ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

3ATOTOBNTEJOHUE TPON3BOLCTBA B MALLINHOCTPOEHUN

(Кузнечно-штамповочное, литейное и другие производства)

№ 10 октябрь 2009

Председатель редакционного совета и Главный редактор СЕМЁНОВ Е.И.

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

Зам. Главного редактора: КЛЕЙЗЕР П.Е. СЕРИКОВА Е.А.

Редакционный совет: БЕЛЯКОВ А.И. БЛАНТЕР М.С. БОГАТОВ А.А. БОКОВ А.А. ГРОМОВ В.Е. ГУН И.Г. ЖЕСТКОВА И.Н. ЗАРУБИН А.М. КАПУСТИН А.И. КАСАТКИН Н.И. кошелев о.с. КРУК А.Т. мороз б.С. МУРАТОВ В.С. НАЗАРЯН Э.А. ОВЧИННИКОВ В.В. ПАСЕЧНИК Н.В. ПОВАРОВА К.Б. ПОЛЕТАЕВ В.А. СЕМЁНОВ Б.И. СУБИЧ В.Н. ТРЕГУБОВ В.И. ТРУХОВ А.П. ШАТУЛЬСКИЙ А.А. ШЕРКУНОВ В.Г. ЯКОВПЕВ С.С ЯМПОЛЬСКИЙ В.М.

Ответственные за подготовку и выпуск номера:

ДЮБКОВА Н.В. СЕРИКОВА Е.А. МАКАРЕНКО Е.Д. ГАНЖЕНКО А.Г.

журнал зарегистрирован в Государственном Комитете Российской Федерации по печати.

Свидетельство о регистрации ПИ № 77-12218 от 29.03.02

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



	_					4
CO		- 4	300	/	_	/
		_				

Литейное и сварочное производства	
Деев В.Б., Селянин И.Ф., Мочалов С.П., Цецорина С.А., Ознобихина Н.В. Математическое моделирование процесса кристаллизации металлических расплавов после обработки внешними воздействиями	6
Кузнечно-штамповочное производство	
Голенков В.А., Радченко С.Ю., Дорофеев О.В., Дорохов Д.О. Применение комплексного локального нагружения при формировании градиентных механических свойств осесимметричных изделий	18

Прокатно-волочильное производство

Материаловедение и новые материалы

Информация

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

Журнал выходит при содействии:

Академии Проблем Качества Российской Федерации; Министерства образования и науки Российской Федерации; Воронежского завода тяжелых механических прессов; ЦНИИЧермет; ВНИИМЕТМАШ; ИМЕТ РАН; Каширского завода "Центролит"; АМУРМЕТМАШ

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

SCIENTIFIC TECHNICAL AND PRODUCTION JOURNAL

BLANKING PRODUCTIONS IN MECHANICAL ENGINEERING

(Forging and stamping, foundry and others productions)

Nº 10 October 2009

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

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

Editorial Assistants: KLEYZER P.E. SERIKOVA E.A.

Editorial Committee: BELYAKOV A.I. BLANTER M.S. BOGATOV A.A. BOKOV A.A. GROMOV V.E. GUN I.G. ZHESTKOVA I.N. ZARUBIN A.M. KAPUSTIN A.I. KASATKIN NI KOSHELEV O.S. CRUCK A.T. MOROZ B.S. MURATOV V.S. NAZARYAN E.A. OVCHINNIKOV VIVI PASECHNIK N.V. POVAROVA K.B. POLETAEV V.A. SEMENOV B.I. SUBICH V.N. TREGUBOV V.I. TRUKHOV A.P. SHATULSKY A.A

This issue prepared with assistance of specialists: DYUBKOVA N.V. SERIKOVA E.A. MAKARENKO E.D. GANZHENKO A.G.

SHERKUNOV V.G. YAKOVLEV S.S.

YAMPOLSKY V.M.

Journal is registered in State Committee of Russian Federation on printing. The certificate of registration ПИ № 77-12218 from 29.03.02

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



CONTENTS

Casting and Welding Productions
Deev V.B., Selyanin I.F., Mochalov S.P., Tsetsorina S.A., Oznobikhina N.V. Mathematical modeling of metal melts crystallization after treatment by external influences
Forging and Stamping Productions
Korchak E.S. Improvement of hydraulic preses filling-and-drain systems
Rolling and Drawing Productions
Borodin E.M., Borodin M.Yu., Kharitonov V.V. Finite element simulation of inter stand stresses and strains in continuous mandrel tube rolling
Physical Metallurgy and New Materials

Svyatkin A.V., Muratov V.S. Investigation of phase composition and hardness

Makarenko K.V., Chmykhov D.V. The fratography analysis of graphitized cast irons . 39 Vasilchuk M.V., Shatulsky A.A. The effect of chemical composition on forming

dependence from annealing temperature of two-phase brass LMtsA58-2-1 . . .

conditions of structure and properties of heat-resistant nickel-based alloys with

Pasheeva T.Yu. About blank accuracy and its influence on the quality of metal

single-crystal and columnar structures. . . .

Information

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

ПРОИЗВОДСТВА



УДК 621.746

В.Б. Деев, И.Ф. Селянин, С.П. Мочалов, С.А. Цецорина, Н.В. Ознобихина (ГОУ ВПО "Сибирский государственный индустриальный университет", г. Новокузнецк)

Математическое моделирование процесса кристаллизации металлических расплавов после обработки внешними воздействиями

Предложена математическая модель, позволяющая рассчитать основные параметры кристаллизации — критический радиус зародыша кристаллизации и количество зародышей в единице объема расплава. Расчет был успешно опробован на литейных алюминиевых сплавах, обработанных внешними воздействиями в процессе плавки и заливки в литейные формы. Модель может быть использована для определения эффективности конкретного способа обработки расплава.

Mathematical model allowing to calculate the basic crystallization parameters (the critical size of the nucleating center and quantity of the nucleus in melt volume unit) is presented. Calculation was successfully tested on casting aluminum alloys which were treated with external influences during melting and pouring into casting moulds. Model can be used for the determination of the concrete alloy treatment effectiveness.

Ключевые слова: расплав; внешние воздействия; термовременная обработка; магнитное поле; кластер; зародыш критического размера; кристаллизация; переохлаждение; математическая модель.

Keywords: melt; outside influences; thermotime treatment; magnetic field; klaster; critical size nucleus; crystallization; supercooling; mathematical model.

Качество отливок в значительной степени зависит от технологии обработки расплавов (модифицирование примесными модификаторами и внешними воздействиями, рафинирование и т.д.), которые, в свою очередь, определяют весь процесс кристаллизации. Изучение параметров кристаллизации расплавов позволяет наметить дальнейшие пути совершенствования технологий обработки.

Однако, как правило, если параметры кристаллизации — температуры фазовых превращений, величину переохлаждения, полное время затвердевания — можно определить с помощью современных методик исследования (термического анализа, дифференциально-термического анализа и другими способами), то такие важные для исследователя параметры, как количество и критический радиус зародышей кристаллизации, выявить невозможно. А именно эти параметры могут свидетельствовать об эффективности применяемой технологии модифицирующей обработки распла-

ва. Поэтому актуальным является разработка математических моделей, позволяющих рассчитать (оценить) вышеуказанные параметры с использованием табличных и экспериментальных данных.

В соответствии с кластерной моделью жидких расплавов основными структурными составляющими жидкости считаются отдельные разобщенные кластеры, окруженные трехмерной сеткой разупорядоченной зоны, обладающей хаотической атомной структурой. Внутренняя атомная структура кластеров близка к структуре исходного твердого тела. Характерный размер кластера имеет нанопорядок, который не превышает размеры критического зародыша r_k . Для того чтобы свободный атом закрепился на поверхности кластера при образовании зародыша критических размеров, его валентный электрон должен перейти на уровень Ферми кластера с работой выхода $W_{\text{вых}}$ и затратить работу, равную $\Delta W = J_1 - W_{\scriptscriptstyle \mathrm{BMX}}$, где J_1 — первый потенциал ионизации, эВ.

При кристаллизации возникает импульс тока J за счет перехода электронов с уровня ионизации свободного атома разупорядоченной зоны на уровень Ферми зародыша (кластера). Работа, которая при этом затрачивается или выделяется обратимо в виде теплоты, равна теплоте Пельтье ΔQ , которая по определению и экспериментальным данным равна

$$\Delta Q = \frac{\Delta W}{\rho} J F_k \Delta \tau = \frac{J_1 - W_{\text{Bbix}}}{\rho} J F_k \Delta \tau , \qquad (1)$$

где e — заряд электрона, Кл; F_k — площадь поверхности зародыша критических размеров, м²; $\Delta \tau$ — интервал времени зародышеобразования, с.

Обратимая теплота Пельтье, связанная с переходом валентных электронов свободного атома на уровень Ферми твердого зародыша критических размеров, восполняется за счет расходования внутренней энергии системы ΔE . Для обратимых процессов $\Delta E = S \Delta T$, где ΔT — переохлаждение при фазовом переходе. При равновесной температуре кристаллизации T_0 энтропия фазового перехода при образовании критического зародыша объемом V_k равна

$$S = \frac{\rho L V_k}{T_0} ,$$

где ρ — плотность, $\kappa \Gamma / M^3$; L — удельная теплота кристаллизации расплава, $\mathcal{I}_{\mathcal{M}} / \kappa \Gamma$.

Учитывая вышесказанное, можно записать

$$\Delta O = \Delta E$$

или

$$\frac{J_1 - W_{\text{\tiny BbJX}}}{e} J F_k \Delta \tau = \frac{\rho L V_k}{T_0} \Delta T.$$
 (2)

Так как для зародыша сферической формы $F_k = 4\pi r_k^2$ и $V_k = \frac{4}{3}\pi r_k^3$, можно определить критический радиус зародыша кристаллизации

$$r_{k} = \frac{3J \frac{\Delta W}{e} T_{0}}{\rho L} \left(\frac{\Delta T}{\Delta \tau}\right)^{-1}, \tag{3}$$

где $\Delta W/e$ — скачок потенциала на границе кластера с разупорядоченной зоной; $\Delta T/\Delta \tau$ — скорость охлаждения расплава в период зарождения кристаллов, K/c.

При изотермическом зародышеобразовании от объема расплава V_0 с переохлаждением расплава на ΔT форма отнимает теплоту

$$Q_1 = c \rho V_0 \Delta T. \tag{4}$$

Эта теплота восполняется путем образования N зародышей, каждый из которых имеет критический объем V_k , т.е.

$$Q_2 = N \rho L V_k. \tag{5}$$

Приравнивая (4) и (5), можно определить число зародышей в единице объема расплава

$$n_0 = \frac{N_0}{V_0} = \frac{3c \Delta T}{4\pi L} \frac{1}{r_k^3}.$$
 (6)

Таким образом, предлагаемая математическая модель позволяет определить критический радиус зародыша кристаллизации и количество зародышей в единице объема расплава для сплавов, обработанных любыми модифицирующими воздействиями. При расчетах использовались справочные данные, приведенные в табл. 1 [1, 2] и экспериментальные данные, полученные методом термического анализа.

Оценочные расчеты проводились для литых цилиндрических заготовок длиной 300 мм и диаметром 26 мм из сплавов АК7ч, АМ5, АК5М2, обработанных ТВО и магнитным полем, и залитых в песчано-глинистую форму с коэффициентом теплоаккумуляции $b_{\phi} = 950~\mathrm{Bt}\cdot\mathrm{c}^{0.5}/(\mathrm{m}^2\cdot\mathrm{K})$. Начальная температура формы — 20 °C. Шихта для данных сплавов состояла из 10...15 % чушковых материалов и 80...85 % вторичного сырья.

1. Данные для определения параметров кристаллизации

Материал отливки	Первый потенциал ионизации, эВ	Импульс тока, А/м ²	Работа выхода электрона, эВ	Плотность, кг/м ³	Удельная теплота кристаллизации, Дж/кг	Теплоемкость, Дж /(кг·К)
АК7ч				2500	281 000	1085
AM5	5,984	8,134	4,23	3200	355 000	1047
AK5M2				2500	290 000	1080

Сплав	Сплав Технология обработки расплава		$n_0, \mathrm{M}^{-3}\left(6\right)$
	Исходный (без обработки)	$0,9589 \cdot 10^{-7}$	$0,1046\cdot10^{14}$
АК7ч	ТВО	$0,3981 \cdot 10^{-7}$	$0,3112 \cdot 10^{14}$
	ТВО + магнитное поле	$0,2326\cdot10^{-7}$	$0,4137 \cdot 10^{14}$
	Исходный (без обработки)	$0,1193\cdot10^{-6}$	0,4152·10 ¹³
AM5	ТВО	$0,0598 \cdot 10^{-6}$	$0,8112 \cdot 10^{13}$
	ТВО + магнитное поле	$0,0407 \cdot 10^{-6}$	$1,1244\cdot10^{13}$
	Исходный (без обработки)	$0,9567 \cdot 10^{-7}$	0,10156·10 ¹⁴
AK5M2	ТВО	$0,4827 \cdot 10^{-7}$	$0,2121\cdot10^{14}$
	ТВО + магнитное поле	$0,3305 \cdot 10^{-7}$	$0,28741\cdot10^{14}$

2. Расчетные значения параметров кристаллизации

Оптимальные параметры ТВО расплавов составляли: для сплава АК7ч — $T=970...1000\,^{\circ}$ С, $\tau=7...10\,$ мин (для 100 % чушковых материалов в шихте); $T=1000...1030\,^{\circ}$ С, $\tau=10...12\,$ мин (для 50...100 % вторичного сырья в шихте); для сплава АК5М2 — $T=970...990\,^{\circ}$ С, $\tau=8...10\,$ мин; для сплава АМ5 — $T=950...970\,^{\circ}$ С, $\tau=7...10\,$ мин.

Обработку расплавов переменным магнитным полем в процессе заливки осуществляли с помощью специального устройства, сконструированного на кафедре литейного производства ГОУ ВПО "СибГИУ" [3]. Параметры обработки расплавов магнитным полем: индукция магнитного поля 0,4...0,5 Тл, угол наклона устройства 30...50°.

Для получения первичных данных, необходимых для расчета, использовали методы термического анализа (ТА) и дифференциального термического анализа (ДТА), которые реализовывали с помощью разработанного измерительного комплекса [4]. В состав комплекса входят первичные датчики (термопары), аналого-цифровой преобразователь IPC CON 7018 и персональный компьютер. Образцы заливали в цилиндрическую полость песчано-глинистой формы, с обеих сторон закрытую графитовыми пробками, по оси цилиндрического образца устанавливали хромель-алюмелевые термопары. С помощью измерительного комплекса фиксировали изменение температуры кристаллизующегося сплава с интервалом 1 с.

Из табл. 2 следует, что обработка расплавов ТВО (как отдельно, так и в комплексе с другим внешним воздействием — магнитным полем при заливке) по оптимальным режимам приводит к уменьшению r_k

и повышению n_0 . В результате в сплавах формируется мелкозернистая структура.

Данная математическая модель является универсальной и позволяет прогнозировать параметры кристаллизации (r_k, n_0) расплавов после обработки различными внешними воздействиями. Для расчета требуются экспериментально определенные по кривым охлаждения величина переохлаждения расплава и интервал времени зародышеобразования. Оценка с помощью модели значений r_k и n_0 может способствовать выявлению эффективности конкретного способа (технологии) обработки расплава.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. **Баландин Г.Ф.** Основы теории формирования отливки. Ч. 1. М.: Машиностроение, 1976. 328 с.
- 2. Свойства элементов: справочник. Ч. 1. Физические свойства / Под ред. Г.В. Самсонова. М.: Металлургия, 1976. $600\ c.$
- 3. **Цецорина С.А.** Исследование влияния магнитного поля на свойства литейных алюминиевых сплавов и разработка ресурсосберегающей технологии их получения: автореф. дис. ... канд. техн. наук. Новокузнецк: СибГИУ, 2008. 19 с.
- 4. Деев В.Б., Дегтярь В.А., Селянин И.Ф. Комплексный контроль качества литейных сплавов // Вестник горно-металлургической секции РАЕН. Вып. 18. Москва Новокузнецк: ГОУ ВПО "СибГИУ", 2007. С. 82—85.

Владислав Борисович Деев, канд. техн. наук; Иван Филиппович Селянин, д-р техн. наук; Сергей Павлович Мочалов, д-р техн. наук; Светлана Алексеевна Цецорина, старший преподаватель;

Наталья Валерьевна Ознобихина, инженер

УДК 621.74

С.П. Серебряков, И.А. Редькин (Рыбинская государственная авиационная технологическая академия им. П.А. Соловьёва)

Формирование оболочковых форм в сжатом состоянии (PV-процесс)

Рассмотрен способ сушки керамических оболочковых форм в сжатом состоянии в слое обсыпочного материала под избыточным давлением воздуха до 0,6 МПа и скорости движения воздуха до 3,5 м/с. Способ позволяет для оболочек, изготовленных на связующем Армосил, повысить технологические характеристики оболочковых форм и сократить время сушки.

Investment moulds drying in the compressed condition in shell-mould material layer under air overpressure up to 0,6 MPa and air motion speed up to 3,5 m/s is considered. The way allows improve technical characteristics and reduce drying time for investment moulds made of Armosil binder.

Ключевые слова: сушка керамических оболочковых форм; оболочковая форма.

Keywords: ceramic investment moulds drying; investment mould.

Наиболее перспективным направлением снижения брака и повышения качества литья является управление технологическими параметрами сушки керамических оболочковых форм ($KO\Phi$) — одной из наиболее трудоемких и длительных операций в технологии литья по выплавляемым моделям.

Большое количество работ, посвященных увеличению производительности сушки КОФ, улучшению качества и снижению брака КОФ, изучение процессов, происходящих на всех стадиях изготовления оболочковых форм на разных связующих [1—3], выявили необходимость формирования для различных слоев КОФ различных технологических свойств, а также их зависимость от условий сушки.

Наиболее широко применяемые варианты сушки при атмосферном давлении и в вакууме не обеспечивают необходимое качество КОФ. При этом

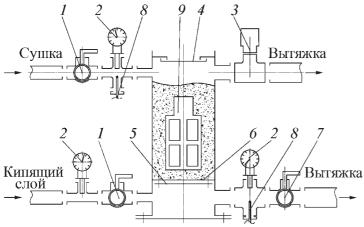


Рис. 1. Схема установки для PV-процесса:

1 — шаровой кран 1/2''; 2 — манометр; 3 — предохранительный клапан; 4 — герметичная крышка; 5 — крестовина; 6 — решетка с войлочным фильтром; 7 — шаровой кран 3/4''; 8 — термопара; 9 — модельный блок

возникают такие виды брака: избыточная шероховатость рабочей поверхности, отслоение, недостаточная прочность. Скорость сушильного агента в камерных сушилках и вытяжных шкафах составляет 0,2...1,0 м/с и ограничивается разрушением формируемого слоя КОФ, позволяя интенсифицировать процесс лишь в 1,1—1,2 раза. При сушке в вакууме отсутствует возможность создания пористых слоев формы без применения специальных материалов (органических порошков и др.). Помимо этого сушка слоев формы в обоих случаях происходит в неподвижном состоянии и существует зависимость технологических свойств элементов КОФ от угла наклона поверхности к горизонту [3].

Особенность разработанного способа сушки слоев КОФ в том, что она происходит в управляемом объемно-напряженном состоянии, в направленном потоке сушильного агента, при погруженном в материал обсыпки модельном блоке с оболочкой (сушка в потоке воздуха под избыточным давлением — PV-процесс) [4].

Предполагаемый способ сушки слоев КОФ реализован на экспериментальной установке (рис. 1) и заключается в следующем: модельный блок после окунания в емкость с суспензией погружают в рабочую камеру установки с включенным "кипящим слоем" материала основы керамической формы, затем после выключения подачи воздуха на линии "Кипящий слой" рабочую камеру герметизируют и путем регулировки шаровых кранов, установленных на линии "Сушка" и "Вытяжка", создают заданный градиент давлений направленного потока сушильного агента через слой обсыпочного материала. Область иссле-

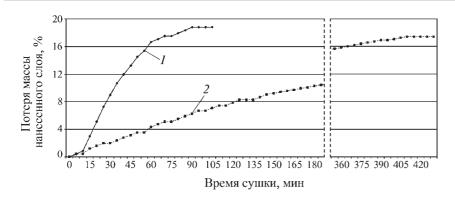


Рис. 2. Зависимость потери массы нанесенного слоя от времени и способа сушки: 1-PV-процесс; 2-в камерном сушиле

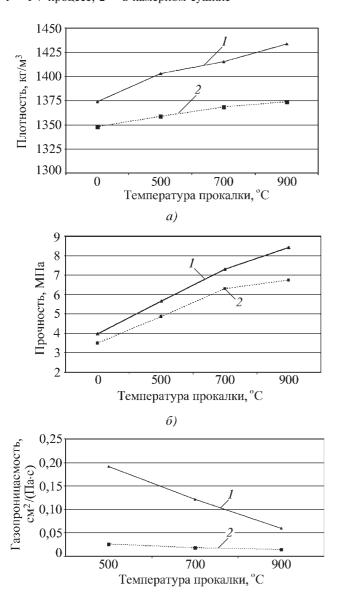


Рис. 3. Зависимости плотности (a), прочности (δ) и газопроницаемости (s) оболочковых форм от температуры прокалки и способа сушки:

6)

1 – PV-процесс; 2 – в камерном сушиле

дований была ограничена величинами абсолютных давлений и градиентом давлений до 0,6 МПа, расходом до 10 м³/ч и скоростью потока сушильного агента в ванне зернистого наполнителя до 3,6 м/с. Оптимальные значения технологических параметров сушки обуславливались видом связующего.

Процессы сушки исследовали на связующих: ЭТС-40, Remasol SP, Армосил. Во всех случаях по-

лучили улучшение чистоты рабочей поверхности форм, отсутствие отслоений, повышение плотности и прочности.

Исследования форм, полученных на связующем Армосил, показали, что предлагаемый способ сушки КОФ позволяет сократить время сушки в сравнении с базовой технологией в 2—7 раз, повысить технологические характеристики оболочковых форм: прочность на 15...20 %, газопроницаемость в 4—7 раз, плотность на 2...4 %, уменьшить пористость на 47...71 %, число и размер микропор каждого слоя оболочки в 1,5—2 раза, а также исключает зависимость технологических свойств КОФ от угла наклона поверхности формируемой оболочки (рис. 2, 3). Удельный расход воздуха составляет от 84,3 м³/м² для

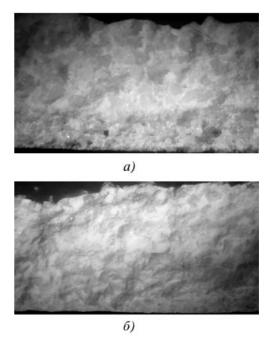


Рис. 4. Изломы опытного образца после сушки в камерном сушиле (a) и PV-процессом (δ). $\times 20$

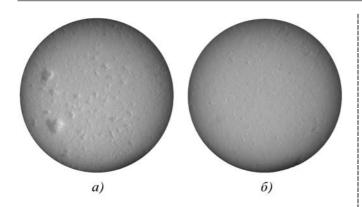


Рис. 5. Поверхность контактного слоя опытного образца после прокалки при 900 °C и сушки в камерном сушиле (*a*) и PV-процессом (*б*). $\times 32$

сушки первых слоев до $673,1\,\mathrm{m}^3/\mathrm{m}^2$ для последующих слоев. Время сушки составляет от $15\,\mathrm{muh}$ для первых слоев до $120\,\mathrm{muh}$ для последующих слоев.

На фотографиях изломов образцов оболочек показано наличие пор в оболочках, высушенных в атмосферных условиях (поверхностных и внутренних). На оболочках, высушенных по PV-процессу, пор не наблюдается (рис. 4, 5).

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. **Емельянов В.О., Мартынов К.В., Бречко А.А.** Особенности технологии изготовления керамических форм на основе водного раствора кремнезоля. СПб.: ПИМаш, 2007. 64 с.
- 2. **Расчет** напряжений и деформаций в осесимметричной оболочковой форме при затвердевании отливки / А.И. Евстигнеев, В.В. Петров, М.В. Салина, В.И. Одиноков // Литейное производство. 2004. № 6. С. 29.
- 3. Емельянов В.О. Формирование структуры и свойств керамических форм. Спб.: ПИМаш, 2007. 60 с.
- 4. Пат. 2359777 РФ, МПК В 22 С 9/04. Способ изготовления керамических оболочковых форм / С.П. Серебряков, И.А. Редькин от 27.06.2009 г.

Сергей Павлович Серебряков, д-р техн. наук; Иван Александрович Редькин, инженер

УДК 621.787

А.П. Корневич, Б.И. Семёнов (МГТУ им. Н.Э. Баумана), **Я.В. Чуфринова, Г.В. Шилло** (ГКНПЦ им. М.В. Хруничева, КБ "Салют")

Особенности технологии сварки трением с перемешиванием $(\Pi podon x cenue)^*$

Представлены описание процесса сварки трением с перемешиванием (СТП), основное оборудование, наиболее распространенные области применения. Рассмотрены механизм образования сварного шва, оптимальные параметры режима сварки, основные преимущества и недостатки сварки в твердой фазе. Дан анализ структур и механических характеристик полученных швов на примере алюминиевых сплавов.

