



ВЕСТНИК

ЮЖНО-УРАЛЬСКОГО № 34 (210)
ГОСУДАРСТВЕННОГО
УНИВЕРСИТЕТА 2010

ISSN 1990-8482

СЕРИЯ

«МЕТАЛЛУРГИЯ»

Выпуск 15

Учредитель – ГОУ ВПО «Южно-Уральский государственный университет»

Редакционная коллегия серии:

д.т.н., профессор **Г.Г. Михайлов**
(*отв. редактор*);

к.ф.-м.н., доцент **К.Ю. Окишев**
(*отв. секретарь*);

д.т.н., профессор **В.Г. Дукмасов;**

д.т.н., профессор **Ю.Д. Корягин;**

д.т.н., профессор **Б.А. Кулаков;**

д.т.н., профессор **В.Е. Рощин;**

д.х.н., профессор **В.А. Смолко.**

Серия основана в 2001 году.

Свидетельство о регистрации ПИ № ФС77-26455
выдано 13 декабря 2006 г. Федеральной службой по
надзору за соблюдением законодательства в сфере
массовых коммуникаций и охране культурного на-
следия.

Журнал включен в Реферативный журнал и Базы
данных ВИНТИ. Сведения о журнале ежегодно
публикуются в международной справочной системе
по периодическим и продолжающимся изданиям
«Ulrich's Periodicals Directory».

Решением Президиума Высшей аттестационной
комиссии Министерства образования и науки Рос-
сийской Федерации от 19 февраля 2010 г. № 6/6 жур-
нал включен в «Перечень ведущих рецензируемых
научных журналов и изданий, в которых должны
быть опубликованы основные научные результаты
диссертаций на соискание ученых степеней доктора и
кандидата наук».

Подписной индекс 29562 в объединенном каталоге
«Пресса России».

Периодичность выхода – 2 номера в год.

СОДЕРЖАНИЕ

| | |
|--|----|
| БИГЕЕВ В.А., МАЛОФЕЕВ А.Е., ПАНТЕЛЕЕВ А.В., ФЕДЯНИН А.Н., БРУСНИКОВА А.В. Окисленность шлака современной дуговой сталеплавильной электропечи | 4 |
| ЧУМАНОВ В.И., ПЯТЫГИН Д.А., ЧУМАНОВ И.В. Повышение эффективности разливки сложно- и высоколегированных сплавов в изложницу сверху | 8 |
| ЧУМАНОВ И.В., ПЯТЫГИН Д.А. Влияние рода тока и скорости вращения электрода при ЭШП на химический состав стали | 13 |
| ЧУМАНОВ И.В., ЯЧИКОВ И.М., ВОРОНА Е.А. Компьютерное моделирование процессов теплообмена при получении комбинированных электродов «окатыш – лигатура» для ЭШП | 16 |
| ОЩЕПКОВ Б.В., КОНЬШЕВА Е.В. Совершенствование технологии выплавки сплавов на никелевой основе с присадкой хрома в жидкую ванну | 20 |
| ТОРОПОВ Е.В., ШАШКИН В.Ю. Колебательные процессы в камере горения доменных воздухонагревателей | 22 |
| РЯБОВ А.В. Поведение висмутовой дроби в процессе сифонной разливки стали | 27 |
| РЯБОВ А.В., ТРОФИМОВ Е.А. Совершенствование методики экспериментального исследования растворимости висмута в никеле | 32 |
| МИХАЙЛОВ Г.Г., САМОЙЛОВА О.В., ТРОФИМОВ Е.А., МАКРОВЕЦ Л.А. Совершенствование параметрической базы, необходимой для термодинамического моделирования огневого рафинирования меди | 35 |
| УРСАЕВА А.В., МИРЗОЕВ А.А., МИРЗАЕВ Д.А. Влияние водорода на энергию образования вакансий в ОЦК-железе | 39 |
| РУЗАНОВА Г.Е., МИРЗОЕВ А.А., МИРЗАЕВ Д.А. Энергия образования вакансии в ОЦК-железе в присутствии примесей Pd: первопринципное моделирование | 43 |
| ЕРДАКОВ И.Н., ТКАЧЕВ В.М. Исследование процесса изготовления литой плиты методом планируемого эксперимента | 46 |
| ЛЕБЕДЕВ В.Н., ЧУКИН М.В., РУБИН Г.Ш., ГУН Г.С. Особенности реологических свойств высокоуглеродистой легированной стали для арматуры железобетонных шпал .. | 50 |
| УСМАНОВА Е.А., ШАХМАТОВ М.В. Комплексный подход к оценке прочности сварных тавровых соединений | 54 |
| КОРЯГИН Ю.Д., СМИРНОВ М.А., ЧЕРНОВ С.С., КАРЕВА Н.Т. Структура и свойства алюминий-магний-литиевых сплавов, подвергнутых термомеханической обработке | 58 |
| СЕМАШКО М.Ю., ШЕРКУНОВ В.Г., ЭКК Е.В., ТРУСКОВСКИЙ В.И., МЕЗЕНЦЕВ В.М. Экспериментальное исследование способа пластического структурообразования металлов | 62 |
| БАРИЧКО Б.В., КОСМАЦКИЙ Я.И. Снижение расходного коэффициента при изготовлении труб | 68 |
| СОСЕДКОВА М.А., ДУБИНСКИЙ Ф.С., ДУКМАСОВ В.Г., ВЫДРИН А.В. Моделирование температурных процессов с целью совершенствования технологии сортовой прокатки | 71 |
| МАЛЫЦЕВ П.А., ДУКМАСОВ В.Г., ДУБИНСКИЙ Ф.С., ВЫДРИН А.В. Гибридный метод моделирования процессов прокатки сортовых профилей и труб | 76 |
| СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ | 80 |

CONTENTS

| | |
|--|----|
| BIGEEV V.A., MALOFEEV A.E., PANTELEEV A.V., FEDYANIN A.N., BRUSNIKOVA A.V. Oxidability of a modern electric arc furnace slag | 4 |
| CHUMANOV V.I., PYATYGIN D.A., CHUMANOV I.V. Increase of effectiveness of the complex alloyed and high alloys casting into mold from above | 8 |
| CHUMANOV I.V., PYATYGIN D.A. Influence of the current type and speed of electrode rotation at electroslag remelting on the steel chemical composition | 13 |
| CHUMANOV I.V., JACHIKOV I.M., VORONA E.A. Computer modelling of processes thermo-weight exchange at reception of combined electrodes «pellet – ligature» for ESR | 16 |
| OSHEPKOV B.V., KONY SHEVA E.V. Improvement of melting technology for nickel alloys with chromium addition into molten pool | 20 |
| TOROPOV E.V., SHASHKIN V.Yu. Oscillating processes in combustion chambers of blast furnace air heaters | 22 |
| RYABOV A.V. Behavior of bismuth shot in bottom casting of steel | 27 |
| RYABOV A.V., TROFIMOV E.A. Improvement of experimental technique for studying bismuth solubility in nickel | 32 |
| MIKHAILOV G.G., SAMOILOVA O.V., TROFIMOV E.A., MAKROVETS L.A. Adjustment of thermodynamical parameter base for modeling copper melt fire refining | 35 |
| URSAEVA A.V., MIRZOEV A.A., MIRZAEV D.A. Influence of hydrogen on vacancy formation energy in BCC iron | 39 |
| RUZANOVA G.E., MIRZOEV A.A., MIRZAEV D.A. Vacancy formation energy in BCC iron in presence of Pd impurities: first-principles modeling | 43 |
| ERDAKOV I.N., TKACHEV V.M. Cast plate production process research by planned experiment method | 46 |
| LEBEDEV V.N., CHUKIN M.V., RUBIN G.S., GUN G.S. Rheological features of high carbon alloy steel for reinforcement of ferroconcrete crossties | 50 |
| USMANOVA E.A., SHAKHMATOV M.V. Complex approach to estimation of durability of T-shaped welded connections | 54 |
| KORYAGIN Yu.D., SMIRNOV M.A., CHERNOV S.S., KAREVA N.T. Structure and properties of aluminium-magnesium-lithium alloys subjected to thermomechanical treatment | 58 |
| SEMASHKO M.Yu., SHERKUNOV V.G., ECK E.V., TRUSKOVSKY V.I., MEZENTSEV V.M. Experimental study of a method of plastic structurization of metals | 62 |
| BARICHKO B.V., KOSMATSKY Ya.I. Decreasing the discharge coefficient in manufacture of pipes | 68 |
| SOSEDKOVA M.A., DUBINSKY F.S., DUKMASOV V.G., VYDRIN A.V. Simulation of thermal processes with a view to improving the technology of bar rolling | 71 |
| MALTSEV P.A., DUKMASOV V.G., DUBINSKY F.S., VYDRIN A.V. The hybrid method of modeling the shape and pipe rolling processes | 76 |
| INFORMATION ABOUT THE AUTHORS | 80 |

ОКИСЛЕННОСТЬ ШЛАКА СОВРЕМЕННОЙ ДУГОВОЙ СТАЛЕПЛАВИЛЬНОЙ ЭЛЕКТРОПЕЧИ

*В.А. Бигеев, А.Е. Малофеев, А.В. Пантелеев,
А.Н. Федянин, А.В. Брусникова*

SLAG OXIDATION IN MODERN ELECTRIC ARC FURNACE

*V.A. Bigeev, A.E. Malofeev, A.V. Panteleev,
A.N. Fedyanin, A.V. Brusnikova*

В электросталеплавильном цехе ОАО «ММК» продолжается освоение технологии выплавки стали в мощных дуговых электропечах ДСП-180, пущенных в эксплуатацию в 2006 г. Для установления зависимости содержания оксидов железа FeO и Fe₂O₃ шлака от его общей окисленности были проведены промышленные исследования. Это позволило описать зависимость отношения FeO/Fe₂O₃ от общей окисленности шлака. Выявлено отсутствие зависимости общей окисленности шлака от расхода вдуваемого углерода для вспенивания шлака. Анализ отходящих газов в тот же период плавки показал резкий скачок содержания оксидов углерода (особенно CO) и увеличение его температуры. Низкое усвоение вдуваемого углерода расплавом приводит к тому, что значительная его часть окисляется в газовой фазе.

Ключевые слова: ДСП, шлак, окисленность, вспенивание, углерод.

Technology of smelting steel in big electric arc furnaces EAF-180 started up in 2006 is continuously developing at electric steel manufactory in the Magnitogorsk Iron and Steel Works. Industrial experiments were carried out to establish the dependence of iron oxides FeO and Fe₂O₃ content in the slag upon its overall oxidation. This allowed to describe the dependence of FeO/Fe₂O₃ ratio on overall slag oxidation. No correlation was found of overall slag oxidation with the consumption of carbon injected for slag foaming. Fume analysis in the same period of melting displayed a sharp jump of carbon oxide content (especially CO) and an increase of temperature. Low recovery of injected carbon by the melt causes much of it to oxidize in the gas phase.

Keywords: EAF, slag, oxidation, foaming, carbon.

В ОАО «ММК» продолжается освоение технологии выплавки стали в мощных дуговых электропечах ДСП-180, пущенных в эксплуатацию в 2006 г.

ДСП-180 – это современная печь, способная отвечать повышенным технологическим требованиям и имеющая большой энергетический потенциал. Тепловая работа ДСП может управляться как в ручном, так и в автоматическом режиме. В ручном режиме печь имеет две программы работы горелок RCB, при автоматическом режиме – пять профилей работы (программ АСУТП).

Технология предусматривает трехвариантную шихтовку плавок: использование 100 % металлического лома (профиль 2); 75 % металлического лома и 25 % жидкого чугуна (профиль 3); 60 % металлического лома и 40 % жидкого чугуна (профиль 4). Однако на практике используются первые два варианта шихтовки.

Проведенный сравнительный анализ тепловой работы современных дуговых сталеплавильных печей с тепловой работой печей «классического» типа показал, что произошло принципиальное изменение процесса электроплавки. Современная

ДСП-180 представляет собой гибридный высокоскоростной агрегат с высокой долей альтернативной энергии. Расчётные и практические данные показывают, что доля тепла, вносимого в процесс электрической дугой, снизилась с 80 % почти до 50 % с возможностью уменьшения цикла плавки до 40 минут. Изменению приоритетов в приходной части теплового баланса плавки поспособствовало применение жидкого чугуна и высокоразвитая альтернативная энергетика.

В реальных сталеплавильных процессах вспененный шлак – это результат противопоставления двух тенденций. С одной стороны, увеличение суммарного содержания оксидов железа влечет за собой повышенное выделение оксида углерода, необходимого для вспенивания шлака, а, с другой стороны, увеличение окисленности шлака уменьшает его вязкость и, как следствие, ухудшается устойчивость пены. Уменьшается степень передачи энергии расплаву, увеличивается расход электроэнергии и длительность плавки.

Возникла необходимость изучения в промышленных условиях поведения оксидов железа (FeO) и (Fe₂O₃), оценка потерь железа с его оксидами в

шлаке, получения новых знаний о влиянии общей окисленности шлака ДСП на расход электроэнергии, о составе и температуре отходящих газов.

Проведенные промышленные исследования позволили получить зависимости содержания оксидов железа шлака от его общей окисленности, представленные на рис. 1.

Видно, что с увеличением окисленности шлака (FeO) увеличивается по убывающей функции, а (Fe₂O₃) по возрастающей, особенно в зоне рабочих интервалов 45–51 % (FeO + Fe₂O₃).

Используя полученные уравнения зависимости оксидов железа от общей окисленности шлака, появилась возможность описать зависимость отношения (FeO)/(Fe₂O₃) от общей окисленности шлака (рис. 2).

Из рис. 2 видно, что при увеличении общей окисленности шлака более 40 %, где и находится рабочая область ДСП-180, наблюдается резкий рост доли высшего оксида железа (Fe₂O₃). На

практике, наряду с ростом потерь железа, это сопровождается затруднением вспенивания шлака. Визуально шлак становится как «вода», теряя оптимальную вязкость, особенно при окисленности более 50 %.

Появилась возможность оценить потери железа с его оксидами в зависимости от общей окисленности шлака в современном электросталеплавильном процессе (рис. 3).

В ДСП предусмотрены инжекторы для вспенивания шлака и восстановления оксидов железа. Вдувают 5–6 кг/т углеродсодержащего материала в струе воздуха, однако эффективность вспенивания (взаимодействия этого материала с оксидами железа) неудовлетворительна. На это указывает отсутствие зависимости общей окисленности шлака от расхода вдуваемого углерода. Анализ отходящих газов в тот же период плавки показал резкий скачок содержания оксидов углерода (особенно CO) и увеличение температуры (рис. 4, 5).

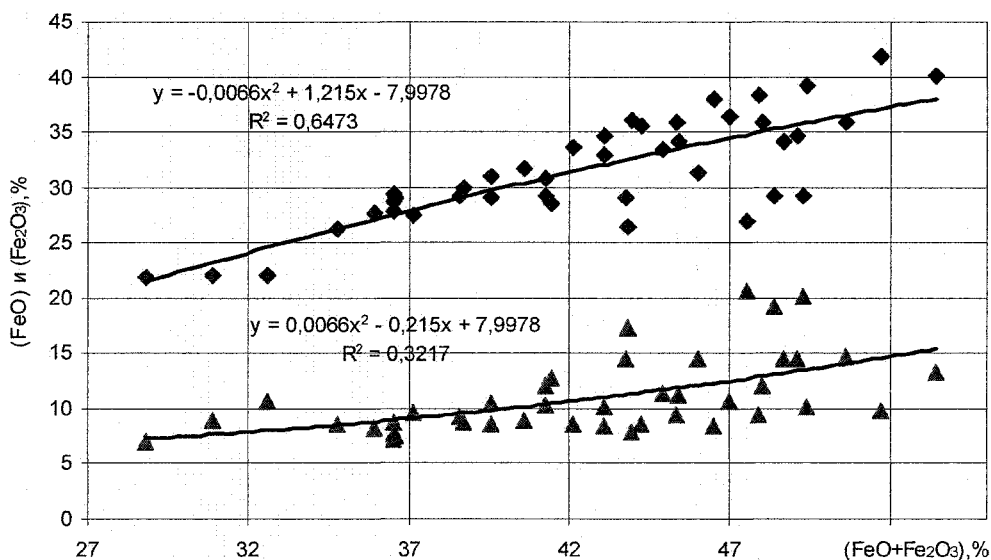


Рис. 1. Зависимость содержания оксидов железа от общей окисленности шлака ДСП:

◆ – (FeO); ▲ – (Fe₂O₃)

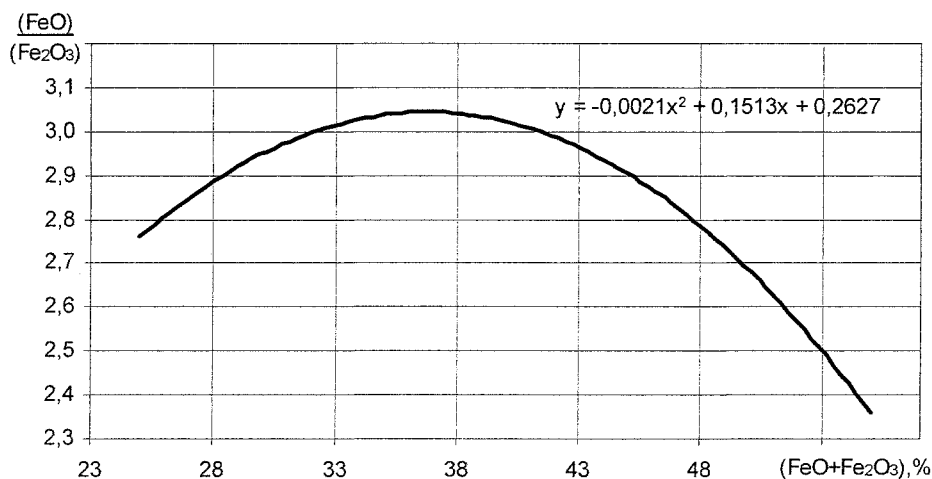


Рис. 2. Зависимость отношения оксидов железа (FeO)/(Fe₂O₃) от общей окисленности шлака ДСП

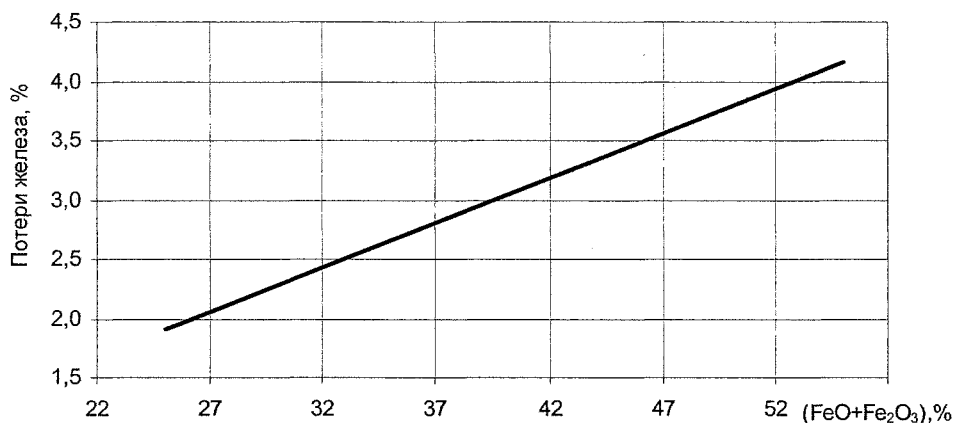


Рис. 3. Зависимость потерь железа с его оксидами в шлаке от общей окисленности шлака современной ДСП

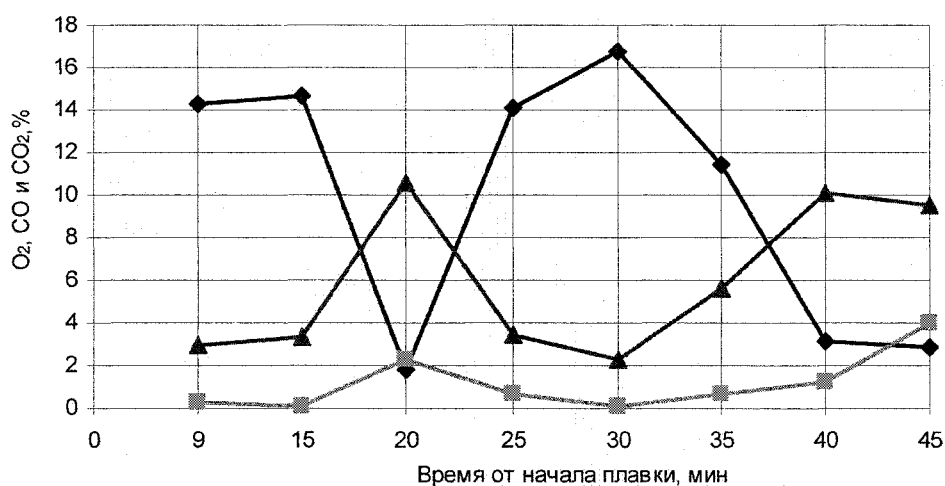


Рис. 4. Состав отходящих газов по ходу плавки № 450818:

—◆— O₂ —■— CO —▲— CO₂

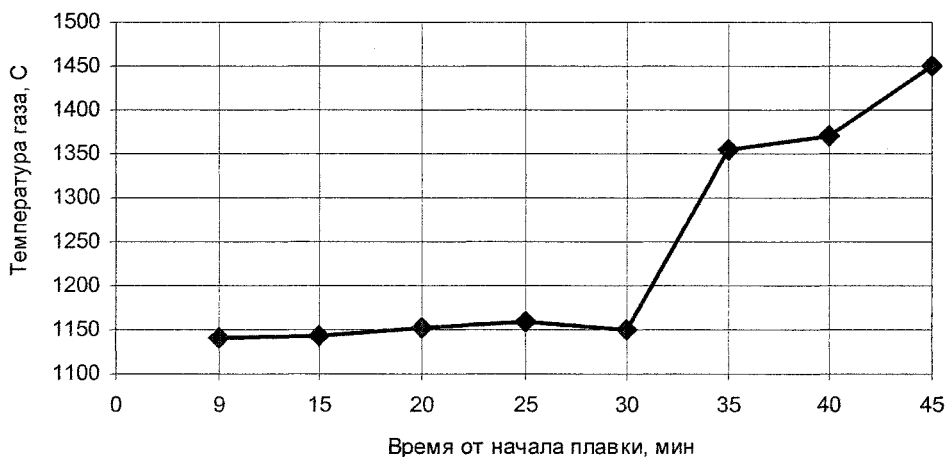


Рис. 5. Изменение температуры отходящего газа по ходу плавки № 450818

Низкое усвоение вдуваемого углерода шлаком приводит к тому, что значительная его часть окисляется в газовой фазе. Окисление углерода и дожигание его монооксида происходит за счёт несвязанного кислорода в атмосфере печи.

Фактически в газоходе-охладителе газоочист-

ки вместо охлаждения продолжают экзотермические реакции окисления углерода и дожигания его монооксида. В итоге, к блокам рукавных фильтров подходит газ с температурой 180 °С и выше, что значительно больше допустимого, фильтры выходят из строя. Полученные результа-

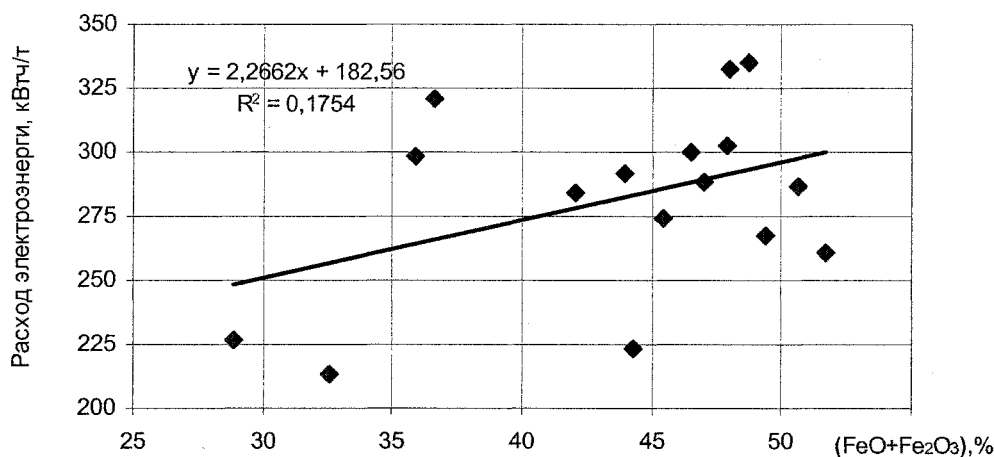


Рис. 6. Зависимость удельного расхода электроэнергии от общей окисленности шлака

ты послужили поводом для усовершенствования конструкции фурм для вдувания углеродсодержащего материала ООО «ЭТАЛОН».

В промышленных условиях трудно было оценить вспенивание шлака по существующему показателю с оптическим методом оценки. Однако отмечен резкий рост расхода электроэнергии с ростом окисленности шлака. Это прямо указывает на недостаточное вспенивание. Стремление уложиться в регламентированный цикл плавки в ДСП приводит к низкому коэффициенту полезного действия электроэнергии, перегреву водоохлаждаемых панелей.

Установлено, что при окисленности шлака более 40 % (особенно более 50 %), затруднена кам-

пания по его вспениванию. Это приводит к увеличенному расходу электроэнергии (рис. 6).

Полученные экспериментальные данные свидетельствуют о том, что в современной технологии электродуговой плавки рабочая область общей окисленности шлака не соответствует рациональной. Для снижения расхода электроэнергии требуется удерживать общую окисленность шлака не более 40 %, а содержание (Fe₂O₃) не более 10 %. Отмечено, что основность шлака в экспериментальных пробах составляла 1,8–2,0, что по литературным данным соответствует рекомендуемой для его хорошего вспенивания.

Поступила в редакцию 20 июля 2010 г.

ПОВЫШЕНИЕ ЭФФЕКТИВНОСТИ РАЗЛИВКИ СЛОЖНО- И ВЫСОКОЛЕГИРОВАННЫХ СПЛАВОВ В ИЗЛОЖНИЦУ СВЕРХУ

В.И. Чуманов, Д.А. Пятыгин, И.В. Чуманов

INCREASE OF EFFECTIVENESS OF THE COMPLEX ALLOYED AND HIGH ALLOYS CASTING INTO MOLD FROM ABOVE

V.I. Chumanov, D.A. Pyatygin, I.V. Chumanov

Рассмотрены вопросы, связанные с совершенствованием технологии разлива сложно- и высоколегированных сталей и сплавов в изложницу сверху. Проанализированы различные способы разлива данного класса сталей, позволяющие повысить выход годного за счет уменьшения разбрызгивания в процессе разлива и повышения производительности. Предложен способ разлива стали и сплава сверху, включающий размещение в изложнице промежуточного полого четырехгранного элемента (экран), обладающего огнеупорностью, плотностью ниже плотности стали и низкой теплопроводностью, в виде не имеющей дна и оснащенной разливочным отверстием усеченной пирамиды с наклонными поверхностями, наружный размер которой равен внутренней части прибыльной надставки.

Ключевые слова: сложнолегированные стали и сплавы, технология, разливка стали, изложница, экран.

The issues connected with the development of the technology of the complex alloyed and high alloys and steel casting into the mold from above are concerned. Different casting methods of the above mention steel class that allows to increase the recovery due to decrease of splashing during casting and increase in efficiency are analyzed. The method of steel and alloy casting from above including locating an interstitial hollow tetrahedral element (shield) characterized with refractoriness, density lower than that one of the steel and low thermal conductivity is offered. The mold has not got the bottom, it has opening in the form of the angled-surface truncated pyramid the external dimension of which is equal to the feeder head interior.

Keywords: complex alloyed steel and alloys, technology, casting, mold, shield.

Развитие современной техники и промышленности по-прежнему главным образом основано на применении металлических материалов. А в наше время – время высоких температур и давлений, больших скоростей и сильных химических воздействий, требуются высококачественные и специальные материалы, к которым относятся, в частности, высоко- и сложнолегированные стали и сплавы. Они имеют в своем составе высокое содержание дорогостоящих легирующих элементов, что обуславливает их достаточно высокую себестоимость. Поэтому на протяжении всего технологического цикла необходимо проводить мероприятия по получению металла высокого качества при минимальных технологических и экономических потерях. Одной из операций, значительно влияющей на общий выход годного и качество готового продукта, является разливка.

В металлургическом производстве, реализуются, главным образом два способа разлива стали массового производства: в изложницы и в кристаллизаторы непрерывным способом. Наибольшее количество специальных сталей до настоящего времени разливается в изложницы сифонным способом

или сверху, так как номенклатура данных материалов достаточно широка, а объемы относительно малы. В этом случае применение непрерывной разлива не всегда является целесообразным. Вопрос выбора способа разлива (сверху или сифоном) с давних пор является спорным. Среди сталеплавильщиков до сих пор нет единого мнения о преимуществах того или иного способа, поэтому каждый завод при выборе метода разлива основывается главным образом на собственном опыте и возможностях. Тем не менее зачастую отмечается, что сталь нужно разливать сифоном, так как при этом улучшается поверхность слитков, уменьшается количество плен и волосовин, снижается количество разливок с некроющим стопором и повышается производительность разливочного пролета.

В то же время считается необходимым разливать специальные стали сверху. По литературным данным, брак при сифонной разливе спокойной стали в три раза больше, чем при разливе сверху. На некоторых заводах было установлено, что при разливе сверху уменьшаются расходные коэффициенты металла при прокате и что металл, отлитый сверху, чище по неметаллическим включениям.

Морозов А.Н., обобщая данные по работе Кузнецкого и Нижне-Тагильского комбинатов, а также Челябинского металлургического завода, пришел к выводу, что хотя качество металла мало зависит от способа разливки, выход годного при сифонной разливке меньше вследствие потерь на литниках и недоливках [1]. Следует отметить также, что одним из условий получения качественного слитка является поддержание в жидком состоянии головы слитка и обеспечение кристаллизации слитка снизу вверх, что недостижимо при сифонной разливке.

Преимуществом разливки сверху по сравнению с разливкой сифоном проявляется в строении слитка и расположении усадочной раковины. В процессе разливки сверху зона повышенных температур всегда находится сверху, затвердевание слитка начинается со дна и от стенок изложницы, а заканчивается в наиболее горячей зоне слитка – прибыльной части. Поэтому слиток получается более плотный, усадочная раковина меньше углублена в слиток. Улучшение структуры слитка и повышение его сплошности достигается путем направленного снизу вверх теплоотвода с помощью водоохлаждаемых поддонов, теплоизоляции и обогрева прибыльной надставки, экзотермических смесей и т. д., для измельчения структуры применяют ультразвуковую обработку затвердевающего металла, наложение электрического поля, модифицирование [2].

Основным недостатком разливки сверху является образование на слитках большого количества поверхностных дефектов. Вкрапление брызг в тело слитка создают недоброкачественную поверхность слитка. Прокатке такого слитка предшествуют весьма трудоемкие процессы обдирки или зачистки (особенно для слитков, имеющих квадратное поперечное сечение, для обработки которых требуется наличие специальных обдирочных станков), связанные с достаточно большими металлопотерями в виде стружки.

В связи с вышесказанным для получения качественного металла специальные стали разливают в изложницы, уширяющиеся кверху, с утепляющими надставками. В этом случае усадочная раковина концентрируется в головной части слитка, которая должна быть удалена, так как для изделий из высокосортной стали не может быть использован металл с пустотами, неплотный, сильно загрязненный ликватами. Такая изложница для разливки спокойной стали сверху представляет собой стакан, расширяющийся кверху, с глухим дном, имеющим форму полушара. Конусность изложницы, а, следовательно, и слитка влияет на условия усадки стали в изложнице, качество макроструктуры слитка, расположение усадочной раковины в слитках спокойной стали, условия отливки слитков, захвата слитка валками и количество пропусков при прокатке. Также конусность граней и форма изложницы должны быть такими, чтобы слиток при усадке стали не заклинивался.

Уширенные кверху изложницы для разливки высоко- и сложнолегированных сталей и сплавов имеют конусность 4,0–6,0 % [3].

Прибыльная надставка служит для формирования прибыльной (головной) части слитка, в которой концентрируется усадочная раковина. Применение прибыльных надставок обеспечивает более длительное затвердевание головной части слитка и позволяет сконцентрировать в головной части слитка всплывающие из тела слитка газовые пузыри, неметаллические включения и усадочную раковину. Прибыльную надставку делают также конусной, но сужающейся кверху. Благодаря этому уменьшается теплоизлучающая открытая поверхность слитка, облегчается снятие надставки со слитка, устраняется зависание слитка в надставке. Конусность прибыльной части слитка составляет 12–18 % на сторону (большее значение относится к слиткам малого веса). Прибыльная надставка представляет собой металлический кожух, футерованный шамотным кирпичом или набитый огнеупорной массой, причем наружные и внутренние размеры верха изложницы и низа прибыльной надставки должны совпадать, обеспечивая облегчение центрирования надставки по отношению к изложнице и как следствие предотвращения зависания слитка образования поперечных трещин. Следует отметить, при замере температурных полей в прибыльной части слитка и прибыльной надставки, было установлено, что основное количество тепла при формировании прибыли расходуется на нагрев футеровки и кожуха надставки (56–87 %). Немаловажным фактором является также постоянство внутренних размеров футеровки надставки. Разрушение футерованного слоя с течением времени приводит к уменьшению головы слитка и как следствие проникновению усадочной рыхлости в глубь слитка, а неровности на поверхности футеровки тормозят усадку слитка и могут вызвать поперечные трещины [3].

Таким образом, из вышеизложенного следует, что разливка высоко- и сложнолегированных сталей и сплавов должна обеспечивать в первую очередь получение здорового (бездефектного) слитка и повышение выхода годного. Основными проблемами при разливке таких материалов являются:

– осевая неоднородность, связанная с усадкой металла и возникающая в конце застывания слитка, которая может быть уменьшена, если сохранить металл в верхней части слитка в жидком состоянии возможно дольше и ускорить кристаллизацию низа;

– усадочная раковина, подусадочная рыхлость или междендритная пористость, связанные с усадочными явлениями, происходящими при кристаллизации, которая может быть исключена посредством вывода ее в головную часть слитка и последующим ее отрезанием (головная обрезь). Чем дольше поддерживается в жидком состоянии голова слитка, тем выше поднимется усадочная раковина, тем лучше будет слиток, эта задача ре-

шается разливкой стали в уширяющиеся кверху изложницы с прибыльными надставками;

– пористость, вызванная скоплением газов, выделившихся из раствора при понижении температуры и т. д. Задача решается направленной кристаллизацией снизу вверх и минимальным перегревом металла перед разливкой;

– для получения однородного по качеству металла при разливке в несколько изложниц необходимо обеспечить небольшую разницу температуры металла, заполняющего первые и последние изложницы, что обеспечивается максимальной скоростью разливки;

– высокое качество поверхности без вкраплений, плен и других поверхностных и внутренних дефектов, являющихся результатом разбрызгивания металла при разливке.

Таким образом, задачи, решение которых позволит увеличить производительность и сократить расходы производства, заключаются, во-первых, в получении высокого качества структуры слитка, во-вторых, в повышении выхода годного. Однако решение этих задач представляется взаимоисключающим, поэтому необходимо добиться оптимального улучшения всех параметров слитка.

Целью настоящей работы является разработка способа разливки специальных сталей в изложницу сверху, обеспечивающего высокую производительность и высокий выход годного за счет улучшения качества поверхности слитка путем высокой скорости разливки и предотвращения разбрызгивания металла.

При разливке сверху струя металла, падая со значительной высоты на твердую поверхность (дно изложницы или поддон), затем на зеркало металла, разбрызгивается. В результате образуется большое количество капель и заплесков. Часть из них прилипает к стенкам изложниц, затвердевает и образует так называемую «корзинку», которая является причиной появления поверхностных дефектов на слитках. Другая часть остывших и окисленных кислородом воздуха брызг отскакивает от стенок и попадет обратно в жидкий металл, где реагирует с углеродом, кремнием и другими элементами, вызывая образование на поверхности слитка газовых пузырей и шлаковых включений. Кроме того, разбрызгивание металла на стенки изложницы происходит не только в первый момент удара струи о поддон, а также непрерывно в процессе подъема открытого уровня металла в изложнице. Очагом возникновения таких брызг является место входа струи в жидкий расплав и прилегающие к ней объемы жидкой стали. Как показано в работе Д. Бетчелора, при введении в жидкость с большой скоростью тела любой формы за ним образуется кавитационная каверна, которая при захлопывании создает огромные давления и ударную волну, разбрызгивающую жидкость на большие расстояния. Аналогичные процессы происходят и при ударе мощной струи стали, исте-

кающей из ковша, о жидкий металл, находящийся в изложнице. Струя, входящая с большой скоростью, создает в факеле затопленной струи объемы с отрицательным статическим давлением, которые служат очагами для массового зарождения кавитационных каверн. Последние, попадая в процессе последующего всплывания к открытой поверхности металла в изложнице (в зону повышенных статических давлений), захлопываются с разбрызгиванием жидкой стали на стенки изложницы. Эти брызги оседают на стенках изложницы и при подходе металла не свариваются, образуя дефекты в виде оспин и плен.

Для устранения поверхностных дефектов необходимо исключить разбрызгивание и вторичное окисление в изложнице. Для предотвращения вторичного окисления широко применяется разливка под защитными средами (теплоизолирующие смеси, экзотермические шлаковые смеси и брикеты, жидкие синтетические шлаки и др.), разливка с защитой струи металла инертными газами, а также разливка в восстановительной атмосфере и т. д. Для предотвращения разбрызгивания также разработано достаточно много способов: регулирование скорости разливки, использование промежуточных воронок или стаканов заглубленных в жидкий металл в изложнице, размещение металлических вкладышей или стружки на дно изложницы перед разливкой и т. д. Однако перечисленные способы хотя и снижают разбрызгивание, но имеют значительные недостатки, ограничивающие их применение. Так, например, изменение скорости разливки ведет к увеличению времени разливки, что вызовет необходимость более значительного перегрева металла и как следствие негативно скажется на химической и кристаллической однородности слитка. А разливка плавки в несколько изложниц повлечет за собой большую разницу температуры металла, заполняющего первые и последние изложницы, что приведет к исключению однородности качества слитков. Использование промежуточных элементов повлечет за собой значительное усложнение процесса подготовки к разливке, ухудшение или исключение визуального контроля за процессом разливки. Использование промежуточных элементов, помещенных перед разливкой на дно изложницы, которые расплавляются в процессе кристаллизации, позволяют предотвратить разбрызгивание в начальный момент разливки, однако значительно влияют на химическую однородность слитка в продольном сечении и не предотвращают появление кавитационных каверн.

Конкретными примерами могут служить следующие способы разливки специальных сталей сверху:

– способ разливки стали сверху, при котором первую порцию металла заливают в изложницу с интенсивностью 80–180 кг/с на высоту, равную 0,1–0,5 толщины ее днища, и выдерживают до образования 50–70 % твердой фазы. Затем заливают

сталь на высоту в 2,5–7 раз превышающую высоту первоначально залитой порции с интенсивностью 120–250 кг/с, после чего интенсивность заливки увеличивают в 1,5–3 раза (SU № 854557, В 22 D 7/00, опубликовано 1981.08.15.). Недостатками способа являются увеличение продолжительности разливки; снижение пропускной способности участка разливки; ухудшение качества поверхности слитка и снижение качества слитка в целом, вызванные любыми отклонениями в интенсивности заливки той или иной порции металла;

– способ разливки стали сверху, при котором внутреннюю поверхность изложницы покрывают смазкой, представляющей собой раствор битумного лака на уайтспирите [4]. Недостатками данного способа являются необходимость подогрева изложниц до температуры 80–100 °С для качественного нанесения смазки и поддержание этой температуры до начала процесса разливки; интенсивное загрязнение продуктами горения рабочей площадки; ухудшение качества поверхности слитка и снижение качества слитка в целом;

– способ разливки стали сверху, включающий размещение на поддоне перед началом подачи расплава в изложницу металлического насыпного материала в виде конуса, в качестве которого используют чугунную стружку насыпной массой 2,2–2,4 кг/дм³ в количестве 0,13–0,30 % от массы отливаемого слитка (RU 2166403, В22D7/00, опубликовано 2001.05.10). Недостатки способа заключаются в ухудшении качества поверхности слитка и снижении качества слитка за счет загрязнения продуктами насыпного материала;

– способ разливки стали сверху, при котором устанавливают промежуточную воронку, имеющую каркас из листового железа с ножками и проуши-

нами. Футеровку воронки выполняют двумя слоями из тех же масс, что и футеровку прибыльных надставок [5]. Недостатками способа являются загрязнение металла экзогенными включениями вследствие размывания струей металла футеровки воронки; необходимость подогрева воронки докрасна и сохранение этой температуры до начала процесса разливки, что значительно усложняет технологический процесс; увеличение продолжительности разливки; некачественная поверхность слитка.

Авторы предлагают способ разливки стали и сплава сверху, включающий размещение в изложнице промежуточного полого четырехгранного элемента (экран), обладающего огнеупорностью, плотностью ниже плотности стали и низкой теплопроводностью, в виде не имеющей дна и оснащенной разливочным отверстием усеченной пирамиды с наклонными поверхностями, наружный размер которой равен внутренней части прибыльной надставки.

Сущность данного способа иллюстрируется рис. 1, на котором представлена предлагаемая схема разливки с использованием промежуточного элемента.

Перед началом разливки в нижнюю часть изложницы 2 устанавливают экран 3 из пеношамота в виде полой четырехгранной пирамиды, не имеющей дна и оснащенной разливочным отверстием. После установки экрана, на изложнице фиксируют прибыльную надставку 1. По окончании подготовительных операций к изложнице доставляют сталеразливочный ковш и осуществляют процесс разливки (рис. 1, а). Струя металла, проходя через разливочное отверстие пирамиды, ударяется о дно изложницы, а брызги, возникшие в результате удара, попадают на внутреннюю по-

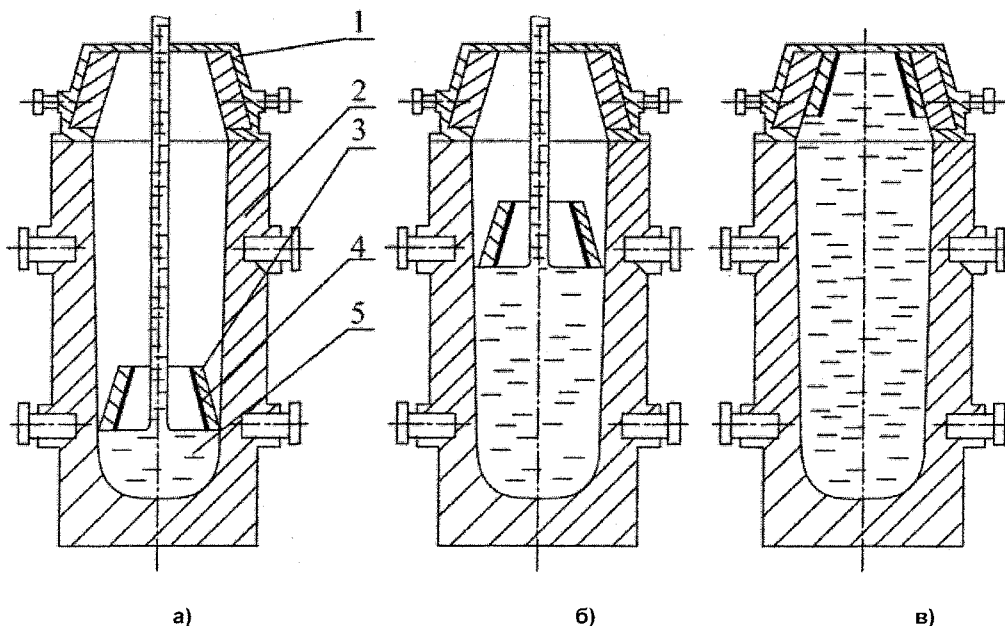


Рис. 1. Схема разливки с использованием промежуточного элемента: а – в начальный момент разливки; б – в процессе разливки; в – в конце разливки; 1 – прибыльная надставка; 2 – изложница; 3 – экран; 4 – антипригарное покрытие; 5 – жидкий металл

верхность экрана, отскакивают от нее и падают в общий объем заливаемого в изложницу металла 5, где растворяются, не успевая окислиться. По мере заполнения изложницы экран поднимается вместе с уровнем металла (рис. 1, б). Разливку продолжают до тех пор, пока не произойдет полное заполнение изложницы. По окончании процесса разливки экран занимает верхнее положение (рис. 1, в).

Однако первые опыты показали, что хотя поверхность слитка получалась бездефектной, внутри слитков обнаруживались плены и корочки, а в результате прокатки выявлены рванины. Это произошло в результате того, что во время разливки происходило налипание части капель на внутренние стенки пирамиды, в конечном итоге происходил отрыв образовавшейся корочки под собственным весом и попадание ее в тело слитка.

В последующем, внутреннюю полость экрана предварительно покрывали антипригарным покрытием 4, представляющим собой смесь 85 % графита и 15 % глины, которое предотвращало пригар капель металла к внутренней поверхности экрана и попадание их в тело слитка.

Дополнительным преимуществом данного способа явилось то обстоятельство, что экран, занявший крайнее верхнее положение, служит дополнительной теплоизолирующей прокладкой, позволяющей как можно дольше поддерживать головную часть в жидком состоянии, и как следствие, оказало благотворное влияние на расположение усадочной раковины.

