ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

ЗАГОТОВИТЕЛЬНЫЕ ПРОИЗВОДСТВА В МАШИНОСТРОЕНИИ

(Кузнечно-прессовое, литейное и другие производства)

Издается с января 2003 г.

Том 17 № 10 октябрь 2019

Председатель редакционного совета и главный редактор
ЛАВРИНЕНКО В.Ю., д.т.н., доц.

Зам. председателя редакционного совета:
ДЁМИН В.А., д.т.н., проф.
КОЛЕСНИКОВ А.Г., д.т.н., проф.

Зам. главного редактора
СЕРИКОВА Е.А.

Редакционный совет:
БЛАНТЕР М.С., д.ф.-м.н., проф.
ГАРИБОВ Г.С., д.т.н., проф.
ГРОМОВ В.Е., д.ф.-м.н., проф.
ГУН И.Г., д.т.н., проф.
ЕВСЮКОВ С.А., д.т.н., проф.
ЕРШОВ М.Ю., д.т.н., проф.
КАСАТКИН Н.И., к.т.н., проф.
КИДАЛОВ Н.А., д.т.н., проф.
КОРОТЧЕНКО А.Ю., к.т.н., доц.
КОТЕНОК В.И., д.т.н.
КОШЕЛЕВ О.С., д.т.н., проф.
КРУК А.Т., д.т.н., проф.
КУХАРЬ В.Д., д.т.н., проф.
ЛАРИН С.Н., д.т.н., доц.
МОНАСТЫРСКИЙ В.П., д.т.н.
МОРОЗ Б.С., д.т.н., проф.
МУРАТОВ В.С., д.т.н., проф.
НАЗАРЯН Э.А., д.т.н., проф.
НУРАЛИЕВ Ф.А., к.т.н., доц.
ОВЧИННИКОВ В.В., д.т.н., проф.
ПОВАРОВА К.Б., д.т.н., проф.
ПОЛЕТАЕВ В.А., д.т.н., проф.
СЕМЁНОВ Б.И., д.т.н., проф.
ТРЕГУБОВ В.И., д.т.н., проф.
ФИГУРОВСКИЙ Д.К., к.т.н., доц.
ШАТУЛЬСКИЙ А.А., д.т.н., проф.
ШПУНЬКИН Н.Ф., к.т.н., проф.
ЯМПОЛЬСКИЙ В.М., д.т.н., проф.
БАСТ Ю., Dr.-Ing. habil., prof.
ОЛУНД Э., Dr. Ir.
ТУТМАН Т., Dr. Yur.

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

Журнал зарегистрирован в Роскомнадзоре. Свидетельство о регистрации ПИ № ФС 77-63952 от 09.12.2015

За содержание рекламных материалов ответственность несет рекламодатель

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

Тел.: (499) 268-47-19, 269-54-96
Http: //www.mashin.ru
E-mail: zpm@mashin.ru

СОДЕРЖАНИЕ

Литейное и сварочное производства

Чайкин А.В., Колпаков В.В., Чайкин В.А., Вдовин К.Н. Инновации при выплавке сталей в кислых печах 435
Булычев В.В., Зыбин И.Н., Парамонов С.С. Исследование процесса рельефной приварки гаек к оцинкованной листовой стали 441

Кузнечно-штамповочное производство

Карпов С.М. Теоретическое и экспериментальное исследование свободной осадки трубной заготовки 446
Назарян Э.А., Арзоян Т.А. Исследование процесса деформирования трубчатых заготовок методом гидроформовки 452

Прокатно-волочильное производство

Малаканов С.А., Железков О.С., Славин В.С. Моделирование процесса редуцирования—проталкивания при формировании шестигранного профиля из заготовки круглого сечения 456
Овчинников А.С., Логинов Ю.Н. Особенности формирования свойств проволоки из свинцовой латуни без передела горячей обработки 459

Материаловедение и новые материалы

Грушко О.Е., Овсянников Б.В., Гуреева М.А., Овчинников В.В. Влияние микролегирования кальцием на литейные свойства, структуру и технологичность слитков сплава В-1341 464

Информация

Сварка. Гибридная лазерно-дуговая сварка сталей, никеля и никелевых сплавов. Уровни качества для дефектов по ГОСТ ISO 12932—2017 472

Журнал входит в перечень утвержденных ВАК РФ изданий для публикации трудов соискателей ученых степеней по группам научных специальностей: 05.02.09 — Технологии и машины обработки давлением; 05.02.10 — Сварка, родственные процессы и технологии; 05.04.11 — Атомное реакторостроение, машины, агрегаты и технология материалов атомной промышленности; 05.16.01 — Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов; 05.16.04 — Литейное производство; 05.16.05 — Обработка металлов давлением; 05.16.06 — Порошковая металлургия и композиционные материалы; 05.16.08 — Нанотехнологии и наноматериалы и в базу данных Chemical Abstracts

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 "Инновационное машиностроение", "Заготовительные производства в машиностроении", 2019

SCIENTIFIC TECHNICAL AND PRODUCTION JOURNAL

BLANKING PRODUCTIONS IN MECHANICAL ENGINEERING

(Press forging, foundry and other productions)

Published since 2003, January

Vol. 17 № 10 October 2019

Chairman of Editorial Committee and Editor-in-chief
LAVRINENKO V.Yu.

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

Editorial Assistant
SERIKOVA E.A.

Editorial Committee
BLANTER M.S.
GARIBOV G.S.
GROMOV V.E.
GUN I.G.
EVSYUKOV S.A.
ERSHOV M.Yu.
KASATKIN N.I.
KIDALOV N.A.
KOROTCHENKO A.Yu.
KOTENOK V.I.
KOSHELEV O.S.
KRUK A.T.
KUKHAR' V.D.
LARIN S.N.
MONASTYRSKY V.P.
MOROZ B.S.
MURATOV V.S.
NAZARYAN E.A.
NURALIEV F.A.
OVCHINNIKOV V.V.
POVAROVA K.B.
POLETAEV V.A.
SEMENOV B.I.
TREGUBOV V.I.
FIGUROVSKY D.K.
SHATUL'SKY A.A.
SHPUN'KIN N.F.
YAMPOL'SKY V.M.
BAST Yu.
ÖHLUND E.
TUTMANN T.

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

Journal is registered by Roskomnadzor.
The certificate of registration ПИ № ФС 77-63952, December 9, 2015.

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 united catalogue "Pressa Rossi" **39205**) or immediately in the edition of the journal.

Ph.: (499) 268-47-19, 269-54-96
Http: //www.mashin.ru
E-mail: zpm@mashin.ru

CONTENTS

Foundry and Welding Productions

Chaykin A.V., Kolpakov V.V., Chaykin V.A., Vdovin K.N. Innovations for steel melting in acid electric furnaces 435
Bulychev V.V., Zybin I.N., Paramonov S.S. Study of relief welding process of nuts to galvanized sheet steel 441

Forging and Stamping Production

Karpov S.M. Theoretical and experimental study of open upsetting of round billet 446
Nazaryan E.A., Arzoyan T.A. Study of deformation process of tubular blanks by hydroforming method 452

Rolling and Drawing Production

Malakanov S.A., Zhelezkov O.S., Slavin V.S. Modeling of reduction—pushing process during formation of hexagonal profile from round billet 456
Ovchinnikov A.S., Loginov Yu.N. Features for formation of leaded brass wire properties without transfer of hot plastic working 459

Physical Metallurgy and New Materials

Grushko O.E., Ovsyannikov B.V., Gureeva M.A., Ovchinnikov V.V. Effect of micro-alloying by calcium on casting properties, structure and manufacturability of ingots from alloy V-1341 464

Information

Welding. Laser-arc hybrid welding of steels, nickel and nickel alloys. Quality levels for imperfections by GOST ISO 12932—2017 472

Journal is included into the list of the Higher Examination Board for publishing of competitors for the academic degrees theses in groups of scientific specialties: 05.02.09 — technologies and forming machines; 05.02.10 — welding, related processes and technologies; 05.04.11 — nuclear reactor engineering, machines, units and materials technology of nuclear industry; 05.16.01 — physical metallurgy and heat treatment of metals and alloys; 05.16.04 — foundry; 05.16.05 — plastic metal forming; 05.16.06 — powder metallurgy and composite materials; 05.16.08 — nanotechnologies and in Chemical Abstracts database

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

© "Innovative Mashinostroenie Publishers", "Blanking productions in mechanical engineering", 2019

УДК 621.74.94

А.В. Чайкин *(Смоленское региональное отделение Российской ассоциации литейщиков, г. Сафоново),*
В.В. Колпаков *(Рубцовский филиал АО "Алтайвагон"),*
В.А. Чайкин, К.Н. Вдовин *(Магнитогорский государственный технический университет имени Г.И. Носова)*

Инновации при выплавке сталей в кислых печах

Исследование посвящено совершенствованию технологического процесса выплавки углеродистой стали в электродуговых печах с кислой футеровкой в целях увеличения эффективности рафинирования металла, механических свойств стали и снижения ее себестоимости, расширения номенклатуры отливок. Поставлены задачи повышения эффективности диффузионного раскисления стали, снижения времени плавки, увеличения стойкости и срока службы ковшей, экономии электроэнергии. Для решения поставленных задач использованы новые смесевые дисперсные материалы, повышающие эффективность диффузионного раскисления и внепечной обработки расплава.

Ключевые слова: углеродистая сталь; электродуговая печь; технология выплавки; диффузионное раскисление; шлаковый режим.

The study is devoted to the improvement of the carbon steel smelting process in electric arc acid furnaces in order to increase the metal refining efficiency, the mechanical properties of steel and reduce steel's cost, and expand the range of castings. The efficiency of steel diffusion deoxidation is improved, the increase of ladles' durability and lifespan, the decrease of melting time, and the reduction of electric power are achieved. New mixed dispersed materials increasing the efficiency of diffusion deoxidation and secondary melting process are used for implementing these tasks.

Keywords: carbon steel; electric arc furnace; smelting technology; diffusion deoxidation; slag mode.

Введение. В кислых электропечах в большом количестве выплавляют среднеуглеродистые стали с 0,20...0,40 % С, а также среднеуглеродистые низколегированные стали для специальных отливок. Для производства массового стального литья кислые печи являются более экономичными, чем основные [1].

Это связано с тем, что стоимость кислой футеровки на 1 т стали в 2,5 раза ниже, чем основной; удельный расход электроэнергии в кислой печи на 13 % ниже; кислый шлак менее проницаем для водорода и азота, чем основной; жидкотекучесть кислой стали выше, чем основной, при низких температурах и такая же при температурах выше 1600 °С.

Кислые печи допускают периодичность в работе, что соответствует технологическому процессу литейных цехов. Основная футеровка, как известно, при частом охлаждении быстро изнашивается. Печь с кислой футеровкой позволяет быстро разогреть металл до температуры, соответствующей сложности заливаемых форм вследствие более высокого электрического сопротивления кислого шлака [2].

Однако из-за отсутствия условий для удаления серы и в связи с ограниченными возможностями легирования стали восстановительный период в кислой дуговой печи отсутствует или его проводят по упрощенной технологии. При выплавке углеродистой стали назначение восстановительного периода сводят к раскислению металла. В связи с этим механические свойства кислой стали в сыром и термически обработанном состоянии ниже, чем у основ-

ной, что зачастую не дает возможности выплавлять стали для отливок ответственного назначения [3].

Цель работы — инновации при выплавке углеродистой стали в печи с кислой футеровкой для повышения эффективности рафинирования металла и механических свойств стали, расширения номенклатуры ответственных отливок для железнодорожного литья из стали, выплавленной в печах с кислой футеровкой.

В ходе работы решали следующие задачи:

- снижение себестоимости отливок в результате уменьшения времени плавки;
- экономия электроэнергии;
- более полная разливка стали без остатков в ковше;
- снижение трудоемкости удаления шлака из ковшей после окончания разливки;
- повышение срока службы ковшей.

Для решения этих задач в технологический процесс плавки стали 20Л были дополнительно введены диффузионное раскисление и внепечная обработка расплава новыми дисперсными материалами, разработанными ООО "Металлург" Смоленского РО РАЛ (http://metallurg-ral.ru).

Методика проведения исследований. Материал для исследований — сталь 20Л, выплавленная в электродуговой печи ДСП-6 с кислой футеровкой. Плавки стали проводили с окислением. Шихтовые материалы рассчитывали таким образом, чтобы в период кипения окислилось 0,15...0,2 % С. После расплавления шихты проводили рудное кипение, при котором примеси окислялись до, %: 0,15...0,17 С; 0,10...0,15 Mn; 0,03...0,05 Si. Кипение ванны способствовало удалению растворенных в металле газов.

В восстановительный период плавки проводили диффузионное раскисление и доводку металла по химическому составу. Диффузионное раскисление в печи осуществляли раскислителями диффузионными РД19П и РД21П сразу после остановки кипения. Раскисление проводили до получения шлака светло-коричневого цвета со светло-зеленым изломом. Затем металл выпускали в восьмитонный чайниковый ковш, на дно которого помещали рафинирующую смесь РСА и кусковой ферромарганец.

Основой РД19П служит кальций-стронциевый карбонат с размерами частиц 20 мкм [4]. Для усиления разжижающей способности раскислителя в него ввели 10 % Na_2CO_3. Для усиления вспенивания шлака ввели 10 % *углеродсодержащего материала* (УСМ).

Расчетами установлено, что на каждый 1 см^3 шлака приходится $4{,}5\cdot10^9$ частиц смеси. Для сравнения при разжижении шлака известью фракцией 1...30 мм на 1 см^3 шлака приходится 0,417 частиц извести, т.е. шлак восстановительного периода можно рассматривать как суспензию, в которой дисперсной фазой являются частицы РД19П и РД21П, а дисперсионной средой — шлак.

Важнейшая особенность дисперсного состояния заключается в том, что значительная доля свободной энергии системы сосредоточена в межфазных поверхностных слоях. Избыток свободной энергии делает дисперсные системы термодинамически неустойчивыми. Для них характерны самопроизвольные процессы, стремящиеся снизить этот избыток различными путями. Таким образом, избыток свободной энергии будет потрачен на изменение химического состояния вещества, т.е. на увеличение реакционной способности или физико-химической активности компонентов, а соответственно, и на кинетические характеристики реакций раскисления [5].

Состав раскислительной смеси РД21П, %: 50...55 УСМ; 30 АСМ (алюмосодержащий материал); остальные компоненты — соединения натрия и калия для разжижения шлака. Кремнийсодержащий материал и глинозем исключены из состава смеси, так как оксидов Si в кислой плавке достаточно много, а Al_2O_3 образуется в процессе окисления АСМ.

Для обработки стали в ковше использовали *рафинирующую смесь универсальную* (РСУ) на основе системы оксидов $CaO—Al_2O_3—Na_2O—CaF_2$ и карбонатов $CaCO_3$ и $SrCO_3$. Она характерна тем, что в ней нет гидратации и сепарации, а также имеет большую скорость формирования шлака. РСУ представляет собой усовершенствованный синтетический шлак с высокой основностью и низкой окисленностью, с низкими температурой плавления, вязкостью и поверхностным натяжением.

Химический состав стали определяли на оптико-эмиссионном спектрометре FOUNDRY-MASTER. Пробы стали и шлака отбирали специальной ложкой, металл заливали в металлический кокиль, а шлаки на металлическую плиту. Качество шлаков анали-

зировали визуально и химическими методами. Образцы для определения физико-механических свойств сталей получали путем заливки в сухие стержневые формы в виде брусков по ГОСТ 977—88 (черт. № 1). Размерную точность образцов контролировали в метрологической лаборатории цеха.

Микроструктуру в литом и термообработанном состояниях изучали на микрошлифах, изготовленных из остатков образцов, на микроскопе типа МЕТАМ — ВВ. Определяли тип *неметаллических включений* (НВ) и индекс загрязненности *I* стали НВ линейным методом (Л1, ГОСТ 1778—70). Неметаллические включения исследовали на нетравленых шлифах (×300). Подсчитывали количество включений по каждому типоразмеру, а индекс загрязненности стали включениями определяли как отношение суммарной длины включений ко всей длине подсчета.

Описание технологии восстановительного периода. Во время проведения восстановительного периода плавки шлаки обрабатывали раскислителями диффузионными РД19П и РД21П. Подав РД19П на шлак, наблюдали как дисперсные компоненты смеси способствовали равномерному распределению материала по поверхности шлака за короткий промежуток времени.

Карбонаты кальция, стронция и натрия, входящие в состав смеси, мгновенно диссоциируют на CaO, SrO, NaO и CO_2. Оксиды Ca, Na и Sr снижают кислотность шлака, способствуют его разжижению и делают реакционноспособным. Сильные основания (CaO и NaO) замещают FeO и MnO на CaO и NaO в комплексных силикатах шлака. Образовавшиеся свободные оксиды железа и марганца начинают интенсивно восстанавливаться до Fe и Mn в присутствии дисперсных раскислительных смесей. Одновременно выделяющийся CO_2 способствует вспениванию шлака и перемешиванию смеси с ним. Кроме того, дисперсный углеродсодержащий материал, входящий в состав смеси РД19П, дополнительно вспенивает шлак в результате протекания реакции восстановления оксидов из шлака также с выделением CO_2.

Вспененный шлак способствует экранированию электрических дуг и быстрому нагреву шлака и металла [6]. Таким образом, создаются идеальные условия для дальнейшего протекания реакций восстановления оксидов железа и марганца из шлака.

После присадки РД21П входящие в ее состав алюминий и углерод дополнительно восстанавливают оксиды железа и марганца. Эти металлы переходят в металл, а их оксиды, находящиеся в металле, по закону распределения переходят из металла в шлак, где восстанавливаются. По мере снижения интенсивности реакций, о чем свидетельствует уменьшение вспенивания шлака, дополнительно присаживали на шлак очередную порцию РД21П и вновь вспенивали шлак. В процессе восстановительного периода температура металла повышалась, а реакция углерода с оксидом железа постепенно затухала, а с кремнеземом усиливалась. Начали развиваться эндотермические реакции:

$$(SiO_2) + 2\,[C] = [Si] + 2CO\ (\uparrow),$$

$$(SiO_2) + 2\,[Fe] = [Si] + 2\,(FeO),$$

$$(SiO_2) + 2\,[Mn] = [Si] + 2\,(MnO).$$

Таким образом, сократилось время восстановительного периода плавки, снизились затраты электроэнергии. Образующийся в шлаке Al_2O_3 дополнительно разжижал шлак и повышал косвенно их основность. Выплавленная сталь была получена с более низкими содержаниями оксидов Fe и Mn в шлаке, а за счет уменьшения в стали количества НВ и оксидных плен повысились механические свойства и жидкотекучесть расплава. Так как процесс кремневосстановительный, то в металле возросло содержание кремния и снизился расход ферросилиция.

Когда температура металла достигла необходимой, его выпускали в восьмитонный чайниковый ковш. В нем осуществляли внепечную обработку расплава РСУ в целях дальнейшего рафинирования стали, повышения ее механических свойств, охрупчивания шлака для снижения трудоемкости его удаления из ковша по окончании разливки. РСУ загружали на дно ковша. Это позволило образующимся в процессе выпуска металла каплям РСУ ассимилировать оксиды марганца, железа, алюминия и сульфиды, очищая металл, а также дегазируя его, повышая его механические свойства.

Выпуск стали из печи проводили совместно со шлаком. Интенсивное перемешивание

металла со шлаком в ковше обеспечивало снижение содержания оксидов марганца и железа и дополнительное рафинирование — из металла в шлак переходили неметаллические включения. Дополнительная обработка стали РСУ в ковше интенсифицировала рафинирование металла вследствие диссоциации карбонатов и образования пузырьков CO_2, которые, поднимаясь вверх в объеме расплава, увлекают за собой НВ и газы. Таким образом, обеспечивали всплытие неметаллических включений на зеркало металла в ковше и переход их в шлак. При комплексной обработке расплава в ковше происходило одновременное модифицирование включений с последующей флотацией их пузырьками на зеркало металла [7]. В результате дальнейшего уменьшения в стали количества неметаллических включений и оксидных плен повысились механические свойства и жидкотекучесть расплава.

Обсуждение результатов. Проведены по 10 рядовых и экспериментальных плавок. Рядовые плавки осуществляли по действующей на заводе инструкции. После окончания окислительного периода отбирали пробы металла и шлака на анализ. Шлак был черного цвета (рис. 1), что свидетельствовало о высоком содержании в нем FeO и MnO (табл. 1).

При достижении требуемого содержания углерода в металле его раскисляли ферросилицием и ферромарганцем из расчета получения концентраций кремния и марганца на нижний предел готовой стали. Металл нагревали до температуры выпуска. При необходимости для ускорения нагрева и развития кремневосстановительного процесса шлак загущали песком. Перед выпуском плавки

1. Химический состав шлаков

Вид шлака	Содержание оксидов, % мас. (средние значения)				
	CaO	SiO_2	FeO	MnO	S
После окислительного периода	10,6	47,9	19,2	20,5	0,008
Перед выпуском рядовых плавок	11,2	49,9	10,7	21,6	0,0120
Перед выпуском экспериментальных плавок	13,1	53,4	8,5	15,1	0,020
Из ковша после обработки РСУ	15,2	53,8	5,1	14,3	0,021

в печь присаживали нескольких лопат известняка для получения жидкоподвижного шлака. Перед выпуском брали шлак на анализ. После раскисления и разжижения шлак стал темно-коричневым с темно-зеленым изломом (рис. 2), что свидетельствовало об уменьшении в нем концентраций оксидов FeO и MnO (см. табл. 1).

Раскисленность стали и температуру определяли визуально. При необходимости добавляли в печь ФС45. Время доводки и нагрева металла до температуры выпуска составляло 25...30 мин. Легирование металла марганцем проводили во время выпуска плавки в раздаточный чайниковый ковш емкостью 8 т, присадкой марганецсодержащих ферросплавов на дно раздаточного ковша из расчета получения в готовом металле среднего его содержания по марке.

