ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

ЗАГОТОВИТЕЛЬНЫЕ ПРОИЗВОДСТВА В МАШИНОСТРОЕНИИ

(Кузнечно-штамповочное, литейное и другие производства)

№ 3 март 2011

Председатель редакционного совета и Главный редактор
СЕМЁНОВ Е.И.

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

Зам. Главного редактора:
СЕРИКОВА Е.А.

Редакционный совет:
БЕЛЯКОВ А.И.
БЛАНТЕР М.С.
БОГАТОВ А.А.
БОКОВ А.А.
ГАРИБОВ Г.С.
ГРОМОВ В.Е.
ГУН И.Г.
ЕВСЮКОВ С.А.
ЗАРУБИН А.М.
КАПУСТИН А.И.
КАСАТКИН Н.И.
КОШЕЛЕВ О.С.
КРУК А.Т.
МОРОЗ Б.С.
МУРАТОВ В.С.
НАЗАРЯН Э.А.
ОВЧИННИКОВ В.В.
ПАСЕЧНИК Н.В.
ПОВАРОВА К.Б.
ПОЛЕТАЕВ В.А.
СЕМЁНОВ Б.И.
СУБИЧ В.Н.
ТРЕГУБОВ В.И.
ШАТУЛЬСКИЙ А.А.
ШЕРКУНОВ В.Г.
ЯКОВЛЕВ С.С.
ЯМПОЛЬСКИЙ В.М.

Ответственные за подготовку и выпуск номера:
ДЮБКОВА Н.В.
СЕРИКОВА Е.А.

За содержание рекламных материалов ответственность несет рекламодатель

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

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

СОДЕРЖАНИЕ

Литейное и сварочное производства

Кульбовский И.К., Тупатилов Е.А., Михайлов В.Н., Богданов Р.А. Причины возникновения горячих трещин в стальных отливках железнодорожного транспорта . . . 3
Казанцев Е.А., Железняк Л.М., Тихоняк А.Н., Мазунина Т.В. Применение установки горизонтального непрерывного литья для выпуска полуфабрикатов из сплавов тяжелых цветных металлов в ОАО "Каменск-Уральский завод по обработке цветных металлов" . . . 7
Курмачев Ю.Ф., Новосельцев Ю.Г., Демченко А.И., Шмарловский А.Н. Расчет угловой скорости манипулятора для обеспечения постоянной скорости сварки при автоматической сварке замкнутых швов сложной конфигурации . . . 11

Кузнечно-штамповочное производство

Алексеев П.А., Панченко Е.В. Математическое моделирование сверхпластической формовки сложнопрофильных изделий из трубных заготовок . . 15
Семёнов Б.И., Куштаров К.М., Джиндо Н.А., Нго Тхань Бинь. Тиксоштамповка и тиксопрессование суспензированных сплавов. Часть 2. Гидродинамика двухфазного течения и микроструктура детали в очаге деформации при тиксопрессовании . . . 17
Бочков А.В., Головешкин В.А., Пирумов А.Р., Пономарёв А.В., Калугин И.А. О влиянии закладного элемента на процесс деформации в осесимметричной задаче процесса горячего изостатического прессования . . . 20

Прокатно-волочильное производство

Крук А.Т., Бойко А.Ю., Антонов С.И., Новокщёнов С.Л. Горизонтальный двухползунный пресс для протяжки слябов . . . 25
Бурлаков И.А. Применение автоматизированной линии АЛРД-800 для изготовления заготовок дисков газотурбинных двигателей . . . 27

Материаловедение и новые материалы

Костина М.В., Банных О.А., Мурадян С.О. Разработка новой литейной высококоррозионно-стойкой и высокопрочной аустенитной стали, легированной азотом. Часть 1. Анализ свойств известных коррозионно-стойких литейных сталей . . . 31
Безъязычный В.Ф., Маляров А.В., Тимофеев М.В. Проблемные вопросы технологии производства лопаток газовых турбин . . . 39
Тарасенко Л.В., Унчикова М.В. Структура полуфабриката стали 06Х14Н6Д2МБТ, предназначенной для силовых упругих элементов . . . 42
Михайловский К.В. Моделирование многостадийного технологического процесса получения углерод-керамических композиционных материалов . . . 45

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

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

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

© "Издательство "Машиностроение", "Заготовительные производства в машиностроении", 2011

SCIENTIFIC TECHNICAL AND PRODUCTION JOURNAL

BLANKING PRODUCTIONS IN MECHANICAL ENGINEERING

(Forging and stamping, foundry and others productions)

№ 3 March 2011

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

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

Editorial Assistants:
SERIKOVA E.A.

Editorial Committee:
BELYAKOV A.I.
BLANTER M.S.
BOGATOV A.A.
BOKOV A.A.
GARIBOV G.S.
GROMOV V.E.
GUN I.G.
EVSYUKOV S.A.
ZARUBIN A.M.
KAPUSTIN A.I.
KASATKIN N.I.
KOSHELEV O.S.
CRUCK A.T.
MOROZ B.S.
MURATOV V.S.
NAZARYAN E.A.
OVCHINNIKOV V.V.
PASECHNIK N.V.
POVAROVA K.B.
POLETAEV V.A.
SEMENOV B.I.
SUBICH V.N.
TREGUBOV V.I.
SHATULSKY A.A.
SHERKUNOV V.G.
YAKOVLEV S.S.
YAMPOLSKY V.M.

This issue prepared with assistance of specialists:
DYUBKOVA N.V.
SERIKOVA E.A.

An advertiser is responsible for the promotional materials

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

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

CONTENTS

Casting and Welding Productions

Kul'bovsky I.K., Tupatilov E.A., Mikhaylov V.N., Bogdanov R.A. Causes of occurrence of shrinkage cracks in steel castings railway transport 3
Kazantsev E.A., Zheleznyak L.M., Tikhonyak A.N., Mazunina T.V. Application of horizontal continuous casting unit for production of semi-finished products from heavy non-ferrous metals at JSC "Kamensk-Uralsky Non-ferrous Working Plant" 7
Kurmachev Yu.F., Novosel'tsev Yu.G., Demchenko A.I., Shmarlovsky A.N. Calculation of manipulator angular velosity to provide constant speed at automatic welding of closed seams complex configuration 11

Forging and Stamping Productions

Alekseev P.A., Panchenko E.V. Mathematical modeling of superplastic forming of complex profile products from billets 15
Semenov B.I., Kushtarov K.M., Dzhindo N.A., Ngo Thanh Binh. Thixoforging and thixoextrusion of semisolid alloys slyrries. Part 2. Two-phase flow hydrodynamics and microstructure of part in deformation center under thixoextrusion 17
Bochkov A.V., Goloveshkin V.A., Pirumov A.R., Ponomarev A.V., Kalugin I.A. Influence of laying element on deformation process in axisymmetric problem of hot isostatic pressing 20

Rolling and Drawing Productions

Kruk A.T., Boyko A.Yu., Antonov S.I., Novokshchenov S.L. Horizontal twin-ram press for broaching of slabs 25
Burlakov I.A. Automatic equipment ALRD-800 for gas-turbine engines discs manufacture 27

Physical Metallurgy and New Materials

Kostina M.V., Bannykh O.A., Muradyan S.O. Development of new nitrogen alloyed cast high-corrosion-resistance and high-strength austenitic steel. Part 1. Analysis of properties of known corrosion-resistant cast steels 31
Bez'yazychny V.F., Malyarov A.V., Timofeev M.V. Problematic issues of production technology of gas turbine blades 39
Tarasenko L.V., Unchikova M.V. Structure steel 06Kh14N6D2MBT for elastic elements under load 42
Mikhaylovsky K.V. Modeling of multistage technological process for obtaining of carbon-ceramic composite materials 45

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

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

© "Mashinostroenie Publishers", "Blanking productions in mechanical engineering", 2011

УДК 621.74

И.К. Кульбовский, Е.А. Тупатилов*, В.Н. Михайлов, Р.А. Богданов
(Брянский государственный технический университет,
**ООО "Промышленная компания "Бежицкий сталелитейный завод")*

Причины возникновения горячих трещин в стальных отливках железнодорожного транспорта

Исследовано влияние температуры заливки и химического состава стали 20ГЛ на поражение стальных отливок железнодорожного транспорта "балка надрессорная" и "рама боковая" горячими трещинами. Выявлены факторы, оказывающие наибольшее влияние на брак этих отливок по горячим трещинам, и разработаны рекомендации по его снижению.

Influence of pouring temperature and chemical composition steel 20GL on defeat steel castings railway transport "beam spring" and "frame lateral" of shrinkage cracks is investigated. The factors making the greatest impact on rejet of these castings on shrinkage cracks are revealed and recommendations to decrease its quantity are developed.

Ключевые слова: горячие трещины; балка надрессорная; рама боковая; брак; металл; заливка.

Keywords: shrinkage cracks; beam spring; frame lateral; rejet; metal; pouring.

Одной из причин брака в стальном литье является поражение отливок горячими трещинами. Не всегда удается выявить наиболее значимые факторы, влияющие на образование данного вида дефекта.

В ООО "Промышленная компания "Бежицкий сталелитейный завод" (ООО "ПК "БСЗ") столкнулись с проблемой образования горячих трещин в стальных коробчатых отливках "балка надрессорная" и "рама боковая", изготовляемых из стали 20ГЛ для железнодорожного транспорта.

Цель работы – выявление причин поражения этих отливок горячими трещинами.

Трещина в металле появляется в условиях, когда действующее напряжение вызывает деформацию выше критической. Горячие трещины в стальных литых деталях в твердом состоянии образуются под воздействием доперлитной усадки при высоких температурах. Образование горячих трещин в отливках может происходить и в период затвердевания, когда сосуществуют твердая и жидкая фазы при значительном торможении усадки металла формой.

На рис. 1 представлено влияние температуры на механические свойства сплавов [1, 2]. Из рис. 1 видно, что при повышении температуры металла модуль упругости E и предел прочности $\sigma_в$ непрерывно снижаются, что особенно заметно вблизи температуры солидуса $T_с$.

Из рис. 2 видно, что при повышении температуры относительное удлинение стали δ первоначально воз-

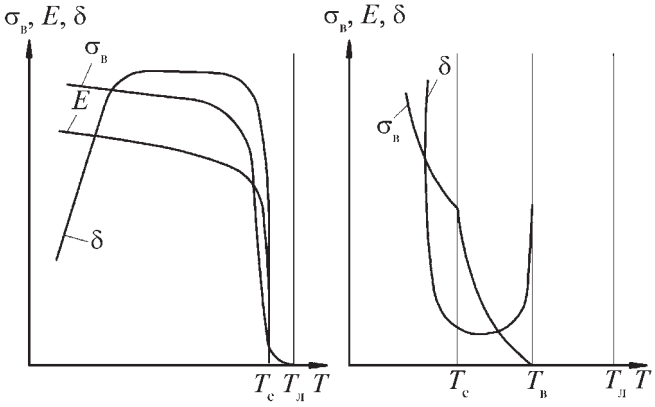


Рис. 1. Влияние температуры на механические свойства сплавов (справа в крупном масштабе свойства в районе температур кристаллизации):
$T_с$ – температура солидуса; $T_л$ – температура ликвидуса; $T_в$ – температура выливаемости

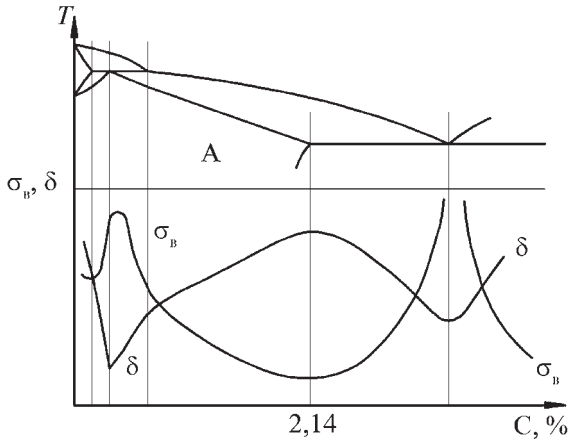


Рис. 2. Механические свойства сплавов системы железо–углерод вблизи температур кристаллизации

растает в районе превращения в ней П→А, затем стабилизируется вблизи температуры солидуса, а потом быстро уменьшается [1, 2]. В районе между температурой солидуса $T_с$ и температурой выливаемости $T_в$, лежащей на границе питания, возникает интервал хрупкости. При приближении к границе выливаемости $T_в$ относительное удлинение δ стали вновь возрастает.

Интервал хрупкости характеризуется снижением относительного удлинения от десятков процентов до десятых долей процента. В этом интервале сплав практически не снижает уровень напряжений, вызванных усадкой.

Интервал хрупкости соответствует температурам образования горячих трещин.

Вблизи температуры солидуса модуль упругости E падает до 10...15 % его значения при нормальной температуре. Предел прочности $\sigma_в$ при температуре солидуса снижается до низких значений, а при температуре выливаемости $T_в$ падает до нуля [1, 2].

Слабым сечением в отливке с одинаковой толщиной стенок при прочих равных условиях является место, которое охлаждается медленнее других (место подвода питателя, установки прибыли). Горячие трещины по причине торможения усадки могут образовываться гораздо легче, если доперлитная усадка железоуглеродистых сплавов продолжительнее в первом своем периоде и больше сопротивление формы свободной усадке отливки.

Для стали наиболее интенсивное развитие доперлитной усадки и минимальные значения предела прочности и относительного удлинения наблюдаются в интервале температур от солидуса до ~1250 °С. Поэтому критическим интервалом температур образования горячих трещин вследствие затрудненной усадки в отливках из углеродистой стали следует считать приблизительно 1450...1250 °С.

Таким образом, возникновение горячих трещин при затрудненной усадке может быть как по вине металла, так и по вине формы.

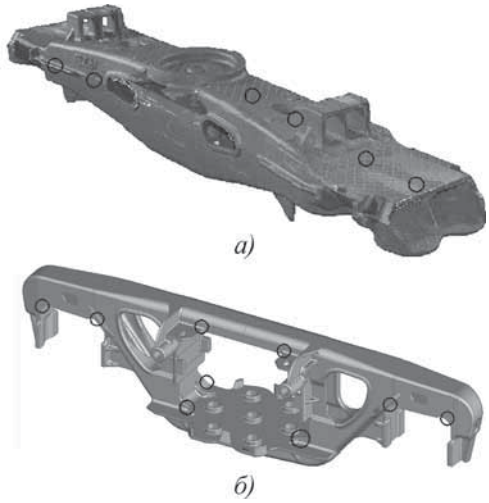


Рис. 3. Расположение мест возникновения горячих трещин на отливках "балка надрессорная" (*а*) и "рама боковая" (*б*)

Методика исследования. В ООО "ПК "БСЗ" заливается до 26 форм с отливками "балка надрессорная" и "рама боковая" из ковша емкостью 30 т сталью 20ГЛ, выплавленной в мартеновской печи, в сырые песчано-глинистые формы.

Анализ забракованных отливок показал, что горячие трещины в исследуемых отливках располагаются в местах сочленения плоскостей с ребрами жесткости, т.е. в термических узлах и местах, где усадка затруднена, что обусловливается конструкцией деталей (рис. 3).

Анализ влияния химического состава на брак отливок "балка надрессорная" и "рама боковая" по горячим трещинам проводили на основе данных испытаний химического состава и механических свойств выплавленного металла, количества и вида брака отливок. Данные выбирали для плавок, в которых после заливки был брак отливок по горячим трещинам.

Температура в ковше перед заливкой форм 1580 °С.

Отливка "балка надрессорная" имеет массу 571,4 кг, габаритные размеры 2590×480×480 мм, в форме располагаются две отливки.

Отливка "рама боковая" имеет массу 434,6 кг, габаритные размеры 2413×554×651 мм, в форме располагаются две отливки.

Результаты исследования. Заливка стальных коробчатых отливок "балка надрессорная" и "рама боковая" осуществляется из ковша емкостью 30 т, и по мере уменьшения количества жидкого металла в ковше его температура все время снижается. При заливке первых и последних форм температура заливаемого металла ниже, чем температура в середине ковша. Выпускаемый из печи жидкий металл контактирует с футеровкой ковша, и часть сливаемого металла охлаждается, отдавая тепло на его прогрев.

Последовательность заливки первых 20 форм из одного ковша емкостью 30 т отражена на рис. 4, кото-

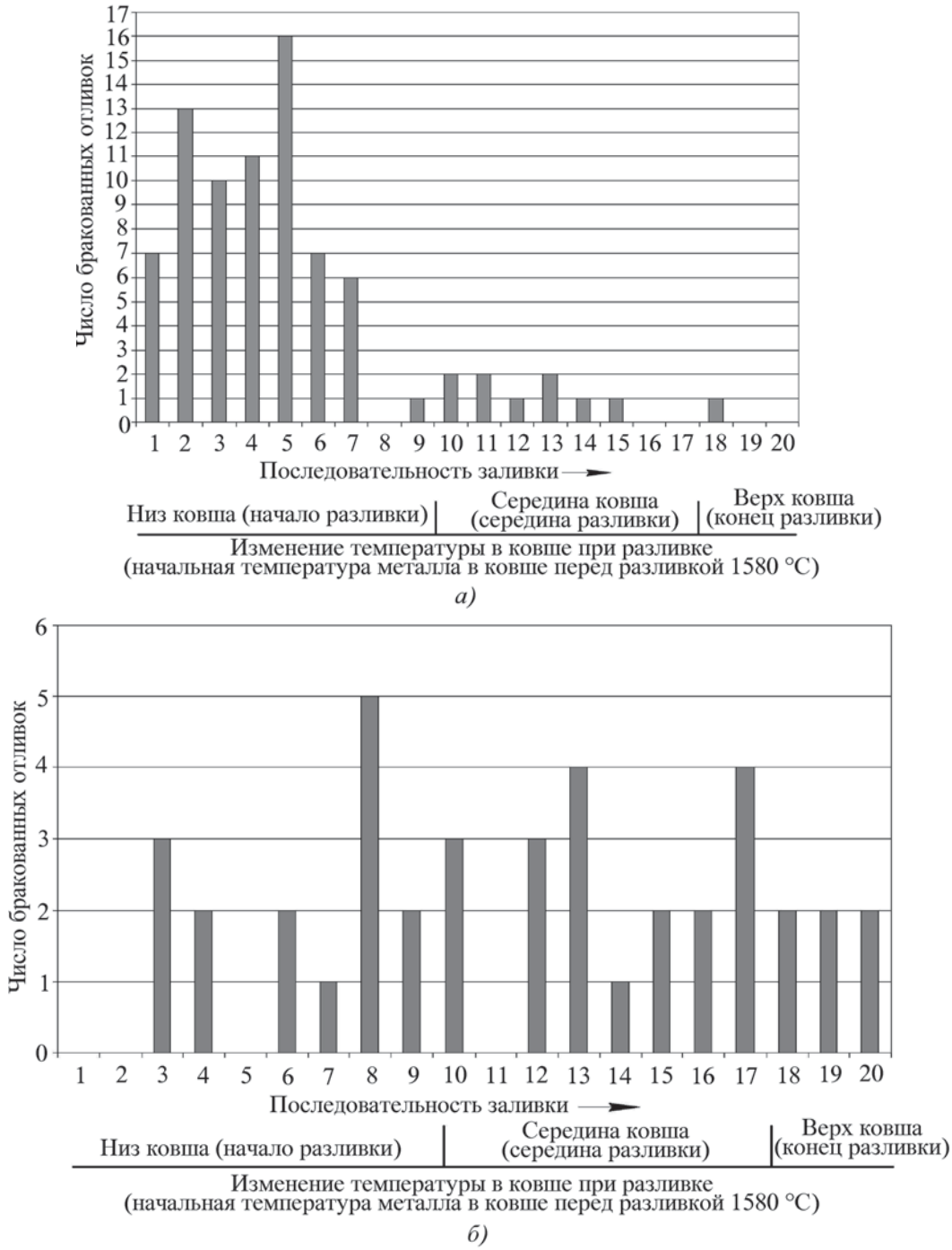


Рис. 4. Влияние температуры металла в ковше при заливке на брак отливок "балка надрессорная" (*а*) и "рама боковая" (*б*) по горячим трещинам при заливке из мартеновского ковша емкостью 30 т

рая показала отсутствие брака по горячим трещинам в последних формах с отливками "балка надрессорная".

Согласно рис. 4, *а*, построенного по данным брака за год отливок "балка надрессорная", наибольшее число забракованных по горячим трещинам отливок наблюдается в период заливки первых форм (порядок заливки 1...7) из низа ковша. Это обусловливается тем, что в данный момент заливки металл более холодный (тепло уходит на прогрев футеровки и дна ковша), и его температура в ковше емкостью 30 т в этот период составляет 1540...1550 °С против 1580 °С перед заливкой.

При заливке через небольшой промежуток времени возле стенки формы образуется тонкий слой закристаллизовавшегося металла при сохранении в центре стенок отливки жидкого металла с температурой между ликвидусом и солидусом. Этот слой не может противостоять развивающейся усадке и в нем образу-

ются трещины, которые продолжают расти, поскольку не хватает жидкотекучести металла на их "залечивание".

Из рис. 4, *а* видно, что в середине заливки (порядок заливки 8...15) наблюдается наименьшее количество брака отливок "балка надрессорная" по горячим трещинам, так как в этот период заливаемый металл наиболее горячий и составляет 1570...1560 °С.

Более высокая температура заливки улучшает жидкотекучесть металла и удлиняет время нахождения его в жидком состоянии в срединных зонах отливки, что способствует "залечиванию" образовавшихся трещин в твердой корочке. При этом металл дольше находится в зоне более высокой пластичности, что препятствует появлению горячих трещин (см. рис. 2).

В конце заливки (от 15 и далее) наблюдается меньшее количество брака, так как в этот период температура металла составляет 1530...1520 °С, т.е. меньше, чем в первый период разливки, поэтому быстрее кристаллизуется, а образующаяся корочка закристаллизовавшегося металла имеет достаточную толщину и прочность, чтобы противостоять усадке.

Как видно из рис. 4, *б*, построенного по данным брака за год отливок "рама боковая", образование горячих трещин в начале и в конце разливки ковша емкостью 30 т несколько ниже, чем в середине разливки. Это объясняется тем, что в середине разливки металл наиболее горячий, и образующаяся корочка не может в достаточной мере противостоять усадке металла, чему способствует и конструкция отливки (см. рис. 3). Однако в конце заливки количество брака больше, чем в начале, что связано с конструкцией отливки и теплофизическими характеристиками формовочной и стержневой смесей.

Анализ химического состава стали 20ГЛ стальных отливок "балка надрессорная" и "рама боковая" показал, что наибольшее влияние на образование горячих трещин в данных отливках оказывают сера и алюминий, поскольку сера влияет на красноломкость стали, а количество остаточного алюминия – на ее окисленность и образование неметаллических включений.

Для оценки влияния химического состава стали, выплавленной в мартеновской печи, на образование горячих трещин в отливках "балка надрессорная" и "рама боковая" были построены графики (рис. 5, 6), которые наглядно доказывают, что с увеличением содержания серы в стали (см. рис. 5) число отливок, забракованных по горячим трещинам, возрастает. Это связано с тем, что с увеличением содержания серы в стали идет увеличение сульфидов, а также приводит к снижению прочности стали в горячем состоянии и появлению горячих трещин из-за легкоплавких эвтектик.

С увеличением содержания остаточного алюминия (см. рис. 6) наблюдается тенденция уменьшения числа бракованных отливок. Однако в интервале содержания остаточного алюминия 0,033...0,047 % возрастает брак отливок по горячим трещинам, увеличивается содержание неметаллических включений вследствие вторичного окисления металла, снижающего

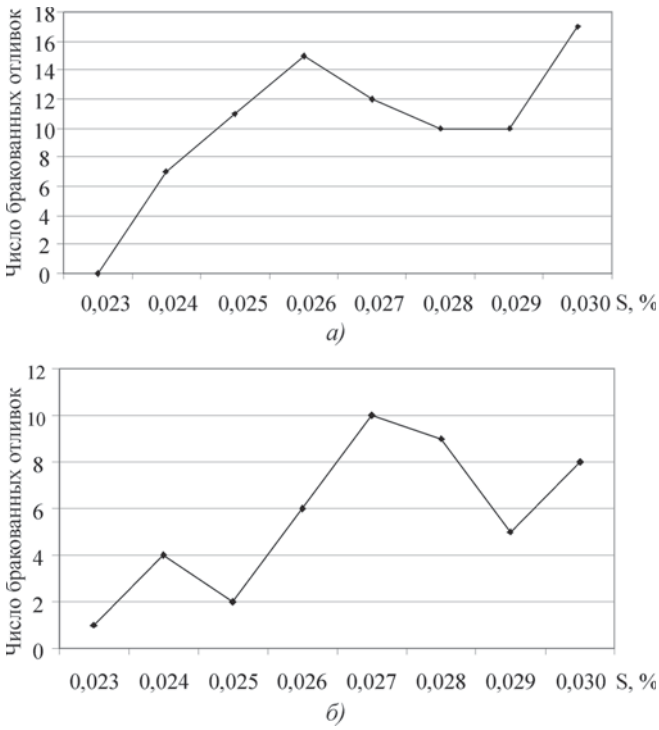


Рис. 5. Влияние содержания серы S на брак отливок "балка надрессорная" (*а*) и "рама боковая" (*б*) по горячим трещинам (мартен)

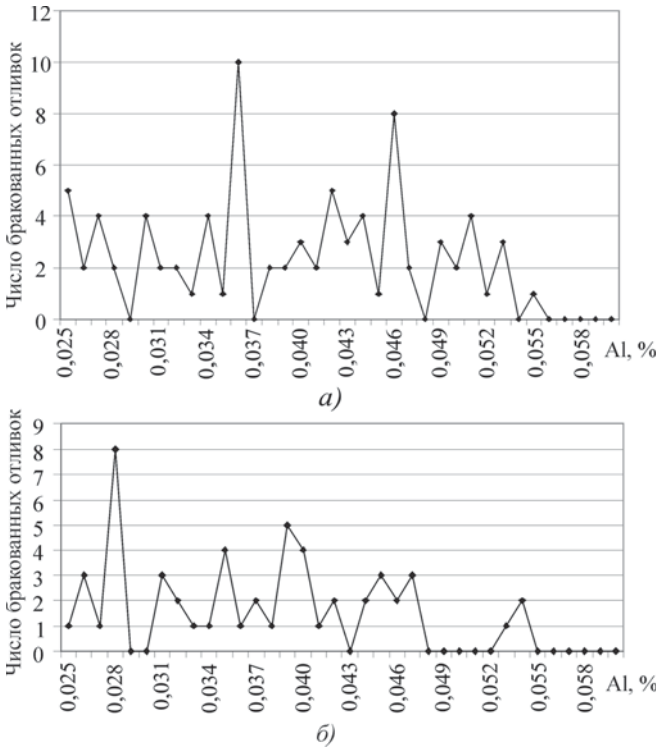


Рис. 6. Влияние содержания остаточного алюминия Al на брак отливок "балка надрессорная" (*а*) и "рама боковая" (*б*) по горячим трещинам (мартен)

его жидкотекучесть. При содержании остаточного алюминия более 0,047 % вторичного окисления жидкого металла не происходит.

Выводы

1. На образование горячих трещин в отливках "балка надрессорная" и "рама боковая" существенно влияет температура металла при их заливке из ковша емкостью 30 т, так как это обусловлено последовательностью заливки форм. Наибольший брак по этому виду дефекта наблюдается в отливках "балка надрессорная" в период заливки первых форм, а в отливках "рама боковая" – в середине заливки. Поэтому рекомендуется сначала заливать формы с отливками "рама боковая", а затем – формы с отливками "балка надрессорная". Необходимо принять меры по усреднению температуры металла в ковше (например, продувка инертными газами), поскольку все эти отливки изготовляются из стали 20ГЛ.

2. Содержание в стали 20ГЛ остаточного алюминия до 0,03 и более 0,045 % снижает вероятность поражения отливок горячими трещинами, поэтому рекомендуется поддерживать его остаточное содержание в стали 20ГЛ на уровне не ниже 0,045 %.

3. При повышенном содержании серы количество брака отливок по горячим трещинам возрастает, особенно это заметно с увеличением ее количества, поэтому рекомендуется держать ее уровень в стали 20ГЛ не более 0,025 %.

