ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

ЗАГОТОВИТЕЛЬНЫЕ ПРОИЗВОДСТВА В МАШИНОСТРОЕНИИ

(Кузнечно-штамповочное, литейное и другие производства)

№ 6 июнь 2013

Председатель редакционного совета и Главный редактор
СЕМЁНОВ Е.И.

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

Зам. Главного редактора
СЕРИКОВА Е.А.

Редакционный совет:
БЕЛЯКОВ А.И.
БЛАНТЕР М.С.
БОГАТОВ А.А.
БОКОВ А.А.
ГАРИБОВ Г.С.
ГРОМОВ В.Е.
ГУН И.Г.
ЕВСЮКОВ С.А.
ЕРШОВ М.Ю.
КАСАТКИН Н.И.
КИДАЛОВ Н.А.
КОРОТЧЕНКО А.Ю.
КОШЕЛЕВ О.С.
КРУК А.Т.
МОРОЗ Б.С.
МУРАТОВ В.С.
НАЗАРЯН Э.А.
ОВЧИННИКОВ В.В.
ПАСЕЧНИК Н.В.
ПОВАРОВА К.Б.
ПОЛЕТАЕВ В.А.
СЕМЁНОВ Б.И.
СУБИЧ В.Н.
ТРЕГУБОВ В.И.
ШАТУЛЬСКИЙ А.А.
ШЕРКУНОВ В.Г.
ШЕСТАКОВ Н.А.
ШПУНЬКИН Н.Ф.
ЯКОВЛЕВ С.С.
ЯМПОЛЬСКИЙ В.М.
БАСТ Ю.
ТУТМАН Т.
ЭРКСЛЕБЕН С.

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

За содержание рекламных материалов ответственность несет рекламодатель

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

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

СОДЕРЖАНИЕ

Литейное и сварочное производства

Евлампиев А.А., Чернышов Е.А., Королёв А.В., Гусева О.Б., Михайлов С.В. Влияние продуктов деструкции разделительного покрытия и стержневой смеси на образование газовых дефектов в стальных отливках . . . 3

Тахиров А.А., Гущин Н.С. Влияние углерода, хрома и кремния на графитизацию легированного чугуна . . . 7

Шнеерсон В.Я. К характеристикам течения жидкого металла сварочной ванны при сварке металлов плавлением . . . 9

Кузнечно-штамповочное производство

Бурлаков И.А., Забельян Д.М., Шагов И.А., Бондаренко А.К., Гладков Ю.А. Изготовление деталей типа плоских пружин с применением метода гибки ленты на ребро . . . 17

Филимонов С.В., Лапин В.В., Филимонов В.И., Айнуллов А.И. Формообразование в роликах широких профилей с гофрированным дном и периферийными фальцами . . . 20

Прокатно-волочильное производство

Коваль Г.И., Каримова Т.Г. Расчет параметров валков прокатно-ковочных станов . . . 26

Материаловедение и новые материалы

Берент В.Я., Осинцев О.Е., Забавина М.В., Кирюшин И.И. Исследование, разработка состава и технологии изготовления металлокерамических тормозных колодок . . . 30

Муравьёв В.И., Лончаков С.З., Саблин П.А., Фролов А.В. Влияние среды нагрева под закалку и последующей обработки на малоцикловую усталость коррозионно-стойких сталей аустенитного и аустенитно-мартенситного классов . . . 38

Информация

Снигирев А.И., Железняк Л.М., Снигирев Н.А., Воронин В.В. Повышение качества нихромовых полос для нагревательных элементов промышленных печей электросопротивления . . . 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", 2013

SCIENTIFIC TECHNICAL AND PRODUCTION JOURNAL

BLANKING PRODUCTIONS IN MECHANICAL ENGINEERING

(Forging and stamping, foundry and others productions)

№ 6 June 2013

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

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

Editorial Assistant
SERIKOVA E.A.

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

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

An advertiser is responsible for the promotional materials

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

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

CONTENTS

Casting and Welding Productions

Evlampiev A.A., Chernyshov E.A., Korolev A.V., Guseva O.B., Mikhaylov S.V. Influence of destruction products of separation coating and core sand on formation of gas defects in steel castings . . . 3

Takhirov A.A., Gushchin N.S. Influence of carbon, chromium and silicon on graphitization of alloyed cast iron . . . 7

Shneerson V.Ya. Characteristics of flow of molten metal in weld pool during welding of metals through fusion . . . 9

Forging and Stamping Productions

Burlakov I.A., Zabel'yan D.M., Shagov I.A., Bondarenko A.K., Gladkov Yu.A. Manufacture of machine components of type plain springs by band rib bending . . . 17

Filimonov S.V., Lapin V.V., Filimonov V.I., Aynullov A.I. Rolls forming of wide profiles with corrugated bottom and peripheral folds . . . 20

Rolling and Drawing Productions

Koval' G.I., Karimova T.G. Calculation of parameters of forging mills rolls . . . 26

Physical Metallurgy and New Materials

Berent V.Ya., Osintsev O.E., Zabavina M.V., Kiryushin I.I. Study, development of composition and technology of manufacture of experimental metal-ceramic brake pads . . . 30

Murav'ev V.I., Lonchakov S.Z., Sablin P.A., Frolov A.V. Influence of medium of heating for hardening and aftertreatment on low-cyclic fatigue of austenitic and austenitic-martensitic classes corrosion-resistant steels . . . 38

Information

Snigirev A.I., Zheleznyak L.M., Snigirev N.A., Voronin V.V. Improvement of quality of nickel-chromium strips for heating elements used in industrial eletrical-resistance furnaces . . . 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"

© "Mashinostroenie Publishers", "Blanking productions in mechanical engineering", 2013

УДК 621.74

А.А. Евлампиев, Е.А. Чернышов*, А.В. Королёв, О.Б. Гусева*, С.В. Михайлов**
(Чувашский государственный университет им. И.Н. Ульянова,
**Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева,*
*** ОАО "Чебоксарский агрегатный завод")*

Влияние продуктов деструкции разделительного покрытия и стержневой смеси на образование газовых дефектов в стальных отливках

Рассмотрены некоторые причины образования газовых дефектов в стальных отливках при использовании стержней, изготовленных по технологии Cold-box-amin-процесс, и при избыточном насыщении оборотной смеси органическими веществами, вносимыми разделительным покрытием. Показана необходимость своевременного вывода из оборота отработанных стержневых смесей и их регенерации для обеспечения стабильности качества формовочной смеси.

Ключевые слова: газовые дефекты; стальные отливки; стабильность свойств; формовочная смесь; стержни; разделительное покрытие; оборотная смесь; продукты деструкции; газообразование; углеродосодержание; годные отливки.

Some reasons of formation of gas defects in steel castings using cores made by Cold-box-amin-process and excess saturation of heap moulding sand by organic substances introduced by separation coating are considered. The necessity of timely completion of use of heap core sands and their regeneration for ensuring stability of moulding sand quality is shown.

Keywords: gas defects; steel castings; stability of properties; moulding sand; cores; separation coating; heap moulding sand; destruction products; generation of gas; carbon content; defectless castings.

В общем виде формовочная *песчано-глинистая смесь* (ПГС) состоит из наполнителя (свежего кварцевого песка, регенерата, оборотной смеси, прошедшей несколько циклов контакта с жидким металлом), органических веществ, оолитических материалов, инертной мелочи, и эта масса связана водной глиняной коллоидной системой. Содержание всех компонентов, входящих в состав ПГС, необходимо поддерживать в определенных интервалах, что позволяет обеспечивать стабильность технологических процессов и свойства литейной формы.

При изготовлении форм для стального литья массой до 200 кг рекомендуются относительно чистые смеси, в которых содержание базового минерала (SiO_2) должно составлять 80...85 %, органических веществ (углеродосодержание) до 1 %, оолитических 4...6 %, инертной мелочи 2...4 % и металлических материалов – доли процента [1].

Содержание базового минерала показывает состояние оборотной системной смеси на данный момент времени и может сигнализировать о необходимости дополнительного освежения за счет чистого кварцевого песка или регенерата. Данные о содержании других составляющих в системной смеси дают информацию о необходимой корректировке по отдельным компонентам для получения заданных свойств.

Управление качеством оборотной смеси возможно в основном на этапе ее подготовки (сепарации, просеивания, обеспыливания, охлаждения, увлажнения, гомогенизации, которая может совмещаться с частичной подачей добавок свежих материалов), а также подбором номенклатуры отливок, обеспечивающих приблизительно постоянную металлоемкость формы.

Основным технологическим принципом при приготовлении ПГС и других литейных смесей является обеспечение стабильности параметров и свойств исходных формовочных материалов и технологических процессов. При изменении условий формирования

отливок, применении новых материалов и технологий неизбежны материальные потери на этапе их освоения, так как любой технологический процесс разрабатывается обычно под определенную номенклатуру и условия производства, поэтому он требует некоторой корректировки и предусматривает временные ограничения объемов внедрения.

В настоящее время в отечественных литейных цехах широко применяют современные технологии изготовления литейных стержней Cold-box-amin-процессом, который позволяет резко повысить производительность участка при отличном качестве продукции. Кроме того, процесс характеризуется низким уровнем содержания связующего при обеспечении высоких прочностных параметров стержней, а также сравнительно низкой горячей прочностью, обеспечивающей их легкую выбиваемость.

Однако известны данные [2, 3], которые необходимо учитывать при внедрении эффективного процесса изготовления стержней – Cold-box-amin-процесса, проектировании новых и реконструкции старых производств литья.

В частности, в работе [2] указано, что при попадании в оборотную смесь значительного количества отработанной стержневой смеси нарушаются пропорции компонентов, а в итоге изменяются и отдельные параметры свойств готовой формовочной смеси, снижается размерная точность формы. Кроме того, при избыточном освежении формовочной смеси песком стержней, изготовленных по Cold-box-amin-процессу, происходит насыщение ПГС азотом и продуктами газификации растворителей, которые увеличивают газотворность формы и вероятность образования газовых дефектов в отливках.

В работе [3] приведены данные об особенностях процесса газовыделений после заливки форм и отмечено, что при прогреве стержней жидким металлом объемы и скорости газовыделений значительны и даже превышают эти показатели при использовании горячей оснастки. Фирма-разработчик "Эшланд" рекомендует этот процесс для массового и крупносерийного производств отливок из чугуна и цветных сплавов.

Необходимо отметить, что с момента разработки технологии Cold-box-amin-процесса прошло более 30 лет; за это время при совершенствовании технологии было снижено содержание компонентов в связующей системе с 0,8...1,2 до 0,5...0,6 % за счет применения упрочняющих добавок и эффективных растворителей (эфиры различных кислот и растительных масел, ароматические и алифатические углеводороды). Было снижено и общее содержание связующей композиции (до 1,0...1,2 %). Очевидно это, а также отмеченные выше преимущества, и послужило причиной у отечественных производителей использовать данную технологию при производстве стального литья.

В практике изготовления стального литья особое внимание необходимо уделять также выбору разделительных покрытий, наносимых на модельную оснастку при формовке с применением ПГС. Разделительное покрытие может служить дополнительным источником повышенного газообразования при заливке, если в его состав входят сложные углеводороды, масла, органические растворители. Однако влиянию разделительных покрытий на объемы газовыделений на границе металл–форма уделяется недостаточно внимания.

Можно предположить, что механизм насыщения ПГС продуктами деструкции компонентов разделительного состава (на основе синтетических жирных кислот и/или гидрированного изопарафинового масла, а также растворителей) аналогичен насыщению продуктами деструкции полимеров и растворителей связующих стержневых смесей.

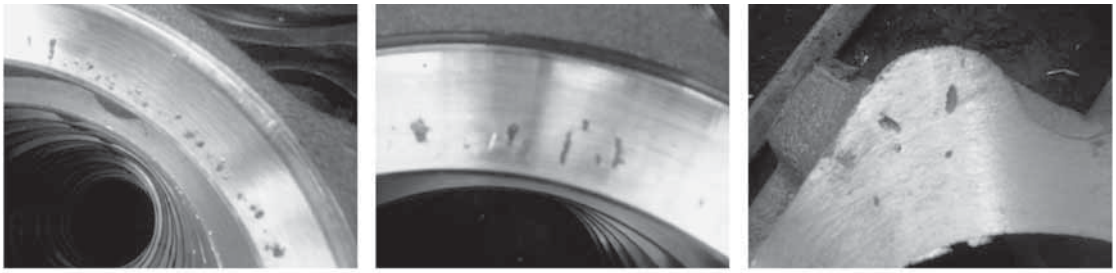
Известно, что углеводороды с разветвленной цепью при обычных условиях проявляют высокую химическую устойчивость, а при прогревании подвержены различным химическим превращениям. Чем сложнее углеводород по химическому составу, тем он менее прочен в термодинамическом отношении. Таким образом, сложное разделительное покрытие, с одной стороны, упрочняет поверхность формы, а с другой – может усугублять условия формирования отливки в литейной форме с точки зрения увеличения вероятности образования газовых дефектов.

Далее приведены предварительные результаты исследования качества стальных отливок с использованием стержней, изготовленных по Cold-box-amin-процессу, и сложного разделительного покрытия (типа Формол), наносимого на модельную оснастку.

В производственных условиях при получении стальных корпусных отливок с фланцами массой до 50 кг в песчано-глинистых формах применяли стержни, получаемые по горячей оснастке. Учитывая известные недостатки данной технологии, стержни изготовляли по Cold-box-amin-процессу. При освоении новой технологии уровень забракованных отливок по газовым раковинам периодически увеличивался.

Исследование темплетов показало, что конфигурация и расположение раковин в объеме отливок с толстыми стенками менялись, чаще выявлялись газовые раковины в виде мелких пузырей диаметром от 1 до 5 мм (рис. 1).

Вероятно, это случайные дефекты, образовавшиеся в процессе взаимодействия расплава с формой, когда газовые пузырьки не успели всплыть в затвердевающем расплаве. Источником газовых пузырей в этом случае могли быть избыточная влага в сырой форме, избыточные объемы образовавшихся газов в центральном стержне и повышенное давление, в результате чего и образовывалась ситовидная газовая пористость со стороны центрального стержня (см. рис. 1, *а*).



а) *б)* *в)*

Рис. 1. Газовые раковины в стальных отливках (после механической обработки на различных уровнях по высоте цилиндра): *а* – газовая пористость со стороны центрального стержня; *б*, *в* – газоусадочные дефекты в теле отливки и в подприбыльной зоне соответственно

Рис. 2. Ситовидная газовая пористость

Кроме того, как показано в работе [4], на образование газовых раковин влияют и другие факторы, в частности, насыщение смеси продуктами деструкции, а также азотом и продуктами разложения полимеров и растворителей связующей системы. Некоторые пузырьки, проникшие под давлением через относительно толстую корочку металла, изменяют свою конфигурацию и приобретают вытянутую неправильную форму. Такие дефекты можно отнести к газоусадочным (см. рис. 1, *б*, *в*).

Характерный пример образования газовых дефектов в виде ситовидной пористости в относительно мелких стальных отливках типа крышки (до 25 кг) представлен на рис. 2. Отливки получали по той же технологии, что и в первом случае, но с опрыскиванием модели разделительным покрытием.

Установлено, что основной причиной образования газовых дефектов было избыточное содержание органических веществ в формовочной ПГС. Источником газообразования оказалось совместное влияние двух факторов: насыщение смеси продуктами газификации и деструкции разделительного покрытия на основе парафинов, применяемого для смазки модели, и избыточное пополнение оборотной смеси песком легковыбиваемых стержней, изготовленных по Cold-box-amin-процессу. Последнее также привело к насыщению системной оборотной смеси азотом и продуктами деструкции полиуретана и растворителей. Это подтверждается результатами определения *потери массы образца при нагревании* (ПМН), проведенными на пробах, отобранных с поверхностного слоя формы (глубиной 10 мм). Результаты исследования приведены в таблице.

Установлено, что при прогреве до 200 °С за короткий промежуток времени выделяется наибольшее количество легколетучих веществ. В интервале температур 400...1000 °С продолжает выделяться значительное количество газов после деструкции и газификации различных органических составляющих.

Общие объемы содержания органических веществ (углеродосодержание) и в формочной, и системной оборотной смеси превышают допустимое значение (1 %), что свидетельствует о высокой засоренности используемых смесей и необходимости их срочного освежения за счет чистого кварцевого песка.

Анализ качества металла показал, что цвет раковин на мелких отливках, где преимущественно играло роль избыточное газообразование, из-за покрытия был темный, почти черный, а на толсто-

Сравнительные данные испытаний

Смесь	ПМН, мг, при температуре, °С				Σ ПМН, мг	Углеродо-содержание, %
	200	400	700	1000		
Формовочная ПГС с разделительным покрытием	231,2	97,6	75,4	13,51	417,7	4,2
Системная оборотная смесь	85,6	23,2	67,5	33,1	209,4	2,1

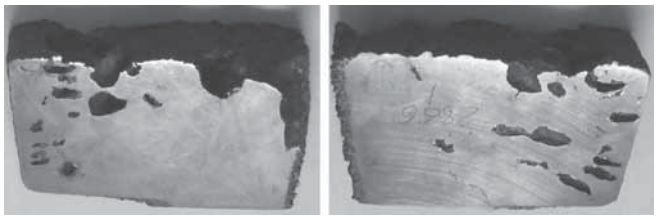


Рис. 3. Газовые раковины на темплетах, вырезанных из верхнего фланца отливки

стенных отливках цвет газовых раковин, образовавшихся преимущественно от деструкции связующего и азота, был светлый с различными бурыми оттенками.

В производственных условиях возможно действие различных по степени негативных факторов, затрудняющих работу по диагностике причин возникновения дефектов в реальных отливках. Нередко доминирует сразу несколько основных факторов, и в этих условиях технология изготовления отливки становится нестабильной. В условиях нестабильности состава оборотной смеси и неравномерного пополнения за счет песка легковыбиваемых стержней и других факторов образовывались объемы с повышенной засоренностью оборотной смеси, при использовании которых в принципе невозможно было получить годные отливки.

На рис. 3 показаны темплеты из подприбыльных зон отливок, полученных в экстремальных условиях, когда действует одновременно несколько негативных факторов: местное пересыщение оборотной смеси песком легковыбиваемых стержней, азотом, продуктами деструкции растворителей, разделительного состава и другими веществами.

На рис. 3 видны места внедрения газов из формы и крупные газовые пузыри. Объем и давление газов, образовавшихся в процессе заливки и в первый период затвердевания металла, были настолько велики, что препятствовали нормальному питанию отливки из прибыли. Такое интенсивное газовыделение требует организации направленного вывода газов из стержней и окрашивания их газонепроницаемыми покрытиями.

Выводы

1. Проектирование и внедрение Cold-box-amin-процесса должно сопровождаться решением вопросов применения высокого качества песков, вывода из оборота отработанных стержневых смесей, регенерации отработанных смесей с обязательной термической операцией для удаления органических веществ.

2. Насыщение ПГС азотом и продуктами газификации растворителей можно предотвратить, применяя освежение чистым кварцевым песком или регенератом.

3. В целом, качество литья определяется уровнем стабильности технологических процессов подготовки исходных материалов, приготовления смеси и качеством формы.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Евлампиев А.А., Чернышов Е.А., Королёв А.В.** Общие положения и рекомендации при выборе процессов приготовления и составов формовочных смесей // Литейное производство. 2005. № 8. С. 10–13.

2. **Бусби Э.Д.** Работа с песчано-глинистыми смесями в условиях использования значительного объема cold-box-стержней / пер. с англ. О.А. Бройтман. 2011. 16 с.

3. **Инженерная** экология литейного производства / А.Н. Болдин, А.И. Яковлев, С.Д. Тепляков, А.А. Шпектор, С.С. Жуковский. М.: Машиностроение, 2010. 352 с.

4. **Анализ** газового режима формы и диагностики причин образования дефектов в стальных отливках ответственного назначения / Е.А. Чернышов, А.А. Евлампиев, О.Б. Гусева, Н.В. Хмелёв, С.В. Михайлов // Литейщик России. 2011. № 6. С. 23–25.

Анатолий Александрович Евлампиев,
канд. техн. наук;
Евгений Александрович Чернышов, д-р техн. наук,
taep@nntu.nnov.ru;
Андрей Валерьевич Королёв, канд. техн. наук;
Олеся Борисовна Гусева;
Сергей Викторович Михайлов

УДК 621.74

А.А. Тахиров, Н.С. Гущин *(ОАО НПО "ЦНИИТМАШ", г. Москва)*

Влияние углерода, хрома и кремния на графитизацию легированного чугуна

Установлено влияние углерода, хрома и кремния на количество пластинчатого графита и карбидной фазы в хромоникелевом чугуне, а также на условия формирования типа карбида.

Ключевые слова: включения пластинчатого графита; карбидная фаза; хром; кремний; углерод; ступенчатая проба; хромоникелевый чугун.

Influence of carbon, chromium and silicon on amount of flake graphite and carbide phase in chromium-nickel cast iron, and also on conditions for formation of carbide type is established.

Keywords: inclusions of flake graphite; carbide phase; chromium; silicon; carbon; stepped sample; chromium-nickel cast iron.

В отделе литейных процессов ОАО НПО "ЦНИИТМАШ" разработан новый класс износостойких чугунов на основе хрома и никеля. Преимуществом этих сплавов является то, что необходимые физико-механические и эксплуатационные свойства у них достигаются в литом состоянии, т.е. без применения термической обработки.

Металлическая основа (МО) их в литом состоянии состоит из мартенсита и остаточного аустенита, а карбидная фаза – из карбидов тригонального типа $(Cr, Fe)_7C_3$.

Выделение части структурно-свободного углерода в виде различной формы графита в процессе охлаждения *хромоникелевого чугуна* (ХНЧ), во-первых, способствует обеднению аустенита углеродом, в результате происходит повышение температуры начала мартенситного превращения, что приводит при охлаждении к трансформации аустенита в мартенсит; во-вторых, за счет выделения определенного количества структурно-свободного углерода снижается концентрация связанного углерода.

Таким образом, для чугуна с содержанием 8...10 % Cr соотношение концентрации хрома и концентрации связанного углерода $[Cr]/[C_{св}] = 3,0...10,0$, что является необходимым условием для формирования в МО карбидов тригонального типа $(Cr, Fe)_7C_3$, которые в сравнении с карбидами цементитного типа $(Fe, Cr)_3C$ в меньшей степени ухудшают технологические свойства легированных чугунов и в то же время их микротвердость больше микротвердости последних в 1,5 раза.

Основным недостатком ХНЧ с шаровидным графитом является то, что с уменьшением массы (менее 15 кг) и толщины (менее 15 мм) отливок требуется повышенное содержание кремния (более 4,0 %), необходимое для процесса графитизации ХНЧ. При указанном содержании кремния образуются хрупкие включения силикокарбида, которые резко снижают прочностные характеристики чугуна.

Установлено, что хром и марганец, которые являются карбидообразующими элементами, препятствуют выделению графита, а никель и углерод, наоборот, способствуют графитизации чугунов.

Определено также, что в ХНЧ с понижением содержания хрома с 8 до 3 % нижний предел соотношения $[Cr]/[C_{св}]$ увеличивается от 3 до 4 и более.

Оптимальное количество включений пластинчатого графита, необходимое для получения карбидно-мартенситной МО ХНЧ, составляет 0,4...1,5 %.

Оптимально-необходимое содержание общего углерода в ХНЧ с содержанием 3,0...(4,5...6,0) % Cr можно рассчитать по следующей формуле:

$$\frac{[Cr]}{[C_{св}]} = 4,0, \qquad (1)$$

где

$$C_{св} = C_{об} - C_{гр}, \qquad (2)$$

где $C_{об}$ – содержание общего углерода в чугуне, %; $C_{гр}$ – количество включений пластинчатого графита, %, приняли $C_{гр} = 1,5$ %.

Соотношение

$$\frac{Cr}{C_{об} - C_{гр}} = 4,0,$$

следовательно

$$C_{об} = \frac{|Cr|}{4,0} + C_{гр}.$$

В ХНЧ при содержании 3,0 % Cr общее содержание углерода в чугуне

$$C_{об} = \frac{3,0}{4,0} + 1,5 = 2,3\ \%;$$

при содержании 4,5 % Cr

Результаты исследования

Номер образца	Содержание элементов, %					$C_{гр}$	K_1	K_2
	Mn	Ni	$C_{об}$	Cr	Si	%		
1А1	0,2	4,0	2,3	3,0	4,5	1,0	–	12
1Б1					4,0	0,8	–	14
1В1					3,5	–	17	–
2А1			2,6	4,5	4,5	0,8	–	16
2Б1					4,0	0,6	–	18
2В1					3,5	–	22	–
3А1			3,0	6,0	4,5	0,6	–	20
3Б1					4,0	0,4	–	24
3В1					3,5	–	28	–

Примечание. Диаметр ступени пробы 10 мм.

Обозначения: K_1 – карбид цементитного типа $(Fe, Cr)_3C$; K_2 – карбид тригонального типа $(Cr, Fe)_7C_3$.

$$C_{об} = \frac{4,5}{4,0} + 1,5 = 2,6\,\%;$$

при содержании 6,0 % Cr

$$C_{об} = \frac{6,0}{4,0} + 1,5 = 3,0\,\%.$$

В качестве исследуемой отливки использовали ступенчатую пробу, ступени которой имели диаметры 10; 20; 30 и 40 мм [1].

Автоматическую количественную оценку количества включений пластинчатого графита и карбидной фазы, которое определяли по площади шлифа, занятой ими, осуществляли с помощью прибора "Квантимет", при этом относительное стандартное отклонение составляло 0,4 %. Измерения проводили на шлифе ступени пробы диаметром 10 мм.

В таблице приведены результаты исследования комплексного влияния содержания $C_{об}$, Cr и Si на количество включений пластинчатого графита $C_{гр}$ и карбидов K_1 и K_2 в МО ХНЧ.