Окончательное раскисление металла осуществляли алюминием в разливочных ковшах емкостью 500 кг из расчета 1 кг алюминия на

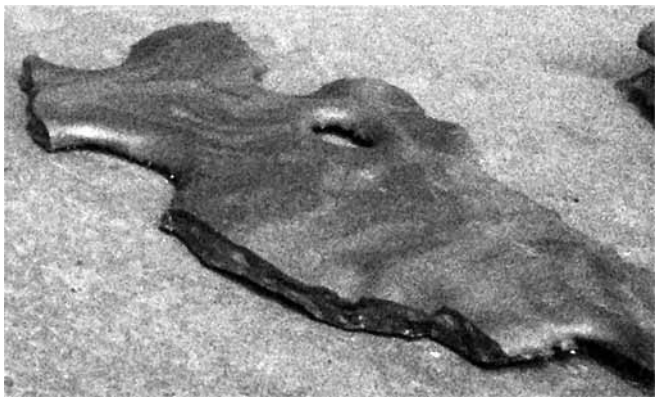


Рис. 1. Шлак после окислительного периода

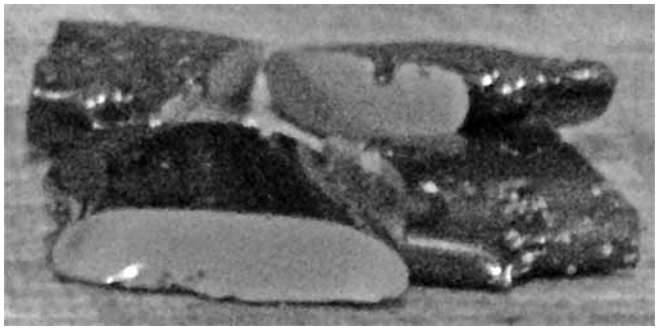


Рис. 2. Шлак перед выпуском из печи при выплавке по рядовой технологии

1 т жидкого металла. Алюминий присаживали под струю металла при наполнении металлом разливочных ковшей из раздаточного ковша. Окончательную пробу металла на химический состав отбирали из третьего разливочного ковша. При выпуске металла из печи в ковш попадал и шлак. Во время разливки он застывал и образовывал на ковше прочную корку. Ее удаление после окончания разливки создавало большие трудности рабочим. Также ковши быстро зарастали и через 10 наливов требовали ремонта. При вынужденных простоях линии металл остывал в ковше и часть его приходилось сливать в запасную изложницу.

Экспериментальные плавки до конца окислительного периода проводили по действующей инструкции. Затем при достижении требуемого содержания углерода в металле его раскисляли ферросилицием до достижения в стали содержания кремния 0,2...0,25 %.

Далее осуществляли восстановительный период плавки. На шлак присаживали РД19П. Установили, что рациональное количество должно быть 2 кг/т годного, т.е. 15 кг или 5 пакетов по 5 кг. Карбонаты кальция, стронция и натрия, входящие в состав смеси, мгновенно расходились по поверхности шлака и диссоциировали. Выделяющийся CO_2 вспенивал шлак, о чем свидетельствовала стабилизация горения дуг, которая характеризовалась равномерным и тихим гудением. Вспененный шлак экранировал дуги и вся теплота расходовалась на нагрев шлака и металла. Происходил ускоренный нагрев ванны. CaO и NaO активно замещали FeO и MnO в комплексных силикатах шлака. Образовавшиеся свободные оксиды железа и марганца восстанавливались до Fe и Mn.

Через 5 мин на равномерно вспененный шлак присаживали РД21П. Выявили, что рациональное количество также оказалось 2 кг/т годного, т.е. 5 пакетов. После присадки РД21П шлак оставался вспененным. Дуги продолжали гореть стабильно, равномерно и тихо. Проходили рафинирование металла от оксидов и кремневосстановительный процесс. Металл продолжал интенсивно нагреваться. Через 10 мин после присадки РД21П расплав был готов к выпуску, что определили визуально. Таким образом, время плавки с применением новой технологии сократили почти на 10 мин.

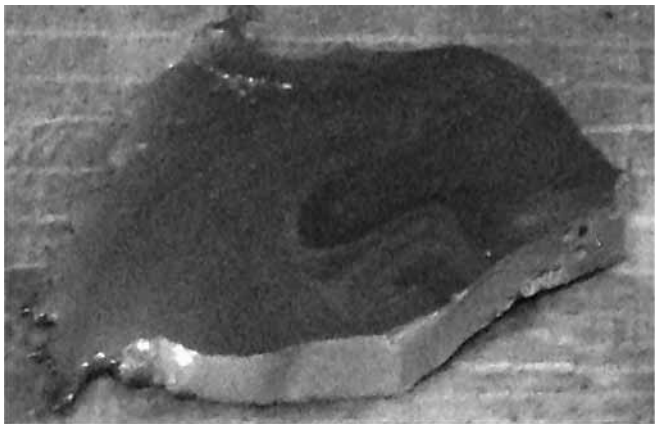


Рис. 3. Шлак перед выпуском из печи при выплавке по экспериментальной технологии

Расчеты показали, что экономия электроэнергии от сокращения времени плавки на 10 мин составила 1016 руб. на одну плавку.

Перед выпуском отобрали пробу шлака. Он был светло-коричневого цвета и светло-зеленым в изломе (рис. 3), что свидетельствовало о дальнейшем уменьшении в нем концентраций оксидов FeO и MnO (см. табл. 1).

Как видно из данных табл. 1, диффузионное раскисление и внепечная обработка стали способствовали снижению концентраций FeO и MnO, а следовательно, и рафинированию металла от этих оксидов.

Перед выпуском на дно раздаточного ковша загружали 20 кг РСУ и марганецсодержащие ферросплавы. Алюминий присаживали под струю металла при наполнении разливочных ковшей. Окончательную пробу металла на химический состав отбирали из третьего разливочного ковша.

После внепечной обработки шлак в ковше оставался вспененным светло-коричневым и светло-зеленным в изломе (рис. 4). Концентрации FeO и MnO в нем снижались (см. табл. 1).

После ковшевой обработки РСУ полученный шлак становился хрупким. При разливе стали из раздаточного чайникового ковша шлак покрывал зеркало металла и опускался в ковше вместе с металлом. Вспененный шлак отличался большой теплоемкостью и низкой температуропроводностью, что позволяло металлу сохранять высокую температуру в течение всей заливки форм и разливать сталь из ковша без остатка. Трудоемкость удаления остатков хрупкого шлака из ковша уменьшилась. Ковши оставались чистыми, что позволит увеличить срок службы ковшей.

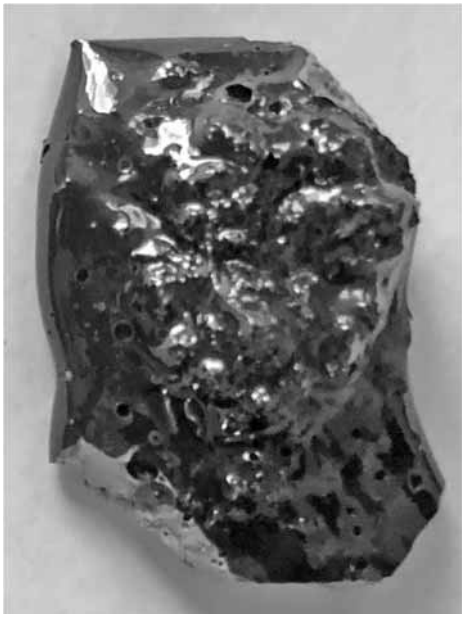


Рис. 4. Вспененный шлак после внепечной обработки расплава РСУ

Химические составы рядовых и экспериментальных плавок практически не отличались друг от друга (табл. 2). Вместе с тем концентрации Si и Mn в экспериментальных плавках были выше, что свидетельствует о наметившейся тенденции экономии кремния и марганца за счет снижения их угара в хорошо раскисленном металле.

Для подтверждения эффективности диффузионного раскисления и внепечной обработки стали определили индекс загрязненности стали неметаллическими включениями (табл. 3).

2. Результаты химического анализа стали 20Л

Вариант плавки	Содержание элементов, % мас. (средние значения)					
	C	Si	Mn	P	S	Al
Рядовые плавки	0,213	0,332	0,636	0,022	0,020	0,073
Экспериментальные плавки	0,206	0,393	0,782	0,021	0,017	0,084

3. Индекс загрязненности стали 20Л неметаллическими включениями

Вариант плавки	Индекс загрязненности *I*, 10^{-3} (средние значения)			Тип включений
	Окси-сульфиды	Силикаты	Общий	
Рядовые плавки	3,14	0,12	3,26	II, III
Экспериментальные плавки	1,317	0,168	1,485	I, III

4. Механические свойства стали 20Л (средние значения)

Вариант плавки	$\sigma_т$	$\sigma_в$	δ, %	*KC*U, кДж/м^2
	МПа			
Рядовые плавки	292,5	493	25,1	707,6
Экспериментальные плавки	286,8	480	28	1001,75
Значение по ГОСТ 977—88, не менее	216	412	22	491

Как видно из данных табл. 3, индекс загрязненности стали оксисульфидами в экспериментальных плавках резко сократился. Исчезли неблагоприятные включения по границам зерен типа II, появились включения благоприятной глобулярной формы типа I. Все это положительно сказалось на механических свойствах стали (табл. 4).

Как видно из данных табл. 4, прочностные характеристики рядовых и экспериментальных плавок существенно превысили требования, предъявляемые ГОСТ 977—88 и практически сопоставимы. Значения $\sigma_т$ отличались на 1,9 %, а $\sigma_в$ — на 2,6 %.

Однако пластические показатели, характеризующие надежность деталей, в экспериментальных плавках существенно увеличились. Относительное удлинение возросло на 10,3 %, что подтверждает эффективность рафинирования металла от неметаллических включений. На 29,4 % увеличилась наиболее структурно-чувствительная величина — ударная вязкость, характеризующая эксплуатационную надежность деталей. Это дает возможность расширить номенклатуру ответственного литья, выплавляемого в кислых печах.

Заключение. Применение разработанных ООО "Металлург" Смоленского РО РАЛ (http://metallurg-ral.ru) раскислительных смесей РД во время восстановительного периода и рафинирующей смеси РСУ для внепечной обработки стали 20Л позволило:

1. Эффективно рафинировать металл и существенно повысить относительное удлинение и ударную вязкость (на 10,3 и 29,4 % соответственно), что дает возможность расширить номенклатуру ответственного литья, выплавляемого в кислых печах, и удешевить его.

2. Сократить время плавки на 10 мин. Ожидаемый экономический эффект от экономии

электроэнергии на одну плавку составляет 1016 руб.

В расчете экономического эффекта не учтены: возможность разливки плавки без остатков металла в ковше; снижение трудоемкости удаления остатков шлака из ковша; увеличение срока службы ковшей; экономия ферромарганца и ферросилиция; возможность снизить температуру выпуска стали на 20 °С.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Сойфер В.М.** Выплавка стали в кислых электропечах. М.: Машиностроение, 2009. 480 с.
2. **Кудрин В.А.** Теория и технология производства стали: учебник для вузов. М.: Мир, АСТ, 2003. 528 с.
3. **Козлов Л.Я., Колокольцев В.М., Вдовин К.Н. и др.** Производство стальных отливок: учебник для вузов / под ред. Л.Я. Козлова. М.: МИСИС, 2003. 351 с.
4. **Пат. 2364649 РФ.** Модифицирующая смесь с рафинирующим эффектом / А.В. Чайкин, В.А. Чайкин, В.М. Колокольцев. Опубл. 20.08.2009, Бюл. № 23.
5. **Чайкин В.А., Чайкин А.В., Касимгазинов А.Д. и др.** Новый материал для диффузионного раскисления в агрегате комплексной обработки сталей // Черные металлы. 2018. № 9 (1041). С. 10—16.
6. **Кожухов А.А.** Развитие научных основ вспенивания сталеплавильных шлаков с целью повышения энерготехнологических показателей производства стали в дуговых сталеплавильных печах: автореф. дис. ... д-ра техн. наук. М.: МИСиС, 2016. 43 с.
7. **Вдовин К.Н., Феоктистов Н.А., Пивоварова К.Г. и др.** Флюсы для электрошлакового переплава конструкционных сталей // Электрометаллургия. 2017. № 4. С. 13—19.

Андрей Владимирович Чайкин, канд. техн. наук;
Владислав Васильевич Колпаков;
Владимир Андреевич Чайкин, д-р техн. наук,
sro_ral@mail.ru;
Константин Николаевич Вдовин, д-р техн. наук

УДК 621.791.763

В.В. Булычев, И.Н. Зыбин, С.С. Парамонов
(Калужский филиал МГТУ им. Н.Э. Баумана)

Исследование процесса рельефной приварки гаек к оцинкованной листовой стали

Приведены результаты экспериментального исследования влияния сварочного цикла с предварительным подогревом на интенсивность разбрызгивания расплавленного металла при рельефной приварке гаек к оцинкованной листовой стали. Получено уравнение регрессии для количественной оценки влияния режимов сварки на размеры литого ядра. Результаты работы апробированы при изготовлении сварных элементов автомобильных кузовов.

Ключевые слова: рельефная сварка; оцинкованная сталь; гайка; разбрызгивание расплавленного металла; литое ядро.

The results of experimental study of the influence of the welding cycle with preheating on the intensity of spraying of molten metal in relief welding of nuts to galvanized sheet steel are presented. The regression equation for the quantitative assessment of the influence of welding modes on the size of the welded core is obtained. The results of the work are tested in the manufacture of welded elements of automobile bodies.

Keywords: relief welding; galvanized steel; nut; spraying of molten metal; cast core.

При изготовлении кузовов автомобилей широкое применение находят различные виды контактной сварки. В частности, для закрепления гаек на листовых заготовках кузова используют технологию контактной рельефной сварки.

Рассмотрен случай приварки стальной (AISI 1010) гайки М8 (рис. 1) с тремя сфериче-

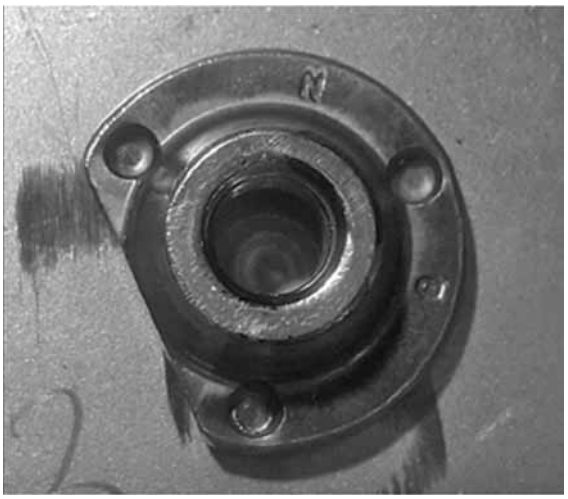


Рис. 1. Гайка М8 для рельефной сварки

скими рельефами к штампованной заготовке, выполненной из листа оцинкованной стали DX54D толщиной 0,9 мм и с толщиной покрытия 6 мкм.

Согласно требованиям, указанным в конструкторской документации, сварное соединение должно выдерживать крутящий момент 35 Н·м, минимальный диаметр литого ядра должен составлять 4 мм.

В производственных условиях для гарантированного обеспечения заданных размеров литого ядра зачастую сварка реализуется на завышенных режимах. Недостатком такого подхода к обеспечению прочностных свойств сварного соединения является интенсивное разбрызгивание расплавленного металла, которое приводит к риску попадания брызг на поверхность изделия, в том числе и на поверхность резьбы. В результате этого становится необходимой последующая доработка сварной заготовки. Также за счет выгорания цинкового покрытия по периферии сварного соединения снижается коррозионная стойкость изделия.

Цель работы — выявление областей режимов рельефной сварки гаек и листовых заготовок из оцинкованной стали, обеспечивающих прочностные свойства сварного соединения и снижение интенсивности разбрызгивания расплавленного металла.

Как показал анализ работ [1—3], основной причиной повышенного разбрызгивания следует считать интенсивное, взрывообразное плавление цинкового покрытия. Для предотвращения данного явления было предложено реализовать двухступенчатый режим сварки с циклом предварительного подогрева [4]. Задачей этой стадии сварочного цикла является нагрев цинкового покрытия до пластичного состояния в целях его выдавливания из контакта до основного цикла сварки в процессе пластического деформирования сферических рельефов привариваемой гайки.

Экспериментальное исследование процесса приварки гаек выполняли методом планирования эксперимента [5]. В качестве факторов эксперимента приняли силы тока и продолжительности предварительной и основной стадий цикла сварки. Сила сжатия электродов не изменялась и составила 3500 Н. В качестве отклика приняли диаметр литого ядра, рассчитываемый как среднее арифметическое значение для трех рельефов каждой гайки.

Данный подход обусловлен тем, что при правильном, перпендикулярном к поверхности листовой заготовки расположении гайки сила сжатия электродов и ток сварки распределяются по рельефам равномерно, в результате чего должны формироваться литые ядра с одинаковыми геометрическими характеристиками.

Величину выплеска оценивали качественно, выделив три группы областей режимов со значительным, средним и незначительным выплесками.

На основании предварительных экспериментов приняли диапазоны варьирования силы тока предварительного подогрева и сварки 5...10 и 15...20 кА соответственно. Диапазоны варьирования продолжительности предварительного подогрева и сварки составили 0...30 и 20...50 мс соответственно.

Сварку выполняли с применением источника питания Bosh Rexroth PSI600, оснащенным блоком управления Bosh Rexroth VCP 05. Регулирование и контроль параметров сварки осуществляется с помощью программного обеспечения BOSS 6000. Гайки приваривали к вырезанным из заготовок пластинам размерами 80×50 мм. Во время эксперимента проводили визуальный контроль оценки степени разбрызгивания. Диаметры сварных точек D измеряли цифровым штангенциркулем с точностью измерений 0,01 мм после разрушения скручиванием приваренных гаек.

На основании работы [6] можно сделать вывод о монотонной зависимости влияния рас-

1. План эксперимента

Фактор	Уровни факторов			Интервал варьирования
	−1	0	+1	
$t_{пр}$, мс	0	15	30	15
$I_{пр}$, кА	5	7,5	10	2,5
$t_{св}$, мс	20	35	50	15
$I_{св}$, кА	15	17,5	20	2,5

сматриваемых факторов на тепловложение в заготовку. По этой причине было принято решение о возможности применения линейной математической модели. Эксперимент был проведен по плану полного факторного эксперимента (ПФЭ 2^4). План эксперимента приведен в табл. 1.

Для устранения влияния возможной систематической погрешности на результаты эксперимента режимы сварки устанавливали в произвольном порядке. Последовательность проведения опытов, результаты измерений сварных точек, а также оценки наличия выплесков указаны в табл. 2.

В итоге обработки результатов эксперимента получили уравнение регрессии:

$$D = -3,377 + 0,088t_{пр} + 0,013I_{пр} + 0,145t_{св} + \\ + 0,3872I_{св} + 0,01t_{пр}I_{пр} - 0,00088t_{пр}t_{св} - \\ - 0,00718t_{пр}I_{св} + 0,000027I_{пр}t_{св} - \\ - 0,00016I_{пр}I_{св} - 0,00735t_{св}I_{св} - \\ - 0,0003834t_{пр}I_{пр}t_{св} + \\ + 0,000082t_{пр}t_{св}I_{св} - 0,00037t_{пр}I_{пр}I_{св} - \\ - 0,000064I_{пр}t_{св}I_{св} + 0,0000184t_{пр}I_{пр}t_{св}I_{св},$$

где D — диаметр сварной точки; $t_{пр}$ — время предварительного подогрева, мс; $I_{пр}$ — сила тока предварительного подогрева, кА; $t_{св}$ — время сварки, мс; $I_{св}$ — сила тока сварки, кА.

Проверку однородности дисперсий выполняли с помощью критерия Кохрена G, который равен G = 0,255. Полученное значение меньше 0,33 [5], что свидетельствует об однородности дисперсий.

Дисперсия коэффициентов регрессии составила δ_{bi}^2= 0,00003. Табличное значение критерия Стьюдента для рассматриваемого

2. Результаты эксперимента

Номер образца	Время предварительного подогрева, мс	Сила тока предварительного подогрева, кА	Время сварки, мс	Сила тока сварки, кА	Диаметр литого ядра, мм	Наличие выплеска
1	30	5	50	15	4,15	Незначительный
2		10	20		3,78	Средний
3	0		50	20	4,23	Значительный
4	30				4,47	Средний
5		5	20		3,62	Незначительный
6	0		50	15	4,25	Средний
7	30			20	4,12	Незначительный
8	0	10		15	4,30	Средний
9		5		20	4,27	Значительный
10			20	15	3,22	Средний
11	30	10		20	4,08	
12	0	5			4,38	Значительный
13		10		15	3,27	Средний
14				20	4,40	Значительный
15	30	5		15	3,28	Незначительный
16		10	50		4,17	Средний

случая 2,011 [5]. Доверительный интервал составил $\Delta b_i = 0{,}011$. Так как все коэффициенты полученного уравнения регрессии превышают доверительный интервал, то они являются значимыми.

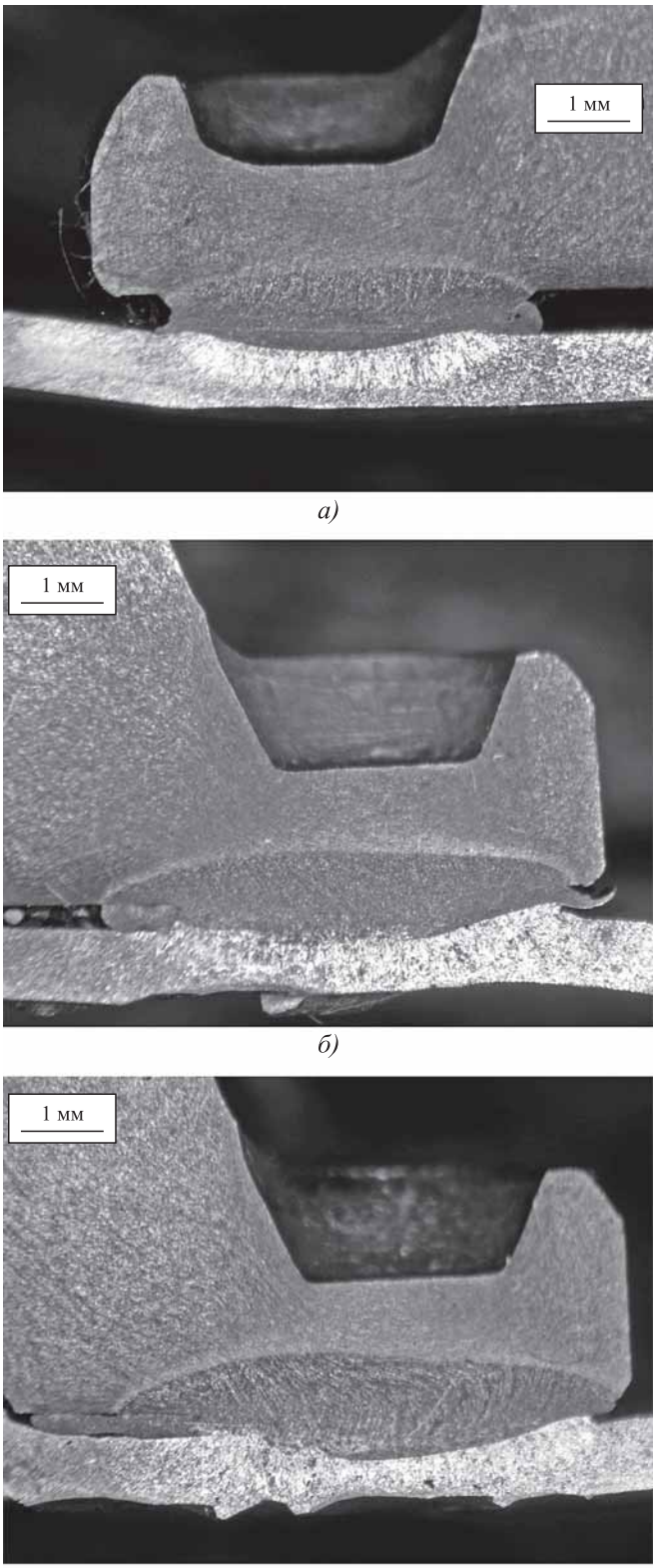


Рис. 2. Макрошлифы исследуемых образцов:
а — № 8; *б* —№ 3; *в* — № 7

В исследованном диапазоне варьирования факторов наибольшее влияние на изменение литого ядра оказывает продолжительность силы тока сварки. На рис. 2, *а* и *б* показаны макрошлифы соединений образцов № 3 и № 8 (см. табл. 2). При продолжительности основного импульса тока 50 мс изменение силы тока сварки оказывает незначительное влияние на диаметр соединения (образцы № 3 и № 8). Повышение силы тока сварки на 5 кА при продолжительности основного импульса тока 20 мс привело к увеличению диаметра соединения более чем на 1 мм (образцы № 10 и № 12).