Для выполнения приведенных рекомендаций следует их ввести в технологические инструкции на выплавку стали 20ГЛ и заливку форм из нее в ООО "ПК "БСЗ".

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Гуляев Б.Б.** Теория литейных процессов: учеб. пособие для вузов. Л.: Машиностроение, 1976. 214 с.

2. **Баландин Г.Ф.** Основы теории формирования отливки. М.: Машиностроение, 1979. 335 с.

Иван Кузьмич Кульбовский, д-р техн. наук;
Евгений Анатольевич Тупатилов,
начальник базовой лаборатории новых технологий металлургии;
Вадим Николаевич Михайлов, аспирант;
Роман Александрович Богданов, ассистент кафедры,
lpim-bra@yandex.ru

УДК 621.746.047:621.778.01:669.35

Е.А. Казанцев, Л.М. Железняк*, А.Н. Тихоняк, Т.В. Мазунина*
(ОАО "Каменск-Уральский завод по обработке цветных металлов",
** УГТУ–УПИ, г. Екатеринбург)*

Применение установки горизонтального непрерывного литья для выпуска полуфабрикатов из сплавов тяжелых цветных металлов в ОАО "Каменск-Уральский завод по обработке цветных металлов"

Рассмотрена, технологически и экономически обоснована и применена прогрессивная тенденция ухода от высокозатратных процессов прессования и прокатки к изготовлению заготовок малого поперечного сечения посредством горизонтального непрерывного литья, предназначенных для волочения полуфабрикатов широкого марочного и размерного сортамента.

Technological and economic justification of continuous casting for final light-size half-finished products is made. It proved to be efficient to use continuous casting for production of wide range of rolled products and wire instead of traditional processes of pressing and rolling.

Ключевые слова: широкий сортамент проволоки и прутков; установка горизонтального непрерывного литья; отработка режимов получения непрерывно-литой заготовки; высокий качественный уровень готовых полуфабрикатов.

Keywords: wide range of rolled products and wire; horizontal continuous casting unit; development of parameters for continuous casting; high quality of final semi-finished products.

Российские предприятия, производящие мелкий сорт и проволоку из сплавов тяжелых цветных металлов, находятся в состоянии довольно острой конкуренции, поэтому с учетом ситуации на рынке металлопроката наиболее действенной мерой является использование современных и экономически целесообразных технологических схем производства полуфабрикатов.

В условиях свойственного заводам по обработке цветных металлов широкого марочного и размерного сортамента выпускаемых изделий решающим направлением, сопровождающимся одновременно повышением требований к качеству продукции, в том числе со стороны зарубежных заказчиков, является применение установок непрерывного литья заготовок небольшого поперечного сечения.

Это, во-первых, обеспечивает достаточно быстрый переход от литья одного сплава к другому и вследствие технологической гибкости, присущей такой схеме, позволяет оперативно реагировать на требования потребителей и, во-вторых, существенно сокращает производственный цикл путем отказа от энерго-, материало- и трудоемких переделов горячей деформации – прессования и прокатки. При этом варианте технологии полученная на *установке горизонтального непрерывного литья* (УГНЛ) *непрерывно-литая заготовка* (НЛЗ) поступает непосредственно в волочильные цехи завода.

В ОАО "Каменск-Уральский завод по обработке цветных металлов" в течение 18 лет эксплуатируется УГНЛ, предназначенная для 27-ниточного производства прутково-проволочных НЛЗ диаметром 11...18 мм со смоткой их в бунты массой ~250 кг. С учетом требований потребителей и условий действующего производства организация способа непрерывного литья и применяемая технология последующего волочения НЛЗ позволяют без особых затруднений повысить массу бунта до 2 т.

Установка включает в себя следующие агрегаты и устройства: усовершенствованную индукционную канальную плавильную печь емкостью 3,5 т, поддерживающую устойчивые температурные условия плавки и непрерывной разливки; три блока, снабженных графитовыми и медными втулками кристаллизаторов, каждый из которых предназначен для формообразования девяти ниток заготовок в процессе их кристаллизации; гидроприводные вытягивающие устройства; комплект из 27 моталок со свободно вращающимися приемными корзинами для укладки бунтов НЛЗ.

В качестве шихтовых материалов используют соответствующие выплавляемым маркам сплавов разновидности ломов, медные отходы собственного производства, медь катодную, чистые металлы и лигатуры, регламентированные шихтовой картой. Для недопущения насыщения расплава кислородом шихтовые материалы загружают через шлюзовый затвор, а для некоторых сплавов их подачу осуществляют в защитной среде азота.

Кристаллизатор состоит из следующих основных частей (рис. 1):

– водоохлаждаемый корпус (медный блок) *1*, предназначенный для отвода тепла от медных элементов кристаллизатора за счет направленного водяного потока;

– графитовое кольцо *5* с девятью отверстиями;

– девять установленных в отверстиях кольца *5* графитовых втулок *2*, контактирующих с расплавленным металлом и вмонтированных со стороны печи в корпус *1* кристаллизатора;

– девять медных втулок *3*, установленных в медном блоке *1* кристаллизатора и предназначенных для отвода тепла от прутковых заготовок, а также для создания заданных условий формирования надлежащей структуры в кристаллизующемся прутке.

Гидроприводное вытягивающее устройство представляет собой тянущую клеть для пошагового вытягивания из каждого блока кристаллизатора девяти прутковых заготовок со скоростью 150 мм/с и силой до 25 кН.

Тянущая клеть, состоящая из смонтированных на одной станине тянущей и стопорной головок, в про-

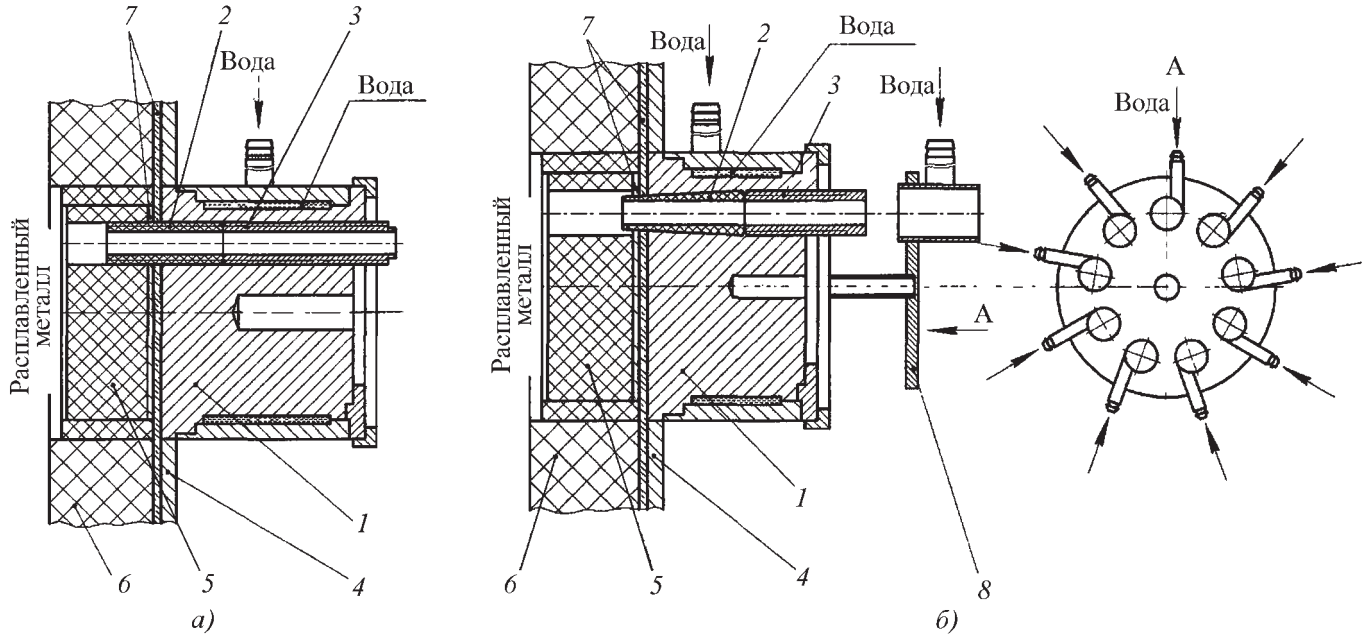


Рис. 1. Кристаллизаторы установки горизонтального непрерывного литья для получения непрерывно-литых заготовок:
а – длина 157 мм; *б* – длина 120 мм (укороченная модификация); *1* – корпус кристаллизатора (медный блок); *2* – графитовая втулка; *3* – медная втулка; *4* – стальной кожух печи; *5* – графитовое кольцо; *6* – огнеупорная кладка; *7* – кварцитовое стекло; *8* – система вторичного охлаждения

цессе вытягивания НЛЗ совершает возвратно-поступательные движения с помощью гидроцилиндра. Длина шага вытягивания 4...15 мм, частота возвратно-поступательных движений 10...120 циклов/мин. После выхода из тянущей клети заготовки изгибаются роликами, находящимися на концах направляющих труб, и укладываются в 27 вращающихся неприводных корзинах моталок.

В период, предшествующий освоению на УГНЛ производства НЛЗ из ряда марок латуней, были проведены опытно-промышленные исследования, по результатам которых освоено промышленное производство НЛЗ из следующих сплавов: оловянно-цинковой БрОЦ4-3 и оловянно-фосфорной БрОФ6,5-0,4 бронз, нейзильбера МНЦ15-20 и меди марок М1 и М2. Полученные НЛЗ были эффективно использованы в волочильных цехах завода для изготовления готовых полуфабрикатов в виде проволоки и прутков диаметром 0,2...7,0 мм.

В течение этого периода, учитывая экономическую перспективность УГНЛ и технологическую гибкость новой схемы производства, подтвержденные практикой выпуска промышленных партий изделий из приведенных выше сплавов, осуществили следующие этапы модернизации установки, связанные с усовершенствованием конструкции кристаллизаторов, печи и системы вторичного охлаждения:

1. Изменили конструкцию кристаллизатора, использовав его укороченную на 1/4 модификацию (рис. 1, *б*). Одновременно для упрощения монтажа и демонтажа графитовой втулки *2* изменили способ ее закрепления в корпусе *1* кристаллизатора: вместо прежнего резьбового соединения втулку *2* (с предусмотренной для этой цели наружной конической поверхностью) стали поджимать по месту медной втулкой *3*, вворачиваемой в корпус кристаллизатора.

2. Печь оснастили футерованной крышкой, изолированной от корпуса печи песчаным затвором. В крышке выполнили отверстие для установки термопары и закрывающийся люк для подачи шихты. Затем для продолжения модернизации печи крышку заменили вытяжным вентиляционным зонтом, что позволило вести постоянный контроль состояния расплава в печи.

3. Для реализации наиболее эффективного воздействия режима охлаждения на качество НЛЗ контур вторичного охлаждения *8* вытягиваемой заготовки существенно дистанцировали от кристаллизатора.

В результате марочный сортамент сплавов, из которых отливаются НЛЗ, был значительно расширен. Кроме перечисленных выше сплавов НЛЗ изготовляются из простых (двойных) латуней марок Л80, Л68 и Л63 и латуней, легированных свинцом ЛС63-3, ЛС59-1 и кремнием ЛК62-0,2.

Освоение выпуска заготовок каждого из этих сплавов потребовало проведения комплексного опытно-промышленного исследования – вплоть до получения прутков и проволоки чистовых диаметров согласно требованиям нормативной документации. Таким образом, отработка технологического регламента по каждому осваиваемому сплаву являлась научно-исследовательской работой. Далее в качестве примера в краткой форме рассмотрены освоение производства на УГНЛ непрерывно-литой заготовки из латуни Л68 и последующее волочение из нее проволоки диаметром от 1,5 до 5,0 мм.

Использовали следующие шихтовые материалы: лом латуни Л70 АIII -1 в количестве 60...70 % массы навески, а также отходы меди собственного производства в виде пресс-остатков и цинк марки Ц0 общим количеством 30...40 %.

Независимо от диаметра отливаемой НЛЗ выдерживали следующие регламентированные условия литья: температура расплава 1080...1100 °С, градиент температуры охлаждающей воды в кристаллизаторе 20...25 °С, отношение времени вытягивания тянущей клети к времени паузы 1:2.

Процесс литья проходил стабильно, т.е. без обрывов заготовки при соблюдении режимов, указанных в табл. 1. В этой же таблице приведены механические свойства НЛЗ и режимы ее дальнейшего волочения, исключавшие развитие трещин в местах имевшихся на заготовке пошаговых дефектов.

По результатам анализа лабораторно-промышленного исследования можно сделать следующие выводы:

1. Информация об испытании механических свойств свидетельствует, что полученная на УГНЛ непрерывно-литая заготовка из латуни Л68 имеет достаточный для дальнейшего волочения ресурс пластичности, что позволяет исключить необходимость проведения предварительной смягчающей термической обработки.

1. Режимы получения НЛЗ из латуни Л68, ее механические свойства и условия деформации, исключающие образование пошаговых трещин

Условия вытягивания НЛЗ			Механические свойства НЛЗ		Условия волочения подтяжки	
Диаметр НЛЗ, мм	Шаг вытягивания, мм	Цикличность, $мин^{-1}$	$\sigma_в$, МПа	δ, %	Диаметр, при котором исчезли следы поверхностных разрывов, мм	Общий коэффициент вытяжки
12	6...7	30...32	247...306	48...52	3	16,0
14	5...6	28...30	276...345	43...50	4	12,25
16	3,5...4,5	24...26	237...316	50...56	6	7,11

2. Механические свойства проволоки некоторых диаметров из латуни Л68, изготовленной из НЛЗ

Диаметр проволоки, мм	Состояние	Механические свойства		Значения по ГОСТ 1066–90	
		$\sigma_в$, МПа	δ, %	$\sigma_в$, МПа	δ, %
				не менее	
1,5	Полутвердое	345...346	25...29	340	15
2,0	Мягкое	310...315	46...49	290	40
2,5	Полутвердое	347...350	26...30	340	15
2,8	Мягкое	340...342	44...46	290	40
5,0		360...367	42...46	290	40

2. При повышении значений шага вытягивания (для увеличения производительности УГНЛ), указанных в табл. 1, до значений 8...9; 5...7 и 5...6,5 мм соответственно для НЛЗ диаметром 12, 14 и 16 мм на поверхности заготовок появлялись грубые трещины, что иногда порождало обрывы НЛЗ. Это подтверждает существенное влияние режимов литья на масштаб образующихся на НЛЗ пошаговых трещин: при неизменной цикличности вытягивания увеличение шага вызывает рост глубины трещин.

Преобладающей причиной, порождающей этот дефект, является то, что пустоты, возникающие вследствие надрывов корочки затвердевшего металла в начальный момент вытягивания прутка, не успевают заполниться жидким расплавом из-за его низкой жидкотекучести и повышенной скорости вытягивания затвердевшего прутка. Тенденция к огрублению пошаговых трещин при возрастании шага вытягивания заготовки усиливается с повышением ее диаметра.

3. Пошаговые поверхностные трещины – также следствие повышенного контактного трения между затвердевающей заготовкой и графитовой втулкой, на поверхности которой в зоне кристаллизации расплава образуется поясок из оксида цинка. Отрицательное воздействие этого фактора особенно характерно для латуней с высоким содержанием цинка, которое в латуни Л68, как известно, составляет 30...33 %.

Таким образом, для минимизации вредного влияния пошаговых трещин и повышения качества поверхности НЛЗ эффективны следующие меры: использование защитных покрытий графита, значительно снижающих коэффициент трения, применение графита с низкой открытой пористостью – это позволит купировать появление пояска оксида цинка и его дальнейшее развитие, предупреждая повышение коэффициента контактного трения и, как следствие, образование трещин.

4. Анализ макро- и микроструктуры НЛЗ и подтяжки (т.е. промежуточной заготовки), полученной после первого прохода волочения, показал, что в самом начале маршрута волочения литая структура измельчается недостаточно, однако уже после второго прохода волочения и полного рекристаллизационного отжига наблюдается активная трансформация литой структуры в деформированную, сопровождающаяся существенным уменьшением размеров зерен.

5. Для определения влияния глубины поверхностных дефектов НЛЗ на качество готовой продукции исследовали микроструктуру НЛЗ и подтяжки. Установлено, что пошаговые трещины глубиной 0,3...0,5 мм не проникают при волочении во внутренние слои заготовки и по мере многопроходного волочения выглаживаются, т.е. исчезают полностью. Окончательная их выработка происходит при условиях волочения, приведенных в табл. 1.

На основании результатов лабораторно-производственных исследований на УГНЛ получены непрерывно-литые заготовки надлежащего качественного уровня из различных сплавов. Это гарантирует выпуск промышленных партий полуфабрикатов из тяжелых цветных металлов и их сплавов широкого марочного и размерного сортамента, обладающих качественными и количественными показателями, соответствующими нормативной документации.

Рассмотренная выше проволока из латуни Л68 полностью отвечает требованиям ГОСТ 1066–90 (табл. 2). Использование в технологической схеме изготовления полуфабрикатов из латуней и бронз непрерывно-литых заготовок вместо прессованных или горячекатаных привело к повышению на 15 % сквозного (т.е. включающего все переделы) коэффициента выхода годного за счет исключения отходов как при литье (в виде литниковой и донной частей, отрезаемых от слитка полунепрерывного литья), так и в прессовом цикле (в виде пресс-остатка и заднего конца прессованной заготовки, отрезаемого вследствие присутствия в нем пресс-утяжины).

Заключение. В ОАО "Каменск-Уральский завод по обработке цветных металлов" при производстве заготовок для многих видов холоднотянутых полуфабрикатов все более распространяется прогрессивная тенденция перехода от затратных процессов горячей деформации (прессования и прокатки) к процессу горизонтального непрерывного литья заготовок малого поперечного сечения. Это обеспечивает при надлежащем качественном уровне готовой продукции повышение технико-экономических показателей производства, а именно – производительности (вследствие значительного сокращения технологического цикла в целом) и коэффициента выхода годного (путем сокращения потерь металла в виде геометрических отходов).

Евгений Анатольевич Казанцев,
главный металлург;
Лев Моисеевич Железняк, д-р техн. наук,
omd@mtf.ustu.ru;
Анатолий Николаевич Тихоняк,
ст. мастер литейного участка;
Татьяна Владимировна Мазунина, студентка

УДК 621.791.014

Ю.Ф. Курмачев, Ю.Г. Новосельцев, А.И. Демченко, А.Н. Шмарловский
(Сибирский федеральный университет, г. Красноярск)

Расчет угловой скорости манипулятора для обеспечения постоянной скорости сварки при автоматической сварке замкнутых швов сложной конфигурации

Получены выражения для определения необходимой угловой скорости вращения изделия для обеспечения постоянной скорости сварки при изготовлении сварных деталей. Данные выражения позволяют создать базу для проектирования программ автоматической сварки замкнутых швов сложной конфигурации.

The equations for definition of necessary angular speed of product rotational speed to achieve constant rate of welding are received at manufacturing of welded parts. These expressions allow to create foundation for software design of automatic welding of closed seams of complex configuration. Calculation of the manipulator angular speed to provide constant speed of welding at automatic welding of the closed seams of complex configuration.

Ключевые слова: автоматическая сварка; скорость сварки; определение угловой скорости.

Keywords: automatic welding; speed of welding; definition of angular speed.

При крупносерийном и массовом производстве сварных изделий, содержащих замкнутые швы сложной конфигурации, широкое распространение получила схема сварки, представленная на рис. 1 [1, 2].

Суть рассматриваемой схемы сварки заключается в обеспечении скорости сварки за счет вращательного движения вращателя или манипулятора и поступательного движения сварочной головки по одной координате. Синхронизация движения головки относительно стыка, как правило, производится копирующим устройством. Данная схема характеризуется универсальностью, относительной простотой, применением недорогого оборудования, высокой производительностью.

Одной из особенностей использования данной схемы является необходимость обеспечения в автоматическом режиме постоянной линейной скорости сварочной головки относительно стыка для недопущения непровара либо прожога. Самым простым решением в этом случае является автоматическое регулирование скорости вращения планшайбы манипулятора за счет изменения напряжения, подаваемого на двигатель постоянного тока, приводящего планшайбу в движение. При этом необходимо знать требуемую угловую скорость планшайбы в любой момент времени сварки.

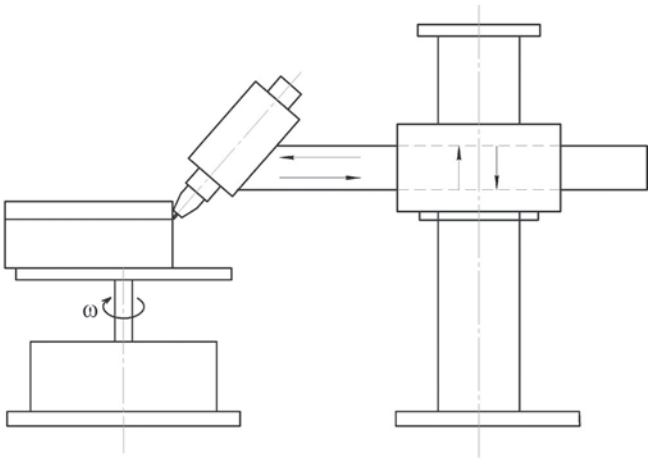


Рис. 1. Схема автоматической сварки

Решая данную задачу математически, представим свариваемый периметр замкнутой фигурой без петель, заданной дифференцируемыми функциями y_1, y_2, ... y_n. Осевая линия сварочной головки (отрезок AM, рис. 2) расположена по нормали к периметру. Ось поворота головки относительно периметра находится от него на некотором расстоянии r. Требуется определить угловую скорость ω вращения фигуры, при которой точка M (x, y) (сварочная головка) при фиксированном полярном угле двигается по контуру с постоянной линейной скоростью v.

Рассмотрим сначала часть контура, определяемую прямой $y = a$ (см. рис. 2).

Находим

$$\mathrm{tg}\varphi = \frac{a+r}{x};\ \ \mathrm{tg}(\varphi - \Delta\varphi) = \frac{a+r}{x+\Delta x},$$

тогда

$$\Delta\varphi = \mathrm{arctg}\frac{a+r}{x} - \mathrm{arctg}\frac{a+r}{x+\Delta x}.$$

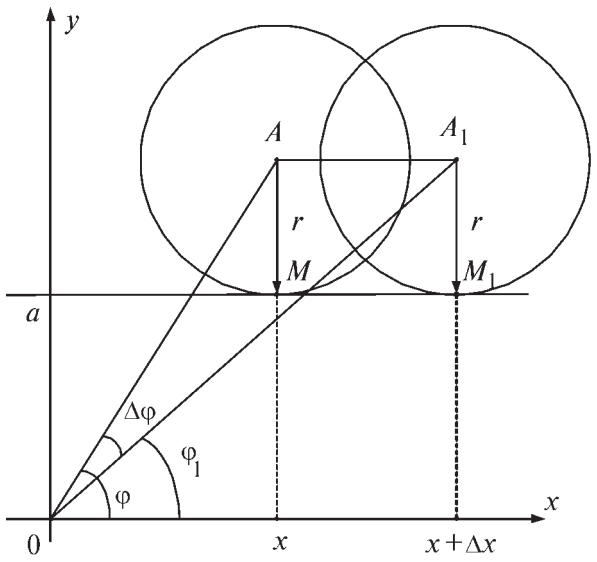


Рис. 2. Схема к расчету угловой скорости при сварке по прямой: M – текущая точка сварки; φ – текущий угол поворота планшайбы; x, a – координаты точки M

Так как

$$\frac{\omega}{\varphi} = \lim_{\Delta t \to 0} \frac{\frac{\Delta\varphi}{\Delta t}}{\frac{\Delta x}{\Delta t}} = \lim_{\Delta x \to 0} \frac{\Delta\varphi}{\Delta x},$$

то

$$\frac{\omega}{\mathrm{v}} = \lim_{\Delta x \to 0} \frac{\operatorname{arctg}\frac{a+r}{x} - \operatorname{arctg}\frac{a+r}{x+\Delta x}}{\Delta x}.$$

Правая часть равенства представляет производную функции

$$y(x) = -\operatorname{arctg}\frac{a+r}{x},$$

следовательно,

$$\frac{\omega}{\mathrm{v}} = \frac{a+r}{x^2 + (a+r)^2}.$$

Искомая угловая скорость определяется абсциссой текущей точки M (x, a) прямой $y = a$ и линейной скоростью $\mathrm{v}(x)$ точки M

$$\omega(x) = \frac{\mathrm{v}(x)(a+r)}{x^2 + (a+r)^2}. \qquad (1)$$

Аналогичные рассуждения при линии $x = a$ приводят к результату

$$\omega(y) = \frac{\mathrm{v}(y)(a+r)}{y^2 + (a+r)^2}. \qquad (2)$$

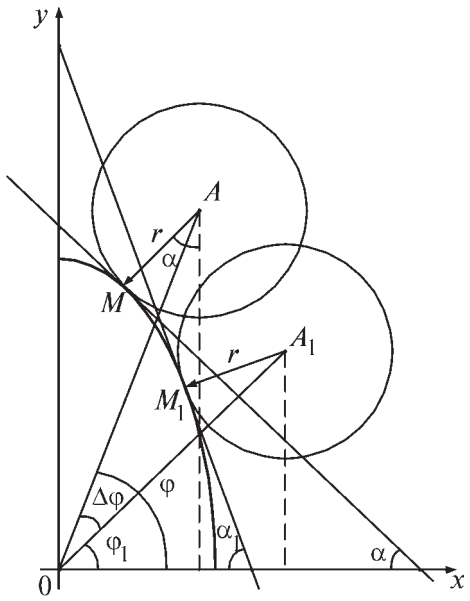


Рис. 3. Схема к расчету угловой скорости при сварке по производной кривой

Далее рассмотрим криволинейный участок свариваемого периметра, определяемый дифференцируемой функцией $y = f(x)$ (рис. 3). Пусть в общем случае функция убывающая, так как функция – часть замкнутого контура, и в первой четверти всегда можно рассматривать эту часть как убывающую функцию на отрезке.

Производная функция в точке $M(x, y)$ на рассматриваемом участке определяет отрицательный коэффициент угла наклона касательной в этой точке в силу убывания функции $\operatorname{tg}\alpha = y'$. Далее потребуется лишь положительный угол, поэтому примем $y' > 0$, $\operatorname{tg}\alpha = y'$. Координаты точки A определяются следующим образом:

$$x_A = x + r\sin\alpha; \quad y_A = y + r\cos\alpha.$$

Так как

$$\cos\alpha = \frac{1}{\sqrt{1+\operatorname{tg}^2\alpha}}; \quad \sin\alpha = \frac{\operatorname{tg}\alpha}{\sqrt{1+\operatorname{tg}^2\alpha}},$$

то

$$\varphi = \operatorname{arctg}\frac{y + r\cos\alpha}{x + r\sin\alpha},$$

или

$$\varphi = \operatorname{arctg}\frac{r + y\sqrt{1+(y')^2}}{ry' + x\sqrt{1+(y')^2}}.$$

Так как координаты линейной скорости:

$$\mathrm{v}_x = \frac{\Delta x}{\Delta t}; \quad \mathrm{v}_y = \frac{\Delta y}{\Delta t} = \frac{\Delta y}{\Delta x}\frac{\Delta x}{\Delta t},$$

или

$$v_y = y' \frac{\Delta x}{\Delta t},$$

то

$$v(x) \approx \sqrt{v_x^2 + v_y^2},$$

или

$$v(x) \approx \frac{\Delta x}{\Delta t}\sqrt{1+(y')^2}.$$

Пусть $M_1(x_1, y_1)$ точка на кривой $y = f(x)$ и $x_1 = x + \Delta x$, $y_1 = y + \Delta y$, $y = f(x)$, $y = f(x)$ и $y_1' = y'_{M_1}$ $x_1 = x + \Delta x$, $y_1 = y + \Delta y$, $y = f(x)$, и $y_1' = y'_{M_1}$.

Здесь $\Delta y = y'\Delta x > 0$ и, так как функция убывающая, то $y > y_1$.