Установлено, что при содержании 2,3 % $C_{об}$, 3,0 % Cr и уменьшении содержания кремния с 4,5 до 4,0 % количество включений $C_{гр}$ в металле образцов 1А1 и 1Б1 снижается с 1,0 до 0,8 %, а в металле образца 1В1 они отсутствуют. Причиной этого является то, что содержание кремния в ХНЧ уменьшилось с 4,5 до 3,5 %, но в то же время количество карбидной фазы возросло от 12 до 17 %. При выделении включений $C_{гр}$ формируются карбиды тригонального типа (K_2), а при отсутствии включений $C_{гр}$–карбиды цементитного типа (K_1).

С увеличением содержания $C_{об}$ и Cr до 2,6 и 4,5 % соответственно количество включений $C_{гр}$ в металле образцов 2А1 и 2Б1 уменьшается с 0,8 до 0,6 %, а в металле образца 2В1 они отсутствуют. При этом доля карбидной фазы в их МО увеличивается от 16 до 22 %. Такая же тенденция наблюдается и у чугуна с содержанием $C_{об}$ и Cr 3,0 и 6,0 % соответственно. Количество включений $C_{гр}$ снижается с 0,6 до 0,4 %, а карбидной фазы увеличивается от 20 до 28 %.

Снижение количества включений $C_{гр}$ связано не с повышением содержания Cr, а с увеличением содержания $C_{об}$, так как последний в большей степени влияет на формирование карбидной фазы, поэтому ее количество растет с повышением содержания $C_{об}$.

Количество углерода в карбиде тригонального типа больше на 1,3 %, чем углерода в карбиде цементитного типа, поэтому количество карбидов K_1 всегда будет больше количества карбидов K_2 при одинаковом составе чугуна. Кроме этого, на образование карбидной фазы расходуется связанный углерод, что затрудняет его частичное выделение в виде пластинчатого графита.

Заключение. Исследования показали, что количество включений пластинчатого графита $C_{гр}$ в МО ХНЧ зависит от содержания общего углерода $C_{об}$, хрома и кремния в чугуне, а доля карбидной фазы – в большей степени от содержания $C_{об}$ в чугуне и в меньшей степени от содержания хрома. Тип карбида зависит от наличия в МО ХНЧ включений пластинчатого графита: при их отсутствии формируются карбиды цементитного типа $(Fe, Cr)_3C$, а при их наличии – карбиды тригонального типа $(Cr, Fe)_7C_3$.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Тахиров А.А., Гущин Н.С.** Влияние легирования на графитизацию хромистого чугуна // Заготовительные производства в машиностроении. 2013. № 2. С. 3–5.

Асиф Ашур оглы Тахиров;
Николай Сафонович Гущин, канд. техн. наук,
lit-otdel@yandex.ru

УДК 621.791

В.Я. Шнеерсон

К характеристикам течения жидкого металла сварочной ванны при сварке металлов плавлением

Для расчетов гидродинамических показателей течения расплава сварочной ванны предложены соотношения, характеризующие удельный расход металла в ванне по ее ширине при различных расчетных схемах источников тепла. Для этих же расчетных схем найдены зависимости для скорости течения металла на передней стенке ванны и толщины слоя на ней. В экспериментах по проплавлению пластин из низкоуглеродистой стали плазменной горелкой определены геометрические характеристики проплавленного слоя и удельный расход металла; полученные результаты удовлетворительно согласуются с расчетными соотношениями.

Ключевые слова: удельный расход металла; расчетные схемы источников тепла; скорость течения металла; толщина слоя жидкого металла.

For calculations of hydrodynamic parameters of specific consumption of the metal in the weld pool of various widths and for different heat source designs are offered. For each design schemes are found empirical relations for the velocity of metal flow on the front wall of the pool, and for the thickness of the metal deposited on the front wall. Also define the geometry of melted layer and the specific consumption of the metal in carried experiments on the melting of low carbon steel plates under plasma torch. Obtained experimental results are in good agreement with the predictions of proposed empirical relations.

Keywords: specific consumption of metal; heat calculation; velocity of metal flow; thickness of liquid metal.

Введение. Образование сварного шва сопровождается сложными физико-химическими процессами, некоторые из которых не описываются существующими разделами теории сварки и для анализа которых необходимо привлекать законы других наук, в частности гидродинамики. Известно большое количество работ, использующих основные положения этой науки для изучения процессов образования сварных швов. Так, процессы формирования шва определяются, в первую очередь, особенностями течения металла по сварочной ванне, от которых зависит также и образование таких дефектов формы шва, как подрезов, прожогов, дефектов типа "Humping" [1].

В работе А.Д. Размышляева (Гидродинамические параметры пленки жидкого металла на передней стенке кратера ванны при дуговой сварке // Автоматическая сварка. 1982. № 1. С. 20–25, 39) отмечено, что и эффективность проплавления дугой основного металла во многом определяется скоростью течения металла по передней стенке и толщиной слоя расплава на ней. От гидродинамических процессов, происходящих в ванне, зависит также однородность сварных швов, насыщенность жидкого металла газами, образование газовых пустот и оксидных включений. С особенностями течения металла на передней стенке сварочной ванны может быть связано и слоистое строение сварного шва [2].

Для изучения течения металла по сварочной ванне применяют экспериментальные методы и методы математического моделирования [1, 3]. Таким образом, имеется определенный ряд задач, для решения которых должны применяться методы гидродинамики.

В настоящее время для характеристики течения металла по сварочной ванне нет установившейся терминологии; такие понятия, как массовый, объемный, удельный расход жидкости (расход на единицу ширины потока), применяемые в гидродинамике, в процессах сварки не используются. В то же время необходимо отметить, что для оценки производительности расплавления электрода существуют такие характеристики, как мгновенная массовая скорость расплавления электрода, коэффициент расплавления, которые в определенной мере соответствуют отмеченным выше понятиям гидродинамики. Однако применительно к плавлению основного металла такие характеристики отсутствуют, хотя необходимость в них существует, в первую очередь, для расчетов скорости течения металла ванны, толщины слоя жидкого металла.

Для описания гидродинамических явлений в процессах сварки можно ввести следующие понятия:

1) *скорость плавления основного металла* – количество металла, поступающего с передней стенки сварочной ванны в единицу времени через поперечное сечение проплавленного металла (массовая или объемная характеристика) – величина, соответствующая расходу жидкости в гидродинамике;

2) *удельный расход металла* – скорость плавления основного металла, рассчитанная на единицу ширины сварочной ванны – величина, соответствующая удельному расходу в гидродинамике. Это понятие можно использовать и для оценки скорости плавления металла с единицы поверхности передней стенки.

Цель работы – найти выражения для удельного расхода металла при различных расчетных схемах источников тепла и использовать эту характеристику течения для расчета скорости течения металла и толщины слоя металла на передней стенке сварочной ванны.

1. Определение удельного расхода металла при различных расчетных схемах нагрева. Под удельным расходом металла подразумевается величина, определяемая соотношением

$$q = \frac{S\,\mathrm{v}_{\text{св}}}{B}, \qquad (1.1)$$

где S – площадь проплавления металла:

$$S = \frac{\eta_t\,\eta_u\,P}{h_p\,\rho\,\mathrm{v}_{\text{св}}} \qquad (1.2)$$

(обозначения, использованные в формулах, приведены в табл. 1).

Числитель выражения (1.1) – это скорость плавления основного металла – количество металла, поступающего в сварочную ванну в единицу времени через поперечное сечение проплавленного металла (массовая или объемная характеристика) – величина, соответствующая расходу жидкости в гидродинамике, т.е.

$$Q = S\,\mathrm{v}_{\text{св}}. \qquad (1.3)$$

Из этого выражения следует, что удельный расход металла на единицу площади поперечного сечения проплавленного металла численно равен скорости сварки.

1.1. Схема быстродвижущегося точечного источника нагрева. Ширина проплавления по схеме точечного источника тепла [4] определяется соотношением

$$B = \sqrt{\frac{8}{\pi e}}\,\sqrt{\frac{\eta_u}{c\,\rho\,(T_p - T_0)}}\,\sqrt{\frac{p}{\mathrm{v}_{\text{св}}}}. \qquad (1.4)$$

После подстановки (1.2) и (1.4) в (1.1) получим выражение для удельного расхода:

$$q = \sqrt{\frac{\pi e}{8}}\,\frac{\eta_t\,[\eta_u\,c\,\rho\,(T_p - T_0)]^{0,5}}{\mu_s\,\rho\,h_p}\,\sqrt{P\,\mathrm{v}_{\text{св}}}. \qquad (1.5)$$

В уравнение (1.5) для приведения формы проплава к форме эквивалентного прямоугольника вводится коэффициент полноты проплавления μ_s, который принимаем равным 0,6.

Выражение для удельного расхода q, м^2/с, на единицу ширины ванны для низкоуглеродистой стали после подстановки значений постоянных и коэффициентов в соответствии с табл. 2 имеет вид:

$$q = 0{,}32 \cdot 10^{-5}\,(P\,\mathrm{v}_{\text{св}})^{0,5}. \qquad (1.6)$$

1.2. Схема быстродвижущегося линейного источника нагрева в пластине. Площадь проплавления по этой схеме определяется выражением [4]:

$$S = b\,B. \qquad (1.7)$$

Используя уравнение (1.1) , можно получить следующее выражение для удельного расхода на единицу ширины проплава при этой схеме нагрева:

$$q = b\,\mathrm{v}_{\text{св}}. \qquad (1.8)$$

1.3. Схема быстродвижущегося линейного источника нагрева в пластине (при использовании критериальных соотношений). Выражение для ширины проплавления при проплавлении тонколистового материала с ис-

1. Обозначения, принятые в статье

Обозначение	Наименование	Обозначение	Наименование
x, y	Ось координат вдоль поверхности передней стенки кратера ванны и ось координат, перпендикулярная к ней	Q	Общий расход металла по сварочной ванне
$\mathrm{v}_{\text{св}}$	Скорость перемещения образца	q	Удельный расход металла
v_x	Скорость течения металла на передней стенке кратера ванны	$h(x)$	Толщина слоя металла на передней стенке
v_1	Средняя скорость движения металла по передней стенке кратера ванны	h_1	Средняя толщина слоя металла на передней стенке кратера ванны
p	Давление на свободной поверхности жидкости	B	Ширина проплавления сварочной ванны
p_c	Касательная составляющая силы дуги	$B_{\text{опт}}$, $B_{\text{пр}}$	Ширина проплавления ванны в режиме нормального формирования и в режиме периодического прожога
f	Ускорение от действия объемных и массовых сил	S	Площадь поперечного сечения оплавленного слоя
P, I	Мощность и ток дуги	$S_{\text{опт}}$, $S_{\text{пр}}$	Площадь проплавления ванны в режиме нормального формирования и в режиме периодического прожога
$I_{\text{опт}}$, $I_{\text{п}}$	Параметры режима нормального формирования и режима формирования периодического прожога	b	Толщина металла
$q_{\text{э}}$	Эффективная мощность дуги	α	Угол наклона передней стенки ванны

2. Значения постоянных и коэффициентов, принятые в статье

Обозначение	Наименование	Значение
g	Ускорение свободного падения	9,8 м/с^2
μ_o	Магнитная проницаемость вакуума	$12{,}6 \cdot 10^{-7}$ Н/А^2
σ	Коэффициент поверхностного натяжения металла	1,4 Н/м
η_t	Термический КПД нагрева	0,368
η_u	Эффективный КПД источника	0,5 (слабое сжатие); 0,7 (сильное сжатие)
$c \cdot \rho$	Произведение удельной теплоемкости на плотность	$4{,}9 \cdot 10^6$ Дж/(м^3·К)
$T_p - T_0$	Разность температуры плавления и начальной температуры образца	1500 °С
μ_s	Коэффициент полноты проплавления	0,6
h_p	Удельное теплосодержание металла	$1{,}36 \cdot 10^6$ Дж/кг
λ	Коэффициент теплопроводности	34 Вт/(м·К)
a	Коэффициент температуропроводности	$0{,}07 \cdot 10^{-4}$ м^2/с
ρ	Плотность металла	$7{,}2 \cdot 10^3$ кг/м^3
ν, μ	Кинематическая и динамическая вязкость металла	$3{,}5 \cdot 10^{-3}$ Па·с; $0{,}5 \cdot 10^{-6}$ м^2/с
k	Коэффициент сосредоточенности дуги	$2 \cdot 10^5$ 1/м^2 (слабое сжатие); $5 \cdot 10^5$ 1/м^2 (сильное сжатие)
K	Коэффициент пропорциональности между квадратом тока и силой дуги	$2{,}5 \cdot 10^{-7}$ Н/А^2 (слабое сжатие); $12 \cdot 10^{-7}$ Н/А^2 (сильное сжатие)
α	Угол наклона передней стенки кратера ванны	25°
γ, β, n	Постоянные коэффициенты в уравнениях для ширины и площади проплавления	По тексту статьи и в табл. 4

пользованием критериальных соотношений имеет вид:

$$B = \frac{n\sqrt{a}\,\eta_u\,P}{\lambda\, b\,(T_p - T_0)\sqrt{\mathrm{v}_{\text{св}}\, b}}. \qquad (1.9)$$

Форма поперечного сечения при проплавлении пластины близка к форме трапеции. В этом случае уравнение для удельного расхода имеет такой же вид, как и полученное в разделе 1.2 для схемы быстродвижущегося линейного источника нагрева в пластине, т.е.

$$q = b\,\mathrm{v}_{\text{св}}. \qquad (1.10)$$

2. Экспериментальное определение удельного расхода. В качестве примера к полученным соотношениям оценим удельный расход металла при проплавлении плоскости пластин из низкоуглеродистой стали плазменной горелкой.

При проплавлении пластин при заданной скорости перемещения и толщине пластины имеются два основных режима формирования проплавленного слоя: режим нормального формирования, при котором поверхность оплавленного слоя имеет относительно ровный характер и режим периодического прожога, при котором прожоги в проплавленном слое расположены в строгой последовательности (рис. 1).

Между этими двумя режимами в переходной области появляются одиночные прожоги и совокупность прожогов. Оба основных режима характеризуются параметрами формирования – токами, определяющими границы режимов. Верхнюю границу режима нормального формирования определяет параметр формирования – ток $I_{\text{опт}}$ – максимальный ток, при котором еще сохраняется ровной оплавленная поверхность и отсутствуют прожоги. Нижнюю границу режима периодического прожога определяет параметр формирования – ток $I_{\text{п}}$ – минимальный ток, при

Рис. 1. Режим нормального формирования проплавленного слоя (слева, ток дуги 32 А) и режим формирования периодического прожога (справа, ток дуги 38 А) при проплавлении низкоуглеродистой стали толщиной 1,0 мм плазменной горелкой (скорость проплавления 0,6 см/с)

котором оплавленная поверхность представляет собой периодическую последовательность прожогов.

Представляет интерес определить удельный расход при проплавлении пластин различной толщины на разных скоростях проплавления при токах, равным параметрам формирования, и сопоставить результаты опытов с расчетными значениями.

При проведении опытов факторы процесса проплавления (базовый вариант опытов, слабое сжатие дуги) были следующими: диаметр сопла плазменной горелки 5,0 мм; расход плазмообразующего газа (аргона) 2 л/мин; защитного (диоксид углерода) 5 л/мин; расстояние от сопла горелки до плоскости образца 3,0 мм; углубление электрода в сопло 2,0 мм; скорость перемещения образцов 0,3; 0,6; 1,0; 1,6 и 2,8 см/с.

В опытах с дополнительным сжатием дуги (сильное сжатие дуги) диаметр сопла горелки составлял 3,0 мм, а расход аргона 6 л/мин. При проплавлении полоса зажималась в медных губках на расстоянии 5 мм от ее края; проплавление осуществлялось на весу, без подкладки. Размер образцов составлял 30×350 мм; толщина образцов 0,5; 0,75; 1,0; 1,5 и 1,75 мм.

Опыты проводили следующим образом. Для заданной толщины образца задавалась скорость его перемещения, а затем при изменении тока дуги (постепенном его увеличении) фиксировался характер формирования оплавленной поверхности. При изменении характера формирования поверхности соответствующее значение тока дуги определяли как параметр формирования слоя. Одновременно измеряли ширину проплавления образца (с обеих сторон образца). Результаты опытов по определению параметров формирования представлены в табл. 3.

Факторы базового варианта опытов обеспечивали экстремальные значения параметров $I_{опт}$ и $I_п$ (т.е. параметр нормального формирования имел максимальное значение, а режим периодического прожога наступал при больших значениях токов). Зависимости для параметров формирования при проплавлении полосы, установленные при базовом варианте опытов, имеют следующий вид:

$$I^2_{опт} = 9 \cdot 10^3 \, v_{св} \, b^{2,3}; \quad I^2_п = 12 \cdot 10^3 \, v_{св} \, b^{2,3}, \quad (2.1)$$

где $v_{св}$ – скорость оплавления, см/с; b – толщина металла, мм.

3. Параметры формирования, площадь проплавленного слоя металла, его ширина (режим нормального формирования/режим периодического прожога) и удельный расход при параметрах формирования (расчетное значение/при режиме нормального формирования/при режиме периодического прожога) при оплавлении плоскости низкоуглеродистой стали толщиной 0,5; 0,8 и 1,0 мм плазменной горелкой (диаметр сопла 5 мм; расход аргона 2 л/мин)

v, см/с	$P_{опт}/P_{пр}$, Вт	$I_{опт}/I_{пр}$, А	$B_{опт}/B_{пр}$, мм		$S_{опт}/S_{пр}$, мм^2		q, мм^2/с
			опыт	расчет	опыт	расчет	
Сталь толщиной 0,5 мм							
0,3	280/350	19/22	3/4	4,3/5,4	1,7/2,4	1,68/2,10	1,5/2,1/2,0
0,6	480/610	30/36	3/5	3,7/4,7	1,5/2,1	1,44/1,83	3,0/3,7/2,9
1,0	760/900	45/50	3/5	3,5/4,2	1,4/1,9	1,37/1,44	5,0/5,8/4,3
1,6	1050/1200	55/65	3/4	3,0/3,5	1,2/1,5	1,18/1,35	8,0/8,0/6,8
2,8	1650/1900	75/85	3/3	2,7/3,2	1,1/1,4	1,06/1,22	14,0/12,8/14,8
Сталь толщиной 0,8 мм							
0,3	600/700	38/41	6,5/7,5	5,4/6,8	3,5/4,8	3,6/4,2	2,4/2,0/2,2
0,6	950/1100	55/62	6,0/7,0	4,5/5,5	2,9/3,9	2,8/3,3	4,8/3,5/3,8
1,0	1350/1750	75/90	5,0/7,0	3,9/5,0	2,6/3,5	2,4/3,2	8,0/6,0/5,7
1,6	1700/2400	80/115	3,5/5,5	3,3/4,3	2,1/3,0	1,9/2,7	12,8/10,8/9,9
2,8	2700/3600	115/155	2,8/3,2	2,8/3,7	1,8/2,6	1,7/2,3	22,4/21,2/25,8
Сталь толщиной 1,0 мм							
0,3	800/960	50/60	6,0/7,0	6,2/7,5	5,0/6,1	4,8/5,8	3,0/3,1/3,5
0,6	1260/1550	70/85	5,0/6,0	4,9/6,0	3,9/5,3	3,8/4,7	6,0/5,8/6,0
1,0	1900/2300	95/110	4,5/5,5	4,4/5,4	3,5/4,8	3,4/4,4	10,0/9,7/9,9
1,6	2650/3300	120/150	4,0/5,0	3,8/4,8	3,0/4,2	3,0/3,7	16,0/15,0/15,3
2,8	4150/5050	180/220	3,5/4,5	3,4/4,2	2,7/3,7	2,7/3,2	28,0/27,0/26,2

4. Коэффициенты γ, β в уравнениях для определения ширины и площади проплавления пластин из низкоуглеродистой стали плазменной горелкой

Геометрический размер	Слабое сжатие (базовый вариант опытов)		Сильное сжатие	
	режим нормального формирования	режим периодического прожога	режим нормального формирования	режим периодического прожога
Ширина проплавления β:				
сверху	0,35	0,35	0,32	0,32
снизу	0,21	0,27	0,19	0,24
по средней линии	0,28	0,31	0,26	0,28
Площадь проплавления γ	0,28	0,31	0,26	0,28

При неоптимальных значениях факторов процесса оплавления область нормального формирования оплавленного слоя сокращается, параметр $I_{опт}$ уменьшается, а волновой режим наступает при меньших токах $I_п$. Коэффициенты в уравнениях (2.1) для параметров формирования, установленные в опытах с дополнительным сжатием дуги, равны 2,2 и 2,7 соответственно.

Параметрам формирования соответствует определенная ширина проплавления слоя. При оптимальных значениях факторов проплавления в режиме нормального формирования с относительно ровной и гладкой поверхностью достигается и предельная (максимальная) ширина проплавленного слоя металла $B_{опт}$. Параметру формирования току $I_п$ соответствует предельная (минимальная) ширина проплавления $B_{пр}$, при которой на поверхности слоя располагается периодическая последовательность прожогов. Параметрам формирования токам $I_{опт}$ и $I_п$ соответствуют и предельные значения площади поперечного сечения проплавленного слоя – $S_{опт}$ и $S_{пр}$. Опытные и расчетные значения $B_{опт}$ и $B_{пр}$ приведены в табл. 3.

Формула, по которой можно рассчитать ширину проплавления (сверху оплавляемого образца, снизу и по средней линии сечения, при условии, что сечение проплавленного слоя представляет собой трапецию) при различных вариантах проплавления (в режиме нормального формирования и в режиме формирования периодического прожога, а также при разной степени сжатия дуги) имеет вид:

$$B = \frac{\beta}{c\,\rho\,(T_p - T_0)}\,\frac{q_э}{v_{св}\,b}, \qquad (2.2)$$

где β – числовой коэффициент, определяемый по табл. 4.

Из опытов следует, что ширина проплава снизу пластины составляет 0,6 от ширины проплава сверху при проплавлении без прожогов и 0,76 – в режиме периодического прожога.

Общий вид формулы соответствует формуле для определения ширины проплавления по схеме быстродвижущегося линейного источника в пластине без теплоотдачи.

В табл. 3 также приведены расчетные значения площади поперечного сечения проплавленного слоя металла. Расчетная формула для определения площади сечения имеет вид:

$$S = \frac{\gamma}{c\,\rho\,(T_p - T_0)}\,\frac{q_э}{v_{св}}. \qquad (2.3)$$

Значения коэффициента γ приведены в табл. 4.

Опытные значения площади поперечного сечения проплавленного слоя определяли на основании расчетов, при этом принимали, что сечение имеет форму трапеции с основаниями, равными ширине проплава сверху и снизу образца, и высотой, равной толщине металла. Также по формуле (1.1) рассчитывали и опытные значения удельного расхода, при этом за величину площади поперечного сечения принимали опытное значение площади проплавления, а за ширину проплавления – значение ширины проплавления, рассчитанное как средняя линия трапеции (на основании замеров ширины проплавленного слоя сверху и снизу слоя). Полученные значения сопоставляли с рассчитанными значениями удельного расхода по формуле раздела 1.2 для схемы линейного источника нагрева. Результаты расчетов приведены в табл. 3.

3. Определение скорости движения металла и высоты слоя металла на передней стенке ванны. В качестве примера использования понятия удельного расхода металла применительно к процессам сварки определим скорость течения жидкого металла и толщину слоя металла на передней стенке ванны для классических схем источников нагрева при ряде упрощающих допущений.

3.1. Схема точечного источника нагрева. На данной стадии исследований использовали схему ванны, изображенной на рис. 2, но несколько в упрощенном виде. Она включает в себя только переднюю часть кратера и хвостовую часть (без средней части кратера). Наиболее близкой формой для описания поверхности передней стенки является сферическая поверхность. В данном случае приняли, что слой металла на пе-

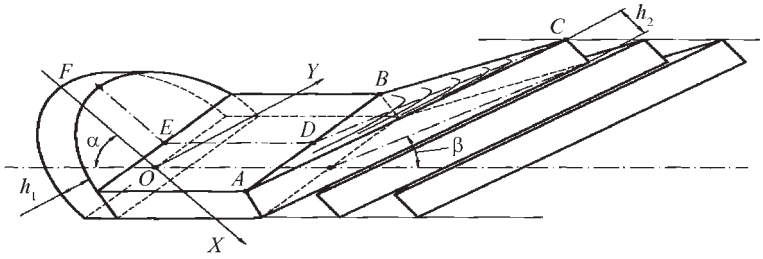


Рис. 2. Схема кратера ванны

редней стенке имеет плоскую поверхность, а по форме слой представляет собой полуцилиндр с высотой, равной средней толщине жидкого слоя h_1, и с основаниями в виде двух полукругов, радиус которых равен половине ширины проплавления.

Рассмотрим течение металла на передней стенке ванны как течение тонкого слоя вязкой жидкости. В этом случае уравнение движения жидкости Навье-Стокса допускает упрощения. Для одномерного медленного стационарного движения жидкости уравнение имеет вид:

$$-\frac{1}{\rho}\frac{\partial p}{\partial x}+\nu\frac{\partial^2 \mathrm{v}_x}{\partial y^2}+f=0. \quad (3.1)$$

Граничные условия на нижней и верхней поверхностях жидкого металла задаются уравнениями:

$$\mathrm{v}_x=\mathrm{v}_{\text{св}} \quad \text{при} \quad y=0; \quad (3.2)$$

$$\mu\frac{\partial \mathrm{v}_x}{\partial y}=pt \quad \text{при} \quad y=h(x). \quad (3.3)$$

К объемным силам, действующим в ванне, относятся электромагнитные силы от тока дуги, к массовым силам – вес расплава ванны. Градиент давления на поверхности расплава создается давлением дуги и силами поверхностного натяжения.