Существенно также влияние совместного действия продолжительности и силы тока сварки. Рост продолжительности и силы тока предварительного подогрева также способствуют увеличению диаметра сварной точки, однако в меньшей степени.

Сварка на режимах без предварительного подогрева сопровождалась выплесками (см. табл. 2). В частности, на периферийной части образца № 3 (см. рис. 2, *б*) можно видеть закристаллизовавшийся выплеск.

Исследования также показали, что преобладающее влияние на интенсивность выплесков оказывают параметры предварительного нагрева. Увеличение продолжительности и уменьшение силы тока предварительного подогрева способствуют снижению интенсивности выплесков. На рис. 2, *в* приведен макрошлиф соединения образца № 7 (см. табл. 2). Режимы основного цикла сварки данного образца соответствуют образцу № 3 (см. рис. 2, *б*), но включают цикл предварительного подогрева силой тока 5 кА продолжительностью 30 мс.

Из сопоставления данных табл. 2 и макрошлифов соединений образцов № 3 и № 7 видно, что предварительный импульс тока практически не оказывает влияния на геометрические размеры получаемых сварных точек. Однако реализация предварительного подогрева существенно снижает интенсивность выплесков, что подтверждается макрошлифом соединения образца № 7 (см. рис. 2, *в*). При этом изменение продолжительности и силы тока сварки не оказывает существенного влияния на интенсивность выплесков.

С учетом изложенного для минимизации разбрызгивания расплавленного металла про-

цесс сварки рекомендовано выполнять при реализации цикла предварительного подогрева $t_{пр}$ = 30 мс и $I_{пр}$ = 5 кА. Для обеспечения сварного соединения с диаметром литого ядра, превышающим 4 мм, сила тока сварки $I_{св}$ должна составлять не менее 20 кА при времени его протекания $t_{св}$ не менее 40 мс.

Данные режимы рельефной сварки апробированы при изготовлении элементов автомобильных кузовов в производственных условиях предприятий автомобилестроительного кластера г. Калуги. В результате был уменьшен объем слесарных работ, связанных с последующей очисткой заготовок от сварочных брызг, предотвращены случаи брака из-за повреждения резьбовых поверхностей гаек, улучшены условия работы операторов контактной сварки.

Выводы

1. При рельефной приварке гаек к оцинкованной стали реализация импульса тока предварительного нагрева способствует снижению интенсивности разбрызгивания, при этом уменьшению разбрызгивания способствуют снижение силы тока предварительного нагрева и увеличение его продолжительности.

2. При реализации предварительного подогрева режимы импульса тока сварки оказывают несущественное влияние на разбрызгивание, что позволяет осуществлять их выбор исходя из требуемых размеров литого ядра. Для рассматриваемого случая сила и продолжительность тока сварки должны быть не менее 20 кА и 40 мс соответственно.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **О выборе** параметров режима при контактной точечной сварке оцинкованных сталей с сохранением покрытия / С.Н. Емельянов и др. // Вестник Белорусско-Российского университета. 2011. № 2. С. 34—40.

2. **Ерофеев В.А., Логвинов Р.В.** Компьютерная имитация контактной точечной сварки листов с покрытиями // Известия ТулГУ. Технические науки. 2008. № 3. С. 63—70.

3. **Вакатов А.В.** Особенности формирования сварных соединений при контактной точечной сварке оцинкованной стали // Сварочное производство. 2001. № 2. С. 20—21.

4. **Повышение** стойкости электрода при контактной рельефной сварке гайки и листовой детали / Н.Н. Максимов и др. // Сварка и диагностика. 2018. № 6. С. 53—54.

5. **Адлер Ю.П., Маркова Е.В., Грановский Ю.В.** Планирование эксперимента при поиске оптимальных условий. М.: Наука, 1976. 280 с.

6. **Технология** и оборудование контактной сварки / Б.Д. Орлов и др. М.: Машиностроение, 1986. 352 с.

Всеволод Валериевич Булычев, д-р техн. наук,
k4kf1@rambler.ru;
Игорь Николаевич Зыбин, канд. техн. наук;
Сергей Сергеевич Парамонов

ООО "Издательство "Инновационное машиностроение"
продолжает подписку на журнал

"ЗАГОТОВИТЕЛЬНЫЕ ПРОИЗВОДСТВА В МАШИНОСТРОЕНИИ"

- За наличный и безналичный расчет
- С любого номера и на любой срок
- Без почтовых наценок

Присылайте заказ и обращайтесь за дополнительной информацией в отдел продаж, маркетинга и рекламы:

107076, г. Москва, Колодезный пер., д. 2а, стр. 2,
тел.: (495) 785-6069,
e-mail: realiz@mashin.ru, www.mashin.ru

УДК 621.7

С.М. Карпов *(Московский государственный технический университет имени Н.Э. Баумана)*

Теоретическое и экспериментальное исследование свободной осадки трубной заготовки

Приведены экспериментальные закономерности свободной осадки полой цилиндрической заготовки. Изложено аналитическое определение изменения внутреннего и внешнего диаметров заготовки в процессе ее осадки. Получена формула для расчета удельной силы свободной осадки.

Ключевые слова: свободная осадка; бочкообразование; удельная сила.

The experimental laws of open upsetting of hollow cylindrical billet are presented. The analytical definition of change in the internal and external diameters of the billet during its upsetting is presented. The formula for calculating of the specific force of open upsetting is obtained.

Keywords: open upsetting; barrel distortion; specific force.

Из-за многообразия возможных вариантов формоизменения теоретическое исследование свободной осадки полой заготовки (рис. 1) является сложной вариационной задачей.

Эксперименты показали, что при эффективной смазке контактных поверхностей заготовки и инструмента практически при любых соотношениях геометрических параметров наружный и внутренний диаметры в процессе осадки будут увеличиваться, т.е. полость будет расширяться (рис. 2, *а*). При осадке идентичной заготовки без смазки (рис. 2, *б*) формоизменение становится более сложным, и внутренний диаметр в процессе осадки, как правило, будет уменьшаться, приводя к соответствующему сужению полости (ввиду бочкообразования здесь и далее по статье в подрисуночных подписях приведены средние значения диаметров после осадки).

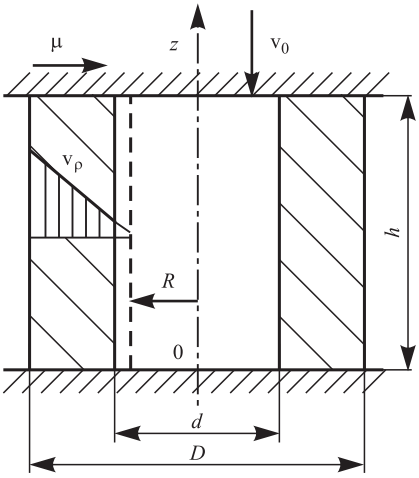


Рис. 1. Расчетная схема свободной осадки полой заготовки с расширением полости

В условиях большого трения конкретный результат формоизменения сильно зависит от соотношения между геометрическими параметрами заготовки. Например, при осадке заготовки малой высоты полость будет сужаться

Рис. 2. Формоизменение при свободной осадке полых заготовок из меди М1:

а — при малом трении (D_0 = 40 мм, d_0 = 19 мм, h_0 = 7,5 мм, D = 48 мм, d = 21 мм, h = 5 мм); *б* — при большом трении (D_0 = 40 мм, d_0 = 19 мм, h_0 = 7,5 мм, D = 45,5 мм, d = 14,3 мм, h = 5 мм)

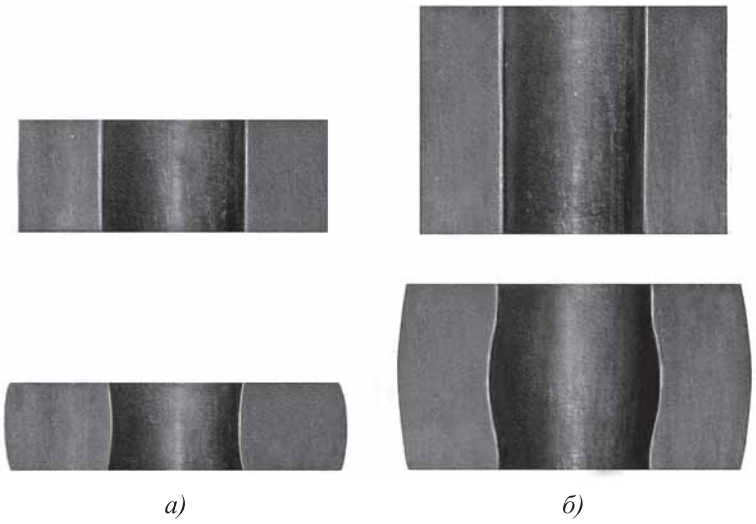


Рис. 3. Формоизменение при свободной осадке без смазки полых заготовок из меди М1 с варьированием высоты:

а — при малой высоте (D_0 = 40 мм, d_0 = 19 мм, h_0 = 15 мм, D = 43 мм, d = 17,5 мм, h = 12 мм); *б* — при большой высоте (D_0 = 40 мм, d_0 = 19 мм, h_0 = 30 мм, D = 44,5 мм, d = 20,5 мм, h = 25 мм)

(рис. 3, *а*), а при осадке заготовки с теми же начальными диаметрами, но большей высоты полость может расширяться (рис. 3, *б*). В последнем случае стенка может выгибаться наружу с образованием соответствующего поднутрения полости.

Согласно экспериментальным данным работы [1] это происходит при

$$\frac{D_0 - d_0}{h_0} \leqslant 0,6\ldots1,0, \qquad (1)$$

где D_0, d_0, h_0 — геометрические размеры исходной заготовки.

В случае осадки заготовок с варьированием только внутреннего диаметра при малой толщине стенки наблюдается ее изгиб наружу с образованием поднутрения полости (рис. 4, *а*), при средней толщине возможен случай деформации с практически неизменным диаметром полости (рис. 4, *б*), при большой толщине полость будет сужаться (рис. 4, *в*). Последнее происходит при [1]:

$$\frac{D_0 - d_0}{h_0} > 1. \qquad (2)$$

Теоретическое исследование свободной осадки полой заготовки ранее осуществлялось в работе [1]. Решение получено энергетическим методом только для случая с сужением полости, т.е. для большого трения при условии (2). Выполненное исследование не позволяет при необходимости прогнозировать возможное разрушение заготовки, а также определять размеры поковки при малом трении или несоблюдении условия (2). Полученная формула для расчета удельной силы свободной осадки полой заготовки имеет вид:

$$q = 1,08 + 0,18 \times \left[\mu + \frac{1}{16}(1-\mu)\sqrt{\mu}\,\frac{D-d}{h}\right]\frac{D-d}{h}, \qquad (3)$$

здесь и далее использованы относительные величины удельной силы, мощностей деформации и напряжений, отнесенные к среднему напряжению текучести материала заготовки σ_s (натуральное значение удельной силы $q_у = \sigma_s q$); μ — коэффициент трения по напряжению те-

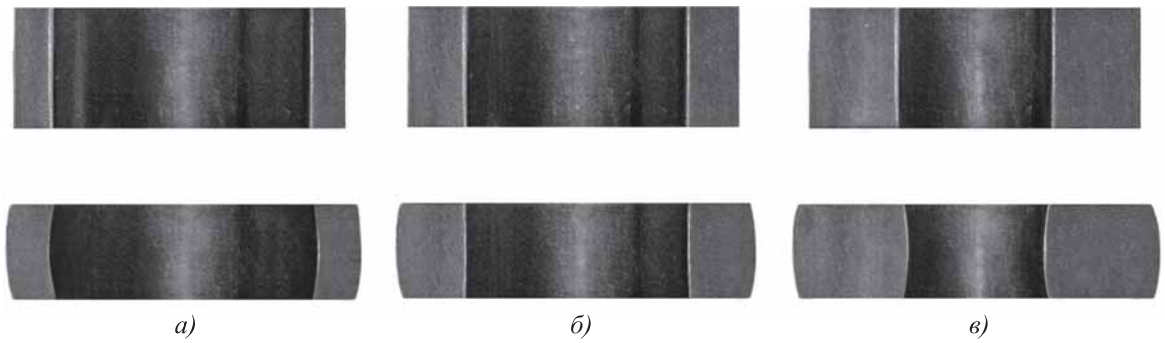


Рис. 4. Формоизменение при свободной осадке без смазки полых заготовок из меди М1 с варьированием внутреннего диаметра:

а — D_0 = 40 мм, d_0 = 32 мм, h_0 = 15 мм, D = 42,3 мм, d = 32,5 мм, h = 12 мм;
б — D_0 = 40 мм, d_0 = 28 мм, h_0 = 15 мм, D = 42,5 мм, d = 28,0 мм, h = 12 мм;
в — D_0 = 40 мм, d_0 = 19 мм, h_0 = 15 мм, D = 43,0 мм, d = 17,5 мм, h = 12 мм

Сравнение опытных и вычисленных по формуле (3) значений удельной силы свободной осадки полой свинцовой заготовки на сухих шероховатых плитах при D_0 = 70 мм, h_0 = 6 мм, μ = 0,5 и σ_s = 25 МПа

d_0, мм	q	$q_у$	$q_э$	δ, %
		МПа		
50	1,424	3,560	4,0	12,3
40	1,629	4,074	5,0	22,7
24	2,004	5,009	6,2	23,8
Обозначение: δ — расхождение значений $q_у$ и $q_э$.				

кучести, соответствующий закону контактного трения Зибеля $\tau_к = \mu\beta\sigma_s$, где β — коэффициент Лоде, среднее значение которого равно 1,1.

В работе [1, рис. 100, с. 236] приведено сопоставление значений, полученных по формуле (3), с собственными экспериментальными данными и установлено, что расчетная кривая очень близка к опытной. Однако проверка показала, что расчеты по формуле (3) не соответствуют изображенной теоретической кривой и сильно отличаются от экспериментальных данных ($q_э$) в сторону занижения, что видно из таблицы. Также теоретическая кривая не соответствует формуле (3) не только количественно, но и качественно. При $(D_0 - d_0)/h_0 = 0$ на графике работы [1] $q = 0$, в то время как по формуле (3) $q = 1{,}08$.

Таким образом, совершенствование теории свободной осадки полой заготовки является актуальной задачей.

Рассмотрим случай свободной осадки с расширением полости, расчетная схема которого представлена на рис. 1. В этой схеме применена цилиндрическая система координат ρ, θ, z с началом координат на поверхности неподвижного инструмента. Осаживающий инструмент движется со скоростью v_0. Материал считаем жесткопластическим, а упрочнение учитываем средним по очагу пластической деформации напряжением текучести σ_s.

Выбрав кинематически возможное поле скоростей течения в виде выражений из работы [2] для осадки сплошной цилиндрической заготовки, можно показать, что в случае осадки полой заготовки формула нормальных напряжений на поверхности контакта с верхним инструментом имеет вид:

$$\sigma_z = -1 - \frac{\mu}{Dh}\left(0{,}5D^2 - 2\rho^2\right). \qquad (4)$$

С учетом этого относительная удельная сила свободной осадки с расширением полости:

$$q_р = \frac{2\pi}{\frac{\pi\left(D^2 - d^2\right)}{4}} \int_{\frac{d}{2}}^{\frac{D}{2}} \left|\sigma_z\right| \rho d\rho = 1 + \frac{\mu\left(D^2 - d^2\right)}{4Dh}. \qquad (5)$$

Может показаться, что определение диаметров заготовки после свободной осадки с расширением полости является несложной задачей, именно потому и не рассмотренной в работе [1]. Однако, несмотря на преимущественно малое трение и значительно большую равномерность деформации (см. рис. 2, *а*), чем при осадке с сужением полости (см. рис. 2, *б*), определение формоизменения при осадке с расширением также представляет собой вариационную задачу, результат которой зависит от коэффициента трения и соотношения размеров заготовки.

Кинематически (и практически, см. рис. 4, *б*) возможно, что в рассматриваемом случае свободной осадки внутренний диаметр изменяться не будет или будет увеличиваться на некоторое значение, которое невозможно определить из чисто геометрических соображений. По условию постоянства объема соответствующее неопределенное приращение получит и наружный диаметр.

Для решения вариационной задачи выберем осевую скорость пластического течения в виде

$$v_z = -v_0 \frac{z}{h}, \qquad (6)$$

удовлетворяющем имеющимся граничным условиям: $v_z = -v_0$ при $z = h$ и $v_z = 0$ при $z = 0$.

Тогда аналогично работе [2] из условия несжимаемости можно получить выражение радиальной скорости:

$$v_\rho = \frac{v_0}{2h}\rho + \frac{f_1(z)}{\rho}, \qquad (7)$$

где $f_1(z)$ — произвольная функция от координаты z.

В случае идеальной осадки ($\mu = 0$) $v_\rho = 0$ при $\rho = 0$. В данном случае примем, что $v_\rho = 0$ при $\rho = R_v$, где радиус R_v (см. эпюру скорости v_ρ на рис. 1) является искомой варьируемой величиной. С учетом этого условия из выражения (7) следует, что

$$f_1(z) = -\frac{v_0}{2h} R_v^2,$$

а

$$v_\rho = \frac{v_0}{2h}\left(\rho - \frac{R_v^2}{\rho}\right). \quad (8)$$

Подставляя выражения (6) и (8) в известные кинематические соотношения, находим скорости деформаций

$$\begin{cases} \xi_\rho = \dfrac{v_0}{2h}\left(1 + \dfrac{R_v^2}{\rho^2}\right), \\ \xi_\theta = \dfrac{v_0}{2h}\left(1 - \dfrac{R_v^2}{\rho^2}\right), \\ \xi_z = -\dfrac{v_0}{h}, \\ \eta_{\rho z} = 0 \end{cases} \quad (9)$$

и интенсивность скоростей деформации

$$\xi_i = \frac{v_0}{h}\sqrt{1 + \frac{R_v^4}{3\rho^4}}. \quad (10)$$

Для определения мощности внутренних сил в объеме V по выражению

$$W_\sigma = \iiint\limits_V \xi_i dV$$

применим теорему о среднем значении интеграла в виде

$$\iiint\limits_V \xi_i dV = \frac{1}{\xi_{i\text{ср}}} \iiint\limits_V \xi_i^2 dV,$$

где примем, что

$$\xi_{i\,\text{ср}} = \beta\left|\xi_z\right| = \frac{v_0}{h}.$$

Тогда мощность внутренних сил с учетом выражения (10):

$$W_\sigma = 2\pi h \frac{v_0}{\beta h} \int\limits_{\frac{d}{2}}^{\frac{D}{2}} \left(1 + \frac{R_v^4}{3\rho^4}\right)\rho d\rho = \\ = \frac{\pi v_0 \left(D^2 - d^2\right)}{4\beta}\left(1 + \frac{16 R_v^4}{3D^2 d^2}\right). \quad (11)$$

Учитывая поверхности контакта с верхней и нижней плитами, мощность сил контактного трения

$$W_\tau = \beta\mu \iint\limits_{S_к} v_к dS$$

в соответствии с выражением (8) будет равна:

$$W_\tau = 2\beta\mu 2\pi \frac{v_0}{2h} \int\limits_{\frac{d}{2}}^{\frac{D}{2}} \left(\rho - \frac{R_v^2}{\rho}\right)\rho d\rho = \\ = \frac{\pi\beta\mu v_0}{h}\left[\frac{D^3 - d^3}{12} - (D - d)R_v^2\right]. \quad (12)$$

Складывая выражения (11) и (12), определяем полную мощность деформации:

$$W_q = \pi v_0 \left\{\frac{D^2 - d^2}{4\beta}\left(1 + \frac{16 R_v^4}{3D^2 d^2}\right) + \right. \\ \left. + \frac{\beta\mu}{h}\left[\frac{D^3 - d^3}{12} - (D - d)R_v^2\right]\right\}. \quad (13)$$

Из условия минимума этой мощности

$$\frac{\partial W_q}{\partial R_v} = 0$$

получаем уравнение

$$\left[\frac{16(D + d)}{3\beta D^2 d^2} R_v^2 - \frac{2\beta\mu}{h}\right] R_v = 0. \quad (14)$$

Это уравнение имеет два возможных решения. Решение $R_v = 0$ соответствует идеальной осадке (не рассматриваем). Поэтому, приравнивая нулю выражение в квадратных скобках, находим

$$R_v = \beta D d \sqrt{\frac{3\mu}{8h(D + d)}}. \quad (15)$$

Полученное решение является общим, поскольку описывает и случай идеальной осадки: $R_v = 0$ при $\mu = 0$.

Далее для упрощения расчета изменения диаметров в процессе осадки будем считать, что радиус R_v определяется параметрами исходной заготовки и в процессе осадки не изменяется:

$$R_v = \beta D_0 d_0 \sqrt{\frac{3\mu}{8h_0\left(D_0 + d_0\right)}}. \quad (16)$$

С учетом выражения (8) запишем дифференциальное уравнение

$$\frac{d\rho}{dt} = \frac{v_0}{2h}\left(\rho - \frac{R_v^2}{\rho}\right),$$

которое, учитывая, что

$$h = h_0 - \mathrm{v}_0 t, \tag{17}$$

приводится к виду

$$\int \frac{2\rho d\rho}{\rho^2 - R_\mathrm{v}^2} = \int \frac{\mathrm{v}_0 dt}{h_0 - \mathrm{v}_0 t}.$$

Отсюда получаем, что

$$\rho^2 = R_\mathrm{v}^2 + \frac{C}{h_0 - \mathrm{v}_0 t}. \tag{18}$$

Произвольную постоянную C находим из начального условия $\rho = \rho_0$ при $t = 0$:

$$C = \left(\rho_0^2 - R_\mathrm{v}^2\right) h_0. \tag{19}$$

Подставляя в равенство (18) выражения (17) и (19), получаем

$$\rho^2 = R_\mathrm{v}^2 + \left(\rho_0^2 - R_\mathrm{v}^2\right)\frac{h_0}{h}. \tag{20}$$

Для определения изменения внутреннего диаметра в процессе осадки подставим в формулу (20) $\rho = d/2$ и $\rho_0 = d_0/2$, а для удобства заменим радиус половиной диаметра $R_\mathrm{v} = D_\mathrm{v}/2$:

$$d = \sqrt{D_\mathrm{v}^2 + \left(d_0^2 - D_\mathrm{v}^2\right)\frac{h_0}{h}}. \tag{21}$$

Подставляя в формулу (16) $\beta = 1{,}1$ и удвоив результат, окончательно найдем, что

$$D_\mathrm{v} = 1{,}35 D_0 d_0 \sqrt{\frac{\mu}{h_0\left(D_0 + d_0\right)}}. \tag{22}$$

Если при расчете получается, что $D_\mathrm{v} > d_0$ (означает сужение, а не расширение полости), то в соответствии с физическим смыслом решаемой задачи следует принять $D_\mathrm{v} = d_0$.