Аналогичными действиями находим

$$\varphi_1 = \operatorname{arctg}\frac{y_1 + r\cos\alpha_1}{x_1 + r\sin\alpha_1},$$

или

$$\varphi_1 = \operatorname{arctg}\frac{r + (y - y'\Delta x)\sqrt{1+(y_1')^2}}{ry_1' + (x+\Delta x)\sqrt{1+(y_1')^2}}.$$

Находим $\Delta\varphi = \varphi - \varphi_1$. Так как длина дуги MM_1 $\Delta l = \Delta x\sqrt{1+(y')^2}$, то

$$\frac{\omega(x)}{v(x)} = \lim_{\Delta t\to 0}\frac{\frac{\Delta\varphi}{\Delta t}}{\frac{\Delta l}{\Delta t}} = \lim_{\Delta x\to 0}\frac{\Delta\varphi}{\Delta x\sqrt{1+(y')^2}},$$

$$\frac{\omega(x)}{v(x)} = \frac{1}{\sqrt{1+(y')^2}}\lim_{\Delta x\to 0}\times$$

$$\times\frac{\operatorname{arctg}\frac{r + y\sqrt{1+(y')^2}}{ry' + x\sqrt{1+(y')^2}} - \operatorname{arctg}\frac{r + (y - y'\Delta x)\sqrt{1+(y_1')^2}}{ry_1' + (x+\Delta x)\sqrt{1+(y_1')^2}}}{\Delta x}.$$

Учитывая правило Лопиталя, после преобразований для убывающей функции получаем

$$\omega(x) = v(x)\frac{(y\sqrt{1+(y')^2} + r) + y'(x\sqrt{1+(y')^2} + ry')}{(y\sqrt{1+(y')^2} + r)^2 + (x\sqrt{1+(y')^2} + ry')^2}. \quad (3)$$

Если же функция, описывающая участок контура фигуры, возрастающая, то формула для вычисления угловой скорости примет вид:

$$\omega(x) = v(x)\frac{(y\sqrt{1+(y')^2} + r) - y'(x\sqrt{1+(y')^2} - ry')}{(y\sqrt{1+(y')^2} + r)^2 + (x\sqrt{1+(y')^2} - ry')^2}. \quad (4)$$

На прямолинейных участках контура, т.е. в случае $y = \text{const}$ или $x = \text{const}$ формулы (3), (4) преобразуются в формулы (1) и (2) соответственно.

При непосредственном расчете угловой скорости возникает необходимость определения прямоугольных координат точки сварки при известном полярном угле. Угловая скорость определяется поградусно для всего контура свариваемой фигуры.

Наиболее часто встречающиеся линии, описывающие контур свариваемой детали – прямые и окружности. Зная расстояние от начала координат до прямой, ее всегда можно представить в виде горизонтальной прямой $y = a$. Точка $M(x, y)$ прямой при известном угле α имеет координату $x = \alpha(\operatorname{tg}\alpha)^{-1}$. На окружности $(x - x_0)^2 + (y - y_0)^2 = R^2$, сравнивая ординаты точки $M(x, y)$ $y = x\operatorname{tg}\alpha$, $y = y_0 \pm\sqrt{R^2 - (x - x_0)^2}$, получаем абсциссу:

$$x = \frac{(x_0 + y_0\operatorname{tg}\alpha) \pm \sqrt{(R^2 - x_0^2)\operatorname{tg}^2\alpha + 2x_0y_0\operatorname{tg}\alpha + (R^2 - y_0^2)}}{\operatorname{tg}^2\alpha + 1}. \quad (5)$$

Зная уравнения прямых или окружностей, на основании зависимости (5) по заданному углу α вычисляют координаты текущей точки $M(x, y)$ и находят искомую угловую скорость по формулам (1), (2) для прямых участков либо по формулам (3), (4) для криволинейных.

Формулы (1)–(4) определяют угловую скорость $\omega(x)$ вращения фигуры в зависимости от заданной функцией $v(x)$ линейной скорости точки $M(x, y)$, т.е. пригодны для расчета в том случае, если по каким-либо причинам скорость сварки не будет постоянной, а также в случае несовпадения центра изделия с центром планшайбы.

Для апробации полученных зависимостей требуемой угловой скорости от конфигурации шва была определена угловая скорость планшайбы при сварке шва, показанного на рис. 4, с линейной скоростью 0,01 м/с.

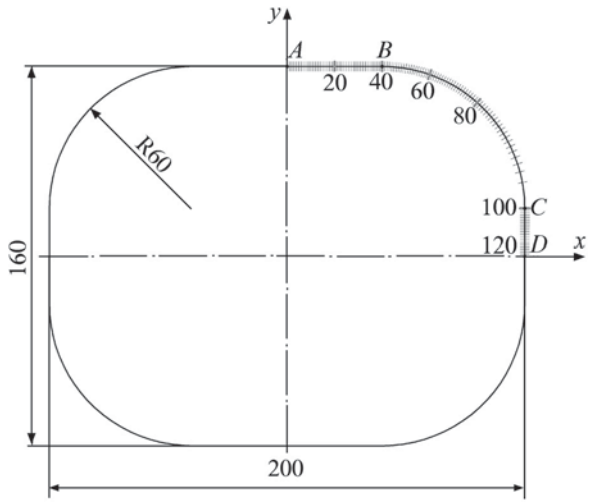


Рис. 4. Конфигурация шва для определения угловой скорости

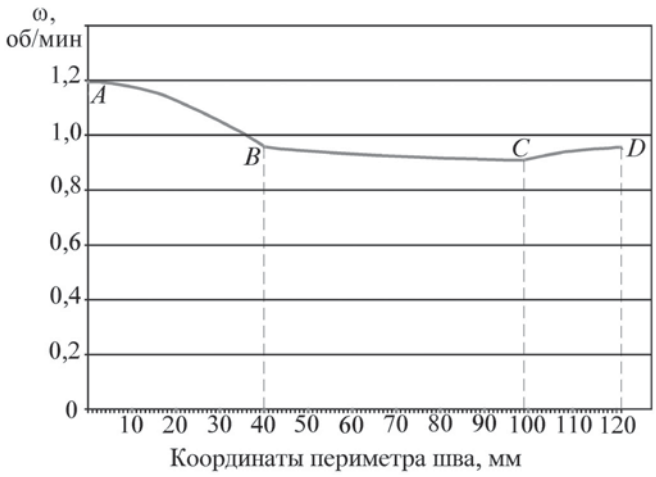


Рис. 5. График зависимости требуемой угловой скорости вращения планшайбы от координат периметра шва

Учитывая симметричность шва, расчет проводили для четверти периметра от точки *A* до точки *D*. Угловую скорость определяли в каждой точке периметра с шагом 1 мм в соответствии с рис. 4. Результаты расчета графически представлены на рис. 5. Таким образом, при настройке оборудования наладчику необходимо задать изменение напряжения на электродвигателе привода вращения планшайбы согласно полученным данным.

Данный способ регулировки угловой скорости опробован в ОАО "Красноярский металлургический завод" при автоматической сварке канистр из сплава АД31, а также в ОАО "Сибэлектротерм" (г. Новосибирск) при проектировании установки приварки к трубам фланцев сложного сечения. При этом точность поддержания угловой скорости оказалась достаточной для обеспечения качественной сварки: прожогов и непроваров не наблюдалось, а усиление шва составляло ±0,5 мм.

Заключение. Полученные выражения для определения необходимой угловой скорости вращения планшайбы позволяют создать базу для проектирования программ автоматической сварки швов сложной конфигурации. Данные выражения применимы независимо от используемых способов сварки и конфигурации стыка.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Рыморов Е.В.** Новые сварочные приспособления. Л.: Стройиздат, Ленингр. отд-ние, 1988. 125 с.

2. **Прох Л.Ц., Шпаков Б.М., Яворская Н.М.** Справочник по сварочному оборудованию. 2-е изд., перераб. и доп. К.: Техніка, 1982. 207 с.

Юрий Фёдорович Курмачев, канд. техн. наук,
kurmach@mail.ru;
Юрий Гаврилович Новосельцев, канд. техн. наук;
Александр Игоревич Демченко, канд. техн. наук;
Александр Николаевич Шмарловский, аспирант

Готовится к выпуску в свет

учебное пособие "ОСНОВЫ ТЕХНОЛОГИИ СВАРКИ"

авторов *С.А. Федосова, И.Э. Оськина*

Даны основы теории сварки плавлением (теплофизика сварочных процессов, физика дугового разряда, основы металлургических процессов в сварочной ванне, формирование зон термического влияния).

Приведена классификация видов сварки и сварных швов, рассмотрены технология и оборудование дуговой сварки, кратко описаны другие виды сварки (электроконтактная, газовая холодная сварка давлением, диффузионная в вакууме, сварка трением, электрошлаковая, плазменная, электронно-лучевая, лазерная, ультразвуковая, термитная), а также технологии и оборудование для огневой резки.

Уделено внимание механизмам образования сварочных дефектов, напряжений и деформаций, методам их предотвращения, методам контроля качества сварных швов, технике безопасности при сварочных работах.

Для студентов высших технических учебных заведений. Может быть полезным специалистам сварочного производства.

Информацию можно получить по телефонам: *(499) 269-66-00, 269-52-98.*

УДК 621.774; 539.374

П.А. Алексеев, Е.В. Панченко *(Тульский государственный университет)*

Математическое моделирование сверхпластической формовки сложнопрофильных изделий из трубных заготовок

Выполнено конечно-элементное моделирование процессов сверхпластической формовки заготовок прямоугольного и шестигранного поперечных сечений. Установлены технологические режимы процессов формообразования и геометрические параметры изделий из сплава АМг6.

Finite-element simulation of superplastic forming of blanks rectangular and hexagonal cross sections is executed. Technological regimes of forming and geometrical parameters of products made of alloy AMg6 are established.

Ключевые слова: сверхпластическая формовка; метод конечных элементов; математическое моделирование; трубная заготовка; интенсивность скоростей деформации.

Keywords: superplastic forming; finite-element method; mathematical modeling; billet; effective strain rates.

В машиностроении широкое применение находят изделия из трубных заготовок различных поперечных сечений: квадратные, прямоугольные, шестигранные, овальные и др.

В единичном и мелкосерийном производстве получение перечисленных выше изделий возможно *сверхпластической формовкой* (СПФ), применение которой позволяет значительно снизить технологические усилия и повысить точность конечных размеров. Также этот метод позволяет получать за одну технологическую операцию детали заданной геометрии из труднодеформируемых сплавов (ВТ3-1, ВТ6с, АМг6, АМг3 и др.). Сверхпластическая формовка доказала свою эффективность при производстве деталей различной геометрии из листовых заготовок [1].

Рассмотрим процессы получения сверхпластической формовкой деталей прямоугольного и шестигранного поперечных сечений из сплава АМг6.

Для моделирования процессов сверхпластической формовки трубных заготовок использовали математическую постановку задачи о медленном течении физически нелинейных сред [2]. Согласно этой постановке связь между компонентами тензора напряжений и тензора скоростей деформации выглядит следующим образом:

$$\sigma_{ij} = 2\mu\xi_{ij} + \left[\left(K(T)\Delta t - \frac{2}{3}\mu\right)\dot{\theta} + \sigma^*\right]\delta_{ij}, \qquad (1)$$

где σ_{ij} – компоненты тензора напряжений; ξ_{ij} – компоненты тензора скоростей деформации; μ – коэффициент сдвиговой вязкости; $K(T)$ – коэффициент всестороннего сжатия (объемный модуль упругости); T – температура заготовки; $\dot{\theta}$ – скорость объемной деформации; σ^* – накопленное к данному шагу деформирования среднее напряжение; δ_{ij} – дельта Кронекера; Δt – приращение времени.

Длина исходной заготовки значительно превышает поперечные размеры, поэтому примем, что реализуется плоскодеформированное состояние заготовки.

При решении плоской задачи соотношения Коши запишутся в виде:

$$\xi_x = \frac{\partial v_x}{\partial x};\ \xi_y = \frac{\partial v_y}{\partial y};$$
$$\eta_{xy} = \frac{\partial v_x}{\partial y} + \frac{\partial v_y}{\partial x};\ \xi_z = \eta_{xz} = \eta_{yz} = 0, \qquad (2)$$

где v_x, v_y – проекции вектора скорости на оси координат; η_{xy} – скорость деформации сдвига (скорость относительной угловой деформации).

Согласно (1) запишем выражения для определения напряжений:

$$\sigma_x = 2\mu\xi_x + \left(K(T)\Delta t - \frac{2}{3}\mu\right)\dot{\theta} + \sigma^*;$$
$$\sigma_y = 2\mu\xi_y + \left(K(T)\Delta t - \frac{2}{3}\mu\right)\dot{\theta} + \sigma^*; \qquad (3)$$
$$\sigma_z = \left(K(T)\Delta t - \frac{2}{3}\mu\right)\dot{\theta} + \sigma^*;\ \tau_{xy} = \mu\eta_{xy},$$

где τ_{xy} – касательное напряжение.

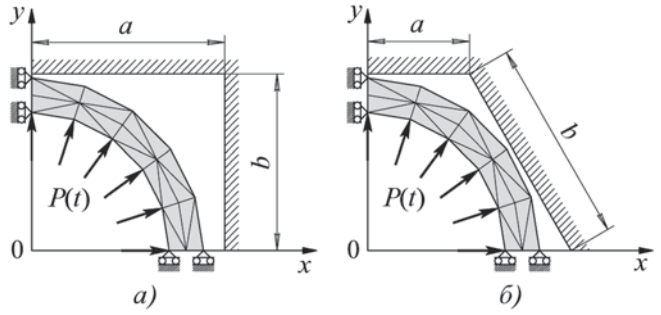


Рис. 1. Расчетные схемы процессов сверхпластической формовки:
а – формовка прямоугольника; *б* – формовка шестигранника

Поставленные задачи с учетом указанных выше соотношений решали с помощью метода конечных элементов [3]. Приняли следующие кинематические граничные условия:

1. При контакте заготовки с поверхностью матрицы деформируемая заготовка прилипает к инструменту.

2. В силу симметрии рассматривали четверть заготовки, при этом реализуются условия, приведенные на рис. 1.

При конечно-элементном моделировании механические свойства деформируемого металла описывали уравнением вида [2]

$$\sigma_и = \sigma_s \frac{\sigma_0 + K_\nu \xi_и^{m_\nu}}{\sigma_s + K_\nu \xi_и^{m_\nu}}, \qquad (4)$$

где $\sigma_и$, $\xi_и$ – интенсивность напряжений и скоростей деформации соответственно; K_ν, m_ν – обобщенные параметры, характеризующие вязкость материала; σ_0 – пороговое напряжение; σ_s – предел текучести материла при больших скоростях деформации.

На рис. 2 (см. обложку) представлены полученные в результате конечно-элементного моделирования стадии формоизменения заготовок.

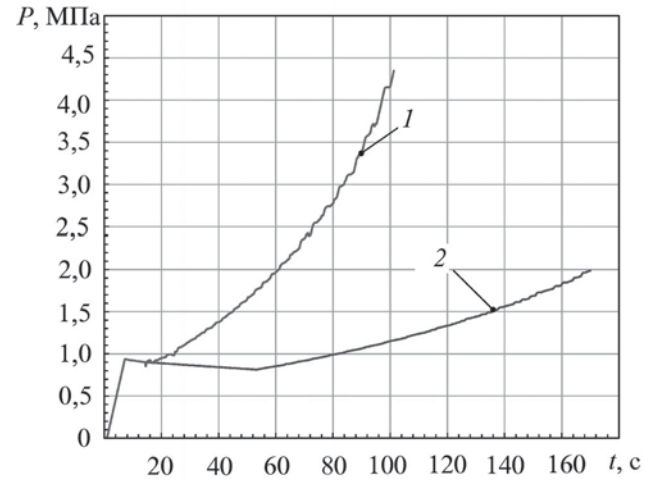


Рис. 3. Графики технологических давлений *P*(*t*):
1 – формовка шестигранника; *2* – формовка прямоугольника

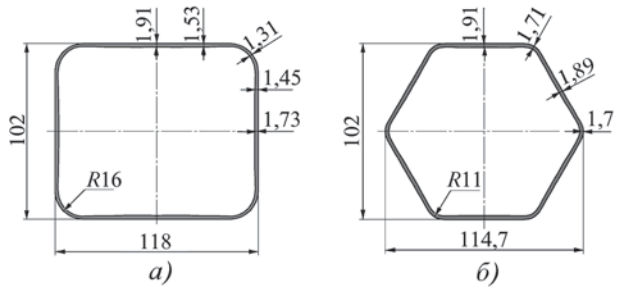


Рис. 4. Геометрические параметры заготовок:
а – прямоугольник; *б* – шестигранник

Как видно из рис. 2, *а*, исходная заготовка круглого поперечного сечения в процессе формоизменения приобретает заданную геометрическую форму. При этом в начале процесса формообразования (время формовки 60 с) заготовка свободно деформируется в направлении оси *x*. После контакта заготовки с боковыми стенками матрицы начинают формироваться угловые зоны изделия (время формовки 60...170 с).

Из рис. 2, *б* видно, что при получении изделия шестигранного сечения формообразование угловых зон начинается с самого начала процесса деформирования трубной заготовки.

На рис. 3 приведены графики технологических давлений *P*(*t*), полученные в результате математического моделирования исследуемых процессов.

Из рис. 3 видно, что для формовки детали шестигранного сечения требуется почти в 2 раза меньше времени, чем для получения изделия прямоугольного сечения.

На рис. 4 представлены геометрические параметры изделий при исходной толщине стенки трубной заготовки 2 мм.

Как видно из рис. 4, при получении деталей заданной геометрии наибольшее утонение стенок наблюдается в угловых зонах. При формовке шестигранника разнотолщинность стенки не превышает 11 %.

Таким образом, в результате математического моделирования получены технологические режимы процессов формоизменения и геометрические параметры будущих изделий.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Панченко Е.В., Селедкин Е.М.** Пневмоформовка листовых заготовок в режиме сверхпластичности. Решение технологических задач. Тула: ТулГУ, 2004. 304 с.

2. **Чумаченко Е.Н., Смирнов О.М., Цепин М.А.** Сверхпластичность: материалы, теория, технологии. М.: КомКнига, 2005. 320 с.

3. **Клованич С.Ф.** Метод конечных элементов в нелинейных задачах инженерной механики / Библиотека журнала "Світ геотехніки". Вып. 9. З.: ООО "ИПО "Запорожье", 2009. 400 с.

Павел Алексеевич Алексеев, аспирант;
Евгений Васильевич Панченко, д-р техн. наук,
pmdm@tsu.tula.ru

УДК 669.2.017:620.18

Б.И. Семёнов, К.М. Куштаров, Н.А. Джиндо, Нго Тхань Бинь
(Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана)

Тиксоштамповка и тиксопрессование суспензированных сплавов*. Часть 2. Гидродинамика двухфазного течения и микроструктура детали в очаге деформации при тиксопрессовании

Изучены особенности двухфазного течения в очаге деформации при тиксопрессовании. Установлено существование направленного потока фильтрующейся жидкости, инициирующего проявление сверхпластичности твердой фазы. Этот эффект был обнаружен на суспензиях (частично расплавленных тиксозаготовках) из литейных и деформируемых сплавов (АК7, АК5М2, В95, 2014 и АД33). Изучено направление стока избытка жидкой фазы при прямом выдавливании суспензии из контейнера. Во всех исследованных случаях при прессовании литейных и деформируемых сплавов предпочтительным направлением фильтрации жидкой фазы является обратное течение в конический объем твердожидкой среды, примыкающий к внутренней поверхности матрицы. Максимальная скорость деформации и максимальная вытяжка кристаллов α-фазы в контейнере достигаются у стенки, формируемой матрицей, мертвые зоны отсутствуют, а у цилиндрической стенки контейнера формируется жидкая прослойка. Сверхпластичность твердой фазы приводит к формированию волокнистого строения прессованного прутка.

The features of two-phase slurry flow in the deformation center under thixoextrusion are studied. The existence of the directed flow of the filtered liquid initiating solid phase superplasticity is established. This effect has been found out in semisolid alloy slurries (partially remelted thixobillets) from casting and wrought alloys (AK7, AK5M2, B95, 2014 and AD33). The direction of liquid phase overflow during direct extrusion of slurry from the container is studied. In all investigated cases preferable direction of liquid phase filtration during pressing both casting and wrought alloys is the reverse flow to the conical volume of semisolid environment adjoining internal surface of matrix. The maximum deformation speed and the maximum extending of α-phase crystals in the container are reached at sidewall formed by matrix; no dead zones present, and the liquid layer is formed at cylindrical sidewall of the container. Superplasticity of solid phase leads to the formation of pressed rod fibrous structure.

Ключевые слова: твердожидкий металл; направленный поток фильтрующейся жидкости; сверхпластичность и волокнистая морфология твердой α-фазы.

Keywords: semisolid alloy slurries; directed flow of filtered liquid; superplasticity and fiber morphology of solid α-phase.

Различие в структуре штампованного материала может быть вызвано непрерывным ростом доли твердой фазы во время прессования (см. рис. 3, *а*, часть 1) и влиянием гидростатической компоненты давления. Влияние доли твердой фазы на вязкость твердожидких сплавов определено и достаточно подробно изучено у сплавов различных составов.

Известно, что вязкость растет с увеличением доли твердой фазы и при $f_s > 0{,}4$ рост описывается экспоненциальным законом ($\eta = A \exp(Bf_s)$). Для сплава АК7 с глобулярной формой кристаллов твердой фазы коэффициент $B = 18...19$, что приводит к увеличению вязкости примерно на десятичный порядок величины при повышении доли твердой фазы от 45 до 55 %. Этот рост практически одинаков при изменении скорости сдвига на шесть десятичных порядков величины [2].

Сравнение анализируемых изображений (см. рис. 3, 4) показало, что зоны равных долей твердой фазы и зоны подобного микростроения штамповок друг с другом не совпадают. По-видимому, причину интенсивного деформирования кристаллов α-фазы следует искать во влиянии гидростатической компоненты давления на напряженное состояние и сдвиги, реализуемые в системе суспензия – деформирующая оснастка.

Большое количество исследований с частично расплавленными сплавами было направлено на то, чтобы установить связь напряженного состояния с гидростатической компонентой давления в суспензии. Если деформация тиксозаготовки при формообразовании происходит при наличии свободной поверхности, в ее

* Начало см. в № 2, 2011.

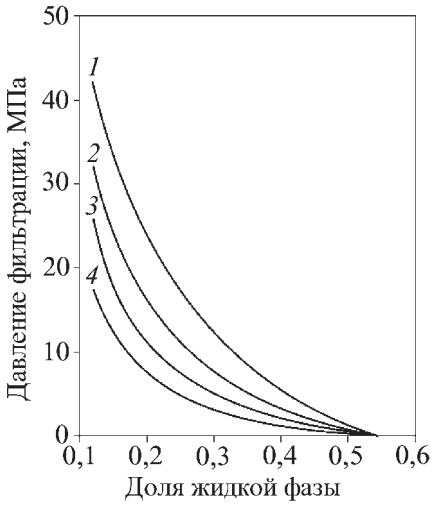


Рис. 6. Изменение давления фильтрации при изменении доли жидкой фазы в образце из сплава А356 (АК7) при всестороннем сжатии с истечением при 584 °С и различных скоростях сдвига [2]:

1 – $\dot{\varepsilon}=12{,}8\cdot10^{-2}$ с$^{-1}$; *2* – $3{,}20\cdot10^{-2}$ с$^{-1}$; *3* – $0{,}80\cdot10^{-2}$ с$^{-1}$; *4* – $0{,}20\cdot10^{-2}$ с$^{-1}$

жидкой составляющей возникает градиент давления, который может приводить к сегрегации жидкости в сторону свободных поверхностей заготовки или в области, испытывающей дефицит этой фазы при затвердевании. Сегрегация часто наблюдается при испытаниях на сжатие между параллельными плоскостями, а также при прямом и обратном выдавливании, но никогда не связывалась с двухфазным течением среды.

Предсказать подобное явление можно только в рамках двухфазной модели течения материала, а количественно оценить при испытаниях, характеризуемых всесторонним сжатием или трехосным сжатием с истечением суспензии из деформируемого объема через небольшое отверстие. Испытание на сжатие с вытеканием жидкой фазы позволило [2] определить склонность к уплотнению твердой фазы.

На рис. 6 показано измеренное изменение давления фильтрации в виде функции доли жидкой фазы, остающейся в образце из сплава А356 (АК7), сжатого при температуре 584 °С при различных скоростях деформации. Давление в фильтрующейся жидкости растет с уменьшением доли жидкой фазы и с увеличением скорости деформации.

При внедрении пуансона в тиксозаготовку максимальное давление фильтрации должно развиваться вдоль внедряемой поверхности. Именно около этой поверхности устойчиво формируется и разрастается в процессе деформирования зона 3 (см. часть 1) с волокнистым строением кристаллов α-фазы. Почти круглые кристаллы вытягиваются в волокна в узком вертикальном слое зоны 3, из которого затем вытекают в сторону свободной поверхности.

По-видимому, переход α-фазы в состояние сверхпластического течения происходит при некотором пороговом давлении фильтрации, которое может быть установлено по сохраняющейся доле жидкой фазы (эвтектики) и вычисленной скорости деформации. Можно предположить, что достижением этого порога напряжений вызвано и формирование зоны 1 штампуемой детали (см. рис. 4).

Эффект тиксотропии настолько вдохновил исследователей, что условия проявления эффекта сверхпластичности твердой фазы, входящей в состав суспензии, до настоящего времени систематически никем не были изучены, хотя последствия этого эффекта были давно и многократно замечены [1].

Пример перестройки микроструктуры с одновременным изменением морфологии твердой фазы тиксозаготовки, возникающей при обратном выдавливании в штампе, показан на рис. 7 [3]. Эти изменения в морфологии аналогичны тому, что происходит при прямом выдавливании, и ранее было представлено на рис. 4. Хорошо видно, как течение однородной суспензии на очень коротком отрезке пути превращается в двухфазное течение, в котором согласованно происходит одновременное утонение кристаллов α-фазы и жидких прослоек между ними.

По мнению авторов статьи, это может происходить только за счет направленного потока фильтрующейся жидкости, инициирующего проявление сверхпластичности твердой фазы. Причину возникновения направленного течения следует искать в напряженно-деформированном состоянии локального объема суспензии.

Гипотеза об определяющем влиянии гидростатической компоненты давления на сверхпластичность твердой α-фазы была проверена и доказана специальными экспериментами по прямому прессованию специально изготовленных тиксозаготовок из литейных (АК7, АК5М2) и деформируемых (АД33, Д1, В95) алюминиевых сплавов с коэффициентом вытяжки λ = 36.

Схема процесса прессования и пример формируемой структуры материала (сплав АК7) на начальном участке прутка, полученного прямым прессованием, показаны на рис. 8. Скорость прессования на гидропрессе составляла 8,5 мм/с, скорость истечения металла 306 мм/с.

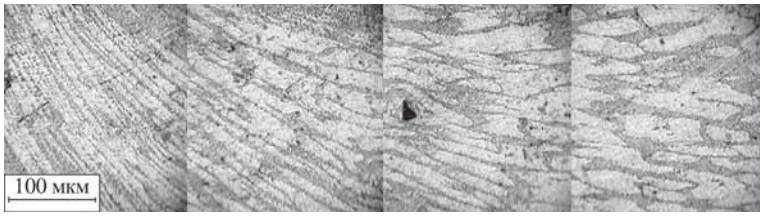


Рис. 7. Трансформация геометрических форм компонентов суспензии с глобулярными кристаллами при обратном выдавливании в штампе

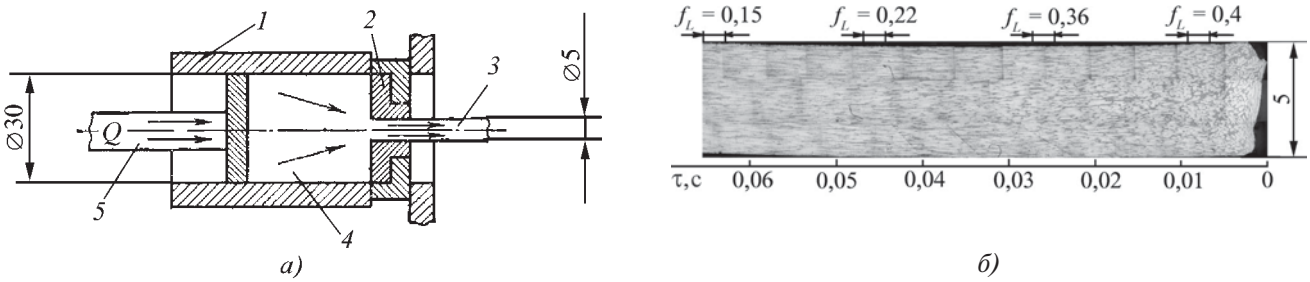


Рис. 8. Схема процесса прессования (*а*) и микроструктура прутка (*б*) из сплава АК7 на начальном участке истечения:
1 – контейнер; *2* – матрица; *3* – прессованный пруток; *4* – тиксозаготовка; *5* – пресс-поршень

По структуре металла прутка легко установить, что переходный процесс формирования однонаправленной волокнистой структуры материала составил около 0,05 с и сопровождался одновременным снижением доли жидкой фазы суспензии f_L (определено по доле эвтектики в сечении прутка на площади 1×5 мм^2 (см. рис. 8, *б*)) от 0,4 до 0,15. Уменьшение доли эвтектики (жидкой фазы при истечении) происходит в направлении, обратном направлению движения прутка.

