ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

ЗАГОТОВИТЕЛЬНЫЕ ПРОИЗВОДСТВА в машиностроении

(Кузнечно-штамповочное, литейное и другие производства)

№ 9 сентябрь 2011

СОДЕРЖАНИЕ

Литейное и сварочное производства

Кузнечно-штамповочное производство

Семёнов Е.И., Майстров Ю.В. Новая заготовительная операция гибки	
для штамповки коленчатых валов1	5
Демьяненко Е.Г., Попов И.П. Анализ возможностей процесса отбортовки	
из тонкостенной кольцевой заготовки 1	8
Гойдо М.Е. Расчетная оценка теплового режима работы гидросистемы	
участка прессов	1
Иванов Ю.В. Анализ виброизолирующих установок штамповочных молотов 2	5

Прокатно-волочильное производство

Материаловедение и новые материалы

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

Журнал выходит при содействии:

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

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

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

Председатель редакционного совета и Главный редактор СЕМЁНОВ Е.И.

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

Зам. Главного редактора: СЕРИКОВА Е.А.

Редакционный совет: БЕЛЯКОВ А.И. БЛАНТЕР М.С. БОГАТОВ А.А. БОКОВ А.А. ГАРИБОВ Г.С. **FPOMOB B.E.** ГУН И.Г. EBCЮКОВ C.A. ЕРШОВ М.Ю. ЗАРУБИН А.М. КАПУСТИН А.И. КАСАТКИН Н.И. КОРОТЧЕНКО А.Ю. КОШЕЛЕВ О.С. КРУК А.Т. МОРОЗ Б.С. MYPATOB B.C. НАЗАРЯН Э.А. ОВЧИННИКОВ В.В. ПАСЕЧНИК Н.В. ПОВАРОВА К.Б. ΠΟЛΕΤΑΕΒ Β.Α. СЕМЁНОВ Б.И. СУБИЧ В.Н. ТРЕГУБОВ В.И. ШАТУЛЬСКИЙ А.А. ШЕРКУНОВ В.Г. ШЕСТАКОВ Н.А. ШПУНЬКИН Н.Ф. ЯКОВЛЕВ С.С. ЯМПОЛЬСКИЙ В.М.

Ответственные за подготовку и выпуск номера: КРАСИЛЬЩИКОВА Е.С.

За содержание рекламных материалов ответственность несет рекламодатель

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

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

SCIENTIFIC **TECHNICAL** AND PRODUCTION JOURNAL

BLANKING PRODUCTIONS IN MECHANICAL ENGINEERING (Forging and stamping, foundry and others productions)

Nº 9 September 2011

CONTENTS

Casting and Welding Productions

Korotchenko A.Yu. New criterion of shrinkage porosity formation in castings 3 Illarionov I.E., Strel'nikov I.A., Zhuravlev A.F. Features of special mixtures Trukh S.F., Yushin A.A. Prototype of universal digital equipment (PARS N-511)

Forging and Stamping Productions

Semenov E.I., Maystrov Yu.V. New blanking operation bending for stamping of crankshafts 15 Dem'yanenko E.G., Popov I.P. Analysis of possibilities of flanging from thin-walled Ivanov Yu.V. Analysis of stamping hammer variable vibration isolation installation . . . 25

Rolling and Drawing Productions

Mal'tsev I.M. Properties powder material obtained electrical rolling 30

Physical Metallurgy and New Materials

Kostina M.V., Bannykh O.A., Blinov V.M., Muradyan S.O., Khadyev M.S.

Development of new nitrogen alloyed cast high-corrosion-resistance	
and high-strength austenitic steel. Part 3. Structure and mechanical properties	
of new casting of Cr-Mn-Ni-Mo-N-steel 3	9
Nozdrin I.V., Galevsky G.V., Rudneva V.V. Features of properties of composite	
material nickel-chromium diboride nanodispersed powder	6

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

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

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

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

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

Editorial Assistant: SERIKOVA E.A.

Editorial Committee:

BELYAKOV A.I. BLANTER M.S. BOGATOV A.A. BOKOV A.A. GARIBOV G.S. GROMOV V.E. GUN I.G. EVSYUKOV S.A. ERSHOV M.Yu. ZARUBIN A.M. KAPUSTIN A I KASATKIN N.I. KOROTCHENKO A.Yu. KOSHELEV O.S. CRUCK A.T. MOROZ B.S. MURATOV V.S. NAZARYAN E.A. OVCHINNIKOV V.V. PASECHNIK N.V. POVABOVA K B POLETAEV V.A. SEMENOV B.L. SUBICH V.N. TREGUBOV V.I. SHATULSKY A.A. SHERKUNOV V.G. SHESTAKOV N.A. SHPUN'KIN N.F. YAKOVLEV S.S. YAMPOLSKY V.M.

This issue prepared with assistance of specialists: KRASIL'SHCHIKOVA E.S.

An advertiser is responsible for the promotional materials

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

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

литейное и сварочное

ПРОИЗВОДСТВА

УДК 621.74.011

А.Ю. Коротченко

(Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана)

Новый критерий образования усадочной пористости в отливках

Приведен вывод нового критерия образования усадочной пористости в отливках, с помощью которого можно определить зону питания прибыли и рассчитать необходимое число прибылей. Новый критерий можно использовать на начальных этапах разработки питающих систем для отливок без применения специализированных пакетов программ. Рассмотрена методика определения значений нового критерия. Сравнение расчетов зоны питания прибыли, выполненных с применением нового критерия и определенных в эксперименте, показало их удовлетворительное совпадение.

The derivation of new criterion for formation of shrinkable porosity in castings with which help it is possible to define zone of risering and to calculate necessary number of casting heads is resulted. The new criterion can be used in initial stages of working out of risering without application of specialised software packages. The technique of values definition of new criterion is considered. Comparison of calculations of zone of risering executed with use of new criterion and defined in experiment, has shown their satisfactory coincidence.

Ключевые слова: критерии пористости; усадочная пористость; зона питания прибыли.

Keywords: criteria of porosity; shrinkable porosity; zone of risering lost head.

В работе [1] приведен обзор используемых в настоящее время критериев образования усадочной пористости в отливках (далее КП). Как показал анализ, наиболее часто применяется КП Ниямы в виде

$$K_N = G/\sqrt{S}$$

где G = dT/dx – температурный градиент; S = dT/dt – скорость охлаждения.

Вычислительное моделирование позволяет при корректной постановке задачи существенно сократить временные и материальные затраты на отработку технологического процесса изготовления фасонных отливок ответственного назначения. КП Ниямы и целый ряд других критериев можно отнести к разряду "компьютерных", т.е. для того чтобы получить данные о зонах в отливке, пораженных пористостью, необходимо использовать вычислительное моделирование процесса затвердевания отливки в литейной форме.

Однако на стадии проектирования можно сократить временные и материальные затраты, если иметь набор аналитических зависимостей (Г.Ф. Баландин называл это "набором инженерных формул"), позволяющих еще на начальных этапах проектирования рассчитать значения основных параметров технологического процесса, которые затем могут быть уточнены и оптимизированы при вычислительном моделировании.

Целью работы является получение аналитических зависимостей для определения в отливках размеров зон, пораженных усадочной пористостью.

Рассмотрим решение фильтрационной задачи, схема которой изображена на рис. 1 [2].

Имеем [2]:

$$p_1 - p_0 = \frac{\mu \beta v_s}{\alpha} L, \tag{1}$$

где μ – коэффициент динамической вязкости; α – коэффициент пропорциональности, предложенный Ниямой, между коэффициентом проницаемости двухфазной зоны и относительной долей жидкой фазы; β – относительная объемная усадка.

Нияма предложил подстановки:

$$L = \frac{\Delta T}{G} \text{ и } \text{ v}_S = \frac{S}{G},$$



Рис. 1. Схема фильтрации расплава:

L — длина зоны фильтрации; v_S — скорость затвердевания; p_0 — давление в двухфазной зоне; p_1 — давление в жидком расплаве; p_2 — давление над полостью прибыли; ξ — толщина затвердевшей корочки

где ΔT – интервал затвердевания (разность между температурами ликвидус T_L и солидус T_S расплава). Тогда уравнение (1) запишется в виде

$$p_0 = p_1 - \left(\frac{\mu\beta\Delta T}{\alpha}\right)\frac{S}{G^2}.$$
 (2)

Второй член в правой части уравнения — потери при фильтрации расплава через заполненные жидкостью дендритные ячейки. Чем больше потери, тем более затруднена фильтрация, а следовательно, больше пористость.

Нияма записал выражение S/G^2 в форме критерия $K_N = G/\sqrt{S}$. Согласно этому критерию, чем меньше G/\sqrt{S} , тем больше пористость, что хорошо согласуется с формулой (2), из которой следует: чем меньше G/\sqrt{S} , тем больше потери давления.

Следует отметить, что ΔT в уравнении (2) — это не интервал кристаллизации сплава, определяемый равновесной диаграммой состояния, а, как правило, большая величина, определяемая диффузией примеси в локальном объеме дендритной ячейки и локальным временем затвердевания, связанным с размером дендритной ячейки зависимостью вида

 $\lambda = A t_3^m,$

где λ – расстояние между ветвями дендритов; *A* и *m* – константы; t_3 – локальное время затвердевания.

Локальное время затвердевания произвольной дендритной ячейки может быть достаточно большим, существенно больше временного интервала t_3^* , который необходим для "самоизоляции" ячейки путем перемерзания канала. Для принятой схемы фильтрации представим скорость затвердевания в виде

$$v_{S} = L/t_{3}^{*}$$

тогда t_3^* — усредненное локальное время "самоизоляции" или "затвердевания" дендритной ячейки внутри зоны протяженностью *L*. Значение t_3^* можно вычислить, решая тепловую задачу затвердевания отливки.

Если $v_s = L/t_3^*$, то уравнение (1) примет вид:

$$p_0 = p_1 - \left(\frac{\mu\beta}{\alpha}\right) \frac{L^2}{t_3^*}.$$
 (3)

Тогда сомножитель L^2/t_3^* является новой формой критерия образования пористости в отливках:

$$K_1 = L / \sqrt{t_3^*} \,. \tag{4}$$

Согласно новому критерию, чем больше отношение $L/\sqrt{t_3^*}$, тем больше пористость.

Для случая малой интенсивности охлаждения отливки в форме предлагаемый критерий пористости (4) можно записать по-другому. Например, для расплава типа твердого раствора, затвердевающего в песчаной форме (для простоты без учета перегрева) локальное время затвердевания в первом приближении можно рассчитать по формуле [3]

$$t_{3}^{*} = \left[\frac{c_{9\Phi}\rho_{2}R_{0}(T_{L} - T_{S})}{1,13b_{\Phi}(T_{S} - T_{\Phi})}\right]^{2},$$
(5)

где R_0 — приведенный размер элемента отливки; c_{ij} — эффективная удельная теплоемкость расплава; b_{ij} — коэффициент тепловой аккумуляции формы; T_{ij} — температура формы.

Представим уравнение (5) в виде

$$t_3^* = R_0^2 / m^2 \,, \tag{6}$$

где

$$n = \frac{1,13b_{\phi} (T_S - T_{\phi})}{c_{\phi \phi} \rho_2 (T_L - T_S)} = \text{const.}$$
(6a)

Подставив время затвердевания из уравнения (6) в (3), получим

$$p_0 = p_1 - \left(\frac{\mu\beta m^2}{\alpha}\right) \frac{L^2}{R_0^2},\tag{7}$$

тогда критерий образования пористости

$$K_2 = \frac{L}{R_0}.$$
 (8)

Согласно критерию K_2 , чем больше отношение L/R_0 , тем больше вероятность образования пористости. Между L и R_0 существует прямая зависимость. Для того чтобы увеличить длину зоны фильтрации расплава в двухфазной зоне L (увеличить зону питания прибыли (ЗПП)), необходимо увеличивать приведенный размер отливки R₀. Без изменения геометрии отливки этого достигают в результате различных технологических приемов (например, оформление ЗПП сухими стержнями в сырых песчаных формах).

Численные значения предлагаемых критериев образова-

ния пористости можно определить с помощью серии специальных экспериментов или используя уже известные значения других критериев.

Представим уравнения (2) и (3) в виде

$$p_0 = p_1 - \left(\frac{\mu\beta\Delta T}{\alpha}\right) \left(\frac{1}{K_N}\right)^2 \quad \text{if } p_0 = p_1 - \frac{\beta\mu}{\alpha}K_1^2.$$

Приравняв правые части и сократив подобные слагаемые и сомножители, получим

$$K_1 = \frac{\sqrt{\Delta T}}{K_N}.$$
(9)

Значение критерия Ниямы K_N известно для ряда сплавов. Так, для литья стальных отливок в песчаных формах пористость образуется, если $K_N \leq 775 \text{ °C}^{1/2} \text{c}^{1/2} \text{m}^{-1}$. Подставив это значение в (9), получим, что пористость в отливках образуется, если

$$K_1 \ge 0,00129\sqrt{\Delta T}.\tag{10}$$

Рассмотрим методику определения критерия K_2 . В работе [4] приведены результаты экспериментов о влиянии на зону действия прибыли соотношения толщины и ширины отливки для случая литья стальных отливок в песчаные формы. На рис. 2 показана схема питания прибыли для отливок типа плит.

Как следует из рис. 2, *а* для предотвращения образования усадочной пористости в отливках должно выполняться условие $3\Pi > 3\Pi O$ (т.е. зоны питания прибыли и торцов должны перекрываться). Если условие не выполняется, в от-



Рис. 2. Схема питания прибыли:

ЗПО – зона питания отливки (наибольшее расстояние от прибыли до крайней точки отливки); ЗПП – зона питания прибыли; ЗПТ – зона питания торца (так называемый конечный или торцевой эффект); ЗП – зона питания, равная ЗП=ЗПП+ЗПТ; *W* – ширина отливки

ливке образуются зоны с усадочными дефектами (рис. 2, δ).

На рис. 3 [4] изображены схемы расположения зон питания отливки при горизонтальном и вертикальном положении отливки в форме.

Значения ЗПП и ЗПТ определяли экспериментально. Толщину отливки изменяли от 2,54 до 30,5 см. В работе [4] приведены данные для стальных отливок, изготовленных в песчаных формах, и на рис. 4 показаны эти зависимости.

Как следует из рис. 4, отношение ЗПП/Т с увеличением отношения W/T сначала увеличивается, а затем остается неизменным. При W/T > 7 отливка принимает конфигурацию плиты, у которой приведенный размер R_0 равен половине ее толщины.



Рис. 3. Зоны питания отливки: *l* – длина отливки; Т – толщина отливки

ЛИТЕЙНОЕ И СВАРОЧНОЕ ПРОИЗВОДСТВА



Рис. 4. Значения ЗПП и ЗПТ: 1 – ЗПП/Т; 2 – ЗПТ/Т

Если в отношении ЗПП/Т заменить Т на $2R_0$ и ЗПП на L, то получим $L/2R_0$. Избавимся от коэффициента, тогда согласно графику на рис. 4 отношение $L/R_0 = 6,1$. Более того, если пересчитать значение R_0 для случаев, когда W/T > 7, то получим, что кривая на рис. 4 вырождается в прямую линию, уравнение которой $L/R_0 = 6,1$.

В работе [4] приведены формулы для расчета ЗПП для простых по геометрии отливок.

Так, для брусьев (T = W) имеем:

$$3\Pi\Pi = 4,26\sqrt{T} - 2,45; \tag{11}$$

для стержней (T < W < 2T):

$$3\Pi\Pi = 3,38\sqrt{T} + 0,84\sqrt{W} - 2,34,\tag{12}$$

причем принято, что если W > 2Т, то в формуле нужно использовать значение W = 2Т. С учетом этого формулу (11) можно записать в виде

$$3\Pi\Pi = 4,57\sqrt{T} - 2,34. \tag{13}$$

В формулах (11)-(13) значение Т приводится в дюймах.

Сравним значение ЗПП, полученное по формулам (11) и (13), со значением критерия пористости K_2 . Как было показано выше, значение K_2 можно представить как ЗПП/ $R_0 = 6,1$ для стальных отливок, изготовляемых в песчаных формах. Значение R_0 для бруса можно рассчитать по упрощенной формуле $R_0 = T/4$, а для стержня (при W = 2T) $R_0 = T/3$. Значения ЗПП приведены в таблице.

Значения ЗПП

		3П	П
Конфигурация отливки	<i>T</i> , дюйм (1 дюйм = = 25,4 мм)	по формуле (11) или (13)	по крите- рию K_2 $3\Pi\Pi/R_0 = = 6,1$
Брус	1	1,81	1,53
	4	6,07	6,1
(W=1)	9	10,33	13,73
_	1	2,23	2,03
Стержень (W=2T)	4	6,8	8,12
	9	11,37	18,27

Как следует из таблицы, значения $3\Pi\Pi$ по критерию K_2 довольно близки к рекомендуемым значениям в работе [4]. Особенно близкие значения получены при толщинах отливки до 100 мм.

Таким образом, можно предложить следующий способ определения значения K_2 : с помощью экспериментов устанавливаются зависимости, аналогичные формулам (11)—(13), при этом достаточно использовать только одну из возможных конфигураций отливок; затем, вычислив приведенный размер отливок в экспериментах, определяется значение K_2 .

Главное отличие предлагаемого критерия пористости K_2 от зависимостей типа (11)–(13) состоит в том, что значение K_2 можно в дальнейшем применять не только для простых по геометрии отливок, но и для любой фасонной отливки (для которой применима модель малой интенсивности охлаждения), в результате приведения геометрии фасонной отливки к эквивалентной плите с помощью приведенного размера. По аналогии с моделью малой интенсивности охлаждения отливки, когда решение тепловой задачи, полученное для плиты, используют для фасонных отливок, в формулах заменяют половину толщины плиты ее приведенным размером.

Вернемся еще раз к критерию пористости $K_1 = L/t_3^*$. По форме записи предлагаемый критерий совпадает с формулой "закона квадратного корня" вида $\xi = m\sqrt{t_3^*}$ [5]. По предложению Н.И. Хворинова этот закон часто используют в виде $R_0 = m\sqrt{t_3^*}$.

Из соотношений $K_1 = L/t_3^*$ и $m = R_0/t_3^*$ получаем

$$K_1 = m \frac{L}{R_0}.$$

Значения *т* для ряда сплавов и литейных форм известны. Так, для литья стальных отливок в песчаных формах [5] $m = 6,5 \cdot 10^{-4} \dots 1,1 \cdot 10^{-3}$ м/с, похожие значения $1,0 \cdot 10^{-3} \dots 1,6 \cdot 10^{-3}$ м/с даны в работе Б.Б. Гуляева (Теория литейных процессов. М. – Л.: Машиностроение, 1976. 214 с.).

Если найти связь между L и R_0 , то можно вычислить K_1 , не прибегая к использованию значения КП Ниямы. Ранее в статье такая связь уже найдена — это критерий пористости K_2 . Тогда значение K_1 можно определить по формуле

$$K_1 = mK_2. \tag{14}$$

Методика вычисления K_2 описана выше. Значение *m* можно взять из литературных источников или рассчитать, используя формулы для случая малой интенсивности охлаждения отливки в форме.

В качестве примера определим значение K_1 для случая литья стальных отливок в песчаные формы. Выше найдено, что в этом случае $K_2 = 6,1.$ Значение *m* возьмем в интервале $6,5 \cdot 10^{-4} \dots 1,6 \cdot 10^{-3}$ м/с^{1/2}. Тогда по формуле (14) значение $K_1 = 3,96 \cdot 10^{-3} \dots 9,76 \cdot 10^{-3}$ м/с^{1/2}.

Для проверки вычислим *m* по формуле (6а), используя модель малой интенсивности охлаждения отливки в форме.

Для углеродистой стали с 0,12 % С: $c_{9\phi}(T_L - T_S) =$ = 289000 Дж/кг; $\rho_2 = 7250$ кг/м³ (среднее значение между плотностью в жидком (7000 кг/м³) и твердом (7500 кг/м³) состоянии); $T_L = 1793$ К; $T_S = 1758$ К; $T_{\phi} = 293$ К [5]. После подстановки в формулу (6а) получим $m = b_{\phi}, 7, 9 \cdot 10^{-7}$.

Значение b_{ϕ} меняется в широких пределах в зависимости от состава формовочной смеси. Возьмем по данным [5] наибольший разброс значений от сухих песчаных стержней до высокопрочных смесей для автоматических литейных линий, что составит $b_{\phi} =$ = 950...1700 Вт·c^{1/2}/(м²·K). С учетом этого значение $m = 7,5 \cdot 10^{-4}...1,34 \cdot 10^{-3} \text{ м/c}^{1/2}$. Как видно расчетное значение m очень близко к значениям, рекомендованным в работах Г.Ф. Баландина [5] и Б.Б. Гуляева. После подстановки значения m в формулу (14) получим, что $K_1 = 4,57 \cdot 10^{-3}...8,17 \cdot 10^{-3} \text{ м/c}^{1/2}$.

