщины стенки после деформации и соответственно среднее значение степени деформации:

$$s_{\rm cp} = s_0 \frac{F_0}{F_1 + F_2};$$

$$\varepsilon_{\rm cp} = \left(1 - \frac{s_{\rm cp}}{s_0}\right) 100 \% = \left(1 - \frac{F_0}{F_1 + F_2}\right) 100 \%.$$
(20)

Далее по формуле (15) для данной марки стали вычисляют истинное значение предела текучести $\sigma_{\rm H}$ материала (с учетом упрочнения).

При вдавливании шарообразного пуансона на внутреннюю поверхность шарового или сферического днища, установленного на протяжной матрице, используемой в последующем для отбортовки горловины, среднее значение степени деформации также определяется из условия постоянства объема участков металла до и после деформации.

Поверхность по средней линии толщины стенки деформируемого участка металла в исходном положении (в момент начала процесса вдавливания шарообразного пуансона) можно определить, как поверхность усеченного шара радиусом $R_0 + \frac{s_0}{2}$ и высотой $h_x = \left(R_0 + \frac{s_0}{2}\right)(1 - \cos\beta_2)$ из выражения (рис. 3): $F_0 = 2\pi \left(R_0 + \frac{s_0}{2}\right)^2 (1 - \cos\beta_2),$ (21)

где $\beta_2 = \arcsin \frac{A}{2(R_0 + s_0 + r_{_{\rm M}})}.$

В конечный момент процесса вдавливания шарообразного пуансона на глубину h_0 поверхность по средней линии толщины стенки деформированного участка металла складывается из двух составляющих:

$$F = F_1 + F_2,$$

где F_1 – поверхность контакта шарообразного пуансона со сферической поверхностью днища, которую определяют как поверхность усеченного шара диаметром $d_{\rm III} + s_0$ и высотой $h_x = \frac{1}{2}(d_{\rm III} + s_0)(1 - \cos\beta_2)$ из вы-

ражения (см. рис. 3):

$$F_1 = \frac{\pi}{2} (d_{\rm III} + s_0)^2 (1 - \cos\beta_2).$$
 (22)

Поверхность F_2 по среднему слою толщины стенки конического участка деформированного металла составляет (см. рис. 3):

$$F_2 = \frac{\pi}{2} m_2 (d + d_1), \tag{23}$$

где $m_2 = \left(\frac{d_{\text{III}}}{2} + s_0 + r_{\text{M}}\right) \text{tg}\alpha_2; (d+d_1) = 2(2a_2 + m_2\cos\beta_2);$

 α_2, γ_2 — углы, которые определяют по методике расчета углов α и γ (см. формулы (1) и (2)).

Из условия постоянства объема $F_0s_0 = (F_1 + F_2)s_{cp}$ среднее значение степени деформации определяется по формуле

$$\varepsilon_{\rm cp} = \left(1 - \frac{F_0}{F_1 + F_2}\right) 100 \%.$$

Для оценки результатов расчета по предложенным аналитическим формулам силы P_0 при вдавливании в холодном состоянии шарового пуансона на внутреннюю поверхность трубной заготовки, установленной на протяжной матрице и используемой в последующем для отбортовки горловины, были проведены специальные эксперименты.

Использовали трубные заготовки диаметром D = 219 мм, толщиной стенки s = 7 мм. Материал труб – сталь 09Г2С ($\sigma_{\rm T} = 275$ МПа). Для проведения экспериментов была спроектирована и изготовлена специаль-



Рис. 3. Схема вдавливания шарового пуансона на внутреннюю поверхность сферического днища

ная штамповая оснастка. Расстояние между центрами радиусов закругления протяжной матрицы составляло A = 168 мм. Диаметр шарового пуансона $d_{\rm III} = 100$ мм. Рабочий ход шарового пуансона $h_0 = 27$ мм.

Процесс вдавливания шарового пуансона на внутреннюю поверхность трубной заготовки осуществляли в штампе на гидравлическом прессе мод. ПММ-125. С помощью силоизмерительной установки фиксировали деформирующую силу в различные моменты рабочего хода шарового пуансона. При рабочем ходе шарового пуансона $h_0 = 27$ мм зафиксирована сила P = 520 кН.

Как показал анализ, расчет по предложенным формулам силы вдавливания шарового пуансона на внутреннюю поверхность трубной заготовки с учетом упрочнения материала удовлетворительно согласуется с результатами экспериментальных данных. Отклонения не превышают 8 %.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Отбортовка горловины на трубных заготовках / В.П. Лукьянов, И.И. Маткава, В.А. Бойко, В.А. Елхов, Д.В. Доценко, А.Г. Безкоровайнов // Заготовительные производства в машиностроении. 2009. № 4. С. 17–22.

Виктор Петрович Лукьянов, канд. техн. наук; Игорь Иванович Маткава, директор, arm@sinfo.vgg.ru; Валентин Александрович Бойко, зам. начальника отдела кузнечно-штамповочного производства; Владимир Александрович Елхов, начальник технического отдела; Дмитрий Владимирович Доценко, программист; Александр Геннадьевич Безкоровайнов, инженер

И.М. Березин, А.Г. Залазинский, А.П. Поляков (Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург)

Компьютерное моделирование процесса формования заготовки сложной формы из порошка

Рассмотрена модель пластичности уплотняющихся тел Друкера-Прагера. Осуществлена идентификация параметров модели и выполнено компьютерное моделирование процесса прессования роторного кольца из порошковой меди с помощью программного комплекса Abaqus (учебная версия). В результате определено процентное содержание смазки в порошке, обеспечивающее наиболее равномерную плотность материала заготовки, снижение давления прессования и давления выпрессовки без существенного ухудшения ее прочностных свойств.

Ключевые слова: компьютерное моделирование; плотность; прессование; идентификация.

The Drucker-Prager model of plasticity of compacting bodies is considered. Identification of model parameters is carried out and pressing computer modeling of rotary ring from powder copper by Abaqus (student edition) is executed. As result percentage of greasing in powder providing the most uniform study density of blank material is defined that decrease pressing pressure and pushing pressure without essential deterioration of its strength properties.

Keywords: computer modeling; density; pressing; identification.

Известны решения задач прессования заготовок и изделий из порошкового сырья, основанные на аналитических и/или эмпирических зависимостях, связывающих энергосиловые параметры процесса с текущей пористостью. Они позволяют выявить характерные особенности процесса, определить силу прессования без существенных потерь в точности, что подтверждается экспериментальными данными.

Однако область применения таких решений, как правило, ограничивается деталями простой геометрии (цилиндр, прямоугольник), поскольку в этом случае практически невозможно учесть неравномерность уплотнения материала в произвольно выбранных областях деталей сложной формы.

Этот недостаток можно устранить с помощью современных программных комплексов, например Ansys, Abaqus, позволяющих с высокой степенью точности определять напряженное состояние в произвольной области деформируемой заготовки, характер и картину течения материала, рассчитывать потребные технологические силы.

Указанные программные комплексы широко применяют для моделирования процессов деформирования некомпактных материалов. Однако их использование требует идентификации определяющих соотношений деформируемого материала. Формулировка таких уравнений осуществляется путем нахождения входящих в них внутренних переменных, количество которых может быть достаточно большим. При этом достоверность полученных результатов расчета непосредственно зависит от принятой модели среды и методов ее идентификации.

В теории пластичности пористых тел для решения прикладных задач деформирования некомпактных материалов применяют различные условия текучести [1, 2]. При моделировании процессов формования некомпактных материалов в современных программных комплексах наиболее распространенными являются модели Porous metal plasticity, Cam-Clay, Modified Drucker-Prager cap. Указанные модели относятся к феноменологическим.

Modified Drucker-Prager cap model (DPC-модель) одна из наиболее популярных и часто применяемых при компьютерном моделировании процессов прессования некомпактных материалов [3, 5]. Данная модель текучести изначально предназначалась для описания пластической деформации грунтов, а впоследствии получила распространение в фармацевтической промышленности и порошковой металлургии. Модель позволяет одновременно описывать как процессы уплотнения структурно-неоднородных материалов, так и их разрушение. При этом результаты расчетов хорошо согласуются с экспериментальными данными [6]. Для DPC-модели предельная поверхность в плоскости σ-τ (первого и второго инвариантов тензора напряжений соответственно) представляет собой прямую, поверхность текучести – дугу эллипса.

В статье рассмотрен процесс прессования роторного кольца из порошкового материала с помощью программного комплекса Abaqus (учебная версия). Использована DPC-модель, приведенная на рис. 1. В плоскости (σ , τ) она состоит из трех участков AБ, BГ и БВ (см. рис. 1, δ).

Предельная поверхность описывается уравнением (1), поверхность текучести — уравнением (2). Поскольку на стыке участков, описываемых уравнениями (1) и (2), возникает угловая точка, вводится промежуточный (сглаживающий) участок, описываемый



Рис. 1. Геометрическая интерпретация DPC-модели в плоскости $\sigma-\tau$ и схема экспериментов по ее идентификации: 1 – радиальное сжатие; 2 – осевое сжатие; 3 – трехосное сжатие

уравнением (3), что упрощает применение модели при численном моделировании [7]. Имеем:

$$f_{\rm AB} = \tau - d - \sigma \tan(\beta) = 0; \tag{1}$$

$$f_{\rm B\Gamma} = \sqrt{\left(\sigma - c\right)^2 + \left(\frac{R}{1 + \alpha - (\alpha/\cos\beta)}\tau\right)^2} - m = 0; \quad (2)$$

$$f_{\rm BB} = \sqrt{\left(\sigma - c\right)^2 + \left[\tau - \left(1 - \frac{\alpha}{\cos\beta}\right)\frac{n}{\alpha}\right]^2} - n = 0, \qquad (3)$$

где d — предельное сопротивление срезу или сцепление материала; β — угол трения материала, т.е. угол наклона образующей предельной поверхности в плоскости σ – τ к гидростатической оси; c, m, n — функции состояния материала:

$$c = \frac{\sigma_s - Rd}{1 + R \tan\beta}; \ m = R(d + c \tan\beta); \ n = \alpha(d + c \tan\beta),$$

где σ_s – предел текучести на всестороннее сжатие; *R*, α – эмпирические коэффициенты.

Для идентификации параметров DPC-модели необходимо провести три эксперимента. Два эксперимента определяют предельную поверхность АБ: одноосное растяжение либо сжатие, чистый сдвиг, а также "бразильский" тест (Brazilian test), позволяющий определить предельную поверхность в результате экспериментов по радиальному и осевому сжатию цилиндрических образцов. Последний способ наиболее часто применяют для определения прочности хрупких материалов, в частности неспеченных порошковых заготовок [8].