Если допустить, что убывание доли жидкой фазы f_L в установившемся истечении суспензии при температуре около 570 °С приближается к 25 %, то внутри контейнера у внутренней поверхности матрицы должен накапливаться и искать сток избыток жидкой фазы.

В соответствии с рис. 6 гидростатическая компонента давления в зоне отверстия должна расти, достигая 20 МПа и более. Известно [4], что при $T = T_s$ предел текучести сплава АК7 составляет $\sigma_0 \approx 20$ МПа. Таким образом, в этой зоне контейнера легко достигаются условия пластического течения твердой фазы суспензии.

Направление стока избытка жидкой фазы устанавливали при изучении микроструктуры пресс-остатков (рис. 9). Гидродинамика течения двухфазной жидкости и области двухфазного течения оказались полностью идентичными вне зависимости от степени легированности сплава и количества эвтектики в тиксозаготовке.

При прессовании литейных и деформируемых сплавов предпочтительным направлением фильтрации жидкой фазы является конический объем твердо-жидкой среды, примыкающий к внутренней поверхности матрицы (см. рис. 9). Направление ее течения не совпадает с направлениями, указанными стрелками на рис. 8, *а*.

Максимальная скорость течения и максимальная вытяжка кристаллов α-фазы достигаются у стенки контейнера, формируемой матрицей, а у цилиндрической стенки контейнера формируется жидкая прослойка 5 (см. рис. 9). В большей части пресс-остатка исходная структура тиксозаготовки сохраняется без изменения.

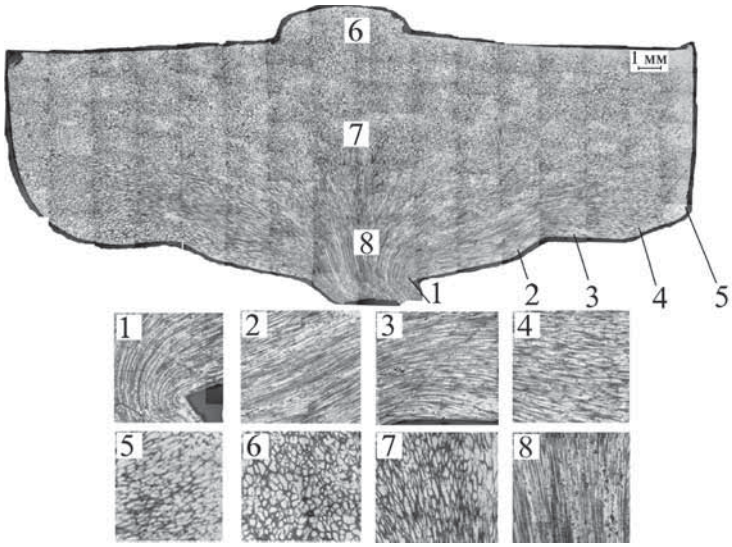


Рис. 9. Микроструктура пресс-остатка, сформировавшаяся после прямого прессования тиксозаготовки из сплава АК5М2

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

2. **Semi-solid Processing** of Alloys / D.H. Kirkwood, M. Suery, P. Kapranos, H.V. Atkinson, K.P. Young. Springer, 2010.

3. **Eskin G.I., Semenov B.I., Serebryany V.N., Kirdeev Yu.P.** Influence of ultrasonic melt processing on self-organizing processes of non-dendritic solidification of billets from Al–Si alloys for semi-solid deformation of shapes / Proc. of the 7-th Int. Conf. on Semi-Solid Processing of Alloys and Composites, Sept. 2002. P. 397–402.

4. **Wahlen A.** Modeling the Thixotropic Flow Behavior of Semi-Solid Aluminum Alloys / Proc. of the 6-th Int. Conf. on Semi-Solid Processing of Alloys and Composites, Sept. 2000. P. 565–570.

Борис Иванович Семёнов, д-р техн. наук,
semenovbi@bmstu.ru;
Куштар Межлумович Куштаров,
канд. техн. наук;
Никита Андреевич Джиндо, аспирант;
Нго Тхань Бинь, студент

УДК 539.214

А.В. Бочков, В.А. Головешкин, А.Р. Пирумов, А.В. Пономарёв, И.А. Калугин
(Московский государственный университет приборостроения и информатики)

О влиянии закладного элемента на процесс деформации в осесимметричной задаче процесса горячего изостатического прессования

Рассмотрено влияние закладного элемента с большой радиальной жесткостью на характер процесса уплотнения порошкового материала в осесимметричной задаче исследования процесса горячего изостатического прессования. Получено аналитическое решение. Показано, что при большой радиальной жесткости закладного элемента на начальном этапе процесса деформация локализуется на его наружной стороне.

Influence of laying element with large radial rigidity on condensation process of powder material in axisymmetric problem of hot isostatic pressing investigation is considered. The analytic solution is received. It is shown that at large radial rigidity of laying element at the initial stage of deformation is localized on its outer side.

Ключевые слова: порошковый материал; горячее изостатическое прессование; условие Грина; идеальная пластичность.

Keywords: powder material; hot isostatic pressing; Green condition; ideal plasticity.

Рассматривается осесимметричная задача прессования порошкового материала в цилиндрической капсуле при наличии закладного цилиндрического элемента под действием всестороннего внешнего давления. Влияние закладного элемента проявляется в неоднородном по объему характере напряженно-деформированного состояния в порошковом материале.

При определенных условиях влияние закладного элемента с большой радиальной жесткостью проявляется в том, что деформации локализуются на его наружной стороне, а область внутри закладного элемента остается недеформированной до достижения определенной плотности порошкового материала с внешней стороны. Это явление назовем "экранированием" закладным элементом поля напряжений. Данная проблема исследуется на примере деформации четырехслойной модели.

Рассмотрим четырехслойную модель:

слой I: $0 \le r \le R_1$ – порошковый материал;

слой II: $R_1 \le r \le R_2$ – закладной элемент;

слой III: $R_2 \le r \le R_3$ – порошковый материал;

слой IV: $R_3 \le r \le R_4$ – капсула.

Предполагаем, что область имеет достаточно большую высоту. Исследуем характер вдали от верхней и нижней границы. Таким образом, скорость деформации ε_z можно считать постоянной по объему.

Примем следующие обозначения:

σ_{ri}, $\sigma_{\varphi i}$, σ_{zi}, ε_{ri}, $\varepsilon_{\varphi i}$ – компоненты тензора напряжений и тензора скоростей деформации в соответствующих областях.

Уравнение равновесия в силу осевой симметрии имеет вид:

$$\frac{\partial \sigma_r}{\partial r} + \frac{\sigma_r - \sigma_\varphi}{r} = 0. \quad (1)$$

Уравнение равновесия относительно оси z удовлетворяем интегрально по принципу Сен-Венана:

$$2\int_0^{R_1} \sigma_z(r) r dr = -PR_4^2, \quad (2)$$

где P – внешнее давление.

Для описания механических свойств порошкового материала используем условие Грина [1]

$$\frac{(\sigma_r + \sigma_\varphi + \sigma_z)^2}{9f_2^2} + \frac{(2\sigma_r - \sigma_\varphi - \sigma_z)^2 + (2\sigma_\varphi - \sigma_r - \sigma_z)^2 + (2\sigma_z - \sigma_r - \sigma_\varphi)^2}{6f_1^2} = \sigma_s^2, \quad (3)$$

где $f_2 = f_{2i}$, $f_1 = f_{1i}$ – известные экспериментальные функции относительной плотности; $\sigma_s = \sigma_{si}$ – соответствующие пределы текучести монолита; в слоях I и III $i = 1, 3$.

Для описания свойства капсулы и закладного элемента принимаем условие идеальной пластичности, которое в данном случае имеет вид:

$$(2\sigma_r - \sigma_\varphi - \sigma_z)^2 + (2\sigma_\varphi - \sigma_r - \sigma_z)^2 + (2\sigma_z - \sigma_r - \sigma_\varphi)^2 = \sigma_s^2, \quad (4)$$

где $\sigma_s = \sigma_{si}$; в слоях II и IV $i = 2, 4$.

Дополнительно для капсулы и закладного элемента принимаем условие несжимаемости:

$$\frac{\partial u}{\partial r}+\frac{u}{r}+\varepsilon_z=0, \qquad (5)$$

где u – скорость радиальных перемещений.

Интегрируя (5), получаем

$$u=-\varepsilon_z\frac{r}{2}+\frac{C}{r}, \qquad (6)$$

где C – произвольная постоянная.

Решение, характеризующее поведение капсулы и закладного элемента, может быть получено аналогично [2].

Далее рассмотрим решение для порошкового слоя.

Используя ассоциированный закон течения и (3), получаем

$$\begin{aligned}\varepsilon_r&=\omega(H_1\varepsilon_r+H_2\varepsilon_\varphi+H_2\varepsilon_z);\\ \varepsilon_\varphi&=\omega(H_2\varepsilon_r+H_1\varepsilon_\varphi+H_2\varepsilon_z);\\ \varepsilon_z&=\omega(H_2\varepsilon_r+H_2\varepsilon_\varphi+H_1\varepsilon_z),\end{aligned} \qquad (7)$$

где $H_1=\frac{2}{9f_2^2}+\frac{2}{f_1^2}$; $H_2=\frac{2}{9f_2^2}-\frac{1}{f_1^2}$.

Согласно (7)

$$\sigma_r=\frac{(H_3\varepsilon_r+H_4\varepsilon_\varphi+H_4\varepsilon_z)}{\omega};$$

$$\sigma_\varphi=\frac{(H_4\varepsilon_r+H_3\varepsilon_\varphi+H_4\varepsilon_z)}{\omega};$$

$$\sigma_z=\frac{(H_4\varepsilon_r+H_4\varepsilon_\varphi+H_3\varepsilon_z)}{\omega},$$

где $H_3=\frac{f_2^2}{2}+\frac{2f_1^2}{9}$; $H_4=\frac{f_2^2}{2}-\frac{f_1^2}{9}$.

Используя уравнение поверхности текучести (3), имеем

$$\frac{1}{\omega}=\frac{6\sigma_s}{\sqrt{18H_3(\varepsilon_r^2+\varepsilon_\varphi^2+\varepsilon_z^2)+36H_4(\varepsilon_r\varepsilon_\varphi+\varepsilon_r\varepsilon_z+\varepsilon_\varphi\varepsilon_z)}}.$$

Учитывая уравнение равновесия (1) и то, что в силу осевой симметрии $\frac{d\varepsilon_\varphi}{dr}=\frac{\varepsilon_r-\varepsilon_\varphi}{r}$, получаем

$$\begin{aligned}&\frac{d\varepsilon_r}{dr}[(H_3+H_4)\varepsilon_\varphi^2+(H_3+H_4)\varepsilon_z^2+2H_4\varepsilon_\varphi\varepsilon_z]+\\ &+\frac{\varepsilon_r-\varepsilon_\varphi}{r}[H_3\varepsilon_r^2+H_3\varepsilon_\varphi^2+(H_3+H_4)\varepsilon_z^2-\\ &-(H_3-H_4)\varepsilon_r\varepsilon_\varphi+H_4\varepsilon_r\varepsilon_z+H_4\varepsilon_\varphi\varepsilon_z]=0.\end{aligned} \qquad (8)$$

Схема решения уравнения (8) представлена в [2, 3]. Искомые функции можно записать в следующем параметрическом виде, где роль параметра играет значение $\psi\in\left[0;\ \frac{\pi}{2}\right]$:

$$r=\frac{R_0}{\sqrt{\mathrm{ch}\delta(\psi-\psi_0)\sin\psi+\delta\mathrm{sh}\delta(\psi-\psi_0)\cos\psi}};$$

$$u=\varepsilon_z r\left[-\gamma\mathrm{sh}\delta(\psi-\psi_0)-\frac{\delta^2-1}{2\delta^2}\right];$$

$$\varepsilon_r=\varepsilon_z\left[-\gamma\mathrm{sh}\delta(\psi-\psi_0)+\frac{2\gamma\delta}{1+\delta^2}\times\right.$$
$$\left.\times(\mathrm{ch}\delta(\psi-\psi_0)\mathrm{tg}\psi+\delta\mathrm{sh}\delta(\psi-\psi_0))-\frac{\delta^2-1}{2\delta^2}\right];$$

$$\varepsilon_\varphi=\varepsilon_z\left[-\gamma\mathrm{sh}\delta(\psi-\psi_0)-\frac{\delta^2-1}{2\delta^2}\right];$$

$$\sigma_r=-\sqrt{2H_3}\sigma_s\sin\psi;$$

$$\sigma_\varphi=-\sqrt{2H_3}\sigma_s\sin\psi\left[\frac{\delta^2-1}{\delta^2+1}-\frac{2\delta}{\delta^2+1}\mathrm{th}\delta(\psi-\psi_0)\mathrm{ctg}\psi\right];$$

$$\sigma_z=-\sqrt{2H_3}\sigma_s\sin\psi\times$$
$$\times\left[\frac{\delta^2-1}{\delta^2+1}-\frac{\delta^2-1}{\delta^3+\delta}\mathrm{th}\delta(\psi-\psi_0)\mathrm{ctg}\psi+\frac{2\gamma\delta}{\delta^2+1}\frac{\mathrm{ctg}\psi}{\mathrm{ch}\delta(\psi-\psi_0)}\right], \qquad (9)$$

где $\frac{1}{2\cos^2\frac{\alpha}{2}}=\frac{H_3}{H_3+H_4}$;

$$\gamma^2=\frac{1+2\frac{H_4}{H_3}}{\left(1+\frac{H_4}{H_3}\right)^2}=\frac{1+2\cos\alpha}{(1+\cos\alpha)^2}=\frac{(3\delta^2-1)(\delta^2+1)}{4\delta^2};$$

$$\delta=\mathrm{ctg}\frac{\alpha}{2}=\sqrt{\frac{9f_2^2+f_1^2}{3f_1^2}},$$

ψ_0, R_0 – произвольные постоянные.

Далее потребуется значение интеграла вида:

$$I=2\int_{R_2}^{R_3}\sigma_z(r)rdr.$$

Обозначим

$$R_i=\frac{R_0}{\sqrt{\mathrm{ch}\delta(\psi_i-\psi_0)\sin\psi_i+\delta\mathrm{sh}\delta(\psi_i-\psi_0)\cos\psi_i}}, \qquad (10)$$

$(i=2,\ 3)$.

Схема вычисления значения I приведена в [2]. Получаем

$$\omega_2 = \frac{R_2}{R_1};\ \omega_3 = \frac{R_3}{R_2};\ \omega_4 = \frac{R_4}{R_3};\ \frac{\sigma_{s2}}{\sigma_s} = \tau_2;\ \frac{\sigma_{s4}}{\sigma_s}.$$

$$\begin{aligned} I = -\sqrt{2H_3}\,\sigma_s \Bigg\{ & R_3^2\left[\frac{\delta^2-1}{\delta^2+1}\sin\psi_3 - \frac{\delta^2-1}{\delta^3+\delta}\cos\psi_3\,\mathrm{th}\delta(\psi_3-\psi_0) + \frac{2\gamma\delta}{\delta^2+1}\frac{\cos\psi_3}{\mathrm{ch}\delta(\psi_3-\psi_0)}\right] - \\ & -R_2^2\left[\frac{\delta^2-1}{\delta^2+1}\sin\psi_2 - \frac{\delta^2-1}{\delta^3+\delta}\cos\psi_2\,\mathrm{th}\delta(\psi_2-\psi_0) + \frac{2\gamma\delta}{\delta^2+1}\frac{\cos\psi_2}{\mathrm{ch}\delta(\psi_2-\psi_0)}\right] - \\ & -\sqrt{2H_3}\,\sigma_s R_0^2\,\frac{\delta^2-1}{\delta^4+\delta^2}\left[\frac{1}{\mathrm{ch}\delta(\psi_3-\psi_0)} - \frac{1}{\mathrm{ch}\delta((\psi_2-\psi_0)}\right] - \sqrt{2H_3}\,\sigma_s R_0^2\,\frac{2\gamma}{\delta^2+1}[\mathrm{th}\delta(\psi_3-\psi_0) - \mathrm{th}\delta(\psi_2-\psi_0)]\Bigg\}. \end{aligned} \tag{11}$$

Рассмотрим полную постановку задачи.

В первой зоне в силу осевой симметрии

$$u_1 = Gr, \tag{12}$$

тогда $\varepsilon_r = \varepsilon_\varphi = G$. Следовательно, согласно (7)

$$\begin{aligned} \sigma_r = \sigma_\varphi &= \frac{2\sigma_s\,[(H_3+H_4)G + H_4\varepsilon_z]}{\sqrt{4(H_3+H_4)G^2 + 8H_4G\varepsilon_z + 2H_3\varepsilon_z^2}}; \\ \sigma_z &= \frac{2\sigma_s\,[2H_4G + H_3\varepsilon_z]}{\sqrt{4(H_3+H_4)G^2 + 8H_4G\varepsilon_z + 2H_3\varepsilon_z^2}}. \end{aligned} \tag{13}$$

Предметом исследования является начальный этап процесса, поэтому плотность принимаем постоянной по объему. Свойства порошка в зонах I и III будем считать одинаковыми.

В силу условия несжимаемости радиальные перемещения в зонах II и IV представляются в виде:

$$u_i = -\frac{\varepsilon_z}{2}r + \frac{C_i}{r}\quad (i = 2,\ 4). \tag{14}$$

В зоне III перемещения определяются соотношением (9).

Заметим, что в задаче скорость перемещений определяется с точностью до множителя, поэтому все искомые величины нормируем на ε_z, при этом полагаем $\varepsilon_z > 0$.

Введем безразмерные параметры:

$$p = \frac{P}{\sigma_s};\ C_2 = a_2\varepsilon_z R_2^2;\ C_4 = a_4\varepsilon_z R_4^2;\ G = q\varepsilon_z;$$

Тогда для определения неизвестных величин получаем систему уравнений.

Из условия равенства скоростей перемещений на границе $r = R_1$:

$$q = -\frac{1}{2} + a_2\omega_2^2. \tag{15}$$

Из условия равенства скоростей перемещений на границе $r = R_2$ и $r = R_3$:

$$-\frac{1}{2} + a_2 = -\gamma\,\mathrm{sh}\delta(\psi_2-\psi_0) - \frac{\delta^2-1}{2\delta^2}; \tag{16}$$

$$-\frac{1}{2} + a_4\omega_4^2 = -\gamma\,\mathrm{sh}\delta(\psi_3-\psi_0) - \frac{\delta^2-1}{2\delta^2}. \tag{17}$$

Из условия равенства напряжений на границе $r = R_1$:

$$\begin{aligned} &\sqrt{2H_3}\sin\psi_2 - \frac{2\sigma_s\,[(H_3+H_4)q + H_{z4}]}{\sqrt{4(H_3+H_4)q^2 + 8H_4q + 2H_3}} = \\ &= \frac{\tau_2}{\sqrt{3}}\ln\frac{a_2 - \sqrt{0{,}75 + a_2^2}}{a_2\omega_2^2 - \sqrt{0{,}75 + a_2^2\omega_2^4}}. \end{aligned} \tag{18}$$

Из условия равенства напряжений на границе $r = R_3$:

$$-p + \sqrt{2H_3}\sin\psi_3 = -\frac{\tau_4}{\sqrt{3}}\ln\frac{a_4 + \sqrt{0{,}75 + a_4^2}}{a_4\omega_4^2 + \sqrt{0{,}75 + a_4^2\omega_4^4}}. \tag{19}$$

Уравнение (2) – условие равновесия относительно оси z примет вид:

$$\begin{aligned} & -\frac{2(2H_4q + H_3)}{\sqrt{4(H_3+H_4)q^2 + 8H_4q + 2H_3}} - \frac{2(H_3+H_4)q + 2H_4}{\sqrt{4(H_3+H_4)q^2 + 8H_4q + 2H_3}}(\omega_2^2 - 1) - \frac{\tau_2\omega_2^2}{\sqrt{3}}\ln\frac{a_2 - \sqrt{0{,}75 + a_2^2}}{a_1\omega_2^2 - \sqrt{0{,}75 + a_2^2\omega_2^4}} - \\ & -\frac{2\tau_2}{\sqrt{3}}(\omega_2^2\sqrt{0{,}75 + a_2^2} - \sqrt{0{,}75 + a_2^2\omega_2^4}) - \sqrt{2H_3}\,[\omega_2^2\omega_3^2 S(\psi_3,\ \psi_0) - \omega_2^2 S(\psi_2,\ \psi_0)] + \\ & + \frac{\tau_4}{\sqrt{3}}\omega_4^2\omega_3^2\omega_2^2\ln\frac{a_4\omega_4^2 - \sqrt{0{,}75 + a_4^2\omega_4^4}}{a_4 - \sqrt{0{,}75 + a_4^2}} - \sqrt{2H_3}\,\frac{\delta^2-1}{\delta^2(\delta^2+1)}[\omega_2^2\omega_3^2 S_1(\psi_3,\ \psi_0) - \omega_2^2 S_1(\psi_2,\ \psi_0)] - \\ & -\sqrt{2H_3}\,\frac{2\gamma}{\delta^2+1}[\omega_2^2\omega_3^2 S_2(\psi_3,\ \psi_0) - \omega_2^2 S_2(\psi_2,\ \psi_0)] - \\ & -\rho(\omega_4^2\omega_3^2\omega_2^2 - \omega_3^2\omega_2^2) - \frac{2\tau_4}{\sqrt{3}}(\omega_3^2\omega_2^2\sqrt{0{,}75 + a_4^2\omega_4^4} - \omega_4^2\omega_3^2\omega_2^2\sqrt{0{,}75 + a_4^2}) = -p\omega_4^2\omega_3^2\omega_2^2, \end{aligned} \tag{20}$$

где

$$S(\psi,\ \psi_0)=\frac{\delta^2-1}{\delta^2+1}\sin\psi-\frac{\delta^2-1}{\delta^3+\delta}\cos\psi\,\mathrm{th}\delta(\psi-\psi_0)+$$
$$+\frac{2\gamma\delta}{\delta^2+1}\frac{\cos\psi}{\mathrm{ch}\delta(\psi-\psi_0)};$$

$$S_1(\psi,\ \psi_0)=\sin\psi+\delta\cos\psi\,\mathrm{th}\delta(\psi-\psi_0);$$

$$S_2(\psi,\ \psi_0)=\mathrm{sh}\delta(\psi-\psi_0)\sin\psi+\delta\frac{\mathrm{sh}^2\delta(\psi-\psi_0)}{\mathrm{ch}\delta(\psi-\psi_0)}\cos\psi.$$

Из (10) следует

$$\omega_3^2=\frac{\mathrm{ch}\delta(\psi_2-\psi_0)\sin\psi_2+\delta\mathrm{sh}\delta(\psi_2-\psi_0)\cos\psi_2}{\mathrm{ch}\delta(\psi_3-\psi_0)\sin\psi_3+\delta\mathrm{sh}\delta(\psi_3-\psi_0)\cos\psi_3}.\quad(21)$$

Соотношения (15)–(21) определяют неизвестные параметры:

$$\psi_0,\ \psi_2,\ \psi_3,\ a_2,\ a_4,\ q,\ p.$$

Цель исследования – определить условия, при которых закладной элемент начнет экранировать поле напряжений.

Сформулируем задачу иначе: каким должен быть предел текучести закладного элемента, чтобы при заданной геометрии он экранировал поле напряжений. Исследуем зависимость решения от параметра τ_2. Для этого воспользуемся принципом минимума мощности.

Мощность на единицу объема в зоне II $\sigma_{ij}\varepsilon_{ij}=w_2$ равна

$$w_2=\sigma_r\left(-\frac{\varepsilon_z}{2}-\frac{C}{r^2}\right)+\sigma_\varphi\left(-\frac{\varepsilon_z}{2}+\frac{C}{r^2}\right)+\sigma_z\varepsilon_z.$$

Выражение для полной мощности W_2 представим в виде

$$W_2=\int_{R_1}^{R_2}\frac{2\sigma_s}{\sqrt{3}}\sqrt{\frac{C^2}{r^4}+\frac{3}{4}\varepsilon_z^2}\,rdr=\int_{R_1}^{R_2}\frac{\sigma_s}{\sqrt{3}}\sqrt{\frac{C^2}{r^4}+\frac{3}{4}\varepsilon_z^2}\,dr^2.$$

Таким образом в зоне II полная мощность:

$$W_2=-\sigma_{s2}\varepsilon_z w_2(\alpha_2)\pi.$$

В зоне I:

$$W_1=-\sigma_s\,\varepsilon_z w_1(q)\pi.$$

В зоне III:

$$W_3=-\sigma_s\,\varepsilon_z w_3(a_2,\ a_4,\ \psi_0,\ \psi_2,\ \psi_3)\pi.$$

В зоне IV:

$$W_4=-\sigma_{s4}\varepsilon_z w_4(\alpha_4)\pi.$$

Давление определяется из условия минимума выражения

$$P=\min_{a_2,\ a_4,\ \psi_0,\ \psi_1,\ \psi_2,\ q}\frac{\sigma_s w_1+\sigma_{s2}w_2+\sigma_s w_3+\sigma_s w_4}{2a_4}=\frac{W}{2a_4}.$$

Заметим, что:

1) с ростом σ_{s2} значение P растет;

2) в точке минимума для каждого значения P имеем: $\frac{\partial W}{\partial a_2}=0\ldots\ \frac{\partial W}{\partial q}=0.$

Обозначим: $x_1=a_2\ldots x_6=q$.

Значит в окрестности точки минимума

$$W=\sum_{i,\ j=1}^{6}f_{ij}(x_i-x_{i0})(x_j-x_{j0}).$$

При этом W является положительно определенной квадратичной формой в окрестности точки минимума $x_{10}\ldots x_{60}$.

Исследуем зависимость x_{10} от σ_{s2}. Для определения x_{10} имеем: $\frac{\partial w}{\partial x_1}=0.$

Поскольку $\frac{\partial}{\partial x_1}\frac{\partial w}{\partial\sigma_{s2}}>0$ (точка минимума), то $\frac{\partial x_1}{\partial\sigma_{s2}}<0$ и квадратичная форма положительно определена. Значит с ростом σ_{s2} значение P увеличивается, а значения a_2 и q заведомо убывают.

Поскольку W растет с повышением σ_{s2}, то выражение для W должно стремиться к бесконечности. Поскольку предельное давление P не стремится к бесконечности, это означает, что $a_4\to\infty$. Следовательно, $\psi_0\to-\infty$ – это означает, что данному моменту предшествует появление разрыва скоростей на границе $r=R_2$ [4]. Это соответствует значению $\psi_2=\frac{\pi}{2}$ математически, а физически – процессу сжатия, близкому к одномерному сжатию в окрестности $r=R_2$.