Таким образом, применение экрана в виде не имеющей дна и оснащенной разливочным отверстием усеченной пирамиды с наклонными поверхностями, наружный размер и конусность которых равны внутреннему размеру и конусности прибыльной надставки, позволяет достичь следующих результатов.

1. Обеспечить качество поверхности слитка и предотвратить образование плен, заворотов, подкорковых пузырей и, как следствие, снизить затраты на зачистку металла за счет предотвращения попадания брызг металла на стенки изложницы. Спокойные стали, разливаемые в глухонные изложницы с прибыльной надставкой, по своему химическому составу относятся к высококачественным сложно-, высоколегированным сталям и сплавам. Из-за высокого содержания легирующих элементов данные стали обладают малой теплопроводностью, малой пластичностью, склонны к образованию дефектов, и, как следствие этого, имеют узкие интервалы температур технологических операций, в том числе и при разливке. Также особенностью при разливке таких сталей является сосредоточение усадочной раковины в головной части слитка (прибыли). В связи с этим данные стали необходимо разливать с максимальной скоростью, причем кристаллизация слитка должна идти снизу вверх, то есть головная часть должна кристаллизоваться в последнюю очередь. С другой стороны, разливка стали полной струей приводит к

активному разбрызгиванию, в результате чего капли попадают на внутреннюю поверхность изложницы, привариваются, окисляются и вкрапляются в тело слитка, формируя тем самым недоброкачественную поверхность слитка, крайний случай – появление неисправимых дефектов, таких как плена и заворот. Предложенный способ позволяет осуществлять разливку полной струей, обеспечивая качественную поверхность и предупреждая появление дефектов. Капли металла, попадая на внутреннюю поверхность наклонных стенок промежуточного элемента, покрытую антипригарным покрытием, отскакивают, не успевая окислиться, и попадают на зеркало заливаемого металла. В конце разливки промежуточный элемент играет роль дополнительного теплоизолятора.

2. Снизить количество тепла, идущего на прогрев футеровки и кожуха прибыльной надставки, тем самым, уменьшить переохлаждение металла в прибыльной надставке. Так как экран контактирует с жидким металлом с самого начала разливки, то в своем крайнем верхнем положении, в конце заливки жидкого металла, имеет температуру равную температуре металла, тем самым снижая затраты тепла на прогрев. Также, обладая низкой теплопроводностью, он играет роль буферного слоя, препятствующего расходу тепла на прогрев футеровки и кожуха прибыльной надставки. Все это позволяет обеспечивать поддержание металла в жидком состоянии в головной части слитка без дополнительных затрат. В этом случае головная часть слитка формируется в последнюю очередь, что позволяет сконцентрировать в ней всплывающие из тела слитка газовые пузыри, неметаллические включения и усадочную раковину, обеспечивая высокое качество металла.

3. Экран предохраняет поверхность футеровки надставки, обеспечивая более долгий срок службы прибыльной надставки и постоянство ее внутренних размеров, а также предотвращает появление поперечных трещин, появляющихся в результате зависания слитка из-за неровностей футеровки надставки.

Литература

1. Ефимов, В.А. *Разливка и кристаллизация стали* / В.А. Ефимов. – М.: Металлургия, 1976. – 552 с.
2. Китаев, Е.М. *Затвердевание стальных слитков* / Е.М. Китаев. – М.: Металлургия, 1982. – 168 с.
3. *Сталеплавильное производство: справ. / под. ред. А.М. Самарина.* – М.: Металлургия, 1964. – Т. 1. – С. 459–469.
4. Власов, Н.Н. *Разливка черных металлов: справ. / Н.Н. Власов, В.В. Корроль, В.С. Радя.* – М.: Металлургия, 1987. – 271 с.
5. Еднерал, Ф.П. *Электрометаллургия стали и ферросплавов* / Ф.П. Еднерал. – М.: Металлургия, 1977. – 470 с.

Поступила в редакцию 29 апреля 2010 г.

ВЛИЯНИЕ РОДА ТОКА И СКОРОСТИ ВРАЩЕНИЯ ЭЛЕКТРОДА ПРИ ЭШП НА ХИМИЧЕСКИЙ СОСТАВ СТАЛИ*

И.В. Чуманов, Д.А. Пятыгин

INFLUENCE OF THE CURRENT TYPE AND SPEED OF ELECTRODE ROTATION AT ELECTROSLAG REMELTING ON THE STEEL CHEMICAL COMPOSITION

I.V. Chumanov, D.A. Pyatygin

В данной работе представлены экспериментальные данные изменения химического состава стали полученной в процессе электрошлакового переплава в зависимости от рода тока (переменный или постоянный) и скорости вращения расходного электрода. Показано, что не смотря на значительное повышение производительности и снижение расхода электроэнергии изменения химического состава не наблюдается, за исключением повышенного угара Mn и Si. Повышенный угар является следствием увеличения реакционной поверхности, за счет уменьшения размера капли электродного металла.

Ключевые слова: электрошлаковый переплав, вращение электрода, постоянный ток, химический состав.

In this work the experimental data of change of the chemical composition of steel obtained during the electroslag remelting depending on the current type (alternate or direct current) and on the speed of consumable electrode rotation are given. In spite of the significant productivity improvement and reduction of the power consumption the changes of the chemical composition are not observed, excluding the increase of Mn and Si waste. The increased waste is a result of the extension of the reaction surface due to the size reduction of the electrode metal droplet.

Keywords: electroslag remelting, electrode rotation, direct current, chemical composition.

Одним из эффективных способов повышения производительности и снижения расхода электроэнергии является способ электрошлакового переплава на постоянном токе с вращением расходного электрода в охлаждаемом кристаллизаторе, разработанный на кафедре «Общая металлургия» ЮУрГУ (г. Златоуст). Данный способ предполагает комплексное воздействие на процессы рафинирования и кристаллизации, также возможность повышения тепловой эффективности электрошлакового процесса [1].

Для изучения влияния рода тока и скорости вращения электрода ЭШП на химический состав и распределение химических элементов по высоте слитка были проведены опытные плавки стали марки 30X13 и 30XMA на полупромышленной установке А-550 как на переменном, так и на постоянном токе с различной скоростью вращения расходного электрода. Переплав осуществляли твердым стартом на флюсе АНФ-6. Ток и напряжение во всех случаях поддерживались постоянными ($I = 0,8$ кА; $U = 46$ В). Электроды $\varnothing 40$ мм переплав-

лялись в кристаллизатор $\varnothing 90$. Род тока и скорость вращения электрода представлены в таблице.

Химический состав флюса после переплава определяли на рентгеновском аппарате «ARL-72000». Как показывают результаты, род тока (постоянный или переменный) не оказывает влияние на изменение минералогического состава флюса после переплава.

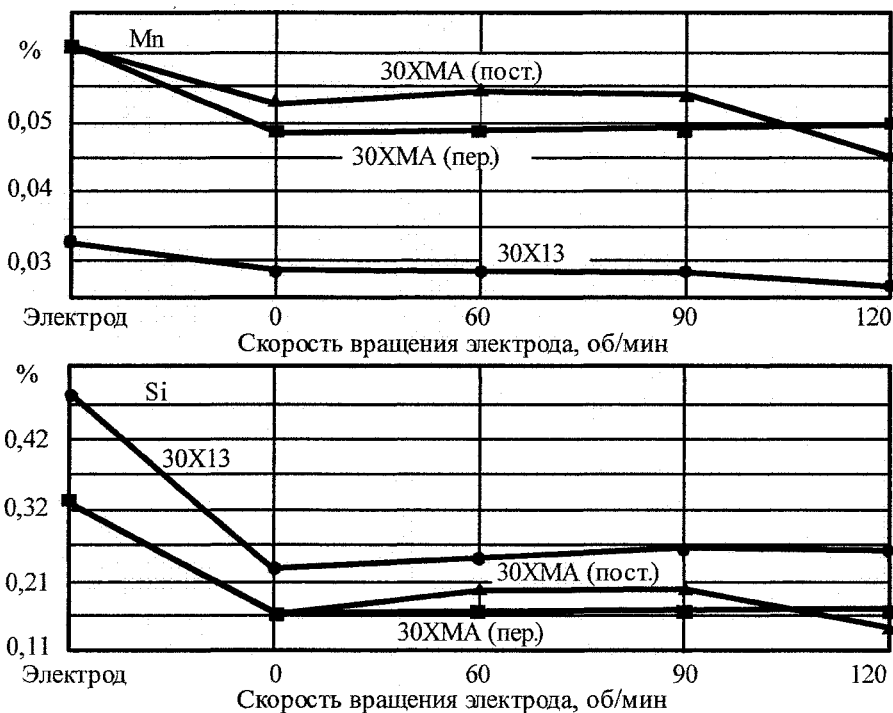
Химический анализ стали 30X13-Ш и 30XMA производили по ГОСТ 18895-97 «Сталь. Метод фотоэлектрического спектрального анализа» Е 970 и Е 983, ГОСТ 28033-89 «Сталь. Метод рентгенофлюорисцентного анализа.» (Cr) СРМ-25 и СРМ-18, ГОСТ 12344-88 «Стали легированные и высоколегированные. Методы определения углерода» АН-7529.

Исследованию подвергли распределение химических элементов в электрошлаковом слитке, полученном электрошлаковым переплавом на постоянном и переменном токе с вращением расходного электрода с различными скоростями. Изменение содержания Mn и Si в стали марки 30X13 и 30XMA, полученных при различных скоростях

* НИР проведена в рамках ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» (2009–2013 гг.), гос. контракт № П316 от 28.07.2009 и № П874 от 18.08.2009.

Род тока и скорость вращения электрода

| № плавки | Марка стали | Род тока | Количество оборотов, об/мин | Массовая скорость переплава, кг/ч | Расход электроэнергии, кВт·ч/кг |
|----------|-------------|----------|-----------------------------|-----------------------------------|---------------------------------|
| 10 | 30X13 | Пост. | 0 | 10,62 | 1670,63 |
| 11 | 30X13 | Пост. | 90 | 14,70 | 1037,81 |
| 12 | 30X13 | Пост. | 120 | 14,21 | 1112,42 |
| 13 | 30ХМА | Перемен. | 0 | 8,43 | 1680,00 |
| 14 | 30ХМА | Перемен. | 120 | 10,84 | 898,23 |
| 15 | 30ХМА | Пост. | 0 | 11,42 | 1638,65 |
| 16 | 30ХМА | Пост. | 60 | 12,12 | 1318,92 |
| 17 | 30ХМА | Пост. | 90 | 12,58 | 1125,00 |
| 18 | 30ХМА | Пост. | 120 | 14,40 | 803,71 |



Изменение содержания Mn и Si в исследуемых образцах, полученных при различных скоростях вращения расходуемого электрода в процессе ЭШП

вращения расходуемого электрода в процессе ЭШП, представлены на рисунке.

Химический состав опытных плавок стали 30ХМА-Ш различных вариантов ЭШП определяли по высоте слитка на пробах А (верх), Б (середина) и У (низ слитка).

Максимальные изменения в сторону уменьшения в химическом составе опытных плавок наблюдаются в содержании Mn, Si. Изменения также в сторону уменьшения содержания в химическом составе металла опытных плавок наблюдаются в содержании С, S, Cr. Содержание Р увеличивается на тысячные доли процента. Из остаточных и цветных элементов значительные изменения наблюдаются в содержании Al.

Углерод (С) – плавки № 13 и 15 (пост. ток, 0 и 90 об/мин соответственно) имеют максимальные отклонения по сумме трёх проб (А, Б, У) по высоте слитка опытных плавок 0,06 %. На осталь-

ных плавках как на постоянном, так и на переменном токе суммарные отклонения составляют 0,02–0,03 % (плавки № 17, 18, 14); на плавке № 16 (пост. ток, 60 об/мин) изменения в содержании углерода не произошло.

Марганец (Mn) – содержание марганца значительно ниже против химического состава исходной плавки стали марки 30ХМА: в пробах 1А, 1У – плавка № 13 (пер. ток, 0 об/мин) на 0,17 %; 2Б, 2У – плавка № 14 (пер. ток, 120 об/мин) на 0,11 и 0,19 % соответственно; 3У – плавка № 15 (пост. ток, 0 об/мин) на 0,14 %; 5У – плавка № 17 (пост. ток, 90 об/мин) на 0,13 %. Наибольшее изменение имеет в пробах 6Б, 6У плавка № 18 (пост. ток, 120 об/мин) на 0,18 и 0,19 % соответственно. Суммарное изменение в содержании марганца колеблется в пределах 0,38–0,35 % на плавках № 13 и 14 (пост. ток, 0 и 60 об/мин; 0,48 % на плавке № 18 (пост. ток, 120 об/мин). На остальных плавках суммарные

изменения колеблются от 0,20 до 0,25 % (плавки № 17, 15, 16). Абсолютное снижение марганца на всех опытных плавках как на постоянном, так и на переменном токе ЭШП лежат в пределах от 0,03 до 0,20 %.

Кремний (Si) – на плавках № 13–16 ЭШП на постоянном токе суммарные изменения в содержании кремния колеблются от 0,37 до 0,46 %; на переменном токе от 0,36 до 0,53 %. Абсолютное снижение содержания кремния колеблется от 28,1 % (плавка № 17 – пост. ток, 90 об/мин) до 62,5 % (плавка № 18 – пост. ток, 120 об/мин). Плавки на постоянном токе имеют промежуточные значения снижения содержания кремния по сравнению с плавками на переменном токе.

Фосфор (P) – в четырёх случаях из восемнадцати измерений изменений в содержании фосфора не произошло: 3А, 3Б (плавка № 15 – пост. ток, 0 об/мин); 4А (плавка № 1 – пост. ток, 60 об/мин), 6А (плавка № 18 – пост. ток, 120 об/мин). На остальных плавках изменения в содержании фосфора колеблется в пределах от 0,001 до 0,005 %. Максимальные суммарные изменения имеют плавки: плавка № 17 (пост. ток, 90 об/мин) – 0,010 %; плавки № 18, 13 (пост. ток, 120 об/мин и пер. ток, 0 об/мин соответственно) – 0,006 %.

Сера (S) – увеличение содержания серы (0,002 %) отмечено на одной пробе 1У (плавка № 13 – пост. ток, 0 об/мин); на остальных 17 пробах уменьшение содержания серы колеблется от 0,001 (1 случай) до 0,008 % (3 случая). Суммарное уменьшение содержания серы на плавку колеблется от 0,009 до 0,022 %. Максимальное снижение серы отмечено как на плавке № 16 (пост. ток, 60 об/мин), так и на плавке № 17 – –0,022 % (пост. ток, 90 об/мин).

Никель (Ni) – в шести случаях из восемнадцати увеличение содержания никеля не произошло, в остальных случаях увеличение колеблется от 0,01 (5 случаев) до 0,1 % (1 случай, плавка № 17 – пер. ток, 90 об/мин).

Хром (Cr) – содержание хрома в опытных плавках по сравнению с химическим составом исходной плавкой не изменилось в 2 случаях – пробы 3Б, 3У – плавка № 14 – пер. ток, 120 об/мин; в 6 случаях имеет место некоторое увеличение содержания хрома от 0,01 до 0,27 %; в остальных случаях содержание хрома снизилось от 0,01 до 0,10 %. Максимальное суммарное увеличение содержания хрома имеет место на плавках № 13, 14 (пер. ток, 0 и 120 об/мин) – 0,29 и 0,18 соответственно; максимальное уменьшение отмечено на плавке № 19 (пост. ток, 120 об/мин) – 0,18 %.

Алюминий (Al) – остаточное содержание алюминия колеблется от 0,01 до 0,18 %. Максимальное суммарное содержание алюминия отмечено на

плавке № 18 (пост. ток, 120 об/мин) – 0,42 % и на плавках № 13, 14 (пер. ток, 0 и 120 об/мин) – 0,38 %.

Остаточное содержание вольфрама (W), ванадия (V), титана (Ti), кобальта (Co) не превышает 0,01 %; содержание цветных металлов изменяется: олово (Sn) от 0,003 до 0,004 %; свинец (Pb) – от 0,004 до 0,008 %.

Аналогичные результаты были получены и при исследовании химического состава стали 30Х13-Ш. Наибольший угар кремния происходит внизу слитка (от 55,2 % в плавке без вращения до 51,0 % в плавке с вращением 120 об/мин). Несколько меньший угар кремния наблюдается вверху слитка (от 50 % в плавке без вращения до 39,6 % в плавке с вращением 90 об/мин).

Наибольший угар Mn наблюдается на плавке с применением технологии вращения расходоуемого электрода со скоростью 120 об/мин. Внизу слитка угар Mn также несколько больше.

Таким образом, электрошлаковый переплав с вращением расходоуемого электрода приводит к некоторому увеличению угара легирующих элементов, но обеспечивает получение плотных слитков с большой равномерностью по химическому составу и без макродефектов при значительном увеличении скорости наплавления. Изучение характера изменения содержания кремния и марганца в зависимости от технологии позволило получить следующие результаты. Содержание марганца и кремния уменьшается во всех плавках, причем со скоростью вращения электрода 120 об/мин угар марганца и кремния максимальный. Более высокий угар кремния и марганца при ЭШП на постоянном токе с вращением расходоуемого электрода, по сравнению с переплавом на переменном токе без вращения расходоуемого электрода, можно объяснить большей реакционной поверхностью. Капли электродного металла, отрываемые под действием центробежных сил, имеют меньший размер и проходят больший путь в шлаковой ванне, что приводит к тому, что химические реакции проходят более полно. Значительных изменений в содержании серы не отмечено. Данное обстоятельство можно объяснить тем, что начальное содержание серы достаточно низкое в электродном металле и для обеспечения большей степени десульфурации необходимо применять специальные технологии, которые в данной работе не рассматривались.

Литература

1. Чуманов, И.В. Особенности электрошлакового переплава на постоянном токе с вращением расходоуемого электрода / И.В. Чуманов, Д.А. Пятыхин // Известия вузов. Чёрная металлургия. – 2006. – № 7. – С. 25–26.

Поступила в редакцию 6 апреля 2010 г.

КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ТЕПЛОМАССОБМЕНА ПРИ ПОЛУЧЕНИИ КОМБИНИРОВАННЫХ ЭЛЕКТРОДОВ «ОКАТЫШ – ЛИГАТУРА» ДЛЯ ЭШП*

И.В. Чуманов, И.М. Ячиков, Е.А. Ворона

COMPUTER MODELLING OF PROCESSES THERMO-WEIGHT EXCHANGE AT RECEPTION OF COMBINED ELECTRODES «PELLET – LIGATURE» FOR ESR

I.V. Chumanov, I.M. Jachikov, E.A. Vorona

Разработан программный продукт, позволяющий моделировать процессы тепломассообмена при взаимодействии металлизированных окатышей и жидкой лигатуры заданного химического состава при формировании расходоуемых электродов для электрошлакового переплава.

Ключевые слова: металлизированные окатыши, лигатура, электрошлаковый переплав, моделирование, диффузия.

The software product is developed, allowing to model of processes thermo-weight exchange at interaction of iron-rich pellets and liquid ligature the set chemical compound at formation of spent electrodes for electroslag refining process.

Keywords: iron-rich pellets, ligature, electroslag refining process, modeling, diffusion.

Одним из вариантов получения расходоуемых электродов для электрошлакового переплава (ЭШП) является формирование комбинированных электродов с использованием металлизированных окатышей (МО) и жидкой лигатуры методом их одновременной подачи в специальную изложницу [1]. Использование электродов со значительной долей МО позволит получить металл после ЭШП с низким процентным содержанием фосфора и примесей цветных металлов, а также снизить его себестоимость [2].

В данной работе рассмотрены вопросы, связанные с компьютерным моделированием процессов тепломассообмена, протекающих при получении комбинированных расходоуемых электродов с использованием металлизированных окатышей и жидкой лигатуры заданного химического состава.

При получении комбинированных электродов «окатыш – лигатура» необходимо соблюдать достаточно жесткие требования к температурным режимам, массовому соотношению металлизированных окатышей и жидкой лигатуры для обеспечения равномерного распределения компонентов по сечению и химической однородности слитка [3].

С одной стороны, лигатура должна доводить химический состав до заданного для получаемого расходоуемого электрода, поэтому особенность

теплового взаимодействия металлизированных окатышей с жидким металлом заключается в том, что химический состав МО отличается от химического состава жидкой лигатуры. С другой стороны, при большой доле холодных окатышей происходит переохлаждение конгломерата и в результате электрод имеет недостаточную прочность.

Для изучения тепломассообменных процессов при взаимодействии металлизированных окатышей и жидкого расплава была разработана математическая модель, позволяющая определить оптимальные технологические параметры формирования комбинированных расходоуемых электродов для ЭШП с использованием МО и жидкой лигатуры заданного химического состава.

При построении математической модели был принят ряд допущений и ограничений:

1) МО имеет сферическую форму. Каждый окатыш в расплаве окружает сферическое тело радиуса R , заполненное жидким расплавом металла с центром, совпадающим с центром МО [4];

2) в сферической системе координат, связанной с центром окатыша, температурные и концентрационные поля – осесимметричные;

3) металлизированный окатыш не взаимодействует с другими МО, а участвует в тепломассообменных процессах с покрывающим его расплавом;

* НИР проведена в рамках реализации АБЦП «Развитие научного потенциала высшей школы» на 2009–2010 гг. (№ 2.1.2./207), а также поддержана ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009–2013 гг. (государственный контракт № П874 от 18.08.2009).

причем данная элементарная ячейка упаковки является адиабатной;

4) тепло распространяется за счет теплопроводности, массоперенос происходит за счет диффузии, влияние вынужденной и свободной конвекции не учитывается;

5) теплофизические свойства твердой и жидкой фаз, коэффициенты диффузии легирующих химических элементов в железе постоянные;

6) при взаимодействии МО с расплавом не выделяется и не поглощается тепло, жидкий металл не проникает в поры, а теплофизические свойства окатышей характеризуются средними показателями.

На основе разработанной математической модели создана компьютерная программа «Взаимодействие МО с расплавом» с использованием среды разработки VBA MS Excel.

Программный продукт работает с привычным для многих пользователей пакетом Excel. После загрузки файла «Взаимодействие МО с расплавом.xls» на экране появляется заставка главного меню, представленная на рис. 1, а. Для начала расчета необходимо осуществить ввод данных с использованием формы, приведенной на рис. 1, б. Все вводимые данные разделены на 5 групп. При использовании кнопки «Контроль исходных данных» можно провести проверку корректности ввода исходных данных. Для каждой группы данных открывается индивидуальное окно (рис. 2).

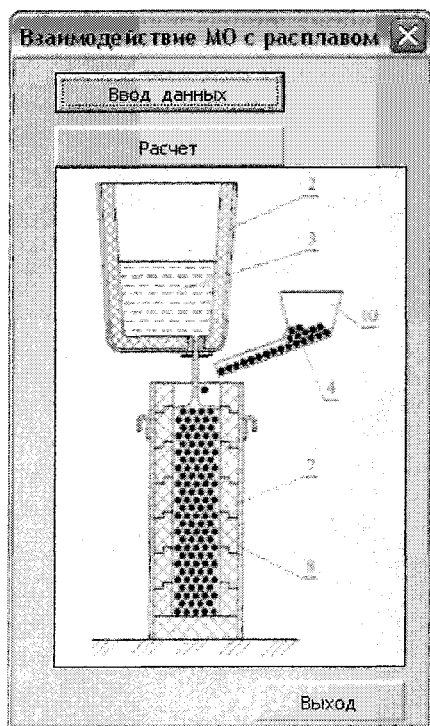
При выборе вкладки «По умолчанию» задаются исходные данные контрольного примера. С

помощью кнопки «Принять» введенные исходные данные сохраняются для расчета и происходит возврат в окно «Ввод данных» и далее можно перейти в окно «Взаимодействие МО с расплавом», где становится доступной кнопка «Расчет».

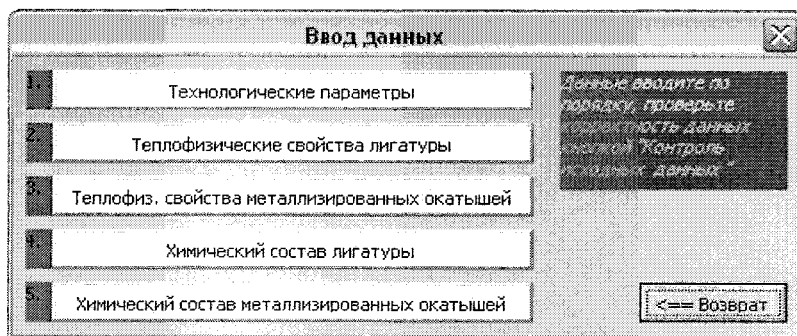
После ее нажатия попадаем на рабочий лист «Расчет температур» (рис. 3, а) где задается шаг по времени и конечное время и производится соответствующий расчет. В любой момент времени можно перейти на рабочие листы «Расчет концентрации углерода» (рис. 3, б) и «Расчет доли твердой фазы» (рис. 3, в). Они аналогичны форме вывода температурного поля, где в табличном и графическом виде приведено нестационарное распределение по радиусу концентрации углерода и доли твердой фазы.

Результаты расчетов сравнивались с экспериментальными данными роста температуры в центре металлизированного окатыша от времени при его погружении в чугуны с температурой 1250...1400 °С [5]. Полученная средняя относительная ошибка отклонения экспериментальных данных от расчетных составила не более 8 %, что позволяет говорить об адекватности математической модели для расчета теплового состояния при взаимодействии МО с расплавом. Была проведена адаптация созданной математической модели.

Таким образом, разработанный программный продукт «Взаимодействие МО с расплавом» позволяет определять динамику процесса намораживания и расплавления слоя металла на поверхности окатышей; рассчитать нестационарное распре-



а)



б)

Рис. 1. Интерфейс программного продукта «Взаимодействие МО с расплавом»: а – главная форма программы; б – окно «Ввод данных»

Технологические параметры

| | | |
|---|------|--------|
| 1. Диаметр металлизированных окатышей | 10 | мм |
| 2. Температура жидкой лигатуры | 1650 | град С |
| 3. Начальная температура металлизированных окатышей | 500 | град С |
| 4. Массовое соотношение МО и жидкого расплава | 1,0 | |

<== Принять По умолчанию

Контроль исходных данных

а)

Теплофизические свойства лигатуры

| | | |
|--|--------|-----------|
| 1. Плотность жидкого металла | 7000 | кг/м куб |
| 2. Плотность твердого металла | 7200 | кг/м куб |
| 3. Теплоемкость жидкого металла | 585 | Дж/(кг К) |
| 4. Теплоемкость твердого металла | 600 | Дж/(кг К) |
| 5. Коэффициент теплопроводности жидкого металла | 46,5 | Вт/(м К) |
| 6. Коэффициент теплопроводности твердого металла | 40 | Вт/(м К) |
| 7. Теплота плавления | 2,65E5 | Дж/(кг) |

<== Принять По умолчанию

Контроль исходных данных

б)

Теплофизические свойства МО

| | | |
|---|--------|-----------|
| 1. Средняя плотность | 4000 | кг/м куб |
| 2. Средняя теплоемкость | 300 | Дж/(кг К) |
| 3. Эффективный коэффициент теплопроводности | 6 | Вт/(м К) |
| 4. Коэффициент диффузии углерода в железе | 3,0E-4 | см. кв/с |
| 5. Коэффициент диффузии кремния в железе | 2,5E-4 | см. кв/с |
| 6. Коэффициент диффузии марганца в железе | 2,0E-4 | см. кв/с |

<== Принять По умолчанию

Контроль исходных данных

в)

Химический состав лигатуры

| Содержание | % | Содержание | % |
|---------------|-------|----------------|-------|
| Углерода [C] | 1,25 | Фосфора [P] | 0,025 |
| Кремния [Si] | 0,5 | Хрома [Cr] | 23,5 |
| Марганца [Mn] | 0,5 | Ванадия [V] | 0,4 |
| Серы [S] | 0,025 | Молибдена [Mo] | 1,0 |

<== Принять По умолчанию

Контроль исходных данных

г)

Химический состав МО

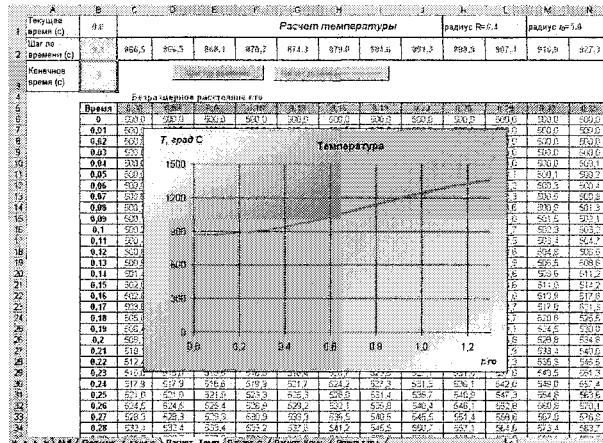
| Содержание | % | Содержание | % |
|---------------|-----|-------------|-------|
| Углерода [C] | 1,7 | Серы [S] | 0,004 |
| Кремния [Si] | 0 | Фосфора [P] | 0,011 |
| Марганца [Mn] | 0 | Медь [Cu] | 0,006 |

<== Принять По умолчанию

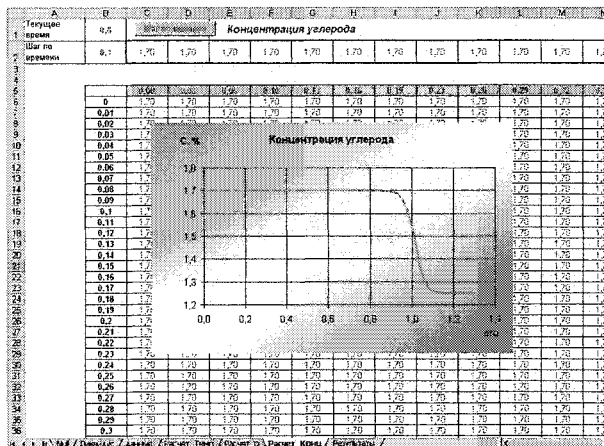
Контроль исходных данных

д)

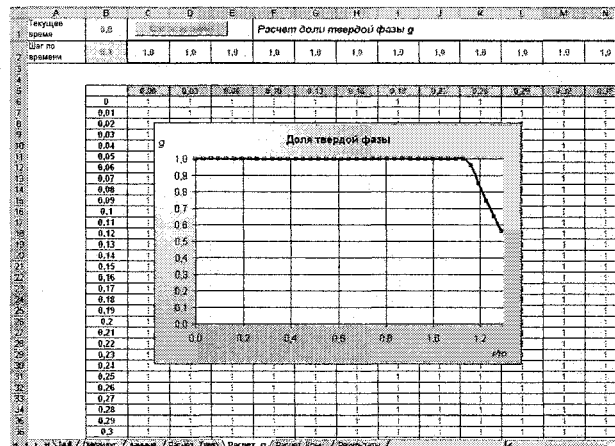
Рис. 2. Интерфейс форм ввода данных: а – «Технологические параметры»; б – «Теплофизические свойства лигатуры»; в – «Теплофизические свойства МО»; г – «Химический состав лигатуры»; д – «Химический состав МО»



а)



б)



в)

Рис. 3. Интерфейс форм вывода данных: а – «Расчет температурного поля»; б – «Расчет концентрации углерода»; в – «Расчет доли твердой фазы»

деление температуры по радиусу МО и в слое металла, прилегающего к нему; рассчитать динамику диффузии углерода, кремния и марганца в глубь металлизированного окатыша и его расплавление с учетом текущего химического состояния.

Литература

1. Пат. 2233895 Российская Федерация, МПК⁷ С 22 В 9/18, Н 05 В 7/07. Способ получения расходоуемых электродов / В.И. Чуманов, И.В. Чуманов, Д.А. Пятыгин, В.В. Вотинков. – № 2003108193/02; заявл. 24.03.03; опубл. 10.08.04, Бюл. № 22.
2. Чуманов, И.В. Анализ способов получения расходоуемых электродов для ЭШП с использованием металлизированных окатышей и жидкой лигатуры / И.В. Чуманов, Е.А. Ворона // Вестник

ЮУрГУ. Серия «Металлургия». – 2008. – Вып. 11. – № 24(124). – С. 24–27.

3. Ворона, Е.А. О возможности получения расходоуемых электродов для электрошлакового переплава с использованием металлизированных окатышей. Часть I / Е.А. Ворона, И.В. Чуманов // Электрометаллургия. – 2009. – № 9. – С. 15–20.

4. Теплофизические процессы, протекающие при формировании расходоуемых электродов из металлизированных окатышей / В.И. Чуманов, В.И. Потапов, И.В. Чуманов, В.В. Вотинков // Известия вузов. Черная металлургия. – 2005. – № 11. – С. 14–17.

5. Омивале, А.М. К вопросу использования металлизированных окатышей в кислородных конвертерах / А.М. Омивале, А.Ф. Вишкарев, В.П. Григорьев // Известия вузов. Черная металлургия. – 1989. – № 11. – С. 43–46.

Поступила в редакцию 6 июля 2010 г.

СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИИ ВЫПЛАВКИ СПЛАВОВ НА НИКЕЛЕВОЙ ОСНОВЕ С ПРИСАДКОЙ ХРОМА В ЖИДКУЮ ВАННУ

Б.В. Ощепков, Е.В. Конышева

IMPROVEMENT OF MELTING TECHNOLOGY FOR NICKEL ALLOYS WITH CHROMIUM ADDITION INTO MOLTEN POOL

B.V. Oshepkov, E.V. Konysheva

Изучены причины периодически проявлявшейся низкой технологической пластичности сплавов X20H80 и XH78T, выплавленных в открытой дуговой печи с присадкой металлического хрома в расплав. Описаны меры по совершенствованию технологии выплавки, основанные на результатах проведённых исследований и позволившие практически полностью исключить брак по пластичности при выплавке указанных сплавов.

Ключевые слова: никелевые сплавы, технология выплавки, пластичность.

The reasons of low technological plasticity of some nickel alloys smelted in the open arc furnace with chromium addition into liquid metal are investigated. Technology improvements are described that allow to prevent almost completely rejection of these alloys due to low plasticity.

Keywords: nickel alloys, melting technology, plasticity.

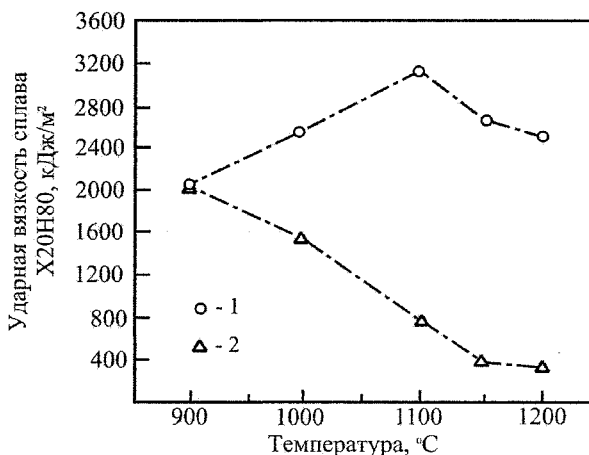
При выплавке сплавов на никелевой основе в открытых ДСП хром может быть введён в сплав двумя способами: присадкой металлического хрома в завалку (на подину печи) и введением металлического хрома непосредственно в расплав. В работе [1] подробно описаны и сопоставлены результаты применения обоих этих способов. Введение хрома в расплав позволяет существенно снизить продолжительность плавки и расход электроэнергии.

Однако внедрение технологии, включающей ввод металлического хрома в расплав, сопровождалось случаями резкого снижения технологической пластичности металла при деформации слитков. Пониженная пластичность металла, выплавленного в ходе этих плавов, подтвердилась и при испытаниях ударной вязкости деформированных образцов сплавов (результаты таких испытаний образцов сплава X20H80 представлены на рисунке).

При этом сравнительный анализ химического состава ковшевой пробы металла с различной пластичностью не выявил существенных отличий между образцами с различной технологической пластичностью.

В ходе анализа возможных причин пониженной пластичности было обращено внимание на то, что существенная доля неудачных плавов относилась к т. н. переходным (когда один сталевар начинал плавку, а заканчивал её другой сталевар в следующей смене). Было высказано предположение, что пониженная пластичность металла обусловлена недостаточно тщательной очисткой фу-

теровки ДСП от остатков шлака предыдущей плавки.



Средние значения ударной вязкости образцов сплава X20H80 при различных температурах: 1 – для качественного металла, 2 – для металла с пониженной пластичностью

Для определения того, как может повлиять такой фактор на результаты плавки, был проведён следующий эксперимент.

После выпуска металла очередной плавки из печи в неё сразу (без очистки подины и футеровки ДСП от остатков шлака предыдущей плавки) загрузили шихту для выплавки сплава X20H80. В процессе плавления добавили шлак, который смешался с остатками шлака предыдущей плавки. Все

Химический состав шлаков, %

| Проба шлака | Содержание, % | | | | | | | | |
|----------------|---------------|------------------|--------------------------------|------|------|------------------|--------------------------------|-----|------------------|
| | FeO | SiO ₂ | Al ₂ O ₃ | CaO | MgO | TiO ₂ | Cr ₂ O ₃ | MnO | CaF ₂ |
| Удалённый шлак | 0,4 | 11,9 | 7,1 | 36,9 | 21,9 | 5,3 | 4,1 | сл. | 11,7 |
| Новый шлак | 0,3 | 13,5 | 4,4 | 52,4 | 14,5 | 1,4 | сл. | сл. | 11,4 |

пробы металла этой экспериментальной плавки, отобранные в период рафинирования (т. н. «квадраты»), отковались с грубыми рванинами. Часть металла слили из печи, отлив слитков массой 0,85 т. Затем полностью удалили шлак из печи и завели новый. После расплавления нового шлака продолжили плавку. Отобранные на этой стадии пробы показали, что пластичность металла улучшилась. По окончании плавки металл разлили на слитки круг 450 мм массой 1,1 т. В молотовом цехе первый слиток (0,85 т) отковался с грубыми рванинами, остальные продемонстрировали хорошую пластичность.

В таблице представлены результаты анализов химического состава шлаков этой плавки.

Из данных таблицы видно, что первый шлак отличался повышенным содержанием MgO, TiO₂, Cr₂O₃ и Al₂O₃.

Повышенное содержание MgO в шлаке (обусловленное, очевидно, растворением подины печи в шлаке в ходе предыдущей плавки) могло привести к восстановлению магния в зоне дуг. В пользу такого предположения свидетельствуют результаты химического анализа. В деформированном металле с низкой пластичностью содержание магния составило 0,012 % против 0,008–0,010 % – в пластичном металле. Высокое содержание магния в ходе кристаллизации металла может способствовать образованию частиц хрупкой интерметаллической фазы, снижающей пластичность металла.

Известно также [2], что фазой, понижающей пластичность, может являться Cr_{12,8}Ni_{7,2}N₄. Образование такой фазы возможно при повышенном содержании азота в металле. Азот хорошо связывается кальцием, которым раскисляют никелевые сплавы по окончании рафинирования. Действовавшие технологические инструкции допускали выдержку порядка 20 минут металлического расплава от момента присадки кальция на избыток и взятия горячей пробы на пластичность до подачи под печь разливочного ковша. Однако сопоставление длительности такой выдержки с вероятностью появления брака по пластичности позволило предположить наличие прямой зависимости.

Специально проведенные эксперименты показали, что, хотя горячая проба металла (ХН78Т) отковывается без рванин и после двадцатиминут-

ной выдержки, вероятность того, что слитки, полученные после плавки с выдержкой, будут деформированы в молотовом цехе с образованием рванин существенно выше по сравнению с плавкой без выдержки. Возможно, это связано с тем, что в ходе выдержки расплав, освобождённый от азота кальцием, может вновь насыщаться азотом, содержащимся в печном газе, чему способствует атомизация азота в электрической дуге.

Распоряжение, предписывающее тщательную очистку футеровки ДСП от остатков шлака предыдущей плавки, а также запрещающее задержку выпуска металла из печи после раскисления кальцием и проверки пластичности методом горячей пробы (Златоустовский металлургический завод, ЭСПЦ-2), позволило практически полностью исключить брак по пластичности при выплавке сплавов Х20Н80 и ХН78Т.

Выводы

Изучено влияние различных факторов на появление брака по пластичности при выплавке никелевых сплавов с использованием присадки хрома в жидкую ванну.

Описаны меры по совершенствованию технологии выплавки, основанные на результатах проведенных исследований и позволившие практически полностью исключить брак по пластичности при выплавке сплавов Х20Н80 и ХН78Т.

Анализ и обобщение представленных результатов выполнены в ходе НИР, проведенной в рамках реализации ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009–2013 годы (государственный контракт № П11540 от 09.09.2009).

Литература

1. Ощепков, Б.В. *Технология выплавки жаропрочных сплавов: учеб. пособие для самостоятельной работы студентов* / Б.В. Ощепков. – Челябинск: Изд-во ЮУрГУ, 2004. – 140 с.
2. *Разработка технологии производства сплава Х20Н80 с повышенными пластичностью и жидкостью* / Б.В. Ощепков, Е.А. Трофимов, Б.И. Леонovich, А.В. Григорук // *Сталь*. – 2008. – № 8. – С. 43–46.

Поступила в редакцию 12 июля 2010 г.

КОЛЕБАТЕЛЬНЫЕ ПРОЦЕССЫ В КАМЕРЕ ГОРЕНИЯ ДОМЕННЫХ ВОЗДУХОНАГРЕВАТЕЛЕЙ

Е.В. Торопов, В.Ю. Шашкин

OSCILLATING PROCESSES IN COMBUSTION CHAMBERS OF BLAST FURNACE AIR HEATERS

E.V. Toropov, V.Yu. Shashkin

Рассмотрены различные механизмы возбуждения упругих колебаний в камерах горения доменных воздухонагревателей, когда отдельные элементы характеризуются сосредоточенными параметрами. Различия в частотном диапазоне связаны с конструктивными и режимными факторами.

Ключевые слова: доменный воздухонагреватель, камера горения, колебания, частота.

The work considers different excitation mechanisms of elastic vibrations in combustion chambers of blast furnace air heaters when individual elements are characterized with lumped parameters. Differences in frequency ranges are caused by constructive and operation conditions.

Keywords: blast furnace air heater, combustion chamber, oscillations, frequency.

В теплонапряженных камерах горения доменных воздухонагревателей возможно возникновение и развитие динамических процессов различного амплитудно-частотного диапазона, что сказывается на надежности и эффективности работы всей системы подготовки доменного дутья. Условия возбуждения колебаний в камере горения, соединенной с подкупольным объемом, определяется соотношением инерционных, упругих и диссипативных свойств среды в элементах системы горения топлива, а также наличием существенных акустических импедансов в отдельных участках тракта. Поддержание колебаний обеспечивается существованием обратной связи, действие которой подчиняется условию Рэлея: фазовое соотношение между пульсациями давления и колебательной составляющей тепловыделения должно подчиняться зависимости:

$$\int_T h \cdot \delta p \cdot d\tau > 0, \quad (1)$$

где h – интенсивность тепловыделения при горении, Вт/м³; δp – колеблющаяся компонента давления, Па; $d\tau$ – время, с; T – длительность цикла, с.

Условие Рэлея, не совсем точно называемое критерием Рэлея [1], дает удовлетворительное объяснение механизма перехода тепловой энергии в механическую при пульсирующем горении с точки зрения термодинамики. Но использование этого условия в качестве критерия устойчивости системы, как показал Б.В. Раушенбах [2], неправомерно: система горения в процессе развития колебательного процесса реализует такие амплитудно-фазовые соотношения и такой механизм обратной связи, которые обеспечивают в заданных

условиях максимум акустической энергии, излучаемой областью горения. Самопроизвольное движение системы горения топлива к максимуму потерь акустической энергии отвечает поведению системы при увеличении энтропии.

При большой величине акустической емкости подкупольного объема $Ca_k = V_k / \rho c^2$ и большой относительной длине $L_{к.г} = l_{к.г} / d_{к.г}$ камеры горения, в последней устанавливается, при соблюдении условия Рэлея, режим пульсирующего горения. Как показано в монографии Б.В. Раушенбаха [2], в этом случае в камере горения теплоподводом возбуждаются устойчивые колебания давления δp , Па, и объемной скорости δv , м³/с, которые можно описать системой дифференциальных уравнений:

$$\frac{\partial \bar{v}}{\partial \tau} + M \frac{\partial \bar{v}}{\partial x} + \frac{\partial \bar{p}}{\partial x} = 0; \quad (2)$$

$$\frac{\partial \bar{p}}{\partial \tau} + M \frac{\partial \bar{p}}{\partial x} + \frac{\partial \bar{v}}{\partial x} = 0, \quad (3)$$

имеющей решения

$$\bar{v} = [A_v \varphi_1(\bar{x}) + A_p \varphi_2(\bar{x})] e^{\beta \bar{\tau}}; \quad (4)$$

$$\bar{p} = [A_v \varphi_2(\bar{x}) + A_p \varphi_1(\bar{x})] e^{\beta \bar{\tau}}, \quad (5)$$

где комплексная частота $\beta = \nu + i\omega$ определяется в соответствии с акустическими свойствами камеры горения $\omega = 0,5 \pi c / l_{к.г}$.

В формулах (2)–(5): A_v , A_p – коэффициенты краевых условий, определяемые при $\bar{x} = 0$, $\bar{\tau} = 0$; $\bar{x} = x / l_{к.г}$ – безразмерная продольная координата; $\bar{\tau} = \tau / l_{к.г}$ – безразмерное время; $M = v / c$ – число Маха; $\bar{v} = \delta v / c$ – безразмерная вариация объ-

емной скорости v , m^3/c ; $\bar{p} = \delta p / \bar{\rho} p_0$ – безразмерная вариация давления P , Па; $\alpha = c_p / c_v$ – показатель адиабаты.