Description of the friction stir welding process, basic equipment, the most common fields of application is presented. Mechanism of formation weld, optimal parameters welding regime, main advantages and disadvantages of semisolid weldings are considered. Analysis of structures and mechanical properties of the achieved seams the examples of aluminum alloys is given.

Ключевые слова: сварка трением с перемешиванием; третье тело; пластическая деформация; сварка разнородных сплавов.

Keywords: friction stir welding; third body; plasticity; heterogeneous alloys welding.

Исследование течения материала при СТП. Попытки изучить течение материала при перемешивающей обработке алюминиевых сплавов были предприняты во многих работах. После формирования и термической стабилизации пары сухого трения начинается перемещение инструмента по

лении. Это перемещение вызывает интенсивную пластическую деформацию и перетекание обрабатываемого материала в направлении, обратном направлению движения инструмента. Фактическая геометрия стержня и опоры, коэффициент трения и фрикционная теплостойкость сопрягаемых тел в условиях приложенных нагрузок определяют эф-

обрабатываемой поверхности в требуемом направ-

^{*}Начало см. в № 9, 2009 г.

фективность перемешивающего течения в обрабатываемой зоне детали, которое чаще всего рассматривается как экструзия сильно пластифицированного твердого металла в полостях, прилегающих к стержню и опоре инструмента (рис. 10). Однако некоторыми исследователями этот процесс рассматривается как гораздо более сложное комплексное явление.

В большинстве случаев модели процесса построены на использовании двух методик исследования.

Первая методика основана на выявлении линий течения металла с помощью рентгенографического метода. Для этого на торце одной из свариваемых пластин на различных уровнях протачивалась специальная канавка — паз высотой 0,75 мм и глубиной 0,3 мм, куда закладывались индикаторы — маленькие стальные шарики (диаметром 0,38 мм). При прохождении инструмента через зону канавок более твердые шарики перемещались вместе с деформируемым металлом, и в зависимости от координат канавки по-разному располагались в объеме сварного шва. В последующем, производя рентгеновскую фотосъемку, получали картины распределения шариков по металлу шва.

Для исследования линий течения металла с помощью стальных шариков в качестве образцов были выбраны пластины из алюминиевых сплавов 6061 и 7075. Эти сплавы имеют различные свойства, поэтому диаметры применяемых рабочих стержней инструмента при сварке каждого из этих сплавов были отличны друг от друга. Исследования проводили, используя резьбовой рабочий стержень (см. рис. 10). Скорость перемещения сварочного стержня составляла 300 мм/мин. Для получения информации о течении металла в различных точках поперечного сечения сварного соединения в сечении было выделено 14 различных линий расположения шаров.

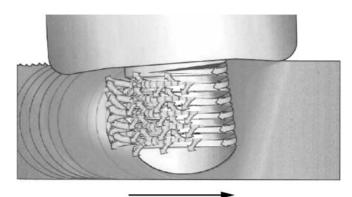
Из анализа перемещений можно заключить, что при взаимодействии со сварочным стержнем материал из верхних уровней толщины листа начинает подниматься и перемещаться вокруг стержня в направлении его вращения. Материал из средних слоев листа, который перемещается вместе с границей стержня, подвержен меньшему деформированию за счет поперечных сил, передающихся от вращающегося стержня. На фронтальной стороне поверхность стержня может захватывать часть материала и перемещать на тыльную сторону, или материал может подниматься и выдавливаться от центра сварного соединения. Материал, находящийся на тыльной стороне

стержня, поднимается в верхние слои, окружая выдавленный материал, и практически не перемещается по ширине сварного соединения.

На основе рассмотренной схемы перемещения материала в зоне сварного соединения сделан вывод о том, что после начала деформирования большая часть металла независимо от его свойств начинает перемещаться в верхние слои сварного соединения, а горизонтальное перемещение происходит по направлению вращения рабочего стержня. В результате формирование сварного соединения носит несимметричный характер. Слои более прочного металла подвергаются меньшему перемещению в зоне контакта. В связи с этим для материалов, имеющих высокие прочностные характеристики, необходимо точно подбирать режимы сварки. В противном случае может не произойти переноса материала из одной свариваемой плиты в другую и, соответственно, не произойдет образования прочного сварного соединения.

По мнению авторов статьи, представленное описание лишь поверхностно характеризует картину перемешивающего течения. Главный недостаток методики состоит в том, что размер шариков во много раз превосходит толщину слоя, называемого "третьим телом". Однако только этот слой твердого изнашиваемого металла в трибоконтакте приобретает свойства квазижидкости, а толщина слоя может оказывать решающее влияние на механизм перемешивания соединяемых материалов и микроструктуру формируемого шва.

Вторая методика основана на резком прекращении вращения сварочного инструмента в каком-либо месте соединения, после чего осуществляется отрыв и быстрое извлечение рабочего стержня из зоны обработки или быстрое охлаждение зоны обработки. Отрыв и быстрое извлечение рабочего стержня, как способ исследования, мо-



Направление перемещения инструмента

Рис. 10. Одна из схем перемешивающего течения металла в зоне обработки

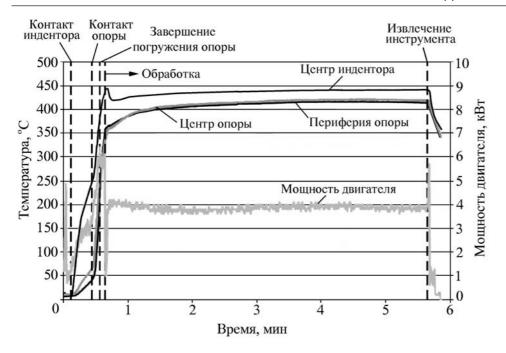


Рис. 11. Затраты энергии и тепловые условия у границы инструмент—деталь на различных этапах процесса при заданной комбинации входных параметров [6]

жет вызывать существенные неточности, если поверхность рабочего стержня не имеет гладкой и слегка конической формы.

Исследования, выполненные по данной методике [7], показали, что поток металла, разделяясь у передней кромки, лишь частично поднимается вверх к опоре инструмента: большая же часть металла перетекает под рабочим стержнем инструмента и именно в этом месте инструмент максимально разогрет (рис. 11). При сочетании основных параметров, приводящих при СТП сплава 7075 к нагреву опоры до температуры 470 °С (см. рис. 9), под рабочим стержнем температура обрабатываемого металла достигает или даже превышает 488 °C, температуру начала плавления $(T_m = 761 \text{ K})$. Поэтому выбор основных параметров рекомендуется осуществлять так, чтобы макси-

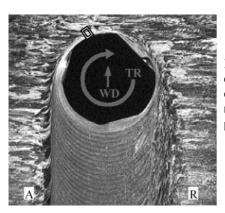


Рис. 12. Макроструктура в сечении обработанной зоны, прилегающей к инструменту [8]

мальная рабочая температура опоры для любого алюминиевого сплава находилась в интервале (0,6...0,8) T_m .

В большинстве опубликованных работ обычно исследовали только те сечения детали, где уже сформирован шов, а затем полученные результаты использовали для создания модели процесса, который смог бы привести к таким структурным изменениям. В более поздних работах, например [8], показано, как важно исследовать микроструктурную эволюцию у передней кромки инструмента СТП. При этом разрезается и изучается обработанный шов в месте остановки инструмента путем прерывания

процесса обработки и закалки шва холодной водой для того, чтобы "заморозить" динамические процессы в непосредственном окружении инструмента и получить возможность исследовать истинную эволюцию зерен и развитие субструктур, окружающих инструмент СТП (рис. 12).

Сечение обработанной зоны поперек внедренного инструмента выявляет различные типы деформации, вызываемые процессом обработки. Поскольку во время перемещения инструмент вращается, каждая из двух сторон шва демонстрирует различное строение. На продвигающей стороне (буква А на рис. 12) возникает отчетливая граница между деформированными зернами исходного материала и сформированным швом; на отступающей стороне (буква R на рис. 12) эта граница размыта зернами, которые сдвинуты в круговом направлении по следу инструмента.

Перемещение материала у фронтальной поверхности инструмента вызывает основную деформацию окружающих зерен в направлении вращения инструмента. Зерна на каждой стороне сформированного шва претерпевают такую же сдвиговую деформацию.

Распределение кристаллографических ориентаций зерен впереди инструмента показывает, как новая зеренная структура и текстура формируются внутри зоны деформации, окружающей инструмент. На некотором удалении от инструмента зерна предпочтительно ориентированы и имеют распределе-

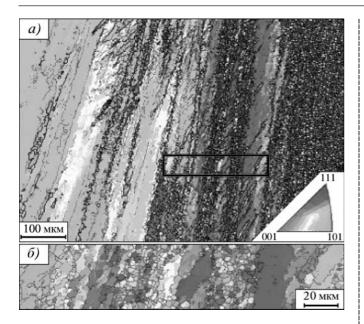


Рис. 13. Формирование зерен субмикронного уровня у передней кромки рабочего стержня продвигающегося инструмента: a — зона, выделенная черным цветом у передней кромки инструмента на рис. 12; δ — участок этой зоны при большом увеличении, размеры зерен и выявленные кристаллографические ориентации зерен [8]

ния (кристаллографическую ориентацию и текстуру), типичные для интенсивной сдвиговой деформации (рис. 13). Исходная текстура становится сильно измельченной по мере того, как материал перемещается в круговом движении к отступающей стороне; здесь наблюдается только изгиб первоначальной сдвиговой структуры.

Формирование характерных зон у передней кромки инструмента легко прослеживается при перемешивающей обработке литейных силуминов. Как хорошо видно на рис. 14—16, интенсивные деформации и высокие температуры в окрестности, примыкающей к инструменту, создают условия для разрушения исходной структуры обрабатываемого материала уже на левой (продвигающей) стороне передней кромки рабочего стержня, т.е. на начальной стадии перемешивающей обработки.

Размеры слоя, называемого "третьим телом", не постоянны по периметру инструмента, они несколько изменяются при переходе от продвигающей стороны к отстающей, что позволяет говорить об изменении вязкости примыкающей к инструменту среды и, по-видимому, связано с неравномерным по периметру распределением температур вокруг рабочего стержня в процессе СТП. Эта неоднородность температурного поля отчасти под-

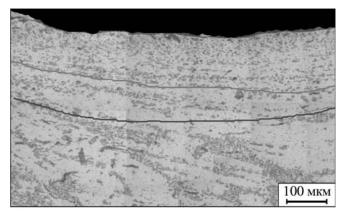


Рис. 14. "Третье тело" (верх), переходная область (зона пластических поворотов) и зона интенсивной сдвиговой деформации, формируемые у передней кромки инструмента при обработке литейного сплава АК9ч (АЛ4)

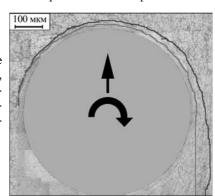
тверждается и значительным расширением зоны пластических поворотов в том же направлении.

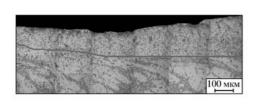
Приведенные наблюдения находят подтверждение в опубликованных ранее работах по описанию процессов, происходящих при сухом трении.

Особенности структуры поверхностных слоев металлов при трении с высокими нагрузками были подробно изучены и описаны группой новосибирских металловедов во главе с академиком В.Е. Паниным [9]. Рассматриваемая ими модель предполагает, что в поверхностном слое при трении протекают процессы такого же характера, что и при ударном воздействии. При ударном воздействии на кристаллическую среду в ней наряду с хорошо известными типами волн и вязким течением инициируется сильнодиссипативная волна пластических поворотов, затухающая в тонком поверхностном слое. Это должно обусловить образование вблизи поверхности удара слоя с сильными кристаллографическими разориентировками, а следовательно, и с высокой плотностью дислокаций.

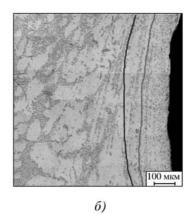
Глубина слоя ламинарного течения и глубина проникновения волн пластических поворотов определяются совершенно разными материальными

Рис. 15. Увеличение области материала, вовлекаемого в процесс пластических поворотов при формировании сварного шва





a)



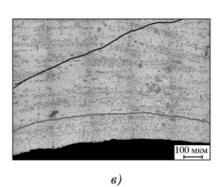


Рис. 16. Изменение геометрии слоев, образующихся на границе инструмент—деталь в процессе СТП: a — продвигающая сторона; δ — передняя кромка инструмента; δ — отступающая сторона

константами и могут иметь различный порядок величины, более того, при уменьшении вязкости среды толщина слоя течения уменьшается, а толщина слоя пластических поворотов растет.

Характер и свойства дефектной структуры, возникающей в результате описанных движений, принципиально различны. Пластическое течение вообще не связано с образованием значительного количества дефектов. Волна пластических поворотов обусловливает резкое возрастание концентрации дислокаций, однако не приводит к зарождению макроскопических внутренних напряжений, поскольку все дислокации при этом находятся в конфигурациях, соответствующих границам разориентации. Волна пластических деформаций вызывает рост плотности дислокаций в конфигурациях, связанных с возникновением больших дальнодействующих напряжений.

Таким образом, в результате удара по поверхности вглубь среды распространяется сразу несколько различных типов волн, что должно способствовать появлению не одного, а нескольких поверхностных слоев чисто механического происхождения.

Описанные выше наблюдения показывают, что процесс измельчения зерен, происходящий при СТП, — это непрерывный процесс. Он объединяет сдвиговые деформации с восстановлением деформированных объектов при высокой температуре, достигаемой во время процесса обработки (отсюда важность подбора таких режимов обработки, при которых бы удавалось проводить процесс при наименьших температурах), и приводит к образованию субзерен с увеличивающейся разориентацией по мере того, как деформации и температуры возрастают. Чувствительность различных первоначальных ориентаций зерен к деформациям сдвига

приводит к наблюдаемой гетерогенности в этом непрерывном процессе измельчения зерен. Следовательно, в то время как процесс динамической рекристаллизации может давать вклад в наблюдаемый процесс структурной эволюции, главными механизмами измельчения зерен в этом шве являются конкурирующие процессы деформации и динамического восстановления.

Для обеспечения оптимальных временных и экономических затрат при создании требуемых структур режимы работы установки должны быть такими, чтобы не ухудшать полученные результаты из-за сильного роста температур в зоне обработки.

Микроструктура и прочность обработанных деформируемых и литейных алюминиевых сплавов. Литературные данные и проведенные исследования показывают, что макро- и микроструктуры сварных соединений, выполненных фрикционной сваркой, характеризуются особенностями, не свойственными швам, которые получены способом сварки плавлением. Кроме зон, характерных для существующих видов сварки (зона термического влияния (ЗТВ), граница "основной металл—шов", шов), при фрикционной сварке имеется зона основного металла, прилегающая к шву, подвергающаяся горячей деформации — зона термомеханического влияния (ЗТМВ).

Особенности структуры шва, как известно, зависят от реализованного термического цикла (см. рис. 9), но могут быть изменены предшествующей и последующей термообработкой заготовок. Для фрикционной сварки алюминиевых сплавов максимальная температура нагрева в центре шва достигает 500...550 °C, но существует доли секунды. С удалением от центра шва максимальная температура нагрева снижается. В рабочем режиме могут



Рис. 17. Поперечное сечение сварного соединения из сплава 6013 (диаметр кромок опорного бурта 22 мм, диаметр стержня 3,6 мм, частота вращения 1000 об/мин, скорость сварки 300 мм/мин):

а, b — сварное ядро; с — 3TMB; d — переходная зона между 3TMB и 3TB; e, f — 3TB; g — металл с исходной структурой [6]

осуществляться как подогрев, так и быстрое охлаждение зоны сварки. Уровень закалочных температур алюминиевых сплавов близок к указанной максимальной температуре и поэтому может оказывать различное влияние на структуру и свойства различных зон обработанного металла.

Ширина зон сварного шва, ЗТМВ, ЗТВ на фоне основного металла зависит от многих факторов, в том числе от конфигурации инструмента, режимов сварки, толщины материала, его теплопроводности и т.д. Рассмотрим макроструктуру получаемых сварных соединений на примере алюминиевого сплава 6013, полученного СТП. Поперечное сечение этого соединения (рис. 17) имеет достаточно ярко выраженные границы практически между всеми описанными выше зонами.

При сварке сплавов, упрочняемых термообработкой, в околошовных зонах происходят заметные микроструктурные изменения. На различных расстояниях от шва в зависимости от температуры нагрева и времени пребывания металла в нагретом состоянии наблюдается распад твердого раствора, сопровождающийся выпадением и коагуляцией упрочняющих фаз, а также растворением ранее выделившихся дисперсных фаз-упрочнителей. В результате этих процессов изменяются свойства металла прочность, пластичность, коррозионная стойкость и т.п. Однако самым опасным явлением, наблюдаемым при сварке сплавов, упрочняемых термообработкой, следует считать оплавление границ зерен в участках основного металла, примыкающих к шву. В результате оплавления границ зерен прочность соединений, как правило, резко снижается, а в сварных соединениях часто появляются трещины.

Изучение микроструктурных изменений, протекающих в околошовных зонах при сварке промышленных сплавов сложного легирования, сопряжено со значительными трудностями в связи с наличием в сплавах большого количества фаз сложного состава. Тем не менее, каждая из зон сварного соединения должна приобрести свою определенную структуру, и если рассмотреть участок каждой зоны в отдельности, то можно получить представление о микроструктуре и свойствах получаемого соединения (рис. 18). На рис. 18, а и б видно, что в сварном

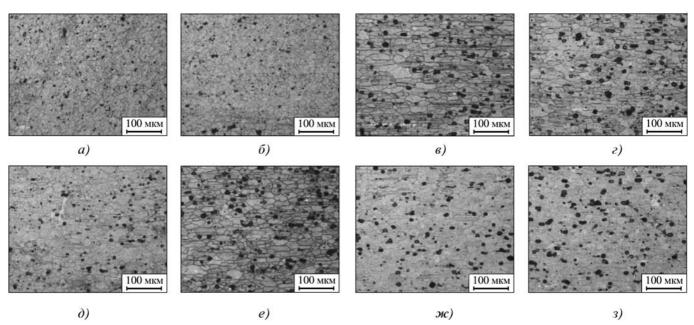


Рис. 18. Структура некоторых участков сварного соединения на определенном расстоянии от середины сварного шва: a-0 мм (сварное ядро); b-6 мм (ЗТМВ); b-6

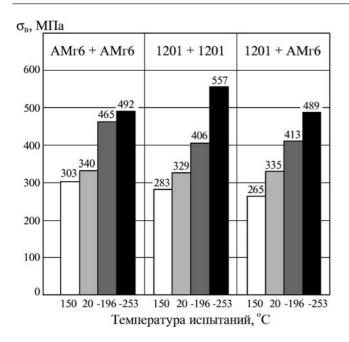


Рис. 19. Механические свойства соединений, полученных фрикционной сваркой (приведены минимальные значения, испытывали 5 образцов толщиной 4,0 мм)

ядре зерно достаточно мелкое и имеет практически глобулярную форму. Границы зерен имеют достаточно четкую границу по сравнению с основным материалом, поэтому вполне возможно, что на границе зерен находится какая-то из составляющих фаз сплава. Механические свойства металла в этой зоне должны быть достаточно высокими.

Граница между сварным ядром и следующей за ней ЗТМВ (см. рис. 18, в) для данного сплава очень расплывчата. Здесь, как и в ЗТМВ, наблюдается более крупнозернистая структура по сравнению со сварным ядром. При этом большинство зерен слегка вытянуто в горизонтальном направлении, что свидетельствует о проходивших в этой области пластических деформациях.

На границе между ЗТМВ и следующей за ней ЗТВ (см. рис. 18, г) наблюдается переход от относительно мелкозернистой структуры к структуре с достаточно крупными зернами, вытянутыми в горизонтальном направлении. Границы зерен ярко выражены, что, вероятно, свидетельствует о концентрации на них каких-то фаз, свойственных данному сплаву. Скорее всего, эти фазы более легкоплавки и под действием возросших при сварке температур они начали плавиться. Одновременно существует вероятность того, что эти фазы сформировались или начали расти вследствие увеличения скорости диффузии каких-либо химических элементов из зерна. Данная зона, возможно, будет

иметь пониженные свойства по сравнению с основным материалом из-за "плохой" предпочтительной ориентации зерен и возникновения различных фаз по границам зерен. Для алюминиевых сплавов, которые имеют высокую теплопроводность, это наиболее опасно, так как ЗТВ у них может быть достаточно широкой.

На механические свойства сварных соединений из алюминиевых сплавов могут также влиять остаточные напряжения. Их величина напрямую связана с параметрами сварки [10]. Установлено, что максимальные значения сжимающих напряжений формируются по краям стержня, а максимальные значения растягивающих напряжений — на некотором расстоянии от кромок опорного бурта.

В работах [3, 4] сообщается о высоких показателях механических свойств соединений алюминиевых сплавов 1201 и АМг6 при криогенной и повышенной температурах (рис. 19), что обеспечило возможность использования соединений СТП в конструкции топливных емкостей и баков изделий отечественной авиакосмической промышленности.

Прочность сварных соединений, выполненных СТП, значительно превышает прочность соединений, выполненных сваркой плавлением. При температуре $20~^{\circ}$ С она составляет:

```
для СТП: AMr6 + AMr6 \qquad \sigma_{_B} = 324...353 \ M\Pia; 1201 + 1201 \qquad \sigma_{_B} = 302...336 \ M\Pia; 1201 + AMr6 \qquad \sigma_{_B} = 323...351 \ M\Pia; для \ AApДЭC: AMr6 + AMr6 \qquad \sigma_{_B} = 260...280 \ M\Pia; 1201 + 1201 \qquad \sigma_{_B} = 240...260 \ M\Pia; 1201 + AMr6 \qquad \sigma_{_B} = 220...240 \ M\Pia.
```

Для исследования эксплуатационных свойств соединений, выполненных СТП, были выбраны листы сплава АМг6МПП (М — отжиг, ПП — повышенной прочности) толщиной 4 мм и листы сплава 1201УТ1 (У — утолщенная двухсторонняя плакировка, Т — закалка + естественное старение, 1 — на максимальную прочность) толщиной 5 мм. Из указанных листов подготовлены под сварку плоские заготовки размерами 90×250 мм (больший размер поперек направления волокна).

Перед сваркой плакирующий слой на заготовках из сплава 1201УТ1 удален механической обработкой с обеих сторон на ширине 20 мм от свариваемого стыка.

Пластины из сплава АМг6МПП поставлялись в отожженном состоянии.

Марка сплава	Полуфабрикат	Состояние	Механические свойства		
			σ₅, МПа	σ _{0,2} , ΜΠα	δ, %
АМг6	Лист толщиной 4 мм	МПП	353356	190193	23,7250
1201	п ос	УТ1	420423	317321	12,512,8
1201	Лист толщиной 5 мм	T1	450452	342350	9,010,5

2. Механические свойства основного металла сплавов АМг6 и 1201

Пластины из сплава 1201УТ1 перед сваркой подвергали закалке и искусственному старению при температуре 180 °С в течение 19 ч.

Исходные механические свойства материала заготовок приведены в табл. 2.

Проведенные исследования показали, что для сварных соединений, выполненных из закаленных и искусственно состаренных листов сплава 1201УТ1, максимальную твердость (97...98 HRB) имеет основной металл, не подвергавшийся воздействию сварки. В зоне термического влияния начинается резкое снижение твердости, вплоть до центра шва (73 HRB).

Механические свойства сварных соединений образцов, выполненных СТП, определяли по ГОСТ 6996, ГОСТ 11150, ГОСТ 9651. Испытания

образцов проводились на универсальной испытательной машине ЦД-10, максимальная нагрузка $100~\mathrm{kH}.$

Технологические схемы обработки, включая СТП, и результаты испытаний, приведенные в табл. 3, подчеркивают важность правильного выбора не только режимов СТП, но и предшествующей и последующей термических обработок. Схемы № 2, 3 и 5 (закалка + сварка, сварка + закалка, закалка + старение + сварка) дают заметно худшие результаты, чем схемы № 4 и 6 (закалка + сварка + старение и закалка + старение + сварка + достаривание).