Габаритные размеры образцов должны удовлетворять следующим условиям: для радиального сжатия отношение толщины к диаметру не более 0,25; для осевого сжатия отношение высоты к диаметру 2 [9]. Для обеспечения равномерности деформации между образцом и осадочными плитами помещают прокладки из полиуретана с густой смазкой. В момент пластического разрушения заготовки — возникновение и рост магистральной трещины, фиксируется давление, соответствующее началу нарушения целостности образцов и ход рабочей плиты, после чего испытания прекращаются.

Отметим, что практически отсутствуют методы испытания для установления формы поверхности текучести в области положительных значений среднего напряжения. В этой области, доступной для экспериментального определения, находится всего лишь одна точка предельной поверхности, которую можно получить путем одноосного растяжения. В реальных технологических процессах схемы деформирования некомпактных материалов, сопровождающиеся приложением растягивающих нагрузок, не применяют. Для идентификации участка текучести необходимо выполнить эксперимент по трехосному сжатию или одноосному сжатию цилиндрического образца в закрытой пресс-форме. Процедура идентификации параметров DPC-модели описана в [10].

Идентификация поверхности текучести выполнена по трем типам экспериментов (бразильский тест, трехосное сжатие (см. рис. 1)) для образцов из медного порошка ПМС-1, по их результатам определены параметры d, β , σ_s , R, α в уравнениях (1)–(3). Для подготовки образцов использован контейнер диаметром 10 мм, для испытаний – пресс силой 100 кН. Начальное отношение высоты заготовки к ее радиусу – 2,0.

Известно, что в целях уменьшения коэффициента трения, снижения давления прессования (при обеспечении заданной плотности заготовки) и напряжения выпрессовки, уменьшения неравномерности распределения плотности по объему прессовки в порошки добавляют смазочные материалы (пластификаторы). Большинство смазок для порошковой металлургии производят в виде мелкодисперсных порошков для смешивания с металлическим порошком перед компактированием. К таким смазкам относятся стеараты органометаллические соединения, имеющие в молекулярной цепи оксиды металлов, что помогает смазке присоединяться к поверхности частиц металлического порошка. Обычно это оксиды цинка, лития, магния и кальция. Одним из наиболее часто используемых является стеарат цинка.

При прессовании порошковых материалов в жестких матрицах рекомендована добавка стеарата цинка в порошок в количестве 0,5...1,5 % мас. Стеарат цинка способствует большему уплотнению порошка за счет снижения трения заготовки о стенки пресс-формы, а также внутреннего (межчастичного) трения. Также добавка смазки в порошок уменьшает давление выпрессовки, снижая вероятность появления расслойных трещин, а иногда и разрушения заготовки в процессе выпрессовки. Это обусловлено тем, что применение смазок при прессовании уменьшает величину упругого последействия, которая непосредственно и определяет давление, необходимое для выпрессовки [11]. Наличие в порошке стеарата цинка приводит к некоторому снижению прочностных свойств прессовки. Так, в работе [12] показано, что при увеличении содержания стеарата цинка до 0,75 % угол внутреннего трения увеличивается и, следовательно, прочность материала уменьшается, а при дальнейшем повышении содержания стеарата цинка (до 1,5 %) прочность практически не меняется.

Учет снижения прочности прессовок особенно актуален при прессовании порошков со сферической формой частиц, а также при прессовании заготовок сложных форм: с фланцами типа зубчатых колес и др.

Таким образом, идентификация параметров DPC-модели выполнена на образцах с различным содержанием стеарата цинка ZnSt₂ в диапазоне 0...1,0 %. Получены следующие значения (при 0,5 % ZnSt₂): d = 50 КПа; $\beta = 36^{\circ}$; R = 0,6; $P_a = 18,6$ КПа; $\alpha = 0,02$; начальная плотность $\rho_0 = 2,3$ г/см³; модуль Юнга E = 200 МПа; коэффициент Пуассона v = 0,05 (при данной начальной плотности). Приведенные значения хорошо коррелируются с данными работы [13], полученными на медном порошке с аналогичным размером и формой частиц.

Полученные данные использовали при компьютерном моделировании процесса прессования роторного кольца, изготовляемого из порошка меди и предназначенного для электродвигателей переменного тока. Процесс изготовления роторного кольца состоит из следующих основных этапов: прессование заготовки из порошка до достижения относительной плотности 0,6...0,8 (плотности прессовки, отнесенной к плотности компактного материала, определяется параметрами оборудования), ее спекание при температуре 780...1055 °С (по мере прохождения по зонам печи), калибровка заготовки (финишное прессование).

Исследована начальная стадия изготовления кольца — прессование заготовки до достижения относительной плотности 0,78. На данной стадии процесса необходимо обеспечить равномерное распределение плотности (остаточной пористости) по высоте заготовки.

Коэффициент трения заготовки о стенки матрицы выбирали следующим образом. Используя компью-



Рис. 2. Роторное кольцо

терное моделирование сжатия образцов в закрытой пресс-форме и результаты соответствующих опытов по идентификации DPC-модели, получили значения коэффициента трения в зависимости от содержания стеарата цинка, а также данных работы [11], показывающих характер изменения коэффициента трения в зависимости от давления прессования.

Общий вид роторного кольца и результаты компьютерного моделирования приведены на рис. 2–4 (на рис. 3 показан фрагмент кольца). При изменении содержания стеарата цинка от 0 до 0,7 % давление прессования снижается на 12 % (см. рис. 4, δ), а неравномерность распределения относительной плотности (разница между максимальной и минимальной плотностью, отнесенная к максимальной) – от 0,28 до 0,02 (см. рис. 4, *a*). При содержании стеарата цинка свыше 0,7 % давление прессования практически не изменяется.

Содержание стеарата цинка не более 0,7 % оптимально для минимизации давления прессования и од-



Рис. 3. Максимальная и минимальная относительная плотность в характерных точках кольца при различном содержании стеарата цинка ZnSt₂:

a - 0%; $\delta - 0,3$ %; s - 0,6%



Рис. 4. Зависимость неравномерности распределения плотности по высоте кольца (a) и давления прессования (δ) от содержания стеарата цинка

новременно достижения достаточно равномерного распределения плотности по высоте заготовки.

Согласно экспериментальным данным работы [14], полученным на восстановленном медном порошке, давление выпрессовки плавно снижается при изменении содержания стеарата цинка от 0 до 0,5 %, а при дальнейшем увеличении содержания стеарата цинка до 1 % практически не меняется.

Таким образом, содержание стеарата цинка 0,5...0,7 % оптимально при производстве заготовок роторных колец и других аналогичных изделий из порошковой меди.

Заключение. Полученные результаты подтверждают эффективность применения DPC-модели и пакета Аbaqus для решения задач деформирования деталей сложной формы из некомпактных порошковых материалов. По результатам компьютерного моделирования определено процентное содержание стеарата цинка, обеспечивающее наиболее равномерную проработку материала заготовки роторного кольца, снижение давления прессования и давления выпрессовки без существенного ухудшения ее прочностных свойств.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Друянов Б.А. Прикладная теория пластичности пористых тел. М.: Машиностроение, 1989. 168 с.

2. Залазинский А.Г. Пластическое деформирование структурно-неоднородных материалов. Екатеринбург: УрО РАН, 2000. 492 с.

3. Sinka I.C. Modelling Powder Compaction // KONA Powder and Particle Journal. 2007. № 24. P. 93–103.

4. A modified Drucker-Prager Cap model for die compaction simulation of pharmaceutical powders / L.H. Han, J.A. Elliott, A.C. Bentham, A. Mills, G.E. Amidon, B.C. Hancock // International Journal of Solids and Structures. 2008. Vol. 45. № 10. P. 3088–3106.

5. Michrafy A., Ringenbacher D., Tchoreloff P. Modeling the compaction behavior of powders: application to pharmaceutical powders // Powder Technology. 2002. Vol. 127. \mathbb{N} 3. P. 257–266.

6. Wu C.-Y., Ruddy O.M., Bentham A.C., Hancock B.C., Best S.M., Elliot J.A. Modeling the mechanical behavior of pharmaceutical powders during compaction // Powder Technology. 2005. Vol. 152. \mathbb{N} 1–3. P. 107–117.

7. **Dolarevic S., Ibrahimbegovic A.** A modified three-surface elasto-plastic cap model and its numerical implementation // Computers & Structures. 2007. Vol. 85. P. 419–430.

8. **Procopio A.P., Zavaliangos A., Cunningham J.C.** Analysis of the diametrical compression test and the applicability to plastically deforming materials // Journal of Materials Science. 2003. Vol. 38. P. 3629–3639.

9. **Proveti J.R.C., Michot G.** The Brazilian test: a tool for measuring the toughness of a material and its brittle to ductile transition // International Journal of Fracture. 2006. Vol. 139. No 3–4. P. 455–460.

10. **Doremus P.,** 2008, Chapter 10: Calibration of Compaction Models. Series: Engineering Materials and Processes, Eds. P.R. Brewin, O. Coube, P. Doremus and J.H. Tweed, Springer. P. 151–163.

11. Кипарисов С.С., Либенсон Г.А. Порошковая металлургия. М.: Металлургия, 1971. 528 с.

12. **Перельман В.Е.** Формование порошковых материалов. М.: Металлургия, 1979. 232 с.

13. Park S.-J., Han H.N., Oh K.H., Lee D.N. Model for compaction of metal powders // International Journal of Mechanical Science. 1999. Vol. 41. P. 121–141.

14. Попивненко Л.В. Установление минимально-достаточного содержания стеарата цинка при прессовании монопорошков железа и меди, получаемых на Украине // Удосконалення процесів та обладнання обробки тиском у металургії та машинобудуванні: зб. наук. пр. Краматорськ: ДДМА, 2004.

> Иван Михайлович Березин, аспирант, berezin_ivan@el.ru; Александр Георгиевич Залазинский, д-р техн. наук; Андрей Петрович Поляков, д-р техн. наук

прокатно-волочильное



производство

УДК 621.771.06-589.4

Е.Ю. Раскатов (Уральский федеральный университет им. Б.Н. Ельцина), О.С. Лехов, Д.А. Соловьев (Российский государственный профессионально-педагогический университет)

Исследование условий захвата гильзы валками пилигримового стана

Представлены результаты теоретического исследования напряженно-деформированного состояния металла в очаге деформации при захвате гильзы валками пилигримового стана. Приведены эпюры напряжений и перемещений металла в мгновенном очаге деформации.

Ключевые слова: захват; валки; напряжение; расчетная модель; очаг деформации.

The results of theoretical study of deformation of metal in the deformation zone in the shell biting with pilger mill rolls are presented. The distribution diagrams of stresses and displacements of the metal in the instantaneous deformation zone are given.

Keywords: biting; rolls; tension; computational mode; deformation zone.

Основной проблемой, возникающей при периодической пилигримовой прокатке труб, является обеспечение надежного захвата гильзы валками, который значительно влияет на производительность пилигримового стана и качество получаемых бесшовных труб.