Функции

$$\varphi_1(\bar{x}) = 0,5 \left[\exp\left(-\frac{\beta \bar{x}}{M+1}\right) + \exp\left(-\frac{\beta \bar{x}}{M-1}\right) \right]; \quad (6)$$

$$\varphi_2(\bar{x}) = 0,5 \left[\exp\left(-\frac{\beta \bar{x}}{M+1}\right) - \exp\left(-\frac{\beta \bar{x}}{M-1}\right) \right]; \quad (7)$$

отражают изменение амплитуды колебаний вдоль координаты \bar{x} .

Решения (4) и (5) дают возможность определить качественную картину стоячих волн давления и скорости в камере горения воздуходогревателя высотой $l_{к.г}$ при условии $Ca_k \rightarrow \infty$ и $\omega = 0,5 \pi c / l_{к.г}$ (рис. 1). Из рис. 1 можно определить, что пучность давления δp и узел скорости δv расположены у закрытого конца камеры горения, а узел давления δp и пучность скорости δv – у ее открытого конца. Расположение горелочного штуцера вблизи пучности давления, то есть у закрытого конца камеры горения, обеспечивает энергетический источник автоколебаний при пульсирующем горении.

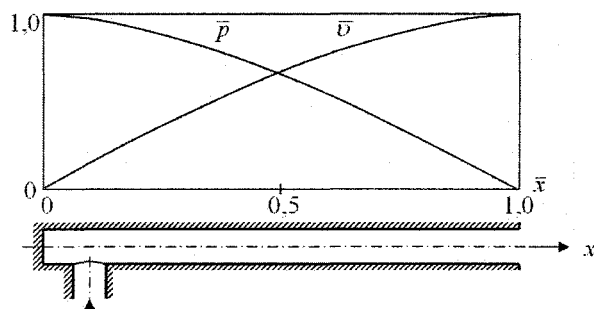


Рис. 1. Эпюра вариаций давления \bar{p} и скорости \bar{v} [2]

Модель Б.В. Раушенбаха весьма точно отражает действительный ход процесса при $Ca_k \rightarrow \infty$ и $\omega \cong 0,5 \pi c / l_{к.г}$; в основу ее положено представление о камере горения как об элементе с распределенными параметрами: массовые и упругие свойства потока газов распределены по длине камеры горения.

Если представить камеру горения, составленной из сосредоточенной акустической емкости у закрытого конца и массы газов в горловине, то можно получить уравнение для возмущений давления δp , связанных с изменением объемного расхода продуктов сгорания $\delta G = s' \delta p$, отвечающее модели В.Б. Штейнберга [3]:

$$\frac{d^2}{d\tau^2} \delta p + (k-s) \frac{d}{d\tau} \delta p + (\omega_0^2 - ks) \delta p = 0. \quad (8)$$

В уравнении (8) величина k отвечает коэффициенту потерь на трение в горловине при колебани-

ях, который можно назвать «динамическим коэффициентом трения». Величину $s = s' \bar{\rho} p_0 / v$ можно определить как «коэффициент отрицательного трения», так как s через $s' = \delta v / \delta p$ связывает прямой пропорциональной зависимостью возмущения давления δp с возмущениями объемной скорости δv . Физического аналога «отрицательному трению» в природе нет, поэтому следует признать, что под видом параметра s в модель В.Б. Штейнберга введен механизм обратной связи, подчиняющийся условию Рэлея. Модели В.Б. Штейнберга отвечает камера сгорания сосредоточенного объема V с выходной горловиной длиной l и площадью поперечного сечения F . Привести камеру горения доменного воздуходогревателя, где обычно $l/d = 10-12$, к модели В.Б. Штейнберга весьма трудно, однако анализ этой модели весьма полезен с точки зрения изучения природы пульсирующего горения.

Устойчивость системы по уравнению (8) определяется по соотношению величин k и s : при $k > s$ колебания в системе затухают, при $k < s$ – растут, значению $k = s$ соответствует граница устойчивости. Зависимости подобного рода определяются для камер сгорания газотурбинных установок и напорных парогенераторов. Попытку применить подобные зависимости для камеры сгорания доменного воздуходогревателя нельзя признать удачной, так как в работе [4] и акустическая масса Ma , и акустическая емкость Ca определены по полной длине камеры горения $l_{к.г}$, таким образом, полная длина камеры горения входит и в упругий, и в массовый элемент, что лишено физического смысла.

При малых значениях параметров $s \rightarrow 0$, $k \rightarrow 0$ потеря устойчивости проявляется в виде колебательного процесса с частотой ω_0 , которая приближается к собственной частоте резонатора Гельмгольца. Рассчитанные при этих условиях собственные частоты $f_0 = \omega_0 / 2\pi$ изображены на рис. 2, где половина длины камеры горения отнесена к сосредоточенному объему, вторая половина – к сосредоточенной массе. На графике нанесена точка A , соответствующая камере горения высотой 33 м и гидравлическим диаметром $d = 3,2$ м ($F = 8,1$ м²) при температуре 1200 °С. Расчетная частота для этих условий $f_0 = 7,65$ Гц, фактические частоты при пульсирующем горении $f = 3,3-3,5$ Гц [5]. Расчетные условия для кривых на рис. 2: 1 – $t_{ср} = 1500$ °С, $L = 2l_{к.г} = 23$ м; 2 – $t_{ср} = 1300$ °С, $L = 28$ м; 3 – $t_{ср} = 1100$ °С, $L = 36$ м; 4 – $t_{ср} = 900$ °С, $L = 40$ м; 5 – $t_{ср} = 700$ °С, $L = 44$ м. На рис. 2, кривая 6, также нанесены значения собственных частот для бесшахтных воздуходогревателей Калугина ВНК при температуре в зоне горения $t_{ср} = 1500$ °С.

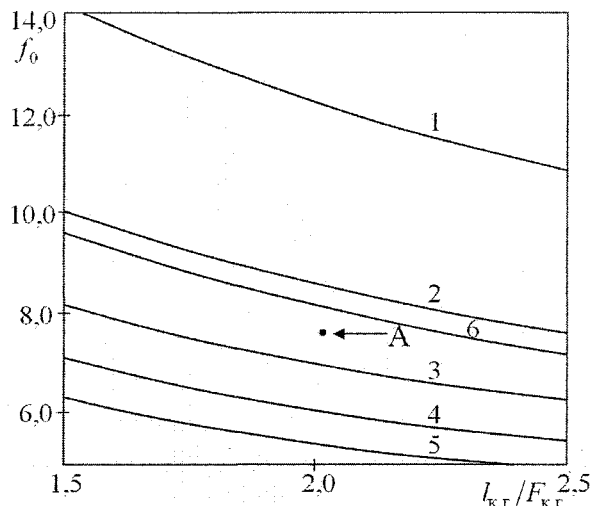


Рис. 2. Собственная частота f_0 (Гц) камеры горения с размерами $l_{к.г}$ и $F_{к.г}$ в приближении ее резонатором Гельмгольца (1–6 в тексте)

При уменьшении акустической емкости подкупольного объема Ca_k упругие силы, вызываемые сжатием газов в объеме V_k , влияют на динамические процессы в камере горения; эти процессы могут быть описаны однородным уравнением второго порядка в вариациях [6]

$$\frac{d^2}{dt^2} \delta p + \left[\frac{k_T}{Ca_k \beta} + \frac{2k_1 G_{вх}}{Ma_{к.г}} \right] \frac{d}{dt} \delta p + \left[\frac{2k_1 k_T G_{вх}}{Ma_{к.г} Ca_k \beta} + \frac{1}{Ma_{к.г} Ca_k} \right] \delta p = 0. \quad (9)$$

Здесь $Ma_{к.г} = \rho l_{к.г} / F$, кг/м⁴ – сосредоточенная акустическая масса потока газа в камере горения длиной $l_{к.г}$ и с площадью поперечного сечения $F_{к.г}$; $Ca_k = V_k / \rho c^2$, м⁴с²/кг – сосредоточенная акустическая емкость объема V_k при скорости звука c , м/с, в этом объеме; k_1 – коэффициент потерь давления в камере горения; β – крутизна напорной характеристики камеры горения в рабочей точке. Величина k_T связывает объемный расход газовой среды на входе в камеру горения $G_{вх}$ с расходом на выходе $G_{вых}$ $k_T = G_{вх} / G_{вых}$ в равновесном режиме.

Частота колебаний в этом случае определяется по формуле

$$\omega = \left[\frac{1}{Ma_{к.г} Ca_k} + \frac{2k_1 k_T G_{вх}}{Ma_{к.г} Ca_k \beta} \right]^{0.5} = \frac{1}{\sqrt{Ma_{к.г} Ca_k}} \left[1 + \frac{2k_1 k_T}{\beta} G_{вх} \right]^{0.5}; \quad (10)$$

передаточная функция колебательного звена – камеры горения в области изображений по Лапласу будет иметь вид

$$W_{к.г}^p(s) = \frac{D_{к.г}}{s^2 + 2\delta s + (\delta^2 + \omega^2)}. \quad (11)$$

Коэффициент затухания колебаний δ определяется по формуле

$$\delta = \left[\frac{k_T}{2Ca_k \beta} + \frac{k_1 G_{вх}}{Ma_{к.г}} \right]. \quad (12)$$

Перенос возмущений звеньями «к.г» (камера горения) и «к» (подкупольный объем) в этом случае можно описать зависимостями:

$$P_{к.г}''(s) = W_{к.г}^p(s) \cdot P_{к.г}'(s);$$

$$P_k''(s) = W_k^p(s) \cdot P_k'(s); \quad (13)$$

$$V_{к.г}''(s) = W_{к.г}^v(s) \cdot V_{к.г}'(s);$$

$$V_k''(s) = W_k^v(s) \cdot V_k'(s). \quad (14)$$

Здесь переносные свойства звеньев отражены их передаточными функциями $W_{к.г}^p(s)$; $W_k^p(s)$; $W_{к.г}^v(s)$; $W_k^v(s)$, определяемыми по зависимостям, подобным (11).

В уравнении (10) принято, что камера горения обладает сосредоточенной акустической массой $Ma_{к.г}$ без учета ее упругих свойств, что справедливо при небольшой длине $l_{к.г}$. С увеличением $l_{к.г}$ становится существенной сжимаемость газа, это приводит к появлению стоячей волны в камере горения с узлом давления у выхода в подкупольный объем и пучностью в начале камеры горения. Учет влияния сжимаемости газа в камере горения в этом случае можно произвести введением в $Ma_{к.г}$ приведенной длины $l_{пр} = 0,5l_{к.г}$ и в Ca_k приведенного объема $V_{пр} = V_k + 0,5l_{к.г} F_{к.г}$.

Граница устойчивости системы, состоящей только из звеньев «к.г» и «к» может быть определена при $\delta = 0$ из (12); так как все величины в правой части (12) существенно положительны, за исключением β , то при $\beta > 0$ система безусловно устойчива. При $\beta < 0$ граница устойчивости определяется равенством

$$\left| \frac{k_T}{2Ca_k \beta} \right| = \left| \frac{k_1 G_{вх}}{Ma_{к.г}} \right|, \quad (15)$$

таким образом, полное условие устойчивости имеет вид

$$\beta > - \frac{k_T Ma_{к.г}}{2k_1 Ca_k G_{вх}}. \quad (16)$$

При уменьшении $Ca_k \rightarrow 0$ возрастает акустический импеданс выходного конца камеры горения до величины, соответствующей «акустически закрытому» концу.

На рис. 3 приведены кривые зависимости частоты f_0 собственных колебаний в камере горения от ее длины $l_{к.г}$ при различных условиях возбуждения. Чисто акустическому возбуждению, когда

$f_0 = 0,25c/l_{к.г}$, соответствуют кривые 5, 6, 7 при разной средней температуре в камере горения $\bar{t} = 1100-1500$ °С.

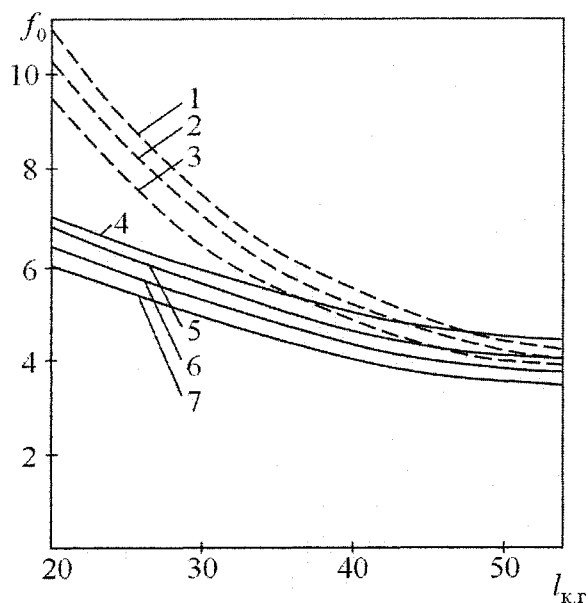


Рис. 3. Собственные частоты f_0 (Гц) камеры горения длиной $l_{к.г}$ при различных условиях возбуждения (1–7 в тексте)

Кривая 4 рассчитана для условий возбуждения камеры горения совместно с подкупольным пространством как системы с сосредоточенными параметрами по формуле (9). Как показали расчеты, частота собственных колебаний в этом случае для камеры горения длиной $l_{к.г} = 35$ м составляет $f_0 = 5,3$ Гц и на 12 % выше соответствующей частоты для чисто акустического возбуждения. В расчетах принято: $k_1 = 100$; $k_r = 0$; $G_{вх} = 10^5$ м³/ч.

Эксперименты с установкой датчиков пульсаций давлений в поднасадочном пространстве и в

подкупольном объеме показали, что возбуждение часто распространяется на массу газов, находящихся в насадке. Величина акустической массы $Ma_n \approx 1,2$, то есть соизмерима с $Ma_{к.г}$, и «подключение» Ma_n к колебаниям существенно снижает частоту примерно в отношении $1/\sqrt{2} = 0,708$. При этом частота колебаний для случая кривой 4 рис. 3 снизится с 5,3 до 3,75 Гц.

Представлению о камере горения как о системе, имеющей акустические емкость и массу, определяемые по приведенным значениям $V_{пр}$ и $l_{пр}$, отвечают кривые 1, 2, 3 рис. 3. Здесь приведенные величины определяются по формулам:

$$V_{пр} = V_k + \frac{0,5l_{к.г}F_{к.г}}{\frac{V_k}{l_{к.г}F_{к.г}} + 1};$$

$$l_{пр} = l_{к.г} \frac{0,5 + \frac{V_k}{l_{к.г}F_{к.г}}}{1 + \frac{V_k}{l_{к.г}F_{к.г}}}$$

На рис. 4 представлены результаты расчетов собственной частоты при возбуждении камеры горения с подкупольным объемом при повышении тепловой нагрузки, что соответствует увеличению $G_{вх}$. Снижение f_0 при увеличении $G_{вх}$ приводит к тому, что при повышенных тепловых нагрузках частота колебаний согласно (9) становится равной частоте акустических колебаний. Этим частично объясняется тот факт, что режим пульсирующего горения наступает при повышенных тепловых нагрузках.

Выводы

1. Проведенный анализ возможных механизмов возникновения колебательных процессов в системе горения топлива доменных воздуходувателей позволил определить частотный спектр

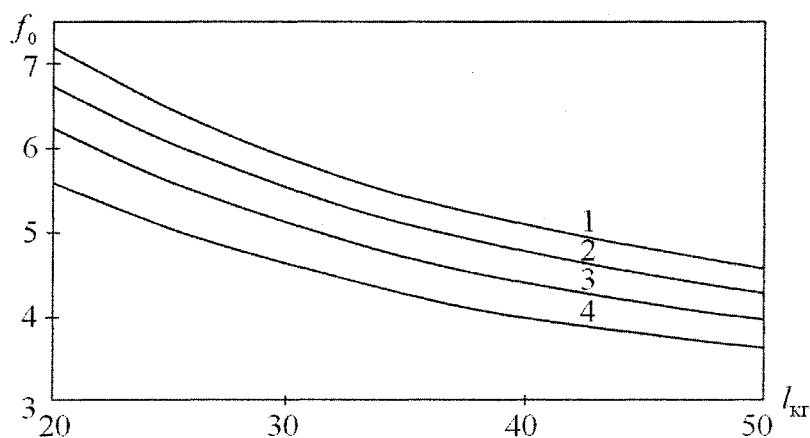


Рис. 4. Собственные частоты f_0 (Гц) при возбуждении камеры горения длиной $l_{к.г}$ (м) совместно с подкупольным объемом: 1 – $G_{вх} = 0,7 \cdot 10^5$ м³/ч; 2 – $G_{вх} = 0,8 \cdot 10^5$ м³/ч; 3 – $G_{вх} = 0,9 \cdot 10^5$ м³/ч; 4 – $G_{вх} = 10^5$ м³/ч

собственных колебаний при различных конструктивных и режимных параметрах.

2. Реализация конкретного механизма зависит от сигнала обратной связи по каналам подачи компонентов горения и движения продуктов сгорания; для развития и поддержания колебаний требуется выполнение условия Релея.

3. Фактически наблюдаемый спектр частот при пульсирующем горении топлива в доменных воздухонагревателях является результатом взаимодействия сигнала обратной связи с рассмотренными в работе механизмами возникновения колебательных процессов.

Литература

1. *Нестационарное распространение пламени* / под ред. Дж. Г. Маркштейна. – М.: Мир, 1968. – 438 с.

2. Раушенбах, Б.В. *Вибрационное горение* / Б.В. Раушенбах. – М.: Физматгиз, 1961. – 500 с.

3. *Теория топочных процессов* / Г.Ф. Кнорре, К.М. Арефьев, А.Г. Блох и др.; под ред. Г.Ф. Кнорре, И.И. Палеева. – М.; Л.: Энергия, 1966. – 491 с.

4. Казанцев, Е.И. *Исследование пульсирующего горения газа в доменных воздухонагревателях* / Е.И. Казанцев, А.Т. Яковенко // *Сталь*. – 1976. – № 6. – С. 498–500.

5. Торопов, Е.В. *Динамика теплообмена в процессах получения и применения в доменном производстве высокотемпературного дутья: дис. ... д-ра. техн. наук.* / Е.В. Торопов. – Свердловск, 1980. – 318 с.

6. Торопов, Е.В. *Динамика теплообмена в слоевых процессах и камерах сгорания* / Е.В. Торопов // *Наука и технологии: тр. XXIII Рос. шк.* – М., 2003. – С. 600–608.

Поступила в редакцию 2 сентября 2010 г.

ПОВЕДЕНИЕ ВИСМУТОВОЙ ДРОБИ В ПРОЦЕССЕ СИФОННОЙ РАЗЛИВКИ СТАЛИ

А.В. Рябов

BEHAVIOR OF BISMUTH SHOT IN BOTTOM CASTING OF STEEL

A.V. Ryabov

В работе проведен анализ факторов, влияющих на поведение висмутовой дроби в процессе ее ввода в центровую на струю металла при сифонной разливке стали, а также приведены рекомендации по увеличению усвоения висмута в металлическом расплаве.

Ключевые слова: автоматная сталь, висмут, разливка стали.

Factors affecting the behavior of bismuth shot introduced on the metal stream in the center runner in bottom casting of steel are analyzed, and recommendations for increasing bismuth recovery in the molten steel are presented.

Keywords: free-cutting steel, bismuth, steel casting.

В последние годы эффективно развиваются способы микролегирования и модифицирования стали путем введения кусковых материалов в ковш, инъекцией модификаторов струей инертного газа, за счет использования порошковой проволоки, а также методом присадки мелкодисперсных компонентов в струю стали при разливке. Наиболее успешно обработка металла легкоокисляющимися элементами происходит при максимальном приближении к началу затвердевания расплава. Присадка реагентов может осуществляться в промежуточный ковш, кристаллизатор машины непрерывного литья заготовок или на струю стали, вытекающей из сталеразливочного ковша в центровую при сифонной разливке стали [1].

В работе рассмотрен известный технологический прием, используемый в современном сталеплавильном производстве: введение висмута в виде дроби в центровую на струю металла в процессе сифонной разливки стали.

Высокая упругость пара, низкая растворимость висмута и сложность его введения в сталь, неустойчивость достигаемых результатов его усвоения и, следовательно, получаемого при леги-

вании эффекта вызвали необходимость данного исследования.

Дробинки висмута, попадая в центровую, находятся в свободном падении, при этом происходит их нагрев (рис. 1). За промежуток времени от момента введения частиц в центровую и до соприкосновения их со сталью, они могут перейти в жидкое состояние или остаться в твердом. После соприкосновения со сталью частицы продолжают нагреваться, растворяться и испаряться. Растворение висмута в стали носит сложный характер, так как жидкий висмут при соприкосновении с ней начинает растворяться, одновременно жидкий висмут испаряется, причем часть газа эвакуируется в атмосферу, другая часть растворяется в жидкой стали непосредственно в струе металла, истекающей из ковша, и на поверхности соприкосновения струи металла с металлом, находящимся в центровой.

Эвакуация висмута в атмосферу происходит как через верхнюю часть центровой (разливочную воронку), так и через неплотности в сифонной проводке. Если внутренняя поверхность центровой имеет температуру меньше температуры кипения

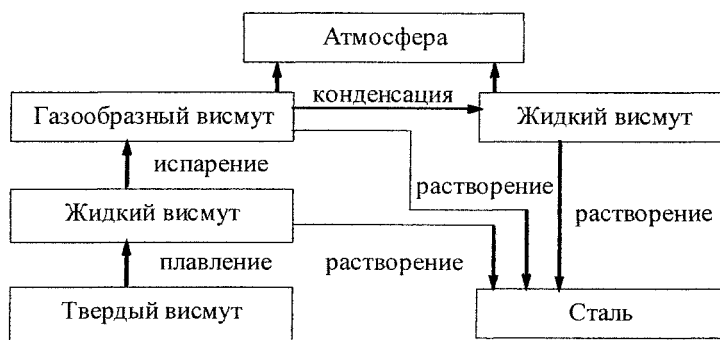


Рис. 1. Поведение висмута в процессе легирования при сифонной разливке

висмута (1560 °С), то на ней будет происходить конденсация газообразного висмута. При последующей разливке с подъемом уровня стали в центральной до конденсированного висмута будет происходить растворение висмута в стали.

Частично испарившись, частица висмута увлекается потоком стали и движется вместе с ним по сифонным каналам, где происходит ее растворение в стали. Данный процесс согласно рис. 1 может происходить по двум путям: $Vi_{тв} \rightarrow Vi_{ж} \rightarrow [Bi]$ и $Vi_{тв} \rightarrow Vi_{ж} \rightarrow Vi_{г} \rightarrow [Bi]$. По-видимому, во время легирования реализуется оба способа.

Первый способ реализуется в ламинарном потоке стали при условии, что давление насыщенного пара висмута меньше внешнего давления. Если давление насыщенного пара больше внешнего, то даже при ламинарном течении стали реализуется второй способ.

Второй способ растворения реализуется при турбулентном движении стали по сифонным каналам. При таком движении в отдельных местах, где возникают наибольшие завихрения, внешнее давление может становиться меньше давления насыщенного пара, и вокруг жидкой частицы висмута образуется паровая прослойка, которая может вытягиваться. При вытягивании паровой прослойки от нее могут отрываться отдельные пузырьки паров висмута.

Наибольшее вихревое движение возникает в центральной (в месте внедрения струи стали в объем металла) и местах резкого поворота потока стали. При сифонной разливке таких поворотов два: переход от центральной к сифонной проводке и от сифонной проводки к изложнице.

Процесс образования газообразного висмута из жидкого должен происходить достаточно равномерно. В противном случае, при переходе висмута из жидкого состояния в газообразное резко снижалась бы скорость потока, и происходило бы переполнение центральной сталью. Приведем пример. На 1000 г стали вводится 2–5 г висмута, если он весь переходит в газообразное состояние, то при температуре 1833 К занимает объем 924–2400 см³, а объем 1000 г стали при плотности 7 г/см³ составляет 143 см³, то есть образовавшаяся газо-металлическая эмульсия занимает объем в 7,50–17,9 раз больше, чем объем стали.

В процессе свободного падения дробинки висмута без соприкосновения со сталью и при условии преобладания нагрева излучением («тонкое» тело, критерий $Bi \leq 0,25$) время нагрева дробинки можно определить по формуле [2]

$$\tau = \frac{Sp c}{k_1 c_{np}} \cdot \frac{100}{\left(\frac{T_n}{100}\right)^3} \left[\psi \frac{T_k}{T_n} - \psi \frac{T_n}{T_n} \right], \quad (1)$$

где c_{np} – коэффициент излучения; k_1 – коэффициент материальной нагрузки, зависящий от формы тела; T_n – температура окружающей среды, в которой происходит нагрев капли, К; c – теплоемкость; ρ – плотность; S – толщина прогреваемого слоя (принимаем равной радиусу при равномерном двухстороннем нагреве).

Принимаем $k_1 = 3,0$ – для шара; при 800 °С плотность висмута 9400 кг/м³, теплоемкость висмута 166,216 Дж/(кг·°С) [3].

$$c_{np} = c_0 \varepsilon_{np},$$

где c_0 – коэффициент лучеиспускания абсолютно черного тела; $\varepsilon_{np} = \varepsilon_1 \varepsilon_2$; $\varepsilon_1, \varepsilon_2$ – степень черноты соответственно первого и второго серых тел.

Когда $F_2 \gg F_1$ (диаметр струи 60 мм, диаметр дробинки 4 мм), $\varepsilon_{np} \approx \varepsilon_1$, следовательно, для висмута $\varepsilon_{np} = 0,381$ [4]. Принимаем $c_0 = 4,96$ Вт/(м²·К⁴) – для серого тела.

Время свободного падения находим из формулы

$$\tau = \sqrt{2H/g}. \quad (2)$$

Из формул (1) и (2) выражаем $\psi \frac{T_k}{T_n}$ и определяем

температуру нагрева дробинки (рис. 2).

Проведенная оценка нагрева дробинки показывает, что для снижения температуры дробинки в момент ее соприкосновения со сталью необходимо увеличивать диаметр дробинки и уменьшать пролетаемое ей расстояние или экранировать дробинки во время ввода.

Для оценки факторов, действующих на процесс испарения висмута (усвоение его сталью), проведем расчет теплового баланса между подводимой к дробинке теплотой и теплотой, затрачиваемой на испарение [5].

Из условий теплового баланса подводимого тепла и тепла, затраченного на испарение висмута, принимаем количество тепла, подводимого за время $d\tau$ к капле радиусом r равным:

$$dQ = 4\pi r^2 \alpha (T_c - T_k) d\tau, \quad (3)$$

где α – коэффициент теплоотдачи; T_c – температура стали; T_k – температура поверхности капли в момент соприкосновения со сталью.

Количество висмута, которое испарится за счет этого количества тепла:

$$dG = \frac{dQ}{Q_{Bi}}, \quad (4)$$

где Q_{Bi} – удельная теплота испарения висмута.

Представим dG следующим образом:

$$dG = -4\pi r^2 \rho_{Bi} dr, \quad (5)$$

где ρ_{Bi} – плотность висмута при температуре кипения.

Исходя из условий теплового баланса, подставляем (5) и (6) в (7) и получаем:

$$-4\pi r^2 \rho_{Bi} dr = \frac{4\pi r^2 \alpha (T_c - T_k) d\tau}{Q_{Bi}}, \quad (6)$$

$$d\tau = \frac{\rho_{Bi} Q_{Bi}}{\alpha (T_c - T_k)} dr. \quad (7)$$

Для решения уравнения (7) необходимо знать величину α , которую можно найти из условий

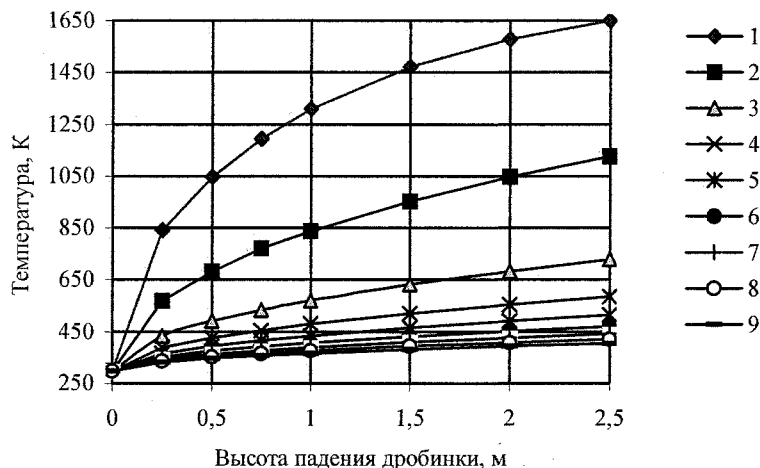


Рис. 2. Зависимость температуры дроби от высоты ее падения и от ее размера: 1 — диаметр 0,25 мм; 2 — 0,5 мм; 3 — 1 мм; 4 — 1,5 мм; 5 — 2 мм; 6 — 2,5 мм; 7 — 3 мм; 8 — 3,5; 9 — 4 мм

теплообмена капли со сталью. По О. Кришеру [6] при $Re = 10-10^5$ формула для теплообмена тел любой формы имеет вид

$$Nu = 0,662 Pr^{1/3} Re^{1/2}. \quad (8)$$

Определяющий параметр для шара $l = \pi r$ (по радиусу).

Критерии Нуссельта, Прандтля и Рейнольдса находим из формул:

$$Nu = \frac{\alpha l}{k}; \quad (9)$$

$$Pr = \frac{\nu}{a} = \frac{\eta c}{k}; \quad (10)$$

$$Re = \frac{v l}{\nu}, \quad (11)$$

где ν — кинематическая вязкость; a — коэффициент температуропроводности; η — динамическая вязкость; c — удельная теплоемкость жидкости; v — скорость движения жидкости; l — размер частицы в потоке.

Выражаем α из (9) и подставляем уравнения (8) и (11):

$$\alpha = \frac{0,662 Pr^{1/3} \left(\frac{v \pi r}{\nu} \right)^{1/2} k}{(\pi r)^{1/2}}. \quad (12)$$

Подставляя (12) в (7), интегрируя, получаем:

$$\tau - \tau_0 = -\frac{2}{3} \frac{\rho_{Bi} Q_{Bi} \sqrt{\pi v}}{0,662 Pr^{1/3} k (T_c - T_k) \sqrt{v}} \left(r^{3/2} - r_0^{3/2} \right). \quad (13)$$

Усвоение висмута находим из формулы

$$\left(\frac{r}{r_0} \right)^3 = 1 - \frac{\Delta V}{V_0}, \quad (14)$$

где ΔV — изменение объема капли; V_0 — первоначальный объем капли.

С учетом уравнений (13), (14) и $\tau_0 = 0$ получаем усвоение висмута:

$$\left(\frac{r}{r_0} \right)^3 = \left(1 - \frac{0,993 Pr^{1/3} k (T_c - T_k) \tau \sqrt{v}}{\rho_{Bi} Q_{Bi} r_0^{3/2} \sqrt{\pi v}} \right)^2. \quad (15)$$

Следовательно, усвоение висмута возрастает (испарение снижается) с уменьшением относительной скорости движения жидкости, времени соприкосновения капли и потока стали, перепада температур между сталью и поверхностью капли и увеличением исходного размера капли.

Частица висмута при соприкосновении с металлом нагревается, и до того, как поток стали затянет ее в металл, частица частично находится на поверхности металла, причем часть ее поверхности соприкасается с газовой средой, часть — с металлом. Поверхность, соприкасающаяся с металлом, растворяется в нем, соприкасающаяся с газовой средой испаряется. Процесс испарения чистого вещества в общем случае лимитируется одним из двух последовательных звеньев этого процесса — диссоциацией с поверхности и массопереносом в газовой фазе. При стационарном процессе испарения количество вещества, испаряющегося с поверхности висмута и диффундирующего через не промешивающийся слой газовой фазы, сопоставимо [7].

Поскольку поток вещества с единицы площади поверхности испарения является в данном случае скоростью испарения v , то для стационарного процесса

$$v = K_{эф} c,$$

где $K_{эф}$ — эффективная константа равновесия; c — концентрация висмута в капле висмута. Величина

$$\frac{1}{K_{эф}} = \frac{1}{K_1} + \frac{1}{K_2},$$

где K_1 — константа акта испарения, не зависящая от давления в газовой фазе (P); K_2 — константа скорости массопереноса в газе, существенно зависящая от P и скорости движения газовой фазы.

$$v = v_1 = v_2; \quad v_1 = K_1 C; \quad v_2 = K_2 (C_0 - C),$$

где C_0 — концентрация насыщенного пара висмута; C — концентрация пара висмута в окружающей среде.

При температурах разливки стали и внешнем давлении $P = 1$ атм лимитирующей стадией про-

цесса испарения для висмута будет диффузия паров висмута в газовой фазе, тогда

$$G = \beta(C_0 - C), \quad (16)$$

где G – количество висмута, испарившегося с единицы поверхности в единицу времени.

Дробинка висмута, соприкоснувшись с металлом, совершает движение по поверхности и затягивается в металл за счет его циркуляции.

Из уравнения (16) видно, что для снижения скорости испарения необходимо снизить коэффициент массопереноса β и разницу концентраций $(C_0 - C)$; C_0 зависит от температуры висмута; C – от концентрации паров висмута в газовой фазе; при равенстве $C_0 = C$ скорость испарения становится равной нулю. В условиях разливки при атмосферном давлении C не может превысить концентрацию, соответствующую атмосферному давлению. На рис. 3 представлена циркуляция металла в центровом литнике.

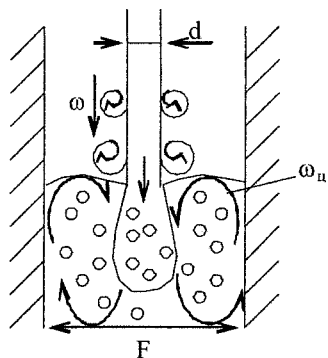


Рис. 3. Поведение металла в центральной проводке: d и ω – диаметр и скорость струи металла; $\omega_{ц}$ – скорость циркуляции; F – поверхность центральной

По данным работы [4]:

$$\omega_{ц} = 0,414 \frac{\omega d}{F}, \quad \beta = \frac{0,0178 \omega d}{Re^{0,2} F}, \quad Re = \frac{\omega_{ц} d_{Bi}}{\nu},$$

где d_{Bi} – диаметр частицы висмута; ν – кинематическая вязкость газа. Кроме того,

$$\beta \sim \omega^{0,8} d^{0,8} \quad [8].$$

Таким образом, скорость испарения висмута будет зависеть от скорости истечения струи и её диаметра. Скорость истечения струи снижается по ходу разливки, а за счет приоткрытия или закрытия стопора изменяется диаметр струи. Скорость истечения струи можно снизить за счет разливки стали через промежуточный ковш или другие устройства.

Разливка стали сифоном сопровождается сильной турбулентностью как при выходе струи из ковша, так и при движении потока по сифонной проводке. Критерий Рейнольдса может изменяться в широких пределах при наполнении тела слитка и прибыли. В реальных условиях при отливке слитка критерий Рейнольдса в центральной диаметром 80 мм составляет $1,5 \cdot 10^5 - 3 \cdot 10^5$ при наполнении тела слитка и $0,45 \cdot 10^5 - 1 \cdot 10^5$ при наполнении прибыль-

ной части [6], в сифонной проводке с диаметром 50 мм при наполнении тела слитка критерий Рейнольдса составляет $0,6 \cdot 10^5 - 1,2 \cdot 10^5$, и прибыльной части $0,18 \cdot 10^5 - 0,44 \cdot 10^5$. Для струи металла, входящей в слиток, критерий Рейнольдса сохраняется равным сифонной проводке до определенного расстояния, а при последующем движении струи он снижается. При отмеченных значениях критерия Рейнольдса с учетом шероховатости огнеупорной проводки, резких поворотов потока на угол 90° происходит образование кавитационных полостей, которые в определенные моменты могут захлопываться, при этом в местах их захлопывания возникают давления порядка 1000–2000 атм.

Наличие в стали элементов с высокой упругостью пара при температурах жидкой стали способствует их вскипанию и образованию кавитационных полостей. Образование кавитационных полостей облегчается за счет присутствия в стали неметаллических включений [5, 7]. Образующиеся кавитационные полости заполняются парами висмута. При перемещении кавитационных полостей в зоны с повышенным давлением происходит их захлопывание в объеме стали или на поверхности затвердевающей корочки стали, что приводит к ее разрушению, в других случаях поток жидкости с кавитационными полостями может соприкасаться с атмосферой и тогда происходит раскрытие полостей с переходом паров, заполняющих полости, в атмосферу. Таким образом, регулируя кавитационные процессами, можно исключить потери легирующих элементов, образование поверхностных дефектов отливок, а за счет локальных повышений давлений увеличивать и ускорять растворение легирующих элементов, растворение которых в стали увеличивается с повышением давления, а скорость процесса захлопывания и высокие давления, возникающие при этом, приводят к раздроблению дробинки жидкого висмута.

Склонность жидкости к кавитации определяется безразмерным критерием (число кавитации):

$$Q = \frac{p_0 - p_n}{\rho v^2},$$

где p_0 – абсолютное давление; v – скорость потока; p_n – упругость насыщенного пара жидкости; ρ – плотность жидкости.

По данным А.Д. Перника [9] число кавитации связано с критерием Рейнольдса:

$$Q \approx Re^{0,282}. \quad (17)$$

Без учета поверхностного натяжения абсолютное давление и критерий Рейнольдса (Re) находятся по формулам (18) и (11):

$$p_0 = p_a + \rho g h, \quad (18)$$

где p_a – атмосферное давление, H/m^2 ; h – высота столба металла, м.

Как видно из формулы (17) основными параметрами, влияющими на процесс развития кавитации, являются скорость потока, давление насы-

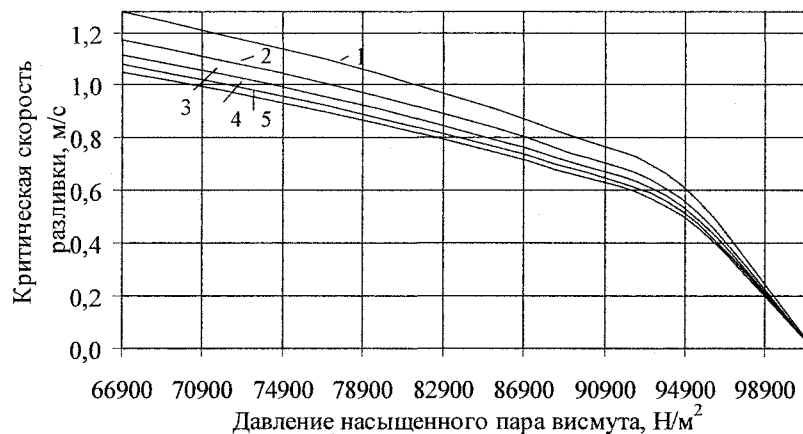


Рис. 4. Зависимость критической скорости разливки от давления насыщенного пара висмута и от размера частицы: 1 – диаметр 0,5 мм; 2 – 1 мм; 3 – 1,5 мм; 4 – 2 мм; 5 – 2,5 мм

щенного пара и внешнее давление. Увеличение скорости и упругости насыщенного пара и снижение внешнего давления способствуют процессам развития кавитационных явлений.

Преобразуя формулу (17), рассчитываем критическую скорость потока:

$$v = \left[\frac{(p_a + \rho_{ст} g h - p_{п}) 2v^{0,282}}{\rho_{Вн} l^{0,282}} \right]^{1/0,282}$$

Решение его для $p_a = 1$ атм; $h = 0$; $v_{ст} = 3,57 \cdot 10^{-7} \text{ м}^2/\text{с}$; $\rho_{Вн} = 9750 \text{ кг/м}^3$; $l = 0,0005\text{--}0,0025 \text{ м}$ представлено на рис. 4, из которого видно, что критическая скорость резко снижается при достижении $p_{п}$ более 93 000 Н/м². С учетом высоты критическая скорость возрастает в 1,5–2,5 раза при увеличении h от 0 до 0,5 м.

При сифонной разливке стали в слитки массой 2,8 т скорость потока стали в центральной составляет 0,68–1,4 м/с и 0,2–0,5 м/с при наполнении соответственно тела слитка и прибыльной части. При движении по сифонной проводке 0,40–0,86 м/с и 0,13–0,30 м/с соответственно при наполнении тела слитка и прибыльной части. Скорость струи металла, истекающей из ковша, до соприкосновения ее с уровнем металла в центральной составляет 11,9 м/с в начале разливки стали и 4 м/с в конце разливки. Таким образом, в месте внедрения струи металла в расплав в процессе всей разливки возникает обширная зона кавитации, размеры которой возрастают с увеличением скорости струи и ее секундного расхода [6], а по мере наполнения тела слитка и прибыльной части за счет увеличения высоты стали в них (статического давления) процессы кавитации в сифонной проводке и нижней части слитка затухают или полностью затухают.

Таким образом, для увеличения усвоения висмута в стали при сифонной разливке необходимо реализовать такие параметры разливки и подачи висмута, при которых испарение висмута и эвакуация его паров в атмосферу сводились бы до минимума, а растворение висмута закончилось при движении частицы висмута в каналах сифонной про-

водки. Линейная скорость разливки стали в изложнице до высоты 300–400 мм поддерживают в пределах 10–15 мм/с, после чего снижают до 5–7 мм/с и начинают ввод висмута. После окончания ввода висмута на 2–5 с линейную скорость разливки увеличивают до 10–15 мм/с. Окончание разливки проводят со скоростью 1,5–3 мм/с.

Работа проведена по научной программе Федерального агентства по образованию – «Развитие научного потенциала высшей школы (2009–2010 годы)», код проекта – 713 и при поддержке РФФИ, грант № 10-08-96033-р_урал_a.

Литература

1. Голубцов, В.А. Теория и практика введения добавок в сталь вне печи / В.А. Голубцов. – Челябинск: ЧелГУ, 2006. – 403 с.
2. Казанцев, Е.И. Промышленные печи: справочное руководство для расчетов и проектирования / Е.И. Казанцев. – 2-е изд., доп. и перераб. – М.: Металлургия, 1975. – 368 с.
3. Польшванный, И.Р. Висмут / И.Р. Польшванный, А.Д. Абланов, С.А. Батырбекова. – Алма-Ата: Наука, 1989. – 316 с.
4. Кутателадзе, С.С. Теплопередача и гидродинамические сопротивления: справ. пособие / С.С. Кутателадзе. – М.: Энергоатомиздат, 1990. – 365 с.
5. Кривандин, В.А. Металлургические печи / В.А. Кривандин, Б.Л. Марков. – М.: Металлургия, 1967. – 672 с.
6. Ефимов, В.А. Разливка и кристаллизация стали / В.А. Ефимов. – М.: Металлургия, 1976. – 552 с.
7. Физико-химические расчеты электросталеплавильных процессов: учеб. пособие для вузов / В.А. Григорян, А.Я. Стомахин, А.Г. Паномаренко и др. – М.: Металлургия, 1989. – 288 с.
8. Манохин, А.И. Получение однородной стали / А.И. Манохин. – М.: Металлургия, 1978. – 224 с.
9. Перник, А.Д. Проблемы кавитации / А.Д. Перник. – Л.: Судостроение, 1963. – 355 с.

Поступила в редакцию 2 сентября 2010 г.

СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ МЕТОДИКИ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОГО ИССЛЕДОВАНИЯ РАСТВОРИМОСТИ ВИСМУТА В НИКЕЛЕ

А.В. Рябов, Е.А. Трофимов

IMPROVEMENT OF EXPERIMENTAL TECHNIQUE FOR STUDYING BISMUTH SOLUBILITY IN NICKEL

A.V. Ryabov, E.A. Trofimov

С целью изучения возможности образования твёрдых растворов висмута в никеле и его сплавах разработана и опробована методика насыщения твёрдого металла висмутом через газовую фазу. В ходе исследования не удалось обнаружить заметного растворения висмута в никеле. Показано, что при общем содержании висмута в никеле менее 1 мас. % висмут выделяется по границам зёрен сплава в форме NiBi.

Ключевые слова: никель, висмут, растворимость элементов.

In order to study the possibility of bismuth solid solution formation in nickel and nickel alloys, a technique of saturation of solid metal with bismuth through the gas phase was developed and tested. The study found no appreciable dissolution of bismuth in nickel. If total bismuth content in nickel was less than 1 wt. %, NiBi precipitates formed along the alloy grain boundaries.

Keywords: nickel, bismuth, solubility of elements.

Висмут в никеле и сплавах на его основе является вредной примесью. При том, что в жидком никеле растворимость висмута неограниченна, он нерастворим или крайне малорастворим в твёрдом металле, и локализуется по границам зёрен. Рис. 1 демонстрирует результаты процесса выделения висмута из никелевого расплава при его кристаллизации и остывании.

