ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ и производственный ЖУРНАЛ

SAFOTOBINTENSHIVE TIPONSBOACTBA B MAMNHOCTPOEHNN

(Кузнечно-прессовое, литейное и другие производства)

ноябрь 2014 Nº 11

Председатель редакционного совета и Главный редактор СЕМЁНОВ Е.И., д.т.н., проф.

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:

БЕЛЯКОВ А.И., к.т.н. БЛАНТЕР М.С., д.ф.-м.н., проф. БОГАТОВ А.А., д.т.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. ЛАВРИНЕНКО В.Ю., к.т.н., доц. МОРОЗ Б.С., д.т.н., проф. МУРАТОВ В.С., д.т.н., проф. НАЗАРЯН Э.А., д.т.н., проф. 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. СУБИЧ В.Н., д.т.н., проф.

ТРЕГУБОВ В.И., д.т.н., проф. ШАТУЛЬСКИЙ А.А., д.т.н.,

ШЕРКУНОВ В.Г., д.т.н., проф. ШЕСТАКОВ Н.А., д.т.н., проф. ШПУНЬКИН Н.Ф., к.т.н., проф. ЯКОВЛЕВ С.С., д.т.н., проф. ЯМПОЛЬСКИЙ В.М., д.т.н., проф.

БАСТ Ю., Dr.-Ing. habil., prof. ТУТМАН Т., Dr. Yur. ЭРКСЛЕБЕН С., Dr.-Ing.

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

За содержание рекламных материалов ответственность несет рекламодатель

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

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

СОДЕРЖАНИЕ Литейное и сварочное производства Сенопальников В.М., Титов А.В., Чернышов Е.А. Расчет геометрических параметров Овчинников В.В., Дриц А.М., Малов Д.В. Особенности сварки листов сплава 1565ч Кузнечно-штамповочное производство Складчиков Е.Н., Артюховская Т.Ю., Ельцов М.О. Оптимизация многозвенного Томилов М.Ф.. Томилов Ф.Х. Расчет предельного коэффициента отбортовки Козлов А.В., Бобылев А.В., Халиулин Е.В. Особенности холодной гибки труб Овчинников А.С., Логинов Ю.Н. Разработка технологии изготовления труб Прокатно-волочильное производство Перетятько В.Н., Сметанин С.В. Исследование деформированного состояния металла Материаловедение и новые материалы Осинцев О.Е., Никитин С.Л., Бецофен С.Я., Московский В.А., Быковщенко В.О. Влияние переходных металлов на структуру и свойства коррозионно-стойких литейных алюминиевых сплавов системы Al-Mg-Si и разработка сплава с повышенными Информация Клейнбуг И.П., Железняк Л.М., Григорович Д.О. Повышение качества слитков Журнал входит в перечень утвержденных ВАК РФ изданий для публикации трудов соискателей ученых степеней Журнал выходит при содействии: Академии Проблем Качества Российской Федерации; Министерства образования

со ссылкой на источник информации и только с разрешения редакции. Издательство "Машиностроение", "Заготовительные производства в машиностроении", 2014

и науки Российской Федерации; Воронежского завода тяжелых механических

прессов; ЦНИИЧермет; ВНИИМЕТМАШ; ИМЕТ РАН; Каширского завода "Центролит";

АМУРМЕТМАШ; ООО "МЕТАЛЛИТМАШ"; ФГУП ГНПП "Сплав"

Перепечатка, все виды копирования и воспроизведения материалов, публикуемых

в журнале "Заготовительные производства в машиностроении", допускаются

SCIENTIFIC TECHNICAL AND PRODUCTION JOURNAL

BLANKING PRODUCTIONS IN MECHANICAL ENGINEERING

(Forging and stamping, foundry and other productions)

Nº 11 November 2014

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

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

Editorial Assistant SERIKOVA E.A.

Editorial Committee

BELYAKOV A.I. BLANTER M.S. BOGATOV A.A. 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. LAVRINENKO V.Yu. MOROZ B.S. MURATOV V.S. NAZARYAN E.A. OVCHINNIKOV V.V. PASECHNIK N V POVAROVA K.B. POLETAEV V A SEMENOV B I SUBICH V N TREGUBOV V.I. SHATULSKY A.A. SHERKUNOV V.G. SHESTAKOV N.A. SHPUN'KIN N.F. YAKOVLEV S.S. YAMPOLSKY V.M. TUTMANN T. BAST Yu. ERXLEBEN S.

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

An advertiser is responsible for the promotional materials

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

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

CONTENTS Foundry and Welding Productions Senopal'nikov V.M., Titov A.V., Chernyshov E.A. Calculation of geometrical parameters Ovchinnikov V.V., Drits A.M., Malov D.V. Features of welding of alloy 1565ch sheets in cold-worked condition..... Forging and Stamping Production Skladchikov E.N., Artyukhovskaya T.Yu., El'tsov M.O. Optimization of multilink actuator Tomilov M.F., Tomilov F.Kh. Calculation of maximum coefficient for sheet-metal Kozlov A.V., Bobylev A.V., Khaliulin E.V. Features of cold bending of pipes from corrosion-Ovchinnikov A.S., Loginov Yu.N. Development of technology for manufacture Rolling and Drawing Production Peretyat'ko V.N., Smetanin S.V. Research of deformed condition of metal due to rolling Physical Metallurgy and New Materials Osintsev O.E., Nikitin S.L., Betsofen S.Ya., Moskovsky V.A., Bykovshchenko V.O. Influence of transition metals on structure and properties of corrosion-resistant cast aluminium alloys of Al-Mg-Si system and development of alloy with improved Information Kleynbug I.P., Zheleznyak L.M., Grigorovich D.O. Improving of quality of bronze Journal is included into the list of the Higher Examination Board for publishing of competitors for the academic degrees theses Reprint is possible only with the reference to the journal Blanking productions in mechanical engineering"

ЛИТЕЙНОЕ И СВАРОЧНОЕ

LIBONSBOTCLBY



УДК 621.74

В.М. Сенопальников, А.В. Титов, Е.А. Чернышов

(Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева)

Расчет геометрических параметров оснастки для многогранных кузнечных слитков

Предложена методика инженерного расчета геометрических параметров многогранных кузнечных слитков и оснастки для их производства. В качестве примера дан расчет восьмигранного стального слитка массой 10 т.

Ключевые слова: многогранный стальной слиток; изложница; прибыль; прибыльная надставка; оснастка; методика расчета.

The method for engineering calculation of geometrical parameters of faceted forging ingots and equipment for their production is offered. Calculation of octagonal steel ingot weighing 10 tons is given as example.

Keywords: faceted steel ingot; ingot mould; head; sinkhead; equipment; calculation method.

От качества кузнечного слитка в значительной степени зависят основные эксплуатационные характеристики кованых изделий. Для повышения качества слитков необходимо свести к минимуму наличие в них различного рода дефектов (ликвационные дефекты, осевые V-образные макродефекты усадочного происхождения, трещины и др.).

Риск образования некоторых дефектов можно снизить за счет применения оптимальной конструкции литейной оснастки. В первую очередь это относится к конструкции изложницы. Так, изменяя форму поперечного сечения изложницы, можно свести к минимуму образование продольных трещин на поверхности слитка, а конусность изложницы напрямую влияет на развитие осевой V-образной неоднородности.

В настоящее время единственным официальным документом, регламентирующим размеры кузнечных слитков и оснастки для их изготовления, является ОСТ 108.962.02—85 "Изложницы для кузнечных слитков. Размеры", причем методика расчета слитков и оснастки в нем не приведена. По мнению сотрудников организации-разработ-

чика этого документа (НПО "ЦНИИТМАШ"), он устарел, а установленные в нем величины конусности слитков общего назначения недостаточны для предотвращения образования дефектов в осевой зоне [1].

Таким образом, задача расчета конфигурации слитков и оснастки для их изготовления является актуальной.

В статье предложена методика расчета геометрических параметров многогранных кузнечных слитков и внутренних размеров оснастки для их производства.

Исходными данными для расчета являются: масса слитка $M_{\rm cn}$ и диаметр окружности, вписанной в наименьшее поперечное сечение годной части (тела) слитка (нижнее основание тела слитка) $D_{\rm ниж}$ (рис. 1), определяемый из условий получения требуемого укова заготовки. Задают также число граней слитка n (для слитков общего назначения, как правило, n=8, для слитков специального назначения n=12 или 24).

Поскольку расчет внутренних размеров изложницы ведется по жидкой стали, то диаметр окружности, вписанной в нижнее сечение изложницы

 $D_{\text{ниж}}^{\text{изл}}$ (рис. 2, *a*), должен быть увеличен с учетом коэффициента линейной усадки α_{vc} , %:

$$D_{\text{HWK}}^{\text{изл}} = D_{\text{HWK}} (100 + \alpha_{\text{VC}}) / 100.$$
 (1)

Радиус закругления углов на боковой поверхности слитка r и прогиб грани f (см. рис. 1) назначают исходя из имеющегося на предприятии опыта или по рекомендациям. Например, для восьмигранного слитка соблюдают следующие соотношения:

$$r = 0.047 D_{\text{HUX}}; \quad f = 0.04 D_{\text{HUX}}.$$
 (2)

В соответствии с ОСТ 108.962.02-85 прогиб грани составляет $0,017...0,04D_{\text{ниж}}$ (меньшие значения относятся к слиткам большей массы).

Далее задают один из основных параметров, характеризующих слиток — конусность $K_{\rm cл}$. Конусность определяет плотность осевой зоны и равна 2...16 %. Известно, что при конусности 12 % кузнечные слитки различной массы и с разным отношением $H/D_{\rm cp}$ практически не имеют осевой рыхлости.

Таким образом, искомыми величинами, необходимыми для полного описания внутренних размеров изложницы, являются ее высота $H_{\rm изл}$ и диаметр окружности, вписанной в верхнее сечение изложницы $D_{\rm верх}^{\rm изл}$ (см. рис. 2, a).

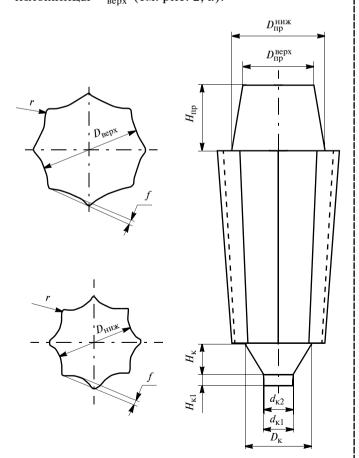


Рис. 1. Расчетная схема кузнечного слитка

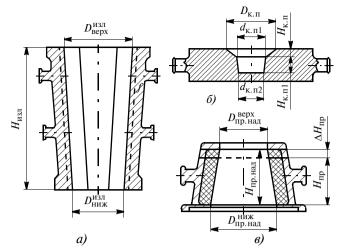


Рис. 2. Расчетные схемы оснастки для кузнечного слитка: a — изложница; δ — кюмпельный поддон; ϵ — прибыльная надставка

Массу тела слитка определяют по формуле

$$M_{\mathrm{T}} = M_{\mathrm{C}\mathrm{I}} - M_{\mathrm{K}} - M_{\mathrm{IID}},\tag{3}$$

где $M_{\rm K}$ — масса кюмпельной части слитка; $M_{\rm np}$ — масса прибыльной части слитка, %. Масса прибыльной части слитка

$$M_{\rm np} = \frac{M_{\rm cn} M_{\rm oth}}{100},$$
 (4)

где $M_{
m orm}$ — масса прибыли относительно массы тела слитка.

Размеры кюмпельной части слитка выбирают с учетом условий производства на конкретном предприятии по ОСТ 108.962.02—85 или по рекомендациям. Например, для кюмпельной части слитка, заливаемого сверху (см. рис. 1), принимают следующие соотношения размеров:

$$\begin{split} D_{\rm K} &= 0.8 D_{\rm Hu \text{\tiny M}}; \quad d_{\rm K1} = 0.5 D_{\rm Hu \text{\tiny M}}; \\ d_{\rm K2} &= 0.35 D_{\rm Hu \text{\tiny M}}; \quad H_{\rm K} = 0.1 D_{\rm Hu \text{\tiny M}}; \\ H_{\rm K1} &= 0.2 D_{\rm Hu \text{\tiny M}}. \end{split} \tag{5}$$

В этом случае внутренние размеры кюмпельного поддона (см. рис. 2, δ) вычисляют следующим образом:

$$\begin{split} D_{_{\rm K.\Pi}} &= 0.8 D_{_{\rm HUЖ}}^{_{\rm HSH}}; \quad d_{_{\rm K.\Pi\,I}} = 0.5 D_{_{\rm HUЖ}}^{_{\rm HSH}}; \\ d_{_{\rm K.\Pi\,2}} &= 0.35 D_{_{\rm HUЖ}}^{_{\rm HSH}}; \quad H_{_{\rm K.\Pi\,I}} = 0.1 D_{_{\rm HUЖ}}^{_{\rm HSH}}; \\ H_{_{\rm K.\Pi\,I}} &= 0.2 D_{_{\rm HUЖ}}^{_{\rm HSH}}. \end{split} \tag{6}$$

Массу кюмпеля определяют по формуле

$$M_{K} = \frac{\pi \rho}{12} \begin{bmatrix} H_{K,\Pi} \left(D_{K,\Pi}^{2} + d_{K,\Pi 1}^{2} + D_{K,\Pi} d_{K,\Pi 1} \right) + \\ + H_{K,\Pi 1} \left(d_{K,\Pi 1}^{2} + d_{K,\Pi 2}^{2} + d_{K,\Pi 1} d_{K,\Pi 2} \right) \end{bmatrix}, \quad (7)$$

где ρ — плотность жидкой стали.

Формулу (7) с учетом соотношений (6) можно преобразовать к виду:

$$M_{K} = 0.0624 \rho D_{HUK}^{\text{изл 3}}.$$
 (8)

Массу тела слитка можно определить также как произведение объема усеченной пирамиды на плотность жилкой стали:

$$M_{\rm T} = \rho \cdot \frac{1}{3} H_{\rm изл} \left(S_{\rm ниж} + S_{\rm верх} + \sqrt{S_{\rm ниж} S_{\rm верх}} \right), \quad (9)$$

где $S_{\rm верх},\,S_{\rm ниж}$ — площади верхнего и нижнего поперечных сечений отверстий изложницы соответственно.

Плотность жидкой стали зависит от ее химического состава и перегрева и, по данным различных источников, составляет $7000...7300~{\rm kr/m}^3$. При расчетах массы слитка в ОСТ 108.962.02-85 плотность расплава принята $7150~{\rm kr/m}^3$.

Площадь поперечного сечения кузнечного слитка (изложницы) $S_{\rm n.c}$ с использованием исходных данных r, f и n может быть определена только приближенно по следующей формуле:

$$S_{\text{n.c}} = n \operatorname{tg} \frac{180}{n} \left(\frac{D_{\text{n.c}}}{2} + f \right)^{2} -$$

$$- 0.534 n f \begin{bmatrix} 1.5 \operatorname{tg} \frac{180}{n} \left(\frac{D_{\text{n.c}}}{2} + f - r \right) + \\ + \sqrt{f^{2} + \operatorname{tg}^{2} \frac{180}{n} \left(\frac{D_{\text{n.c}}}{2} + f - r \right)^{2}} \end{bmatrix} - (10)$$

$$- r^{2} \left(n \operatorname{tg} \frac{180}{n} - 3.14172 \right),$$

где $D_{\text{п.с}}$ — диаметр окружности, вписанной в поперечное сечение слитка.

Для восьмигранного слитка формула (10) может быть приведена к виду:

$$S_{\text{n.c}} = 3,3136 \left(\frac{D_{\text{n.c}}}{2} + f \right)^2 -$$

$$-2,2091D_{\text{n.c}} f - 0,1712r^2.$$
(11)

Достоверность формулы (11) была проверена путем сравнения результатов вычисления с данными, полученными с помощью компьютерной модели, построенной в программе "Siemens NX 8.5" (табл. 1).

Из табл. 1 видно, что разница между значениями площади поперечного сечения слитка, полученными с помощью компьютерной модели, и значениями, рассчитанными по формуле (11), не превышает 0,52~%, что позволяет использовать ее в инженерных расчетах.

1. Результаты расчета площади поперечного сечения восьмигранного слитка

Bookim paintor o currica									
Диаметр окружности, вписанной	Площадь поп сечения сли рассчита	Ошибка							
в поперечное сечение слитка, $D_{\text{п.с}}$, м	по формуле (11) S_1	в программе «Siemens NX 8.5» S ₂	ΔS, %						
0,5	0,219376	0,220501	0,5102						
0,8	0,561602	0,564481	0,5100						
1,0	0,877503	0,882002	0,5100						
1,5	1,9744	1,9845	0,5089						
2,0	3,5100	3,5280	0,5102						
Примечание: $r=0,047~D_{\rm n.c}; f=0,04~D_{\rm n.c}; \Delta S=100~\times~(S_2-S_1)/S_2.$									

Площадь нижнего поперечного сечения отверстия изложницы $S_{\text{ниж}}$ определяют по уравнению (11) с учетом формулы (1)

$$S_{\text{HMW}} = 3,3136 \left(\frac{D_{\text{HMW}}^{\text{M3Л}}}{2} + f \right)^{2} -$$

$$-2,2091D_{\text{HMW}}^{\text{M3Л}} f - 0,1712r^{2}.$$
(12)

Площадь верхнего сечения $S_{\rm верх}$ вычисляют путем подстановки диаметра $D_{\rm верх}^{\rm изл}$, выраженного через $K_{\rm сл}$ и $D_{\rm ниж}^{\rm изл}$, в уравнение (11):

$$K_{\text{сл}} = 100 \Big(D_{\text{верх}}^{\text{изл}} - D_{\text{ниж}}^{\text{изл}} \Big) \Big/ H_{\text{изл}} \to D_{\text{верх}}^{\text{изл}} =$$

$$= \frac{K_{\text{сл}} H_{\text{изл}}}{100} + D_{\text{ниж}}^{\text{изл}};$$
(13)

$$S_{\text{Bepx}} = 3,3136 \left(\frac{K_{\text{сл}} H_{\text{изл}}}{200} + \frac{D_{\text{ниж}}^{\text{изл}}}{2} + f \right)^{2} -$$

$$-2,2091 \left(\frac{K_{\text{сл}} H_{\text{изл}}}{100} + D_{\text{ниж}}^{\text{изл}} \right) f - 0,1712 r^{2}.$$
(14)

Высоту изложницы определяют решением уравнения (9) после подстановки в него выражений (3), (12) и (14):

$$H_{\text{изл}} = \frac{3 \left(M_{\text{сл}} - M_{\text{K}} - \frac{M_{\text{сл}} M_{\text{отн}}}{100} \right)}{\rho \left(S_{\text{ниж}} + S_{\text{верх}} + \sqrt{S_{\text{ниж}} S_{\text{верх}}} \right)}.$$
 (15)

Решение целесообразно проводить с помощью персонального компьютера, например в программе "*Excel*" методом последовательных приближений.

Подставляя найденное значение высоты изложницы в уравнение (13), определяем $D_{\text{верх}}^{\text{изл}}$.

Для расчета размеров прибыли и параметров внутренней конфигурации прибыльной надставки (см. рис. 2, $\mathfrak s$) задают массу прибыли относительно массы слитка $M_{\text{отн}}$ и конусность прибыли $K_{\text{пр}}$. Диаметр нижнего поперечного сечения прибыльной части слитка $D_{\text{пр}}^{\text{ниж}}$ (см. рис. 1) принят равным (0,95...1,0) $D_{\text{верх}}^{\text{изл}}$.

Диаметр верхнего поперечного сечения прибыльной части слитка $D_{
m np}^{
m Bepx}$ вычисляют по формуле

$$D_{\rm np}^{\rm Bepx} = \sqrt[3]{D_{\rm np}^{\rm Hu \times 3} - \frac{12K_{\rm np}(M_{\rm np}/\rho)}{100\pi}}.$$
 (16)

Высота прибыльной части слитка

$$H_{\rm np} = \frac{100 \left(D_{\rm np}^{\rm Hux} - D_{\rm np}^{\rm Bepx} \right)}{K_{\rm np}}.$$
 (17)

Высоту прибыльной надставки можно найти следующим образом:

$$H_{\rm пp. Hag} = H_{\rm np} + \Delta H_{\rm np}, \tag{18}$$

где $\Delta H_{\rm np}$ — недолив в прибыли (т.е. расстояние от уровня жидкого металла в прибыли до верхнего края прибыльной надставки, см. рис. 2, ϵ). Обычно недолив составляет примерно 50...100 мм.

Диаметр верхнего поперечного сечения прибыльной надставки $D_{\rm пр. над}^{\rm верх}$ (см. рис. 2, θ) определяют по формуле

$$D_{\text{пр.над}}^{\text{верх}} = \frac{3}{\sqrt{D_{\text{пр.над}}^{\text{ниж}}}^3 - \frac{12K_{\text{пр}}(M_{\text{пр}}/\rho)}{100\pi} - \frac{K_{\text{пр}}\Delta H_{\text{пр}}}{100}},$$
(19)

где $D_{\text{пр.над}}^{\text{верх}}$ — диаметр нижнего поперечного сечения прибыльной надставки.

Поскольку величина $D_{\text{пр.над}}^{\text{ниж}}$ численно равна $D_{\text{пр}}^{\text{ниж}}$, формулу (19) можно записать в виде:

$$D_{\text{пр.над}}^{\text{верх}} = D_{\text{пр}}^{\text{верх}} - \frac{K_{\text{пр}} \Delta H_{\text{пр}}}{100}.$$
 (20)

Рассмотрим пример применения данной методики для расчета геометрических параметров стального кузнечного слитка массой 10 т и оснастки для его производства. Исходные данные для расчета приведены в табл. 2. Рассчитанные параметры сведены в табл. 3.