Разрушение образцов при испытании на растяжение происходит по зоне сплавления с переходом на зону термомеханического влияния или

3. Результаты механических испытаний

Номер технологической схемы обработки	Режим обработки	$\sigma_{\scriptscriptstyle B}$ M	σ _{0,2} Па	δ, %
	Отжиг (основной материал)	173; 173; 173 173	103; 103; 103 103	21,0; 18,0; 21,0 20,0
_	Закалка (основной материал)	325; 330; 327 327,3	172; 172; 167 170,3	21,0; 22,8; 22,8 22,2
	Закалка + старение (основной материал)	388; 422; 422 410,7	288; 333; 310 310,3	12,5; 12,5; 14,0 13,0
1	Отжиг + сварка	168; 163; 169 167		
2	Закалка + сварка	305; 305; 301 303,7		
3	Сварка + закалка	305; 310; 306 307		
4	Закалка + сварка + + старение	335; 325; 345 335	-	_
5	Закалка + старение + + сварка	300; 304; 303 302,3		
6	Закалка + старение + + сварка + +достаривание	358; 362; 360 360		

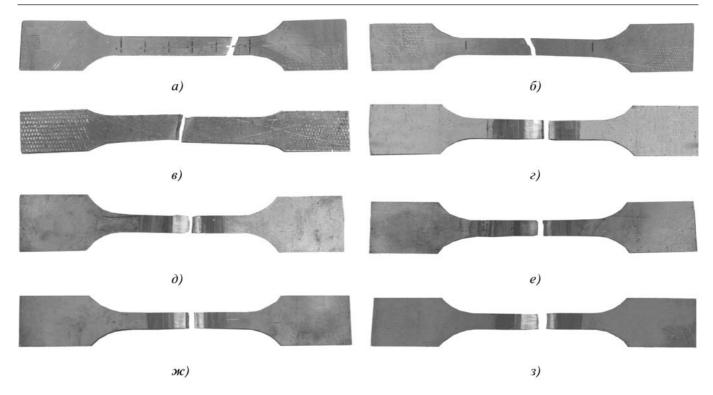


Рис. 20. Общий вид разрушенного образца после различных обработок:

a — отжиг; δ — закалка; ϵ — старение; ϵ — отжиг + сварка; δ — закалка + сварка; ϵ — сварка + закалка; ϵ — закалка + сварка + старение; ϵ — закалка + старение + сварка

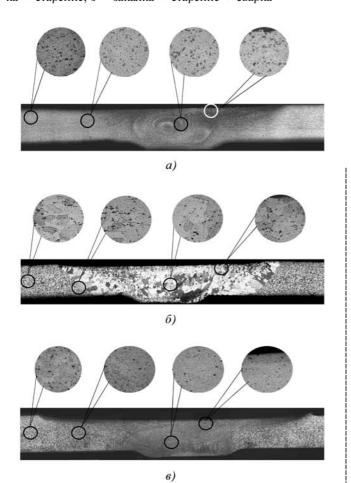


Рис. 21. Микроструктура сварного соединения после различных обработок ($\times 50$):

a — исходное состояние + сварка; δ — исходное состояние + сварка + закалка; ϵ — исходное состояние + закалка + сварка + старение

←

по зоне термомеханического влияния на расстоянии 2...4 мм от зоны сплавления.

Разрушение пластичное. Проходит под углом 45° к направлению приложения нагрузки. Изломы светло-серые, вязкие. Общий вид образцов после разрушения приведен на рис. 20. Однако закалка образцов после СТП приводит к рекристаллизации и существенной структурной неоднородности металла (рис. 21, a, δ) и, как следствие, к заметному снижению свойств соединения.

Для обеспечения оптимальных временных и экономических затрат при создании качественных соединений режимы СТП и технологические схемы соединения деталей должны быть такими, чтобы не ухудшать полученные результаты из-за сильного влияния режима термообработки на строение металла в зоне СТП.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 7. Семёнов Б.И., Семёнов А.Б., Солодилов С.А. Локальное механическое перемешивание металлов в твердом состоянии внедренным индентором // Заготовительные производства в машиностроении. 2006. № 8. С. 11—19. № 9. С. 11—18.
- 8. **Fonda R.W., Bingert J.F. and Colligan K.J.** Microstructural Development in Friction Stir Welding. 2005 NRL Review, chemical/biochemical research. P. 121–122.
- 9. **Физическая** мезомеханика и компьютерное конструирование материалов: в 2 т. / В.Е. Панин, В.Е. Егорушкин, П.В. Макаров и др. Новосибирск: Наука, Си-

бирская издательская фирма РАН, 1995. Т. 1: Анализ механизмов формирования поверхностных слоев трения. С. 269—272.

10. Jörg Wegeners. Diploma "Mikrostruktur, Textur und Eigenspannungen von stranggepressten und reibrührgeschweißten aushärtbaren Aluminiumlegierungen". Berlin, 2001.

Артем Павлович Корневич, инженер; Борис Иванович Семёнов, д-р техн. наук; Яна Владимировна Чуфринова, инженер-технолог; Геннадий Васильевич Шилло, начальник группы





ИЗДАТЕЛЬСТВО 'МАШИНОСТРОЕНИЕ"

ПРЕДСТАВЛЯЕТ

С.Н. Григорьев

МЕТОДЫ ПОВЫШЕНИЯ СТОЙКОСТИ РЕЖУЩЕГО ИНСТРУМЕНТА:

учебник для студентов втузов

M.: Машиностроение, 2009. - 368 с. Цена **594** р. с ндс

Представлены сведения о современных инструментальных материалах, мировых тенденциях их совершенствования. Проведены систематизация и классификация методов нанесения покрытий и модификации поверхностного слоя инструмента из различных материалов. Раскрыты физические основы и технологические особенности методов. Приведены примеры их практической реализации, а также данные о влиянии различных методов на работоспособность инструментов широкой номенклатуры. Материал представлен с учетом новейших достижений науки и техники в области модификации поверхности и нанесения различных покрытий, в том числе наноструктурных.

Предназначен для студентов высших технических учебных заведений, обучающихся по широкому спектру машиностроительных специальностей в рамках направления "Технология, оборудование и автоматизация машиностроительных производств". Может быть полезен аспирантам и инженерно-техническим работникам, занимающимся проблемами повышения работоспособности металлообрабатывающего инструмента и других изделий машиностроения.

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

БЛАНК ЗАКАЗА НА КНИГУ:	Григорьев С.Н.	Методы повышения сто	ойкости режущего инструм	ента
Название организации		5		
Юридический адрес (включая почт	говый индекс)			- 3
Адрес доставки (включая почтовы	й индекс)			
инн/кпп		A145 67 HI		
телефон (код города)		факс (код города)		
e-mail	количест	во экземпляров		
Вы хотите получить счет	по факсу	346.	по почте	
ФИО контактного лица	1 2 2		3 E	- 3
ФИО контактного лица				_



17

КУЗНЕЧНО-ШТАМПОВОЧНОЕ ПРОИЗВОДСТВО



УЛК 621.226

Е.С. Корчак (Донбасская государственная машиностроительная академия, г. Краматорск, Украина)

Совершенствование наполнительно-сливных систем гидравлических прессов

Рассмотрены проблемы, возникающие при эксплуатации наполнительно-сливных систем гидравлических прессов. Проанализированы недостатки конструкций существующих наполнительно-сливных клапанов, выявленные во время экспериментальных исследований. Предложены конструкции новых наполнительно-сливных клапанов, обеспечивающих быструю и безударную разгрузку рабочих цилиндров от давления. Приведены рекомендации по улучшению эксплуатационных свойств наполнительно-сливных систем и их элементов, повышению надежности и долговечности их работы.

Problems occurring while filling-and-drain systems of hydraulic presses maintenance are considered. Disadvantages of operated filling-and-drain valves constructions identified while experimental investigations are analyzed. Constructions of new filling-and-drain valves providing fast acting and without hydraulic shock unloading of working cylinders off pressure are proposed. Recommendations concerning the improvement of operating properties of filling-and-drain systems and its elements, increasing of its reliability and workability are given.

Ключевые слова: гидравлический пресс; наполнительно-сливной клапан; давление; гидравлическая система; трубопровод; гидроудар; разгрузка рабочих цилиндров.

Keywords: hydraulic press; filling-and-drain valv; pressure; hydraulic system; hydraulic line; hydraulic shock; unloading of working cylinders.

Гидравлические прессы с насосно-аккумуляторным приводом оборудуются наполнительно-сливными системами, которые включают в себя следующие основные элементы (рис. 1): наполнительно-сливной бак (НСБ) I с давлением рабочей жидкости 0,3...0,5 МПа, трубопровод большого проходного сечения 2 (\varnothing 200 мм и более) и наполнительно-сливные клапаны (НСК) 3 [1].

НСК 3 предназначены для соединения полостей рабочих цилиндров 7 прессов с баком 1 во время холостого хода, а также для их разобщения с баком 1 во время рабочего хода и слива рабочей жидкости в бак 1 при возвратном ходе подвижной поперечины.

НСК (рис. 2) монтируются в подводящей магистрали рабочих цилиндров и содержат направляющий стакан 1 с окнами 2 для прохода жидкости, седло 3 с уплотнительной фаской 4 и центральным проходным каналом 5, затвор 6, установленный в седле 3, пружину 7.

Для открытия НСК $\it 3$ (см. рис. 1) применяют смонтированные в корпусе клапана сервоцилиндры $\it 10$,

включаемые в действие одновременно с возвратными цилиндрами 8 пресса. Поскольку НСК 3 имеют боль-

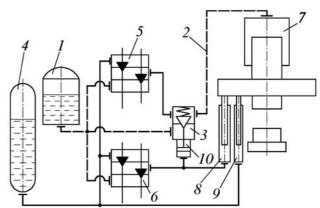


Рис. 1. Гидравлическая схема ковочног о пресса с насосно-аккумуляторным приводом:

1- НСБ; 2- основной наполнительно-сливной трубопровод; 3- НСК; 4- аккумулятор; 5- распределитель рабочих цилиндров; 6- распределитель возвратных цилиндров; 7- рабочий цилиндр; 8- возвратный цилиндр; 9- уравновешивающий цилиндр; 10- сервоцилиндр управления НСК; — , —— основные напорные и сливные гидравлические магистрали соответственно

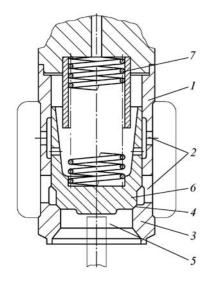


Рис. 2. Типовая конструкция HCK:

1 — стакан; 2 — пропускные окна; 3 — седло; 4 — уплотнительная фаска; 5 — центральный проходной канал; 6 — затвор; 7 — пружина

шие габаритные размеры, открывать их сразу после рабочего хода пресса (т.е. при высоком давлении в рабочих цилиндрах 7) опасно в связи с возникновением интенсивного

гидроудара в наполнительно-сливной системе, содержащей тонкостенные НСБ \it{I} и трубопровод большого диаметра $\it{2}$. Кроме того, для подъема крупногабаритных НСК $\it{3}$ при высоком давлении требуется большая сила. В связи с этим перед открытием НСК $\it{3}$ полость рабочих цилиндров $\it{7}$ предварительно разгружают от высокого давления с помощью дроссельного сливного клапана, встраиваемого в распределитель рабочих цилиндров $\it{5}$.

Недостатком существующих конструкций НСК, выявленным при эксплуатации в промышленных условиях [2], является увеличенное время слива рабочей жидкости в бак из-за длительной задержки открытия НСК при переключении пресса с рабочего на возвратный ход. Эта задержка вызвана повышенным временем разгрузки полостей рабочих цилиндров от давления с помощью встроенного в главный распределитель дроссельного сливного клапана. Например, для ковочного гидравлического пресса силой 63 МН при работе на второй ступени сил (40 МН) задержка при разгрузке рабочих цилиндров от давления 20,5 до 2,5 МПа составила 0,65 с, что по длительности равно основному ходу деформирования и составляет примерно 25 % времени всего рабочего цикла пресса. За указанный промежуток времени сливным клапаном $D_{v} = 60 \text{ мм}$ осуществлялось дросселирование потока жидкости объемом 0,032 м³.

При рабочих ходах с большим конечным давлением в рабочих цилиндрах время разгрузки, как показали исследования, увеличивается. В период разгрузки поперечина пресса практически неподвижна, и только после снижения давления в рабочих цилиндрах до 2,5 МПа и открытия НСК она начинает свое движение вверх. Такая длительная

пауза, кроме снижения производительности, существенно увеличивает время контакта бойков пресса с горячим металлом, что ускоряет их износ. Это также ведет к интенсивному подхолаживанию заготовки, которое влечет за собой необходимость ее дополнительного нагрева, что экономически невыгодно.

Для сокращения времени слива рабочей жидкости в бак механизм процесса разгрузки следует изменить следующим образом [3]: разгрузку рабочих цилиндров от давления осуществлять не посредством дроссельного сливного клапана, установленного в распределителе рабочих цилиндров 5 (см. рис. 1), а непосредственно в наполнительно-сливной трубопровод 2 открытием НСК 3 сразу же после рабочего хода пресса, т.е. при высоком давлении в рабочих цилиндрах 7. При этом характер изменения давления в рабочих цилиндрах 7 и наполнительно-сливном трубопроводе 2 полностью определяется конструктивной характеристикой НСК 3, временем его открытия и коэффициентом качества гидросистемы [4, 5].

Достижение необходимой конструктивной характеристики, т.е. закона изменения проходного сечения НСК по мере его открытия, обеспечивается специальным профилированием проточной части НСК, например выполнением ее в виде конфузора [6] – сужающегося канала, в котором поток жидкости, прошедший через дестабилизирующие устройства, такие как пропускные окна в стакане клапана, приобретает упорядоченный и устойчивый характер. Этот клапан имеет конструктивную характеристику с показателем, равным 1,0, является динамически устойчивым и обладает способностью максимального поглощения энергии потока жидкости. Существующие НСК имеют показатель конструктивной характеристики, равный 0,5, что соответствует релейной конструктивной характеристике [5]. Это является недопустимым для осуществления разгрузки, так как такой клапан не имеет необходимых дросселирующих свойств и его использование является небезопасным в связи с возникновением интенсивного гидроудара в наполнительно-сливной системе.

Повышение коэффициента качества гидросистемы (отношением сопротивления клапана к общему сопротивлению магистрали, в которой он установлен) осуществляется ограничением в сливной магистрали количества местных гидравлических сопротивлений, приближения НСБ к прессу, увеличения диаметра труб в магистралях и гидравлического сопротивления полностью открытого НСК.

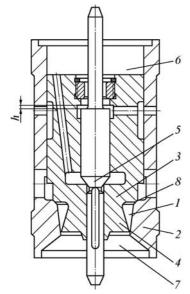


Рис. 3. Новая конструкция НСК:

1 — центральный проходной канал; 2 — седло; 3 — затвор; 4 — коническая юбка; 5 — разгрузочный клапан; 6 — надклапанная полость; 7 — подклапанная полость; 8 — запорная фаска

Исследования показали [2], что чем больше в суммарном коэффициенте сопротивления магистрали "рабочие цилиндры — НСБ" доля, приходящаяся на НСК, тем лучше его дросселирующие свойства и ниже уровень гидроударов в наполнительно-сливной системе. Для предложенного способа разгрузки рекомендуется достигать значение коэффициента качества гидросистемы не ниже 0,8.

Оптимальное время открытия НСК определяется в зависимости от приведенного модуля упругости рабочей жидкости и металла рабочих цилиндров, а также зависит от их объема и рабочего давления пресса.

Достижение всех вышеперечисленных параметров возможно при использовании НСК, приведенного на рис. 3 [7].

В НСК предлагаемой конструкции (см. рис. 3) центральный проходной канал 1 седла 2 выполнен коническим с вершиной конуса, обращенной по направлению потока рабочей жидкости. Затвор 3 снабжен конической юбкой 4, находящейся внутри центрального проходного канала 1 и выполненной таким образом, что ее высота меньше величины хода клапана, а вершина конуса обращена против движения потока рабочей жидкости. Разгрузочный клаnah 5, встроенный в затвор 3, не осуществляет разгрузку рабочих цилиндров. Перемещаясь вверх на ход h = 2...5 мм, он отсекает надклапанную полость 6 от магистрали рабочих цилиндров, что значительно облегчает подъем НСК в процессе его открытия. Вся разгрузка рабочих цилиндров от давления осуществляется дросселирующим элементом HCК − юбкой 4.

В НСК новой конструкции критическое сечение клапана расположено ниже запорной фаски 8, благодаря чему повышается ее кавитационная стойкость — кавитационные пузырьки, зарождающиеся в зоне наибольшего сжатия потока, выносятся в подклапанную полость 7, где схлопываются, не причиняя существенного вреда клапану. При этом НСК обладает линейной конструктивной характеристикой, а его установка в наполнительно-сливной системе позволяет достичь значение коэффициента качества гидросистемы 0,8 и выше. Для разгрузки рабочих цилиндров ковочных гидравлических прессов силой 60 и 100 МН время открытия НСК составляет 0,2 и 0,3 с соответственно.

НСК, изображенный на рис. 3, был испытан на специальной установке в лаборатории кафедры "Машины и технология обработки металлов давлением" Донбасской государственной машиностроительной академии. НСК показал удовлетворительную работу и оказался применимым для осуществления быстрой и безударной разгрузки рабочих цилиндров от давления непосредственно в наполнительно-сливную магистраль.

В качестве варианта выполнения НСК новой конструкции разгрузочный клапан 5 может быть установлен отдельно от затвора 3 (т.е. вынесен за пределы основного НСК и установлен в отдельном корпусе) и снабжен дросселирующим элементом и индивидуальным следящим сервоприводом [8]. Такое выполнение НСК позволяет повысить его ремонтопригодность, так как при износе разгрузочного клапана 5 для его замены не нужно будет осуществлять демонтаж всего НСК, имеющего значительные габаритные размеры.

Как показали экспериментальные исследования ковочных прессов с насосно-аккумуляторным приводом [9], во время инерционных выбегов при торможении подвижной поперечины на возвратном ходе в верхнем положении давление в возвратных цилиндрах резко падает и к моменту остановки поперечины достигает минимального значения, близкого к нулю.

Сервоцилиндры 10 управления НСК связаны с подводящим трубопроводом возвратных цилиндров 8 (как это показано на рис. 1), поэтому резкое падение давления в последних приводит к падению давления и в сервоцилиндрах 10 управления НСК, в результате чего под действием силы пружины НСК 3 подседают. Это приводит к возникновению в наполнительно-сливной системе гидравлического удара. Поэтому для НСК необходим индивидуальный сервопривод, не связанный с магистралью возвратных

цилиндров и не реагирующий на падение давления в них, что позволит избежать гидравлических ударов при реверсе подвижной поперечины в верхнем положении.

При этом индивидуальный сервопривод должен управлять работой НСК таким образом, чтобы клапан принудительно находился в постоянно открытом состоянии, а его принудительное закрытие сервоприводом осуществлялось только во время рабочего хода. При этом жидкость высокого давления должна подаваться в рабочие цилиндры пресса только после того, как сработает датчик закрытия НСК.

Такое постоянное управление работой НСК исключает жидкостное голодание рабочих цилиндров во время хода приближения. Кроме того, НСК других ступеней сил, которые не задействованы, постоянно открыты, чем обеспечивается надежное заполнение цилиндров этих ступеней жидкостью низкого давления из НСБ. Также при работе пресса НСК не хлопают, постоянно открываясь и закрываясь под действием колебаний давления, а находятся принудительно в постоянно открытом состоянии. В результате повышаются надежность, долговечность и качество управления наполнительно-сливной системой пресса, снижается износ НСК.

Для улучшения условий эксплуатации наполнительно-сливных систем, в том числе и во время разгрузки рабочих цилиндров от давления, НСК рекомендуется располагать на самом прессе как можно ближе к его рабочим цилиндрам. Тогда наполнительно-сливной трубопровод, имеющий значительную протяженность (свыше 20 м) и большой диаметр (около 300 мм), может быть выполнен тонкостенным, а не толстостенным, как в случае расположения НСК в приямке пресса. В этом случае этот трубопровод будет связан только с низким давлением в НСБ, а во время разгрузки все давление из рабочих цилиндров будет гаситься НСК с дросселирующим элементом. Также при этом достигается более быстрая разгрузка благодаря значительному уменьшению объема сжатой жидкости.

В случае установки блока НСК в приямке пресса к объему жидкости, сжатой в рабочих цилиндрах, добавляется объем сжатой жидкости в наполнительно-сливном трубопроводе. Поэтому в этом случае разгружать необходимо не только сами цилиндры, но и практически равный по объему цилиндрам толстостенный наполнительно-сливной трубопровод, что приводит к увеличению по времени процесса разгрузки. К тому же увеличение длины сливной магистрали способствует снижению интенсивности гидроударных явлений, происходящих в

наполнительно-сливном трубопроводе в процессе разгрузки.

Результаты проведенных исследований, а также новая конструкция НСК, были приняты во внимание Самарским металлургическим заводом СМЗ-Alcoa при модернизации ковочного гидравлического пресса силой 63 МН.

Выволы

- 1. Новый НСК комплексно осуществляет процесс разгрузки. С одной стороны, интенсивно поглощает энергию сжатой жидкости, а с другой существенно повышает кавитационную стойкость клапана за счет переноса критического сечения ниже запорной фаски. НСК предложенной конструкции является динамически устойчивым.
- 2. Даны рекомендации по улучшению условий эксплуатации наполнительно-сливных систем гидравлических прессов, повышению их надежности, долговечности и качества управления.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. **Машиностроение.** Энциклопедия / Ред. совет: К.В. Фролов и др. М.: Машиностроение, 2005. Т. IV—4: Машины и оборудование кузнечно-штамповочного и литейного производства / Ю.А. Бочаров, И.В. Матвеенко и др.; под общ. ред. Ю.А. Бочарова, И.В. Матвеенко. 926 с.
- 2. Шинкаренко О.М., Корчак Е.С. Экспериментальное исследование работы наполнительных клапанов ковочных гидравлических прессов на возвратном ходе / Совершенствование процессов и оборудования обработки давлением в металлургии и машиностроении: тематич. сб. науч. работ. Краматорск: ДГМА, 2006. С. 455—458.
- 3. Пат. 20181 Украины, МПК В 21 Ј 9/00. Способ разгрузки рабочих цилиндров гидравлических прессов от давления / О.М. Шинкаренко, Е.С. Корчак. Заявл. 10.07.06; Опубл. 15.01.07, Бюл. № 1.
- 4. **Данилов Ю.А., Кирилловский Ю.Л., Колпаков Ю.Г.** Аппаратура объемных гидроприводов: Рабочие процессы и характеристики. М.: Машиностроение, 1990. 272 с.
- 5. **Арзуманов Э.С.** Гидравлические регулирующие органы систем автоматического управления. М.: Машиностроение, 1985. 256 с.
- 6. **Повх И.Л.** Техническая гидромеханика. Л.: Машиностроение, Ленинградское отделение, 1976. 502 с.
- 7. Пат. 21420 Украины, МПК F 16 К 17/00. Разгрузочно-сливной клапан / О.М. Шинкаренко, Е.С. Корчак. Заявл. 26.09.06; опубл. 15.03.06, Бюл. № 3.
- 8. Пат. **28689 Украины**, МПК F 16 K 47/02, F 16 K 1/32. Наполнительно-сливной клапан / Е.С. Корчак. Заявл. 10.05.07; опубл. 25.12.07, Бюл. № 21.
- 9. **Корчак Е.С.** Динамические особенности возвратного хода и процесса разгрузки рабочих цилиндров от давления ковочных гидравлических прессов // Вестник машиностроения. 2008. № 10. С. 67–70.

Елена Сергеевна Корчак, канд. техн. наук

УДК 621.787.4

В.А. Голенков, С.Ю. Радченко, О.В. Дорофеев, Д.О. Дорохов (Орловский государственный технический университет)

Применение комплексного локального нагружения при формировании градиентных механических свойств осесимметричных изделий

Рассмотрен процесс формирования градиентных механических и эксплуатационных свойств осесимметричных изделий комплексным локальным деформированием. В качестве примера проанализирована технология повышения долговечности и износостойкости подшипников скольжения путем создания градиентных структур способом упрочняющей валковой штамповки.

Forming of gradient mechanical and service properties of axially symmetric products is considered by complex local deformation. As example the technology of longevity and wear resistance increase of plain bearings by creation of gradient structures by the method of strengthening roller stamping is analyzed.

Ключевые слова: упрочнение; "валковая штамповка"; градиентные структуры; механические свойства; подшипники скольжения.

Keywords: hardening; "roller stamping"; gradient structures; mechanical properties; plain bearings.

Современное машиностроение предъявляет все более жесткие требования к подшипникам, что связано с ростом рабочих скоростей и нагрузок в органах движения машин. Кроме того, усложняются конструктивные решения, и это делает замену подшипниковых узлов трудоемкой и дорогостоящей операцией. В связи с этим намечается тенденция к замене в конструкциях опор скольжения на опоры качения, так как замена последних легче, долговечность выше, стоимость ниже. Однако существуют конструктивные элементы, в которых подобная замена невозможна из-за требований к габаритам узла.

Таким образом, задача повышения механических и эксплуатационных свойств вкладышей подшипников скольжения становится все более актуальной. Решение данной задачи возможно в двух направлениях: первое — создание новых материалов, в том числе биметаллических; второе — повышение меха-

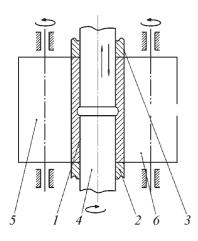


Рис. 1. Схема получения полых осесимметричных изделий с градиентным от внутренней поверхности субмикро- или наноструктурным состоянием материала:

1 — заготовка; 2 — упор; 3 — прижим; 4 — оправка; 5, 6 — ролики

нических свойств существующих подшипниковых материалов. Первое направление представляется дорогостоящим и трудоемким, так как, кроме высоких механических свойств, данные материалы должны обладать хорошими антифрикционными качествами, а добиться оптимальных фазового и химического составов, отвечающих подобным требованиям, сложно. Возможные пути развития второго направления — пластическая или термопластическая обработка, направленная на создание субмикро- и наноструктур в материалах.