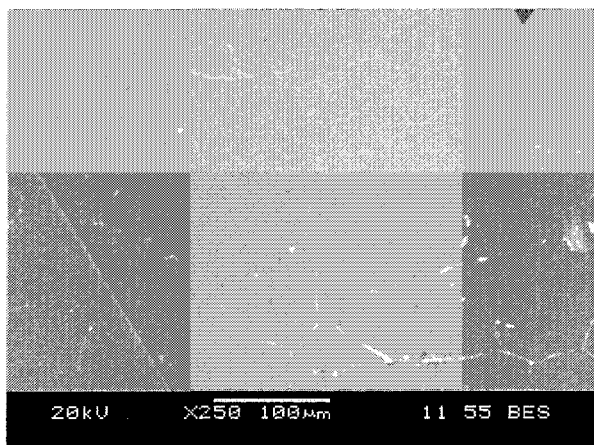


Рис. 1. Микрофотография висмутосодержащих выделений на границах зёрен никеля

В результате уже при содержании висмута 0,002–0,005 % никелевые сплавы легко разрушаются при горячей обработке давлением. При этом на такие свойства, как электропроводность и теплопроводность, висмут не оказывает заметного влияния.

В литературе имеется обширный материал по влиянию висмута на свойства никеля и его сплавов, неплохо изучена линия ликвидус системы Ni–Bi (работы P. Nash [1], P. Feschotte и J.M. Rosset [2], G. Hägg и G. Funke [3]), однако почти не изучены физико-химические особенности процесса образования твёрдого раствора висмута в никеле и его сплавах. В частности, неясными остаются вопросы о том, может ли висмут образовывать такие растворы и если да, то в каких количествах висмут может переходить в твёрдый раствор на основе никеля и как это количество зависит от температуры.

Целью настоящей работы стала разработка методики экспериментального исследования растворимости висмута в твёрдом никеле и твёрдых никелевых сплавах в широком интервале температур, определение возможности выделения висмута из твёрдого раствора при перепадах температур, а также определение того, в каких формах выделяется висмут по границам зёрен никелевых сплавов.

Сложность экспериментального изучения растворения висмута в никеле и никелевых сплавах связана как с высокой растворимостью никеля в жидком висмуте, так и с высокой летучестью висмута при температурах свыше 1000 °С.

Высокая растворимость никеля в жидком висмуте делает нецелесообразным применение для определения величины растворимости способа, основанного на непосредственном контакте твердой (Ni) и жидкой (Bi) фаз.

Учитывая высокую летучесть висмута при температурах исследования, можно рекомендовать

использование метода, основанного на насыщении твердого сплава висмутом через газовую фазу.

Учитывая вышесказанное, установка для проведения экспериментов должна позволять нагревать образцы до высоких температур (до 1500 °С и выше – если речь идёт о тугоплавких никелевых сплавах) и поддерживать постоянно температуру в течение заданного периода времени, при этом необходимо обеспечить герметизацию рабочего пространства печи, возможность достижения высокого давления в реакционной зоне, возможность быстрого закаливания образца по окончании опыта.

Всем этим требованиям удовлетворяет установка, созданная С.А. Арчуговым и В.В. Дьячуком на кафедре физической химии ЮУрГУ. Установка включает в себя микропечь повышенного давления, программатор температуры и газовую систему. В качестве регулятора температуры используется стандартный терморегулятор РИФ-101, реализующий пропорционально-интегрально-дифференциальный (ПИД) закон регулирования.

Как уже было сказано, использованная ранее методика [4] для определения растворимости висмута в твёрдом железе непригодна ввиду значительной растворимости твёрдого никеля в жидком висмуте (что делает нецелесообразным контакт твёрдого никеля с висмутовым расплавом).

Опираясь на возможности, предоставляемые конструкцией этой установки, нами разработана методика изучения растворимости висмута в твёрдом никеле и его сплавах. Методика включает насыщение металлических пластин висмутом через газовую фазу (давление 0,202 МПа, аргон) в закрытом молибденовом контейнере с плотно притертой крышкой.

Эксперименты проводятся по следующей схеме. Пластины никеля (толщиной менее 1 мм) помещаются в алундовый тигель, висмут – в мо-

либденовый. Молибденовый тигель с висмутом располагается над алундовым тиглем на столике из молибденовой жести (рис. 2, а).

Молибденовый контейнер закрывается притертой крышкой. Этот контейнер затем помещается в графитовый контейнер с завинчивающейся крышкой, который ставится в печь. После вакуумирования и последующего напуска в систему аргона включается программатор, который с заданной скоростью нагрева выводит печь до необходимой температуры (из интервала 1000–1430 °С), при которой производится выдержка в течение 24 часов с последующим быстрым охлаждением (при отключении питания остывание контейнера на 100 °С происходит за время порядка 10–20 с, чему способствует большая плотность сжатого газа и практическая безынерционность нагревателя).

Контейнер в печи устанавливается таким образом, чтобы температура его нижней части на 1–2 °С превышала температуру верха. Этим исключается возможность конденсации паров висмута на поверхности металла. При этом газовая фаза в нижнем тигле в значительной степени состоит из висмута, который вследствие высокой плотности вытесняет газ из тигля.

Калибровку термопары печи необходимо проводить через каждые 4–5 опытов в таком же контейнере, но с просверленной крышкой (рис. 2, б). В алундовый тигель, установленный на дне контейнера, помещается таблетка, спрессованная из порошка металла с температурой плавления, близкой к температуре экспериментов, после чего вблизи предполагаемой температуры плавления при управлении через программатор начинается медленный нагрев со скоростью 0,01 мВ/10 с, что соответствует примерно 3,6 °С/мин. Момент плавления хорошо фиксируется визуально через отверстие в крышке.

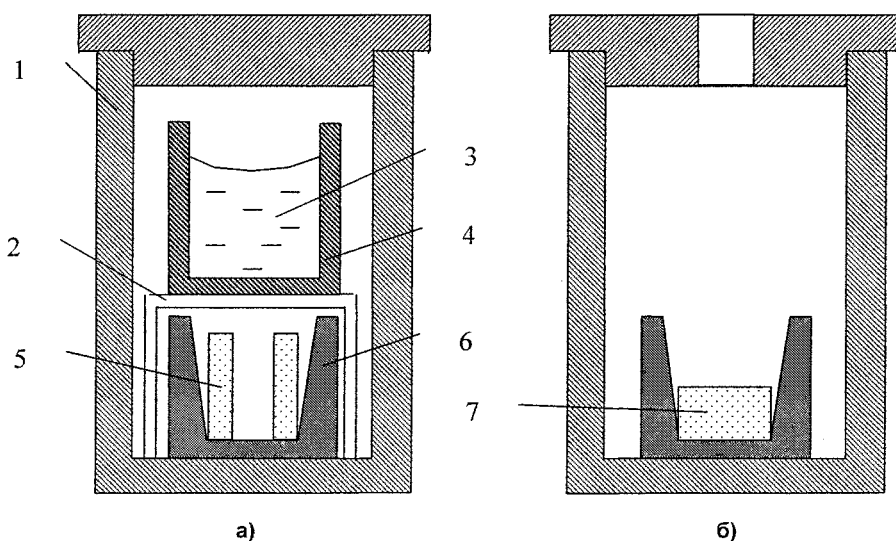


Рис. 2. Установка тиглей для опытов (а) и градуировки термопары (б): 1 – молибденовый контейнер с притертой крышкой; 2 – столик из молибденовой жести; 3 – расплав висмута; 4 – молибденовый тигель; 5 – никелевые пластины; 6 – алундовый тигель; 7 – таблетка из порошка эталонного металла

Атомно-абсорбционный анализ содержания висмута в никелевых пластинах после попыток насыщения висмутом показал результат, сопоставимый с погрешностью анализа. Таким образом, ответ на вопрос о возможности образования в системе Ni–Bi твёрдого раствора на основе никеля в ходе проведённых экспериментов не был получен, что не исключает возможности применения разработанной методики для никелевых сплавов с большей растворимостью висмута.

С целью получения ответа на этот вопрос были проведены другие эксперименты, основным содержанием которых стала выплавка в алундовых тиглях (индукционная печь, температура ~ 1500–1530 °С), в восстановительной атмосфере и на воздухе образцов сплава Ni–Bi (1 мас. %). По достижении нужной для расплавления 10 г шихты температуры, тигли с образцами выдерживались в течение 3 мин, печь отключалась, образцы закаливались на воздухе (время охлаждения от 1500 до 600 °С составляло менее 2 мин), тигли разбивались и слитки очищались от остатков тиглей.

С целью уточнения информации о результатах окисления сплава Ni–Bi был проведён эксперимент с засыпанием на поверхность металлического зеркала 0,4 г порошка NiO после достижения температуры плавления.

Полученные слитки металла разрезались вдоль, и поверхность разреза полировалась. Полированная поверхность разрезов исследовалась посредством растрового электронного микроскопа JEOL JSM-6460LV с целью микрорентгеноспектрального определения качественного и количественного состава включений, образовавшихся в металле.

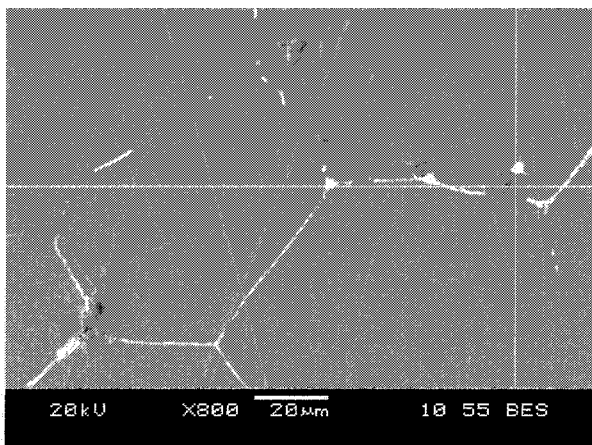


Рис. 3. Микрофотография образца сплава Ni–Bi (1 мас. %), выплавленного в окислительных условиях. Светлые включения – NiBi, тёмные – NiO

Во всех изученных образцах на границах зёрен обнаружены выделения висмутсодержащей

фазы, которую, судя по её составу, а также имеющимся данным о диаграмме состояния системы Ni–Bi, можно уверенно идентифицировать как NiBi нестехиометрического состава (содержание никеля ~ 50–55 ат. %). В образцах, подвергавшихся окислению, обнаруживаются также включения NiO. Зачастую эти включения контактируют с висмутсодержащей фазой (рис. 3), однако между этими двумя типами включений, насколько позволяют судить результаты, всегда существует чёткая граница. Отсутствие оксидных включений с заметным участием висмута позволяет прийти к заключению, что висмут в составе никелевого расплава в условиях эксперимента не окисляется.

Наконец, микрорентгеноспектральный анализ зёрен металла во всех исследованных образцах не позволил обнаружить в их составе примеси висмута (как, впрочем, и других примесей).

Выводы

1. Разработана и испытана методика исследования растворимости висмута в твёрдых сплавах на основе никеля.

2. Полученные в ходе проведённых исследований результаты не позволяют делать однозначных утверждений о том, растворим ли висмут в твёрдом никеле, в каких количествах висмут может образовывать твёрдый раствор с никелем, и как это количество зависит от температуры.

3. Показано, что при общем содержании висмута в никеле менее 1 мас. % висмут выделяется по границам зёрен сплава в форме NiBi. Дополнительно продемонстрировано, что при общем содержании висмута в никеле менее 1 мас. % введённый в сплав кислород не окисляет висмут.

Работа осуществлена в рамках реализации ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009–2013 годы, а также при поддержке РФФИ, грант № 10-08-96033-р_урал_a.

Литература

1. *Binary Alloy Phase Diagrams. Second Edition / Ed. T.B. Massalski. – Ohio: ASM International, Materials Park, 1990. – Vol. 1. – P. 768–769.*
2. *Feschotte, P. Equilibres de phases dans le systeme binaire nickel–bismuth / P. Feschotte, J. M. Rosset // Journal of the Less-Common Metals. – 1988. – Vol. 143. – P. 31–37.*
3. *Хансен, М. Структуры двойных сплавов: справ. / М. Хансен, К. Андерко; пер. с англ. П.К. Новика и др.; под ред. И.И. Новикова, И.Л. Розельберга. – М.: Металлургиздат, 1962. – Т. 1. – 608 с.*
4. *Рябов, А.В. Определение растворимости висмута в железе при температуре 1500...1600 °С / А.В. Рябов, Д.Я. Поволоцкий, С.А. Арчуров // Известия вузов. Черная металлургия. – 2001. – № 7. – С. 3–6.*

Поступила в редакцию 7 сентября 2010 г.

СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ПАРАМЕТРИЧЕСКОЙ БАЗЫ, НЕОБХОДИМОЙ ДЛЯ ТЕРМОДИНАМИЧЕСКОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ ОГНЕВОГО РАФИНИРОВАНИЯ МЕДИ*

Г.Г. Михайлов, О.В. Самойлова, Е.А. Трофимов, Л.А. Макровец

ADJUSTMENT OF THERMODYNAMICAL PARAMETER BASE FOR MODELING COPPER MELT FIRE REFINING

G.G. Mikhailov, O.V. Samoilova, E.A. Trofimov, L.A. Makrovets

Используя приближение теории субрегулярных ионных растворов, рассчитаны диаграммы состояния двойных силикатных систем $\text{Cu}_2\text{O}-\text{SiO}_2$ и $\text{NiO}-\text{SiO}_2$. Посредством термодинамических расчётов описаны равновесия, реализующиеся в системе $\text{Cu}-\text{Si}-\text{O}$ в условиях существования медного расплава. Уточнены и сведены воедино значения необходимых для расчёта термодинамических параметров. Проведено сравнение результатов расчёта диаграмм состояния с литературными данными.

Ключевые слова: термодинамическое моделирование, теория субрегулярных ионных растворов, диаграммы состояния.

Phase diagrams of $\text{Cu}_2\text{O}-\text{SiO}_2$ and $\text{NiO}-\text{SiO}_2$ binary silicate systems have been calculated, using the theory of subregular ionic solutions. Equilibria in the $\text{Cu}-\text{Si}-\text{O}$ system in presence of copper melt have been described by means of thermodynamic calculations. Thermodynamic parameters necessary for the calculation have been improved and adjusted to each other. Results of phase diagram calculation were compared with literature data.

Keywords: thermodynamic modeling, theory of subregular ionic solutions, phase diagrams.

Термодинамическое моделирование процессов огневого рафинирования меди в настоящее время развито недостаточно. Это связано и с отсутствием необходимой для этого базы термодинамических данных, а также и с тем, что окончательное рафинирование меди проводится при электролизе. Управление процессом огневого рафинирования с целью получения анодов оптимального состава позволит повысить качество анодов, экономить электроэнергию. Помимо этого термодинамическое моделирование, несомненно, полезно при анализе получения сплавов с медью.

Настоящая работа направлена на получение термодинамических характеристик процессов рафинирования черновой меди от кремния и никеля и пополнения базы термодинамических данных для этих процессов.

Оксиды Cu_2O , SiO_2 , NiO , FeO являются основными компонентами медеаффинировочных шлаков. Создание термодинамической модели таких шлаков требует уточнения значений термодинамических параметров, характеризующих фазовые равновесия, реализующиеся в двойных оксидных системах: $\text{Cu}_2\text{O}-\text{NiO}$, $\text{Cu}_2\text{O}-\text{SiO}_2$ и $\text{NiO}-\text{SiO}_2$. Ранее [1], ис-

пользуя приближение теории субрегулярных ионных растворов, нами была проанализирована система $\text{Cu}_2\text{O}-\text{NiO}$ и рассчитаны координаты линий ликвидус диаграммы состояния этой системы. В настоящей работе ставится задача аналогичным образом проанализировать двойные силикатные системы $\text{Cu}_2\text{O}-\text{SiO}_2$ и $\text{NiO}-\text{SiO}_2$, определить значения модельных параметров и рассчитать диаграммы состояния этих систем.

Приближение теории субрегулярных ионных растворов, используемое для описания термодинамических параметров расплавов $\text{Cu}_2\text{O}-\text{SiO}_2$ и $\text{NiO}-\text{SiO}_2$, предполагает расчёт активностей компонентов двухкомпонентных оксидных расплавов по формулам [2]:

$$\lg a_1 = v_1 \lg x_1 + \frac{1}{2,3RT} \left(v_1 \left[3x_1^2 x_2^2 Q_{1112} + x_1 x_2^2 (2-3x_1) Q_{1122} + x_2^3 (1-3x_1) Q_{1222} \right] \right); \quad (1)$$

$$\lg a_2 = v_2 \lg x_2 + \frac{1}{2,3RT} \left(v_2 \left[x_1^3 (1-3x_2) Q_{1112} + x_1^2 x_2 (2-3x_2) Q_{1122} + 3x_1^2 x_2^2 Q_{1222} \right] \right). \quad (2)$$

* Работа проведена по научной программе Федерального агентства по образованию – «Развитие научного потенциала высшей школы (2009–2010 годы)», код проекта – 375.

Здесь a_1 и a_2 – активности компонентов шлакового расплава; ν_1 и ν_2 – стехиометрические коэффициенты (для Cu_2O $\nu = 2$, для SiO_2 или NiO $\nu = 1$); x_1 и x_2 – ионные доли для оксидных пар ($\text{Cu}_2\text{O}-\text{SiO}_2$ и $\text{NiO}-\text{SiO}_2$); Q – энергетические параметры теории, Дж/моль; R – универсальная газовая постоянная ($R = 8,314$ Дж/(моль·К)); T – температура, К.

На первом этапе, используя координаты реперных точек (в качестве которых выбраны точки эвтектических и монотектических равновесий), были подобраны значения энергетических параметров теории.

Для определения координат реперных точек для системы $\text{Cu}_2\text{O}-\text{SiO}_2$ использовались экспериментальные данные по диаграмме состояния этой системы, полученные в работе [3], согласно которым, в частности, координаты точки низкотемпературной эвтектики: $T = 1060$ °С; 8 мас. % SiO_2

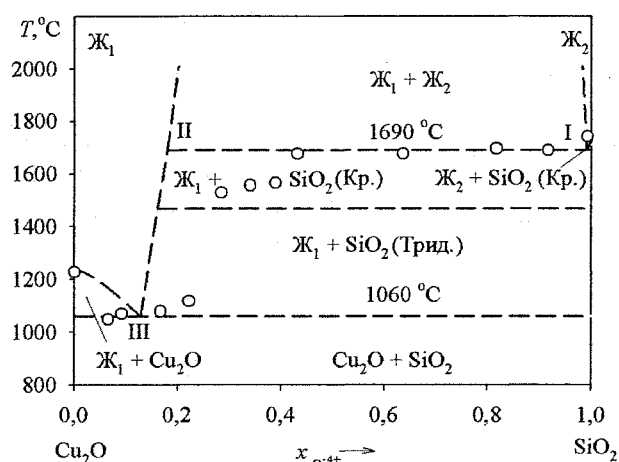


Рис. 1. Диаграмма состояния системы $\text{Cu}_2\text{O}-\text{SiO}_2$: точками указаны литературные данные [3]; штриховые линии – результаты расчета. Римскими цифрами обозначены составы равновесных фаз, используемые при расчете

(рис. 1). Для описания системы $\text{NiO}-\text{SiO}_2$ были использованы данные по диаграмме состояния этой системы, обобщённые авторами справочника [4] (рис. 2).

Использованные в ходе работы справочные значения термодинамических параметров, характеризующих плавление компонентов исследуемых систем:

Cu_2O :

$$T_m^{\circ} = 1242 \text{ °С}; \Delta_m H_{T_m^{\circ}}^{\circ} = 64300 \text{ Дж/моль [6];}$$

SiO_2 – кристобалит:

$$T_m^{\circ} = 1728 \text{ °С}; \Delta_m H_{T_m^{\circ}}^{\circ} = 7698 \text{ Дж/моль [5];}$$

SiO_2 – тридимит:

$$T_m^{\circ} = 1680 \text{ °С}; \Delta_m H_{T_m^{\circ}}^{\circ} = 9002 \text{ Дж/моль [7];}$$

NiO :

$$T_m^{\circ} = 1957 \text{ °С}; \Delta_m H_{T_m^{\circ}}^{\circ} = 50660 \text{ Дж/моль [7].}$$

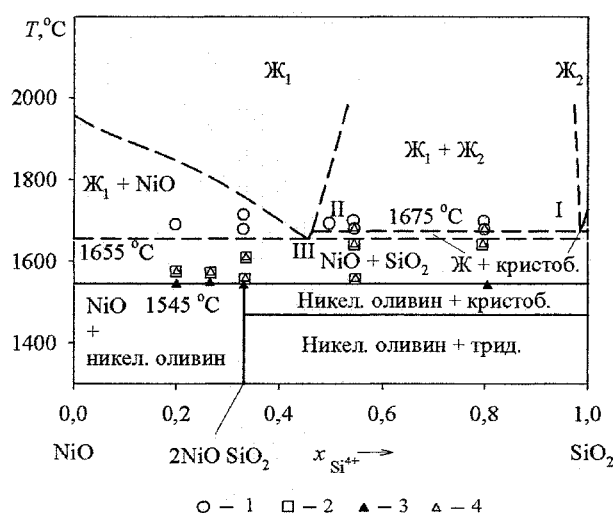


Рис. 2. Диаграмма состояния системы $\text{NiO}-\text{SiO}_2$: сплошными линиями и точками указаны литературные данные [4]: 1 – жидкость, 2 – NiO , 3 – силикат никеля (никелевый оливин), 4 – SiO_2 . Штриховые линии – результаты расчета, римскими цифрами обозначены составы равновесных фаз, используемые при расчете

Таблица 1
Константы равновесия реакций взаимодействия медного расплава и сопряжённых фаз ($\lg K = A / T + B$)

| Уравнение реакции | A | B |
|--|---------|--------|
| $(\text{Cu}_2\text{O}) = 2 [\text{Cu}] + [\text{O}]$ | -3141 | 2,251 |
| $(\text{SiO}_2) = [\text{Si}] + 2 [\text{O}]$ | -37 780 | 10,525 |
| $ \text{Cu}_2\text{O} = 2 [\text{Cu}] + [\text{O}]$ | -6500 | 4,468 |
| $ \text{SiO}_2 = [\text{Si}] + 2 [\text{O}]$ | -38 183 | 10,726 |

Таблица 2
Параметры взаимодействия первого порядка в медном расплаве e_i^j

| i | j | |
|----|---------------------|-------------------|
| | O | Si |
| O | $-630/T + 0,327$ | $-4870/T + 2,654$ |
| Si | $-8522,5/T + 4,645$ | $+159/T$ |

Определённые и использованные в дальнейших расчётах значения модельных энергетических параметров для системы $\text{Cu}_2\text{O}-\text{SiO}_2$:

$$Q_{1112} = -18309 \text{ Дж/моль};$$

$$Q_{1122} = 157963 \text{ Дж/моль};$$

$$Q_{1222} = 70566 \text{ Дж/моль}.$$

Для системы $\text{NiO}-\text{SiO}_2$ значения аналогичных параметров:

$$Q_{1112} = 31873 \text{ Дж/моль};$$

$$Q_{1122} = 23343 \text{ Дж/моль};$$

$$Q_{1222} = 66149 \text{ Дж/моль}.$$

Совокупность приведённых параметров позволила, используя уравнения (1) и (2), рассчитать координаты линий ликвидус исследованных систем для всех возможных составов и температур. Результаты расчетов приведены на рис. 1, 2.

Заметное отличие результатов расчёта диаграммы $\text{Cu}_2\text{O}-\text{SiO}_2$ от литературных эксперимен-

тальных данных [3], на наш взгляд, связано с тем, что авторы работы [3] проводили эксперименты в атмосфере воздуха и потому фактически полученные ими результаты относятся к тройной системе $\text{Cu}_2\text{O}-\text{CuO}-\text{SiO}_2$. Результаты расчёта диаграммы состояния системы $\text{NiO}-\text{SiO}_2$ соответствуют литературным данным. Координаты точки I: $T = 1675 \text{ }^\circ\text{C}$; 98,52 мол. % SiO_2 , для точки II координаты: $T = 1675 \text{ }^\circ\text{C}$; 46,36 мол. % SiO_2 (рис. 2). Эвтектика (точка III) соответствует $T = 1655 \text{ }^\circ\text{C}$ и 45,57 мол. % SiO_2 .

Используя полученные в ходе работы результаты, главными из которых являются самосогласованные наборы модельных параметров, позволяющих описывать рассмотренные системы, можно моделировать более сложные, а значит приближенные к реальным шлакам оксидные системы.

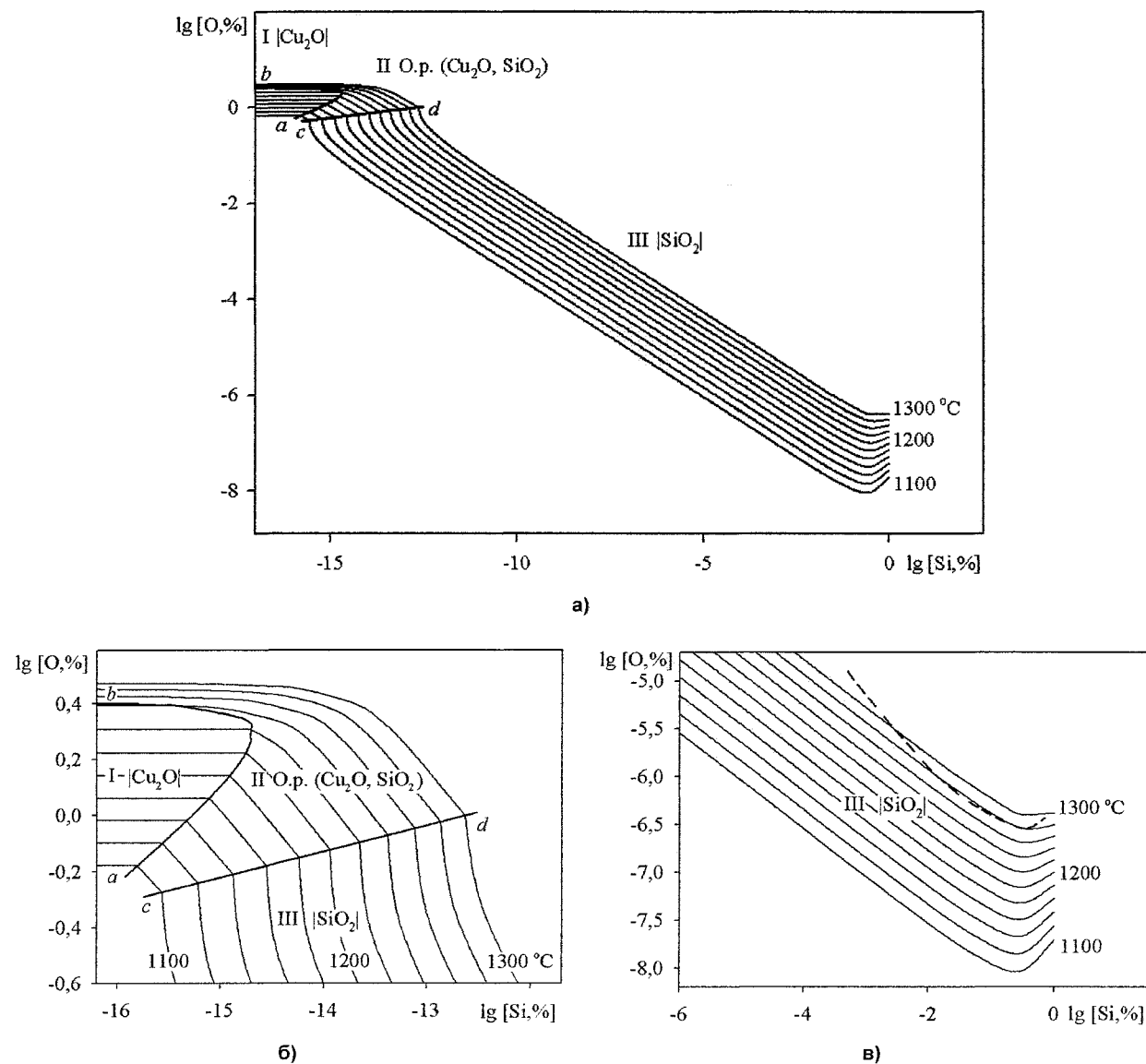


Рис. 3. ПКМ системы $\text{Cu}-\text{Si}-\text{O}$ для температурного интервала $1100-1300 \text{ }^\circ\text{C}$: а – общий вид; б – увеличенный фрагмент верхней части ПКМ; в – увеличенный фрагмент нижней части ПКМ, штриховая линия – литературные данные [8] при $1250 \text{ }^\circ\text{C}$

Помимо этого, опираясь на полученные данные, можно проанализировать равновесия, реализующиеся при высоких температурах в системах с участием медного расплава. Примером анализа такого рода систем является расчёт поверхности растворимости компонентов в металле (ПРКМ) [2] для системы Cu–Si–O.

Процесс взаимодействия оксидных и металлической фаз в системе Cu–Si–O может быть описан реакциями, константы взаимодействия для которых приведены в табл. 1. Параметры взаимодействия первого порядка по Вагнеру в медном расплаве приведены в табл. 2. Результаты расчета ПРКМ представлены на рис. 3.

Выводы

Используя приближение теории субрегулярных ионных растворов, рассчитаны линии ликвидус диаграмм состояния двойных оксидных систем Cu₂O–SiO₂ и NiO–SiO₂. В ходе работы подобраны значения термодинамических параметров, характеризующих фазовые равновесия, реализующиеся в исследованных системах. Проведено сравнение расчетных диаграмм состояния с экспериментальными литературными данными. Полученные значения параметров использованы при построении ПРКМ системы Cu–Si–O для температурного интервала 1100–1300 °С.

Литература

1. Термодинамика процессов взаимодействия в системе Cu–Ni–O / Г.Г. Михайлов, О.В. Самойлова, Е.А. Трофимов и др. // Вестник ЮУрГУ. Серия «Металлургия». – 2008, № 9 (109). – С. 31–33.
2. Михайлов, Г.Г. Термодинамика раскисления стали / Г.Г. Михайлов, Д.Я. Поволоцкий. – М.: Metallurgia, 1993. – 144 с.
3. Бережной, А.С. Системы Cu₂O–SiO₂ и CuO–SiO₂ / А.С. Бережной, Л.И. Карякин // Цветные металлы. – 1955. – № 2. – С. 26–33.
4. Диаграммы состояния силикатных систем: справ. Вып. 1. Двойные системы / Н.А. Торопов, В.П. Барзаковский, В.В. Латин, Н.Н. Курцева. – Л.: Наука, Ленинградское отделение, 1969. – 822 с.
5. Глушко, В.П. Термические константы веществ. База данных / В.П. Глушко. – <http://www.chem.msu.su/>
6. Химическая энциклопедия: в 5 т. / под ред. И.Л. Кнунянца. – М.: Сов. энцикл., – 1990. – Т. 2. – 671 с.
7. Физико-химические свойства окислов: справ. / под ред. Г.В. Самсонова. – 2-е изд., перераб. и доп. – М.: Metallurgia, 1978. – 472 с.
8. Линчевский, Б.В. Термодинамика и кинетика взаимодействия газов с жидкими металлами / Б.В. Линчевский. – М.: Metallurgia, 1986. – 222 с.

Поступила в редакцию 24 августа 2010 г.

ВЛИЯНИЕ ВОДОРОДА НА ЭНЕРГИЮ ОБРАЗОВАНИЯ ВАКАНСИИ В ОЦК-ЖЕЛЕЗЕ

А.В. Урсаева, А.А. Мирзоев, Д.А. Мирзаев

INFLUENCE OF HYDROGEN ON VACANCY FORMATION ENERGY IN BCC IRON

A.V. Ursaeva, A.A. Mirzoev, D.A. Mirzaev

С помощью программного пакета WIEN-2k проведено первопринципное моделирование взаимодействия водорода с вакансией ОЦК-железа. Определено равновесное положение водорода в ячейке и рассчитано значение энергии образования системы «водород + вакансия».

Ключевые слова: первопринципное моделирование, ОЦК-железо, водород.

First-principles modeling of hydrogen interaction with the vacancy in bcc iron are carried out by WIEN-2k code. Equilibrium position of hydrogen in the cell is defined and the formation energy of hydrogen + vacancy complex is calculated.

Keywords: first-principles modeling, bcc iron, hydrogen.

Явление водородной деградации эксплуатационных свойств ОЦК-сплавов железа, обнаруженное более ста лет назад, в последние десятилетия привлекает особое внимание. Объясняется это тем, что примесь водорода, попадающего в сталь при выплавке, во время различных процессов металлообработки или при эксплуатации стальных изделий создает серьезные технологические проблемы. Наиболее острые из них – образование флокенов и расслоение в отливках, поковках и профильном прокате; индуцированные водородом холодные трещины при электродуговой сварке; водородное разрушение оборудования в химической, нефтехимической промышленности, в других отраслях современной техники [1].

Известно, что, растворяясь в ОЦК-железе, водород, благодаря своему малому радиусу, занимает междоузлия в кристаллической решетке. Если в металле присутствует вакансия, то водород взаимодействует с ней, образуя кластеры водород-вакансия [2]. Подобное взаимодействие приводит к росту концентрации вакансий, о чем свидетельствует ряд экспериментов [3, 4]. Все это в свою очередь также влияет на кинетические и термодинамические свойства материала.

Для изучения физической природы разрушения твердых тел необходимо рассмотреть данную проблему на атомарном уровне. К сожалению, экспериментально это сделать не всегда возможно. Поэтому в последнее годы все большее внимание уделяется методам компьютерного моделирования. В связи со всем сказанным, целью данной работы являлось первопринципное моделирование взаимодействия водорода с вакансией ОЦК-железа.

Все расчеты проводились методом линейных присоединенных плоских волн (LAPW) с учетом обобщенного градиентного приближения (GGA'96) в программном пакете WIEN-2k. В качестве модели для расчетов была выбрана суперячейка ОЦК-железа из 54 атомов, из которой удалялся 1 атом приблизительно в центре суперячейки. Все вычисления проводились с использованием 27 *k*-точек в неприводимой области зоны Бриллюэна. При этом радиус muffin-tin сферы R_{mt} был равен 2,0 а.е. и 0,7 а.е. для железа и водорода соответственно, параметр $K_{\text{max}} = 5,0$, $E_{\text{cut}} = -7,0$ Ry.

На первом этапе был проведен расчет равновесного параметра решетки, было получено, что $a = 2,84$ Å. Расчет энергии образования вакансии для системы из N атомов производился по следующей формуле:

$$E_{\text{vac}}^f(N) = E(N-1, 1, \Omega) - \frac{N-1}{N} E(N, 0, \Omega),$$

где $E(N, \nu, \Omega)$ – энергия структуры, содержащей N атомов и ν вакансий в равновесном объеме Ω . При данном значении постоянной решетки энергия образования вакансии $E_{\text{vac}}^f(54) = 2,15$ эВ, что неплохо согласуется с экспериментальными значениями (1,6–2,2 эВ) [5].

Затем необходимо было определить равновесное положение атома водорода в ячейке с вакансией. Для этого были выбраны точки вдоль двух прямых, одна из которых соединяет вакансию с октапорой, а другая – вакансию с тетрапорой (рис. 1). Был построен график зависимости энергии системы от расстояния между атомом водорода и вакансией (рис. 2).

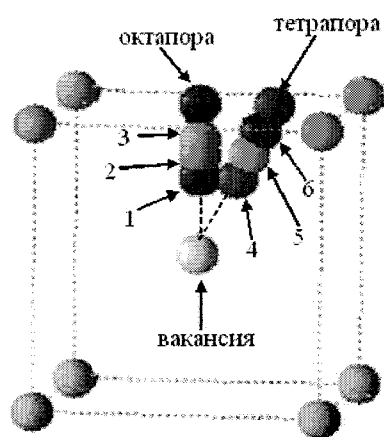


Рис. 1. Схематическое изображение положений (1, 2, 3, 4, 5, 6) атома водорода в ячейке с вакансией

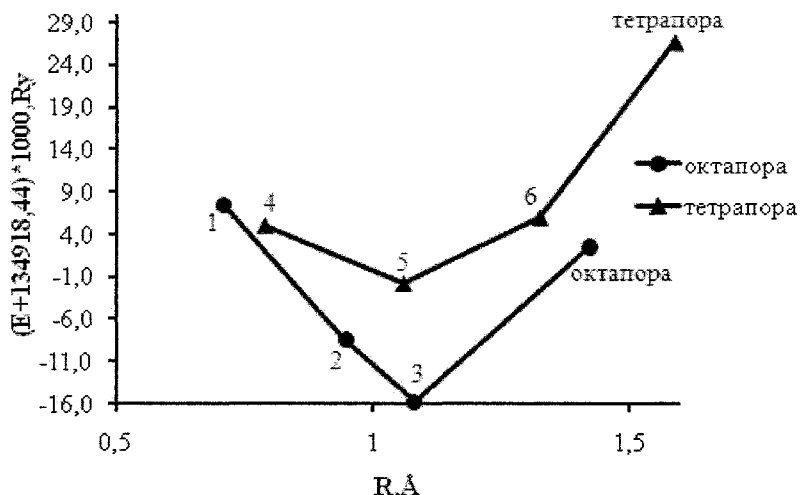


Рис. 2. Зависимость энергии суперячейки ОЦК-железа с внедренным атомом водорода от расстояния до вакансии

Как видно из графика, минимальному значению энергии соответствует положение водорода на расстоянии 0,34 Å от октаэдра. Это значение хорошо согласуется с экспериментом $0,4 \pm 0,1 \text{ Å}$ [6].

Также были построены зависимости магнитного момента M и заряда Q на атоме водорода от расстояния до вакансии (рис. 3 и 4).

Как видно из рис. 3, в точке равновесия на-

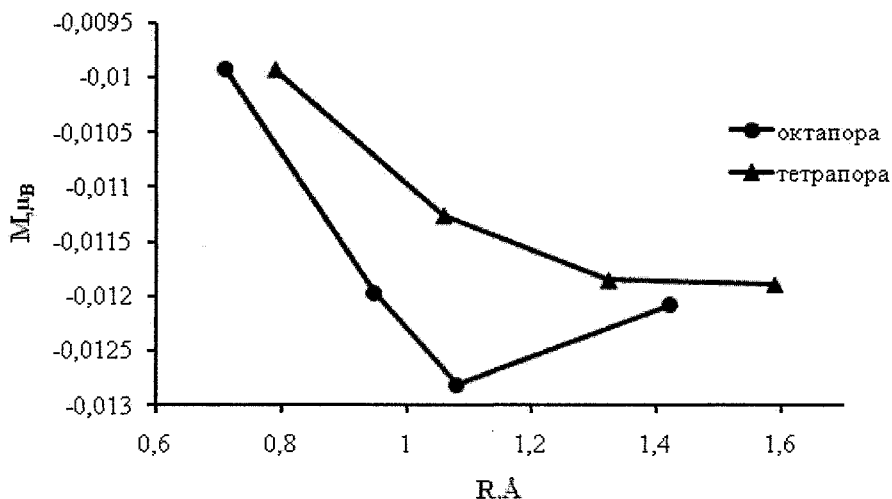


Рис. 3. Зависимость магнитного момента на атоме водорода от расстояния до вакансии

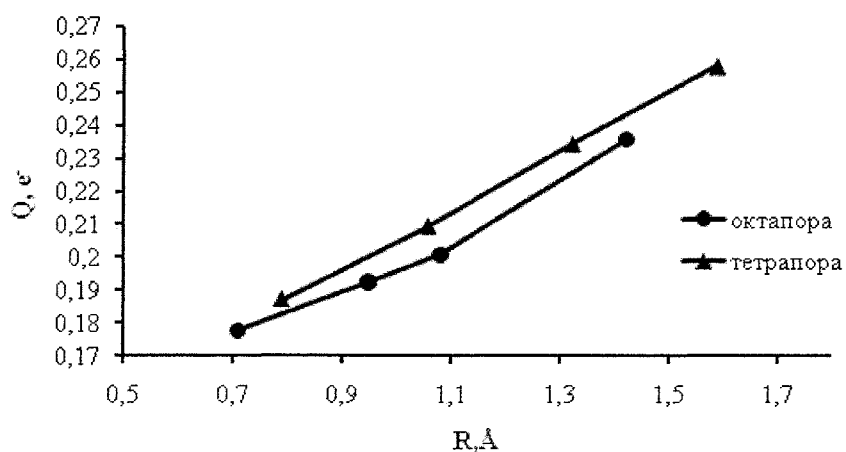


Рис. 4. Зависимость заряда атома водорода от расстояния до вакансии

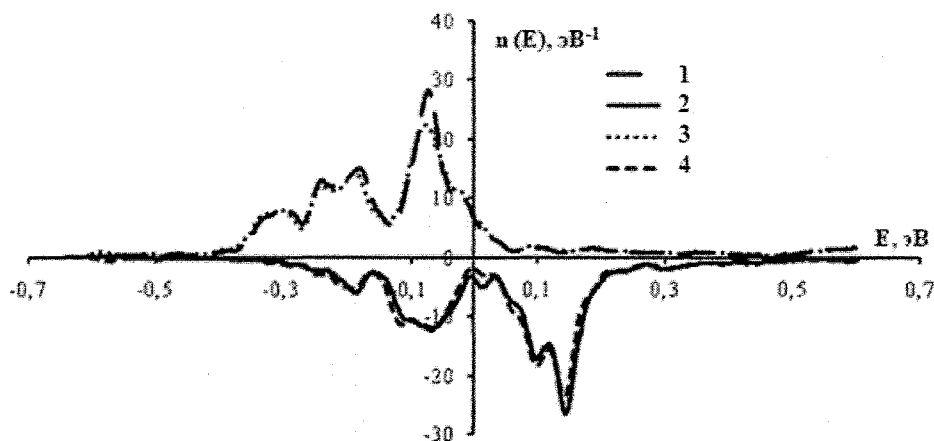


Рис. 5. Плотность состояний для системы $Fe_{53}H$ + вакансии (1, 2 – плотность состояний со спином вверх, вниз соответственно на ближайшем атоме железа по отношению к атому водорода; 3, 4 – плотность состояний со спином вверх, вниз соответственно на отдаленном атоме железа по отношению к атому водорода)

Сравнение полученных результатов с литературными данными

| | ADF2000 [7] | VASP [8] | Эксперимент [9] | Данная работа |
|-----------------|----------------|-------------|--------------------|------------------|
| ΔE , эВ | 0,71 | 0,68 | 0,63 | 0,58 |

блюдается минимум зависимости магнитного момента от расстояния до вакансии, в то время как заряд с ростом расстояния плавно возрастает (рис. 4). Отметим, что направление магнитного момента на атоме H антипараллельно магнитному моменту на атомах Fe. Возможно, что точка равновесия для атома водорода определяется именно магнитным взаимодействием с окружающей матрицей.

На рис. 5 представлен график плотности состояний для двух атомов железа в зависимости от расстояния до водорода, который находится внутри вакансии, где один из атомов является ближайшим, а другой – отдаленным.

Из графика видно, что присутствие вакансии приводит к тому, что происходит переход части электронов со спином вверх с ближайших атомов железа в вакансию. Поскольку эти электроны определяют связь в решетке, то это приводит к повышению энергии, а, следовательно, энергетически не выгодно. Возможно, именно поэтому равновесное положение атома водорода соответствует случаю, когда у него остается минимальное значение электронов со спинами вверх (т. е. максимальный антипараллельный момент (рис. 3)), большую часть электронов он передает вакансии вместо железа и тем самым понижает энергию решетки.

В большинстве работ по первопринципному моделированию взаимодействия H с вакансией определяется энергия захвата водорода, поскольку именно эта величина известна экспериментально.

Энергия захвата атома водорода определялась по следующей формуле:

$$\Delta E = E_{Fe53} - E_{Fe53H} + E_{Fe54H} - E_{Fe54},$$

где E_{Fe53H} – энергия системы, состоящей из 53

атомов железа и атома водорода, находящегося внутри вакансии в равновесном положении; E_{Fe53} – энергия отрелаксированной системы из 53 атомов железа и одной вакансии в центре ячейки; E_{Fe54H} – энергия системы из 54 атомов железа и атома водорода в тетрапоре; E_{Fe54} – энергия системы чистого железа.

В таблице приведено сравнение полученных результатов с экспериментальными и с результатами, представленными в других работах.

Таким образом, проведено первопринципное моделирование одиночной вакансии и системы «водород+вакансия» в ОЦК-железе.

Показано, что энергия образования системы «водород+вакансия» понижается в сравнении с энергией образования моновакансии на величину 1,57 эВ. Это обстоятельство может приводить к существенному росту концентрации вакансий при комнатной температуре.

Работа выполнена в рамках ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» и поддержана грантом РФФИ 10-03-00295.

Литература

1. Нельсон, Г.Г. Водородное охрупчивание. Охрупчивание конструкционных сталей и сплавов / Г.Г. Нельсон. – М.: Металлургия, 1988 – С. 256–333.
2. Mao Juanjuan. Thermodynamics of Hydrogen and vacancies in Metals: A Thesis Submitted in Partial Fulfillment of the Requirements for the Degree Doctor of Philosophy / Mao Juanjuan – Houston, 2002.
3. Fukai, Y. Evidence of Copious Vacancy

Formation in Ni and Pd under a High Hydrogen Pressure / Y. Fukai, N. Okuma // Jpn. J. Appl. Phys. – 1993. – Part 2. – Vol. 32. – L1256.

4. Iwamoto, M. / Superabundant Vacancy Formation in Iron under High Hydrogen Pressures: Thermal Desorption Spectroscopy / M. Iwamoto, Y. Fukai // Mater. Trans. – 1999. – JIM 40. – P. 606.

5. Atomic Defects in Metals / под ред. H. Ullmaier, Landolt-Börnstein. – Springer-Verlag, Berlin, 1991. – Vol. 25.

6. Myers, S.M. / Hydrogen interaction with defect in crystalline solids / S.M. Myers // Reviews of Modern Physics. – 1992. – Vol. 64. – №. 2. – P. 559.