Решение уравнения (3.1) с учетом граничных условий (3.2) и (3.3) и экспоненциального распределения усилия дуги имеет вид:

$$\mathrm{v}_x=\frac{kK}{2\pi\mu}I^2h(x)e^{-kx^2}\sin\alpha-$$
$$-\frac{2k^2K}{3\pi\mu}I^2h^2(x)xe^{-kx^2}\cos\alpha+\frac{\rho}{3\mu}gh^2(x)\sin\alpha+ \quad (3.4)$$
$$+\frac{0{,}02\mu_0k^2}{3\mu\rho}I^2h^2(x)xe^{-kx^2}\sin\alpha+\frac{\sigma}{3\mu}\frac{d^3h(x)}{dx^3}h^2(x).$$

В этом уравнении: первый член определяет вклад в скорость тангенциальной составляющей давления дуги; второй член – вклад градиента давления дуги; третий член – влияние силы тяжести; четвертый член – вклад электромагнитной составляющей и последний член – влияние на скорость движения металла сил поверхностного натяжения.

Оценка вклада составляющих в уравнении (3.4) показала, что наибольший вклад в скорость движения металла вносит тангециальная составляющая силы дуги (более 70 %). Принимаем также, что при нормальном формировании слоя на передней стенке влиянием сил поверхностного натяжения можно пренебречь. Поэтому для дальнейшего упрощения решения задачи в уравнении (3.4) учитываем только тангенциальную составляющую.

Второе уравнение для определения $\mathrm{v}(x)$ и $h(x)$ найдем из условия равенства удельных расходов металла на ее передней стенке и в оплавленном слое металла. Выражение для удельного расхода определяется схемой источника нагрева. Для схемы точечного источника нагрева используем выражение (1.6).

Из совместного решения уравнений (1.6) и (3.4) получаем уравнения для скорости движения металла на передней стенке кратера ванны и толщины слоя на ней:

$$h(x)=\left[2\pi\sqrt{\frac{\pi e}{8}}\,\frac{\eta_t\,[\eta_u\,c\rho\,(T_p-T_0)]^{0,5}}{\mu_s\,\rho\,h_p}\,\frac{\mu\sqrt{\mathrm{v}_{\text{св}}\,P}}{kKI^2\exp(-kx^2)\sin\alpha}\right]^{0,5}; \quad (3.5)$$

$$\mathrm{v}(x)=\left[0{,}25\sqrt{\frac{e}{2\pi}}\,\frac{\eta_t\,[\eta_u\,c\rho\,(T_p-T_0)]^{0,5}}{\mu_s\,\rho\,h_p}\,\frac{kK\sqrt{\mathrm{v}_{\text{св}}\,P}\,I^2\exp(-kx^2)\sin\alpha}{\mu}\right]^{0,5}. \quad (3.6)$$

Для определения средних значений толщины слоя и скорости движения металла по длине передней стенки ванны принимаем, что среднее значение экспоненциальной функции на отрезке, эквивалентном ширине проплавления B, равно:

$$\frac{1}{B}\int_0^B e^{-kx^2}\,dx=\sqrt{\frac{\pi}{k}}\,\frac{1}{2B}. \quad (3.7)$$

С учетом этого получим следующие выражения для средней толщины слоя и средней скорости движения металла по передней стенке ванны:

$$h_1=\left[4\sqrt{\pi}\,\frac{\eta_t\,\eta_u}{\mu_s\,\rho\,h_p}\,\frac{\mu P}{\sqrt{k}\,KI^2\sin\alpha}\right]^{0,5}, \quad (3.8)$$

$$\mathrm{v}_1=\left[\frac{\sqrt{\pi}\,e}{32}\,\frac{\eta_t\,c\rho\,(T_p-T_0)}{\mu_s\,\rho\,h_p}\,\frac{\sqrt{k}\,K}{\mu}\,I^2\,\mathrm{v}_{\text{св}}\sin\alpha\right]^{0,5}. \quad (3.9)$$

Как следует из уравнений (3.7) и (3.8), толщина слоя и скорость движения металла определяются режимом оплавления (током и мощностью дуги, скоростью перемещения образца), свойствами источника нагрева (коэффициентом сосредоточенности дуги k,

коэффициентом K, определяющим силовые свойства дуги, коэффициентами η_t, η_u, характеризующие эффективность источника нагрева) и свойствами оплавляемого материала – вязкостью и теплофизическими характеристиками.

После подстановки соответствующих значений постоянных из табл. 2 (принято, что угол наклона передней стенки постоянен $\sin\alpha = 0{,}42$) получим:

$$h = 1{,}07 \cdot 10^{-4} \frac{\sqrt{P}}{I}; \qquad (3.10)$$

$$\mathrm{v} = 3{,}04 \cdot 10^{-2}\ I \sqrt{\mathrm{v}_{\text{св}}}\ . \qquad (3.11)$$

В табл. 5 приведены расчетные средние значения скорости движения металла и толщины слоя на передней стенке ванны при оплавлении плоскости низкоуглеродистой стали толщиной 6,0 мм аргонодуговой горелкой при различных значениях мощности дуги, тока дуги и скорости перемещения образца.

Из расчетов следует, что средняя скорость движения металла на передней стенке составляет 0,15...1,30 м/с, т.е. скорость движения металла по передней стенке кратера ванны намного больше (в несколько раз) скорости перемещения образца. Значительное превышение скорости движения металла по передней стенке ванны соответствует и выводам, полученным в работе А.Д. Размышляева.

Расчетами также установлено, что толщина слоя жидкого металла на передней стенке кратера ванны равна $(0{,}2...0{,}4)\cdot 10^{-4}$ м. Эти значения толщины соответствуют опытным данным, полученным в работе

5. Зависимость гидродинамических характеристик течения металла на передней стенке ванны (удельного расхода металла, средней скорости течения и средней толщины слоя металла) от скорости перемещения образца, мощности и тока дуги

v, 10^{-2} м/с	P, Вт	I, А	q, 10^{-5} м^2/с	v_1, м/с	h_1, 10^{-4} м
0,3	1050	100	0,568	0,16	0,34
	1725	150	0,728	0,25	0,29
	2500	200	0,876	0,33	0,26
	3125	250	0,980	0,41	0,24
0,7	450	50	0,560	0,12	0,45
	675	75	0,686	0,18	0,37
	1050	100	0,855	0,25	0,34
	1725	150	1,096	0,37	0,29
	2500	200	1,319	0,49	0,26
	3125	250	1,475	0,62	0,24
1,0	450	50	0,679	0,15	0,45
	675	75	0,831	0,22	0,37
	1050	100	1,037	0,30	0,34
	1725	150	1,329	0,45	0,29
	2500	200	1,600	0,60	0,26
	3125	250	1,789	0,75	0,24
2,1	450	50	0,983	0,22	0,45
	1050	100	1,037	0,44	0,34
	1725	150	1,926	0,62	0,29
	2500	200	2,319	0,87	0,26
	3125	250	2,592	1,09	0,24
3,0	450	50	1,186	0,26	0,45
	1050	100	1,811	0,52	0,34
	1725	150	2,320	0,79	0,29
	2500	200	2,794	1,05	0,26
	3125	250	3,124	1,31	0,24

W. Shimada, S. Hoshinouchi (A study on bead formation by low pressure TIG are and prevention of under-cut bead // J. of the Japan Weld. Soc. 1982. Vol. 51. № 3. P. 280–286).

3.2. Схема быстродвижущегося линейного источника нагрева в пластине. Из совместного решения уравнений (1.8) и (3.4) с учетом замечаний к уравнению (3.4), упрощающих это уравнение, получим выражение для средней скорости движения металла и средней толщины слоя:

$$h_1 = \left[4\sqrt{\pi}\, \frac{\beta\, \eta_u\, \mu}{\sqrt{k}\, K\, c\, \rho\, (T_p - T_0)} \right]^{0,5} \frac{\sqrt{P}}{I\, \sqrt{\sin\alpha}}; \quad (3.12)$$

$$\mathrm{v}_1 = \left[\frac{1}{4\sqrt{\pi}}\, \frac{\sqrt{k}\, K\, c\, \rho\, (T_p - T_0)}{n\, \eta_u\, \mu} \right]^{0,5} \frac{b\, \mathrm{v}_{\text{св}}\, I\, \sqrt{\sin\alpha}}{\sqrt{P}}. \quad (3.13)$$

Принимаем, что при течении металла с передней стенки ванны поток металла разделяется на два потока, текущих вдоль каждой из двух образованных при проплавлении пластины, кромок. Поэтому при определении средней скорости течения и средней толщины каждого слоя металла в уравнениях (3.12) и (3.13) надо принимать половину мощности дуги. После подстановки соответствующих значений постоянных из табл. 2 уравнения (3.12) и (3.13) в зависимости от режима проплавления будут иметь вид:

$$h_1 = m \cdot 10^{-4}\, \frac{\sqrt{P}}{I}; \quad (3.14)$$

$$\mathrm{v}_1 = m_1 \cdot 10^{4}\, \frac{b\, I\, \mathrm{v}_{\text{св}}}{\sqrt{P}}. \quad (3.15)$$

При проплавлении пластин толщиной 1,0 мм плазменной горелкой при диаметре сопла 5,0 мм, расходе аргона 2 л/мин (слабое сжатие дуги, коэффициенты k и K равны $2 \cdot 10^5$ 1/м^2 и $2{,}5 \cdot 10^{-7}$ Н/А^2 соответственно) и при $\sin\alpha = 0{,}5$ значения коэффициентов m и m_1 равны 0,95 и 1,05. Значения этих же коэффициентов при диаметре сопла 3,0 мм, расходе аргона 6 л/мин (сильное сжатие дуги; коэффициенты k и K равны $5 \cdot 10^5$ 1/м^2 и $12 \cdot 10^{-7}$ Н/А^2 соответственно) и при $\sin\alpha = 0{,}5$ коэффициенты m и m_1 равны 0,41 и 2,45.

3.3. Схема быстродвижущегося линейного источника нагрева в пластине при использовании критериальных соотношений. При этой схеме нагрева выражения для скорости движения металла и толщины слоя жидкого металла аналогичны выражениям, полученным для расчетной схемы быстродвижущегося линейного источника нагрева в пластине.

Таким образом, предложено в качестве одной из характеристик течения металла в ванне использовать удельный расход металла в ванне (расход металла на единицу ширины расплава ванны). Введение такого понятия при расчетах режимов течения металла при сварке металлов плавлением позволяет определить основные показатели течения металла по сварочной ванне.

В статье показано в качестве примера как с использованием "грубой" модели передней стенки ванны (и при введении многих допущений, упрощающих решение задачи) могут быть найдены выражения для скорости течения металла и толщины слоя металла на передней стенке ванны. По этим уравнениям были определены скорость течения металла на передней стенке ванны и толщина слоя жидкого металла на ней. Значения этих показателей соответствуют экспериментальным данным, полученным в ряде работ других авторов.

Выводы

1. Предложено для расчетов режимов течения расплава ванны использовать понятие удельного расхода металла по сварочной ванне – расход металла на единицу ширины ванны, аналогичного понятию удельного расхода жидкости в гидродинамике.

2. На основе предложенной характеристики получены соотношения для удельного расхода металла для некоторых классических расчетных схем источников нагрева. Результаты экспериментальной проверки по проплавлению пластин из тонколистовой стали показали удовлетворительное соответствие теоретическим расчетам.

3. Для этих же схем нагрева при ряде упрощающих допущений найдены выражения для скорости движения металла и толщине слоя жидкого металла на передней стенке ванны расплава.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Березовский В.М.** Математические модели дуговой сварки. Т. 1. Челябинск: ЮУрГУ, 2002. 585 с.

2. **Шнеерсон В.Я.** О периодическом характере поступления металла с передней стенки сварочной ванны при сварке металлов плавлением // Сварка и диагностика. 2010. № 4.

3. **Судник В.А., Ерофеев В.А., Иванов А.В.** Создание и внедрение компьютерных технологий прогнозирования формирования шва при дуговой сварке // Сварочное производство. 1997. № 11. С. 40–45.

4. **Теория** сварочных процессов / под ред. В.М. Неровного. М.: МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2007. 752 с.

Владимир Яковлевич Шнеерсон, канд. техн. наук,
42vlad@rambler.ru

УДК 621.73.043.016.3:621.81

И.А. Бурлаков, Д.М. Забельян, И.А. Шагов, А.К. Бондаренко
(ФГУП "НПЦ газотурбостроения "Салют", г. Москва),
Ю.А. Гладков *(ООО "Кванторформ", г. Москва)*

Изготовление деталей типа плоских пружин с применением метода гибки ленты на ребро

Рассмотрен метод изготовления плоских пружин с применением гибки ленты на ребро. Для определения возможности их формообразования применено компьютерное формообразование программой QForm-3D. Процесс реализован на спроектированной и изготовленной оснастке.

Ключевые слова: гибка на ребро; плоская пружина; гидроабразивная резка; термофиксатор; программа QForm-3D; сталь 30Х13.

The process of the plain spring manufacture by band rib bending is considered. The results obtained from computer simulation of the process were used for the analysis of metal forming and for design and manufacture of the fixture used for spring production.

Keywords: rib bending; plain spring; program QForm-3D; steel 30Kh13.

При производстве изделий машиностроения нередко возникает необходимость в применении деталей типа плоских пружин (рис. 1).

Учитывая, что пружина имеет около двух витков, ее получение традиционными способами листовой штамповки является проблематичным. Анализ существующих методов изготовления таких изделий показал, что наиболее рациональным в данном случае является гибка ленты на ребро с приложением растягивающей нагрузки.

По сравнению с простой гибкой на ребро, такое формообразование в значительной мере уменьшает влияние упругого восстановления металла при разгрузке на кривизну изогнутого элемента. В результате чего повышается и точность процесса. Кроме того, возможность создания по всему сечению однородных по знаку растягивающих напряжений исключает образование складок на вогнутой поверхности детали.

Данных по гибке ленты на ребро ограниченно. Так, например, экспериментальным научно-исследовательским институтом кузнечно-прессового машиностроения был разработан эффективный способ гибки на ребро в целях получения непрерывной спирали и последующего ее закрепления на поверхности трубы. Операции выполнялись в автоматическом режиме на автомате мод. В08027. Диаметр исходных стальных труб по ГОСТ 9567–75 составлял 25 мм, оребренных – 57 мм с шагом оребрения 2,5 мм. Упоминание данного метода встречается в литературе и некоторые его разновидности защищены патентами.

Химический состав и механические свойства материала изготовляемой детали приведены в табл. 1.

Результаты механических испытаний образцов, взятых из листа промышленной партии, показали, что предел прочности стали 30Х13 в состоянии поставки составляет 698,6...749,6 МПа при относительном удлинении 25,0...26,4 %.

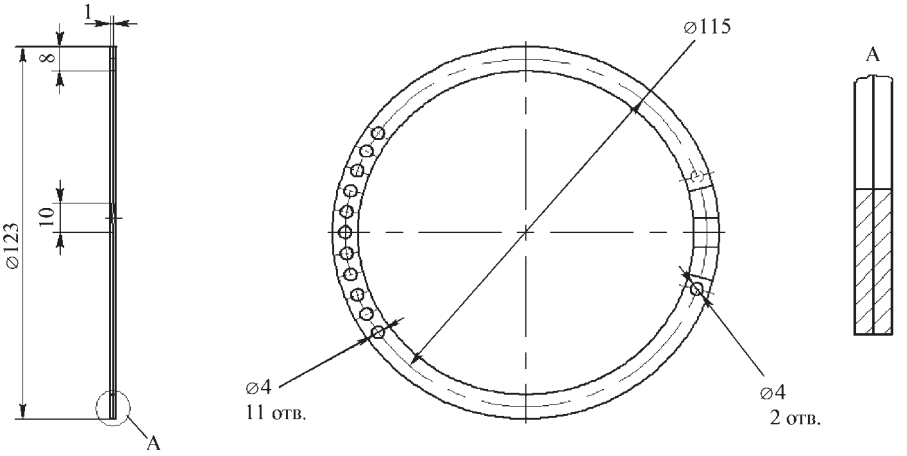


Рис. 1. Плоская пружина

1. Химический состав и механические свойства стали 30Х13

Содержание элементов, % мас., не более							Режим термической обработки	Механические свойства	
C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni		Временное сопротивление $\sigma_в$, МПа (кгс/мм^2)	Относительное удлинение δ_5, %, при $l = 5{,}65\sqrt{F}$
								не менее	
0,25...0,34	0,6	0,6	0	0,03	12,0...14,0	0,5	Отжиг или отпуск при температуре 740...780 °С	490 (50)	18

Для определения возможности формообразования плоской пружины методом гибки на ребро для данного материала было применено компьютерное моделирование с использованием программного комплекса QForm-3D. При моделировании были приняты исходные данные, приведенные в табл. 2.

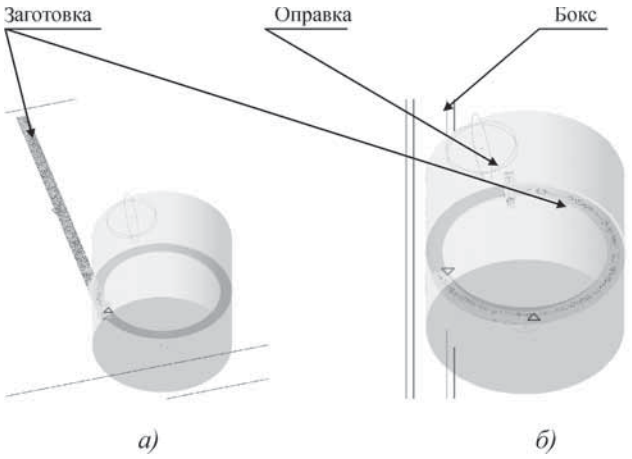


Рис. 2. Моделирование процесса гибки ленты на ребро программой QForm-3D:
а – начало процесса; *б* – конец процесса

Для придания направления и необходимого натяжения ленте в процессе деформации был использован бокс (рис. 2). Боксом обеспечивалась необходимая плотность сетки в очаге деформации. Необходимо не

2. Исходные данные для моделирования

Параметр	Характеристики и значения
Технологическое оборудование	Вращательное
Частота вращения оправки, об/мин	1
Температура формообразования, °С	20
Ширина паза для гибки ленты на ребро, мм	1,1
Глубина паза, мм	10,0
Коэффициент трения	0,4
Моделируемый материал	30Х13
Натяжение ленты, Н	500; 1000; 2000; 4000

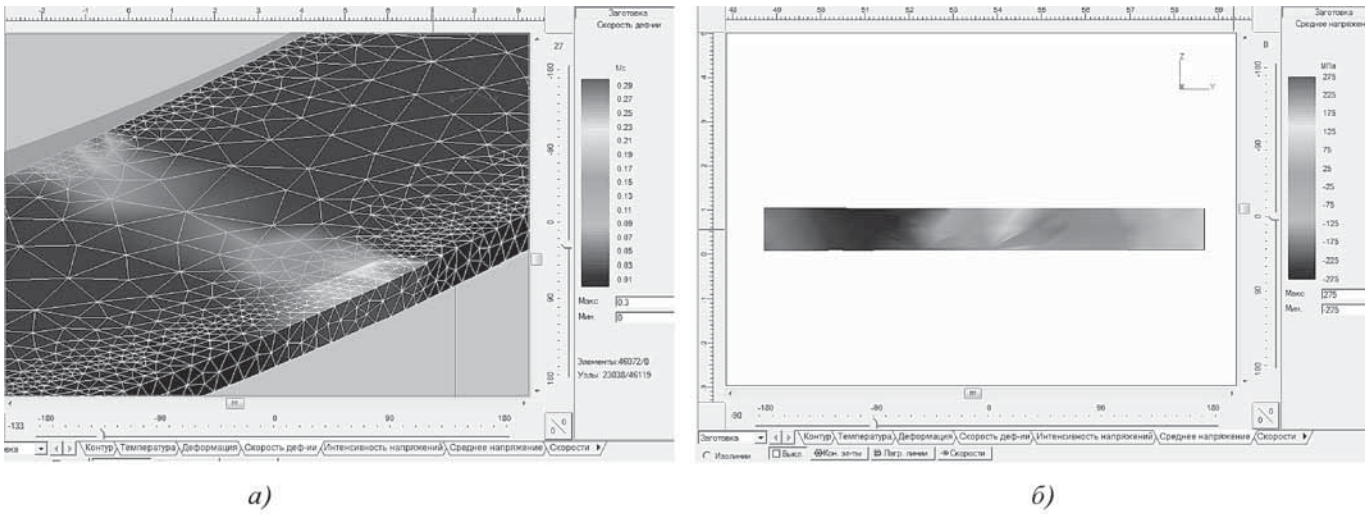


Рис. 3. Распределение скоростей деформации (*а*) и средних напряжений, показывающее зоны растяжения–сжатия (*б*), при гибке ленты на ребро

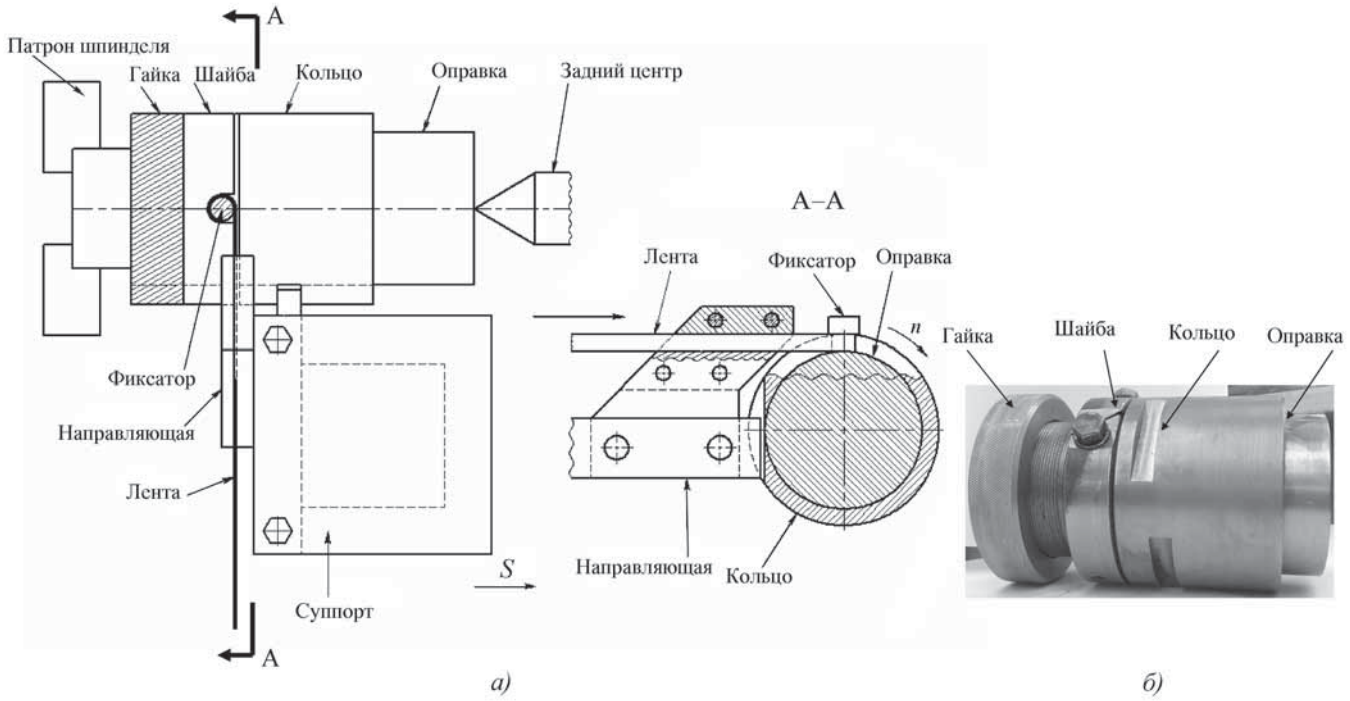


Рис. 4. Оснастка для формообразования пружины гибкой ленты на ребро:
а – эскиз оснастки; *б* – приспособление для гибки ленты на ребро; *S* – направление движения суппорта станка

менее двух элементов по толщине. Всего конечно-элементная сетка содержит ≈46 000 узлов.

Компьютерным моделированием процесса было установлено, что максимальная деформация заготовок в случае скругления острых кромок не превышает 21 % и ниже относительного удлинения материала, что должно позволить осуществить гибку ленты на ребро без разрушения (рис. 3). Сжимающие напряжения по внутреннему диаметру могут приводить к гофрообразованию и для их снижения необходимо прикладывать к деформируемой ленте растягивающую силу.

Для реализации процесса формообразования заготовки пружины гибкой ленты на ребро, с учетом результатов моделирования, была спроектирована и изготовлена специальная оснастка (рис. 4).

Особенностью этого приспособления является то, что зазор для гибки ленты на ребро образуется путем перемещения кольца с требуемой подачей с помощью поводка, жестко соединенного с суппортом станка.

Исходная заготовка шириной 10 мм и длиной 1000 мм была получена из листа толщиной 1,0 мм гидроабразивной резкой на установке мод. "Water jet Sweden 3520 5-AX" с последующим ручным скруглением острых кромок. Гибку осуществляли на универсальном токарно-винторезном станке 16К20 при частоте вращения шпинделя 12,5 об/мин и подаче 1 мм/об. (В работе принимал участие А.В. Крюков).

Приспособление для натяжения ленты закрепляли в резцедержателе, и силу натяжения определяли экспериментально. Перемещение кольца суппортом обеспечивало необходимый для формообразования зазор между предыдущим витком ленты и кольцом.

Полученные после обрезки технологических концов полуфабрикаты (рис. 5) помещали в спроектированный и изготовленный термофиксатор (рис. 6) и подвергали термической обработке по стандартным режимам.