В качестве одного из способов, повышающих механические и эксплуатационные свойства вкладышей подшипников, может быть предложен способ упрочняющей валковой штамповки (ВШ) [1, 2] (рис. 1), в котором реализуется комплексное локальное нагружение очага деформации.

Для исследования возможности данной технологии как упрочняющей была создана экспериментальная установка, реализующая способ получения полых осесимметричных изделий с градиентным от наружной поверхности субмикро- или наноструктурным состоянием материала [1].

Данный способ позволяет производить упрочнение от внешней поверхности втулок с градиентом механических свойств по сечению. Таким образом, возможно создание структур, которые, с одной стороны, позволяют достигать максимальных значений механических свойств на поверхности изделий, а с другой — обеспечить их заданное изменение от внешнего диаметра к внутреннему (рис. 2). Следовательно, возможно создание вту-

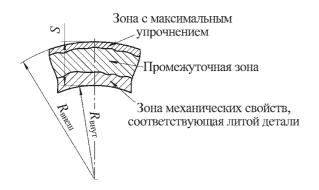


Рис. 2. Изменение механических свойств по сечению

лок подшипников скольжения с оптимальным сочетанием прочности и пластичности и с наличием градиента механических свойств по сечению.

Процесс упрочения протекает за счет пластической деформации от внедрения кольцевого выступа в металл заготовки при его винтовом перемещении в результате возвратно-поступательного перемещения ролика 6 в осевом направлении, при этом ролик(и) 5 создает квазигидростатическое давление. Таким образом, возникают:

- радиальные сжимающие напряжения вследствие сжатия металла между кольцевым выступом и оправкой 4, на которую установлена заготовка 1;
- осевые сжимающие напряжения, так как при внедрении кольцевого выступа в металл заготовки происходит пластическое истечение металла в стороны от выступа в осевом направлении, чему препятствуют недеформируемые участки заготовки и фиксация торца заготовки упором 2, а к прижиму 3 прикладывается сила, не достигающая предела текучести материала;
- тангенциальные сжимающие напряжения за счет препятствия недеформируемых участков заготовки смещению металла в тангенциальном направлении в процессе обкатки роликом с кольцевым выступом 6.

Таким образом, в материале заготовки происходит накопление знакопеременных деформаций, что и приводит к измельчению зерен в приповерхностном слое. Окончательный размер зерна и градиент его изменения зависят от приложенных сил, формы кольцевого выступа и числа циклов обработки (проходов роликов).

Необходимо отметить, что по аналогичной схеме, представленной в работе [1], может быть решена задача максимального упрочнения внутренней поверхности путем замены оправки на деформирующий инструмент — дорн [3].

В качестве практического приложения упрочняющей валковой штамповки (обкатки в роли-

ковой матрице) рассмотрим перспективы применения данной технологии для повышения эксплуатационных характеристик втулок подшипников из цветных металлов (на примере сплава БрО5Ц5С5). Проводя анализ литературы [4, 5], можно заметить, что экспериментальные данные по упрочнению методами обкатки в основном относятся к обработке сталей, и только в работе [6] в качестве заготовок использовали отливки из алюминиевого сплава АК9ч.

Известно, что одними из лучших антифрикционных материалов являются оловянно-свинцовые бронзы. Среди подобных сплавов по ГОСТ 613—79 наиболее востребован промышленностью сплав БрО5Ц5С5, из него изготовляют антифрикционные детали, вкладыши подшипников скольжения. Данный сплав содержит: 4,0...6,0 % Sn; 4,0...6,0 % Zn; 4,0...6,0 Pb; остальное — Cu; примесей не более 0,05 % Al; 0,4 % Fe; 0,05 % Si; 0,1 % P; 0,5 % Sb, суммарно 1,3 %.

Структурно в данном сплаве медь, олово и цинк образуют при затвердевании твердый раствор, при этом свинец практически не растворим в бронзе в твердом состоянии, и при кристаллизации сплава он выделяется как самостоятельная фаза, располагаясь между дендритами и заполняя поры усадочного происхождения. Таким образом, свинец образует мягкую составляющую, играющую роль смазочного материала в трущихся поверхностях деталей. Сплав БрО5Ц5С5 является литейным и его практически не подвергают обработке давлением, однако существуют два близких по химическому составу и свойствам сплава (табл. 1).

Из данных сплавов холодной прокаткой изготовляют ленты и полосы для прокладок во втулках и подшипниках. Слитки из этих сплавов изготовляют обычно толщиной не более 65 мм и прокатывают с промежуточными отжигами и фрезеровками, что существенно удорожает процесс производства. Кроме того, данным методом невозможно получать цельные втулки. Таким образом, упрочнение сплава БрО5Ц5С5 методом валковой штамповки — актуальная задача, так как позволяет получать цельные

1. Химический состав оловянных бронз, обрабатываемых давлением по ГОСТ 5017-2006

Managa	Основные элементы				
Марка	Олово	Цинк	Свинец		
БрОЦС4-4-2,5	3,05,0	3,05,0	1,53,5		
БрОЦС4-4-4	3,05,0	3,05,0	3,54,5		



Рис. 3. Исследуемый образец (втулка). Выступы предназначены для передачи крутящего момента втулке от упора. После обработки удаляются вместе с торцами заготовки (длина срезаемых торцов составляет 1,5—2 ширины деформирующего выступа ролика)

(неразъемные) подшипники скольжения с высокой степенью упрочнения.

В качестве примера рассмотрим процесс производства шкворневых и шатунных втулок для грейдерных машин. Заготовки для данных втулок отливают методами наполнительного литья в виде круглых сплошных цилиндров диаметром 60...65 мм и высотой 400...500 мм или полунепрерывным способом в виде труб с наружным диаметром 55...60 мм и внутренним 30...40 мм. Затем полученные отливки обтачивают по наружному диаметру, разрезают по длине, высверливают и (или) растачивают внутренний диаметр, проводят окончательную обработку для получения требуемого квалитета точности и специальным инструментом (или резцом) нарезают масляные канавки.

В результате втулки имеют литую структуру, твердость ~ 60 HB, $\sigma_{_B} = 150...200$ МПа, при этом в изделии присутствуют дефекты литейной структуры (поры, раковины и т.д.).

В ходе проведения экспериментов по упрочнению методом валковой штамповкой брали литые, обточенные втулки $D_{\text{нар}} = 45 \text{ мм}$ и $D_{\text{внут}} = 30 \text{ мм}$ (рис. 3), затем обрабатывали их по способу, при-

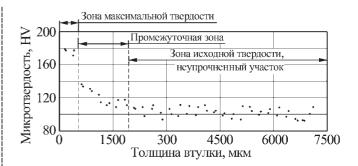


Рис. 4. Распределение значений микротвердости по сечению

веденному в [2]. Эффективность метода оценивали измерением микротвердости по сечению образцов. Сравнительные результаты обработки втулки с числом проходов 18 и не обработанной втулки приведены в табл. 2. При этом необходимо отметить, что некоторое повышение поверхностной твердости исходного образца является следствием механической обработки.

Данные об изменении значений микротвердости по сечению для обработанной втулки приведены на рис. 4. На рис. 5 дано сравнение распределений микротвердости литой обточенной втулки и втулки, обработанной по способу, представленному в работе [3] за 18 проходов.

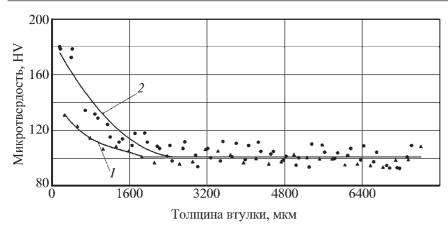
Таким образом, производство шкворневых и шатунных втулок упрочняющей валковой штам-повкой может быть осуществлено по следующей схеме:

- 1) получение литой заготовки;
- 2) резка по длине;
- 3) обтачивание по диаметрам с припуском 0,1...0,2 мм;
- 4) упрочнение методом валковой штамповки с получением градиентной структуры;
- 5) окончательная обработка в чистовые размеры.

Благодаря такой обработке создается градиентный упрочненный от поверхности слой, имеющий повышенную плотность дислокаций.

2	Изменение	микротвердости	пο	сечению	กบุมสมาย
4.	FISMCHCHINC	микротвердости	110	CCACIIIIO	ооразцов

	Среднее значение микро	M	
Образец	поверхностных слоев (зона максимальной твердости)	внутренних (неупрочненных) слоев	Максимальная микротвердость НV поверхностного слоя
Литая обточенная втулка (рис. 4)	132,8116,4	102,8	144,7
Обработанная втулка (18 проходов)	182,4174,6	102,8	216,2



• - обработанная втулка (18 проходов); - литая обточенная втулка

Рис. 5. Сравнение распределения значений микротвердости по сечению для обработанной и литой обточенной втулок. (Кривые 1 и 2 получены аппроксимацией экспериментальных данных полиномами второй степени по методу наименьших квадратов.)

Наличие такой структуры препятствует образованию непоправимых усталостных изменений в металле, приводящих к возникновению микротрещин критического размера. Таким образом, возможно получить втулки подшипников, имеющие высокие плотность и сопротивление усталости, что ведет к существенному увеличению срока их эксплуатации.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Голенков В.А., Радченко С.Ю., Дорохов Д.О. Разработка конструкции экспериментальной установки для получения изделий с градиентными субмикро- и нано-

структурными состояниями вещества на основе валковой штамповки // Известия ОрелГТУ. Серия: "Фундаментальные и прикладные проблемы техники и технологии" — 2008-2/270(545). С. 53-55.

- 2. Пат. РФ по заявке № 2007110990 от 26.03.07, решение о выдаче патента от 27.06.08. Способ получения металлических втулок / В.А. Голенков, В.Г. Малинин, С.Ю. Радченко, Г.П. Короткий, Д.О. Дорохов.
- 3. Пат. 2320433 RU, МКИ 4В 21 D 51/02 C 21 D 7/04 C 22 F 1/00 В 82 В 3/00. Способ получения металлических втулок с субмикро- и нанокристаллическим состоянием материала / В.А. Голенков, В.Г. Малинин, С.Ю. Радченко, Г.П. Короткий, В.В. Малинин. № 2006121277/02; заявл. 15.06.06; опубл. 27.03.08; Бюл. № 9. 2 с.: ил.
- 4. **Полевой С.Н., Евдокимов В.Д.** Упрочнение машиностроительных материалов: справочник. М.: Машиностроение, 1994. 496 с.
- 5. **Поляк М.С**. Технология упрочнения. Т. 1. М.: "Л.В.М.—СКРИПТ", Машиностроение, 1995. 832 с.
- 6. **Короткий Г.П.** Разработка новой технологии поверхностного упрочнения обкаткой тонкостенных осесимметричных изделий: дис. ... канд. техн. наук. М., 2005. 125 с.

Вячеслав Александрович Голенков, д-р техн. наук; Сергей Юрьевич Радченко, д-р техн. наук; Олег Васильевич Дорофеев, канд. техн. наук; Даниил Олегович Дорохов, инженер

УДК 621.777

С.П. Буркин, Р.Ф. Исхаков, В.Ф. Исхаков (Уральский государственный технический университет –УПИ, г. Екатеринбург)

Анализ процесса прессования с натяжением

На основе конечно-элементного анализа напряженно-деформированного состояния показаны ранее не рассматриваемые преимущества технологии прессования с натяжением. В частности, выявлено снижение неравномерности распределения степени деформации по сечению профиля и контактных давлений на рабочих поверхностях матрицы.

Based on the finite-element analysis of stress-strain state earlier not considered advantages of extrusion with tension are shown. In particular, decrease in irregularity of distribution of degree of deformation on section of profile and contact pressures on working surfaces of matrix is revealed.

Ключевые слова: прессование; прессованный профиль; алюминиевый сплав; напряжение; деформация; метод конечных элементов.

Keywords: extrusion; extrusion profile; aluminum alloy; stress; deformation; finite element method.

В настоящее время основным направлением совершенствования прессового производства являет-

ся переход от прессовых установок к автоматизированным прессовым комплексам [1].

Использование натяжного устройства в линии прессования, ставшее почти обязательным в современной технологии, существенно упрощает технологию отделки профилей и сокращает потребность в производственных площадях. Переднее натяжение при прессовании не только выправляет профиль, но и влияет на силу прессования и контактные условия трения в калибрующей части матрицы. Влияние натяжения на силу прессования тем значительнее, чем больше вытяжка. Естественно, что напряжение переднего натяжения не должно превосходить величину сопротивления деформации прессуемого металла на выходе из матрицы. Поэтому допустимая сила натяжения профиля определяется сопротивлением деформации и площадью сечения профиля.

Удобно напряжение натяжения задавать относительной величиной $q_0 = \sigma_1/\sigma_{s1}$, где σ_1 — напряжение переднего натяжения; σ_{s1} — сопротивление деформации металла профиля на выходе из пресса.

При малых значениях $q_0 = 0,1...0,3$ эффективность переднего натяжения может оказаться незначительной, т.е. не достаточной для исправления кривизны профиля. При больших $q_0 = 0,8...0,9$ профили после прессования не требуют дополнительной правки растяжением, но возникает опасность утонения отдельных элементов сечения и даже обрыва профиля во время прессования.

Из опыта, накопленного при производстве строительных профилей на предприятии в г. Малый Ярославец, приемлемым интервалом следует считать $q_0=0,4...0,6$. При прессовании строительных профилей из малолегированных сплавов алюминия с натяжением, соответствующим указанному интервалу, удалось полностью исключить из техпроцесса правку растяжением на правильно-растяжных машинах (ПРМ).

Устройство переднего натяжения особенно эффективно в производстве несимметричных профилей как сплошных, так и полых. Исключается их правка, а также снижаются требования к конструктивному исполнению матриц, поскольку отпадает необходимость управления скоростью истечения металла из матрицы подбором длины калибрующего пояска, что достижимо лишь экспериментальными методами, связанными с большими трудозатратами и отходами металла.

Данная работа посвящена количественной оценке влияния переднего натяжения при прессовании на распределение напряжений, дефор-

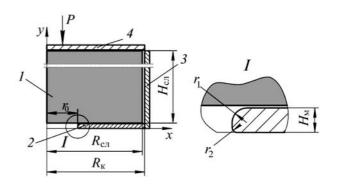


Рис. 1. Расчетная схема процесса прессования

маций и температуры в слитке и отпресованной заготовке.

Рассмотрим процесс осесимметричного прессования с прямым истечением металла через плоскую матрицу круглого в сечении прутка из алюминиевого сплава Д16 (ГОСТ 4784—97). Аналогом этого сплава является сплав 2024 (ISO 209-1:1989E).

Расчетная схема задачи прессования приведена на рис. 1.

Исследуем процесс прессования слитка I (рис. 1) диаметром $D_{\rm cn}=2R_{\rm cn}=195$ мм в контейнере 3 диаметром $D_{\rm k}=2R_{\rm k}=200$ мм. Матрица 2 с диаметром отверстия $d=2r_0=63,24$ мм и длиной калибрующего пояска $H_{\rm m}=5$ мм выполнена со скруглением острых кромок радиусом $r_1=0,6$ $H_{\rm m}=3$ мм и $r_2=0,2$ $H_{\rm m}=1$ мм. Высота слитка принята равной диаметру контейнера $H_{\rm cn}=D_{\rm k}=200$ мм. Пресс-штемпель 4 перемещается с постоянной скоростью $v_{\rm np}=10$ мм/с.

Задача исследования напряженно-деформированного состояния слитка и профиля в процессе прямого прессования является контактной, упругопластической, нелинейной, требующей учета больших перемещений и деформаций. Также нелинейность определяется неравномерным распределением температуры по сечению, которое оказывает существенное влияние на напряженно-деформированное состояние. В настоящее время наиболее перспективным методом расчета подобных задач является метод конечных элементов. Лидером среди пакетов, позволяющих решать существенно нелинейные задачи методом конечных элементов с реалистическими математическими моделями материалов, является пакет LS-DYNA компании LSTC (Livermore Software Technology Corporation) [3].

В постановке и решении данной задачи прессования существуют четыре типа нелинейности: геометрическая нелинейность из-за больших перемещений элементов расчетной сетки (ввиду больших

вытяжек, присущих процессу прессования); физическая нелинейность из-за пластической постановки; контактная из-за существования непостоянного контакта между инструментом и деформируемым металлом; неравномерное распределение температуры по объему.

Для анализа кинетики упругопластического деформирования заготовки была построена геометрическая модель CAD в пакете Компас 3D LT. Далее геометрическая модель была импортирована в CAE ANSYS для построения конечно-элементной модели и задания необходимых условий нагружения и контрольных карт.

Была использована модель упругопластического материала с деформационным и скоростным упрочнением. Эту модель сформулировали Крейг и Кей в 1976 г. [4].

Для модели Коупера и Саймона скорость деформации масштабирует сопротивление деформации через зависимый от скорости деформации фактор:

$$\sigma_s = \left[1 + \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{C}\right)^{\frac{1}{p}}\right] (\sigma_{s0} + E_p \varepsilon_{eff}^p),$$

где p и C — постоянные (параметры, описывающие зависимость от скорости деформации); $\dot{\epsilon}$ — скорость деформации, определяемая как $\dot{\epsilon} = \sqrt{\dot{\epsilon}_{ij} \; \dot{\epsilon}_{ij}}$.

Сопротивление деформации σ_s — это сумма начального напряжения σ_{s0} и роста множителя E_p ϵ_{eff}^p , где E_p — модуль деформационного упрочнения: $E_p = \frac{E_t \, E}{E - E_t}$; ϵ_{eff}^p — степень пластической деформа-

ции,
$$\epsilon_{\it eff}^{\it p} = \int\limits_0^t \!\! \left(\frac{2}{3} \, \dot{\epsilon}_{\it ij}^{\it p} \, \dot{\epsilon}_{\it ij}^{\it p} \right)^{\!1/2} dt \, ; \, t - {\rm время}; \, E \, {\rm и} \, E_{\it t} - {\rm мо-}$$

дуль деформационного упрочнения соответственно в начале деформации (t=0) и в момент времени t.

Скорость деформации состоит из общей и упругой (с индексом e) скоростей деформации $\dot{\varepsilon}_{ij}^{p} = \dot{\varepsilon}_{ij} - \dot{\varepsilon}_{ij}^{e}$.

Параметры скоростного и степенного упрочнения металла, а также зависимости сопротивления деформации от температуры были взяты для алюминиевого сплава Д16 [5]. Кривые деформационного и скоростного упрочнения были заданы для постоянной температуры в диапазоне $T=350...450~{\rm °C}.$

Плотность сплава Д16 была задана постоянной $\rho = 2800 \ \text{кг/m}^3$ во всем диапазоне изменения темпе-

ратуры и коэффициент температурного расширения $23,8\cdot10^{-6}$ 1/°C. Модуль упругости для сплава Д16 при температурах 350...450 °C принят равным 0,72 ГПа [5].

Для задания условий трения в контакте между инструментом и заготовкой был использован специально предназначенный для подобных расчетов тип контакта [3], позволяющий задать закон трения в соответствии с законом Зибеля: $\tau = \psi \tau_s$, где принято $\psi = 0,6$. Для снижения осцилляций в контакте, обусловленных дискретностью соприкасающихся поверхностей, было введено демпфирование, равное 20 % от критического (определяется программой автоматически).

При решении связанных тепловых задач, в общем случае, LS-Dyna решает уравнение теплопроводности:

$$\rho c \frac{\partial T}{\partial t} = \nabla \lambda \nabla T + \dot{q},$$

где ρ — плотность материала, кг/м³; c — теплоем-кость, Дж/(кг·К); t — время, с; λ — теплопроводность, Вт/(м·К); T — температура, K; \dot{q} — тепловыделение, Вт/м.

Соответственно для изотропной среды уравнение теплопроводности принимает следующий вид:

$$\rho c \frac{\partial T}{\partial t} = \lambda \nabla^2 T + \dot{q}.$$

Основные характеристики постановки задачи:

- заданы начальные граничные условия для слитка I, матрицы 2 и контейнера 3 (см. рис. 1) однородно распределенной температурой (без градиента) соответственно $T_1=673\,$ K, $T_2=573\,$ K, $T_3=573\,$ K;
- задан постоянный коэффициент теплопередачи на границе слиток—контейнер и слиток—матрица, равный $\alpha = 20.1 \text{ кBr/(м}^2 \cdot \text{K});$
- теплопроводность и удельная теплоемкость заданы в функции температуры;
- излучение, конвекция не приняты во внимание;
- нестационарная постановка задачи теплораспределения;
- учитывается теплота, выделяющаяся за счет работы пластической деформации, при этом доля работы, перешедшей в теплоту, принята равной 90 %;
- учитывается теплота, выделяющаяся за счет контактного трения.

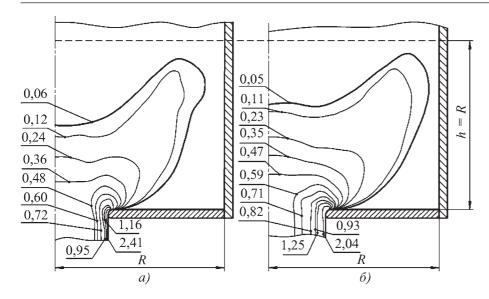


Рис. 2. Распределение Λ по объему пластической зоны: $a-q_0=0$ ($\sigma_1=0$ МПа); $\delta-q_0=0.85$ ($\sigma_1=60$ МПа)

Для анализа было рассмотрено 7 вариантов постановки задачи прессования сплошного прутка с передним натяжением σ_1 , равным 0; 20; 30; 40; 50; 60; 70 МПа.

Конечно-элементная модель процесса прессования позволяет определить все компоненты тензоров напряжений σ_{ij} и деформаций ϵ_{ij} , а также главные напряжения σ_{ii} в очаге деформации.

Для анализа деформированного состояния были построены поля распределения степени деформации сдвига $\Lambda = \int H d\tau$, накопленные каждым эле-

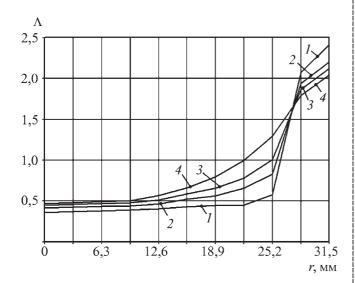


Рис. 3. Распределение Λ по сечению отпрессованного прутка: $1-q_0=0$ ($\sigma_1=0$ МПа); $2-q_0=0.29$ ($\sigma_1=20$ МПа); $3-q_0=0.57$ ($\sigma_1=40$ МПа); $4-q_0=0.85$ ($\sigma_1=60$ МПа)

ментом во время деформирования. Поля распределения степени деформации сдвига показаны на рис. 2.

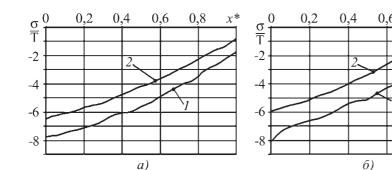
При распрессовке слитка в контейнере средняя степень деформации сдвига в слитке составила 0,05...0,06. Исходя из этого, изолинию степени деформации сдвига $\Lambda = 0.05...0.06$ можно считать контуром очага деформации. Внутри этой линии находится зона интенсивной пластической деформации, за пределами - зона затрудненной деформации, или жесткая зона. Сравнивая два случая прессования без натяжения (рис. 2, а) и с натяжением $\sigma_1 = 60 \text{ M}\Pi \text{a}$ (рис. 2, δ) можно утверждать, что при натя-

жении увеличилась зона интенсивной пластической деформации (на ~ 4 % по объему слитка). Также увеличилась однородность степени деформации сдвига по сечению отпрессованного профиля.

На рис. 3 показаны графики изменения степени деформации сдвига в отпрессованном профиле (по его сечению) с разным уровнем натяжения. Степень деформации сдвига в осевой зоне является наименьшей. При прессовании с натяжением Λ на оси находится на уровне 0,36 и возрастает до 0,47 с ростом натяжения ($\sigma_1 = 60 \text{ M}\Pi a$). Также снижается неоднородность распределения степени деформации по сечению профиля. Так, при прессовании без натяжения интенсивный прирост степени деформации начинается с радиуса 22,05 мм, а при натяжении $\sigma_1 = 60 \text{ M}\Pi a$ прирост начинается с радиуса 9,45 мм.

Рассчитанные компоненты тензора напряжений σ_{ij} дают возможность анализировать влияние натяжения профиля на инвариантные характеристики напряженного состояния, такие как σ/T и μ_{σ} (σ среднее гидростатическое напряжение; T — интенсивность касательных напряжений; μ_{σ} — коэффициент Лоде). В качестве примера на рис. 4 показано воздействие напряжения σ_1 на величину σ/T .

На рис. 4 представлено распределение σ/T вдоль пластической зоны, при этом $x^*=0$ соответствует продольной координате входа в пластическую зону, $x^*=1$ — координате плоскости матрицы.



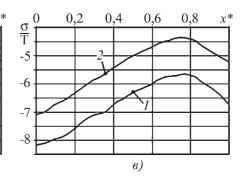


Рис. 4. Изменение показателя напряженного состояния при вводе натяжения:

a-r=0 (осевая зона); $b-r=r_0$; $b-r=R_0/2$; $b-r=R_0/2$; $b-r=R_0/2$; b-r=0 (осевая зона); b-r=0 (осевая зона); $b-r=R_0/2$; b-r=0 (осевая зона); b-

Переднее натяжение σ_1 снижает нормальные контактные напряжения σ_n на зеркале плоской матрицы, что хорошо видно на рис. 5.