Из условия постоянства объема следует, что

$$D = \sqrt{d^2 + \left(D_0^2 - d_0^2\right)\frac{h_0}{h}}. \tag{23}$$

Выражения (21)—(23) позволяют определить изменение диаметров заготовки в процессе осадки с расширением полости.

Проанализируем случай свободной осадки полой заготовки с сужением полости (рис. 5). При такой осадке радиальное течение металла будет двусторонним и искомым варьируемым параметром является диаметр границы $D_\mathrm{г}$, отделяющей область 1, в которой металл

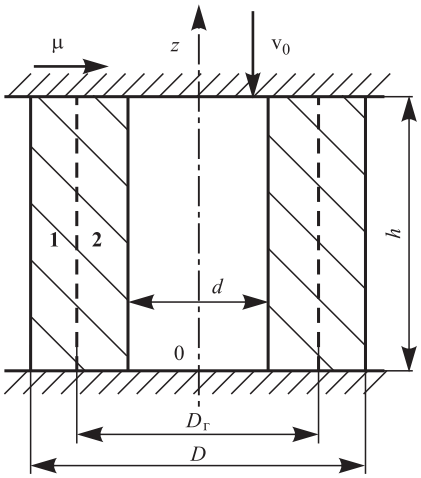


Рис. 5. Расчетная схема свободной осадки полой заготовки с сужением полости

движется наружу, от области 2, в которой металл движется внутрь. Очевидно, что при $\rho = D_\mathrm{г}/2\mathrm{v}_\rho = 0$. Таким образом, в области 1 рассматриваемая задача соответствует решению, полученному в работе [2] для осадки полой заготовки на оправке, а в области 2 — решению, полученному в работе [3] для осадки полой заготовки в матрице. Используя результаты данных решений, можно получить, что относительная удельная сила, действующая на область 1, определяется выражением

$$q_1 = \beta\left\{1 + \frac{D_\mathrm{г}^2}{3\beta^2}\left(\frac{1}{D^2} - \frac{2}{D^2 - D_\mathrm{г}^2}\ln\frac{D}{D_\mathrm{г}}\right) + \right.$$
$$+ \frac{\mu D}{4h(D^2 - D_\mathrm{г}^2)^2}\times \tag{24}$$
$$\left.\times\left[\left(D^2 - 3D_\mathrm{г}^2\right)\left(D^2 - D_\mathrm{г}^2\right) + 4D_\mathrm{г}^4\ln\frac{D}{D_\mathrm{г}}\right]\right\},$$

а относительная удельная сила, действующая на область 2, — выражением

$$q_2 = \beta\left\{1 + \frac{D_\mathrm{г}^2}{3\beta^2}\left(\frac{1}{d^2} - \frac{2}{D_\mathrm{г}^2 - d^2}\ln\frac{D_\mathrm{г}}{d}\right) + \right.$$
$$+ \frac{\mu d}{4h\left(D_\mathrm{г}^2 - d^2\right)^2}\times \tag{25}$$
$$\left.\times\left[\left(d^2 - 3D_\mathrm{г}^2\right)(D_\mathrm{г}^2 - d^2) + 4D_\mathrm{г}^4\ln\frac{D_\mathrm{г}}{d}\right]\right\}.$$

В выражениях (24), (25) следует принимать $\beta = 1{,}1$ при $d/D \geqslant 0{,}5$ и $\beta = 1 + 0{,}2d/D$ при $d/D < 0{,}5$. Последнее равенство учитывает то, что при уменьшении диаметра отверстия d площадь границы с плоским деформированным

состоянием, определяемая диаметром $D_г$, будет уменьшаться и при $d = 0$ задача перейдет в осадку сплошной заготовки с $\beta = 1$.

Умножая q_1 и q_2 на соответствующие им площади и отнеся сумму полученных выражений к общей площади поперечного сечения, получаем относительную удельную силу свободной осадки полой заготовки с сужением полости:

$$q_c = \frac{q_1\left(D^2 - D_г^2\right) + q_2\left(D_г^2 - d^2\right)}{D^2 - d^2}. \qquad (26)$$

Искомый диаметр границы определяется из условия минимума:

$$\frac{\partial q_с}{\partial D_г} = 0. \qquad (27)$$

Поскольку уравнение (27) является трансцендентным, то его решение выполняется численным методом.

Знание $D_г$ позволяет не только вычислить удельную силу свободной осадки с сужением полости, но и определить изменение средних диаметров заготовки. Поскольку в процессе осадки отношения d/D и h/D будут изменяться, то будет изменяться и величина $D_г$.

Однако пробные расчеты с разбиением процесса осадки на ряд этапов с небольшим уменьшением высоты h, в пределах которого величина $D_г$ изменяется незначительно, показали, что с достаточной точностью можно считать, что диаметр $D_г$ определяется параметрами исходной заготовки d_0/D_0 и h_0/D_0 и в процессе осадки не изменяется. В этом случае из условия постоянства объема для области 1 (см. рис. 5) получаем, что

$$D = \sqrt{D_г^2 + \left(D_0^2 - D_г^2\right)\frac{h_0}{h}}. \qquad (28)$$

Из условия постоянства объема для области 2 находим, что

$$d = \sqrt{D_г^2 - \left(D_г^2 - d_0^2\right)\frac{h_0}{h}}. \qquad (29)$$

Использование для расчетов формоизменения формул (21)—(23) или (28), (29) определяется сравнением $q_р$ и $q_с$. При $q_р < q_с$ происходит осадка с расширением полости, расчеты следует вести по формулам (21)—(23). При $q_р > q_с$ происходит осадка с сужением полости, расчеты следует вести по формулам (28), (29).

Удельную силу свободной осадки полых заготовок в любом случае целесообразно определять по наиболее простой формуле (5), что позволяет избежать применения более трудоемких формул (24)—(26), требующих нахождения $D_г$. Формула (5) строго соответствует случаю осадки с расширением полости, а для осадки с сужением полости дает вполне приемлемую верхнюю оценку.

Примеры выполнения практических расчетов на основе разработанной теории и сопоставления теоретических результатов с опытными данными будут представлены в соответствующей статье.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Теория** обработки металлов давлением / И.Я. Тарновский, А.А. Поздеев, О.А. Ганаго и др. М.: Металлургиздат, 1963. 672 с.

2. **Воронцов А.Л.** Теория малоотходной штамповки. М.: Машиностроение, 2005. 859 с.

3. **Воронцов А.Л.** Теория процессов обработки давлением. Т. 2. М.: Машиностроение, 2005. 609 с.

Сергей Михайлович Карпов, канд. техн. наук,
karpov07@inbox.ru

УДК 621.983

Э.А. Назарян, Т.А. Арзоян
(Ереванский государственный университет)

Исследование процесса деформирования трубчатых заготовок методом гидроформовки

Проведено исследование процесса деформирования трубчатых заготовок круглого поперечного сечения в квадратной матрице. Поперечные сечения в текущем и исходном состояниях представлены в виде уравнения n-й степени, что позволяет следить за нестационарным процессом формоизменения и характером накопления деформаций. Разработана методика оценки зависимости относительного внутреннего давления от радиуса кривизны в диагональном направлении. Показано, что предельная окружная деформация с увеличением интенсивности упрочнения уменьшается.

Ключевые слова: трубчатая заготовка; квадратная матрица; напряжение; деформация; радиус кривизны; упрочнение.

The study of the deforming process of tubular blanks of circular cross-section in square die is performed. The cross sections in the current and initial states are presented in the form of equation of the degree n, which makes it possible to follow the non-stationary process of deformation and the nature of the strains accumulation. Method for estimating of the relative internal pressure on the radius of curvature in the diagonal direction is developed. It is shown that the limiting circumferential deformation decreases with increasing of intensity hardening.

Keywords: tubular blank; square die; stress; strain; radius of curvature; hardening.

Введение. Технологические процессы деформирования трубчатых заготовок из алюминиевых сплавов методами гидроформовки благодаря высокому качеству, небольшой массе и высоким показателям удельной жесткости и прочности изготовляемых изделий получили широкое применение в автомобильной и авиационной промышленности [1]. Гидроформовка — это технологический процесс, при котором относительно тонкостенная трубчатая заготовка круглого поперечного сечения под действием внутреннего давления расширяется и принимает форму фасонной матрицы.

В процессах гидроформовки, как и при любом процессе обработки металлов давлением, происходят два взаимосвязанных явления: изменение формы и размеров исходной заготовки и деформационное упрочнение. При изменении формы и размеров увеличивается момент инерции изделия, приводящий к значительному росту жесткости, а при деформационном упрочнении изменяются технологические показатели деформируемого металла, что приводит к значительному повышению прочности изделия.

Основной деформацией при гидроформовке является деформация окружного растяжения, реализуемая путем увеличения внутреннего давления. При больших значениях внутреннего давления может произойти разрушение заготовки, а при малых — угловая часть изделия может быть заполнена не полностью. Проблема недостаточного заполнения углового участка связана также с механическими свойствами и технологическими характеристиками деформируемых металлов.

Для определения оптимальных значений внутреннего давления и углового радиуса широкое применение получили методы конечных элементов [2]. В [3] приведены эмпирические формулы для прогнозирования зависимости внутреннего давления от углового радиуса. В [4] предложены приближенные математические модели, позволяющие определять параметры гидроформовки с учетом и без учета влияния трения между матрицей и заготовкой.

В этих работах рассмотрено влияние трения для двух случаев: полное отсутствие трения и предельное трение (трение прилипания). Принято, что очаг пластических деформаций в обоих случаях состоит из контактной и внеконтактной зон в виде углового радиуса. Для случая полного отсутствия трения предположено, что в обеих зонах равномерное распределение толщины, а при предельном трении — в контактной зоне линейное распределение

толщины и во внеконтактной зоне — равномерное распределение толщины [4, 5].

Основными недостатками в принятых моделях являются: скачкообразное изменение радиуса кривизны на стыке указанных зон от некоторого конечного значения до бесконечности, постоянный угловой радиус и линейное распределение толщины в зоне прилипания.

Указанные предположения в значительной степени искажают реальную картину деформирования и приводят к недостаточно обоснованным результатам.

Цель работы — разработка аналитической модели формоизменения и исследование процесса деформирования трубчатой заготовки в квадратной матрице с учетом изменения толщины и деформационного упрочнения.

Постановка задачи и исходные уравнения. Для исследования процесса деформирования трубчатой заготовки в квадратной матрице выбрали прямоугольную систему координат x, y, z, где координата z направлена по оси симметрии трубчатой заготовки, а x и y — в положительных направлениях (одной четвертой) угловой части квадратной матрицы. Предположили, что характерный размер трубчатой заготовки $(t_0/r_0) \ll 1$ (где t_0, r_0 — исходные толщина и радиус трубчатой заготовки соответственно) (рис. 1).

В [4] показано, что в процессе свободного деформирования (отсутствии осевой силы) поперечное сечение трубчатой заготовки деформируется без изменения длины ($\varepsilon_z = 0$). На основе этого и предположения: $(t_0/r_0) \ll 1$ контуры трубчатой заготовки в исходном и деформированном состояниях можно представить уравнением (рис. 2):

$$x^n + y^n = 2^n, \tag{1}$$

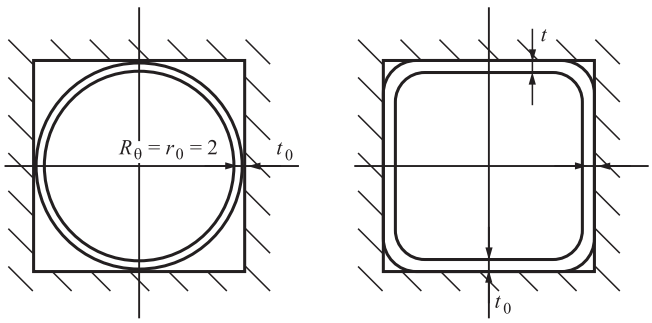


Рис. 1. Эскизы исходной заготовки (круглое поперечное сечение) и трубы после штамповки (квадратное поперечное сечение)

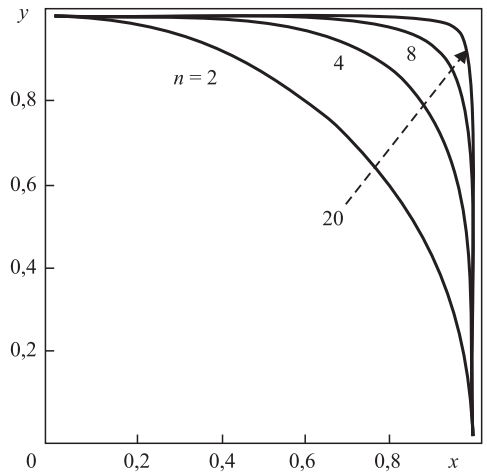


Рис. 2. Угловая часть матрицы и трубчатой заготовки (в безразмерных единицах) в исходном (n = 2) и деформированных (n = 4,8...20) состояниях

где $n = 2$ характеризует исходный контур поперечного сечения трубчатой заготовки, а линии n = 4,8...20 — текущие формы поперечного сечения в деформированных состояниях.

Непрерывное изменение текущей формы деформируемой заготовки, описываемой уравнением (1), позволяет принять допущение деформирования без трения.

Характерными особенностями принятой модели деформирования являются непрерывное изменение радиуса кривизны вдоль текущего контура и достаточно интенсивное уменьшение радиуса кривизны в зависимости от параметра n. При деформировании без увеличения длины трубчатой заготовки ($\varepsilon_z = 0$) деформации в окружном направлении и в направлении толщины можно представить в виде [4]

$$\varepsilon_\theta = \ln\frac{L}{L_0}, \quad \varepsilon_t = \ln\frac{t}{t_0}, \tag{2}$$

где L_0, t_0 и L, t — исходные и текущие длины контуров поперечного сечения и толщины соответственно.

Исходная длина контура поперечного сечения недеформированной заготовки при $n = 2$ в относительных единицах равна π, а текущая длина в окружном направлении в некотором промежуточном состоянии деформирования определяется уравнением [6]:

$$L = \int_0^2 \sqrt{1 + \left(\frac{dy}{dx}\right)^2}\, dx. \tag{3}$$

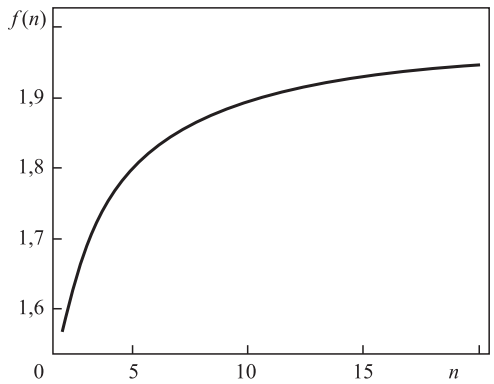


Рис. 3. Зависимость *f*(*n*) от параметра *n*

Из (1), определяя y и dy/dx, обозначая $x = 2u$ и заменяя переменную в (3), получаем

$$L = 2\int_0^2 \sqrt{1 + \left(\frac{u^m}{1-u^m}\right)^{2-\frac{2}{m}}}\,du = 2f(n), \qquad (4)$$

где

$$f(n) = \int_0^1 \sqrt{1 + \left(\frac{u^n}{1-u^n}\right)^{2-\frac{2}{n}}}\,du. \qquad (5)$$

На рис. 3 представлен график зависимости $f(n) \Rightarrow n$.

Характер изменения кривой $f(n)$ от параметра n получен численным интегрированием зависимости (5) для дискретных значений n в диапазоне $2 \leqslant n \leqslant 20$. Из сопоставления рис. 2 и 3 следует, что в начальном состоянии при $n = 2$, $f(n) = \pi/2$, а при $n \to \infty - f(n) \to 2$. Из этого следует, что при равномерном окружном растяжении углового участка без упрочнения теоретически возможная (предельная) окружная деформация $\varepsilon_{\theta\max} \Rightarrow \ln(4/\pi) \approx 0,242$.

В таблице приведены результаты численного интегрирования согласно зависимости (5) для дискретных значений n.

Деформирование трубчатой заготовки в квадратной матрице с учетом упрочнения. Рассмотрим возможность установления взаимосвязи между внутренним давлением и радиусом углового участка с учетом упрочнения. Для учета упрочнения зависимость между напряжением текучести и текущим значением накопленной деформации принято представлять в виде степенной функции [4]:

$$\sigma_s = k\varepsilon_i^m, \qquad (6)$$

где k, m — параметры деформационного упрочнения, зависящие от механических свойств деформируемого металла: $k = \sigma_в e^m m^{-m}$; $m = \ln(1 + \delta)$ (где $\sigma_в$, δ — предел прочности и относительное равномерное удлинение при линейном растяжении соответственно).

Проводимый анализ основан на безмоментной теории оболочек, согласно которой для тонкостенной оболочки постоянного поперечного сечения уравнение равновесия имеет вид (уравнение Лапласа) [7]:

$$\frac{\sigma_\rho}{R_\rho} + \frac{\sigma_\theta}{R_\theta} = \frac{p}{t}, \qquad (7)$$

где σ_ρ, σ_θ — главные напряжения в меридиональном и окружном направлениях соответственно; R_ρ, R_θ — радиусы кривизны в тех же направлениях; p — внутреннее давление; t — текущая толщина.

Для тонкостенной оболочки постоянной кривизны в осевом направлении $R_\rho = \infty$, вследствие чего $\sigma_\rho = 0$ и из (7) при $R_\theta = 2$ получаем

$$p = \sigma_\theta \frac{t}{2}. \qquad (8)$$

В рассматриваемом случае реализуется следующее напряженно-деформированное состояние:

$$\sigma_\theta = \sigma_s; \;\; \varepsilon_\theta = \frac{\sqrt{3}}{2}\varepsilon_i. \qquad (9)$$

Из условия постоянства объема следует, что при исходном радиусе $r = 2$ трубчатой заготовки $tf(n) = t_0\pi/2$ или

$$\frac{t}{t_0} = \frac{\pi}{2f(n)}. \qquad (10)$$

Подставляя (10) в (8), с учетом принятого напряженно-деформированного состояния и преобразований, получаем следующую зависимость для внутреннего давления:

Результаты численного интегрирования

Параметр	Значение												
n	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	15	20	∞
$f(n)$	1,57	1,68	1,75	1,8	1,83	1,85	1,87	1,88	1,89	1,9	1,93	1,94	2

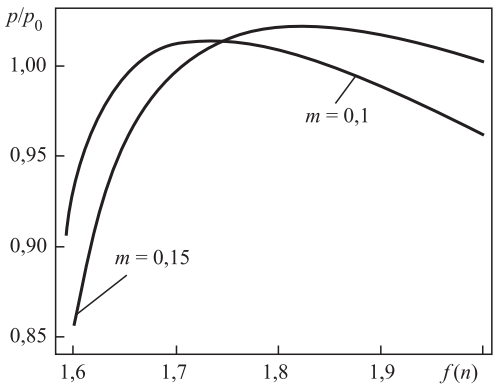


Рис. 4. Зависимость относительного внутреннего давления от текущей длины *f*(*n*) при различных значениях параметра *m*

$$\frac{p}{p_0} = \frac{\pi}{2f(n)}\left[\frac{2e}{\sqrt{3}m}\ln\frac{2f(n)}{\pi}\right]^m, \qquad (11)$$

где $p_0 = \sigma_в t_0/2$.

Анализ зависимости (11) показал, что множители в правой части противоположно влияют на характер изменения p/p_0. Следовательно, зависимость (11) должна иметь экстремум. Продифференцировав (11) $dp/df(n)$ и приравняв нулю результат дифференцирования, получим $f(n) = e^m\pi/2$, согласно чему относительное максимальное внутреннее давление $(p/p_0)_{\max} \Rightarrow \left(2/\sqrt{3}\right)^m$.

На рис. 4 приведены зависимости относительного внутреннего давления от текущей длины $f(n)$ при различных значениях параметра m в степенном законе деформационного упрочнения.

Из анализа рис. 4 следует, что с увеличением m экстремум на графиках смещается вправо, вследствие чего допустимая окружная деформация в угловой части увеличивается. Согласно приведенным расчетам по (11), при $m = 0{,}1$ $f(n) \Rightarrow 1{,}735$, а при $m = 0{,}15$ $f(n) \Rightarrow 1{,}824$. На основе полученных значений $f(n)$, таблицы и рис. 2 можно в первом приближении оценить значения углового радиуса, при котором происходит разрушение заготовки и становится невозможным дальнейшее деформирование.

Выводы

1. Исходя из необходимости обеспечения непрерывности радиуса кривизны вдоль контура поперечного сечения в исходном и текущем состояниях, контур заготовки представлен в виде уравнения n-й степени, позволяющего с увеличением параметра n следить за характером накопления деформации при поэтапном формоизменении круглой трубчатой заготовки в изделие квадратного поперечного сечения.

2. На основе разработанной аналитической модели формоизменения трубчатой заготовки в квадратной матрице установлено, что без учета деформационного упрочнения предельная окружная деформация стремится к 0,242, а с учетом упрочнения она зависит от показателя m в степенном законе деформационного упрочнения, причем по мере роста этого показателя экстремальное значение относительного внутреннего давления смещается вправо.

3. Предельное относительное внутреннее давление в угловом направлении зависит от окружной деформации, радиуса кривизны и механических свойств и технологических характеристик деформируемых материалов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Koc M., Altan T.** Prediction of Forming Limits and Parameters in the Tube Hydro forming Process // International Journal of Machine Tools & Manufacture. 2002. 42. P. 123—138.

2. **Hwang Y., Altan T.** Finite Element Analysis of Tube Hydro forming Processes in a Rectangular Die // Finite Elem. Anal. Des. 2002. 39. P. 1071—1082.

3. **Sing H.** Fundamentals of Hydro forming Society of Manufacturing Engineers. USA, 2003.

4. **Marciniak Z., Dunran J.L., Hu S.J.** Mechanics of Sheet Metal Forming. Second ed. Butterworth — Heinemann, Oxford, 2002. 211 p.

5. **Fuh-Kuo Chen, Shao-Jun Wang, Ray-Hay Lin.** A Study of Forming Pressure in the Tube Hydro forming Process // Journal of Materials Processing Technology. 2007. No. 4. P. 404—409.

6. **Мерзон Г.А., Ященко И.В.** Длина, площадь, объем. М.: МЦНМО, 2011. 48 с.