В соответствии с рассчитанными размерами были разработаны чертежи и изготовлена оснастка для отливки слитка. Сталь марки 45, выплавленная в основной печи, заливалась в окрашенную кузбасслаком изложницу с утеплением зеркала металла в прибыли перлито-графитной смесью.

2. Исходные данные для расчета параметров слитка и оснастки

Исходный параметр	Значение
Масса слитка M_{cn} , кг	10000
Число граней слитка <i>п</i>	8
Диаметр окружности, вписанной в наименьшее поперечное сечение тела слитка (нижнее основание тела слитка), $D_{\rm ниж}$, м	0,723
Радиус закругления углов на боковой поверхности слитка r , м	0,05
Прогиб грани f , м	0,024
Конусность слитка $K_{\rm cn}$, %	13
Плотность жидкого металла ρ , кг/м ³	7150
Коэффициент линейной усадки стали $(0,45\%\ C)\ \alpha_{yc},\%$	2,35
Масса прибыли относительно массы тела слитка $M_{\text{отн}}, \%$	19
Конусность прибыли $K_{\rm np}, \%$	40
Недолив металла в прибыли (расстояние от уровня жидкого металла в прибыли до верхнего края прибыльной надставки) $\Delta H_{\rm np}$, м	0,1

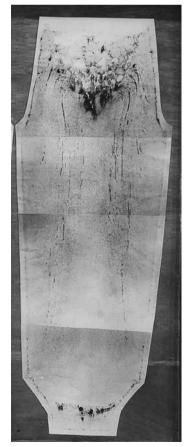


Рис. 3. Серный отпечаток с осевого темплета слитка массой 10 т

3. Рассчитанные параметры слитка и оснастки

Искомый параметр	Способ расчета	Значение
Диаметр окружности, вписанной в нижнее (меньшее) отверстие изложницы, $D_{\text{ниж}}^{\text{изл}}$, м	По формуле (1)	0,74
Площадь нижнего поперечного сечения отверстия изложницы $S_{\text{ниж}}$, м ²	По формуле (12)	0,47473
Высота изложницы $H_{\scriptscriptstyle ext{H}33,}$, м	Совместное решение уравнений (3), (12), (14) и (15) методом подбора в программе «Excel»	1,68
Диаметр окружности, вписанной в верхнее (большее) отверстие изложницы, $D_{ m Bepx}^{ m изл}$, м	По формуле (13)	0,9585
Размеры полости кюмпельного поддона, м:		
верхний диаметр полости $D_{\kappa,\Pi}$		0,74
средний диаметр полости $d_{{ m K.\Pi}1}$	По имеющемуся на предприятии	0,37
нижний диаметр полости $d_{\kappa, n2}$	поддону для слитка массой 12 т	0,35
высота верхней части полости $H_{\kappa,\Pi}$		0,26
высота нижней части полости $H_{k.n1}$		0,13
Диаметр нижнего поперечного сечения прибыльной части слитка $D_{ m np}^{ m HHW},$ м	Приният равным 0,95 $D_{ m Bepx}^{ m \scriptscriptstyle ИЗЛ}$	0,9105
Диаметр верхнего поперечного сечения прибыльной части слитка $D_{ m np}^{ m nepx},$ м	По формуле (16)	0,704
Высота прибыльной части слитка $H_{ m np}$, м	По формуле (17)	0,516
Диаметр нижнего поперечного сечения прибыльной надставки $D_{\mathrm{пр. над}}^{\mathrm{ниж}}$, м	$D_{ m np. Hag}^{ m Huw} = D_{ m np}^{ m Huw}$	0,9105
Диаметр верхнего поперечного сечения прибыльной надставки $D_{ m np, hag}^{ m nepx},$ м	По формуле (20)	0,664
Высота прибыльной надставки $H_{ m np. hag}$, м	По формуле (18)	0,616
Масса кюмпельной части слитка $M_{ m K}$, кг	По формуле (7)	561
Масса прибыльной части слитка $M_{ m np}$, кг	По формуле (4)	1900
. Macca тела слитка $M_{\scriptscriptstyle m T}$, кг	По формуле (3)	7539

Взвешивание слитка показало, что примененная методика расчета дала удовлетворительные результаты — масса слитка составила 9996 кг.

Из слитка был изготовлен осевой темплет, на котором изучали макроструктуру по серному отпечатку и химическую неоднородность путем отбора и анализа проб стружки из различных структурных зон. Серный отпечаток с осевого темплета 10-тонного слитка показан на рис. 3.

Результаты исследования показали, что в осевой зоне слитка с повышенной конусностью V-образная неоднородность почти полностью подавлена.

По рассчитанным размерам была также построена 3D-модель слитка в программе "Siemens NX 8.5". Масса слитка по данным программы равна 10018 кг.

Таким образом, разница между результатами компьютерного расчета и инженерного расчета по предложенной методике составляет 0,18 %, что позволяет сделать вывод о возможности ее применения на предприятиях.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Назаратин В.В., Берман Л.И., Ефимов М.В. и др.** Изготовление кузнечных слитков без осевых усадочных дефектов. Ч. 1 // Металлург. 2012. № 1. С. 39—44.

Валерий Михайлович Сенопальников, канд. техн. наук; Андрей Вячеславович Титов; Евгений Александрович Чернышов, д-р техн. наук, mto@nntu.nnov.ru УДК 621.791.14

В.В. Овчинников, А.М. Дриц*, Д.В. Малов

(Московский государственный индустриальный университет, *ЗАО "Алкоа СМЗ")

Особенности сварки листов сплава 1565ч в нагартованном состоянии

Изложены результаты исследований механических свойств стыковых соединений листов алюминиевого сплава 1565ч в нагартованном состоянии, полученных аргонодуговой и сваркой трением с перемешиванием. Исследовано влияние параметров режима сварки на механические свойства сварных соединений.

Ключевые слова: алюминиевые сплавы; сплавы средней прочности; сплавы системы Al—Mg; аргонодуговая сварка; сварка трением с перемешиванием; стыковые соединения; макроструктура; механические свойства; параметры режима сварки.

The results of researches of mechanical properties of aluminum alloy 1565ch sheets butt joints in cold-worked condition obtained argon-arc welding and friction stir welding are presented. Influence of welding parameters on mechanical properties of welded joints is studied.

Keywords: aluminum alloys; medium-strength alloys; Al—Mg alloys; argon-arc welding; friction stir welding; butt joints; macrostructure; mechanical properties; welding parameters.

Введение. Производители специальной автотехники — бензовозов и цементовозов — большое внимание уделяют применению алюминиевых сплавов в сварных конструкциях цистерн указанных машин для снижения их массы.

В работе [1] приведены результаты исследований по применению листов сплава 1565чМ взамен листов сплава АМг5 в сварной конструкции цистерны бензовоза. Сплав 1565чМ в листовом полуфабрикате характеризуется хорошей свариваемостью. Прочность основного металла и сварного соединения сплава 1565чМ выше прочности основного металла и сварного соединения сплава АМг5М на 20...25 % при таком же значении пластичности и ударной вязкости. Это позволило уменьшить толщину листов, применяе-

мых для изготовления цистерны бензовоза с 6 до 5 мм.

Дополнительный ресурс в снижении массы сварной цистерны заключается в дальнейшем повышении прочности листов сплава 1565ч за счет нагартовки. Такие листы получили маркировку 1565чНН. Их механические свойства при толщине листа 3 мм в сравнении с листами 1565чМ представлены в табл. 1.

Цель работы — исследование влияния параметров режима сварки на механические свойства стыковых сварных соединений листов сплава 1565чНН толщиной 3 мм.

Методика проведения исследований. Для исследований использовали листы сплава 1565чМ толщиной 3 мм, изготовленные по ТУ 1-3-194—2011

1. Механические свойства листов сплава 1565ч в различных состояниях

Марка сплава	Состояние	Направление образца для определения	Предел прочности $\sigma_{_{\! B}}$	Предел текучести $\sigma_{0,2}$	Относительное	
імарка сплава	Состояние	механических свойств	M	удлинение б, %		
1565чМ 320°C	Отжиг	Д	357	219	18,3	
	320 °С, 0,5 ч	П	353	181	18,3	
	Холодная прокатка	Д	451	409	5,7	
1565чНН	со степенью деформации $\epsilon = 21 \%$	П	450	372	6,0	

"Листы из алюминиевого сплава марки 1565ч. Технические условия".

Для подготовки образцов под сварку применяли химическое травление в растворе щелочи (NaOH) с последующим осветлением в растворе азотной кислоты. Образцы для механических испытаний выполняли сваркой плавлением с V-образной разделкой кромок в соответствии с ГОСТ 14806—80 "Дуговая сварка алюминия и алюминиевых сплавов в инертных газах. Соединения сварные. Основные типы, конструктивные элементы и размеры".

Непосредственно перед сваркой стыкуемые кромки образцов подвергали шабрению по торцевой поверхности и по лицевой и обратной поверхности (полоской шириной 10 мм от стыка). После сварки образцов сварные соединения подвергали рентгеновскому контролю.

Аргонодуговую сварку образцов толщиной 3 мм осуществляли автоматической аргонодуговой сваркой неплавящимся вольфрамовым электродом (TIG) на переменном токе в один проход с присадочным металлом и формированием выпуклости шва с лицевой стороны. Скорость сварки варьировали в интервале 12...25 м/ч. В качестве присадочного металла использовали проволоку марки СвАМг61 диаметром 2 мм.

Для сварки протяженных швов листов алюминиевых сплавов толщиной более 4 мм в настоящее время применяют *сварку трением с перемешиванием* (СТП) [2—5]. Поэтому в рамках проводимых исследований была выполнена СТП листов сплава 1565чНН.

Для сварки трением с перемешиванием стыковых соединений использовали горизонтальный фрезерный станок Agile CS 1000, оснащенный специальным инструментом для СТП. Инструмент выполнен в виде державки со сменным наконечником, состоящим из заплечика и индентора, на поверхности которого выполнена винтообразная канавка. Индентор диаметром 3,5 мм имел высоту 3,5...3,7 мм для гарантированного со-

единения свариваемых листов. Частоту вращения инструмента варьировали от 500 до 720 об/мин, а скорость сварки — от 80 до 500 мм/мин [6, 7].

Для механических испытаний на предел прочности при растяжении, угол изгиба и ударную вязкость (по шву и зоне сплавления) изготовляли образцы в соответствии с ГОСТ 6996—66.

Макроструктуру сварных соединений, а также характер их разрушения исследовали с помощью цифрового стереоскопического микроскопа Motic DM-39C-N9GO-A.

Для определения протяженности зоны термического влияния осуществляли замеры микротвердости на поперечных шлифах сварных соединений от оси шва в сторону основного металла с использованием прибора ПМТ-3.

Результаты исследований и их обсуждение. Механические свойства сварных соединений листов сплава 1565чНН, выполненных при различных скоростях сварки, представлены в табл. 2.

Анализ данных табл. 2 показал, что прочностные свойства сварных соединений сплава 1565чНН зависят от скорости сварки при сохранении одинаковой ширины шва. С увеличением скорости сварки проявляется тенденция к росту прочности сварного соединения сплава 1565чНН. При этом прочность металла шва (литая структура) остается практически неизменной.

Разрушение сварных соединений листов толщиной 3 мм, выполненных аргонодуговой сваркой, сплава 1565чНН при испытаниях на растяжение происходило по основному металлу на расстоянии 5...15 мм от границы литой зоны шва. С повышением скорости сварки от 12 до 25 м/ч зона разрушения сварного соединения при испытаниях приближается к границе шва.

Влияние скорости сварки на прочность сварных соединений листов сплава 1565чНН можно объяснить тем, что с увеличением скорости сварки существенно изменяется время нахождения металла зоны термического влияния в области температур, превышающих температуру отжига

2. Механические свойства сварных соединений листов сплава 1565ч, выполненные автоматической аргонодуговой сваркой

Марка сплава	Скорость сварки v _{св} , м/ч	Предел проч	ности, МПа	V	Ударная вязкость KCU , Дж/см ²		
		сварного соединения	металла шва	Угол изгиба $lpha,^{\circ}$	шва	зоны термического влияния	
1565чМ	12	352	316	180	22,1	19,8	
	12	363	320	180	22,6	26,8	
1565чНН	18	375	326	180	22,8	28,9	
	25	388	324	160	22,4	31,2	

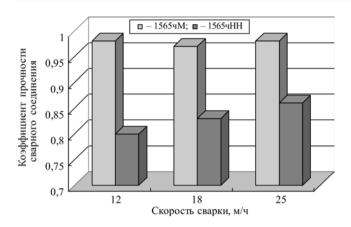


Рис. 1. Влияние скорости аргонодуговой сварки на коэффициент прочности сварных соединений листов сплава 1565ч толщиной 3 мм

сплава 1565ч (320 °C). При этом время нахождения металла зоны термического влияния в области высоких температур существенно меньше времени отжига листов сплава 1565ч в печи $(0,5 \, 4)$.

По этим причинам в зоне термического влияния проходит неполный отжиг и нагартовка снимается не полностью. Поэтому и прослеживается зависимость прочности сварных соединений от скорости аргонодуговой сварки.

На рис. 1 показано влияние скорости аргонодуговой сварки на коэффициент прочности сварного соединения (отношение предела прочности сварного соединения к пределу прочности основного металла).

Получили, что коэффициент прочности сварного соединения листов сплава 1565чМ практически не зависит от скорости сварки и составляет 0,97...0,98. В то же время коэффициент прочности сварных соединений листов сплава 1565чНН с увеличением скорости сварки возрастает от 0,83 до 0,87.

Прочность металла шва для всех исследованных скоростей сварки практически не меняется и остается на уровне 320...324 МПа, что практически соответствует прочности металла шва при аргонодуговой сварке листов сплава 1565чМ.

Угол изгиба сварных соединений составляет 180° , и только при скорости сварки 25 м/ч он снижается до 160° .

Ударная вязкость металла шва для сварных соединений листов сплава 1565чМ превышает значение ударной вязкости зоны термического влияния, а для сварных соединений листов сплава 1565чНН наоборот — ударная вязкость зоны термического влияния превышает ударную вязкость металла шва и имеет тенденцию к увеличению с ростом скорости сварки. Это можно объяснить

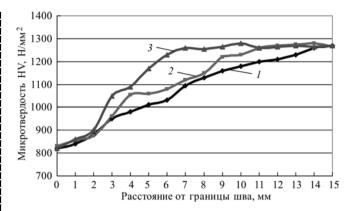


Рис. 2. Распределение микротвердости в зоне термического влияния сварного соединения листов сплава 1565чНН при различной скорости сварки:

$$1 - 12 \text{ m/y}$$
; $2 - 18 \text{ m/y}$; $3 - 25 \text{ m/y}$

частичным снятием нагартовки в зоне термического влияния под действием термического цикла сварки.

Протяженность зоны термического влияния в сварных соединениях листов 1565чНН измеряли в зависимости от скорости сварки по изменению микротвердости. Полученные данные приведены на рис. 2.

Измерения проводили от границы шва, перемещаясь в сторону основного металла. За протяженность зоны термического влияния принимали длину участка от границы шва до точки, в которой значение микротвердости восстанавливалось до значений, характерных для основного металла, не подвергавшегося тепловому воздействию источника нагрева при сварке. Микротвердость измеряли на уровне середины толщины листа.

На образцах сплава 1565чМ, выполненных автоматической аргонодуговой сваркой (поперечное сечение), микротвердость в сварном шве составляет $700...880~\text{H/мm}^2$, а микротвердость основного металла — в среднем $950...1050~\text{H/мm}^2$. В околошовной зоне наблюдается снижение микротвердости до $850...880~\text{H/мm}^2$.

На образцах сварных соединений листов сплава 1565чНН микротвердость в сварном шве варьируется в интервале 750...920 Н/мм². В околошовной зоне наблюдается возрастание микротвердости от 920 (граница шва) до 1280 Н/мм² (микротвердость нагартованных листов сплава 1565ч НН).

По изменению значений микротвердости протяженность зоны термического влияния при аргонодуговой сварке листов сплава 1565чНН составляет: для скорости сварки 12 м/ч - 15...16 мм; для скорости 18 м/ч - 10...11 мм; для скорости 25 м/ч - 6...7 мм.

Таким образом, в условиях автоматической аргонодуговой сварки листов сплава 1565чНН для

сохранения высокой прочности, полученной за счет нагартовки листов в процессе их холодной прокатки, целесообразно осуществлять процесс на высоких скоростях сварки (18...25 м/ч). Это обеспечит коэффициент прочности сварных соединений на уровне 0,83...0,87.

Сварку трением с перемешиванием выполняли на скорости перемещения инструмента 80...500 мм/мин (4,8...29,5 м/ч) при частоте его вращения 500...720 об/мин. Инструмент вводился сверху перпендикулярно оси шва путем его заглубления в образец с давлением 60...70 МПа в течение 1..1,2 мин. Результаты механических испытаний образцов сварных соединений представлены в табл. 3.

Анализ данных табл. 3 показал, что прочность соединения, выполненного СТП, проявляет склонность к увеличению с ростом скорости сварки от 7,92 до 20,88 м/ч. При дальнейшем повышении скорости сварки прочность соединения стабилизируется на уровне 432...435 МПа.

Разрушение образцов соединений при испытаниях на растяжение происходит по зоне термического влияния, причем с ростом скорости сварки расстояние от зоны разрушения до границы ядра шва уменьшается и при скорости сварки 13,32...29,52 м/ч стабилизируется на уровне 1,5...2 мм.

Прочность металла ядра шва имеет тенденцию к увеличению при повышении скорости сварки от 5,04 до 13,32 м/ч. При скорости сварки 20,88 м/ч прочность металла шва достигает своего максимума, а затем снижается с увеличением скорости сварки.

Схожая закономерность проявляется и для изменения ударной вязкости металла ядра шва.

Только в этом случае максимальное значение ударной вязкости проявляется при скорости сварки 13,32 м/ч.

Угол изгиба соединений листов сплава 1565чНН во всем диапазоне скоростей сварки имеет высокие значения, хотя при скоростях сварки 20,88 и 29,52 м/ч его значения снижаются с 180 до 170 и 160° соответственно.

Так как формирование соединения при СТП происходит по механизму экструзии [8, 9] металла в пластичном состоянии через коленообразный канал, образованный основным металлом, нагретым ниже температуры пластичного состояния, и рабочим инструментом, то на формирование структуры ядра шва большое влияние оказывает температура нагрева свариваемых листов. Кроме того, скорость сварки и температура нагрева листов в комплексе определяют условия снятия нагартовки листов 1565чНН.

Таким образом, представляет интерес оценка температуры нагрева листов сплава 1565чНН при СТП на разных скоростях сварки и частотах вращения рабочего инструмента. Для решения этой задачи использовали образец из листа сплава 1565чНН толшиной 6 мм.

По оси образца (ось шва) с корневой стороны соединения было засверлено глухое отверстие диаметром 1,5 мм и глубиной 2,5 мм, в которое затем была зачеканена термопара хромель-алюмель с диаметром спая 1,2 мм. Глубину установки термопары выбирали, с одной стороны, из максимального приближения термопары к зоне воздействия инструмента на материал, а с другой — чтобы при этом избежать поломки термопары рабочим инструментом.

3. Механические свойства сварных соединений листов из сплава 1565чHH, выполненных сваркой трением с перемешиванием

Скорость сварки v _{св} , мм/мин (м/ч)	Предел прочности, МПа		Ударная вязкость	Vrog	V	
	сварного соединения	металла шва	металла шва <i>КС</i> U, кДж/м ²	Угол изгиба α , $^{\circ}$	Характер разрушения образцов при испытаниях	
84 (5,04)	375	388	318	180	По зоне термического влияния на расстоянии 7 мм от ядра шва	
132 (7,92)	401	426	354	180	По зоне термического влияния на расстоянии 4 мм от ядра шва	
222 (13,32)	419	465	382	180		
348 (20,88)	432 480 366		170	По зоне термического влияния на расстоянии 2 мм от ядра шва		
492 (29,52)	435	418	324	160		

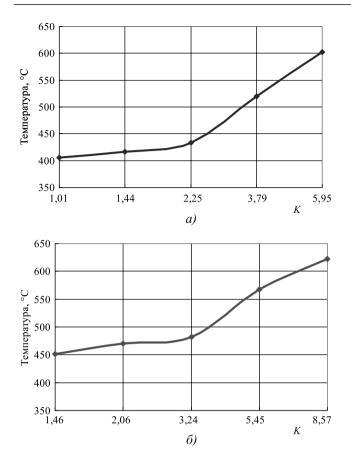


Рис. 3. Влияние отношения частоты вращения инструмента к скорости сварки на температуру нагрева в зоне формирования шва при СТП сплава 1565чНН:

a — частота вращения инструмента 500 об/мин; δ — 720 об/мин

Полученные результаты приведены на рис. 3. По оси абсцисс на данном графике отложено соотношение K [10]:

$$K = \omega/v_{cB}$$

где ω — частота вращения рабочего инструмента, об/мин; v_{cr} — скорость сварки, мм/мин.

Данные по влиянию отношения частоты вращения инструмента к скорости сварки на температуру нагрева пластин в зоне формирования шва при СТП свидетельствуют, что с увеличением значения K за счет низких скоростей сварки в зоне формирования ядра шва создаются температурные условия, способствующие появлению жидкой фазы в шве. Так, например, для K=5,95 и $\omega=500$ об/мин и K=8,57 и $\omega=720$ об/мин температура нагрева металла будет достигать 600...630 °C.

При высоких скоростях сварки (соответственно при K < 2...2,25) отмечаются температуры нагрева 450...475 °C для частоты вращения инструмента 720 об/мин и 405...433 °C — для частоты вращения 500 об/мин. При таких температурных

условиях возможно формирование микронесплавлений и микротрещин в металле шва.