Для оценки условий захвата гильзы гребнями бойковой части валков важно определить величину и характер распределения напряжений и перемещений по периметру и длине мгновенного очага деформации для заданной калибровки валков в зависимости от подачи гильзы в валки. Это позволит разработать рекомендации по выбору рациональной калибровки валков и подачи гильзы в валки в целях обеспечения заданной производительности пилигримового стана и улучшения качества бесшовных труб, а также снижения уровня динамических нагрузок в линии привода стана.

Напряженно-деформированное состояние металла в очаге деформации в начальной стадии пилигримовой прокатки исследовали с помощью программного продукта ANSYS v10.0 [1]. Расчет выполняли в объемной постановке. При записи уравнений состояния использовали случай простого нагружения. Для материала трубы приняли упруго-пластическую модель Прандтля-Рейса [2]. Сопротивление пластической деформации вычисляли по следующей зависимости [3]:

$$\sigma_s = 288U_i^{0,107} (\ln \varepsilon_i)^{1,45} e^{-0,00235T}$$

где σ_s — сопротивление пластической деформации, МПа; U_i — скорость деформации, 1/с; T — температура металла, °С; ε_i — степень деформации, %. Модуль упругости определяли по формуле

$$E = -4,566 \cdot 10^5 + 160T + \frac{3,266 \cdot 10^9}{T}.$$

Коэффициент трения между прокатываемым металлом и валками приняли равным 0,34.

Рассматривали процесс прокатки труб из стали 14ХГС диаметром 325 мм, полученных из гильзы диаметром 500 мм, при диаметре дорна 300 мм. Частота вращения валков 45 об/мин. Процесс пилигримовой прокатки моделировали для калибровки валков, где центральные углы участков поперечного сечения валка равны: бойкового – 110°, полирующего – 65°, выпуска – 45°, холостого – 140° (калибровка 110–65–45–140). Подача 10 и 20 мм. Температура прокатываемого металла гильзы постоянна и составляет 1050 °С.

На рис. 1 приведена расчетная модель прокатываемой трубы с калибром валка перед прокаткой. В силу симметрии рассматривали четверть предельного сечения трубы с калибром валка. Деформацию гильзы учитывали по трем направлениям на основе трехмерной объемной модели.

Результаты расчета нормальных *SX*, касательных *SXZ*, тангенциальных *SY* и продольных *SZ* напряжений, нормальных *UX* (обжатий) и продольных *UZ* перемещений приведены по линиям 1, 5, 9, 13 и 17 контакта калибра валка с гильзой (рис. 2).

При этом важно оценить величину и характер распределения напряжений и перемещений металла в очаге деформации в начальной стадии процесса захва-



Рис. 3. Изменение напряжений по длине и периметру мгновенного очага деформации / в начальной стадии захвата гильзы бойками

			Vacara	ama na mua . 0				
Параметры	утол поворота валка,							
Параметры	0	1	3	5	7	9		
Нормальные напряжения <i>SX</i> , МПа	12*/34	22/38	40/60	60/81	83/98	95/110		
Касательные напряжения <i>SXZ</i> , МПа	-4,6/-11 1,6/2,5	-4,3/-9 4,3/8	-11/-17 8/13	-17/-22 16/17	-22/-22 20,5/24	-20,5/-28 22,1/28		
Тангенциальные напряжения <i>SY</i> , МПа	-7,5/-23	-12/-23	5/9 -22/-36	10/15 -37/-50	14/18 -52/-61	20/23 -60/-70		
Продольные напряжения <i>SZ</i> , МПа	-8/-22 2,5/7,5	3/9 -11/-18	$10/20 \\ -22/-32$	20/35 -30/-40	35/48 40/49	47/61 		
Длина мгновенного очага деформации, мм	57/66	70/67	75/86	80/90	87/95	95/104		
Нормальные перемещения (обжатие) UX, мм	-0,27/-1,0	-0,62/-1,4	-1,2/-2,2	-2/-3	-2,7/-3,7	-3,3/-4,2		
Продольные перемещения <i>UZ</i> , мм	0,1/0,7	0,9/0,5	-0,5/0,7	-1,1/-1,6	-2/-2	-2,8/-3,8		

Параметры начальной стадии процесса пилигримовой прокатки гильзы в валки

^{*}В числителе приведено значение при подаче гильзы в валки 10 мм, а в знаменателе – 20 мм. Калибровка валков 110–65–45–140.

Примечание. Знак "-" – сжимающие напряжения; знак "+" – растягивающие напряжения.

та гильзы гребнями бойковой части валков, поскольку эта стадия обеспечивает надежный захват и дальнейшее обжатие гильзы по диаметру и толщине стенки.

На рис. 3 приведены графики изменения нормальных, касательных, тангенциальных и продольных напряжений по длине и периметру мгновенного очага деформации в начальной стадии захвата гильзы бойками, угол поворота валка равен 1°. Из рис. 3 следует, что захват гильзы валками сопровождается мгновенным приложением нагрузки, при этом образуется очаг деформации длиной 67 мм, а нормальные сжимающие напряжения при обжатии 1,4 мм достигают 38 МПа. Касательные напряжения *SXZ*, обеспечивающие надежный захват и перемещение гильзы, составляют 9...11 МПа.

Максимальные значения исследуемых параметров для подач 10 и 20 мм и различных углов поворота валка приведены в таблице, из которой следует, что при подаче гильзы в валки 20 мм уровень напряжений в очаге деформации значительно выше, чем при подаче 10 мм. Например, при угле поворота валка 9° нормальные напряжения *SX* возрастают от 95 до 110 МПа, а длина мгновенного очага деформации – от 95 до 104 мм, обжатие при этом равно 4,2 мм. Для всех углов поворота валков касательные напряжения по длине мгновенного очага деформации из сжимающих переходят в растягивающие и увеличиваются по мере поворота валков, достигая при подаче 20 мм и угле поворота валка 9° максимального значения 28 МПа.

Мгновенное приложение и нарастание нагрузки в начальной стадии захвата гильзы валками приводит к возникновению высоких динамических нагрузок в линии привода пилигримового стана.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **ANSYS.** Structural Analysis Guide. URL: http://www.cadfem.ru. Дата обращения 05.04.2011.

2. Мазур В.Л., Хижняк Д.Д. Сопротивление деформации низколегированных сталей // Сталь. 1991. № 8. С. 41-43.

3. Нисковских В.М., Карминский С.М., Беренов А.Д. Машины непрерывного литья слябовых заготовок. М.: Металлургия, 1991. 272 с.

Евгений Юрьевич Раскатов, канд. техн. наук, raskatov@pochta.ru; Олег Степанович Лехов, д-р техн. наук; Дмитрий Анатольевич Соловьев, аспирант МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ И НОВЫЕ



МАТЕРИАЛЫ

УДК 621.77:539.21

Е.Г. Белов, О.Ю. Ефимов (ОАО "Западно-Сибирский металлургический комбинат", г. Новокузнецк),
 Ю.Ф. Иванов (Институт сильноточной электроники Сибирского отделения РАН, г. Томск),
 В.Е. Громов, Г.В. Степанов*, С.В. Коновалов (Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк, * Институт проблем прочности им. Г.С. Писаренко НАНУ, г. Киев)

Природа повышения стойкости чугунных прокатных валков плазменной обработкой**

Методами оптической и электронной (сканирующей и просвечивающей дифракционной) микроскопии проведены исследования фазового состава и дефектной субструктуры при плазменном упрочнении литых чугунных прокатных валков мелкосортного стана. Выполнен анализ фазовых и структурных изменений при эксплуатации плазменно-упрочненных валков прокатного стана.

Ключевые слова: чугунные прокатные валки; дислокационная субструктура; фазовый состав; плазменное упрочнение.

The studies of phase composition and defect substructure of light-section rolling mill cast iron rolls after plasma strengthening are carried out by methods of optic, scanning and transmission electron diffraction microscopy. The analysis of structure and phase changes as result of plasma strengthened rolling mill cast iron rolls service is realized.

Keywords: cast iron rolls; dislocation substructure; phase composition; plasma strengthening.

Эффективность современного прокатного производства во многом зависит от стойкости валков, для увеличения которой применяют упрочняющие поверхностные технологии [1].

Плазменная поверхностная закалка чугунных горизонтальных валков значительно повышает эксплуатационные свойства и улучшает технико-экономические показатели работы стана [2]. Установление оптимальных режимов плазменного упрочнения чугунных валков должно базироваться на знании закономерностей формирования структурно-фазовых состояний при плазменном упрочнении и их эволюции в процессе последующей прокатки.

Ранее авторами статьи установлены закономерности эволюции структуры и фазового состава плазменно-упрочненных валков из чугуна марки СШХНФ при прокатке [2, 3] и отмечено повышение рабочего ресурса таких валков не менее чем в 1,3 раза.

Цель работы — исследование исходных структурно-фазовых состояний литых валков мелкосортного стана 250 из чугуна марки СПХН, их эволюция после плазменного упрочнения и горячей прокатки строительной арматуры.

Материал и методика исследования. Исследовали образцы, вырезанные из плазменно-упрочненных прокатных валков промежуточной группы мелкосортных станов, изготовленных из чугуна марки СПХН, химический состав которого приведен в таблице.

Как и в [1–3], поверхностное упрочнение проводили на установке плазменной закалки УПН-303 с применением плазмотрона прямого действия типа СМ с диаметром сопла 6 мм, потребляемой мощностью

Химический состав чугуна	СПХН (остальное -	Fe),	%	мас.
--------------------------	--------	-------------	------	---	------

С	Si	Mn	S	Р	Cr	Ni	Cu	V	Ti
3,50	0,66	0,37	0,03	0,14	0,76	1,66	0,06	0,06	0,01

** Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки РФ в рамках реализации АВЦП "Развитие научного потенциала высшей школы (2009–2011 годы)" (проект 2.1.2/13482) и РФФИ (проект 10-07-00172-а).



Рис. 1. Электронно-микроскопическое изображение аустенитно-мартенситной структуры, формирующейся в плазменно-упрочненных валках: М – кристаллы мартенсита; А – зерна и островки аустенита

45 кВ·А, расходом плазмообразующего газа (Ar) 1,5 м³/ч и защитного газа (N₂) 3,8 м³/ч.

Процесс обработки заключался в высокотемпературном нагреве участка поверхности калибра (анодное пятно) и его интенсивном охлаждении на массу валка со скоростями, обеспечивающими образование закалочных структур.

Исследовали структуру и фазовый состав образцов, вырезанных из рабочей зоны калибра, в исходном состоянии, после плазменного упрочнения и после прокатки 10 и 700 т арматуры № 10. Температура начала прокатки составляла 1270 °С, а конца прокатки – 1100 °С, скорость прокатки 15 м/с. Выбор тоннажа прокатки обусловлен тем, что после 10 т наблюдаются видимые изменения структурно-фазовых состояний, а при 700 т – они заканчиваются.