7. Effect of atomic scale plasticity on hydrogen diffusion in iron: Quantum mechanically informed and on-the-fly kinetic Monte Carlo simulations / A. Ramasubramaniam, M. Itakura, M. Ortiz, E.A. Carter // J. Mater. Res. – 2008. – Vol. 23. – №. 10. – P. 2757.

8. Estela Pronsato, M. / Density functional study of H-Fe vacancy interaction in bcc iron / M. Estela Pronsato, Carolina Pistonesi, Alfredo Juan // J. Phys.: Condens. Matter. – 2004. – Vol. 16. – P. 6907–6916.

9. Multiple hydrogen occupancy of vacancies in Fe / F. Besenbacher, S.M. Myers, P. Nordlander, J. K. Nørskov // J. Appl. Phys. – 1987. – Vol. 61. – P. 1788.

Поступила в редакцию 9 сентября 2010 г.

ЭНЕРГИЯ ОБРАЗОВАНИЯ ВАКАНСИИ В ОЦК-ЖЕЛЕЗЕ В ПРИСУТСТВИИ ПРИМЕСЕЙ Pd: ПЕРВОПРИНЦИПНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ

Г.Е. Рузанова, А.А. Мирзоев, Д.А. Мирзаев

VACANCY FORMATION ENERGY IN BCC IRON IN PRESENCE OF Pd IMPURITIES: FIRST-PRINCIPLES MODELING

G.E. Ruzanova, A.A. Mirzoev, D.A. Mirzaev

С помощью программного пакета WIEN-2k проведено первоепринципное моделирование взаимодействия водорода с вакансией ОЦК-железа. Определено равновесное положение водорода в ячейке и рассчитано значение энергии образования системы «водород + вакансия».

Ключевые слова: первоепринципное моделирование, ОЦК-железо, водород.

First-principles modeling of hydrogen interaction with the vacancy in bcc iron are carried out by WIEN-2k code. Equilibrium position of hydrogen in the cell is defined and the formation energy of hydrogen + vacancy complex is calculated.

Keywords: first-principles modeling, bcc iron, hydrogen.

Первичными структурными дефектами, формирующими основные компоненты радиационно-индуцируемой микроструктуры конструкционных материалов, являются точечные дефекты (вакансии, собственные и примесные межузельные атомы), образование и взаимодействие которых между собой, с макродефектами структуры, с полями внешних и внутренних напряжений, лежат в основе многих моделей, прогнозирующих временное поведение физико-химических свойств материалов [1].

Перспективными конструкционными материалами для реакторов деления и термоядерного синтеза в настоящее время признаются имеющие ОЦК-структуру ферритно-мартенситные стали. Одной из наиболее интересных и практически важных проблем в радиационном материаловедении является проблема радиационного распухания сталей. Вакансии, образующиеся под действием нейтронного излучения «конденсируются», образуя поры в материале. В результате металл разрыхляется, его прочностные характеристики ухудшаются. Также для создания модели, прогнозирующей поведение ферритных материалов под действием нейтронных полей, немаловажным является вопрос взаимодействия образовавшихся вакансий с примесями, присутствующими в металле, и как они могут повлиять на число вакансий [2].

Наиболее эффективными и информативными методами расчета характеристик структурных дефектов и их взаимодействий являются дискретные методы теоретического описания, основанные на применении приближений квантово-механической теории к расчету дефектных кристаллов в рамках теории функционала электронной плотности.

В связи со всем вышесказанным настоящая работа посвящена первоепринципному моделированию взаимодействия точечных дефектов с атомами замещения в ОЦК-железе на примере взаимодействия атом Pd – вакансия.

Расчет электронной структуры проведен методом линейных присоединенных плоских волн (LAPW) с учетом обобщенного градиентного приближения (GGA). При моделировании были использованы следующие параметры: радиус muffin-tin сферы $R_{mt} = 2,0$ а.е.; параметр, контролирующий сходимость, $R_{mt}K_{max} = 10$; количество k -точек, характеризующее дискретную сетку, используемую для численного интегрирования по зоне Бриллюэна, $n_k = 27$. Был выбран параметр решетки $a = 2,84$ Å, являющийся равновесным для решетки чистого ОЦК-железа [3]. В качестве модели была выбрана суперячейка, состоящая из 54 атомов. Для оценки энергии образования моновакансии в ОЦК-железе примерно в центре суперячейки был удален один из атомов. Было определено значение энергии образования вакансии в чистом железе $E_{vac} = 2,15$ эВ, что соответствует экспериментальным данным [4, 5]. Далее один из атомов Fe, находящийся в первом, втором, третьем либо пятом окружении относительно вакансии, поочередно замещался атомом Pd.

Расчет энергии образования в системе с примесью проводился по следующей формуле [6]:

$$E_{vac}^f = E_{Fe52-Pd} - \left(E_{Fe53-Pd} - \frac{1}{54} E_{Fe54} \right),$$

где $E_{Fe52-Pd}$ – энергия системы 52 атома Fe + вакансия + 1 атом Pd, $E_{Fe53-Pd}$ – энергия системы 53 атома Fe + 1 атом Pd (без вакансии), E_{Fe54} – энергия

чистого железа (54 атома). Для получения более точного результата система, содержащая вакансию и примесь, была отрелаксирована.

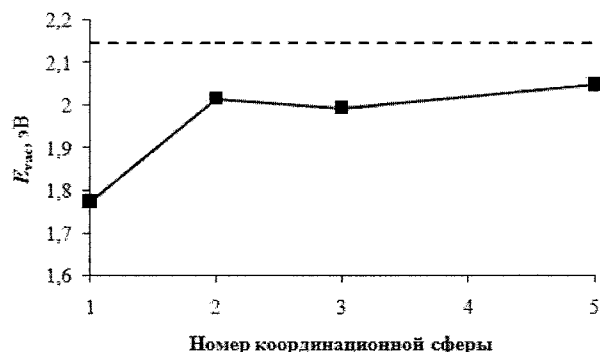


Рис. 1. Энергии образования вакансии при расположении атома Pd в различных окружениях вакансии в системе Fe_{52} + вакансия + Pd (пунктирная линия соответствует энергии образования вакансии в чистом ОЦК-железе)

На рис. 1 представлена зависимость энергии образования вакансии в ОЦК-железе от положения атома замещения. Как видно из графика, добавление примеси Pd снижает энергию образования вакансии в ОЦК-железе. При этом образуется связанный комплекс вакансии – атом Pd, препятствующий дальнейшей «конденсации» вакансий.

В таблице приведены значения энергий образования комплекса вакансии – атом палладия, которые находятся в неплохом соответствии с результатами моделирования, представленными в работе [7].

Также была получена зависимость магнитного момента Fe от расстояния до вакансии в системе без примеси (рис. 2, а) и с примесью Pd (рис. 2, б).

Как видно из графиков, данная зависимость в системе железо + вакансия носит осциллирующий характер (рис. 2, а). Это, по-видимому, связано с осцилляциями электронной плотности Фриделя [8], вызванными полем возмущений, которое создает

Энергия связи комплекса вакансии – Pd

| Номер координационной сферы | | 1 | 2 | 3 | 5 |
|---------------------------------|-------------------|-------|-------|-------|-------|
| Энергия связи E_{vac-Pd} , эВ | Результаты работы | -0,37 | -0,13 | -0,15 | -0,10 |
| | [7] | -0,30 | -0,20 | -0,08 | -0,03 |

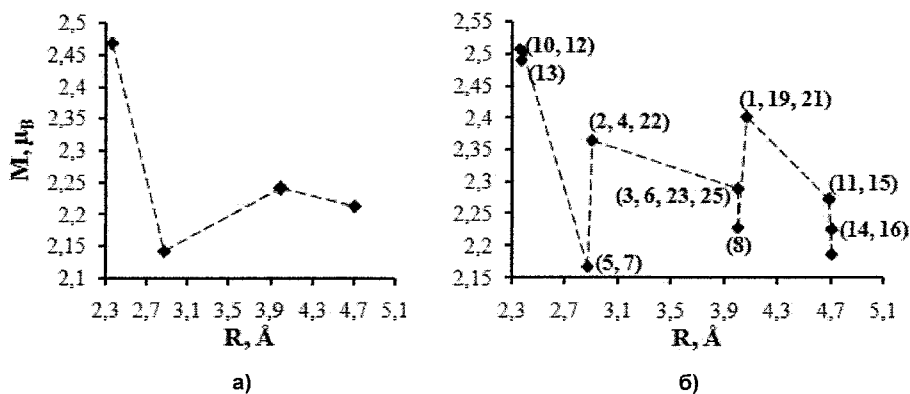


Рис. 2. Зависимость магнитного момента атома железа от расстояния до вакансии: а – в системе без примесей, б – в системе с примесью Pd

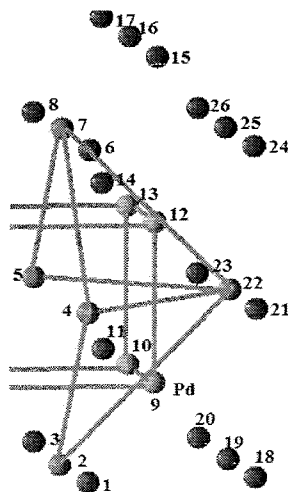


Рис. 3. Положения атомов Fe в исследуемой суперячейке

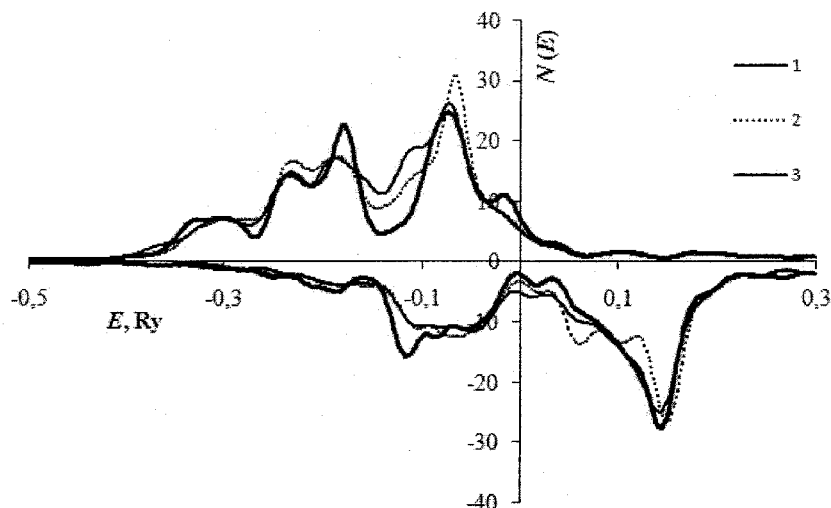


Рис. 4. Плотность состояний для атома Fe в различных системах

вакансия. В системе с примесью эта зависимость носит более сложный характер (рис. 2, б) из-за различного расположения атомов Fe относительно атома Pd (числа в скобках указывают позиции атомов Fe, представленных на рис. 3).

На рис. 4. представлен график плотности состояний для атома железа, находящегося в различных суперячейках. Линия 1 соответствует атому железа в системе без точечных дефектов. Линия 2 – атом железа находится в первом окружении по отношению к вакансии в системе без примесей. Линия 3 относится к атому железа, расположенному в первом окружении вакансии и во втором окружении по отношению к примеси одновременно.

Таким образом, видно, что замещение одного из атомов железа атомом Pd приводит к снижению энергии образования вакансии на 0,1–0,4 эВ в зависимости от положения атома Pd по отношению к вакансии.

Работа выполнена в рамках ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» и поддержана грантом РФФИ 10-03-00295.

Литература

1. Sivak, A.B. Anisotropy migration of self-point defects in dislocation stress fields in bcc Fe and FCC Cu / A.B. Sivak, V.M. Chernov, N.A. Dubasova // *J. Nucl. Mater.* – 2007. – Vol. 367–370. – P. 316–321.

2. Ohnuma, T. First-principles calculations of vacancy–solute element interactions in body-centered cubic iron / T. Ohnuma, N. Sonedaa, M. Iwasawaa // *Acta Mater.* – 2009. – Vol. 57. – P. 5947–5955.

3. Урсаева, А.В. Выбор оптимальных параметров для построения максимально точной модели ОЦК-железа / А.В. Урсаева, Г.Е. Рузанова, А.А. Мирзоев // *Вестник ЮУрГУ. Серия «Математика, физика, химия».* – 2010. – Вып. 2. – № 9. – С. 97–101.

4. De Schepper, H.L. / Positron annihilation on pure and carbon-doped α -iron in thermal equilibrium / H.L. De Schepper, D. Segers, L. Dorikens-Vanpraet // *Phys. Rev. B.* – 1983. – Vol. 27. – P. 5257–5269.

5. Atomic Defects in Metals / под ред. H. Ullmaier, Landolt-Börnstei. – Springer-Verlag, Berlin, 1991. – Vol. 25.

6. Terentyev, D. / Diffusion of 3D-migrating self-interstitial clusters in diluted and concentrated Fe–Cr alloys / D. Terentyev, P. Olsson, L. Malerba // *J. Nucl. Mater.* – 2009. – Vol. 386–388. – P. 140–152.

7. Olsson, P. / Ab initio study of solute transition-metal interactions with point defects in bcc Fe / P. Olsson, T.P.C. Klaver, C. Domain // *Phys. Rev. B.* – 2010. – Vol. 81, 054102.

8. Харрисон, У. Электронная структура и свойства твердых тел. Физика химической связи / У. Харрисон. – М.: Мир, 1983. – Т. 2. – 332 с.

Поступила в редакцию 9 сентября 2010 г.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ИЗГОТОВЛЕНИЯ ЛИТОЙ ПЛИТЫ МЕТОДОМ ПЛАНИРУЕМОГО ЭКСПЕРИМЕНТА

И.Н. Ердаков, В.М. Ткачев

CAST PLATE PRODUCTION PROCESS RESEARCH BY PLANNED EXPERIMENT METHOD

I.N. Erdakov, V.M. Tkachev

Рассмотрен процесс построения регрессионной модели для нового технологического процесса изготовления литых плит из стали Гадфильда для Челябинского электрометаллургического комбината.

Ключевые слова: литниковая система, плита, отливка, сталь Гадфильда, дефект, прибыль, метод планируемого эксперимента, регрессионная модель.

This paper presents a process of regression model generation for new technological process of cast plate production from Hadfield steel for the Chelyabinsk Electrometallurgical Plant.

Keywords: gating system, plate, casting, Hadfield steel, defect, profit, planned experiment method, regression model.

Анализ исследований в области изготовления литых плит к дробильным установкам показывает, что наилучшие показатели отливок данного типа достигаются при использовании высокомарганцовистой стали марки 110Г13Л, известной еще как сталь Гадфильда. Технологический процесс изготовления плит из данной стали изучался многими исследователями [1–3], однако до сих пор отсутствуют технологические решения, обеспечивающие простоту, ресурсосбережение и стабильность процесса.

В условиях действующего литейного производства ОАО «ЧЭМК» (г. Челябинск) была разработана новая технология литья плит, которая устранила указанные выше недостатки процесса [4].

В технологических картах оценивали такие дефекты, как степень коробления, м; наличие трещин (общая протяженность трещин, мм) и наличие песочных раковин, см³/дм². Для оценки суммарного безразмерного показателя дефектности отливки ($\Sigma Dv_i = Dv_1 + Dv_2 + Dv_3$) значения каждого из показателей привели к нормированному виду (максимальному значению дефекта присвоили индекс «1»): $Dv_1^{\max} = 8$ мм, $Dv_2^{\max} = 915$ мм, $Dv_3^{\max} = 0,2$ см³/дм². Температура заливки стали поддерживалась постоянной и составляла 1400...1450 °С. Варьируемыми параметрами были суммарная площадь питателя W_n , протяженность шлакоуловителя $\Sigma L_{\text{шл}}$ (суммарные площади шлакоуловителя и стояка были фиксированными и составляли – $\Sigma W_{\text{шл}} = 28,0$ см² и $\Sigma W_{\text{ст}} = 28,3$ см²). Поверхность значений ΣDv_i показана на рис. 1.

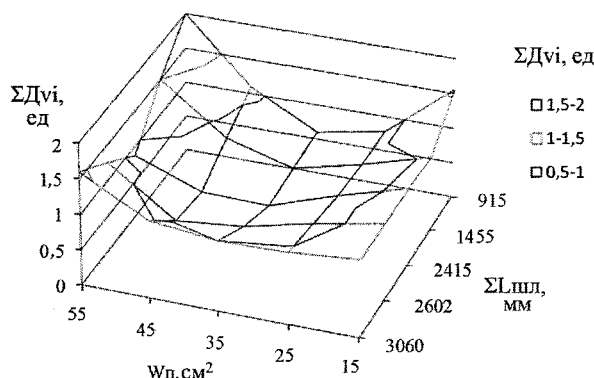


Рис. 1. Минимум поверхности суммарного безразмерного показателя дефектов в зависимости от параметров технологического процесса изготовления литой плиты

Из рис. 1 видно, что наименьшим показателям дефектности отвечает литниковая система с параметрами $W_n = 35$ см², $\Sigma L_{\text{шл}} = 2415$ мм, имеющая стояк в месте изгиба шлакоуловителя и по четыре питателя на каждой ветви (Г-образная литниковая система). Для устранения образования утяжины (в нормированном виде дефект $Dv_4^{\max} = 0,8$ см³/дм²) в плите было изучено влияние местоположения прибыли и ее объем. Установлено, что наилучшее питание для Г-образной литниковой системы обеспечивает «угловая» прибыль, местоположение которой показано на рис. 2. Полученная экспериментальным путем графическая зависимость (рис. 3) показывает эффективный объем такой прибыли, который должен быть не ниже 9000 см³.

В целях изучения особенностей процесса формирования плиты по разработанной техноло-

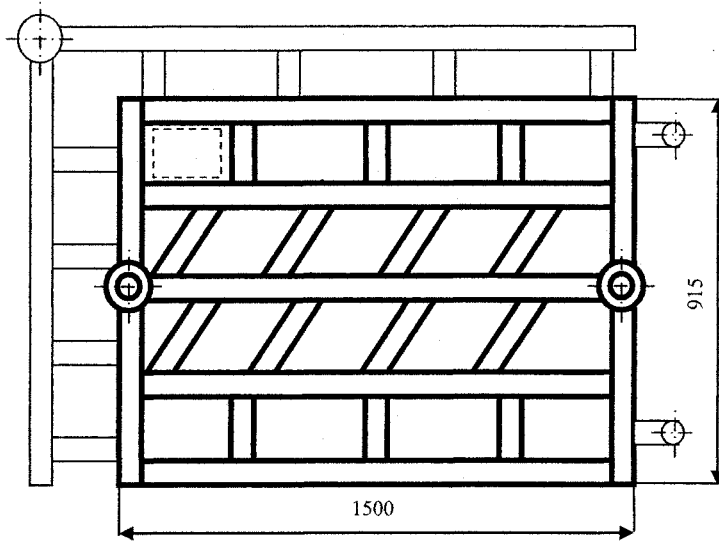


Рис. 2. Местоположение прямой «угловой» прибыли на плите-отливке с Г-образной литниковой системой (обозначено пунктирной линией)

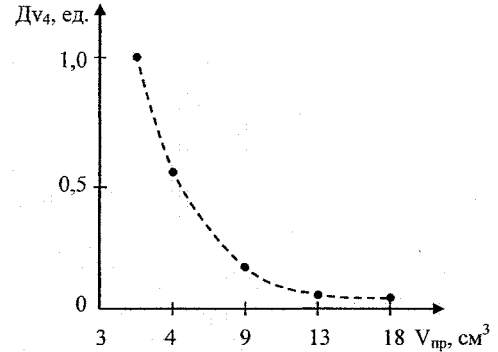


Рис. 3. Значения утяжины в плите для разных объемов «угловой» прибыли

гии необходимо было создать математическую модель и изучить влияние параметров процесса на качество изготовления отливок.

Поставленная задача решалась методом планируемого эксперимента [5].

Была проведена серия опытов, в которой по определенному плану (матрице) исследовали новый технологический процесс литья плит. Пределы варьирования параметров технологии выбирали в соответствии с данными, представленными на рис. 1 и 2.

В связи с тем, что новая конструкция литниковой системы обеспечивает меньший температурный градиент и минимальные значения коробления плит, то в качестве варьируемых параметров

были взяты $W_{пр}$, $V_{пр}$ и $T_{зал}$. В ходе экспериментов в технологических картах фиксировали значения таких дефектов, как степень коробления (Sk), утяжина (Ut) и песочная раковина (Pr). Уровни варьирования представлены в табл. 1.

Из каждой плавки заливалось по восемь литейных форм с замером температуры заливки расплава. Всего было изготовлено 24 плиты. В табл. 2 и 3 приведены реализованные матрицы планирования для дробного факторного эксперимента и показаны результаты опытов.

Математическую модель технологического процесса, характеризующую зависимость между параметрами новой технологии и свойствами плиты, выразим полиномом I степени:

Уровни варьирования переменных

Таблица 1

| Параметр | Уровни | | |
|-----------------------------|--------|-------|-------|
| | -1 | 0 | +1 |
| $x_1 (W_{пр}), \text{см}^2$ | 22 | 36 | 50 |
| $x_2 (V_{пр}), \text{см}^3$ | 6500 | 11000 | 15500 |
| $x_3 (T_{зал}), \text{°C}$ | 1380 | 1420 | 1460 |

Матрица планирования ДФЭ²

Таблица 2

| № плана | Уровень фактора | | | | | | | Исследуемые свойства* | | |
|---------|-----------------|-------|-------|----------|----------|----------|-------------|-----------------------|------|-------|
| | x_1 | x_2 | x_3 | x_1x_2 | x_1x_3 | x_2x_3 | $x_1x_2x_3$ | Sk | Ut | Pr |
| 1 | -1 | -1 | -1 | 1 | 1 | 1 | -1 | 2 | 0,10 | 0,040 |
| 2 | -1 | -1 | 1 | 1 | -1 | -1 | 1 | 0 | 0,04 | 0,050 |
| 3 | -1 | 1 | -1 | -1 | 1 | -1 | 1 | 1 | 0,06 | 0,030 |
| 4 | -1 | 1 | 1 | -1 | -1 | 1 | -1 | 0 | 0,01 | 0,040 |
| 5 | 1 | -1 | -1 | -1 | -1 | 1 | 1 | 3 | 0,33 | 0,013 |
| 6 | 1 | -1 | 1 | -1 | 1 | -1 | -1 | 3 | 0,19 | 0,016 |
| 7 | 1 | 1 | -1 | 1 | -1 | -1 | -1 | 4 | 0,08 | 0,013 |
| 8 | 1 | 1 | 1 | 1 | 1 | 1 | 1 | 2 | 0,02 | 0,020 |

* Указаны средние значения.

Таблица 3

Результаты проведенных экспериментов

| Sk _i | | | Ut _i | | | Pr _i | | | D ₁ | D ₂ | D ₃ |
|-----------------|----|-----|-----------------|------|------|-----------------|------|------|----------------|----------------|----------------|
| I | II | III | I | II | III | I | II | III | | | |
| 1 | 2 | 3 | 0,13 | 0,1 | 0,07 | 0,04 | 0,03 | 0,05 | 1 | 8,6409 | 0,0009 |
| 0 | 0 | 0 | 0,02 | 0,08 | 0,02 | 0,05 | 0,06 | 0,04 | 0 | 0,0100 | 0,0012 |
| 0 | 2 | 1 | 0,04 | 0,10 | 0,04 | 0,03 | 0,04 | 0,02 | 1 | 0,0100 | 0,0012 |
| 0 | 0 | 0 | 0,01 | 0 | 0,02 | 0,04 | 0,05 | 0,03 | 0 | 0,0100 | 0,0001 |
| 3 | 4 | 2 | 0,33 | 0,38 | 0,28 | 0,01 | 0,01 | 0,02 | 1 | 0,0300 | 0,0025 |
| 4 | 4 | 1 | 0,25 | 0,12 | 0,20 | 0,03 | 0,01 | 0,01 | 3 | 0,1300 | 0,0043 |
| 3 | 4 | 5 | 0,05 | 0,09 | 0,10 | 0,01 | 0,02 | 0,01 | 1 | 0,0400 | 0,0007 |
| 2 | 1 | 3 | 0,01 | 0,02 | 0,03 | 0,02 | 0,03 | 0,01 | 1 | 0,0100 | 0,0001 |

$$y = b_0 + \sum b_i x_i + \sum b_{ij} x_i x_j,$$

где y – исследуемое свойство отливки; x_i, x_j – закодированные значения параметров технологии; b_i, b_{ij} – коэффициенты регрессии, характеризующие степень влияния параметров технологического процесса на исследуемое свойство; b_0 – свободный член, характеризующий величину исследуемого свойства при удержании значений параметров технологии на нулевом уровне.

Коэффициенты регрессий определялись из выражения

$$b_i = \frac{\sum_{n=1}^N x_i y_n}{N},$$

где n – число параллельных операций (не менее трех); N – количество реализованных опытов.

Коэффициент регрессии считается значимым, если его значение выходит за границы доверительного интервала Δb_i :

$$\Delta b_i = \pm t_{\tau} \sqrt{D\{b_i\}},$$

где t_{τ} – табличное значение критерия Стьюдента; $D\{b_i\}$ – оценка дисперсии, связанной с определением коэффициентов модели, представляющая собой отношение общей дисперсии воспроизводимости выхода ($D\{y\}$) к произведению числа реализованных (N) и параллельных опытов (Π).

Параметры рассчитанных моделей показаны в табл. 4.

Полученные результаты можно записать в виде уравнений регрессии:

$$y_1 = 1,875 + 1,125x_1 - 0,625x_3;$$

$$y_2 = 0,103 + 0,051x_1 - 0,061x_2 - 0,038x_3 - 0,043x_{12};$$

$$y_3 = 0,027 - 0,012x_1.$$

Анализ полученных результатов позволяет сделать следующие выводы:

1. На степень коробления оказывает значительное влияние суммарное сечение питателей ($b_1 = 1,125$), а также температура заливки стали ($b_3 = -0,625$). При этом деформация плиты происходит тем меньше, чем меньше суммарное сечение питателей и больше температура заливки сплава. Данное влияние можно объяснить конструктивной особенностью Г-образной литниковой системы, обеспечивающей заполнение полости литейной формы с меньшим температурным градиентом по направлению фронта затвердевания. Для данной литниковой системы (Г-образной) значение температурного градиента имеет тенденцию к снижению при повышении температуры заливки стали.

2. На образование утяжины оказывает положительное влияние W_{Π} ($b_1 = 0,051$), а отрицательное – $T_{\text{зал}}$ ($b_2 = -0,061$). Естественно, чем больше объем прибыли и температура расплава в ней ($T_{\text{зал}} \rightarrow \max$), тем эффективней она работает. При $W_{\Pi} \rightarrow \min$ создаются условия для более быстрого затвердевания плиты. Моделью зафиксировано отрицательное совместное влияние W_{Π} и $T_{\text{зал}}$ ($b_{12} = -0,043$).

3. На образование песочной раковины оказывает влияние только W_{Π} ($b_1 = -0,012$). Такое влияние объясняется увеличением скорости заливки расплава при снижении значений W_{Π} , а значит создаются условия с повышенной вероятностью размыва формы.

Таблица 4

Параметры рассчитанных моделей

| Исследуемое свойство | Коэффициенты регрессии* | | | | | | | | D _{ад} | F |
|----------------------|-------------------------|----------------|----------------|----------------|-----------------|-----------------|-----------------|------------------|-----------------|-------|
| | b ₀ | b ₁ | b ₂ | b ₃ | b ₁₂ | b ₁₃ | b ₂₃ | b ₁₂₃ | | |
| y ₁ | 1,875 | 1,125 | (-0,125) | -0,625 | (0,125) | (0,125) | (-0,125) | (-0,375) | 0,975 | 0,975 |
| y ₂ | 0,103 | 0,051 | -0,061 | -0,038 | -0,043 | (-0,011) | (0,011) | (0,008) | 0,0026 | 1,918 |
| y ₃ | 0,027 | -0,012 | (-0,002) | (0,003) | (-0,011) | (0,002) | (0,0004) | (0,0004) | 0,0001 | 1,317 |

* Незначимые коэффициенты взяты в скобки.

Полученные регрессионные модели новой технологии изготовления литых плит из стали Гадфильда позволят в дальнейшем осуществить оптимизацию параметров процесса и объяснить механизм формирования качественной отливки.

Литература

1. Скарбинский, М. Конструирование отливок / М. Скарбинский. – М.; Л.: ГНТИ Ленингр. отд. Машгиза, 1961. – 575 с.
2. Василевский, П.Ф. Технология стального литья / П.Ф. Василевский. – М.: Машиностроение, 1974. – 408 с.

3. Нехендзи, Ю.А. Стальное литье / Ю.А. Нехендзи. – М.: Metallurgizdat, 1974. – 525 с.

4. Ердаков, И.Н. Новая технологи литья стальных плит дробильных установок ферросплавного производства / И.Н. Ердаков, В.М. Ткачев // Современные проблемы электрометаллургии стали: материалы XIV Междунар. конф. – Челябинск: Издательский центр ЮУрГУ, 2010.

5. Адлер, А.Ю. Планирование эксперимента при поиске оптимальных условий / Ю.П. Адлер, Е.В. Маркова. – М.: Наука, 1971. – 258 с.

Поступила в редакцию 16 сентября 2010 г.

ОСОБЕННОСТИ РЕОЛОГИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОЙ ЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ ДЛЯ АРМАТУРЫ ЖЕЛЕЗОБЕТОННЫХ ШПАЛ

В.Н. Лебедев, М.В. Чукин, Г.Ш. Рубин, Г.С. Гун

RHEOLOGICAL FEATURES OF HIGH CARBON ALLOY STEEL FOR REINFORCEMENT OF FERROCONCRETE CROSSTIES

V.N. Lebedev, M.V. Chukin, G.S. Rubin, G.S. Gun

Приводятся результаты экспериментальных исследований особенностей реологических свойств высокоуглеродистой легированной стали, используемой для производства нового вида продукции – высокопрочной стабилизированной арматуры для современных железобетонных шпал. Получены уравнения состояния стали марок С85CrV и 85ФЮ, необходимые для проектирования деформационных режимов волочения и профилирования арматуры, обеспечивающих достижение заданного комплекса эксплуатационных характеристик готовой продукции.

Ключевые слова: высокоуглеродистая легированная сталь, реологические свойства, диаграммы деформирования, уравнения состояния, арматура для железобетонных шпал.

The results of rheological features experimental studies of high carbon steel alloy which is used for production of the new high-strength stabilized reinforcement for up-to-date ferroconcrete crossties are presented. State equations for steel grades С85CrV and 85ФЮ are generated, which are required for planning of the deformation drawing and reinforcement shaping modes, providing achievement the required complex of production working characteristics.

Keywords: high carbon alloy steel, rheological features, deformation curves, state equations, reinforcement of ferroconcrete crossties.

В метизном производстве процессы холодной пластической деформации являются одними из базовых технологических методов обеспечения качества готовой продукции. Для рациональной организации таких процессов и прогнозирования их результатов необходимы знания о деформационной специфике обрабатываемых материалов. Целью настоящей работы явилось экспериментальное исследование особенностей реологических свойств подката высокоуглеродистой легированной стали, используемой в качестве исходной заготовки на ОАО «ММК–МЕТИЗ» для производства нового вида продукции – высокопрочной стабилизированной арматуры диаметром до 10,0 мм для современных железобетонных шпал.

Оценку технологической деформируемости стали проводили по результатам пластометрических испытаний цилиндрических образцов. Образцы изготавливали из катанки диаметром 15,0 мм из стали марки 85ФЮ, сорбитизированной в условиях прокатного передела ОАО «ММК», и из патентированной стали марки С85CrV производства Италии. Деформацию образцов осуществляли на кулачковом пластометре при температуре 20 °С в диапазоне скоростей деформации 5–20 1/с. Для достижения однородного напряженно-деформированного состояния в процессе осадки использова-

ли полировку и смазку контактных поверхностей. Статистическая достоверность результатов испытаний достигалась проведением не менее трех параллельных опытов для каждого значения скорости и степени деформации.

Диаграммы деформирования, построенные без учета упругости, для стали марок 85ФЮ и С85CrV, находящихся в исходном состоянии, приведены на рис. 1, а, б соответственно. При построении диаграмм деформирования, представленных на рис. 1, использовался весь массив экспериментальных значений без дифференциации по уровням скоростей деформации.

Высокая плотность расположения точек в поле экспериментальных данных свидетельствует о малой дисперсии и достаточно высокой статистической достоверности полученных результатов как для стали марки С85CrV производства Италии (см. рис. 1, а), так и для стали марки 85ФЮ производства ОАО «ММК» (см. рис. 1, б). Характер поведения кривых, представленных на рис. 1, типичен для рассматриваемой группы материалов. Деформационный предел прочности для стали марок С85CrV и 85ФЮ находится на уровне 58 % и 49 % соответственно.

Низкий разброс экспериментальных значений определяет отсутствие значимого влияния скоро-

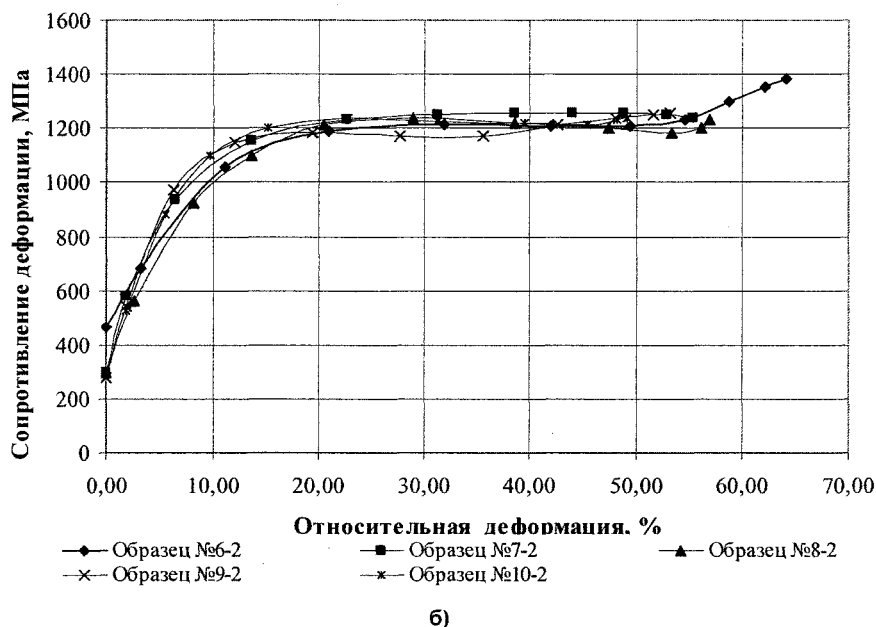
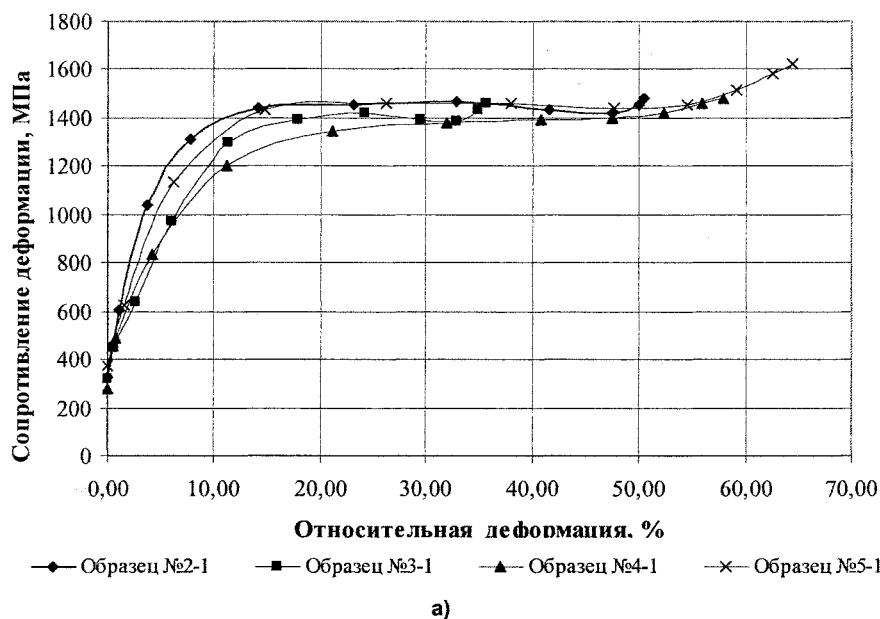


Рис. 1. Диаграммы деформирования образцов исследуемой стали марок С85СгV производства Италии (а) и 85ФЮ производства ОАО «ММК» (б) в исходном состоянии

сти деформации на сопротивление деформации рассматриваемых марок стали. Об этом свидетельствуют также специально проведенные исследования о выявлении вязких свойств стали марок 85ФЮ и С85СгV, которые показали, что существенного (статистически значимого) влияния скорость деформации на значения сопротивления деформации не оказывает и при проектировании технологических процессов холодного пластического деформирования вязкой составляющей можно пренебречь [1].

Известно, что сопротивление деформации стали определяется не только (а в некоторых случаях не столько) их химическим составом, но и

фазовым, а также структурным состоянием материалов [2].

В связи с этим одна из задач исследований заключалась в сопоставлении кривых упрочнения для анализируемых марок стали 85ФЮ и С85СгV, полученных по различным технологическим схемам. Для этого поля экспериментальных значений для указанных групп материалов были сведены на одну координатную плоскость (рис. 2).

Как следует из рис. 2, при достижении значений относительной деформации 45 % для стали марки С85СгV и 55 % для стали марки 85ФЮ наблюдается увеличение значений сопротивления деформации, что свидетельствует о переходе ма-

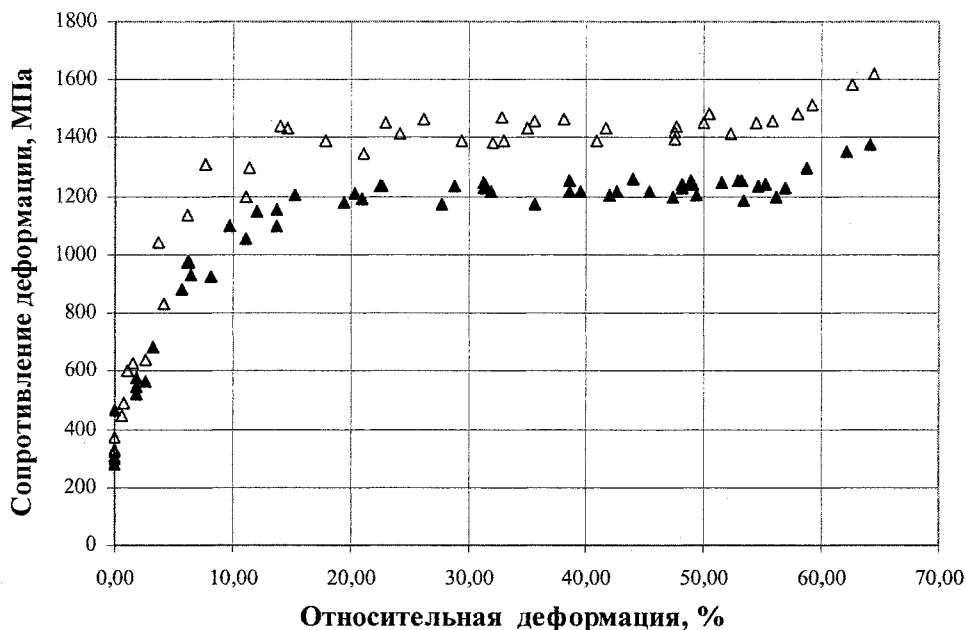


Рис. 2. Поля экспериментальных значений зависимости сопротивления деформации от степени деформации для стали марки 85ФЮ производства ОАО «ММК» (темные треугольники) и стали марки C85CrV производства Италии (светлые треугольники)

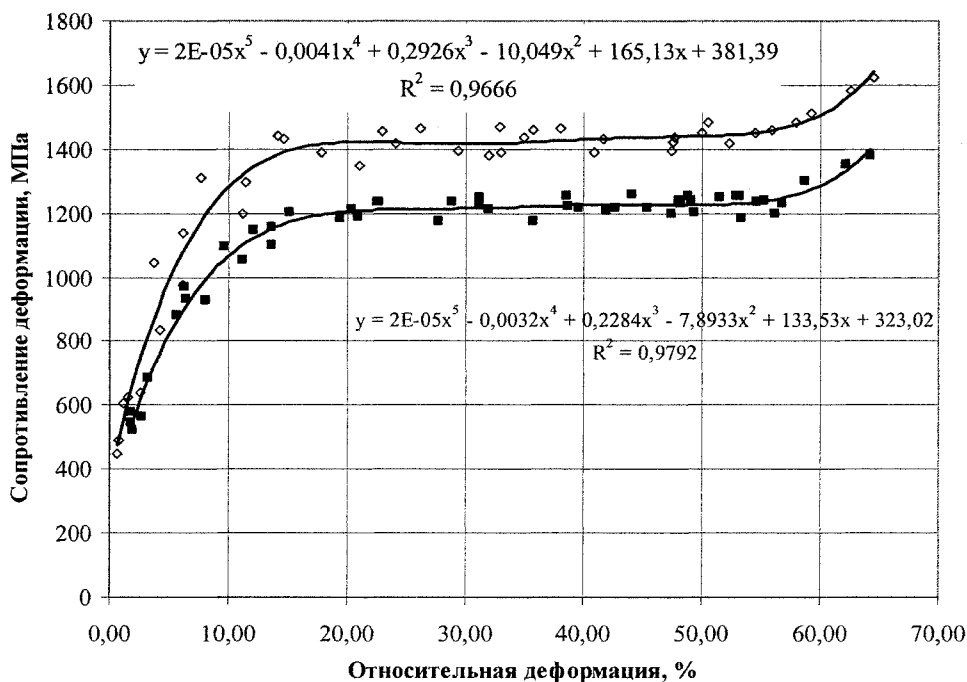


Рис. 3. Построение уравнений состояния при аппроксимации кривых деформационного упрочнения стали марок C85CrV (светлые ромбы) и 85ФЮ (темные квадраты)

териала в режим неоднородной деформации (при испытаниях на растяжение данный момент соответствует началу образования шейки на образце). Соответствующие данной относительной деформации значения сопротивления деформации можно считать временным сопротивлением σ_v , которое для стали марки C85CrV находится в диапазоне 1400–1440 МПа. Среднее значение временного сопротивления составляет для данного материала

1420 МПа. Для стали марки 85ФЮ диапазон значений временного сопротивления существенно ниже и соответствует 1210–1240 МПа, при этом среднее значение временного сопротивления составляет 1225 МПа.

Важным результатом исследований явилось построение единых уравнений состояния, которые получали путем аппроксимации полей точек экспериментальных данных полиномами 5-го порядка в программе Microsoft Excel (рис. 3).

Уравнения состояния для стали марок С85CrV и 85ФЮ имеют следующий вид соответственно:

$$\sigma_s = 2 \cdot 10^{-5} \varepsilon_i^5 - 0,0041 \varepsilon_i^4 + 0,292 \varepsilon_i^3 - 10,049 \varepsilon_i^2 + 165,13 \varepsilon_i + 381,39; \quad (1)$$

$$\sigma_s = 2 \cdot 10^{-5} \varepsilon_i^5 - 0,0032 \varepsilon_i^4 + 0,2284 \varepsilon_i^3 - 7,893 \varepsilon_i^2 + 133,53 \varepsilon_i + 323,02. \quad (2)$$

Полученные уравнения (1) и (2) были использованы при моделировании деформационных режимов обработки арматуры диаметром 9,6 мм из подката диаметром 15,0 мм в программном комплексе DEFORM-3D.

По результатам моделирования были определены и реализованы на ОАО «ММК-МЕТИЗ» режимы волочения и профилирования арматуры, обеспечивающие достижение заданного комплекса

эксплуатационных характеристик готовой продукции.

Литература

1. Гун, Г.С. Исследование реологических свойств патентованной и сорбитизированной стали / Г.С. Гун, М.В. Чукин, В.В. Чукин; под ред. А.Д. Носова // Производство конкурентоспособных метизов: сб. науч. тр. – Магнитогорск: ГОУ ВПО «МГТУ», 2009. – Вып. 3. – С. 135–143.

2. Особенности реологических свойств конструкционных наносталей / Г.С. Гун, М.В. Чукин, М.П. Барышников, Р.З. Валиев и др. // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. – 2008. – № 1. – С. 24–27.

Поступила в редакцию 8 апреля 2010 г.

КОМПЛЕКСНЫЙ ПОДХОД К ОЦЕНКЕ ПРОЧНОСТИ СВАРНЫХ ТАВРОВЫХ СОЕДИНЕНИЙ

Е.А. Усманова, М.В. Шахматов

COMPLEX APPROACH TO ESTIMATION OF DURABILITY OF T-SHAPED WELDED CONNECTIONS

E.A. Usmanova, M. V. Shakhmatov

Рассмотрены расчетные методики оценки несущей способности сварных соединений с угловыми швами в условиях вязкого и квазихрупкого разрушений.

Ключевые слова: угловые швы, сварные соединения, вязкое разрушение, квазихрупкое и хрупкое разрушение.

Computational techniques for estimation of bearing ability of welded connections with corner seams in the conditions of ductile and quasibrittle fracture are considered.