Выполним обратный расчет: зная *K*₁, определим по формуле (9) значение КП Нияма. Имеем

 $K_N = \sqrt{\Delta T}/K_1$, где $\Delta T = T_L - T_S = 35$ °C. При $K_1 = 4,57 \cdot 10^{-3} ... 8,17 \cdot 10^{-3} \text{ м/c}^{1/2}$ получим, что значение КП Нияма составляет 722...1289 °C^{1/2}c^{1/2}м⁻¹, что очень близко к рекомендуемым значениям по литературным данным для литья стальных отливок в песчаные формы.

Заключение. Для определения зон в отливках, пораженных пористостью, и расчета зоны питания прибылей предложен новый критерий K_2 , который применяют на предварительных этапах проектирования питания отливок для нахождения числа прибылей (путем расчета зоны их питания), необходимых для устранения усадочной пористости в отливках. Критерий K_1 можно использовать в пакетах программ наряду с другими критериями на заключительных этапах проектирования питающих систем отливок.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Коротченко А.Ю. Критерии образования усадочной пористости в отливках // Литейщик России. 2010. № 4.

2. Berry J.T., Luck R., Zhang B. and Taylor R.P. The Effects of Applied Pressure During Feeding on the Fatigue Properties of Critical Cast Aluminum Alloy Components. June 2003. Department of Mechanical Engineering Mississippi State University.

3. Баландин Г.Ф. Теория формирования отливки. Основы тепловой теории. Затвердевание и охлаждение отливки: учеб. для вузов. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 1998. 360 с.

4. **Feeding** and Risering Guidelinesfor Steel Castings / Steel Founders' Society of America. 2001.

5. Баландин Г.Ф. Основы теории формирования отливки: в 2 ч. Ч. 1. М.: Машиностроение, 1976. 328 с.

Андрей Юрьевич Коротченко, канд. техн. наук, kor_15@mail.ru

Читайте в следующем номере:

- Грушко О.Е., Овчинников В.В., Крымов А.О. Условия кристаллизации и особенности зеренной структуры слитков алюминиево-литиевых сплавов
- Чайкин В.А., Чайкин А.В., Вольнов И.Н. Исследование процесса позднего модифицирования с использованием моделирования
- Зорин И.В., Дубцов Ю.Н., Соколов Г.Н., Лысак В.И. Автоматизированное проектирование композиционных проволок для сварки и наплавки сплавов на основе интерметаллических соединений

И.Е. Илларионов, И.А. Стрельников, А.Ф. Журавлёв

(Чебоксарский политехнический институт (филиал) ГОУ ВПО "Московский государственный открытый университет")

Особенности применения специальных смесей для легкоотделяемых прибылей

Рассмотрены особенности применения разделительных пластин теплоизолированных легкоотделяемых прибылей с использованием специально обработанного торфа и отхода производства санфаянсовых изделий.

The features of application of disjunctive plates of heat-insulated necked-down risers by using of specially treated peat and wastage in faience production are considered.

Ключевые слова: технология; стальное литье; торфосодержащая металлофосфатная смесь; отходы производства.

Keywords: technology; stell castings; peaty phosphate-metal compound; wasfage.

В литейном производстве на прибыли стальных отливок расходуется около 35 % жидкого металла. Технологический выход годного по стальному литью составляет в машиностроении около 60 % от металлозавалки.

Применение легкоотделяемых теплоизолированных прибылей на отливках из высокоуглеродистых, высоколегированных сталей и чугунов значительно снижает трудоемкость обрубных операций и себестоимость литья, повышает производительность труда. Легкоотделяемая теплоизолированная прибыль представляет собой прибыль, изолированную от формы торфосодержащей металлофосфатной оболочкой и разделенную от питаемого узла отливки тонкой огнеупорной разделительной пластиной (диафрагмой) с питающим отверстием малого диаметра (рис. 1).

Однако их широкое применение в литейном производстве ограничено тем, что к диафрагмам предъявляют высокие требования по прочностным характеристикам, термостойскости, осыпаемости, выбиваемости, а также условиями установки и крепления в формы, введением дополнительной операции на сборке формы. *Цель работы* — разработка составов разделительных пластин теплоизолированных легкоотделяемых прибылей с применением специально обработанного торфа и отхода производства санфаянсовых изделий.

Эффективность питания и экономичность прибыли зависит от ее формы и соотношения основных размеров. К шейке легкоотделяемой прибыли прямого действия





предъявляют дополнительные требования: она должна затвердевать позже питаемого узла; высота должна быть по возможности минимальной (для хорошего прогрева разделительной пластины); форма и конфигурация сужения шейки должны создавать условия возникновения дополнительных внутренних напряжений, способствующих снижению общей работы на отделение прибыли (на практике получило распространение прямоугольное сечение или эллипс).

При изготовлении санфаянсовых изделий образуется большое количество высокодисперсного отхода — шликера с высоким содержанием SiO₂ и Al₂O₃ в пастообразном состоянии (например, в OAO "Сантек" (г. Чебоксары) образуется в среднем около 2 т данного отхода в месяц).

Химический состав шликера, %: 88,3 SiO₂; 10,7 Al₂O₃; 0,5 K₂O; 0,4 Na₂O; 0,1 FeO (Fe₂O₃).

Ввиду высокой термостойкости смесей на основе шликера были проведены исследования по возможности применения данного отхода производства санфаянсовых изделий для изготовления разделительных пластин. В качестве связующего использовано металлофосфатное связующее МАФС–20ИК, как наиболее подходящее для работы в условиях длительного воздействия высоких температур. Высокая термическая и эрозионная стойкость изделий обусловлены природой неорганического связующего и экологической безопасностью.

Количество связующего подобрано экспериментально и обусловлено условиями хранения, эксплуатации разделительных пластин и квалификацией работников. В состав смеси вводили пылевидный торф для облегчения выбиваемости, повышения поверхностной прочности высушенных изделий, улучшения пластических свойств и увеличения сырой прочности. Добавка торфа позволяет на 15...20 % облегчить операции отделения литниково-питающей системы при использовании металлофосфатной специальной смеси.

Обработку торфа проводили следующим образом: торф с низкой степенью разложения (не более 15 %) предварительно подсушивали при температуре 393 К и размалывали в лабораторной шаровой мельнице до частиц размером 20...50 мкм.

Смесь приготовляли в лабораторных бегунах модели 018М. В начале загружаются и перемешивают в течение 4...5 мин сухие компоненты: кварцевый песок и пылевидный торф. Далее вводится шликер в пастообразном состоянии (в таком состоянии он образуется в процессе производства санфаянсовых изделий и не требует специальной подготовки для дальнейшего использования) и металлофосфат-



Составы металлофосфатных смесей, содержащих шликер и специально обработанный торф, % мас.

Наименование компонента		Номер смеси								
		2	3	4	5	6	7	8	9	10
Кварцевый песок	94,9	89,9	84,9	79,9	74,9	69,9	64,9	59,9	54,9	49,9
Шликер	5	10	15	20	25	30	35	40	45	50
Торф	0,1									
Металлофосфатное связующее МАФС-20ИК	13									



Рис. 2. Зависимости прочности на сжатие в сыром состоянии (1) и на растяжение в сухом состоянии (2) от содержания шликера в металлофосфатной смеси

ное связующее МАФС–20ИК в требуемом количестве. Общая длительность приготовления смеси 10...12 мин. Специальные смеси обладают повышенной огнеупорностью, эрозионной стойкостью и хорошей выбиваемостью. Приготовленная смесь хранится в обычной таре и должна быть использована в течение 8 ч. Для контроля качества смеси изготовляют стандартные образцы для определения физико-механических свойств: прочность на сжатие в сыром состоянии и на растяжение в сухом состоянии, осыпаемость, газопроницаемость.

Разделительные пластины формуют в многоместных металлических стержневых ящиках. Сушку проводят в печах в течение 1 ч при температуре 373...453 или 523...573 К в течение 20 мин. После сушки поверхность диафрагмы не должна осыпаться. Готовые диафрагмы должны быть прочными, без трещин и выломов. В сухом помещении допускается стопочное складирование по высоте не более 20 шт и хранение в течение 1 недели.

При изготовлении разделительных пластин на прибыли массой более 35 кг рекомендуется нанесение противопригарного покрытия на рабочих поверхностях с обеих сторон. При бо́льшей массе легкоотделяемой прибыли толщину разделительной пластины необходимо увеличить на 15...20 %.

В таблице приведены составы исследуемых смесей при изменении содержания дополнительного огнеупорного наполнителя — отхода сантехнического производства.

Физико-механические свойства металлофосфатных смесей приведены на рис. 2, 3.



Рис. 3. Влияние содержания шликера на осыпаемость металлофосфатной смеси

Заключение. Разработанные специальные смеси, содержащие отход сантехнического производства, обладают повышенной термической и эрозионной стойкостью, пластичностью и поверхностной прочностью.

Оптимальное содержание шликера в смеси составляет 20...30 % мас., при этом исследуемые смеси обладают максимальными прочностными свойствами, термостойкостью, улучшенными пластическими свойствами.

При содержании шликера в смеси менее 20 % мас. отмечено увеличение пригара, прочности на растяжение и снижение сырой прочности на сжатие. При содержании шликера в смеси более 30 % мас. отмечено снижение прочности образцов на растяжение, сжатие в сыром состоянии, увеличение осыпаемости, пластичности (формуемости).

Оптимальное содержание металлофосфатного связующего в смеси 8...15 % мас.

Оптимальный режим сушки разделительных пластин из исследуемых смесей: температура 373...453 К в течение 1 ч или 523...573 К в течение 20 мин.

Готовые разделительные пластины должны быть без трещин и выломов. При изготовлении разделительных пластин на прибыли массой более 35 кг рекомендуется нанесение противопригарного покрытия на рабочих поверхностях с обеих сторон.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

 Илларионов И.Е. и др. Металлофосфатные связующие и смеси / под общ. ред. И.Е. Илларионова. Чебоксары: Изд-во ЧувГУ, 1995. 524 с.
 Пат. 2189884 РФ. Формовочная смесь для изготовления литейных форм / А.А. Евлампиев, А.В. Королёв, А.Ф. Журавлёв. Заявл. 27.09.2002.

Илья Егорович Илларионов, д-р техн. наук, Illarionov IE@mail.ru;

Игорь Анатольевич Стрельников, канд. техн.наук; Андрей Фёдорович Журавлёв, аспирант

С.Ф. Трух (ООО АПС "РАДИС", г. Москва), А.А. Юшин (МГТУ им. Н.Э. Баумана)

Опытный образец универсальной установки серии ПАРС Н-511 для механизированной сварки и наплавки в защитных газах

Статья посвящена разработке современного сварочного оборудования для механизированной сварки и наплавки плавящимся электродом в защитных газах и смесях с применением сетевой модульной структуры управления с помехоустойчивым кодированием передаваемой информации. Предложенная концепция сварочной установки позволяет использовать различные виды управляемого переноса электродного металла, изменяя только программное обеспечение без необходимости дооснащения дополнительными блоками.

The article is devoted to development of modern welding equipment for mechanized MIG/MAG welding and cladding with use of CNC (computer numeric control) with error proof coding of transferred information. The proposed conception of welding system allows application of different types of controlled transfer of filler metal, changing only the software with no additional hardware required.

Ключевые слова: управляемый перенос электродного металла; механизированная сварка; инверторный источник питания.

Keywords: controlled transfer of filler metal; mechanized welding; inverter power source.

В настоящее время отдельные крупные машиностроительные предприятия частично переходят от системы целевого узкоспециализированного производства с длительным циклом изготовления продукции к матричной системе производства, т.е. на систему широкой номенклатуры заказов при различной серийности выпускаемых изделий. Данный переход требует реструктуризации средств производства, в том числе и сварочного в результате оснащения оборудованием нового поколения.

На российском рынке присутствует большое количество различных *сварочных установок* (СУ) для механизированной сварки и наплавки плавящимся электродом в защитных газах ведущих российских и мировых производителей.

Обзор современных разработок в области СУ показал [1-4], что наряду с развитием непосредственно сварочного оборудования разработчики уделяют большое внимание прикладному программному обеспечению, позволяющему создавать действительно универсальные сварочные установки, способные решать широкий круг технологических задач.

Современные СУ на базе инверторных источников питания обладают следующими преимуществами: оборудование имеет большой ресурс, высокие сварочно-технологические свойства, источники питания позволяют управлять микроциклами сварки длительностью, измеряемой миллисекундами, и т.д. Таким образом, возможно построение СУ, способной решать различные технологические задачи и позволяющей изменять свои характеристики только лишь изменением программного обеспечения или алгоритма работы, "прописанного" в блоке управления.

К сожалению, большинство российского сварочного оборудования уступает зарубежным аналогам в части гибкости программирования и универсальности применения.

В данной статье приведены отдельные результаты разработки современного цифрового сварочного оборудования серии ПАРС H-511, не уступающего по техническим характеристикам ведущим мировым аналогам.

Решение технологических задач, связанных с управлением каплеобразования, переносом электродного металла и формированием сварного соединения связано с электромагнитными процессами, протекающими в контуре источник питания—дуга—сварочная ванна. Данный сварочный контур рассматривают как единую электродинамическую систему и непосредственный объект регулирования [3]. При этом в контуре выделяют две отдельных части: энергетическую (поступление энергии к дуге) и тепловую (передача энергии в свариваемый металл). В каждой части возможно возникновение различных контролируемых и не контролируемых возмущений (изменение параметров режима сварки, смещение дуги относительно стыка, изменение зазора и т.д.)

При разработке СУ серии ПАРС H-511 были заложены следующие основные принципы:

• блочно-модульное построение с применением сетевой модульной структуры управления с помехоустойчивым кодированием передаваемой информации; возможность быстрого перепрограммирования элементов оборудования с единого пульта управления;

• использование различных высокоскоростных алгоритмов управления отдельными микроциклами и стадиями процесса для реализации цифрового управления капельным переносом;

• открытое технологическое программирование для пользователя.

Конструкция СУ включает в себя инверторный выпрямитель (Р-320И, Р-501И, Р-630И) с цифровым блоком управления, переносной блок подачи проволоки с пультом управления, а также блок жидкостного охлаждения сварочной горелки.

Блок подачи проволоки может находиться от выпрямителя на расстоянии до 50 м при сохранении высоких сварочно-технологических свойств, так как оборудован цифровым устройством управления с прямым импульсным датчиком скорости электродвигателя и позволяет поддерживать стабильность скорости подачи сварочной проволоки не более ± 1 %. Основные технические характеристики установок приведены в табл. 1.

На рис. 1 приведена установка ПАРС Н-511-501И.

Особое внимание при разработке установки было уделено программному обеспечению. Были проанализированы имеющиеся на рынке и наиболее востребованные на производстве алгоритмы переноса электродного металла [2, 5–7]. Данный анализ показал, что не существует универсального алгоритма переноса электродного металла, способного решать различные технологические задачи – сварка корневого прохода "на весу", сварка потолочного шва с гарантированным формированием обратного валика и т.д. Поэтому авторами статьи было принято решение разработать набор специализированных программ реализации капельного переноса, позволяющих решать

Параметр	Н-511-320И	Н-511-501И	H-511-516
Напряжение сети, В	340400		
Потребляемая мощность, кВт	9,6	19,5	30,5
Точность стабилизации скорости подачи проволоки, %, не более		1	
Ток сварки, А, при продолжительности включения:			
60 %	300	500	500
100 %	220	400	420
Амплитуда импульсов тока, А	20320	20500	_
Длительность токового импульса, мс	0,125	0,125	_
Период токовых импульсов, мс	125	125	_
Число приводных роликов подачи проволоки	4		
Диаметр проволоки, мм:			
сталь		0,82,4	
коррозионно-стойкая сталь		0,81,6	
алюминиевые сплавы		1,02,4	
порошковая проволока		0,83,2	
Скорость подачи проволоки, м/мин		115/222	
Охлаждение горелки	Газовое/	/жидкостное (о	т ВС-01)
Способ подачи защитного газа	Непрерывный/импульсный с ИПГ-1		
Расстояние от источника питания до блока подачи проволоки, м	450		
Масса (без кассеты), кг	12,5		
Габаритные размеры блока подачи проволоки (высота×ширина×длина), мм	665×305×318		
Масса выпрямителя, кг	19,5	32,5	290
Габаритные размеры выпрямителя (высота×ширина×длина), мм	470×180×380	435×335×640	620×640×840

1. Основные технические характеристики установок серии ПАРС Н-511

ЛИТЕЙНОЕ И СВАРОЧНОЕ ПРОИЗВОДСТВА



Рис. 1. Установка ПАРС Н-511-501И

различные технологические задачи на одной установке. При необходимости потребитель всегда может приобрести или разработать собственный компонент программы. Существуют два вида управляемого переноса электродного металла — перенос с помощью *коротких замыканий* (КЗ), перенос без КЗ (рис. 2). Разработку алгоритмов переноса электродного металла и последующую оценку сварочно-технологических свойств СУ выполняли по специализированной методике, изложенной в работах [8–11].

Данная методика позволяет гарантировать стабильность качества сварного соединения во время работы СУ на различных режимах и при реализации различных алгоритмов управления переносом электродного металла.

Для оценки разбрызгивания металла, стабильности параметров режима сварки на всем протяжении сварного шва, а также стабильности геометрических размеров сварного шва использовали коэффициенты вариации значимых параметров режима сварки, приведенные в табл. 2 и позволяющие объективно оценивать сварочно-технологические свойства СУ. Оценка показала, что по основным характеристикам установка не только не уступает, а даже превышает аналогичные характеристики ведущих производителей СУ (табл. 3).

Отличительные особенности универсальных установок серии ПАРС Н-511:

• синергетическое управление режимом сварки;

• возможность записи в установку специализированных сварочных программ, различных вариантов алгоритма управления переносом электродного металла (см. рис. 2);

• легкое объединение оборудования в локальную сеть с возможностью online мониторинга процесса сварки на конкретном рабочем месте;

2. Оценка параметров режима сварки при различных видах управляемого переноса электродного металла

W 11	Значения коэффициентов для различных видов сварки			
Коэффициент вариации параметров режима сварки	Сварка с КЗ**	Сварка без КЗ*** (один импульс–одна капля)		
<i>К</i> _{<i>νF</i>} (частота КЗ/ импульсов, СЧ [*])	0,12	0,12		
<i>К_{VT_{K3}}</i> (время КЗ/ импульсов, СЧ)	0,20	0,15		
<i>К</i> _{1/1} (ток КЗ/ импульсов, СЧ)	0,12	0,11		
$K_{_{VS}}$ (площадь под кривой тока при K3/ импульсе, C4)	0,14	0,12		
$K_{\nu \rho}$ (мощность, НЧ [*])	0,15	0,13		
<i>К</i> _{И_{ср}} (средний ток сварки, НЧ)	0,13	0,13		
$K_{VU_{-}}$ (напряжение на дуге, ВЧ [*])	0,4	0,3		

^{*}СЧ, НЧ, ВЧ – средний, низкий, высокий частотные диапазоны, в которых выполняется расчет соответствующих коэффициентов вариаций.

^{**}Режим сварки: проволока Св-08Г2С диаметром 1,2 мм; защитный газ 100 % СО₂; скорость сварки 0,7 м/мин; скорость подачи проволоки 5,5 м/мин.

*** Режим сварки: проволока Cв-08Г2C диаметром 1,2 мм; защитный газ смесь 18 % CO₂ + 82 % Ar; скорость сварки 1,0 м/мин; скорость подачи проволоки 8,0 м/мин.



Рис. 2. Осциллограммы тока и напряжения при управляемом переносе электродного металла: *a* – управляемый перенос электродного металла при сварке с короткими замыканиями; *б* – сварка методом "один импульс-одна капля"; *1* – ток сварки; *2* – напряжение на дуге

V 11	Значения коэффициентов для различных видов сварки		
Коэффициент вариации параметров сварного соединения	Сварка с КЗ	Сварка без КЗ (один импульс– одна капля)	
<i>К_{vн}</i> (глубина проплавления)	0,14	0,12	
<i>К_{vв}</i> (ширина сварного шва)	0,15	0,13	
Коэффициент разбрызгивания, %	3	Менее 2	

3.	Оценка	стабильности	геометрических	размеров
		сварно	ого шва	

• возможность подключения различных периферийных устройств (дополнительный привод подачи проволоки на горелке, самоходная тележка для горелки, вращатель изделия и т.п.);

• возможность интеграции установки в различные сварочно-технологические комплексы, в том числе и роботизированные;

• возможность хранения в долговременной памяти режимов сварки и настроек СУ;

• возможность с применением пароля произвести установку предельного тока сварки для всех режимов и т.д.

Для повышения качества продукции все установки проходят дополнительную проверку сварочно-технологических свойств по указанной выше специализированной методике.

Выводы

1. Разработанная универсальная установка серии ПАРС H-511 для механизированной сварки и наплавки плавящимся электродом в защитных газах позволяет использовать оптимизированные и востребованные на конкретном производстве функции и алгоритмы работы.

2. Применение объективных методов оценки сварочно-технологических свойств СУ гарантирует стабильность формирования сварных соединений требуемого качества во всем диапазоне доступных режимов работы установки. 3. Открытость системы для программирования пользователем позволяет создавать различные алгоритмы работы установки, с помощью которых можно получать качественное сварное соединение с учетом различных технологических особенностей производимых сварных конструкций (или в зависимости от вида выполняемых сварочных работ).