Методики исследования структурно-фазовых состояний не отличались от приведенных в [1–3]. Структуру поверхности прямого и косого травленых шлифов исследовали методами оптической и сканирующей электронной микроскопии (прибор "SEM-515 Philips"). Фазовый состав и структуру приповерхностного слоя образцов изучали методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии на приборе "ЭМ-125". Параметры структуры определяли, используя методы планиметрии. Фазовый анализ осуществляли путем индицирования микроэлектронограмм.

Результаты исследования и их обсуждение. Плазменное упрочнение валков из чугуна марки СПХН приводит к плавлению поверхностного слоя толщиной ~150 мкм; толщина зоны термического влияния — 200...280 мкм. При кристаллизации формируется ледебуритная структура. Ледебурит, образующийся в условиях высокой скорости охлаждения, состоит из трех фаз: γ -фазы, α-фазы и карбидной фазы (цементит). В поверхностном слое толщиной 50...60 мкм формируется мелкодисперсный ледебурит — размеры областей травления структурных объемов в данном слое изменяются от 2,0 до 3,5 мкм. Карбид железа обнаруживается в виде пластин и зерен, α-фаза – в виде мелких зерен.

На расстоянии 70...150 мкм от поверхности обработки выявляются объемы материала с аустенитно-мартенситной структурой, имеющие преимущественно глобулярную форму (рис. 1). Размеры объемов аустенитно-мартенситной структуры составляют 10...20 мкм; продольные размеры кристаллов мартенсита - от 2,5 до 20 мкм. Мартенсит по морфологическому признаку относится к пластинчатому, характерному для высокоуглеродистых, высоколегированных сталей и чугуна. Кристаллы мартенсита в зерне аустенита располагаются упорядоченным образом, формируя "зигзаги", ряды параллельных кристаллов (псевдопакеты), тупоугольные пары, сочленения в виде треугольников, что вызвано необходимостью аккомодации упругой энергии сдвигового $\gamma \Rightarrow \alpha$ -превращения.

В зернах аустенита выявляется дислокационная субструктура в виде дислокационного хаоса и сеток (см. рис. 1, δ), скалярная плотность дислокаций достигает (2,5...5,0)·10¹⁰ см⁻². В мартенсите наблюдается исключительно сетчатая дислокационная субструктура (см. рис. 1, *a*) со скалярной плотностью дислокаций (10...15)·10¹⁰ см⁻².

При значительном удалении от поверхности плазменного упрочнения снижается объемная доля мелкодисперсного ледебурита (мелкодисперсный карбид замещается монолитным) и остаточного аустенита. В зернах аустенита увеличивается объемная доля и снижаются размеры кристаллов (максимальные продольные размеры не превышают 10 мкм) мартенсита, выявляются зерна перлита (рис. 2).

На расстоянии ~5000 мкм структура чугуна представлена монолитным карбидом железа, графитом и зернами перлита пластинчатой и глобулярной морфологии. В отдельных случаях выявляются зерна феррита, содержащие включения цементита необычной формы (так называемый псевдоперлит) (рис. 3).

В цементите выявляется субструктура дислокационного хаоса со скалярной плотностью дислокаций



Рис. 2. Сканирующая электронная микроскопия участка на расстоянии ~150 мкм от поверхности упрочнения



Рис. 3. Электронно-микроскопическое изображение зерен псевдоперлита



Рис. 4. Электронно-микроскопическое изображение структуры, формирующейся на поверхности плазменной обработки чугуна:

а – светлое поле; *б* – темное поле, полученное в расположенных рядом рефлексах [110]α-Fe + [211]Fe₃C + [133]Fe₂O₃; *в* – микроэлектронограмма (стрелкой указан рефлекс, в котором получено темнопольное изображение)

 $(0,1...1,0)\cdot 10^{10}$ см⁻²; в объеме зерен перлита и псевдоперлита, в пластинах феррита также наблюдается преимущественно структура дислокационного хаоса со скалярной плотностью дислокаций $(1,0...1,5)\cdot 10^{10}$ см⁻² (рис. 4).

На поверхности плазменно-упрочненного образца выявляются участки с нанокристаллической структурой (см. рис. 4). Размеры кристаллитов, формирующих данный слой, изменяются от 5 до 100 нм (см. рис. 4, δ). Индицирование микроэлектронограммы, полученной с таких областей материала, позволяет заключить, что они сформированы α -фазой, цементитом и оксидом железа (см. рис. 4, e).

Плазменно-упрочненные валки показали увеличение стойкости более чем в 1,2 раза при прокатке строительной арматуры диаметром 10 мм. При эксплуатации плазменно-упрочненных валков на прокатном стане значительно изменяются структура и фазовый состав чугуна, что вызвано высокотемпера-

Рис. 5. Электронно-микроскопическое изображение структуры кристаллов мартенсита, модифицированной при эксплуатации валка на прокатном стане:

a — светлое поле; b — темное поле, полученное в рефлексе [110] α -Fe + [211]Fe₃C; δ — микроэлектронограмма (стрелкой указан рефлекс, в котором получено темнопольное изображение)

турной деформацией приповерхностного слоя материала.

После прокатки 700 т арматуры упрочненная зона отсутствует, по всему сечению структура представлена монолитным карбидом железа, графитом и зернами перлита.

После прокатки 10 т арматуры толщина упрочненного слоя уменьшается до 60 мкм. При этом наблюдается измельчение структуры ледебурита поверхностного слоя (размеры карбидной фазы изменяются от 5 до 90 нм). Эксплуатация валков сопровождается распадом твердого раствора кристаллов мартенсита с образованием частиц цементита, местами расположения которых являются дислокации (область 1 на рис. 5), микродвойники (область 2) и границы кристаллов (область 3). Размеры частиц, расположенных на дислокациях, составляют 2,5 нм; на микродвойниках — 5...8 нм; на границах кристаллов мартенсита — 10...15 нм.

После прокатки 10 т арматуры кристаллы мартенсита разбиваются на отдельные разориентированные области (степень азимутальной разориентации фрагментов, оцененная по размытию рефлексов, достигает ~10°). Скалярная





Рис. 6. Электронно-микроскопическое изображение структуры, формирующейся при полиморфном $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ -превращении по сдвиговому механизму с образованием кристаллов мартенсита преимущественно пакетной морфологии:

a — светлое поле; b — темное поле, полученное в рефлексе [110] α -Fe (стрелками указаны кристаллы пакетного мартенсита); δ — микроэлектронограмма (стрелкой указан рефлекс, в котором получено темнопольное изображение)

плотность дислокаций увеличивается примерно в 3 раза. При этом тип дислокационной субструктуры не изменяется — присутствуют дислокационные сетки.

Отмечено преобразование структуры перлита, заключающееся в полиморфном α→ γ→α-превращении по сдвиговому механизму с образованием пакетного мартенсита, размеры которого ограничены продольными размерами пластин феррита перлитного зерна (рис. 6). Поэтому формирующийся мартенсит имеет малые размеры: поперечные размеры 20...30 нм; продольные — 200...300 нм.

Заключение. Плазменное упрочнение валков из чугуна марки СПХН, повышающее их стойкость более чем в 1,2 раза, приводит к формированию в приповерхностном слое многофазной, морфологически многоэлементной, разномасштабной, градиентной структуры, зависящей от расстояния до поверхности упрочнения.

При эксплуатации плазменно-упрочненных валков измельчается карбидная фаза ледебурита, образуются карбидные частицы при распаде твердого раствора углерода в мартенсите, увеличивается плотность дислокаций, в структуре пластинчатого перлита наблюдается $\alpha \to \gamma \to \alpha$ -превращение по сдвиговому механизму с образованием мартенсита.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Громов В.Е., Ефимов О.Ю., Костерев В.Б. и др. Структурно-фазовые состояния и свойства упрочненных стального проката и чугунных валков. Новокузнецк: Интер-Кузбасс, 2011. 205 с.

2. Ефимов О.Ю., Юрьев А.Б., Громов В.Е. и др. Плазменное упрочнение высокоуглеродистых сплавов: физическая природа и технология. Новокузнецк: ОАО "Новокузнецкий полиграфический комбинат", 2009. 223 с.

3. Ефимов О.Ю., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е. и др. Эволюция наноразмерной субструктуры и фазового состава при эксплуатации плазменно-упрочненных чугунных валков // Заготовительные производства в машиностроении. 2008. № 10. С. 45–49.

> Евгений Геннадьевич Белов, главный прокатчик; Олег Юрьевич Ефимов, канд. техн. наук; Юрий Фёдорович Иванов, д-р физ.-мат. наук; Виктор Евгеньевич Громов, д-р физ.-мат. наук, gromov@physics.sibsiu.ru;

Геннадий Владимирович Степанов, д-р техн. наук; Сергей Валерьевич Коновалов, канд. техн. наук



И.В. Ноздрин (Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк)

Анализ современного состояния производства и применения карбида хрома

Проведен анализ современного состояния отечественного и мирового производства и применения карбидов хрома. Установлено, что высший по содержанию углерода карбид Cr₃C₂ – износо- и коррозионно-стойкий, твердый, химически инертный материал – находит широкое применение в технике для изготовления защитных покрытий металлов и керметов, в качестве компонентов и легирующих добавок твердых сплавов.

Ключевые слова: карбид хрома; износостойкость; твердость; коррозионная стойкость; порошковая металлургия; защитные покрытия; нанотехнологии.

The analysis of the current state of domestic and global production and use of chromium carbides is performed. Established that the higher carbon content carbide Cr_3C_2 – wear- and corrosion resistant, hard, chemically inert material – is widely used in engineering for manufacturing protective coatings of metals and cermets, as the components and alloying additives of firm alloys.

Keywords: chromium carbide; wear resistance; hardness; corrosion resistance; powder metallurgy; coatings; nanotechnologies.

Карбидообразующий элемент хром входит в число переходных металлов первой группы (Sc, Ni, V, Cr, Mn, Fe, Co, Ni), в атомах которых отсутствует 3d-подгруппа и при образовании соединений с неметаллами происходит заполнение недостроенных электронных групп. Такие металлы имеют переменные химические валентности, т.е. с атомами других элементов их атомы могут взаимодействовать не только s-, но и d-электронами.

Карбиды хрома относятся к фазам внедрения, в которых доминирующую роль играют химические связи между атомами металла (Cr), а атомы неметалла (C) размещаются внутри металлической решетки, не вызывая искажения ее симметрии или приводя лишь к небольшим искажениям [1]. С уменьшением количества мест для атомов внедрения в кристаллической решетке уменьшается общее содержание углерода ($Cr_3C_2 \rightarrow Cr_7C_3 \rightarrow Cr_{23}C_6$). Диаграмма состояния системы Cr-C представлена на рис. 1. Благодаря комплексу физико-химических свойств (табл. 1) прикладное значение в научно-технической сфере имеет высший по содержанию углерода карбид Cr_3C_2 .