Тогда соотношения (15)–(21) преобразуются к виду

$$q=-\frac{1}{2}+a_2\omega_2^2;\quad(22)$$

$$-\frac{1}{2}+a_2=-\gamma\mathrm{sh}\delta(\pi/2-\psi_0)-\frac{\delta^2-1}{2\delta^2};\quad(23)$$

$$-\frac{1}{2}+a_4\omega_4^2=-\gamma\mathrm{sh}\delta(\psi_3-\psi_0)-\frac{\delta^2-1}{2\delta^2};\quad(24)$$

$$\sqrt{2H_3}-\frac{2\sigma_s\,[(H_3+H_4)q+H_{z4}]}{\sqrt{4(H_3+H_4)q^2+8H_4q+2H_3}}=$$
$$=\frac{\tau_2}{\sqrt{3}}\ln\frac{a_2\omega_2^2+\sqrt{0{,}75+a_2^2\omega_2^4}}{a_2+\sqrt{0{,}75+a_2^2}};\quad(25)$$

$$p-\sqrt{2H_3}\sin\psi_3=\frac{\tau_4}{\sqrt{3}}\ln\frac{a_4\omega_4^2+\sqrt{0{,}75+a_4^2\omega_4^4}}{a_4+\sqrt{0{,}75+a_4^2}};\quad(26)$$

$$\begin{aligned}\omega_3^2=&\frac{\mathrm{ch}\delta(\pi/2-\psi_0)}{\mathrm{ch}\delta(\psi_3-\psi_0)\sin\psi_3+\delta\mathrm{sh}\delta(\psi_3-\psi_0)\cos\psi_3}-\\&-\frac{2(2H_4q+H_3)}{\sqrt{4(H_3+H_4)q^2+8H_4q+2H_3}}-\\&-\frac{2(H_3+H_4)q+2H_4}{\sqrt{4(H_3+H_4)q^2+8H_4q+2H_3}}(\omega_2^2-1)-\\&-\frac{\tau_2}{\sqrt{3}}\omega_2^2\ln\frac{a_1\omega_2^2+\sqrt{0{,}75+a_2^2\omega_2^4}}{a_1+\sqrt{0{,}75+a_2^2}}-\\&-\frac{2\tau_2}{\sqrt{3}}(\omega_2^2\sqrt{0{,}75+a_2^2}-\sqrt{0{,}75+a_2^2\omega_2^4})-\\&-\sqrt{2H_3}\left(\omega_2^2\omega_3^2\sin\psi_3\frac{\delta^2-1}{\delta^2}-\omega_2^2\frac{\delta^2-1}{\delta^2}\right)-\\&-\sqrt{2H_3}\frac{2\gamma}{\delta^2+1}\{\omega_2^2\omega_3^2[\mathrm{sh}\delta(\psi_3-\psi_0)\sin\psi_3+\\&+\delta\mathrm{ch}\delta(\psi_3-\psi_0)\cos\psi_3]-\omega_2^2[\mathrm{sh}\delta(\pi/2-\psi_0)]\}+\\&+\frac{\tau_4}{\sqrt{3}}\omega_3^2\omega_2^2\ln\frac{a_4\omega_4^2+\sqrt{0{,}75+a_4^2\omega_4^4}}{a_4+\sqrt{0{,}75+a_4^2}}-\\&-\frac{2\tau_4}{\sqrt{3}}(\omega_4^2\omega_3^2\omega_2^2\sqrt{0{,}75+a_4^2}-\omega_3^2\omega_2^2\sqrt{0{,}75+a_4^2\omega_2^4})=\\&=-p\omega_3^2\omega_2^2.\end{aligned}\quad(27)$$

Значение τ_2, соответствующее моменту появления разрыва поля скоростей на границе $r = R_2$, получаем из системы уравнений (22)–(27), которая рассматривается как система уравнений относительно неизвестных: a_2, a_4, q, ψ_0, ψ_3, p, τ_2.

При дальнейшем увеличении τ_2 значение $a_4 \to \infty$, это означает, что $\psi_0 \to -\infty$.

Значение τ_2, соответствующее этому моменту, определяется из системы уравнений:

$$q=-\frac{1}{2}+a_2\omega_2^2;\quad(28)$$

$$\begin{aligned}&\sqrt{2H_3}-\frac{2\sigma_s\,[(H_3+H_4)q+H_{z4}]}{\sqrt{4(H_3+H_4)q^2+8H_4q+2H_3}}=\\&=\frac{\tau_2}{\sqrt{3}}\ln\frac{a_2\omega_2^2+\sqrt{0{,}75+a_2^2\omega_2^4}}{a_2+\sqrt{0{,}75+a_2^2}};\end{aligned}\quad(29)$$

$$e^{\delta\left(\psi_3-\frac{\pi}{2}\right)}=\omega_3^2(\sin\psi_3-\delta\cos\psi_3);\quad(30)$$

$$\begin{aligned}&\frac{2(H_3-H_4)(q-1)}{\sqrt{4(H_3+H_4)q^2+8H_4q+2H_3}}+\\&+\sqrt{2H_3}\frac{\omega_2^3}{\delta^2}(\omega_2^3\sin\psi_3-1)-\\&-\frac{2\tau_2}{\sqrt{3}}(\omega_2^2\sqrt{0{,}75+a_2^2}-\sqrt{0{,}75+a_2^2\omega_2^4})=0.\end{aligned}\quad(31)$$

Система уравнений (28)–(31) определяет неизвестные: q, a_2, ψ_3, τ_2. При дальнейшем росте τ_2 перемещения внешней границы при $r = R_3$ много больше всех остальных перемещений, т.е. деформация становится плоской и локализуется в зоне III.

Выводы

1. Закладной элемент с большой радиальной жесткостью на начальном этапе процесса локализует деформации между границей капсулы и закладным элементом. Внутренняя область остается недеформированной.

2. Переход в плоское деформированное состояние при большой радиальной жесткости закладного элемента показывает принципиальную возможность исследований в направлении создания капсулы направленного действия для радиальной усадки. Для вертикальной усадки такие капсулы создаются по схеме – толстые верхние и нижние границы и тонкие боковые стенки. Однако их применение ограничено из-за большого расхода металла на капсулу. Создание капсулы направленного действия для радиальной усадки существенно упрощает задачу математического моделирования.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

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

2. **Анохина А.В., Головешкин В.А., Пирумов А.Р., Флакс М.Я.** Исследование начального процесса прессования труб из порошковых материалов с учетом вертикальной усадки // Механика композиционных материалов и конструкций. 2003. Т. 9. № 2. С. 123–132.

3. **Анохин В.Д., Головешкин В.А., Калугин И.А., Пономарёв А.В.** Математическое моделирование процесса горячего изостатического прессования тороидальной оболочки // Механика композиционных материалов и конструкций. 2009. Т. 15. № 2. С. 168–179.

4. **Анохина А.В., Головешкин В.А., Пирумов А.Р., Пономарёв А.В.** Исследование осесимметричного процесса деформации пластически сжимаемых сред при наличии неподвижной границы // Вестник машиностроения. 2006. № 10. С. 17–22.

Андрей Валерьевич Бочков, аспирант;
Василий Адамович Головешкин, д-р техн. наук;
Александр Ремальевич Пирумов, канд. техн. наук,
alpirumov@mail.ru;
Антон Владимирович Пономарёв, канд. техн. наук;
Илья Анатольевич Калугин, аспирант

УДК 621.73.06

А.Т. Крук, А.Ю. Бойко, С.И. Антонов, С.Л. Новокщёнов
(Воронежский государственный технический университет)

Горизонтальный двухползунный пресс для протяжки слябов

Предложены конструктивные решения по усовершенствованию горизонтального двухползунного пресса для увеличения производительности протяжки слябов.

Constructive solutions on impovement of horizontal twin-ram press for productivity increase of slabs broaching.

Ключевые слова: горизонтальный двухползунный пресс; протяжка слябов; механизм регулировки.

Keywords: horizontal twin-ram press; broaching of slabs; adjustment mechanism.

Горизонтальный двухползунный пресс [1] предназначен для уменьшения ширины сляба, выходящего из машины непрерывного литья. Пресс имеет замкнутую овальную станину *1* (рис. 1), по направляющим которой синхронно, в противоположных направлениях, перемещаются два ползуна *4*. Приводом ползунов служит единый электродвигатель, который связан с ползунами через коленчатые валы *2* и шатуны *3*.

Сляб *7* по направляющим рольгангам поступает в зону бойков *8*, которые закреплены на плитах *6*. Плиты *6* связаны с ползунами *4* ходовыми винтами *5*. С помощью синхронного вращения винтов *5* в том или ином направлении производится регулировка положения бойков *8* относительно передней мертвой точки ползунов. Таким образом винтами *5* регулируют закрытую высоту пресса, т.е. уменьшение ширины сляба. Приводом винтов *5* служат электродвигатели *10*, от которых на винты *5* передается крутящий момент через редукторы *11*, трансмиссионные валы *9*.

Недостатком известного технического решения является конструктивная сложность и малая точность установки закрытой высоты из-за индивидуального привода на каждый механизм регулировки.

Усовершенствование механизма регулировки закрытой высоты направлено на увеличение точности пресса по высоте осадки сляба.

Пресс (рис. 2) [2] содержит расположенный на станине *1* привод, связанный с установленными в станине параллельно направлению подачи сляба эксцентриковыми валами *2*, на каждом из которых установлены посредством шатунов *3* с возможностью относительного вращения расположенные в направляющих станины ползуны *4*.

На ползунах установлены плиты с бойками *5* с помощью винтов *6* механизма регулировки закрытой высоты. Винты установлены в ползунах с возможностью относительного вращения и попарно соединены между собой зубчатыми колесами *7*, при этом смежные винты выполнены с разным направлением винтовой линии. Два винта, расположенные в противоположных ползунах напротив друг друга, имеют соосное внутреннее

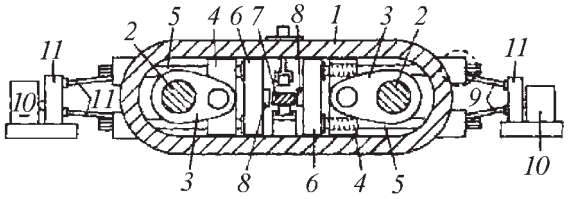


Рис. 1. Горизонтальный двухползунный пресс

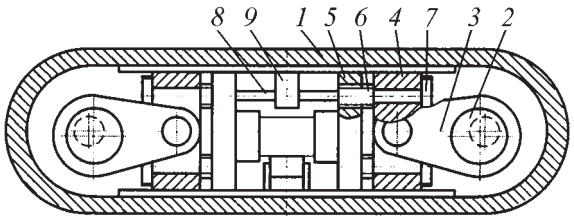


Рис. 2. Предлагаемый механизм регулировки закрытой высоты

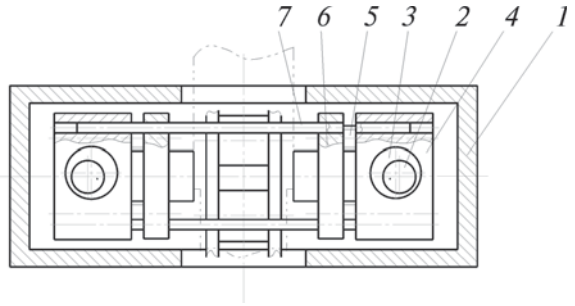


Рис. 3. Пресс для протяжки слябов

подвижное шлицевое соединение с трансмиссионным валом *8* установленного на станине привода *9*.

Синхронное встречное вращение валов *2* передается шатунами *3* ползунам *4* и плитам с бойками *5*, которые поступательно перемещаются навстречу друг другу по направляющим станины, а также по шлицевому соединению относительно трансмиссионного вала *8* и осаживают сляб. Степень протяжки регулируется винтами *5* механизма регулировки закрытой высоты, вращение которым передается от привода *9* трансмиссионным валом *8* и далее зубчатыми колесами *7*.

Кроме указанного недостатком известного технического решения является также необходимость последовательного цикла работы пресса и подающего устройства, сопровождающегося периодом разгона и торможения последнего, что снижает производительность выполнения операции.

На рис. 3 показан горизонтальный разрез пресса для протяжки слябов, конструкция которого предложена в целях устранения указанных выше недостатков [3].

Пресс содержит расположенный на станине *1* привод, связанный с установленными в станине перпендикулярно направлению подачи сляба эксцентриковыми валами *2* с эксцентриковыми втулками *3* механизма регулировки хода, на каждой из которых установлены с возможностью относительного вращения ползуны *4*. На ползунах посредством винтов *5* механизма регулировки закрытой высоты установлены плиты с бойками *6*. Ползуны с помощью колонок *7* установлены с возможностью относительного поступательного перемещения перпендикулярно направлению подачи сляба.

При синхронном встречном вращении валов *2* ползуны *4* и плиты с бойками *6* поступательно перемещаются навстречу друг другу, осаживают сляб, одновременно перемещая его в направлении подачи. При этом степень протяжки и величина подачи регулируются положением эксцентриковых втулок *3* механизма регулировки хода и винтами *5* механизма регулировки закрытой высоты.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Горизонтальный** двухползунный механический пресс: заявка 61–245931 Япония // Технология и оборудование кузнечно-штамповочного производства. 1988. № 18. С. 17.

2. **Пат. 2334584 РФ, МПК 7 B 21 J 1/02.** Горизонтальный двухползунный механический пресс для протяжки слябов / А.Ю. Бойко, С.Л. Новокщёнов, В.М. Пачевский; зарег. 27.09.08.

3. **Пат. 2336142 РФ, МПК 7 B 21 J 1/02.** Горизонтальный двухползунный механический пресс для протяжки слябов / А.Ю. Бойко, С.Л. Новокщёнов, В.М. Пачевский; зарег. 20.10.08.

Александр Тимофеевич Крук, д-р техн. наук,
kruk938@mail.ru;
Александр Юрьевич Бойко, канд. техн. наук;
Сергей Иванович Антонов,
заведующий лабораторией;
Сергей Леонидович Новокщёнов,
старший преподаватель

УДК 621.77.4:621.762.4

И.А. Бурлаков *(НИИД, ФГУП "ММПП "Салют", Москва)*

Применение автоматизированной линии АЛРД-800 для изготовления заготовок дисков газотурбинных двигателей

Рассмотрены схемы раскатки и оборудование для реализации. Приведены основные технические характеристики и схемы линии АЛРД-800, а также направления ее модернизации. Показано, что усовершенствованное оборудование позволяет получать точные заготовки с высокими механическими характеристиками из сплавов ВТ25, ВТ9, ЭП742 и гранульного сплава ЭП741НП.

The rolling system and necessary equipment are considered as well as technical specification of rolling line ALRD-800 and ways for its modernization. It is shown that modernized equipment provides the production of accurate high quality rolled billets made of alloys VT25, VT9, EP742 and granular nickel-based alloy EP741NP.

Ключевые слова: дискораскатный стан; изотермическая раскатка; модернизация; сплавы ВТ25, ВТ9, ЭП742, ЭП741НП.

Keywords: disc rolling equipment; isothermal rolling; modernization; alloys VT25, VT9, EP742, EP741NP.

Изучение закономерностей изотермического формообразования титановых и никелевых сплавов явилось основой для разработки бесштампового метода изготовления из них точных заготовок дисков *газотурбинных двигателей* (ГТД). В основе метода лежит принцип формообразования изделий последовательной локальной деформацией заготовок. Известно большое разнообразие схем формообразования изделий методом локальной деформации.

Для получения точных заготовок дисков применена схема раскатки заготовок роликами в изотермических условиях на дискораскатном стане. Принцип работы дискораскатного стана внешне не отличается от хорошо известных станов, изготовляющих железнодорожные колеса, и заключается в деформации вращающейся заготовки наклонными роликами, образующими между собой заданный калибр, который в результате движения роликов от центра по радиусу заготовки придает ей необходимую форму и размеры.

Однако существенным отличием стана для раскатки дисков ГТД от аналогичных колесопрокатных станов является создание в его рабочей зоне благоприятных условий формоизменения. Это позволяет получать заготовки дисков из титановых и никелевых сплавов диаметром от 500 до 800 мм. Точность раскатанных заготовок существенно выше, чем предусматривают на подобные изделия соответствующие стандарты.

Раскатка дисков является однопереходным процессом и осуществляется за один переход роликов вдоль радиуса вращающейся заготовки. При этом металл подвергается деформации:

- в ступице – от 25 до 40 %;
- в ободе – от 20 до 50 %;
- в полотне – до 80 %.

Общий уков при производстве поковок, включая ковку и прокатку слитков, изготовление заготовок и раскатку, должен соответствовать требованиям технологических инструкций.

Перед раскаткой исходную заготовку (шайбу) в холодном состоянии загружают в заранее разогретую до температуры деформации печь предварительного нагрева, длительность нагрева в которой составляет 40...60 мин. Нагретую заготовку манипулятором переносят в рабочую камеру стана для изотермической раскатки, разогретую до температуры деформации, и дают выдержку 20 мин после выхода печи на рабочую температуру. В зависимости от материала, конфигурации и геометрических размеров дисков длительность раскатки составляет 40...60 мин.

Особенностью технологии раскатки является ее широкая универсальность, позволяющая одним инструментом раскатывать заготовки различной конфигурации и размеров.

Необходимую форму диск приобретает в процессе вращения вокруг собственной оси под воздействием инструмента – приводных консольных роликов, перемещающихся в радиальном и осевом направлениях относительно заготовки и образующих в каждый момент калибр заданного профиля (рис. 1).

Управление процессом раскатки, включая процессы загрузки и выгрузки заготовок, осуществляется автоматизированной системой. Раскаткой в изотермических условиях можно изготовлять различные диски за счет варьирования размерами и формой исходных заготовок и инструмента, а также программой рабочих перемещений инструмента (роликов).

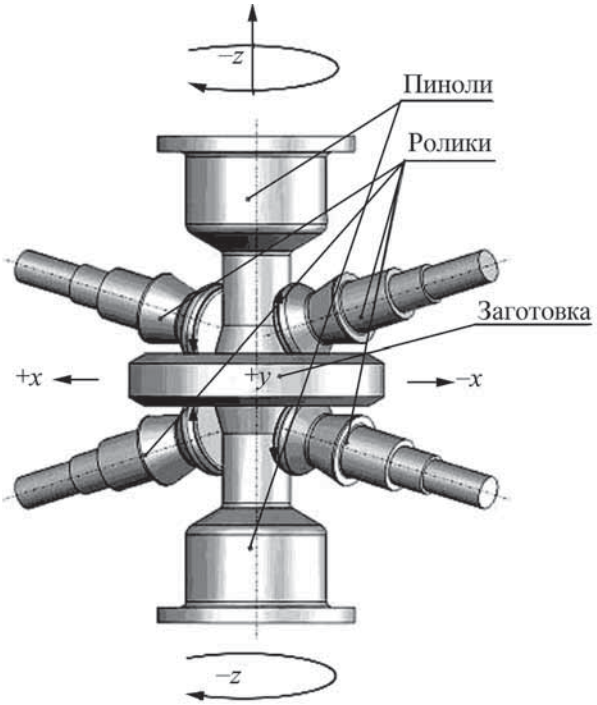


Рис. 1. Схема изотермической раскатки

Технические параметры автоматизированной линии АЛРД-800 для раскатки дисков

Частота вращения шпинделей, об/мин	0,002...2
Суммарный крутящий момент на шпинделях, кН·м	До 30
Крутящий момент на раскатном ролике, кН·м	До 5
Частота вращения раскатных роликов, об/мин	0,15...15
Осевая сила внедрения раскатного ролика в тело заготовки (вдоль оси шпинделей), кН	До 100
Осевая сила на раскатном ролике (вдоль оси раскатной головки), кН	До 75
Угол поворота раскатной головки в плоскости раскатки, °	30
Максимальная масса раскатываемой детали, кг	До 250
Максимальный диаметр раскатываемой детали, мм	800
Максимальная толщина раскатываемой детали, мм	150
Максимальное рабочее давление в гидросистеме, МПа	6,3
Температура раскатки, °С	820...1100
Максимальная потребляемая мощность, кВт	540
Габаритные размеры, мм:	
длина	16300
ширина	14100
высота	6300
Масса, кг	153000

Схема линии АЛРД-800. Линия состоит из следующих основных узлов: станины, левой и правой раскатной кареток, шпинделей с приводом, гидроцилиндров зажима заготовок, загрузочного устройства, насосной станции, нагревательных печей, системы управления и электрооборудования (рис. 2).

Кинематическая схема стана состоит из отдельных кинематических цепей, связанных с раскатными роликами и/или заготовкой и обеспечивающих им требуемые перемещения и технологические силы. Вращение заготовки обеспечивается одним или двумя приводами, состоящими из редуктора и электродвигателя. Данная кинематическая цепь обеспечивает вращение шпинделя с частотой от 0,01 до 1,0 об/мин и создает на нем регулируемый крутящий момент до 30 кН·м. Зажим заготовки осуществляется шпинделями, имеющими возможность перемещаться в осевом направлении от гидроцилиндров силой до 400 кН. Поперечное перемещение раскатных роликов осуществляется приводами, состоящими из редуктора (с передаточным отношением $i = 100$) и электродвигателей (мощность 3 кВт; частота вращения 600 об/мин; напряжение 53 В; силой тока 50 А; крутящий момент 35 Н·м). Данная кинематическая цепь обеспечивает поперечное перемещение раскатных роликов со скоростью 0,01...0,1 мм/с и создает на роликах силу внедрения в тело заготовки до 100 кН. Продольное перемещение кареток осуществляется приводами, состоящими из редуктора с передаточным числом, равным 100. Выходной вал редуктора через муфту соединен с винтовыми парами, которые обеспечивают возвратно-поступательное перемещение раскатных кареток. Данные кинематические цепи обеспечивают продольное перемещение раскатных роликов со скоростью 0,01...0,1 мм/с и создает на каждом ролике силу до 75 кН.

Раскатка дисков производится следующим образом: заготовка типа шайбы устанавливается в нагревательное устройство (печь) на раскатном стане, зажимается между двумя шпинделями (пинолями), ей придается холостое вращательное движение и одной или двумя парами роликов осуществляется формообразование в предварительно нагретой печи.

Заготовки нагревают с помощью тиристорного регулятора до температуры деформации с выдержкой при этой температуре до полного прогревания заготовки по всему объему. Конструкция линии АЛРД-800 позволяет подавать в предварительно нагретую печь заготовку с помощью манипулятора, который способен обеспечить захват заготовки со специально предусмотренного для этих целей стапеля из вспомогательных печей для предварительного нагрева. В этом случае время прогревания заготовки сокращается до 10...20 мин.

После предварительного нагрева заготовки раскатные ролики вводятся в печь и устанавливаются в исходную позицию, т.е. подводятся к раскатываемой заготовке до касания и отводятся по двум основным координатам с учетом возможного температурного расширения и удлинения роликов и перемещения шпинделей при опрессовке.

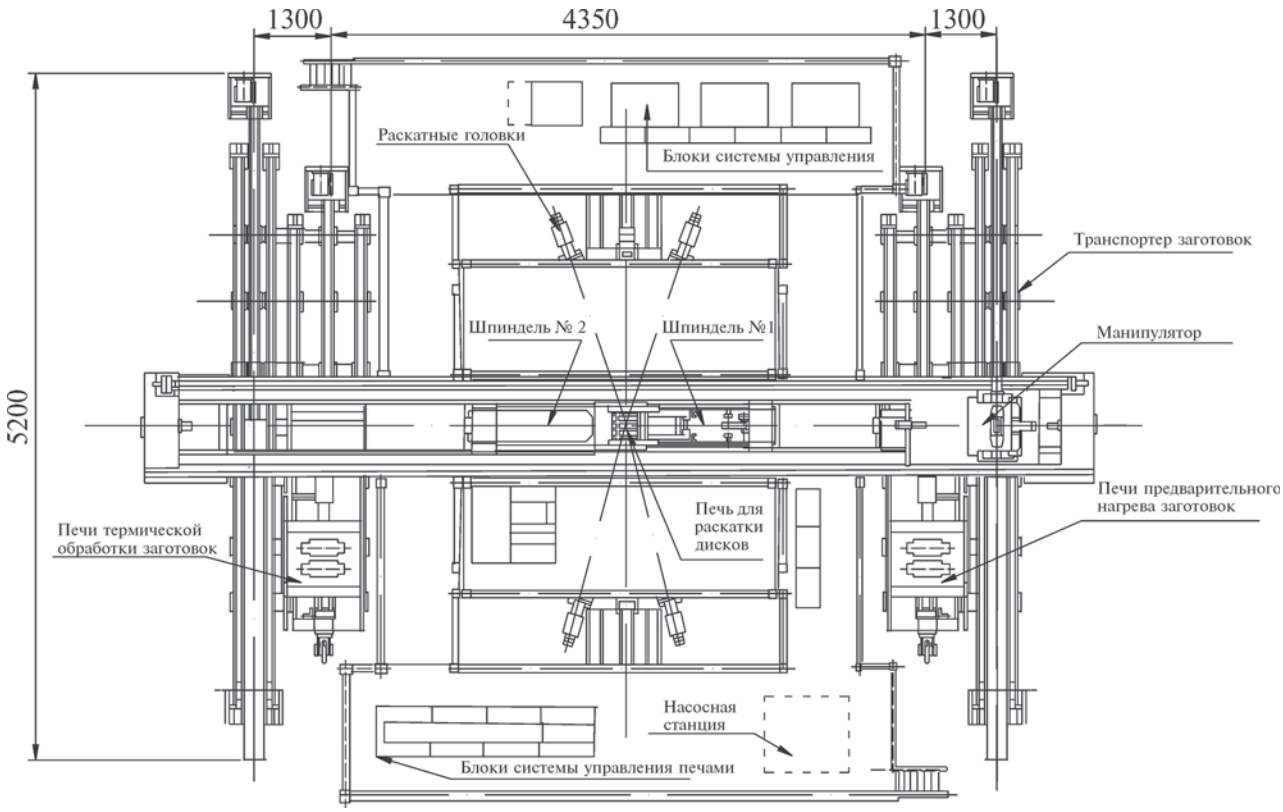


Рис. 2. Схема линии АЛРД-800

После прогрева инструмента и выравнивания температуры в печи осуществляются опрессовка заготовки и окончательный подвод роликов в исходную позицию. Процесс раскатки может проводиться поперечным и продольным перемещением роликов одновременно и по отдельности. После окончательного формообразования заготовки ролики выводятся за пределы заготовки диска, а сама заготовка, закрепленная на оправке, удаляется манипулятором из зоны деформации после разжима шпинделей.

Система управления. Учитывая многопараметрический характер формообразования дисков раскаткой на линии АЛРД-800 (рис. 3), процесс раскатки ведется с помощью автоматизированной системы управления. Решение о модернизации линии АЛРД-800 было мотивировано тем, что система управления, разработанная заводом – изготовителем линии АЛРД-800 еще в 1991 г., не удовлетворяла техническим требованиям к ней.

Построение систем управления для раскатных станов на базе традиционных устройств ЧПУ отечественного или импортного производства не позволяет получать требуемую точность профиля детали, что обусловлено особенностями технологии процесса раскатки и кинематики стана. Например, консольно закрепленный ролик в процессе раскатки изгибается, и фактическое положение его вершины не совпадает с расчетным положением на несколько миллиметров. Кроме того, пиноли стана в процессе работы при нагреве изменяют свои размеры, что приводит к изменению фактического положения заготовки относительно роликов.

Эти и ряд других факторов приводят к тому, что в процессе раскатки необходимо вычислять отклонения исполнительных органов и заготовки на основании текущей информации о фактической нагрузке на роликах, их температуре и пространственном положении и постоянно вносить в управляющую программу изменения и корректировки.