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Лебедев В.А.** Тенденции развития механизированной сварки с управляемым переносом электродного металла (обзор) // Автоматическая сварка. 2010. № 10. С. 45–53.

2. Мосягин А.С. Новое поколение оборудования механизированной сварки производства компании Кетррі. Результаты квалификационных испытаний технологий сварки. Область применения и перспективы внедрения для строительства и ремонта газопроводов (ООО "Кемппи") / Междунар. науч.-техн. конф. "Газотранспортные системы: настоящее и будущее (GTS-2009), 27–28 окт. 2009 г.: сб. докл. М.: Газпром ВНИИГАЗ, 2010. С. 353–358.

3. Алешин Н.П., Гладков Э.А. Новые цифровые технологии сварки ответственных конструкций // Сварка и диагностика. 2008. № 4. С. 8–10.

4. Гецкин О.Б., Вышемирский Е.М., Шипилов А.В., Полосков С.И. Опыт разработки и применения современных отечественных технологий и оборудования для автоматической орбитальной сварки магистральных газопроводов // Сварка и диагностика. 2010. № 6. С. 51–57.

5. Особенности технологии и применения сварочного процесса STT – THE LINCOLN ELECTRIC COMPANY – Московское представительство, 2003 (http://www.lincolnweld.ru/).

6. **CMT** (cold metal transfer). ООО "Технологический центр "TEHA". (http://www.tctena.ru). Проверено 20.04.2011.

7. **Принцип** сварки с минимальной теплоотдачей coldArc. ООО "Шторм». (http://www.ewn.ru/). Проверено 11.05.2011.

8. Юшин А.А., Гладков Э.А. Разработка критериев оперативной оценки сварочных свойств современного сварочного оборудования // Сварка и диагностика. 2010. № 4. С. 52–55.

9. Оценка сварочных свойств оборудования с инверторными источниками питания по энергетическим характеристикам / Э.А. Гладков, А.А. Юшин, Р.А. Перковский, С.А. Мымриков, В.Н. Бродягин // Сварка и диагностика. 2011. № 1. С. 31–35.

10. Ланкин Ю.Н. Показатели стабильности процесса дуговой сварки плавящимся электродом // Автоматическая сварка. 2011. № 1. С. 7–15.

11. Шевченко Н.В., Скачков И.О., Пономарев В.Е. Методика оценки сварочных свойств источников питания для дуговой сварки // Автоматическая сварка. 2011. № 4. С. 50–53.

Сергей Фёдорович Трух, канд. техн. наук, генеральный директор, trsf@pars-msk.ru; Алексей Александрович Юшин, аспирант

-+++



ЛИТЕЙНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ. ОСНОВЫ ПРОЕКТИРОВАНИЯ В ПРИМЕРАХ И ЗАДАЧАХ: учебное пособие.

Е.А. Чернышов, В.И. Паньшин

Цена 400 р.

2011. – 288 c. ISBN 978-5-94275-569-0

Приведены основные сведения о литейной форме и формовочных материалах, а также прогрессивных способах формообразования. Изложены сведения, необходимые для разработки литейной технологии при получении отливок в разовых песчаных формах.

Даны задачи по анализу и улучшению технологичности отливок, примеры и задания для разработки технологического процесса изготовления отливок. Изложена классификация дефектов и причины их образования.

Предназначено для студентов специальностей «Литейное производство черных и цветных металлов» и «Машины и технология литейного производства» при выполнении курсового и дипломного проектирования, бакалаврской работы и магистерской диссертации.

Может быть использовано инженерно-техническими работниками, работающими в литейном производстве, преподавателями высших и средних учебных заведений и на курсах повышения квалификации.

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

....

КУЗНЕЧНО-ШТАМПОВОЧНОЕ

ПРОИЗВОДСТВО

УДК 621.735.2



Новая заготовительная операция гибки для штамповки коленчатых валов

Рассмотрены вопросы повышения качества и увеличения коэффициента использования материала поковок коленчатых валов, штампуемых на кривошипных горячештамповочных прессах. Показано, что стойкость к истиранию коренных и шатунных шеек зависит от получения заданного расположения и отсутствия перерезания волокон макроструктуры в поковке. Предложена схема гибки заготовки коленчатого вала, при проведении которой волокна макроструктуры максимально близко повторяют контур детали и отсутствует выход волокон на трущиеся поверхности.

Problems of quality improving and increasing of material utilization rate of crankshafts forgings stamped on crank hot-stamping presses are considered. It is shown that the abrasion to resistance of main journals and crankpins depends on reception of specified location and lack of macrostructure fibres cutting in forging. The scheme for bending of crankshaft during which the fibres of macrostructure as much as possible contour-following part and missing out the fibres on friction surfaces is offered.

Ключевые слова: коленчатый вал; истирание; шатунные шейки; гибка заготовительная.

Keywords: crankshaft; abrasion; crankpins; bending.

Коленчатый вал является одной из основных деталей конструкции двигателя автомобиля, от надежности и долговечности работы которого зависит безаварийная и безотказная эксплуатация автомобиля. Эта деталь выходит из строя в основном вследствие значительного изнашивания рабочих контактных поверхностей — шатунных шеек, которое приводит к появлению высоких ударных нагрузок в месте соединения вала с шатуном.

Наиболее распространенным способом изготовления поковок коленчатых валов, например, для автомобильных двигателей является горячая объемная штамповка на молотах и *кривошипных горячештамповочных прессах* (КГШП). Возможность проведения эффективной штамповки заготовок зависит от различных факторов: исходного состояния и механических свойств деформируемого металла, способа перераспределения металла в заготовительных ручьях, конфигурации инструмента, состояния рабочей поверхности инструмента (шероховатости, наличия смазочного материала и его вида).

В настоящее время технологические процессы штамповки крупных коленчатых валов грузовых автомобилей выполняют на молотах с массой падающих частей 10 т и более и КГШП силой до 125 MH. Существуют также специальные методы штамповки крупных коленчатых валов с использованием специализированного оборудования, такие как: секционная штамповка, штамповка отдельных звеньев вала с последующим соединением на одной центральной оси, штамповка в закрытых штампах и т.д.

Согласно классификации [1], коленчатые валы относят к III группе поковок, характеризуемой смешанными сечениями, сечениями с уступами и с расположением отдельных частей в одной, двух, трех и более плоскостях.

Ввиду того что для получения качественной поковки необходимо значительное перераспределение металла в направлении, перпендикулярном основной оси вала, применяют заготовительные переходы: либо подкатные закрытые ручьи для молотов, либо обработку на ковочных вальцах или поперечно-клиновую прокатку при штамповке на КГШП.

Учитывая сложное течение металла при штамповке коленчатых валов и необходимость полного заполнения гравюры штампа, исследования по вопросам благоприятного распределения волокон в поковке при штамповке перечисленными выше методами практически отсутствуют. Вместе с тем, как показано в работе [2], отсутствие выхода волокон макроструктуры под большим углом к поверхности детали, работающей в условиях контактного трения, а также повторение волокнами контура коленчатого вала позволит увеличить срок эксплуатации вала на 29 %.

КУЗНЕЧНО-ШТАМПОВОЧНОЕ ПРОИЗВОДСТВО

Изготовление штампованных коленчатых валов по существующим технологиям приводит к тому, что после обрезки облоя волокна по периметру поковки выходят на поверхности шеек вала под углом 90°, что резко увеличивает износ трением шеек и вала.

Получить макроструктуру в поковке как показано на рис. 1 (см. обложку), т.е. огибание волокнами контура детали, возможно, применив гибку на заготовительной операции штамповки.

В работе [3] была разработана схема гибки, которая позволяет получить огибание волокнами макроструктуры контура коленчатого вала и исключить дефекты макроструктуры. Особенность данного



Рис. 2. Чертеж штампа для гибки

метода заключается в наличии в штампе силовых зажимных элементов, расположенных в инструментальных вставках. Зажимы представляют собой замкнутые области, которые удерживают наиболее изнашиваемые шатунные шейки вала при формообразовании. Кроме того, силовые зажимные элементы выполнены разъемными с кольцевым замыканием и установлены на упругих силовых опорах.

Реализация данной схемы возможна при осуществлении штамповки многоколенного коленчатого вала с шатунными шейками, расположенными в одной плоскости, при необходимости после штамповки проводят выкрутку колен вала в соответствии с требуемым чертежом детали.

Для проведения исследований авторами статьи был выбран разработанный в МГТУ им. Н.Э. Баумана и Воронежском заводе тяжелых механических прессов экспериментальный штамп для проведения гибки одного колена кривошипного вала. Чертеж штампа приведен на рис. 2.

Штамп состоит из верхней 11 и нижней плит 12, верхней 2 и нижней полуматриц 1, установленных в них верхней 3 и нижней зажимных вставок 4, обоймы 6, удерживающей пакет силовых тарельчатых пружин 13, направляющих колонок 10 и втулок 9, для предотвращения выхода нижней зажимной вставки из нижней полуматрицы предусмотрены упоры 7.

Заготовку, представляющую собой цилиндрический образец с предварительно накатанной шейкой, устанавливают в штамп, центрируя по ее зажимным вставкам 3, 4. На ходе приближения осуществляют силовое замыкание шейки заготовки зажимными вставками 3, 4 посредством пакета тарельчатых пружин 13, действующих на нижнюю зажимную вставку 4 через прокладку 5. Тем самым ограничивают течение металла заготовки в радиальном направлении в процессе деформации.

Пакет силовых тарельчатых пружин рассчитан таким образом, чтобы создаваемой ими силы хватило для деформирования шейки заготовки и препятствия дальнейшего раскрытия зажимных вставок в процессе гибки. После замыкания вставок происходит гибка заготовки на радиусах *R* нижней полуматрицы *1* и *r* верхней зажимной вставки *3* путем перемещения верхней части штампа на величину хода (эксцентриситет кривошипа коленвала) деформирования.

Для выявления распределения волокон макроструктуры в поковках эксперименты проводили на образцах из алюминия марки АД0. Макроструктура в исходной заготовке из алюминиевого сплава АД0 представлена на рис. 3.

Предварительные эксперименты показали положительные результаты. На рис. 4 приведены продольные сечения поковок одного колена вала отштампованных на экспериментальном штампе с силовыми зажимными элементами, эксперименты проводили с различными технологическими параметрами инструмента и заготовки. Для выявления макроструктуры осуществляли травление.

Анализ результатов показал, что при примении данного способа гибки отсутствует течение металла в облой вследствие замыкания шеек. Значения угла отклонения волокон макроструктуры от контура детали в местах шатунных шеек, определяемого по схеме, приведенной на рис. 5, составляют 0...10°, что является наиболее благоприятным для уменьшения износа шейки вала.

В процессе эксперимента при технологических параметрах инструмента R = 1,0 мм; r = 2,0 мм; d =



Рис. 3. Макроструктура исходной заготовки

= 18 мм; h = 15 мм выявлено разрушение (срез) шейки вала. Вероятно также появление скрытого разрушения, определить которое визуально не представляется возможным. Для выявления скрытых дефектов применяют компьютерное 3D-моделирование процесса гибки.

Наличие указанных дефектов недопустимо, так как при окончательном этапе произойдет заштамповка дефекта в тело поковки и как следствие — выход из строя детали при эксплуатации.

Компьютерное моделирование колена поковки коленчатого вала проводили с использованием комплекса QForm 3D v.5.1 для исследования формоизменения и выявления скрытых дефектов в поковке после гибки в зависимости от технологических параметров.

На рис. 6 (см. обложку) показано начальное положение моделирования.

Программа моделирования технологических процессов обработки металлов давлением QForm 3D в процессе расчета на каждом шаге расчета перестраивает сетку конечных элементов автоматически. Размер конечных элементов выбирается исходя из сложности гравюры инструмента.

При расчете возможно появление таких мест в моделируемой поковке, где возникают штамповочные дефекты типа: зажим, складка. В этих местах при переразбиении сетки конечных элементов происходит модификация сетки – слияние различных близко расположенных элементов. Эти места выделяются красным цветом.

В данном случае предположительно это свидетельствует о наличии смятия или среза в месте соединения шейки и щек.

Используя теорию планирования эксперимента, были проведены 16 опытов при различных технологических параметрах процесса (таблица). Рис. 5. Определение угла наклона выхода макроволокон в шейке



Исходные данные

Номер фактора <i>і</i>	Фактор	Значение
1	Радиус гибки на матрице <i>R</i> , мм	0,5 1 2
2	Радиус гибки на зажимных вставках <i>r</i> , мм	0,5 1 2
3	Диаметр шатунной шейки вала <i>d</i> , мм	14 18 23 28
4	Ход деформирования при гибке <i>h</i> , мм	5 10 15

Сравнивая физический эксперимент и моделирование, можно судить об идентичности результатов, основываясь на формоизменении заготовки в процессе гибки и наличии разрушения (среза или смятия) поковки.

Для сравнения на рис. 7 (см. обложку) приведены результаты моделирования. На рис. 7 отображена конечно-элементная сетка в поковке.

После проведения эксперимента и моделирования видно, что с увеличением хода деформирования появляется вероятность образования дефекта — среза (смятия) в месте соединения шатунной шейки и щеки вала.

Увеличение диаметра шатунной шейки и увеличение радиусов гибки на матрице и зажимных вставках способствуют получению качественной поковки и повышают стабильность протекания процесса гибки.



Рис. 4. Макроструктура в поковках после гибки при различных технологических параметрах: a - R = 2,0 мм; r = 0,5 мм; диаметр шатунной шейки вала d = 28 мм; ход деформирования h = 15 мм; $\delta - R = 0,5$ мм; r = 1,0 мм; d = 23 мм; h = 15 мм; $\epsilon - R = 1,0$ мм; r = 2,0 мм; d = 18 мм; h = 15 мм

В дальнейшем математические модели можно использовать для построения оптимального технологического процесса штамповки поковок коленчатых валов и проектирования рабочих элементов штампового инструмента.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Ковка и штамповка: справочник. В 4-х т. Т. 2. Горячая объемная штамповка. 2-е изд., перераб. и доп. / под общ. ред. Е.И. Семёнова. М.: Машиностроение, 2010. 720 с.

УДК 621.4

2. Штамповка поковок с направленным волокнистым строением / О.А. Банных, В.Ю. Лавриненко, Е.И. Семёнов и др. // Вестник машиностроения. 2000. № 10.

3. Пат. 2241567. Штамп для горячей штамповки коленчатого вала / Е.И. Семёнов, А.Т. Крук, В.И. Соков, Ю.А. Дибнер, В.Я. Мороз. 2004.

> Евгений Иванович Семёнов, д-р техн. наук; Юрий Владимирович Майстров, аспирант, screamer.mail.@gmail.com

Е.Г. Демьяненко, И.П. Попов (Самарский государственный аэрокосмический университет)

Анализ возможностей процесса отбортовки из тонкостенной кольцевой заготовки^{*}

Проанализирован процесс отбортовки к получению тонкостенных осесимметричных оболочек усеченной сужающейся формы. Получены зависимости, позволяющие определить относительную глубину формованной детали при заданном соотношении толщин.

The flanging to obtaining of thin-walled axially symmetric shells of truncated necking shape is analyzed. Dependences for determining the relative depth of the formed part at given relation of thicknesses are received.

Ключевые слова: отбортовка; тонкостенная кольцевая заготовка; толщина; глубина формованной детали; коэффициент отбортовки.

Keywords: flanging; thin-walled ring billet; thickness; depth of the formed part; flanging ratio.

В производстве изделий ракетно-космической техники находят применение достаточно глубокие $(\frac{H}{D})$ 0,5, где H – высота детали; D – диаметр больше-го основания детали), крупногабаритные, тонкостенные $(\frac{S_{3ar}}{D} \le 0,008)$, где S_{3ar} – толщина заготовки) осесимметричные оболочки усеченной конической формы из жаропрочных сплавов.

Технологические процессы их изготовления отличаются тем, что базируются на способах формообразования, которые характеризуются наличием в плоскости листа напряженного состояния растяжения [1, 2] с использованием заготовки со сварным швом. Требования высокого качества по форме геометрических размеров достигаются применением операции термофиксации для контура полуфабриката, полученного после формообразования [1].

Развитие аэрокосмической техники приводит к необходимости изготовления подобных деталей из цельной (несварной) заготовки. Возможность получения их в первую очередь связана с применением способа отбортовки из кольцевой заготовки. Характерной особенностью способа является разнотолщинность получаемой детали, наличие ограничения по ее относительной высоте и предельные возможности, определяемые пластическими свойствами материала в условиях линейного растяжения. Интенсификация таких деталей [3, 4] затруднена вследствие потери устойчивости даже из-за малых сжимающих напряжений [5] и больших габаритных размеров детали.

В данной статье проанализированы возможности получения деталей способом отбортовки из кольцевой заготовки коническим пуансоном (рис. 1).

Основой расчета является постоянство объема металла заготовки и детали:

 $V_{\text{ner}} = V_{\text{sar}}$

^{*}Статья подготовлена в рамках федеральной целевой программы "Научные и научно-педагогические кадры инновационной России" на 2009–2013 годы, финансируемых за счет средств федерального бюджета, выделяемых по направлению расходов "НИОКР", мероприятию 1.2.1 "Проведение научных исследований научными группами под руководством докторов наук".



Рис. 1. Схема процесса отбортовки из кольцевой заготовки: d – диаметр меньшего основания детали; d_1 – диаметр отверстия в заготовке; α – угол конусности детали; l – длина образующей; $S_{\kappa p}$ – толщина кромки

$$F_{\text{der}} S_{\text{der}} = F_{\text{sar}} S_{\text{sar}}, \qquad (1)$$

где V_{3ar} , V_{det} – объем заготовки и детали; F_{3ar} , F_{det} – площадь заготовки и детали.

Смоделированный процесс отбортовки с использованием программного продукта ANSYS и аналитический анализ позволяют считать, что толщина детали меняется по закону, близкому к линейному, в этом случае средняя толщина

$$S_{\rm cp} = S_{\rm ger} = \frac{S_{\rm 3ar} + S_{\rm Kp}}{2}.$$
 (2)

Необходимость решения поставленных задач именно в LS-DYNA объясняется возможностью расчета оболочек, относящихся к классу тонкостенных $\left(\frac{S_{\text{заг}}}{D} \le 0,008\right)$:

$$V_{\text{лет}} = F_{\text{лет}} S_{\text{ср}}$$
.

Исходя из геометрических соображений, имеем:

$$F_{\text{ger}} = \pi \frac{D+d}{2}l; \ l = \frac{D-d}{2\sin\alpha} = \frac{H}{\cos\alpha}; \ F_{\text{sar}} = \frac{\pi (D^2 - d_1^2)}{4}.$$
 (3)

Используя зависимости (2), (3), запишем условие (1), и найдем отношение толщин:

$$\frac{S_{\rm kp}}{S_{\rm 3ar}} = \frac{\left(\frac{D^2}{d_1^2} - 1\right)\cos\alpha}{\left(\frac{D}{d_1} + K_{\rm or6}\right)\frac{H}{d_1}} - 1,\tag{4}$$

где *К*_{отб} – коэффициент отбортовки:

$$K_{\rm oro} = \frac{d}{d_1}.$$
 (5)

Полученная связь между относительной высотой детали, коэффициентом отбортовки, углом отбортовки позволяет провести анализ изготовления деталей от геометрических параметров и механических свойств материала. Тангенциальную деформацию определяли по формуле [6]:

$$e_{\theta} = \ln \left| \frac{d}{d_1} \right|. \tag{6}$$

Из уравнения связи напряжения и деформации [6] в условиях линейного растяжения кромки σ_ρ = 0 для изотропного металла имеем

$$e_{S} = \frac{\frac{\sigma_{\rho}}{\sigma_{\theta}} + 1}{\frac{\sigma_{\rho}}{\sigma_{\theta}} - 2} e_{\theta} = -\frac{1}{2} e_{\theta}, \qquad (7)$$

так как деформация по толщине

$$e_{S} = \ln \frac{S_{\kappa p}}{S_{3 \alpha \Gamma}},\tag{8}$$

то из выражения (6) с использованием (5) находим

$$S_{\kappa p} = S_{3 \mathrm{ar}} \sqrt{\frac{d_1}{d}} = S_{3 \mathrm{ar}} \sqrt{\frac{1}{K_{\mathrm{orf}}}}$$
или (9)

$$\frac{S_{\rm kp}}{S_{\rm 3ar}} = \sqrt{\frac{1}{K_{\rm or6}}}.$$
 (10)

Таким образом, коэффициент отбортовки можно записать через отношение толщин кромки до и после отбортовки:

$$K_{\text{or6}} = \left(\frac{S_{\text{sar}}}{S_{\text{kp}}}\right)^2.$$
(11)

Отношение (4) можно преобразовать для дальнейших вычислений, используя (11):

$$\left(\frac{D}{d_1}\right)^2 - 1 = \frac{\frac{D}{d_1} + \left(\frac{S_{3ar}}{S_{\kappa p}}\right)^2}{\cos\alpha} \frac{H}{d_1} \left(1 + \frac{S_{\kappa p}}{S_{3ar}}\right).$$
(12)

Применяя условие постоянства объема (1), геометрические соотношения (2), (3), (11), выразим угол:

$$\sin \alpha = \frac{\left[\left(\frac{D}{d_1}\right)^2 - \left(\frac{S_{3ar}}{S_{\kappa p}}\right)^4\right] \left(1 + \frac{S_{\kappa p}}{S_{3ar}}\right)}{2\left[\left(\frac{D}{d_1}\right)^2 - 1\right]}$$
(13)

или $\alpha = \arcsin(B)$, где

$$B = \frac{\left[\left(\frac{D}{d_1}\right)^2 - \left(\frac{S_{3ar}}{S_{\kappa p}}\right)^4\right] \left(1 + \frac{S_{\kappa p}}{S_{3ar}}\right)}{2\left[\left(\frac{D}{d_1}\right)^2 - 1\right]}.$$
 (14)

Подставляя α в формулу (12), после преобразований получаем

$$\frac{H}{D} = \frac{\left[\left(\frac{D}{d_1}\right)^2 - 1\right] \cos\{\arcsin B\}}{\left[\frac{D}{d_1} + \left(\frac{S_{\text{sar}}}{S_{\text{kp}}}\right)^2\right] \left(1 + \frac{S_{\text{kp}}}{S_{\text{sar}}}\right) \frac{D}{d_1}}.$$
 (15)

Для определения предельного коэффициента отбортовки будем считать, что относительное сужение выражается через площадь кромки и площадь заготовки:

$$\Psi = \frac{-\pi d_1 S_{3\mathrm{ar}} + \pi dS_{\mathrm{\kappa p}}}{\pi d_1 S_{3\mathrm{ar}}}.$$
 (16)

Учитывая соотношения (10) и (16), имеем

$$\psi = \sqrt{\frac{d}{d_1}} - 1 = \sqrt{K_{\text{or6}}} - 1.$$
(17)

Полученная зависимость позволяет определить предельный коэффициент отбортовки при условии $\psi = \psi_{III}$:

$$K_{\text{пред}} \le \frac{d}{d_1} = (\psi_{\text{III}} + 1)^2,$$
 (18)

где $\psi_{\rm m}$ – относительное сужение шейки.