Структура металла ядра шва — однородная, мелкозернистая, резко отличающаяся от структуры основного металла. Относительно оси симметрии поперечного сечения сварного соединения наблюдается различие в ширине переходной зоны от сварного шва к основному металлу. Относительно направления движения рабочего инструмента при вращении его по часовой стрелке минимальная ширина переходной зоны расположена слева.

Изломы образцов из основного металла и сварных образцов имеют ямочный характер разрушения, что свидетельствует о вязком разрушении основного металла и металла шва. В отличие от основного металла в изломе металла шва отсутствуют характерные участки для разрушения по плоскостям скольжения, что свидетельствует об изотропности свойств металла шва (рис. 4).

В результате совместного влияния интенсивной пластической деформации и температуры при сварке трением с перемешиванием в зоне перемешивания сварных швов формируется рекристаллизованная мелкозернистая равноосная структура.

Следует отметить, что в теле зерен практически отсутствуют малоугловые границы и не наблюдается развитой субструктуры, как в исходном материале. С увеличением скорости сварки наблюдается рост зерна от 1,6 до 2,5 мкм. Данное явление можно связать с особенностями теплоотвода от зоны перемешивания в процессе СТП.

В целом прочностные свойства полученных сварных швов достаточно близки к свойствам основного металла. Наиболее высокими прочностными свойствами обладают соединения, полученые на режиме при скорости подачи инструмента 348 мм/мин.

Металлографический анализ сварных соединений, полученных на режимах с K=5,45...8,57 показал, что могут возникать локальные расплав-

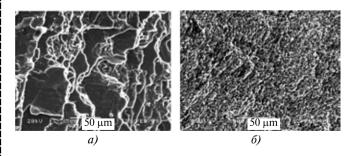
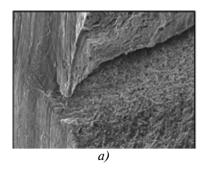
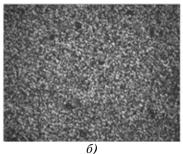


Рис. 4. Фрактограммы изломов образцов ($\times 500$): a — основной металл; δ — металл шва после сварки





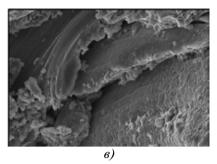


Рис. 5. Микроструктура металла шва при СТП на различных скоростях подачи инструмента:

a-132 мм/мин (очаги жидкой фазы), $\times 500$; b-222 мм/мин (плотная структура без дефектов), $\times 800$; b-492 мм/мин (несплавления), $\times 1000$

ления металла (рис. 5, a), что сопровождается снижением механических характеристик сварного соединения. Прочность сварного соединения уменьшается до 375...401 МПа. Особенно заметно снижение прочности металла шва.

При скорости вращения инструмента 710 об/мин и скорости сварки 222 мм/мин наблюдается формирование плотной структуры шва (рис. 5, δ) без образования внутренних дефектов. СТП-соединения, полученные на указанных режимах, имеют наиболее высокие прочностные свойства.

Металлографическими исследованиями установлено, что при скорости подачи инструмента 492 мм/мин в сварном соединении присутствуют несплошность и несплавления в шве со стороны набегания инструмента. При этом несплавление может как выходить на лицевую поверхность шва, так и располагаться в пределах толщины свариваемого металла.

Температура термопары, размещенной на оси шва, изменяется в зависимости от применяемого режима СТП в широком диапазоне — от 630 до 405 °C при увеличении скорости подачи от 84 до 492 мм/мин. Такое изменение температуры



Рис. 6. Распределение твердости с лицевой и обратной сторон шва образца сплава 1565чНН, полученного СТП на режиме: частота вращения инструмента 720 об/мин, скорость сварки 84 мм/мин

нагрева образца в зависимости от скорости сварки позволяет условно разделить режимы сварки на "горячие" (температура нагрева 500...600 °C) и "холодные" (температура нагрева менее 450 °C).

Твердость зоны термического влияния и металла шва замеряли с лицевой и обратной сторон шва. Результаты приведены на рис. 6.

Изменения твердости с лицевой стороны и обратной стороны шва и по сравнению с твердостью основного металла неоднозначны. Максимумы твердости наблюдаются и в том и в другом случае, с постепенным снижением к зоне термического влияния и повышением к основному металлу. Максимум твердости по лицевой стороне шва выше, чем с обратной стороны, но не достигает твердости основного металла всего на 11,5 %. Максимальное снижение твердости в околошовной зоне по сравнению с основным металлом 54,5 %. Такой характер изменения твердости сварного шва объясняется тепловыделением в процессе СТП и местным отжигом металла со снятием нагартовки.

На рис. 7 приведены данные о протяженности зоны термического влияния при СТП-листов

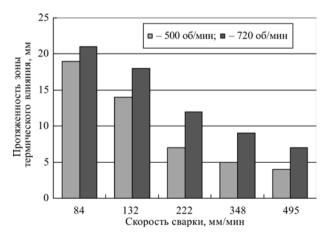


Рис. 7. Влияние режимов СТП на протяженность зоны термического влияния в сварных соединениях листов сплава 1565чНН

сплава 1565чНН при частотах вращения рабочего инструмента 500 и 720 об/мин.

Таким образом, в результате проведенных исследований можно констатировать, что для СТПлистов сплава 1565чНН оптимальным является режим сварки с частотой вращения инструмента 720 об/мин и скоростью сварки 222...348 мм/мин. Данный режим обеспечивает получение сварных соединений с прочностью 0,93...0,96 прочности основного металла в нагартованном состоянии.

Выводы

- 1. В условиях автоматической аргонодуговой сварки листов сплава 1565чНН для сохранения высокой прочности, полученной за счет нагартовки листов в процессе их холодной прокатки, целесообразно осуществлять процесс на высоких скоростях сварки (18...25 м/ч). Это обеспечит коэффициент прочности сварных соединений 0.83...0.87.
- 2. Для сварки трением с перемешиванием листов сплава 1565чНН оптимальным является режим сварки с частотой вращения инструмента 720 об/мин и скоростью сварки 222...348 мм/мин. Данный режим обеспечивает получение сварных соединений с прочностью 0,93...0,96 прочности основного металла в нагартованном состоянии.
- 3. Температура на оси шва изменяется в зависимости от применяемого режима сварки трением с перемешиванием в широком диапазоне от 630 до 405 °C при увеличении скорости подачи от 84 до 492 мм/мин. Такое изменение температуры нагрева образца в зависимости от скорости сварки позволяет разделить условно режимы сварки на "горячие" (температура нагрева 500...600 °C) и "холодные" (температура нагрева менее 450 °C).

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. Дриц А.М., Овчиников В.В., Растопчин Р.Н. Исследование свойств сварных соединений сплава 1565ч применительно к изготовлению сварных цистерн // Цветные металлы. 2012. № 12. С. 85—89.
- 2. **Ищенко А.Я., Подъельников С.В., Покляцкий А.Г.** Сварка трением с перемешиванием алюминиевых сплавов (обзор) // Автоматическая сварка. 2007. № 11. С. 32—38.
- 3. **Фролов В.А., Иванюхин А.Н., Сабанцев А.Н. и др.** Сварка трением с перемешиванием плюсы и минусы // Сварочное производство. 2008. № 10. С. 12—18.
- 4. **Firouzdor V., Kou S.** Сварка трением с перемешиванием алюминия с магнием влияние положений алюминия и магния относительно сварочного инструмента // WELDING JOURNAL. 2009. Vol. 88. № 10. P. 213—224.
- 5. Дриц А.М., Овчинников В.В., Растопчин Р.Н. Особенности сварки листов алюминиевого сплава 1565чМ при производстве цистерн бензовозов // Машиностроение и инженерное образование. 2013. № 4. С. 24—36.
- 6. Дриц А.М., Овчинников В.В., Растопчин Р.Н. Технологические свойства листов из свариваемого алюминиевого сплава 1565ч для производства цистерн // Технология легких сплавов. 2012. № 3. С. 20—29.
- 7. Дриц А.М., Овчиников В.В. Свойства сварных соединений листов сплава 1565ч в сочетании с другими алюминиевыми сплавами // Цветные металлы. 2013. № 11. С. 84-89.
- 8. **Котлышев Р.Р., Чуларис А.А.,** Людмирский Ю.Г. Гипотеза образования соединения при сварке трением с перемешиванием // Сварка и диагностика. 2010. № 4. С. 31—34.
- 9. **Дриц А.М., Овчинников В.В., Пахомов Д.А.** Влияние технологии сварки на свойства соединений листов сплава системы Al—Zn—Mg // Заготовительные производства в машиностроении. 2012. № 6. С. 10—17.
- 10. Дриц А.М., Овчинников В.В. Сварка трением с перемешиванием нахлесточных соединений сплава 1460 // 3аготовительные производства в машиностроении. 2012. № 1. С. 11-16.

Виктор Васильевич Овчинников, д-р техн. наук, vikov1956@mail.ru;

Александр Михайлович Дриц, канд. техн. наук; Дмитрий Валериевич Малов



КУЗНЕЧНО-ШТАМПОВОЧНОЕ ПРОИЗВОДСТВО



УДК 621.979.134

Е.Н. Складчиков, Т.Ю. Артюховская

(Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана), **М.О. Ельцов** (ФОО "Тукана Инжиниринг ЛЛС")

Оптимизация многозвенного исполнительного механизма листоштамповочного пресса

Рассмотрено усовершенствование многозвенных исполнительных механизмов листоштамповочных прессов для уменьшения и выравнивания скорости ползуна при рабочем ходе путем применения параметрической оптимизации многозвенного исполнительного механизма. При этом снижаются трудозатраты при проектировании механизма.

Ключевые слова: кривошипный пресс; главный исполнительный механизм; вытяжка листового материала; скорость рабочего хода; многозвенный исполнительный механизм; методика проектирования; параметрическая оптимизация.

Improvement of multilink actuators of sheet-stamping presses for reduction and alignment of crosshead speed stamp due to working stroke is considered by application of parametrical optimization of multilink actuator. This reduces the efforts in design of mechanism.

Keywords: crank press; main actuator; drawing of sheet material; speed of working stroke; multilink actuator; design technique; parametrical optimization.

В качестве главного исполнительного механизма (ГИМ) кривошипных прессов широко применяют кривошипно-ползунный механизм. Его основным преимуществом является конструктивная простота.

Однако при выполнении операции штамповки во время рабочего хода скорость ползуна меняется в широких пределах, при этом скорость во время рабочего хода максимальна в начале деформирования. В этом случае при вытяжке листового материала возникает опасность разрыва листа из-за вибраций, возникающих в условиях сухого трения в паре "материал-инструмент" при недостатке смазки. Изменение скорости инструмента в широком диапазоне приводит к нежелательному изменению силы противодавления гидропневматической подушки [1]. Одним из путей уменьшения скорости деформирования является понижение быстроходности пресса. Однако при этом снижается его производительность. Другим путем уменьшения скорости деформирования при сохранении быстроходности пресса является применение многозвенного исполнительного механизма в качестве главного.

В настоящее время отсутствуют регулярные методы проектирования многозвенных исполнительных механизмов.

Существующая методика проектирования включает в себя:

- 1) разработку (привлечение из числа известных) кинематической схемы:
 - 2) назначение размерных параметров;
 - 3) оценку результатов проектирования.

При неудовлетворительном результате процесс проектирования повторяется с возвратом к п. 2.

Известные кинематические схемы многозвенных исполнительных механизмов ГИМ отличаются большим разнообразием [2]. На рис. 1 приведен многозвенный исполнительный механизм листоштамповочного пресса ІНІ (Япония) номинальной силой 19 МН в двух положениях. Ход ползуна пресса 0,8 м и быстроходность 20 ход/мин.

На рис. 2 показана кинематическая схема механизма для верхнего положения ползуна.

Графики перемещения и скорости ползуна пресса, полученные математическим моделированием, представлены на рис. 3.

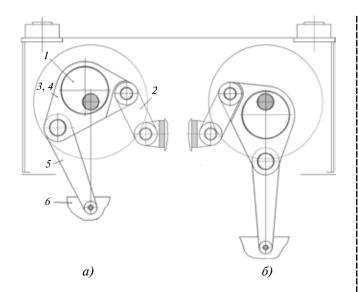


Рис. 1. Многозвенный исполнительный механизм листоштамповочного пресса IHI:

a — верхнее положение ползуна; δ — нижнее положение ползуна; I — кривошип; 2 — поводок; 3, 4 — коромысло; 5 — шатун; 6 — ползун

Для сравнения скоростных характеристик прессов с многозвенным и кривошипно-ползунным исполнительными механизмами на рис. З показана кривая изменения скорости ползуна пресса с кривошипно-ползунным исполнительным механизмом при той же быстроходности и том же ходе ползуна.

Скоростные характеристики сравнивали на участке рабочего хода пресса, который выбран в диапазоне 0.8H...H, где H- ход ползуна. Согласно

этим графикам применение многозвенного исполнительного механизма уменьшает скорость ползуна в начале рабочего хода. Так, скорость ползуна кривошипно-ползунного механизма в начале рабочего хода ползуна (0,8 H, 0,64 м) составила 0,705 м/с. Скорость ползуна многозвенного исполнительного механизма при том же положении ползуна равна 0,503 м/с, что на 29 % меньше скорости ползуна кривошипно-ползунного механизма.

Однако скорость ползуна на участке рабочего хода остается переменной и при этом изменяющейся в широких пределах от 0 до 0.503 м/с.

Описанная методика проектирования многозвенных исполнительных механизмов отличается трудоемкостью, поскольку предполагает большое число возвратов к п. 2.

Оптимизация при проектировании многозвенных исполнительных механизмов позволяет получать наилучшие про-

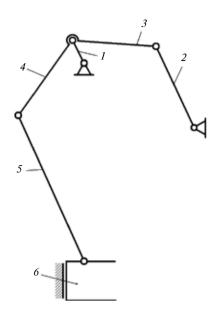


Рис. 2. Кинематическая схема многозвенного исполнительного механизма для верхнего положения ползуна:

1— кривошип; 2— поводок; 3— плечо коромысла; 4— второе плечо коромысла; 5— шатун; 6— ползун

ектные решения, обеспечивающие значительное уменьшение скорости ползуна и ее постоянство на рабочем ходе, делает методику проектирования регулярной и значительно уменьшает ее трудоемкость.

В качестве примера рассмотрена параметрическая оптимизация многозвенного исполнительного механизма листоштамповочного пресса IHI. Для ее осуществления в среде программного

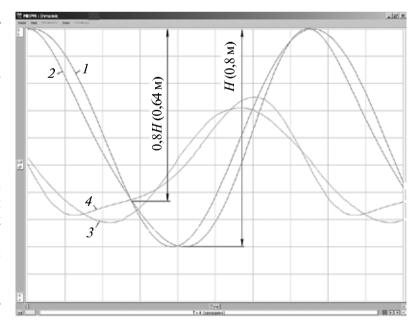


Рис. 3. Графики перемещения (1, 2) и скорости (3, 4) ползуна:

1,3 — кривошипно-ползунный механизм; 2,4 — многозвенный исполнительный механизм

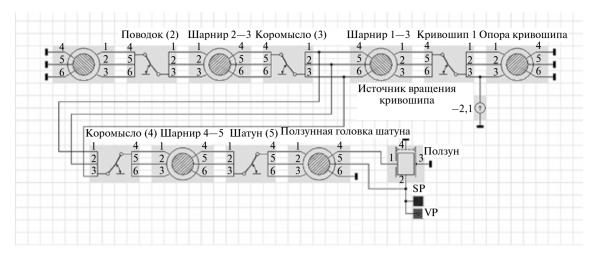


Рис. 4. Топология модели многозвенного исполнительного механизма

1. Поэлементное соответствие кинематической схемы по рис. 2 и топологии по рис. 4

Номер элемента на кинематической схеме по рис. 2	Обозначение элемента на топологии по рис. 4
1	Кривошип (1)
2	Поводок (2)
3	Коромысло (3)
4	Коромысло (4)
5	Шатун (5)
6	Ползун

комплекса анализа динамических систем ПА9 [2] разработана математическая модель этого механизма. Ее топология показана на рис. 4.

Поэлементное соответствие кинематической схемы по рис. 2 и топологии по рис. 4 приведено в табл. 1.

Шарниры, соединяющие звенья по рис. 2, на рис. 4 обозначены: "Опора кривошипа", "Шарнир 1—3", "Шарнир 2—3", "Опора поводка", "Шарнир 4—5", "Ползунная головка шатуна". Цифровые обозначения в названиях шарниров указывают на номера соединяемых ими звеньев.

Графики перемещения и скорости ползуна кривошипно-ползунного и многозвенного исполнительных механизмов, показанные на рис. 3, получены с помощью описанной математической модели.

Параметрическая оптимизация выполнена методом Нелдера—Мида (деформируемого многогранника) (см. кн.: Системы автоматизированного проектирования: в 9 кн. Кн. 5. Автоматизация функционального проектирования: учеб. пособие для вузов / П.К. Кузьмик, В.Б. Маничев; под ред. И.П. Норенкова. М.: Высш. шк., 1986. 144 с.).

В качестве параметров оптимизации выбраны геометрические параметры кинематической схемы многозвенного исполнительного механизма, соответствующие исходному положению механизма (ползун пресса в верхнем положении). Они приведены в табл. 2.

Критерием оптимизации выбран максимум скорости ползуна на участке 0,8*H*...*H* хода ползуна, принятого в качестве участка рабочего хода, который должен быть минимизирован. Изменение параметров кинематической схемы по результатам оптимизации приведено в табл. 2.

Из табл. 2 видно, что линейные размеры элементов изменяются в относительно небольших пределах и это не приведет к трудностям конструктивного характера при реализации соответствующего проектного решения.

Графики перемещения и скорости ползуна многозвенного исполнительного механизма по результатам оптимизации показаны на рис. 5.

2. Геометрические параметры кинематической схемы многозвенного исполнительного механизма до и после оптимизации

Номер элемента на кинематической схеме по рис. 2		проектное механизма	По результатам оптимизации		
	Длина элемента, мм	Уголовое поло- жение элемента, рад	Длина элемента, мм	Уголовое поло- жение элемента, рад	
1	260	2,015	304	2,064	
2	900	2,020	950	2,019	
3	825	0,089	618,9	0,114	
4	930	4,089	908	4,130	
5	1725	-1,142	1767	-1,151	

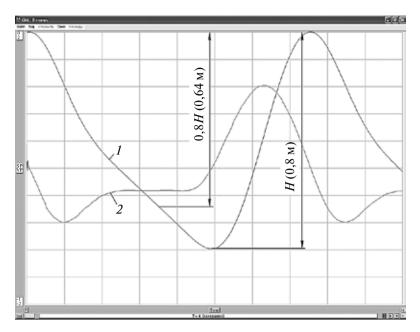


Рис. 5. Графики перемещения (1) и скорости (2) ползуна многозвенного исполнительного механизма

Согласно полученным результатам оптимизации скорость ползуна в начале рабочего хода равна 0,326 м/с, что на 35 % меньше скорости ползуна неоптимизированного многозвенного исполнительного механизма и на 53 % (более чем в 2 раза) меньше скорости ползуна кривошипно-ползунного исполнительного механизма.

На рис. 5 появился участок с практически постоянной скоростью 0,326 м/с в интервале перемещения ползуна 0,523...0,746 м (0,65H...0,93H).

Это позволит стабилизировать силу противодавления гидропневматической подушки практически на всем рабочем ходе листовой штамповки.

Заключение. Параметрическая оптимизация при проектировании многозвенных исполнительных механизмов позволяет получить наилучшие результаты в части минимизации и обеспечения постоянства скорости ползуна на участке рабочего хода, а также значительно уменьшить затраты времени и труда проектировщика.

Изготовление прессов с усовершенствованным многозвенным исполнительным механизмом не связано с дополнительными капитальными затратами.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. **Свистунов В.Е.** Кузнечно-штамповочное оборудование. Кривошипные прессы: учеб. пособие. М.: МГИУ, 2008. 704 с.
- 2. **Живов Л.И., Овчинников А.Г., Складчиков Е.Н.** Кузнечно-штамповочное оборудование: учеб. для вузов / под ред. Л.И. Живова. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2006. 560 с.

Евгений Николаевич Складчиков, ∂ -p техн. наук, ens 0@mail.ru;

Татьяна Юрьевна Артюховская, канд. техн. наук; Максим Олегович Ельцов



УДК 621.983.04



М.Ф. Томилов (Воронежский филиал МИИТ), **Ф.Х. Томилов** (Воронежский государственный технический университет)

Расчет предельного коэффициента отбортовки эластичным пуансоном листовых заготовок с вогнутой формой борта

Предложена методика расчета предельного коэффициента отбортовки эластичной средой листовых деталей с вогнутой формой борта. Методика апробирована при отбортовке эластичным пуансоном круглых отверстий на плоских листовых заготовках.

Ключевые слова: отбортовка; эластичный пуансон; листовая заготовка; коэффициент отбортовки.

The method of maximum coefficient calculation for sheet-metal concave-edge parts flanging is presented. The method due to flanging of circular holes on the surface of sheet-metal workpieces by elastic cone punch is approved.

Keywords: flanging; elastic cone punch; sheet-metal workpiece; flanging coefficient.

Отбортовка вогнутого контура — образование борта заданной формы вокруг предварительно пробитого (просверленного) отверстия является одной из распространенных формоизменяющих операций листовой штамповки [1].

Существенно расширить технологические возможности отбортовочных операций позволяет применение штампов с эластичным пуансоном. За счет создания равномерного давления эластичной среды на формуемую заготовку предельные технологические параметры отбортовки на 15...20 % превышают рекомендуемые при формовке в инструментальных штампах [2].