При натяжении с $q_0 = 1$ ($\sigma_1 = 70$ МПа) происходит пластическое растяжение профиля. Вследствие чего кривые 6 и 7, описывающие эпюру контактных напряжений, практически совпадают.

Решение задачи определения показателей напряженного состояния при прессовании сплошного прутка круглого сечения из плоской матрицы позволило сделать следующие выводы:

- при коэффициенте натяжения $q_0 = 0.85$ достигается снижение контактных нормальных напряжений в среднем на 10...12~% относительно прессования без натяжения;
- с приложением дополнительных растягивающих напряжений несколько ухудшается показатель напряженного состояния σ/T , но эти изменения несущественны. При натяжении с $q_0=0.85$ напряженное состояние остается близким к схеме всестороннего сжатия ($\sigma/T < 0$).

Анализ влияния переднего натяжения на распределение температуры в обжимающей части пластической зоны выполнен при скорости прессования $v_{\rm np}=0.01~{\rm m/c}$ в рамках оговоренных выше граничных условий.

Начальная температура нагрева слитка составляла 673 K, а начальная температура инструмента — 573 K. Как показывает расчет температурного поля заготовки, уже в конце стадии распрессовки распределение температуры слитка становится явно неоднородным. В соответствии с геометрической и скоростной постановкой задачи стадия распрессовки заканчивается при времени 1,44 с после касания пресс-шайбы слитка. Центральные слои ввиду пластической деформации разогреваются примерно до 675 K, а периферийные слои, находящиеся в контакте с

инструментом, имеющим более низкую температуру, подхолаживаются до температуры 644 К.

Максимальное подхолаживание металла происходит в угловых зонах сопряжения пресс-шайбы с контейнером и контейнера с матрицей до температуры 624 К. Это можно объяснить неоднородностью деформации и, как следствие, меньшим разогревом металла в угловых зонах. Инструмент, соответственно, разогревается в среднем до температуры 594 К. Максимальный разогрев приходится на пресс-шайбу и матрицу. Контейнер разогревается менее интенсивно, так как в процессе распрессовки контакт металла и контейнера формируется в последнюю очередь.

В качестве примера на рис. 6 показано распределение абсолютной температуры в фиксированный момент времени, соответствующий моменту завершения прессования половины исходного объема слитка, т.е. через 9,5 с после завершения распрессовки слитка. Температурные поля при прессова-

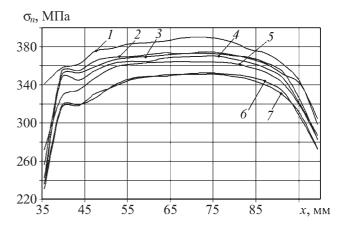


Рис. 5. Распределение нормальных контактных давлений на зеркале плоской матрицы:

$$1-q_0=0$$
 ($\sigma_1=0$ M Πa); $2-q_0=0.29$ ($\sigma_1=20$ M Πa); $3-q_0=0.42$ ($\sigma_1=30$ M Πa); $4-q_0=0.57$ ($\sigma_1=40$ M Πa); $5-q_0=0.71$ ($\sigma_1=50$ M Πa); $6-q_0=0.85$ ($\sigma_1=60$ M Πa); $7-q_0=1$ ($\sigma_1=70$ M Πa)

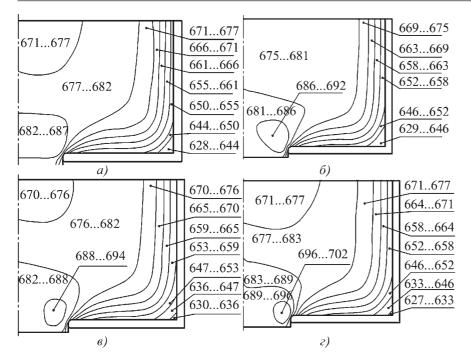


Рис. 6. Распределение температур в объеме прессуемой заготовки: $a-q_0=0$ ($\sigma_1=0$ МПа); $\delta-q_0=0,29$ ($\sigma_1=20$ МПа); $\delta-q_0=0,57$ ($\sigma_1=40$ МПа); $\epsilon-q_0=0,85$ ($\sigma_1=60$ МПа)

нии с различными натяжениями профиля построены для идентичных условий, что позволяет судить о влиянии относительной величины q_0 переднего натяжения на распределение температуры в объеме прессуемой заготовки.

Натяжение не вносит существенного изменения в температурные условия прессования. На рис. 6 можно наблюдать некоторое увеличение температуры металла на выходе из матрицы и его захолаживание в "мертвой" зоне матрицы с ростом q_0 .

Разработанная конечно-элементная модель процесса прессования с передним натяжением дает возможность анализировать напряженно-деформированное состояние и температурные поля как в объеме прессуемого металла, так и в объеме инструмента при задании конкретного конструктивного исполнения последнего. Возможно варьирование всех параметров процесса и задание различных граничных условий на контакт металла с инструментом.

При наличии надежной информации об условиях теплопередачи на границе металл—инструмент в рамках данной постановки возможен анализ напряжений, деформаций и температур при прессовании с пуллерами не только алюминиевых сплавов, но и других цветных металлов. В частности, прессование медных сплавов, осуществляемое в интервале температур 800...1000 °C, характеризуется высокими

механическими и тепловыми нагрузками на инструмент. Правда анализ таких процессов затруднен из-за сложности задания коэффициентов теплопередачи на границах контакта с контейнером и матрицей, где присутствует пограничный смазочный слой.

Заключение

Результаты решения связанной краевой задачи прямого прессования позволяют судить о несомненной перспективности применения натяжений прессуемого профиля. Разработано и применяется большое количество пуллеров различного конструктивного исполнения. Несложные технические средства позволяют стабилизировать или программно изменить в процессе прессования силу натяжения.

Кроме очевидных достоинств данной технологии — исключение или упрощение правки профилей и

снижение силы прессования — при анализе напряженно-деформированного состояния выявляется еще ряд положительных моментов. Уменьшается неравномерность распределения степени деформации по сечению пресс-изделия, снижается уровень гидростатических напряжений σ во всем объеме прессуемой заготовки, а также контактных давлений на зеркале плоской матрицы. Изменение σ/T несущественно и принципиально не влияет на схему напряженного состояния.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. **Кузнечно-прессовое** оборудование Уралмашзавода / М.А. Карасев и др. Екатеринбург: Уральский центр ПР и рекламы, 2004. 480 с.
- 2. **Логинов Ю.Н., Буркин С.П.** Влияние натяжения на параметры прессования // Цветные металлы. 1996. № 11. С. 55–58.
- 3. **Bala S.** Contact Modeling in LS-DYNA. FEA Information Newsletters. Vol. 8–11. 2001. P. 541–552.
- 4. **LS-DYNA** Keyword User's. Manual Version-Beta 971 // Livermore software. Vol. 1. 2005. 1964 p.
- 5. Зюзин В.И., Третьяков А.В. Механические свойства металлов и сплавов при обработке давлением. Челябинск: Металл, 1993. 368 с.

Сергей Павлович Буркин, канд. техн. наук; Руслан Фанисович Исхаков, инженер; Виталий Фанисович Исхаков, студент

прокатно-волочильное

6

LIPONSBOTCLEO

УДК 621.774

Е.М. Бородин, М.Ю. Бородин, В.В. Харитонов (Институт машиноведения УрО РАН, Уральский государственный технический университет — УПИ, г. Екатеринбург)

Моделирование межклетевых напряжений и деформаций при длиннооправочной непрерывной прокатке труб¹

Представлен ряд результатов, полученных с помощью конечно-элементного моделирования деформации заготовки при прокатке на непрерывном трубном длиннооправочном стане. Показано, что результаты моделирования методом конечных элементов (МКЭ) качественно совпадают с приводимыми в литературе экспериментальными данными. Предложена методика МКЭ-исследования непрерывной прокатки, ориентированная на задачи управления данным технологическим процессом.

Some results obtained using finite element simulation of deformation of tube during continuous mandrel rolling process are presented. It is shown, that results of simulation by finite element method (FEM) are in good sequence with experimental data resulted in the literature. The technique of FEM investigation of continuous rolling, oriented on management problems process is offered by the given technological process.

Ключевые слова: горячая прокатка; непрерывная прокатка; прокатка труб; метод конечных элементов; бесшовные трубы; автоматизированное управление технологическим процессом.

Keywords: hot rolling; continuous rolling; tube rolling; finite element method; seamless tubes; automated process control.

Данная работа посвящена применению системы конечно-элементного моделирования DEFORM-3D для подготовки синтеза системы автоматического управления. Эта работа является продолжением исследований [1]², целью которых является создание математической модели процесса непрерывной длиннооправочной прокатки труб, ориентированной на задачи управления многоклетевым станом в режиме реального времени. Это позволит усовершенствовать автоматизированные системы управления (АСУТП) процессом непрерывной раскатки [3, 4], обеспечив повышение производительности, точности размеров и качества поверхности труб. Кроме того, уменьшатся энергетические, материальные и трудовые затраты при прокатке и отделке труб, а также при изготовлении и ремонте технологического оборудования и инструмента.

В работе [1] для изучения энергосиловых и кинематических параметров стана использовалось реше-

ние краевой задачи теории пластического течения. При этом принимались достаточно серьезные допущения, касающиеся свойств материала (материал был принят жестко-пластичным), геометрии очага деформации (принималось, что очаг деформации имеет форму усеченного конуса) и поля скоростей (использовалась так называемая гипотеза плоских сечений — предполагалось, что скорость движения металла в любом поперечном сечении трубы постоянна). Дальнейшие исследования показали, что моделирование процесса непрерывной прокатки труб методом конечных элементов является весьма гибким инструментом и позволяет частично снять данные допущения [2].

Рассмотрим конкретную реализацию МКЭ, использованную в данной работе. Краевую задачу теории пластичности решали с использованием лагранжевой (т.е. подвижной) сетки тетраэдрических конечных элементов для аппроксимации области решения. Использовали вариационную постановку, основанную на принципе Журдена. Материал заготовки был принят вязкопластичным, условие несжимаемости материала учтено приближенно в вариационной постановке

¹ Статья представляет труды 5-й Российской конференции "Математическое моделирование и компьютерный инженерный анализ", которая прошла в ноябре 2008 г. в Уральском государственном техническом университете.

 $^{^{2}}$ Под общим руководством чл.-кор. РАН В.Л. Колмогорова.

при помощи метода штрафов (штрафная константа $K=1\,000\,000$, согласно рекомендации справочной системы использованного пакета прикладных программ). Для решения задачи на ЭВМ использовался пакет прикладных программ DEFORM-3D.

Целью моделирования являлась оценка влияния скорости валков и оправки непрерывного стана (НС) на энергосиловые и кинематические параметры процесса прокатки, установление качественных зависимостей между исследуемыми параметрами и поиск коэффициентов математической модели, которая в последующем будет использована при разработке АСУТП.

Рассмотрим вначале математическую модель одной клети непрерывного стана. Входными переменными для отдельной клети НС являются:

- угловая скорость вращения валков Ω_i ;
- сила натяжения или подпора на выходе из валков G_i ;
- сила натяжения или подпора на входе в валки Q;
 - осевая скорость оправки v_m .

В первом приближении скорость движения оправки принимается заданной. Процесс прокатки полагаем стационарным. Знаки межклетевых сил приняты: "+" при натяжении, "—" при подпоре (сжатии).

Выходными переменными для отдельной клети НС являются:

- входная скорость трубы v_{0i} ;
- выходная скорость трубы v_{1i} ;
- суммарная сила трения на оправке $F_{m(i)}$.

Как объект управления *i*-я клеть может быть описана следующими линейными уравнениями:

$$u = u^0 + Av, \tag{1}$$

где $u=(\Omega_i,G_i,Q_i,\mathbf{v}_m)^{\mathrm{\tiny T}}$ — вектор выходных параметров, перечисленных выше; $u^0=(\mathbf{v}_{0i},\,\mathbf{v}_{1i},F_{m(i)})^{\mathrm{\tiny T}}$ — вектор начальных значений входных параметров; v — вектор входных параметров; A — матрица коэффициентов модели одной клети.

Данная модель справедлива при малых отклонениях переменных от центра разложения и неизменных условиях (геометрии инструмента, марке стали, температуре прокатки). Здесь и далее величины с верхним индексом 0 соответствуют случаю свободной прокатки, который принят за центр разложения. Для процесса непрерывной прокатки уравнения (1) - (3), полученные для отдельных клетей, дополняются следующими уравнениями связи:

- уравнением силового равновесия трубы:

$$\sum_{i=1}^{n} (Q_i - G_i) = 0,$$

$$Q_i = G_{i-1}, i = 1, ..., n;$$
(2)

- уравнением равновесия движения оправки:

$$\sum_{i=1}^{n} F_{m(i)} \left(\Delta \Omega_i, \Delta \mathbf{v}_m \right) = 0; \tag{3}$$

 условием связи скоростей металла на входе и выходе валков соседних клетей:

$$\mathbf{v}_{0(i+1)} = \mathbf{v}_{1(i)} \,. \tag{4}$$

Из уравнения равновесия оправки (3) путем совместного решения с (1) определяем скорость движения оправки:

$$\mathbf{v}_m = f_m (\Omega_1, \Omega_2, ..., \Omega_m).$$

Компоненты матрицы определяются численным моделированием с использованием МКЭ.

На первом этапе решения задачи моделировали длиннооправочную прокатку в отдельных клетях стана. Постановка и результаты решения этой задачи приведены в работе [2]. Были изучены различные режимы прокатки: свободная — без межклетевого натяжения или подпора, а также с натяжением и подпором на входе и выходе из *i*-й клети непрерывного стана.

Аппроксимацией результатов моделирования были получены линеаризованные уравнения в виде (1)-(4), описывающие зависимости осевой силы на оправке, а также скорости трубы на входе и выходе i-й клети от следующих переменных: приращения угловой скорости валков, линейной скорости оправки и величины усилий подпора (натяжения) на входе и выходе из очага деформации.

Второй этап исследований включал МКЭ-моделирование процесса длиннооправочной прокатки одновременно в нескольких клетях непрерывного стана.

Численное моделирование многоклетевой прокатки выполняли с учетом следующих допущений:

1. Угловая скорость валков i-й клети Ω_i полагается фиксированной, а угловая скорость валков (i+1)-й клети Ω_{i+1} подбирается такой, чтобы обеспечить в данной паре клетей режим свободной про-

катки (т.е. отсутствие сил межклетевого подпора или натяжения):

$$G_i = Q_{i+1} = f(\Omega_1, \Omega_{i+1}, \mathbf{v}_m) = 0.$$
 (5)

2. Исследование процесса проводится при сравнительно небольших отклонениях от режима свободной прокатки. Например, максимальный диапазон отклонения угловой скорости валков принимается равным \pm 0,4 рад/с (по технологической инструкции изменение угловой скорости валков в первых клетях стана не должно превышать \pm 0,52 рад/с). Скорость оправки изменялась в диапазоне \pm 300 мм/с.

Моделирование прокатки одновременно в i-й и (i+1)-й клетях позволяет определить силы межклетевого взаимодействия непосредственно по результатам моделирования, что позволяет разделить выходные переменные, привести систему уравнений (1) к нескольким независимым друг от друга уравнениям относительно входных параметров. В этом случае вектор входных переменных запишем как $\mathbf{v} = (\mathbf{v}_m \,, \Omega_1, \Omega_2, ..., \Omega_n)^{\mathrm{T}}$, а вектор выходных переменных

$$\begin{split} u = & (G_{1-2}, G_{2-3}, ..., G_{(n-1)-n}, \\ \mathbf{v}_{1-2}, \mathbf{v}_{2-3}, ..., \mathbf{v}_{(n-1)-n}, \mathbf{v}_{1}^{inp}, \mathbf{v}_{n}^{out}, F_{m(1)}, F_{m(2)}, ..., F_{m(n)})^{\mathsf{\scriptscriptstyle T}}, \end{split}$$

где $G_{1-2},G_{2-3},...,G_{(n-1)-n}$ — силы межклетевого взаимодействия;

 ${\rm v}_{1-2}, {\rm v}_{2-3}, ..., {\rm v}_{(n-1)-n}$ — скорости движения металла в межклетевых промежутках;

 ${\bf v}_1^{\it inp}\,, {\bf v}_n^{\it out}$ — соответственно, входная скорость в первой клети и выходная скорость в последней клети;

 $F_{m(1)}, F_{m(2)}, ..., F_{m(n)}$ — сила на оправке, создаваемая каждой из клетей;

n — число клетей.

Таким образом, модель процесса прокатки можно представить в виде

$$u = u^0 + Bv, \tag{6}$$

где B — матрица нелинейного оператора, такая, что

$$B_{ij} = f_{ij}(v_j), \tag{7}$$

где функции $f_{ij}(\mathbf{v}_j)$ определяются по результатам вычислительного эксперимента.

Ниже приведены некоторые результаты МКЭ-моделирования процесса непрерывной длиннооправочной прокатки труб.

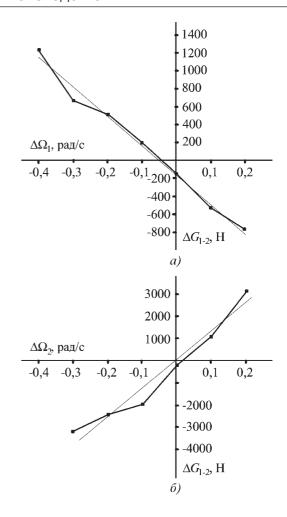


Рис. 1. Изменение межклетевых сил подпора или натяжения при отклонении угловой скорости валков:

a-1-я клеть; $\delta-2$ -я клеть

Отклонение скорости валков 1-й или 2-й клети от режима свободной прокатки Ω_i^0 приводит к возникновению сил межклетевого подпора или натяжения. Как видно из рис. 1, графики изменения межклетевых сил натяжения или подпора G_{1-2} при отклонении угловой скорости валков как первой $\Delta\Omega_{r1} = \Omega_{r1} - \Omega_{r1}^{0}$, так и второй $\Delta\Omega_{r2} = \Omega_{r2} - \Omega_{r2}^{0}$ клети с достаточной степенью точности можно аппроксимировать линейными зависимостями. Последнее подтверждается результатами экспериментальных исследований, выполненных С. Утида и др. на лабораторном непрерывном стане фирмы "Син Ниппон сэйтэцу" (рис. 2).

Качественная картина продольного и поперечного течения металла в калибрах и межвалковых зонах, полученная конечно-элементным моделированием, хорошо совпадает с данными теоретических и экспериментальных исследований. На рис. 3 приведены результаты моделирования

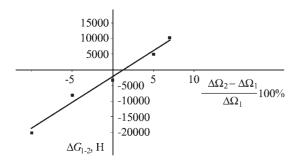


Рис. 2. Экспериментальные данные, полученные С. Утида

уширения и изменения толщины стенки в зонах выпуска калибра. При определенном сочетании параметров прокатки происходит потеря устойчивости трубы с образованием "гармошки" (рис. 4). В момент образования "гармошки" зафиксированы значительные колебания кинематических и энергосиловых параметров непрерывной прокатки. Например, крутящий момент на валках в периоды неустойчивой прокатки изменяется более чем в 2 раза.

Установлено, что образование "гармошки" возможно не только при превышении критических значений сил межклетевого подпора, но и при свободной прокатке в результате посадки трубы на оправку на выходе из валков *i*-й клети. Наличие сил контактного взаимодействия на поверхности трубы с оправкой в межвалковых зонах зафиксировано в экспериментальных работах, например [3]. При этом возникают значительные осевые сжимающие напряжения в зоне вершины калибра, которые и приводят к образованию "гармошки". "Гармошку" можно предотвратить, обеспечив увеличение осевой скорости оправки относительно трубы для создания в ней

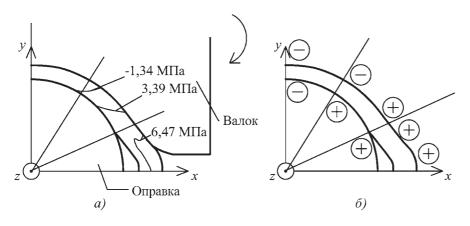


Рис. 3. Эпюра нормальных к поперечному сечению напряжений: a — данные расчета методом конечных элементов; δ — данные P. Sobkowiak (Journal of Materials Processing Technology. 61(1996). P. 347—353.)

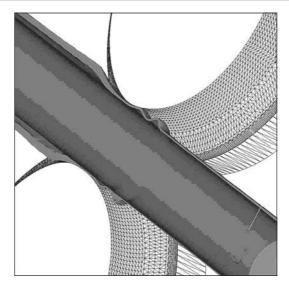


Рис. 4. Потеря устойчивости трубы ("гармошка") на выходе из второй клети

дополнительных осевых растягивающих напряжений.

Выводы

- 1. С использованием разработанной математической модели процесса непрерывной оправочной прокатки труб выполнено конечно-элементное исследование межклетевых напряжений и деформаций. Установлено, что процесс непрерывной прокатки труб на длинной подвижной оправке является весьма нестабильным. Даже небольшие отклонения угловой скорости валков от режима свободной прокатки (порядка ± 1 %) приводят к резкому изменению как сил межклетевого подпора (натяжения), так и кинематических параметров прокатки.
- 2. Как показало МКЭ-моделирование, потеря устойчивости трубы ("гармошка") может произойти не
 - только в результате превышения критической силы межклетевого подпора, но и при свободной прокатке в случае посадки трубы на оправку на выходе из валков клети (см. рис. 4). Однако при изменении скоростного режима прокатки, обеспечивающего увеличение скорости движения оправки относительно трубы данного дефекта можно избежать.
 - 3. Моделирование прокатки одновременно в нескольких клетях позволяет существенно упростить математическое описание процесса прокатки как объекта управления. Таким образом, по-

рядок этапов МКЭ-исследования становится следующим. На начальном этапе подбираются скорости валков (и возможно оправки), обеспечивающие силовой режим, близкий к режиму свободной прокатки. Далее осуществляется моделирование прокатки в отдельных клетях стана, позволяющее получить коэффициенты уравнения равновесия оправки. Затем выполняется моделирование прокатки в нескольких клетях одновременно, что позволяет получить математическое описание процесса прокатки в форме уравнения (6).

Очевидно, что данная методика не привязана к конструктивным особенностям конкретного вида непрерывных трубных раскатных станов, и, следовательно, может быть применена для современных трехвалковых раскатных станов с удерживаемой оправкой.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Бородин М.Ю., Сусенко О.С, Колмогоров В.Л. Математическая модель процесса прокатки труб на непре-

рывном раскатном стане со свободной оправкой // Достижения в теории и практике трубного производства. Екатеринбург: ГОУ ВПО УГТУ—УПИ, 2004. С. 128—135.

- 2. **Применение** МКЭ для анализа энергосиловых и кинематических параметров непрерывной раскатки труб на длинной оправке / М.Ю. Бородин, В.Л. Колмогоров, О.С. Сусенко и др. // Вестник УГТУ—УПИ. "Серия научные школы. Наши учителя." Екатеринбург: ГОУ ВПО УГТУ-УПИ, 2006. № 2 (73). С. 119—126.
- 3. **Технология** трубного производства: учебник для вузов / В.Н. Данченко, А.П. Коликов, Б.А. Романцев и др. М.: Интермет Инжиниринг, 2002. 640 с.
- 4. **Применение** АСУТП для совершенствования процессов непрерывной прокатки труб / Ю.В. Бодров, Д.В. Овчинников, А.Ю. Бодров и др. // Непрерывные процессы обработки давлением. М.: МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2004. С. 153—156.

Евгений Михайлович Бородин, инженер; Михаил Юрьевич Бородин, канд. техн. наук; Валентин Валентинович Харитонов, канд. техн. наук



УДК 621.791

В.Н. Гадалов, А.С. Матвеев*, С.Б. Григорьев**, И.В. Ширин (Курский государственный технический университет, *Калужский филиал МГТУ им. Н.Э. Баумана, **ООО "Астраханьгазпром")

Ресурсосберегающая технология производства слоистых материалов

Рассмотрена ресурсосберегающая технология производства слоистых металлических материалов в условиях действующих металлургических заводов.

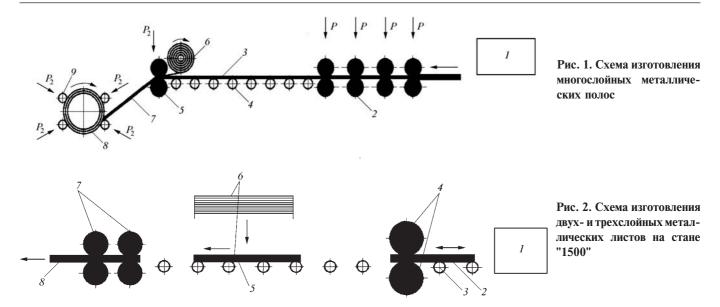
Resource-saving technology of multi-layered metallic materials in conditions of operating metallurgical works is considered.

Ключевые слова: многослойные материалы; сталь; сплавы; технология; прокат; конвейер.