Если считать, что коэффициенты отбортовки многопереходных процессов одинаковы, тогда выполняется соотношение:

$$K_{\text{orf.ofill}} = K_{\text{orf} 1} K_{\text{orf} 2} \dots K_{\text{orf} n} \leq K_{\text{orf} 1}^{n}, \qquad (19)$$

из которого находим число переходов:

$$n \ge \frac{\ln K_{\text{orf}}}{\ln K_{\text{orf}+1}}.$$
(20)

На рис. 2 приведены зависимости H/D от $S_{3ar}/S_{\kappa p}$ для меди марки M3 с учетом механических свойств: $\delta_{\mu \mu} = 0,325; \psi_{\mu \mu} = 0,245; K_{npeg} = 1,55$ (рассчитан по формуле (18)).

Зависимости на рис. 2 позволяют оценить возможность получения способом отбортовки деталей с отношением H/D от 0,3 до 0,34 для случая, когда D/d_1 превышает 4, что соответствует углу конусности α более 30° и утонению кромки более 60 %. Для $D/d_1 = 5$ на-



Рис. 2. Зависимости H/D от $S_{\text{заг}}/S_{\text{кр}}$: $1 - D/d_1 = 3; 2 - D/d_1 = 4; 3 - D/d_1 = 5$

блюдается экстремум относительной высоты при угле конусности $\alpha \approx 16^{\circ}$.

Предложенный способ, основанный на процессе отбортовки, позволяет получить тонкостенные осесимметричные оболочки усеченной сужающейся формы:

— без наличия сварного шва, с относительной высотой H/D не более 0,34;

 при существенной разнице толщин между кромкой малого и большого диаметров.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Демьяненко Е.Г., Попов И.П., Шляпугин А.Г. Исследование процесса формообразования цельноштампованных деталей по схеме отбортовка-формовка // Вестник Самар. гос. аэрокосм. ун-та. 2006. № 1. С. 138–145.

2. Попов И.П., Демьяненко Е.Г. Штамп для изготовления тонкостенных сварных оболочек // Заготовительные производства в машиностроении. 2006. № 12. С. 25–27.

3. **Ершов В.И., Чумадин А.С., Ковалев В.В.** Об одном способе интенсификации при отбортовке листового материала // Кузнечно-штамповочное производство. 1989. № 4. С. 25–26.

4. Ершов В.И., Федосова С.А., Соболь А.И. Об одном из путей интенсификации процесса отбортовки отверстий // Кузнечно-штамповочное производство. 1983. № 4. С. 20–22.

5. Попов И.П., Нестеренко Е.С. Вытяжка тонколистового материала // Кузнечно-штамповочное производство. 2006. № 10. С. 30–33.

6. Попов Е.А. Основы теории листовой штамповки. М.: Машиностроение, 1977. 278 с.

Елена Геннадьевна Демьяненко, канд. техн. наук, e-dem@mail.ru; Игорь Петрович Попов, д-р техн. наук УДК 62-82

М.Е. Гойдо (ООО "Уральский инжиниринговый центр", г. Челябинск)

Расчетная оценка теплового режима работы гидросистемы участка прессов

Изложена последовательность расчета и приведены формулы для вычисления в первом приближении максимальной средней установившейся температуры рабочей жидкости в объединенной гидросистеме группы прессов и питающей их насосно-аккумуляторной станции.

Calculation procedure and formulas for calculating as first approximation of maximum average steady temperature of working fluid in integral hydraulic system, comprising number of presses and pump-and-accumulator station feeding them are presented.

Ключевые слова: гидроприводы прессов; насосно-аккумуляторная станция; объединенная гидросистема; тепловой расчет.

Keywords: hydraulic drives for presses; pump-and-accumulator station; integral hydraulic system; heat calculation.

Механическая энергия, теряемая в процессе функционирования любой гидросистемы (вследствие совершения работы против сил трения), преобразуется в тепловую энергию, которая в общем случае частично идет на нагрев компонентов гидросистемы и частично рассеивается в окружающую среду.

Дифференциальное уравнение баланса указанных энергий, устанавливающее связь между текущим значением средней температуры Θ компонентов гидросистемы и временем *t*, в соответствии с приведенным выше можно представить следующим образом:

$$N_{\text{nor}} dt = \sum_{i=1}^{n_{\text{M}}} m_i c_i d\Theta + kA(\Theta - \Theta_{\text{o.c}}) dt, \qquad (1)$$

где $N_{\text{пот}}$ – текущие потери механической мощности в гидросистеме; m_i , c_i – соответственно масса и удельная теплоемкость *i*-го материала (рабочей жидкости, стали, бронзы и т.д.), имеющегося в составе гидросистемы ($i = 1, 2, ..., n_{\rm M}$); $n_{\rm M}$ – количество материалов, имеющихся в составе гидросистемы; k – средний коэффициент теплопередачи гидросистемы,

$$k = \frac{1}{A} \sum_{j=1}^{n_{\rm cr}} k_j A_j;$$

 А – суммарная площадь теплоотдающих поверхностей элементов гидросистемы,

$$A = \sum_{j=1}^{n_{\rm CT}} A_j$$

 k_j , A_j — соответственно коэффициент теплопередачи от рабочей жидкости через *j*-ю стенку в окружающую среду и площадь теплоотдающей поверхности *j*-й стенки элементов гидросистемы ($j = 1, 2, ..., n_{cT}$); n_{cT} — число стенок элементов гидросистемы, через которые происходит рассеивание тепловой энергии в окружающую среду; $\Theta_{o,c}$ — температура окружающей среды.

Более удобной для практического использования является запись уравнения (1) в виде

$$\tau \frac{d\Theta}{dt} + \Theta = \Theta_{\text{o.c}} + \frac{N_{\text{nor}}}{kA}, \qquad (2)$$

где т – тепловая постоянная времени гидросистемы,

$$\tau = \frac{1}{kA} \sum_{i=1}^{n_{\rm M}} m_i c_i$$

Для случая, когда в процессе работы гидросистемы параметры $\Theta_{o.c.}$, N_{nor} , τ , A и k являются постоянными величинами или их можно рассматривать как таковые (в силу малости изменения), в результате решения уравнения (2) получаем [1]:

$$\Theta = \Theta_{o.c} + (\Theta_{H} - \Theta_{o.c})e^{-t/\tau} + (1 - e^{-t/\tau})\frac{N_{\text{nor}}}{kA}$$
(3)

или

$$\Theta = \Theta_{\rm K} - (\Theta_{\rm K} - \Theta_{\rm H}) e^{-t/\tau}, \qquad (4)$$

где $\Theta_{\rm H}$, $\Theta_{\rm K}$ – соответственно начальное (при t = 0) и конечное (при $t \to \infty$) значения средней температуры Θ компонентов гидросистемы,

$$\Theta_{\rm K} = \Theta_{\rm o.c} + N_{\rm nor} / (kA). \tag{5}$$

Очевидно, что выражения (3) и (4), отличающиеся только формой записи, применимы для расчета характера изменения средней температуры компонентов гидросистемы в функции времени для случаев как нагрева, так и охлаждения гидросистемы.

При рассмотрении температуры Θ_{κ} (5) в качестве входной величины, а текущего значения средней температуры Θ компонентов гидросистемы — в качестве выходной величины, гидросистема в соответствии с уравнением (2) представляет собой динамическую систему в виде апериодического звена с постоянной времени τ . Целью исследования теплового режима работы гидросистемы является ответ на вопрос о том, не превышает ли значение Θ_{max} средней температуры Θ компонентов гидросистемы в типовых условиях эксплуатации этой системы некоторое предельно допустимое значение $\Theta_{\text{доп}}$ указанной температуры, а если превышает, то какими должны быть параметры теплообменного аппарата (охладителя рабочей жидкости) или гидробака для обеспечения желаемого температурного режима работы гидросистемы.

В случае продолжительного режима работы гидросистемы

$$\Theta_{\max} \approx \Theta_{\kappa}.$$
 (6)

При повторно-кратковременном и кратковременном режимах работы гидросистемы определение величины Θ_{max} предполагает расчет характера изменения средней температуры компонентов гидросистемы на достаточно продолжительном интервале времени, охватывающем несколько повторяющихся циклов работы гидросистемы.

Сложность точного аналитического исследования теплового режима работы гидросистемы состоит в том, что средний коэффициент теплопередачи k является переменной величиной и изменяется в функции текущего значения средней температуры Θ компонентов гидросистемы.

При проведении приближенной оценки теплового режима гидросистемы можно считать коэффициент *k* постоянным, опираясь при его определении на имеющиеся в технической литературе (Ковалевский В.Ф. Теплообменные устройства и тепловые расчеты гидропривода горных машин. М.: Недра, 1972. 224 с.; Михеев М.А., Михеева И.М. Основы теплопередачи. Изд. 2-е, стереотип. М.: Энергия, 1977. 343 с.; Навроцкий К.Л. Теория и проектирование гидро- и пневмоприводов: учеб. для студентов вузов по специальности "Гидравлические машины, гидроприводы и гидропневмоавтоматика". М.: Машиностроение, 1991. 384 с.) данные о среднестатистических значениях этого коэффициента для существующих гидросистем.

В силу относительно невысокой продолжительности рабочего цикла прессов и большой тепловой инерционности объединенной гидросистемы *насосно-аккумуляторной станции* (НАС) и питаемых от нее прессов допустимо считать, что в течение рабочего цикла средняя температура компонентов указанной гидросистемы изменяется несущественно. Поэтому при проведении теплового расчета гидросистемы прессового участка можно использовать осредненные за цикл ее работы потери механической мощности $N_{\rm nor.cp}$, полагая $N_{\rm nor} = N_{\rm nor.cp}$.

Потери энергии $\Delta \Theta_{x,x}$ в период холостого хода вниз подвижной траверсы вертикального пресса могут быть в первом приближении определены как уменьшение потенциальной энергии подвижной траверсы пресса и всех перемещающихся вместе с ней частей, сложенное с работой, совершенной рабочими гидроцилиндрами пресса при давлении в них, равном максимальному рабочему давлению в баках наполнения, за вычетом работы вытеснения рабочей жидкости из уравновешивающих гидроцилиндров при давлении в них, равном максимальному давлению рабочей жидкости в гидроаккумуляторе, и работы вытеснения рабочей жидкости из возвратных гидроцилиндров при давлении в них, равном максимальному давлению в баках наполнения:

$$\Delta \Im_{x.x} = [K_{\rm H} m_{\rm n.y} g + (A_{\rm c.p.\,u} - n_{\rm B.\,u} A_{\rm B.\,u}) p_{\rm 6.\,H} - n_{\rm y.\,u} A_{\rm y.\,u} p_{\rm ax}]h_{\rm y.\,x},$$
(7)

где $h_{x,x}$ – перемещение подвижной траверсы пресса во время холостого хода; К_н – коэффициент, учитывающий направление перемещения подвижной траверсы пресса ($K_{\rm H} = 1$ для вертикального пресса; $K_{\rm H} = 0 - для$ горизонтального пресса); *m*_{п.ч} – масса подвижной траверсы пресса и всех перемещающихся вместе с ней частей; д – ускорение свободного падения; Ас.р.ц – суммарная эффективная площадь плунжеров рабочих гидроцилиндров (в частном случае, когда эффективная площадь плунжеров всех рабочих гидроцилиндров одинакова и равна $A_{\rm p.u},$ а число рабочих гидроцилиндров составляет $n_{\text{р.ц}}$: $A_{\text{с.р.ц}} = n_{\text{р.ц}}A_{\text{р.ц}}$; $n_{\text{в.ц}}$, $A_{\text{р.ц}}$ – соответственно число возвратных гидроцилиндров и эффективная площадь их плунжера; n_{у.ц}, A_{у.ц} – соответственно число уравновешивающих гидроцилиндров и эффективная площадь их плунжера; $p_{0.H}$ — давление в баке наполнения пресса; p_{ak} давление в гидроаккумуляторе НАС пресса.

Потери энергии $\Delta \Theta_{p,x}$ в период рабочего хода подвижной траверсы пресса в первом приближении можно определить как уменьшение потенциальной энергии подвижной траверсы пресса и всех движущихся вместе с ней частей, сложенное с работой, совершенной рабочими гидроцилиндрами пресса при давлении в них, равном максимальному давлению рабочей жидкости из уравновешивающих гидроцилиндров при давлении в них, равном максимальному давлению рабочей жидкости в гидроаккумуляторе, за вычетом работы вытеснения рабочей жидкости из уравновешивающих гидроцилиндров при давлении в них, равном максимальному давлению рабочей жидкости из возвратных гидроцилиндов при давлении в них, равном максимальному давлении в них, равном максимальному рабочему давлению в баках наполнения, и полезной работы $\Theta_{\rm деф}$, затрачиваемой на деформацию заготовки:

$$\Delta \mathfrak{D}_{p.x} = [K_{H} m_{n.4} g + (A_{c.p.u} - n_{y.u} A_{y.u}) p_{a\kappa} - n_{B.u} A_{B.u} p_{6.H}] h_{p.x} - \mathfrak{D}_{ueb},$$
(8)

где $h_{\rm p,x}$ — перемещение подвижной траверсы пресса во время рабочего хода.

Работу, затрачиваемую на деформацию заготовки, в каждом конкретном случае нетрудно рассчитать, если известен закон изменения силы, развиваемой прессом во время рабочего хода, в функции величины деформации заготовки (изменения координаты подвижной траверсы во время ее рабочего хода).

Однако при решении рассматриваемой задачи более удобным является определение величины $\Im_{\text{деф}}$ с использованием коэффициента φ , представляющего собой отношение работы пластического деформирования заготовки и упругой деформации металлоконструкций пресса к работе, выполненной за время рабочего хода подвижной траверсы жидкостью из гидроаккумулятора и бака наполнения пресса.

Информация об осредненных значениях коэффициента φ , полученная на основании обработки статистических данных, для различных технологических процессов, выполняемых с помощью прессов (выдавливания, прошивки, протяжки, гибки, объемной штамповки, брикетирования, вытяжки листового материала и т.д.), приведена в работах Н.С. Добринского (Гидравлический привод прессов. М.: Машиностроение, 1975. 222 с.) и [2]. При использовании коэффициента ϕ величину $\Delta \Im_{p,x}$ в первом приближении можно представить следующим образом:

$$\Delta \Theta_{p,x} = \{ K_{H} m_{\Pi,Y} g + (1 - \varphi) \times \\ \times [(A_{c,p,u} - n_{y,u} A_{y,u}) p_{a\kappa} - n_{B,u} A_{B,u} p_{5,H}] \} h_{p,x}.$$
(9)

Потери энергии $\Delta \Theta_{o.x}$ в период обратного хода подвижной траверсы пресса (с учетом потерь энергии, связанных с перетеканием жидкости из бака наполнения через переливной клапан в гидробаки НАС) в первом приближении можно определить как работу, совершенную возвратными и уравновешивающими гидроцилиндрами пресса при давлении в них, равном максимальному давлению рабочей жидкости в гидроаккумуляторе, за вычетом увеличения потенциальной энергии подвижной траверсы пресса и всех движущихся вместе с ней частей, и работы, совершенной рабочими гидроцилиндрами пресса на перемещении, равном $\Delta h = h_{x.x} - \frac{n_{в.п.}A_{в.п.}}{A_{c.p.n.}} (h_{x.x} + h_{p.x})$ (предполагается, что $h_{o.x} > \Delta h$)

при давлении в них, равном максимальному рабочему давлению в баках наполнения:

$$\Delta \Theta_{\text{o},\text{x}} = [(n_{\text{B},\text{u}}A_{\text{B},\text{u}} + n_{\text{y},\text{u}}A_{\text{y},\text{u}})p_{\text{a}\text{k}} - K_{\text{H}}m_{\text{n},\text{y}}g] \times \\ \times h_{\text{o},\text{x}} - A_{\text{c},\text{p},\text{u}}p_{\text{b},\text{H}}\Delta h,$$
(10)

где $h_{\text{o,x}}$ — перемещение подвижной траверсы пресса во время обратного хода.

В выражении для вычисления $\Im_{0,x}$ не учтено, что в гидробаках НАС жидкость обладает определенным гидростатическим напором. Это упрощение последнего выражения связано с тем, что, во-первых, гидростатический напор является относительно малой величиной, а во-вторых, значение средних потерь мощности в объединенной гидросистеме НАС и прессов практически не зависит от напора жидкости в гидробаках, поскольку жидкость на вход насосов НАС поступает из этих же гидробаков.

Суммарные потери энергии Э_{тр}, связанные с перемещением подвижной траверсы, за рабочий цикл пресса составляют:

$$\Delta \Theta_{\rm Tp} = \Delta \Theta_{\rm x,x} + \Delta \Theta_{\rm p,x} + \Delta \Theta_{\rm o,x} = = (K_{\rm H} m_{\rm fl,q} g - n_{\rm y,q} A_{\rm y,q} p_{\rm ak}) (h_{\rm x,x} + h_{\rm p,x} - h_{\rm o,x}) + + (A_{\rm c,p,q} h_{\rm p,x} + n_{\rm B,q} A_{\rm B,q} h_{\rm o,x}) p_{\rm ak} - - \phi [(A_{\rm c,p,q} - n_{\rm y,q} A_{\rm y,q}) p_{\rm ak} - n_{\rm B,q} A_{\rm B,q} p_{\rm 6,H}] h_{\rm p,x}.$$
(11)

Следует отметить, что некоторая часть этих потерь энергии обусловлена трением в направляющих подвижной траверсы, находящихся за пределами гидросистемы и практически не сказывается на тепловом режиме работы последней.

Выражение (11) существенно упрощается при $h_{\text{o,x}} = h_{\text{x,x}} + h_{\text{p,x}}$:

$$\Delta \Theta_{\rm Tp} = (A_{\rm c.p.\,u} h_{\rm p.x} + n_{\rm B.\,u} A_{\rm B.\,u} h_{\rm o.x}) p_{\rm a\kappa} - - \phi [(A_{\rm c.p.\,u} - n_{\rm y.\,u} A_{\rm y.\,u}) p_{\rm a\kappa} - n_{\rm B.\,u} A_{\rm B.\,u} p_{\rm 6.\,H}] h_{\rm p.\,x}.$$
(12)

Аналогичным образом определяются потери энергии на перемещение вспомогательных механизмов пресса, напри-

мер: стола $\Delta \Im_{\rm cr}$ и выталкивателя $\Delta \Im_{\rm выт}$, — в процессе рабочего цикла пресса.

Тогда средние потери мощности $N_{\text{пот.ср.}i}$ за цикл работы некоторого *i*-го пресса, содержащего такие вспомогательные механизмы, как выдвижной стол и выталкиватель, составляют

$$N_{\text{not. cp. }i} = (\Delta \Theta_{\text{rp}i} + \Delta \Theta_{\text{cr}i} + \Delta \Theta_{\text{выт}i}) / T_{\text{II} i}, \qquad (13)$$

где T_{ui} — продолжительность одного рабочего цикла *i*-го пресса.