В силу простоты реализации и универсальности применяемой оснастки процессы листовой штамповки, осуществляемые с использованием эластичных сред, находят все более широкое применение в условиях индивидуального, мелкосерийного, а иногда и среднесерийного производства. При отбортовке полусферическим эластичным пуансоном форма борта остается прямолинейной, что имеет существенное значение, если в дальнейшем по отбортованному отверстию осуществляется соединение с другими деталями.

В операции отбортовки отверстия нарушение нормального течения процесса формообразования происходит из-за разрушения материла вследствие его недостаточной пластичности или потери устойчивости пластического растяжения в форме характерного локального утонения (шейки). Поэтому знание предельных технологических параметров отбортовки, при достижении которых начинается образование трещин или сосредоточенного утонения, необходимо для проектирования бездефектного процесса отбортовки листовых заготовок эластичными средами.

В общем случае возникновение локального утонения еще не означает разрушения металла. Как показывают теоретические и экспериментальные исследования, листовой металл и после возникновения местного утонения сохраняет еще некоторую способность к дальнейшему формоизменению. Тем не менее, предельную критическую величину формообразования целесообразно определять исходя из момента возникновения сосредоточенного утонения. Этим достигается определенная гарантия стабильности процесса деформации.

При отбортовке криволинейного вогнутого контура зона локального утонения располагается на кромке отбортованного отверстия, где наибольшая главная логарифмическая деформация в окружном направлении

$$e_1 = \ln D/d = \ln(1+\varepsilon),\tag{1}$$

где D, d — диаметр отбортованного и технологического отверстия соответственно;

 ϵ — относительное удлинение в окружном направлении.

Отношение D/d = K называют коэффициентом отбортовки, величина которого, как следует из (1),

$$K = 1 + \varepsilon$$
. (2)

Формоизменение при отбортовке заготовок из пластичных материалов ограничивается появлением трещин и разрывов металла на кромке борта, возникающим при достижении коэффициентом отбортовки предельного значения K_{Π} . Его величину можно приближенно вычислить по соотношению (2), приняв $\varepsilon = \delta_p$, где δ_p — относительное равномерное удлинение, установленное по результатам испытаний стандартного образца из материала заготовки на одноосное растяжение.

Однако из экспериментальных данных (см. кн.: Аверкиев Ю.А., Аверкиев А.Ю. Технология холодной штамповки. М.: Машиностроение, 1989. 304 с.) известно, что величина ε на кромке отбортованного отверстия при разрыве существенно больше δ_p . Это объясняется большой неравномерностью деформации по высоте борта и сдерживающим влиянием той части материала борта, где деформация меньше.

Деформируемая часть заготовки, ограниченная диаметрами отбортовки и технологического отверстия, за исключением кромки борта, на которой реализуется одноосное растяжение, находится в условиях двухосного растяжения, при котором величина є существенно больше чем при одноосном растяжении [3].

Вследствие отсутствия методик расчета предельного коэффициента отбортовки в настоящее время его определяют в основном по экспериментальным данным, представленным в виде таблиц или графических зависимостей [1]. В связи с ограниченностью таких данных для целого ряда материалов и необходимостью разработки научно обоснованных методик проектирования операции отбортовки становится актуальной задача расчета предельных значений коэффициента отбортовки.

В настоящей работе предложена методика расчета предельного коэффициента отбортовки эластичным пуансоном листовых заготовок с вогнутой формой борта. Методика базируется на результатах технологических испытаний материала формуемой заготовки в условиях одноосного растяжения, реализуемого при вытяжке узких плоских образцов эластичным пуансоном в жесткую щелевую матрицу [3].

Испытания проведены в условиях, максимально приближенных к условиям реализуемой операции (идентичность условий трения, свойств применяемого эластомера, способа нагружения и т.п.). Установлено предельное значение главной логарифмической деформации e_1^* , соответствующей началу локализации пластической деформации.

Предельный коэффициент отбортовки K_{Π} можно вычислить из соотношения (1), приняв $e_1 = e_1^*$. При этом коэффициент отбортовки K равен его предельному значению K_{Π} :

$$e_1^* = \ln K_{\Pi}. \tag{3}$$

Из выражения (3) следует, что предельный коэффициент отбортовки

$$K_{\rm rr} = \exp e_1^*. \tag{4}$$

Для установления предельного значения главной логарифмической деформации e_1^* по методике, изложенной в работе [3], проводили испытания на одноосное растяжение трех плоских образцов, изготовленных из алюминиевого сплава АМцМ. Рабочая часть образцов имела длину 40 мм, ширину 4 мм и толщину 1,3 мм.

При испытаниях использовали так называемые "узкие" образцы, ширина которых примерно в 3 раза превышала их толщину. В результате многочисленных экспериментов было установлено, что применение таких образцов позволяет повысить точность установления предельного значения e_1^* вследствие исключения локализации деформации (образования шейки на рабочей части образца) и обеспечения условий одноосного растяжения вплоть до его разрыва. В качестве эластичной среды для пуансона при испытаниях использовали полиуретан марки СКУ-7Л.

Нагружение образцов до разрушения проводили по схеме прямой вытяжки в экспериментальном штампе с шириной рабочей части канала жесткой матрицы 55 мм на стандартной испытательной машине ЦД-40. Разрушение образцов фиксировали по моменту уменьшения (спада) деформирующей силы. Определенная по результатам испытаний усредненная величина $e_1^* = 0,34$. Используя установленное значение e_1^* по формуле (4), был рассчитан предельный коэффициент отбортовки $K_{\Pi} = 1,41$.

Для экспериментальной проверки предложенной методики были проведены исследования отбортовки отверстий эластичным пуансоном диаметром 100 мм из полиуретана марки СКУ-7Л в жесткую круглую матрицу диаметром 70 мм с ра-

диусом вытяжного ребра 10 мм. Осуществляли отбортовку трех кольцевых листовых заготовок диаметром 210 мм, изготовленных из алюминиевого сплава АМцМ толщиной 1,3 мм, имеющих одинаковые технологические отверстия диаметром d=50 мм.

Образцы для испытаний и отверстия в них под отбортовку получали следующим образом. Вначале из листа вырезали квадратные заготовки, по центру которых высверливали отверстия диаметром 20 мм. Затем заготовки собирали в пакет, скрепляли стяжным болтом и обтачивали на токарном станке по наружной поверхности до диаметра 210 мм. После этого, базируясь по наружному диаметру, на этом же станке проводили расточку отверстия под отбортовку.

Испытания осуществляли в экспериментальном штампе, который свободно, без дополнительного крепления размещали на плите испытательной машины ЦД-40. Отбортовку отверстий вели с жестким защемлением фланцев заготовок вплоть до разрушения. Установленное по результатам экспериментов усредненное значение предельного коэффициента отбортовки $K_{\Pi} = 1,37$.

Удовлетворительное совпадение расчетных и экспериментальных данных подтверждает возможность практического использования предложенной методики расчета предельного коэффициента отбортовки при проектировании операции отбортовки эластичным пуансоном листовых заготовок с вогнутой формой борта.

Заключение. Предложена методика расчета предельного коэффициента отбортовки эластичным пуансоном листовых деталей с вогнутой формой борта. Достоверность и надежность методики подтверждены проведенной экспериментальной проверкой при отбортовке эластичным пуансоном круглых отверстий на плоских круглых заготовках.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. **Ковка** и штамповка: справочник. В 4 т. Т. 4. Листовая штамповка / под общ. ред. С.С. Яковлева. 2-е изд., перераб. и доп. М.: Машиностроение, 2010. 732 с.
- 2. **Попов С.П., Томилов М.Ф., Томилов Ф.Х.** Формообразование деталей из листа с применением эластичных сред. Воронеж: Научная книга, 2007. 185 с.
- 3. **Томилов М.Ф., Толстов С.А., Томилов Ф.Х.** Технологические испытания листовых материалов. Воронеж: Роза ветров, 2014. 214 с.

Марат Федорович Томилов, канд. техн. наук, mark_tom@mail.ru;

Федор Христианович Томилов, канд. техн. наук

УДК 621.774

А.В. Козлов, А.В. Бобылев

(Южно-Уральский государственный университет (филиал), г. Златоуст, Челябинская обл.), **Е.В. Халиулин** (ООО "ВЕМА", г. Златоуст)

Особенности холодной гибки труб из коррозионно-стойких сталей и сплавов

Показана возможность качественной холодной гибки с раскатыванием тонкостенных труб из коррозионно-стойких сталей и сплавов. Осуществлена гибка на угол 45°, с радиусом гиба 60 мм. Подвергнуты контрольным замерам все изделия, в пяти сечениях которых оценена величина овальности. Средняя овальность для труб из коррозионно-стойких сталей составила 4,88 %, а для труб из титановых сплавов — 0...1,5 %. Образование гофров не наблюдалось.

Ключевые слова: гибка труб; раскатывание; коррозионно-стойкая сталь; тонкостенные трубы.

The possibility of high-quality cold expanding bending of thin-walled pipes from corrosion-resistant steels and alloys is shown. Bending at angle 45°, bending radius 60 mm is carried out. All products in which five sections ovality size is estimated are subjected to control measurements. Average ovality for pipes made of corrosion-resistant steel is 4.88 %, and for pipes made of titanium alloys — 0...1.5 %. Formation of corrugations is not observed.

Keywords: bending of pipes; expanding; corrosion-resistant steel; thin-walled pipes.

Криволинейные участки трубопроводов широко применяют в народном хозяйстве в качестве пологих и крутозагнутых отводов для магистральных и локальных трубопроводов. В большом объеме их используют в газовой и нефтяной промышленности, в коммунальном хозяйстве, химической и атомной промышленности, авиа- и ракетостроении, автомобиле- и тракторостроении.

Как показал анализ наиболее распространенных методов гибки труб, для изготовления криволинейных трубопроводов необходимо обеспечить существенное снижение изгибающей силы [1].

Большинство существующих способов снижения сил при гибке очень энергоемки и требуют применения сложного дорогостоящего оборудования, что снижает эффективность их использования. Кроме того, не исключается потеря устойчивости в зоне гиба, что приводит к нарушению формы поперечного сечения трубы. В случаях, когда работы связаны с нагревом или переохлаждением трубы, снижается безопасность работ.

Технология, разработанная в Южно-Уральском государственном университете, устраняет многие из перечисленных недостатков. Сущность этой технологии [2] заключается в следующем. При вращении ω_2 раскатника (рис. 1, a), заведенного в трубу с достаточно большим натягом, в каждой точке кольцевой зоны раскатывания возникает знакопеременный изгиб (рис. 1, δ), при котором изгибные напряжения кратковременно достигают предела текучести σ_{τ} [2].

Технология холодной гибки труб с раскатыванием [2] в последние годы нашла достаточно большое

распространение в отечественной промышленности. Теоретические и экспериментальные исследования [1] позволили разработать конструкции станков, предназначенных для гибки труб диаметром от 20 до 219 мм в основном из низкоуглеродистых и качественных углеродистых сталей (Ст3, 10, 20).

В то же время в ряде отраслей специального машиностроения для изготовления трубопроводов применяют материалы из высокоуглеродистых и коррозионно-стойких сталей и сплавов.

В частности, был получен заказ для изготовления теплообменного оборудования на предприятиях химической промышленности. Наилучшим образом для этих целей подходят трубы из стали 12X18H10T, поскольку эта сталь обладает высокими антикоррозийными свойствами, имеет длительный срок работы при температуре до 600 °С и позволяет получать прочные и герметичные сварные соединения.

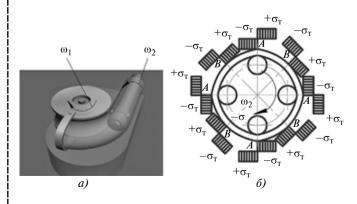


Рис. 1. Гибка труб, раскатываемых с большими натягами

Возможность холодной гибки труб описанным выше методом в значительной степени зависит от свойств материала изгибаемой трубы — прочности, упругости и предельной деформации [3]. Поэтому была выполнена оценка устойчивости оболочки из разных материалов и определено, при каком изгибающем моменте начнется процесс гофрообразования:

$$M_{\text{ropp}} = \frac{0.605\pi Rh^2(\sigma_{\text{B}} - \sigma_{\text{T}})}{\varepsilon_{\text{B}}},$$
 (1)

где R — радиус оболочки;

h — толщина стенки оболочки;

 $\varepsilon_{_{\rm B}}$ — удлинение материала при достижении $\sigma_{_{\rm B}}$ (для стали 20-0.25, для 12X18H10T-0.4).

Проведем оценку критерия устойчивости на примере трубы диаметром 57 мм и толщиной стенки 5 мм. Для стали 12X18H10T порог гофрообразования выше на 15 %. Таким образом, учитывая, что предел текучести $\sigma_{\rm T}$ у сталей Ст3, 20 и 12X18H10T [3] отличается незначительно, можно использовать одинаковые технологические параметры для гибки труб из этих материалов.

Однако возникает проблема поддержания стабильного натяга — основного технологического параметра гибки с раскатыванием. При раскатывании труб с большими натягами происходят укатывание внутренней поверхности трубы и утонение стенки, а из-за напряжений, действующих в окружном направлении — раздача трубы по диаметру, что приводит к уменьшению натяга.

Поскольку пластические свойства стали 12X18H10T выше аналогичных свойств сталей Ст3, 10 и 20 на 17...37 %, то при равных контактных напряжениях, действующих в зоне контакта внутренней поверхности трубы и деформирующего элемента, укатывание и раздача трубы по диаметру у стали 12X18H10T будут происходить значительно быстрее. Это может привести к уменьшению фактического натяга и вызвать потерю устойчивости стенок изгибаемой трубы и образование гофр.

В ходе контрольных экспериментов было изогнуто 65 труб диаметром 57 мм и толщиной стенки 5 мм из стали 12X18H10T. Гибку осуществляли на



Рис. 2. Изогнутые трубы Ø 57 × 5 мм из стали 12X18H10T

угол 180° (рис. 2) с натягом, увеличенным на 20...25 % (20...219 мм). При этом, одного комплекта раскатного инструмента хватало только на 2—3 гиба. Для сравнения — при гибке труб из сталей Ст2, Ст3 и 20 одного комплекта раскатника хватает на 20...25 аналогичных гибов.

Значительную роль в этом случае играет нагрев инструмента. Сталь 12X18H10T имеет меньшую теплопроводность в сравнении со сталями Ст2, Ст3 и 20, поэтому существенная часть теплоты, выделяемой при пластической деформации, приходится на нагрев инструмента. Температура в зоне раскатывания при этом может достигать 650...700 °C, что при отсутствии охлаждения вызывает отпуск деформирующих элементов — шариков, изготовленных из стали ШХ15.

Обычно при гибке с раскатыванием труб, изготовленных их низкоуглеродистых сталей, в качестве охлаждающей жидкости использовали воду

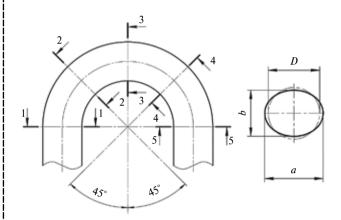


Рис. 3. Схема проведения контрольных экспериментов

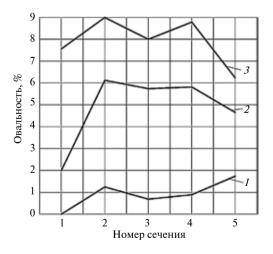


Рис. 4. Результаты контрольных замеров:

I— гиб с минимальной овальностью; 2— среднестатистическая овальность партии; 3— гиб с максимальной овальностью

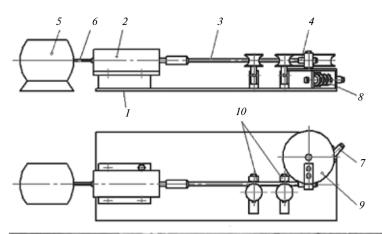




Рис. 5. Установка для гибки мелкоразмерных труб

с расходом 2,5...5 л/мин. При гибке труб из стали 12X18H10T этого оказалось недостаточно, поэтому вода была заменена СОЖ на масляной основе ВОЛТЕС МГ (ГОСТ 17216-2001) и расход увеличен до 10 л/мин. Стойкость инструмента возросла до 4-5 гибов на один раскатник.

Все изделия были подвергнуты контрольным замерам по схеме, приведенной на рис. 3. В пяти сечениях (1—5) оценивали овальность $\left(\frac{a-b}{D}\cdot 100~\%\right)$.

Результаты замеров представлены на графике (рис. 4). Средняя овальность составила 4,88 %.

В этой связи вызывает интерес возможность гибки с раскатыванием тонкостенных труб из ти-

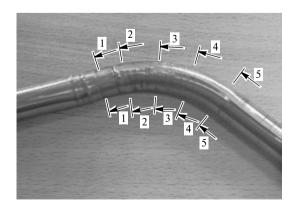


Рис. 6. Схема проведения контрольных экспериментов изгибаемой трубы

тановых сплавов. Для проверки такой возможности была изготовлена специальная лабораторная установка (рис. 5), позволяющая проводить холодную гибку с раскатыванием труб диаметром 20 мм.

Схема установки для гибки мелкоразмерных труб (см. рис. 5, a) состоит из следующих элементов: I — сварной корпус станка; 2 — шпиндельный узел; 3 — борштанга; 4 — раскатка; 5 — электродрель; 6 — шпиндель; 7 — рукоятка; 8 — червячная передача; 9 — гибочный ролик-шаблон; 10 — упоры.

Для проверки возможности холодной гибки труб из титановых сплавов были проведены натурные эксперименты.

Материал изгибаемой трубы — титановый сплав ВТ1-0, внутренний диаметр трубы 14 мм, наружный диаметр трубы 17 мм, частота вращения электродвигателя 450 об/мин, частота вращения рукоятки трубогиба 0,5 об/мин, натяг 1 мм. Диаметр шарика 4,5 мм. Охлаждающая жидкость — вода.

Была осуществлена гибка на угол 45°, с радиусом гиба 60 мм. Образование гофров не наблюдалось, овальность, измеренная в пяти сечениях, составила 0...1,5 %. Схема проведения контрольных экспериментов изгибаемой трубы показана на рис. 6.

Таким образом, показана возможность качественной холодной гибки с раскатыванием тонкостенных и толстостенных труб из коррозионных сталей и титановых сплавов. Вместе с тем требуется уточнение технологических параметров — рабочих натягов, скорости подачи трубы, диаметра деформирующих элементов и объема подачи и типа охлаждения, обеспечивающего высокую стойкость инструмента.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. **Козлов А.В., Бобылев А.В.** Технология и оборудование холодной гибки тонкостенных труб. Челябинск: Изд-во ЮУрГУ, 2007. 169 с.
- 2. **Пат. 818707 РФ.** Способ гибки труб / С.Г. Лакирев, Я.М. Хилькевич. 1981. Б.И. № 13.
- 3. **Справочник** конструктора-машиностроителя: в 3 т. / под ред. И.Н. Жестковой. 8-е изд., перераб. и доп. М.: Машиностроение, 2001. Т. 1. 920 с.

Александр Васильевич Козлов, д-р техн. наук; Андрей Викторович Бобылев, канд. техн. наук; Евгений Велемьянович Халиулин, evgen7778777@gmail.com УДК 677.2

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)

Разработка технологии изготовления труб из сложнолегированной латуни ЛМцАЖН

Выполнено исследование производственной технологии изготовления труб из сложнолегированной латуни ЛМцАЖН. Показано, что для повышения пластических свойств латуни необходимо получать сплав с повышенным содержанием α-фазы. Для этого предложено применить быстрый индукционный нагрев заготовки под прессование, снизить температуру прессования до 610 °C, а температуру термической обработки назначить равной 450 °C.

Ключевые слова: прессование труб; латунь; структура; фазовый состав; механические свойства.

Study of the production technology of manufacturing of Cu—Zn—Mn—Al—Fe—Ni brass pipes is achieved. It is shown that to improve the plastic properties of brass alloy must be obtained with high content of alpha-phase. This suggested to apply fast induction heating before extrusion, to reduce the extrusion temperature until 610 °C and heat treatment temperature at 450 °C designate.

Keywords: tube extrusion; brass; structure; phase composition; mechanical properties.

Большой объем производства сложнолегированных или специальных латуней обусловлен их применением в технологиях массового производства, в том числе, в автомобилестроении.

Одной из ответственных деталей автомобиля является кольцо синхронизатора коробки передач, испытывающее высокий уровень нагрузок и подвергающееся воздействию напряжений трения, что требует минимизации износа.

Применение сложнолегированных или специальных латуней в узлах трения основано на отличной обрабатываемости резанием [1—3], что связано с сознательным понижением пластических свойств в холодном состоянии. В последнее время латуни этого класса предпочтительно выполняются многофазными, их упрочняют интерметаллическими включениями [4—7], тем самым материал превращается в композиционную среду с умеренным уровнем пластических свойств [8]. Исследования и усовершенствования технологии производства марганцовистых сложнолегированных латуней для автомобилестроения отражены в работе [10], а процессы деформации рассмотрены в [10, 11].

Латунь ЛМцАЖН59-3,5-2,5-0,5-0,4 (далее ЛМцАЖН) применяют для изготовления блоки-

рующих синхронизирующих колец коробок передач заднеприводных отечественных легковых автомобилей (в том числе модели "Шевроле-Нива"). Технология изготовления деталей включает в себя полунепрерывное литье заготовок [12, 13], горячее прессование [14] и последующую штамповку [15] изделий. Объектом исследования для данной работы является обработка сложнолегированной латуни ЛМцАЖН. В работе [16] исследован процесс прессования латуни того же класса ЛМцАЖКС.

Ранее было установлено, что в структуре готовых труб из ЛМцАЖН59-3,5-2,5-0,5-0,4 для уменьшения их склонности к "задержанному" растрескиванию должно быть не менее 5 % об. пластичной α -фазы, а также в них не должно быть высоких остаточных тангенциальных напряжений, что обеспечивается лишь при условии обязательного проведения операции искусственного старения.