Целью работы является аналитическое исследование состояния металлургических технологий производства и применения карбида хрома и определение доминирующих тенденций их развития и совершенствования.

На сегодняшний день карбид хрома является востребованным продуктом на мировом рынке синтетических материалов. В связи с этим изучена научно-техническая литература и осуществлен патентный поиск, охватывающие технологии производства и применения Cr_3C_2 . Полученные сведения о ведущих зарубежных и отечественных производителях Cr_3C_2 позволяют представить следующую классификацию известных способов его получения с точки зрения агрегатного состояния и основных областей применения (рис. 2).

Способы получения карбида хрома Cr_3C_2 первой группы описаны в работах [1–4] и включают в себя различные технологические решения в зависимости от вида хром- и углеродсодержащего сырья.

В работе [1] описано получение однофазного карбида хрома Cr_3C_2 карботермическим восстановлением оксида хрома в компактированном виде в неокислительной атмосфере. Для реализации способа брикеты из шихты, состоящей из Cr_2O_3 и сажи, расчетного состава с добавлением 5 % связующего вещества нагревают в электрической печи сопротивления в среде



Рис. 1. Диаграмма состояния системы Cr-C

Параметр	Значение	Параметр	Значение
Теплофизические свойства		$H_2SO_4 + HNO_3 (1:1)$	-/0,84
Температура плавления, К	2188	HNO ₃ +HF (4:1)	Не растворяется
Температура кипения, К	4093	$H_2SO_4 + H_3PO_4$ (1:1)	—/94
Коэффициент термического расширения	11,7	NaOH:	
$\alpha_{298}, 10^{-6} \text{ K}^{-1}$		20 %-ный раствор	100/99
Теплопроводность λ_{298} , Вт/(м·К)	19	20 % + бромная вода (4:1)	-/88
Стойкость в жидких средах		$20 \% + K_3 [Fe(CN)_6]$	-/61,5
Нерастворимый остаток, %, растворитель:		(10%-ный раствор)	
HCl (плотность 1,19)	99 [*] /-	Механические свойст	ва
HCl (1:1)	99/96	Микротвердость, ГПа, при $T = 293$ К	(10,620,6)±1,7
$H_2SO_4(1:1)$	100/68	Модуль упругости, кН/мм ² ,	370
HNO ₃ (1,43)	100/99	при <i>T</i> = 300 К	
HNO ₃ (1:1)	100/99	Предел прочности, МПа:	
H ₃ PO ₄ (1,7)	100/98	при сжатии	1050
Н ₂ С ₂ О₄ (насыщенный раствор)	100/98	при растяжении:	
HCl+HNO ₂ (3:1)	98/91	при <i>T</i> = 1173 К	50**/35
		при <i>T</i> = 1273 К	32/17
[*] — в числителе приведен нерастворимый	остаток, полученн	ый обработкой карбидов в течение 24	ч при температуре

1. Физико-химические свойства Cr₃C₂

* – в числителе приведен нерастворимый остаток, полученный обработкой карбидов в течение 24 ч при температуре
 293...298 К, а в знаменателе – в течение 2 ч при температуре кипения соответствующих растворителей;
 ** – в числителе приведена длительная прочность за 10 ч, а в знаменателе – за 100 ч.

водорода при постепенном подъеме температуры до 1773 К.

В работе [2] изучен способ получения карбида хрома путем разложения нестабильного соединения хрома $Cr_2O_3 \cdot nH_2O$, $(NH_4)_3[Cr(C_2O_4)_3] \cdot 3H_2O$, $(III)Cr(HCOO)_3$ в инертной или восстановительной среде при температуре 673...773 К с последующей карбидизацией оксида хрома газовой смесью CH_4+H_2 при 1073...1173 К.

В работе [3] изучен способ карботермического восстановления карбида хрома путем смешения порошков оксида хрома крупностью не более 3 мкм и углеро-





да при отношении размеров частиц углерода к частицам оксида хрома, равном 0,10...0,30, компактирования полученной смеси и последующей термической обработки в вакууме. Карботермическое восстановление осуществляют при температуре 1673...1773 К и разрежении 1,3·10⁻³...1,3·10⁻⁵ МПа.

Недостатком способа является его сложность, которая обусловлена необходимостью предварительного определения размера частиц для установления их соотношения и дополнительной обработкой исходных порошков для получения требуемого соотношения,

> наличием операций компактирования с последующей сушкой для удаления пластификатора, достаточно высокой температурой проведения процесса (1773 К), при которой возможно появление жидкой фазы, использованием глубокого вакуума.

> В работе [4] предложен способ получения порошков карбида хрома, включающий в себя термообработку смеси оксида и углеродсодержащего вещества при температуре 1273... 1393 К в невосстановительной атмосфере инертного газа (в том числе азота) с последующим обжигом в восстановительной атмосфере, содержащей водород, при температуре 1473...1573К. К недостаткам способа относится его сложность, обусловленная двухстадийностью: на первой стадии получают только

частично карбидизированную смесь, которая содержит до нескольких процентов свободного углерода и кислорода, и уже на второй стадии получают карбид с минимальным количеством примесей углерода и кислорода.

В работе [5] описан способ, включающий в себя смешение порошков оксида хрома и углерода и последующую термическую обработку. Термическую обработку проводят в токе азота при скорости подачи азота не более 3,3 м³/ч при температуре 1373...1623 К. В качестве исходных компонентов используют оксид хрома Cr_3O_2 и сажу.

Исходные компоненты в стехиометрическом соотношении тщательно перемешивают и помещают в вакуумную печь в графитовых тиглях в насыпном виде, затем нагревают до температуры 1373...1623 К в токе азота при скорости подачи азота не более 3,3 м³/ч. После этого проводят охлаждение и получают однофазный продукт – карбид хрома – с содержанием C_{своб} < 0,12 % мас. и O₂ ≤ 0,25 % мас. Скорость подачи азота не должна быть больше чем 3,3 м³/ч. Данный способ позволяет получать однофазный конечный продукт с минимальным количеством примесей углерода и кислорода.

В работе [6] изучен способ получения порошков карбида хрома, который включает в себя смешение порошков оксида хрома и углерода в соотношении $C:Cr_2O_3=0,32:0,35$, карботермическое восстановление в вакуумной печи при температуре 1423...1473 К и разрежении 10 Па, охлаждение Cr_3C_2 до комнатной температуры водородом.

Представленные способы позволяют получить карбид хрома традиционной гранулометрии с размером частиц 40...60 мкм. Карбид хрома, полученный карботермическим восстановлением оксида хрома в насыпном или компактированном виде в неокислительной атмосфере (N₂, H₂, вакуум, инертный газ), в основном применяют в порошковой металлургии в технологии керметов.

В Институте проблем материаловедения (ИПМ) НАН Украины разработаны металлокерамические карбидохромовые твердые сплавы КХН 10–40 [7]. Эти сплавы изготовляют из смеси порошков высшего карбида хрома (60...90 % мас.) и никеля (10...40 % мас.) прессованием и спеканием прессовок при высокой температуре в защитной среде. Сплавы обладают высокой твердостью, не окисляются на воздухе при нагреве до 1273...1373 К, хорошо сопротивляются истиранию, абразивному износу и коррозии в щелочах, кислотах, растворах минеральных солей, морской воде, расплавленном стекле и других агрессивных жидкостях, имеют низкую склонность к схватыванию и не намагничиваются.

В табл. 2 представлены основные свойства карбидохромовых сплавов. Карбидохромовые твердые сплавы применяют для изготовления фильер, матриц и оправок для протяжки черных и цветных металлов; калибровочного и измерительного инструмента; ножей для

2. Основные свойства карбидохромовых сплавов

Параметр	Значение
Плотность, 10 ³ кг/м ³	6,6
Коэффициент термического расширения, 10 ⁻⁶ К ⁻¹	11,113,3
Теплопроводность, 10 ⁻⁵ Вт/(м⋅К)	0,13
Удельная электрическая проводимость, См/м	0,0130,017
Твердость, HRA	8090
Прочность при изгибе, МПа	392690
Прочность при сжатии, МПа	27503440
Модуль упругости, ГПа	284343
Ударная вязкость, кДж/м ²	9,824,5

резки металлической фольги, бумаги и расплавленного стекла; пресс-форм для прессования сыпучих, в том числе абразивных материалов; опорных призм и других износостойких деталей. Эффективность применения карбидохромовых твердых сплавов для изготовления инструментальной оснастки и деталей различного назначения по сравнению с другими материалами представлена в табл. 3.

Применение карбидохромовых сплавов для изготовления деталей машин и аппаратов дает значительный экономический эффект. От внедрения 1 т изделий из карбидохромовых сплавов взамен изделий из высоколегированных и инструментальных сталей экономия составляет 2...3 млн руб. Технологические процессы, входящие в первую группу, реализуются в настоящее время такими производителями карбида хрома, как ОАО "Запорожабразив", ОКТБ ИПМ НАН Украины [8].

Способы получения карбида хрома Cr_3C_2 , входящие во вторую группу, описаны в работах [9, 10] и в зависимости от условий ведения плавки, вида и состава шихты включают в себя различные технологические решения.