Металлографическое исследование микротемплетов, изготовленных в поперечном сечении, показало, что исходный материал и сплав после деформации имеют одинаковую структуру – сорбит с карбидами. Микротвердость деформированных образцов, измеренная на приборе "LEICA MHT 10" при нагрузке

Рис. 5. Заготовка пружины после гибки ленты на ребро (*а*) и термофиксации (*б*)

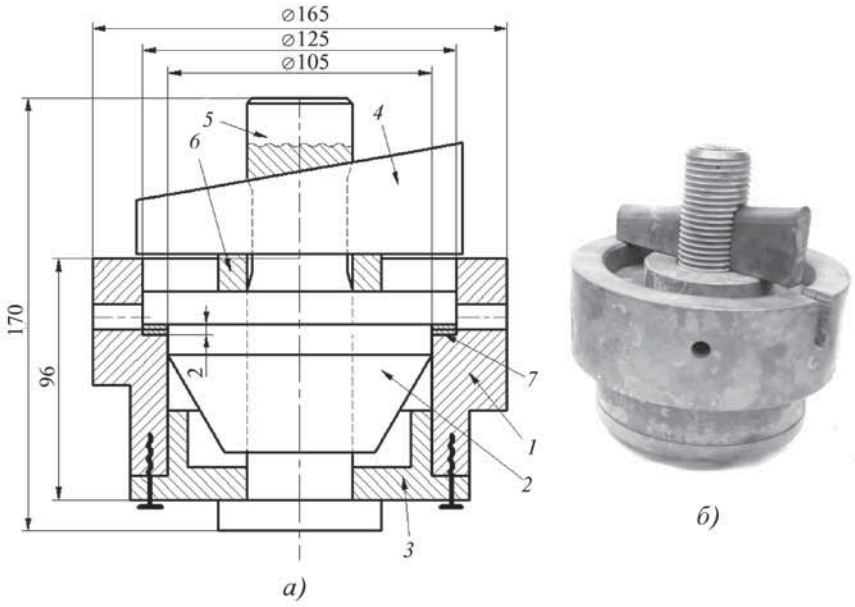


Рис. 6. Эскиз (*а*) и приспособление (*б*) для термофиксации плоских пружин:
1 – корпус; *2* – прижим; *3* – крышка; *4* – клин; *5* – ось; *6* – шайба; *7* – заготовка

0,981 Н (100 гс), практически одинакова по сечению и составляет 215...230. Наличия каких-либо дефектов не обнаружено. Исследования указывают на отсутствие отрицательного влияния процесса деформации на качество заготовок.

Таким образом, гибка ленты на ребро с последующим термофиксированием является эффективным методом получения заготовок деталей типа плоских пружин, обеспечивающих их высокое качество.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Пат. 2028859 РФ, B 21 F 37/04.** Опубл. 20.02.1995.

Игорь Андреевич Бурлаков, д-р техн. наук, burlakov@salut.ru;
Дмитрий Михайлович Забельян;
Игорь Анатольевич Шагов;
Александр Константинович Бондаренко;
Юрий Анатольевич Гладков

УДК 621.981.1

С.В. Филимонов *(ООО "НПО "Интенсивное деформирование материалов", г. Ульяновск),*
В.В. Лапин, В.И. Филимонов *(ОАО "Ульяновский механический завод"),*
А.И. Айнуллов *(Ульяновский государственный технический университет)*

Формообразование в роликах широких профилей с гофрированным дном и периферийными фальцами

Математическая модель формообразования в роликах широких профилей с гофрами в донной части позволяет оптимизировать число переходов и число гофр по критерию утонения металла при параллельной и последовательной схеме формовки.

Ключевые слова: математическая модель; широкий профиль; ролики; гофрированное дно; периферийный фальц; число переходов; критерий утонения.

The mathematical model of rolls forming of wide profiles with corrugated bottom and peripheral folds allows to optimize number of transitions and number of corrugations on the basis of blank thinning criterion for both parallel and sequential forming pattern.

Keywords: mathematical model; wide profile; rolls; corrugated bottom; peripheral fold; number of transitions; thinning criterion.

При разработке технологии изготовления широких длинномерных профилей (преимущественно строительного назначения) сталкиваются с рядом взаимосвязанных проблем экономического и технического характера.

Из двух существующих способов производства таких профилей (в штампах и в роликах) предпочтительным является способ их изготовления в роликах. Это объясняется следующим: во-первых, штамповка является сравнительно низкопроизводительным про-

цессом, имеющим технологические ограничения, обусловленные требованием получения длинномерных профилей (длиной до 8 м); во-вторых, боковые стенки профилей могут иметь элементы сложной формы, которые затруднительно или невозможно получить в штампе.

При изготовлении широких длинномерных профилей в роликах также существуют варианты применения различных методов их производства с различной экономической эффективностью.

Если применяемые материалы заготовок являются материалами с покрытием, а динамичность рынка требует частой смены номенклатуры профилей, то традиционное профилирование с большим числом клетей и сравнительно большими диаметрами формующих роликов часто оказывается нецелесообразным из-за низкой окупаемости технологического оснащения при производстве малых партий профилей. Кроме того, при создании нового производства требуются значительные капиталовложения для приобретения многоклетьевых крупногабаритных станов, что ограничивает возможности участия небольших производственных компаний в таком производстве.

Применение стесненного изгиба, в котором предварительно формуют волнообразную заготовку, а потом проводят ее осадку в последней клети, нецелесообразно из-за нарушения покрытия при осадке, вызывающей большие контактные силы.

Указанные недостатки устраняют применением реализуемого на компактном оборудовании за малое число переходов метода интенсивного деформирования [1]. Однако и в этом случае существуют определенные ограничения:

1) потеря устойчивости периферийных элементов, связанных с боковой утяжкой материала (рис. 1);

2) утонение заготовки в донной части из-за ее перетяжки через ролики при одновременной формовке.

Устранение ограничений первого типа можно обеспечить технологическими решениями (выбором углов подгибки, натягом кромки, изменением угла выхода профиля из калибра, межклетьевыми проводками), разработанными в работе [2]. Ограничения второго типа сводятся к решению задачи о минимальном числе переходов при предъявлении жестких требований к утонению заготовки, что является предметом данной статьи.

Рис. 1. Потеря устойчивости периферийного элемента профиля с гофрами в донной части

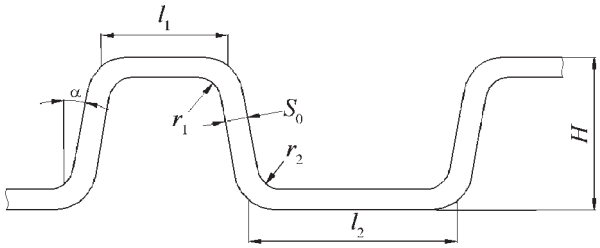


Рис. 2. Конфигурация формуемой панели

Пусть конфигурация требуемого гофра будет представлена сечением, изображенным на рис. 2. Исходя из условия плоского деформированного состояния и несжимаемости, можно определить ширину заготовки $B_з$, приведенную к одному гофру:

$$B_з = l_1 + l_2 + 2(H + s_0)/\cos\alpha + (r_1 + r_2 + s_0)[\pi/2 - \alpha - 4\,\mathrm{tg}\,(\pi/4 - \alpha/2)] - 2s_0\,\mathrm{tg}\,(\pi/4 - \alpha/2) + \Delta_д\,, \qquad (1)$$

где l_1, l_2 – ширина верхней и нижней стенок соответственно; H – высота гофра; s_0 – толщина стенок гофра; α – угол между боковой стенкой и вертикалью; r_1, r_2 – внутренние радиусы сопряжения верхней и боковой стенки, нижней и боковой стенки соответственно; $\Delta_д$ – дополнительная величина к теоретической ширине заготовки, учитывающая ее изменение при формовке в роликах.

Величину $\Delta_д$ можно определить аналитически или экспериментально, однако из-за того, что величина $\Delta_д$ не оказывает влияния на процесс формообразования на предварительных переходах, ограничимся указанием диапазона изменений ее значений: $\Delta_д = (0{,}1 \ldots 0{,}8) \times s_0\, n$, где n – число зон изгиба одного гофра. Задавая число гофров M и учитывая формулу (1) с выбранным значением $\Delta_д$, получаем требуемое значение ширины $MB_з$ листовой или рулонной заготовки для производства профиля.

Рассмотрим схему формообразования на предварительных переходах, при которой ролики диаметром $2R_j$ и скруглением r_j вдавливаются в заготовку на глубину Δh_j на j-м переходе (рис. 3, *а*). При этом вид гофра не имеет существенного значения, так как важно только значение радиуса скругления формующего ролика.

Во-первых, определим необходимые геометрические соотношения, в том числе углы наклона прямолинейных участков заготовки и площадь контакта ролика и заготовки на каждом из переходов. Во-вторых,

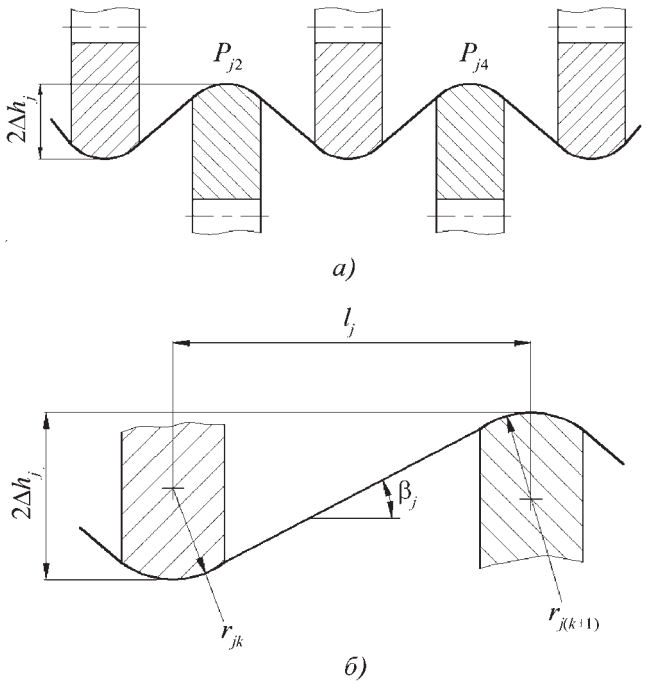


Рис. 3. Схемы формовки профиля:
а – схема вдавливания роликов в заготовку и ее перетяжка; *б* – геометрические параметры на предварительном переходе

установим систему уравнений для сил, действующих на элементы заготовки, гофрированной в ее средней части. В-третьих, решим задачу изгиба заготовки с радиальным нагружением одного из контуров зоны изгиба. Затем определим компоненты скорости деформации и разность приращений внутреннего и наружного радиусов, а следовательно, утонение заготовки по сечению, и далее – число переходов.

Обозначим силу, действующую на k-й ролик на j-м переходе, P_{jk}, а геометрические характеристики – согласно рис. 3, *б*. Для простоты изготовления инструмента в качестве образующей рабочей части инструмента примем дугу окружности радиусом r_{jk} для k-го ролика j-го перехода. Для периодического гофра имеют место соотношения:

$$r_{jk} = r_{j(k+2)} \ . \qquad (2)$$

Формула (2) носит частный характер: радиусы скругления роликов могут быть различными в зависимости от конфигурации поперечного сечения профиля. Для случая схождения роликов (расстояния между роликами вдоль валов от перехода к переходу уменьшаются) определим угол между прямолинейным участком заготовки и горизонталью на j-м переходе на основе геометрического рассмотрения из трансцендентного уравнения:

$$2(r_{j-1}\beta_{j-1} - r_j\beta_j) = \frac{l_{j-1}}{\cos\beta_{j-1}} - \frac{l_j}{\cos\beta_j} + 2\left(\frac{r_j \operatorname{tg}\beta_j}{\cos\beta_j} - \frac{r_{j-1}\operatorname{tg}\beta_{j-1}}{\cos\beta_{j-1}}\right).$$

Выражения для углов β_j можно использовать при составлении системы уравнений для действующих внешних сил.

Для случая периодических гофр в донной части профиля при эквидистантном расположении роликов на валу текущего перехода (формовка осуществляется преимущественно за счет вдавливания) получим следующее трансцендентное уравнение для определения β_j:

$$\operatorname{tg}\beta_j = \frac{h_j - 2r_j(1-\cos\beta_j)}{l_j - 2r_j\sin\beta_j} \ . \qquad (3)$$

Угол β_j между прямолинейным участком заготовки и горизонталью для данного перехода будет одинаковым между двумя соседними роликами, поэтому двойная индексация переменных условно опущена.

Изгиб заготовки в результате вдавливания в нее роликов происходит за счет действия вертикальной силы P_j, которую вычисляют из равенства момента действия внешней силы и момента пластического деформирования участка заготовки в очаге пластической деформации:

$$P_j = \frac{\sigma_s\, s_0^2\, \xi_j \operatorname{ctg}\beta_j}{2r_j}, \qquad (4)$$

где σ_s – предел текучести материала заготовки; ξ_j – протяженность зоны контакта инструмента и заготовки,

$$\xi_j = \sqrt{2R_j\Delta h_j - \Delta h_j^2}\ , \qquad (5)$$

где R_j – радиус формующего ролика.

В формуле (5) Δh_j представляет собой приращение глубины вдавливания роликов на текущем переходе, которое определяется соотношением:

$$\Delta h_j = h_j - h_{j-1} = 2r_j(1-\cos\beta_j) - 2r_{j-1}(1-\cos\beta_{j-1}) + \operatorname{tg}\beta_j(l_j + 2r_j\sin\beta_j) - \operatorname{tg}\beta_{j-1}(l_{j-1} - 2r_{j-1}\sin\beta_{j-1}). \qquad (6)$$

Сила вдавливания распределена неравномерно по роликам текущего перехода в связи с перетяжкой заготовки. Учитывая трение при перетяжке по закону Эйлера, получим для k-го ролика (отсчет ведется от крайнего ролика) j-го перехода значение действующей силы:

$$P_{jk} = P_j(1+\exp(2f\beta_j))^k \ . \qquad (7)$$

Таким образом, по формулам (3)–(7) можно вычислить среднюю силу вдавливания при формообразовании заготовки. Следует иметь в виду, что при из-

менении шага гофр на первых переходах необходимо предоставлять формулы (3)–(7) в виде системы рекуррентных соотношений.

Вычислим площадь зоны вдавливания путем факторизации протяженности зоны контакта k-го ролика и заготовки в продольном и поперечном направлениях на j-м переходе, тогда площадь контакта можно определить приближенным соотношением:

$$A_{jk} \approx 2\,\beta_j\, r_{jk}\, R_j\, \gamma_j\,, \qquad (8)$$

где $\gamma_j = \arccos(1 - h_j / R_j)$ – угол обхвата заготовкой k-го ролика на j-м переходе.

Среднее контактное давление по площади зоны вдавливания с учетом формул (7) и (8):

$$q_{jk} \approx P_{jk} / A_{jk}\,. \qquad (9)$$

Рассмотрим процесс вдавливания как процесс гибки с растяжением в тангенциальном направлении. Выделим узкую полосу заготовки в поперечном направлении, имеющую максимальную поперечную кривизну. Предположение об узости полосы позволяет рассматривать ее как плоскую в продольном направлении. Влиянием смежных участков можно пренебречь, поскольку заниженное значение контактного давления в определенной степени будет компенсировать ошибку, вызванную этим допущением. Уравнение равновесия для контактной зоны можно записать в виде

$$\frac{d\sigma_\rho^{jk}}{d\rho} + \frac{\sigma_\rho^{jk} - \sigma_\theta^{jk}}{\rho} = 0\,, \qquad (10)$$

где σ_ρ^{jk}, σ_θ^{jk} – радиальные и тангенциальные напряжения соответственно; ρ – текущий радиус кривизны.

Условие пластичности представим в упрощенном виде:

$$\sigma_\rho^{jk} - \sigma_\theta^{jk} = \kappa\,\sigma_s\,, \qquad (11)$$

где $\kappa = \mathrm{sign}\,(\rho - \rho_0^{jk})$; ρ_0^{jk} – радиус нейтрального слоя.

Решая совместно уравнения (10) и (11), получаем

$$\sigma_\rho^{jk} = \kappa\,\sigma_s\,\ln\rho + C\,, \qquad (12)$$

где C – константа, подлежащая определению.

Граничные условия для решения уравнения (12) следующие:

$$\sigma_\rho^{jk} = \begin{cases} -q_{jk}\,, & \rho = r_{jk}\,; \\ 0\,, & \rho = \widetilde{R}_{jk}\,, \end{cases} \qquad (13)$$

где $\widetilde{R}_{jk}$ – радиус кривизны наружного контура зоны сгиба.

Из уравнения (12) и граничных условий (13) с учетом значения функции κ вычислим напряжения в растянутой и сжатой зоне. Отметим, что окружная компонента на нейтральном слое испытывает скачок, в то время как радиальная компонента напряжений удовлетворяет условиям непрерывности. Следовательно, радиус нейтрального слоя можно определить из условия "сшивания" решения на границе зон растяжения и сжатия:

$$\rho_0^{jk} = [r_{jk}\,\widetilde{R}_{jk}\,\exp(-q_{jk} / \sigma_s)]^{1/2}\,. \qquad (14)$$

Компоненты скорости, совместимые со значениями девиатора, построенного на основе решения уравнения (12), вычислим по следующим формулам:

$$\mathrm{v}_{jk}^r = \frac{1}{2\,\varphi}\left[\rho + \frac{(\rho_0^{jk})}{\rho}\right]; \quad \mathrm{v}_{jk}^\theta = r\,\theta / \theta\,, \qquad (15)$$

где v_{jk}^r, v_{jk}^θ – скорость в радиальном и тангенциальном направлениях соответственно; φ – угол гиба; θ – текущий угол гиба.

С учетом соотношений (15) найдем приращения радиусов:

$$d r_{jk} / d\varphi = -\frac{1}{2\,\varphi}[r_{jk} + \widetilde{R}_{jk}\,\exp(-q_{jk} / \sigma_s)]\,;$$

$$d\widetilde{R}_{jk} / d\varphi = -\frac{1}{2\,\varphi}[\widetilde{R}_{jk} + r_{jk}\,\exp(-q_{jk} / \sigma_s)]\,.$$

Из этих выражений и формулы (14) определяем изменение толщины ds_{jk} заготовки в ее вершинной точке на k-м ролике j-го перехода:

$$\frac{ds_{jk}}{d\varphi} = \frac{s_{jk}}{2\,\varphi}\,[\exp(-q_{jk} / \sigma_s) - 1]\,, \qquad (16)$$

откуда следует, что утонение не происходит на периферийной части зоны сгиба ($d\varphi = 0$) и при отсутствии контактных давлений ($q_{jk} = 0$). В формуле (16) приращение угла и сам угол можно рассматривать как текущее и конечное значение параметра соответственно.

Данная модель применима к двум видам формовки: 1) на предварительных переходах ролики, формующие данный гофр, располагают по сходящимся прямым так, чтобы зоны изгиба не подвергались существенной переформовке; 2) ролики, формующие данный гофр, располагают по параллельным прямым так, чтобы произошла значительная боковая утяжка участков заготовки и, следовательно, переформовка зон изгиба.

Для первого вида формовки с помощью рассматриваемой модели можно определить требуемое число переходов на основе ограничения утонения заготовки. От перехода к переходу происходит накопление утонения на одних и тех же участках заготовки. Суммирование приращений толщины заготовки по индексу j дает полное утонение заготовки к переходу N, где конфигурация заготовки соответствует конечной конфигурации профиля.

Принятое изначально число переходов может привести к тому, что суммарное утонение окажется больше допустимого утонения δ, заданного техническими условиями. В этом случае число переходов следует увеличить и снова провести расчет, повторяя процеду-

ру до момента, когда суммарное утонение окажется меньше допустимого утонения. Последнее полученное в итерационной процедуре значение числа предварительных переходов является искомым.

Очевидно, в данном случае следует рассматривать только срединный или ближайший к нему гофр, так как на гофрах, расположенных ближе к периферии, утонение будет меньше.

Критерий назначения числа переходов представляется в следующем виде:

$$\frac{\Delta s_{\Sigma}}{s_0} = \left| \sum_{j=1}^{N} ds_{jk} / s_0 \right| \le \delta. \qquad (17)$$

Для второго вида формовки каждый из участков заготовки испытывает переформовку, так что в среднем утонение распределяется по ширине заготовки кусочно-равномерно и равно утонению, приобретаемому за один переход. В этом случае ограничение на утонение представляется следующим соотношением:

$$\left| \frac{ds_{jk}}{s_0} \right| \le \delta. \qquad (18)$$

Неравенство (18) можно использовать при оценке технологичности изготовления профилей с периодическими гофрами в донной части на оборудовании с заданным априори числом клетей. Здесь задача состоит в определении максимального числа гофр заданного размера, которое может быть сформовано без превышения допустимой величины утонения. Утонение следует определять по формуле (18) первоначально для срединного гофра, а затем – с уменьшением значения индекса k до выполнения условия (18).

Удвоенное найденное значение k объявляется искомым и итерационная процедура на этом завершается. Полученное число гофр сравнивается с числом гофр донной части профиля, подлежащего изготовлению. Если расчетное число гофр больше числа гофр профиля, подлежащего изготовлению, то такой профиль можно считать технологичным.

В неравенствах (17) и (18) левые части содержат относительные утонения, которые получены в предположении, что материал заготовки неупрочняемый. Большинство сплавов упрочняется, поэтому показатель экспоненты в формуле (16) фактически должен уменьшаться. Следовательно, реальные значения утонения должны быть несколько меньше расчетных, хотя погрешность, возникающая из-за данного допущения, может компенсироваться, например, за счет осреднения радиального давления.

Для обоих видов формовки итерационные процедуры определения числа переходов и числа гофр легко формализуются и могут быть включены в качестве программного модуля в автоматизированные системы проектирования. Построенная модель неприменима для схем формовки, где формообразование осуществляют последовательно, начиная с краев или средины заготовки. В этом случае модель подлежит существенному пересмотру.

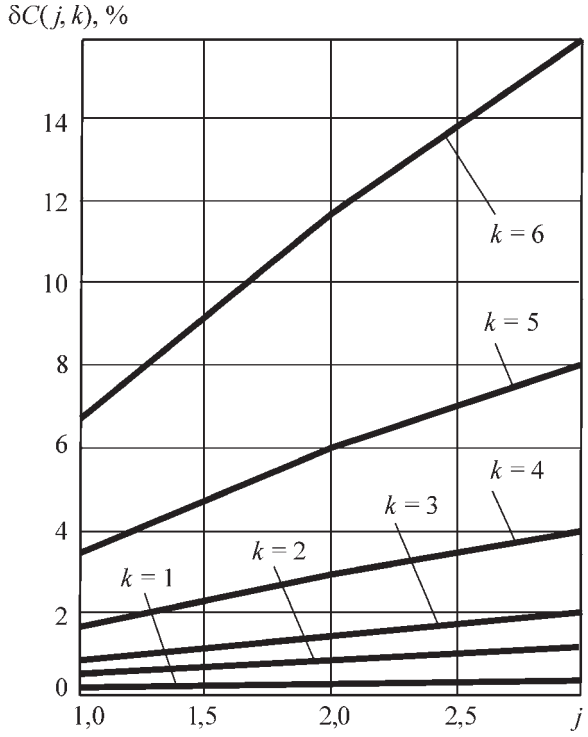


Рис. 4. Распределение суммарного утонения по переходам и гофрам

Рис. 4 иллюстрирует накопление утонения $\delta C(j, k)$ на трех первых переходах на основе соотношения (17) и различие утонения (по номерам гофр k) для случая формообразования трапециевидных гофр высотой 20 мм с шириной стенки 24,4 мм и шагом 50 мм из алюминиевого листа сплава Д16 толщиной 1,2 мм. Из рис. 4 следует, что если число гофр панели не более 10, то достаточно трех предварительных переходов при допустимом суммарном утонении, не превышающем 10 %.

График, построенный на основе соотношения (18) и приведенный на рис. 5, можно использовать для определения допустимого числа гофров, получаемых в рамках данной схемы при известном ограничении на величину допустимого утонения. Отложив по оси ординат допустимое утонение δ и найдя проекцию точки пересечения перпендикуляра, восстановленного в точке δ, с кривой на оси абсцисс, получим число гофров, которое можно формовать. Для указанных выше размеров гофр число их на заготовке не должно превышать 12 при δ = 10 %.

На рис. 5 также приведены экспериментальные значения для прямоугольных гофр тех же размеров и экспериментальные значения для трапециевидных гофр с углом $\alpha = 18°$. График рис. 5 приведен для трапециевидных гофр указанных размеров и дает представление об уровне соответствия данных модели результатам экспериментальных замеров.

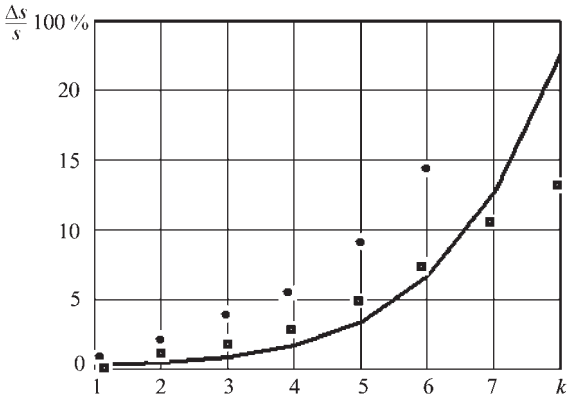
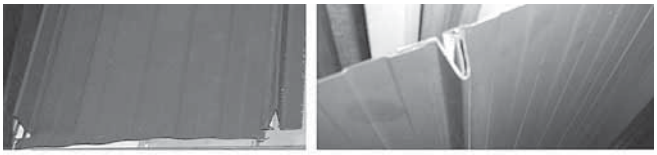


Рис. 5. Распределение утонения по ширине дна профиля (по гофрам):
● – экспериментальные данные для прямоугольных гофр;
■ – экспериментальные данные для трапециевидных гофр

Для гнутых профилей с гофрами в донной части (рис. 6) разработана технология их изготовления и освоена на одном из промышленных предприятий.