Реологические свойства сложнолегированной латуни ЛМцАЖН в зависимости от температурно-скоростных условий деформации исследованы в работе [17]. В [18] сделано предположение, что возможной причиной образования трещин при изготовлении кольца синхронизатора из латуни

ЛМцАЖН59-3,5-2,5-0,5-0,4 является присутствие частиц силицида, которые ослабляют границы между зернами β -фазы.

Целью исследования является анализ режимов, возникающих в производственной ситуации на переделах обработки труб из данного сплава. Присутствие в латуни алюминия позволяет стабилизировать заданное количество β-фазы, которая является основным упрочняющим компонентом в этом материале. Однако β-фаза охрупчивает сплав, и при наличии неблагоприятной схемы действия остаточных напряжений происходит разрушение материала. Это может произойти как на стадии горячего прессования трубной заготовки, так и на стадии подготовки к горячей объемной штамповке кольца синхронизатора.

Существующей технологией производства труб \emptyset 74,0×63,5 мм из сплава ЛМцАЖН предусмотрены нагрев заготовки до 720 °С, горячее прессование, обрезка переднего и заднего концов, правка на косовалковой машине. На рис. 1 представлен внешний вид отпрессованных труб.

На стадии горячего прессования существует проблема обеспечения требуемых размеров в заданном поле допуска. Поэтому в промышленных условиях выполнены измерения толщин стенок труб и определена абсолютная разностенность с переднего конца длиной 500 мм при объеме выборки 70 измерений. Получено среднее значение разностенности 0,464 мм (рис. 2) при стандартном отклонении 0,266 и допускаемой разностенности 1,3 мм.

Сделан вывод, что этот параметр для труб из сплава ЛМцАЖН достигается с большой величиной запаса в отличие от разностенности труб из латуни ЛМцАЖКС. Этот факт объясняется тем, что нагрузки на пресс и на прессовый инструмент при прессовании менее прочной латуни ЛМцАЖН оказываются меньшими, поэтому возникает не такая большая упругая деформация деформируемого металла и инструмента, в результате колеба-



Рис. 1. Внешний вид отпрессованных труб



Рис. 2. Распределение абсолютной разностенности труб из сплава ЛМиАЖН

ния размеров после снятия нагрузки оказываются меньше. Не исключено влияние различных у двух латуней фазовых состояний, известно, что при фазовых переходах изменяется объем металла и связанные с ним размеры.

После прессования достигается фазовый состав материала, состоящий из зерен β'- и α-фаз. Выявлено, что содержание α-фазы не превышает 5 % об. При этом существенны колебания этого содержания, а также величины зерна по длине трубы. Для переднего конца трубы минимальный размер зерна 40...50 мкм, а для заднего конца трубы 30 ...50 мкм, максимальный размер зерна 100...120 мкм и 50...120 мкм соответственно. На рис. 3 в качестве примера приведена микроструктура латуни ЛМцАЖН для переднего конца отпрессованной заготовки и утяжинного (заднего) конца после термической обработки при 450 °C.

Таким образом, меньший размер зерна наиболее вероятно получить на утяжинном конце заготовки. Объяснить это явление можно тем, что передний конец заготовки находится дольше на стеллаже пресса, тем самым создаются условия для роста зерна.

Для изучения фазовых превращений в латуни выполнили металлографический анализ поперечного темплета трубы после прессования и после отжига. Его результаты приведены на рис. 4, из которого видно, что после прессования возможны колебания содержания α -фазы в пределах 1,5...5%, т.е. возможно трехкратное различие этого параметра по длине окружности трубы. После отжига экстремумы содержания α -фазы, как правило, совпадают с экстремумами, наблюдаемыми до отжига, но диапазон содержания составляет 4...12%, при этом трехкратное различие в содержании сохраняется.

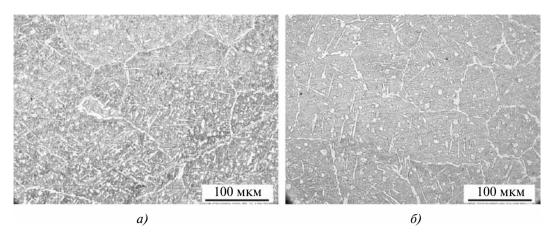


Рис. 3. Микроструктура латуни ЛМцАЖН переднего конца отпрессованной заготовки (a) и утяжинного (заднего) конца (δ) после термической обработки при 450 °C

Измерения, выполненные по длине трубы, показали, что содержание α-фазы составляет около 5 % на выходном конце трубы и 0...10 % на утяжинном конце трубы. Выявлено, что в промышленных партиях твердость HRB изменяется в результате старения незначительно: от 91,7...92 HRB после прессования до 91...93 HRB после термической обработки.

В металле присутствуют силициды (Fe, $Mn)_5Si_3$, что объясняется допускаемым содержанием кремния в виде примесей на уровне до 0,1 % мас. При определении фактического состава представительной выборки плавок выявлены колебания содержания кремния 0,01...0,07 % мас., что укладывается в пределы допуска по химическому составу.

Металлографический анализ показал, что зерна α -фазы выделяются в процессе охлаждения после прессования по границам или внутри β -зерен. Известно, что повышенное содержание α -фазы улучшает пластические свойства многофазных латуней, в частности, техническими условиями предусмотрено наличие минимального количества в объеме 10~% α -фазы, более пластичной, чем β -фаза. В этом случае также снижаются остаточные напряжения II рода из-за возможности деформации без разрушения макро- и микрообъемов металла и релаксации вследствие этого возникших напряжений, как видно из предыдущих данных, количество α -фазы не достигает 10~%.

В ряде работ, выполненных в области исследования свойств марганцовистых латуней, было установлено, что отжиг способен улучшать свойства этих материалов [19, 20]. В це-

лях снижения склонности латуни к растрескиванию предусмотрена термическая обработка (старение) для увеличения объема α-фазы, которая выделяется в результате распада неравновесной β'-структуры. Во избежание появления трещин режим нагрева предусматривает предварительный прогрев печи до температуры 400 °C и поддержание температуры на уровне 430...470 °C.

Как видно из рис. 4, в результате термической обработки удалось повысить содержание α -фазы до 10 % только в некоторых объемах заготовки,

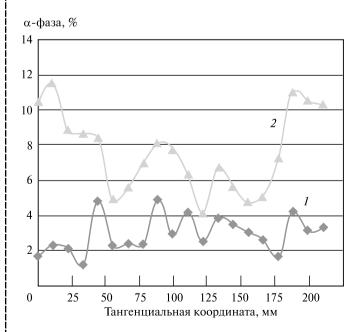


Рис. 4. Содержание α -фазы по длине окружности кольцевого образца трубы с переднего по ходу прессования конца трубы после прессования (I) и старения в лабораторной печи по режиму 450 °C, 3 ч (2)

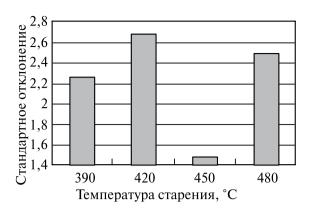


Рис. 5. Стандартное отклонение содержания α-фазы в функции температуры старения латуни

поэтому дальнейшее усовершенствование технологического процесса было направлено на увеличение содержания α -фазы еще на стадии прессования.

 α -фаза является низкотемпературной структурной составляющей латуни, поэтому было принято решение выполнять операцию прессования при пониженной температуре 610 °C. Эта величина приближена к температуре фазового превращения ($\alpha + \beta$) $\rightarrow \beta$, равной 590 °C. Поскольку температура прессования оставалась все равно выше температуры α - β -перехода, то для снижения вероятности образования большого количества β -фазы, было принято решение применять не медленный пламенный нагрев, а быстрый индукционный. Это позволяло сократить время нагрева, дополнительно снижалась доля металла, подвергающегося окислению.

Промышленный эксперимент прессования заготовки при температуре 610 °C показал, что процесс деформации возможен, а фазовый состав латуни может быть изменен в лучшую сто-

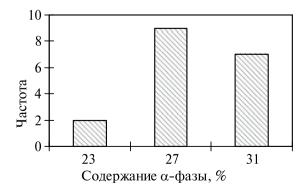


Рис. 6. Частотная диаграмма содержания α -фазы в латуни по усовершенствованному варианту обработки

рону. На полученных заготовках не были обнаружены трещины термического происхождения. Также выявлено существенное снижение затрат на прессовый инструмент за счет повышения его стойкости благодаря снижению температуры нагрева слитка до 610 °C, что ниже температуры отпуска (650...670 °C) штамповой стали 3Х3М3Ф, применяющейся для изготовления этого инструмента.

Дополнительно был уточнен режим термической обработки после прессования. Для этого было проведено измерение содержания α-фазы по длине окружности контура трубы в поперечном сечении при различных температурах обработки: 390, 420, 450 и 480 °C.

Выполнена статистическая обработка, которая показала, что стандартное отклонение содержания α-фазы минимально при температуре 450 °C (рис. 5), что свидетельствует о наибольшей однородности фазового состояния. Эта температура была выбрана в качестве оптимальной для промышленного варианта обработки.

Процентное содержание α-фазы повышено примерно в 2 раза относительно первоначального варианта обработки (рис. 6), что удовлетворяет как условия производства, так и требования потребителя.

Заключение. В результате исследования производственной технологии изготовления труб из сложнолегированной латуни ЛМцАЖН выявлено, что абсолютная разностенность прессованных труб достигается при существующем режиме обработки с некоторым запасом. Для повышения пластических свойств латуни необходимо получать сплав с повышенным содержанием α-фазы. Для этого предложено применить быстрый индукционный нагрев заготовки под прессование, снизить температуру прессования до 610 °С, а температуру термической обработки назначить равной 450 °С.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. **Осинцев О.Е. Федоров В.Н.** Медь и медные сплавы. М.: Машиностроение, 2004. 336 с.
- 2. **Influence** of the chemical composition on the machinability of brasses / C. Vilarinho, J.P. Davim, D. Soares, F. Castro, J. Barbosa // Journal of Materials Processing Technology. 2005. V. 170. P. 441—447.
- 3. **Логинов Ю.Н., Смирнов Н.А.** Сравнительный анализ свойств двойных и оловянных латуней // Цветные металлы. 2006. № 3. С. 55—56.

- 4. Пат. 2415188 РФ. Медно-цинковый сплав, а также изготовленное из него блокирующее кольцо синхронизатора / Н. Гааг, М. Хольдерид, Ф. Гебхард. 05.12.2006.
- 5. **Мясникова М.В., Смирнов С.В., Пугачева Н.Б.** Моделирование поврежденности силицидов в латуни при пластической деформации // Фундаментальные исследования. 2012. № 9—3. С. 667—671.
- 6. **Пат. 2382099 РФ, МПК С22С 9/04.** Литая заготовка из латуни для изготовления колец синхронизаторов / М.И. Волков, Ю.Н. Логинов, Л.М. Жукова, А.Г. Титова, Р.К. Мысик. Опубл. 20.02.2010, Бюл. № 5.
- 7. **Kondracki M., Gawro'nski J., Szajnar J.** Role of the intermetallic phases in technological process of fixture brasses // Journal of Materials Processing Technology. 2005. V. 162–163. P. 332–335.
- 8. **Пугачева Н.Б., Лебедь А.В.** Влияние структуры прессованной трубной заготовки из латуни 59CU— 3,5MN—2,5AL—0,5FE—0,4NI на характер разрушения при последующей горячей штамповке // Вестник Самарского государственного технического университета. Серия: Физико-математические науки. 2012. № 4 (29). С. 180—187.
- 9. **Изучение** влияния кремния на микроструктуру сложнолегированной латуни ЛМцАЖКС 70-7-5,5-2-2-1 / Д.А. Котов, Р.К. Мысик, С.В. Брусницын, А.А. Еремин, О.С. Кузьмин, А.В. Тропотов // Литейщик России. 2004. № 3. С. 22—24.
- 10. **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.
- 11. **Логинов Ю.Н. Семенов А.П.** Изменение температуры инструмента при горячем прессовании прутков из меди и латуни // Кузнечно-штамповочное производство. 2006. № 4. С. 10—13.
- 12. **Мысик Р.К., Брусницын С.В., Сулицин А.В.** Ресурсосберегающие технологии в производстве изделий из сложнолегированных латуней // Металлургия машиностроения. 2010. № 2. С. 41—43.

- 13. **Кузьмин О.С.** Разработка технологии полунепрерывного литья кремнемарганцевых износостойких латуней, применяемых в автомобилестроении: автореф. дис. ... канд. техн. наук. Екатеринбург: УГТУ-УПИ, 2002. 36 с.
- 14. **Исследование** пластической деформации сложнолегированной латуни / С.В. Смирнов, Н.Б. Пугачева, А.Н. Солошенко, А.В. Тропотов // Физика металлов и металловедение. 2002. Т. 93. № 6. С. 91—100.
- 15. **Тропотов А.В., Смирнов С.В., Кузнецов В.Ю.** Прогнозирование надежности процесса штамповки детали "кольцо блокирующее синхронизатора" для легковых автомобилей // Металлообработка. 2004. № 3. С. 19—21.
- 16. Овчинников А.С., Логинов Ю.Н. Особенности прессования труб из сложнолегированной латуни ЛМцАЖКС // Производство проката. 2012. № 4. С 38-41
- 17. **Мочалов Н.А., Парфенов Д.Ю., Галкин А.М.** Реологические свойства сложнолегированных латуней ЛАМш и ЛМцАЖН в зависимости от температурноскоростных условий деформации // Цветные металлы. 2000. № 3. С. 115—118.
- 18. **Формирование** структуры многокомпонентной марганцевой латуни и ее связь с появлением брака / И.И. Курбаткин, Н.А. Белов, Ю.Н. Райков, А.Д. Горин, В.В. Антипов // Цветная металлургия. 2002. № 5.
- 19. **Святкин А.В., Муратов В.С.** Исследование влияния отжига на остаточные напряжения и твердость прутков из латуни ЛМЦА58-2-1 // Заготовительные производства в машиностроении. 2009. № 5. С. 39—40.
- 20. **Святкин А.В., Муратов В.С.** Исследование зависимости фазового состава и твердости от температуры отжига двухфазной латуни ЛМЦА58-2-1 // Заготовительные производства в машиностроении. 2009. № 10. С. 37—39.

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

прокатно-волочильное



LIPONSBOTCLEO

УДК 621.771

В.Н. Перетятько (Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк), С.В. Сметанин (ОАО "ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат", г. Новокузнецк)

Исследование деформированного состояния металла при прокатке в универсальных клетях

Приведены результаты исследования деформированного состояния металла при прокатке трамвайных рельсов в четырехвалковых разрезных калибрах. Проведена оценка распределения полей интенсивности деформации при разрезке тела головки рельса для образования желоба, а также определены особенности течения металла при взаимодействии с вертикальными роликами.

Ключевые слова: четырехвалковый калибр; трамвайные рельсы; деформация металла; интенсивность деформации.

Results of research of the deformed condition of metal are resulted due to rolling of tram rails in four-roll cutting calibres. The estimation of distribution of intensity fields of deformation when cutting body of head of rail is made for trench formation, and also features of current of metal are defined at interaction with vertical rollers.

Keywords: four-roll caliber; tram rails; metal deformation; intensity of deformation.

Разрезные четырехвалковые калибры для прокатки рельсовых профилей несимметричны относительно своей вертикальной оси, а калибры желобчатых рельсов (рис. 1) дополнительно несимметричны и в горизонтальной плоскости.

Как известно, основным фактором, определяющим ключевое направление для разработки технологии прокатки любого профиля, является исследование деформированного состояния металла в калибрах.

Наиболее наглядным показателем, определяющим объемное деформированное состояние металла, является анализ распределения значений интенсивности деформации в поперечном сечении раската. Поэтому для определения рациональных режимов пластических деформаций проведено математическое моделирование формоизменения металла в чистовой группе клетей при прокатке трамвайных желобчатых рельсов.

При прокатке в четырехвалковых рельсовых калибрах со стороны вертикальных роликов, формирующих подошву и головку профиля, действуют различные силы прокатки, что неблагоприятно сказывается на стабильности прокатываемого профиля с точки зрения позиционирования горизонтальных валков, сопровождающееся дополнительными настройками калибра, и неэффективном использовании мощности привода клети, которая расходуется на деформацию опорных узлов горизонтальных валков по направлению, соответствующему большей деформирующей силе [1, 2].

Проведено исследование технологии прокатки желобчатого рельса с разрезкой губы за один проход в чистовом калибре для оценки ее возможного дальнейшего использования на новом рельсобалочном стане, в результате чего выявлены следующие недостатки:

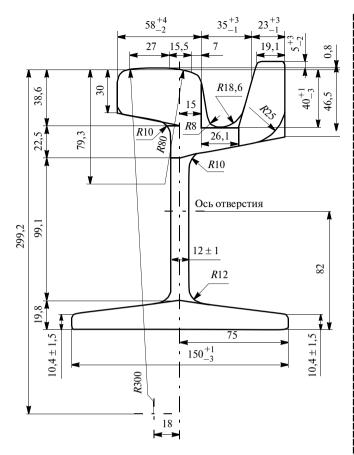


Рис. 1. Рельс трамвайный Т62

- большие силы прокатки, снижающие стойкость калибра и увеличивающие выработку валков;
- большие значения напряжений по поверхности желоба, которые отрицательно сказываются на напряженном состоянии металла;
- ограниченный ресурс пластичности металла при разрезке за один проход повышает риск образования дефектов преимущественно на поверхности желоба, что увеличивает вероятность неправильного оформления головки рельса;
- возможная нестабильность раската в связи с отсутствием чистового калибра с финишной обработкой профиля и оформлением головки рельса.

Таким образом, для нового рельсобалочного стана требуется новая технология прокатки, исключающая указанные недостатки.

Цель исследования — разработка новой технологии прокатки трамвайных желобчатых рельсов в чистовой группе клетей Tandem.

Исходя из цели исследования, определены задачи исследования:

1) оценить возможность использования технологии прокатки рельса T62 по имеющейся калибровке на основе анализа напряженно-деформированного состояния металла;

- 2) оценить энергосиловые параметры прокатки;
- 3) по итогам проведенного анализа определить проблемные области и предложить пути их решения.

Исследование имеющейся калибровки проводили с использованием математического компьютерного моделирования в программном комплексе Deform 3D в соответствии с основами механики сплошных сред.

Образование желоба осуществляется за четыре прохода, которые распределены по клетям UR (UR1, UR3, UR4) и UF. Калибры четырехвалковые с двумя горизонтальными приводными валками диаметром 1200 мм и двумя вертикальными неприводными роликами диаметром 800 мм, со скоростью прокатки 3,5 м/с.

По итогам расчетов были получены результаты по распределению интенсивности главных деформаций от вертикальных роликов при образовании желоба в клетях Tandem.

Интенсивностью деформаций называют величину, пропорциональную квадратному корню из второго инварианта тензора деформаций. В зависимости от принятого коэффициента пропорциональности различают интенсивность деформаций:

$$\varepsilon_{e} = \frac{\sqrt{2}}{3} \sqrt{\frac{\left(\varepsilon_{x} - \varepsilon_{y}\right)^{2} + \left(\varepsilon_{y} - \varepsilon_{z}\right)^{2} + \left(\varepsilon_{z} - \varepsilon_{x}\right)^{2} + \frac{3}{2}\left(\gamma_{xy}^{2} + \gamma_{yz}^{2} + \gamma_{xz}^{2}\right)},$$

где $\varepsilon_{x}, \, \varepsilon_{y}, \, \varepsilon_{z}$ — деформации по осям $x, \, y, \, z;$

 $\gamma_{xy}, \gamma_{yz}, \gamma_{xz}$ — сдвиги по соответствующим плоскостям.

Для главных деформаций объемного напряженно-деформированного состояния интенсивность деформаций с учетом несжимаемости:

$$\varepsilon_e = \frac{2}{\sqrt{3}} \sqrt{\varepsilon_1^2 + \varepsilon_1 \varepsilon_2 + \varepsilon_2^2},$$

где $\varepsilon_1, \varepsilon_2$ — главные деформации.

В связи с тем, что более 55 % (45 мм на разрезку при ширине желоба 29 мм) при разрезке головки приходится на первый пропуск, результаты исследований приведены для UR1.

Моделирование процесса прокатки в первом пропуске с использованием координатной сетки 5×5 мм показало, что при разрезке головки наибольшая деформация металла наблюдается по оси желоба. При достижении полной разрезки металл головки прорабатывается на всю глубину губы, создавая мелкодисперсную структуру по периметру желоба.

При внедрении разрезного гребня более половины его высоты наблюдается вытеснение ме-

талла в сторону, противоположную разрезке. Формирование поверхности катания головки рельса *R*300 осуществляется в последние 25 % внедрения разрезного ролика, в результате свободного уширения металла головки, а на завершающем этапе за счет прямого давления разрезного ролика на поверхность катания.

При деформации подошвы вертикальные линии координатной сетки остаются практически без изменения, т.е. металл при деформации в большей части идет на вытяжку. На границах сопряжения головки и подошвы с шейкой профиля наблюдается искривление координатной сетки выпуклой частью в сторону шейки, это свидетельствует о значительном смещении осевой пористости непрерывно-литой заготовки в область шейки и является оптимальным для рельсовых профилей.

Учитывая, что деформации металла максимальны при разрезке головки на поверхности желоба, по его периметру, а также в теле металла по оси желоба были определены девять отслеживаемых точек с шагом 15 мм (рис. 2, см. обложку).

Распределение интенсивности деформации в поперечном сечении калибра UR1 показано на рис. 3 (см. обложку).