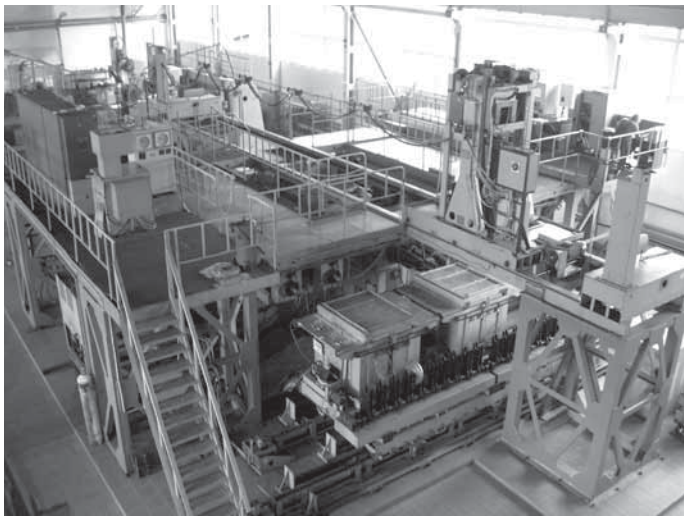


Рис. 3. Автоматизированная линия АЛРД-800

Рис. 4. Заготовка диска из сплава ВТ9, полученная с применением изотермической раскатки

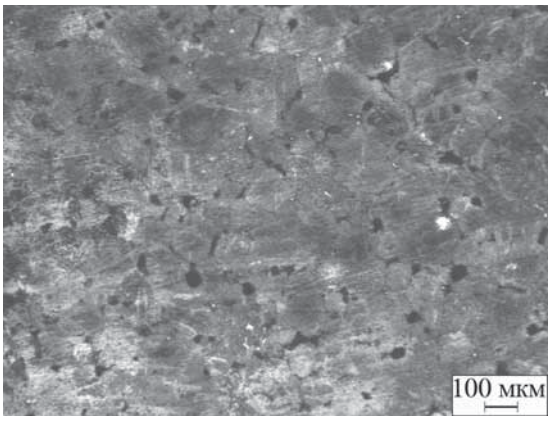


Рис. 5. Структура заготовки, подготовленной для изотермической раскатки

Для линии АЛРД-800 система управления состоит из двух уровней: построенной на базе IBM PC совместимой промышленной рабочей станции (верхний уровень), управляющей всем ходом технологического процесса, и IBM PC совместимого промышленного компьютера (нижний уровень), управляющего приводами подач координатных перемещений роликов (интерполятор).

Модернизация оборудования. Учитывая моральное устаревание конструкции оборудования (изготовлено более 15 лет назад) была осуществлена его модернизация, включающая в себя совершенствование программного обеспечения, установку силоизмерительных устройств, изменение конструкции крепления раскатных роликов (резьбовая конструкция узла крепления переходника со шпинделем стана не способна нести высокие знакопеременные нагрузки), создана система охлаждения раскатных роликов, установлена

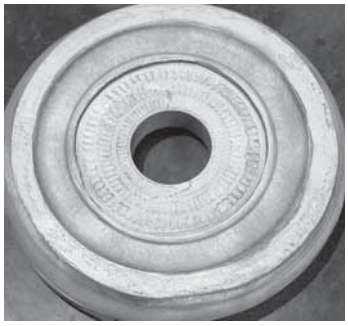


Рис. 6. Заготовка из сплава ЭП741НП, полученная с применением сверхпластической раскатки

гидравлическая система автоматизированного захвата заготовки, изменена конструкция рабочих печей.

Модернизация позволила повысить производительность стана, сделать управление станом доступным и понятным для оператора и инженера-технолога, полностью автоматизировать процесс разработки технологии раскатки новых изделий и автоматической генерации управляющих программ, позволяющих получать сложнопрофильные диски с высокой точностью.

В результате на модернизированной линии были изготовлены заготовки дисков из сплавов ВТ25, ВТ9, ЭП742 и гранульного сплава ЭП741НП с высокой точностью и высокими механическими характеристиками.

Типовой диск из сплава ВТ9 показан на рис. 4.

Исходную заготовку из гранул сплава ЭП741НП подвергали предварительному газостатированию и многопереходной изотермической осадке в изотермических условиях, что обеспечило получить мелкозернистую структуру (рис. 5) и впервые в мире осуществить изотермическую раскатку заготовки (рис. 6) при относительно низких силовых параметрах, что говорит о формоизменении в сверхпластических условиях.

Выводы

1. Модернизированное оборудование обеспечивает получение заготовок дисков с высокими точностными параметрами и механическими характеристиками из титановых и никелевых сплавов.

2. Разработана технология жидкофазного спекания порошкового жаропрочного никелевого сплава ЭП741НП (патент 2224622 РФ) с последующей деформацией заготовок.

Игорь Андреевич Бурлаков, д-р техн. наук,
burlakov@salut.ru

УДК 669.018.8–14

М.В. Костина, О.А. Банных, С.О. Мурадян *(Учреждение Российской академии наук Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва)*

Разработка новой литейной высококоррозионно-стойкой и высокопрочной аустенитной стали, легированной азотом.

Часть 1. Анализ свойств известных коррозионно-стойких литейных сталей*

В качестве предварительного этапа разработки новой литейной коррозионно-стойкой и высокопрочной аустенитной стали, легированной азотом, проведен обзор известных коррозионно-стойких литейных сталей, особенно аустенитных. Проанализированы их химический и фазовый составы в связи с характеристиками прочности и коррозионной стойкости. Изучены примеры введения азота в состав литейных сталей. Показана возможность получения аустенитной литой стали с повышенным уровнем указанных характеристик путем введения в состав Cr–Ni литейных сталей азота при дополнительном легировании сталей марганцем, молибденом.

As preliminary step in development of new cast corrosion-resistant and high-strength austenitic nitrogen containing steel review of known corrosion-resistant cast steels, especially austenitic is performed. Their chemical and phase compositions in relation to the characteristics of strength and corrosion-resistance are analyzed. Examples of the doping of nitrogen in the cast steels are studied. It was shown possibility to product austenitic cast steel having increased level of mentioned characteristics thanks to the doping of nitrogen in the chemical composition of Cr–Ni cast steels at their additional alloying with manganese and molybdenum.

Ключевые слова: высокоазотистая аустенитная сталь; отливка; аустенит; феррит; коррозионная стойкость; прочность; пластичность.

Keywords: high-nitrogen austenitic steel; casting; austenite; ferrite; corrosion-resistance; strength; ductility.

Введение. Во многих отраслях промышленности применяют металлические фасонные отливки, одним из основных требований к которым является высокая коррозионная стойкость. К ним, как правило, предъявляют также требование по уровню прочности. Большинство сталей и сплавов для изготовления фасонных отливок имеют относительно низкую прочность и, зачастую, высокую стоимость.

Одним из эффективных решений проблемы одновременного обеспечения прочности и коррозионной стойкости металлических отливок при их относительно невысокой стоимости является использование высокоазотистых (≥ 0,4 % Ni) высокопрочных аустенитных сталей. В последнее время эти стали применяют как деформируемый материал, отличающийся сочетанием высокой прочности с хорошей пластичностью и ударной вязкостью, коррозионной стойкостью во многих рабочих средах и способностью сохранять стабильность аустенитной структуры при нагреве и охлаждении. Соответственно, в большинстве публикаций по различным маркам азотистых и высокоазотистых сталей рассматривается горячедеформированный термически обработанный, а не литой металл.

Цель первой части статьи – анализ свойств известных литейных коррозионно-стойких сталей, особенно аустенитных (в том числе азотосодержащих) сталей и оценка достигнутого в настоящее время для этих сталей уровня прочности, пластичности и коррозионной стойкости, что необходимо для лучшего понимания возможности создания литейных высокоазотистых коррозионно-стойких сталей и обоснованного выбора системы их легирования. Указанная часть статьи предваряет публикации, посвященные исследованию и разработке одной из таких сталей.

Промышленные коррозионно-стойкие литейные стали в РФ. Перечень традиционных коррозионно-стойких сталей различных классов, применяющихся в нашей стране для изготовления отливок, приведен в табл. 1 [1].

* Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 08-03-00950 и НИР в рамках реализации ФЦП "Научные и научно-педагогические кадры инновационной России" на 2009–2013 годы (ГК № П772).

По сравнению с аналогичными деформируемыми сталями литейные стали содержат большее количество кремния, введенного для повышения их жидкотекучести. Обычная термическая обработка литейных сталей – гомогенизация при 1050...1100 °С с последующей закалкой в воде, масле или на воздухе, которая может сопровождаться последующим отпуском.

Как видно из табл. 1, простые хромистые и малоникелевые литейные стали мартенситного и мартенситно-ферритного класса, а также некоторые стали аустенитно-мартенситного класса имеют в 2,5–3 раза более высокие прочностные характеристики, чем аустенитные стали, для которых характерен предел текучести около 200 МПа.

Максимальный предел текучести мартенситных литых сталей 883 МПа. Их недостаток – низкая пластичность и очень низкая ударная вязкость. Предел текучести сталей смешанных классов – промежуточный между этими значениями. Пластичность этих сталей, так же как и аустенитных сталей, не очень высокая, хотя и выше, чем у мартенситных сталей. Ударная вязкость большинства литых сталей не превышает 0,6 МДж/м^2, лишь у двух сталей, приведенных в табл. 1, ее уровень приближается к 1 МДж/м^2.

1. Механические свойства коррозионно-стойких литых термически обработанных сталей [1] и их расчетный эквивалент стойкости к питтинговой коррозии (ЭСП)

Класс стали	Марка стали	Механические свойства				ЭСП
		$\sigma_{0,2}$, МПа	$\sigma_в$, МПа	δ, %	*KCU*, МДж/м^2	
Мартенситный	20Х13Л	441	589	15	0,392	13
	08Х14НДЛ	510	648	16	0,590	14
	09Х16Н4БЛ*	785; 883	932; 1128	10; 8	0,392; 0,245	16
	09Х17Н3СЛ*	736; 736; 638	981; 932; 834	8; 8; 6	0,196; 0,245; –	17
	10Х12НДЛ	441	638	14	0,294	12
Мартенситно-ферритный	15Х13Л	392	540	16	0,491	13
	15Х14НЛ	383	579	15	0,441	14
	08Х12Н4ГСМЛ	549	736	15	0,540	15,3
Ферритный	15Х25ТЛ	275	441	–	–	25
Аустенитно-мартенситный	08Х15Н4ДМЛ	589	736	17	0,981	16,254
	08Х14Н7МЛ	687	981	10	0,294	16,475
	14Х18Н4Г4Л	245	441	25	0,981	18
Аустенитно-ферритный	12Х25Н5ТМФЛ**	392	540	12	0,294	26,6...28,5
	16Х18Н12С4ТЮЛ	245	491	15	0,275	18
	10Х18Н3Г3Д2Л	491	687	12	0,294	18
	12Х21Н5Г2СЛ	343	549	22	0,590	21
	12Х21Н5Г2СТЛ	343	549	12	0,196	21
	12Х21Н5Г2СМ2Л	343	549	22	0,590	27,6
	12Х19Н7Г2САЛ***	240	481	20	0,590	20,6...22,2
	12Х21Н5Г2САЛ ***	334	657	18	0,245	22,6...24,2
	07Х18Н10Г2С2М2Л	177	432	30	0,441	25,425
	15Х18Н10Г2С2М2Л	216	432	30	0,785	25,425
	15Х18Н10Г2С2М2ТЛ	196	432	20	–	25,425
Аустенитный	10Х18Н9Л	177	441	25	0,981	18
	12Х18Н9ТЛ	196	441	25	0,590	18
	10Х18Н11БЛ	196	441	25	0,590	18
	07Х17Н16ТЛ	196	441	40	0,392	17
	12Х18Н12М3ТЛ	216	441	25	0,590	29,55

*Указаны свойства при различных термических обработках.

**Сталь, содержащая 0,08...0,2 % N.

***Стали, содержащие 0,1...0,2 % N. Для этих сталей указаны ЭСП =PREN = % Cr + 3,3 (% Mo) + 16 (% N) при минимальном и максимальном содержаниях азота и при среднем содержании молибдена.

Коррозионная стойкость в различных средах приведенных в табл. 1 сталей на качественном уровне указана в [1]. Авторами статьи была проведена ее формальная количественная оценка по эквиваленту стойкости к питтинговой коррозии (ЭСП = PREN = = % Cr + 3,3 (% Mo) + 16 (% N)) (см. табл. 1). Получили, что только высокохромистые молибденсодержащие стали типа 12Х25Н5ТМФЛ, 12Х21Н5Г2СМ2Л, 15Х18Н10Г2С2М2Л и 12Х18Н12М3ТЛ имеют ЭСП = = 25...30.

Можно выделить две стали аустенитно-ферритного класса (А + Ф) с пределом текучести 340...390 МПа и сталь аустенитного класса (А) с пределом текучести 216 МПа, имеющие наибольший из всех перечисленных в табл. 1 сталей уровень ЭСП – 27...30.

В [1] эти стали характеризуются следующими данными по коррозионной стойкости и области применения:

– 12Х25Н5МФТЛ (А + Ф) – коррозионно-стойкая, жаропрочная. Область применения: арматура химической промышленности, детали авиационной и других отраслей промышленности, а также детали, работающие под высоким давлением до 30 МПа (300 атм);

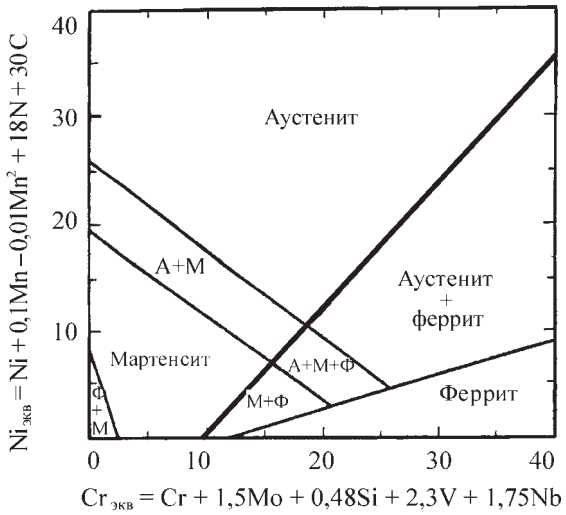
– 12Х21Н5Г2СМ2Л (А + Ф) – коррозионно-стойкая в ряде неорганических и органических кислот;

– 12Х18Н12М3ТЛ (А) – коррозионно-стойкая, жаропрочная, не подвержена межкристаллической коррозии при температуре до 800 °С. Область применения: детали, устойчивые при воздействии сернистой кипящей, фосфорной, муравьиной, уксусной и других кислот, а также детали, длительное время работающие на воздухе под нагрузкой при температуре до 800 °С.

Только стали трех марок ГОСТ 977–88 [1] содержат менее 0,2 % N. Расчет показал, что при отсутствии азота уровень ЭСП этих сталей был бы на 3 ед. ниже соответствующего стали, содержащей 0,2 % N. Это сталь 12Х25Н5МФТЛ и стали 12Х19Н7Г2САЛ, 12Х21Н5Г2САЛ – коррозионно-стойкие на воздухе, в азотной кислоте, очень разбавленной серной кислоте и слабых или разбавленных органических кислотах. Все эти стали относятся к аустенитно-ферритному классу.

В классической для металлургов-литейщиков работе [2] значительное внимание было уделено исследованию влияния легирования на физико-механические, литейные и антикоррозийные свойства литых метастабильно аустенитных, так называемых кислотоупорных сталей типа Х18Н8. В этих сталях содержание легирующих элементов варьировалось в следующих пределах, % мас.: 14,9...19,3 Cr; 8,65...11 Ni; 0,05...0,25 C; до 3,32 Si; 0,47...2,12 Mn; 0,15...0,25 Ti; 0...4,05 Mo; в том числе в сочетании с титаном (до 0,27 % Ti).

Оценка фазового состава этих сталей по модифицированной диаграмме Шеффлера (рисунок) с использованием эквивалентов аустенито- и ферритообразования



Модифицированная диаграмма Шеффлера, использованная для оценки фазового состава литейных сталей

$$Ni_{экв} = Ni + 0,1Mn - 0,01Mn^2 + 18N + 30C;$$

$$Cr_{экв} = Cr + 1,5Mo + 0,48Si + 2,3V + 1,75Nb$$

показала, что в результате такого легирования часть выплавленных сталей должна иметь двухфазную структуру и содержать феррит, так как сама базовая сталь типа Х18Н8 является метастабильно аустенитной.

Отливки из вариаций стали Х18Н8, относящиеся по расчету авторов статьи к *аустенитному* классу, после нагрева под закалку до 1025...1150 °С имели предел текучести 207...334 МПа [2]. Также в работе [2] упоминалось о том, что добавка 0,2 % N к сталям типа Х18Н8 позволяет снизить содержание никеля до 4...5 % при сохранении аустенитной структуры и коррозионной стойкости (азотосодержащая сталь 18Cr–4Ni), однако уровень механических свойств отливок из этой стали указан не был.

У отливок стали на основе Х18Н8, легированной молибденом и/или кремнием в максимальных указанных выше количествах, являющихся по расчету *аустенитно-ферритными*, со значительной долей феррита, предел текучести был выше, достигая значений 345...460 МПа. Наличие в этих сталях ферритной фазы снижает уровень их коррозионной стойкости в ряде коррозионных сред по сравнению с полностью аустенитными сталями.

Характерный для хромоникелевых литых аустенитных сталей уровень предела текучести составляет ~200 МПа. Несколько более высокий уровень предела текучести достигался у литых модификаций аустенитных сталей типа Х18Н8 при легировании их 0,14... 0,35 % C и 0,19...0,22 % Ti.

Испытания на растяжение (при 20 °С) литой стали типа 25Cr–12Ni, легированной в значительном коли-

2. Химический состав литых азотистых сталей, % мас.* [3]

№ п/п	Марка стали	C	N	Si	Mn	Cr	Ni	S	P	Nb+Ta	Фазовый состав**	ЭСП***
1.1	0Х15Н3АГ10	0,07	0,26	0,13	9,3	14,7	3,4	0,012	0,013	–	А+М	18,9
1.2	0Х20Н4АГ10	0,06	0,36	0,31	9,4	20,5	4,2	0,005	0,012	–	А+Ф	26,3
1.3	0Х20Н4АГ10	0,07	0,46	0,30	9,9	20,7	4,4	0,007	0,013	–	А	28,1
1.4	0Х20Н4АГ10С2	0,07	0,42	1,42	10,1	20,3	4,5	–	–	–	А /(А+Ф)	27,0
1.5	0Х21Н4Г11АБ	0,05	0,43	0,42	11,2	21,3	4,3	0,008	0,010	0,6	А+Ф	28,2

*Остальное – железо и примеси.

**Рассчитан в настоящей работе по модифицированной диаграмме Шеффлера с использованием указанных выше эквивалентов аустенито- и ферритообразования.

***Рассчитан в настоящей работе.

честве элементами внедрения (0,30 % C; 0,14 % N), обеспечивающими помимо упрочнения стали также стабилизацию аустенитной структуры, показали, что после выдержки 24 ч при 760 °С сталь имеет повышенный (по сравнению со сталями типа 18Cr–10Ni) до 288 МПа предел текучести при низком уровне пластичности (δ и ψ около 20 %) [2]. Очевидно, это связано с тем, что в результате такой термообработки в аустените данной стали выделились частицы избыточных фаз (карбиды, нитриды, карбонитриды хрома).

В работе [2] отмечалось, что "для отливок, работающих под большой нагрузкой в агрессивных коррозионных средах, следует применять аустенитные стали и нельзя применять ни нержавеющую сталь мартенситного класса вследствие малого сопротивления коррозии, ни кислотоупорную аустенитную хромоникелевую сталь вследствие низкого предела упругости".

Однако к моменту издания ГОСТ 977–88 [1] литая аустенитная сталь, способная работать одновременно в условиях высоких механических нагрузок и воздействия агрессивных коррозионных сред, нашей промышленностью не производилась. Такое заключение можно сделать, исходя из уровня механических свойств всех вошедших в данный стандарт литейных аустенитных сталей, в совокупности с проведенной авторами статьи оценкой их ЭСП.

По данным работы [3], повышенный уровень прочностных характеристик может быть достигнут у литых аустенитных сталей в результате легирования Fe–Cr–Mn–Ni-основы азотом (до 0,36...0,46 % N). Химический состав этих сталей, а также рассчитанный авторами статьи их фазовый состав и ЭСП приведены в табл. 2.

Благодаря повышенной концентрации азота стали 1.2–1.5 имеют более высокий уровень ЭСП по сравнению с обычными литейными сталями, не содержащими азота. Механические свойства образцов с исходной литой структурой, а также после выдержек 1 ч при 800 °С (ТО-1) и 1100 °С (ТО-2) представлены в табл. 3.

Как видно из табл. 3, в литом состоянии стали 1.1–1.4 имеют $\sigma_{0,2} \leq 380$ МПа; $\sigma_в \leq 770$ МПа при хорошей пластичности и ударной вязкости.

Сталь 1.5, содержащая ниобий, имеет более высокий предел текучести, но низкую ударную вязкость и пониженную пластичность. Легирование кремнием (сталь 1.4) практически не повышает предел текучести, но снижает ударную вязкость.

Оценка фазового состава сталей 1.1–1.5 показала, что сталь 1.1 относится к аустенитно-мартенситной области, сталь 1.2 с более высоким содержанием азота – к аустенитно-ферритной, сталь 1.3 – к аустенитной. Сталь 1.4, легированная ферритообразующим элементом – кремнием, находится на границе областей А/А+Ф, а сталь 1.5, несмотря на достаточно высокое содержание азота, в аустенитно-ферритной области вследствие добавки ферритообразующего элемента ниобия. Наилучшее сочетание прочности, пластичности и ударной вязкости имеет аустенитная

3. Механические свойства азотистых сталей в исходном литом и термически обработанном после литья состоянии [3]

№ п/п	ТО	$\sigma_{0,2}$, МПа	$\sigma_в$, МПа	δ, %	*KCU*, МДж/м^2
1.1	Без ТО	330	730	42	2,94
	ТО-1	340	830	43	2,78
	ТО-2	355	880	62	3,38
1.2	Без ТО	368	732	57	3,30
	ТО-1	370	740	53	1,23
	ТО-2	375	740	58	3,28
1.3	Без ТО	378	750	60	3,31
	ТО-1	390	765	49	1,01
	ТО-2	380	750	65	3,40
1.4	Без ТО	380	770	53	2,05
	ТО-1	425	800	43	0,29
	ТО-2	400	800	62	3,63
1.5	Без ТО	445	750	29	0,23
	ТО-1	470	760	19	0,14
	ТО-2	450	780	37	0,20

(по расчету) сталь 1.3 с максимальным содержанием азота.

Исследование влияния режимов термической обработки на свойства литых сталей 1.1–1.5 выявило резкий спад ударной вязкости после часовых отжигов в интервале температур 600...800 °С с минимумом при 800 °С [3]. Это можно объяснить распадом аустенита с выделением из него избыточных фаз (нитридов, карбидов хрома).

Дальнейшее повышение температуры отжигов литых сталей вплоть до 1100 °С приводит к повышению ударной вязкости (очевидно, вследствие развития процесса гомогенизации структуры литой стали, приводящего к растворению нитридов хрома). Низкий уровень ударной вязкости сталей 1.4 и 1.5 (см. табл. 3) обусловлен, вероятно, тем, что кремний в стали 1.4 способствует пересыщению твердого раствора аустенита азотом и при отжиге интенсифицирует выделение нитридной фазы в стали, а сталь 1.5, по-видимому, уже в литом состоянии содержит в своей структуре избыточные фазы на основе ниобия.

В результате описанных в [3] исследований Fe–Cr–Mn–Ni–N-сталей к концу 1960-х гг. были разработаны несколько марок высокоазотистых (0,4...0,55 % N) аустенитных сталей повышенной прочности, имеющих в горячедеформированных изделиях (прутках, поковках, листе) предел текучести 400...600 МПа, предел прочности 700...850 МПа, относительное удлинение 20...30 % и ударную вязкость *KC*U = 0,5...1 МДж/м^2.

Стали НН-3 (ЭП319), НН-3Б (ЭП320) и НН-3Ф были опробованы на предмет использования в качестве материала для изготовления высокопрочных отливок [3]. Их марочный химический состав, ЭСП и механические свойства в литом состоянии (режим термической обработки для всех указанных сталей авторами не приводится) показаны в табл. 4.

У стали 0Х20Н4АГ10 (НН-3; ЭП319) было установлено наличие хороших литейных свойств вследствие сравнительно низкой температуры плавления (1400 °С) и повышенной жидкотекучести, обусловленной высоким содержанием марганца и азота. Отмечалась [3] ее хорошая свариваемость, в том числе с конструкционными низколегированными сталями.

Более прочная благодаря наличию в ее структуре нитридов ванадия стареющая сталь 0Х18Г11Н4АФ (НН-3Ф) также была признана пригодной для изготовления немагнитного литья. Сталь 0Х18Г12Н5АБ (НН-3Б; ЭП320) в литом состоянии имеет низкую ударную вязкость (см. табл. 4), связанную с выделением в интервале температур 600...800 °С, помимо нитридов ванадия также и нитридов ниобия. В связи с этим для изготовления отливок была не рекомендована.

Высокоазотистые стали 2.1 и 2.2 вдвое превосходят по пределу текучести аустенитные стали, указанные в [1], обладая показателями ЭСП на уровне, равном или близком к таковому для молибденсодержащих высокохромистых сталей 12Х25Н5ТМФЛ, 12Х21Н5Г2СМ2Л, 12Х18Н12М3ТЛ.

Несмотря на отмеченные преимущества литых сталей 2.1 и 2.2 (НН-3 и НН-3Ф) в настоящее время нет сведений о том, что промышленностью производятся литые изделия из них. Близкая по составу к указанным сталь марки 08Х20Н5АГ12МФ (ТУ 14-1-2290–77) производится как "сталь сортовая коррозионно-стойкая", а не как литейный материал.

В работе [4] приведены данные о литейной азотистой стали 07Х13Г28АНФЛ с 0,2...0,3 % N и 0,1...0,2 % V с хорошим сочетанием прочности, пластичности, ударной вязкости и коррозионной стойкости. Она предназначена для криогенной запорно-регулирующей аппаратуры. Эта мартенситно-ферритная (судя по положению на диаграмме Шеффлера) сталь при 20 °С имеет предел текучести 300 МПа, предел прочности 600 МПа, относительное удлинение 77 % и ударную вязкость *KC*V = 140 Дж/см^2.

Жидкотекучесть стали 07Х13Г28АНФЛ в 1,5 раза выше, чем литой стали 12Х18Н10Т. Указанная литая сталь хорошо сваривается без образования горячих и холодных трещин. Отношение прочности сварного соединения к прочности основного металла составляет 0,95...0,98. Эквивалент стойкости к питтинговой коррозии этой стали невысокий (ЭСП=17). Сведениями о коррозионной стойкости этой стали авторы статьи не располагают.

Зарубежные литейные коррозионно-стойкие, в том числе азотистые стали. Рассматривая зарубежные ли-

4. Химический состав высокоазотистых сталей НН-3 (ЭП319), НН-3Ф и НН-3Б (ЭП320), их механические свойства [3] и ЭСП

№ п/п	Марка стали	C	N	Si	Mn	Cr	Ni	S	P	V*	Nb+Ta	ЭСП	$\sigma_{0,2}$, МПа	*KC*U, МДж/м^2
2.1	НН-3; ЭП319 (0Х20Н4АГ10)	≤ 0,08	0,40...0,47	≤ 0,8	10,0...12,5	18,0...20,0	4,0...5,0	≤ 0,03	≤ 0,045	0,2...0,35	–	26	≥ 345	≥ 2
2.2	НН-3Ф (0Х18Г11Н4АФ)	≤ 0,08	0,48...0,55	≤ 0,8	10,0...12,5	18,0...19,5	4,0...5,0	≤ 0,03	≤ 0,045	0,9...1,2	–	27	440...490	0,7...0,98
2.3	НН-3Б; ЭП320 (0Х18Г12Н5АБ)	≤ 0,08	0,45...0,52	≤ 0,8	11,5...13,5	18,0...19,5	4,5...5,5	≤ 0,03	≤ 0,045	0,2...0,35	0,8...1,1	27	–	≤ 0,01

*В сталях 2.1 и 2.3 ванадий вводится как технологическая добавка, которая может быть отменена [3].

тые коррозионно-стойкие стали, следует отметить следующее. В разделе справочника [5], посвященном коррозионно-стойким литым сталям, из ~170 литых сталей около 20 содержат в своем составе азот.

Уточненный с использованием данных [6] список зарубежных литых коррозионно-стойких сталей приведен в табл. 5. Первые четыре литые азотистые стали в табл. 5 являются высокопрочными мартенситными дисперсионно-твердеющими (М+А, М+А+Ф на диаграмме Шеффлера). Девять сталей являются двухфазными, аустенитно-ферритными, преимущественно дуплексными (по данным [6]).