В работе [9] рассмотрен способ получения карбида хрома трехстадийной электроплавкой дифференцированной по составу шихты. Выплавку ведут в три стадии, в результате чего увеличивается производительность процесса: на первой – при загрузке шихты с избытком углеродистого восстановителя сверх стехиометрии на 10,2...15,0 %, на второй – при снижении избытка до 2,6...3,5 %, на третьей – при подаче оборотных отходов карбида хрома в количестве 5...10 % от массы жидкого полупродукта. Жидкий полупродукт выпускают в футерованные углеродистыми блоками плоские изложницы с одновременной подачей на поверхности струи углеродистого восстановителя в количестве 0,1...2,0 % от массы жидкого полупродукта. Продолжительность первой, второй и третьей стадий составляет 0,7...0,8; 0,1...0,2 и 0,05...0,15 всего времени выплавки полупродукта соответственно. Химический

3. Эффективность применения карбидохромовых твердых сплавов для изготовления инструментальной оснастки и деталей различного назначения

05	Сопоставление			
Объект применения	традиционного материала	карбидохромового сплава		
Матрицы для протяжки металлических труб методом холодной деформации	Соотношение ресурса работы матриц из сплавов 1:50	углеродистой стали и карбидохромовых		
Шарики для калибровки	Стальные шарики для калибровки вы- держивают 1600 циклов	Шарики для калибровки из карбидохро- мовых сплавов выдерживают более 20 тыс. циклов		
Наконечники гидропескоструйных и дробеструйных аппаратов	Стальные наконечники гидропеско- струйных и дробеструйных аппаратов изнашиваются через 3 ч	Наконечники гидропескоструйных и дробеструйных аппаратов из карбидо- хромовых сплавов изнашиваются через 80 ч		
Пресс-формы для ферритов	Пресс-формы для ферритов из коррози- онно-стойкой аустенитной стали выдер- живают 510 тыс. операций прессова- ния	Пресс-формы для ферритов из карбидо- хромовых сплавов выдерживают свыше 500 тыс. операций прессования		
Дроссельные пары	Дроссельные пары из высококачествен- ной легированной стали после месяца работы становятся не пригодными к эксплуатации вследствие истирания седла и плунжера	Дроссельные пары из карбидохромовых сплавов не меняют размеров в течение 6 месяцев, срок службы больше в 10 раз		
Шарики для клапанов нефтяных сква- жин	Шарики для клапанов нефтяных сква- жин из коррозионно-стойкой стали раз- рушаются примесями кислот и соленой водой, содержащимися в нефти	Шарики для клапанов нефтяных сква- жин из карбидохромового сплава не раз- рушаются примесями кислот и соленой водой, содержащимися в нефти, и име- ют небольшую массу		
Штампы для холодной высадки серебря- ных заклепок	Штампы для холодной высадки серебря- ных заклепок из твердого сплава марки ВК разрушаются вследствие схватыва- ния с серебром после 80 тыс. операций	Штампы для холодной высадки серебря- ных заклепок из карбидохромового сплава выдерживают свыше 2 млн опе- раций		

состав карбида хрома (плавки 1–4) и показатели процесса представлены в табл. 4.

В работе [10] описан способ получения карбида хрома, заключающийся в следующем: смешивают порошок оксида хрома и углеродистого восстановителя, прессуют брикеты и загружают их в руднотермическую электропечь. При этом плавку ведут при отношении восстановителя к Cr_2O_3 в шихте 0,35...0,38 и корректировке глубины посадки электродов путем снижения токовой нагрузки на 5...20 % загрузкой

шихты с соотношением восстановителя к Cr_2O_3 0,330...0,345. При этом загрузку шихты в электрическую печь осуществляют порционно.

Полученный карбид хрома измельчают до фракции 0,4 мм с последующей гравитационной очисткой и удалением свободного углерода до концентрации 0,5 %, а затем измельчают до 0,2 мм. Измельчение проводят путем мокрого помола с одновременной классификацией порошка при T:Ж = 1:1...1:10 с удалением свободного углерода до концентрации менее

Номер плавки	Химический С	ический состав карбида хрома, % мас. С С _{связ} С _{своб}		Производительность, кг/ч	Расход электрической энергии, кВт·ч/т	Расход огнеупоров на 1 т карбида хрома, кг			
1	85,1*/85,1	12,5/12,82	0,87/0,15	98,4	3860	256			
2	84,20/85,06	12,8/13,3	0,6/0,12	92,7	3920	278			
3	84,5/85,6	12,8/13,3	1,07/0,16	94,9	4280	258			
4	85,12/85,24	12,46/12,86	0,93/0,21	96,3	4150	296			
*В числит	*В числителе приведено значение после выплавки, а в знаменателе – после последующей гидрообработки.								

4. Химический состав карбида хрома (плавки 1-4) и показатели процесса

		Химический состав карбида хрома, % мас.						Расход	Потори	
Операции	Cr	С _{связ}	С _{своб}	S	Fe	Общие примеси	дитель- ность, кг/ч	электрической энергии, кВт·ч/т	Cr_3C_2 , %	
До отмывки	8585,2	12,712,9	0,71,5	0,10,15	0,50,8	4,0	7075	40005300	—	
После отмывки	85,586,0	12,613,0	0,200,30	0,120,17	2,02,5	2,53,0	6070	50005800	1530	

5. Химический состав карбида хрома и показатели процесса

6. Карбид хрома (ТУ 1479-00212462473-2000)

M	Co	держание, % м	ac.
Марка	Cr _{общ}	Ссвяз	Примеси
КХП-І	85	11,5	1,53,0
КХП-ІІ	87	9,0	1,53,5

0,3 %, а после измельчения порошок при Т:Ж = = 1:1...1:10 обрабатывают 0,5...10%-ным раствором минеральной кислоты при Т:Ж = 1:1...1:10 и температуре 293...303 К. Химический состав карбида хрома и показатели процесса приведены в табл. 5.

В настоящее время данная технология внедрена ОАО "Тулачермет", выпускающей карбид хрома в соответствии с техническими условиями ТУ 1479-00212462473-2000 (табл. 6) [11].

Карбид хрома, получаемый карботермическим восстановлением оксида хрома в расплаве, главным образом применяют для напыления и наплавки защитных покрытий. Напыление карбида хрома позволяет создавать на поверхности тонкое износостойкое покрытие, многократно увеличивающее жизненный цикл детали и изделия в целом. В ИПМ НАН Украины разработан способ производства электродов из карбидохромовых сплавов для наплавки износостойких поверхностей. Наплавленный слой имеет твердость до 85 HRA и обладает высокой стойкостью к эрозии и износу [7].

Способы получения карбида хрома Cr_3C_2 , входящие в третью группу, описаны в работах [12–14]. В работе [12] изучено поверхностное модифицирующее воздействие импульсной плазмы на порошок карбида хрома. В результате такого высокоинтенсивного энергетического воздействия наблюдается морфологическое изменение поверхности порошка Cr_3C_2 : оплавление поверхности и сфероидизация карбидных частиц, сглаживание поверхности частиц графита и появле-

ние лунок травления на поверхности углеродных волокон. В процессе обработки изменяется гранулометрический состав порошка карбида хрома, улучшается его текучесть и увеличивается его насыпная плотность. Технологические свойства порошков Cr_3C_2 до и после обработки в импульсной плазме приведены в табл. 7.

В работе [14] описана технология плазменного синтеза карбида хрома, реализуемая на лабораторном уровне. Она предусматривает использование в качестве плазмообразующего газа азота технической чистоты, хромсодержащего сырья Cr_2O_3 , восстановителя и карбидизатора — технической пропан-бутановой смеси. Технологический модуль создан на основе трехструйного прямоточного реактора, который эксплуатируется в составе аппаратурно-технологической схемы, представленной на рис. 3.

Плазменный поток генерируется тремя электродуговыми подогревателями (плазмотронами) ЭДП-104А суммарной мощностью до 50 кВт, установленными в камере смешения. Для процесса синтеза карбида хрома предусмотрен контроль сырья и технологических газов, аттестация синтезированного материала по химическому составу и дисперсности в соответствии с требованиями технических условий, приведенными в табл. 8 [15].

Технология разработана в рамках комплексной научно-технической программы государственного значения "Сибирь" под руководством академика РАН М.Ф. Жукова, внедрена и освоена в рамках программы МВ и ССО РСФСР "Развитие и размещение экспериментально-производственной базы Минвуза РСФСР на 1986–1990 гг." в условиях Экспериментально-опытного производства Сибирского металлургического института (в настоящее время ГОУ ВПО "Сибирский государственный индустриальный университет" (СибГИУ)). Реализация предлагаемой плазмометаллургической технологии в полном объеме делает ее экологически безопасной, обеспечиваю-

7. Технологические свойства порошков Cr₃C₂ до и после обработки в импульсной плазме

Исходный порошок	Условия модифицирующей обработки	Удельная поверхность, м ² /кг	Насыпная плотность, кг/м ³	Текучесть, с
Сг ₃ С ₂ , размер частиц	_	1530	2810	6,3
3063 мкм	Импульсная плазма аргона	5600	3160	5,1



Рис. 3. Аппаратурно-технологическая схема плазмометаллургического производства нанопорошка карбида хрома: *1* – дозирование шихты; *2*, *3* – подготовка технологических газов; *4* – синтез; *5* – охлаждение отходящего пылегазового потока и отделение целевого продукта; *6*–*8* и *8*–*10* – термический и абсорбционный варианты обезвреживания отходящих газов; *11* – рафинирование порошков; *12* – контроль характеристик

щей получение карбида хрома состава, близкого к стехиометрическому, в виде нанопорошков с размером частиц 50...70 нм.

Ведущими зарубежными производителями нанопорошков карбидов, среди которых научно-производственные фирмы Nanostructured&Amorphous Materials. Inc. (США), Tokyo Tekko Co. (Япония), Hefei Kaier Nanotechnology & Development htd. Co. (Китай), Neomat Co. (Латвия), Plasma Chem Gmbh (Германия), карбид хрома в наносостоянии пока не производится и не поставляется [16–22].

Введение в обращение карбида хрома в виде нанопорошка способствует повышению качества карбидсодержащих композиционных материалов, которое в значительной мере зависит от крупности применяемого порошка карбида и улучшается с уменьшением размера частиц, причем оптимальными считаются субмикронные порошки (размер частиц 1...2 мкм и менее).

8. Карбид хрома высокодисперсный (ТУ 40-АЖПТ-006-2008)

Значение (норма)
3200037000
90,2394,6
1,131,57
2,627,76
2,012,21

В работе [23] установлено, что при использовании нанодисперсного порошка карбида хрома отпадает трудоемкая операция размола и он не загрязняется железом. Температура спекания изделий из нанодисперсного порошка карбида хрома на 573 К ниже, чем у порошка стандартной гранулометрии. После спекания получаются практически беспористые изделия с мелкозернистой структурой, что приводит к улучшению механической прочности, увеличению термической устойчивости и ударной вязкости.

Покрытия, получаемые микродуговым оксидированием алюминиевых сплавов в режиме электрофореза с использованием суспензии на основе нанопорошка карбида хрома, обладают повышенной микротвердостью и износостойкостью и совмещают в себе декоративные, антикоррозионные, износостойкие, теплозащитные и электроизоляционные свойства.

Композиционные электрохимические покрытия (КЭП) с нанопорошком карбида хрома толщиной слоя до 200 мкм имеют гладкую светло-матовую поверхность, прочно сцеплены с основой, при многократном нагреве до 1073 К не отслаиваются [24].

Электролиты никелирования с нанопорошком карбида хрома имеют следующие преимущества перед электролитами получения КЭП с микропорошками (1...5 мкм): позволяют получать равномерные гладкие покрытия, применение которых возможно в тех случаях, когда предъявляются высокие требования к микрорельефу поверхности; КЭП с высокими эксплуатационными свойствами (микротвердость, износостойкость) образуются при низком содержании нанодисперсных порошков карбида хрома в покрытии и электролите, что позволяет снизить расход второй фазы на 1 м^2 обрабатываемой поверхности и сохранить присущие матрице свойства, которые в значительной степени могут утрачиваться при высоком содержании в ней крупных частиц; электролиты в присутствии нанопорошков карбида хрома имеют более высокое значение предельно допустимой катодной плотности тока, что обеспечивает их высокую производительность.