Keywords: multilayered materials; steel; alloys; technology; rolled products; conveyer.

Для разработки экологически безопасного процесса получения многослойных материалов сэндвич-типа проведен анализ новой ресурсосберегающей технологии изготовления многослойных металлических листов, полос и лент. Эта технология по сравнению с существующим производством многослойных металлических листов ведет к снижению себестоимости в 3 раза за счет использования горячекатаной стали вместо коррозионно-стойкой стали, исключения затрат на электронагрев до 400 °C холодных пакетов из стальных листов и листов из сплавов алюминия перед прокаткой на стане и затрат на перевозку стальных листов с металлургического завода на завод-изготовитель многослойных изделий.

По предлагаемому способу многослойные металлические полосы могут изготовляться на действующем технологическом оборудовании любого крупного металлургического завода с применением моталок с прижимными валами (рис. 1). При этом используется тепло биметаллической полосы после горячей прокатки на стане "560". Из нагревательной камеры I стальная заготовка толщиной 20 мм с температурой $1100\,^{\circ}$ С подается в прижимные валы 2. После прокатки на стане получаем полосу 3 шириной $400...500\,^{\circ}$ С мм и толщиной $2...5\,^{\circ}$ С мм, которая по роликовому конвейеру 4 подается в прижимные валы с приводом 5. При этом температура стальной полосы на $10...50\,^{\circ}$ С меньше температуры плавле-



ния листа легкоплавкого металла толщиной 1 мм, накладываемого на стальной лист из вертушки 6. Для листа из сплава алюминия эта температура составляет 610...650 °C. При обжатии на прижимных валах температура в месте контакта стальной горячей полосы и листа легкоплавкого металла поднимается до температуры плавления сплава алюминия, и две полосы свариваются в биметаллическую полосу 7, которая наматывается на моталку 8 с четырьмя прижимными валами 9.

При изготовлении двух- и трехслойных металлических листов на стане "1500" (рис. 2) из нагревательной камеры 1 стальная заготовка 2 толщиной 30 мм подается по роликовому конвейеру 3 в прижимные валы 4с приводом и прокатывается в автоматическом режиме в прямом и обратном направлении 5—7 раз. При прокатке используется гидросмыв окалины.

При температуре 900...1100 °С вода на поверхности стальной заготовки ведет себя, как ртуть, рассыпаясь на различные по размеру круглые капли без видимого пара. После прокатки на стальной лист 5 (см. рис. 2) толщиной 5 мм укладывается лист 6 легкоплавкого металла толщиной 1 мм, поверхность которого предварительно подготовлена для контакта (обезжиривание и т.д.). При давлении правильных валов 7 стальной лист и лист из легкоплавкого металла свариваются в биметаллический лист 8, который передается на обрезной стан и укладывается в стопу.

Для получения трехслойных листов биметаллические листы переворачивают легкоплавким металлом вниз, передают в обойму 6 для укладки на горячий стальной лист 5 и прокатывают прижимными

валами 7. Если на стане "560" получают двух- и трехслойные полосы шириной 400...500 мм и длиной 40...50 м, то на стане "1500" получают многослойный лист шириной до 1000 мм и длиной 2 м.

Применение промежуточных мягких прослоек в многослойных изделиях может увеличить ударную вязкость за счет квазимонолитной связи между слоями с более высоким запасом вязкостных свойств, чем у монолитного металла. Многие стали и сплавы (сталь-титан, сталь-алюминиевые сплавы и т.д.) проявляют склонность к самопроизвольной очистке от поверхностных окисных плен при высокотемпературном нагреве и прокатке. Окисные плены хорошо растворяются при высоких температурах (на несколько порядков лучше, чем при низких температурах). При температуре плавления под давлением прижимных валов алюминиевого сплава обеспечивается надежное соединение слоев со сталью. Повторная прокатка многослойного листа еще более увеличивает его прочность. По литературным данным прочность сцепления слоев стали и алюминиевых сплавов составляет $\sigma_{\rm B} = 98 \text{ M}\Pi a.$

Двух- и трехслойные металлические листы из стали и легкоплавких металлов могут быть использованы в судостроении для корпусов судов и надстроек, для изготовления пуленепробиваемых металлических дверей, для металлических кровель, бронемашин и т.д.

Владимир Николаевич Гадалов, д-р техн. наук; Александр Сергеевич Матвеев, канд. техн. наук; Сергей Борисович Григорьев, гл. инженер; Иван Валентинович Ширин, инженер

материаловедение и новые

МАТЕРИАЛЫ

УДК 621.78:669.017

А.В. Святкин, В.С. Муратов (Самарский государственный технический университет)

Исследование зависимости фазового состава и твердости от температуры отжига двухфазной латуни ЛМцА58-2-1

Статья посвящена выбору оптимальной температуры для отжига двухфазной сложнолегированной латуни ЛМцА58-2-1. Получены зависимости фазового состава и твердости сплава от температуры отжига. Проанализировано изменение морфологии частиц α-фазы.

This article is devoted to selection the optimal temperature for annealing of the two-phase complex alloyed brass LMtsA58-2-1. Phase composition and hardness dependencies of the alloy on annealing tempetature are received. Change in the morphology of α -phase particles is analyzed.

Ключевые слова: латунь; отжиг; температура; фазовый состав; твердость.

Keywords: brass; annealing; temperature; phase composition; hardness.

В работах [1, 2] был рассмотрен ряд проблем, связанных с формированием физико-механических и технологических свойств двухфазной кремнисто-марганцовистой латуни ЛМцА58-2-1. Математическая модель, основные положения которой представлены в [1], позволяет достаточно удовлетворительно прогнозировать фазовый состав материала, что позволяет говорить о статистической управ-

ляемости поставляемой продукции. Для гарантированного обеспечения поставок прутков со снятыми остаточными напряжениями требовалось оптимизировать режимы термообработки.

В работе [2] был рассмотрен вопрос влияния температуры отжига на уровень остаточных напряжений и механических свойств. Было определено, что увеличение температуры отжига до 400 °С приводит к существенному снижению остаточных напряжений, обеспечивая выравнивание свойств по сечению прутка. Однако такой режим уже нельзя назвать низкотемпературным отжигом. Остается неясным, как температура термообработки влияет на процесс образования α-фазы.

Согласно диаграмме состояния Cu–Zn максимальное содержание α -фазы в сплаве соответствует состоянию при температуре около 450 °C, что сопоставимо с наиболее оптимальной температурой отжига 400 °C. Вероятно, что за 1,5 ч отжига α -фаза не успеет выделиться полностью, однако данный факт нуждается в проверке, поскольку расчетное

возможное содержание α -фазы для термообработанного состояния составляет около 40 %. В этом случае отжиг может привести к избыточному содержанию α -фазы, и как следствие к получению бракованной продукции.

Для проведения эксперимента были отобраны прутки из латуни ЛМцА58-2-1 следующего химического состава:

Cu	Mn	Al	Fe	Si	Pb	Zn	Ni	Sn
57,82	2,26	1,28	0,52	0,79	0,60	36,07	0,10	0,04

Расчетное содержание α -фазы для этого сплава при температуре окончания прессования 600 °C и температуре отжига 200 °C составило 16,5 и 26,4 % соответственно.

Для получения состояния, близкого к равновесному, образцы подвергали отжигу при 650 °С в течение 4 ч с последующим охлаждением с печью. В результате получили структуру сплава с коагулированной α -фазой (рис. 1, δ).

Далее осуществляли предварительную термообработку образцов, соответствующую указанным выше температурным режимам, а также — дополнительный отжиг обработанных при температуре прессования образцов при различных температурах. На всех этапах определяли содержание α -фазы. Дополнительный отжиг (изначально предусмотренный технологическим процессом изготовления

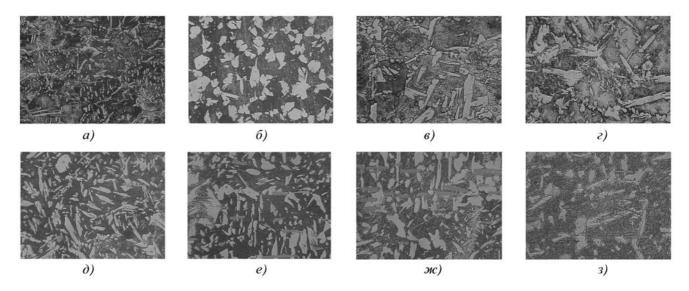


Рис. 1. Влияние температуры отжига на фазовый состав латуни ЛМцА58-2-1: $a-600~^{\circ}\mathrm{C};\ \delta-650~^{\circ}\mathrm{C};\ \delta-260~^{\circ}\mathrm{C};\ \varepsilon-300~^{\circ}\mathrm{C};\ \delta-350~^{\circ}\mathrm{C};\ e-400~^{\circ}\mathrm{C};\ \varkappa-450~^{\circ}\mathrm{C};\ s-500~^{\circ}\mathrm{C};\ a,\ \delta-\times200;\ s-3-\times500~^{\circ}\mathrm{C};\ s-500~^{\circ}\mathrm{C};\ s-500~^{\circ}\mathrm{C};\$

прутков) проводили при температурах 260; 300; 350; 400; 450 и 500 °C продолжительностью 1,5 ч (см. рис. 1).

Измерение α-фазы проводили по фотографиям, полученным с видеосистемы при увеличениях 200, 300 и 500 в зависимости от величины фракции фазы. Подсчет проводили по методу Глаголева (Салтыков С.А. Стереометрическая металлография (стереология металлических материалов). М.: Металлургия, 1976. 271 с.), результат брали как среднее от 10 полей. При этом количество точек выбирали от 300 до 350, что позволило определять объемную долю фаз с абсолютной ошибкой не более 2 % при доверительной вероятности 0,95.

Из анализа микроструктуры следует, что α -фаза имеет игольчатую и глобулярную форму. Глобулярная форма локализуется преимущественно по границам бывших зерен β -фазы (зерен, существующих

при однофазном состоянии выше критической температуры $630\,^{\circ}$ С). Игольчатая форма располагается в зерне. При повышении температуры происходит рост обоих типов зерен.

Результаты измерений фазового состава приведены на рис. 2. Выделение α -фазы не достигает уровня равновесного состояния. Тем не менее после $300\,^{\circ}$ С начинается резкое увеличение количества α -фазы, при этом, как следует из данных, полученных ранее [2], наблюдается некоторый рост остаточных напряжений. Морфология α -фазы меняется от тонкоигольчатой к крупноигольчатой и от точечных выделений к крупным глобулярным. При увеличении температуры отжига выше $450\,^{\circ}$ С начинается уменьшение содержания α -фазы, связанное, видимо, с увеличением растворимости α -фазы согласно диаграмме Cu-Zn.

На рис. 3 приведена зависимость твердости от

температуры отжига. Изменение твердости при термообработке, вероятно, обуславливается двумя конкурирующими процессами: дисперсионным старением и закалкой сплава на воздухе при охлаждении. Из рис. 3 следует, что до температуры 300 °С твердость повышается за счет выделения дисперсных частиц (идет дисперсионное старение), далее до температуры 400 °С твердость уменьшается вследствие увеличения

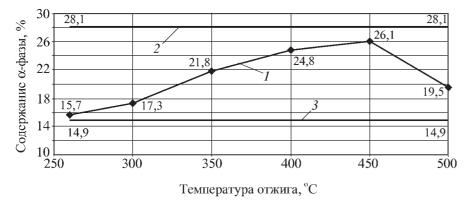


Рис. 2. Изменение содержания α -фазы в зависимости от температуры отжига: 1- содержание α -фазы; 2- отжиг при 650 °C; 3- отжиг при 600 °C

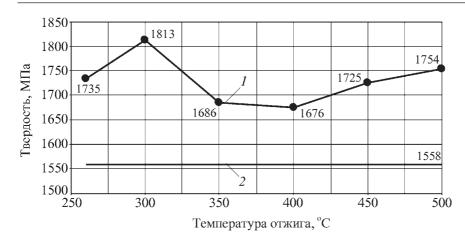


Рис. 3. Влияние температуры отжига на твердость латуни ЛМцА58-2-1: 1- твердость; 2- отжиг при 650~°C

объема более мягкой α -фазы (стадия укрупнения и коагуляции α -фазы). Кроме того, с повышением температуры отжига увеличивается энергия активации зарождения и роста выделений. Более высокий уровень твердости сплава при более низкой температуре может объясняться выпадением более дисперсных метастабильных когерентных кристаллов. Дальнейший рост твердости, видимо, связан с повышением растворимости α -фазы и содержания более твердой β -фазы.

Таким образом, температура отжига 400 °C обеспечивает снятие напряжений и не приводит к мак-

симальному выпадению α -фазы, которое происходит при 450 °C и сопровождается ростом напряжений. Главное уровень содержания α -фазы существенно ниже уровня, полученного при отжиге для равновесного состояния (при 650 °C).

В результате исследований выбран оптимальный режим термообработки, обеспечивающий необходимое качество продукции при сохранении требуемых механических свойств сплава: температура отжига 400 °C, длительность выдержки 1,5 ч.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. **Муратов В.С., Святкин А.В.** Совершенствование технологии изготовления прутков из латуни типа ЛМцА // Заготовительные производства в машиностроении. 2007. № 2. С. 36—39.
- 2. 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.

Алексей Владимирович Святкин, инженер; Владимир Сергеевич Муратов, д-р техн. наук

УДК 669.13:629.71

К.В. Макаренко, Д.В. Чмыхов (Брянский государственный технический университет)

Фрактографический анализ графитизированных чугунов

Проведен фрактографический анализ с использованием специального программного обеспечения изломов графитизированных чугунов. В результате анализа изображений поверхностей изломов выявлены особенности влияния распределения графитовой фазы и неметаллических включений на процессы разрушения чугунов с шаровидным и пластинчатым графитом.

Fractography analisis by special software of fractures graphitized cast irons is performed. Features of graphite phase and nonmetallics distribution influence on fracture of spheroidal and flake graphite irons are revealed by analysis of fractures surfaces images.

Ключевые слова: фрактография; чугун; графит; программа OptiRec3D.

Keywords: fractography; cast iron; graphite; program OptiRec3D.

Введение. Фрактографический анализ металлов и сплавов широко применяется для решения различных задач металловедения. При выборе материала для производства деталей учитываются механизмы разрушения материалов и процессы, проте-

кающие в области возникновения трещины. Изучая изломы, образующиеся при разрушении материалов в ходе их эксплуатации или испытаниях, можно сделать выводы о том или ином механизме разрушения или причинах, приведшим к нему.

В металловедении существует несколько способов исследования изломов материалов [1]. Традиционно для фрактографического анализа применяется растровая электронная микроскопия. Большая глубина фокуса, обусловленная детектированием вторичных электронов, возникающих при сканировании поверхности образца электронным лучом, сделали этот метод незаменимым для изучения изломов металлов и сплавов. Основной недостаток данного метода — высокая стоимость оборудования, которая ограничивает его широкое использование.

Последнее время в металлографии получили распространение аналитические компьютеризированные комплексы, применяемые для анализа изображений, полученных с микроскопов. Комплекс состоит из оптического микроскопа, компьютера и цифровой фотокамеры. Увеличенное изображение микроструктуры, полученное с помощью микроскопа, фиксируется цифровой фотокамерой, и передается в компьютер для последующей обработки. Компьютеризированные комплексы позволяют проводить качественный и количественный анализ изображения или решать специальные исследовательские задачи. В конечном итоге круг проблем, решаемых посредством аналитических комплексов, ограничен возможностями программного обеспечения.

Для того чтобы использовать оптическую микроскопию для решения задач фрактального анализа, необходимо применять специальные программы, которые позволяют проводить синтез рельефных объектов по нескольким изображениям [2]. Эти методы сложны в математической и технической реализации, но они позволяют использовать оптический микроскоп для фрактографических исследований, взамен дорогостоящего электронного микроскопа.

В графитизированных чугунах строение излома определяется не столько металлической матрицей, сколько формой, размерами и количеством графитовой фазы.

В серых чугунах включения графита имеют форму пластин, и их надрезающее воздействие в наибольшей степени влияет на прочностные свойства. Графитовые включения в чугуне являются концентраторами напряжений, разобщающих металлическую матрицу и играют роль зародышей трещин, вдоль которых осуществляется разрушение [3].

Высокопрочные чугуны, содержащие графитовые включения шаровидной формы, в меньшей степени зависимы от графитовой фазы и основная роль при их разрушении отводится металлической матрице, которая определяет вид излома [4]. Однако последние исследования, проведенные в

сфере изучения объемного распределения графитовых включений, указывают на определенные закономерности распределения графитовой фазы в матрице высокопрочного чугуна [5]. В частности определено, что графитовые включения в высокопрочном чугуне выстраиваются в цепочки, создавая определеным образом ориентированные структуры. В связи с этим возникает вопрос: как влияет закономерное расположение графитовой фазы на процессы разрушения изделий из высокопрочного чугуна?

Цель работы — с использованием компьютеризированного комплекса и специального программного обеспечения для объемной реконструкции поверхности рельефных объектов провести фрактографические исследования изломов графитизированных чугунов и оценить влияние распределения графитовой фазы и других факторов на процессы разрушения.

Методика проведения исследований. Образцы для испытаний изготовляли из чугунов, выплавленных в индукционных печах. Модифицирование расплава высокопрочного чугуна для получения в нем шаровидного графита осуществляли в автоклаве магнием. Модифицирование серого чугуна проводили в ковше ферросилицием. После модифицирования чугуны заливали в сухие песчано-глинистые формы для получения маслотных отливок диаметром 130 мм. Химический состав графитизированных чугунов приведен в табл. 1.

Из отливок на токарном станке вырезали заготовки колец сечением 6×3,5 и 6×5 мм соответственно для высокопрочного и серого чугунов. В кольцах прорезали замок. Для уменьшения влияния ликвационных явлений, возникающих при кристаллизации, на распределение химических элементов и структурных составляющих кольца подвергали термической обработке. Режим термической обработки для колец из высокопрочного и серого чугунов: температура аустенизации 850 °C, время выдержки 60 мин; охлаждение на воздухе до комнатной температуры; отпуск при температуре 410 °C в течение 60 мин.

После термической обработки проводили микроструктурные исследования и испытания механических свойств (табл. 2). Испытание термообработанных колец на изгиб осуществляли в соответствии со схемой, изображенной на рис. 1.

Изучение микростроения изломов образцов из графитизированных чугунов, полученных после испытания на изгиб, проводили на аналитическом

1. Химический состан	з графитизированных	чугунов
----------------------	---------------------	---------

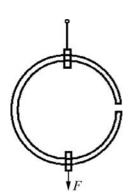
	Содержание элементов, % мас.									
Чугун	С	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Mo	Cu	Mg
Высокопроч- ный чугун с шаровидным графитом	3,5	2,4	1,0	0,02	0,04	0,4	1,3	0,7	0,35	0,05
Серый чугун с пластинчатым графитом	3,1	1,6	1,3	0,06	0,4	0,3	0,4	_	_	_

2. Результаты исследований колец из графитизированных чугунов

		Механические свойства					
II.		Граф	ОИТ				σ _{изг} , МПа
Чугун	Размер	Форма	Распределе- ние	Количество	Металлическая матрица	НВ	
Высокопрочный чугун с шаровидным графитом	ШГд45	ШГф3	ШГр3	ШГ4	Троостит отпуска	280	1306
Серый чугун с пластинчатым графитом	ПГд45—ПГд90	ПГф1	ПГр1	ПГ6	Троостит отпуска; фосфидная эвтектика ФЭ3	270	605

компьютеризированном комплексе, который основан на базе инвертированного металлографического микроскопа Leica DM IRM. Для трехмерной реконструкции поверхностей изломов использовали метод послойной микроскопии, который позволяет получать топографические рельефы объемных объектов на основании информации из частично резких изображений.

Для реализации метода необходимо получить ограниченное число последовательно зафиксированных частично резких фокусных изображений объекта исследования с постоянным шагом по глубине. Число изображений ограничивается интервалом высоты поверхности излома, т.е. расстоянием между самой верхней и нижней точкой изображения. Ряд



изображений для построения поверхности излома высокопрочного чугуна с шаровидным графитом приведен на рис. 2.

Для реконструкции поверхности излома чугуна применяли программу Optical

Рис. 1. Схема нагружения образцов

Reconstruction 3D (OptiRec3D). Программа выполняет объемную реконструкцию поверхности по набору фотографий с возможностью последующего анализа результатов. OptiRec3D отличается хорошей скоростью обработки исходных данных и большой точностью реконструируемых моделей.

В основе программы лежит математическая модель определения четкости изображений, которая

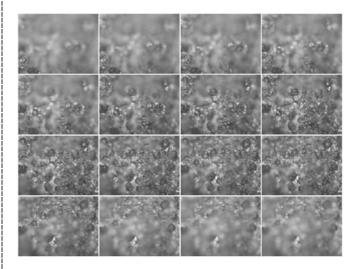


Рис. 2. Изображения для построения поверхности излома высокопрочного чугуна с шаровидным графитом

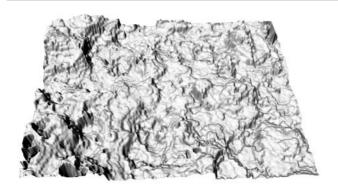


Рис. 3. Объемная поверхность излома образца высокопрочного чугуна с шаровидным графитом

позволяет получить численную оценку четкости отдельной фотографии в каждой ее точке. Анализ четкости в конкретной точке проводится по результатам рассмотрения количественных характеристик области около этой точки. Выраженная в числовой форме четкость позволяет сравнивать различные области одной фотографии и разные изображения между собой. По результатам анализа каждого изображения определяются области наивысшей четкости, по которым путем суммирования строится морфометрическая карта. Морфометрическая карта дает не только визуальное представление о распределении высот, но и геометрическую форму области, находящейся на одной высоте. Эти данные в дальнейшем используются для уточнения высоты точек реконструируемой поверхности, а также в процессе определения точности позиционирования точек по высоте. Высота точек уточняется с помощью алгоритма позиционирования точек реконструируемой поверхности. Оперируя расстоянием между изображениями, осуществляется взаимосвязь между высотой и значением сфокусированности для каждой точки поверхности.

Часто в процессе определения точек поверхности при работе программы возникают неточности, которые не сопоставимы с реальной структурой исследуемого объекта. Такие отклонения на изображении поверхности являются шумами. Для сглаживания шумов в алгоритме программы существует фильтр, который использует метод регрессии значений и наилучшим образом устраняет шумы. Фильтрация является окончательным этапом реконструкции поверхности. В результате применения описанных моделей и методов получается набор данных, которые несут информацию об объемной форме поверхности заданной точностью.

На основе набора данных программа OptiRec3D строит объемную модель поверхности объекта исследования. Визуализировать данную модель можно, используя модуль анализа 3D-моделей. Пример объемной поверхности излома образца высокопрочного чугуна с шаровидным графитом представлен на рис. 3.

Полученная с помощью программы OptiRec3D объемная модель поверхности может быть обработапомощью большинства современных САD/САМ-систем. Последующая обработка в программе T-FLEX v.9 позволила нанести материал поверхности и получить окончательное изображение исследуемых поверхностей изломов графитизированных чугунов. Текстура материала, добавленная в базу данных программ T-FLEX v.9 и использованная для последующего покрытия поверхности излома, была получена также с помощью программы OptiRec3D. Для этого в дополнительном модуле программы была осуществлена операция объединения в одно изображение областей с наивысшей четкостью.

Результаты исследования. Для получения изображения излома поверхности графитизированных серых и высокопрочных чугунов использовали данные, состоящие из 16 последовательных фотографий микроструктур. Расстояние между изображениями 8 и 12 мм соответственно для высокопрочного и серого чугуна. Размер пикселя на изображениях определяли исходя из увеличения объектива, в обоих случаях он составил 0,637 мкм. Поверхность излома высокопрочного чугуна с нанесенным изображением поверхности (рис. 4) приведена на рис. 5.

Представленная поверхность является типичной для большинства исследованных образцов. В целом ее можно охарактеризовать как мелкозернистую с ярко выраженными цепочками графитовых включений, проявляющимися на поверхности излома.

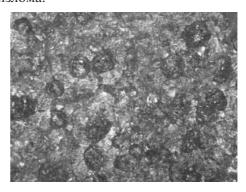


Рис. 4. Микроструктура поверхности излома образца из высокопрочного чугуна с шаровидным графитом, полученная путем суммирования областей с высокой четкостью из различных изображений ряда данных. ×200

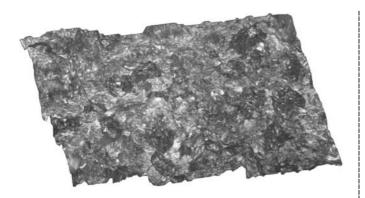


Рис. 5. Поверхность излома образца из высокопрочного чугуна с шаровидным графитом

Обсуждение результатов. Излом серого чугуна (рис. 6, б) характеризуется более грубым строением и ярко выраженной взаимосвязью с расположением графитовой фазы, чем у образца из высокопрочного чугуна. Анализ изображения поверхности излома показывает, что трещины в процессе разрушения преимущественно образовались вдоль плоскостей графитовых включений (рис. 6, а). Наблюдаемая картина указывает на то, что процесс разрушения проходил через центры эвтектических колоний, где графитовые включения имеют наибольшие поперечные размеры. В этих участках чугуна металлическая матрица сильно разобщена графитовой фазой.