Установлено, что элемент раската, который в первую очередь вступает в контакт с валками — это гребень разрезного ролика с головкой профиля, и начинается образование желоба. При разрезке желоба поверхностные слои металла испытывают наибольшую деформацию. Отчетливо видна (см. рис. 3) зона усиленного роста полей интенсивности деформации, которая располагается по оси разрезного гребня в вершине разрезаемого желоба и соответствует максимальным перемещениям объемов металла. Значения интенсивности деформации в поперечном сечении достигают $\varepsilon_e = 3,5$.

За счет значительной местной деформации металла при разрезке наблюдается вынужденное уширение металла по границам желоба. Значения деформации в поверхностных слоях металла по всему периметру желоба больше единицы, что указывает на значительные обжатия. Обжатие по подошве в проходе UR1 составляет 3,5 мм, при этом интенсивность деформации $\varepsilon_e < 0,3$. Также отмечаются (см. рис. 3) две зоны с интенсивной деформацией $\varepsilon_e = 0,7...1,4$ в местах сопряжения шейки с головкой профиля.

Выделяются три зоны распределения значений интенсивности деформации в рассматриваемых точках (рис. 4, см. обложку).

Первой зоне с наибольшими значениями интенсивности деформаций соответствуют точки 5 ($\varepsilon_e=2,88$) и 8 ($\varepsilon_e=2,7$), располагающиеся на боковых поверхностях уклонов желоба (см. рис. 3). Максимальные значения интенсивности деформаций именно в этих точках, а не в вершине желоба, объясняют тем, что во время разрезки металл по боковым уклонам желоба идет противоходом внедрению разрезного гребня, вызывая максимальные значения интенсивности деформации.

Ко второй зоне относятся точки P1, P4, P6, P7, P9, имеющие промежуточные значения интенсивности деформации в интервале $\varepsilon_e = 2,18...2,36$, располагающиеся в нижней и верхней частях желоба.

Третья зона с минимальными значениями интенсивности деформации соответствует внутренним слоям металла — это точки P2 и P3 ($\varepsilon_e = 1,17...1,55$).

Получены уравнения регрессии по определению значений для обозначенных точек. В точке P1 интенсивность деформации определяется по формуле

$$\varepsilon_{eP_1} = 7,7209x^3 - 18,386x^2 + 14,436x - 0,9052,$$

$$R^2 = 0,92,$$

где x — глубина внедрения разрезного ролика, мм; R^2 — средняя квадратичная ошибка аппроксимации.

При рассмотрении распределения полей деформации в поперечном сечении раската отчетливо видны зоны интенсивного отставания металла со значением деформации 1,2, которые соответствуют поверхности желоба и боковым поверхностям головки и подошвы профиля со стороны шейки.

Установлено, что при внедрении разрезного гребня в головку профиля объемы металла, идущие на формирование желоба, смещаются в зону отставания, что показано на рис. 5.

Причем наибольшие отставания поверхностных слоев металла желоба от основного объема составляют 18...23 мм. Выявленное интенсивное смещение объемов металла в зону отставания по поверхности желоба с максимумом в его вершине указывает на очень сложное течение металла, при этом значительного отставания ни по головке, ни по подошве не наблюдается.

При рассмотрении переднего конца раската после первого пропуска UR1 видно, что с наибольшим опережением идет шейка профиля, образовывая при этом "язык", затем подошва и с небольшим отставанием — головка профиля.

При анализе обжимаемых площадей поперечного сечения раската при прокатке в калибре UR1 по головке $F_{\rm r}=1545~{\rm mm}^2$, по подошве $F_{\rm n}=610~{\rm mm}^2$,

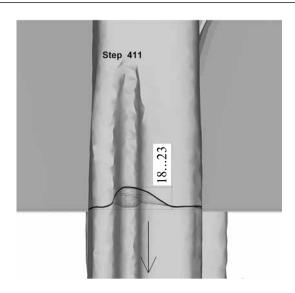


Рис. 5. Деформированная координатная сетка после образования желоба в калибре UR1

но при этом после прокатки подошва и головка находятся практически на одной линии за счет желоба, при формировании которого объемы металла утягивают значительную часть тела головки в зону отставания. Это подтверждает вывод о том, что при прокатке сложных и асимметричных профилей распределение металла не подчиняется закону плоских сечений.

Для оценки продольной деформации раската при прокатке используют коэффициент вытяжки, характеризующий количественно не только изменение длины раската, но и изменение площади поперечного сечения [3]:

$$\lambda = \frac{l_1}{l_0} = \frac{F_0}{F_1},$$

где $l_0,\ l_1$ — длина раската до и после деформации; $F_0,\ F_1$ — площадь поперечного сечения раската до и после деформации.

Следовательно, имеющиеся методы калибровки для фасонных профилей, базирующиеся только на равенстве вытяжек по элементам профиля в четырехвалковых калибрах по шейке $\lambda_{\rm m}$, головке $\lambda_{\rm r}$ и подошве $\lambda_{\rm n}$ рельсового профиля ($\lambda_{\rm m} = \lambda_{\rm r} = \lambda_{\rm n}$), приемлемы только для простых профилей, преимущественно в симметричных калибрах, в которых возможно применить закон плоских сечений.

Для фасонных профилей предложен метод, основанный на равенстве смещаемых объемов металла по элементам профиля, в котором необходимо обеспечение условия: $V_{\rm III} = V_{\rm I} = V_{\rm II}$, можно записать:

$$F_{\scriptscriptstyle \rm III} l_{\scriptscriptstyle \rm III} = F_{\scriptscriptstyle \Gamma} l_{\scriptscriptstyle \Gamma} = F_{\scriptscriptstyle \Pi} l_{\scriptscriptstyle \Pi}.$$

при этом $\lambda_{III} = \lambda_{\Gamma} = \lambda_{\Pi}$.

Таким образом, можно сделать вывод, что при разработке калибровок профилей расчет площади поперечного сечения раската по элементам профиля, до входа в калибр и после выхода из калибра не обеспечивает равенство вытяжек, а в случае рельсовых калибров целесообразно говорить о смещаемых объемах металла.

Выволы

- 1. При разработке калибровок профилей сложной формы, таких как рельсовые профили, необходимо придерживаться условия постоянства смещаемых объемов $V_{\rm III}=V_{\rm I}=V_{\rm II}$, а не равенства смещаемых площадей ($\lambda_{\rm III}\neq\lambda_{\rm II}\neq\lambda_{\rm II}$).
- 2. При разности площадей поперечного сечения в 2,5 раза между подошвой и головкой данные элементы профиля вытянуты, а с переднего конца практически одинаковы.
- 3. При разрезке головки профиля и образовании желоба наблюдается очень сложное течение металла на уширение, в зону отставания и на вытяжку, которое не подчиняется законам плоских сечений.
- 4. Существует значительная неравномерность интенсивности деформации не только в продольном, со стороны обжатия вертикальных роликов, но и в поперечном, от горизонтальных валков, направлении.
- 5. Выявлено интенсивное смещение металла в зону отставания по поверхности желоба с максимумом в его вершине, при этом объемы металла желоба утягивают значительную часть тела головки в зону отставания, при этом значительного отставания головки от подошвы по торцу раската не наблюдается.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. Исследование технологии прокатки трамвайных рельсов в рельсобалочном цехе ОАО "НКМК" / В.Н. Перетятько, С.В. Сметанин, и др.; Сиб. гос. индустр. ун-т // Вестник горно-металлургической секции РАЕН. Отделение металлургии: сб. науч. тр. Вып. 21. М.: Новокузнецк, 2008. С. 78—82.
- 2. Деформация металла в чистовом разрезном калибре при прокатке трамвайных желобчатых рельсов / В.Н. Перетятько, С.В. Сметанин и др. // Известия вузов. Черная металлургия. 2008. № 10. С. 68—69.
- 3. Васильев Я.Д., Минаев А.А. Теория продольной прокатки: учеб. для магистров вузов. Донецк: УНИТЕХ, 2010. 456 с.

Владимир Николаевич Перетятько, д-р техн. наук; Сергей Васильевич Сметанин, канд. техн. наук, Sergey.Smetanin@evraz.com

MATERNAJOBETEHNE N HOBPIE



MATEPHAJISI

УДК 620.19: 669.71

О.Е. Осинцев, С.Л. Никитин, С.Я. Бецофен, В.А. Московский, В.О. Быковщенко (МАТИ — Российский государственный технологический университет имени К.Э. Циолковского)

Влияние переходных металлов на структуру и свойства коррозионно-стойких литейных алюминиевых сплавов системы Al—Mg—Si и разработка сплава с повышенными характеристиками жаропрочности

Изучено влияние основных компонентов и переходных металлов (Mn, Cr, Ti, Zr, Sc, Mo) на структуру, механические и технологические (литейные) свойства коррозионно-стойких литейных алюминиевых сплавов системы Al—Mg—Si. Проведена оптимизация содержания кремния и магния в сплавах и установлено, что повышение механических свойств, в том числе и уровня жаропрочности, и улучшение литейных свойств могут быть достигнуты при комплексном легировании несколькими переходными металлами. Разработан коррозионно-стойкий литейный алюминиевый сплав с повышенными характеристиками жаропрочности.

Ключевые слова: литейные алюминиевые сплавы; переходные металлы; фазовый состав; структура; механические свойства; технологические (литейные) свойства.

The influence of main elements and transition metals (Mn, Cr, Ti, Zr, Sc, Mo) on the structure, mechanical and technological (cast) properties of corrosion-resistant cast aluminium alloys of Al—Mg—Si system is studied. Optimization of Si and Mg content in the alloys is carried out. It is found out that the improvement of mechanical properties, specifically high-temperature strength, can be archived by adding several transition metals into the alloy. Corrosion-resistant cast aluminium alloy with improved high-temperature strength is developed.

Keywords: cast aluminium alloys; transition metals; phase composition; structure; mechanical properties; technological (cast) properties.

Развитие авиакосмической техники, автомобильной, электротехнической промышленности и других отраслей машиностроения требует использования в конструкциях качественно новых, легких, коррозионно-стойких и высокопрочных материалов, отличающихся высокими эксплуатапионными свойствами.

К таким материалам относятся коррозионностойкие литейные алюминиевые сплавы системы Al—Mg с высоким содержанием магния [1, 2]. Главное преимущество этих сплавов — благоприятное сочетание целого комплекса различных свойств: малой плотности, высокой прочности и пластичности, коррозионной стойкости, хорошей сва-

риваемости и обрабатываемости резанием [1, 2]. Благодаря этому литейные алюминиевые сплавы системы Al—Mg являются основным материалом для многих изделий ответственного назначения, работающих в различных условиях: при нормальной температуре и в криогенной технике, в агрессивных средах.

Однако литейные сплавы на основе системы Al—Mg имеют существенные недостатки. Главные недостатки, связанные с физико-химической природой сплавов на основе системы Al—Mg—это плохие литейные свойства из-за широкого интервала кристаллизации, высокого газосодержания и сильной окисляемости расплава при

плавке и литье, а также низкая жаропрочность из-за термодинамической неустойчивости пересыщенного твердого раствора в закаленном состоянии в сплавах с высоким содержанием магния (9...11~%).

Предварительные исследования показали, что в литейных сплавах системы Al—Mg (магналиях) полезной добавкой являются небольшие концентрации кремния (до $1\,\%$ мас.). Это связано главным образом с тем, что кремний повышает литейные свойства магналиев. Поэтому при изучении влияния переходных металлов на свойства в качестве базовой композиции использовали состав со следующим содержанием основных компонентов Al — $7\,\%$ Mg — $0.6\,\%$ Si.

Материалы для исследования, способы их получения и методика экспериментов. Для приготовления опытных сплавов применяли электрическую печь сопротивления мощностью 10 кВт с внешним графитошамотным тиглем.

В качестве шихтовых материалов использовали: алюминий чушковой A99 (ГОСТ 804—93); магний МГ95, МГ96 (ГОСТ 804—93); силумин чушковой СИЛ-0 с содержанием 11,8 % Si (ГОСТ 1521—68); цирконий (вводился из фтороцирконата калия K_2ZrF_6 (ГОСТ 46-23—72)) и двухкомпонентные лигатуры Al—Cu (50 % Cu) (ГОСТ 23911—79), Al—Mn (8,7 % Mn), Al—Ti (2...3 % Ti), Al—Nb (5 % Nb), Al—Mo (6,2 % Mo), Al—Sc (2 % Sc).

Получение отливок из опытных сплавов системы Al—Mg—Si осуществляли по следующей технологии. Сначала расплавляли алюминий и силумин и расплав перегревали до температуры 720 °С. При этой температуре на поверхность расплава засыпали фтороцирконат калия, и расплав перегревали до температуры 760...780 °С. Затем снимали шлак и последовательно вводили лигатуры тугоплавких металлов Al—Ti, Al—Mo, Al—Mn, Al—Sc при температуре 740 °С.

Под покровом карналитового флюса в расплав вводили магний. Рафинирование осуществляли путем продувки расплава при 720 °C химически чистым аргоном (ГОСТ 10157—62). Из сплавов в кокиль отливали стандартные образцы диаметром 12 мм для оценки литейных свойств. Температура заливки была постоянной для всех опытных сплавов и составляла 710 °C.

Сплавы исследовали в литом состоянии и после различных режимов термической обработки. При термической обработке гомогенизацию образцов осуществляли в соляной ванне. В ряде случаев нагрев под закалку образцов проводили в шахтной печи электросопротивления с принудительной циркуляцией воздуха. Старение сплавов осуществляли в лабораторных шкафах, снабжен-

ных вентиляторами, температуру контролировали с помощью ртутного термометра.

Механические свойства при статических испытаниях на растяжение при нормальной температуре определяли на цилиндрических образцах диаметром 12 мм на разрывной машине с электронной системой силоизмерения марки "FPZ-100". Размеры образцов соответствовали ГОСТ 1497—84. Разрывные образцы диаметром 6 мм отливали в форму по выплавляемым моделям, а образцы диаметром 12 мм получали отливкой в кокиль.

Для оценки механических свойств опытных литейных сплавов системы Al—Mg—Si при повышенных температурах проводили кратковременные испытания на растяжение и оценку длительной прочности. Резьбовые образцы диаметром 10 мм и длиной растяжной части 50 мм вытачивали из заготовок, отлитых в кокиль. Размеры и форма образцов соответствовали ГОСТ 10145—81 и ГОСТ 9651—73 для температурных механических испытаний на длительную и кратковременную прочность.

При механических испытаниях опытных сплавов по общепринятой методике проводили статистическую обработку результатов измерений и оценку среднеквадратичного отклонения [3].

Макро- и микроструктуру отливок исследовали с использованием стандартных для алюминиевых сплавов травителей. Металлографический анализ проводили на оптическом микроскопе "Neophot 21" и растровом электронном микроскопе "BS-300". Количественные характеристики структуры (размер зерен, величину дендритной ячейки, количество избыточных фаз) определяли методом секущих [2].

При разработке высокопрочных литейных сплавов на основе системы Al—Mg—Si главным является оценка технологических (литейных) свойств этих сплавов: склонности к образованию горячих кристаллизационных трещин, жидкотекучести, усадки и др. Как бы невысоки были механические свойства и коррозионная стойкость сплавов они не могут успешно применяться без высокого комплекса литейных свойств. Поэтому при изучении экспериментальных сплавов оценке их технологичности в литейном производстве уделялось первостепенное внимание.

Для оценки горячеломкости сплавов системы Al—Mg—Si в условиях кокильного литья за по-казатель горячеломкости (ПГ) принято относительное число отливок с горячими трещинами. Использовали кокиль для отливки разрывных цилиндрических образцов диаметром 5 мм. Температура заливки металла и температура кокиля для всех опытных сплавов были постоянными и

составляли 720 и 250 °C соответственно. Отливали 16 образцов для каждого сплава.

Показатель горячеломкости рассчитывали как отношение образцов с горячими трещинами к общему числу залитых в кокиль образцов по формуле

$$\Pi\Gamma = \frac{N_{\rm Tp}}{N_{\rm corr}} \cdot 100 \%, \tag{1}$$

где $N_{\rm Tp}$ — число образцов с трещинами; $N_{\rm 3an}$ — общее число испытанных образцов для данного сплава.

Учитывая важность этой характеристики, склонность сплавов к горячеломкости оценивали также непосредственными испытаниями сплавов в твердожидком состоянии. По результатам механических испытаний выше температуры солидуса оценивали температурный интервал хрупкости $\Delta t_{\rm xp}$, где происходит хрупкое межзеренное разрушение, и минимальное относительное удлинение $\delta_{\rm min}$ в этом интервале. Чем больше $\delta_{\rm min}$, тем меньше горячеломкость сплава.

За показатель сопротивляемости сплавов образованию кристаллизационных трещин использовали некоторую интегральную величину — запас пластичности (ЗП). Этот показатель определяется как отношение площади S между кривыми относительного удлинения в интервале хрупкости и линейной усадки внутри интервала хрупкости к величине этого интервала Δt_{xp} :

$$3\Pi = S/\Delta t_{\rm xn}.$$
 (2)

Для определения жидкотекучести сплавов применяли специальную кокильную установку, в которой выполнен специальный канал трапецеидального сечения в виде спирали. Температура заливки металла и температура формы во всех опытах были постоянными и составляли 710 и 250 °C соответственно. Жидкотекучесть определяли как длину кольцевой пробы, заполненную металлом.

Результаты исследования и их обсуждение. Важную роль в литейных сплавах системы Al—Mg—Si играют небольшие добавки переходных металлов (Тi, Zr, Mn, Cr и др.). Микродобавки этих элементов используются главным образом как модификаторы [1], они улучшают многие свойства и являются обязательными элементами во всех промышленных сплавах данной системы легирования. Однако влияние переходных металлов на структуру и свойства литейных сплавов тройной системы Al—Mg—Si не изучено.

В связи с этим необходимо было оценить роль каждого из этих металлов в упрочнении и улучшении других свойств литейных сплавов системы

Al—Mg—Si. При выборе состава сплавов сначала изучали индивидуальное влияние каждого переходного металла — титана, циркония, марганца, хрома, скандия и молибдена на структуру и свойства литейных сплавов системы Al—Mg—Si. Содержание основных компонентов — магния и кремния во всех сплавах было постоянным и соответствовало установленному на первом этапе исследования составу: Al — 7% Mg — 0.6% Si.

Исследовали отливки, полученные литьем в кокиль по стандартной технологии. Изучение структуры и определение механических свойств проводили в литом состоянии и после термической обработки по режиму Т4: закалка с 430 °C, выдержка 20 ч, охлаждение в воде.

Для определения индивидуального действия переходные металлы вводили как отдельно, так и совместно (табл. 1).

Представленные в табл. 1 результаты механических испытаний показывают, что введение различных переходных металлов приводит к существенному повышению прочностных свойств по сравнению с модельным сплавом (без переходных металлов) в литом состоянии и после термической обработки. Дополнительное легирование сплавов системы Al—Mg—Si переходными металлами сопровождается не только повышением свойств, но и пластичности.

При рассмотрении эффекта упрочнения от введения переходных металлов прослеживается их индивидуальность, наибольший эффект упрочнения наблюдается при легировании сплавов системы Al—Mg—Si титаном и цирконием. При введении этих элементов отдельно в количестве 0,2% для циркония и 0,35% для титана в сплав Al — 7% Mg — 0,6% Si временное сопротивление увеличивается в среднем на 40...45 МПа, а предел текучести на 25...40 МПа (см. табл. 1), однако при большем содержании этих металлов (0,35...0,45%) прочность и пластичность снижаются.

Хорошим упрочнителем литейных сплавов системы Al—Mg—Si является также марганец. Однако эффект упрочнения при легировании марганцем ниже, чем у сплавов с цирконием или с титаном (см. табл. 1). Для сплавов, содержащих марганец, характерно монотонное повышение прочностных свойств с увеличением концентрации марганца до 0,45 %. У сплавов, легированных титаном и цирконием, предельная концентрация этих металлов существенно ниже.

Анализ табл. 1 показал, что наибольший эффект упрочнения достигается при комплексном легировании сплавов системы Al—Mg—Si несколькими переходными металлами. Однако не любое сочетание переходных металлов обеспе-

1. Химический состав, механические свойства и характеристика структуры сплавов Al—7 % Mg—0,6 % Si,
легированных переходными металлами

	Содержа	ние перех	одных мет	галлов, %		Лит	Литое состояние		ие Закалка (режим T4)			
						$\sigma_{_{\rm B}}$	$\sigma_{0,2}$. ~	$\sigma_{_{\rm B}}$	$\sigma_{0,2}$	2 ~	Размер зерен,
Ti	Zr	Mn	Cr	Sc	Мо	M	Па	δ, %	M	Па	δ, %	MKM
_	_	_	_	_	_	160	105	2	200	110	6,7	760
0,1	_	_	_	_	_	200	125	6,5	250	135	9,0	145
0,15	_	_	_	_	_	210	130	8,5	260	140	10,0	130
0,3	_	_	_	_	_	220	130	6,8	250	150	8,0	120
0,45	_	_		_	_	200	105	8,0	230	125	6,0	100
_	0,08	_	_	_	_	195	110	5,0	230	140	10,5	170
-	0,15	_	_	_	_	215	130	8,5	260	155	9,0	150
_	0,35	_		_	_	200	110	5,0	220	130	7,0	130
_	_	0,15	_	_	_	170	100	5,5	225	125	8,0	350
_	_	0,30	_	_	_	185	120	6,5	245	150	7,0	300
_	_	0,50	_	_	_	235	140	5,5	250	150	7,0	310
_	_	_	0,12	_	_	170	110	5,0	210	120	9,5	450
_	_	_	0,35	_	_	180	120	4,5	215	150	8,0	410
_	_	_	_	0,25	_	180	140	5,0	235	180	10,0	380
_	_	_	_	_	0,1	165	110	3,5	210	125	8,0	510
0,15	0,15	_	_	_	_	225	130	7,0	270	150	12	70
0,15	0,15	0,3	_	_	_	235	140	5,0	280	160	9,0	50
_	0,15	_	_	0,2	_	220	150	7,0	260	185	10,0	90
0,15	0,15	_	0,3	_	_	215	120	4,0	245	130	8,0	110

чивает повышение механических свойств даже в том случае, когда каждый из этих элементов индивидуально является сильным упрочнителем. Например сплав, легированный титаном, хромом и цирконием, по механическим свойствам уступает сплаву, содержащему только титан и цирконий (см. табл. 1).