7. **Попов Е.А., Ковалев В.Г., Шубин И.Н.** Технология и автоматизация листовой штамповки. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2000. 480 с.

Эрнест Агаджанович Назарян, д-р техн. наук,
enazaryan@ysu.am;
Тигран Артакович Арзоян

УДК 621.778.073

С.А. Малаканов, О.С. Железков, В.С. Славин
(Магнитогорский государственный технический университет имени Г.И. Носова)

Моделирование процесса редуцирования—проталкивания при формировании шестигранного профиля из заготовки круглого сечения

Рассмотрен процесс проталкивания заготовки в волоку для волочения шестигранного профиля. Выполнено конечно-элементное моделирование процесса редуцирования. Установлено, что напряжение редуцирования круглой заготовки в шестигранную волоку при прочих равных условиях превосходит напряжение волочения в 1,3—1,5 раза в зависимости от степени деформации и механических свойств заготовки. Критическая степень деформации, при которой происходит осадка участка между захватом и волокой, составляет 0,18...0,20 и зависит от механических свойств заготовки. Полученные результаты можно использовать при разработке технологических процессов волочения шестигранных профилей на цепных волочильных станах с операцией редуцирования заготовки.

Ключевые слова: редуцирование; проталкивание; шестигранный профиль.

The pushing process the workpiece into the die for drawing of hexagonal profile is considered. Finite-element modeling of the reduction process is performed. It is found that the reduction stress of the round billet into hexagonal die exceeds the drawing stress by 1.3—1.5 depending on the deformation degree and mechanical properties of the billet. The critical deformation degree, in which the sediment area between the grip and the die, is 0.18...0.20 and depends on the mechanical properties of the billet. The obtained results can be used in the development of technological drawing processes of hexagonal profiles on chain drawing mills with the reducing operation of the billet.

Keywords: reduction; pushing; hexagonal profile.

Калиброванный шестигранный металл широко применяют в качестве исходной заготовки в машиностроении и других отраслях промышленности для изготовления крепежных деталей (болты, гайки) и арматуры соединения трубопроводов (штуцеры, переходники и др.).

Один из широко используемых способов изготовления прутков шестигранного металла включает в себя процесс волочения в монолитной волоке [1, 2]. При этом подачу заготовки в волоку осуществляют путем заострения переднего конца или редуцированием-проталкиванием.

Технология, включающая заострение переднего конца механической обработкой, является более затратной, так как предварительно заостренный конец приходится удалять. Однако в случае применения операции редуцирования—проталкивания возникают проблемы, связанные с необходимостью предотвращения продольного изгиба или пластического деформирования участка заготовки между захватом и волокой.

Используя программный комплекс DEFORM-3D, выполнено компьютерное моделирование процесса редуцирования—проталкивания заготовки круглого сечения через волоку шестигранного профиля. Для изучения связи в системе заготовка—волока при моделировании процесса деформирования использовали три объекта: заготовку, волоку и захват (рис. 1, см. обложку). Заготовку рассматривали как упругопластическое тело, волоку и захват — абсолютно твердыми.

Моделировался процесс редуцирования круглой заготовки с различным исходным диаметром в шестигранной волоке с диаметром вписанной окружности 24 мм. При этом рассматривались различные марки стали, ме-

ханические свойства которых определяли из справочной литературы. Задали скорость перемещения заготовки 42 мм/с, что соответствует паспортной скорости захвата-проталкивателя цепного волочильного стана 2КМ-30-9.

По результатам конечно-элементного моделирования процесса редуцирования—проталкивания определены основные параметры формоизменения, энергосиловые параметры и параметры напряженно-деформированного состояния при различных степенях деформации

$$\varepsilon = \ln(F_0/F_1),$$

где F_0 — площадь поперечного сечения исходной заготовки; F_1 — площадь поперечного сечения проредуцированного участка.

На рис. 2 (см. обложку) представлена картина формоизменения в продольном осевом сечении заготовки из стали 10 при редуцировании со степенью деформации $\varepsilon = 0{,}22$.

Используя результаты расчетов, определяли силы редуцирования $P_{ред}$ при различных степенях деформации и средние напряжения редуцирования:

$$\sigma_{ред} = \frac{P_{ред}}{F_1}. \quad (1)$$

Результаты моделирования приведены в табл. 1.

Используя полученные результаты, построены графики зависимости напряжений редуцирования $\sigma_{ред}$ круглой заготовки в шестигранной волоке от предела текучести σ_0 исходной заготовки и степени деформации ε (рис. 3).

В работах [3, 4] представлены результаты ранее проведенных исследований процесса волочения шестигранного профиля из заготовки круглого сечения. Для сопоставления энергосиловых параметров процессов волочения и редуцирования проведены соответствующие расчеты и построен график отношения напряжения редуцирования к напряжению волочения $\sigma_{ред}/\sigma_{вол}$ в зависимости от предела текучести σ_0 исходной заготовки и степени деформации ε (рис. 4).

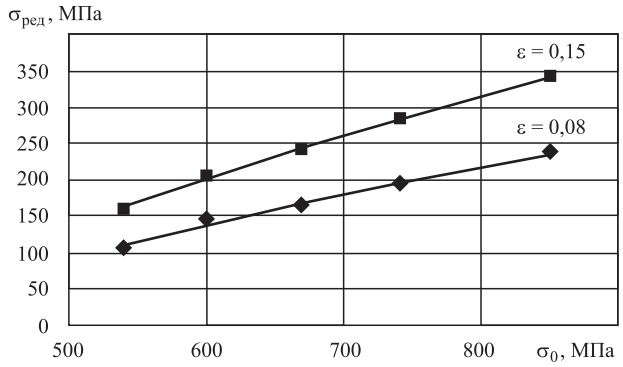


Рис. 3. Напряжения редуцирования $\sigma_{ред}$ круглой заготовки в шестигранной волоке в зависимости от предела текучести σ_0 исходной заготовки и степени деформации ε

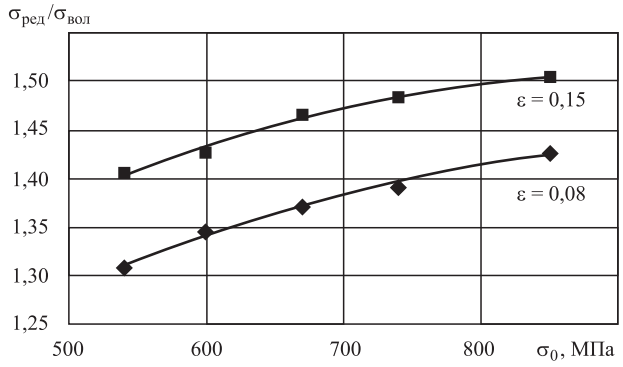


Рис. 4. Отношение напряжения редуцирования к напряжению волочения $\sigma_{ред}/\sigma_{вол}$ шестигранного профиля из круглой заготовки в зависимости от предела текучести σ_0 исходной заготовки и степени деформации ε

1. Силы и напряжения редуцирования шестигранных профилей из заготовок круглого сечения в зависимости от предела текучести исходной заготовки и степени деформации

Диаметр заготовки, мм	Степень деформации ε	Предел текучести σ_0 исходной заготовки, МПа	Сила редуцирования $P_{ред}$, Н	Напряжение редуцирования $\sigma_{ред}$, МПа
26,0	0,07	540	52 560	106,56
27,0	0,14		79 197	159,80
26,0	0,07	600	70 312	144,22
27,0	0,14		102 147	206,38
26,0	0,07	670	80 498	165,32
27,0	0,14		118 648	241,13
26,0	0,07	740	94 284	194,20
27,0	0,14		137 856	281,40

Из рис. 4 видно, что напряжение редуцирования круглой заготовки в шестигранную волоку при прочих равных условиях превосходит напряжение волочения в 1,3—1,5 раза в зависимости от степени деформации и механических свойств заготовки. Отношение напряжения редуцирования к напряжению волочения увеличивается с возрастанием степени деформации и механических свойств заготовки.

При редуцировании в шестигранной волоке заготовки круглого сечения необходимо, во-первых, обеспечить продольную устойчивость свободного участка заготовки между захватом и волокой, во-вторых, исключить пластическую деформацию этого участка. Таким образом, участок заготовки между захватом и волокой должен находиться в упругом напряженном состоянии сжатия, т.е. максимальное осевое напряжение редуцирования—проталкивания $\sigma_{р-п}$ не должно превышать предела пропорциональности металла заготовки $\sigma_{пц}$:

$$\sigma_{р-п} = \frac{P_{р-п} q}{F_0} \leqslant \sigma_{пц}, \qquad (2)$$

где q — коэффициент, учитывающий внешнее трение и угол конусной части инструмента.

В работе Н.Т. Деордиева (см. кн.: Обработка деталей редуцированием. М.: Машгиз, 1960. 155 с.) рассмотрены процессы редуцирования из "круга" в "круг" и установлено, что предельная степень деформации составляет 15...18 %. Превышение этой величины приводит к осадке свободной части заготовки металла перед инструментом.

Анализируя результаты моделирования процесса редуцирования круглой заготовки в шестигранной волоке с геометрическими параметрами по ГОСТ 5426—76, было установлено, что критическая степень деформации, при которой происходит осадка участка между захватом и волокой, составляет ε = 0,18...0,20 и зависит от механических свойств заготовки. Для сталей с большим значением предела пропорциональности допускаются при прочих равных условиях большие значения степени деформации.

Экспериментальные исследования процесса редуцирования—проталкивания проводили в условиях калибровочного цеха ОАО "ММК-МЕТИЗ" с использованием цепного волочильного стана 2КМ-30-9.

На рис. 5 (см. обложку) показан узел гидропроталкивателя с исходной заготовкой, захватом-проталкивателем и волокой.

При эксперименте использовали круглый калиброванный прокат диаметрами 27,52 и 27,98 мм из стали 10 по ГОСТ 1050—2013 (плавка № 571948 ПАО "ММК"), который проталкивался в шестигранную волоку (ГОСТ 5426—76) с диаметром вписанной окружности 24 мм. Результаты эксперимента представлены в табл. 2.

2. Результаты экспериментальных исследований процесса редуцирования

Диаметр заготовки, мм	Степень деформации ε	Результат эксперимента
27,52	0,17	Редуцирование
27,98	0,21	Осадка свободной части заготовки

Полученные экспериментальные данные подтверждают результаты компьютерного моделирования. При деформации заготовки $\varepsilon > 0{,}20$ происходит осаживание свободной части заготовки, расположенной между губками захвата-проталкивателя и волокой.

Заключение. По результатам конечно-элементного моделирования и экспериментальных исследований установлено:

- в процессе редуцирования круглой заготовки в шестигранной волоке при степени деформации ε = 0,18...0,20 происходит осадка свободной части заготовки между волокой и захватом;
- при прочих равных условиях сила редуцирования в 1,3—1,5 раза превышает силу волочения.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Калибрование** фасонных профилей / В.Н. Аргунов, М.З. Ерманок, М.В. Харитонович и др. М.: Металлургия, 1989. 206 с.

2. **Сталь** качественная и высококачественная: сортовой и фасонный прокат, калиброванная сталь. Ч. 1: сборник. М.: ИПК Изд-во Стандартов: Калуж. тип. стандартов, 2004. 146 с.

3. **Железков О.С., Малаканов С.А., Дампилон В.Г.** Моделирование процесса волочения шестигранных прутков в монолитной волоке // Моделирование и развитие процессов обработки металлов давлением: межрегион. сб. науч. тр. Магнитогорск: ГОУ ВПО "МГТУ", 2009. С. 175—177.

4. **Железков О.С., Малаканов С.А., Дампилон В.Г.** Компьютерное моделирование процесса калибрования шестигранного прутка из исходной заготовки круглого сечения // Черные металлы. 2011. № 6. С. 65—66.

Сергей Александрович Малаканов, канд. техн. наук,
samalakanov@mail.ru;
Олег Сергеевич Железков, д-р техн. наук;
Вячеслав Семёнович Славин, д-р техн. наук

УДК 669.3

А.С. Овчинников *(ОАО "Ревдинский завод по обработке цветных металлов")*,
Ю.Н. Логинов *(Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, г. Екатеринбург)*

Особенности формирования свойств проволоки из свинцовой латуни без передела горячей обработки

Исследовано поведение при деформационной и термической обработке образцов непрерывнолитой заготовки диаметром 8,1 мм из латуни ЛС59-1. Выбрано две траектории технологической схемы производства проволоки диаметрами 5,3 и 4,2 мм. Траектории включали применение в цикле операций волочения и отжига. Измерены свойства заготовок на различных стадиях обработки. Показано, что использование циклической термодеформационной обработки приводит к повышению пластичности металла примерно в 4 раза и прочности примерно на 24 %.

Ключевые слова: свинцовая латунь; отжиг; рекристаллизация; прочность; пластичность; литое состояние; деформированное состояние.

The behavior during deformation and heat treatment of continuous casting billet samples with diameter of 8.1 mm from brass LS59-1 is studied. Two trajectories of the technological scheme for the production of wire with diameter of 5.3 and 4.2 mm are chosen. The trajectories included the use of drawing and annealing operations in the cycle. The properties of blanks at various stages of processing are measured. It is shown that the application of cyclic thermal deformation treatment leads to increase in the ductility of the metal by about 4 times and the strength by about 24 %.

Keywords: leaded brass; annealing; recrystallization; strength; ductility; cast condition; deformed condition.

Постановка цели исследования. Как правило, в машиностроении востребованы материалы, обладающие одновременно повышенной прочностью и достаточной пластичностью, чтобы избежать хрупкого разрушения в местах концентрации напряжений при эксплуатации. Свинцовые латуни не вполне соответствуют этому требованию.

Для повышения качества поверхности при обработке резанием на станках-автоматах требуется получать не витую, а сыпучую стружку. Для этого приходится снижать пластичность металла на микроуровне. Тогда при обработке резанием стружка будет разрушаться по границам зерен и образовывать мелкие фракции. В двухфазных свинцовых латунях, к которым относится исследуемый материал, наличие α- и β-фаз, а также частиц свинца, обладающих различными механическими свойствами, позволяет получить структурно-неоднородный металл, что облегчает процесс разрушения при образовании стружки.

Обычно полуфабрикаты из медных сплавов получают чередованием процессов литья, горячей и холодной обработки давлением. Один из вариантов производства изделий из медных сплавов предполагает отсутствие передела горячей обработки, что позволяет сэкономить энергию и получать более дешевую продукцию.

Освоенные в промышленности методы непрерывного литья тонкомерных заготовок [1, 2] позволяют перейти от стадии литья непосредственно к стадии холодной обработки давлением способом волочения и реже прокатки [3]. Таким образом, могут быть ликвидированы последствия нестационарного режима горячей обработки, что часто происходит при горячем прессовании [4]. Практика получения тонкомерного литья методами UPCAST [5, 6] или RAUTOMED показала, что для такого полуфабриката достижим уровень свойств, позволяющий проводить дальнейшую обработку давлением в холодном состоянии [7]. Однако при этом могут возникнуть проблемы с необходимостью учета анизотропии свойств [8, 9], поскольку металл на стадии холодной обработки имеет дендритную структуру, характерную для литого состояния.

Двухфазные латуни, содержащие свинец, традиционно применяют как сплавы с наилучшей обрабатываемостью резанием, что неоднократно подтверждено испытаниями

Химический состав сплава ЛС59-1 непрерывно-литой проволочной заготовки

Состояние сплава	Содержание элементов, % мас. (Zn — остальное)											
	Cu	Pb	Fe	Ni	Sn	Si	P	Sb	Bi	Al	Mn	Сумма прочих элементов
			Не более									
Фактическое	59,22	1,18	0,026	<0,05	<0,035	<0,03	0,0012	<0,0044	<0,002	<0,02	<0,09	<0,26
По ГОСТ 15527—2004	57,0...60,0	0,8...1,9	0,5	0,5	0,3	Si + Sn ⩽ 0,5	0,02	0,03	0,003	Не нормировано		0,75

с анализом вида получаемой стружки [10]. Из свинцовых латуней часто производят мелкие прецизионные детали сложной конфигурации с жесткими допусками. Например, для автомобильной промышленности — жиклеры, ниппели, патрубки, вентили; для легкой промышленности — наконечники пишущих узлов авторучек.

Цель работы — оценка свойств прутков из свинцовых латуней, подвергаемых холодной деформации без промежуточной горячей обработки давлением.

Объект исследования. Исследовано поведение при деформационной и термической обработке образцов непрерывно-литой заготовки диаметром 8,1 мм из латуни ЛС59-1. Химический состав сплава приведен в таблице.

Таким образом, по химическому составу металл соответствовал сплаву ЛС59-1 согласно ГОСТ 15527—2004.

Стандартными методами определены механические свойства заготовки (среднее по трем измерениям): условный предел текучести $\sigma_{0,2}$ = 243 МПа; временное сопротивление $\sigma_в$ = 400 МПа; относительное удлинение до разрыва δ_5 = 10 %; твердость по Виккерсу 91,1 HV; степень деформации сдвига до разрушения $\Lambda_р$ = 0,42.

Методика полупромышленного эксперимента. Выбрано две траектории технологической схемы производства проволоки диаметрами 5,3 и 4,2 мм. По 1-й траектории суммарная степень деформации составляет 2ln(8,1/5,3) = 0,84, а по 2-й траектории 2ln(8,1/4,2) = 1,31, что соответствует соответственно коэффициентам вытяжки λ = 2,3 и 3,7 и относительным обжатиям 56 и 73 %. Последовательность операций 1-й и 2-й траектории отображена на схемах рис. 1.

Как видно из приведенных схем, для получения более толстой проволоки диаметром 5,3 мм использовали четыре прохода волочения, три

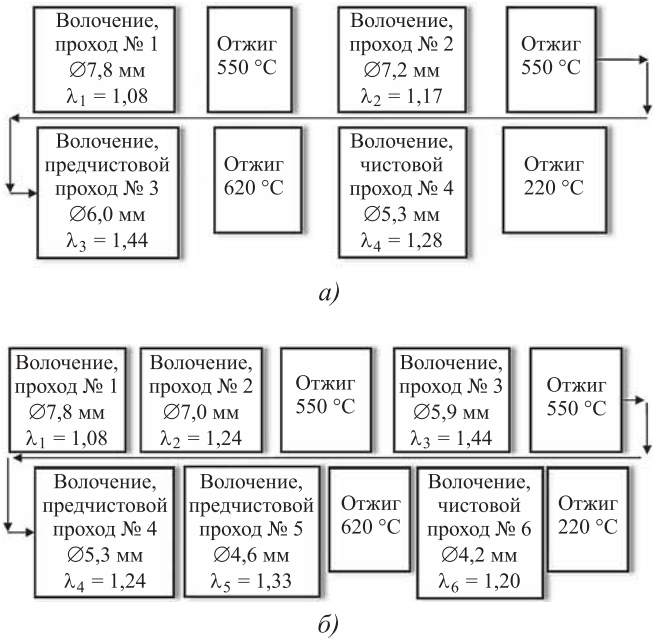
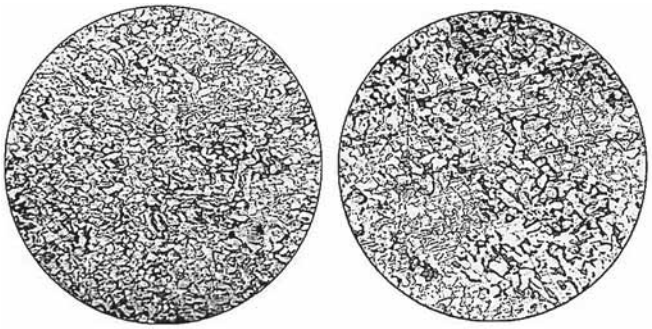


Рис. 1. Последовательность операций 1-й (*а*) и 2-й (*б*) траектории обработки

рекристаллизационных отжига и один низкотемпературный. Для более тонкой проволоки диаметром 4,2 мм применяли шесть проходов волочения, три рекристаллизационных отжига и один низкотемпературный. Выявлено, что пластичность литой заготовки достаточна для последующего волочения с коэффициентом вытяжки в первом проходе до 1,2.

На переделах отбирали образцы на анализ микроструктуры и механических свойств. Операцию волочения проводили на промышленном барабанном стане со скоростью 0,7 м/с и применением технологической смазки (касторовое масло). Термическую обработку образцов проволоки осуществляли в лабораторной печи.

Полученные результаты и их обсуждение. На рис. 2 показана микроструктура проволоки из латуни ЛС59-1, полученной из непрерывно-



а) *б)*

Рис. 2. Микроструктуры проволоки из латуни ЛС59-1, полученной из непрерывно-литой заготовки после 2-го прохода волочения с коэффициентом вытяжки λ = 1,2 до отжига (*а*) и после отжига при 550 °С, 2 ч (*б*). ×200

литой заготовки после 2-го прохода волочения с коэффициентом вытяжки λ = 1,2 до отжига и после отжига при температуре 550 °С, 2 ч.

Светлые фрагменты представляют собой зерна α-фазы. На рис. 2 не просматриваются внутренние дефекты литейного происхождения. Из сравнения фотографий видно, что отжиг приводит к укрупнению зерен α-фазы. Увеличение размера зерна в технологии производства изделий из меди приводит к такому положительному результату, как повышение пластичности. Однако в производстве изделий из свинцовых латуней повышенную пластичность можно допустить на стадии пластической обработки полуфабриката, но для подготовки заготовки к резанию следует добиваться обратного эффекта, что должно обеспечить сыпучесть стружки и измельчение ее отдельных частиц.

На рис. 3, *а* приведены результаты измерения относительного удлинения до разрыва δ по ходу обработки литого материала. Как видно из рис. 3, *а*, применение холодной пластической деформации с последующим рекристаллизационным отжигом позволило существенно повысить пластичность латуни уже после первого прохода волочения: относительное удлинение возросло почти в 4 раза. Этот уровень пластичности поддерживался при чередовании проходов волочения и рекристаллизационных отжигов по двум траекториям. В предчистовом проходе показатель δ достиг 45 %. На конечной стадии он уменьшился до 26 % из-за применения неполного отжига.

Сравнение показателя δ по двум траекториям обработки показало, что в предчистовом проходе волочения для более толстой проволоки относительное удлинение равно 37 %, а для более тонкой проволоки 45 %. Такое повышение пластичности можно объяснить большей степенью проработки металла, достигнутой при волочении более тонкой проволоки.

Степень деформации сдвига до разрушения $\Lambda_р$ рассчитывали по результатам измерения диаметров шейки разорванных образцов (не менее трех измерений на один размер проволоки), соответствующая диаграмма представлена на рис. 3, *б*.