Полные средние потери мощности N_{пот.ср} при работе объединенной гидросистемы НАС и питаемых от нее прессов помимо суммы величин $N_{\text{пот.ср. }i}$ ($i = 1, ..., n_{\text{пр}}$, где $n_{\text{пр}}$ – число одновременно работающих прессов) включают в себя: сумму средних потерь мощности $N_{\text{пот.н.}i}$ в насосах высокого давления (силовых насосах) ($j = 1, ..., n_{\rm H}$, где $n_{\rm H}$ – число одновременно работающих силовых насосов НАС), суммарные потери мощности в подпиточных насосах, суммарные средние потери мощности во всасывающих трубопроводах силовых насосов (от гидробаков до входа во всасывающее отверстие насосов), суммарные средние потери мощности в напорных трубопроводах силовых насосов (от выхода из напорного отверстия насосов до соответствующего гидроаккумулятора) и на участках от выхода из напорного отверстия насосов до гидробаков через охолостительные (разгрузочные) клапаны.

При эксплуатации пресса насосы высокого давления, входящие в состав его HAC, функционируют в двух режимах: режиме работы под нагрузкой (когда насос подает жидкость в гидроаккумулятор HAC или непосредственно в гидросистему пресса) и разгрузочном режиме (когда открыто проходное сечение охолостительного клапана, и рабочая жидкость, подаваемая насосом, возвращается в гидробак без совершения полезной работы).

При работе под нагрузкой давление $p_{\rm H}$ силового насоса, представляющее собой разность давлений на выходе и входе насоса, определяется давлением $p_{\rm ak}$ в гидроаккумуляторе пресса, потерями давления $\Delta p_{\rm nor}$ на участках от гидробаков до входа во всасывающее отверстие насоса и от выхода из напорного отверстия насоса до гидроаккумулятора, давлением, создаваемым подпиточным насосом, и гидростатическим напором жидкости в гидробаках.

При работе в разгрузочном режиме давление на выходе силового насоса определяется потерями давления на участке от выхода из напорного отверстия насоса до гидробаков, включающем в свой состав охолостительный клапан, и гидростатическим напором жидкости в гидробаках.

Как описано выше, значение средних потерь мощности в объединенной гидросистеме НАС и прессов практически не зависит от напора жидкости в гидробаках. Поэтому при проведении соответствующих расчетов гидростатический напор жидкости в гидробаках может не учитываться.

Время работы каждого из силовых насосов НАС в каждом из указанных выше режимов зависит от многих факторов, в том числе и случайных.

Однако учитывая, что средний потребный расход рабочей жидкости высокого давления $Q_{\rm cp\,i}$ за цикл работы *i*-го пресса является фиксированной величиной, средние суммарные потери мощности $N_{\rm nor.H\,i}$ в насосах, питающих гид-

росистему этого пресса, можно определить следующим образом:

$$N_{\text{пот.н }i} = \left(\frac{1}{\eta_{\text{н.н}}} - 1\right) Q_{\text{ср}i} p_{\text{н.н }i} + \left(\frac{1}{\eta_{\text{н.o}}} - 1\right) (Q_i - Q_{\text{ср}i}) p_{\text{н.o}i}, \quad (14)$$

где Q_i — суммарная подача работающих (включенных) силовых насосов, питающих гидроприводы *i*-го пресса ($Q_i \ge Q_{cpi}$); $p_{\text{н.н}i}$ — осредненное значение давления силовых насосов, питающих гидроприводы *i*-го пресса, при работе под нагрузкой; $p_{\text{н.o}i}$ — осредненное значение давления силовых насосов, питающих гидроприводы *i*-го пресса, при работе в режиме разгрузки (охолащивания); $\eta_{\text{н.н}}$ — общий коэффициент полезного действия силового насоса при работе под нагрузкой; $\eta_{\text{н.o}}$ — общий коэффициент полезного действия силового насоса при работе насизи силового насоса при работе в режиме разгрузки (охолащивания); $\eta_{\text{н.о}}$ — общий коэффициент полезного действия силового насоса при работе насоса при работе в режиме разгрузки (охолащивания).

Средние суммарные потери мощности $N_{\text{пот.тр}i}$ во всасывающих, напорных и охолостительных трубопроводах насосов, питающих гидросистему *i*-го пресса, возможно определить по формуле

$$N_{\text{nor.rp}\,i} = \Delta p_{\text{nor.Bc}\,i}Q_i + \Delta p_{\text{nor.Har}\,i}Q_{\text{cp}\,i} + + \Delta p_{\text{nor.ox}\,i}(Q_i - Q_{\text{cp}\,i}),$$
(15)

где $\Delta p_{\text{пот.вс}i}$, $\Delta p_{\text{пот.вс}i}$, $\Delta p_{\text{пот.ес}i}$ – осредненные значения потерь давления на участках соответственно от гидробаков до входа во всасывающее отверстие насоса, от выхода из напорного отверстия насоса до гидроаккумулятора и от выхода из напорного отверстия насоса до гидробаков через охолостительный клапан, определенные для силовых насосов, питающих гидроприводы *i*-го пресса.

При использовании в качестве подпиточных насосов центробежных насосов суммарные потери мощности в них можно оценить следующим образом (при условии отсутствия байпасных гидролиний):

$$N_{\text{nor.}\,\mathrm{u}\delta} = \left(\frac{1}{\eta_{\mathrm{u}\delta}} - 1\right) n_{\mathrm{H}} Q_{\mathrm{H}} p_{\mathrm{u}\delta},\tag{16}$$

где $\eta_{\rm u6}$ — общий коэффициент полезного действия подпиточного центробежного насоса; $n_{\rm H}$ — число включенных (работающих) силовых насосов; $Q_{\rm H}$ — подача силового насоса; $p_{\rm u6}$ — давление, создаваемое подпиточным центробежным насосом.

При установившемся температурном режиме работы рассматриваемой тепловой системы в случае наличия в ее составе теплообменных аппаратов в соответствии с выражениями (5) и (6):

$$\Theta_{\max} = \Theta_{o.c} + (N_{\Pi OT} - N_{TEIII})/(kA), \qquad (17)$$

где $N_{\text{тепл}}$ — тепловая мощность, передаваемая рабочей жидкостью гидросистемы охлаждающей среде в теплообменных аппаратах.

В последней формуле величину *А* следует рассматривать как суммарную площадь всех теплоотдающих поверхностей элементов (гидробаков, трубопроводов, гидравлических баллонов гидроаккумуляторов прессов, гидробаков наполнения, гидроцилиндров, гидроаппаратов, насосов) объединенной гидросистемы НАС и прессов, кроме теплообменных аппаратов, а величину *k* как осредненный коэффициент теплопередачи для этих поверхностей. Тепловая мощность $N_{\text{тепл}}$, передаваемая в теплообменном аппарате от нагретой среды охлаждающей среде, помимо конструктивных параметров самого теплообменного аппарата, существенно зависит от расходов охлаждаемой и охлаждающей сред и разности их температур и может быть определена по формуле

$$N_{\text{тепл}} = c_{\mathfrak{K}} \Delta \Theta_{\mathfrak{K}} \rho_{\mathfrak{K}} Q_{\mathfrak{K}}, \qquad (18)$$

где $c_{\rm w}$, $\rho_{\rm w}$ — соответственно удельная теплоемкость и плотность рабочей жидкости (охлаждаемой среды); $\Delta \Theta_{\rm w}$ — разность температур рабочей жидкости (охлаждаемой среды) на входе и выходе теплообменного аппарата; $Q_{\rm w}$ — расход рабочей жидкости (охлаждаемой среды) через теплообменный аппарат.

С использованием приведенных выше формул был выполнен анализ теплового режима работы объединенных гидросистем НАС и прессов, установленных в кузнечно-прессовом и кузнечно-штамповочном цехах ОАО "Корпорация ВСМПО-АВИСМА". Анализ проведен для наиболее напряженного случая одновременной продолжительной работы всех прессов, питаемых рабочей жидкостью (водой) высокого давления от НАС соответствующего цеха.

На основании проведенных расчетов установлено, что в кузнечно-прессовом цехе необходимость в оснащении НАС цеха теплообменными устройствами (охладителями) на те-кущий момент времени отсутствует.

В нештатных ситуациях тепловой режим работы гидросистемы (без использования теплообменных аппаратов) может стабилизироваться в результате поступления холодной воды в гидробаки НАС через подпиточные трубопроводы. При подъеме воды в гидробаках до уровня установки переливных (сливных) труб излишки воды стекают в возвратную линию технической воды, и происходит замена нагретой воды на охлажденную.

В кузнечно-штамповочном цехе при одновременной продолжительной работе всех прессов, питаемых от НАС, применение теплообменных аппаратов для поддержания приемлемого теплового режима работы объединенной гидросистемы НАС и прессов является необходимым. При этом теплообменные аппараты, входящие в состав НАС цеха, в состоянии обеспечить работу НАС и питаемых от нее прессов в нормальном тепловом (температурном) режиме.

Следует отметить, что результаты расчетов не исключают возможность местного повышения температуры в пределах гидросистемы сверх установленного значения $\Theta_{\text{доп}}$ (например, в парах трения насосов высокого давления и в местах дросселирования рабочей жидкости: в регулирующих и переливных клапанах).

Проблемы, связанные с перегревом пар трения насосов высокого давления, должны решаться путем соблюдения правил эксплуатации насосов и, в частности, контроля исправности работы системы смазки насосов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Гойдо М.Е. Проектирование объемных гидроприводов (Б-ка конструктора). М.: Машиностроение, 2009. 304 с.

 Машиностроение. Энциклопедия. 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. М.: Машиностроение, 2005. 926 с.

Максим Ефимович Гойдо, канд. техн. наук, goido@cheltec.ru

УДК 621.73.006.3:628.518

Ю.В. Иванов (Ижевский государственный технический университет)

Анализ виброизолирующих установок штамповочных молотов

Рассмотрена конструкция виброизолирующей установки штамповочного молота. Предложено применение комбинированных рессорно-пневматических амортизаторов для виброизолирующих установок тяжелых штамповочных молотов. Проведены анализ работы установки и методика расчета амортизаторов.

The design of installation stamping hammer vibration isolation is considered. Use of the combined spring-pneumatic shock-absorbers for vibration isolation installations of heavy stamping hammers is offered. The analysis of work of installation and design procedure of shock-absorbers are performed.

Ключевые слова: молоты; виброизоляция; рессоры; пневмоамортизаторы.

Keywords: hammers; vibration isolation; springs; pneumoshock-absorbers.

Кузнечные молоты являются одним из основных типов металлообрабатывающего оборудования. Штамповочные и ковочные молоты обеспечивают производство основной массы штамповок и поковок для машиностроения.

Традиционный недостаток молотов – высокий уровень вибраций, возникающих при работе данного оборудования. Источником вибраций является фундамент молота, который проявляет свою виброактивность при работе машины. Рабочее место кузнеца находится на фундаменте, поэтому он испытывает наибольшее негативное воздействие вибраций, уровень которых значительно превышает допустимые санитарные нормы. Значения вибраций составляют: виброперемещение до 1,5 мм; виброскорость до 100 мм/с.

Для снижения виброактивности молотов используют методы активной виброизоляции, когда амортизаторы размещаются непосредственно под шаботом молота (Климов И.В., Кошелев В.П., Носов В.С. Виброизоляция штамповочных молотов. М.: Машиностроение, 1979. 134 с.). В конструкциях виброизолирующих установок молотов в настоящее время применяют различные амортизаторы, которые реализованы в виде винтовых пружин, резиновых блоков, гофрированных, металлических листов и многолистовых рессор (Проектирование, строительство и эксплуатация виброизолированных фундаментов для штамповочных и ковочных молотов с весом падающих частей до 16 т: руковод. мат. Воронеж: ЭНИКМАШ, 1967. 83 с.).

Наибольшее распространение в виброизолирующих установках молотов по простоте и надежности находят железнодорожные рессоры, обладающие необходимой жесткостью и демпфированием. В существующих виброизолирующих установках штамповочных молотов стремление получить наибольший эффект от виброизоляции приводит к использованию парциальных частот конструкции в интервале 2...3 Гц. Реализация указанных параметров вызывает перегрузку рессор, особенно в случае тяжелых штамповочных молотов, когда опорной площади шабота недостаточно для размещения необходимого количества рессор. Таким образом, происходит преждевременное разрушение рессор после короткого срока эксплуатации, составляющего один год и менее. Учитывая высокую стоимость рессор, малая долговечность данных амортизаторов вызывает справедливые нарекания производственников.

При выборе парциальной частоты виброизолирующей установки молота необходимо учитывать резервы человеческого организма по адаптации к допускаемому уровню вибраций, а также возможности конструкции амортизаторов исходя из уровня допускаемых напряжений. Реализация указанных условий приводит к использованию интервала частотной настройки парциальной частоты установки в пределах 3...4,5 Гц.

Для осуществления долговечной работы амортизаторов необходимо выбрать такую парциальную частоту виброизолирующей установки, которая обеспечит приемлемый уровень вибраций для персонала и действующие напряжения в конструкциях амортизаторов, менее допускаемых.

Разработаны и прошли апробацию конструкции регулируемых виброизолирующих установок штамповочных молотов (рис. 1) с массой падающих частей 5 т и более. В разработанных конструкциях применяются комбинированные рессорно-пневматические амортизаторы мембранного типа (рис. 2).

Виброизоляторы установлены параллельно рессорам и при вариации давления внутри пневматических амортизаторов мембранного типа возможно регулировать жесткость всей виброизолирующей системы в целом. Рессоры обеспечивают необходимый уровень демпфирования колебаний системы, при этом последние затухают до совершения последующего удара молота. Конструкция виброизолирующей установки



Рис. 1. Конструкция комбинированной виброизолирующей установки молота:

1 – шабот молота; 2 – рессоры; 3 – пневмоамортизаторы

молота плавно смещается на амортизаторах. Вибрации демпфируются внутри системы и на фундамент не передаются.

Послеударное перемещение молота составляет 15...20 мм, время затухания колебаний — 0,1...0,3 с. При скорости падающих частей перед ударом 6 м/с, парциальная частота колебаний конструкции составляет 3...4,5 Гц. Параметры вибраций фундамента следующие: виброперемещение — 0,18 мм; виброскорость — 4 мм/с. Таким образом, полученные при эксплуатации вибропараметры при сопоставлении с ГОСТ 12.1.012—90 соответствуют нормам.



Рис. 2. Пневматический амортизатор: 1 – корпус; 2 – эластичная диафрагма; 3 – плунжер

Для эффективной эксплуатации регулируемой виброизолирующей установки научно-практический интерес представляет анализ кинематики базовых элементов молота. Оценка кинематики позволяет определить поведение базовых деталей в процессе технологических ударов молота и оценить взаимосвязи виброхарактеристик сопрягаемых элементов и возможности регулирования жесткости упругого основания.

Расчетная схема, принятая в качестве модели конструкции штамповочного молота на упругом основании, представляется в виде трех дискретно сосредоточенных масс, связанных посредством линейно-упругих, невесомых пружин. После удара и отскока бабы молота трехмассовая система трансформируется в двухмассовую с соответствующими характеристиками.

Расчетная система уравнений имеет вид:

$$m_{1}X_{1} = -K_{\pi}(X_{1} - X_{2});$$

$$m_{2}\ddot{X}_{2} = K_{\pi}(X_{1} - X_{2}) - K_{2}(X_{2} - X_{3}) - C_{2}(\dot{X}_{2} - \dot{X}_{3}); (1)$$

$$m_{3}\ddot{X}_{3} = K_{2}(X_{2} - X_{3}) + C_{2}(\dot{X}_{2} - \dot{X}_{3}) - K_{3}X_{3} - C_{3}\dot{X}_{3},$$

где m_1 , m_2 , m_3 — массы падающих частей, шабота и фундамента; X_i , \dot{X}_i , \ddot{X}_i — виброперемещение, виброскорость, виброускорение бабы молота, шабота и фундамента соответственно; K_{Π} — коэффициент жесткости поковки; K_2 , C_2 и K_3 , C_3 — коэффициенты жесткости и демпфирования подшаботной прокладки и грунта под фундаментом молота соответственно.

Расчет выполнен для 10-тонного штамповочного молота со следующими параметрами: $m_1 = 12 \cdot 10^3$ кг (с учетом массы верхнего штампа); $m_2 = 200 \cdot 10^3$ кг; $m_3 = 1340 \cdot 10^3$ кг; $K_{\pi} = (10...10000) \cdot 10^3$ кН/м; $K_2 = (40...2000) \cdot 10^3$ кН/м; $K_3 = (1340...3750) \cdot 10^3$ кН/м; $\dot{X}_1 = 6$ м/с. Коэффициенты демпфирования определяли на основе экспериментальных значений для этого молота. Начальные условия:

при t = 0 $X_1 = X_2 = X_3 = 0;$ $\dot{X}_1 = 6$ м/с; $\dot{X}_2 = \dot{X}_3 = 0;$ при $t = t_1$ $\dot{X}_1 = \dot{X}_2 = 0,51$ м/с; $\dot{X}_3 = 0;$ $X_1 = X_2 = X_3 = 0.$

Расчеты показали, что начальные параметры колебательной системы шабот—фундамент зависят от жесткостей поковки и подшаботной прокладки. При "мягких" ударах молота на стадии пластической деформации поковки начальная скорость шабота после удара будет минимальна, а соответственно, скорость фундамента — максимальна, так как время деформации поковки в этом случае значительно.

При увеличении жесткости поковки при завершающих "жестких" ударах большая часть энергии удара воспринимается шаботом и его начальная скорость максимальна. Начальная скорость фундамента при "жестких" ударах практически равна нулю, что связано с коротким временем удара, за которое фундамент не успевает начать движение при короткой импульсной нагрузке. Зависимость начальных параметров шабота и фундамента от жесткости поковки и подшабот-



Рис. 3. Кинематические виброхарактеристики фундамента молота на виброизоляции:

1 – виброперемещение X_{ϕ} ; 2 – виброскорость V_{ϕ}

ной прокладки более явная при выражении этих параметров через отношение этих жесткостей.

Максимальная виброскорость фундамента в большей степени зависит от жесткости подшаботной прокладки, а жесткость поковки влияет на нее только при "жестких" ударах. На значение максимального перемещения шабота и фундамента жесткость поковки влияет только до жесткостей поковки $K_{\Pi} \leq$ $\leq 1000 \cdot 10^3$ кН/м. Дальнейшее увеличение жесткости поковки не приводит к значительному возрастанию этих параметров.

Анализ на основании расчетов показал, что при "жестких" ударах, когда вибропараметры системы шабот-фундамент максимальные, жесткость поковки не оказывает практического влияния на их изменение.

Жесткость подшаботной прокладки значительно влияет на динамику свободных колебаний фундамента в анализируемом диапазоне изменения значений параметров, особенно при малых жесткостях вибропрокладки $K_{\rm III} \leq 500 \cdot 10^3$ кН/м. Это связано с тем, что в этом диапазоне жесткостей максимально изменяются главные частоты колебаний шабота и фундамента. Уменьшение жесткости подшаботной прокладки значительно изменяет виброхарактеристики фундамента молота, приближая их к санитарным нормам (рис. 3).

Чем меньше жесткость подшаботной прокладки, тем большее влияние оказывает частота колебаний шабота на колебания фундамента (рис. 4), однако по мере увеличения жесткости подшаботной прокладки свободные колебания фундамента приближаются к синусоидальным.

Изменение кинематических параметров системы молот—фундамент при вариации жесткости подшаботной прокладки достаточно плавное и выбранное соотношение собственной частотной настройки молота позволяет избежать возможных резонансных состояний (рис. 5).

Для оценки прочностных характеристик рессор использовали действующие напряжения изгиба при симметричном цикле нагружения:

$$\sigma_{\mu} = \frac{1.5C_{p} \left(\Delta_{c\tau} + \Delta_{\pi}\right)L}{nbh^{2}} \leq [\sigma_{-1}], \qquad (2)$$



Рис. 4. Зависимости перемещения шабота $X_{\rm m}$ (1) и фундамента молота $X_{\rm d}$ (2) от жесткости подшаботной прокладки K

где $C_{\rm p}$ – статическая жесткость рессоры; $\Delta_{\rm cr}$ – статическая осадка рессор; $\Delta_{\rm g}$ – динамическая осадка рессор; L – длина рессоры; n – число листов в рессоре; b, h – ширина и толщина листов рессоры соответственно; $[\sigma_{-1}]$ – предел выносливости материала рессоры.

Расчет и анализ параметров амортизаторов виброизолирующей установки молота при использовании рессор выполняется на стадии проектирования в соответствии с методикой [1]. При использовании дополнительных амортизаторов, установленных параллельно, следует учитывать соответствующее изменение параметров жесткости виброустановки.

Параметры, определяющие статическую жесткость пневмоамортизатора мембранного типа представим в виде (Грибов М.М. Регулируемые амортизаторы радиоэлектронной аппаратуры М.: Сов. радио, 1974. 144 с.)

$$C_{\Pi}^{\,\rm cr} = pS \frac{k}{\left(k - W\right)^2},\tag{3}$$

где p — давление в корпусе пневмоамортизатора; S — эффективная площадь мембраны пневмоамортизатора; k — начальная высота столба сжатого газа в амортизаторе; W — статическая осадка центральной части мембраны амортизатора, выбирается конструктивно и составляет 10...15 мм.