Выводы

Построенная модель формообразования профиля с гофрами в донной части позволяет минимизировать число переходов по критерию утонения заготовки для схемы формовки по сходящимся прямым, а также определять число гофров, подлежащих формовке, для схемы формовки по параллельным прямым на основе того же критерия.



а) *б)*

Рис. 6. Профили с гофрами в донной части: отдельный (*а*); сборка профилей в конструкции (*б*)

Модель достаточно хорошо согласуется с экспериментальными данными и может быть использована при оценке технологичности профиля, а также в системах автоматизированного проектирования технологической оснастки для производства профилей с элементами жесткости в донной части в условиях мелкосерийного производства.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Филимонов С.В., Филимонов В.И.** Метод, расчеты и технология интенсивного деформирования в роликах гнутых профилей типовой номенклатуры. Ульяновск: УлГТУ "Венец", 2004. 246 с.

Сергей Вячеславович Филимонов, канд. техн. наук;
Вячеслав Викторович Лапин;
Вячеслав Иванович Филимонов, д-р техн. наук,
fwiumz@mail.ru;
Альберт Ирфанович Айнуллов

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: marketing@mashin.ru www.mashin.ru

УДК 621.771.23

Г.И. Коваль, Т.Г. Каримова *(Южно-Уральский государственный университет, г. Челябинск)*

Расчет параметров валков прокатно-ковочных станов

Для условий шарнирно-рычажной системы привода станов шаговой прокатки типа СШ 175, СШ 200 и СШ 280 с использованием аналитических методов определена взаимосвязь углов поворота кривошипов и прокатных валков при кантовке заготовки. Получены зависимости для расчета параметров рабочей поверхности прокатных валков при заданном угле их поворота, соответствующем касанию исходной заготовки. В качестве примера приведены результаты расчета параметров валков стана СШ 200.

Ключевые слова: прокатно-ковочные станы СШ 175, СШ 200 и СШ 280; шарнирно-рычажная система привода; параметры прокатных валков.

For the conditions of the pivot-lever drive system of step-by-step rolling mills type SSh 175, SSh 200, SSh 280 using analytical methods, relationship defined of angles of cranks rotation and rolls when overturn the workpiece. The dependences for calculating the parameters of the working surface of the rolls at given angle of rotation corresponding to the initial workpiece skating is given. As example, the results of calculation of rolls parameters for mill SSh 200 are presented.

Keywords: forging mills SSh 175, SSh 200, SSh 280; pivot-lever drive system; parameters of rolling rolls.

На существующих [1] и проектируемых станах шаговой прокатки с качающимися валками, называемых прокатно-ковочными станами, для кантовки заготовки после каждого шага деформации применяют кантователи.

Кантовка осуществляется во время образования зазора между рабочей поверхностью валков и заготовкой. В связи с этим приводы поворота валков и кантователей синхронизированы. На станах типа ПК 600 синхронизация этих приводов осуществляется посредством их электрической связи.

На станах типа СШ 175, СШ 200 и СШ 280 применяется жесткая кинематическая связь между приводом поворота валков и кантователей. В этом случае для определения параметров прокатных валков необходимо знание не зазора между рабочей поверхностью валков и заготовкой при осуществлении кантовки заготовки, а угла поворота валков при этом.

Выполненные ранее разработки в этом направлении применимы к станам типа ПК 600 [1], станам холодной прокатки труб, у которых привод возвратно-поступательного перемещения прокатной клети осуществляется от шарнирных четырехзвенников в виде дезаксиальных кривошипно-ползунных механизмов.

На станах типа СШ 175, СШ 200 и СШ 280 для привода возвратно-поступательного перемещения прокатной клети и поворота валков [1] применяется последовательно связанная между собой система плоских механизмов в виде шарнирного четырехзвенника, дезаксиального кривошипно-ползунного механизма с ведомым ползуном и дезаксиального кривошипно-ползунного механизма с ведущим ползуном (рис. 1).

Определим углы поворота валков, при которых существует зазор между их рабочей поверхностью и исходной заготовкой, учитывая, что кантовка заготовки на станах СШ 175, СШ 200 и СШ 280 осуществляется в конце обратного и в начале прямого хода прокатной клети.

Исходными данными являются высота исходной H_0 и получаемой H_1 заготовки, подача заготовки m, коэффициент перекалибровки $K_п$, расстояние между осями валков D_0, размеры звеньев плоских рычажных механизмов $r_{кр}$, $L_{ш1}$, $L_{ш2}$, R_1, R_2, A, b, a, g, h_c, c, l_1 , угол поворота кривошипа при кантовке заготовки $\varphi_{кант}$.

Определим углы поворота кривошипа, соответствующие началу и окончанию кантовки заготовки.

Согласно рис. 1 угол кантовки равен

$$\varphi_{кант} = 2(\pi - \varphi_{кас\,1} - \varphi^1), \tag{1}$$

отсюда

$$\varphi_{кр.кас\,1} = \pi - \varphi_{кант} / 2 - \varphi^1 . \tag{2}$$

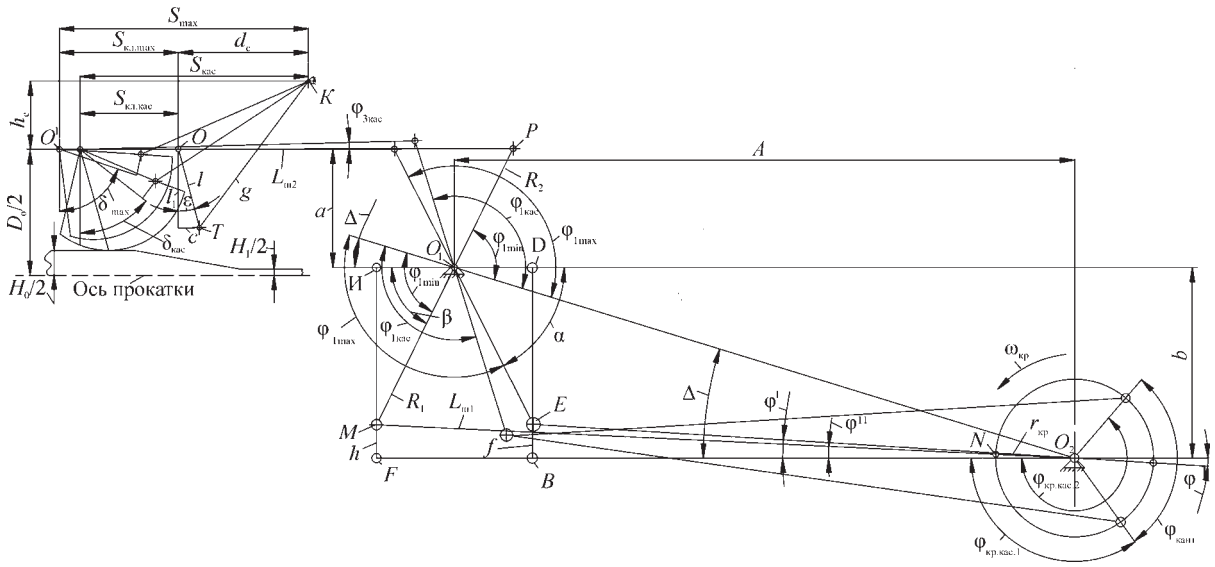


Рис. 1. Схема шарнирно-рычажной системы привода валков

Угол φ^1, соответствующий крайнему левому положению оси поворота валка (т. O^1), определим из треугольника O_2O_1E с использованием теоремы косинусов

$$R_1^2 = L^2 + (L_{ш1} - r_{кр})^2 - 2\,L\,(L_{ш1} - r_{кр})\cos(\Delta - \varphi^1)\,. \tag{3}$$

После решения уравнения (3) получим

$$\varphi^1 = \Delta - \arccos((L^2 + (L_{ш1} - r_{кр})^2 - R_1^2)\,/\,(2\,L\,(L_{ш1} - r_{кр})))\,. \tag{4}$$

Угол поворота звена R_1, соответствующий крайнему левому положению оси поворота валка (т. O^1), можно определить по формуле

$$\varphi_{1\,max} = \pi + \Delta - \alpha\,. \tag{5}$$

В последней формуле из треугольника EO_1D

$$\alpha = \arcsin((b - f)/\,R_1)\,, \tag{6}$$

где из треугольника BEO_2

$$f = \sin\varphi^1\,(L_{ш1} - r_{кр})\,. \tag{7}$$

Угол, характеризующий положение звена R_1 при повороте кривошипа на угол $\varphi_{кр.\,кас\,1}$, вычислим с использованием аналитических методов (см. кн. И.А. Артоболевский. Теория механизмов и машин. М.: Наука, 1975. 640 с.):

$$\begin{aligned}\varphi_{1\,кас} = {} & \arccos(L_{ш1}^2 - R_1^2 - L^2 - r_{кр}^2 + 2\,L\,r_{кр}\cos(\varphi_{кр.\,кас1} + \Delta))\,/\,(2\,R_1\sqrt{(L^2 + r_{кр}^2 - 2\,L\,r_{кр}}\cos(\varphi_{кр.\,кас\,1} + \Delta))) + \\ & + \operatorname{arctg}((-r_{кр}\sin(\varphi_{кр.\,кас\,1} + \Delta)))\,/\,(-r_{кр}\cos(\varphi_{кр.кас\,1} + \Delta) + L))\,.\end{aligned} \tag{8}$$

Параметры, входящие в соотношения (3)–(8), определяются по формулам:

$$\Delta = \operatorname{arctg}(b/\,A)\,; \tag{9}$$

$$L = \sqrt{b^2 + A^2}\,. \tag{10}$$

Угловые положения кривошипа (звено $r_{кр}$) и звена R_1, соответствующие крайнему правому положению оси поворота валка (т. O), определим следующим образом.

Из треугольника O_2O_1M с использованием теоремы косинусов запишем уравнение

$$R_1^2 = L^2 + (L_{ш1} + r_{кр})^2 - 2\,L(L_{ш1} + r_{кр})\cos(\Delta - \varphi^{11})\,. \tag{11}$$

Решив уравнение (11), получим зависимость для определения угла поворота кривошипа φ^{11}, соответствующего крайнему правому положению оси поворота валка (т. O):

$$\varphi^{11} = \Delta - \arccos((L^2 + (L_{ш1} + r_{кр})^2 - R_1^2)\,/\,(2\,L(L_{ш1} + r_{кр})))\,. \tag{12}$$

Угол поворота звена R_1, соответствующий крайнему правому положению оси поворота валка (т. O), можно определить по формуле

$$\varphi_{1\,\min} = \beta + \Delta. \tag{13}$$

В последней формуле из треугольника $ИO_1M$

$$\beta = \arcsin((b-h)/R_1), \tag{14}$$

где из треугольника FMO_2

$$h = \sin\varphi^{11}(L_{ш1} + r_{кр}). \tag{15}$$

Углы поворота валка (звено l_1), соответствующие касанию исходной заготовки его рабочей поверхностью и максимальному его значению, в интервале которых существует зазор между рабочей поверхностью валков и исходной заготовкой, определим с использованием аналитических методов:

$$\delta_{кас} = \pi/2 - \varepsilon + \operatorname{arctg}(h_c/S_{кас}) - \arccos((S_{кас}^2 - g^2 + l^2 + h_c^2)/(2\,l\sqrt{S_{кас}^2 + h_c^2})); \tag{16}$$

$$\delta_{\max} = \pi/2 - \varepsilon + \operatorname{arctg}(h_c/S_{\max}) - \arccos((S_{\max}^2 - g^2 + l^2 + h_c^2)/(2\,l\sqrt{S_{\max}^2 + h_c^2})). \tag{17}$$

Параметры, входящие в соотношения (16) и (17), вычисляют по формулам:

$$l = \sqrt{l_1^2 + c^2}; \tag{18}$$

$$\varepsilon = \operatorname{arctg}(c/l_1); \tag{19}$$

$$S_{кас} = d_c + S_{кл.\,кас}; \tag{20}$$

$$S_{\max} = d_c + S_{кл.\,\max}. \tag{21}$$

В выражениях (20) и (21)

$$d_c = \sqrt{(g^2 - (h_c + l_1)^2)} + c. \tag{22}$$

Используя рис. 1, результаты работы И.А. Артоболевского "Теория механизмов и машин" и принимая во внимание равенство углов поворота звеньев R_1, R_2, получим следующие зависимости для определения перемещений оси поворота валка (т. O), соответствующих касанию исходной заготовки рабочей поверхностью валков и максимальному его значению:

$$S_{кл.\,кас} = S_{(\varphi_{1кас})} - S_{(\varphi_{1\min})}; \tag{23}$$

$$S_{кл.\,\max} = S_{(\varphi_{1\max})} - S_{(\varphi_{1\min})}. \tag{24}$$

Параметры, входящие в соотношения (23) и (24), вычисляют по формулам:

$$S_{(\varphi_{1\min})} = L_{ш2}\cos\varphi_{3\min} - R_2\cos(\varphi_{1\min} - \Delta); \tag{25}$$

$$S_{(\varphi_{1кас})} = L_{ш2}\cos\varphi_{3кас} - R_2\cos(\varphi_{1кас} - \Delta); \tag{26}$$

$$S_{(\varphi_{1\max})} = L_{ш2}\cos\varphi_{3\max} - R_2\cos(\varphi_{1\max} - \Delta). \tag{27}$$

Углы поворота звена $L_{ш2}$, входящие в соотношения (25)–(27), определяются зависимостями:

$$\varphi_{3\min} = \arccos\sqrt{1 - ((R_2\sin(\varphi_{1\min} - \Delta) - a)/L_{ш2}))^2}; \tag{28}$$

$$\varphi_{3кас} = \arccos\sqrt{1 - ((R_2\sin(\varphi_{1кас} - \Delta) - a)/L_{ш2}))^2}; \tag{29}$$

$$\varphi_{3\max} = \arccos\sqrt{1 - ((R_2\sin(\varphi_{1\max} - \Delta) - a)/L_{ш2}))^2}. \tag{30}$$

Вычисленные значения углов поворота валка, при которых может происходить касание исходной заготовки рабочей поверхностью валков $\delta_{кас}$ при заданном угле поворота кривошипа при кантовке $\varphi_{кант}$, используют при расчете параметров прокатных валков. К параметрам прокатных валков относятся радиус кривизны ρ обжимного участка валков, его эксцентриситет e, радиус калибрующего участка $R_{кал}$ (рис. 2).

Рабочая поверхность валков выполняется в двух вариантах. В первом варианте (см. рис. 2, *а*) калибрующий участок выполняется плоским, устанавливаемый во время калибровки получаемой заготовки, параллельно оси прокатки. Во втором варианте (см. рис. 2, *б*) калибрующий участок выполняется постоянным радиусом, проведенным из оси поворота валка (т. O).

Длина калибрующего участка (см. рис. 2, *а*) и угол поворота валка при калибровке (см. рис. 2, *б*) при прокатке в двух или одновременно в четырех валках с кантовкой заготовки

$$l_{кал} = 2\,K_п\,m(\lambda - 1); \tag{31}$$

$$\delta_{кал} = 2\ K_п\ m\,(\lambda - 1) / R_{кал}\,. \quad (32)$$

В этих соотношениях

$$\lambda = S_0 / S_1\,, \quad (33)$$

где S_0 и S_1 – площади поперечного сечения исходной заготовки и получаемого проката.

Радиус калибрующего участка согласно рис. 2 определяется из соотношения

$$R_{кал} = (D_0 - H_1)/2\,. \quad (34)$$

Эксцентриситет рабочей поверхности валка с калибрующим участком постоянного радиуса $R_{кал}$ (см. рис. 2, *б*) можно вычислить по формуле

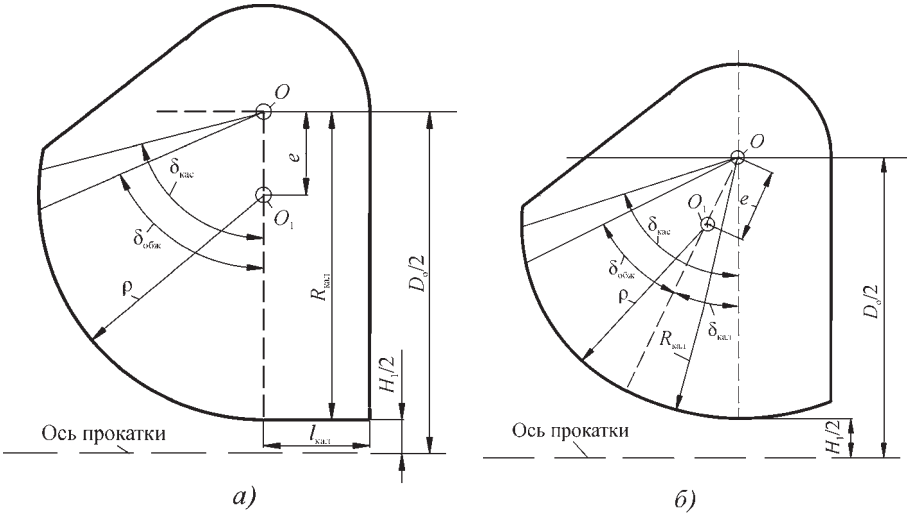


Рис. 2. Прокатный валок с плоским калибрующим участком (*а*) и с постоянным радиусом калибрующего участка (*б*)

$$e = (D_0 - H_0 - 2\,R_{кал}) / (2\,\cos(\delta_{кас} - \delta_{кал}) - 1)\,. \quad (35)$$

Радиус кривизны ρ обжимного участка валков с центром в т. O_1

$$\rho = R_{кал} - e\,. \quad (36)$$

Центральный угол, определяющий протяженность обжимного участка валков, равен

$$\delta_{обж} = \arccos(((D_0 - H_0)^2 + 4e^2 - 4\rho^2)/(4\,e\,(D_0 - H_0)))\,. \quad (37)$$

При использовании валков согласно рис. 2, *а* в зависимости (35) принимается $\delta_{кал} = 0$.

Для вычисления углов поворота валков, соответствующих касанию исходной заготовки их рабочей поверхностью $\delta_{кас}$ и максимальному его значению δ_{max}, а также параметров валков, составлен алгоритм и программа расчета.

В таблице приведены результаты расчета параметров по рассмотренной методике для условий стана СШ 200 с постоянным радиусом калибрующего участка валков при прокатке исходной заготовки H_0 = 50 мм, получаемой заготовки H_1 = 25 мм, подаче заготовки m = 5 мм, коэффициенте перекалибровки $K_п$ = 1, расстоянии между осями валков D_0 = 400 мм.

Параметры рабочей поверхности валков при различных значениях угла поворота приводных кривошипов при кантовке заготовки

$\varphi_{кант}$, °	$\delta_{кас}$, °	δ_{max}, °	$\delta_{кал}$, °	$\delta_{обж}$, °	$R_{кал}$	e	ρ
					мм		
80	55,0	66,5	9,1	40	187,5	41,2	146,3
90	52,6	66,5	9,1	38	187,5	45,7	141,8
100	50,0	66,5	9,1	35	187,5	51,3	136,2
110	47,4	66,5	9,1	31,9	187,5	58,2	129,3

Таким образом, для условий прокатно-ковочных станов типа СШ 175, СШ 200 и СШ 280 получены зависимости, связывающие угловые положения приводных кривошипов и валков при выполнении кантовки заготовки, использование которых позволяет проводить расчет параметров рабочей поверхности прокатных валков.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Коваль Г.И.** Применение прокатно-ковочных станов для получения сортового проката из специальных сплавов черных и цветных металлов // Заготовительные производства в машиностроении. 2012. № 7. С. 33–36.

Григорий Иванович Коваль, д-р техн. наук,
g.i.koval@susu.ac.ru;
Татьяна Григорьевна Каримова, канд. экон. наук

УДК 629.11.012.075:621.762.4

В.Я. Берент *(ОАО "Всероссийский научно-исследовательский институт железнодорожного транспорта"),*
О.Е. Осинцев, М.В. Забавина *(МАТИ – Российский государственный технологический университет имени К.Э. Циолковского),*
И.И. Кирюшина *(ЗАО "НовЭнергоПром", г. Санкт-Петербург)*

Исследование, разработка состава и технологии изготовления металлокерамических тормозных колодок

С использованием метода порошковой металлургии и быстрой кристаллизации разработана технология изготовления опытных образцов металлокерамических колодок с матрицей из медного сплава, легированного железом и хромом, из чистого железа с различным содержанием твердых смазочных материалов и фрикционных оксидных, карбидных и других добавок. На основании изучения влияния различных компонентов на структуру, механические и трибологические свойства разработаны два состава металлокерамических материалов с матрицами из медного сплава и железа для тормозных колодок, превосходящие по свойствам тормозные колодки из серого чугуна, которые в настоящее время широко применяют на железных дорогах России.

Ключевые слова: металлокерамические порошковые материалы; тормозные колодки; спекание; горячая штамповка; трибологические свойства; быстрая кристаллизация; фазовый состав; структура.

The manufacture technology of experimental samples of metal-ceramic brake pads with Cu alloy containing Fe and Cr matrix and with pure Fe with different content of solid lubricants and friction oxide, carbide and other additives matrix is developed using the methods of powder metallurgy and rapid crystallization. Two ctructures of metal-ceramic brake pads materials – with Cu alloy matrix and Fe matrix is developed based on the study of influence of the various components on the structure, mechanical properties and tribological properties of the material. New metal-ceramic brake pads materials have better properties than currently widely used on Russian Railways gray cast iron pads.

Keywords: metal-ceramic powder materials; brake pads; sintering; hot stamping; tribological properties; rapid crystallization; phase composition; structure.

На железных дорогах России в настоящее время широко применяют тормозные колодки из серого чугуна и композиционных полимерных материалов [1]. Колодки из серого чугуна – это относительно недорогой материал, обладающий хорошей прирабатываемостью к поверхности катания колеса. К недостатку колодок из серого чугуна следует отнести высокие значения износа, относительно невысокий коэффициент трения, причем, этот важный показатель не отличается стабильностью при изменении скорости движения подвижного состава и силы прижатия колодки к колесу [2].

Колодки из полимерных композиционных материалов по сроку службы значительно превосходят чугунные. Однако из-за низкой теплопроводности полимерного материала большая часть тепловой энергии при торможении поступает в колесо, способствуя повышению температуры его обода. Это вызывает появление нежелательных термических напряжений в ободе колеса с возможным образованием микротрещин на поверхности катания [1]. При использовании чугунных тормозных колодок и полимерных композиционных колодок наблюдается зависимость коэффициента трения от скорости движения подвижного состава железнодорожного транспорта: он также существенно уменьшается при увеличении скорости [1, 2].

Улучшения работы тормозных систем железнодорожного транспорта можно добиться применением тормозных колодок из других материалов.

Большие возможности для этого открывает технология порошковой металлургии, позволяющая создавать материалы, которые бы отвечали различным требованиям, необходимым для тормозных систем.

Тормозные колодки, изготовленные методом порошковой металлургии, широко применяют во Франции, Германии, Италии, Чехии, США и других странах. Проведенные в работах [1, 3] сравнительные испытания тормозных колодок из чугуна, полимерных композитов и металлокерамики показали по работо-

способности преимущество последних. Металлокерамические колодки, в частности, при повышении скорости движения имеют практически стабильный коэффициент трения [4].

Цель исследования – разработка материала для тормозной колодки, превосходящего по свойствам серый чугун.

Материалы, способы их получения и методика экспериментов. При разработке металлокерамических материалов для тормозной колодки в качестве матрицы использовали медный сплав. Ряд порошковых материалов получали с матрицей на основе железа.

При создании материала с медной матрицей особое внимание уделяли выбору легирующих элементов. Как известно [1–3], в зарубежной практике в медные сплавы металлокерамических материалов вводят не более: 4...10 % Sn, 10...17 % Al, 30...40 % Zn и некоторые другие элементы.

Однако эти элементы, существенно упрочняя медь за счет образования твердых растворов, резко снижают ее теплопроводность, а олово, кроме того, является дорогим и дефицитным металлом. Поэтому в данном исследовании эти металлы в качестве легирующих элементов не рассматривали.

Учитывая требования, предъявляемые к фрикционному материалу для повышения его термо- и износостойкости, в качестве матрицы был выбран высокотеплопроводный медный сплав, легированный небольшими добавками хрома и железа. Выбор данной системы легирования объясняется следующим.

Хромовая бронза (сплав БрХ) более чем в 6 раз превосходит по теплопроводности серый чугун [5]. Учитывая, что железо имеет ограниченную и очень малую растворимость в твердой меди, тройной сплав системы Cu–Cr–Fe должен также в несколько раз по теплопроводности превосходить серый чугун. При использовании колодок из теплопроводного сплава в цельнокатаное колесо переходит при торможении значительно меньшая часть тепловой энергии, что должно увеличить срок службы материала. Кроме того, хром и железо не образуют с медью интерметаллидов [6], что также должно способствовать работоспособности тормозной колодки.

Для более полной реализации твердорастворного и гетерогенного упрочнения медной матрицы за счет дисперсных частиц хрома и железа при получении порошка из медного сплава использовали метод быстрой кристаллизации с получением порошков фракций ≤ 200 мкм.

Принципиальная схема установки для изготовления порошка представлена на рис. 1.