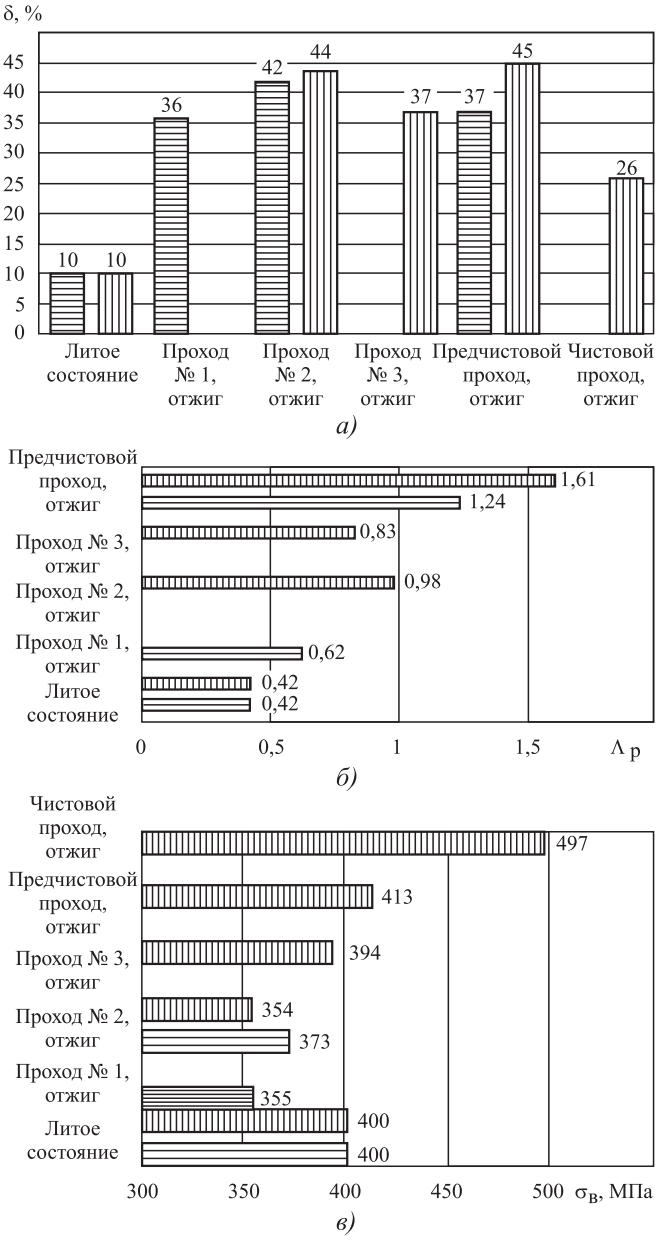


Рис. 3. Относительное удлинение δ (*а*), степень деформации сдвига до разрушения $\Lambda_р$ (*б*) и временное сопротивление $\sigma_в$ (*в*) по двум траекториям обработки:
▤ — 1-я траектория обработки, ∅5,3 мм; ▥ — 2-я траектория обработки, ∅4,2 мм

Результаты измерений Λ_p качественно соответствуют результатам измерений показателя δ: пластичность латуни увеличивается по проходам обработки. Эффект повышения пластических свойств можно объяснить ликвидацией внутренних дефектов литья при прохождении процессов пластической деформации и рекристаллизации.

Прочностные свойства оценивали измерением временного сопротивления $\sigma_в$ по траекториям обработки (рис. 3, *в*). По отношению к пластическим свойствам изменение временного сопротивления по этапам обработки имеет более сложный характер. Как видно из рис. 3, *в*, прочность вначале уменьшается, а затем возрастает. Снижение временного сопротивления на первых этапах обработки может быть обусловлено тем, что процесс рекристаллизации при отжигах снимает эффект упрочнения из-за неравновесного состояния сплава, что достигается в процессе большей скорости кристаллизации относительно тонкого прутка по отношению к скорости кристаллизации крупного слитка. В частности, это приводит к выводу о том, что одного-двух проходов волочения недостаточно для получения достаточно прочного металла. Прочность начинает увеличиваться только после третьего прохода волочения, что соответствует набору суммарного коэффициента вытяжки 1,8 или относительного обжатия 44 %.

Наиболее существенное повышение временного сопротивления (на уровне 500 МПа) достигается при увеличении коэффициента вытяжки до 3,7, что соответствует степени деформации 1,3 и относительному обжатию 73 % и проведению неполного отжига. В целом увеличение временного сопротивления по отношению к литому состоянию достигнуто на уровне 100(497 − 400)/400 = 24 %.

Как отмечено в статье [11], в свинцовых латунях большую роль играют соотношение α- и β-фаз, степень измельчения структуры, а также степень сегрегации свинца. Необходимо учитывать, что управляющие факторы возникают вначале на стадии получения литой заготовки, это температура расплава, скорость охлаждения при кристаллизации и т.д. Если далее по технологической схеме следует процесс прессования, то как процесс горячей обработки давлением он оказывает свое влияние на видоизменение структуры. В данном случае рассмотрена технология, в которой такой процесс отсутствует, поэтому уровень исходных свойств заготовки под холодную обработку целиком зависит от условий литейного процесса.

Следует отметить, что если стандартом ГОСТ 2060—2006 на продукцию в виде прутков и проволоки из свинцовой латуни задано временное сопротивление в твердом состоянии не менее 490 МПа, то потребители часто задают более высокие требования по прочности на уровне 500...600 МПа. Как показали результаты выполненного исследования, для получения более прочной проволоки необходимо предусматривать большее число циклов волочения и термической обработки.

Заключение. Исследование свойств проволоки из свинцовой латуни ЛС59-1, полученной методом непрерывного литья, показало, что исходные свойства продукта можно повысить, применяя циклические методы волочения и термической обработки.

Пластические свойства: относительное удлинение до разрыва и степень деформации сдвига до разрушения, используя предложенные траектории обработки, можно увеличить в 4 раза, а прочностные свойства на 24 %. Зависимость прочностных свойств от суммарного относительного обжатия имеет минимум при координате 44 %. При увеличении суммарной степени деформации возможно достижение временного сопротивления на уровне 500 МПа. Для дальнейшего повышения прочностных свойств рекомендовано увеличить число циклов обработки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Chen Jian, Yan Wen, Li Wei at al.** Texture evolution and its simulation of cold drawing copper wires produced by continuous casting // Trans. Nonferrous Met. Soc. China. 2011. Vol. 21. P. 152—158. DOI: 10.1016/S1003-6326(11)60692-4.

2. **Логинов Ю.Н., Мысик Р.К.** Полунепрерывное и непрерывное литье меди и ее сплавов при производстве контактного провода // Литейщик России. 2005. № 1. С. 34—37.

3. **Логинов Ю.Н., Горланов А.Ю., Мурзинов О.Л.** Сравнительный анализ процессов холодной сортовой

прокатки и волочения проволоки из латуней // Производство проката. 2005. № 1. С. 16—20.

4. **Логинов Ю.Н., Овчинников А.С.** Повышение однородности структуры и свойств прессованных заготовок из альфа + бета свинцовых латуней // Металлург. 2015. № 4. С. 62—66.

5. **Колетвинов К.Ф., Таволжанский С.А., Пашков И.Н.** Получение заготовок высокотемпературных припоев на медной основе методом непрерывного литья вверх // Литейщик России. 2015. № 11. С. 29—31.

6. **Härkki K., Miettinen J.** Mathematical modeling of copper and brass upcasting // Metallurgical and Materials Transactions B. 1999. Vol. 30. Iss. 1. P. 75—98. DOI: 10.1007/s11663-999-0009-6.

7. **Спиридонов Д.В., Куберский С.В.** Современные технологические построения для производства проката из меди и ее сплавов на базе концепции минизаводов // Цветная металлургия. 2015. № 5. С. 16—19.

8. **Анизотропные** свойства непрерывнолитой медной катанки электротехнического назначения / Ю.Н. Логинов, Л.А. Мальцева, Л.М. Вырлина, Т.П. Копылова // Цветные металлы. 2002. № 4. С. 73—77.

9. **Логинов Ю.Н., Котов В.В.** Проявления текстуры в полуфабрикатах из меди / Особенности обработки и применения изделий из тяжелых цветных металлов: материалы Междунар. науч.-практ. конф. 2006. С. 368—377.

10. **Vilarinho C., Davim J.P., Soares D. et al.** Influence of the chemical composition on the machinability of brasses // Journal of Materials Processing Technology. 2005. Vol. 170. P. 441—447. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2005.05.035.

11. **Pantazopoulos G.A., Toulfatzis A.I.** Fracture modes and mechanical characteristics of machinable brass rods // Metallography, Microstructure, and Analysis. 2012. Vol. 1. P. 106—114. DOI: 10.1007/s13632-012-0019-7.

Александр Сергеевич Овчинников;
Юрий Николаевич Логинов, д-р техн. наук,
j.n.loginov@urfu.ru

ИнМаш ИЗДАТЕЛЬСТВО «ИННОВАЦИОННОЕ МАШИНОСТРОЕНИЕ»

СПРАВОЧНИК технолога-машиностроителя

в 2-х томах

Под ред. А.С. Васильева, А.А. Кутина

Издание 6-е, переработанное и дополненное 2018 г. 1574 с.

В справочнике использованы стандарты, действующие на 1 января 2018 г.

Цена 15 000 руб.

Том 1. Приведены сведения по управлению качеством и точности изготовления деталей машин, рекомендации по выбору заготовок, припуски на механическую обработку, сведения по разработке различных технологических процессов изготовления деталей, по обработке деталей на станках с ЧПУ и агрегатных станках, даны рекомендации по оформлению технической документации.

Том 2. Приведены сведения о металлорежущих станках и инструментах, станочных приспособлениях, режимах резания, методах и средствах измерения, обработке поверхностей пластическим деформированием, электрофизикохимическим методам обработки и технологии сборки. Также дан технико-экономический расчет вариантов технологических процессов.

Шестое издание (5-е изд. 2003 г. под ред. А.Г. Косиловой, Р.К. Мещерякова и др.) переработано и дополнено в соответствии с новыми достижениями технологической науки и практики и действующими стандартами.

Для инженерно-технических работников всех отраслей машиностроения, может быть полезен преподавателям, аспирантам и студентам вузов.

ПРИОБРЕСТИ КНИГУ ПО ЦЕНЕ ИЗДАТЕЛЯ МОЖНО, ПРИСЛАВ ЗАЯВКУ
по e-mail: realiz@mashin.ru
Дополнительная информация по телефону (495) 785-60-69 и на сайте WWW.MASHIN.RU

УДК 669.715

О.Е. Грушко, Б.В. Овсянников *(АО "Каменск-Уральский металлургический завод")*,
М.А. Гуреева *(ООО "Инновационные технологии", г. Москва)*,
В.В. Овчинников *(Московский политехнический университет, АО "Российская самолетостроительная корпорация "МиГ")*

Влияние микролегирования кальцием на литейные свойства, структуру и технологичность слитков сплава В-1341

Приведены результаты исследования влияния микролегирования алюминиевого сплава системы Al—Mg—Si кальцием в количестве 0,05...0,17 %. При литье слитков установлено, что введение в сплав кальция способствует устранению вероятности образования кристаллизационных трещин. Легирующая добавка кальция приводит к образованию в сплаве дисперсных частиц избыточных фаз переменного состава Al_3Si_2Ca и $Al_{12}Si_4Mg_3Ca$, способствующих зарождению новых зерен. Образование дисперсных частиц избыточных фаз оказывает на слиток модифицирующее действие, а также препятствует развитию собирательной рекристаллизации в процессе деформации и термической обработки слитка.

Ключевые слова: литье; слитки; алюминиевый сплав; система Al—Mg—Si; микролегирование; кальций; избыточные фазы; дисперсные частицы.

Results of influence of microalloying of aluminum alloy system Al—Mg—Si by 0.05...0.17 % calcium are presented. Incorporation of calcium into alloy promotes eliminate of probability of formation cristallization of cracks is established during casting of ignots. The calcium alloying additive leads to formation in alloy of dispersed particles of excess phases of variable composition Al_3Si_2Ca and $Al_{12}Si_4Mg_3Ca$, contributing to the nucleation of new grains. Formation of dispersed particles of phases has modifying effect on ingot, and also prevents the development of secondary recrystallization during deformation and heat treatment of the ingot.

Keywords: casting; ingots; aluminum alloy; Al—Mg—Si system; microalloying; calcium; excess phases; dispersed particles.

Введение. Сплавы типа АВ относятся к термически упрочняемым низколегированным сплавам на основе системы Al—Mg—Si. Основной упрочняющей фазой сплава является соединение Mg_2Si. Благодаря сочетанию высокой технологичности, хорошей коррозионной стойкости, удовлетворительной свариваемости при средней прочности сплавы данной системы легирования широко применяют в сварных конструкциях различного назначения [1—3].

При решении вопроса о конкретном использовании сплава в той или иной области необходимы сведения о комплексе его свойств, особенно это актуально при выборе материала для изготовления изделий авиационной техники. Получение любого катанного или прессованного полуфабриката алюминиевого сплава, чаще всего, начинается с получения слитка для его дальнейшей деформации. Поэтому свойства, структура и распределение легирующих элементов в слитке во многом определяют свойства получаемых полуфабрикатов.

Цель работы — изучение влияния микролегирования кальцием на литейные свойства, структуру и технологичность слитков сплава В-1341 системы Al—Mg—Si.

Методика проведения исследований. В процессе освоения и серийного производства изделий из сплава В-1341 было проведено большое количество исследований слитков и изготовленных из них полуфабрикатов. В работе

1. Химический состав слитков из сплавов В-1341 и АВ

Размер слитка, мм	Сплав	Содержание элементов, % мас. (Al — основа)										
		Si	Ca	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Fe	Прочие примеси	
											каждой	сумма
∅270	В-1341	1,0	0,11	0,2	0,21	0,53	0,08	0,06	0,08	0,2	<0,05	<0,15
∅377/105		1,0	0,05	0,3	0,32	0,79	0,15	0,01	0,08	0,4		
300×1100		1,0	0,17	0,2	0,28	0,62	0,01	0,01	0,06	0,2		
	АВ	1,0	–	0,3	0,29	0,79	0,13	0,02	0,05	0,3		
Отраслевой стандарт		0,5...1,2	0,05...0,15	0,1...0,5	0,05...0,1	0,45...0,9	0,25	0,2	0,15	0,5		

представлены результаты исследований слитков нескольких химических составов (табл. 1).

При литье слитков установлено, что сплав В-1341 не склонен к образованию кристаллизационных трещин, т.е. кальций улучшает литейные свойства сплавов системы Al—Mg—Si (Cu), которые склонны к горячеломкости. Это позволяет отливать из сплава В-1341 слитки любых размеров без образования кристаллизационных трещин [4—6].

Металлографические исследования включали анализ макро- и микроструктуры полученных слитков с использованием оптического микроскопа Bresser Science MTL-201 и сканирующего электронного микроскопа EVO-50 фирмы Carl Zeisse.

Исследовали структуру слитков круглого сечения ∅270 мм, полых слитков сечением ∅377/105 мм и плоских слитков сечением 300×1100 мм, из которых были изготовлены прессованные полуфабрикаты.

В целях установления интервала кристаллизации, а также фазовых превращений в процессе кристаллизации сплава В-1341, а также в процессе технологических нагревов проведены комплексное исследование слитков методом дифференциально-термического анализа (ДТА) в режиме нагрева и охлаждения металла, моделирование изменения фазового состава в программе Thermo Calc, а также микрорентгеноспектральный анализ фаз в образцах, отобранных из слитка.

Результаты исследований и их обсуждение. На рис. 1, *а* приведена макроструктура поперечного сечения слитка ∅270 мм из сплава В-1341. Как видно, слиток имеет крупнозернистую структуру со средним размером зерна 400...526 мкм.

Слиток ∅270 мм в литом состоянии имеет микроструктуру с дендритным строением зерна, выделений внутри зерна не наблюдается (рис. 1, *б*, *в*). По границам зерен кристаллизуются фазы в виде вытянутых тонких прослоек темного и светлого цветов. Гомогенизация слитка по режиму 570 °С, 8 ч приводит к заметному растворению фаз и последующему выделению их внутри зерна. Эвтектические составляющие, расположенные по границам зерен, приобретают более округлую форму — коагулируют (рис. 1, *г, д*).

Макроструктура поперечного сечения слитка ∅377/105 мм из сплава В-1341 мелкозернистая по всему сечению слитка. В макроструктуре донной и литниковой частей слитка наблюдается неоднородность в виде светлых полос различных по травимости. Также в макроструктуре литниковой и донной частей слитка наблюдаются следы от неслитин.

Размер зерна в слитке из сплава В-1341, оцениваемый по микрошлифам, составляет в среднем 147 мкм в литниковой части и 139 мкм в донной части.

Для отражения влияния кальция на свойства слитков и полуфабрикатов из сплавов системы Al—Mg—Si (Cu) в абсолютно одинаковых условиях было приготовлено две плавки, отличающиеся только содержанием кальция. Эти плавки были отлиты в слитки сечением 300×1100 мм.

В качестве материала для исследования были использованы темплеты, отобранные от литниковой части слитков. Анализ макроструктуры поперечного сечения слитков сечением 300×1100 мм сплавов В-1341 и АВ показал, что слиток имеет однородную мелкозернистую структуру по всему сечению.

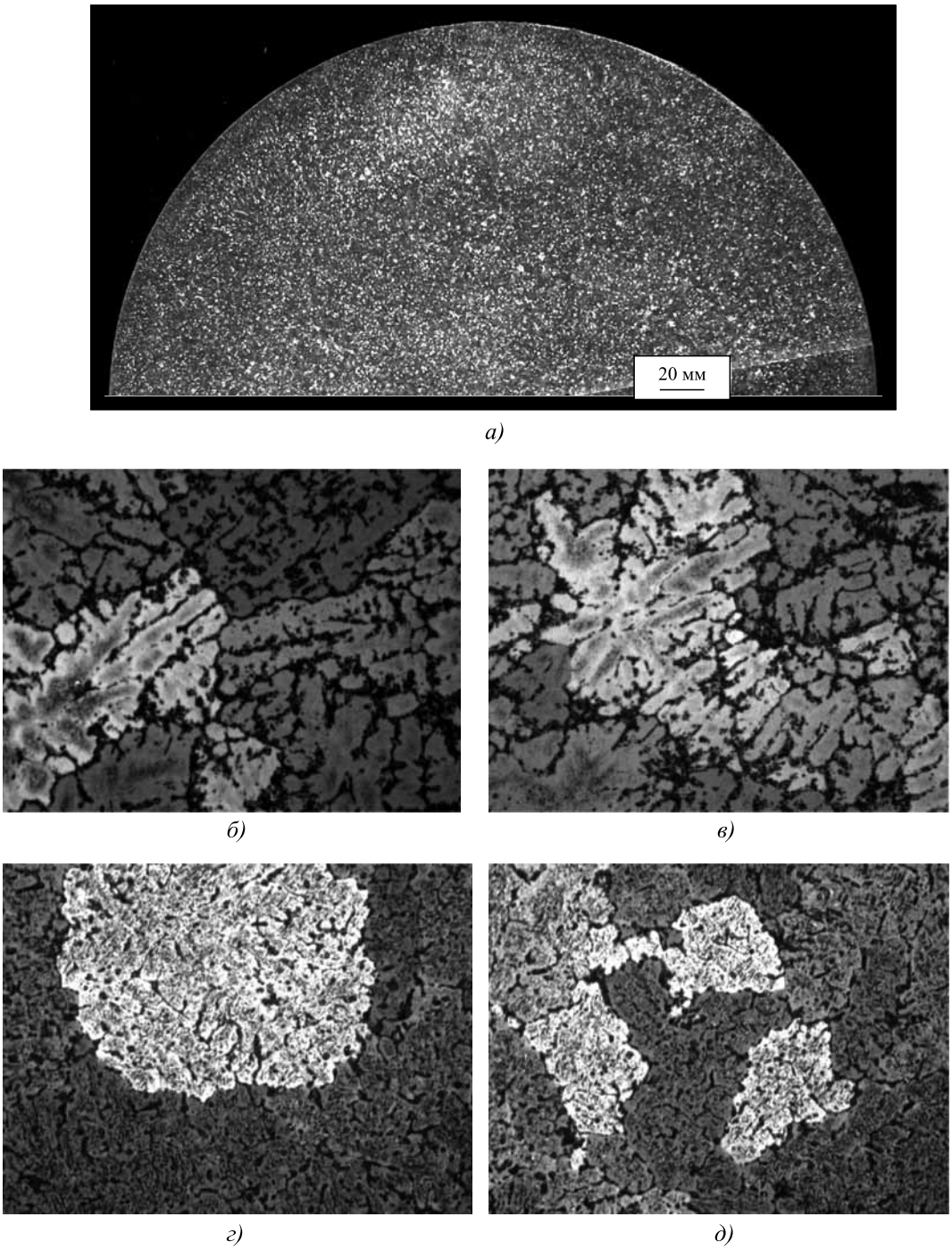


Рис. 1. Макроструктура (*а*) и микроструктуры (×50) центральных (*б*, *г*) и периферийных (*в*, *д*) слоев слитка ∅270 мм из сплава В-1341:

б, *в* — без гомогенизирующего отжига; *г*, *д* — отжиг по режиму 570 °С, 8 ч

В микроструктуре центральных и периферийных слоев слитка из сплава В-1341 наблюдаются фазы двух типов (рис. 2):

— светлые скелетообразные структурные составляющие, залегающие по границам зерен;

— темные компактные фазы округлой формы, преимущественно расположенные по границам зерен.

На периферии слитка эти фазы имеют более тонкое строение по сравнению с центральными слоями слитка. Внутри зерна наблюдаются выделения вторых фаз в виде тонких игл, имеющих различную ориентировку в пределах одного зерна.