Рис. 5. Зависимость парциальной частоты колебаний шабота $f_{\rm m}$ от жесткости подшаботной прокладки K

Заготовительные производства в машиностроении № 9, 2011



Рис. 6. Зависимости парциальной частоты колебаний шабота $f_{\rm m}$ от давления *p* и числа пневмоамортизаторов: 1-4; 2-6; 3-8

Таким образом, общая статическая осадка молота при использовании комбинированных рессорно-пневматических амортизаторов определяется по формуле

$$\Delta_{\rm cr} = \frac{G_{\rm M}}{n_{\rm p} C_{\rm p}^{\rm cr} + n_{\rm m} C_{\rm m}^{\rm cr}},\tag{4}$$

где $G_{\rm M}$ — масса молота; $C_{\rm p}^{\rm cr}$ — статическая жесткость рессоры; $n_{\rm p}$, $n_{\rm n}$ — число рессор и пневмоамортизаторов соответственно.

Парциальная частота колебаний шабота молота:

$$f_{\rm III} = \frac{1}{2\pi} \sqrt{\frac{n_{\rm p} C_{\rm p}^{\rm cr} K_{\rm g}^{\rm p} + n_{\rm n} C_{\rm n}^{\rm cr} K_{\rm g}^{\rm n}}{m_{\rm M}}},$$
(5)

где K_{π}^{p} – коэффициент динамичности рессоры; K_{π}^{n} – коэффициент динамичности пневмоамортизатора; m_{M} – масса молота.

Динамическая осадка конструкции на комбинированных амортизаторах имеет вид

$$\Delta_{\mu} = \frac{V_{\mu}}{2\pi f_{\mu}}, \qquad (6)$$

где $V_{\rm m}$ – начальная скорость шабота молота, определяется расчетом.

Таким образом, используя приведенные выше зависимости и формулу (1), можно оценить действующие напряжения изгиба в рессорных амортизаторах, вариацию частотной настройки установки при изменении давления в пневмоамортизаторах.

Конструктивно в действующей виброизолирующей установке 10-тонного молота возможно разместить пневмоамортизаторы с наружным диаметром около 0,8 м. Тогда, учитывая параметры этих пневмоподушек, результаты расчетов показывают изменение частоты колебаний шабота от давления сжатого воздуха и числа пневмоамортизаторов (рис. 6). Изменение



Рис. 7. Изменение напряжений изгиба в рессорах от давления и числа пневмоамортизаторов: 1 – 4; 2 – 6; 3 – 8

действующих напряжений изгиба в рессорах при вариации аналогичных параметров приведено на рис. 7.

Необходимо отметить, что использование дополнительных пневмоамортизаторов несущественно изменяет частотную настройку системы, соответственно не ухудшаются виброхарактеристики фундамента молота, при этом парциальная частота системы остается в интервале 3,8...4,1 Гц.

Пневмоамортизаторы, установленные параллельно рессорам, увеличивают жесткость упругого основания машины, что уменьшает статическую осадку молота и соответственно напряжения изгиба в рессорах. Варьируя числом пневмоамортизаторов и давлением в них, возможно уменьшить действующие напряжения в рессорах до 19 % по сравнению с обычным рессорным вариантом.

Таким образом, комбинированная рессорно-пневматическая, виброизолирующая система кузнечного молота позволяет проводить дополнительную настройку собственной частоты системы, уменьшая уровень действующих напряжений в конструкции рессор, а также изменять уровень нагрузок на фундамент в зависимости от местного состояния грунта.

Возможность автономного регулирования жесткости создает предпосылки для создания основ автоматизированной виброизолирующей системы кузнечного молота. Указанная конструкция подтвердила свою работоспособность и рекомендуется к широкому внедрению в кузнечных цехах.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Иванов Ю.В.** Расчет виброизоляции штамповочных молотов // Известия вузов. Черная металлургия. 2009. № 1. С. 17–19.

Юрий Васильевич Иванов, канд. техн. наук, isot@mail.ru



Поздравляем!

Вадима Николаевича Субича доктора технических наук, профессора

с 70-летием

Вадим Николаевич Субич окончил в 1958 г. школу с золотой медалью и поступил в МВТУ им. Н.Э. Баумана на специальность "Машины и технология обработки металлов давлением".

После окончания учебы в 1964 г. был направлен на работу на авиационный завод на должность инженера-конструктора, где им была разработана технология изготовления сферических оболочек из свинцовой фольги толщиной 0,1 мм, сконструирован инструмент для выполнения сборочных работ в условиях невесомости.

В 1968 г. поступил в аспирантуру МАМИ на заочное отделение и в 1972 г. защитил кандидатскую диссертацию.

Педагогическую деятельность Вадим Николаевич начал в 1972 г. ассистентом кафедры "Графика" МАМИ. В 1974 г. был избран по конкурсу ассистентом кафедры "Обработка металлов давлением" завода-втуза при ЗИЛе (в настоящее время МГИУ), а в 1977 г. – доцентом. В 1988 г. назначен заведующим кафедрой "Машины и технология обработки металлов давлением" МГИУ, а в 1989 г. избран на эту должность по конкурсу. Пост заведующего кафедрой "Машины и технология обработки металлов давлением" МГИУ профессор В.Н. Субич занимает и в настоящее время.

В 1991 г. защитил докторскую диссертацию, являющуюся итогом фундаментальных исследований в области теории и технологии комбинированного нагружения штамповкой с кручением, а в 1992 г. ему присвоено ученое звание профессора. Имеет более 180 научных трудов, в том числе 66 изобретений и 6 зарубежных патентов, 4 учебных пособия и 3 монографии. Награжден почетными грамотами Минавтопрома, ЗИЛа, МГИУ, знаком "Изобретатель СССР", медалью 850-летия Москвы, знаком "Почетный работник высшей школы". Профессор В.Н. Субич является действительным членом Академии проблем качества РФ.

В своей педагогической и организационной деятельности основное внимание уделял созданию современной лабораторной базы и внедрению в учебный процесс компьютерных технологий.

Научная деятельность связана с разработкой нового направления обработки металлов давлением штамповки методом комбинированного нагружения. Под его руководством и при непосредственном участии разработаны теоретические основы новой технологии, методики проектирования технологических процессов и специального оборудования. По результатам выполненных работ изготовлено 9 образ цов специальных прессов, эксплуатируемых в ряде отраслей промышленности, защищены 3 кандидатские и 2 докторские диссертации. Работы экспортировались на многих выставках и отмечены медалями ВДНХ и премией Минвуза РСФСР. Теоретиче ские разработки профессора В.Н. Субича также легли в основу промышленных технологий открытой облойной штамповки, штамповки в закрытых штампах и в штампах для выдавливания.

Вадим Николаевич является членом редакционного совета и автором журнала "Заготовительные производства в машиностроении". Он много сделал для становления нашего журнала.

Коллектив редакции и редакционный совет поздравляют Вадима Николаевича Субича с юбилеем! Желаем здоровья, благополучия и новых профессиональных достижений!



-0000000000

ПРОКАТНО-ВОЛОЧИЛЬНОЕ

ПРОИЗВОДСТВО

УДК 669.021:621.762



И.М. Мальцев

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

Свойства порошкового электропроката

Рассмотрены свойства порошковых лент из порошков разных классов, полученных электропрокаткой с воздействием тока высокой плотности 10⁸...10⁹ А/м² на очаг формования.

The properties of powder tapes from powders of different classes obtained by electric rolling with the impact of high-density current $10^8...10^9 \text{ A/m}^2$ on the forming focus are considered.

Ключевые слова: электропрокатка; порошок; ток высокой плотности.

Keywords: electric rolling; powder; high-density current.

Введение. Методом прокатки и последующего спекания получают материалы разного химического состава и назначения. Прокаткой получают конструкционные, высокопористые листовые материалы, уплотнительные, сварочные, электротехнические и резистивные материалы. Эти материалы изготовляют в цехе пористого проката Выксунского металлургического завода [1].

При прокатке применяют порошки чистых металлов, сплавов, механические смеси порошков и разнообразные наполнители, к которым относят порошки графита, нитрида бора, стекла и др.

Основными трудностями формования порошка прокаткой являются: низкая формуемость неметаллических частиц, вырождение процесса прокатки из-за высокой текучести порошков, неравномерность плотности проката по ширине полосы. Эти проблемы решены в способе прокатки, где на очаг формования накладывается электромагнитное поле и между валками через порошок пропускается ток высокой плотности, обеспечивающий микросварку порошковых частиц, электропластический и пинч-эффекты [2–5]. При электропрокатке используют порошки и композиции, которые формуют методом холодного формования прокаткой.

Целью настоящего исследования является изучение свойств порошкового электропроката двух классов: порошковой системы Fe–Cr–Ni и композиций с порошками-наполнителями – графитом, нитридом бора и стеклом.

Первый класс порошковых материалов применяется как основа материала сварочных лент, второй как триботехнический материал. Кроме того, они значительно различаются по электрофизическим свойствам (удельному электрическому сопротивлению), а это имеет важное значение в электрофизических технологиях.

Решение задачи. Изучению механизма консолидации частиц при электроспекании посвящено много работ, в частности [6–8]. Преимущественно рассматриваются условия неизотермического нагрева при постоянном или ступенчато возрастающем давлении в основном в процессе прессования порошков [9]. В варианте процесса электропрокатки не определено влияние температуры нагрева порошковой системы Fe–Cr–Ni на механизм консолидации частиц и свойства получаемого материала.

В данном исследовании изучено влияние температуры изотермического отжига на прочность и удельное электрическое сопротивление сплавов, изготовленных электропрокаткой импульсным током высокой плотности. Выполнено сравнение свойств проката, полученного формованием порошковых смесей без тока и электроимпульсным спеканием (ЭИС) с последующим изотермическим нагревом.

При изготовлении ЭИС-лент из механических смесей порошковой системы Fe–Cr–Ni применяли режимы электрического тока, которые не приводили к значительным диффузионным изменениям в ЭИС-прокате процессом спекания и рентгенографически не обнаруживались.

Пропорции компонентов в железохромоникелевых смесях (табл. 1) выбирали по структурной диаграмме литых хромоникелевых сталей [10], использовали также изотермические сечения тройной диаграммы Fe–Cr–Ni (рис. 1) [10].

Смеси готовили из порошков железа, никеля и хрома, просеянных через сито 005 (ГОСТ 6613-86),

Manag	Содержание компонентов, %			Соотношение фазовых составляющих, %		
Марка	Fe	Ni	Cr	Аустенит	Феррит	
X18H9	73	9	18	100	_	
X30H18	52	18	30	80	20	
H30	70	30	-	100	-	
X30	70	_	30	_	100	

1. Содержание компонентов в порошковых смесях и аналог их фазового состава в литом состоянии



Рис. 1. Изотермические разрезы диаграммы состояния системы Fe–Cr–Ni при различных температурах: a - 1100 °C; $\delta - 800$ °C; e - 400 °C

используя механическое смешение в смесителе в течение 4 ч. Смеси прокатывали на лабораторной установке электроимпульсного спекания порошка с ЭИС и без тока.

Скорость вращения валков-электродов диаметром 0,1 м составляла 0,31 рад/с, эффективная плотность тока – 10^8 А/м², длительность импульсов – 0,02 с, скважность – 0,5 [2–5], напряжение на валках-электродах – 1,5 В. Ток пропускали от валка к валку. Форма импульса – синусоидальная, кратная 2π , исключающая намагничивание и действие эффекта Томпсона–Пельтье.

Температуру лент, вышедших из валков, определяли контактным методом вольтамперметром B7-27-A1, который обеспечивает измерение температуры от -30до +100 °C с погрешностью ± 2 °C. Стандартным термодатчиком служит бескорпусный транзистор 2T331Б-1 XMO 3360003ТУ. Температура лент через 20 с после их выхода из валков не превышала 380 К. Низкая температура электроспекания исключает появление жидкой фазы на межчастичных контактах. Тот же режим прокатки, но без тока, использовали для изготовления лент, полученных холодной прокаткой.

Временное сопротивление лент при растяжении определяли по стандартной методике (ГОСТ 1497–84), удельное электрическое сопротивление – по методу двойного моста Томсона. Измерения проводили вдоль длины лент в направлении прокатки и поперек направления импульсов тока, которые проходили по толщине лент проката. Определяли также плотность порошковых лент, полученных с ЭИС и без тока, проводили рентгено- и металло-графические исследования.

ЭИС-ленты имели в 3–4 раза большую прочность, чем обычные (табл. 2, рис. 2). Максимальное временное сопротивление после спекания получили ленты состава Х18Н9. Выбранный режим ЭИС приводил к значительному снижению удельного электрического сопротивления, плотность оставалась на уровне обычного проката.

Полученные ЭИС и без тока прокатанные порошковые ленты подвергали изотермическому отжигу в вакууме $(1,33\cdot10^{-3}...1,33\cdot10^{-4}$ Па) при температурах 970, 1120, 1270 и 1420 К в течение 1 ч. С повышением температуры отжига временное сопротивление при растяжении лент повышается (см. рис. 2), что объясняется происходящими в прокате процессами спекания.

Временное сопротивление при растяжении и удельное электрическое сопротивление ЭИС-материалов разных составов и при разных температурах могут быть как выше, так и ниже, чем у обычных лент (см. рис. 2), что объясняется процессами гетеродиффузии, проходящими на межчастичных контактах при отжиге лент, и изменением свойств самих контактов.

На примере порошковых сплавов X30 и H30 видно (см. рис. 2, *в*, *г*), что при увеличении температуры отжига удельное электрическое сопротивление р ЭИС-материалов монотонно увеличивается, тогда как для лент, полученных без тока, характерно его монотонное снижение и рост только при температурах выше 1120 К. Это связано с тем, что межчастичные контакты, созданные механическим давлением без

Марка	Способ получения	Толщина ленты, мм	Плотность, г/см ³	Удельное электриче- ское сопротивление, 10 ⁻⁶ Ом∙м
N10110	Прокатка	$0,42 \pm 0,30$	$6,2 \pm 0,10$	1000,00
X18H9	ЭИС	$0,\!42 \pm 0,\!30$	$6,3 \pm 0,10$	1,00
X30H18	Прокатка	$0,54\pm0,02$	$5,9 \pm 0,10$	82,50
	ЭИС	$0,55\pm0,02$	6,1±0,15	3,77
1120	Прокатка	$0,54 \pm 0,03$	5,9±0,12	90,80
H30	ЭИС	$0,55\pm0,03$	$6,0 \pm 0,09$	4,00
X30	Прокатка	$0,62 \pm 0,03$	$5,4 \pm 0,10$	1000,00
	ЭИС	0,61±0,03	$5,5 \pm 0,10$	8,00

2. Свойства железохромоникелевого проката



Рис. 2. Зависимости временного сопротивления при растяжении σ_в и удельного электрического сопротивления ρ порошковых материалов системы Fe-Cr-Ni от температуры *T* изотермического отжига:

a – X30H18; б
 – X18H9; в – X30; c – H30; 1 – холодный прокат;
 2 – ЭИС-прокат

тока, совершенствуются процессами спекания, а по мере развития диффузионных процессов, образуется сплав, у которого удельное электрическое сопротивление выше, чем у чистых металлов.

Процессы на ранних стадиях электроспекания при прессовании металлических порошков рассмотрены в [6, 7], процессы диффузии в порошковой системе Fe-Cr-Ni – в [8]. Результаты настоящего исследования совпадают с данными, полученными в работах [6–8]. Процесс ЭИС порошковой ленты перед печным отжигом создает условия для ускорения диффузионных процессов в результате образования более совершенных межчастичных контактов [9]. Чтобы изучить вклад изотермического нагрева в формирование свойств порошковых ЭИС-лент на свойства материала, использовали относительные показатели:

$$\Delta \sigma_{\rm B} = \frac{\sigma_{\rm P} - \sigma_{\rm X}}{\sigma_{\rm X}} \cdot 100 ~\%; \tag{1}$$

$$\Delta \rho = \frac{\rho_{\,\scriptscriptstyle 9} - \rho_{\,\scriptscriptstyle X}}{\rho_{\,\scriptscriptstyle X}} \cdot 100 \ \%, \tag{2}$$

где σ_3 , ρ_3 и σ_x , ρ_x – предел прочности при растяжении и удельное электрическое сопротивление ЭИС-проката и обычных лент после нагрева.

32



Рис. 3. Зависимости относительных показателей предела прочности $\Delta \sigma_{\rm B}$ и удельного электрического сопротивления $\Delta \rho$ от температуры *T* изотермического отжига порошковых материалов системы Fe-Cr-Ni:

1 – X30H18; 2 – X18H9; 3 – X30; 4 – H30

Рост температуры нагрева приводит к снижению значений $\Delta \sigma_{\rm B}$ и $\Delta \rho$ (рис. 3), причем кривые $\Delta \sigma_{\rm B}$ располагаются в следующем порядке: по возрастанию приращения при растяжении от аустенита до феррита с повышением температуры изотермического отжига (см. табл. 1). Расположение кривых может быть связано с различной скоростью диффузионных процессов в порошковых системах Fe–Cr и Fe–Ni [8].

Известно также, что наложение магнитного поля на процесс прокатки порошкового железа повышает свойства проката [11]. Положение кривых $\Delta \sigma_{\rm B}$ изменяется в сторону увеличения магнитной восприимчивости материалов от парамагнитной аустенитной структуры до ферромагнитной ферритной. Факторы магнитного поля оказывают действие на формирование межчастичных соединений при электропрокатке.

Изменение знака величин $\Delta \rho$ и $\Delta \sigma_{\rm B}$ на отрицательные значения показывает, что при температурах свыше 1100 К свойства ЭИС-материалов (и контактов) изменяются. Температура 1100 К для порошковых сплавов соответствует температуре, когда процессы спекания начинают развиваться наиболее интенсивно.

Показатель джоулевой составляющей электрического тока, Ом·м³·K/H, рассчитывали по формуле

$$F = \rho / (C_m G), \tag{3}$$

где *C_m*, *G* – удельная теплоемкость и плотность металлов соответственно.

Показатель *F* отражает способность метала-проводника к нагреву при прохождении электрического тока, получен из закона Джоуля–Ленца.



Рис. 4. Фрагменты дифрактограмм железоникелевых порошковых лент после прокатки с ЭИС и после дополнительного изотермического отжига в вакууме в течение 1 ч:

a – с ЭИС (*1*) и без него (*2*); *б* – при 970 К; *в* – 1120 К; *г* – 1270 К; *д* – 1420 К

Для порошковых ЭИС-лент составов X30, H30, X30H18 и X18H9 получили следующие значения показателя F: 1,98·10⁻⁸; 7,73·10⁻⁸; 8,33·10⁻⁸; 1,81·10⁻⁷ Ом·м³·К/Н соответственно. В расчетах использовали результаты табл. 2 и справочные данные [16]. Видно, что существует связь показателя $F c \Delta \sigma_{\rm B}$ от действия электрического тока высокой плотности.

Детально изучено влияние ЭИС на структуру и фазовый состав лент марки H30. Рентгенограммы снимали на дифрактометре УРС50И в железном K_{α} -излучении. После обычной прокатки и ЭИС на дифрактограммах присутствовали отражения от α -Fe и Ni (рис. 4). При этом угловые положения и интенсивность дифракционных максимумов были одинаковыми для обоих типов лент.

С повышением температуры изотермического нагрева вид рентгенограмм изменяется. Это свидетельствует о том, что при нагреве происходит качественное изменение порошковых материалов, т.е. второе спекание. По мере повышения температуры интенсивность отражений α -Fe и Ni уменьшается, появляются новые отражения, угловые положения которых позволяют рассматривать их как отражение α -Fe и твердого раствора Ni в α -Fe. Отражения α -Fe обнаруживаются на дифрактограммах образцов, спеченных при 970 К. После нагрева до 1420 К углы, определяющие положение дифракционных максимумов, обозначенных как отражение α -Fe, соответствуют углам, рассчитанным для излучения К α -Fe, исходя из справочных данных о межплоскостных расстояниях для γ -Fe [12].



Рис. 5. Строение частиц порошка НПГ-80 (в центре частиц расположен графит, окруженный слоем никеля толщиной 9 мкм). ×130

Металлографические исследования показали, что различий в форме пор и их числе после нагрева при 1120 и 1420 К не наблюдалось. Увеличение размера пор было наиболее выраженным в ЭИС-материале.

Переход α -Fe в γ -Fe реализуется диффузионно аналогично механизму спекания косвенным нагревом [9]. Повышение температуры изотермического нагрева приводит к превращению α -Fe в γ -Fe. В ферритных материалах (и контактах), обогащенных хромом, это превращение не происходит, так как хром является α -стабилизатором. В результате взаимной диффузии компонентов образуются одно- и двухфазные структуры. Если формируется γ -фаза, то межчастичные контакты, созданные при ЭИС, уничтожаются, а при образовании α -твердого раствора они сохраняются (см. рис. 3, 4).