Keywords: corner seams, welded connections, ductile fracture, quasibrittle and brittle fracture.

Повышение эффективности работы тавровых сварных соединений можно достичь путем выбора оптимальных сечений сварных швов, характеризующихся наименьшим количеством наплавленного металла при заданных нагрузках. Очевидно, что проектирование сварных соединений с неполными проплавлениями и пониженными сечениями угловых швов должно быть основано на соответствующих расчетных методиках оценки их прочности. Существующие методики расчета на прочность тавровых соединений с угловыми швами разработаны в основном для равнокатетных швов, то есть для частного случая их геометрической формы. Последнее значительно ограничивает использование предлагаемых расчетных методик и не позволяет провести оптимизацию геометрических параметров рассматриваемых соединений с точки зрения обеспечения их максимальной несущей способности при заданном объеме наплавленного металла. В данной работе приведены комбинированные расчетные методики оценки несущей способности угловых швов в условиях вязкого разрушения и их сопротивляемости квазихрупким и хрупким разрушениям с учетом локальных пластических деформаций в окрестности места сопряжения и величины радиуса последнего.

Теоретический анализ вязкой прочности тавровых соединений был выполнен с использованием кинематической теоремы предельного равновесия [1]. При этом приняты следующие упрощающие условия и допущения: металл соединений изотропный, однородный и идеально упругопластический, подчиняющийся условию текучести Губера-Мизеса. На основе экспериментальных данных была принята следующая расчетная схема, отражающая характер пластического деформиро-

вания и особенности напряженного состояния тавровых соединений с угловыми швами (рис. 1). В предельном состоянии, характеризующем вязкое разрушение рассматриваемых соединений, очаг пластической деформации может быть представлен упрощенными линиями скольжения OA_i , совпадающими с плоскостью вязкого разрушения.

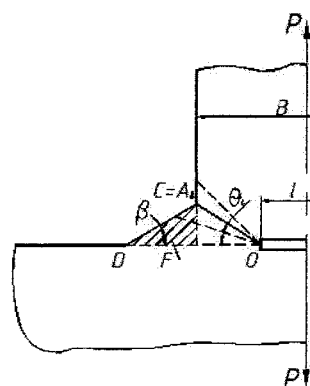


Рис. 1. Тавровое соединение с диапазоном изменения угла θ_i

Согласно [1] мощность внутренних w_L и внешних w_p сил на единицу длины соединения в плоскости, перпендикулярной чертежу (рис. 1), определяется выражениями:

$$w_L = 2kU_L l_p; \quad w_p = PU_0, \quad (1)$$

где k – предел текучести материала при чистом сдвиге, $k = \sigma_T / \sqrt{3}$ – для неупрочняющихся материалов, $k = \sigma_B / \sqrt{3}$ – для упрочняющихся в процессе пластического деформирования материалов [1], (σ_T и σ_B – соответственно предел текуче-

сти и прочности материала); l_p – размер поверхности разрушения OA_i в плоскости чертежа, $l_p = \left(h + \sqrt{\frac{2F}{\text{tg}\beta}} \right) \cdot \frac{\sin\beta}{\sin(\beta + \theta_i)}$; h – глубина проплавления; β – угол наклона образующей шва; F – площадь шва; P – погонное предельное усилие; U_L – скорость перемещения материальных частиц при пластическом течении вдоль линий скольжения OA_i , $U_L = U_0/\sin\theta_i$, U_0 – средняя скорость деформирования.

Исходя из баланса мощности внутренних и внешних сил ($w_L = w_p$) получено выражение для оценки несущей способности (средних предельных напряжений σ_{cp}) рассматриваемых сварных соединений:

$$\sigma_{cp} = \frac{B}{P} = \frac{2}{\sqrt{3}} \sigma_b \psi k_{\eta\beta}, \quad (2)$$

где $\psi = \sqrt{2F}/B$ – относительная площадь наплавленного металла (B – толщина пластины); $k_{\eta\beta}$ – коэффициент, зависящий от геометрических параметров сварных соединений. В общем виде коэффициент может быть представлен в следующем виде:

$$k_{\eta\beta} = \left(\eta + \frac{1}{\sqrt{\text{tg}\beta}} \right) \cdot \frac{\sin\beta}{\sin(\beta + \theta_i) \sin\theta_i}, \quad (3)$$

где $\eta = h/\sqrt{2F}$ – относительная глубина проплавления пластин.

Угол наклона плоскости вязкого разрушения θ_i находим из условия минимума мощностей $\left(\frac{\partial w_L}{\partial \theta_i} = \frac{\partial w_p}{\partial \theta_i} = 0 \right)$. В зависимости от сочетания геометрических параметров тавровых соединений имеют место три диапазона изменения угла θ_i , характеризующихся местоположением точки A_i по отношению к вершине углового шва C (рис. 1).

В первом диапазоне ($\pi/2 \geq \beta \geq \beta_*$, где β_* – граничные значения углов β , определяемые из уравнения $\eta = \text{tg} \frac{\beta_*}{2} \sqrt{\text{tg}\beta_*}$) траектория вязкого разрушения, совпадающая с линией скольжения OA_i , распространяется от вершины непровара стенки тавра O до наклонной поверхности углового шва CD (штриховая линия на рис. 1):

$$\theta_1 = \frac{\pi}{2} - \frac{\beta}{2}; \quad k_{\eta\beta}^1 = 2 \text{tg} \frac{\beta}{2} \left(\eta + \frac{1}{\sqrt{\text{tg}\beta}} \right). \quad (4)$$

Во втором диапазоне ($\beta_* \geq \beta \geq \beta_{**} = \arctg \eta^2$) траектория вязкого разрушения распространяется от вершины непровара стенки тавра O до точки перехода углового шва к основному металлу $A_2 \equiv C$ (рис. 1):

$$\theta_2 = \arctg \left(\frac{\sqrt{\text{tg}\beta}}{\eta} \right); \quad k_{\eta\beta}^{(2)} = \frac{\eta^2 + \text{tg}\beta}{\sqrt{\text{tg}\beta}}. \quad (5)$$

В третьем диапазоне ($\beta_{**} \geq \beta \geq 0$) траектория непровара распространяется от вершины непровара стенки тавра O до вертикальной (боковой) ее поверхности (штриховая линия на рис. 1). Угловой шов в этом случае не вступает в пластическую деформацию:

$$\theta_3 = \frac{\pi}{4}; \quad k_{\eta\beta}^{(3)} = 2\eta. \quad (6)$$

Анализ полученных выражений (2)–(6) открывает возможность оптимизировать геометрические параметры угловых швов при конструктивно-технологическом проектировании рассматриваемых сварных соединений. Из условия $\partial \sigma_{cp} / \partial \beta = 0$ были найдены соотношения, позволяющие по известной глубине проплавления h и площади наплавленного металла F (т. е. по известному значению параметра $\eta = h/\sqrt{2F}$) определить оптимальные углы наклона образующей шва $\beta = \beta_{\text{опт}}$, обеспечивающие максимальную способность рассматриваемых сварных соединений:

$$\eta = \frac{1 - 2\cos\beta_{\text{опт}}}{\sqrt{2\sin \cdot 2\beta_{\text{опт}}}}. \quad (7)$$

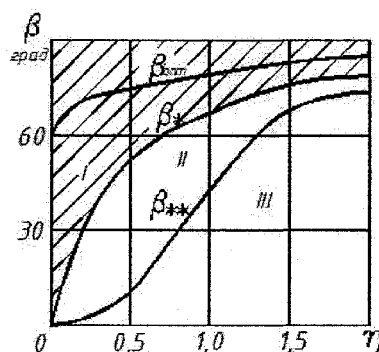


Рис. 2. Зависимость оптимальных значений углов $\beta_{\text{опт}}$ от относительной глубины проплавления η таврового соединения (I, II, III – диапазоны изменения углов β)

Зависимости оптимальных значений углов $\beta_{\text{опт}}$ от относительной глубины проплавления η приведены на рис. 2. Как следует из выражения (7), для тавровых соединений, выполненных ручной дуговой сваркой без проплавления стенки, оптимальное значение угла $\beta_{\text{опт}} = 60^\circ$. С увеличением относительной глубины проплавления η тавровых соединений оптимальные значения углов наклона образующей швов $\beta_{\text{опт}}$ смещаются в область больших величин ($\beta_{\text{опт}} > 60^\circ$). Следует отметить, что оптимальные значения углов $\beta_{\text{опт}}$ находятся в I диапазоне их изменения.

Оценку несущей способности рассматриваемого сварного соединения в условиях квазихрупкого и хрупкого разрушения осуществляли, используя критерий обобщенного нормального разрыва [2], в следующей форме:

$$\sigma_{кр} = \frac{K_{Ic}}{\sqrt{\pi l/2} \cdot \Phi_k \Phi_\lambda \Phi_{пл} \Phi_p}, \quad (8)$$

где K_{Ic} – критическое значение коэффициента интенсивности, при котором произойдет разрушение; Φ_k – поправочная функция, учитывающая конечность геометрических размеров; Φ_λ – поправочная функция, учитывающая совместное действие нормальных и сдвигающих напряжений в окрестности места сопряжения; $\Phi_{пл}$ – поправочная функция, учитывающая образование зон локальной текучести в окрестностях места сопряжения; Φ_p – поправочная функция, учитывающая конечность радиуса сопряжения.

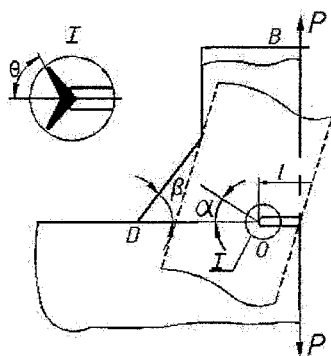


Рис. 3. Расчетная схема таврового соединения с эквивалентной ей пластиной с наклонным трещиноподобным концентратором

Для определения поправочной функции Φ_k рассматриваемое сварное соединение приводили к эквивалентной (с точки зрения идентичности напряженного состояния и характера локального разрушения в окрестности места сопряжения) пластине с наклонным трещиностойким концентратором напряжений. В результате теоретического анализа было получено следующее выражение:

$$\Phi_k = \frac{\sqrt{\sec\left(\frac{\pi l}{2 B \Phi_1}\right)}}{\Phi_1 \Phi_2}, \quad (9)$$

где Φ_1, Φ_2 – параметрические функции, $\Phi_1 = 1 + 2\psi\sqrt{\text{tg}\beta} \cdot \text{tg}\gamma_*$, $\Phi_2 = \sin^2 \gamma_*$, γ_* – угол наклона трещиноподобного концентратора в эквивалентной пластине (рис. 3).

В условиях нагружения смешанного типа напряженное состояние в окрестности вершины концентратора определяется коэффициентами интенсивности напряжений K_I и K_{II} , отношение которых $\lambda = K_I/K_{II}$ согласно [2] описывается выражением $\lambda = \text{ctg}\gamma_*$.

Согласно работе [3], параметр λ определяет направление страгивания трещины от места сопряжения (угол α_i):

$$\lambda = \left| \frac{\sin \alpha_i}{3 \cos \alpha_i - 1} \right|. \quad (10)$$

Для определения поправочной функции Φ_λ получено следующее выражение:

$$\Phi_\lambda = \frac{\cos(\alpha/2)}{1 + \lambda^2}. \quad (11)$$

Функция $\Phi_{пл}$, учитывающая локальную текучесть в окрестности вершины концентратора, с учетом особенностей, вносимых смешанным типом нагружения равна:

$$\Phi_{пл} = \frac{\sqrt{3,41\lambda^2 + 2,06}}{\Phi_\lambda}. \quad (12)$$

Для реальных геометрических параметров тавровых соединений ($\beta = 30 \dots 70^\circ$, $\eta = 0 \dots 1,2$) значение λ находится в пределах $0 \dots 0,2$, следовательно, поправочная функция Φ_λ практически равна единице ($\Phi_\lambda = 1,0 \dots 1,015$), а поправочная функция $\Phi_{пл} = 1,4$.

Дефекты типа непровара в тавровых соединениях имеют больший радиус в вершине, чем усталостная трещина. Оценивать несущую способность таких соединений следует с учетом радиуса в вершине непровара. Локальные разрушения соединения согласно [3] происходят при условии достижения коэффициентом интенсивности напряжений значения $K_{Ic(p)} = K_{Ic} \sqrt{\rho_0/\rho}$, где $K_{Ic(p)}$ – критический коэффициент интенсивности напряжений с учетом радиуса концентратора ρ , ρ_0 – эффективное значение радиуса концентратора.

Значение ρ_0 может быть приближенно определено по механическим свойствам материала [4]:

$$\rho_0 = \frac{0,08}{2\pi} \left(\frac{K_{Ic}}{\sigma_T} \right). \quad (13)$$

Поправочная функция Φ_p имеет вид:

$$\Phi_p = \sqrt{\rho_0/\rho}.$$

Используя приведенные соотношения для оценки поправочных функций $\Phi_k, \Phi_\lambda, \Phi_{пл}, \Phi_p$, можно определить несущую способность сварных соединений с угловыми швами в условиях хрупкого (квазихрупкого) разрушения по известным конструктивно-геометрическим параметрам β, η, ψ и ρ тавровых сварных соединений.

Расчет предельного состояния при квазихрупком разрушении сварных тавровых соединений с неполным проплавлением можно провести, используя комбинированный критерий, предложенный Е.М. Морозовым для соединений с предусмотренными трещиноподобными несплошностями [5, 6].

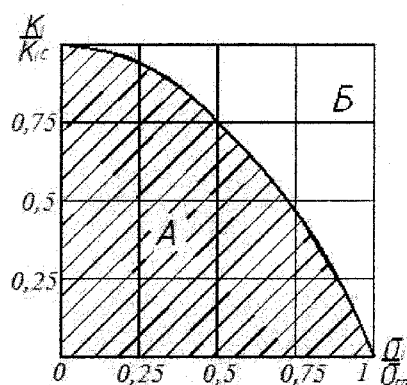


Рис. 4. Диаграмма предельного состояния таврового сварного соединения

Для сварных тавровых соединений, склонных разрушаться как вязко, так и хрупко, оценка предельного сопротивления разрушению может быть получена по зависимости

$$\left(\frac{\sigma}{\sigma_{cp}}\right)^2 + \left(\frac{K_I}{K_{Ic}}\right)^2 = 1, \quad (15)$$

где σ – напряжение, приложенное к сварному соединению при вязком разрушении, σ_{cp} – прочность сварного соединения при вязком разрушении, K_I – коэффициент интенсивности напряжений, $K_I = \sigma\sqrt{\pi l} \cdot \varphi_k \varphi_\lambda \varphi_{пл} \varphi_\rho$, K_{Ic} – критический коэффициент интенсивности напряжений, при котором реализуется хрупкое разрушение $K_{Ic} = \sigma_{кр} \sqrt{\pi l} \cdot \varphi_k \varphi_\lambda \varphi_{пл} \varphi_\rho$.

На рис. 4 приведена диаграмма предельного состояния при квазихрупком разрушении таврового сварного соединения согласно формуле (15). В области А расположено безопасное сочетание нагрузок для данного сварного соединения, в области Б произойдет квазихрупкое разрушение.

Предложенная методика расчета оценки прочности тавровых сварных соединений с неповаром в корне шва позволяет осуществить выбор оптимальных геометрических параметров сварных швов (угол наклона катета шва, глубина проплавления и т. д.) таким образом, чтобы с учетом действующих нагрузок по комбинированному критерию данное соединение не попало в область квазихрупких разрушений.

Литература

1. Шахматов, М.В. Прочность механики неоднородных сварных соединений / М.В. Шахматов, Д.М. Шахматов. – Челябинск: ЦПС «Сварка и контроль», 2009. – 225 с.
2. Черепанов, Г.П. Механика хрупкого разрушения / Г.П. Черепанов. – М.: Наука, 1974. – 640 с.
3. Брок, Д. Основы механики разрушения / Д. Брок. – М.: Высш. шк., 1980. – 368 с.
4. Серенсен, С.В. Сопротивление материалов усталостному и хрупкому разрушению / С.В. Серенсен. – М.: Атомиздат, 1975. – 192 с.
5. Партон, В.З. Механика упругопластического разрушения / В.З. Партон, Е.М. Морозов. – М.: Наука, 1985. – 504 с.
6. Морозов, Е.М. Расчет на прочность при наличии трещин / Е.М. Морозов. – Киев: Наук. думка, 1975. – 107 с.

Поступила в редакцию 13 сентября 2010 г.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА АЛЮМИНИЙ-МАГНИЙ-ЛИТИЕВЫХ СПЛАВОВ, ПОДВЕРГНУТЫХ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ

Ю.Д. Корягин, М.А. Смирнов, С.С. Чернов, Н.Т. Карева

STRUCTURE AND PROPERTIES OF ALUMINIUM-MAGNESIUM-LITHIUM ALLOYS SUBJECTED TO THERMOMECHANICAL TREATMENT

Yu.D. Koryagin, M.A. Smirnov, S.S. Chernov, N.T. Kareva

Термомеханическая обработка легких алюминиевых сплавов с литием обеспечивает повышение их прочностных характеристик. Наибольший эффект наблюдается при использовании деформации в районе температур оптимального старения. При этом снижаются характеристики пластичности. Горячая деформация в схеме ТМО одновременно улучшает усталостную прочность и вязкость обоих сплавов, ослабляя интеркристаллитное охрупчивание.

Ключевые слова: алюминиевые сплавы, термомеханическая обработка, прочность, пластичность, интеркристаллическое охрупчивание.

Thermomechanical treatment of light aluminium alloys containing lithium increases their strength. The greatest effect is observed if deformation is performed at optimal aging temperatures. Plasticity characteristics are decreased. Hot deformation in TMT regime improves both fatigue resistance and toughness of the alloys suppressing intercrystalline embrittlement.

Keywords: aluminium alloys, thermomechanical treatment, strength, plasticity, intercrystalline embrittlement.

При исследовании промышленных алюминиевых сплавов Д1, Д16 и сплава АК6, а также высокопрочного сплава В95 было установлено, что характер влияния термомеханической обработки на свойства исследованных дисперсионно твердеющих сплавов зависит как от её температурно-деформационного режима, так и от специфики легирования сплавов [1, 3, 4]. Низкотемпературная термомеханическая обработка наиболее значительно упрочняет сплавы средней прочности (Д1, Д16, АК6) и в меньшей мере высокопрочный сплав (В95).

Высокотемпературная термомеханическая обработка с деформацией прокаткой на 25...30 % при температуре гомогенизации или несколько ниже её, хотя и значительно слабее, чем НТМО, но вполне ощутимо (на 7...15 %) повышает прочностные свойства алюминиевых сплавов средней прочности и не оказывает заметного влияния на упрочнение высокопрочного сплава (В95).

В настоящей работе рассмотрено влияние термомеханической обработки на структуру и свойства алюминий-магний-литиевых сплавов 1420 и 1421. Эксперименты осуществляли на образцах размерами 15×15×140 мм, вырезанных из штамповок, полученных из слитков промышленных сплавов сплава 1420 химического состава (мас. %): 5,26 % Mg; 2,06 % Li; 0,05 % Mn; 0,069 % Si;

0,073 % Fe; 0,096 % Zr; 0,018 % Cu; 0,01 % Ti, остальное – алюминий) и сплава 1421 (5,29 % Mg; 2,20 % Li; 0,06 % Mn; 0,14 % Si; 0,11 % Fe; 0,15 % Zr; 0,21 % Sc; остальное – алюминий).

Отметим, что сплав 1420 являлся промышленным сплавом системы Al–Li–Mg и изучен достаточно подробно [1, 2, 5 и др.]. С 1985 года серийном производстве находится алюминий-магний-литиевый сплав 1421, отличающийся от сплава 1420 наличием добавки скандия [2, 6 и др.]. Этот сплав характеризуется повышенной прочностью, особенно пределом текучести, высоким сопротивлением повторным нагрузкам и лучшей свариваемостью, чем сплав 1420. Как известно [2, 6 и др.] в сплав 1421 скандий вводится совместно с цирконием, который значительно растворяется в фазе Al₃Sc.

Деформация образцов изученных сплавов при термомеханической обработке, в основных экспериментах, осуществлялась прокаткой со степенями 15 и 30 % и скоростью 1 с⁻¹ в интервале температур 20...450 °С. Для всех вариантов обработки гомогенизация проводилась при 450 °С с выдержкой 1,5 часа после прогрева садки. Прокатке при 20...300 °С подвергали предварительно закаленные образцы. Высокотемпературную деформацию проводили при температуре нагрева под закалку (450 °С), а также после подстуживания до 400 °С.

Пластическая деформация при всех изучен-

ных температурах (20...450 °С) по сравнению с закаленным недеформированным состоянием привела к повышению твердости сплавов (рис. 1). Максимальное упрочнение обеспечила деформация, проводимая в температурном интервале интенсивного развития процессов старения (150...170 °С).

Деформация при температуре гомогенизации (450 °С) дает сравнительно небольшое упрочнение. При этой обработке процессы рекристаллизации оказались практически полностью подавленными, а на границах зерен формировалась зубчатость, характерная для ВТМО (рис. 2).

Снижение температуры деформации до 400 °С сопровождалось некоторым понижением

твердости. Одновременно наблюдалось изменение параметра решеток твердых растворов и удельного электросопротивления (табл. 1).

Изменение параметра решетки и удельного электросопротивления подтверждает наличие распада пересыщенного твердого раствора сплавов 1420 и 1421 при холодной деформации и, в большей мере, при нагреве и прокатке в интервале 150...170 °С (см. табл. 1).

Свойства сплавов 1420 и 1421 изучали после искусственного старения при температурах 150 и 170 °С с выдержками до 24 и 12 ч соответственно.

Установлено, что, старение закаленных и деформированных при всех исследованных темпера-

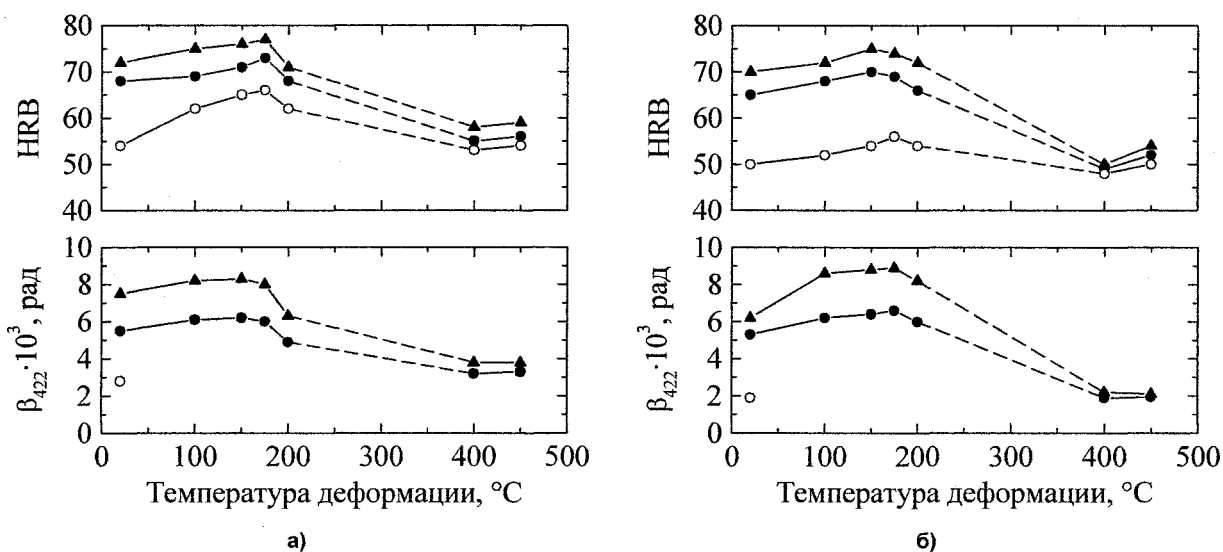


Рис. 1. Зависимость твердости и физического уширения линии (422)_{α1} сплавов 1420 (а) и 1421 (б) от температуры деформации: ▲ — деформация 30 %; ● — деформация 15 %; ○ — без деформации

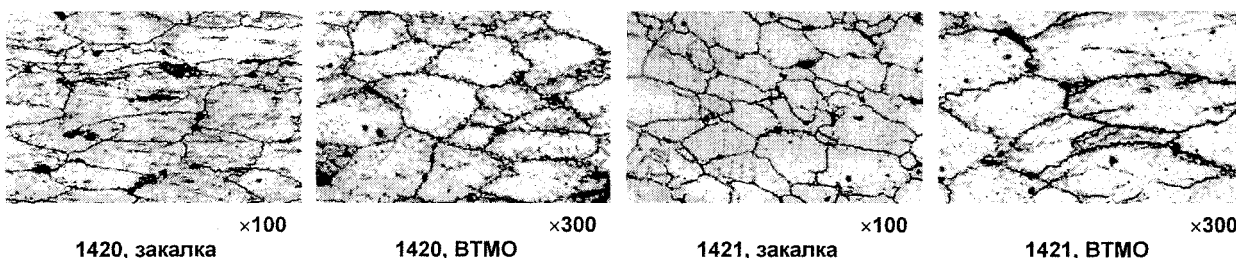


Рис. 2. Микроструктура сплавов 1420 и 1421 после закалки и ВТМО

Изменение параметра решетки твердого раствора (a) и удельного электросопротивления (ρ) сплавов 1420 и 1421 в зависимости от температуры деформации

| Параметры | Закалка | Деформация | | | | |
|-----------------|---------|-------------|-------------|--------------|--------------|--------------|
| | | 20 °С, 15 % | 20 °С, 30 % | 150 °С, 30 % | 170 °С, 30 % | 450 °С, 30 % |
| a , нм | 0,4075 | 0,4074 | 0,4073 | 0,4070 | 0,4069 | 0,4076 |
| | 0,4065 | 0,4064 | 0,4063 | 0,4062 | 0,4063 | 0,4066 |
| ρ , мкОм·м | 0,1288 | 0,1273 | 0,1262 | 0,1226 | 0,1231 | 0,1295 |
| | 0,1250 | 0,1232 | 0,1214 | 0,1182 | 0,1185 | 0,1271 |

Примечание. В числителе приведены значения для сплава 1421, в знаменателе — для сплава 1420.

турах образцов сплава 1420 при 150 °С сопровождается повышением прочностных характеристик вплоть до 24 часов выдержки. Для закаленного сплава 1421 максимум упрочнения при 150 °С соответствует 16...24-часовой выдержке. Холодная и теплая деформации этого сплава, ускоряя процессы распада пересыщенного твердого раствора, смещают максимум прочностных характеристик в сторону меньшей продолжительности выдержки (к 12 ч). Повышение температуры старения до 170 °С и увеличение длительности выдержки до 24 ч не приводит к понижению значений пределов прочности и текучести закаленного сплава 1420. Для деформированных образцов максимальные значения прочностных характеристик достигаются при длительности выдержки 12 ч.

Обращает на себя внимание также относительно небольшое изменение свойств сплавов, подвергнутых НТМО, с увеличением продолжительности старения в пределах исследованных выдержек. Это в некоторой мере обусловлено высокой исходной прочностью, но главная причина заключается, видимо, в том, что интенсивное развитие процессов старения и роста прочностных свойств наблюдается в ходе обработки и на начальных стадиях выдержки.

Важно отметить, что при использовании деформации при 150 °С формируется более благоприятное соотношение между прочностными характеристиками, пластичностью и ударной вязкостью, чем при холодном наклепе. Следует подчеркнуть, что упрочнение сплава 1421 при НТМО больше, чем сплава 1420.

Наибольшее повышение прочностных свойств как сплава 1420, так и 1421 обеспечивает прокатка при 150 °С с обжатием 30 % (табл. 2). После такой обработки значения пределов текучести и прочности сплава 1420 повышаются на 35...50 МПа (8...12 %) и 13...35 МПа (2...7 %) соответственно. Пределы текучести и прочности сплава 1421 возрастают на 60...66 МПа (13,5...15 %) и 54...57 МПа (9...11 %) соответственно. Упрочнение сплавов при НТМО сопровождается снижением относительного удлинения (δ) на 33 и 26 % (сплав 1420); 49 и 42 % (сплав 1421), а также уменьшением KCV на 37...44 % (холодная деформация) и 18...22 % (деформация при 150 °С). Важно отметить, что при использовании деформации при 150 °С формируется более благоприятное соотношение между прочностными характеристиками, пластичностью и ударной вязкостью, чем при холодном наклепе. Следует подчеркнуть, что упрочнение сплава 1421 при НТМО больше, чем сплава 1420.

ВТМО, хотя и значительно слабее, чем НТМО, но вполне ощутимо повышает прочностные свойства сплавов 1420 и 1421: по сравнению с недеформированным состоянием пределы текучести и прочности возрастают на 15...20 МПа, т.е. на 2,5...4,5 %. Одновременно после такой обработки увеличивается пластичность на 6...23 % и ударная вязкость на 14...28 %.

Исследование поверхности разрушения ударных образцов сплавов 1420 и 1421 показало, что развитие трещин происходит как по телу, так и по границам зерен. Соответственно изломы состояли из участков транс- и интеркристаллитного разру-

Таблица 2
Механические свойства сплава 1420 и 1421 после старения по оптимальным режимам

| Обработка | σ_B , МПа | $\sigma_{0,2}$, МПа | δ , % | KCV, кДж/м ² |
|--|------------------|----------------------|--------------|-------------------------|
| 450 °С – 1,5 ч, вода + + 170 °С – 12 ч | <u>520</u> | <u>402</u> | <u>6,8</u> | <u>86</u> |
| | 541 | 424 | 10,0 | 65 |
| | <u>525</u> | <u>405</u> | <u>6,4</u> | <u>82</u> |
| 450 °С – 1,5 ч, вода + деф. 30 % при 20 °С + + 170 °С – 12 ч | <u>542</u> | <u>440</u> | <u>4,6</u> | <u>55</u> |
| | 595 | 493 | 5,0 | 37 |
| | <u>530</u> | <u>425</u> | <u>4,6</u> | <u>60</u> |
| 450 °С – 1,5 ч, вода + деф. 30 % при 150 °С + + 170 °С – 12 ч | <u>550</u> | <u>450</u> | <u>5,0</u> | <u>70</u> |
| | 600 | 495 | 5,6 | 51 |
| | <u>538</u> | <u>440</u> | <u>5,2</u> | <u>73</u> |
| 450 °С – 1,5 ч, деф. 30 %, вода + + 170 °С – 12 ч | <u>535</u> | <u>425</u> | <u>8,4</u> | <u>98</u> |
| | 560 | 455 | 10,4 | 85 |

Примечание. В знаменателе приведены значения для сплава 1421.

шения, причем последние, как правило, связаны с вторичными трещинами. ВТМО не изменила характера разрушения образцов исследованных сплавов при динамическом нагружении, однако существенно уменьшила количество ярко выраженных зернограницных фасеток.

Дополнительно оценивалось также влияние ВТМО на малоцикловую усталость сплава 1421. Испытания при малоцикловой усталости проводились на установке INSTRON. Как видно из рис. 3, кривая усталости в малоцикловой области для сплава 1421, обработанного по обычному режиму (закалка от 450 °С + старение 170 °С, 12 ч), располагается ниже кривой усталости сплава, подвергнутого высокотемпературной термомеханической обработке. Кроме того, обработка в режиме ВТМО уменьшает рассеяние результатов.

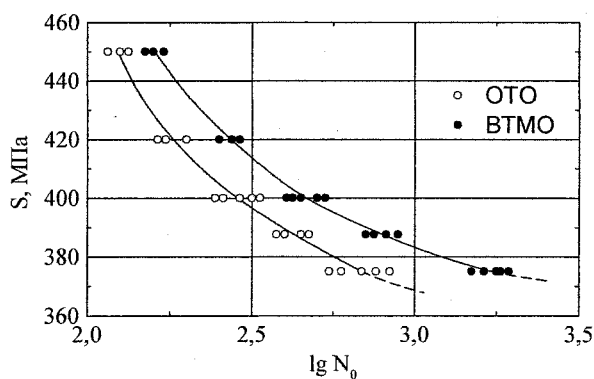


Рис. 3. Кривые усталости сплава 1421 в условиях малоцикловых испытаний

Из полученных результатов следует, что наиболее значительное повышение прочностных характеристик алюминий-магний-литиевых сплавов 1420 и 1421 обеспечивает НТМО с деформацией в районе температур оптимального старения. Вместе с тем, низкотемпературная термомеханическая обработка снижает пластичность и ударную вязкость

алюминиевых сплавов 1420 и 1421. Это влияние НТМО менее выражено при деформации в температурном интервале дисперсионного твердения, чем при холодном наклепе.

ВТМО обеспечивает незначительное повышение прочностных свойств сплавов 1420 и 1421 (σ_B и $\sigma_{0,2}$ возрастают на 2,5...4,5 %). Но эта обработка заметно увеличивает их пластичность (на 6...2 %), повышает ударную вязкость (на 13...28 %) и уменьшает склонность к интеркристаллитному охрупчиванию. Одновременно ВТМО повышает сопротивление сплавов 1420 и 1421 усталости, в том числе и малоцикловой.

Литература

1. Фридляндер, И.Н. Алюминиевые деформируемые конструкционные сплавы / И.Н. Фридляндер. – М.: Металлургия, 1979. – 208 с.
2. Фридляндер, И.Н. Конструкционные алюминий-литиевые сплавы / И.Н. Фридляндер // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 1990. – № 4. – С. 2–8.
3. Рабинович, М.Х. Термомеханическая обработка алюминиевых сплавов / М.Х. Рабинович. – М.: Машиностроение, 1972. – 160 с.
4. Исследование упрочнения алюминиевых сплавов после различных режимов термомеханической обработки / Н.Т. Карева, М.А. Смирнов, Ю.Д. Корягин, И.Я. Зальцман // *Технология легких сплавов*. – 1976. – № 5. – С. 18–25.
5. Корягин, Ю.Д. Структура и свойства сплавов системы Al–Mg–Li, упрочненных термической обработкой и деформацией / Ю.Д. Корягин, Б.К. Метелев, А.Ю. Данилович // *Технология легких сплавов*. – 1991. – № 9–10. – С. 35–39.
6. О легировании алюминиевых сплавов добавками скандия и циркония / В.Г. Давыдов, В.И. Елагин, В.В. Захаров, Т.Д. Ростова // *Цветные металлы и сплавы*. – 1996. – № 8. – С. 25–30.

Поступила в редакцию 2 сентября 2010 г.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ СПОСОБА ПЛАСТИЧЕСКОГО СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ МЕТАЛЛОВ

М.Ю. Семашко, В.Г. Шеркунов, Е.В. Экк, В.И. Трусковский, В.М. Мезенцев

EXPERIMENTAL STUDY OF A METHOD OF PLASTIC STRUCTURIZATION OF METALS

M.Yu. Semashko, V.G. Sherkunov, E.V. Eck, V.I. Truskovsky, V.M. Mezentsev

В ходе параллельных экспериментальных и компьютерных экспериментов было произведено исследование способа пластического структурообразования металлов, определены величины деформаций и потребное усилие деформирования, сделан вывод о возможности дальнейшего использования программы *Deform* при изучении предложенного способа.

Ключевые слова: экспериментальное исследование, компьютерное моделирование, натурный эксперимент, деформация, усилие, заготовка.

Method of plastic structurization of metals has been studied during parallel experimental and computers researches, degree of deformations and necessary force was defined; the conclusion is drawn on possibility of further use of the *Deform* computer program in studying of the proposed method.

Keywords: experimental study, computer modeling, natural experiment, deformation, force, workpiece.

Способ обработки металлов давлением, состоящий из комбинации уже известных операций свободной осадки, закрытой осадки, а также операций выдавливания [1, 2], исследуемый на кафедре «Машины и технологии обработки материалов давлением» Южно-Уральского государственного университета, направлен на то, чтобы путем циклического деформирования воздействовать на структуру металла с целью ее измельчения.

Проведение натурального эксперимента является ключевым этапом в цикле научных исследований. Он позволяет на практике подтвердить или опровергнуть все возможные гипотезы и предположения.

Наиважнейшей целью исследований является выявление изменений в структуре материала заготовки, полученной в результате деформирования по предложенной схеме.

Для достижения поставленной цели в ходе экспериментальных исследований решались следующие задачи:

- получение экспериментальных данных о характере формоизменения заготовки;
- определение степени деформации на каждом переходе цикла;
- определение величины усилия деформирования;
- сходимости экспериментальных данных и данных, полученных путем компьютерного моделирования.

Для проведения исследований была изготовлена технологическая оснастка, состоящая из основания, подвижной матрицы и пуансона. Исследования осуществлялись на гидравлическом прессе усилием 500 тс в лаборатории кафедры «Машины и технологии обработки материалов давлением».

В качестве экспериментальных образцов использовались отлитые свинцовые заготовки, состоящие из двух половин, на одну из которых была нанесена сетка (рис. 1). Затем заготовки подогревались в печи и соединялись при помощи сплава

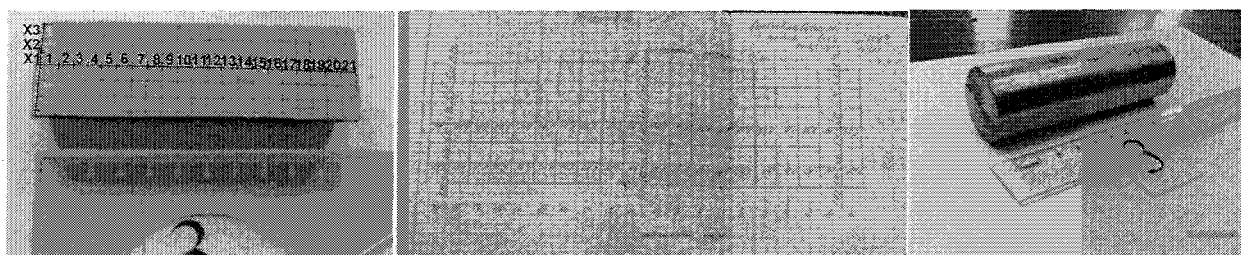


Рис. 1. Заготовка для последующей обработки давлением

Вуда. Исходные размеры полученной заготовки: высота $H = 120$ мм, диаметр заготовки $D = 35$ мм. В качестве смазки использовано машинное масло.

Параллельно производилось моделирование процесса в программе Deform 2D.

В качестве деформируемого материала задан свинец (Lead). Размеры заготовки: высота $H = 120$ мм, диаметр заготовки $D = 35$ мм. Коэффициент трения принят 0,12.

Для исследований поведения металла, а также компьютерной модели на каждом переходе цикла обработки давлением осуществлялись: свободная осадка, закрытая осадка, закрытая прошивка и обратное выдавливание (рис. 2).

При перемещении пуансона на 14 мм осуществляется свободная осадка (рис. 2, а) заготовки, на этом этапе можно заключить, что в очаг деформирования попали продольные ячейки, находящиеся между 1 и 8 сечениями. Наибольшее растяжение получили поперечные ячейки $x1$ и $x2$ в районе сечений 4, 5, 6. Наибольшая величина радиальной деформации растяжения составила 0,44 (рис. 3, а). Величина усилия деформирования составила 60–70 кН.

На рис. 3, б приведены данные, полученные в пакете Deform 2D. Представленная стадия соответствует шагу № 70. Пуансон переместился на 14 мм. Очаг наибольшего растяжения расположен у оси симметрии заготовки в районе наибольшего диа-

метра. Наибольшая степень деформации 0,37. Усилие деформирования, необходимое для осуществления процесса свободной осадки, на 70 шаге составляет 56,4 кН (рис. 4, а).

Для анализа продольных деформаций был произведен замер искаженной сетки в соответствующих сечениях, на основании которого построены графики величины деформации ячеек (рис. 3, в). Согласно графикам, а также при наружном осмотре можно заключить, что наибольшие действительные деформации сжатия возникают в центре очага деформации, их максимальные значения составляют $-1,00 \dots -1,20$, что возникает на высоте 11 мм от нижнего среза заготовки на второй линии от центра $x2$. Сечения 3, 4 и 5 подвержены наибольшим деформациям сжатия на рассматриваемом этапе.

Величина максимальной деформации сжатия при моделировании рассматриваемого этапа в пакете Deform составляет 0,74 и находится в центре заготовки на высоте 8,35 мм (рис. 3, г).