Распределение кремния, магния, марганца, меди и кальция по ширине и толщине слитка

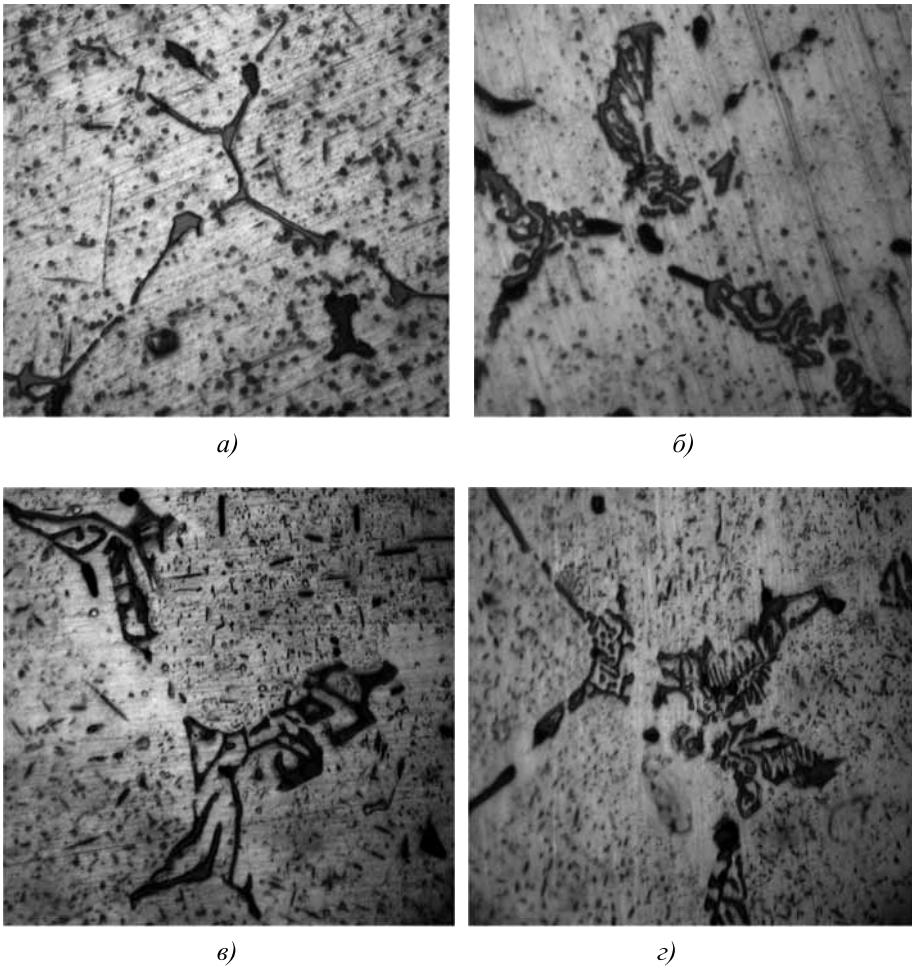


Рис. 2. Микроструктуры центральных (*а*, *в*) и периферийных (*б*, *г*) слоев слитка сечением 300×1100 мм (×400):

а, *б* — сплав В-1341; *в*, *г* — сплав АВ

из сплава В-1341 происходит равномерно, на периферии слитка на глубине 20...30 мм наблюдается незначительная обратная ликвация этих элементов.

ДТА образца из центральной зоны слитка, отожженного по режиму 380...420 °С, 2 ч, показал, что температура солидуса слитка сплава В-1341 составляет 595 °С, а температура ликвидуса 655 °С. На термограмме при температуре 567 °С наблюдается слабовыраженный эндотермический пик, свидетельствующий о плавлении неравновесной эвтектики в сплаве. Слабовыраженные пики означают, что доля неравновесной эвтектики в сплаве незначительна.

В программе Thermo Calc по модели Sheil-Gulliver проведено моделирование изменения фазового состава сплава В-1341 в условиях неравновесной кристаллизации. В расчетах использован полный химический состав исследуемого сплава.

Анализ политерм изменения фазового состава в условиях неравновесной кристаллизации, рассчитанных в программе Thermo Calc по модели Sheil-Gulliver для сплава В-1341 и сплава аналогичного состава (АВ), в котором отсутствует кальций, показал, что кристаллизация сплава В-1341 начинается при температуре приблизительно 649 °С с выделением из жидкости кристаллов α-твердого раствора на основе алюминия, что характерно для сплавов обоих составов.

Дальнейшее охлаждение и достижение температуры приблизительно 646 °С сопровождаются для сплава, содержащего кальций, кристаллизацией эвтектики α-твердого раствора на основе Al + Ca, содержащей фазу Al_2CaSi_2. Данная фаза при дальнейшем охлаждении не претерпевает изменения и наследуется литой структурой сплава. По данным моделирования другие фазы в сплаве В-1341 отсутствуют. В сплаве без кальция фаза Al_2CaSi_2 закономерно отсутствует.

Температуры начала кристаллизации фазы Al_6Mn для сплавов обоих составов близки и для сплавов В-1341 и АВ составляют 624 и 620 °С соответственно. По данным расчета дальнейшее охлаждение сплавов сопровождается выделением из жидкости фазы Al_3Fe.

Последней для обоих сплавов кристаллизуется фаза Mg_2Si. Температуры ее кристаллизации, которая таким образом является температурой неравновесного солидуса, отличаются и составляют 570 и 560 °С для сплавов В-1341 и АВ соответственно.

Кроме силицида Mg_2Si обнаруживаются различные метастабильные фазы, образованные добавками (или примесями) марганца и примесями железа и кремния, которые существенно усложняют и затрудняют расшифровку фазового состава. К числу таких фаз можно отнести α(Al—Fe—Si)-, β(Al—Fe—Si)-

фазы, а при содержании примеси марганца на верхнем пределе (0,2 % мас.) — соответственно изоморфные фазы (Al—Mn—Si) и (Al—Mn—Fe), образующие ряды твердых растворов (Al, Mn, Fe, Si)-растворов.

Микрорентгеноспектральным анализом установлено, что в структуре гомогенизированного слитка из сплава В-1341 присутствуют сложные по химическому составу железосодержащие фазы скелетообразной формы светлого цвета и фазы AlSiCa в виде тонких пластин темно-серого цвета, а также фаза Mg_2Si в виде небольших частиц компактной формы.

Легирующая добавка кальция приводит к образованию в сплаве В-1341 дисперсных частиц избыточных интерметаллических фаз переменного состава Al_3Si_2Ca и $Al_{12}Si_4Mg_3Ca$, способствующих зарождению новых зерен. Вероятно, кальций (как поверхностно-активный элемент) изменяет вклад зернограничной энергии, что является модифицирующим фактором, а также фактором, сдерживающим развитие собирательной рекристаллизации в процессе деформации и термической обработки.

В процессе неравновесной кристаллизации в слитках возникает химическая микронеоднородность, которая проявляется в виде дендритной ликвации, в результате чего литой сплав имеет следующие недостатки.

Пластичность сплава уменьшается в результате появления избыточной хрупкой фазы. Особенно сильно снижается пластичность при образовании по границам дендритных ячеек сплошных прослоек из грубых частиц интерметаллидных фаз.

Центральные участки дендритных ячеек и их границы, имеющие разный химический состав, образуют микрогальванические пары. Поэтому внутрикристаллитная ликвация твердого раствора уменьшает стойкость против электрохимической коррозии. Появление неравновесной избыточной фазы в твердом растворе также снижает стойкость против коррозии.

При обработке давлением микроучастки, имеющие разный химический состав, вытягиваются, и может возникнуть строчечная структура, которая приведет к анизотропии свойств и повышению склонности к межкристаллитному разрушению.

Дендритная ликвация снижает температуру солидуса сплава, что нежелательно. Например, при быстром нагреве под закалку или обработку давлением изделие может частично оплавиться на участках, где находится неравновесная эвтектика.

Для устранения этих недостатков слитки подвергают гомогенизационному отжигу, при котором обеспечиваются устранение химической микронеоднородности, возникающей в процессе неравновесной кристаллизации, растворение всех неравновесных эвтектических фаз при нагреве и выделение их части в благоприятной (дисперсной) форме при охлаждении.

Для установления температурных интервалов фазовых превращений и для выбора режима гомогенизационного отжига проведен дифференциально-термический анализ (ДТА) образцов из темплетов слитков сплава В-1341 от плавки с фактическим содержанием кальция 0,05 и 0,11 % (рис. 3).

По результатам ДТА можно сделать вывод, что неравновесный солидус сплава В-1341 находится в интервале температур 595...603 °С. Также на термограммах плавок с 0,05 и 0,11 % Ca при температуре 555 °С и в интервале температур 470...530 °С соответственно, по всей видимости, происходит растворение фазы Mg_2Si в матрице сплава, что характерно для других сплавов системы Al—Mg—Si.

Исходя из полученных данных, для обеспечения максимального растворения избыточных фаз температура гомогенизации слитков выбрана в интервале 560...575 °С. Механические свойства литого и гомогенизированного слитков при температуре деформации представлены на рис. 4.

Образцы для испытаний механических свойств слитков из сплавов АВ и В-1341 были вырезаны из центральной зоны в высотном направлении.

В табл. 2 приведены результаты испытаний механических свойств слитка из сплава В-1341 в сравнении с результатами механических свойств слитка из сплава АВ. Слиток из сплава АВ при повышенных температурах испытания в интервале 300...510 °С имеет более высокие значения предела прочности и предела текучести в сравнении со слитком из сплава В-1341.

Слиток из сплава АВ имеет наиболее высокие значения относительного удлинения в интервале температур 390...420 °С ($\delta_{ср}$ = 40,4 %),

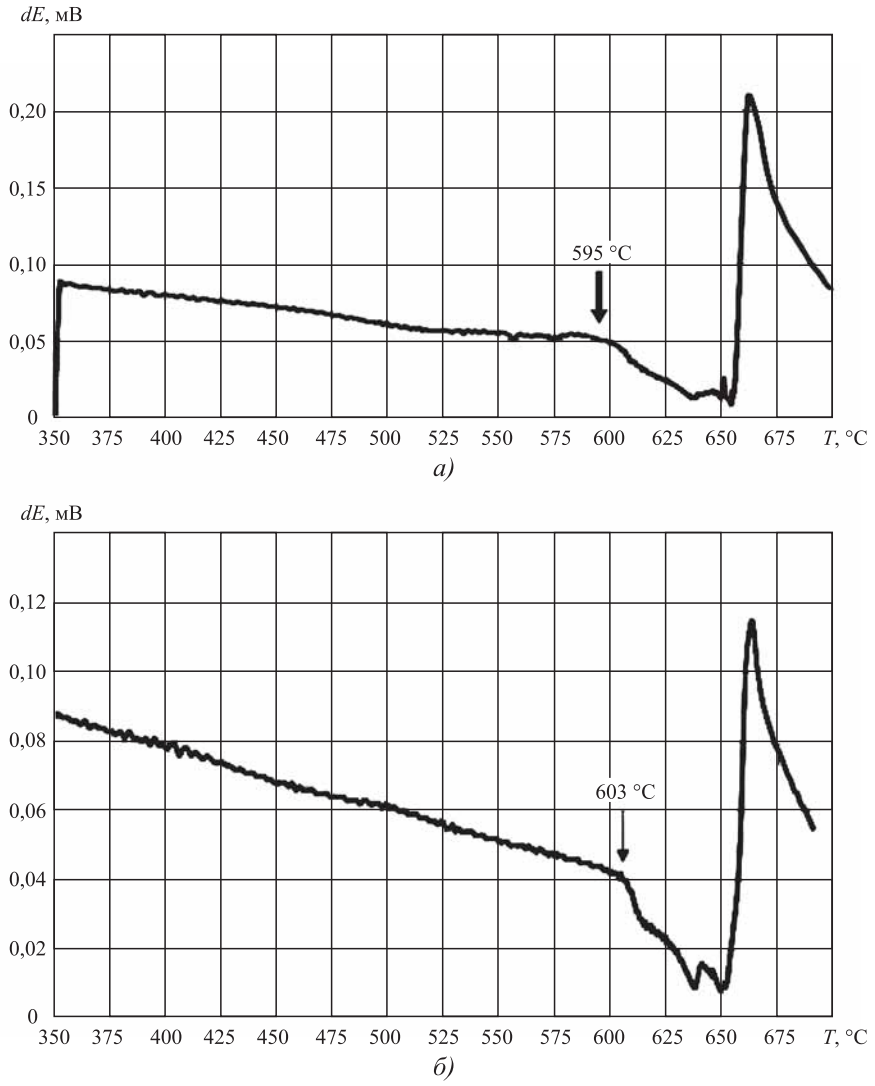


Рис. 3. Кривые ДТА при нагреве слитков из сплава В-1341 со скоростью 14 °С/мин:

а — 0,05 % Ca; *б* — 0,11 % Ca

а слиток из сплава В-1341 обладает наиболее высокими значениями относительного удлинения в интервале температур 420...480 °С ($\delta_{ср}$ = 47,3 %).

Слиток из сплава АВ обладает наиболее высокими значениями относительного сужения в интервале температур 390...510 °С ($\psi_{ср}$ = 87,3 %), а слиток из сплава В-1341 имеет более высокие значения относительного сужения в интервале температур 450...480 °С ($\psi_{ср}$ = 88,9 %).

Испытания механических свойств при повышенных температурах позволяют однозначно утверждать, что введение кальция в сплав системы Al—Si—Mg (Cu) ведет к повышению технологической пластичности сплава и улучшает его деформируемость.

Из гомогенизированных и отфрезерованных слитков сплава В-1341 были получены горячекатаные полосы толщиной 8,0 мм, из которых холодной прокаткой изготовлены листы толщиной 0,8...3,0 мм. После закалки листов от температуры 525 °С в промышленных условиях от них были отобраны образцы и состарены в лабораторных условиях по режиму Т1: температура старения 170 °С, длительность старения 12 ч. Механические свойства состаренных образцов из сплава В-1341 приведены в табл. 3.

Как видно из табл. 3, значения механических свойств образцов в состоянии Т1 соответствуют требованиям технических условий.

Для выяснения вопроса о том, в каком состоянии кальций находится в структуре

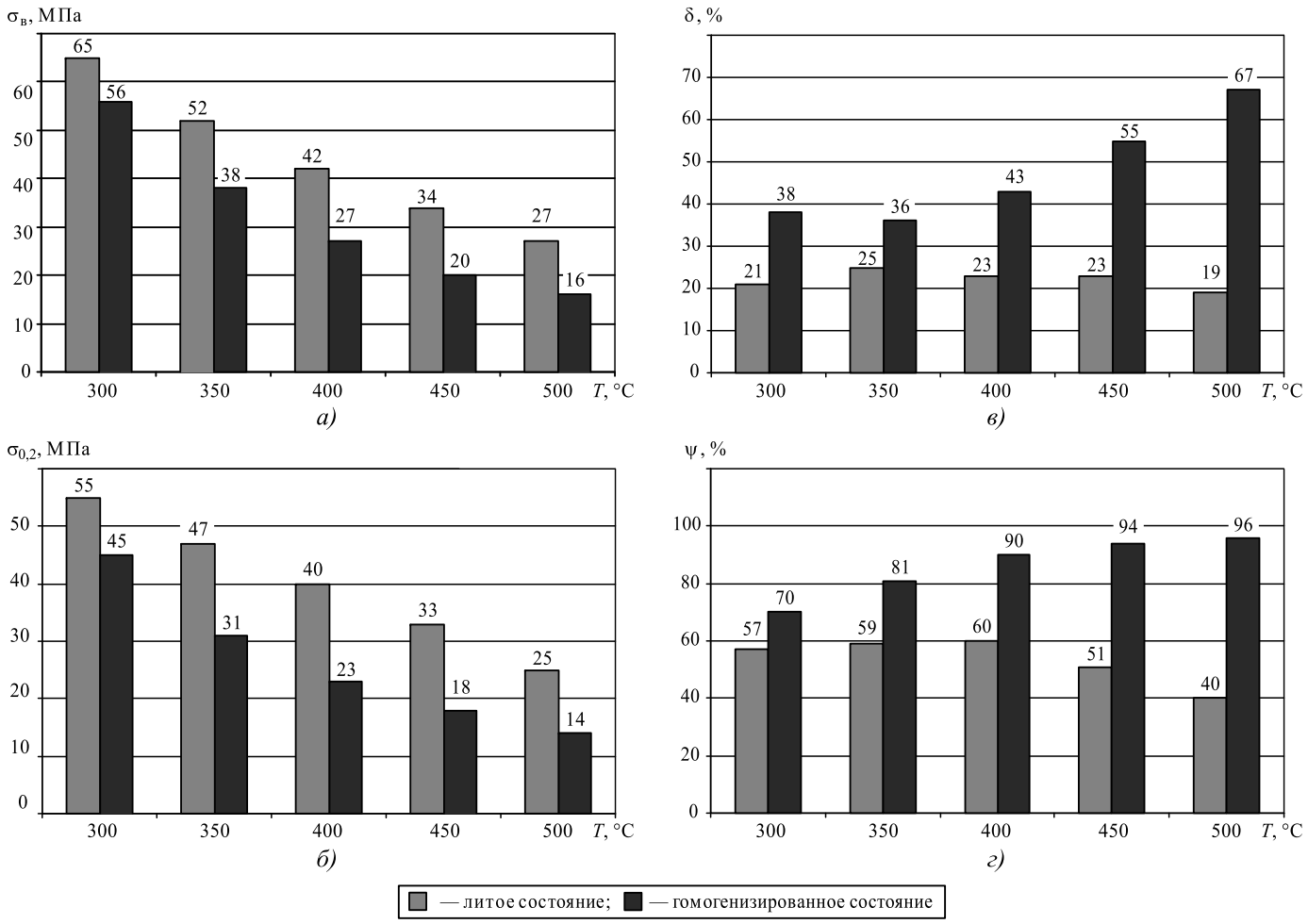


Рис. 4. Механические свойства слитка ∅270 мм из сплава В-1341 при повышенных температурах

2. Механические свойства слитков сечением 300×1100 мм из сплавов В-1341 и АВ

Сплав	Температура испытаний, °С								
	20	300	330	360	390	420	450	480	510
Предел прочности $\sigma_в$, МПа									
В-1341	135	55	46	38	31	25	20	16	14
АВ	148	58	49	42	37	30	25	22	19
Предел текучести условный $\sigma_{0,2}$, МПа									
В-1341	58	42	34	33	27	22	18	15	12
АВ	120	49	41	36	32	27	24	21	18
Относительное удлинение δ, %									
В-1341	18,8	31,1	32,5	37,6	42,3	48,9	46,0	47,1	43,6
АВ	20,0	32,7	33,6	34,5	38,5	43,2	32,4	38,1	28,5
Относительное сужение ψ, %									
В-1341	22,6	63,5	71,1	74,3	83,2	75,1	89,6	88,2	82,3
АВ	32,4	74,3	80,6	82,9	87,7	87,3	87,5	88,2	88,4

3. Механические свойства листов в состоянии Т1 из сплава В-1341, содержащего 0,12 % Са (закалка от 525 °С после выдержки 3...10 мин + искусственное старение по режиму 170 °С, 12 ч)

Толщина листа, мм	Направление вырезки	$\sigma_в$	$\sigma_{0,2}$	δ, %
		МПа		
0,8	Поперечное	336	318	11
1,0		344	326	
1,2		384	359	
1,5		340	320	14
3,0		333	322	15
2,0	Долевое		320	13
	Поперечное		321	14
	Под углом 45° к направлению прокатки	330	315	
0,6...3,0 (ТУ 1-804-428—05)	Поперечное		260	10

состаренных образцов, поверхности разрушения нескольких разрывных образцов от листов толщиной 1,0 мм подвергли количественному микрорентгеноспектральному анализу. Установлено, что в поверхности разрушения образцов наблюдаются сравнительно дисперсные и равномерно распределенные округлые частицы диаметром 2...8 мкм, состав которых близок соединению Al_4Si_2Ca [7, 8].

Выводы

1. Микролегирование сплава В-1341 кальцием вызывает формирование в структуре слитков кальцийсодержащих фаз переменного состава Al_xSi_yCa и $Al_xSi_yMg_zCa$. Гомогенизированные слитки сечением 300×1100 мм из сплава В-1341 имеют более высокую технологическую пластичность при температурах горячей деформации, чем аналогичные слитки из сплава АВ.

2. Листы толщиной 0,8...3,0 мм, изготовленные из слитков сплава В-1341, характеризуются в состоянии Т1 механическими свойствами, соответствующими требуемым значениям.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Елагин В.И.** О структурном упрочнении алюминиевых сплавов // Цветные металлы. 2005. № 5—6. С. 134—140.
2. **Takeda H., Hibino A., Takata K.** Влияние кристаллической ориентации на способность к гибке Al—Mg—Si сплавов // Journal of Japan Institute of light metals. 2010. Vol. 60. No. 5. P. 231—236.
3. **Металлические** примеси в алюминиевых сплавах / А.В. Курдюмов, С.В. Инкин, В.С. Чулков, Г.Г. Шадрин. М.: Металлургия, 1988. 143 с.
4. **Пат. 32255133 РФ, МКП С22С21/04.** Деформируемый сплав на основе алюминия и изделие, выполненное из этого сплава / И.Н. Фридляндер, О.Е. Грушко, Л.М. Шевелева, В.Ф. Шамрай, В.В. Овчинников, приоритет изобретения. 19 декабря 2003 г.
5. **Фридляндер И.Н., Берстенев В.В., Ткаченко Е.А. и др.** Влияние термической обработки и деформации на величину зерна и механические свойства сплавов типа дуралюмин // Металловедение и термическая обработка металлов. 2003. № 7. С. 3—6.
6. **Елагин В.И.** Состояние и пути повышения трещиностойкости высокопрочных алюминиевых сплавов. // Металловедение и термическая обработка металлов. 2002. № 9. С. 10—19.
7. **Гуреева М.А., Грушко О.Е.** Влияние термической обработки на структуру и свойства алюминиевого сплава АВ // Металловедение и термическая обработка металлов. 2012. № 2. С. 23—28.
8. **Гуреева М.А.** Модифицирование слитков алюминиевых сплавов системы Al—Mg—Si кальцием // Заготовительные производства в машиностроении. 2015. № 9. С. 3—7.

Ольга Евгеньевна Грушко, д-р техн. наук;
Борис Владимирович Овсянников, канд. техн. наук;
Марина Алексеевна Гуреева, канд. техн. наук;
Виктор Васильевич Овчинников, д-р техн. наук,
vikov1956@mail.ru

Сварка. Гибридная лазерно-дуговая сварка сталей, никеля и никелевых сплавов. Уровни качества для дефектов по ГОСТ ISO 12932—2017*

1. Область применения. ГОСТ ISO 12932—2017 устанавливает уровни качества для дефектов сварных соединений, полученных гибридной лазерно-дуговой сваркой для всех типов стали, никеля и никелевых сплавов. Настоящий стандарт применим к материалам толщиной ⩾0,5 мм.

Представлены три уровня качества для широкого ассортимента сварной продукции. Эти уровни обозначены: B, C и D. Уровень качества B соответствует самым высоким требованиям к готовому сварному шву. Уровни качества относятся к качеству продукции, а не к соответствию назначения произведенного изделия (см. 3.3).

2. Нормативные ссылки. Для применения настоящего стандарта необходимы следующие ссылочные документы. Для датированных ссылок применяют только указанное издание ссылочного документа, для недатированных ссылок применяют последнее издание ссылочного документа (включая все изменения к нему):

- ISO 2553 Welding and allied processes — Symbolic representation on drawings — Welded, brazed and soldered joints (Сварка и родственные процессы. Условные обозначения на чертежах. Сварные соединения);
- ISO 5817:2003 Welding — Fusion-welded joints in steel, nickel, titanium and their alloys (beam welding excluded) — Quality levels for imperfections [Сварка. Сварные соединения из стали, никеля, титана и их сплавов, полученные сваркой плавлением (исключая лучевые способы сварки). Уровни качества по дефектам]. Заменен на ISO 5817:2014 "Сварка. Сварные соединения из стали, никеля, титана и их сплавов, полученные сваркой плавлением (исключая лучевые способы сварки). Уровни качества по дефектам";
- ISO 6520-1 Welding and allied processes — Classification of geometric imperfections in metallic materials — Part 1: Fusion welding (Сварка и родственные процессы. Классификация геометрических дефектов металлических материалов. Часть 1. Сварка плавлением).

3. Термины и определения. В настоящем стандарте применены следующие термины с соответствующими определениями:

3.1. **Гибридная сварка** (hybrid welding) — два или более процессов сварки плавлением, которые взаимодействуют в одной сварочной ванне.