Например, при 1270 К начинает снижаться предел прочности при растяжении лент H30 и увеличиваться их удельное электрическое сопротивление, что обусловлено появлением γ-фазы (см. рис. 4). Разница в свойствах контактов, сформированных при прокатке с ЭИС и без него, уничтожается вследствие диффузии. Очевидно, что различие исчезает, когда диффузионные процессы завершены.

Ускорение диффузионных процессов (см. рис. 4, *в*, *г*) можно объяснить повышенной концентрацией вакансий. Однако значения $\Delta \sigma_{\rm B}$ составов, в которых γ -фаза образуется в большом количестве (см. табл. 1), с повышением температуры переходят в отрицательную область, т.е. предел прочности при растяжении материала, полученного методом ЭИС, становится ниже, чем у обычного.

Кроме того, в материалах со структурой аустенита различие в значениях $\sigma_{\rm B}$ с повышением температуры нагрева исчезает раньше, чем в материалах с α -фазой. Более того, в материалах X30 и H30 переход $\Delta \sigma_{\rm B}$ в об-

ласть отрицательных значений в данных условиях нагрева не отмечен (см. рис. 4, *в*, *г*).

Результаты эксперимента указывают на то, что в ЭИС-материале гетеродиффузионные процессы наиболее развиты. Это подтверждается также изменением удельного электрического сопротивления в материалах, обогащающихся γ -фазой (см. рис. 4, *a*, *б*).

Таким образом, с повышением температуры нагрева прочностные свойства материалов Fe–Cr–Ni, сформированные в процессе ЭИС, сохраняются или оказываются в 1,5–2 раза выше, чем у обычного проката, если ЭИС-структура содержит преимущественно α -фазу (более 50 %). Напротив, прочность становится на 20...40 % ниже, чем у традиционно полученных материалов, если в большом количестве появляется γ -фаза, что обусловлено гетеродиффузионным процессом, происходящим при нагреве.

Материалы, состоящие из наполнителя и металлической матрицы, применяют в качестве уплотнительных элементов компрессоров, абразивных и резистивных материалов. В качестве наполнителей используют неметаллические вещества: керамику, ситаллы, стекла, алмазы, а также твердые смазки — нитрид бора турбостратной (графитоподобной) модификации, графит. Содержание неметаллической фазы в таких материалах достигает 70...80 % объема проката. Наполнители, обладающие свойствами твердых смазок, уменьшают коэффициент трения порошка о поверхность валков и процесс прокатки прерывается.

Для исключения этого явления применяют плакированные порошки, где частицы твердых смазок покрыты оболочкой из металла, например, никеля. На рис. 5 показана структура частиц порошка частиц НПГ-80, аналогичное строение частиц имеет порошок Нибон-20, но в нем частицы нитрида бора окружены никелевой оболочкой.

Для таких материалов важным является получение прочного металлического каркаса с равномерно распределенными в нем частицами неметаллической фазы, а для уплотнительных материалов требуется и наличие остаточной пористости. Достичь этого традиционными методами (прессование, прокатка, экструзия) не удается, так как смеси с наполнителями имеют низкое значение формуемости.

Применение плакированных порошков при прокатке показало, что в процессе уплотнения возможно разрушение оболочек частиц твердой смазки, что отрицательно влияет на процесс формования прокаткой. Неметаллические частицы не образуют прочных механических контактов между собой даже при давлениях свыше 2 ГПа. Способом получения материалов из композиционной смеси металлических и неметаллических порошков является электроспекание под давлением. В электроспекании неметаллические наполнители являются диэлектриками [9].

Процесс получения электроспеченных порошковых материалов с диэлектрической фазой при прессовании рассмотрен в [13, 14]. Осталось неисследован-

Состав или марка порошка	Толщина ленты, мм (±3,5 %)	Плотность, г/см ³ (±2,5 %)	Временное сопро- тивление ленты при растяжении, МПа (±5,6%)	Удельное электриче- ское сопротивление, 10 ⁻⁶ Ом·м		
10 % стекло + + 90 % Х20Н80-2М	$\frac{0,68^{*}}{0,63}$	$\frac{4,20}{5,38}$	< <u>-1</u> <u>3,8</u>	$\frac{596}{26}$		
15 % стекло + + 85 % Х20Н80-2М	$\frac{0,61}{0,60}$	$\frac{4,29}{4,37}$	< <u><1</u> 22,0	$\frac{1000}{52}$		
20 % стекло + + 80 % X20H80-2M	$\frac{0,60}{0,65}$	<u>3,42</u> 4,08	< <u><1</u> 8,0	$\frac{1000}{16}$		
2 % BN + + 98 % X20H80-2M	$\frac{0,38}{0,36}$	$\frac{6,36}{6,43}$	<u>8,5</u> 18,2	$\frac{0,\!14}{0,\!09}$		
НПГ-80	$\frac{0,57}{0,57}$	<u>3,59</u> <u>3,67</u>	$\frac{10}{15}$	$\frac{2,6}{1,1}$		
Нибон-20	$\frac{0,45}{0,45}$	$\frac{3,40}{3,75}$	$\frac{4,0}{4,4}$	$\frac{18}{6}$		
*В числителе приведены значения после обычной прокатки, а в знаменателе – после ЭИС.						

3. Физико-механические свойства лент с диэлектрической фазой

ным влияние электрофизических свойств порошковых материалов, особенностей формования композиционных смесей с неметаллическими наполнителями на процесс электропрокатки (ЭИС) и свойства получаемого проката.

В качестве материалов использовали смеси порошка X20H80-2M и технического стекла, также смешивали порошок X20H80 с порошком нитрида бора, применяли и плакированные никелем порошки НПГ-80 и Нибон-20. Порошки стекла получали размолом в бегунах технического стекла марки № 29. В смесях с X20H80 применяли фракцию порошка стекла, прошедшую через сито 010 (ГОСТ 6613-86) (табл. 3).

Композиции X20H80 с наполнителем (порошок стекла и/или нитрид бора) получали механическим смешиванием в течение 4 ч в баночном смесителе сухим способом. Проводили холодную без тока прокатку и ЭИС на стане и по режимам, указанным выше. Определяли толщину лент, плотность, временное сопротивление при растяжении и удельное электрическое сопротивление. Для нихромостеклянных лент проводили измерение твердости лент шариком диаметром 1,5 мм по шкале HRT № 15 (ГОСТ 9012–59). Составы материалов, марки и свойства лент, полученных обычной прокаткой и ЭИС, приведены в табл. 3.

При прокатке без тока порошковых композиций (см. табл. 3) временное сопротивление лент было ниже, чем лент после электропрокатки. Увеличение содержания порошка стекла в композиции с порошком X20H80 до 20 % повышает временное сопротивление лент при растяжении, затем снижает.

Электропрокатка (рис. 6, a, b, см. табл. 3) увеличивает прочность, незначительно (2...5 %) плотность и от 2 до 60 раз снижает удельное электрическое сопро-



Рис. 6. Влияние содержания диэлектрической фазы (ДФ) на плотность (*a*), твердость (*б*), удельное электрическое сопротивление (*в*) и временное сопротивление при растяжении нихромостеклянных лент (*г*): □ – прокатка без тока; ■ – ЭИС

Материал	Кристаллическое состояние	Плотность, г/см ³	Удельная теплоемкость, Дж/(кг·К)	Удельное электрическое сопротивление, 10 ⁶ Ом∙м	Температура плавления, К	Н _µ , МПа
Нитрид бора	Графитоподобное	2, 25	720	10	2700	70
Графит	Графит	2,25	670	15	3400	180
Техническое стекло № 29	Аморфное	2,20	670	$2 \cdot 10^{13}$	1300	3·10 ⁴

4. Физико-механические свойства наполнителей (диэлектрической фазы) композиционных порошковых смесей

5. Физико-механические свойства нихрома и никеля технической чистоты

Материал	Плотность, г/см ³	Удельная теплоемкость, Дж/(кг·К)	Удельное электрическое сопротивление, 10 ⁻⁸ Ом·м	Температура плавления, К	Н _µ , МПа	
Нихром	7,9	440	100	1650	1800	
Никель	8,8	456	7,24	1730	1750	

тивление порошковых композиционных лент в результате образования совершенных межчастичных контактов.

Показано (см. табл. 3), что повышение физико-механических свойств электропрокаткой в сравнении с обычной прокаткой наиболее проявляется в нихромостеклянных материалах (временное сопротивление при растяжении больше в 20 раз) и незначительно (в 1,2–1,4 раза) – в композиции с твердыми смазками (нитрид бора, графит).

Из рис. 6, *в*, *г* видно, что ЭИС-ленты (прокат) обладают большей прочностью и меньшим удельным электрическим сопротивлением. Резкое падение удельного электрического сопротивления по сравнению с результатами прокатки без тока является характерным признаком спекания.

Кроме того, в лентах, полученных без тока, увеличение содержания наполнителя более 20 % мас. при-

водит к значительному падению плотности и прекращению процесса прокатки в то время, как для ЭИС сохраняется стационарность процесса. Очевидно, что для таких смесей применение электроспекания увеличивает технологические возможности прокатки, в частности, повышает прочность лент, т.е. увеличивает формуемость.

Подробное изучение полученных закономерностей невозможно без оценки электро-, тепло- и физико-механических характеристик диэлектрической фазы и материалов с ними. В смесях из нерастворимых компонентов соблюдается правило аддитивности [15]:

$$A_{\kappa} = [V_m A_m + V_n A_n]K, \qquad (4)$$

где A_{κ} — свойство композиционной смеси; V_m , V_n — доли матричного материала и наполнителя (диэлектрической фазы); A_m , A_n — свойства матричного материала и наполнителя (диэлектрической фазы); K — ко-

6.	Расчетные	значения	аддитивных	свойств	порошковых	композиционных	материалов	с диэлектрической	фазой и
					значения п	оказателя F			

Материал	Плотность, г/см ³	Удельное электрическое сопротивление, 10 ⁻⁶ Ом·м	Удельная теплоемкость, Дж/(кг·К)	<i>F</i> , 10 ⁻⁶ Ом·м ³ ·К/Н
10 % стекло + 90 % Х20Н80-2М	7,3	5	468	1,46
15 % стекло + 85 % Х20Н80-2М	7,0	26	482	7,76
20 % стекло + 80 % Х20Н80-2М	6,7	15	496	4,51
2 % BN + 98 % X20H80-2M	7,8	1,4	445	0,407
НПГ-80	5,6	2,0	500	0,714
Нибон-20	5,6	16	500	0,571

эффициент, учитывающий совершенство структуры (пористость и распределение компонентов). Для проведения ориентировочных расчетов в настоящей работе принимали K = 1 [15].

В табл. 4 и 5 приведены физико-механические свойства матричных материалов [10, 16], а в табл. 6 – расчетные значения тепло- и электрофизических свойств композиционных материалов, вычисленные по данным табл. 4 и 5, и значения показателя *F* (джоулевой составляющей электрического тока), рассчитанного по формуле (3).

Данные табл. 6 показывают, что введение диэлектрической фазы увеличивает аддитивные свойства композиции, что имеет корреляцию с изменением свойств ЭИС-лент, например, с твердостью и плотностью (см. рис. 2). Также обнаружена корреляция показателя F со свойствами нихромостеклянных материалов при изменении содержания диэлектрической фазы (см. табл. 1).

Однако для материала из смеси нихрома (98 %) с нитридом бора (2 %), лент из плакированных порошков НПГ-80 и Нибон-20 (см. табл. 3 и 6) прочностные свойства после ЭИС повышаются только в 1,1–1,2 раза. Более того, для Нибон-20 разница в удельном электрическом сопротивлении проката без тока и ЭИС-проката незначительна (в 2 раза), во временном сопротивлении составляет несколько процентов и находится в пределах погрешности эксперимента. У него низкое значение F (см. табл. 6), но большое содержание диэлектрической фазы, высокое удельное электрическое сопротивление и нанесен слой никеля на поверхность частиц BN.

На примере нихромостеклянных материалов видно, что прочностные характеристики достигают наибольшего значения, когда *F* максимален. Иную закономерность в изменении свойств ЭИС-материалов имеют смеси, где с повышением содержания наполнителя снижается *F*. В данном случае наблюдается наименьший нагрев в результате действия эффекта Джоуля—Ленца в межчастичных контактах и самом порошковом материале. Например, Нибон-20 имеет





a — внешний вид ленты;
б — торцевой срез уплотнительной плакированной ленты

7. Изменение относительных показателей твердости и
плотности в нихромостеклянных порошковых лентах

Состав или марка порошка	ΔHR, %	Δγ, %
10 % стекло + 90 % Х20Н80-2М	200	25
15 % стекло + 85 % Х20Н80-2М	40	3
20 % стекло + 80 % Х20Н80-2М	120	18

невысокое значение *F* и вследствие этого незначительное изменение свойств при формовании с током.

Для изучения закономерностей влияния содержания диэлектрической фазы на твердость и плотность порошковых композиционных ленточных материалов применяли относительные показатели:

$$\Delta HR = [(HR_{2} - HR_{\pi})/HR_{\pi}] \cdot 100 \%, \qquad (5)$$

$$\Delta \gamma = [(\gamma_{\mathfrak{I}} - \gamma_{\pi})/\gamma_{\pi}] \cdot 100 \ \%, \tag{6}$$

где HR_{9} и HR_{n} , γ_{9} и γ_{n} – твердость, плотность ЭИС-проката и проката без тока соответственно.

В табл. 7 приведены относительные показатели твердости и плотности в нихромостеклянных порош-ковых лентах.

Наибольшее удельное электрическое сопротивление, временное сопротивление при растяжении (см. табл. 3) и наименьшее приращение плотности, твердости достигается (см. табл. 7) при максимальном значении *F*. Изменение *F* с ростом содержания диэлектрической фазы не имеет линейной зависимости в нихромостеклянных порошковых материалах. Падение *F* приводит к снижению временного сопротивления при растяжении ленточного порошкового материала даже при повышении плотности $\Delta \gamma$ ЭИСпроката (см. табл. 3 и 7).

Применение ЭИС при прокатке позволяет получать ленты с долей неформующейся фазы, достигающей 80 % объема материала. Полученные результаты можно применять для разработки новой технологии электроспекания при прокатке абразивосодержа-

щих и уплотнительных материалов, например для триботехнических порошковых композиционных материалов [17].

На рис. 7 показан уплотнительный материал из порошка Нибон-20, полученный методом ЭИС при прокатке с последующей горячей прокаткой лент в пакете-оболочке из никелевых листов.

Выводы

1. Применение электропрокатки порошковых металлических и композиционных материалов создает более совершенные межчастичные контакты, чем при формовании прокаткой без электрического тока. 2. Электромагнитное поле, электрический ток при электропрокатке ленточных порошковых материалов повышают временное сопротивление при растяжении (в 2–10 раз), твердость и снижают удельное электрическое сопротивление порошковых лент (в десятки раз) в сравнении с методами холодной прокатки. Повышение свойств порошковых прокатаных лент зависит от химического состава материала, его электрофизических свойств.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Производство** порошкового проката / под ред. В.К. Сорокина. М.: ЗАО "Металлургиздат", 2002. 296 с.

2. Мальцев И.М., Петриков В.Г. Установка для электроимпульсного спекания проводящих порошков при прокатке // Порошковая металлургия. 1993. № 3. С. 103–106.

3. **А. с. 1748943 SU.** Способ электроимпульсного спекания металлического порошка и установка для его осуществления / В.Г. Петриков, И.М. Мальцев, Л.А. Пырялов. 1993.

4. Мальцев И.М. Электропрокатка металлического порошка в валках-электродах с током высокой плотности // Изв. вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. 2009. № 4. С. 15–19.

5. **Мальцев И.М.** Влияние электромагнитного поля скин- и пинч-эффектов при электропрокатке с импульсными токами высокой плотности порошковых металлических материалов // Изв. вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. 2008. № 3. С. 5–9.

6. Андрущик Л.О. и др. О движущих силах и кинетике диффузионных процессов при спекании металлических порошков // Металлофизика. 1987. № 2. С. 32–37.

7. Андрущик Л.О. и др. Формирование межчастичных соединений при электроконтактном спекании металли-

ческих порошков // Металлофизика. 1981. Т. 13. № 10. С. 110–121.

8. Анцифиров В.Н., Лещенко С.Н., Курилов П.Г. Взаимная диффузия и гомогенизация в порошковых материалах. М.: Металлургия, 1986.

9. Райченко А.И. Основы процесса спекания порошков пропусканием электрического тока. М.: Металлургия, 1987. 128 с.

10. Материалы в машиностроении: справочник. М.: Металлургия, 1986. Т. 3.

11. **Прокатка** металлических порошков / Г.А. Виноградов и др. М.: Металлургия, 1987. 128 с.

12. Кристаллография, рентгенография и электронная микроскопия / Я.С. Уманский и др. М.: Металлургия, 1982. 623 с.

13. Влияние удельных энергозатрат при электроразрядном спекании на структуру и свойства композиции медь–олово–абразив / А.А. Байденко и др. // Порошковая металлургия. 1986. № 4. С. 67–70.

14. Влияние концентрации абразивной составляющей на механические свойства и структуру инструментального материала, изготовленного электроразрядным спеканием / А.И. Райченко и др. // Порошковая металлургия. 1985. № 2. С. 77–80.

15. **Карпинос Д.М.** Композиционные материалы. Киев: Наукова Думка, 1985. 683 с.

16. **Косолапова Т.Я.** Свойства, получения и применения тугоплавких соединений: справочник. М.: Металлургия, 1986. 628 с.

17. **Мальцев И.М.** Электроимпульсно-спеченный при прокатке порошковой композиции антифрикционный уплотнительный материал // Материаловедение. 2005. № 6. С. 53–55.

Илья Михайлович Мальцев, канд. техн. наук, Maltcev@nntu.nnov.ru

ООО "Издательство Машиностроение" продолжает подписку на журнал

«Заготовительные производства в машиностроении»

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

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

107076, г. Москва, Стромынский пер., д. 4, тел.: (499) 269-6600, 269-5298, факс: (499) 269-4897, e-mail: realiz@mashin.ru, www.mashin.ru МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ И НОВЫЕ



МАТЕРИАЛЫ

УДК 669.018.8-14-1:539.2+539.4

М.В. Костина, О.А. Банных, В.М. Блинов, С.О. Мурадян (Учреждение Российской академии наук Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, г. Москва), М.С. Хадыев (Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, г. Екатеринбург)

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

Часть 3. Структура и механические свойства новой литейной Cr-Mn-Ni-Mo-N стали

Исследованы механические свойства, структура и фазовый состав модельной отливки из высокоазотистой (~0,5 % N) стали Cr-Mn-Ni-Mo-N в исходном (литом) и термически обработанном состоянии (выдержка при 1100...1200 °C, 0,5...8 ч, закалка в воде). Термическая обработка в результате превращения $\sigma \rightarrow \delta \rightarrow \gamma$ устраняет из структуры стали σ -фазу (образующуюся при кристаллизации в количестве ≈ 12 % как междендритный металл) и тем самым значительно повышает предел прочности, пластичность и ударную вязкость стали. Установлено наличие в стали упрочняющей наноразмерной фазы (Cr, V)N, равномерно распределенной в объеме металла. Исследованная литейная сталь в термически обработанном состоянии превосходит литейные аустенитные стали 12X18H9TЛ, 10X18H11БЛ, 12X18H12M3TЛ по пределу текучести примерно в 2 раза, по ударной вязкости – в 4,5 раза.

Mechanical properties, structure and phase composition of model casting from high-nitrogen (~0,5 % N) steel Cr-Mn-Ni-Mo-N in the initial (cast) and heat-treated (soaking at 1100...1200 °C, 0,5...8 h, water quenching) states are investigated. Due to the $\sigma \rightarrow \delta \rightarrow \gamma$ transformation heat treatment removes the σ -phase (formed upon crystallization as interdendritic metal, in amount of ≈ 12 %) and, thus, substantially increases the strength, plasticity and impact toughness of the steel. The presence of strengthening (Cr, V)N nanoscale phase uniformly distributed in the steel is established. Investigated cast steel in heat-treated state surpasses the 18Cr-10Ni type cast austenitic steels in yield tensile strength and impact toughness by factor of 2 and ~4,5 respectively.

Ключевые слова: высокоазотистая аустенитная сталь; отливка; аустенит; феррит; прочность; пластичность; сигма-фаза; отжиг; закалка; фазовое превращение.

Keywords: high-nitrogen austenitic steel; casting; austenite; ferrite; strength; ductility; sigma-phase; annealing; hardening; phase transformation.

Введение. Первая часть данной статьи [1] была посвящена анализу свойств известных литейных коррозионно-стойких сталей, особенно – аустенитных азотосодержащих. Было показано, что в России существует только три промышленно выпускаемые согласно ГОСТу литейные марки сталей, *содержащих азот* (до 0,2 %), аустенитно-ферритного класса. Предел текучести отечественных литейных аустенитных сталей, ни одна из которых не содержит азот в своем составе, не превышает 220 МПа. За рубежом разработан ряд марок литейных азотсодержащих *преимущественно аустенитных* сталей, у которых предел текучести достигает 290 МПа. Увеличение прочности этих сталей обеспечивается повышением доли феррита в структуре стали, допустимое количество которого составляет 20 %.