Структура литых азотистых сталей 3.5, 3.15 (316LN), 3.14 (Nitronic 60; S21800), 3.17 (Nitronic 50; S20910), 3.18 (254SMO; S31254), 3.19 (AL-6XN; N08367) характеризуется в [6] как "преимущественно аустенитная, но для которой типично содержание 10...20 % феррита". В скобках указаны горячедеформируемые стали–аналоги указанных литых сталей.

Для литейных сталей характерным отличием от их горячедеформируемых сталей-аналогов является повышенное (до 1...2 %) содержание кремния, вводимого для улучшения жидкотекучести. Однако при этом кремний действует и как элемент-ферритообразователь. Сталь 3.15 с 1,5 % Si на диаграмме Шеффлера находится в области А+Ф и может содержать 3...5 % феррита, тогда как ее аналог сталь 316LN при 0,3 % Si (стандартном для деформируемых сталей содержании этого элемента) должна иметь аустенитную структуру,

5. Химический состав (% мас., остальное Fe), механические свойства и ЭСП зарубежных коррозионно-стойких азотсодержащих литейных сталей [5, 6]

№ п/п	Марка стали	Класс стали	ЭСП*	C	N	Si	Mn	Cr	Ni	Cu
3.1	CAB7Cu-2 AMS 5346B(96)	М (+А)	15,55	≤0,050	≤0,050	0,50...1,0	≤0,6	14,0...15,5	4,20...5,0	2,50...3,20
3.2	AMS 5342	А+М	16,72	≤0,060	≤0,050	0,50...1,0	≤0,70	15,5...16,7	3,60...4,60	2,80...3,50
3.3	CAB7Cu-1 (AMS 5398B, ASTMA747)	М (+А)	17,3	≤0,070	≤0,050	0,50...1,0	≤0,7	15,5...17,7	3,60...4,60	2,50...3,20
3.4	AMS 5359	М+Ф+А	24,19	0,08...0,15	0,05...0,13	≤0,75	0,40...1,10	14,5...15,5	3,50...4,50	–
3.5	CE20N	А+Ф	26,74	≤0,020	0,08...0,20	≤1,5	≤1,0	20,0...27,0	8,0...11,0	–
3.6	CE8MN	А+Ф	30,15	≤0,080	0,10...0,30	≤1,50	≤1,50	23,0...26,0	8,0...11,0	–
3.7	CD4MCuN (1B)	А+Ф (дуплекс)	34,82	≤0,040	0,10...0,25	≤1,0	≤1,0	24,5...26,5	4,70...6,0	2,75...3,30
3.8	CD6MN (3A)	А+Ф (дуплекс)	35,63	≤0,060	0,15...0,25	≤1,0	≤1,0	24...27	4,0...6,0	–
3.9	CD3MN (4A)	А+Ф (дуплекс)	35,8	≤0,030	0,10...0,30	≤1,0	≤1,50	21,0...23,5	4,50...6,50	–
3.10	A 872	Ф+А	36,96	≤0,030	0,080...0,25	≤2,0	≤2,0	23,0...26,0	5,0...8,0	≤1,0
3.11	2A	А+Ф	39,4	≤0,080	0,10...0,30	≤1,50	≤1,0	22,5...25,5	8,0...11,0	–
3.12	CD3MWCuN (Zeron 100, 6A, A351)	А+Ф (дуплекс)	40,55	≤0,030	0,20...0,30	≤1,0	≤1,0	24,0...26,0	6,50...8,50	0,50...1,0
3.13	Ce3MN (5A)	А+Ф (дуплекс)	43,05	≤0,030	0,10...0,30	≤1,0	≤1,50	24,0...26,0	6,0...8,0	–
3.14	CF10SMnN	А/А+Ф (до 10...20 % Ф)	19,08	≤0,010	0,08...0,18	3,50...4,50	7,0...9,0	16,0...18,0	8,0...9,0	–
3.15	CF3MN	А/А+Ф (до 10...20 % Ф)	29,65	≤0,030	0,10...0,20	≤1,50	≤1,50	17,0...21,0	9,0...13,0	–
3.16	A 447	А	28,7	0,20...0,45	≤0,20	≤1,75	≤2,50	23,0...28,0	10,0...14,0	–
3.17	CG6MMN	А/А+Ф (до 10...20 % Ф)	34,06	≤0,060	0,20...0,40	≤1,0	4,0...6,0	20,5...23,5	11,5...13,5	–
3.18	CK3MCuN (MetalTek 254 SMO)	А/А+Ф (до 10...20 % Ф)	44,48	≤0,025	0,18...0,24	≤1,0	≤1,20	19,5...20,5	17,5...19,7	0,50...1,0
3.19	CN3MN	А/А+Ф (до 10...20% Ф)	46,13	≤0,030	0,18...0,26	≤1,0	≤2,0	20...22	23,5...25,5	≤0,75

Окончание табл. 5

№ п/п	Марка стали	Класс стали	ЭСП*	Mo	Nb	S	P	Другие ЛЭ	$\sigma_{0,2}$, МПа	$\sigma_в$, МПа	δ, %
						не более					
3.1	CAB7Cu-2 AMS 5346B(96)	М (+А)	15,55	–	0,15...0,30	0,025	0,025	–	1103	1241	6
3.2	AMS 5342	А+М	16,72	–	0,15...0,40	0,025	0,025	≤0,05 Al	827	896	10
3.3	CAB7Cu-1 (AMS 5398B, ASTMA747)	М (+А)	17,3	–	0,15...0,35	0,030	0,040	–	1200	1300	6...8
3.4	AMS 5359	М+Ф+А	24,19	2,0...2,60	–	0,030	0,040	–	1034	1378	8
3.5	CE20N	А+Ф	26,74	–	–	0,040	0,040	–	275	550	30
3.6	CE8MN	А+Ф	30,15	2,50...3,50	–	0,025	0,040	–	450	655	25
3.7	CD4MCuN (1B)	А+Ф (дуплекс)	34,82	1,70...2,30	–	0,040	0,040	–	450	655	25
3.8	CD6MN (3A)	А+Ф (дуплекс)	35,63	1,75...2,50	–	0,040	0,040	–	415	620	25
3.9	CD3MN (4A)	А+Ф (дуплекс)	35,8	2,50...3,50	–	0,020	0,040	–	515	690	18
3.10	A 872	Ф+А	36,96	2,0...4,0	–	0,030	0,040	0,5...1,5 Co	450	620	20
3.11	2A	А+Ф	39,4	3,0...4,50	–	0,025	0,040	–	450	655	25
3.12	CD3MWCuN (Zeron 100, 6A, A351)	А+Ф (дуплекс)	40,55	3,0...4,0	–	0,025	0,030	0,50...1,0 W	485	690	16
3.13	Ce3MN (5A)	А+Ф (дуплекс)	43,05	4,0...5,0	–	0,040	0,040	–	485	690	25
3.14	CF10SMnN	А/А+Ф (до 10...20 % Ф)	19,08	–	–	0,030	0,060	–	290	585	30
3.15	CF3MN	А/А+Ф (до 10...20 % Ф)	29,65	2,00...3,00	–	0,040	0,040	–	255	515	35
3.16	A 447	А	28,7	–	–	0,025	0,030	–	260	550	9
3.17	CG6MMN	А/А+Ф (до 10...20 % Ф)	34,06	1,50...3,0	0,10...0,30	0,030	0,040	0,10...0,30 V	290	585	30
3.18	CK3MCuN (MetalTek 254 SMO)	А/А+Ф (до 10...20 % Ф)	44,48	6,0...8,0	–	0,010	0,045	–	260	550	35
3.19	CN3MN	А/А+Ф (до 10...20 % Ф)	46,13	6,0...7,0	–	0,010	0,040	–	260	550	35

* Рассчитан в настоящей работе.

так как находится практически точно на границе раздела областей А/А+Ф.

Таким образом, ни одна из литейных азотистых сталей в табл. 5 (кроме стали А 447 с содержанием углерода 0,20...0,45 %), которые имеют в качестве прототипа деформируемую аустенитную сталь, не может рассматриваться как полностью аустенитная. Однако поскольку это литейные стали, и отливки из них не подвергаются горячей деформации, им не грозит образование трещин при прокатке из-за наличия феррита.

В работе [6] приведены данные о положительном влиянии повышения содержания феррита в структуре сталей на стойкость к коррозионному растрескиванию под напряжением в хлоридных средах. При этом отмечается, что в ряде других коррозионных сред наличие феррита в аустените является негативным фактором. Для ряда применений присутствие феррита нежелательно, так как он снижает ударную вязкость. Длительное пребывание при температурах свыше 315 °С может приводить к снижению вязкости из-за эффекта, известного как "охрупчивание при 475 °С".

В то же время небольшое количество феррита в стали улучшает свариваемость аустенитных сталей, так как феррит снижает склонность к образованию горячих трещин, которые могут образовываться при сварке полностью аустенитных сталей. Кроме того, по данным [6], феррит в структуре литой аустенитной стали улучшает ее литейные свойства, повышает ее механическую прочность.

Механические свойства сталей в табл. 5 приведены в состоянии после стандартной термической обработ-

ки. Для преимущественно аустенитных литых азотистых сталей из данного перечня (№ 3.14–3.19) такой обработкой является выдержка при температурах от 1040 до 1175 °С с последующим охлаждением в воде или других быстро охлаждающих средах. Чем выше содержание азота в стали, тем выше должна быть температура термической обработки для растворения нитридов, гомогенизации металла и твердорастворного упрочнения аустенита. Указанные стали содержат азот в количестве от 0,08 до 0,26 %, кроме стали 3.17, в которой содержание этого элемента повышено до 0,20...0,40 %.

Авторы статьи не располагают данными о влиянии изменения содержания азота в этих сталях на их механическую прочность. Однако отметим, что в литейной азотистой преимущественно аустенитной стали (А/А+Ф) одной и той же марки, у которой разница между максимальным и минимальным регламентированным содержанием азота колеблется от 0,06 до 0,1 %, азот при повышении его концентрации должен:

1) способствовать снижению количества феррита как элемент-аустенитизатор, что приведет к снижению прочности [7];

2) вызывать твердорастворное упрочнение стали.

Регламентированные механические свойства азотсодержащих литейных сталей № 3.14–3.19 (преимущественно аустенитных) характеризуются пределом текучести 255...345 МПа, пределом прочности 515...585 МПа и относительным удлинением от 9 до 35 %.

Для литейных сталей того же структурного класса, не легированных азотом, например CF3, CF3A (прототип – деформируемая 304L), CF3M, CF3MA, CPF3M (прототип 316L) и других литейных сталей с прототипами – "классическими" нержавеющими сталями серий 304 и 316 – регламентированный предел текучести составляет 205 МПа, предел прочности 485 МПа при удлинении 30...35 %, т.е. предел текучести преимущественно аустенитных сталей с азотом на 50...150 МПа выше предела текучести не содержащих азот аустенитных сталей с 18...21 % Cr и 8...11 % Ni (как литых, так и деформируемых). Данное повышение предела текучести представляет собой суммарный результат воздействия азота на фазовый состав и упрочнение сталей в двух указанных выше направлениях.

Какие из перечисленных выше в данной статье марок сталей широко производятся промышленностью? В России предприятия предлагают изготовлять литье из всех перечисленных в [1] марок сталей, в том числе и из пяти марок аустенитных коррозионно-стойких сталей. В дополнение к [1] используются также и отраслевые стандарты на коррозионно-стойкие отливки, в том числе аустенитные, но эти стали по уровню своих механических свойств не вносят качественных изменений в сложившуюся картину уровня характеристик такого рода сталей.

Зарубежные литейные предприятия предпочитают производить из номенклатуры аустенитных сталей традиционные стали-аналоги нержавеющих сталей (300-й серии), однако в каталогах крупных зарубежных производителей литья присутствует не менее пяти азотистых преимущественно аустенитных сталей. Исходя из представленных данных по отечественным и зарубежным литейным коррозионно-стойким сталям, в том числе азотсодержащим, с преимущественно аустенитной структурой, можно заключить следующее:

1. В России существует только три промышленно выпускаемые согласно ГОСТу литейные марки сталей, содержащих азот (до 0,2 %), аустенитно-ферритного класса. За рубежом насчитывается около 20 марок азотсодержащих литейных сталей, из них пять марок сталей с содержанием азота до 0,26 % имеют аустенитную структуру, в которой может содержаться до 20 % феррита, лишь одна сталь содержит до 0,4 % N.

2. Большинство (85...90 %) российских и зарубежных литейных коррозионно-стойких сталей представляет собой Cr–Ni–(Mo)–Si-стали, иногда стабилизированные титаном (если речь идет об аустенитных сталях), которые не содержат в своем составе более 1...2 % Mn, повышающего растворимость азота в аустените.

3. Все литейные стали аустенитного класса, не легированные азотом, имеют предел текучести не выше ~200 МПа; для литейных азотсодержащих преимущественно аустенитных сталей величина этой характеристики не превышает 290 МПа. Увеличение прочности этих сталей обеспечивается повышением доли феррита в структуре стали.

4. Эквивалент стойкости к питтинговой коррозии ЭСП отечественных литейных коррозионно-стойких (не входящих в категорию жаропрочных) сталей не превышает 30, у зарубежных Cr–Ni преимущественно аустенитных сталей с содержанием никеля до 15 % ЭСП достигает 30...34 за счет высокого содержания хрома и молибдена.

5. Ранее в России была показана возможность получения аустенитной азотистой литой стали с пределом текучести не менее 345 МПа, высокой ударной вязкостью и ЭСП=26...27. Эта сталь упрочнялась не в результате старения, а за счет наличия в аустенитном твердом растворе азота. Однако аустенитных (или преимущественно аустенитных) литейных сталей, легированных азотом, по ГОСТу или отраслевым стандартам на отливки в нашей стране не производят. Разработка для нужд Российской промышленности литейной высокоазотистой аустенитной высокопрочной коррозионно-стойкой стали с содержанием азота ~0,5 % N представляется актуальной.

6. В обеспечение высокой прочности такой литейной стали можно использовать азот, но при этом не следует стремиться вводить в сталь значительное (≥1 %) количество кремния, так как он снижает растворимость азота в стали и повышает содержание мар-

ганца, тем более, что марганец, как и азот, способен обеспечивать хорошую жидкотекучесть. Полезным может быть введение в сталь молибдена для повышения растворимости азота в твердом металле и его коррозионной стойкости.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **ГОСТ 977–88.** Отливки стальные. Общие технические условия.

2. **Нехендзи Ю.А.** Стальное литье. М.: Металлургиздат, 1948.

3. **Приданцев М.В., Талов Н.П., Левин Ф.Л.** Высокопрочные аустенитные стали. М.: Металлургия, 1969. 248 с.

4. **Солнцев Ю.П., Борзенко Е.И., Вологжанина С.А.** Материаловедение. Применение и выбор материалов. СПб.: ХИМИЗДАТ, 2007. 200 с.

5. http://www.matweb.com/Search/MaterialGroupSearch.aspx?GroupID=239 (дата обращения: 01.07.2010).

6. http://www.stainless-steel-world.net/pdf/11022.pdf (дата обращения: 01.07.2010).

7. **ASM International,** Metals Handbook, Tenth Edition, Vol. 1. Metals Park. Ohio, 1990. P. 914, 917.

Мария Владимировна Костина, д-р техн. наук, mvk@imet.ac.ru;
Олег Александрович Банных, академик РАН;
Саркис Ованесович Мурадян, аспирант

УДК 621.165

В.Ф. Безъязычный, А.В. Маляров, М.В. Тимофеев *(Рыбинская государственная авиационная технологическая академия имени П.А. Соловьёва)*

Проблемные вопросы технологии производства лопаток газовых турбин

Рассмотрены вопросы технологического обеспечения эксплуатационных свойств лопаток газовых турбин. Предложены методы повышения эффективности операций термической обработки лопаток за счет выбора оптимальных условий и режимных параметров, модернизации конструкции вакуумной системы, применения комбинированной термомагнитной обработки.

The questions of technological maintenance of operational properties of gas turbine blades are considered. Methods for increase of efficiency of heat treatment operations of blades due to choice of optimum conditions and operational parameters, to modernization of vacuum system design, application of combined thermomagnetic treatment are offered.

Ключевые слова: лопатки турбины; термическая обработка; остаточные напряжения.

Keywords: turbine blades; heat treatment; residual stresses.

Всё более высокие требования, предъявляемые к прочностным характеристикам турбинных лопаток, особенно пустотелой конструкции, обусловлены значительными эксплуатационными нагрузками и обеспечение их прочности заставляет искать новые пути совершенствования технологии изготовления, в том числе термической обработки.

К применяемым в практике авиадвигателестроения термическим операциям обработки деталей из литейных жаропрочных сплавов предъявляются множество противоречивых требований, связанных, в первую очередь, со структурой и параметрами состояния поверхностного слоя деталей. В большинстве случаев выбор оптимальных режимов и условий обработки возможен только на основе всестороннего анализа процессов окисления и сублимации легирующих элементов сплава, возникновения остаточных напряжений и деформаций в конструктивных элементах лопатки.

Результаты исследований позволяют повысить в некоторых пределах прочностные характеристики деталей из дисперсионно-твердеющих жаропрочных сплавов за счет введения многостадийного нагрева и охлаждения деталей в условиях определенных температурных режимов и остаточного давления. В случае операции термической обработки лопаток турбины рассматривается пять основных переходов:

1) нагрев до рабочей температуры* и выдержка в течение 20...25 мин при остаточном давлении $10^{-4}...10^{-3}$ Па;

2) нагрев до температуры растворения вторичной γ'-фазы и выдержка в среде инертного газа при остаточном давлении 0,1...10 Па;

* Рабочая температура – термин, обозначающий температуру лопатки турбины при работе авиационного двигателя на крейсерской скорости самолета.

3) охлаждение с печью на 100...150 °С;

4) интенсивное охлаждение в камере с движущимся инертным газом, например, с включенным вентилятором до температуры 500...600 °С;

5) охлаждение с выключенным вентилятором до температуры 100...150 °С и далее на воздухе.

Поэтапный нагрев позволяет регулировать сублимационные процессы в поверхностном слое деталей. На первом этапе должны испаряться "легколетучие" химические элементы, на втором этапе тормозится испарение легирующих "тяжелых" элементов, например хрома.

Охлаждение с печью на 100...150 °С позволяет повысить прочностные характеристики материала перед резким перепадом температур при охлаждении в подвижной среде инертного газа. Выключение вентилятора с температуры 500...600 °С позволяет несколько снизить объемные остаточные напряжения, возникшие на втором этапе охлаждения.

После термической обработки часто требуется освежение поверхностного слоя деталей в пескоструйном аппарате с контролируемыми параметрами струи: давлением воздуха, диаметром сопла и размером частиц. Необходимость очистки поверхностного слоя деталей является следствием изменения химического состава сплава в результате сублимационных процессов и окислительных реакций при повышенных температурах.

Особое значение в технологии термической обработки, проводимой в условиях малых остаточных давлений и инертной среды, имеют чистота вакуума и натекание вакуумной системы – скорость роста давления при неработающих насосах.

Установлено, что значение скорости натекания не должно превышать 20 мкм·л/с. Вместе с тем, при негерметичном разделении насосов и вакуумной камеры измерение скорости натекания будет сопряжено с существенными погрешностями, вследствие чего натекание кислорода воздуха не будет заметно, что может привести к окислению деталей. Для минимизации этих погрешностей рекомендуется модернизировать конструкцию вакуумной системы – разделить насосы и рабочую камеру путем размещения встроенной промежуточной камеры, имеющей соединение с атмосферой через вентиль.

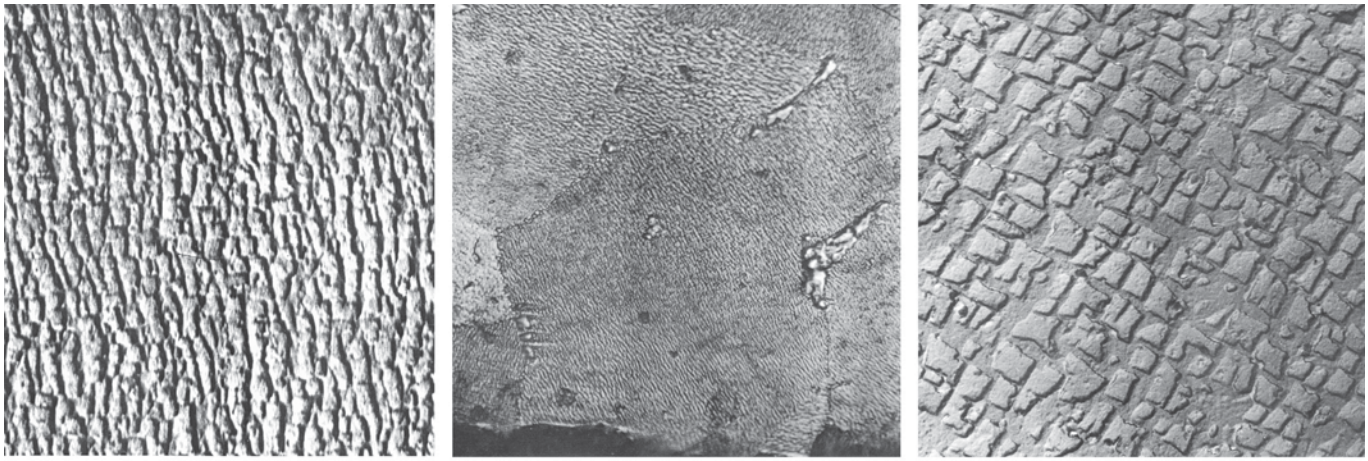
По результатам экспериментальных исследований потенциальным резервом для повышения прочности лопаток является применение в производстве лопаток газовых турбин комбинированной термомагнитной обработки.

В качестве объектов использовали стандартные резьбовые образцы для испытания на длительную прочность, вырезанные из монокристалла сплава ЖС6У в направлении (100). Данные образцы применялись как резистивные элементы и нагревались в вакуумной камере до температуры 1200 °С пропусканием через них переменного электрического тока промышленной частоты. Температура нагрева контролировалась высокотемпературным пирометром спектрального отношения.

Микроструктуру образцов исследовали на шлифах, изготовленных в термопластичной оболочке с добавлением в исходную массу мелкодисперсного карбида вольфрама, что позволило, с одной стороны, повысить твердость массы, а с другой – сохранить и рассмотреть тонкий рекристаллизованный слой в оптическом микроскопе при увеличении до 1000.

На рис. 1 приведены микроструктуры γ′-фазы рекристаллизованной зоны поверхности (рис. 1, *а*) материала сердцевины образцов (рис. 1, *б*) после термомагнитной обработки. На рис. 1, *в* представлена микроструктура сплава ЖС6У после типовой термической обработки по технологии ВИАМ.

Сравнительный анализ микроструктур показал, что в результате термомагнитного воздействия вторичная γ′-фаза выстраивается преимущественно в кристалло-



а) *б)* *в)*

Рис. 1. Микроструктуры образцов из сплава ЖС6У после термомагнитной обработки (*а*, *б*) и типовой термической обработки (*в*):
а, *в* – ×10 000; *б* – ×1000

графическом направлении (010), следовательно, для построения вторичной фазы в направлении (100) необходимо приложить магнитное поле, силовые линии которого будут совпадать с этим направлением.

Многие лопатки газовых турбин относятся к тонкостенным маложестким деталям, на эксплуатационные характеристики которых существенно влияют технологические остаточные напряжения. В связи с этим рекомендуется выборочно контролировать остаточные напряжения в лопатках, наиболее интенсивно охлаждаемых в процессе термической обработки.

Контролировать детали на наличие остаточных напряжений в поверхностном слое и в объемных конструктивных элементах целесообразно одним из разрушающих методов, например рентгеновским методом полного освобождения. Отобранную деталь устанавливают на гониометр рентгеновского дифрактометра для облучения места напротив пустотелого участка, измеряют суммарные остаточные напряжения (поверхностные и объемные), затем освобождают облучаемый участок электроэрозионным способом, повторяют измерение остаточных поверхностных напряжений и определяют объемные напряжения алгебраическим вычитанием из первого результата второго. Такие напряжения возникают, например, в охлаждаемых лопатках турбины.

Модель внутренних каналов охлаждаемых лопаток турбины вместе со стенками спинки и корыта можно представить в форме двухопорной балки, на которую действуют напряжения, стремящиеся оторвать ее от опор, т.е. от перемычек между спинкой и корытом.

Перемычки являются одним из наиболее нагруженных элементов лопатки. Действующие в них напряжения можно представить, как суперпозицию напряжений, вызванных несколькими технологическими и эксплуатационными факторами: 1) остаточные напряжения, возникающие при недостаточно медленном охлаждении в процессе термической обработки лопаток; 2) остаточные напряжения, наводимые механической, например, пескоструйной обработкой; 3) действующие напряжения, возникающие от нагрева лопаток при работе двигателя; 4) действующие напряжения от центробежных нагрузок и воздействия газового потока.

Выборочный рентгеновский контроль остаточных напряжений методом полного освобождения со вскрытием полости лопатки и металлографическим исследованием радиуса перехода от стенки лопатки к перемычке позволяет определить первые две составляющие напряжений. По результатам их измерений определяется качество партии деталей.

В сравнении с методом тензодатчиков, рекомендуемым ЦИАМ для деталей сложной конфигурации, предлагаемый рентгеновский метод полного освобождения более локален, позволяет разделить остаточные напряжения по источникам их возникновения, а после механической обработки – определять остаточные напряжения в лопатках с равноосной, ориентированной и монокристаллической структурами.

Вячеслав Феоктистович Безъязычный, д-р техн. наук, tadiom@rgata.ru;
Михаил Владимирович Тимофеев, канд. техн. наук;
Андрей Владимирович Маляров, аспирант

АБРАЗИВНАЯ ОБРАБОТКА: справочник
И.Х. Стратиевский, В.Г. Юрьев, Ю.М. Зубарев

2010. – 352 с.: ил. ISBN 978-5-94275-522-5 **Цена 700 р.**

Содержит данные об основных видах современных абразивных инструментов, выборе их характеристик и подготовке к эксплуатации. Для наиболее распространенных способов абразивной обработки приведены рекомендации по режимным параметрам, применяемому оборудованию и технологической оснастке, смазывающим технологическим средствам, оценке эксплуатационных свойств инструментов. Учтены изменения в стандартах, произошедшие в последние годы.

Предназначен для инженерно-технических работников машиностроительных предприятий, конструкторов и технологов, студентов и преподавателей высшего и среднего профессионального образования.

Приобрести книгу по цене издателя можно, прислав заявку в отдел продаж, маркетинга и рекламы:
по почте: 107076, г. Москва, Стромынский пер., 4; по факсу: (499) 269-48-97; по e-mail: realiz@mashin.ru
Дополнительную информацию можно получить по телефонам: (499) 269-66-00, 269-52-98 и на сайте WWW.MASHIN.RU

УДК 669.14.018.8

Л.В. Тарасенко, М.В. Унчикова *(Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана)*

Структура полуфабриката стали 06Х14Н6Д2МБТ, предназначенной для силовых упругих элементов

Рассмотрено влияние зеренной структуры горячекатаного прутка на механические свойства мартенситно-стареющей стали 06Х14Н6Д2МБТ, из которой изготовляют силовые упругие элементы. Подтверждено решающее значение протяженности границ зерен на упругие свойства. Определены условия контроля зеренной структуры полуфабриката и необходимое расположение силового упругого элемента по отношению к оси исходного полуфабриката.

The influence of grain structure of hot rolled rod on mechanical properties of maraging steel 06Kh14N6D2MBT for production of elastic elements under load is considered. Crucial importance extent of controlling of the grains boundaries on elastic properties is proved. The conditions grain structure of billet and necessary location of elastic element under load in relation to axis of initial billet are determined.

Ключевые слова: коррозионно-стойкая мартенситно-стареющая сталь; силовой упругий элемент; зеренная структура; полуфабрикат; разнозернистость по сечению прутка.

Keywords: corrosion-resistant maraging steel; elastic element under load; grain structure; billet; different grain sizes in rod section.