При перемещении пуансона на 67–68 мм осуществляется стадия закрытой осадки (рис. 2, б). Особенность закрытой осадки состоит в том, что, деформируясь, металл заготовки воздействует на подвижную матрицу и тем самым поднимает ее, причем направление движения металла в этой области противоположно движению пуансона. Усилие, необходимое для осуществления процесса

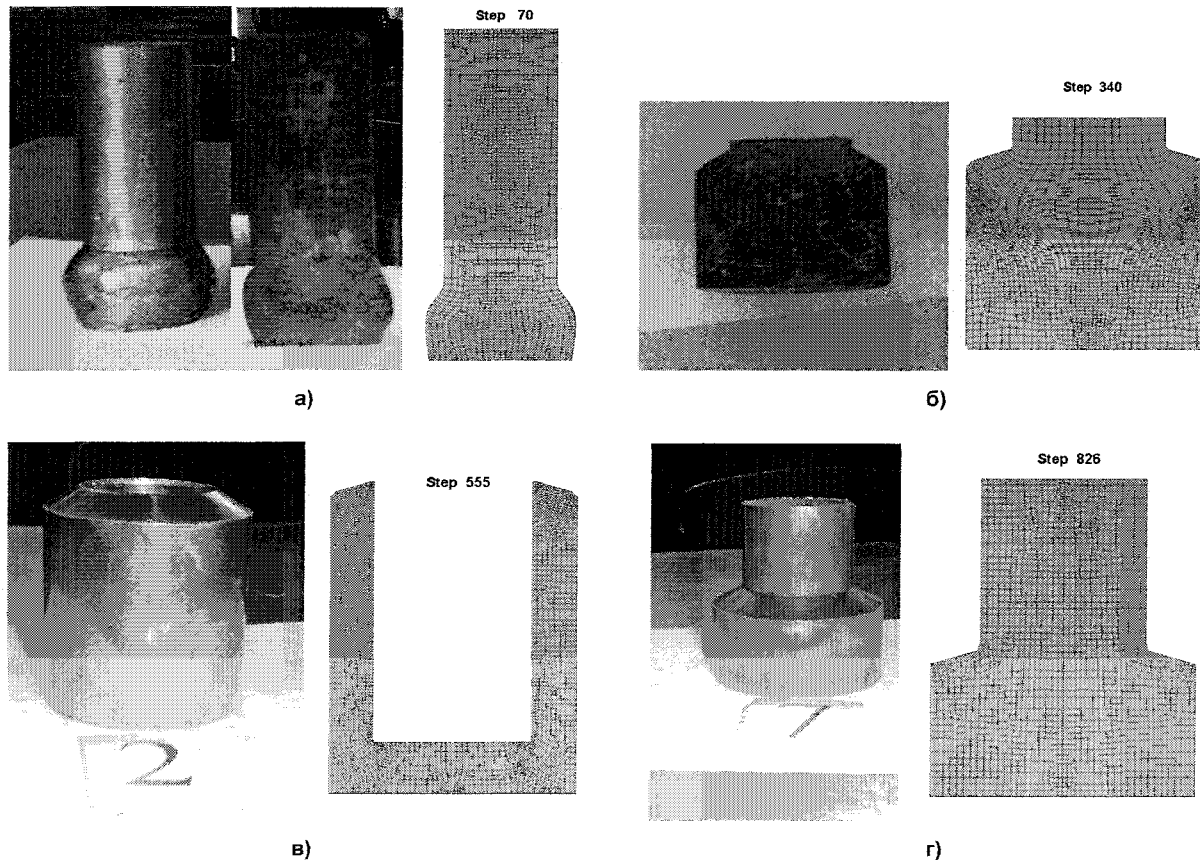
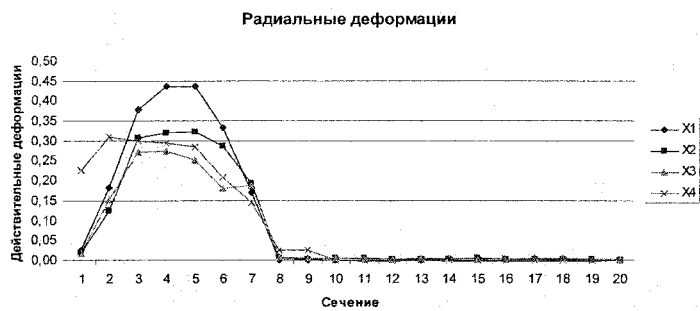
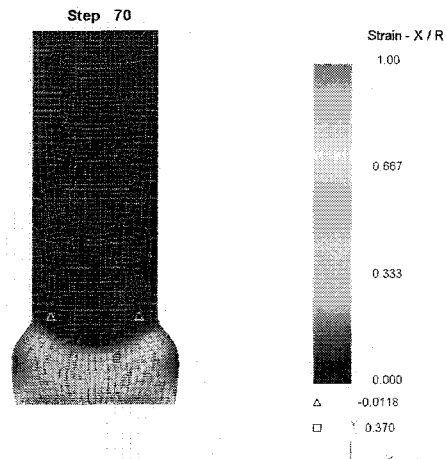


Рис. 2. Цикл исследуемого процесса: а – свободная осадка; б – закрытая осадка; в – закрытая прошивка; г – обратное выдавливание



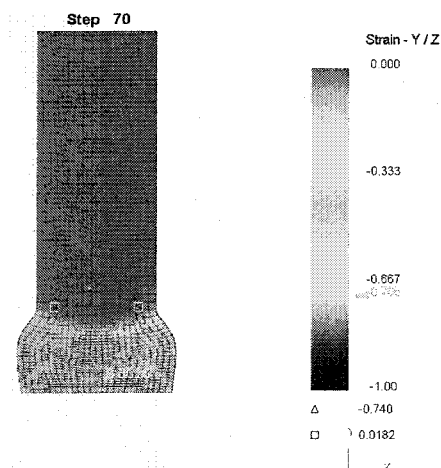
а) радиальные деформации на стадии свободной осадки (экспериментальные)



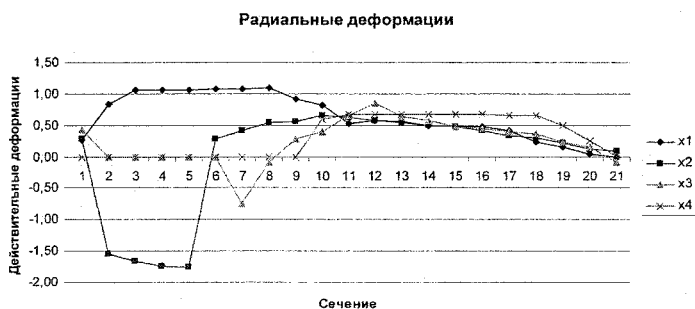
б) распределение радиальных деформаций на стадии свободной осадки в пакете Deform



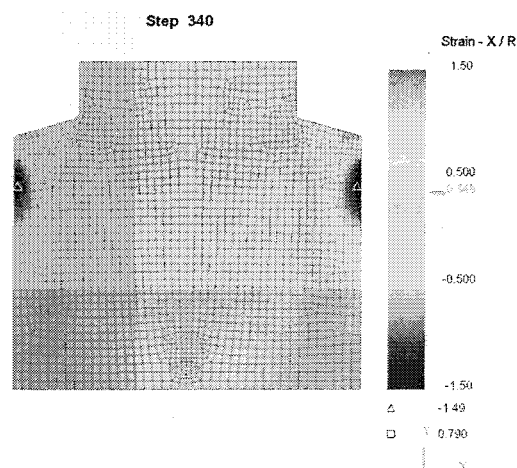
в) продольные деформации на стадии свободной осадки (экспериментальные)



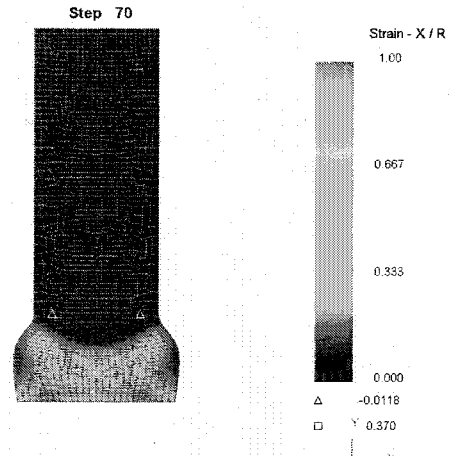
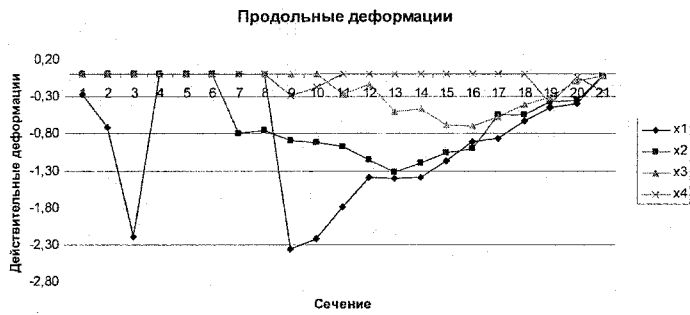
г) распределение продольных деформаций на стадии свободной осадки в пакете Deform



д) радиальные деформации на стадии закрытой осадки (экспериментальные)

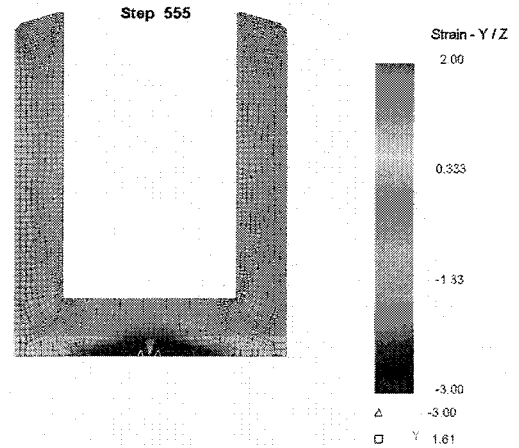
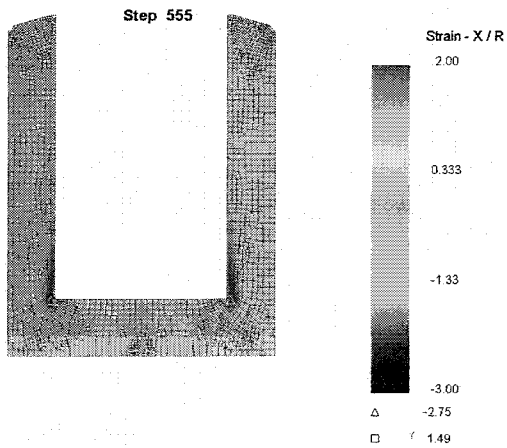


е) распределение радиальных деформаций на стадии закрытой осадки в пакете Deform



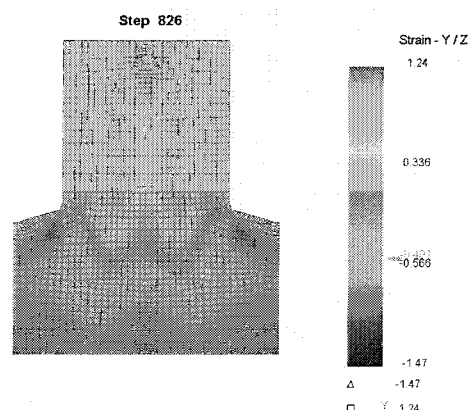
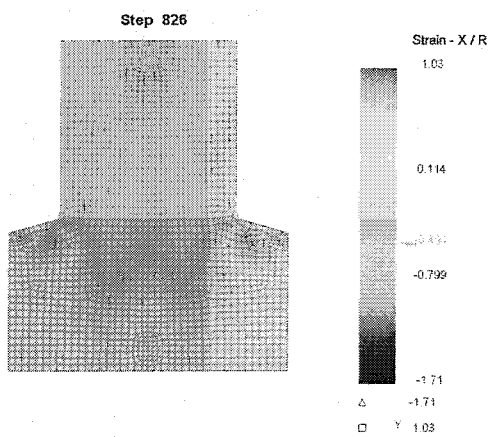
ж) Продольные деформации на стадии закрытой осадки (экспериментальные)

з) Распределение продольных деформаций на стадии свободной осадки в пакете Deform



и) Распределение радиальных деформаций на стадии закрытой прошивки в пакете Deform

к) Распределение продольных деформаций на стадии закрытой прошивки в пакете Deform



л) Распределение радиальных деформаций на стадии обратного выдавливания в пакете Deform

м) Распределение продольных деформаций на стадии обратного выдавливания в пакете Deform

Рис. 3. Сравнение величин деформаций натурального и компьютерного экспериментов

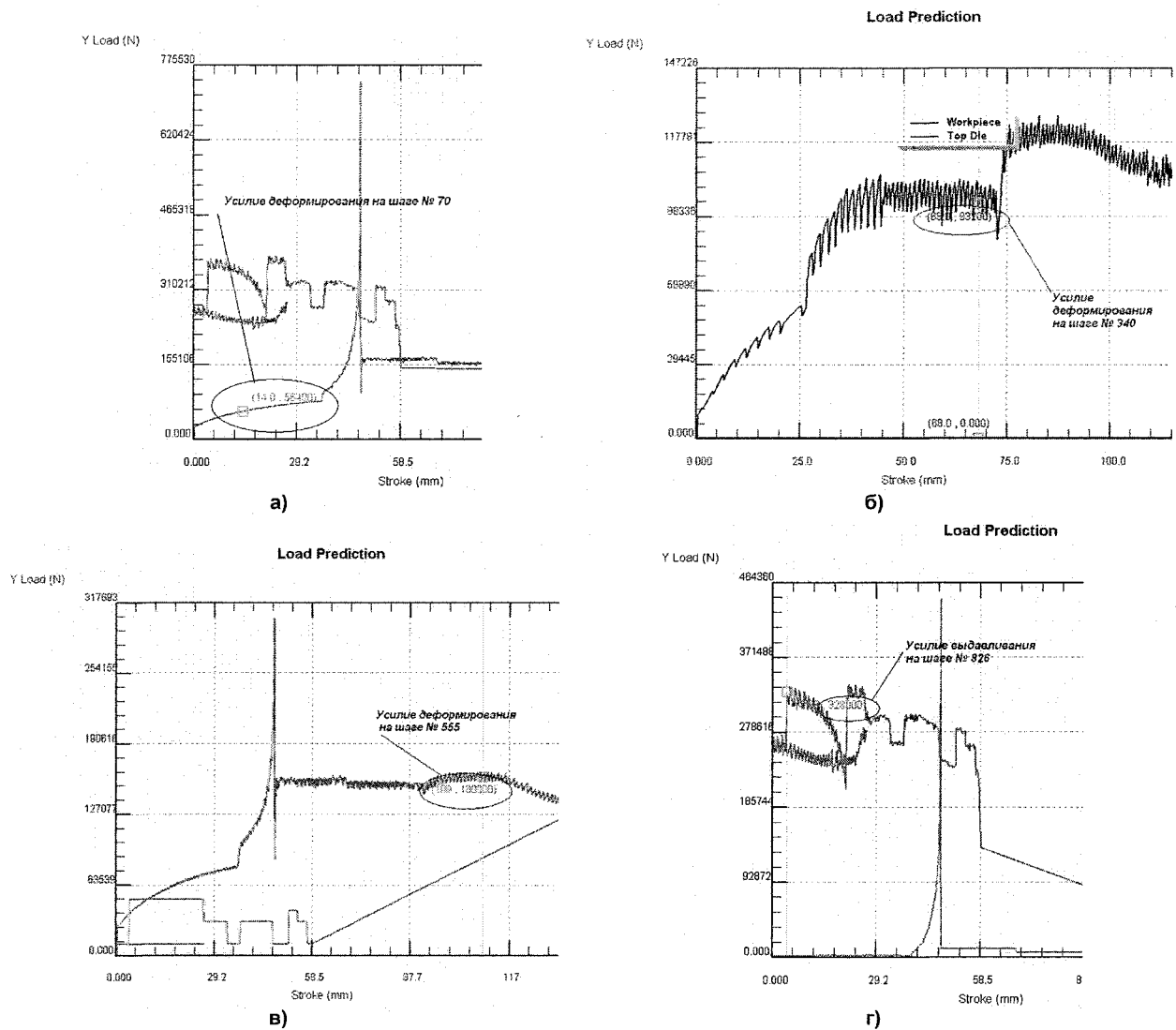


Рис. 4. Величина усилия деформирования в пакете Deform:
 а – свободная осадка; б – закрытая осадка; в – закрытая прошивка; д – обратное выдавливание

закрытой осадки, составляет порядка 100 кН. Оно складывается из усилия, необходимого для формоизменения заготовки, и усилия, необходимого для поднятия веса матрицы.

Анализируя полученные данные можно заключить, что в радиальном направлении в продольном сечении заготовки образовались области как растяжения, так и сжатия. Из графика (рис. 3, д) можно заключить, что центральная область ячейки x1 растягиваются по всем сечениям, наибольшее значение относительной деформации порядка 2 расположено в сечениях с 3 по 8. Область наибольшего растяжения расположена на расстоянии 6–7 мм от нижнего среза заготовки. Ячейки x2 до 6-го сечения расположены в угловой застойной зоне – зоне сжатия, где величина сжимающих деформаций достигает –1,76. В остальных сечениях ячейки x2 в радиальном направлении подвержены растяжению.

Величина максимальной деформации сжатия при моделировании рассматриваемого этапа в пакете Deform составляет –1,49 (рис. 3, е). Зона максимального сжатия находится в области примыкающей к стенке матрицы. Очаг наибольшего радиаль-

ного растяжения расположен на расстоянии 5–6 мм от нижнего среза в области оси симметрии заготовки. Величина деформации там составляет –1,59.

На основании проведенного эксперимента и анализа построенных графиков (рис. 3, ж) можно заключить, что наибольшие действительные продольные деформации сжатия возникают в районе оси симметрии заготовки на расстоянии нескольких сантиметров от нижнего торца заготовки, их величина достигает 2,35. В области x4 в сечениях 11, 12, 13, 14, 15, 16, 17, 18 происходит вырождение крайней линии, ограничивающей эту область.

Аналогичную картину можно наблюдать при моделировании процесса в пакете Deform (рис. 3, з). В продольном сечении заготовки область максимального сжатия расположена вблизи нижнего торца заготовки и ярко выражена. Максимальное значение продольной действительной деформации составляет –1,8. Усилие деформирования, необходимое для осуществления процесса закрытой осадки, составляет 93,2 кН при перемещении пуансона на 68 мм (рис. 4, б).

Закрытая прошивка (рис. 2, в) осуществляется путем перемещения пуансона на 108 мм. Заготовка

Сравнение компьютерного и натурального экспериментов

| Рад. деф. | | | Прод. деф. | | | Усилие, кН | | |
|-----------------------|-------|-------------|------------|-------|-------------|------------|------|-------------|
| нат. | мод. | расхожд., % | нат. | мод. | расхожд., % | нат. | мод. | расхожд., % |
| 0,44 | 0,37 | 15,0 | -1,0 | -0,74 | 26,0 | 60-70 | 56,4 | 6,0 |
| Закрытая осадка | | | | | | | | |
| Рад. деф. | | | Прод. деф. | | | Усилие, кН | | |
| нат. | мод. | расхожд., % | нат. | мод. | расхожд., % | нат. | мод. | расхожд., % |
| -1,76 | -1,59 | 9,0 | -2,3 | -1,8 | 21,0 | 100 | 93,2 | 6,8 |
| Закрытая прошивка | | | | | | | | |
| Рад. деф. | | | Прод. деф. | | | Усилие, кН | | |
| нат. | мод. | расхожд., % | нат. | мод. | расхожд., % | нат. | мод. | расхожд., % |
| -- | 1,49 | -- | -2,75 | 150 | 160 | 6,25 | -- | 1,49 |
| Обратное выдавливание | | | | | | | | |
| Рад. деф. | | | Прод. деф. | | | Усилие, кН | | |
| нат. | мод. | расхожд., % | нат. | мод. | расхожд., % | нат. | мод. | расхожд., % |
| -- | -1,71 | -- | -- | 300 | 328 | 8,5 | -- | -1,71 |

преобразуется в «стакан» с высотой дна 11 мм, общей высотой стакана 58 мм. На рассмотренном этапе подвижная матрица поднялась вверх на 74 мм. При осуществлении операции матрица выполняет еще и роль противодействия, необходимого для формирования ровной бездефектной поверхности заготовки и полного заполнения углов. При деформировании свинцовых заготовок веса матрицы оказалось достаточно для того, чтобы обеспечить заполнение углов и предотвратить образование дефектов. Величина усилия деформирования, необходимого для осуществления операции закрытой прошивки составила порядка 150 кН. На рассматриваемом этапе оказалось проблематичным замерить размер ячеек сетки, поэтому для оценки величины деформации в дальнейшем был использован пакет Deform. Шаг № 555 наиболее полно иллюстрирует параметры процесса закрытой прошивки. Усилие, замеренное в процессе моделирования, составило 160 кН (рис. 4, в).

Картина распределения радиальных деформаций представлена на рис. 3, и. В области под пуансоном заготовка растягивается, и максимальная величина действительных деформаций составляет 1,49 у основания заготовки. Во внутренних углах «стакана» образовалась область интенсивного радиального сжатия, действительные деформации достигают там величины -2,75.

В продольном направлении, как показывает рис. 3, к, область наибольшего сжатия расположена под пуансоном и примыкает к нижнему торцу заготовки, там величина максимальной действительной деформации сжатия составляет -3,00. Стенки «стакана» растягиваются с различной интенсивностью, поскольку скорости движения пуансона, сжимающего металл, и металла, поднимающего матрицу, неодинаковы. Поэтому у внутренней стенки стакана металл растягивается в продольном направлении, а у наружной стенки сжимается. Максимальная действительная деформация растяжения находится в угловой зоне и составляет 1,61.

Операция выдавливания проиллюстрирована на рис. 2, г. Для осуществления этого процесса воздействие на материал происходит при помощи подвижной матрицы. Она перемещается на 70 мм, максимально выдавливая металл в цилиндрическую полость под пуансоном, поднимая его. Пуансон не вынимается из матрицы, а выполняет роль

противодавления, образованного за счет его собственного веса и величины гидростатического давления, действующего на его боковые поверхности со стороны заготовки. Величина усилия выдавливания составила порядка 300 кН.

Рассматриваемая стадия обратного выдавливания соответствует 826 шагу моделирования в пакете Deform. Моделируя процесс в пакете Deform величина усилия составила 328 кН (рис. 4, г).

На рис. 3, л, м представлены величины радиальной и осевой деформаций на рассматриваемом шаге. Интенсивность деформаций на данном этапе при распределении по продольному сечению составляет от 2 до 8.

Выводы

В ходе проведения натурального эксперимента были полученные качественные образцы с измененной макро- и микроструктурой, было оценено и описано качество деформируемых образцов на каждом переходе цикла исследуемого процесса, определено требуемое усилие деформирования и степени деформаций в радиальном и продольном направлениях (таблица).

Проведенное исследование показало хорошую сходимость результатов компьютерного моделирования в пакете Deform 2D и натурального эксперимента. На каждом переходе величины усилий, полученных путем компьютерного моделирования, отличается от натуральных на 6-8 % (см. таблицу). Значение степеней деформации, полученные при компьютерном и натуральном экспериментах несколько отличаются (9-26 %, см. таблицу). Но несмотря на это можно сделать заключение о целесообразности использования программы Deform для изучения способа пластического структурообразования металлов.

Литература

1. Сторожев, М.В. Теория обработки металлов давлением / М.В. Сторожев, Е.А. Попов. - М.: Машиностроение, 1971. - 424 с.
2. Дмитриев, А.М. Технологияковки и объемной штамповки. Объемная штамповка выдавливанием: учеб. для вузов по специальности «Машины и технология обработки материалов давлением» / А.М. Дмитриев, А.Л. Воронцов. - М.: Высш. шк., 2002. - 400 с.

Поступила в редакцию 13 сентября 2010 г.

СНИЖЕНИЕ РАСХОДНОГО КОЭФФИЦИЕНТА ПРИ ИЗГОТОВЛЕНИИ ТРУБ

Б.В. Баричко, Я.И. Космацкий

DECREASING THE DISCHARGE COEFFICIENT IN MANUFACTURE OF PIPES

B.V. Barichko, Ya.I. Kosmatsky

Представлена постановка задачи на снижение расходного коэффициента при производстве труб по маршруту прессование – редуцирование. Проанализированы возможные способы устранения утолщения стенки на заднем участке. Получены аналитические зависимости для определения параметров пресс-иглы, позволяющие проектировать профилировку рабочего инструмента при изготовлении труб с устранением утолщения стенки на заднем участке.

Ключевые слова: прессование металлов, редуцирование труб, параметры пресс-иглы, утолщение стенки трубы.

Problem statement of decrease of discharge coefficient in manufacture of pipes on a pressing – reduction route is presented. Possible ways of elimination of wall thickening on the back part are analysed. Analytical dependences for determination of parameters of the press needle are received, allowing to project profiling of the working tool at manufacturing of pipes with elimination of wall thickening on the back part.

Keywords: pressing of metals, reduction of pipes, parameters of the press needle, pipe wall thickening.

Трубы небольших диаметров (менее 70 мм) неэкономично получать непосредственно на трубопрессовых агрегатах из-за снижения производительности установок или вообще невозможно по технологическим причинам (вследствие малого внутреннего диаметра).

Входя в состав трубопрессовых агрегатов, редуционные станы позволяют значительно расширить сортамент выпускаемых труб. Редуционные станы предназначены для уменьшения наружного диаметра трубы, при этом толщина стенки может увеличиваться, уменьшаться или оставаться неизменной.

При малых степенях редуцирования сопротивление продольному истечению оказывается больше сопротивления истечению внутрь, что вызывает утолщение стенки. С ростом величины деформации интенсивность утолщения стенки возрастает. Однако вместе с тем возрастает и сопротивление истечению внутрь трубы. При определённой величине редуцирования утолщение стенки достигает своего максимума и последующее увеличение степени редуцирования приводит к более интенсивному росту сопротивления истечения внутрь и в результате утолщение начинает уменьшаться.

При редуцировании с натяжением условия деформации концов труб отличаются от условий деформации середины трубы, когда процесс прокатки уже стабилизировался. В процессе заполне-

ния стана или при выходе трубы из стана концы трубы воспринимают лишь часть натяжения, а прокатка, например в первой клетки до момента захода трубы во вторую клетку, проходит без натяжения. В результате концы труб всегда утолщаются, что является недостатком процесса редуцирования с натяжением [1]. Участок заднего конца трубы-изделия с утолщённой стенкой изображён на рис. 1.

Длина заднего участка трубы с утолщённой стенкой зависит от ряда параметров, изменяя которые можно уменьшить, а, возможно, и устранить этот участок.

Во-первых, скоростные режимы редуцирования. Индивидуальный привод валков каждой клетки с тонкой регулировкой их скорости позволяет создавать разные режимы натяжения. Во-вторых, температура нагрева передельной трубы. Увеличение температуры нагрева заднего участка передельной трубы, на длине которого возможно утолщение стенки, приведёт к изменению условий деформации, таким образом компенсируя недостаток натяжения заднего участка трубы. В-третьих, прессование передельных труб с уменьшением толщины стенки на заднем участке, компенсируя при этом последующее её увеличение при редуцировании.

Уменьшение длины заднего участка трубы с утолщённой стенкой за счёт разработки необходимых скоростных режимов редуцирования требу-

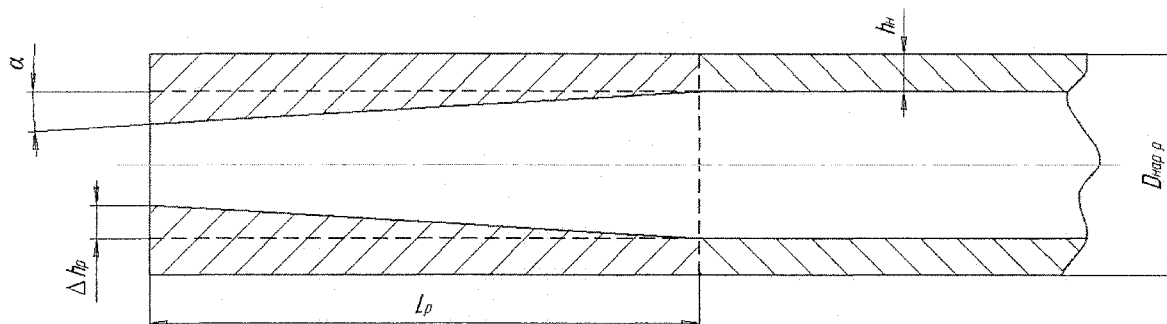


Рис. 1. Участок заднего конца редуцированной трубы с утолщенной стенкой: Δh_p – разница между номинальной толщиной стенки и максимальным значением толщины стенки, мм; α – угол наклона внутренней поверхности утолщенного конца трубы к наружной, град; L_p – длина утолщенного заднего участка редуцированной трубы, мм; $D_{нар.р}$ – наружный диаметр редуцированной трубы, мм; h_n – номинальная толщина стенки трубы после редуцирования, мм

ет точного соблюдения скоростных параметров для того, чтобы прокатка протекала по расчётному режиму. Технологический процесс местного нагрева сложно осуществить, так как требуется стабильное положение переходной зоны, разделяющей температуру нагрева основной части трубы и повышенную температуру заднего участка с утолщенной стенкой [2].

Не изменяя этих параметров, можно устранить участок с утолщенной стенкой, изготавливая методом прямого прессования соответствующую передельную трубу. Для этого необходимо использовать пресс-иглу, которая будет иметь на рабочей части три участка: цилиндрический, обеспечивающий получение передельной трубы с номинальной стенкой; конический, обеспечивающий плавное уменьшение стенки на заднем конце прессованной трубы и цилиндрический участок. Схема предлагаемой конструкции пресс-иглы показана на рис. 2.

Увеличение толщины стенки на заднем участке редуцированной трубы-изделия описывается линейной зависимостью

$$h_p = aL_p + b, \tag{1}$$

где a, b – коэффициенты, зависящие от величины отклонения толщины стенки Δh_p , где $a = -\frac{\Delta h_p}{L_p}$,

$$b = \Delta h_p + h_p.$$

Из рис. 1 видно, что разница между номинальной толщиной стенки и максимальным значением толщины стенки на заднем утолщенном участке трубы вычисляется по формуле

$$\Delta h_p = h_{max} - h_n, \tag{2}$$

где h_{max} – максимальная толщина стенки на заднем утолщенном участке трубы после редуцирования, мм; h_n – номинальная толщина стенки трубы после редуцирования, мм.

Коэффициент вытяжки после прессования на участке прессованной трубы с номинальной толщиной стенки

$$\lambda_{п1} = \frac{L_{01}}{L_{п1}} = \frac{D_k^2 - D_p^2}{D_m^2 - D_p^2}, \tag{3}$$

где L_{01} – длина участка трубы-полуфабриката, на котором после редуцирования труба имеет номи-

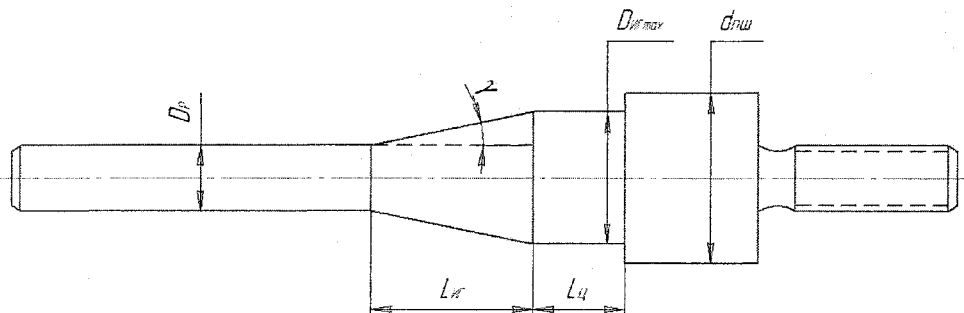


Рис. 2. Профилировка рабочей поверхности пресс-иглы: D_p – диаметр цилиндрического участка, обеспечивающего получение трубы с номинальной стенкой, мм; $L_{кр}$ – длина конического участка иглы, обеспечивающего плавное уменьшение стенки на заднем конце прессованной трубы, мм; $L_{ц}$ – цилиндрический участок, мм; $D_{иг. макс}$ – больший диаметр конического участка пресс-иглы, мм; $d_{пш}$ – диаметр под пресс-шайбу, мм; γ – угол конусности конического участка, град

нальную толщину стенки, мм; $L_{п1}$ – длина участка заготовки для прессования, на котором после редуцирования труба имеет номинальную толщину стенки, мм.

Коэффициент вытяжки после прессования на заднем участке прессованной трубы, на котором после редуцирования труба имеет утолщенную стенку,

$$\lambda_{п2} = \frac{L_{02}}{L_{п2}} = \frac{D_k^2 - D_p D_{иг max}}{D_M^2 - D_p D_{иг max}}, \quad (4)$$

где L_{02} – длина участка трубы-полуфабриката, на котором после редуцирования труба имеет утолщенную стенку, мм; $L_{п2}$ – длина участка заготовки для прессования, на котором после редуцирования труба имеет утолщенную стенку, мм; D_k – внутренний диаметр контейнера, мм; D_M – калибрующий диаметр матрицы, мм; $D_{иг}$ – наружный диаметр пресс-иглы, мм.

Тогда коэффициент вытяжки после прессования трубы-полуфабриката будет определяться как среднее геометрическое:

$$\lambda_{п} = \sqrt{\lambda_{п1} \lambda_{п2}}. \quad (5)$$

Длина утолщенного заднего участка трубы соответственно

$$L_p = \frac{\Delta h_p}{\text{tg} \alpha}, \quad (6)$$

где α – угол наклона внутренней поверхности утолщенного конца трубы к наружной, град.

Коэффициент вытяжки после редуцирования на утолщенном заднем участке редуцированной трубы

$$\lambda_p = \frac{L_p}{L_0} = \frac{\Delta h_p}{L_0 \text{tg} \alpha}. \quad (7)$$

Используя зависимость для коэффициента вытяжки при редуцировании перейдем к длине заднего участка передельной трубы. Из выражения (7) получим зависимость для длины заднего участка передельной трубы, на котором после редуцирования наблюдается утолщение стенки:

$$L_0 = \frac{\Delta h_p}{\lambda_p \text{tg} \alpha}. \quad (8)$$

Подставив выражение (8) в выражение (3), получим зависимость для диаметра конического

участка пресс-иглы, при котором толщина стенки на заднем утолщенном конце достигает своего максимального значения:

$$D_{иг max} = \sqrt{\frac{\Delta h_p D_M^2 - \lambda_p L_{п1} D_k^2 \text{tg} \alpha}{\Delta h_p - \lambda_p L_{п1} \text{tg} \alpha}}. \quad (9)$$

Тогда выражение для максимального диаметра конического участка иглы, обеспечивающего устранение утолщенного заднего конца редуцированных труб, будет иметь вид

$$D_{иг} = \sqrt{\frac{\Delta h_p D_M^2 - \lambda_p L_{п1} D_k^2 \text{tg} \alpha}{\Delta h_p - \lambda_p L_{п1} \text{tg} \alpha}} + 2\Delta h_p, \quad (10)$$

где $2\Delta h_p$ – величина, на которую изменяется внутренний диаметр редуцированных труб на заднем утолщенном конце, мм.

Из рис. 1 видно, что $\text{tg} \alpha = \Delta h_p / L_p$, тогда выражение (10) будет иметь следующий вид:

$$D_{иг} = \sqrt{\frac{D_M^2 - D_k^2 / \sqrt{\lambda_{п1} \lambda_{п2}}}{1 - 1 / \sqrt{\lambda_{п1} \lambda_{п2}}}} + 2\Delta h_p. \quad (11)$$

Аналогично, подставив выражение (6) в выражение (3), получим зависимость длины конического участка иглы от изменения толщины стенки заднего утолщенного участка трубы:

$$L_{иг} = \frac{\Delta h_p}{\lambda_p \text{tg} \alpha \sqrt{\lambda_{п1} \lambda_{п2}}}, \quad (12)$$

$$L_{иг} = \frac{L_p}{\lambda_p \sqrt{\lambda_{п1} \lambda_{п2}}}. \quad (13)$$

Таким образом, разработана методика расчета параметров процесса прессования и профилировки рабочего инструмента для получения передельных труб под последующее редуцирование, позволяющая устранить утолщение стенки на заднем конце готовых труб.

Литература

1. Шевакин, Ю.Ф. Производство труб / Ю.Ф. Шевакин, А.З. Глейберг. – М.: Металлургия, 1968. – 440 с.
2. Горячее прессование труб и профилей / Ю.В. Манегин, А.Е. Притоманов, Т. Шпиттель, А. Кнаушнер. – М.: Металлургия, 1980. – 272 с.

Поступила в редакцию 17 сентября 2010 г.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕМПЕРАТУРНЫХ ПРОЦЕССОВ С ЦЕЛЬЮ СОВЕРШЕНСТВОВАНИЯ ТЕХНОЛОГИИ СОРТОВОЙ ПРОКАТКИ

М.А. Соседкова, Ф.С. Дубинский, В.Г. Дукмасов, А.В. Выдрин

SIMULATION OF THERMAL PROCESSES WITH A VIEW TO IMPROVING THE TECHNOLOGY OF BAR ROLLING

M.A. Sosedkova, F.S. Dubinsky, V.G. Dukmasov, A.V. Vydrin

Созданы математические модели, описывающие температурные процессы, происходящие в очаге деформации и технологическом потоке стана. На их основе решены задачи оптимизации технологических режимов для достижения заданной температуры полосы и устранения неравномерности распределения температуры по длине полосы. Математические модели напряженно-деформированного состояния и температурных полей в очаге деформации позволяют решать задачи прогнозирования дефектообразования на готовом профиле. Предложены мероприятия по совершенствованию существующих и разработке новых технологий и компоновки оборудования для прокатки сортовых профилей высокого качества с помощью моделирования температурных процессов.

Ключевые слова: моделирование процессов прокатки, температурные режимы, сортовые профили, очаг деформации, оптимизация технологических режимов, калибровка прокатных валков.

Mathematical models are created describing the thermal processes occurring in the deformation focus and process stream of the mill. On this basis the problems of optimization of technological regimes to achieve desired band temperature and eliminate uneven temperature distribution along the strip are solved. Mathematical models of stress-strain state and temperature fields in the deformation focus allow to solve the problem of forecasting defect formation on the finished profile. The measures are proposed to improve existing and develop new technologies and to construct equipment for rolling high-grade sections by modeling thermal processes.

Keywords: simulation of rolling, temperature regimes, section bars, focus of deformation, optimization of technological regimes, roll sizing.

На качество прокатной продукции оказывают влияние различные технологические факторы и в том числе температурные режимы нагрева, деформации и охлаждения.

Моделирование и проектирование температурных режимов прокатки сортовых профилей служат базой для анализа и совершенствования существующих и разработки новых технологий прокатки, которые обеспечивают получение качественного конечного продукта.

Созданы математические модели, описывающие температурные процессы, происходящие в очаге деформации и технологическом потоке стана, для создания технологических процессов прокатки качественных сортовых профилей из различных металлов и сплавов.

На рис. 1 показана структурная схема решения задачи повышения качества сортового проката на основе реализации разработанных математических моделей.

Задача определения температурных режимов включает не только правильный выбор температу-

ры нагрева металла перед прокаткой, но и определение температуры металла в любой точке прокатного стана. Особенно важной эта задача является в процессе проектирования оптимальных технологий, выборе и компоновке оборудования прокатных станов.

Разработанная модель температурных режимов учитывает изменения температуры непосредственно в прокатной клети и межклетевом промежутке, в подогревающих или охлаждающих устройствах, при транспортировке металла в линии стана. Модель применима для расчета температуры различных прокатываемых материалов и может использоваться при разработке технологии прокатки на любом типе сортового стана.

Общий вид модели для определения температуры металла в любом месте прокатного стана имеет вид

$$t_i = t_{i-1} - \sum_{j=1}^{n_1} \Delta t_{n_j} + \sum_{k=1}^{n_2} \Delta t_{p_k} + \sum_{l=1}^{n_3} \Delta t_{nl} - \sum_{z=1}^{n_4} \Delta t_{oxz},$$

где t_{i-1} – температура металла в точке предыдущей



Рис. 1. Схема решения задачи повышения качества проката

го расчета или заданная температура; $\Delta t_{\text{п}}$ – потери температуры металла в процессе прокатки и транспортировки его в линии стана; $\Delta t_{\text{р}}$ – разогрев металла в процессе его деформации; $\Delta t_{\text{н}}$ – нагрев раската в различных подогревающих устройствах в технологическом потоке стана; $\Delta t_{\text{ох}}$ – охлаждение раската в различных охлаждающих устройствах на стане; $i = \overline{1, n}$ – факторы, влияющие на изменение температуры раската; $j = \overline{1, n_1}$ – факторы, способствующие охлаждению металла в процессе прокатки и транспортировки его в линии стана; $k = \overline{1, n_2}$ – факторы, вызывающие разогрев раската в процессе пластической деформации; $l = \overline{1, n_3}$ – подогревающие устройства в линии прокатного стана; $z = \overline{1, n_4}$ – охлаждающие установки в линии прокатного стана.

Созданная математическая модель позволяет решать задачи управления температурным режимом прокатки и оптимизации технологических режимов и размещения оборудования для достижения требуемой температуры полосы.

В общем виде задачу управления температурным режимом прокатки можно сформулировать следующим образом: требуется определить значения тех или иных параметров и режимов процесса, которые в условиях, наложенных на них ограничений, обеспечивали бы получение необходимой температуры металла в определенном месте прокатного стана.

Целевая функция задачи управления температурным режимом может быть представлена следующим образом:

$$\left| t^* - t(x_1, x_2, \dots, x_n) \right| \rightarrow \min,$$

где t^* , t – заданная и расчетная температуры металла; x_1, x_2, \dots, x_n – управляющие параметры.

Проанализировав составляющие температурного баланса, учитывая тип прокатного стана, а также особенности технологии и оборудования были выбраны управляющие параметры процесса. На них накладываются деформационные, кинематические, энергосиловые и другие ограничения.

В качестве управляющих в зависимости от условий процесса, типа прокатного стана и поставленных задач могут быть предложены следующие параметры: начальная температура нагрева заготовок в печи, линейный массив значений скорости прокатки и показателей деформации в проходах, длина и площадь поперечного сечения заготовки, линейный массив значений расстояний между клетями, количество проходов, а также время пауз между ними.

Большой проблемой при сортовой прокатке является неравномерность распределения температуры по длине полосы, которая в большей мере происходит за счет неодновременной пластической деформации переднего и заднего концов раската, что приводит к отклонениям размеров профиля и снижению точности прокатки. Разработанная модель температурных режимов позволяет определять не только среднемассовую температуру, но и при необходимости температуру переднего и заднего конца полосы. На рис. 2 приведена диаграмма результатов расчета температуры переднего и заднего концов полосы для условий прокатки круглого профиля диаметром 10 мм из заготовки 100 мм, длиной 10 м и температурой нагрева в печи 1200 °С на мелкосортном непрерывном стане 250 ОАО «ЧМК».

Как видно из диаграммы, максимальная разница между температурами переднего и заднего концов наблюдается на входе в первую клеть (90 °С), к последнему проходу разница уменьшается до 20 °С.

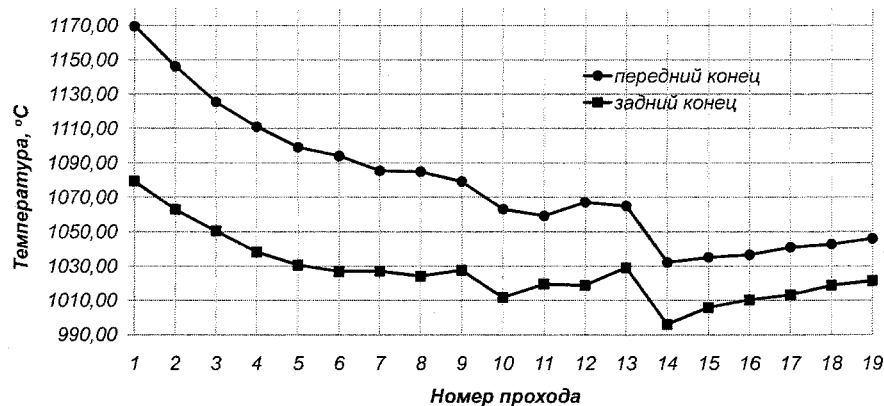


Рис. 2. Результаты расчета температуры полосы на непрерывном стане 250

На основе разработанной модели определения температурных режимов решается задача оптимизации технологических параметров для устранения неравномерности распределения температуры по длине полосы. Например, управляющими факторами в такой задаче могут быть приняты температуры нагрева переднего и заднего концов заготовки, т. е. использование технологии «косого нагрева» в методической печи, где путем регулирования подачи топлива на горелки создается разница нагрева по длине заготовки. Для обеспечения равномерной температуры по длине полосы во всех проходах в приведенном выше расчете температура нагрева заднего конца заготовки должна быть на 70 °C выше, чем переднего.

Создана математическая модель, описывающая температурные процессы, происходящие в очаге деформации при прокатке сортовых профилей [1].

Задача решена методом конечных элементов [2] на основе дифференциального уравнения теплопроводности [3]:

$$c\rho \frac{\partial T}{\partial t} = \text{div}(\lambda \cdot \overline{\text{grad}} T) + \tau_s H,$$

где c – удельная теплоемкость металла; ρ – массовая плотность металла; λ – коэффициент теплопроводности; τ_s – сопротивление металла пластической деформации сдвига; H – интенсивность скоростей деформаций сдвига.

В результате реализации метода получаем значения температуры в узлах конечно-элементной сетки T_β , которые являются решением системы линейных относительно T_β уравнений

$$k_{\alpha\beta} T_\beta = B_\alpha,$$

где α, β – глобальный номер узла.

При этом коэффициенты системы линейных уравнений определяются по формулам вида:

$$kk_{\alpha\beta} = \sum_{e=1}^8 \int_{V^{(e)}} \left[c\rho N_\alpha^{(e)} \left(v_x \frac{\partial N_\beta^{(e)}}{\partial x} + v_y \frac{\partial N_\beta^{(e)}}{\partial y} + v_z \frac{\partial N_\beta^{(e)}}{\partial z} \right) + \right.$$

$$\left. + \lambda \left(\frac{\partial N_\alpha^{(e)}}{\partial x} \cdot \frac{\partial N_\beta^{(e)}}{\partial x} + \frac{\partial N_\alpha^{(e)}}{\partial y} \cdot \frac{\partial N_\beta^{(e)}}{\partial y} + \frac{\partial N_\alpha^{(e)}}{\partial z} \cdot \frac{\partial N_\beta^{(e)}}{\partial z} \right) \right] dV - \alpha_s \int_{S_7} N_\alpha^{(2)} N_\beta^{(2)} dS.$$

Компоненты вектора свободных членов вычисляются по формулам вида:

$$B_\alpha = \sum_{e=1}^8 \int_{V^{(e)}} \tau_s H N_\alpha^{(e)} dV + \sum_{s=4}^6 \int_{S^{(s)}} c_0 \varepsilon \left[\left(\frac{T_0}{100} \right)^4 - \left(\frac{T_n}{100} \right)^4 \right] N_\alpha^{(e)} dS - \alpha_s T_b \int_{S_7} N_\alpha^{(2)} dS,$$

где $N_\alpha^{(e)}$, $N_\beta^{(e)}$ – функции формы элементов; v_x, v_y, v_z – компоненты вектора скорости материальных частиц определяются по известным формулам, полученным энергетическим методом; α_s – коэффициент теплопередачи на контактной поверхности; $V^{(e)}$ – объем конечного элемента с номером (e); $S^{(s)}$ – площадь поверхности конечного элемента.

Разработанная математическая модель температурного поля и модель напряженно-деформированного состояния в очаге деформации [4] позволили в результате численного моделирования проводить анализ возможности образования дефектов проката как при проектировании новых технологий, так и при анализе и совершенствовании существующих.

Для определения возможности появления дефектов проката используется известная теория разрушения металлов, изложенная в работах Колмогорова [5].

Характеристикой способности материала пластически деформироваться при тех или иных значениях термомеханических параметров без разрушения является пластичность материала. Пластичность существенно зависит от схемы напряженно-деформированного состояния и от температуры металла

$$\Lambda_p = \Lambda_p \left(\frac{\sigma}{T}, t \right),$$

где $\frac{\sigma}{T}$ – показатель напряженного состояния; t – температура.

Результаты пластометрических исследований и численного моделирования температурных полей при сортовой прокатке позволяют определить вероятность исчерпания ресурса пластичности и проводить различные исследования по анализу существующих и предлагаемых технологических решений.

Данная работа была проведена для исследования процесса прокатки профилей из сплавов титана на стане 450 АО «Корпорация ВСМПО-АВИСМА».

Постоянно изменяющийся рынок выдвигает новые повышенные требования к качеству прокатной продукции. В этих условиях старые технологии стали сдерживающим фактором дальнейшего роста предприятия. В сортаменте стана появились сплавы, при прокатке которых возникают множественные поверхностные дефекты в виде глубоко проникающих поперечных рванин. Это приводило к тому, что припуск на механическую обработку достигал 4 мм.

После анализа технологического процесса на стане 450 были выявлены проблемы и определены задачи по совершенствованию технологии прокатки титановых сплавов:

- повышение точности прокатываемых профилей;
- обеспечение стабильности получения заданной внутренней структуры готовой продукции;
- повышение выхода годного за счет уменьшения поверхностных дефектов на прокатываемых профилях;

– повышение устойчивости полосы в калибрах путем совершенствования форм калибров и привалковой арматуры;

– уменьшение припуска на механическую обработку прутков.

Выявленные проблемы показали необходимость глубокого анализа существующей технологии и разработки новой калибровки валков с учетом современных требований производства.

Благодаря разработанной системе прогнозирования дефектообразования, основанной на математических моделях напряженно-деформированного состояния и температурных полей в очаге деформации, проведен анализ причин образования дефектов при прокатке прутков из сплавов титана по существующей технологии. Выполненный комплекс теоретических исследований позволил создать основу для разработки технологии сортовой прокатки с целью получения качественной поверхности прокатываемых профилей

Разработана новая схема калибровки, фрагменты которой приведены на рис. 3 и 4. Согласно разработанной схеме прокатки предложены и спроектированы новые калибры и их сочетание, позволяющие получать качественный круглый профиль.