Анализ поверхности излома показывает, что процессу разрушения серого чугуна способствовали также неметаллические включения. Большое загрязнение чугуна серой и дополнительное легирование фосфором приводят к появлению в структуре сульфидных включений и фосфидной эвтек-

тики, которые, так же как и графит, являются концентраторами напряжений.

Фосфидная эвтектика и сульфидные включения в структуре чугуна обычно сконцентрированы на периферии эвтектических колоний. В этих участках на модели поверхности (см. рис. 6, δ) наблюдаются пики и впадины, указывающие на то, что разрушение совершалось по этим элементам структуры. Негативное влияние фосфидной эвтектики объясняется тем, что она, затвердевая на последней стадии кристаллизации, изолирует отдельные эвтектические ячейки, тем самым создавая границы раздела в структуре. Границы раздела, так же как и пластины графита, нарушают сплошность и однородность металлической матрицы. Присутствующие в фосфидной эвтектике включения цементита повышают ее твердость и способствуют хрупкому разрушению. Таким образом, трещина в сером чугуне может проходить либо через эвтектические ячейки вдоль плоскостей графита, либо минуя их и разрушаясь по сульфидным включениям или фосфидной эвтектике.

Несмотря на то что графитовые включения в высокопрочном чугуне имеют форму сфероидов, что, по мнению многих авторов, значительно ослабляет их влияние на механические свойства, особенности их распределения сказываются на процессах разрушения чугуна. При изучении микроструктуры поверхности излома высокопрочного чугуна (см. рис. 4) выявлено, что поверхность излома проходит по цепочкам графитовых включений.

При кристаллизации высокопрочного чугуна на графитовых включениях образуются эвтектические ячейки, которые склонны к объединению в кла-

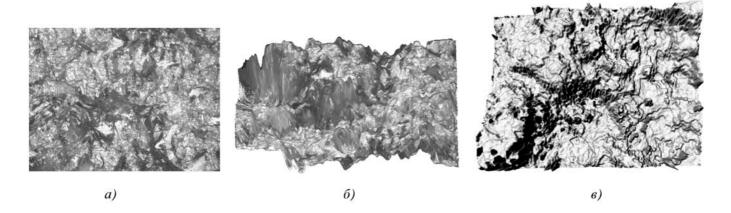


Рис. 6. Поверхность излома серого чугуна с пластинчатым графитом: a — микроструктура поверхности, $\times 200$; δ — объемная реконструкция поверхности с нанесенной микроструктурой; δ — модель поверхности излома, полученная с помощью программы OptiRec3D

стерные цепочки простейшего типа. Последующая агрегация первичных кластеров приводит к возникновению каркаса, состоящего из растущих в ходе кристаллизации эвтектических ячеек. Последующее эвтектоидное превращение стирает границы первичного кластерного строения чугуна, в связи с чем трудно оценить влияние первичной структуры на процессы разрушения чугуна. Однако анализ поверхности изломов показывает, что именно по кластерным цепочкам эвтектических ячеек осуществляется процесс разрушения чугуна.

Разрушение колец из высокопрочного чугуна происходит в несколько этапов. На начальном этапе зарождение трещин начинается на границе "графит-металлическая матрица", так как, несмотря на компактную форму, графитовые включения разделяют металлическую матрицу чугуна. Затем процесс разобщения структуры локализуется пластической деформацией металлической матрицы. На этом этапе развитие микротрещин идет путями наименьшего сопротивления по тем участкам металлической матрицы, которые находятся между двумя соседними графитовыми включениями. Дополнительное ослабление металлической матрицы происходит вследствие того, что в структуре часто возникают точки касания между соседними графитовыми включениями, объединенными в кластерные цепочки, в которых они расположены как "бусины в ожерелье". Из рис. 4 видно, что графитовые включения, выходящие на поверхность излома, соединены между собой и образуют вереницы, по которым и распространяется трещина в процессе разрушения. При этом в процессе разрушения графитовые включения часто остаются целыми, что указывает на возможность существования зазора между графитом и металлической матрицей. На заключительном этапе происходит слияние микротрещин и образец разрушается.

В высокопрочном чугуне неметаллических включений значительно меньше, чем в сером чугуне, поэтому их воздействие на процессы разрушения снижается. При изучении строения поверхности излома высокопрочного чугуна (см. рис. 3) практически отсутствуют пики и впадины, которые, как ранее было показано для серого чугуна,

являются участками структуры, где расположены неметаллические включения.

Это обусловлено тем, что магний, содержащийся в лигатуре, используемой для модифицирования чугуна, производит эффект его десульфурации, связывая серу в химическое соединение MgS, в последующем удаляемое со шлаком перед разливкой.

Исследования поверхностей изломов графитизированных чугунов доказывают, что на процессы разрушения и как следствие на механические свойства влияет не столько форма, а распределение графитовой фазы. Особенно сильно это влияние проявляется в высокопрочном чугуне.

Выводы

- 1. Доказана эффективность использования методов оптической реконструкции и программы OptiRec3D для фрактографических исследований материалов.
- 2. Существенное влияние на процессы разрушения серого чугуна кроме пластин графита оказывают неметаллические включения, представленные сульфидами и фосфидной эвтектикой.
- 3. Показано, что поверхность излома высокопрочного чугуна проходит по цепочкам графитовых включений. Таким образом, первичное строение чугуна влияет на процессы разрушения.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. **Штремель М.А.** Возможности фрактографии // Металловедение и термическая обработка металлов. 2005. № 5. С. 35—43.
- 2. Яне Б. Цифровая обработка изображений. М.: Техносфера, 2007. 584 с.
- 3. **Волчек И.П.** Сопротивление разрушению стали и чугуна. М.: Металлургия, 1993. 192 с.
- 4. **Шебатинов М.П., Абраменко Ю.Е., Бех Н.И.** Высокопрочный чугун в автомобилестроении. М.: Машиностроение, 1988. 216 с.
- 5. **Макаренко К.В.** Особенности распределения графита в отливках из ЧШГ // Изв. высш. учеб. заведений. Черная металлургия. 2009. № 1. С. 43–46.

Константин Васильевич Макаренко, канд. техн. наук; Дмитрий Владимирович Чмыхов, ассистент кафедры



УДК 669.018.44

М.В. Васильчук, А.А. Шатульский (Рыбинская государственная авиационная технологическая академия им. П.А. Соловьёва)

Влияние химического состава на условия формирования структуры и свойств жаропрочных никелевых сплавов с монокристаллической и столбчатой структурой

Проанализировано влияние химического состава на параметры микроструктуры и свойства моно-кристаллических жаропрочных никелевых сплавов. Даны основные выводы по результатам анализа существующих научных и производственных данных; приведены корреляционные зависимости, доказывающие правильность сделанных выводов.

This article is devoted to the chemical composition influence on microstructure and properties of the single-crystal nickel based alloys. Basic conclusions as result of the scientific and production data analisis finded in this field of technology are given. Correlation dependencies confirmed correctness of the conclusions made by author are presented.

Ключевые слова: жаропрочные сплавы; монокристаллитное литье; дендрит; структура; свойство; химический состав сплава.

Keywords: heat-resistant alloys; casting of single-crystal structures; dendrite; structure; property; chemical composition of alloy.

Метод монокристаллитного литья для изготовления рабочих турбинных лопаток ГТД в настоящее время получил широкое распространение благодаря ряду преимуществ, к которым, прежде всего, относятся: возможность управления процессом формирования макро- и микроструктуры отливки, использование современных высокожаропрочных литейных сплавов, получение отливок сложной геометрии, в том числе и с внутренней полостью.

Механические и эксплуатационные свойства отливок с монокристаллической или столбчатой структурой, по мнению авторов работ [1, 2], определяются прежде всего макро- и микроструктурой сплава, а также его химическим составом. Примеры зависимости эксплуатационных свойств от хими-

ческого состава и параметров микроструктуры сплава представлены в табл. 1 и 2.

Согласно результатам исследований, проведенных авторами работ [2, 3], основными факторами, влияющими на условия формирования макро- и микроструктуры жаропрочных сплавов при направленной кристаллизации являются:

- технологические факторы (температурный градиент G, °C/см, и скорость кристаллизации R, мм/мин);
- химический состав сплава, определяющий его интервал кристаллизации температуры ликвидуса и солидуса, фазовый состав, а также теплофизические свойства.

Так как метод монокристаллитного литья является достаточно энергоемким и высокозатратным,

1. Зависимость предела длительнои прочности от химического состава и параметров микроструктур

Марка сплава	Расстояние между осями дендрита λ, мкм	Размер эвтектической γ/γ' -фазы, мкм	σ ¹¹⁰⁰ ₁₀₀ , ΜΠα	Примечания
ЖС6У	445	35	65	Получено методом радиационного охлаждения
ЖС26	270	11,3	90	Получено на установке УВНК-9 ($G = 5060$ °C/см)
ЖС36	250	35	137	Получено на установке
ЖС47	350	36	170	УВНК-8 ($G = 5060$ °C/см)

2. Средние	значения	кратковре	менной	прочности
	образцов	из сплава	ЖС26	

Скорость кристаллизации, мм/с	Температурный градиент G , °C/см	$\sigma_{\text{в}}$, МПа (среднее значение образцов 15 плавок)	
5		858,7	
10	5060	865,6	
20		952,1	

то на начальной стадии подготовки производства при выборе параметров технологического процесса литья необходимо рассмотреть возможности прогноза свойств получаемых отливок.

Поэтому в работе на начальном этапе исследования были проанализированы существующие аналитические модели, описывающие взаимосвязь между технологическими факторами направленной кристаллизации и получаемой микроструктурой сплавов. В частности, авторы работы [3] предлагают для моделирования этого процесса следующие зависимости:

$$\lambda = a(G_L R)^{-1/3},$$

$$\lambda_{\gamma/\gamma'} = a_1 (G_S R)^{-1/4},$$

где λ — междендритное расстояние; $\lambda_{\gamma/\gamma'}$ — размер эвтектической γ/γ' -фазы; $G_{L,S}$ — градиенты в расплаве, которые можно измерить термопарами (внешние температурные градиенты, обеспечи-

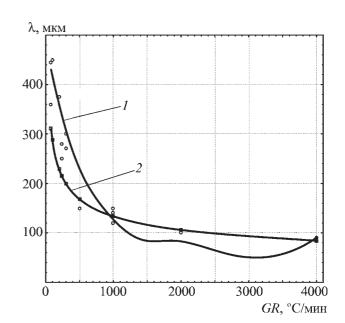


Рис. 1. График сравнения экспериментальных (I) значений параметра λ с расчетными (2) (в качестве основы взята скорость охлаждения отливки GR)

ваемые конструкцией установки для неразрушающего контроля и методом охлаждения); R — скорость кристаллизации кристалла; a_1 , a_2 — коэффициенты пропорциональности, для жаропрочных сплавов типа ЖС26, ЖС36, Rene5; a_1 = 620; a_2 = 20,8 [3].

Анализ приведенных выше моделей показывает, что при равенстве технологических факторов на-

3. Сравнение расчетных и экспериментальных данных

			Значени	ия параметров	Погрешность, %				
Сплав $G, °C/см$ $R,$		<i>R</i> , мм/мин	<i>R</i> , мм/мин Эксперимен		ентальные Расчет		Погреш	прешность, //	
			λ	$\lambda_{\gamma/\gamma'}$	λ	$\lambda_{\gamma/\gamma'}$	$arepsilon_{\lambda}$	$arepsilon_{\lambda_{\gamma\!/\gamma'}}$	
ЖС6У		4	445	35	310,0	12,1	30,3	65,39	
ЖС26	20	5	450	_	287,8	11,4	36,0	_	
ЖС32	20	5	600	_	287,8	11,4	52,0	_	
CSMX-4		4	360	_	310,0	12,1	13,9	_	
ЖС26		5	270	11,3	199,5	8,6	26,1	23,98	
ЖС32		5	_	15,5	199,5	8,6	_	44,58	
ЖС36	60	4	250	_	214,9	9,1	14,0	_	
Rene5		5	300	40	199,5	8,6	33,5	78,52	
CSMX-4		4	280	_	214,9	9,1	23,2	_	
ЖС36		5	140	11,5	133,6	6,3	4,6	45,38	
Rene5	200	5	120	12	133,6	6,3	11,3	47,65	
CSMX-4		5	150	_	133,6	6,3	11,0	_	

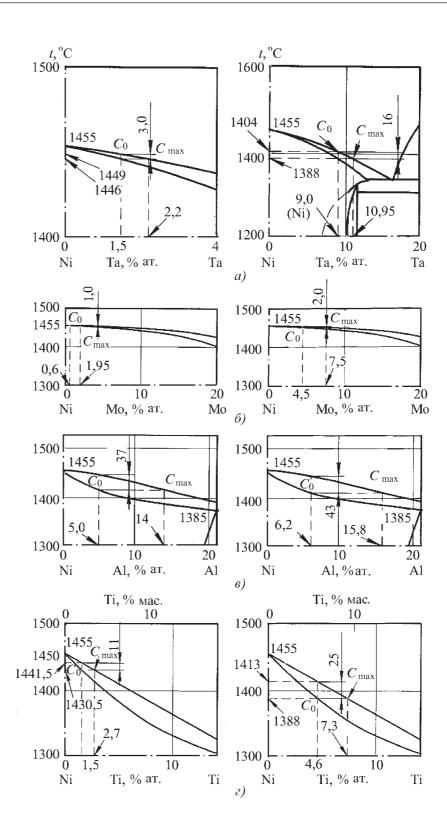
Рис. 2. Фрагменты некоторых диаграмм состояния Ni—легирующий элемент с максимальной и минимальной концентрацией легирующего элемента в промышленных жаропрочных сплавах:

$$a$$
 – Ni–Ta; δ – Ni–Mo; ϵ – Ni–Al; ϵ – Ni–Ti

правленной кристаллизации (температурного градиента и скорости кристаллизации) параметры микроструктуры сплавов с различным химическим составом должны быть абсолютно одинаковыми, однако на практике наблюдается значительный разброс этих значений (для разных сплавов λ = 400...800 MKM, $\lambda_{yy/yy} =$ = 25...50 мкм и т.д.), особенно при низких температурных градиентах. В частности, для сплава ЖС6У $\lambda = 450...500$ мкм, а для сплава CSMX-4 $-\lambda$ = 360...380 мкм при G = $= 10...20 \, ^{\circ}\text{C/cm}.$

Для выяснения причин появления такого значительного разброса и несоответствия значений параметров микроструктуры было проведено сравнение расчетных и экспериментальных данных по ряду промышленных сплавов при фиксированных значениях основных параметров литья. Значения параметров микроструктуры были взяты из литературных источников [2-5], а также получены в ходе собственных экспериментов и анализа производственных данных и представлены в табл. 3 и на рис. 1.

Из табл. 3 видно, что экспериментальные значения параметров микроструктуры различных сплавов, полученных при одинаковых режимах неразрушающего контроля, значительно расходятся с расчетными. Возможной причиной



этого является то, что в данной модели не учтено влияние химического состава сплава на параметры микроструктуры.

Поэтому целью исследования явилось изучение влияния химического состава никелевых жаропрочных сплавов на кинетику процесса кристаллизации.

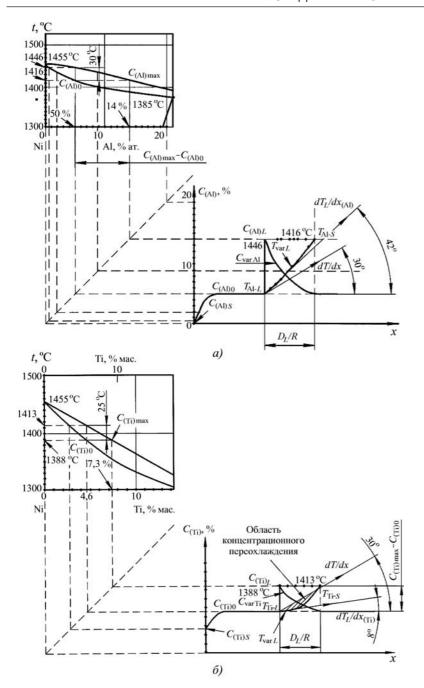


Рис. 3. Сравнительный механизм влияния легирующих элементов Al (a) и Ti (δ) на устойчивость плоского фронта роста и склонность сплава к формированию совершенной структуры:

a — связь диаграммы состояния Ni—Al (5 % Al) с распределением концентраций и температур в приграничном диффузионном слое при кристаллизации сплава Ni-5 % Al; δ — связь диаграммы состояния Ni-Ti (4,6 % Ti) с распределением концентраций и температур в приграничном диффузионном слое при кристаллизации сплава Ni-4,6 % Ti; T_{Al-L} , T_{Ti-L} – температура ликвидуса соответственно сплавов Ni-Al (5 % Al) и Ni-Ti (4,6 % Ti) - температура в начале диффузионного слоя; T_{Al-S} , T_{Ti-S} — температура солидуса соответственно сплавов Ni-Al (5 % Al) и Ni-Ti (4,6 % Ti) – температура в конце диффузионного слоя (перед фронтом роста). Эта температура соответствует температуре ликвидуса жидкого металла с максимальной концентрацией алюминия или титана (перед фронтом роста) – Tmax $_{Al-L}$ или Tmax $_{Ti-L}$; $dT_L/dx_{(Al)}$, $dT_L/dx_{(Ti)}$ — градиент температуры ликвидус в приграничном к фронту роста диффузионном слое соответственно алюминия и титана; D_L/R — толщина диффузионного слоя; $T_{\text{var}L}$ – график изменения температуры ликвидус сплава по высоте приграничного диффузионного слоя; dT/dx — температурный градиент, создаваемый внешними условиями (охлаждение); $C_{({\rm Al})0},\ C_{({\rm Ti})0}$ — общая концентрация соответственно алюминия (5 %) и титана (4,6 %) в двойном сплаве; $C_{(Al)S}$, $C_{(\mathrm{Ti})S}$ — концентрация соответственно алюминия и титана в первых порциях закристаллизовавшегося сплава ($C_{(...)S} = k_{(...)}C_{(...)0}$, где $k_{(...)}$ – коэффициент распределения элемента); $C_{(Al)L}$, $C_{\text{(Ti)}L}$ — концентрация соответственно алюминия и титана перед фронтом роста ($C_{(...)L}$ = $=k_{(...)}/C_{(...)0}$); $C_{\text{var Al}}$, $C_{\text{var Ti}}$ — график изменения концентрации соответственно алюминия и титана в диффузионном слое

Для анализа влияния легирующих элементов на условия формирования структуры сплава в процессе направленной кристаллизации и последующей их классификации на группы были выполнены следующие работы:

- 1. Проанализированы диаграммы состояния двойных систем никельлегирующий элемент по основным элементам в рамках существующей классификации [6]:
- упрочняющим γ -твердый раствор (Cr, Mo, W, Re, Co, Ta);
 - образующим γ'-фазу (Al, Nb, Ta, Ti, V);

- элементам, упрочняющим границы зерен (В, С, Нf).
- 2. Выбраны промышленные сплавы с максимальной и минимальной концентрацией основных легирующих элементов (допустим, Al 5,0 % B сплаве MAR M200 и 6,2 % в сплаве Rene6). Для данных концентраций построены области диаграмм состояния двойных систем никель легирующий элемент, в которых определены приблизительные температуры и концентрации легирующего элемента на границе диффузионного слоя при условии плоского фронта роста (рис. 2).

В результате анализа диаграмм двойных систем и результатов исследования процессов формирования структуры при направленной кристаллизации [3, 5], были сделаны следующие выводы:

- 1) в условиях направленного затвердевания отливки с плоским фронтом роста градиент температуры ликвидус (dT_L/dx) , создаваемый в приграничном диффузионном слое легирующего элемента за счет изменения концентрации этого элемента, зависит от температурного интервала кристаллизации и наклона линии ликвидуса, определяемых в свою очередь химическим составом сплава;
- 2) чем шире интервал кристаллизации и больше угол наклона линии ликвидуса, тем менее устойчив плоский фронт роста сплава, меньше склонность сплава к формированию совершенной структуры (в том числе и мелкодисперсной). Пример влияния интервала кристаллизации и наклона линии ликвидуса на устойчивость плоского фронта роста сплава представлен на рис. 3;
- 3) для сравнительного анализа влияния легирующих элементов на условия формирования структуры при направленной кристаллизации был предложен коэффициент изменения разности температуры ликвидус по высоте приграничного диффузионного слоя, Δk_{TL} , °C/процент:

$$\Delta k_{TL} = \frac{\Delta T_{L(C_{\text{max}})} - \Delta T_{L(C_{\text{min}})}}{C_{\text{max}} - C_{\text{min}}},$$

где $\Delta T_{L(C_{\max})}$, $\Delta T_{L(C_{\min})}$ — разность температуры ликвидус по высоте пограничного диффузионного слоя в двойном сплаве соответственно с максимальной и минимальной концентрацией легирующего элемента, °C; C_{\max} , C_{\min} — концентрация легирующего элемента в двойном сплаве соответственно с наибольшей и наименьшей концентрацией легирующего элемента, %.

Данный коэффициент является косвенной сравнительной характеристикой влияния различных легирующих элементов на условия формирования структуры монокристаллического сплава и показывает степень изменения разности температуры ликвидус по высоте пограничного диффузионного при увеличении содержания легирующего элемента в сплаве на 1 %. Таким образом, по его величине можно судить о том, какой элемент больше влияет на устойчивость плоского фронта роста и склонность сплава к формированию совершенной структуры, а какой меньше.

Результаты расчетов, проведенные для легирующих элементов, понижающих температуру ликви-

4. Расчетные значения коэффициента изменения температуры ликвидус

Легирующий элемент	Коэффициент изменения температуры ликвидус, °С/процент
Mo	0,25
Al	3,33
Ti	4,52
Та	1,37
V	<< 1
Nb	16,36
Hf	126,79
С	29,4

дуса никеля, приведены в табл. 4. Кроме того, были проанализированы данные работы [7], посвященной анализу диаграмм состояния тройных систем никель-алюминий-легирующий элемент.

На основании проведенных исследований были сделаны следующие выводы:

- 1. Элемент, образующие γ' -фазу Al, Nb, Ti, Ta ($\Delta k_{TL}=1...20$ °C/процент) увеличивают разность температуры ликвидус по высоте пограничного диффузионного слоя, тем самым способствуя образованию дендритного фронта роста с более крупными параметрами микроструктуры.
- 2. Элементы, упрочняющие границы зерен, С, В, Нf ($\Delta k_{TL} > 20$ °С/процент) оказывают значительное влияние на устойчивость плоского фронта роста за счет сильного увеличения разности температуры ликвидус (dT_L/dx) на фронте роста.
- 3. Элементы Та, Cr, W, Mo, Re ($\Delta k_{TL} < 1$ °C/процент) способствуют образованию дендритного фронта роста, но за счет замедления диффузионных процессов в твердо-жидкой зоне сплава [3, стр. 301, уравнение 7.19].

Учитывая сложность химического состава жаропрочных никелевых монокристаллических сплавов и наличие элементов первой и второй групп, замедление диффузионных процессов в сплаве способствует увеличению толщины приграничного диффузионного слоя, что, в свою очередь, приводит к увеличению параметров микроструктуры сплава.

Таким образом, все вышеперечисленные элементы способствуют увеличению градиента температуры ликвидус и формированию дендритного фронта роста.

Полученные выводы подтвердились статистическим анализом опытных данных, полученных в ра-

5. Результаты корреляционного анализа

Фактор	Уравнение корреляции по λ	Коэффициент корреляции		
$C_{Al+Ti+Ta+Nb+Hf}$	$\lambda = 137,23+12,853 \text{ C}_{Al+Ti+Ta+Nb}$	0,73		
$C_{Ta+Re+Mo+W+Cr}$	$\lambda = -14,72+13,475 C_{Ta+Re+W+Mo+Cr}$	0,54		

П р и м е ч а н и я: 1. В качестве факторов в данных уравнениях выступает суммарное содержание легирующих элементов. 2. Основной параметр – λ, мкм, – расстояние между осями дендрита.

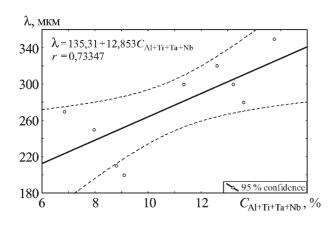


Рис. 4. График однофакторной линейной корреляции расстояния между осями дендрита и содержанием элементов, образующих у'-фазу

ботах [3–5]. Результаты статистического анализа представлены в табл. 5 и на рис. 4 и 5.

Полученные знания могут быть использованы для нахождения оптимального химического состава сплава в пределах ТУ на материал, что позволит повысить выход годного литья по микро- и макроструктуре.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. **Каблов Е.Н., Бондаренко Ю.А., Сурова В.А.** Особенности высокоградиентной направленной кристаллизации и оборудование для литья монокристаллических образцов и турбинных лопаток из жаропрочных сплавов, содержащих рений // Авиационные материалы на рубеже XX—XXI вв. ВИАМ. 2003.
- 2. **Каблов Е.Н.** Литые лопатки газотурбинных двигателей: сплавы, технологии, покрытия. М.: МИСИС, 2001. 632 с.
- 3. **Светлов И.Л., Кулешова Е.А., Монастырский В.П.** и др. // ДАН (Сер. Металлы). 1990. № 1. С. 86—93.