Основной частью силоизмерительного тензорезисторного датчика, воспринимающей нагрузки в конструкции весов, является *силовой упругий элемент* (СУЭ). Упругие элементы силоизмерительных приборов по сравнению с пружинами характеризуются большими сечениями и изготовляются преимущественно из поковок или проката [1].

Существуют различные типы упругих элементов, выпускаемых как отечественной, так и зарубежной промышленностью, конструкция которых определяется воспринимаемой нагрузкой и вызываемой ею напряжениями в местах закрепления тензорезисторов. На рис. 1 схематически показаны различные типы конструкций упругих элементов силоизмерительных датчиков и их условное расположение (ориентация) в промышленном полуфабрикате перед механической обработкой с указанием поверхностей наклейки тензорезисторов.

Для изготовления коррозионно-стойких СУЭ, обладающих высоким пределом упругости в сочетании с необходимым запасом вязкости при климатических колебаниях температуры, может быть использована хромоникелевая мартенситно-стареющая сталь 06Х14Н6Д2МБТ (ЭП817) [2].

Работоспособность СУЭ зависит от свойств применяемого сплава, которые определяются структурой и фазовым составом. В частности, вопрос влияния зеренной структуры на свойства упругих элементов класса упругих тел в литературе практически не освещен, однако, по мнению авторов статьи, заслуживает особого внимания. Например, при испытаниях на статический изгиб стали ЭП817 было обнаружено [3], что образцы, вырезанные из прутка вдоль и поперек направления прокатки, имеют различные значения механических свойств.

Цель настоящей работы – определение влияния зеренной структуры на свойства полуфабриката для уточнения технологии изготовления СУЭ.

Исследования проводили на стали 06Х14Н6Д2МБТ промышленной плавки, химический состав которой приведен в табл. 1.

При изучении зеренной структуры оценивали размер и форму зерен по сечению полуфабриката. Образцы вырезали из центральной и периферийной частей промышленного горячекатаного прутка диаметром 90 мм и отжигали по режиму: t = 1000 °С, τ = 2 ч.

Металлографический анализ проводили на микроскопе "Leitz Metallovert" с передачей изображения на монитор компьютера. Образцы предварительно подвергали электролитическому травлению в 5%-ном растворе HF с плотностью тока 0,5 А/см^2. Продолжительность травления составляла 20 с.

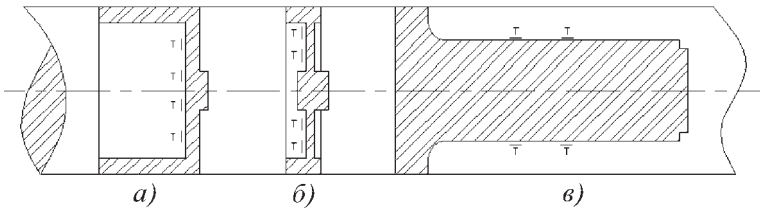


Рис. 1. Ориентация различных конструкций (*а*, *б*, *в*) упругих элементов в промышленном полуфабрикате с обозначением мест наклейки тензорезисторов

1. Химический состав стали ЭП817, % мас.

C	Cr	Ni	Mo	Si	Mn	Cu	Ti	Nb
0,06	13,67	5,80	1,49	0,44	0,25	1,93	0,03	0,33

Количественный анализ зеренной структуры выполнен на компьютеризированном микроскопе с использованием программы, разработанной на кафедре "Материаловедение" в МГТУ им. Н.Э. Баумана.

Механические испытания образцов проводили после упрочняющей термической обработки, состоящей из закалки от температуры 1000 °С на воздухе, обработки холодом при –70 °С в течение 2 ч, а также одноступенчатого или двухступенчатого старения. Режим одноступенчатого старения: нагрев до температуры 475 °С, выдержка 1 ч, охлаждение на воздухе. Двухступенчатое старение осуществляли последовательно при двух температурах: 425 и 400 °С либо 475 и 400 °С. При каждой температуре образцы выдерживали в течение 1 ч, а затем охлаждали на воздухе.

Испытания на растяжение проводили на испытательной машине MTS 25 по ГОСТ 1497–84; пределы пропорциональности $\sigma_{пц}$, упругости $\sigma_{0,05}$, текучести $\sigma_{0,2}$ и прочности $\sigma_в$ определяли на образцах, вырезанных вдоль и поперек направления прокатки промышленного горячекатаного прутка.

Исследование микроструктуры прутка в поперечном направлении после отжига показало отчетливую разнозернистость в центральной части и более однородную по размерам зерен структуру – в периферийной части (рис. 2).

Из данных количественного анализа зеренной структуры (табл. 2) следует, что средний размер зерна в центральной части прутка на 33...35 % больше по сравнению с периферийной зоной. Это свидетельствует о недостаточной проработке структуры при горячей пластической деформации прутка.

2. Расчет параметров зеренной структуры прутка стали ЭП817

Площадь, мкм^2	Периметр	Длина	Ширина	Форм-фактор	Диаметр, мкм
	мкм				
Центральная часть прутка					
509,73	87,81	33,23	13,30	0,42	23,18
Периферийная часть прутка					
231,02	57,81	21,29	9,33	0,45	15,53
221,00	57,39	21,44	8,91	0,44	15,16

Данная неравномерность не является критичной для конструкции упругого элемента, показанной на рис. 1, *в*, но в то же время будет оказывать большое влияние на показания тензорезисторных датчиков, работающих в конструкциях, изображенных на рис 1, *а*, *б*, так как тензорезисторы наклеиваются на поверхность, соответствующую поперечному сечению полуфабриката.

Размер тензорезистора составляет в среднем 10×10 мм, а иногда и меньше, поэтому в зависимости от места расположения датчика количество зерен металла в местах наклейки тензорезистора может существенно различаться почти в 2 раза (см. рис. 2). Чем больше количество зерен, тем больше протяженность границ зерен и выше сопротивление упругой деформации. Границы зерен, как известно, вносят дополнительный вклад в упрочнение сплавов (зеренный механизм упрочнения).

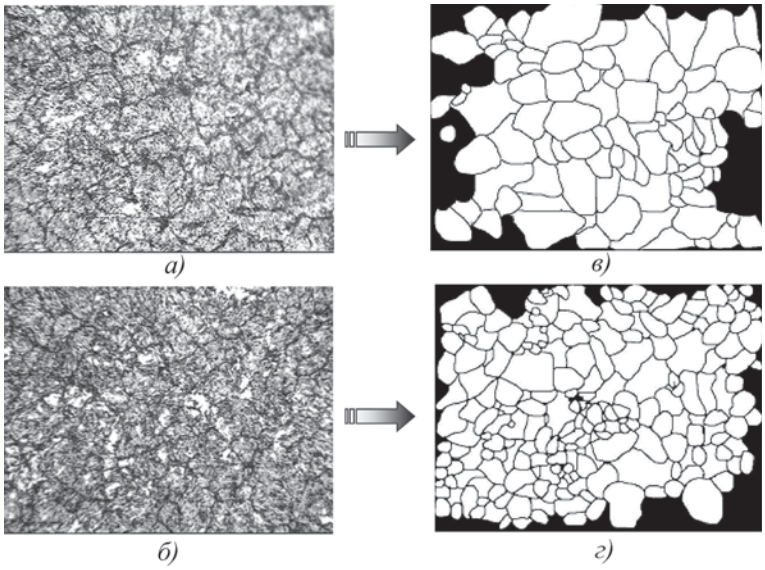


Рис. 2. Микроструктура центральной (*а*) и периферийной (*б*) зоны прутка и преобразованное изображение для компьютерного анализа зеренной структуры (*в*, *г*). ×200

Наиболее наглядно влияние границ зерен на механические свойства стали после упрочняющей термообработки выявлено при испытании образцов, вырезанных в продольном и поперечном направлении по отношению к оси горячекатаного прутка (табл. 3).

Различия механических характеристик в наибольшей степени проявляются в значениях предела упругости: поперечные образцы имеют $\sigma_{0,05}$ на 380...440 МПа больше, чем продольные образцы, в то время как повышение предела прочности у них незначительно. Для поперечных образцов характерно значительное уменьшение относительного сужения, что, вероятно, обусловлено увеличением протяженности границ зерен.

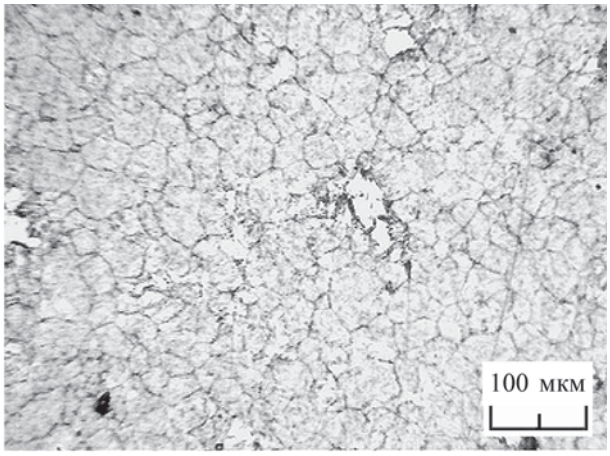
Сопротивление микропластической деформации продольных и поперечных образцов оценивали по значениям отношений $\sigma_{0,05}/\sigma_{0,2}$ и $\sigma_{пц}/\sigma_{0,2}$. Для продольных и поперечных образцов $\sigma_{0,05}/\sigma_{0,2}$ составляет 0,81...0,84 и 0,93...0,95 соответственно. Различие величин $\sigma_{пц}/\sigma_{0,2}$ для продольных и поперечных образцов еще более

3. Механические свойства при растяжении образцов, вырезанных из прутка в продольном и поперечном направлении

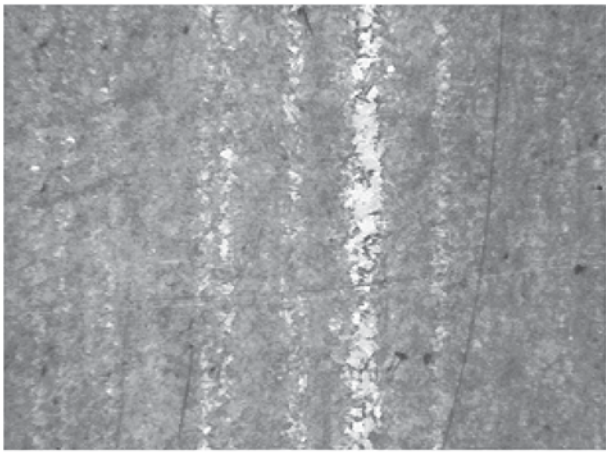
Температура старения, °С	$\sigma_{0,05}$	$\sigma_{0,2}$	$\sigma_в$	δ	ψ
	МПа			%	
475	1080*/1477	1265/1520	1495/1574	15,8/13	58/49
425 + 400	1000/1447	1190/1477	1450/1522	16,8/15	60,6/49
475 + 400	1095/1477	1285/1491	1510/1594	13,6/14	55/49

*В числителе указаны значения для продольных образцов, в знаменателе – для поперечных образцов.

существенное: 0,61...0,64 и 0,96...0,98 соответственно. Установлено, что режимы старения практически не влияют на значения $\sigma_{0,05}/\sigma_{0,2}$ и $\sigma_{пц}/\sigma_{0,2}$.



а)



б)

Рис. 3. Микроструктура центральной части прутка из стали ЭП817 с нетравящимися светлыми полосами:
а – поперечный шлиф, ×100; *б* – продольный шлиф, ×50

Таким образом, поперечные образцы по сравнению с продольными обладают более высоким сопротивлением микропластической деформации. В связи с этим поверхности СУЭ, на которые наклеиваются тензорезисторы, должны быть перпендикулярны направлению прокатки (см. рис. 1, *а*, *б*).

При металлографическом анализе отожженных образцов был выявлен еще один недостаток структуры горячекатаного полуфабриката – неоднородность фазового состава, которая проявляется и в виде светлых зон, охватывающих несколько зерен на поперечных шлифах (рис. 3, *а*) и в виде светлых полос на продольных шлифах (рис. 3, *б*). Эти светлые зоны представляют собой аустенит, матрицей является мартенситная фаза.

По данным рентгеноструктурного анализа, выполненного на компьютеризованном аппарате ДРОН 4 в кобальтовом излучении, сталь ЭП817 содержит до 30 % аустенита.

Неравномерность распределения аустенита по сечению полуфабриката может влиять на однородность свойств после упрочняющей обработки. При закалке и обработке холодом этот остаточный аустенит практически полностью превращается в мартенсит, отличающийся, как и мартенситная фаза, пониженным содержанием легирующих элементов. Ориентированное расположение в прутке остаточного аустенита и, соответственно, образовавшегося из него мартенсита также может привести к неоднородности механических свойств.

Таким образом, перед изготовлением силоизмерительных упругих элементов необходим предварительный металлографический контроль поступающих полуфабрикатов на однородность зеренной структуры и фазового состава по сечению.

Заключение. Для обеспечения эксплуатационных характеристик силоизмерительных упругих элементов из коррозионно-стойкой мартенситно-стареющей стали 06Х14Н6Д2МБТ необходимо соблюдение следующих условий:

1. Изготовление горячекатаных прутков с однородной зеренной структурой по сечению.

2. Изготовление деталей по технологии, предусматривающей положение мест будущей наклейки тензорезисторов в поперечном направлении горячекатаного прутка.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Феликсон Е.И.** Упругие элементы силоизмерительных приборов. М.: Машиностроение, 1977. 160 с.

2. **Тарасенко Л.В., Красов Т.А., Унчикова М.В.** Коррозионно-стойкие стали для силоизмерительных упругих элементов // МиТОМ. 2004. № 4. С. 40–44.

3. **Тарасенко Л.В., Красов Т.А., Унчикова М.В.** Влияние двухступенчатого старения на свойства мартенситно-стареющей стали 08Х14Н6Д2МБТ для упругих элементов силоизмерительных приборов // МиТОМ. 2004. № 10. С. 7–11.

Людмила Васильевна Тарасенко, д-р техн. наук,
tarasenko@bmstu.ru;
Марина Васильевна Унчикова, канд. техн. наук

УДК 621.4.002.3:669.018.9

К.В. Михайловский *(Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана)*

Моделирование многостадийного технологического процесса получения углерод-керамических композиционных материалов*

Предложены математические модели, позволяющие моделировать процессы сопряженного тепломассообмена на стадии получения деталей из керамических композиционных материалов (ККМ) по газофазной технологии в реакторах. Данные модели позволяют не только корректно описывать теплофизические процессы во время осаждения карбида кремния из прекурсора и получения деталей из ККМ, но и осуществлять на основе расчетов оптимальное проектирование разноразмерных газофазных установок.

The mathematical models allowing modeling conjugated heat and mass transfer processes at obtaining stage of details from ceramic composite materials (CCM) by chemical vapor deposition technology in reactors. These models allow not only correct to describe thermophysical processes during deposition of silicon carbide from precursor and obtaining of details from CCM, but also realize optimum design of non-uniformly scaled gaseous reactors.

Ключевые слова: углерод-керамический композиционный материал; реакторы; газофазное осаждение; математическое моделирование; численное моделирование; вычислительная гидрогазодинамика.

Keywords: carbon-ceramic composite material; reactors; chemical vapor deposition; mathematical modeling; numerical simulation; computational fluid dynamics.

При создании *многоразовых космических аппаратов* (МКА) (рис. 1) особую роль будет играть выбор материалов для теплонагруженных элементов конструкций. Материалы таких элементов должны обладать высокой удельной жесткостью и прочностью, малым коэффициентом линейного термического расширения, высокой окислительной и эрозионной стойкостью. Таким требованиям удовлетворяют *керамические композиционные материалы* (ККМ), которые можно использовать для изготовления носовых обтекателей, кромок крыльев, тормозных щитков, раструбов сопел.

Существует множество технологических схем и технологий производства конструкций из ККМ, но оптимальным является газофазный метод осаждения из прекурсоров, основанный на уплотнении пористых углеродных волокнистых каркасов в процессе их химического разложения и осаждения на поверхности и в объеме каркаса.

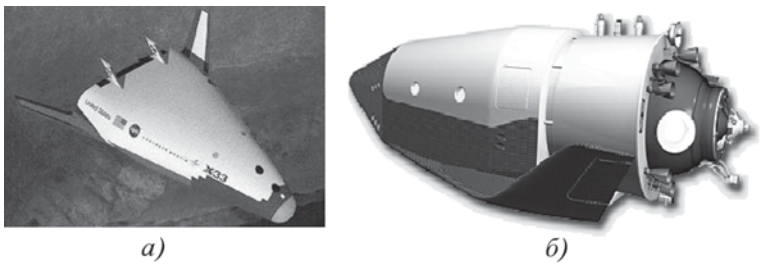
Французская фирма SEP одна из первых апробировала преимущества газофазных технологий получения ККМ. Новая технология обеспечила ККМ лучшие физико-механические характеристики в сравнении, например, с жидкофазными технологиями, где возможна деградация свойств углеродных волокон из-за взаимодействия с расплавленной матрицей.

Тепло- и массообмен при газофазном методе производства конструкций из ККМ еще недостаточно изучен, а его математическое описание осложнено нестационарностью, многомерностью и нелинейностью процессов. Кроме того, процессы перераспределения энергии, поступающей от внешних нагревателей в газофазный реактор, где находится заготовка конструкции, комбинированные и взаимосвязанные. Они осуществляются одновременно теплопроводностью, излучением и конвекцией.

При отработке технологических параметров и режимов должны быть установлены режимы, позволяющие получать в процессе разложения прекурсоров необходимый фазовый состав и однородность распределения матрицы по объему материала изделия. Обычно подобная отработка осуществляется с применением малоразмерных лабораторных установок газофазного осаждения, на которых можно изготовлять лишь небольшие образцы материала.

За определением оптимальных параметров технологического процесса следует этап проектирования, изготовления и отладки промышленной установки газофазного осаждения для производства полноразмерных деталей и узлов МКА и многоразовых космических систем из ККМ. Однако при проектировании подобных установок до последнего времени была велика доля экспериментальной отработки, что неблагоприятно сказывалось на качестве деталей и узлов из ККМ. Такие проблемы возникают преимущественно из-за

* Отдельные результаты настоящей работы получены при финансовой поддержке по грантам РФФИ № 08-08-01065а, № 09-08-00607а и по проекту № 2.1.2/5865 аналитической ведомственной целевой программы Минобрнауки РФ "Развитие научного потенциала высшей школы (2009–2010 годы)".



а) *б)*

Рис. 1. Многоразовые космические аппараты:
а – Х-33 (США) [1]; *б* – Клипер (Россия) [2]

влияния "масштабного фактора" и некорректного переноса технологических параметров и режимов с малоразмерной установки. Технологические параметры и режимы газофазного осаждения можно скорректировать и полностью отработать на промышленной установке, но это потребует значительных финансовых и временных затрат. Наиболее разумно использовать методы математического моделирования, снижающие вероятность возникновения описанных выше проблем.

В настоящей статье предложены математические модели, позволяющие корректно описывать теплофизические процессы, происходящие в газофазном реакторе, и осуществлять оптимальное проектирование разноразмерных газофазных установок. Математические модели базируются на трехмерных нестационарных уравнениях Навье–Стокса для многокомпонентной реагирующей газовой смеси [3, 4]; учитывают особенности теплообмена излучением, конвекцией и теплопроводностью; позволяют описывать химическую кинетику на реагирующих поверхностях [5, 6].

Система уравнений построена в безразмерном виде с использованием теории подобия, для универсальности математико-алгоритмического аппарата в целях последующего переноса результатов после верификации с лабораторной установки на проектируемые промышленные установки.

В качестве масштабов длины, времени, скорости, температуры и молекулярной массы выбираются некоторые характерные значения этих величин, а в качестве масштабов физических свойств смеси, ее коэффициенты переноса и константы скоростей химических реакций – значения соответствующих величин, определенные при характерной температуре T^0 и давлении p^0 и некотором характерном составе смеси: плотность, теплоемкость, вязкость, теплопроводность, коэффициент диффузии, константа скорости реакции. Масштабы всех остальных величин, входящих в систему уравнений, строятся с учетом безразмерных параметров.

Наиболее рациональным способом решения построенных математических моделей является применение численных алгоритмов и, в частности, метода конечных объемов. В качестве объектов исследования для проведения верификации предложенных математических моделей и их апробации выбраны: лабораторная установка и промышленная установка газофазного осаждения (рис. 2, см. обложку).

Моделирование тепло- и массообмена в выбранных установках осуществлялось в нестационарной трехмерной постановке по методу конечных объемов для описания массообмена в газовой среде реактора, а также в комбинации с методом конечных элементов для описания теплообмена излучением, конвекцией и теплопроводностью. Для сопряжения геометрических объектов использовались контактные конечные элементы.

Конечно-элементные модели установок были построены с применением призматических и гексагональных элементов и объемов. Степень дискретизации сетки выбиралась путем проведения ряда вычислений. Для получения конкретно-числовых результатов привлекались базы данных по теплофизическим и оптическим свойствам материалов установок и рабочих сред в широком диапазоне температур и давлений, а также данные по технологическим параметрам и режимам.

Вначале детально решалась задача теплообмена для выявления изотермической зоны реактора установок с учетом их конструктивно-компоновочных особенностей и области, где необходимо размещать детали и узлы из ККМ во время процесса газофазного осаждения. Математические модели теплообмена учитывали: излучение, конвекцию и теплопроводность в системе, состоящей из нагревательного блока, теплоизоляции, реактора, деталей из ККМ, внешнего корпуса. Отдельные результаты численного моделирования приведены на рис. 3 (см. обложку).

Расчеты показали, что температурные поля вдоль продольной оси реактора заметно отличаются вследствие различных конструктивных решений лабораторной и промышленной установок. Тем не менее для обеих установок можно определить области, равнозначные по однородности температурных полей. В итоге можно сформировать достаточно однородное температурное поле на деталях и узлах из ККМ в установках газофазного осаждения с градиентами не более 1,5 К.

Численное моделирование позволяет выявить особенности процессов массообмена в реакционных пространствах установок газофазного осаждения. На поля течений в данных областях влияют не только конструктивные особенности реакторов, но и преимущественно непрерывная работа вакуумных насосов, подача прекурсоров. Такие поля трудно контролировать, опираясь лишь на экспериментальные данные, поэтому только детальное математическое моделирование позволяет получить и, главное, предварительно оценить степень равномерности газофазного осаждения.

Особенностью рассматриваемых установок газофазного осаждения является их проточная газовакуумная схема. В камере реактора происходит распад прекурсора метилсилана с образованием водорода,

карбида кремния на углеродном тканом каркасе ККМ и побочных продуктов реакции (массовая доля которых ничтожно мала и может не учитываться при математическом моделировании).

Прекурсор подается через специальные входные магистрали в реактор, побочные продукты реакции выводятся через каналы вакуумной системы. Расход прекурсора определяется в зависимости от габаритных размеров конструкции, детали, узла из ККМ и кинетики газофазного процесса осаждения. В результате в реакционной зоне образуются характерные потоки прекурсора, которые обтекают деталь, формируя поля течений (рис. 4, см. обложку).

Структура течений, формирующихся в реакционной зоне, не достаточно равномерная и образуются вихревые потоки, перепад скоростей обновления реагентов у реагирующих поверхностей детали из ККМ, а также неравномерность полей концентраций, которые приводят к неоднородному распределению скорости осаждения из газовой фазы.

Таким образом, образование ККМ при выбранных технологических параметрах процесса и компоновки внутреннего пространства на примере промышленной установки происходит неравномерно как по высоте, так и по толщине детали, наибольшая скорость осаждения достигается на верхних поверхностях, а наименьшая – в нижней части.

Учитывая многочисленные результаты моделирования теплофизических процессов в лабораторной и промышленной газофазной установке, можно в значительной степени уменьшить разброс по скоростям осаждения, что в итоге обеспечит получение конструкций, деталей и узлов из ККМ требуемого качества.

Представленные математические модели универсальны и позволяют описывать процессы комбинированного тепло- и массообмена в многокомпонентной реагирующей газовой среде в разноразмерных установках газофазного осаждения в целях формирования конструкций, деталей и узлов из ККМ с необходимой структурной однородностью.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Space** vehicle: http://www.nasa.gov.

2. **Многоразовый** космический аппарат Клипер: http://www.novosti-kosmonavtiki.ru.

3. **Лапин Ю.В., Стрелец М.Х.** Внутренние течения газовых смесей. М.: Наука, 1989. 368 с.

4. **Оран Э., Борис Дж.** Численное моделирование реагирующих потоков. М.: Мир, 1990. 660 с.

5. **Франк-Каменецкий Д.А.** Основы макрокинетики. Диффузия и теплопередача в химической кинетике. М.: Интеллект, 2008. 407 с.

6. **Лисиенко В.Г., Волков В.В., Гончаров А.П.** Математическое моделирование теплообмена в печах и агрегатах. Киев: Наукова думка, 1984. 232 с.

Константин Валерьевич Михайловский, аспирант, konst_mi@mail.ru

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

Журнал "Заготовительные производства в машиностроении" читают руководители и специалисты пред - приятий машиностроительного комплекса.

Публикация рекламного объявления в нашем журнале даст Вам возможность:

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

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

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

К сведению авторов журнала "Заготовительные производства в машиностроении"

В редакцию предоставляются:

1-й вариант. Распечатанная рукопись (на белой бумаге (формата А4), на одной стороне листа) и **обязательно** электронная версия – файл с набором текста (шрифт Times New Roman в Microsoft Word).

2-й вариант. Рукопись высылается по e-mail: zpm@mashin.ru

Требования к оформлению статьи

1. Объем статьи, предлагаемой к публикации, не должен превышать 15 страниц текста, напечатанного на белой бумаге (формата А4), на одной стороне листа через полтора–два интервала, 11–12 кегель.

2. Обязательно представлять на русском и английском языках:

– фамилии, имена и отчества авторов;
– название статьи;
– аннотацию к статье;
– ключевые слова;
– УДК (можно найти по ссылке http://teacode.com/online/udc/).

Сведения о грантах необходимо давать ссылкой, обозначенной звездочкой (*), на первой странице.

3. Иллюстрации представляются в виде отдельных файлов – DOC, CDR, PDF, TIFF, JPEG с максимально возможным разрешением (рекомендуется – 600 dpi).

4. Подписи к иллюстрациям следует представлять отдельным списком.

5. Формулы, буквенные обозначения (прописные и строчные, латинского и греческого алфавитов), цифры, знаки и их расположение должны быть четкими и различимыми. Все латинские буквы набирают курсивом, русские и греческие – прямо.

6. В статье рекомендуется указать цель поставленной задачи, пути ее решения и сделать соответствующие выводы.

7. После текста должен идти библиографический список, используемый при написании статьи, который составляется по порядку ссылок в тексте и оформляется в соответствии с ГОСТ Р 7.0.5–2008 и ГОСТ 7.1.–2003.

8. Все страницы в статье должны быть пронумерованы.

9. Обязательно должны быть приложены сведения об авторах: фамилия, имя, отчество, ученая степень, место работы (полное название учреждения), должность, адреса и телефоны (домашний и служебный), факс и e-mail.

Плата за публикацию статей не взимается.

Все статьи, поступившие в редакцию, проходят рецензирование.

Материалы, присланные в редакцию, обратно не высылаются.

Адрес редакции журнала: 107076, г. Москва, Стромынский пер., д. 4
Телефон: (499) 268-4719
Факс: (499) 269-4897
E-mail: zpm@mashin.ru

ООО "Издательство **Машиностроение**", 107076, Москва, Стромынский пер., 4
Учредитель ООО "Издательство Машиностроение". **E-mail: zpm@mashin.ru**
Телефоны редакции журнала: (499) 268-47-19, 268-36-54, 268-69-19. **http://www.mashin.ru**
Дизайнер *Подживотов К.Ю.* Технический редактор *Жиркина С.А.* Корректоры *Сажина Л.И., Сонюшкина Л.Е.*
Сдано в набор 11.01.2011 г. Подписано в печать 10.03.2011 г. Формат 60×88 1/8. Бумага офсетная. Печать офсетная.
Усл. печ. л. 5,88. Уч.-изд. л. 6,90. Заказ 122. Свободная цена.
Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ООО "Издательство Машиностроение".
Отпечатано в ООО "Подольская Периодика". 142110, Московская обл., г. Подольск, ул. Кирова, д. 15.