Для объяснения полученных закономерностей были проведены исследования структуры сплавов. Анализ фазового состава и литой структуры сплавов без переходных металлов показал, что фазовый состав представлен твердым раствором на основе алюминия и интерметаллидными

фазами эвтектического происхождения, которые залегают сплошным ободком или в виде изолированных включений по границам дендритных ячеек.

Микроструктура отливок полученных сплавов, дополнительно легированных переходными металлами, качественно такая же как и у сплава Al-7% Mg -0.6% Si без переходных металлов. Однако в отливках сплавов, легированных переходными металлами, структура сильно диспергирована: резко уменьшаются размер дендритных ячеек и толщина интерметаллидных фаз на их границах, а также размер макрозерна отливок (рис. 1). Кроме

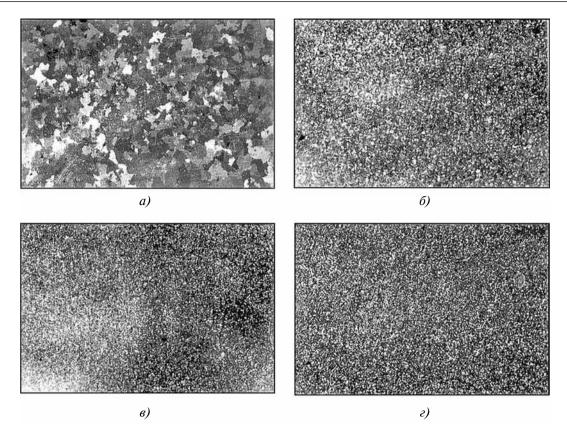


Рис. 1. Макроструктура сплавов Al -7~% Mg -0.6~% Si, дополнительно легированных переходными металлами:

a — без переходных металлов; δ — 0,15 % Ti; ϵ — 0,15 % Zr; ϵ — 0,15 % Ti; 0,15 % Zr; 0,3 % Mn

того, в структуре этих сплавов на фоне эвтектики видны компактные включения интерметаллидных фаз на основе переходных металлов гранной формы.

Одной из главных причин благоприятного влияния переходных металлов на механические свойства отливок из сплавов системы Al—Mg—Si является модифицирующее действие этих элементов. Все исследованные переходные металлы (Ti, Zr, Cr, Mn, Sc, Mo) уменьшают размер зерен отливок (см. рис. 1, табл. 1), повышают их прочность и пластичность, т.е. по существующей классификации являются модификаторами I рода.

Наиболее сильными модификаторами являются титан и цирконий. Модифицирующее действие марганца, хрома и особенно молибдена значительно слабее. Значительный модифицирующий эффект достигается при введении в состав сплава нескольких переходных металлов.

При комплексном легировании размеры зерен уменьшаются на порядок по сравнению с эталонным сплавом (без переходных металлов) (см. табл. 1), сильное модифицирующее действие титана и циркония связано с кристаллохимиче-

ской природой интерметаллидов этих металлов (Al_3Ti, Al_3Zr) и особенностями строения диаграмм состояния Al—Ti и Al—Zr [4]. Оба эти металла имеют коэффициент распределения K > 1. Поэтому тугоплавкие частицы интерметаллидов Al_3Ti и Al_3Zr кристаллизуются первыми и, по-видимому, являются готовой подложкой при затвердевании алюминиевого твердого раствора, обогащенного переходными металлами (титаном или цирконием). В результате резко возрастает число центров кристаллизации, что способствует образованию мелких равноосных зерен.

Модифицирующее действие титана и циркония в полной мере проявляется только в том случае, когда модификаторов не очень много (не больше предельной растворимости в твердом состоянии). В противном случае модифицирующее действие этих металлов частично или полностью утрачивается и в структуре отливок сохраняются крупные и хрупкие первичные интерметаллиды Al₃Ti или Al₃Zr. Это приводит к понижению прочностных свойств отливок. Поэтому количество модификатора (титана или циркония) в алюминиевых сплавах должно быть строго дозировано.

Марганец как модификатор в сплаве системы Al-Mg-Si действует значительно слабее, чем титан и цирконий. При равных концентрациях с титаном и цирконием степень измельчения зерен существенно меньше и, соответственно, меньше эффект упрочнения при легировании этим металлом (см. табл. 1). Это связано с тем, что марганец имеет коэффициент распределения K < 1 и ликвирует в расплаве не к центру (как титан и цирконий), а к периферии дендритной ячейки при кристаллизации. Поэтому механизм модифицирования, который реализуется в системах Al-Ti и Al-Zr, в этой системе осуществляться не может.

Главное назначение марганца в литейных алюминиевых сплавах данной системы — это модифицирование железистой составляющей. Согласно диаграммам состояния Al—Mg—Fe и Al—Mg—Si—Fe [2] в равновесии с алюминиевым α-твердым раствором находится железосодержащая фаза Al₃Fe — железистая составляющая. Эта фаза кристаллизационного происхождения с неблагоприятной морфологией (имеет игольчатую форму) существенно снижает механические свойства отливок, особенно пластичность и сопротивление усталости.

Под действием добавки марганца фаза Al_3 Fe преобразуется в компактное соединение Al_6 (FeMn) и вредное влияние железа на механические свойства в значительной степени устраняется. При увеличении содержания марганца прочностные свойства сплавов монотонно растут как в литом состоянии, так и после закалки в то время, как при легировании титаном и цирконием упрочняющее действие ограничивается малыми концентрациями этих элементов (\sim 0,2 %) (см. табл. 1). Это, вероятно, связано с твердорастворным упрочнением сплавов при легировании марганцем.

Из всех исследованных переходных металлов марганец имеет самую высокую предельную растворимость в алюминиевом твердом растворе. Поэтому он при тех скоростях кристаллизации, которые достигаются при получении фасонных отливок, частично может находиться в твердом растворе, вызывая дополнительное упрочнение сплавов.

Своеобразно проявляется упрочняющее действие при легировании литейных сплавов системы Al—Mg—Si скандием. В отличие от других переходных металлов (титана, циркония, марганца) он резко повышает предел текучести и увеличивает соотношение $\sigma_{0,2}/\sigma_{\rm B}$. Особенно четко эта закономерность проявляется в закаленных сплавах, когда скандий вводят совместно с цир-

конием при соотношении этих металлов, близких K 1:1.

Хром, согласно диаграмме состояния Al—Cr [4], имеет, как титан и цирконий, положительный коэффициент распределения (K > 1). Однако модифицирующее действие хрома значительно слабее, чем титана и циркония. Он является и более слабым упрочнителем сплавов системы Al—Mg—Si (см. табл. 1). Возможно, что причина уменьшения эффекта упрочнения в сплавах с высоким содержанием хрома связана с присутствием фазы $E(Al_{18}Mg_3Cr_2)$. Вследствие этого, количество магния и хрома в твердом растворе уменьшается, что и оказывает отрицательное влияние на механические свойства.

Из всех исследованных переходных металлов наименьшее модифицирующее действие на структуру отливок из сплавов системы Al—Mg—Si оказывает молибден. Упрочнения при комнатной температуре при введении этого металла в сплавы системы Al—Mg—Si практически не наблюдается (см. табл. 1). Однако этот тугоплавкий металл повышает механические свойства сплавов системы Al—Mg—Si при повышенных температурах. Поэтому его использовали при комплексном легировании совместно с другими переходными металлами для повышения уровня жаропрочности при разработке жаропрочного литейного сплава на базе системы Al—Mg—Si.

Дальнейшие исследования были направлены на разработку состава литейного сплава с заданными свойствами. Это требует комплексного легирования различными переходными металлами и другими элементами, что связанно с проведением большого количества экспериментов. Поэтому важно было правильно выбрать базовую композицию.

Литейные сплавы системы Al—Mg традиционно не являются жаропрочными материалами [1, 2]. Это связано главным образом с тем, что магний резко снижает солидус сплавов и имеет высокий коэффициент диффузии в твердом алюминии [4, 5]. Поэтому литейные сплавы системы Al—Mg с высоким содержанием магния (типа AMr7 (AЛ29), AMr10 (AЛ27)), существенно уступают жаропрочным литейным сплавам систем Al—Cu и Al—Cu—Mn (AM5) (AЛ19), AM4,5Кд (ВАЛ10) и др. [1]. Однако эти медьсодержащие сплавы имеют пониженную коррозионную стойкость.

Для ряда изделий авиационной техники требуются литейные сплавы с высокой коррозионной стойкостью и высокими литейными свойствами и отличающиеся повышенными характеристиками длительной и кратковременной прочности при повышенных температурах. В этом случае при-

меняют сплавы системы Al—Mg. Среди литейных сплавов системы Al—Mg благодаря повышенному содержанию кремния и марганца повышенную жаропрочность имеет сплав AMr5 (AЛ13) [1]. Поэтому при изучении жаропрочности сплавов системы Al—Mg—Si в качестве эталона был принят сплав AMr5 (Al — 5% Mg — 0.8% Si — 0.3% Mn).

Для повышения уровня жаропрочности использовали два переходных металла — молибден и скандий. Молибден увеличивает прочностные свойства сплавов системы Al—Mg при повышенных температурах, поэтому данный тугоплавкий металл может оказаться полезным при совместном легировании с другими переходными металлами для повышения уровня жаропрочности литейных сплавов системы Al—Mg—Si.

Сначала необходимо было изучить влияние основных компонентов (Mg—Si) и переходных металлов на технологические (литейные) свойства. Известно, что горячие (кристаллизационные) трещины возникают тогда, когда деформация металла, вызванная затрудненной усадкой в эффективном интервале кристаллизации, становится больше деформационной способности сплава, т.е. чем уже интервал хрупкости $\Delta t_{\rm xp}$ в твердожидком состоянии, меньше в нем линейная усадка и больше минимальное относительное удлинение $\delta_{\rm min}$ в этом интервале, тем выше стойкость сплава к образованию горячих трещин.

В табл. 2 приведены литейные свойства сплавов системы Al—Mg—Si, легированных переходными металлами (Ti, Zr, Mn, Mo). Результаты эксперимента показали, что исследованные переходные металлы при индивидуальном присутствии их в сплавах системы Al—Mg—Si повышают стойкость против образования горячих (кристаллизацион-

ных) трещин: относительное удлинение в твердожидком состоянии и запас деформационной способности у них выше, чем у эталонного сплава AMr5K системы Al-Mg-Si (без титана и циркония) и с 5 % Mg.

По влиянию на сопротивляемость образованию горячих трещин переходные металлы можно расположить в следующий ряд: слабее других металлов действует марганец, сильнее проявляется влияние титана, еще сильнее повышает литейные свойства цирконий. Однако наиболее сильно повышаются литейные свойства при комплексном легировании. Сплав Al-7.5% Mg -0.6% Si, дополнительно легированный титаном, цирконием и марганцем, имеет максимальные значения характеристик, которые характеризуют стойкость сплавов против образования кристаллизационных трещин. Небольшая добавка молибдена не ухудшает литейные свойства сплавов системы Al-Mg-Si (см. табл. 2).

Это связанно с модифицирующим действием переходных металлов. Измельчение зерна сужает температурный интервал хрупкости и повышает относительное удлинение в нем, снижает температуру начала литейной усадки и уменьшает ее величину в интервале твердожидкого состояния. Все это уменьшает горячеломкость сплавов.

Кроме переходных металлов также изучали влияние магния на литейные свойства сплавов системы Al—Mg—Si. Для этого приготовляли три сплава, содержащие 5,0; 6,5; 7,0; и 7,5 % Mg. Содержание кремния и переходных металлов (Тi, Zr, Mn) в сплавах было одинаковым. Для сравнения исследовали также сплав АМг5К (АЛ13), содержащий 5 % Mg (табл. 3).

2. Характеристи	ики литейных свойств сплавов Al	— 7 % Mg –	– 0,6 % Si,	, легированных переходными металлами
-----------------	---------------------------------	------------	-------------	--------------------------------------

Содерж	ание перехо	одных мета	ллов, %	Характеристики литейных свойств						
Ti	Zr	Mn	Mo	$\Delta t_{\rm xp}$, °C	$\delta_{\min}, \%$	Запас пластичности	Горячеломкость, %	Жидкотекучесть, мм		
0,15		0,4		13	0,52	0,40	12,5	722		
_	0,15	0,4	_	12	0,55	0,48	18,7	740		
0,15	0,15	0,4	_	10	0,82	0,62	0	752		
0,15	0,15	0,4	0,1	12	0,79	0,59	18,7	735		
_	_	0,3	_	20	0,42	0,22	50	608		

Содержание элементов, %						S 04	Запас	Горячеломкость,	Жидкотекучесть,	
Mg	Si	Mn	Ti	Zr	Mo	δ_{\min} , %	пластичности	%	MM	
7,5	0,6	0,4	0,15	0,15	_	0,81	0,61	0	765	
6,5	0,6	0,4	0,15	0,15	_	0,63	0,42	6,25	710	
5,0	0,6	0,4	0,15	0,15	_	0,51	0,27	12,5	695	
7,0	0,6	0,4	0,1	0,1	0,1	0,79	0,59	6,25	735	
5.0	0.8	0.3	_	_	_	0.42	0.22	50	608	

3. Литейные свойства сплавов системы Al-Mg-Si, легированных переходными металлами

Как следует из табл. 3, увеличение содержания магния в сплавах системы Al—Mg—Si, как и введение добавок циркония и титана, приводит к существенному улучшению литейных сплавов: резко повышается жидкотекучесть и улучшаются характеристики сопротивляемости сплавов образованию горячих (кристаллизационных) трещин. Особенно значительна разница в этих свойствах у опытных сплавов (6,5...7,5 % Mg) и сплава AMr5K (АЛ13), содержащего 5 % Mg. Такой характер изменения литейных свойств связан с модифицирующим действием переходных металлов и с увеличением содержания магния.

Как уже отмечалось, для повышения уровня жаропрочности литейных сплавов системы Al—Mg—Si

решено было использовать небольшие добавки молибдена и скандия. Условием высокой жаропрочности сплавов является наличие стабильной гетерогенной структуры, в которой включения интерметаллидных фаз очень слабо взаимодействуют с матрицей при рабочих повышенных температурах.

Для получения такой структуры вводят тугоплавкие металлы, обладающие низким коэффициентом диффузии в матричном твердом растворе, и тугоплавкие избыточные фазы. В этом отношении у молибдена среди других переходных металлов нет аналогов, коэффициент диффузии его в алюминии на один-два порядка ниже, чем у других переходных металлов. Он образует в алю-

4. Механические свойства сплавов системы Al -7% Mg -0.6% Si,
легированных переходными металлами, при повышенных температурах

		-	Механические свойства											
	Содержание элементов, %								σB, ΜΠα	δ, %	$σ_{\rm B}$, ΜΠα	δ, %	σB, ΜΠα	δ, %
								при температуре, °С						
Mg	Si	Mn	Ti	Zr	Мо	Sc	200 250 300					350	350	
7,0	0,6	0,4	0,15	0,15	_	_	200	3,5	175	6,5	140	12,5	90	15,0
7,0	0,6	0,4	0,15	0,15	0,1	_	195	2,5	180	4,0	155	6,0	95	10,0
7,0	0,6	0,4	0,15	0,15	0,5	_	180	2,0	170	3,5	135	5,0	85	6,0
7,0	0,6	0,4	0,15	0,15	_	0,25	220	5,0	165	10,0	130	18	85	25
5,0	0,8	0,3	_	_	_	_	160	12,0	145	24,0	110	25,0	65	85,0

		Содержа	ание элеме	Длительная	Время до разрушения, ч, при нагрузке, МПа				
Mg	Si	Mn	Ti	Zr	Мо	Sc	прочность σ_{100}^{250} , МПа	65	45
7,0	0,7	0,5	0,15	0,15	_	_	60	85	_
7,0	0,7	0,5	0,15	0,15	0,1	_	68	100	_
7,0	0,7	0,5	0,15	0,15	0,5	_	62	93	_
7,0	0,7	0,5	0,15	0,15	_	0,25	55	42	_
5,0	0,8	0,3	_	_	_	_	42	_	93

5. Жаропрочность сплавов системы Al -7% Mg-0.6% Si, легированных переходными металлами, при 250 °C

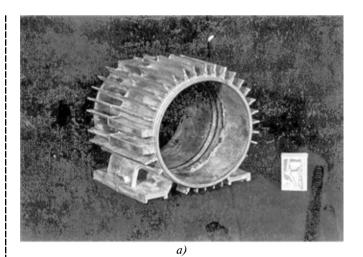
минии термически устойчивые твердые растворы. Положительные влияния скандия на свойства сплавов системы Al-Mg-Si связывают с особой структурой ближайшей к алюминию промежуточной фазы. Интерметаллидная фаза Al_3Sc имеет кубическую решетку Ll_2 с близкими параметрами к решетке алюминия [5]. Она когерентна решетке алюминиевого твердого раствора и обладает высокой термической стабильностью.

Для оценки влияния молибдена и скандия на механические свойства при повышенных температурах использовали базовую композицию $Al-7\%\ Mg-0.8\%\ Si.$ Молибден и скандий вводили в состав сплавов совместно со всем комплексом переходных металлов (Ti, Zr, Mn), оптимальное содержание которых было установлено в предыдущих исследованиях (см. табл. 1).

Определяли механические свойства при кратковременных испытаниях при температурах 200, 250, 300 и 350 °C и характеристики жаропрочности: длительную 100-часовую прочность при 250 °C и оценивали время до разрушения образцов при постоянной нагрузке 65 и 45 МПа.

Как видно из табл. 4 и 5, все выбранные для исследования сплавы по прочностным свойствам при повышенных температурах и жаропрочности превосходят сплав AMr5K (AЛ13) (Al -5% Mg -0.8% Si -0.3% Mn).

При температуре 200 °C наиболее высокие механические свойства имеет сплав, дополнительно легированный скандием: он отличается более высокой прочностью и пластичностью. Однако при более высоких температурах он уступает по жаропрочности остальным исследованным сплавам.



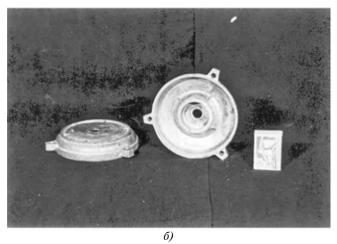


Рис. 2. Внешний вид деталей из опытного сплава системы Al—Mg—Si, дополнительно легированного Mn, Ti, Zr, Мо (литье под давлением):

a — корпус электродвигателя; δ — торцевой щит корпуса электродвигателя

Введение в состав сплавов молибдена приводит к повышению уровня жаропрочности по сравнению с базовой композицией сплава (без добавок молибдена и скандия). Дополнительное легирование сплава молибденом сопровождается понижением пластичности. Поэтому содержание в сплаве 0,5 % Мо следует признать очень высоким.

Добавка молибдена в количестве 0,1 % повышает жаропрочность и ее целесообразно вводить в литейные сплавы системы Al—Mg—Si для увеличения механических свойств при повышенных температурах. Введение в литейные сплавы системы Al—Mg—Si скандия не приводит к повышению жаропрочности.

Исследование коррозионной стойкости, технологических и механических свойств сплавов системы Al—Mg—Si при нормальной и повышенных температурах показало, что оптимальные свойства достигаются при следующем содержании компонентов: 6,5...7,5 % Mg; 0,6...0,9 % Si; 0,3...0,8 % Mn; 0,05...0,15 % Ti; 0,05...0,15 % Zr; 0,05...0,15 % Mo; основа — Al. На этот состав получено авторское свидетельство № 1267806.

Сплав прошел производственное опробование, фасонные отливки можно получать различными методами: литье в кокиль, литье под давлением (рис. 2). По коррозионной стойкости, технологическим (литейным) и механическим свойствам он близок к базовому составу (без молибдена), но отличается от него более высокой жаропрочностью.

Выводы

1. Оптимизация содержания магния и кремния в коррозионно-стойких литейных алюминиевых сплавах системы Al—Mg—Si приводит к повышению механических и улучшению литейных свойств магналиев.

- 2. Повышение механических и улучшение литейных свойств сплавов системы Al—Mg—Si может быть достигнуто при комплексном легировании несколькими переходными металлами; добавка 0,1 % Мо повышает жаропрочность сплавов системы Al—Mg—Si.
- 3. Разработан коррозионно-стойкий литейный сплав на основе системы Al—Mg—Si, дополнительно легированный марганцем, титаном, цирконием и молибденом, с повышенными характеристиками жаропрочности, предназначенный для изготовления фасонных отливок различными методами.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. **Машиностроение**. Энциклопедия. Цветные металлы и сплавы. Композиционные металлические материалы. Т. II-3 / под общ. ред. И.Н. Фридляндера. М.: Машиностроение. 2001. 880 с.
- 2. **Золоторевский В.С., Белов Н.А.** Металловедение литейных алюминиевых сплавов. М.: МИСиС, 2005. 376 с.
- 3. Золоторевский В.С. Механические свойства металлов. М.: МИСиС, 1998. 400 с.
- 4. **Диаграммы** состояния двойных металлических систем: справочник. Т. 1. / под общ. ред. Н.П. Лякишева. М.: Машиностроение, 1996. 996 с.
- 5. **Алюминий:** свойства и физическое металловедение: справ. издание / под ред. Дж.Е. Хэтча. М.: Металлургия, 1989. 422 с.