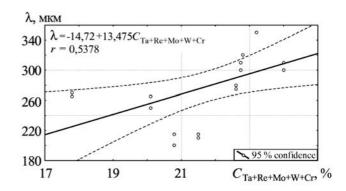


Рис 5. График однофакторной линейной корреляции расстояния между осями дендрита и содержанием элементов, упрочняющих у-твердый раствор

- 4. **Бондаренко Ю.А., Каблов Е.Н., Морозова Г.И.** Влияние высокоградиентной направленной кристаллизации на структуру и фазовый состав жаропрочного сплава типа RENE-N5 // Металловедение и термическая обработка металлов. 1999. № 2. С. 15—18.
- 5. **Шалин Р.Е., Светлов И.Л., Качанов Е.Б.** Монокристаллы никелевых жаропрочных сплавов. М.: Машиностроение, 1997. 336 с.
- 6. **Гуляев Б.Б., Григораш Е.Ф., Ефимова М.Н.** Исследование интервалов кристаллизации никеля // Металловедение и термическая обработка металлов. 1978. № 11. С. 34—37.
- 7. **Ляпишев Е.Н.** Диаграммы состояния двойных систем. В 2 т. М.: Машиностроение, 2003.
- 8. **Симс Ч., Хагель В.** Суперсплавы: пер. с англ. В 2 кн. / Ю.П. Либерова, А.Б. Цепелева, под ред. Р.Е. Шалина. М.: Металлургия, 1995.

Максим Владимирович Васильчук, инженер; Александр Анатольевич Шатульский, д-р техн. наук



RNHAMGOOHN

УДК 629:[339.137:658.589]

Т.Ю. Пашеева (Мурманский государственный технический университет)

О точности заготовки и ее влиянии на качество изготовления металлоконструкций

Рассмотрены вопросы изготовления заготовок методом термической резки, влияния качества заготовок на точность сборки сварных металлоконструкций. Значительное место отведено качеству получаемых заготовок, анализу измерений и реализации методик статистического управления процессами.

Questions of blanks manufacturing by thermal cutting, influences of blanks quality on accuracy of welded metal construction assembly are considered. Important place is devoted to quality of received blanks, measurements analysis and realisation of statistical process control techniques.

Ключевые слова: точность; качество; заготовка; резка; металлоконструкция; производство.

Keywords: accuracy; quality; blank; cutting; metal construction; manufacture.

Сварные конструкции, собранные из отдельных заготовок, широко применяют для изготовления конструкций сложной формы. Сварные конструкции настолько технологичны, что их можно изготовлять практически на любом машиностроительном, судоремонтном и прочих заводах. Габаритные размеры и масса сварных заготовок неограниченны, а форма может быть любой сложности.

Известно, что качество сварной металлоконструкции зависит от точного изготовления исходной заготовки. В связи с этим актуальными являются вопросы развития сварочных и родственных им технологий, в том числе технологии резки металлов, контроля качества заготовок в процессе их изготовления.

Усложнение технологий резки и сварки обуславливает необходимость качественного управления их эффективностью.

Точность размеров заготовки и состояние ее поверхностей обусловлены способом ее получения. На всех этапах технологического процесса изготовления заготовок неизбежны те или иные погрешности, в результате чего достичь абсолютную точность заготовок практически невозможно.

Погрешности, возникающие на различных этапах технологического процесса, взаимосвязаны. Точность сборки изделия зависит от точности изготовления ее деталей, а последующая обработка зависит от точности изготовления заготовок, поскольку их свойства в определенной степени передаются готовым изделиям.

Повышение точности изготовления заготовки снижает трудоемкость последующей обработки и сокращает расход материала из-за уменьшения припусков. Повышение точности изготовления заготовок сокращает трудоемкость сборки изделия вследствие частичного или полного устранения пригоночных работ.

О мероприятиях по повышению уровня производства в заготовительной базе. В результате нарушения установленного технологического процесса, недостаточного числа контрольных операций, низкой квалификации резчика в заготовке образуются дефекты. В связи с этим необходимы мероприятия по дальнейшему повышению технического уровня производства в заготовительной базе машиностроения. Решение этих задач — успешное применение новых технологий резки, благодаря которым определяют оптимальные схемы раскроя, обеспечивают получение высокоточных заготовок.

Выбор технологии резки (и дополнительного оборудования) является важной задачей при приобретении установки, поскольку каждая имеет свои преимущества и области применения.

Газопламенная обработка по-прежнему остается одним из основных процессов в заготовительном производстве при раскрое металла. Свыше 100 типов оборудования для реализации различных процессов газопламенной обработки выпускают ведущие фирмы России, ближнего и дальнего зарубежья. Все оборудование для газопламенной обработки можно классифицировать следующим образом:

- по назначению аппаратура для кислородной резки, дуговой резки;
- по применению универсальное оборудование (сварка, резка, наплавка, пайка, подогрев);
- по способу применения для ручных способов газорезательной обработки, для механизированных процессов.

Для унификации выпускаемых наиболее многочисленных типов машин для резки листовой стали введен ГОСТ 5614—86, который предлагает разделение стационарных машин на портальные, портально-консольные, шарнирные.

В зависимости от способа управления машинами различают машины с числовым программным, фотоэлектронным, магнитокопировальным и механическим управлением.

Наиболее высокую точность резки портальными машинами обеспечивают устройства числового программного управления (УЧПУ) контурным движением и технологическими переходами. Из-за высокой стоимости эти машины целесообразно применять на металлообрабатывающих предприятиях с большими объемами резки.

Ни один из способов резки не вытеснил остальные, поэтому нельзя какой-нибудь способ рассматривать как наиболее экономически эффективный, а какие-либо результаты резки считать наилучшими. Каждый случай резки следует анализировать отдельно.

При этом необходимо учитывать, что механизмы действия всех этих способов значительно различаются между собой и подходят лишь для определенных материалов или для определенных толщин заготовок. Качественные характеристики реза определяют и другие аспекты. Существуют требования по достигаемой точности, по углу кромки реза и влиянию, оказываемому на обрабатываемый материал в зоне теплового воздействия. Большое значение имеет экономический аспект. Он реализуется путем сравнения стоимости реза, например стоимости реза на 1 м его длины.

Все чаще в производстве, особенно в точном машино- и кораблестроении, электронике и других областях, там, где требуется изготовление деталей разной конфигурации с повышенной точностью, применяют новейшие разработки машин термической резки (МТР) с ЧПУ как российского, так и зарубежного производства.

Для того чтобы оценить необходимость применения в производстве МТР портального типа с ЧПУ, нужно определить ежемесячную потребность предприятия в заготовках, получаемых методом термической резки. В среднем пороговая цифра составля-

ет 60...100 т листового металлопроката. В случае, если эта цифра меньше, то необходимость в МТР с ЧПУ будет определяться потребностью в получении заготовок высокого качества для снижения затрат на механическую обработку деталей после ручной вырезки заготовок или при использовании алюминиевых, коррозионно-стойких материалов, особенно больших толщин (свыше 50 мм).

Далее необходимо оценить сортамент применяемого листового проката по габаритным размерам, толщинам, выделить диапазон наиболее часто применяемых в производстве толщин и задать минимальные и максимальные толщины обработки.

Следует понимать, что МТР с ЧПУ в первом приближении способна обеспечить вырезку деталей с точностью порядка 1 мм. На больших толщинах возникает эффект косины реза (неперпендикулярность кромки по отношению к поверхности листа). Повышение качества резки по параметру косины возможно, но требует дополнительных затрат на первоначальную комплектацию МТР и применение более дорогих расходных материалов.

Все производители стараются повысить механическую точность наведения MTP, но существует динамический предел, в соответствии с которым высокая точность больше не компенсирует технологическую точность рабочего инструмента. На сегодняшний день производители обеспечивают механическую точность ± 0.15 мм для легких MTP и ± 0.35 мм для больших MTP.

Одной из важных характеристик МТР портального типа с ЧПУ является их производительность. В первую очередь, это зависит от технически рационального выбора технологической оснастки, а именно газокислородной резки — плазменной или микроплазменной.

Каждая технология обладает как преимуществами, так и недостатками.

Если необходимо резать черные стали с толщиной до 200 мм, то применение газокислородной резки не позволяет ускорить этот процесс более чем на 10 % от оптимального для этого вида физического процесса. При этом придется обеспечивать более высокое входное давление кислорода, более дорогостоящие сопла, что не всегда возможно технически. Газокислородная резка не может превысить скорости резания 1000 мм/мин, поэтому производительность МТР средняя.

Практически у всех производителей плазменных систем резки рекомендованные ими скорости резки различных толщин для различных материалов практически одинаковы, так как в основе лежит один и тот же физический процесс.

Для увеличения производительности МТР следует обратить внимание на технологические операции загрузки на раскройных столах МТР листового металлопроката и выгрузки готовых деталей. Существующая статистика показывает, что машинное время работы МТР на резку деталей равно времени на ее загрузку/выгрузку, а чаще составляет 40 % от общего технологического цикла операции термической резки заготовок. В последнее время применяют МТР с двумя рабочими зонами: на одной идет резка, на другой — погрузка/выгрузка. Однако это требует дополнительного пространства в цехе.

Если на предприятии сохранилась старая машина для термической резки, то экономически целесообразно не приобретать новую МТР, а провести ее модернизацию. Затраты на модернизацию составляют не более 60 % от стоимости новой МТР, а срок службы увеличивается до 10 лет. При этом следует обязательно обратить внимание на выполнение полного комплекса работ, а именно:

- восстановление механической точности МТР;
- замена электрической части и ЧПУ на современные:
- замену технологической части в полном объеме (клапана, шланги, резаки и пр.);
- установка программного обеспечения, преемственного старым моделям и согласующегося с новейшими САПР по составлению раскройных программ.

В ОАО "Стройтехника" (г. Мончегорск, Мурманская обл.) хорошо зарекомендовала себя раскройная программа Техтран, которая предназначена для комплексного решения задачи раскроя листового материала. Она сочетает возможности системы подготовки управляющих программ с функциями организации производственного процесса.

Программа объединяет традиционные средства программирования обработки Техтрана с базой данных. На базу данных возлагается не только задача управления различными данными, но и управление работой системы в целом, поскольку объектами базы данных являются и программы раскроя.

Программа организует взаимодействие различных объектов, задействованных в процессе раскроя листового материала. Из деталей, которые необходимо изготовить, формируется задание на раскрой. Затем в задание на раскрой включаются листы на изготовление деталей. Программа отслеживает количество неразмещенных деталей и возможное изготовление деталей из выбранного листа. В режиме автоматического размещения программа укладывает детали задания на листы оптимальным образом. Программа позволяет автоматически разместить де-

тали на конкретном листе. При этом выдерживаются заданные расстояния до края листа и между деталями.

Стратегия автоматического размещения обеспечивает высокий коэффициент использования материала.

Повышение качества изготовления заготовок методом резания как основа повышения качества сварных металлоконструкций. Наиболее полная и всесторонняя оценка качества обеспечивается, когда учтены все свойства анализируемого объекта, проявляющиеся на всех этапах его жизненного цикла: при изготовлении, транспортировке, хранении, применении, ремонте, техническом обслуживании.

Производитель должен контролировать качество продукции и по результатам контроля судить о состоянии соответствующего технологического процесса.

Обеспечение заданного уровня качества изделий в процессе производства зависит от набора факторов, важнейшим из которых является качество технологических процессов изготовления деталей.

Существует прямая зависимость качества сварки и прочности металлоконструкции от качества и точности резки заготовки. Неровные и неточные резы заготовок существенно затрудняют процесс и качество сборки и впоследствии при дальнейшей сварке деталей могут привести к возникновению существенных внутренних напряжений в металлоконструкции, что негативно скажется на ее работоспособности или приведет к деформациям. Особенное значение этот факт имеет при строительстве объектов из крупных металлоконструкций, где малейшая ошибка чревата серьезными последствиями.

На этапе резки металлопроката важно произвести высококачественную и точную резку листа, для того чтобы в дальнейшем при сварке конструкции исключить механическую обработку торца листового металла под сварку, уменьшив, таким образом, трудоемкость. В связи с этим применение в производственном процессе изготовления сварных металлоконструкций прогрессивных методов технологий резки — реальное решение вышеобозначенных проблем.

Но любой производственный процесс изменчив, изменчиво и качество продукции, заложенное в технологическом процессе, поэтому изменчивостью процессов нужно управлять.

Управление качеством продукции (в данном случае качеством заготовок) можно осуществлять, применяя статистические методы анализа и оценки качества продукции, приемочного контроля и регулирования технологического процесса.

Статистический метод анализа и оценки качества продукции — метод, при котором значения показателей определяют с использованием математиче-

ской статистики. Каждому процессу присуща собственная изменчивость качества. Необходимо найти способы ее минимизации.

В данном случае, применяя способ получения заготовки на МТР, необходимо получить информацию о реальной работе процесса резки, провести оценку и анализ его характеристик, а также статистический анализ причин отклонения.

Внедрение статистических методов регулирования процесса резки осуществляется в следующей последовательности:

- 1) предварительное исследование состояния технологического процесса резания;
 - 2) составление контрольной карты;
- 3) проведение опытного статистического регулирования технологического процесса.

В результате первого этапа принимают решение о внедрении статистического регулирования процесса при удостоверении его статистической устойчивости. В противном случае процесс требует совершенствования посредством отладки, ремонта или замены оборудования.

При анализе точности и стабильности технологического процесса резания используют метод больших выборок, который позволяет определить закон распределения и совместного влияния случайных и систематических факторов. Для этого извлекается выборка объемом N > 30.

Измерение всех заготовок проводят измерительными средствами с ценой деления шкалы, не превышающей значения (1/6...1/10) $(T_{\rm B}-T_{\rm H})$, где $(T_{\rm B}-T_{\rm H})$ – поле допуска на параметр.

На любой процесс воздействует ряд факторов, имеющих случайный или систематический характер. В результате происходит некоторое рассеивание значений параметров, которое может быть аппроксимировано нормальным законом распределения:

$$y(x) = \frac{1}{\sigma\sqrt{2\pi}}e^{-(x-\mu)^2}/(2\sigma^2),$$

где x — переменная случайная величина; μ — математическое ожидание случайной величины x; σ — среднее квадратическое отклонение случайной величины x.

Математическое ожидание характеризует положение кривой распределения, а среднее квадратическое отклонение характеризует степень рассеяния случайной величины относительно математического ожидания.

Точность технологического процесса определяют сравнением с технологическим допуском. Для количественной оценки применяют коэффициент точности технологического процесса:

$$K_{\rm T} = 6S/\delta$$
,

где $\delta = T_{\text{\tiny B}} - T_{\text{\tiny H}} -$ поле допуска на параметр; $S = \sigma -$ среднее квадратическое отклонение.

Точность оценивают исходя из следующих критериев :

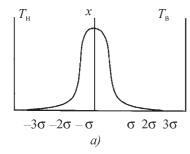
 $K_{\rm T} \leq 0.75$ — технологический процесс точный, удовлетворительный (рис. 1, a);

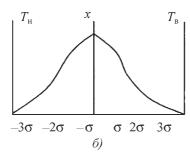
 $K_{\scriptscriptstyle \rm T} = 0.76...0.98$ — процесс требует внимательного наблюдения, так как целиком заполнено поле допуска и могут появиться дефектные изделия (рис. $1, \delta$);

 $K_{\rm r} \ge 0.98$ — неудовлетворительный процесс, так как по обе стороны допуска появляются дефектные изделия (рис. 1, θ).

С помощью критерия Грэббса определяем наличие резко отклоняющихся размеров. По результатам измерений выборки строим гистограммы, по виду которых можно сделать предварительное заключение о закономерностях протекания процесса (см. рис. 1)

Если диаграмма симметрична относительно номинального значения с явным убыванием от центра к краям распределения, то можно предположить, что закон распределения нормальный. По расположению гистограммы можно оценить рассеивание процесса и уровень отклонения от номинального значения. По степени асимметрии гистограммы можно характери-





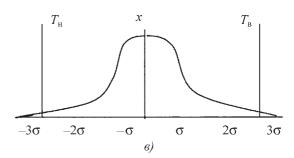


Рис. 1. Коэффициент точности технологического процесса резания: $a-K_{\scriptscriptstyle T} \le 0.75; \ \sigma-K_{\scriptscriptstyle T} = 0.76...0.98; \ e-K_{\scriptscriptstyle T} \ge 0.98$

зовать изменение технологических параметров. При необходимости можно рассчитать вероятностную долю выхода параметров за пределы допуска.

На втором этапе внедрения статистических методов используем контрольные карты Шухарта — основной инструмент для анализа стабильности технологического процесса резания и для выявления производственных факторов, его дестабилизирующих.

Принципы построения контрольных карт Шухарта охватывают круг понятий, связанных со стабилизацией производственного процесса, его производительностью и оценкой качества.

Контрольные карты должны отвечать трем главным требованиям:

- 1) определять требуемый уровень или номинал процесса, на достижение которого должен быть нацелен персонал предприятия;
- 2) использоваться как вспомогательное средство для достижения этого номинала;
- 3) служить в качестве основы для определения соответствия номиналу и допускам.

Построение контрольной карты позволяет отслеживать ход протекания процесса резания и воздействовать на него (с помощью соответствующей обратной связи), предупреждая отклонения от предъявленных к процессу требований.

Контрольная карта состоит из трех линий (рис. 2):

- центральной линии CL (1) требуемые средние значения характеристик контрольного параметра качества;
- линии верхнего UCL (2) и нижнего LCL (3) контрольных пределов соответственно максимального и минимального (допустимые пределы) изменения значения контролируемого параметра качества.

С помощью двух контрольных границ 2 и 3 можно определить статистически подконтрольный процесс или нет. В данном случае контроль внутри предупредительных границ — процесс статистически подконтролен и не требует дополнительной корректировки.

Этап ведения контрольной карты включает в себя: взятие выборок (в определенные моменты времени), получение результатов, определение статистических характеристик, нанесение результатов на карту и получение информации о наличии или отсутствии возмущений и управляемости технологического процесса.

На третьем этапе внедрения статистического метода в целях опытного регулирования технологического процесса резания в качестве дополнения к контрольной карте Шухарта применяют приемочные контрольные карты. Кроме определения со-

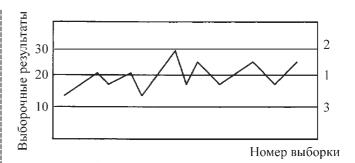


Рис. 2. Пример контрольной карты

стояния процесса (стабильный или нет), они покажут, соответствует ли продукция допуску.

Заключение

Широкие возможности современных технологий резки позволяют предложить их как отличное решение для разделки листового металла и его подготовки под сварку, а также для выполнения самых разнообразных задач в области термической резки.

Можно использовать старые машины термической резки при условии проведения ряда мероприятий по их модернизации.

Цель внедрения современных МТР или модернизированных машин термической резки — достичь предельной и комплексной эффективности при изготовлении сварных металлоконструкций, получить максимально возможный результат в отношении объема сварочного производства, качества продукции, себестоимости, сроков поставок, безопасности рабочих мест и инициативы персонала при минимальном использовании человеческих, материальных и финансовых ресурсов.

Использование традиционного сплошного приемочного контроля требует больших материальных затрат при недостаточно высокой степени надежности результатов. Более надежен выборочный контроль с использованием статистических методов обработки результатов, позволяющих значительно снизить затраты на контроль качества.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. **Исаев С.В.** Внедрение методик статистического управления и анализа измерительных систем // Методы менеджмента качества. РИА Стандарты и качество. 2006. № 9. С. 39–41.
- 2. **Изучение** изменчивости процессов изготовления деталей в машиностроительном производстве / Ю.Н. Полянчиков, А.Н. Воронцова, А.А. Кожевникова, В.В. Воронцов // Методы менеджмента качества. РИА Стандарты и качество. 2006. № 9. С. 42—44.
- 3. **Фивейский А.М.** Точность и качество реза гарантия прочности металлоконструкции // Сварщик профессионал. Национальная Ассоциация Контроля и Сварки. 2006. № 4. С. 20–21.
- 4. **Шолохов М.А.** Точность заготовки залог качества сварной металлоконструкции // Сварщик-профессионал. Национальная Ассоциация Контроля и Сварки. 2006. № 6. С. 14—15.
- 5. **Каршилов Е.** Термический раскрой металлов. Оборудование и материалы // Главный механик. 2006. № 10. С. 63-64.
- 6. **Управление** качеством. Сертификация / В.А. Васильев, Ш.Н. Каландаришвили, В.А. Новиков, С.А. Одиноков. М.: Интермет Инжиниринг, 2002. 413 с.

Татьяна Юрьевна Пашеева, инженер

Памяти Анатолия Павловича Трухова

25 августа 2009 г. на 74 году жизни скоропостижно скончался профессор кафедры "Машины и технология литейного производства" ("МиТЛП") Московского государственного технического университета "МАМИ", д-р техн. наук, Заслуженный деятель науки РФ, действительный член Академии проблем качества РФ Анатолий Павлович Трухов.

В 1958 г. А.П. Трухов окончил с отличием Московский станко-инструментальный институт (Станкин) по специальности "Машины и технология литейного производства", а в 1960 г. по приглашению П.Н. Аксенова пришел в

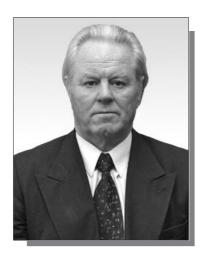
МАМИ на кафедру "МиТЛП", на которой работал по настоящее время.

В 1968 г. А.П. Трухов защитил кандидатскую (под руководством профессора Л.С. Константинова), а в 1993 г. — докторскую диссертацию, с 1995 г. возглавлял кафедру "МиТЛП".

Под руководством профессора А.П. Трухова в сложный период реформ кафедра смогла сохранить и упрочнить свои позиции: начата подготовка бакалавров и магистров по направлению 551800 "Технологические машины и оборудование", открыта новая специальность 121200 "Художественная обработка материалов", организована учебно-производственная лаборатория по художественному литью; открыт филиал кафедры в г. Ивантеевка, активизировалась учебно-методическая и научная работа. По итогам 2002 и 2004 гг. кафедра занимала первое место в рейтинге родственных кафедр российских вузов.

Более 20 лет А.П. Трухов работал заместителем, а затем деканом конструкторско-технологического факультета. Был энергичным и инициативным руководителем, активно внедрял последние достижения технической и педагогической науки в учебный процесс.

Профессор А.П. Трухов – видный ученый в области технологии литейного производства. Основные работы



посвящены исследованию напряженно-деформированного состояния отливок и формированию их точности. Он является одним из авторов ГОСТ 26645—85 (изм. 1989 г.) "Отливки из металлов и сплавов. Допуски размеров, масс и припуски на механическую обработку", который опережал и до сих пор опережает международный стандарт ИСО—8064 по широте охвата, степени дифференциации и перспективному уровню требований к точностным параметрам отливок.

Под руководством профессора А.П. Трухова сотрудниками ЗАО "Литаформ" и МГТУ "МАМИ" проведе-

ны большие работы по обобщению и систематизации сложных технологических данных, которые были формализованы и явились составной частью "САПР. Отливка". Пакет прикладных программ для автоматизированного проектирования технологического процесса изготовления отливок А.П. Трухов в составе делегации представлял на GIFA в Дюссельдорфе в 1995 и 1999 гг., а также на российских выставках. Программа эксплуатируется в промышленности (Камский литейный завод и др.) и широко применяется в учебном процессе МГТУ "МАМИ".

С 1995 г. А.П. Трухов являлся руководителем органа по сертификации "МАМИ СЕРТМАШЛИТ" литейного оборудования и литых деталей.

Анатолий Павлович Трухов — автор более 130 научных трудов, в том числе трех монографий, 20 авторских свидетельств, двух учебников с грифом Министерства образования РФ ("Сплавы и плавка" 2004 г. и "Технология литейного производства. Литье в песчаные формы" 2005 г.), а также многих учебных пособий и методических указаний.

Светлая память об Анатолии Павловиче Трухове навсегда сохранится в наших сердцах. Коллеги по работе, редакция и редакционный совет журнала выражают искренние соболезнования родным и близким.

ООО "Издательство Машиностроение", 107076, Москва, Стромынский пер., 4
Учредитель ООО "Издательство Машиностроение". E-mail: zpm@mashin.ru
Телефоны редакции журнала: (499) 268-47-19, 268-36-54, 268-69-19. http://www.mashin.ru
Дизайнер Подживотов К.Ю. Технический редактор Жиркина С.А. Корректоры Сажина Л.И., Сонюшкина Л.Е.
Сдано в набор 03.08.09 г. Подписано в печать 07.10.09 г. Формат 60×88 1/8. Бумага офсетная. Печать офсетная.
Усл. печ. л. 6,86. Уч.-изд. л. 7,50. Заказ 871. Свободная цена.
Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ООО "Издательство Машиностроение".
Отпечатано в ООО "Подольская Периодика". 142110, Московская обл., г. Подольск, ул. Кирова, д. 15.