Гибридная сварка отличается от комбинации процессов тем, что в комбинации процессов присутствуют как минимум две сварочные ванны, полностью разделенные твердым компонентом между фазами затвердевания. На рис. 1 приведены примеры комбинированного процесса и гибридного процесса с образованием одной сварочной ванны лазерным лучом и дополнительным источником — энергией дуги.

3.2. **Уровень качества** (quality level) — описание качества сварного шва на основе типа, размера и количества отобранных дефектов.

[ISO 5817:2003, 3.1]

3.3. **Соответствие назначению** (fitness-for-purpose) — способность изделия, процесса или услуги соответствовать определенному назначению при заданных условиях.

[ISO 5817:2003, 3.2]

3.4. **Короткие дефекты** (short imperfection) — в случаях, когда сварной шов имеет длину 100 мм или более, дефекты считаются короткими, если на 100-миллиметровом участке, содержащем наибольшее количество дефектов, их суммарная длина не превышает 25 мм.

[ISO 5817:2003, 3.3]

3.5. **Короткие дефекты** (short imperfection) — в случаях, когда сварной шов имеет длину менее 100 мм, дефекты считаются короткими, если их суммарная длина не превышает 25 % длины сварного шва.

[ISO 5817:2003, 3.3]

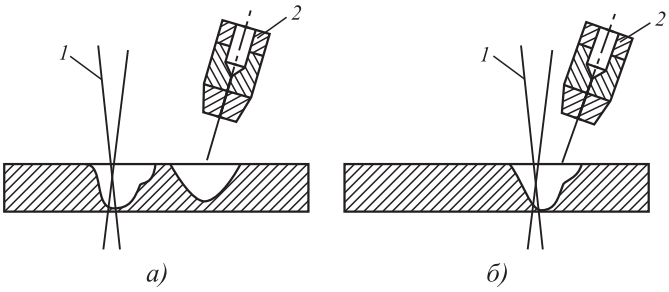


Рис. 1. Комбинация сварочных процессов:

а — комбинированный процесс; *б* — гибридный процесс; *1* — лазерный луч; *2* — горелка

* Дата введения 1 марта 2019 г.

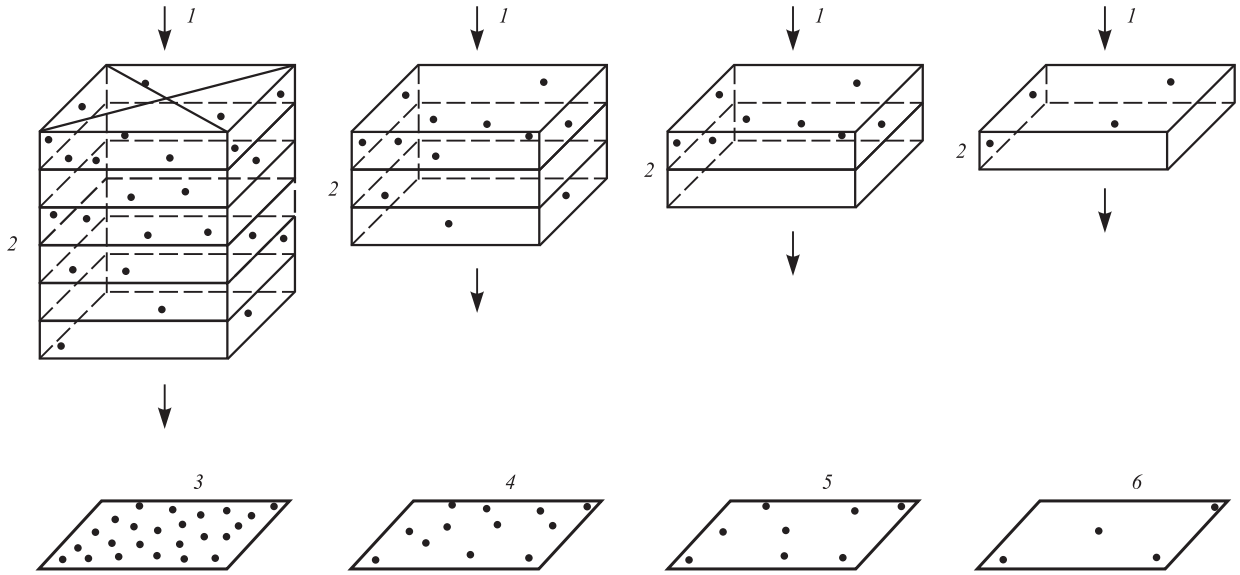


Рис. 2. Рентгенографические пленки образцов с идентичной распространенностью пор на единицу объема:
1 — направление рентгеновского излучения; *2* — элемент объема с четырьмя порами; *3* — шестислойная толщина; *4* — трехслойная толщина; *5* — двухслойная толщина; *6* — однослойная толщина

3.6. **Систематический дефект** (systematic imperfection) — дефекты, которые циклически распределены по длине проверяемого сварного шва, размер одиночного дефекта не должен превышать установленных пределов.

[ISO 5817:2003, 3.4]

3.7. **Площадь проекции** (cross-sectional area) — площадь, на которой дефекты, распределенные по объему сварного шва, при анализе представляются распределенными по плоскости.

В отличие от площади поперечного сечения, распространенность дефектов зависит от толщины просвечиваемого рентгеном сварного шва (рис. 2).

[ISO/TR 5817:2003, 3.5]

3.8. **Площадь поперечного сечения** (cross-sectional area) — площадь, которую нужно рассматривать после разрушения или разрезания.

[ISO/TR 5817:2003, 3.6]

4. Обозначения. В настоящем стандарте применены следующие обозначения:

a — номинальная толщина углового сварного шва (см. ISO 2553);

A — область, охватывающая газовую пору;

b — ширина выпуклости сварного шва;

d — диаметр газовой поры;

d_A — диаметр области, охватывающей газовую пору;

h — высота или ширина дефекта;

l — длина дефекта вдоль направления сварного шва;

l_p — длина площади проекции или поперечного сечения;

s — номинальная толщина прилегающего поперечного сечения или стыкового сварного шва (см. ISO 2553);

t — толщина стенки или полки (номинальный размер);

W_p — ширина сварного шва или ширина или высота площади поперечного сечения на изломе;

z — величина катета углового сварного шва (см. ISO 2553);

α — угол в месте перехода основного металла и сварного шва;

β — угол углового смещения.

5. Оценка дефектов. Ограничения на дефекты даны в табл. 1. Эти ограничения применяются к готовому сварному шву, а также могут быть использованы на промежуточной стадии изготовления.

Если для выявления дефектов применяются микроисследования, то должны рассматриваться только те дефекты, которые могут быть выявлены с использованием не более чем десятикратного увеличения. Исключением являются микротрещины (см. табл. 1, № 2.2) и микроскопические несплавления (см. табл. 1, № 1.5).

Систематические дефекты разрешаются только для уровня качества D при условии выполнения прочих требований таблицы.

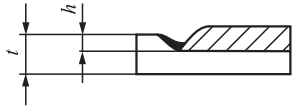
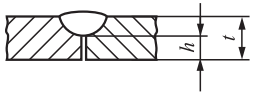
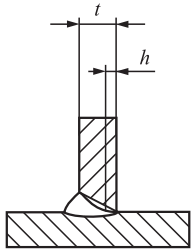
Сварное соединение необходимо оценивать по каждому конкретному типу дефектов отдельно.

Различные типы дефектов, проявляющиеся в каком-либо поперечном сечении сварного соединения, требуют отдельного рассмотрения (см. табл. 1, множественные дефекты).

Ограничения на множественные дефекты применимы только в случаях, когда требования к единичным дефектам не превышены.

Любые два смежных дефекта, удаленные на расстояние, меньше чем больший размер меньшего дефекта, должны рассматриваться как единый дефект.

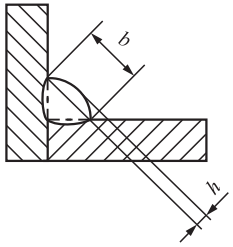
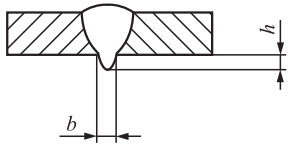
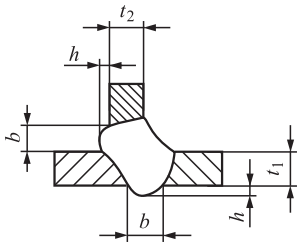
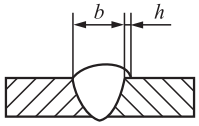
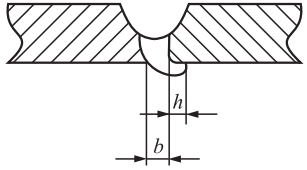
1. Ограничения на дефекты

№ п/п	Обозначение по ISO 6520-1	Наименование дефекта	Примечание	t, мм	Ограничения на дефекты для различных уровней качества		
					D	C	B
1. Поверхностные дефекты							
1.1	100	Трещина	—	—	Не допускаются	Не допускаются	Не допускаются
1.2	104	Кратерная трещина			Допускаются		
1.3	2017	Поверхностная пора	Максимальный размер отдельной поры для: стыковых швов угловых швов	⩽3	$d \leqslant 0{,}3s$ $d \leqslant 0{,}5a$		
				>3	$d \leqslant 0{,}3s$, но не более 3 мм или ширина шва, в зависимости от того, какая величина меньше $d \leqslant 0{,}5a$, но не более 3 мм	$d \leqslant 0{,}2s$, но не более 2 мм, $d \leqslant 0{,}4a$, но не более 2 мм	
1.4	2025	Незаваренный кратер		⩽3	$h \leqslant 0{,}2t$	Не допускаются	
				>3	$h \leqslant 0{,}2t$, но не более 2 мм	$h \leqslant 0{,}1t$, но не более 1 мм	
1.5	401	Несплавление	—	⩾0,5	Не допускаются		
		Микро-несплавление	Обычно видны только под микроскопом (×50)		Допускаются		
1.6	4021	Непровар в корне сварного шва	Для односторонних стыковых швов:  Для односторонних тавровых соединений (стыковые швы): 	—	Короткие дефекты: $h \leqslant 0{,}15t$, но не более 1 мм	Не допускаются	

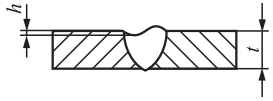
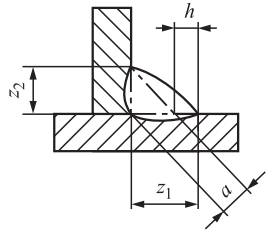
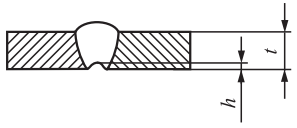
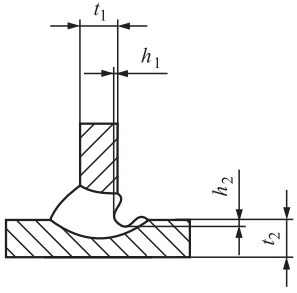
Продолжение табл. 1

№ п/п	Обозначение по ISO 6520-1	Наименование дефекта	Примечание	t, мм	Ограничения на дефекты для различных уровней качества		
					D	C	B
1.7	5011 5012	Непрерывный подрез Прерывистый подрез	Требуется гладкий переход. Такой дефект не считают систематическим	—	$h \leqslant 0{,}2t$, но не более 1 мм	$h \leqslant 0{,}1t$, но не более 0,5 мм	$h \leqslant 0{,}05t$, но не более 0,5 мм
1.8	5013	Подрез корня шва (стыковой шов) Усадочная канавка (неглубокий подрез, вогнутость обратной стороны шва) (тавровый шов, полный провар)	Требуется гладкий переход	—	$h \leqslant 0{,}2t$, но не более 1 мм	$h \leqslant 0{,}1t$, но не более 0,5 мм	$h \leqslant 0{,}05t$, но не более 0,5 мм
1.9	502	Превышение выпуклости (стыковой шов)	Требуется гладкий переход	—	$h \leqslant 1$ мм $+ 0{,}25b$, но не более 10 мм	$h \leqslant 1$ мм $+ 0{,}15b$, но не более 7 мм	$h \leqslant 1$ мм $+ 0{,}1b$, но не более 5 мм

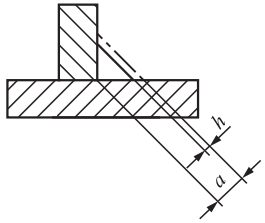
Продолжение табл. 1

№ п/п	Обозначение по ISO 6520-1	Наименование дефекта	Примечание	t, мм	Ограничения на дефекты для различных уровней качества		
					D	C	B
1.10	503	Превышение выпуклости (угловой шов)	Требуется гладкий переход 	—	$h \leqslant$ 1 мм + 0,25b, но не более 5 мм	$h \leqslant$ 1 мм + 0,15b, но не более 4 мм	$h \leqslant$ 1 мм + 0,1b, но не более 3 мм
1.11	504	Превышение проплава		$\leqslant 3$	$h \leqslant$ 1 мм + 0,6b	$h \leqslant$ 1 мм + 0,3b	$h \leqslant$ 1 мм + 0,1b
				> 3	$h \leqslant$ 1 мм + 1,0b или 5 мм, в зависимости от того, какая величина меньше	$h \leqslant$ 1 мм + 0,6b или 4 мм, в зависимости от того, какая величина меньше	$h \leqslant$ 1 мм + 0,3b или 3 мм, в зависимости от того, какая величина меньше
1.12	5061	Натек на лицевой стороне сварного шва		—	$h \leqslant$ 0,2b	Не допускаются	
	5062	Натек в корне шва		—	$h \leqslant$ 0,2b		

Продолжение табл. 1

№ п/п	Обозначение по ISO 6520-1	Наименование дефекта	Примечание	t, мм	Ограничения на дефекты для различных уровней качества		
					D	C	B
1.13	509	Протек	Требуется гладкий переход	$\leqslant 3$	Короткие дефекты: $h \leqslant 0{,}25t$	Короткие дефекты: $h \leqslant 0{,}1t$	Не допускаются
	511	Незаполненная разделка кромок		> 3	Короткие дефекты: $h \leqslant 0{,}25t$, но не более 2 мм	Короткие дефекты: $h \leqslant 0{,}1t$, но не более 1 мм	Короткие дефекты: $h \leqslant 0{,}05t$, но не более 0,5 мм
1.14	510	Прожог	—	—	Не допускаются		
1.15	512	Асимметрия углового шва (существенное неравенство катетов шва)	Для случаев, когда симметрия углового шва не оговорена  Односторонняя гибридная сварка с неполным проваром	—	$h \leqslant 2$ мм $+ 0{,}2a$	$h \leqslant 2$ мм $+ 0{,}15a$	$h \leqslant 1{,}5$ мм $+ 0{,}15a$
1.16	515	Вогнутость корня шва	Требуется гладкий переход 	$\leqslant 3$	$h \leqslant 0{,}2$ мм $+ 0{,}1t$ (это ограничение зависит от толщины пластины)	Короткие дефекты: $h \leqslant 0{,}1t$ (это ограничение зависит от толщины пластины)	Не допускаются
				> 3	Короткие дефекты: $h_{(x)} \leqslant 0{,}3t_{(x)}$, но не более 2 мм	Короткие дефекты: $h_{(x)} \leqslant 0{,}2t_{(x)}$, но не более 1 мм	Короткие дефекты: $h_{(x)} \leqslant 0{,}1t_{(x)}$, но не более 0,5 мм

Продолжение табл. 1

№ п/п	Обозначение по ISO 6520-1	Наименование дефекта	Примечание	t, мм	Ограничения на дефекты для различных уровней качества		
					D	C	B
1.17	516	Корневая пористость	Рыхлые образования в корне сварного шва за счет прохождения пузырьков через металл сварного шва во время затвердевания (например, недостаток защиты газом обратной стороны шва)	—	Допускаются локально	Не допускаются	Не допускаются
1.18	5213	Занижение толщины углового шва		⩽ 3	Короткие дефекты: $h \leqslant 0{,}2$ мм + $0{,}1a$	Короткие дефекты: $h \leqslant 0{,}2$ мм	
			Применимо только, если задана a. Не полностью присоединенная полка и односторонняя гибридная сварка	> 3	Короткие дефекты: $h \leqslant 0{,}3$ мм + $0{,}1a$, но не более 2 мм	Короткие дефекты: $h \leqslant 0{,}3$ мм + $0{,}1a$, но не более 1 мм	
1.19	602	Брызги металла	—	⩾ 5	В зависимости от назначения, например материал, защита от коррозии		

(Продолжение следует.)

25-я Международная промышленная выставка

"Металл-Экспо'2019"

12—15 ноября 2019 г., Москва

Место проведения: ВДНХ, павильон 75

Тематика выставки:

- Черные металлы: производство продукции черной металлургии (заготовки, сортовой и листовой прокат, трубы)
- Цветные металлы: производство продукции цветной металлургии (сырье, вторичные металлы, полуфабрикаты, прокат, профили)
- Специальные стали и сплавы: плоский и сортовой прокат, трубы
- Продукция высоких переделов: лист с покрытием, гнутые профили, металлоконструкции и др.
- Метизы: проволока, канаты, сетка, крепеж и др.
- Металлотрейдеры и складская металлоторговля продукцией черных и цветных металлов
- Оборудование и технологии для металлургической промышленности
- Оборудование и технологии для горнодобывающей промышленности
- Подъемно-транспортное оборудование
- Сырье и материалы для металлургии: ЖРС, ферросплавы, руды цветных металлов, кокс и др.
- Сбор и переработка ломов черных и цветных металлов
- Транспорт и логистика в металлургии и металлоторговле
- Сервисные металлоцентры в металлургии и металлоторговле
- Листо- и сортообработка: резка, профилирование, гибка, сварка
- Оборудование и технологии для сервисных металлоцентров
- Сварочные материалы, оборудование и технологии
- Огнеупоры, техническая керамика для металлургии и литейного производства
- Фундаментальные и прикладные научные разработки в области черной и цветной металлургии и нанотехнологий
- Отраслевые объединения и союзы, СМИ, IT-технологии, интернет-коммерция, автоматизация производственных и бизнес-процессов
- Финансы, инвестиции, страхование, лизинг; экология в металлургии, охрана труда и техника безопасности

По данным www.metal-expo.ru

ООО "Издательство "**Инновационное машиностроение**", 107076, Москва, Колодезный пер., 2а, стр. 2
Учредитель ООО "Издательство "Инновационное машиностроение". **E-mail: zpm@mashin.ru**
Тел. редакции журнала: (499) 268-47-19, 269-54-96. http://www.mashin.ru
Технический редактор *Патрушева Е.М.* Корректор *Сажина Л.И.*
Сдано в набор 06.08.2019. Подписано в печать 01.10.2019. Формат 60 × 88 1/8.
Бумага офсетная. Усл. печ. л. 5,88. Свободная цена.
Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ООО "Адвансед солюшнз".
119071, г. Москва, Ленинский пр-т, д. 19, стр. 1. Сайт: **www.aov.ru**
Отпечатано в ООО "Канцлер", 150008, г. Ярославль, ул. Клубная, д. 4, кв. 49.

70 лет

Борису Александровичу Сиваку,

кандидату технических наук, профессору

Борис Александрович Сивак родился 16 августа 1949 г. В 1972 г. окончил Московский институт стали и сплавов по специальности "Автоматизация металлургического производства" и начал работать во Всероссийском научно-исследовательском и проектно-конструкторском институте металлургического машиностроения (ныне АО АХК "ВНИИМЕТМАШ") инженером-конструктором.

В 1981 г. Б.А. Сивак был переведен в Министерство тяжелого и транспортного машиностроения на должность главного специалиста Технического управления, где отвечал за вопросы создания трубного оборудования и автоматизации для металлургического комплекса страны.

С 1984 по 1987 г. занимал должности помощника министра С.А. Афанасьева, ответственного секретаря коллегии Минтяжмаша СССР и заместителя начальника управления.

В 1987 г. Б.А. Сивак назначен заместителем генерального директора ВНИИМЕТМАШ — заместителем директора Межотраслевого научно-технического комплекса "Металлургмаш". В этой должности он отвечал за координацию деятельности 20 организаций 8 министерств СССР по созданию оборудования для металлургии и базовых отраслей промышленности. За время работы Борис Александрович принимал непосредственное участие в создании оборудования: стана 250/350 Электростальского металлургического завода; стана 630 Магнитогорского металлургического комбината; стана 1700 Череповецкого металлургического комбината; стана 2000 Магнитогорского металлургического комбината; кристаллизаторов для машин непрерывного литья заготовок для ряда металлургических заводов России, СНГ и дальнего зарубежья; устройств электромагнитного перемешивания жидкой стали в кристаллизаторе.

С 1995 г. по настоящее время Б.А. Сивак — первый заместитель генерального директора АО АХК "ВНИИМЕТМАШ", отвечает за работы по координации научно-технических программ в рамках Государственного научного центра РФ, патентно-лицензионную, информационно-рекламную и издательскую деятельность, обеспечивает взаимодействие с федеральными и городскими структурами, Российской академией наук и другими общественными организациями.

Одновременно с административной работой Борис Александрович ведет активную научную деятельность и руководит разработкой теоретических основ литья тонких слябов с электромагнитным торможением потоков жидкого металла в кристаллизаторе, что явилось темой его кандидатской диссертации, которую он защитил в 1997 г. С 1999 г. Б.А. Сивак является руководителем проблемы создания высокопроизводительного кристаллизатора для отливки круглых заготовок для производства бесшовных бурильных, обсадных и насосно-компрессорных труб для нефтяной и газовой промышленности.

Он сочетает научную деятельность с преподавательской в МИСиС и МГТУ им. Н.Э. Баумана. В 2008 г. ему присвоено ученое звание профессора.

Б.А. Сивак дважды удостоен премии Правительства Российской Федерации в области науки и техники: в 2001 г. — за работу "Ресурсосберегающая технология производства кузнечных слитков и поковок на базе автоматизированного проектирования полного технологического цикла", в 2009 г. — за разработку комплекса научных и технических решений по созданию и широкому внедрению конструкции и технологии производства гильзовых кристаллизаторов для высокопроизводительных машин непрерывного литья стальных заготовок.

Является членом редколлегии журналов "Тяжелое машиностроение" и "Металлург". Возглавляет раздел "Металлургическое оборудование" бюллетеня "Черная металлургия".

Б.А. Сивак удостоен званий "Почетный машиностроитель", "Почетный металлург", "Почетный работник науки и техники Российской Федерации", "Почетный работник промышленности города Москвы". Ветеран труда, награжден медалями "В память 850-летия Москвы", "300 лет Российскому флоту", "За доблестный труд", Почетной грамотой Правительства Москвы.

Организаторские способности Бориса Александровича и его глубокие знания научных и производственных проблем признаны работниками и учеными металлургической отрасли промышленности России.

Коллектив редакции и редакционный совет журнала поздравляют
Бориса Александровича с юбилеем!
Желаем крепкого здоровья, благополучия, новых профессиональных успехов и достижений!