Применение нанопорошков карбида хрома в технологии модифицирования сплавов дает возможность получать отливки с заранее заданной структурой и стабильными свойствами, способствующими более широкому применению литых заготовок в ответственных конструкциях, машинах и механизмах [24].

Выводы

Проведен анализ современного состояния отечественного и мирового производства и применения карбидов хрома. Установлено:

1. Высший по содержанию углерода карбид Cr_3C_2 — износо- и коррозионно-стойкий, твердый, химически инертный материал — востребован для изготовления защитных покрытий металлов и керметов в качестве компонентов и легирующих добавок безвольфрамовых твердых сплавов. В настоящее время происходит обновление технологий производства карбида хрома Cr_3C_2 и дальнейшие перспективы применения связаны с его использованием в виде нанопорошков.

2. Выделены три группы способов производства карбида хрома: карботермическое восстановление оксида хрома в насыпном или компактированном виде в неокислительной атмосфере (N₂, H₂, вакуум, инертный газ) — для порошковой металлургии и технологии керметов; карботермическое восстановление оксида хрома в расплаве — для технологии напыления и наплавки защитных покрытий; карботермическое восстановление оксида хрома в газовой фазе — для нанотехнологий.

3. При использовании карбида хрома в наносостоянии открываются новые перспективы его применения: поверхностное модифицирование материалов, модифицирование сплавов и дисперсно-наполненных полимеров, композиционное электроосаждение и другие сферы.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Алексеев А.Г., Бовкун Г.А., Болгар А.С. / под ред. Т.Я. Косолаповой. Свойства, получение и применение тугоплавких соединений: справочник. М.: Металлургия, 1986. 928 с.

2. Paries R.A. Obtention de carbures metalligues simples et mixtes. Technigues experimentales carbure de chrome // Chimie industrie, genie chimigue. 1968. Vol. 99. \mathbb{N} 3. P. 91–94.

3. Пат. 2214472 РФ. Способ углеродотермического получения хрома и его карбидов / В.Л. Кузнецов, В.И. Хяккинен, А.Н. Учаев // ООО "Спецфарм". Заявл. 20.05.2002, опубл. 20.10.2003. 4 с.

4. Pat. 5567662 USA. Method of making metallic carbide powders / S.D. Dunmead, D.D. Mossner // The Dow Chemical

Company (Midland, MI). Filing date 02.15.1994, publication date 10.22.1996. 5 c.

5. Пат. 2298526 РФ. Способ получения карбида хрома / Т.А. Тимошук, В.А. Жиляев, Н.А. Руденская // ГУ "Институт химии твердого тела УрО РАН". Заявл. 14.02.2005, опубл. 10.05.2007. 3 с.

6. **Pat. 17898122.** China, kind A. Fine grain preparation method Cr_3C_2 / Yan Lianwu Xie // Zhuzhou cemented carbide group. Filing date 18.12.2005, publication date 21.06.2006. 2 c.

7. **Новые** металлокерамические карбидохромовые твердые сплавы. ИПМ АН УССР. Киев: Реклама, 1969. 2 с.

8. Федорченко И.М. и др. Свойства порошков металлов, тугоплавких соединений и спеченных материалов: справочник. К.: Наукова думка, 1978. 184 с.

 Пат. 2026393 РФ. Способ получения карбида хрома / Г.К. Тарабрин, А.Г. Ситнов, В.Г. Мизин, В.С. Волков, С.М. Голодов, Ю.А. Данилович // АО "Ванадий-Тулачермет". Заявл. 21.02.1984, опубл. 09.01.1995. 3 с.

10. Пат. 1826311 РФ. Способ получения карбида хрома / Г.К. Тарабрин, А.Г. Ситнов, В.С. Белкин, Е.Н. Чиженков, В.П. Тарабрина // НПО "Тулачермет". Заявл. 04.05.1987, опубл. 10.04.1995. 4 с.

11. Электронный каталог России. Режим доступа: http://www.tulachermet.ru/vanady9.htm.

12. Блинков И.В. Разработка процессов модифицирования и получения дисперсных материалов в импульсной плазме: автореф. дис. ... д-ра техн. наук. Московский государственный институт стали и сплавов. М., 2002. 47 с.

13. Жуков М.Ф. и др. Плазмохимический синтез ультрадисперсных порошков и их применение для модифицирования металлов и сплавов. Н.: Наука, 1995. 344 с.

14. А.с. 658864 РФ. Способ получения карбида хрома / Г.В. Галевский, А.А. Корнилов, Л.К. Ламихов // Институт физико-химических основ переработки минерального сырья Сибирского отделения АН СССР. Заявл. 01.11.77.

15. **ТУ 40-АЖПТ-006–2008.** Карбид хрома высокодисперсный. Введ. 01.12.2008. Н.: СибГИУ, 2008.

16. Центр нанотехнологий и наноматериалов Росатома / Президентская инициатива "Стратегия развития наноиндустрии". М.: ВНИИММ имени А.А. Бочвара, 2008. Режим доступа: hhtp://www.nanoportal.ru.

17. **Plasma** Chem / Nano Powders; Webmaster PIXXL.WEB-DESIGN. Берлин: Plasma Chem Gmbh, 2008. Режим доступа: http://www.Plasmachem.com.

18. Abercade consulting / Нанопорошки: описание мирового рынка. М.: Исследовательская компания Abercade, 2008. Режим доступа: http:// www.Abercade.ru.

19. NanoAmor. Nanostructured&Amorphous Materials. Inc. / Products. Хьюстон: Nanostructured & Amorphous Materials. Inc., 2008. Режим доступа: http:// www. Nanoamor.com.

20. Ultrafine Powder Produced by. Plasma Vaporisation / Tokyo Tekko Co. Tokyo: Tokyo Tekko Co., 1998. P. 12.

21. Nanoceramics Powders / Hefei Kaier Nanotechnology & Development htd. Co. Hefei Kaier Nanotechnology & Development htd. Co., 2008. Режим доступа: http://www. hfkiln.com.

22. NEOMAT NANO POWDERS / Products. Саласпилс: Neomat Co., 2008. Режим доступа: http://www.neomat.lv.

23. Карбид хрома, получение, свойства, применение / Сибирский металлургический институт имени Серго Орджоникидзе МВ и ССО РСФСР. Новокузнецк, 1985. 2 с.

24. Плазмометаллургические нанотехнологии и наноматериалы / Сибирский государственный индустриальный университет. Новокузнецк, 2006. 2 с.

Игорь Викторович Ноздрин, канд. техн. наук, kafcmet@sibsiu.ru

В.А. Коровин, И.О. Леушин, А.С. Киров, С.В. Костромин (Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева)

Эффективность микролегирования стали 150ХНМЛ ванадием при получении прокатных валков

Микролегирование расплава стали 150ХНМЛ ванадием обеспечивает повышение качества получаемого металла и изделий из него в результате увеличения эксплуатационных свойств прокатных валков.

Ключевые слова: расплав; микролегирование; литая сталь; микроструктура; механические свойства; химический состав; качество.

The microalloying of steel 150KhNML melt ensures with vanadium improvement in quality of received metal that leads to heightening of operation properties of mill rolls.

Keywords: melt; microalloying; cast steel; microstructure; mechanical properties; chemical composition; quality.

За прошедшее время были достигнуты значительные успехи в повышении качества ответственных деталей и в построении различных теорий, объясняющих природу процессов, происходящих при получении отливки и в конструкционном материале при периодическом воздействии на него нагрузок различного рода. Однако законченной картины описания процессов, происходящих в жидком расплаве, и процессов накопления повреждений в металлическом материале при периодическом нагружении получить пока не удается. При этом в большом количестве работ, посвященных исследованию данной проблемы, авторы обращают внимание на перспективность и возможность создания технологии эффективного микролегирования сталей. В настоящие годы становится все более интенсивным интерес исследователей к литой структуре сталей, обеспечивающий не только высокие прочностные свойства, но высокую пластичность, ударную вязкость и повышенные показатели эксплуатационных характеристик деталей из них [1].

Для изучения влияния ванадия на эксплуатационные характеристики валков из стали марки 150ХНМЛ были проведены опытные плавки в дуговой сталеплавильной печи ДСП-3 с основной футеровкой. Шихту, состоящую из стальных отходов прокатного производства, передельного чугуна, никеля, загружали в печь, расплавляли и доводили до требуемого химического состава. Добавки Сг, Мо и V вводили за 15...20 мин до выдачи расплава из печи в виде соответствующих ферросплавов. Количество вводимого ванадия составляло 0,1; 0,2 и 0,3 % в пересчете на чистый ванадий. Выдачу расплава в ковш осуществляли при температуре 1560...1580 °C.

Сталь раскисляли алюминием при переливе расплава из печи в ковш в количестве 0,1 % от массы расплава. Температура заливки составляла 1500...1520 °С. По каждому варианту обработки отливали четыре наклонных валка (два верхних и два нижних) в песчано-глинистые формы. Химический состав опытных плавок приведен в табл. 1.

Опытные валки после охлаждения, выбивки и очистки подвергали термической обработке по режиму, принятому для серийных валков, затем — механической обработке в колесопрокатном цехе ОАО "ВМЗ" и далее устанавливали на линию для определения эксплуатационной стойкости. Влияние количества введенного ванадия V на эксплуатационные характеристики приведено на рис. 1 и в табл. 2.

Ванадий в количестве 0,3 % не реагирует с кислородом, растворенным в расплаве стали, вследствие его низкой активности $a_{\rm [O]} = 0,00092$. Можно ожидать, что при содержании в расплаве стали ванадия в количестве 0,1 и 0,2 % реакция образования оксида также не будет идти в прямом направлении.