Приготовление порошка из медного сплава включала в себя следующие операции:

• расплавление меди в индукционной печи и перегрев металла до 1250 °С (температура выбрана исходя из диаграммы состояния Cu–Cr и Cu–Fe, так как железо резко повышает ликвидус, перегрев меди должен быть достаточно высоким);

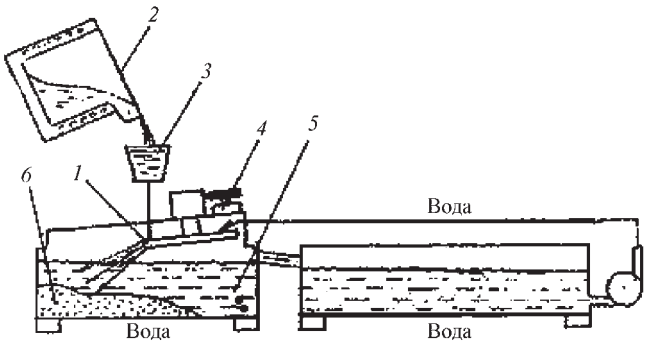


Рис. 1. Принципиальная схема установки для изготовления порошка из медного сплава:
1 – вращающийся диск – диспергатор; *2* – печь с расплавленным металлом; *3* – тигель с отверстием в донной части; *4* – мотор для вращения диска диспергатора; *5* – вода для охлаждения металла; *6* – порошок

• введение в расплавленную медь лигатуры (в качестве лигатуры применяли высокохромистый (16 % Cr) серый чугун);

• разливка металла в тигель с отверстием в донной части;

• распыление жидкого металла диспергатором с охлаждением в воде;

• сушка порошка;

• рассеивание с отделением частиц фракции ≤ 200 мкм;

• контроль качества порошка.

Шихтовку осуществляли таким образом, чтобы содержание хрома было не выше предельной растворимости его в меди в твердом состоянии. Поскольку углерод, содержащийся в сером чугуне, не растворяется в жидкой меди, он используется как раскислитель при плавке.

Дальнейшее приготовление порошковых материалов включало в себя смешение порошков матрицы (медный сплав или порошок чистого железа) с порошками дополнительных компонентов, марки которых и нормативные документы представлены в табл. 1.

Для изготовления опытных металлокерамических образцов материала для тормозных колодок применяли одну и ту же технологию, принципиальная схема которой показана на рис. 2. Компоненты шихты после взвешивания сначала помещали в смеситель без графита и перемешивали в течение 0,5 ч, затем в шихту добавляли дизельное топливо и шихту вновь подвергали перемешиванию в течение 0,5 ч. На заключительном этапе приготовления шихты в смеситель вводили необходимое количество порошка графита и проводили перемешивание полного состава порошковой шихты в течение 0,12 ч для сохранения частиц графита без разрушения.

Консолидация порошковой шихты в заготовку осуществлялась холодным прессованием на гидравлическом прессе методом двухстороннего прессования.

1. Характеристика шихтовых компонентов для получения металлокерамических материалов

Наименование	Марка	Нормативный документ
Порошок медного сплава, легированного Cr и Fe	ПРМЖ4Х0,7С-180	ТУ У 27.4-20673531-005–2011
Порошок железный	ПЖРЗ.100.26	ГОСТ 9849–86
Оксид алюминия Al_2O_3	Ч	ТУ 6-09-426
Оксид кремния SiO_2	$2K_2O_3016$	ГОСТ 2138–91
Графит	МККЗ	ТУ 21-25-108–73
Электрокорунд нормальный	14А	ГОСТ 28812–90
Карбид кремния зеленый SiC	64С	ГОСТ 3647–80
Карбид бора B_4C	10П	ГОСТ 3647–80
Асбест прокаленный	А-6-10	ГОСТ 12871–93
Примечание. В некоторые металлокерамические материалы в качестве антифрикционной добавки вводили сульфид меди Cu_2S и сульфид железа FeS.		

Перед горячей штамповкой заготовки из порошковых материалов спекались.

Из полученных материалов изготовляли образцы материала – колодки для определения антифрикционных свойств, проведения структурных исследований и измерения твердости.

Образцы из бандажной стали в виде роликов, имитирующие колесо подвижного состава, были изготовлены из натурального бандажа железнодорожного колеса. Бандажная сталь по ГОСТ 398–96 имела следующий химический состав: 0,57...0,65 % C; 0,22...0,45 % Si; 0,6...0,9 % Mn; до 0,15 % V; не более 0,035 % P и 0,040 % S. Механические свойства: σ = 1000 МПа; δ = 10 %; 270 НВ.

Испытания по определению антифрикционных свойств опытных материалов для тормозных металлокерамических колодок по схеме колодка–ролик в режиме сухого трения проводили на испытательной машине трения МИ. Для сравнительных испытаний изготовляли также образец – колодка из серого чугуна натуральных тормозных колодок железнодорожного транспорта.

Испытания осуществляли в режиме сухого трения с тщательным обезжириванием образцов, при давлении на колодку с нагрузкой 0,7 МПа. Для ужесточения условий работы трибосистемы нагрузку на ролик периодически изменяли от 0,7 до 1,4 МПа.

Износ определяли по разности массы обоих образцов до и после испытания на аналитических весах ВАР-200 с точностью до 0,0001 г. Испытания проводили в 5–7 циклов с прохождением образцами пути 2,5 км, после каждого из которых определяли износ. Общий пробег образцов достигал не менее 12,5 км, а постоянный контроль износов образцов после 2,5 км позволял оценить его стабильность.

В процессе испытаний осуществлялась автоматическая запись изменений момента трения. По характеру его изменений можно было судить о процессах, протекающих на поверхностях трения. По счетчику интегратора определяли усредненный момент трения, а по нему рассчитывали коэффициент трения трибосистемы.

После завершения экспериментов образцы снимали с испытательной машины и подвергали визуальному осмотру для определения различных дефектов (задиров, схватывания, рисок, трещин, выкрашивания и др.) на их контактных поверхностях, которые подвергались изнашиванию.

Результаты осмотра поверхностей трения ролика и колодки опытного материала сопоставляли с записью момента трения $M_{тр}$ порошкового материала в зависимости от километража испытаний. При отсутствии задиров, схватывания и других дефектов на контактных поверхностях момент трения остается стабильным и постоянным на всей протяженности пути испы-

Рис. 2. Технологическая схема изготовления металлокерамических тормозных колодок

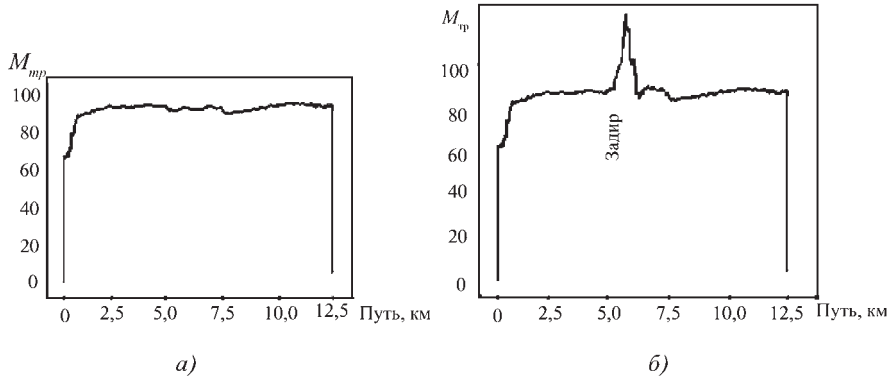


Рис. 3. Изменение момента трения $M_{тр}$ порошковых материалов при скольжении по бандажной стали в зависимости от пройденного пути:
а – отсутствие схватывания; *б* – схватывание и появление задира

таний (рис. 3, *а*). При наличии процесса схватывания или задиров в трибосистеме момент трения подвержен резким пульсирующим изменениям (рис. 3, *б*).

После завершения испытаний рассчитывали коэффициент трения в каждой трибосистеме и образцы поступали на структурные исследования и определение механических свойств.

Микроструктуру опытных порошковых материалов исследовали на оптических микроскопах Neophot-21 и Axio Observer при увеличениях от 100 до 1000 в целях определения характера распределения и размеров отдельных компонентов в матрице порошкового материала.

Химический состав и морфология частиц отдельных компонентов порошковых материалов определяли с помощью электронного сканирующего микроскопа JSM-35CF с четырехкристальным волновым спектрометром. Определение химического состава отдельных составляющих гетерогенных материалов осуществляли в режиме микрорентгеноспектрального анализа. Изображение в характеристическом излучении в виде плотности отдельных импульсов позволяло установить химический состав отдельных включений в структуре материала тормозной колодки.

Рентгеновские исследования проводили на дифрактометре ДРОН4-07 при ускоряющем напряжении 35 кВ, в фильтрованном кобальтовом K_{α}-излучении (λ = 1,7902 нм). Рентгеноструктурный анализ использовали для прецизионного определения периода решетки α-твердого раствора, содержащего хром и железо, медного сплава – матрицы порошкового материала и для проведения качественного фазового анализа многокомпонентных материалов тормозных колодок.

Твердость по Бринеллю (НВ) определяли на прессе ТШ-2М шариком диаметром 5 мм (ГОСТ 9012–59). Диаметр отпечатка измеряли на инструментальном микроскопе с точностью 0,01 мм. Микротвердость отдельных составляющих металлокерамических порошковых материалов определяли на японском приборе MicroMet 5101 при нагрузке на центр 0,098 Н (10 гс). Микротвердость определяли как среднее значение из 8–10 измерений.

Результаты исследований и их обсуждение. Как уже отмечалось [1–3], к материалу тормозной колодки предъявляют высокие и часто противоречивые требования по физическим, механическим и трибологическим свойствам. Важным требованием, предъявляемым к материалу колодки и определяющим эксплуатационные свойства фрикционного изделия, является высокая сопротивляемость истиранию самого материала и материала контртела.

Тормозные колодки должны иметь практически стабильный при повышении скорости движения и достаточно высокий коэффициент трения в интервале 0,25...0,45. Материал должен противостоять разрушению при высокой температуре во время торможения, следовательно, обладать достаточно высокой теплопроводностью. Так как процесс торможения связан с приложением высоких нагрузок к колодке, то к материалу предъявляют высокие требования по прочностным свойствам и твердости.

С учетом этих требований были изготовлены образцы из порошковых материалов как с матрицей на основе теплопроводного медного сплава с добавками железа и хрома, так и с матрицей на основе железа. В качестве фрикционых компонентов использовали оксиды Al_2O_3, SiO_2 и корунд, карбиды кремния и бора (SiC, B_4C) и асбест, а твердой смазки – графит. В ряде случаев в качестве смазочных материалов применяли сульфиды меди и железа (Cu_2S, FeS).

Эксперимент по подбору материала для металлокерамических тормозных колодок проводили в несколько этапов. На первом этапе определяли необходимое количество твердой смазки в виде графита, чтобы исключить процесс схватывания.

Из порошковых композиций с различным содержанием графита (6...11 %) были изготовлены колодки для машины трения МИ. Испытания проводили в режиме сухого трения в паре с бандажной сталью по установленной методике.

Составы материалов и результаты испытаний приведены в табл. 2.

Из представленных результатов испытаний следует, что при содержании в порошковых материалах от 7 до 10 % графита схватывания при скольжении по бандажной стали не наблюдается. Визуальный осмотр показал, что поверхность трения остается полированной

2. Трибологические свойства металлокерамических материалов с различным содержанием графита

Состав материала (матрица–сплав Cu–Cr–Fe)	Износ, 10^{-2} г		Коэффициент трения η	Состояние поверхности трения
	бандажной стали	материала колодки		
10 % Fe; 10 % графита	0,750	0,78	0,28	Схватывания нет. Поверхность трения полированная
10 % Fe; 8 % графита	0,031	0,29	0,14	
10 % Fe; 7 % графита	0,045	0,27	0,13	
10 % Fe; 6 % графита	0,430	0,24	0,15	Схватывание на 3-м цикле испытаний

3. Трибологические свойства металлокерамических материалов с различным содержанием графита и Al_2O_3

Материал (матрица–сплав Cu–Cr–Fe)	Износ, 10^{-2} г		Коэффициент трения η	Состояние поверхности трения
	бандажной стали	материала колодки		
7 % Al_2O_3; 8 % графита; 10 % Fe	0,33	0,750	0,29	Схватывания нет. Поверхность трения полированная
10 % Al_2O_3; 8 % графита; 10 % Fe	0,62	1,423	0,31	
10 % Al_2O_3; 10 % графита; 10 % Fe	0,64	1,000	0,30	
15 % Al_2O_3; 10 % графита; 10 % Fe	0,45	1,656	0,27	
Серый чугун	1,86	10,220	0,68	Схватывание на 1-м цикле

после завершения полного цикла испытаний на машине трения. Момент трения весь период испытаний мало изменяется и остается стабильным. Только при содержании в металлокерамическом материале графита 6 % наблюдается схватывание в трибосистеме.

Эксперимент показал, что в порошковые металлокерамические материалы необходимо вводить в качестве твердой смазки не менее 7 % графита, так как именно в этом случае удается избежать процесса схватывания. Однако коэффициент трения в данном случае оставался на уровне 0,13...0,28, что неприемлемо для фрикционной трибосистемы.

Низкие коэффициенты трения исследуемых порошковых материалов вызвали необходимость ввода в их состав фрикционной добавки в виде оксида алюминия Al_2O_3. В соответствии с отработанной технологией изготовления порошковых материалов были выполнены четыре композиции, в состав которых введено от 7 до 15 % Al_2O_3. Для сравнения приведены трибологические свойства тормозных колодок из серого чугуна (табл. 3).

Анализ данных табл. 3 показал, что предложенные составы порошковых материалов превосходят по своей износостойкости материал чугунных тормозных колодок и в меньшей степени подвергают износу бандажную сталь. Однако, несмотря на наличие фрикционной добавки в виде Al_2O_3, схватывания не наблюдается даже при содержании в композиционном материале 8 % графита, но предложенные составы позволили повысить коэффициент трения только до значения 0,31.

Этот эксперимент показал, что невозможно ограничиться вводом в порошковый материал только Al_2O_3. Для дальнейшего повышения коэффициента трения, а также улучшения свойств металлокерамической тормозной колодки, было решено вводить в состав дополнительные фрикционные добавки совместно с оксидом алюминия и без него.

Для исследований были приготовлены восемь составов металлокерамических материалов на основе медной матрицы, легированной хромом и железом, и две композиции на основе железной матрицы. В качестве твердой смазки использовали графит и сульфиды Cu_2S, FeS; в качестве фрикционных добавок – Al_2O_3, SiO_2, корунд, асбест, SiC и B_4C. Составы этих материалов представлены в табл. 4.

О достигнутом уровне трибологических свойств металлокерамических порошковых материалов можно судить по данным, показанным на рис. 4.

Порошковые материалы на медной основе № 1 и № 2 из-за небольших количеств фрикционных компонентов и малого количества твердой смазки имеют низкий коэффициент трения (0,21 и 0,28 соответственно) и нестабильный момент трения. У этих материалов наблюдается схватывание на 4-м цикле испытаний, что еще раз подтверждает невозможность использования материала, содержащего менее 7 % графита.

4. Состав металлокерамических порошковых материалов, % мас.

Номер материала	Порошок железа ПЖР	Al_2O_3	SiO_2	Корунд Al_2O_3	Cu_2S	FeS	Графит	Асбест	SiC	B_4C	Порошок медного сплава	Матрица		НВ
												Порошок медного сплава с добавками Cr и Fe	Порошок железа ПЖР	
1	10	6	–	–	–	–	6	–	–	–	–	78	–	64
2	10	6	–	–	2	–	6	3	–	–	–	73	–	88
3	15	–	–	6	2	–	6	3	–	–	–	68	–	95
4	15	–	4	–	2	–	8	3	–	–	–	68	–	89
5	10	–	6	6	–	–	8	–	–	–	–	70	–	69
6	15	6	6	6	–	–	8	3	–	–	–	65	–	75
7	15	–	–	2	2	–	7	3	–	–	–	65	–	–
8	15	–	–	6	2	–	8	3	–	–	–	66	–	–
9	–	–	–	–	–	2	8	3	5	5	10	–	67	118
10	–	7	–	–	–	–	3	3	–	–	22	–	50	112

Материал колодки с медной матрицей благодаря большему содержанию фрикционных компонентов – корунда и асбеста в своем составе позволил значительно повысить коэффициент трения (η = 0,57). Однако износ бандажной стали очень высок и не отвечает требованиям, предъявляемым к материалу металлокерамической тормозной колодки.

Наиболее хорошие трибологические свойства среди металлокерамических материалов с медной матрицей имеет материал с SiO_2 и асбестом. Он имеет достаточно высокий для тормозных колодок коэффициент трения (η = 0,4), хорошие показатели износа самой колодки (в 2,7 раз меньше, чем у колодок из чугуна), но по износу контртела несколько уступает чугунным колодкам. Момент трения материала достаточно высокий и постоянный, что указывает на отсутствие схватывания при работе трибосистемы. Поверхность бандажной стали ровная, блестящая, без царапин и других дефектов. Колодки из этого порошкового материала будут иметь ресурс работы, превосходящий ресурс чугунной колодки.

Другие материалы с медной матрицей уступают материалу № 4 главным образом из-за более высокого износа бандажной стали (см. рис. 4). Однако и они имеют более низкий износ материала колодки по сравнению с колодками из чугуна. Следует отметить, что присутствие в порошковых материалах фрикционных компонентов в виде корунда и асбеста приводит к повышению коэффициента трения (~0,5), к большей стабильности момента трения и увеличению износа бандажной стали.

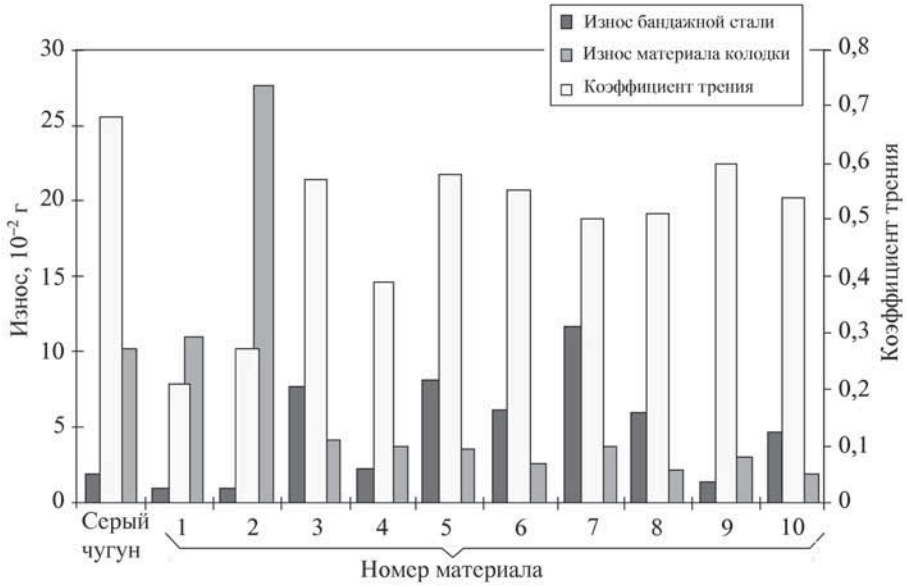


Рис. 4. Трибологические свойства тормозных колодок из металлокерамических материалов и чугуна

Среди материалов с матрицей на основе железа высокие свойства показал образец № 9 (см. табл. 4). Данный материал по всем показателям трибологических свойств превосходит серый чугун: он отличается малыми показателями износа бандажной стали и высокой износостойкостью, имеет высокий коэффициент трения η = 0,6. Этот экспериментальный материал, как и отмеченный материал на основе медного сплава, практически пол-

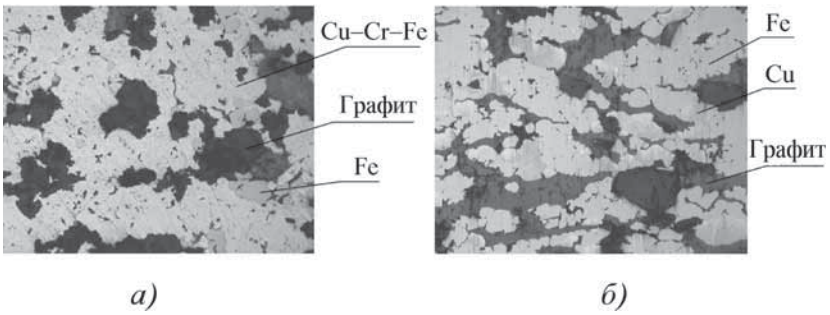


Рис. 5. Микроструктура металлокерамического материала № 4 с матрицей из медного сплава Cu–Cr–Fe:
а – ×100; *б* – ×1100

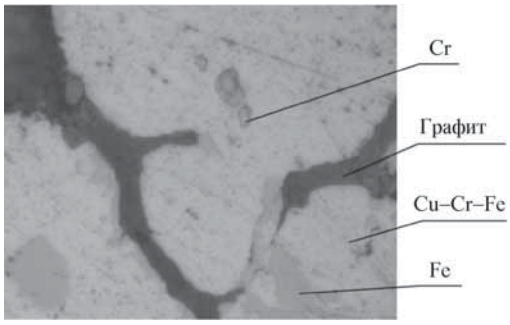


Рис. 6. Микроструктура металлокерамического материала № 9 с матрицей из чистого железа. ×100

ностью соответствует требованиям, предъявляемым к тормозным колодкам нового поколения.

Методом металлографического анализа с помощью оптического и электронного микроскопов, а также микрорентгеноструктурного анализа определены фазовый состав и структура, характер распределения фрикционных добавок и компонентов для твердой смазки металлокерамических тормозных колодок.

Микроструктура экспериментального порошкового материала с матрицей из медного сплава Cu–Cr–Fe представлена на рис. 5, *а*. Видно, что матрица медного сплава преобладает в структуре. Компактые включения структурно-свободного железа равномерно распределены в медной матрице. На фотографиях различимы включения графита темно-серого цвета удлиненной формы с рыхлой структурой, а также включения фрикционных, абразивных добавок гранной формы или с округлыми границами четкого очертания, с плотной гладкой поверхностью. Структурные составляющие четко различаются на фоне медной матрицы при увеличении 1100 (см. рис. 5, *б*).

Матрица гетерофазна с наличием частиц округлой формы избыточного хрома и более дисперсные частицы равномерно распределены по всей поверхности матрицы (см. рис. 5, *б*). Такую же гетерогенную структуру имеет быстрозакристаллизованный порошок медного сплава, легированного хромом и железом (рис. 6).

Хром, а возможно и железо, в матрице сплава перераспределяется между двумя фазами: во-первых, находится в виде достаточно твердых дисперсных частиц избыточной фазы и, во-вторых, частично растворен в медном твердом растворе. Об этом свидетельствуют данные рентгеноструктурного анализа. Параметр решетки твердого раствора порошка медного сплава ($a_{пор}$ = 0,3618 нм) оказался значительно боль-

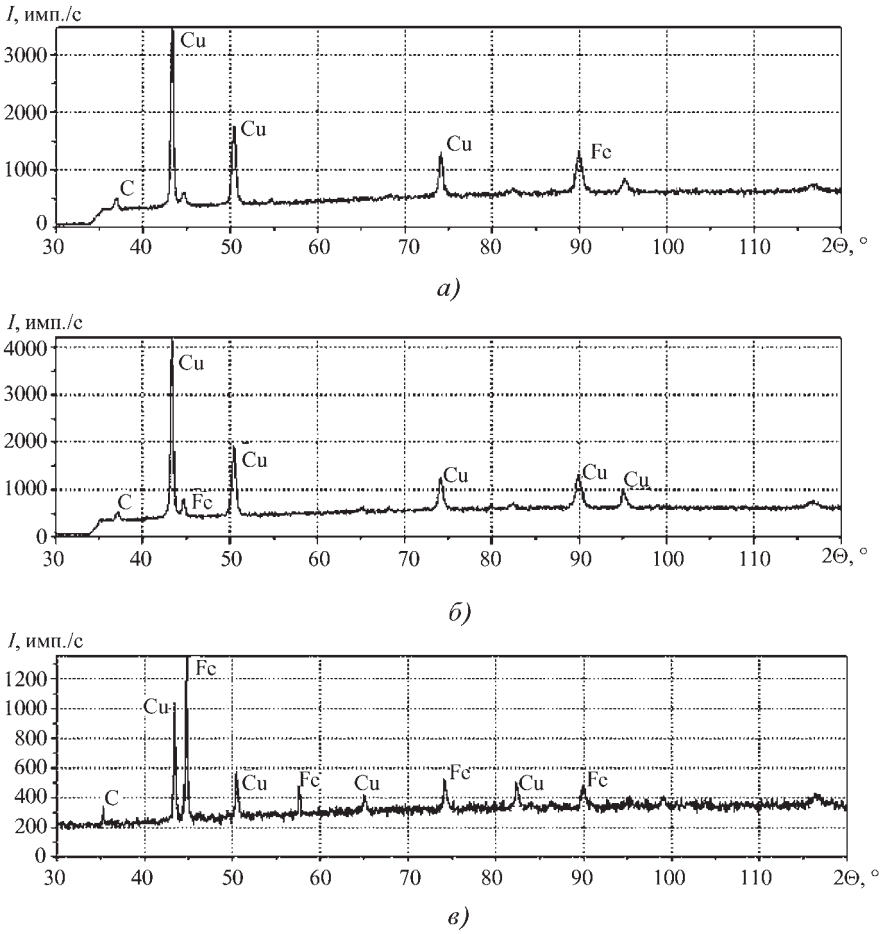


Рис. 7. Дифрактограммы металлокерамических материалов с матрицей на основе медного сплава и на основе чистого железа:
а – материал № 4 на основе медного сплава; *б* – материал № 8 на основе медного сплава; *в* – материал № 10 на основе чистого железа

ше параметра решетки чистой меди (a_{Cu} = 0,3612 нм). Исходя из этого, можно сделать вывод об образовании твердого раствора, который дополнительно упрочняет медную матрицу.

Таким образом, высокая износостойкость тормозных колодок с матрицей из сплава Cu–Cr–Fe связана с наличием твердорастворного и гетерофазного упрочнения медной матрицы и с высокой ее теплопроводностью.

На рис. 6 показана микроструктура металлокерамического порошкового материала № 9 с матрицей на основе железа. Видно, что чистое железо преобладает в структуре этого материала, четко выявляются также компактные равномерно распределенные в матрице медного сплава графитовые включения.