Олег Евгеньевич Осинцев, д-р техн. наук; Сергей Леонидович Никитин, д-р техн. наук; Сергей Яковлевич Бецофен, д-р техн. наук; Валерий Артурович Московский; Валерий Олегович Быковщенко, bykovschenkovo@mati.ru

RNJAMGORHN

УДК 621.74.047:669.35

И.П. Клейнбуг, Л.М. Железняк, Д.О. Григорович (Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, г. Екатеринбург)

Повышение качества слитков из бронз и латуней

В целях устранения недостатков известных кристаллизаторов скольжения (КС) для литья сложнолегированных бронз и латуней разработана и используется в производстве оригинальная конструкция КС, позволившая: облегчить сборку, монтаж-демонтаж, эксплуатацию и обеспечить надежность работы КС, упростить схему его питания охладителем, повысить скорость разливки сплавов, склонных к горячеломкости, и улучшить качество слитков.

Ключевые слова: медные сплавы; широкий температурный интервал кристаллизации; склонность к горячеломкости; непрерывная разливка; двухкамерный кристаллизатор скольжения; оригинальная конструкция.

In order to eliminate the drawbacks of known mold slide (COP) for difficult-casting bronze and brass alloy developed and used in the production of the original construction of the COP will: facilitate the assembly, installation, dismantling, operation and ensure the reliability of the COP, the simplified scheme of its cooling power, increase speed casting alloys are prone to hot brittleness and improve the quality of ingots.

Keywords: copper alloys; wide solidification range; tendency to hot brittleness; continuous casting; mold dual-chamber slide; original design.

Из слитков полунепрерывного литья средне- и сложнолегированных бронз БрО, БрАЖ, БрАЖМц, БрАЖНМц и других марок на предприятиях тяжелого машиностроения изготовляют детали для ответственных узлов:

- рабочих клетей и линий привода обжимных, крупно- и среднесортных, а также листовых прокатных станов (гайки нажимных устройств, вкладыши шпиндельных соединений и другие механизмы, испытывающие высокие динамические нагрузки);
- колес высоконагруженных червячных и других передач машин и механизмов, в частности землеройной, горно-добывающей, погрузочноразгрузочной техники и др.

Ряд литейных высоколегированных латуней ЛМцСК, ЛАЖМцН, ЛАЖМцСК, ЛМцСКА используют для изготовления антифрикционных деталей оборудования и аппаратуры водного транспорта, в арматуре вагонных подшипников,

в автомобильной промышленности, а также для конструкционных деталей ответственного назначения, работающих при высоких удельных и знакопеременных нагрузках.

Перечисленные бронзы и латуни отличаются широким температурным интервалом кристаллизации и подвержены горячеломкости, в связи с чем применение известных конструкций кристаллизаторов скольжения (КС) для литья этих сплавов малопродуктивно и сопровождается многими недостатками.

Недостаток однокамерных КС блочного типа с прямоточным или противоточным охлаждением гильзы (внутренней стенки КС), непосредственно контактирующей с расплавом и служащей формообразователем слитка — низкая надежность работы, поскольку при снижении давления охладителя (воды) такие КС выходят из строя из-за необратимой термической деформации стенки гильзы.

Двухкамерные КС, содержащие донную часть, гильзу, а также корпус с распределительной камерой (в ней движение охладителя — противоточное) и камерой первичного охлаждения (охлаждение — прямоточное), либо собраны из отдельных узлов, либо для компоновки перечисленных элементов оснащены фланцами, прокладками, соединяемыми крепежными деталями; это усложняет сборку и снижает надежность эксплуатации. В некоторых двухкамерных КС предусмотрена автономная подача охлаждающей жидкости в нижнюю часть кристаллизатора, что приводит к повышенному расходу воды, усложняет систему питания и затрудняет обслуживание КС.

Общий недостаток этих устройств — значительная неравномерность скорости охлаждения по сечению и длине слитка, порождающая трещинообразование под воздействием температурных напряжений, особенно сплавов, склонных к горячеломкости, и вынуждающая снижать скорость разливки и соответственно — производительность.

В целях устранения недостатков и интенсификации процесса литья КС снабжают системами экранно-сосредоточенного охлаждения: в нижней части КС (иногда под ними) дополнительно, для вторичного охлаждения слитка устанавливают различные спрейерные устройства. Однако спрейеры имеют сложную конструкцию, громоздки, повышают расход охладителя, затрудняют наблюдение за выходящим из кристаллизатора слитком, вызывают немалые затраты времени и средств на их изготовление и сборку, усложняется эксплуатания КС.

Наиболее функциональный (из известных) двухкамерный КС содержит: скомпонованный из отдельных узлов корпус с распределительной камерой, камерами первичного и вторичного охлаждения; верхний фланец; донную часть; закрепленную в корпусе гильзу.

Для вторичного охлаждения слитка КС оснащен кольцевым спрейером с автономным подводом охладителя; спрейер присоединен к кристаллизатору снизу и таким образом замыкает его, образуя конструктивно донную часть КС. Однако и при использовании этого КС для получения слитков из перечисленных сплавов проявляются следующие недостатки:

1. Сложность и нерациональность конструкции, где каждый из узлов состоит из отдельных

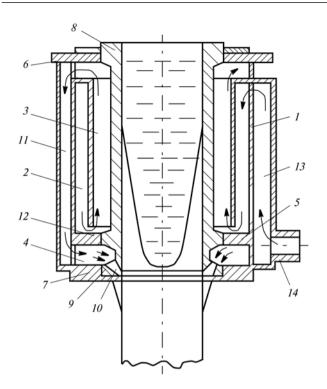
элементов, из-за чего удорожаются изготовление, сборка, монтаж по месту и эксплуатация КС, снижается его належность.

- 2. Вторичное спрейерное охлаждение с автономной подачей повышает расход охладителя и усложняет систему питания, так как необходимы дополнительные трубопроводы, шланги, патрубки, запорные вентили.
- 3. Система вторичного охлаждения не обеспечивает распределение охладителя по высоте и периметру слитка для создания "мягкого" режима охлаждения, необходимого при литье горячеломких сплавов и повышающего скорость их разливки, так как между нижней кромкой гильзы и первыми ударами струй охладителя из спрейера на слитке остается неохлаждаемая зона, сдерживающая увеличение скорости разливки из-за возможного прорыва жидкого металла.
- 4. В случае несанкционированного прекращения подачи охладителя КС не обеспечивает кратковременную работу в режиме испарительного охлаждения из-за малого объема камер и сложной организации потоков охладителя внутри корпуса. Это приводит к выходу из строя гильзы вследствие необратимой термической деформации ее стенки и резко снижает надежность работы кристаллизатора.

В целях устранения указанных недостатков были поставлены задачи: облегчить сборку и эксплуатацию КС, упростить систему его питания охладителем, повысить скорость разливки сплавов, склонных к горячеломкости, обеспечить надежность работы и в итоге повысить качество слитков. Эти задачи решены следующим образом [1].

КС (см. рисунок) включает в себя неразъемный корпус 1 с распределительной камерой 2, верхней камерой 3 и нижней камерой 4 зоны первичного охлаждения, горизонтальной кольцевой перегородкой 5, которая отделяет нижнюю камеру 4 от верхней камеры 3 и распределительной камеры 2, верхним фланцем 6, донной частью 7, а также закрепленную в корпусе 1 гильзу 8 с нижним фланцем 9, в котором под разными углами расположены отверстия 10.

Камеры 3 и 4 соединены каналами 11, расположенными на корпусе 1. Высота верхней камеры 3 составляет 0,7...0,9 высоты гильзы 8. Гильза 8 закреплена в корпусе 1 посредством эластичных уплотнений 12, размещенных в верхнем фланце 6, в кольцевой перегородке 5 и донной части 7.



Кристаллизатор скольжения для непрерывного литья сложнолегированных латуней и бронз

Нижняя камера 4, образованная стенкой гильзы 8, кольцевой перегородкой 5, наружной стенкой корпуса 1 и его донной частью 7, одновременно является объемом корпуса 1 для подачи из него охладителя на слиток через отверстия 10, расположенные в нижнем фланце 9 гильзы 8 и выполненные под разными углами к оси кристаллизатора. К нижней части приемной камеры 13 корпуса 1 прикреплен патрубок 14 для подвода охладителя.

Кристаллизатор работает следующим образом. До начала разливки вентиль на подводящем трубопроводе патрубка *14* устанавливают в положение, обеспечивающее потребный расход охладителя для вторичного охлаждения. Например, при получении слитков диаметром 200 мм из бронзы БрКМц3-1 расход воды принимают равным 3 м³/ч.

Вода (направление ее движения показано на рисунке стрелками) поступает в приемную камеру 13 от патрубка 14, движется в ней противоточно, далее — прямоточно через распределительную камеру 2, затем противоточно через верхнюю камеру 3, охлаждая при этом гильзу 8. Далее воду направляют прямоточно по каналам 11 (например, в количестве 4 шт.), расположенным по периметру корпуса 1, в нижнюю камеру 4, где вода продолжает охлаждать гильзу 8, выходит из нижней ка-

меры 4 через отверстия 10 и осуществляет вторичное охлаждение, рассредоточенное по периметру и ллине слитка.

Преимущества разработанной и реализованной в производственных условиях оригинальной конструкции КС по сравнению с известными следующие:

- 1. Облегчение сборки и обслуживания кристаллизатора обеспечивают:
- за счет цельносварного неразъемного корпуса, объединяющего все каналы, камеры и зоны охлаждения, которые в известных КС выполнены как отдельные узлы, скомпонованные в корпусе;
- за счет легкости монтажа гильзы в КС и ее извлечения, поскольку она нижним фланцем свободно опирается на донную часть корпуса, а крепление гильзы в верхней части КС осуществляется крышкой путем объемного сжатия эластичного кольцевого уплотнения в пазе верхнего фланца корпуса. При освобождении винтов, фиксирующих через крышку верхнее эластичное уплотнение, гильзу легко извлекают и заменяют новой;
- облегчение эксплуатации КС предопределено простотой монтажа-демонтажа гильзы и приведения его в рабочее состояние только путем подсоединения шланга с охладителем к единственному патрубку.
- 2. Упрощение системы питания охладителем достигнуто тем, что компоновка каналов, камер и зон в неразъемном корпусе (включая в качестве спрейера нижнюю камеру зоны первичного охлаждения с отверстиями в нижнем фланце гильзы) позволяет подводить воду через единственный патрубок на корпусе КС.
- 3. Повышение скорости разливки сплавов, склонных к горячеломкости, обеспечили разделением зоны первичного охлаждения на две камеры: с противоточным движением охладителя в верхней 3 и прямоточным в нижней 4, которая одновременно служит камерой вторичного охлаждения, осуществляемого через отверстия в нижнем фланце гильзы 8.

При такой компоновке поступающая в КС холодная вода, двигаясь противотоком, вначале охлаждает ту часть гильзы, на стенке которой уже имеется значительная корка затвердевшего металла, далее нагретая вода охлаждает верхнюю часть гильзы, где находится слабая корка металла. Противоточное движение воды с благоприятным температурным градиентом исключает трещи-

нообразование при повышении скорости литья. Использование охладителя, отработанного в первичной зоне, для вторичного охлаждения слитка в сочетании с назначенными углами, шагом и диаметром отверстий в нижнем фланце гильзы обеспечивает:

- рассредоточенную многорядную подачу охладителя на слиток в отличие от устройств, у которых между нижним торцом гильзы и первыми ударами струй охладителя на слитке имеется "сухой" участок, сдерживающий увеличение скорости литья из-за возможных прорывов жидкого металла:
- продольно-полосовое охлаждение по периметру слитка;
 - удлинение зоны вторичного охлаждения.

Перечисленные преимущества, особенно "мягкое" продольно-полосовое, рассредоточенное по длине и периметру слитка охлаждение, позволили повысить скорость разливки сплавов, склонных к горячеломкости, положительно повлияли на стабильность литья за счет ликвидации прорывов жидкого металла (тем самым повышен уровень безопасности условий труда), а также привели к значительному улучшению качества поверхности и уменьшению газированности слитка.

- 4. Повышение надежности работы кристаллизатора и снижение расхода охладителя достигли:
- во-первых, оригинальным конструктивным решением корпуса, выполненным неразъемным и снабженным единственным патрубком для последовательного подвода охладителя к системам первичного и вторичного охлаждения;
- во-вторых, охлаждением гильзы по всей высоте за счет отсутствия воздушных пробок, предупреждаемых противоточным движением воды в верхней камере 3, и вследствие прямоточности потока в нижней камере 4;
- в-третьих, тем, что наделение нижней камеры 4 первичной зоны функцией вторичного охлаждения позволило отказаться от спрейерного устройства с автономным подводом охладителя и наблюдать за выходящим из КС слитком;
- в-четвертых, тем, что при падении давления воды в подводящей системе или прекращении ее подачи охлаждение обеспечивают за счет объемов жидкости в верхней 3 и в распределительной 2 и (частично) в приемной 13 камерах;
- в-пятых, дополнительным сжатием эластичных уплотнений 12 в результате термического рас-

ширения гильзы при выходе ее на рабочий температурный режим, этим обеспечивается герметичность камер кристаллизатора.

Для улучшения теплоотвода с поверхности гильзы в аварийном испарительном режиме и во избежание отрицательных последствий этого режима высоту верхней камеры 3 зоны первичного охлаждения установили равной 0,7...0,9 высоты гильзы 8. Кольцевой объем между стенкой гильзы и наружной вертикальной стенкой корпуса (т.е. суммарного объема верхней камеры первичной зоны и распределительной камеры) принимают в зависимости от теплофизических свойств сплава и интенсивности теплоотвода от стенки гильзы.

Превышение установленного интервала 0,7...0,9 приводит:

- при превышении верхнего предела 0,9 к неоправданному с позиции эффективности КС снижению теплоотвода в нижней прямоточной камере 4 вследствие уменьшения ее объема и к невозможности повышения скорости разливки, так как объема нижней камеры становится недостаточно для непрерывного теплообмена в течение процесса кристаллизации при первичном охлаждении и при вторичном охлаждении затвердевшего сплава;
- выполнение высоты верхней камеры менее 0,7 высоты гильзы ухудшает условия работы КС, вследствие того, что снижается эффективность охлаждения гильзы и ухудшается теплоотвод с ее поверхности. Выход за нижний предел снижает надежность КС, так как сокращается время работы в аварийном испарительном режиме из-за уменьшения суммарного объема верхней камеры первичной зоны и распределительной камеры. Выбор значения из интервала 0,7...0,9 зависит от высоты КС: для "низких" КС (H = 200...300 мм) желательно придерживаться нижнего предела 0,7; для "высоких" (H = 350...450 мм) — соответственно верхнего 0,9.

Обоснованием эффективности разработанного кристаллизатора являются результаты опытной проверки и приведенный ниже расчет длительности режима испарительного охлаждения в условиях действующего производства для КС с диаметром гильзы 200 мм, высотой 275 мм и отношением высоты верхней камеры к высоте гильзы, равном 0,8...0,84, при литье латуни Л63.

Исходные данные для расчета:

суммарный объем воды верхней камеры первичной зоны и распределительной камеры $V_{\rm B} = 3.5 \, {\rm дm}^3$;

удельная теплоемкость воды $C_{\rm B}$ = 4,2 кДж/(кг · K); удельная теплота испарения воды

 $\lambda = 2263,8 \text{ кДж/кг};$

удельная теплоемкость твердой меди $C_{\text{TR}} = 0.380 \text{ кДж/(кг · K)};$

удельная теплоемкость жидкой меди $C_{\rm w} = 0.608 \, {\rm kДж/(kr \cdot K)};$

удельная теплота кристаллизации меди L = 214 кДж/кг;

температура плавления меди $t_{\text{пл}} = 1083 \, ^{\circ}\text{C};$

температура литья $t_{\rm n} = 1200~{\rm ^{\circ}C};$

температура на поверхности слитка $t_{\rm cn} = 750$ °C.

Для кристаллизатора высотой 275 мм при скорости литья латуни Л63, равной 4 м/ч, максимальная толщина корки затвердевшего в кристаллизаторе металла составляет 35 мм (см. кн.: Кац А.М., Шадек Е.Г. Теплофизические основы непрерывного литья слитков цветных металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1983. 208 с.).

Расчет показал, что количество металла, затвердевшего в КС в единицу времени, составляет m = 3,039 кг/мин. Мощность, рассеиваемая кристаллизатором в первичной камере:

$$q = C_{\text{тв}} m(t_{\text{пл}} - t_{\text{сл}}) + \\ + Lm + C_{\text{ж}} m(t_{\text{л}} - t_{\text{пл}}) = 1247,4 \text{ кДж/мин}.$$

Теплосодержание воды в кристаллизаторе:

$$Q = C_{\rm B} V_{\rm B} \Delta t + \lambda V_{\rm B} = 9099,2 \text{ кДж.}$$

Расчетное время работы KC в испарительном режиме:

$$\tau = Q/q = 7,3$$
 мин.

С другой стороны, при полном прекращении подачи воды оставшийся в камерах ее объем, равный 4,4 дм³, обеспечил в аварийном испарительном режиме теплоотвод с поверхности гильзы до полного испарения охладителя в течение 6,5 мин. Полученные результаты (7,3 и 6,5 мин) удовлетворительно коррелируют друг с другом. Этого времени достаточно для принятия мер по предупреждению опасной ситуации, т.е. прекращения разливки во избежание необратимой термической деформации гильзы.

Таким образом, оригинальная конструкция кристаллизатора скольжения с принятым соотношением высоты верхней камеры первичной зоны и высоты гильзы в пределах 0,7...0,9 позволяет в различных режимах работы получить суммарный теплосъем с поверхности гильзы, близкий к максимальному, и решить поставленные задачи, обеспечив достижение цели — получение высококачественных слитков из сплавов, склонных к горячеломкости.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Пат. 2152287 РФ.** Кристаллизатор для непрерывного литья слитков / И.Л. Клейнбуг, Л.М. Железняк, И.И. Косицина. Опубл. 10.07.2000, Бюл. № 19.

Игорь Петрович Клейнбуг; Лев Моисеевич Железняк, канд. техн. наук, e.a.anderiukova@urfu.ru; Дмитрий Олегович Григорович

К СВЕДЕНИЮ АВТОРОВ ЖУРНАЛА

В редакцию предоставляются:

- **1. Статья в электронном виде** файл (с расширением .doc) с набором текста (шрифт Times New Roman) Объем статьи (текст статьи, рисунки, таблицы), предлагаемой к публикации, не должен превышать 15 страниц, набранных 12 кеглем через полтора интервала.
 - Все страницы в статье должны быть пронумерованы.
- 2. Сведения об авторах:
 - фамилии, имена и отчества авторов;
 - ученая степень (если есть);
 - место работы;
 - контактный телефон, e-mail, почтовый адрес;
 - страну (для иностранных авторов)

Названия учреждений, в которых выполнялись исследования, необходимо раскрывать полностью, указывать город.

- 3. Обязательно предоставлять на русском и английском языках:
 - фамилии и инициалы авторов;
 - название статьи;
 - аннотацию к статье;
 - ключевые слова

Требования к оформлению статьи

- **1.** На первой странице указывать УДК (Индекс статьи по Универсальной десятичной классификации http://teacode.com/online/udc/).
- 2. Сведения о грантах необходимо давать ссылкой, обозначенной звездочкой (*), на первой странице.
- 3. Статья должна быть структурирована:
 - *Введение*, содержащее реферативное изложение постановки задачи и возможного применения полученных результатов, актуальность рассматриваемой проблемы.
 - Основная часть должна иметь несколько внутренних разделов и содержать формализованную постановку задачи и предлагаемый метод ее решения; отличие предлагаемой постановки задачи от уже известных; преимущество развиваемого метода по сравнению с существующими; содержать пример, подтверждающий работоспособность и эффективность предложенного решения.
 - Заключение, содержащее обсуждение полученных результатов, рекомендации.
- 4. Формулы, буквенные обозначения (прописные и строчные, латинского (не готического) и греческого алфавитов), цифры, знаки и их расположение должны быть четкими и различимыми.

Для набора формул и буквенных обозначений следует использовать программу MathType или редактор формул Equation в офисном редакторе Microsoft Office Word.

- **5. После текста должен быть приведен библиографический список**, составленный по порядку ссылок в тексте и оформленный по ГОСТ 7.0.5—2008. Ссылки на иностранную литературу следует писать на языке оригинала без сокращений. Количество литературных источников не должно превышать 10 наименований.
- 6. Иллюстрации представляются в виде отдельных файлов (с расширением .doc, .tiff, .pdf, .jpeg и разрешением 600 dpi), размер не должен превышать 186 мм.

Рисунок должен быть четким и иметь подрисуночную подпись. Подрисуночные подписи следует предоставлять отдельным списком в виде файла Microsoft Word.

Все статьи, поступающие в редакцию, проходят рецензирование.

В случае отклонения статьи редакционным советом журнала редакция оставляет за собой право сообщать автору о решении редакционного совета без предоставления рецензии.

ООО "Издательство **Машиностроение**", 107076, Москва, Стромынский пер., 4 Учредитель ООО "Издательство Машиностроение". **E-mail: zpm@mashin.ru** Телефон редакции журнала: (499) 268-47-19, 268-36-54, 268-69-19. http://www.mashin.ru Дизайнер *Подживотов К.Ю.* Технический редактор *Патрушева Е.М.* Корректор *Сажина Л.И.* Сдано в набор 08.09.2014. Подписано в печать 27.10.2014. Формат 60 × 88 1/8. Бумага офсетная. Усл. печ. л. 5,88. Свободная цена. Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ООО "Адвансед солюшнз". Отпечатано в ООО "Канцлер", 150008, г. Ярославль, ул. Клубная, д. 4, кв. 49.