Реакция взаимодействия ванадия с растворенным в расплаве азотом не идет в прямом направлении. Однако, учитывая снижение растворимости азота в расплавах железа при снижении температуры, возможно об-

1. X	имический	состав	опытных	плавок	стали	150ХНМЛ,	%	мас.
------	-----------	--------	---------	--------	-------	----------	---	------

Номер плавки	С	Si	Mn	Cr	Ni	Мо	V	S	Р
1	1,52	0,43	0,77	1,05	0,81	0,14	0,09	0,012	0,019
2	1,58	0,55	0,80	0,98	0,84	0,12	0,21	0,011	0,022
3	1,54	0,49	0,76	0,94	0,83	0,16	0,31	0,012	0,021

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ И НОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ



Рис. 1. Влияние количества введенного ванадия V на число прокатанных черновых железнодорожных колес одним валком после каждой установки N(a), на общий износ валка δ (б) и износ валка при прокатке одного чернового железнодорожного колеса δ₁ (в): 1 – нижний валок; 2 – верхний валок

Daway	Число установок		Эксплуатационн	ые характеристики				
Валок		N	δ, мм	δ ₁ , 10 ³ мм	Твердость, НВ			
Плавка № 1 (0,09 % V)								
	1	3364	9,1	2,71	402			
	2	2983	7,4	2,48	387			
Валок верхнии № 1	3	2912	8,9	3,06	376			
	4	2779	6,9	2,48	380			
Среднее значение		3009	8,1	2,68	386			
	1	2988	7,6	2,54	396			
D	2	3119	8,8	2,82	384			
Валок верхнии № 2	3	2887	8,1	2,81	380			
	4	2912	7,8	2,68	369			
Среднее значение		2976	8,1	2,71	382			
	1	6021	7,3	1,21	396			
Валок нижний № 1	2	5638	5,6	0,99	389			
	3	5826	6,2	1,06	379			
Среднее значение		5828	6,4	1,09	388			
	1	5941	7,1	1,19	400			
Валок нижний № 2	2	5612	5,5	0,98	382			
	3	5723	6,3	1,10	379			
Среднее значение		5758	6,3	1,09	387			
		Плавка № 1	l (0,21 % V)					
	1	3224	8,5	2,64	410			
D	2	3488	6,3	1,81	398			
Валок верхнии № 1	3	3010	6,4	2,13	388			
	4	3287	7,6	2,31	388			
Среднее значение		3252	7,2	2,22	396			
	1	3389	7,7	2,27	415			
Downwar population	2	3115	8,1	2,60	402			
Балок верхнии № 2	3	3174	6,4	2,02	386			
	4	3226	6,2	1,92	388			
Среднее значение		3226	7,1	2,20	398			

2. Эксплуатационные характеристики опытных валков

D		Эксплуатационные характеристики						
Валок	Число установок	Ν	δ, мм	δ ₁ , 10 ³ мм	Твердость, НВ			
	1	6452	6,2	0,96	410			
Валок нижний № 1	2	6159	5,2	0,84	392			
	3	6087	5,9	0,97	381			
Среднее значение		6232	5,8	0,92	394			
	1	6318	5,9	0,93	408			
Валок нижний № 2	2	6184	6,1	0,97	388			
	3	6368	5,8	0,91	396			
Среднее значение		6290	5,9	0,94	397			
		Плавка №	1 (0,31 % V)					
	1	3284	7,8	2,38	406			
	2	3198	6,2	1,94	392			
Валок верхний № 1	3	3312	7,9	2,39	392			
	4	3238	6,9	2,13	386			
Среднее значение		3258	7,2	2,21	394			
	1	3304	6,9	2,09	410			
	2	3211	7,3	2,27	392			
Валок верхнии № 2	3	3168	6,7	2,11	386			
	4	3242	7,8	2,41	380			
Среднее значение		3231	7,2	2,22	392			
	1	6405	5,6	0,87	408			
Валок нижний № 1	2	6227	6,4	1,03	400			
	3	6043	5,9	0,98	396			
Среднее значение		6225	6,0	0,96	401			
	1	6337	6,2	0,98	396			
Валок нижний № 2	2	6286	5,8	0,92	382			
	3	6312	5,6	0,89	388			
Среднее значение		6311	5,9	0,93	389			

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ И НОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ

разование VN. Сравнение стандартных энергий Гиббса образования нитридов Cr, Mo, Si, V при температуре 1873 К показало, что наибольшее сродство к азоту имеют V и Si, но значительная часть кремния расходуется на взаимодействие с кислородом, поэтому ванадий может образовывать соединение с азотом.

Ванадий имеет большое химическое сродство к углероду, следствием которого является образование VC уже при введении 0,1 % V. Кроме того, ванадий уменьшает растворимость углерода в γ -железе и увеличивает его растворимость в α -железе. При введении ванадия в сплав эвтектоид приобретает более тонкое строение; снижается критическая скорость охлаждения в перлитной области. Мелкодисперсные карбиды ванадия оказывают зародышевое действие на перлитное превращение [2].

Нитриды и карбиды ванадия измельчают металлическую основу сплава, делают ее более равномерной. На рис. 2 приведены микроструктуры наклонных валков из стали 150ХНМЛ с ванадием в количестве 0,2 % и без ванадия. Видно, что при введении в сталь ванадия получили более мелкую и равномерную структуру (балл зерна 5,6), чем в стали без ванадия (балл зерна 3,5). Кроме того, отсутствует замкнутая карбидная сетка, которая присутствует в структуре стали без ванадия.

При введении в сталь 0,1 % V количество образующихся соединений недостаточно, процесс измельчения зерна не происходит в полном объеме, в результате чего свойства снижаются. При введении V > 0,2 % дальнейшего повышения свойств не наблюдается, что может быть связано с достижением максимального уровня эффекта измельчения структуры в данных условиях.

Эффект от ввода ванадия в состав стали значительно сильнее, чем от обработки расплава РЗМ:



Рис. 2. Микроструктура стали 150ХНМЛ (×100): *a* – без ванадия; *б* – с 0,2 % V

— верхний наклонный валок: увеличение N в среднем на 13,6 %; снижение δ на 17,8 %; снижение δ_1 на 27,1 %;

— нижний наклонный валок: увеличение N в среднем на 11,6 %; снижение δ на 17,6 %; снижение δ_1 на 26,2 %.

Это свидетельствует о том, что фактор измельчения металлической основы сплава оказывает более сильное воздействие на эксплуатационные характеристики наклонных валков, чем фактор перевода неметаллических включений в дисперсную и тугоплавкую форму.

Таким образом, введение в состав стали 150ХНМЛ ванадия в количестве 0,2 % увеличивает эксплуатационные характеристики и твердость наклонных валков, что можно объяснить модифицирующим действием соединений ванадия (карбиды, нитриды) на металлическую основу сплава.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Марукович Е.И., Карпенко М.И. Износостойкие сплавы. М.: Машиностроение, 2005. 428 с.

2. Ершов Г.С., Бычков Ю.Б. Физико-химические основы рационального легирования сталей и сплавов. М.: Металлургия, 1982. 360 с.

Валерий Александрович Коровин, канд. техн. наук, lmps@nntu.nnov.ru; Игорь Олегович Леушин, д-р техн. наук; Алексей Сергеевич Киров, аспирант; Сергей Викторович Костромин, канд. техн. наук

-

Реклама Вашей продукции в нашем журнале – один из способов достижения Вашего успеха!

Журнал "Заготовительные производства в машиностроении" читают руководители и специалисты предприятий машиностроительного комплекса.

Публикация рекламного объявления в нашем журнале даст Вам возможность:

- найти партнеров, заинтересованных в современных исследованиях, а также внедрении Ваших идей и разработок в области машиностроения;
- установить контакты с организациями и фирмами в России и странах ближнего и дальнего зарубежья;
- наладить обмен информацией.

Наш журнал распространяется только по подписке – это является надежной гарантией того, что Ваше рекламное объявление прочитают именно специалисты, т.е. оно попадет точно в цель.

Обращайтесь в отдел продаж, маркетинга и рекламы ООО "Издательство Машиностроение": 107076, г. Москва, Стромынский пер., д. 4. Тел.: (499) 269-66-00, 269-52-98. Факс (499) 269-48-97. E-mail: <u>marketing@mashin.ru</u> www.mashin.ru

ООО "Издательство Машиностроение", 107076, Москва, Стромынский пер., 4 Учредитель ООО "Издательство Машиностроение". E-mail: zpm@mashin.ru Телефоны редакции журнала: (499) 268-47-19, 268-36-54, 268-69-19. http://www.mashin.ru Дизайнер Подживотов К.Ю. Технический редактор Жиркина С.А. Корректоры Сажина Л.И., Сонюшкина Л.Е. Сдано в набор 15.11.2011 г. Подписано в печать 22.12.2011 г. Формат 60×88 1/8. Бумага офсетная. Печать офсетная. Усл. печ. л. 5,88. Уч.-изд. л. 7,10. Заказ 4. Свободная цена. Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ООО "Издательство Машиностроение". Отпечатано в ООО "Подольская Периодика". 142110, Московская обл., г. Подольск, ул. Кирова, д. 15.

🙆 ИЗДАТЕЛЬСТВО МАШИНОСТРОЕНИЕ



Цена 660 р.

ИДЕОЛОГИЯ КОНСТРУИРОВАНИЯ

А.Ф. Крайнев

384 c. ISBN 5-217-03172-7

Содержит систему принципов, тенденций и идей совершенствования конструкций (структуры, геометрии) объектов искусственного мира. От известных аналогов отличается новой концепцией теории механизмов и машин. Суть новой концепции заключается в выборе или синтезе структурной схемы, в которой были бы закодированы (по аналогии с хромосомой) самые совершенные конструктивные решения. Такой выбор или синтез предусматривает более точную и правильную взаимосвязь схемных представлений, конструктивных решений (с учетом зазоров, погрешностей изготовления, деформаций, трения), материалов и технологии изготовления. Используя данную систему, можно не только выбирать лучшие схемы и конструкции из числа известных, но и создавать новые более совершенные устройства. Содержание основных разделов построено на примерах из компьютерного банка (схем и конструктивных решений), составленного автором. Приведена методология построения банка и даны отдельные его фрагменты.

Для инженеров-конструкторов, научных работников, преподавателей и студентов втузов.

УДИВИТЕЛЬНАЯ МЕХАНИКА

А.Ф. Крайнев

120 c. ISBN 5-217-03276-6

В краткой и популярной форме, в основном в виде красочных рисунков приведены начальные сведения о физических явлениях и закономерностях процессов, встречающихся в современных машинах.

Рассказано, как бороться с трением, инерцией и вибрациями и каким удивительным образом они служат человеку. На большом числе примеров продемонстрировано преобразование простого рычага в сложнейшие механизмы и не менее удивительное превращение клина в винт, вентилятор, в шнек мясорубки, в несущий винт вертолета и даже в турбовентиляторный двигатель.

Представлены "прозрачными" лифт, эскалатор, грузоподъемный кран и экскаватор, пресс, двигатель внутреннего сгорания, коробка передач, гидронасос и гидромотор, гидроэлектростанция, обрабатывающий станок и многое другое.

В приведенных пояснениях удалось обойтись без математических формул. Книга рассчитана на широкий круг читателей, в том числе учащихся.

Для понимания представленных решений не нужно быть специалистом в данной области, достаточно иметь самые элементарные знания физики.



Цена 484 р.

Приобрести книгу по цене издателя можно, прислав заявку по почте: 107076, г. Москва, Стромынский пер., 4; по факсу: (499) 269-48-97; по e-mail: realiz@mashin.ru. Информация по тел.: (499) 269-66-00, 269-52-98 и на сайте WWW.MASHIN.RU