Рентгеноструктурный анализ позволил выявить следующие составляющие: Fe, Cu и графит (рис. 7). Другие составляющие не дают дифракционных максимумов на рентгенограммах либо из-за их малой объемной доли, либо из-за высокой дисперсности частиц этих составляющих порошкового материала.

С помощью растровой электронной микроскопии удалось установить не только наличие отдельных составляющих в матрице материала, но и определить характер их расположения в композиционном материале. Так, например, по распределению кислорода, алюминия, магния и кремния судили о расположении оксидов этих элементов (Al_2O_3, MgO и SiO_2) в материале (рис. 8, *г–е*, см. обложку). Отражения, полученные в рефлексе меди, железа, углерода (графита), позволили сделать заключение о расположении составляющих, содержащих эти элементы, в структуре композиционного материала (см. рис. 8, *б*, *в*).

Исследования показали, что порошковые материалы после спекания и горячей штамповки не имеют пор и других дефектов.

Выводы

1. Методом порошковой металлургии изготовлено 10 составов металлокерамических материалов, предназначенных для тормозных колодок железнодорожного транспорта. В качестве матрицы этих материалов использован высокотеплопроводный медный сплав или чистое железо.

2. На основании определения фрикционных, механических свойств и изучения структуры выбраны оптимальные составы металлокерамических материалов: на медной и железной основах. На медной основе с износом его в 3 раза меньше, чем серого чугуна, на железной основе с износостойкостью выше чугуна в 5 раз и с меньшим износом бандажной стали, чем при трении с чугуном.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Берент В.Я., Сапожников С.А., Вуколов Л.А., Кирюшин И.И.** Металлокерамические тормозные колодки с высокими эксплуатационными свойствами // Проблемы железнодорожного транспорта. Задачи и пути их решения: сб. тр. ученых ОАО "ВНИИЖТ". М.: Интекст, 2012. С. 222–227.

2. **Вуколов Л.А., Сапожников С.А., Берент В.Я.** Металлокерамические тормозные колодки для тягового подвижного состава // Вестник ВНИИЖТ. 2009. № 5. С. 13–15.

3. **Вуколов Л.А., Жаров В.А.** Показатели работоспособности железнодорожного колеса при взаимодействии с тормозными колодками из полимерных композитов, металлокерамики и чугуна // Трение и износ. 2008. Т. 29. № 25. С. 489–492.

4. **Vukolov L.A., Voronchikhin A.I.** Development of miforsing holder for composition and metal-ceramic Railway brune shoes. Proceedings of the intern. Tribology Conferense Nagasaki, Japan. 2000. Oct. 29 – Nov. 2. Vol. III. P. 1943–1947.

5. **Осинцев О.Е., Федоров В.Н.** Медь и медные сплавы. Отечественные и зарубежные марки: справочник. М.: Машиностроение, 2004. 336 с.

6. **Диаграмма** состояния двойных металлических систем: справочник: в 3 т. Т. 2 / под ред. Н.П. Лякишева. М.: Машиностроение, 1997. 1024 с.

Валентин Янович Берент, д-р техн. наук;
Олег Евгеньевич Осинцев, д-р техн. наук;
Марина Васильевна Забавина,
rados@rambler.ru;
Игорь Иванович Кирюшин

УДК 669.14.018.29

В.И. Муравьёв, С.З. Лончаков, П.А. Саблин, А.В. Фролов
(Комсомольский-на-Амуре государственный технический университет)

Влияние среды нагрева под закалку и последующей обработки на малоцикловую усталость коррозионно-стойких сталей аустенитного и аустенитно-мартенситного классов

Предложена методика технологического процесса использования различных сред (титановая стружка, аргон, стеклопорошок, песок, воздух), применяемых при закалке и последующей обработке конструкционных сталей, в частности ВНС-5. Ее обоснованность обеспечивается использованием технологических решений, позволяющих добиться отсутствия коробления и образования трещин при достижении заданных механических свойств изготовляемых деталей.

Ключевые слова: титановая стружка; закалка; конструкционная сталь; коробление; газопоглощение.

The technique of technological process of use of various environments (titanic shaving, argon, glass powder, sand, air) applied for hardening and aftertreatment of constructional steels, in particular VNS-5 is offered. Its validity is provided by using of the technological decisions allowing to achieve lack of distortion and formation of cracks at designed mechanical properties of obtained details.

Keywords: titanic shaving; hardening; structural steel; distortion; gas absorption.

Введение. Производство новой авиационной техники требует постоянного совершенствования технологических процессов, разработки и внедрения новых методов и средств обработки, обеспечивающих постоянно растущие требования по качеству и эксплуатационной надежности. Экономия материальных и энергетических ресурсов, трудовых затрат, снижение себестоимости продукции и потерь от брака являются актуальными составляющими при создании авиационной техники.

Термическая обработка заготовок деталей из конструкционных и коррозионно-стойких сталей является одной из основных операций, обеспечивающих надежность и ресурс изделия в целом.

Задача состоит в разработке прогрессивной технологии и оптимизации использования различных сред, применяемых при закалке и последующей обработке конструкционных сталей, в частности 13Х15Н4АМ3 (ВНС-5).

Химический состав стали ВНС-5 в соответствии с ОСТ 1 90005–91 следующий, % мас.:

C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	V	W	N_2
0,11...0,16	≤ 1,0	≤ 0,7	14,0...15,5	4,0...5,0	2,3...2,8	≤ 0,15	≤ 0,20	0,05...0,10

Стали переходного аустенитно-мартенситного класса, к которым относится сталь ВНС-5, обладают высокой прочностью мартенситных сталей и хорошей технологичностью аустенитных. Однако изготовление из них крупногабаритных деталей сложной конфигурации с большим перепадом сечений связано с рядом трудностей. Детали из стали ВНС-5 после нагрева до температур аустенизации 1050...1075 °С закаливают в масле или воде, что вызывает их значительное коробление или образование трещин. При закалке на воздухе в толстых сечениях происходят выпадение карбидов и распад аустенита в области его минимальной устойчивости, кроме того, снижаются пластичность и прочность.

Коробление, возникающее при закалке, может быть частично исправлено путем заневоливания и использования релаксации заданных упругих напряжений в момент кинетической пластичности, возникающей в результате мартенситного превращения при обработке холодом. После полного цикла термической обработки геометрические размеры обрабатываемой детали должны соответствовать исходным значениям.

Методика проведения исследований. Одним из наиболее перспективных способов получения заданных физико-механических свойств сплава ВНС-5 при его термическом нагреве под закалку с отсутствием коробления и получения светлой поверхности является способ автоматического регулирования давления воздуха в изолированном объеме.

В работе [1] приведены результаты исследования возможности применения атмосферы воздуха с различными добавками газопоглотителей в изолированном объеме для различных видов термической и химико-термической обработки окончательно изготовленных деталей в печах с обычной атмосферой.

Кинетические кривые изменения давления воздуха в изолированном объеме (рис. 1) показали, что нагрев увеличивает давление до определенной величи-

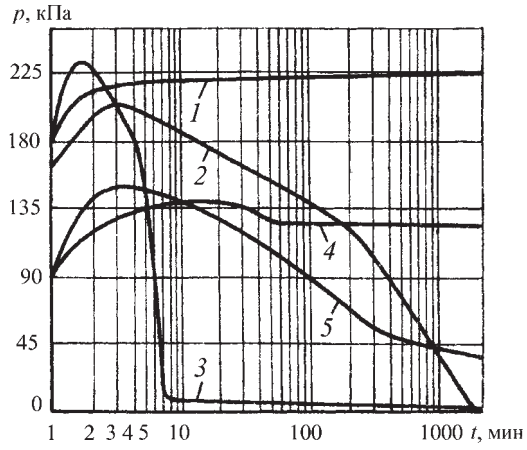


Рис. 1. Кинетические кривые изменения давления *p* в изолированном объеме воздуха:
1 – пустой контейнер; *2* – с титановой стружкой при соотношении объема контейнера к площади образцов $V / S = 0{,}5$; *3–5* – с титановой стружкой при $V / S = 0{,}05$; *1–3* – при температуре 900 °С; *4* – 450 °С; *5* – 700 °С

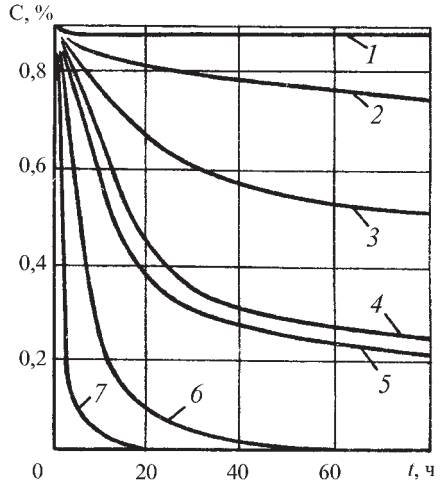


Рис. 2. Кривые изменения содержания углерода С в фольге из высокоуглеродистой стали (0,91 %) после нагрева при температуре 900 °С в различных средах:
1 – титановая стружка; *2* – аргон; *3* – стеклопорошок; *4* – асбестовая крышка; *5* – песок; *6* – воздух; *7* – диссоциированный аммиак

ны, соответствующей заданной температуре. Изотермическая выдержка практически не влияет на изменение давления. Добавки титановой стружки (геттера) приводят к изменению вида кинетических кривых; давление воздуха в изолированном объеме возрастает, а затем начинает падать. На поверхности титановой стружки при температурах 500...600 °С образуются следы оксидной пленки, которые при нагреве выше этих температур исчезают.

Начиная с температуры 650 °С и выше, титановую стружку можно использовать в качестве геттера.

Осмотр поверхности образцов показал, что при нагреве до температур 400...500 °С в изолированном объеме как с титановой стружкой, так и в смеси ее с порошком из графитированного электрода на них появляются цвета побежалости, а при нагреве выше этой температуры они исчезают. Поверхность образцов при выдержке до 8 ч остается светлой и блестящей.

При нагреве в среде аргона на поверхности образцов появлялись отдельные следы оксидной пленки, а при нагреве с защитной эмалью оксидная пленка покрывала всю поверхность. В среде диссоциированного аммиака поверхность получалась светлой. Нагрев образцов в песке или асбестовой крошке, как и в воздушной атмосфере, приводил к образованию окалины.

Для определения тенденций изменения содержания углерода в различных средах использовали фольгу с высоким содержанием углерода (~1 %). Нагрев в титановой стружке и в смеси ее с порошком из графитированного электрода позволил полностью исключить обезуглероживание (рис. 2).

Микроструктура (рис. 3) и микротвердость поверхности и сердцевины были одинаковыми у образцов

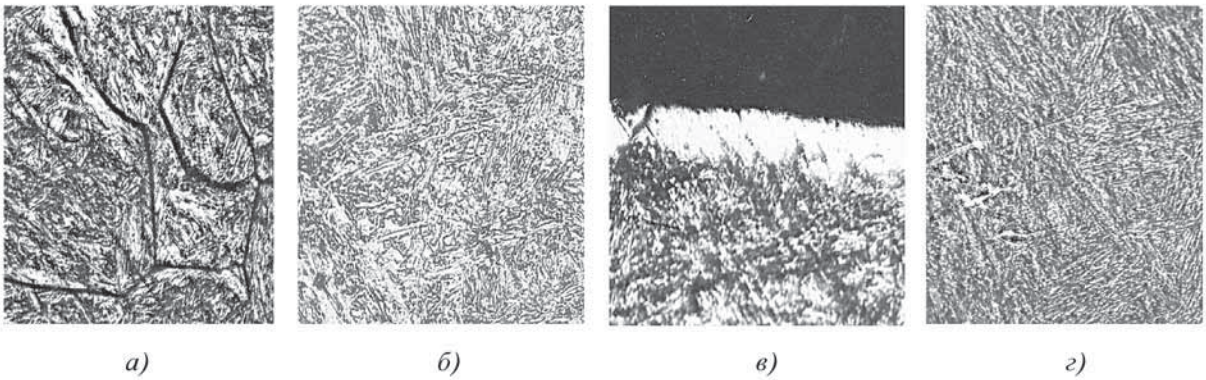


Рис. 3. Фотографии микроструктур:
а, *б*, *г* – выдержка под закалку 37; 56 и 90 мин соответственно; *в* – мартенсит + остаточный аустенит, что соответствует нормальному закаленному состоянию при нагреве под закалку 67 мин

1. Результаты гравиметрических исследований образцов

Температура, °С	Привес образцов из различных материалов, 10^{-4} кг/м^2				
	Низкоуглеродистая электротехническая сталь	Высокоуглеродистая сталь (0,91 % С)	Немагнитный хромоникелевый сплав	Среднелегированная конструкционная сталь	Высокопрочная коррозионно-стойкая сталь
400	2; 1; 4	7; 17; 18	2; 0,4	0; 0	0
600	180; 0; 4	260; 12; 18	2; 4; 12	4; 0; 6	1; 0
800	1200; 1; 2	1320; 0; 12	330; 0; 15	500; 0; 1	4; 0; 4
1000	600; 0; 2	6200; 0; 18	700; 0; 7	3500; 0; 1	190; 0; 4

после нагрева в изолированном объеме с титановой стружкой (исследования проводили на микроскопе "Неофот-21").

При нагреве под термическую обработку в изолированном контейнере с титановой стружкой деталей из коррозионно-стойких сталей аустенитного, аустенитно-мартенситного класса и немагнитного коррозионно-стойкого хромоникелевого сплава поверхность получалась светлой, блестящей, не требующей очистки и доработки (табл. 1).

При окончательной механической обработке ухудшились магнитные характеристики деталей из углеродистой электротехнической стали. Отжиг деталей в контейнере с титановой стружкой позволил полностью восстановить их магнитные характеристики, при этом детали имели светлую блестящую поверхность, как и до отжига.

Определено, что дисперсионное твердение и закалку деталей после окончательной механической обработки из немагнитного коррозионно-стойкого сплава и коррозионно-стойкой стали возможно проводить при нагреве в разреженной атмосфере воздуха.

После нагрева образцов исследуемых сталей до температур 700...1100 °С в титановой стружке 10-кратного использования заметного окисления не наблюдали. Газопоглотительная способность титановой стружки 15-кратного использования после дегазации в вакууме при температуре 800 °С в течение 3 ч полностью восстанавливалась. Таким образом, стружку можно использовать 10–15 раз, а с применением дегазации в вакууме – бесконечное число раз.

Установлено, что стружку можно применять при нагреве до температур 650 °С и выше. Верхняя граница обусловлена температурой плавления титана и его сплавов. Титан с такими элементами, как никель, медь и кобальт, образует при температурах 950...1100 °С легкоплавкие эвтектики.

В связи с этим нагрев сталей и сплавов, содержащих эти элементы, выше указанных температур следует проводить без контакта со стружкой. Безокислительная термическая обработка деталей из коррозионно-стойких сталей, исключающая последующее травление или срезание оксидной пленки при механической обработке, является единственным способом получения деталей высокого качества.

В связи с большим сродством хрома к кислороду получить светлую поверхность на деталях из коррозионно-стойких сталей после термической обработки очень трудно. При экспериментах поверхность деталей из коррозионно-стойких сталей и сплавов (1Х18Н9Т, ВНС-5 и др.) получалась светлой, блестящей, не требующей очистки и доработки. Это свидетельствовало о том, что кислород в атмосфере контейнера отсутствовал, т.е. полностью поглощался стружкой. Таким образом, соблюдая простое условие, состоящее в том, чтобы отношение объема газа к поверхности титановой стружки не превышало 0,1, в контейнере легко создать безокислительную атмосферу.

Существенными преимуществами применения титановой стружки перед термической обработкой в вакууме являются отсутствие натекания газов в объем и большая скорость нагрева и охлаждения.

В работе [1] приведены результаты исследований влияния среды нагрева под закалку и последующих видов обработки на качество поверхности, обезлегирование и малоцикловую усталость образцов из сталей 13Х15Н4АМЗ и 08Х15Н5Д2Т.

Нагрев образцов под закалку проводили в раскисленной соляной ванне, в среде очищенного аргона, с применением защитной эмали ЭВТ-100, в вакуумной закалочной печи "Ipsen" и в изолированном объеме воздуха. Режим термической обработки соответствовал типовому режиму для каждой стали.

Химический состав исследовали на лазерном микроанализаторе LMA-10 и химическом анализаторе ONH-2000.

Как видно из рис. 4, закономерности изменения химического состава по глубине поверхностного слоя образцов идентичны для всех сред нагрева под закалку. Содержание марганца и хрома уменьшается на поверхности, а молибдена и никеля – увеличивается. Максимальное изменение химического состава по глубине наблюдается у образцов после нагрева в соляной ванне, минимальное – у образцов после нагрева с

защитной эмалью или в изолированном объеме воздуха.

Науглероживание отмечается только после нагрева образцов в вакуумной печи "Ipsen", а при нагреве образцов в остальных средах содержание углерода остается практически неизменным. Содержание азота повышается у образцов после нагрева в соляной ванне, уменьшается у образцов после нагрева в вакууме и остается практически неизменным у образцов после нагрева с защитной эмалью, в аргоне и в изолированном объеме.

Микроструктура образцов после закалки содержит мартенсит и мартенсит + остаточный аустенит + карбиды. После закалки в вакууме и соляной ванне на поверхности образцов появляется ободок аустенита (0,025...0,25 мм), после закалки в других средах ободок аустенита отсутствует.

Исследования показали, что прочность образцов стали ВНС-5 с сечениями, превышающими 30 мм, снижается, а при охлаждении в ванне для обработки холодом наблюдается сильное коробление. В связи с этим было необходимо выявить влияние времени изотермической выдержки и сечения детали на механические свойства стали ВНС-5.

При испытаниях использовали образцы с сечениями 10...100 мм. После предварительной термической обработки их подвергали закалке с температуры аустенизации (1075±10) °С в расплавленной селитре при температуре 150...400 °С и выдержке 3...20 мин. Затем осуществляли охлаждение на воздухе, обработку холодом при температуре –50 °С, 8 ч, и старение при температуре 350 °С, 1 ч.

Испытания механических свойств (табл. 2, 3 и рис. 5) показали, что у образцов из стали

2. Механические свойства образцов после закалки в различных средах

Охлаждающая среда при закалке	Сечение темплета, мм	$\sigma_в$, МПа	δ, %
Воздух	10×10	1440/1480	165/12
Масло		1470/1450	161/15
Вода		1450/1480	17/12
Селитра (230 °С, выдержка 5 мин, охлаждение на воздухе)		1430/1420	16/12
	12×12	1420/1410	15/12
	20×20	1420/1380	16/10
	35×35	1420/1380	16/12
	60×60	1420/1390	16/13
	100×100	1460/1460	16/14
		1470*	9

*Образец с высотным направлением волокон (φ = 27 %; *KC*U = = 80 Дж/см^2).

Примечания. 1. Темплеты подвергали термической обработке по полному циклу.

2. В числителе приведены показатели свойств образцов в продольном направлении, а в знаменателе – в поперечном.

3. Изменение прочности и малоцикловой усталости коррозионно-стойких сталей в зависимости от режима закалки, среды нагрева под закалку и вида механической обработки после закалки

Среда нагрева и выдержка, мин	Глубина дефектного слоя, мм	$\sigma_в$, МПа		Число циклов до разрушения при $\sigma_a^{ср} = 0,5\ \sigma_в\ /\ 2$	
		13Х15Н4АМ3	08Х15Н5Д2Т	13Х15Н4АМ3	08Х15Н5Д2Т
Соляная ванна, 60	0,35	1360 ... 1370 / 1365	–	12 400 ... 16 500 / 18 939	–
	Отсутствует*	1400 ... 1420 / 1400	–	24 590 ... 32 650 / 35 190	–
Вакуум, 60	0,20	1270 ... 1370 / 1350	–	25 300 ... 32 650 / 29 296	–
	Отсутствует*	1430 ... 1450 / 1440	–	44 820 ... 67 620 / 54 970	–

Среда нагрева и выдержка, мин	Глубина дефектного слоя, мм	$\sigma_в$, МПа		Число циклов до разрушения при $\sigma_a^{ср} = 0,5\ \sigma_в\ /\ 2$	
		13Х15Н4АМ3	08Х15Н5Д2Т	13Х15Н4АМ3	08Х15Н5Д2Т
Вакуум, 45	0,10	1420 ... 1440 / 1430	1270 ... 1300 / 1290	11 000 ... 15 000 / 12 980	26 280 ... 41 300 / 37 954
	Отсутствует**	1420 ... 1440 / 1430	1280 ... 1310 / 1290	21 300 ... 25 600 / 23 900	69 275 ... 75 980 / 73 582
	–0,03***	1435 ... 1440 / 1430	1275 ... 1320 / 1290	34 300 ... 39 980 / 38 954	138 600 ... 147 200 / 144 860
Аргон, 60	0,12	1360 ... 1380 / 1370	–	20 720 ... 25430 / 23 575	–
	Отсутствует*	1400 ... 1400 / 1400	–	27 200 ... 38 950 / 36 650	–
Эмаль, 60	0,05	1390 ... 1440 / 1420	–	30 380 ... 64 300 / 48 270	–
	Отсутствует*	1400 ... 1400 / 1400	–	63 690 ... 69 670 / 65 740	–
Эмаль, 45	Отсутствует***	1490 ... 1520 / 1500	1290 ... 1320 / 1300	77 000 ... 123 100 / 92 420	265 350 ... 290 480 / 280 920
Изолированный объем воздуха	0,03	1490 ... 1520 / 1500	1290 ... 1320 / 1300	77 000 ... 123 100 / 92 420	265 350 ... 290 480 / 280 920
	Отсутствует*	1430 ... 1400 / 1440	–	61 270 ... 70 320 / 68 430	156 800 ... 174 200 / 166 230

* Удаление дефектного слоя проточкой.

** То же шлифованием.

*** То же опескоструиванием.

Примечания. 1. В числителе приведены минимальные и максимальные значения, а в знаменателе – среднее значение (из 7 образцов).

2. $\sigma_a^{ср}$ – амплитуда напряжений при усталостных испытаниях.

ВНС-5 с сечениями 10...30 мм при увеличении изотермической выдержки от 3 до 20 мин в расплавленной селитре при температуре 230 °С происходит значительное повышение пластичности, а прочность по сравнению с закалкой в масле или в воде остается неизменной.

Результаты исследований и их обсуждение. Сравнительные испытания сопротивления усталости показали, что образцы из высокопрочной коррозионно-стойкой стали при термической обработке в вакууме имеют усталостную прочность в 1,5–2 раза меньше, чем при термической обработке в контейнере с титановой стружкой (см. табл. 3).

Сопротивление усталости коррозионно-стойких сталей определяется глубиной измененного на поверхности образцов слоя: чем больше его глубина, тем меньше сопротивление усталости. Удаление с поверхности образцов измененного слоя приводит к увеличению сопротивления усталости.

Анализ этих результатов свидетельствует о том, что для 85...95 % деталей отклонения средних значений механических свойств припуска от центра не превышают ±2,5 %, в то время как максимальные отклонения не превосходят ±8 %. Малые отклонения были вызваны ошибками при изготовлении и испытании образцов, большие – режимом термической обработки, поскольку темплеты из центра и припуска закаливали в разное время.

Как показали проведенные ранее исследования, охлаждающие среды, в которых пленочное кипение и парообразование исключаются (например, расплавы солей, щелочей), способствуют резкому уменьшению коробления и колебаний температур по сечению деталей. Поэтому закалка крупногабаритных и сложных по конфигурации деталей по разработанному режиму позволила уменьшить коробление. Трудоемкость рихтовки была снижена на 86 %, кроме того, был полностью устранен брак по трещинам.