Предложенная схема позволила решить также и проблему высоких степеней деформации в черновой клетке, что иногда приводило к перегреву внутренних слоев проката и, как следствие, ухудшению структуры сплава. Для разгрузки черновой клетки предложена девятипроходная схема (см. рис. 3), что дало снижение степени деформации в ней. Такое решение позволило прокатывать ряд сплавов с одного нагрева, при температуре ниже температу-

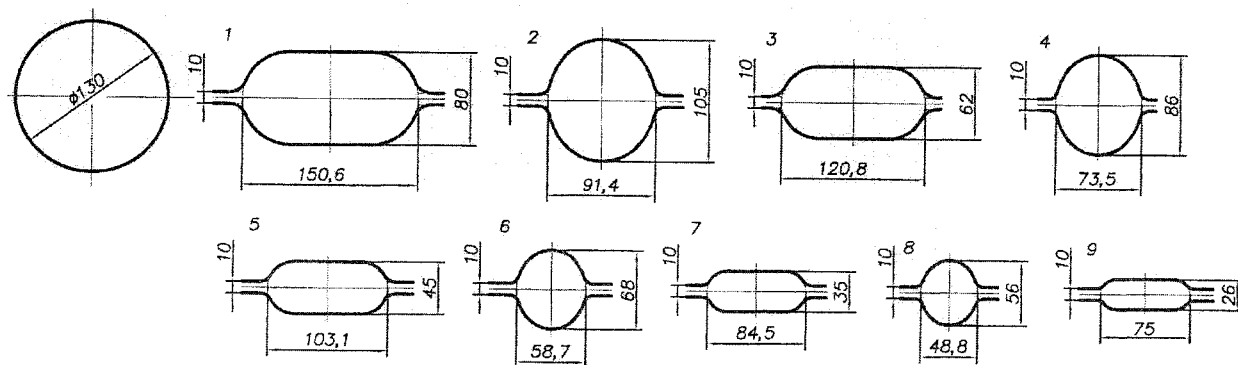


Рис. 3. Схема калибровки черновой клетки

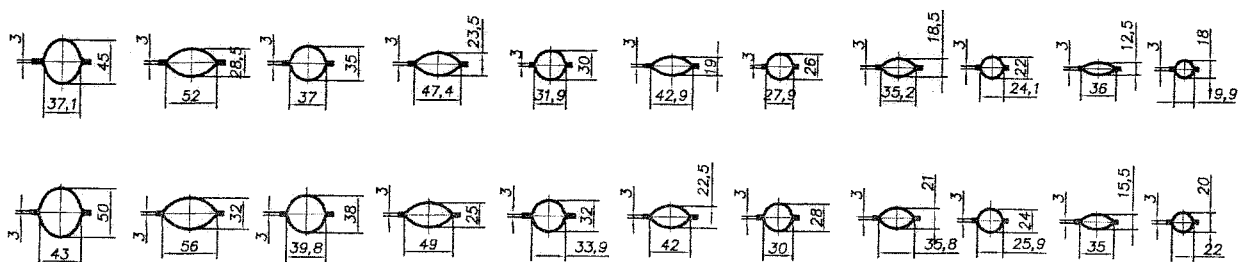


Рис. 4. Схема калибровки линии клетей 450

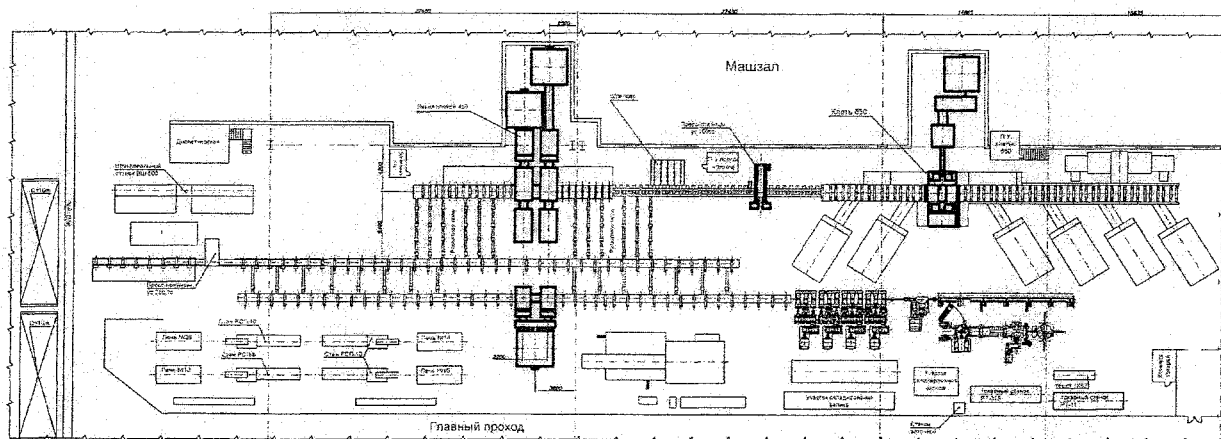


Рис. 5. Схема расположения оборудования

ры полиморфного превращения, для получения требуемой структуры.

Новая калибровка внедрена и используется на стане 450 АО «Корпорация ВСМПО-АВИСМА». По данным предприятия выход годного увеличился примерно на 2 %, уменьшился припуск для обточки с 4...5 мм до 0,18...2,5 мм.

Математическая модель температурных режимов прокатки и алгоритм реализации задачи оптимизации технологических параметров и размещения оборудования для достижения заданной температуры раската были использованы для разработки предложений по реконструкции сортовых станов 780 и 250 ОАО «Мечел», стана 450 АО «Корпорация ВСМПО-АВИСМА».

Приведем одно из предложений по реконструкции стана 450 в рамках разработки концепции развития сортового передела АО «Корпорация ВСМПО-АВИСМА». Основной идеей реконструкции было создание комплекса для получения крупно-, средне-, мелкосортного проката и катанки. Были поставлены следующие задачи: замена устаревшего оборудования стана 450 с целью повышения точности проката, снижения дефектообразования, расширения марочного и профильного сортамента; возможность получения катанки диаметром 6,5...16 мм и круглого профиля диаметром более 80 мм.

Проведены выбор и компоновка оборудования, привязка ее к существующим производственным площадям. Схема расположения оборудования приведена на рис. 5. С целью снижения стоимости проекта предлагается оставить без изменения реверсивную клеть 650, а участок клетей 450 выполнить в виде трех непрерывных групп клетей. Для производства катанки диаметром 6...16 мм предусмотрено размещение мелкосортно-проволочной группы в одном технологическом потоке со станом 450 без дополнительного нагрева полосы, что подтверждено расчетами по разработанной модели. Для данного расположения оборудования разработаны технология и схема прокатки, проведен расчет температурных режимов, который по-

казал возможность реализации такого варианта реконструкции.

Выводы

1. Разработана математическая модель температурных режимов прокатки сортовых профилей.
2. Решены задачи оптимизации технологических режимов и размещения оборудования для достижения заданной температуры полосы в определенном месте прокатного стана и устранения неравномерности распределения температуры по длине полосы.
3. Математических модели напряженно-деформированного состояния и температурных полей в очаге деформации позволяют решать задачи прогнозирования дефектообразования на готовом профиле.
4. На основе моделирования температурных процессов, происходящих в очаге деформации и технологическом потоке стана, предложены мероприятия по совершенствованию существующих и разработке новых технологий и компоновки оборудования для прокатки профилей высокого качества.

Литература

1. Моделирование температурных полей в очаге деформации при прокатке сортовых профилей / Ф.С. Дубинский, А.В. Выдрин, М.А. Соседкова, П.А. Мальцев // Вестник ЮУрГУ. Серия «Металлургия». – 2006. – Вып. 7. – № 10 (65). – С. 82–85.
2. Норри, Д. Введение в метод конечных элементов / Д. Норри, Ж. де Фриз. – М.: Мир, 1981. – 304 с.
3. Поздеев, А.А. Большие упругопластические деформации: теория, алгоритмы, приложения / А.А. Поздеев, П.В. Трусов, Ю.И. Няшин. – М.: Наука, 1986. – 232 с.
4. Моделирование напряженно-деформированного состояния в очаге деформации при прокатке сортовых профилей / Ф.С. Дубинский, А.В. Выдрин, И.В. Левин и др. // Вестник ЮУрГУ. Серия «Металлургия». – 2004. – Вып. 4. – № 8. – С. 79–81.
5. Колмогоров, В.Л. Механика обработки металлов давлением / В.Л. Колмогоров. – М.: Металлургия, 1986. – 688 с.

Поступила в редакцию 17 сентября 2010 г.

ГИБРИДНЫЙ МЕТОД МОДЕЛИРОВАНИЯ ПРОЦЕССОВ ПРОКАТКИ СОРТОВЫХ ПРОФИЛЕЙ И ТРУБ

П.А. Мальцев, В.Г. Дукмасов, Ф.С. Дубинский, А.В. Выдрин

THE HYBRID METHOD OF MODELING THE SHAPE AND PIPE ROLLING PROCESSES

P.A. Maltsev, V.G. Dukmasov, F.S. Dubinsky, A.V. Vydrin

Рассмотрен метод моделирования процессов прокатки, основанный на совместном применении инженерных методик, метода конечных элементов и нейронных сетей, который получил название «гибридный». Представлена его реализация в виде программных продуктов для случаев прокатки сортовых профилей и труб. Разработана нейронная сеть для прогнозирования величины сопротивления деформации сталей 04Г2Б и 07Г2МФБ в зависимости от химического состава, температуры, скорости и степени деформации. Проведено сравнение опытных и прогнозируемых данных.

Ключевые слова: моделирование процессов прокатки, очаг деформации, калибр, программный комплекс, метод конечных элементов, нейронные сети, гибридный подход.

In this work the approach to the simulation of rolling processes, based on the joint application of engineering techniques, the finite element method and neural networks, called "hybrid" is presented. Its implementation in the form of software products for the cases of shape and pipe rolling is considered. A neural network to predict the value of deformation resistance of high-strength steels depending on the chemical composition, temperature, velocity and strain rate is developed. A comparison of experimental and predicted data is investigated.

Keywords: rolling processes modeling, deformation zone, roll pass, bundled software, finite element method, neural networks, hybrid approach.

При проектировании технологии прокатки необходимо решать ряд вопросов, связанных с правильным выбором технологических режимов, обеспечивающих получение продукции высокого качества. Один из сложных вопросов – прогнозирование формы и размеров переходных сечений металла. Здесь необходимо учитывать множество факторов: химический состав металла, скоростной и температурный режимы, состояние поверхности валков, расположение клетей стана и др. Известен ряд методик, которые условно можно отнести к традиционным, основанным, как правило, на эмпирических зависимостях. Эти методики позволяют выбрать подходящую схему прокатки и размеры сечений полосы. При расчетах уширения металла и формы поверхности, свободной от контакта с валками, методики являются неэффективными и требуют корректировки при практическом применении.

Достаточно эффективным является использование метода конечных элементов, однако, при этом необходимо заранее знать ряд граничных условий и технологических параметров, которые будут выступать в качестве первого приближения, точность которого во многом определяет качество решения задачи в целом.

Расчет технологических параметров можно осуществлять различными способами:

- задавать неизвестные параметры приближенно по аналогам;
- считать их с помощью упрощенных методик;
- использовать экспериментальную информацию.

Первый способ, очевидно, является наименее эффективным, а третий – наиболее эффективным для существующих прокатных станков. При проектировании новых станков и технологий наиболее приемлем второй способ.

Наибольший положительный эффект дает гибридный метод построения математической модели прогнозирования технологических параметров процессов прокатки, который предполагает совместное использование упрощенных методик, метода конечных элементов и нейронных сетей.

Программный комплекс, в основе которого заложен данный гибридный метод, позволит не только получать теоретически обоснованные результаты, но и будет обучаемым и приспособляемым к конкретному объекту. Это достигается именно за счет использования нейронных сетей, которые через процесс обучения позволяют учитывать взаимосвязи технологических параметров,

но не требуют создания сложной математической модели, описывающей эти взаимосвязи.

Программный комплекс на основе гибридного метода построен следующим образом.

На нулевом уровне производится ориентирование комплекса на объект. В качестве объекта выступают типы станов. На первом уровне производится приближенный расчет формоизменения, энергосиловых параметров, изменения температурных и скоростных режимов по клетям стана. На основе результатов приближенного расчета дальнейшие действия выполняются на втором уровне. Возможно возвращение на первый уровень для корректировки исходных данных и повторного расчета для достижения заданной точности и для расчета формоизменения металла методом конечных элементов (МКЭ). Далее результаты расчетов подаются на вход в обученную нейронную сеть, в которой за счет весовых коэффициентов производится корректировка выходных параметров.

Для практической реализации гибридного метода разработаны:

– в качестве моделей первого уровня – программные продукты, адаптированные для процессов прокатки профилей на сортовых станах и труб на редуционных станах, станах ХПТ;

– в качестве моделей второго уровня – программные продукты, адаптированные для прогнозирования показателей формоизменения на сортовых и редуционных станах;

– в качестве моделей третьего уровня – математические модели нейронных сетей для прогнозирования механических свойств металлов и энергосиловых параметров процессов прокатки.

Разработаны самостоятельные программные комплексы для проектирования процессов прокатки сортовых профилей, труб на станах ХПТ и труб на редуционных станах.

Программный комплекс «Калибр», ориентированный на сортовые профили, разработан для решения широкого круга задач. В состав комплекса входят расчетные модули для использования их на первом уровне гибридного метода, в частности, для прогнозирования показателей формоизменения, энергосиловых параметров, проектирования скоростных и температурных режимов для любых станов, выбираемых пользователем на нулевом уровне.

Наряду с расчетными модулями в системе «Калибр» реализованы специальные технические средства для анализа проектируемой технологии. Например, на любом этапе расчета системой формируются эскизы калибров с отображением в них сечений полосы с размерами, а также диаграммы распределения технологических параметров (коэффициент вытяжки, обжатия, момент прокатки и др.) по проходам. Эти средства делают процесс проектирования «визуально прозрачным», что на практике существенно уменьшает трудозатраты.

По окончании проектирования на первом уровне в комплексе «Калибр» можно перейти на

второй уровень конечно-элементного анализа показателей формоизменения, либо сформировать выходную документацию в виде чертежей и таблиц требуемого вида.

В случае перехода на второй уровень, все полученные на первом уровне результаты автоматически заносятся в таблицу исходных данных второго уровня.

Для расчетов на втором уровне используется модель анализа деформированного состояния металла в очаге деформации. В этой модели, как и предполагает метод конечных элементов, производится разбиение объема очага деформации на трехмерные комплекс-элементы. Комплекс-элементы позволяют получать более точный результат за счет использования дополнительного узла в центре тяжести элемента.

При сортовой прокатке определили зависимости координат узлов от формы калибра. В общем виде координаты узлов записываются следующим образом:

$$x_{ij} = x_{ij}(F_{1i}, j);$$

$$y_{ij} = y_{ij}(F_{2i}, j);$$

$$z_{ij} = z_{ij}(F_{2i}, j),$$

где j – номер узла i -го конечного элемента; F_{1i} – кусочно-аналитическая функция, описывающая геометрию очага деформации в плоскости ZOY для области, к которой принадлежит i -й конечный элемент; F_{2i} – кусочно-аналитическая функция, описывающая геометрию очага деформации в плоскости XOZ для области, к которой принадлежит i -й конечный элемент.

Указанные зависимости были получены для десяти типов калибров, наиболее часто встречающихся на сортовых станах.

При разработке модели, на этапе локальной аппроксимации, исходные зависимости представлены в виде интерполяционных полиномов следующего вида:

$$\hat{\psi}_1^{(e)} = a_0^{(e)} + a_1^{(e)}x + a_2^{(e)}y + a_3^{(e)}z + a_4^{(e)}x^2z;$$

$$\hat{\psi}_2^{(e)} = b_0^{(e)} + b_1^{(e)}x + b_2^{(e)}y + b_3^{(e)}z + b_4^{(e)}xyz;$$

$$\hat{\sigma}^{(e)} = c_0^{(e)} + c_1^{(e)}x + c_2^{(e)}y + c_3^{(e)}z + c_4^{(e)}x^2,$$

где $a_q^{(e)}$, $b_q^{(e)}$, $c_q^{(e)}$ ($q = 0, \dots, 4$) – коэффициенты аппроксимации; x, y, z – координаты узлов каждого из конечных элементов.

Зависимости выбраны таким образом, чтобы обеспечить линейную независимость функции координат и исключить разрывы на границах конечных элементов.

Алгоритм вычислений по методу конечных элементов достаточно широко освещен в литературе, в частности, и для процессов прокатки [1, 2], поэтому в настоящей работе более подробно не приводится.

В результате вычислений на втором уровне гибридного метода уточняются показатели фор-

моизменения и производится либо корректировка исходных данных, либо осуществляется переход на третий уровень.

Результаты, полученные на первом и втором уровне гибридного метода, могут являться основой для проведения опытных испытаний разработанной технологии.

Особенностью разработанной системы является то, что уровни гибридного метода реализованы в ней в виде самостоятельных программных модулей. Соответственно данные модули могут независимо друг от друга применяться при решении задач.

Осуществлена реализация гибридного метода и для моделирования процессов прокатки труб на станах ХПТ и непрерывной безоправочной прокатки.

Для первого случая разработан программный комплекс «СТСР», который реализует первые два уровня гибридного метода. На нулевом уровне здесь указывается конкретный стан следующим образом:

– выбирается тип стана: ХПТ, ХПТВ или ХПТР;

– в зависимости от выбора программный комплекс подбирает подходящие методики расчета и производится переход на первый уровень. Причем, если выбран стан ХПТ, то пользователю также предоставляется выбор из трех методик расчета размеров инструмента: НИТИ-НТЗ, УралНИТИ и МИСиС.

С учетом заданных исходных данных «СТСР» позволяет рассчитать:

- размеры технологического инструмента;
- энергосиловые параметры процесса прокатки;
- поврежденность металла;
- параметры для различных станков изготовления инструмента.

Более подробно рассмотрим расчет поврежденности металла. Существующая практика расчета средней поврежденности трубы не учитывает особенности деформации и может привести к зна-

чительным искажениям результатов. При анализе маршрутов прокатки на станах ХПТ необходимо проводить расчет по разработанной методике вдоль нескольких траекторий движения частиц, варьируя исходной продольной координатой и исходной окружной координатой, выбирать режимы прокатки из рассмотрения поврежденности вдоль траектории, наиболее опасной с точки зрения разрушения [3].

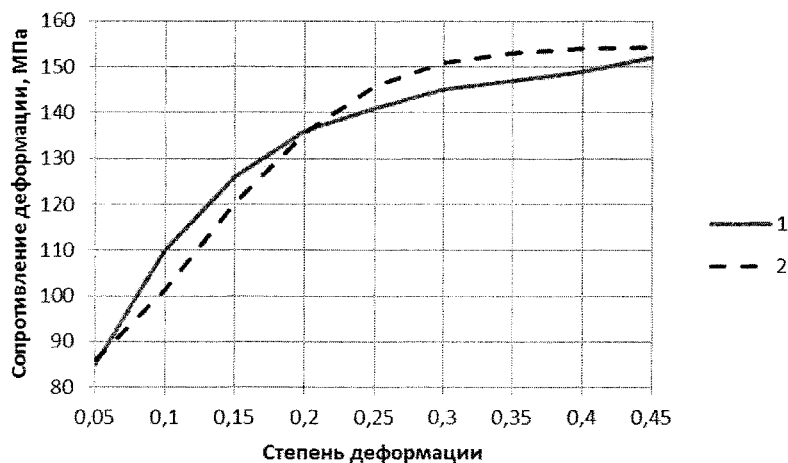
Для случаев прокатки труб на редуцированных станах разработан комплексный программный продукт «ReduceR1», реализующий первые три уровня гибридного метода. Данный продукт по своим техническим характеристикам во многом схож с рассмотренным выше комплексом «Калибр».

При использовании нейронных сетей на третьем уровне гибридного метода производится корректировка результатов расчетов с учетом практических данных.

Для использования нейронной сети с целью прогнозирования технологических параметров прокатки известны различные прикладные пакеты программ. Авторами использована программа JustNN для прогнозирования величины сопротивления деформации. При формировании обучающей выборки использовались данные работы [4], в которой проводилось исследование высокопрочных трубных сталей 04Г2Б и 07Г2МФБ.

На входном слое выступают 17 нейронов: четырнадцать нейронов характеризуют химический состав сталей, остальные – температуру металла, скорость деформации и степень деформации соответственно. На промежуточном слое девять нейронов и на выходе – один нейрон, принимающий значение сопротивления деформации.

Для обеих марок сталей температура металла принималась равной 850, 900 и 1000 °С, скорость деформации – 1 и 10 с⁻¹, степень деформации – 0,05, 0,25 и 0,45. Для каждого из вариантов на выходной слой задавали экспериментальное значение сопротивления деформации.



Влияние степени деформации на величину сопротивления деформации:
1 – экспериментальные данные; 2 – прогнозируемые в нейронной сети

Таким образом, обучающая выборка была представлена в виде массива данных размером 18×36 элементов.

На основе данной выборки обученная нейронная сеть позволяет прогнозировать величину сопротивления деформации при варьировании содержания химических элементов в стали, температуры нагрева, скорости и степени деформации.

Для примера, на рисунке представлена диаграмма зависимости величины сопротивления деформации стали 04Г2Б от степени деформации (при неизменной температуре, равной 850°C и скорости деформации 1 с^{-1}).

Ошибка прогнозирования в нейронной сети составила от одного до восьми процентов. При увеличении количества данных обучающей выборки качество прогнозирования будет повышаться.

В целом гибридный подход к моделированию процессов прокатки позволяет успешно и с достаточной степенью прогнозировать технологические параметры. Расчеты на инженерном уровне позволяют ориентировочно оценить поставленную задачу, метод конечных элементов – уточнить первоначальную оценку, а нейронные сети – связать теоретические расчеты с конкретными производственными условиями.

Выводы

В работе показана целесообразность применения гибридного метода моделирования технологических параметров процессов прокатки. В рамках данного метода определено взаимное влияние инженерных методик, метода конечных элементов

и нейронных сетей друг на друга. Для случаев прокатки профилей на сортовых станах и труб на редуцированных станах и станах ХПТ разработаны программные комплексы, реализованные на базе гибридного метода. Разработана нейронная сеть для прогнозирования величины сопротивления деформации высокопрочных трубных сталей 04Г2Б и 07Г2МФБ в зависимости от химического состава стали, температуры, скорости и степени деформации. Сравнение опытных и прогнозируемых данных для отдельно взятого варианта показало, что величина ошибки составляет от одного до восьми процентов.

Литература

1. Дукмасов, В.Г. Математические модели и процессы прокатки профилей высокого качества / В.Г. Дукмасов, А.В. Выдрин. – Челябинск: Изд-во ЮУрГУ, 2002. – 212 с.
2. Выдрин, А.В. Конечно-элементная модель очага деформации при продольной прокатке / А.В. Выдрин. – Челябинск: ЮУрГУ, 1999. – Деп. в ВИНТИ 02.06.99, № 1765-В-99.
3. Колмогоров, В.Л. Напряжения, деформации, разрушение / В.Л. Колмогоров. – М.: Металлургия, 1970. – 230 с.
4. Влияние температуры пластической деформации на структуру и свойства низкоуглеродистой трубной стали / И.Ю. Пышминцев, А.Н. Борякова, М.А. Смирнов, В.И. Крайнов // Известия вузов. Черная металлургия. – 2010. – № 1. – С. 35–40.

Поступила в редакцию 20 сентября 2010 г.

Сведения об авторах

Баричко Борис Владимирович, кандидат технических наук, начальник отдела бесшовных труб, ОАО «РосНИТИ». 454139, г. Челябинск, ул. Новороссийская, 30. Тел. (351)2543878. E-mail: barichko@rosniti.ru

Barichko Boris Vladimirovich, candidate of engineering science, head of the Seamless Pipe department, JSC "RosNITI". 30 Novorossiyskaya street, Chelyabinsk, Russia 454139. Tel. (351)2543878. E-mail: barichko@rosniti.ru

Бигеев Вахит Абдрашитович, доктор технических наук, заведующий кафедрой металлургии черных металлов, Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова. 455000, Челябинская область, г. Магнитогорск, ул. Ленина, 38. Тел. (3519)298559. E-mail: v.bigeev11@yandex.ru

Bigeev Vakhit Abdrashitovich, doctor of engineering science, head of the Ferrous Metallurgy department, Magnitogorsk State Technical University named by G.I.Nosov. 38 Lenin street, Magnitogorsk, Chelyabinsk region, Russia 455000. Tel. (3519)298559. E-mail: v.bigeev11@yandex.ru

Брусникова Алёна Викторовна, аспирант кафедры металлургии чёрных металлов, Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова. 455000, Челябинская область, г. Магнитогорск, ул. Ленина, 38.

Brusnikova Alena Viktorovna, post-graduate student of the Ferrous Metallurgy department, Magnitogorsk State Technical University named by G.I. Nosov. 38 Lenin street, Magnitogorsk, Chelyabinsk region, Russia 455000.

Ворона Евгений Андреевич, аспирант кафедры общей металлургии, ЮУрГУ, филиал в г. Златоусте. 456209, Челябинская обл., г. Златоуст, ул. Тургенева, 16. Тел. (3513)665829. E-mail: john@zb-susu.ru

Vorona Evgeny Andreevich, post-graduate student of the General Metallurgy department, Zlatoust Branch, South Ural State University. 16 Turgenev street, Zlatoust, Chelyabinsk region, Russia 456209. Tel. (3513)665829. E-mail: john@zb-susu.ru

Выдрин Александр Владимирович, доктор технических наук, профессор кафедры обработки металлов давлением, ЮУрГУ. Тел. (351)2679481.

Vydrin Alexander Vladimirovich, doctor of engineering science, professor of the Metal Deformation Process department, South Ural State University. Tel. (351)2679481.

Гун Геннадий Семенович, доктор технических наук, профессор кафедры машиностроитель-

ных и металлургических технологий, Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова. 455000, Челябинская область, г. Магнитогорск, ул. Ленина, 38. Тел. 8(3519)235766.

Gun Gennadiy Semenovich, doctor of engineering science, professor of the Mechanical Engineering and Metallurgical Technologies department, Magnitogorsk State Technical University named by G.I. Nosov. 38 Lenin street, Magnitogorsk, Chelyabinsk region, Russia 455000. Tel. 8(3519)235766.

Дубинский Феликс Семёнович, кандидат технических наук, профессор кафедры обработки металлов давлением, ЮУрГУ. Тел. (351)2679178.

Dubinsky Felix Semenovich, candidate of engineering science, professor of the Metal Deformation Process department, South Ural State University. Tel. (351)2679178.

Дукмасов Владимир Георгиевич, доктор технических наук, профессор, заведующий кафедрой обработки металлов давлением, ЮУрГУ. Тел. (351)2655957.

Dukmasov Vladimir Georgievich, doctor of engineering science, professor, head of the Metal Deformation Process department, South Ural State University. Tel. (351)2655957.

Ердаков Иван Николаевич, кандидат технических наук, доцент кафедры «Литейное производство», ЮУрГУ. Тел. (351)2673996. E-mail: techproect74@mail.ru

Erdakov Ivan Nikolaevich, candidate of engineering science, associate professor of the Foundry department, South Ural State University. Tel. (351)2673996. E-mail: techproect74@mail.ru

Карева Надежда Титовна, кандидат технических наук, доцент кафедры физического металловедения и физики твёрдого тела, ЮУрГУ. Тел. (351)2679013. E-mail: main@physmet.susu.ac.ru

Kareva Nadezhda Titovna, candidate of engineering science, associate professor of the Physical Metallurgy and Solid State Physics department, South Ural State University. Tel. (351)2679013. E-mail: main@physmet.susu.ac.ru

Коньшева Елена Витальевна, студент, ЮУрГУ, филиал в г. Златоусте. 456209, Челябинская обл., г. Златоуст, ул. Тургенева, 16. Тел. (3513)665829.

Konysheva Elena Vitalievna, student, Zlatoust Branch, South Ural State University. 16 Turgenev street, Zlatoust, Chelyabinsk region, Russia 456209. Tel. (3513)665829.

Корягин Юрий Дмитриевич, доктор технических наук, профессор, заведующий кафедрой физического металловедения и физики твёрдого тела, ЮУрГУ. Тел. (351)2679013. E-mail: main@physmet.susu.ac.ru

Koryagin Yuriy Dmitrievich, doctor of engineering science, professor, head of the Physical Metallurgy and Solid State Physics department, South Ural State University. Tel. (351)2679013. E-mail: main@physmet.susu.ac.ru

Космацкий Ярослав Игоревич, инженер лаборатории волочения и прессования, ОАО «РосНИТИ». 454139, г. Челябинск, ул. Новороссийская, 30. Тел. (351)2543878. E-mail: kosmatski@rosniti.ru

Kosmatsky Yaroslav Igorevich, engineer of the Drawing and Pressing laboratory, JSC "RosNITP". 30 Novorossiyskaya street, Chelyabinsk, Russia 454139. Tel. (351)2543878. E-mail: kosmatski@rosniti.ru

Лебедев Владимир Николаевич, директор, ОАО «Магнитогорский метизно-калибровочный завод "ММК-МЕТИЗ"». 455002, Челябинская область, г. Магнитогорск, ул. Метизников, 5. Тел. (3519)241527.

Lebedev Vladimir Nikolaevich, director, JSC «Magnitogorsk Hardware and Sizing Plant "MМК-METIZ"». 5 Metiznikov street, Magnitogorsk, Chelyabinsk region, Russia 455002. Tel. (3519)241527.

Макровец Лариса Александровна, программист кафедры физической химии, ЮУрГУ. Тел. (351)2679182.

Makrovets Larisa Aleksandrovna, programmer of the Physical Chemistry department, South Ural State University. Tel. (351)2679182.

Малофеев Алексей Евгеньевич, кандидат технических наук, ассистент кафедры металлургии чёрных металлов, Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова. 455000, Челябинская область, г. Магнитогорск, ул. Ленина, 38.

Malofeev Alexey Evgenievich, candidate of engineering science, assistant of the Ferrous Metallurgy department, Magnitogorsk State Technical University named by G.I.Nosov. 38 Lenin street, Magnitogorsk, Chelyabinsk region, Russia 455000.

Мальцев Павел Анатольевич, аспирант кафедры обработки металлов давлением, ЮУрГУ. Тел. (351)2679481.

Maltsev Pavel Anatolievich, post-graduate student of the Metal Deformation Process department, South Ural State University. Tel. (351)2679481.

Мезенцев Владимир Малафеевич, доцент кафедры «Машины и технологии обработки материалов давлением», ЮУрГУ. Тел. (351)2679224. E-mail: mitomd@susu.ru

Mezentsev Vladimir Malafeevich, associate

professor of the "Machines and Technologies of Materials Deformation Processes" department, South Ural State University. Tel. (351) 2679224. E-mail: mitomd@susu.ru

Мирзаев Джалал Аминович, доктор физико-математических наук, профессор кафедры физического металловедения и физики твёрдого тела, ЮУрГУ. Тел. (351)2679013. E-mail: mirzayev@physmet.susu.ac.ru

Mirzayev Dzhahal Aminulovich, doctor of physical and mathematical science, professor of the Physical Metallurgy and Solid State Physics department, South Ural State University. Tel. (351)2679013. E-mail: mirzayev@physmet.susu.ac.ru

Мирзоев Александр Аминович, доктор физико-математических наук, профессор кафедры общей и теоретической физики, ЮУрГУ. Тел. (351)2654713. E-mail: mirzoev@physics.susu.ac.ru

Mirzoev Aleksandr Aminulayevich, doctor of physical and mathematical science, professor of the General and Theoretical Physics department, South Ural State University. Tel. (351)2654713. E-mail: mirzoev@physics.susu.ac.ru

Михайлов Геннадий Георгиевич, доктор технических наук, профессор, заведующий кафедрой физической химии, ЮУрГУ. Тел. (351)2656205.

Mikhailov Gennady Georgievich, doctor of engineering science, professor, head of the Physical Chemistry department, South Ural State University. Tel. (351)2656205.

Ощепков Борис Владимирович, кандидат технических наук, доцент кафедры общей металлургии, ЮУрГУ, филиал в г. Златоусте. 456209, Челябинская обл., г. Златоуст, ул. Тургенева, 16. Тел. (3513)665829.

Oshepkov Boris Vladimirovich, candidate of engineering science, associate professor of the General Metallurgy department, Zlatoust Branch, South Ural State University. 16 Turgenev street, Zlatoust, Chelyabinsk region, Russia 456209. Tel. (3513)665829.

Пантелеев Антон Владимирович, старший преподаватель кафедры металлургии чёрных металлов, Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова. 455000, Челябинская область, г. Магнитогорск, ул. Ленина, 38.

Panteleev Antov Vladimirovich, senior lecturer of the Ferrous Metallurgy department, Magnitogorsk State Technical University named by G.I.Nosov. 38 Lenin street, Magnitogorsk, Chelyabinsk region, Russia 455000.

Пятыгин Дмитрий Александрович, кандидат технических наук, доцент кафедры общей металлургии, ЮУрГУ, филиал в г. Златоусте. 456209, Челябинская обл., г. Златоуст, ул. Тургенева, 16. Тел. (3513)665829. E-mail: dap76@rambler.ru

Pyatugin Dmitry Aleksandrovich, candidate of engineering science, associate professor of the General

Сведения об авторах

Metallurgy department, Zlatoust Branch, South Ural State University. 16 Turgenev street, Zlatoust, Chelyabinsk region, Russia 456209. Tel. (3513)665829. E-mail: dap76@rambler.ru

Рубин Геннадий Шмульевич, кандидат технических наук, доцент, начальник управления экономики и правового обеспечения, Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова. 455000, Челябинская область, г. Магнитогорск, ул. Ленина, 38. Тел. (3519)359363.

Rubin Gennady Shmulievich, candidate of engineering science, associate professor, head of the Economics and Legal Support direction, Magnitogorsk State Technical University named by G.I. Nosov. 38 Lenin street, Magnitogorsk, Chelyabinsk region, Russia 455000. Tel. (3519)359363.

Рузанова Галина Евгеньевна, студент, ЮУрГУ. E-mail: ruzanova@physics.susu.ac.ru

Ruzanova Galina Evgenyevna, student, South Ural State University. E-mail: ruzanova@physics.susu.ac.ru

Рябов Андрей Валерьевич, кандидат технических наук, доцент кафедры общей металлургии, ЮУрГУ, филиал в г. Златоусте. 456209, Челябинская обл., г. Златоуст, ул. Тургенева, 16. Тел. (3513)665829. E-mail: avr@zb-susu.ru

Ryabov Andrey Valerievich, candidate of engineering science, associate professor of the General Metallurgy department, Zlatoust Branch, South Ural State University. 16 Turgenev street, Zlatoust, Chelyabinsk region, Russia 456209. Tel. (3513)665829. E-mail: avr@zb-susu.ru

Самойлова Ольга Владимировна, инженер кафедры физической химии, ЮУрГУ. Тел. (351)2679311. E-mail: sov@fizchim.susu.ac.ru

Samoilova Olga Vladimirovna, engineer of the Physical Chemistry department, South Ural State University. Tel. (351)2679311. E-mail: sov@fizchim.susu.ac.ru

Семашко Марина Юрьевна, заведующая лабораторией кафедры «Машины и технологии обработки материалов давлением», ЮУрГУ. Тел. (351)2679224. E-mail: mara1979@mail.ru

Semashko Marina Yurievna, head of the laboratory of the "Machines and Technologies of Materials Deformation Processes" department, South Ural State University. Tel. (351)2679224. E-mail: mara1979@mail.ru

Смирнов Михаил Анатольевич, доктор технических наук, профессор кафедры физического металловедения и физики твёрдого тела, ЮУрГУ. Тел. (351)2679013. E-mail: main@physmet.susu.ac.ru

Smirnov Mikhail Anatolyevich, doctor of engineering science, professor of the Physical Metallurgy and Solid State Physics department, South Ural

State University. Tel. (351)2679013. E-mail: main@physmet.susu.ac.ru

Соседкова Марина Алексеевна, старший преподаватель кафедры обработки металлов давлением, ЮУрГУ. Тел. (351)2679392.

Sosedkova Marina Alekseevna, senior lecturer of the Metal Deformation Process department, South Ural State University. Tel. (351)2679392.

Ткачев Владимир Михайлович, инженер, специалист по литейному производству, ОАО «Челябинский электрометаллургический комбинат». 454081, г. Челябинск, ул. Героев Танкограда, 80-п, строение 80. Тел. (351)7726310.

Tkachev Vladimir Mikhailovich, engineer, foundry expert, JSC "Chelyabinsk Electrometallurgical Plant". 80-p, building 80, Tankograd Heroes street, Chelyabinsk, Russia 454081. Tel. (351)7726310.

Торопов Евгений Васильевич, доктор технических наук, профессор, заведующий кафедрой промышленной теплоэнергетики, ЮУрГУ. Тел. (351)2679395.

Toropov Evgeny Vasilievich, doctor of engineering science, professor, head of the Industrial Heat Power Engineering department, South Ural State University. Tel. (351)2679395.

Трофимов Евгений Алексеевич, кандидат химических наук, доцент кафедры общей металлургии, ЮУрГУ, филиал в г. Златоусте. 456209, Челябинская обл., г. Златоуст, ул. Тургенева, 16. Тел. (3513)665829. E-mail: tea7510@rambler.ru

Trofimov Evgeny Alekseevich, candidate of chemical science, associate professor of the General Metallurgy department, Zlatoust Branch, South Ural State University. 16 Turgenev street, Zlatoust, Chelyabinsk region, Russia 456209. Tel. (3513)665829. E-mail: tea7510@rambler.ru

Трусковский Виктор Иванович, кандидат технических наук, доцент кафедры «Машины и технологии обработки материалов давлением», ЮУрГУ. Тел. (351)2679224. E-mail: mitomd@susu.ru

Truskovsky Viktor Ivanovich, candidate of engineering science, associate professor of the «Machines and Technologies of Materials Deformation Processes», South Ural State University. Tel. (351)2679224. E-mail: mitomd@susu.ru

Урсаева Анастасия Владимировна, студент, ЮУрГУ. E-mail: ursaeva@physics.susu.ac.ru

Ursaeva Anastasia Vladimirovna, student, South Ural State University. E-mail: ursaeva@physics.susu.ac.ru

Усманова Екатерина Александровна, преподаватель кафедры технологии и оборудования сварочного производства, ЮУрГУ. Тел. (351)2679741.

Usmanova Ekaterina Aleksandrovna, lecturer

of the Welding Technology and Equipment department, South Ural State University. Tel. (351)2679741.

Федянин Артём Николаевич, аспирант кафедры металлургии чёрных металлов, Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова. 455000, Челябинская область, г. Магнитогорск, ул. Ленина, 38.

Fedyanin Artem Nikolaevich, post-graduate student of the Ferrous Metallurgy department, Magnitogorsk State Technical University named by G.I. Nosov. 38 Lenin street, Magnitogorsk, Chelyabinsk region, Russia 455000.

Чернов Сергей Сергеевич, заместитель генерального конструктора, ОАО «Государственный ракетный центр имени академика В.П. Макеева». 456300, Челябинская область, г. Миасс, Тургоякское шоссе, 1. Тел. (3513)286370.

Chernov Sergey Sergeevich, deputy general designer, JSC "Academician V.P. Makeyev State Rocket Centre". 1 Turgoyak road, Miass, Chelyabinsk region, Russia 456300. Tel. (3513)286370.

Чукин Михаил Витальевич, доктор технических наук, профессор, заведующий кафедрой машиностроительных и металлургических технологий, Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова. 455000, Челябинская область, г. Магнитогорск, ул. Ленина, 38. Тел. (3519)298526.

Chukin Mikhail Vitalievich, doctor of engineering science, professor, head of the Mechanical Engineering and Metallurgical Technologies department, Magnitogorsk State Technical University named by G.I. Nosov. 38 Lenin street, Magnitogorsk, Chelyabinsk region, Russia 455000. Tel. (3519)298526.

Чуманов Валерий Иванович, кандидат технических наук, профессор кафедры общей металлургии, ЮУрГУ, филиал в г. Златоусте. 456209, Челябинская обл., г. Златоуст, ул. Тургенева, 16. Тел. (3513)665829. E-mail: maria@zb-susu.ru

Chumanov Valeriy Ivanovich, candidate of engineering science, professor of the General Metallurgy department, Zlatoust Branch, South Ural State University. 16 Turgenev street, Zlatoust, Chelyabinsk region, Russia 456209. Tel. (3513)665829. E-mail: maria@zb-susu.ru

Чуманов Илья Валерьевич, доктор технических наук, профессор, заведующий кафедрой общей металлургии, ЮУрГУ, филиал в г. Златоусте. 456209, Челябинская обл., г. Златоуст, ул. Тургенева, 16. Тел. (351)2654008. E-mail: chiv71@susu.ac.ru

Chumanov Iliya Valerievich, doctor of engineering science, professor, head of the General Metallurgy department, Zlatoust Branch, South Ural State

University. 16 Turgenev street, Zlatoust, Chelyabinsk region, Russia 456209. Tel. (351)2654008. E-mail: chiv71@susu.ac.ru

Шахматов Михаил Васильевич, доктор технических наук, профессор, заведующий кафедрой технологии и оборудования сварочного производства, ЮУрГУ. Тел. (351)2679298.

Shakmatov Mikhail Vasilievich, doctor of engineering science, professor, head of the Welding Technology and Equipment department, South Ural State University. Tel. (351)2679298.

Шашкин Владимир Юрьевич, кандидат технических наук, доцент кафедры промышленной теплоэнергетики, ЮУрГУ. Тел. (351)2679422, 2679395.

Shashkin Vladimir Yurievich, candidate of engineering science, assistant professor of the Industrial Heat Power Engineering department, South Ural State University. Tel. (351)2679422, 2679395.

Шеркунов Виктор Георгиевич, доктор технических наук, профессор, заведующий кафедрой «Машины и технологии обработки материалов давлением», ЮУрГУ. Тел. (351)2679224. E-mail: mitomd@susu.ru

Sherkunov Viktor Georgievich, doctor of engineering science, professor, head of the «Machines and Technologies of Materials Deformation Processes» department, South Ural State University. Tel. (351)2679224. E-mail: mitomd@susu.ru

Экк Евгений Вальтерович, кандидат технических наук, доцент кафедры «Машины и технологии обработки материалов давлением», ЮУрГУ. Тел. (351)2679224. E-mail: mitomd@susu.ru

Eck Evgeny Walterovich, candidate of engineering science, associate professor of the "Machines and Technologies of Materials Deformation Processes" department, South Ural State University. Tel. (351)2679224. E-mail: mitomd@susu.ru

Ячиков Игорь Михайлович, доктор технических наук, профессор кафедры вычислительной техники и прикладной математики, Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова. 455000, Челябинская обл., г. Магнитогорск, пр. Ленина, 38. Тел. (3519)298563. E-mail: jachikov@mail.ru

Yachikov Igor Mikhailovich, doctor of engineering science, professor of the Computer Facilities and Applied Mathematics department, Magnitogorsk State Technical University named by G.I. Nosov. 38 Lenin street, Magnitogorsk, Chelyabinsk region, Russia 455000. Tel. (3519)298563. E-mail: jachikov@mail.ru

ТРЕБОВАНИЯ К ПУБЛИКАЦИИ МАТЕРИАЛОВ

1. В редакцию предоставляется печатный вариант статьи и ее электронная версия (документ Microsoft Word), экспертное заключение о возможности опубликования работы в открытой печати, сведения об авторах (Ф.И.О., место работы, ученая степень, звание и должность, контактная информация (телефон, e-mail)).

2. Структура статьи: УДК, название, список авторов, аннотация (не более 500 знаков), список ключевых слов, текст работы, литература (ГОСТ 7.1–2003). На отдельной странице приводятся название, аннотация, список ключевых слов и сведения об авторах на английском языке.

3. Параметры набора. Поля: зеркальные, верхнее – 23, нижнее – 23, левое – 22, правое – 25 мм. Шрифт – Times New Roman, кегль – 14. Отступ красной строки 0,7 см, интервал между абзацами 0 пт, межстрочный интервал – полуторный. Рисунки и схемы должны быть сгруппированы и иметь названия.

4. Адрес редакции научного журнала «Вестник ЮУрГУ» серии «Металлургия»: Россия, 454080, г. Челябинск, пр. им. В.И. Ленина, 76, Южно-Уральский государственный университет, ауд. 316. Тел./факс (351) 267-92-21, ответственному редактору профессору Михайлову Геннадию Георгиевичу, ответственному секретарю доценту Окишеву Константину Юрьевичу.

5. Полную версию правил подготовки рукописей и пример оформления можно загрузить с сайта ЮУрГУ (<http://www.susu.ac.ru>), следуя ссылкам: «Научная деятельность», «Вестник ЮУрГУ», «Серии».

6. Плата с аспирантов за публикацию рукописей не взимается.

**ВЕСТНИК
ЮЖНО-УРАЛЬСКОГО
ГОСУДАРСТВЕННОГО УНИВЕРСИТЕТА**

№ 34(210) 2010

**Серия
«МЕТАЛЛУРГИЯ»
Выпуск 15**

Редактор Н.М. Лезина
Компьютерная верстка С.В. Буновой

Издательский центр Южно-Уральского государственного университета

Подписано в печать 01.11.2010. Формат 60×84 1/8. Печать трафаретная.

Усл. печ. л. 9,76. Уч.-изд. л. 10,25. Тираж 500 экз. Заказ 381/649.

Отпечатано в типографии Издательского центра ЮУрГУ. 454080, г. Челябинск, пр. им. В.И. Ленина, 76.