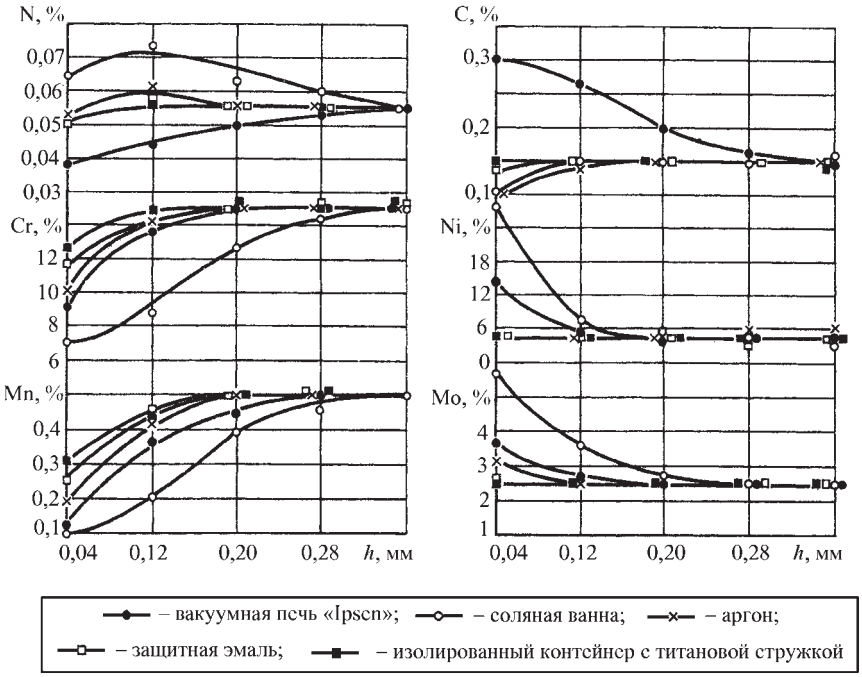


Рис. 4. Изменение содержания легирующих элементов по глубине *h* поверхностного слоя образцов из стали ВНС-5 (13Х15Н4АМ3) в зависимости от среды нагрева под закалку (температура (1075±10) °С, выдержка 60 мин)

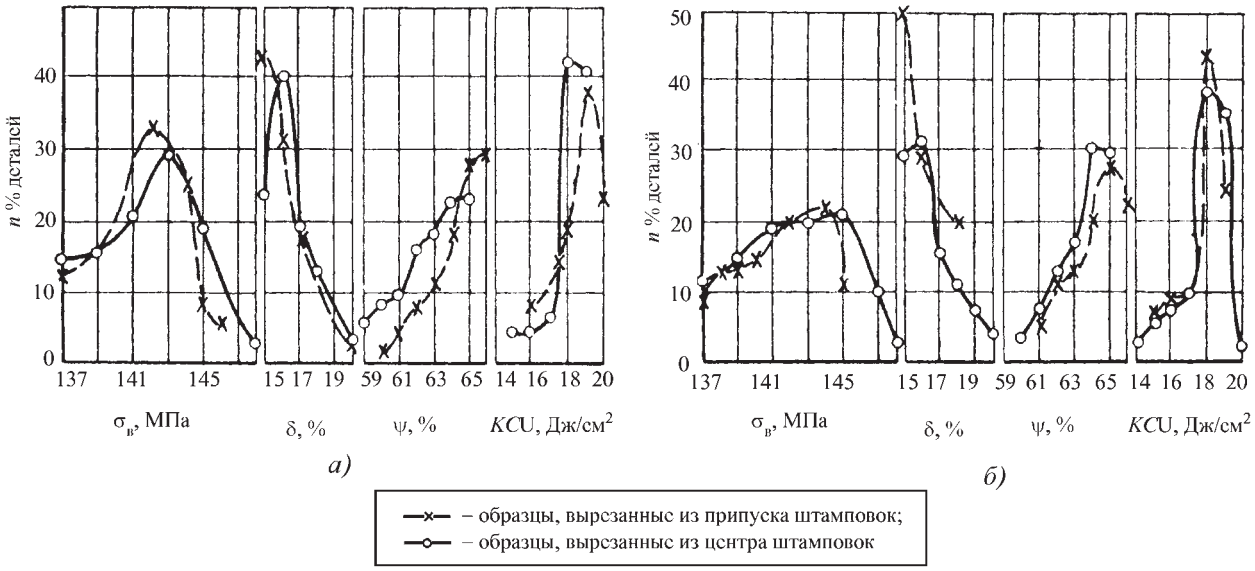


Рис. 5. Гистограммы распределения значений механических свойств образцов:
а – продольное направление волокон; *б* – поперечное направление волокон

Таким образом, исследования позволили разработать процесс термической обработки крупногабаритных деталей из высокопрочной стали ВНС-5, обеспечивающий минимальное коробление и высокие механические свойства (в особенности показатели пластичности).

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Muravyov V.L., Melnichuk A.F.** Ap-pUction of rarefied air atmosphere heat treatment and chemical heat treatment of metals, steels and alloys // Heat treatment and technology of surface coatings. Proceedings of the 7th International congress. Vol. 1. Moscow. 1990. С. 31–34.

Василий Илларионович Муравьёв, д-р техн. наук,
vmuravyev@mail.ru;
Сергей Зиновьевич Лончаков, канд. техн. наук;
Павел Александрович Саблин, канд. техн. наук;
Алексей Валерьевич Фролов, канд. техн. наук

УДК 621.365.4:669.245

А.И. Снигирев, Л.М. Железняк*, Н.А. Снигирев, В.В. Воронин***
(ОАО "Завод Уралпрокат", г. Каменск-Уральский,
**Уральский Федеральный университет имени*
первого Президента России Б.Н. Ельцина, г. Екатеринбург,
***ОАО "Каменск-Уральский завод ОЦМ")*

Повышение качества нихромовых полос для нагревательных элементов промышленных печей электросопротивления

Применение технологии производства полос из нихрома, включающей в себя сортовую прокатку слитков наполнительного литья и волочение горячекатаных заготовок, в отличие от традиционной технологической схемы, содержащей горячую и холодную листовую прокатку с последующей продольной резкой на полосы, потребовало решения ряда технологических задач. В частности, путем совершенствования геометрии волочильного канала твердосплавных волок существенно уменьшен их износ, практически ликвидирована обрывность при волочении, значительно повышено качество поверхности нихромовых полос.

Ключевые слова: нихромовые полосы; горячекатаная заготовка; волочение; твердосплавные волоки; геометрия канала; стойкость инструмента; снижение обрывности; качество полос.

When using nickel-chromium strips production method consisting of section rolling of mould-filling casting alloys and drawing of hot-rolled billets in contrast to conventional technological process where hot-rolled and cold-rolled sheets with subsequent longitudinal cutting into strips are used, number of technological problems had to be resolved. Particularly, due to improved geometry of the die hole of the hard-alloy dies, their wear-out was significantly reduced, breakages during drawing process were almost eliminated and the quality of nickel-chromium strip surface was significantly enhanced.

Keywords: nickel-chromium strips; hot-rolled billet; drawing; hard-alloy dies; die hole geometry; tool life; reduction of breakages; strip quality.

При изготовлении нихромовых полуфабрикатов с некруглым поперечным сечением сталкиваются со следующими трудностями. В частности, полоса, получаемая плющением круглой заготовки валками прокатного стана, из-за неравномерного уширения приобретает бочкообразность, причем форма выпуклости малых граней полосы достигается естественным образом и не контролируется инструментом, поэтому она может изменяться в зависимости от износа валков, величины обжатия, характера трения и др.

Следовательно, технологически трудно получить полосу в поле допуска и с малыми колебаниями площади сечения по длине полосы. Однако фактор постоянства площади сечения имеет важное значение для эксплуатации нагревателей из нихрома, поскольку при прохождении электрического тока в местах пониженного сечения металл перегревается, окисляется, газонасыщается и теряет надлежащие служебные свойства.

Поэтому для обеспечения длительной работы нагревательных устройств нихромовая полоса, должна обладать стабильностью физико-механических характеристик по длине, достигаемой постоянством поперечных размеров. Последнее особенно важно с позиции поддержания устойчивого температурного режима промышленных печей электросопротивления, установленных в термических отделениях цехов предприятий машиностроительного комплекса и предназначенных для нагрева под закалку, а также для отпуска и нормализации деталей машин, выполненных из высокоуглеродистых и легированных сталей.

В соответствии с традиционной технологической схемой заготовки из нихрома выполняют из листа или ленты, получаемых методом плоской прокатки; эти полуфабрикаты являются промежуточными и в последующем их разделяют на полосы.

После продольной резки поперечное сечение полосы имеет форму прямоугольника при отсутствии в углах радиусов закруглений. ГОСТ 12766.2–90 допускает на кромках полосы заусенцы размером не более суммы предельных отклонений по толщине, состав-

ляющих (например, для полос толщиной h = 1,0...3,2 мм) от ±0,045 до ±0,080 мм. Наличие такой острой кромки или даже кромки с заусенцем является травмоопасным для персонала при выполнении операций гибки и формирования нагревательного элемента.

Из-за значительного снижения в течение последних двух десятилетий объемов нихромовых полос, заказываемых предприятиям черной металлургии со стороны российских потребителей продукции, производство этих изделий по традиционной технологической схеме с использованием методов плоской прокатки слитков массой ~500 кг стало нерентабельным.

Была разработана и осуществлена на практике с выпуском промышленных партий полос из нихрома марки Х20Н80-Н альтернативная технология, содержащая горячую сортовую прокатку слитков наполнительного литья небольшой (55...60 кг) массы и последующее многоразовое волочение горячекатаных полосовых заготовок на машинах барабанного типа с промежуточными отжигами до получения бунтов полос чистовых размеров [1, 2].

При этом широко применяемые модификации волочильного твердосплавного инструмента для выпуска высококачественных полосовых электротехнических профилей из меди и ее сплавов оказались практически непригодными для случая сплава высокого электросопротивления – нихрома. В связи с этим был разработан ряд рекомендаций по совершенствованию формы волочильного канала и назначению его параметров, позволивших успешно адаптировать инструмент для нужд волочильного передела с целью выпуска нихромовых полос, уровень качества которых превышает требования стандарта, а именно: отсутствие на кромках полосы заусенцев гарантирует травмобезопасность персонала.

Согласно [3] "...полоса имеет прямоугольную форму в сечении, перпендикулярном длине полосы, с радиусами закругления в углах сечения 0,5...2,0 мм". Очевидно, что волочильный канал инструмента для получения полосы по [3] должен иметь такие же радиусы в углах сечения, причем они должны соблюдаться не только в углах сечения калибрующей зоны, но и в углах сечения рабочей зоны канала – в противном случае возникает нарушение ламинарного течения металла при волочении, особенно нежелательное для нихрома, отличающегося высоким сопротивлением деформации в упрочненном состоянии (до 1200...1300 МПа) и значительной адгезией к поверхности твердого сплава волоки.

На рис. 1 показана задняя непротянутая часть заготовки, извлеченная из волоки после обрыва полосы, хорошо видны так называемые "излишние" объемы металла в виде волн (наплывов), образовавшиеся на больших и малых гранях полосы из-за отсутствия пространства для заполнения металлом углов рабочей зоны при радиусе $r \approx 1$ мм, т.е. соответствующем рекомендациям в [3].

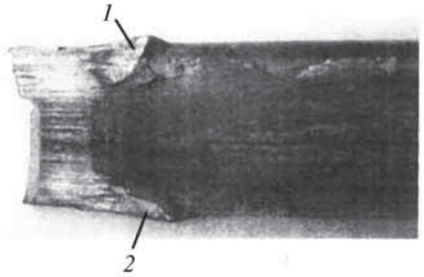


Рис. 1. Непротянутая в результате обрыва часть заготовки: *1*, *2* – "излишние" объемы металла в виде волн (наплывов)

Таким образом, вследствие неблагоприятной схемы деформации неизбежны следующие недостатки, подтвержденные практикой выпуска промышленных партий нихромовых полос: интенсивный износ канала в рабочей и калибрующих зонах из-за трудности поступления в них смазки в местах появления наплывов, образующихся вследствие завышенного радиуса закругления углов канала; повышенная обрывность; ухудшение качества поверхности полос.

При отсутствии стандарта на холоднотянутую полосу из нихрома нормативным документом является ГОСТ 12766.2–90, из которого следует, что из всего интервала толщин ленты 0,1...3,2 мм волочением реально получать полосы толщиной 1,0...3,2 мм, поскольку нихромовую полосу толщиной h < 1,0 мм технологически затруднительно протягивать по причинам указанных особенностей деформации нихрома.

Расчет показал, что при $r_{\min}$ = 0,5 мм согласно [3] отношение $r_{\min} / h = 0{,}5 / 1{,}0 \ldots 3{,}2 = 0{,}5 \ldots 0{,}156$ и его следует признать излишне высоким с позиции нарушения картины течения металла; это подтверждает рис. 1. Ситуация еще более ухудшается при выполнении радиуса закругления угла на уровне верхнего предела $r_{\max}$ = 2,0 мм по [3].

В целях улучшения качества поверхности нихромовых полос, снижения обрывности и повышения на этом основании производительности, а также уменьшения износа твердосплавных волок разработана и практически осуществлена следующая рекомендация [4]: закругления углов рабочей зоны волочильного канала выполнять радиусом, составляющим не более 0,125...0,039 толщины сечения калибрующей зоны, т.е. требуется соблюдение неравенства $r \le 0{,}125 \ldots 0{,}039\, h$.

На рис. 2, *а* блестящие продольные участки *1* и *2* на поверхности большой грани протянутой полосы свидетельствуют об отсутствии смазки на их поверхности при волочении через волоку с $r / h \approx 0{,}25$ в отличие от остальной матовой поверхности *3*, подтверждающей факт достаточного поступления смазки для создания режима граничного трения.

На рис. 2, *б* показана полностью матовая поверхность большой грани полосы, протянутой при

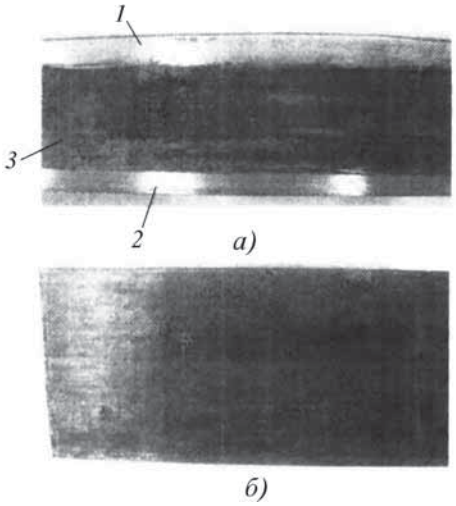


Рис. 2. Состояние поверхности нихромовых полос:
а – с продольными блестящими участками *1* и *2* и матовой поверхностью *3* на большой грани полосы; *б* – полностью матовая поверхность большой грани

$r / h \approx 0{,}042$, т.е. при отношении r / h в регламентированном по [4] интервале.

На рис. 3 схематично изображены фрагменты контуров сечения заготовок и готовой полосы, отражающие характер течения металла за три прохода волочения при $r / h \approx 0{,}25$ согласно [3].

Рассматриваемые условия деформации, результаты которых представлены на рис. 1, 2, *а* и 3, способствовали интенсивному локальному износу канала в виде углублений *3* (рис. 4) в калибрующей зоне канала с размерами этих углублений, показанными также на рис. 4.

При достижении суммарной толщины наплывов на больших гранях готовой полосы, равной 0,08 мм и более, волоку выводили из эксплуатации, так как максимальное значение допускаемого отклонения по толщине, в частности при $h = 2{,}5...3{,}2$ мм (т.е. для наиболее тоннажных промышленных партий) составляет по ГОСТ 12766.2–90 ±0,08 мм.

Чаще всего наплывы (например, при 4–5-проходном маршруте волочения) появляются во 2-м и 3-м проходах, поскольку после ликвидации бочкообразности горячекатаной заготовки и приближения формы ее сечения к прямоугольнику места для размещения смещаемых объемов металла в условиях повышенного отношения r / h становится недостаточно, и тогда образуются наплывы. Далее приведено обоснование рекомендованного интервала $r / h = 0{,}125...0{,}039$.

Профиль волочильного канала с достаточно высокой точностью получают процессом электроэрозионного вырезания с использованием прецизионного станка мод. AGIECUT CLASSIC 2S (Швейцария), применяя в качестве расходуемого электрода проволоку из латуни марки Л63 диаметром 0,25 мм.

При обработке канала радиус закругления углов рабочей и калибрующей зон, равный 0,25/2 = = 0,125 мм, получается автоматически. При указанном выше диапазоне толщин получаемых нихромовых полос от 1,0 до 3,2 мм верхняя и нижняя границы отношения r / h составляют $(r/h)_{max} = 0{,}125/1{,}0 = 0{,}125$ и $(r/h)_{min} = 0{,}125/3{,}2 = 0{,}039$ соответственно, т.е. выдержаны согласно рекомендации [4].

Выполнение канала с регламентированными параметрами привело к значительному снижению его износа вследствие ликвидации наплывов на поверхности больших и малых граней полосы за счет заполнения металлом углов сечения деформационной и рабочей зон. Вместимость углов увеличена путем уменьшения радиуса их закругления, результатом явилась полная ликвидация на полосах блестящих продольных участков как следствие непоступления на них смазки; в итоге организован стабильный режим граничного трения.

Приведенная информация подтверждает решение поставленных задач по уменьшению износа инструмента, ликвидации обрывности и повышению качества поверхности полос. Максимальная стойкость волоки с рекомендованным диапазоном соотношения r / h достигает 3500 кг протянутого металла в отличие от ранее применявшегося инструмента, который выходил из строя при протяжке около 500 кг металла; волочение нередко прерывалось из-за обрывов переднего конца полосы, что приводило к различным отрицательным последствиям, в частности к снижению производительности.

Что касается обрывов переднего конца полосы вследствие превышения коэффициента запаса его прочности $K = \sigma_{в1} / p$ (где $\sigma_{в1}$ – времен-

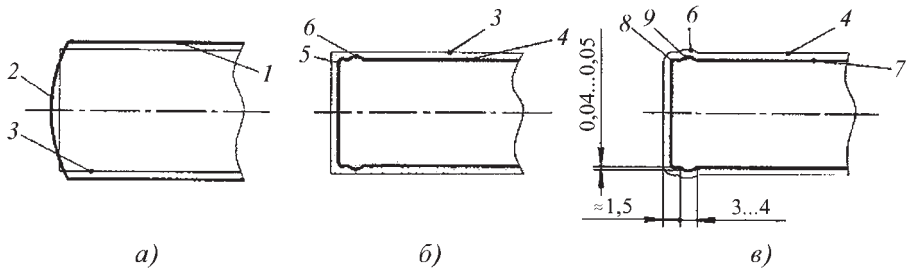


Рис. 3. Фрагменты контуров поперечного сечения заготовок и готовой полосы, ×10:
а – 1-й проход волочения; *б* – 2-й, предчистовой проход; *в* – 3-й, чистовой проход; *1* – контур сечения горячекатаной заготовки с боковой выпуклостью *2* – в результате свободного уширения при прокатке; *3* – контур сечения промежуточной заготовки после первого прохода; *4* – контур сечения предчистовой заготовки с закруглением в углах *5* и наплывом металла *6* на большой грани полосы; *7* – контур сечения готовой полосы после трех проходов с закруглением в углах *8* и наплывом *9*

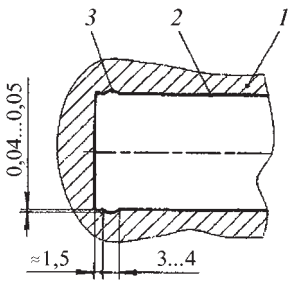


Рис. 4. Фрагмент поперечного сечения твердосплавной волоки *1* по калибрующей зоне *2* с характерным видом износа в виде углублений *3* в твердом сплаве при $r / h \approx 0,3$ [3]

ное сопротивление разрыву сплава в упрочненном в зависимости от степени деформации состоянии; p – напряжение волочения), то для стабильности процесса волочения должно соблюдаться условие $K \geq 2,0...2,5$, поскольку известно, что в действующем производстве всегда существуют следующие негативные факторы: отклонение режима отжига от нормативного; неполное стравливание окалины; недостаточность поступления или ненадлежащее качество смазки (порошка натриевого мыла с присадками); нарушение соосности канала волоки и направления силы волочения; вибрация тянущего устройства стана или иные динамические эффекты и др., а при использовании ранее применявшихся волок дополнительно проявляется явление образования наплывов, существенно повышающее вероятность обрывности; это подтверждено практикой выпуска промышленных партий полос.

Рассмотрим одно возможное отрицательное последствие резкого снижения отношения r / h, а именно: угол канала со сниженным радиусом является концентратором напряжений, что при неблагоприятном стечении факторов может привести к образованию трещин в углах канала. Установлено, что эпизодически (очень редко) трещины в углах возникают после протяжки 200...300 кг металла (что соответствует 4...6 бунтам заготовки при массе бунта около 50 кг) и, как правило, во 2-м или 3-м проходах.

Заусенцы, образовавшиеся на ребрах заготовки вследствие затекания металла в трещины и имеющие толщину ~0,05 мм и длину 1,0...1,5 мм, в процессе промежуточных отжигов при температуре 950 °С после каждого прохода волочения и последующих травлений исчезают бесследно. Более того, после протяжки некоторого, трудно поддающегося учету количества металла, происходит закрытие (залечивание) трещин – по всей вероятности, вследствие высокой адгезионной способности хромоникелевого сплава, заполняющего трещину.

Готовые полосы из нихрома марки Х20Н80-Н, выпуск которых в количестве 14 позиций освоен в промышленном масштабе, в полной мере удовлетворяют техническим требованиям ГОСТ 12766.2–90, в частности удельное электрическое сопротивление в мягком, термически обработанном состоянии находится в интервале 1,06...1,17 мкОм·м.

Путем установления регламентированного интервала отношения r / h гарантированно достигнуты повышение износостойкости канала волок и улучшение качества поверхности полос; ликвидирована травмоопасность работы персонала при гибке нихромовых полос и монтаже нагревательных элементов по месту их установки в печах электросопротивления.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Пат. 2385778 РФ.** Способ изготовления полосы из нихрома и подобных сплавов / Н.С. Арсентьева, Л.М. Железняк, Н.Ф. Боков, Н.В. Кузьмина, Е.В. Кузьмина, Л.Н. Марущак. Опубл. 10.04.2010, Бюл. № 10.

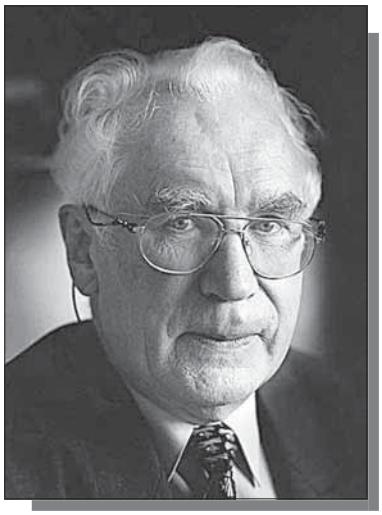
2. **Производство** в ОАО "Каменск-Уральский завод ОЦМ" проволоки и полос для электронагревательных устройств / Н.С. Арсентьева, Л.М. Железняк, А.И. Снигирев и др. // Заготовительные производства в машиностроении. 2007. № 8. С. 38–40.

3. **Пат. РФ на полезную модель № 32495.** Полоса из нихрома и подобных сплавов / А.И. Снигирев, П.А. Василевский, Ю.Н. Логинов. Опубл. 20.09.2003, Бюл. № 26.

4. **Пат. 2371267 РФ.** Твердосплавная волока для волочения полосовых профилей из нихрома / Н.С. Арсентьева, Л.М. Железняк, А.И. Снигирев, Н.А. Снигирев. Опубл. 27.10.2009, Бюл. № 30.

Александр Иванович Снигирев;
Лев Моисеевич Железняк, канд. техн. наук,
bsp@mtf.ustu.ru;
Николай Александрович Снигирев;
Владимир Витальевич Воронин

Памяти
Вадима Леонидовича Колмогорова



22 декабря 2012 г. на 82-м году жизни скончался главный научный сотрудник Института машиноведения УрО РАН, член-корреспондент РАН, доктор технических наук, профессор Вадим Леонидович Колмогоров.

В.Л. Колмогоров родился в г. Березники Пермской области. После окончания Уральского политехнического института (УПИ) он поступил в аспирантуру на кафедру "Обработка металлов давлением".

В годы учебы в аспирантуре Вадим Леонидович стал участником бурного развития теории обработки металлов давлением. Под руководством проф. В.В. Швейкина он создал новую теорию прокатки труб на длинной оправке в непрерывном стане.

В 1956–1960 гг. В.Л. Колмогоров заведовал лабораторией горячей прокатки труб в ЦЗЛ Первоуральского новотрубного завода, в 1960–1970 гг. – лабораторией проблем деформации металла и отделом обработки металлов давлением в Уральском научно-исследовательском институте черных металлов (УралНИИЧМ). Здесь были выполнены опытно-конструкторские и научно-исследовательские работы, направленные на развитие производства уральских трубных заводов и других предприятий металлургического комплекса Урала. Совместно с С.И. Орловым и К.П. Селищевым Вадим Леонидович решил научные и практические задачи применения гидродинамического режима трения в процессах обработки металлов давлением. В течение нескольких лет на волочение проволоки в режиме гидродинамического трения с использованием сборных волок перевели несколько сотен цехов в черной и цветной металлургии. Результаты работы были удостоены премии Совета министров СССР.

За работу в УралНИИЧМ В.Л. Колмогоров был отмечен правительственными наградами. Результаты исследований он с соавторами в 1967 г. обобщил в книге "Волочение в режиме жидкостного трения", которая в 1968 г. была переведена на английский язык.

В 1970–1986 гг. Вадим Леонидович заведовал в УПИ кафедрой обработки металлов давлением. Он много лет был председателем диссертационного совета этого вуза. В 1997 г. ему было присвоено звание почетного доктора УГТУ-УПИ.

В 1986 г. В.Л. Колмогоров написал фундаментальный учебник для вузов "Механика обработки металлов давлением".

С 1986 г. до последних дней Вадим Леонидович работал в Институте машиноведения УрО РАН, где был научным руководителем отдела механики машин и технологий. Им получены основополагающие научные результаты, в частности, обоснован вариационный принцип виртуальных скоростей и напряжений, сформулированы и доказаны вариационные теоремы для достаточно общих постановок краевых задач, особенностью которых являются большие деформации и скорости деформаций, сложные реономные свойства неоднородной деформируемой среды, нелинейный характер граничных условий, неопределенность границ очага деформации. Вадим Леонидович создал феноменологическую теорию деформируемости без разрушения металлов при больших пластических деформациях (критерий разрушения Колмогорова–Богатова), им решены оригинальные задачи динамики соударения деформируемых тел.

Работы В.Л. Колмогорова дали возможность технологам по обработке металлов давлением предвидеть возникающие дефекты и улучшать технологию. Его труды внесли крупный вклад в развитие прокатного, трубопрокатного и кузнечно-штамповочного производств и теории обработки металлов давлением.

Вадим Леонидович был автором нашего журнала. Незадолго до смерти им была написана статья о его учителе Акиме Филипповиче Головине, в которой он отметил выдающуюся роль этого ученого.

В.Л. Колмогоров отличался скромностью и благожелательным отношением к другим специалистам в области обработки металлов давлением.

Вадим Леонидович был замечательным человеком и одним из великих ученых в области обработки металлов давлением.

Редакционный совет и редакция журнала выражают глубокие соболезнования родным и близким Вадима Леонидовича Колмогорова

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 09.04.2013 г. Подписано в печать 22.05.2013 г. Формат 60×88 1/8.
Бумага офсетная. Усл. печ. л. 5,88. Свободная цена.
Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ООО "Издательство Машиностроение".
Отпечатано в ООО "Белый ветер". 115407, Москва, Нагатинская наб., д. 54, пом. 4.