В ИМЕТ РАН была предложена концепция создания высокопрочной коррозионно-стойкой аустенитной литейной стали на основе Fe–Cr–Ni–Mn–Mo–N, в которой высокая прочность должна обеспечиваться благодаря высокой равновесной концентрации азота (0,45...0,6 %), и разработан метод расчета составов сталей на этой основе, в которых азот будет полностью усвоен твердым металлом при кристаллизации без образования газовых пор. Во второй части статьи [2] был изложен использованный авторами метод. Он был проверен при исследовании содержания азота и фазового состава металла изготовленной модельной отливки. Отливка содержала 0,47 % N, что соответствовало рассчитанному значению его концентрации в твердом металле. Это подтвердило надежность примененной методики расчета, дающей наибольшее приближение к результатам эксперимента.

Полученная отливка имела плотный металл без газовых пор, раковин, трещин [2–4]. В стали, по данным ферритометрии, было выявлено 0...4,5 % феррита в зависимости от наличия/отсутствия термической обработки (гомогенизирующего высокотемпературного отжига).

Третья часть статьи посвящена исследованию механических свойств полученной отливки в литом и термически обработанном состоянии во взаимосвязи с ее структурой и фазовым составом.

Материалы и методика. Изучали металл модельной отливки стали 05Х22АГ15Н8М2ФЛ — ступенчатой плиты с толщиной ступеней от 50 до 1 мм, длиной 725 мм, шириной 286 мм. Вырезанные из ступеней толщиной 20...50 мм заготовки образцов подвергали гомогенизации при 1050, 1100, 1150 и 1200 °C в течение 0,5...8 ч, после чего закаливали их в воде.

Микроструктуру литой и термообработанной стали выявляли химическим травлением в реактиве, содержащем 15 мл соляной кислоты, 5 мл азотной кислоты и исследовали на световых микроскопах Olympus и Axiovert 40 MAT.

Растровую электронно-оптическую микроскопию (РЭМ) и локальный микрорентгеноспектральный анализ (МРСА) проводили с использованием микроскопов LEO 430 с приставкой Link Pentafit и JSM-6060A с приставкой JED-2300.

Рентгеновский фазовый анализ (РФА) образцов осуществляли при помощи дифрактометра ДРОН-3М (λ CuK_{α}), с пакетом программных средств "GLRDIF" и рентгеновской установки УРС 2.0 (λ CrK_{α})^{*}.

Тонкую структуру исследовали методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) на микроскопе ЭМВ-100Л^{**}. Заготовки для тонких фольг размерами 10×10 мм и толщиной ~0,3...0,4 мм вырезали из торцевой части половинок стандартных ударных образцов. Их шлифовали до толщины ~100 мкм, затем окончательно утоняли электрополировкой в электролите состава: 400 мл ортофосфорной кислоты $H_3PO_4 +$ + 60 г хромового ангидрида CrO₃ при температуре 20...50 °C и напряжении ~20 В. В режиме электронографа снимали кольцевые электронограммы с большой площади исследуемой фольги диаметром 1,0 мм и более. При съемке микродифракционных картин использовали разные селекторные диафрагмы, позволяющие снимать электронограммы с локальностью диаметром от 0,3 до 3,6 мкм.

Содержание магнитной фазы определяли с помошью ферритометров МВП-2М и Fisher. Микротвердость HV измеряли в том числе с помощью микротвердомера ПМТ-3 при нагрузке 0,245 Н (25 гс). Твердость аустенита измеряли ПО Бринеллю (ГОСТ 9012-59). Испытания на растяжение проводили при 20, 100, 200, 300 и 350 °С в соответствии с ГОСТ 1497-84 на машине Instron 3382 с приставкой "POWER POSITIONNING FURNACE model SF-16 2230". Скорость нагружения составляла 1 мм/мин, образцы имели диаметр и длину рабочей части 5 и 25 мм соответственно. Для испытаний при повышенных температурах образцы нагревали в течение 40...60 мин при заданной температуре, затем осуществляли испытание.

Испытания на ударный изгиб проводили при -70, -40 и +20 °C в соответствии с ГОСТ 9454-78 на маятниковом копре Amsler RKP 450 Zwick/Roell на стандартных образцах с U-образным концентратором радиусом 0,25 мм (тип IV).

Результаты и их обсуждение. Испытания на растяжение при 20 °C образцов литой, термически необработанной стали 05Х22АГ15Н8М2ФЛ показали, что ее предел текучести в 2 раза больше, чем у литых сталей 12Х18Н9ТЛ, 10Х18Н11БЛ, 07Х17Н16ТЛ, однако она имеет низкую пластичность: $\delta = 2,7 \%$; $\psi = 1 \%$; *КС*U = 0,105 МДж/м² (табл. 1). Испытания после гомогенизирующих термических обработок с последующей закалкой в воде показали, что даже кратковременная выдержка при относительно низкой температуре (1 ч при 1100 °C) более чем на порядок повышает пластичность и вязкость стали, позволяя реализовать ее более высокую прочность, повысив значение $\sigma_{\rm B}$ от ~450 до ~700 МПа (см. табл. 1).

Исследование микроструктуры литой стали показало, что она характеризуется наличием ≈ 12 % второй фазы в аустените, образовавшейся как *междендритный металл* (МДМ) при кристаллизации слитка (рис. 1, *a*). Микротвердость этой фазы составляла 900 HV, тогда как средняя твердость аустенитной матрицы – ≈ 400 HV.

Исследования методами РЭМ и МРСА показали, что по сравнению с аустенитной матрицей МДМ обогащен на 3...6 % Сг, на 1...2 % Мо, обеднен на 3...5 % Ni и 3...5 % Мп и содержит 27...30 % Сг и 2...2,8 % Мо.

Обогащенная элементами-ферритообразователями Сг и Мо фаза не являлась ферритом, так как по данным ферритометрии литая сталь была *немагнитной*. Эти факты свидетельствовали о предположении, что МДМ представляет собой *о*-фазу. Действительно,

^{*} Исследования проведены А.А. Корнеевым (ОАО НПО "ЦНИИТМАШ").

^{**} Исследование проведено М.С. Хадыевым (УрФУ им. Б.Н. Ельцина, г. Екатеринбург).

Термическая обработка	σ _{0,2}	$\sigma_{_B}$	δ	Ψ	KCU,	
герми теския обработка	МПа		%		МДж/м ²	
Исходный литой металл	394	449	2,7	1	0,105	
Выдержка при 1100 °С, 1 ч, охлаждение в воде	393,5	692	34,5	49	1,99	
Выдержка при 1100 °С, 4 ч, охлаждение в воде	378	687	37	51,5	2,58	
Выдержка при 1200 °C, 1 ч, охлаждение в воде	427	740	35,5	53,5	2,59	

1. Механические свойства литой и термически обработанной по различным режимам стали 05Х22АГ15Н8М2ФЛ при испытаниях на растяжение и ударную вязкость при 20 °С (ступень отливки толщиной 20 мм)





Рис. 1. Микроструктура литой стали 05X22AГ15H8M2ФЛ:

а, *б* − РЭМ, участки МДМ с однородной и неоднородной структурой; *в* − просвечивающая электронная микроскопия фольги, прослойки аустенита в *σ*-фазе (×11000) **←**

при исследовании методом РФА высокохромистой фазы, выделенной электрохимическим путем из литой стали в виде анодного осадка, был получен полный спектр линий σ-фазы, имеющей тетрагональную кристаллическую решетку с 30 атомами в элементарной

ячейке (структуру β-урана (по данным работы (Физическое металловедение / Я.С. Уманский, Б.Н. Финкельштейн, М.Е. Блантер и др. М.: Металлургиздат, 1955. 724 с.))).

Из рис. 1, *a*, *б* видно, что МДМ, отделенный от аустенитных дендритов четкой межфазной границей, имеет в одних участках полностью однородную структуру, а в других – перлитоподобную. Исследования методом ПЭМ подтвердили, что кристаллы σ -фазы в основном бездефектные, но некоторые из них содержат прослойки аустенита (рис. 1, *в*). Таким образом, перлитоподобная структура состоит из γ + σ -фаз.

Проведены исследования литой стали после гомогенизирующих тепловых выдержек при 1100...1200 °С с последующей закалкой методами ферритометрии (рис. 2, *a*) и количественной металлографии (рис. 2, δ), световой (рис. 3) и сканирующей микроскопии в сочетании с МРСА, а также ПЭМ (рис. 4) и измерения микротвердости.

Рис. 2. Влияние длительности выдержки литого металла стали 05X22AГ15H8M2ФЛ при температурах 1100...1200 °С на количество в структуре стали феррита (*a*) и второй фазы в аустените на месте исходного МДМ (δ)



Рис. 3. Микроструктура стали 05Х22АГ15Н8М2ФЛ в литом состоянии (а) и после тепловых выдержек с последующей закалкой в воле:

б − 1100 °С, 1 ч; в − 1100 °С, 8 ч; г − 1200 °С, 8 ч

После выдержек при 1100...1200 °С. 0.5 ч. в стали было обнаружено 4...5 % ферромагнитной фазы. С ростом длительности тепловых выдержек и при повышении их температуры количество этой фазы снижалось, и после выдержки в течение 8 ч при 1200 °С оно составляло не более 0,5 % (см. рис. 2, *a*). Такой же характер имело и установленное при исследовании микроструктуры изменение количества второй фазы в аустените (см. рис. 2, б) – исходного МДМ литой структуры. На фотографиях микроструктуры (см. рис. 3) видно, как при отжиге изменялись форма и размер исходного МДМ, уменьшалось количество фазы, образовавшейся на месте исходной σ-фазы. Так, например, выдержка 1100 °C, 1 ч, не приводит к





1100 °С, 1 ч, с последующей закалкой в воде (а), микродифракция с выделенного на рис. 4, а трехфазного участка (б) и ее расшифровка (в)

существенному растворению МДМ, однако участки исходного МДМ становятся шире, их форма округляется (см. рис. 3, б).

Измерения микротвердости второй фазы (видоизменившегося при нагреве МДМ) и окружающего аустенита показали, что микротвердость обеих фаз практически одинаковая (≈ 400 HV). Это возможно в том случае, если при тепловой выдержке произошло превращение твердой σ-фазы в более мягкий феррит.

Исследования методом ПЭМ показали, что после тепловой выдержки при 1100 °C, 1 ч, в стали отмечается одновременное существование σ-фазы и феррита (см. рис. 4), тогда как после выдержек при 1150 и

б)

в)

.101

Зона [111]₈

112

1200 °С в аустените изученных фольг встречаются только участки ферритной фазы.

По данным МРСА образовавшийся на месте исходной о-фазы феррит обогащен по сравнению с аустенитом ферритообразующими элементами (Cr, Mo), обеднен аустенитообразующими элементами (Mn, Ni) и содержит ~26 % Сг и ~14 % Mn.

Все эти факты свидетельствуют, что в результате тепловых выдержек при 1100...1200 °С о-фаза в исследованной стали 05Х22АГ15Н8М2ФЛ превращается в феррит. Полнота этого превращения зависит от длительности тепловых выдержек. Как было показано в [5], для стали 10Х18Н10Т, содержащей в литом состоянии σ-фазу. данное превращение осуществляется путем перестройки ОЦТ кристаллической решетки в решетку ОЦК. Затем при увеличении длительности нагрева происходит процесс растворения



Рис. 5. Субструктура аустенита стали 05Х22АГ15Н8М2ФЛ в литом состоянии и после тепловых выдержек: *a* – литое состояние (×30000); *б* – 1100 °C, 1 ч (×36000); *в* – 1150 °C, 8 ч (×21000); *г*, *д*, *е* – микродифракция с участков на рис. 5, *a*, *б*, *в*

феррита в аустените, полнота протекания которого также зависит от температуры и длительности гомогенизирующих тепловых выдержек при указанных температурах [5]. Описанные выше исследования показывают, что и в стали 05Х22АГ15Н8М2ФЛ происходит превращение $\sigma \rightarrow \delta \rightarrow \gamma$ по тому же механизму.

Следует отметить, что каких-либо выделений частиц избыточных фаз по границам зерен ни в литой, ни в термически обработанной стали обнаружено не было. Низкая пластичность и ударная вязкость литого металла могут быть объяснены тем, что на границе раздела "твердая σ -фаза (МДМ) / мягкий пластичный аустенит (Д)" при пластической деформации создаются условия для легкого зарождения и распространения трещин.

Тепловая выдержка, приводящая к превращению $\sigma \rightarrow \delta$, устраняющая σ -фазу из структуры стали, пластифицирует сталь, при этом наличие феррита в структуре стали после выдержек 1...4 ч при 1100...1200 °С не оказывает отрицательного влияния на ее пластичность и вязкость при 20 °С (см. табл. 1).

Таким образом, механические свойства исследованной литой стали в значительной мере (не рассматривая фактор условий кристаллизации) определяются наличием/отсутствием σ -фазы и прочностью азотистого аустенита, так как размер зерен в литом металле значительно превышает 500 мкм и межзеренные границы не вносят существенного вклада в упрочнение литой стали.

Исследования методом ПЭМ тонкой структуры литой и гомогенизированной стали (1100 °C, 1 ч, 1150 °C, 1 и 4 ч и 1200 °C, 1 ч, закалка в воде) показали, что особенностью субструктуры литого и термически обработанного аустенита является наличие значительного количества ультрадисперсных (наноразмерных), равномерно распределенных в объеме металла нитридов хрома (Cr, V)N (рис. 5). Их появление мож-

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ И НОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ

Рис. 6. Макроструктура тела модельной отливки в ступенях толщиной 20 и 30 (а) и 50 мм (б)

но объяснить только гомогенным распадом аустенита. В этом случае закономерен вывод, что скорость охлаждения в воде недостаточна для предотвращения такого распада. Однако выделение наноразмерных частиц CrN следует признать положительным фактором для упрочнения аустенита.

Для оценки возможного влияния условий кристаллизации, в частности — теплоотвода в сечениях различной толщины, на механические свойства стали провели испытания образцов после тепловой выдержки при 1200 °C, 1 ч, вырезанных из ступеней отливки толщиной 20, 30, 40 и 50 мм.

2. Механические свойства стали (1200 °С, 1 ч, вода) ступеней отливки различной толщины

Толщина ступени, мм	σ _{0,2} ΜΓ	σ _в Ia	δ	Ψ	<i>КС</i> U, МДж/м ²
20	458	712	44	54	2,26
30	384	589	25	42	2,04
40	391	711	49	47	2,38
50	415	695	39	62	2,70

Условия теплоотвода влияют на морфологию литой структуры (рис. 6), и структурная наследственность литого металла, как показано выше, сохраняется, в той или иной мере и после отжигов длительностью до 4...6 ч. Однако результаты проведенных испытаний (табл. 2) показали, что механические свойства стали не зависят от толщины литого металла.

Для учета различных температурных условий эксплуатации литых изделий от низких климатических температур до температур перегретого пара проведены испытания на ударный изгиб при температурах – 40 и –70 °С и испытания на растяжение при температурах от 20 до 350 °С. Их результаты (табл. 3) свидетельствуют, что сталь не подвержена хладноломкости и при охлаждении до –70 °С. Видно также, что сталь 05Х22АГ15Н8М2ФЛ с 0,47 % N не только при комнатной, но и при повышенных температурах пре-

Температура испытания , °С Сталь Свойства 100 -70-4020 200 300 350 σ_{0,2}, МПа 427 229 214 211 _ _ _ 739 575 547 $σ_{\rm B}$, ΜΠα 542 _ _ _ δ, % 36 55 45 47 _ _ _ 05Х22АГ15Р8М2ФЛ 53 57 39 ψ, % 52 KCU, 2,31 2,46 2,59 _ $MДж/м^2$ 200 σ_{0.2}, МПа 160 150 140 130 σ_в, МПа 450 420 370 330 320 12Х18Н9ТЛ δ, % 25 22 18 14 11 32 ψ, % _ _ _ _ 200 165 140 125 σ_{0.2}, МПа 130 $σ_{\rm B}$, ΜΠα 450 _ _ _ _ 10Х18Р11БЛ δ, % 25 _ _ ψ, % 35 220 170 160 150 140 σ_{0.2}, МПа 450 $σ_{\rm B}$, ΜΠα 450 400 360 340 12Х18Н12М3ТЛ δ, % 25 27 23 18 16 30 ψ, %

3. Механические свойства стали 05Х22АГ15Н8М2ФЛ (1200 °С, 1 ч, вода) и применяющихся [6] литейных коррозионно-стойких аустенитных сталей при различных температурах испытания

восходит применяющиеся аустенитные литейные стали по прочности и пластичности.

Исследования твердости стали по Бринеллю после тепловой выдержки при 1200 °C, 1 ч, и закалке в воде показали, что средняя твердость составляет 204 (180...213) HB_{cp} , тогда как для сталей 12Х18Н9ТЛ и 12Х18Н12М3ТЛ – 156 (129...183) HB_{cp} .

Выводы

1. В литом состоянии исследованная сталь 05Х22АГ15Н8М2ФЛ имеет высокий предел текучести ($\sigma_{0,2} \sim 400 \text{ МПa}$) при относительно невысокой прочности ($\sigma_{\rm B} \sim 450 \text{ МПa}$), низкой пластичности и ударной вязкости ($\delta \sim 3 \%$, $\psi = 1 \%$, *K*CU = 0,1 МДж/м²). Это обусловлено наличием в аустенитной структуре стали $\approx 12 \%$ твердой высокохромистой σ -фазы, образовавшейся при кристаллизации стали как междендритный металл.

2. Даже непродолжительная, не обеспечивающая полной гомогенизации литой структуры, термическая обработка (например, 1100 °C, 1 ч, закалка в воде) позволяет повысить предел прочности стали до ~700 МПа, пластичность и ударную вязкость до $\delta = 35 \%$, $\psi = 49 \%$, *KCU* = 2 МДж/м².

3. Положительное влияние гомогенизирующих тепловых выдержек при 1100...1200 °С (0,5...8 ч) (с последующей закалкой) на предел прочности, пластичность и вязкость литой стали объясняется протеканием в стали фазового превращения $\sigma \rightarrow \delta \rightarrow \gamma$ и устранением из структуры σ -фазы. По мере увеличения продолжительности гомогенизирующей тепловой выдержки до 8 ч и при повышении ее температуры до 1200 °С количество феррита, образовавшегося на месте σ -фазы, снижается практически до нуля.

4. Ввиду того, что размер зерен в литом металле значительно превышает 500 мкм и межзеренные границы практически не вносят вклада в упрочнение литой стали, высокая прочность исследованной высокоазотистой литой стали обусловлена твердорастворным упрочнением аустенита азотом и наличием в структуре после гомогенизирующей тепловой выдержки и закалки значительного количества наноразмерных, равномерно распределенных в объеме металла нитридов хрома (Cr, V)N.

5. Механические свойства стали, по крайней мере, в сечениях толщиной 20...50 мм, не зависят от толщины литого металла.

6. Исследованная сталь 05Х22АГ15Н8М2ФЛ превосходит литейные аустенитные стали 12Х18Н9ТЛ, 10Х18Н11БЛ, 12Х18Н12М3ТЛ по пределу текучести в ~2 раза, по ударной вязкости в ~4,5 раза. Она не подвержена хладноломкости при охлаждении до -70 °C, сохраняя уровень ударной вязкости не ниже 2,3 МДж/м². При повышенных температурах в интервале 200...350 °C сталь имеет предел текучести 210...230 МПа, сохраняя высокую пластичность ($\delta = 47...55$ %). Сочетание у исследованной стали после гомогенизирующей термической обработки высокой прочности и пластичности характеризует ее как перспективный материал для изготовления литых высоконагруженных деталей для оборудования, работающего в условиях агрессивных сред, высоких температур и давлений.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Костина М.В., Банных О.А., Мурадян С.О. Разработка новой литейной высококоррозионно-стойкой и высокопрочной аустенитной стали, легированной азотом. Часть 1. Анализ свойств известных коррозионно-стойких литейных сталей // Заготовительные производства в машиностроении. 2011. № 3. С. 31–38.

2. Разработка новой литейной высококоррозионностойкой и высокопрочной аустенитной стали, легированной азотом. Часть 2. Исследование влияния легирования на композиционно-устойчивое содержание азота и фазовый состав после кристаллизации коррозионностойких сплавов Fe-Cr-Mn-Ni-Mo-V-Nb / M.B. Костина, Л.Г. Ригина, О.А. Банных, В.М. Блинов, С.О. Мурадян // Заготовительные производства в машиностроении. 2011. № 4. С. 30-38.

3. **Study** of the solidification kinetics and castingtechnological properties of the new high-nitrogen corrosion-resistant Cr–Ni–Mn–Mo–N steel for casting production / V.V. Nazaratin, M.V. Kostina, V.D. Gorbatch, L.G. Rigina, E.V. Stetsukovskii, S.O. Muradyan // Proceedings of 10-th International Conference on High Nitrogen Steels, HNS-2009. P. 256–262.

4. Исследование возможности применения новой высокоазотистой стали для производства литых заготовок / В.В. Назаратин, Л.Г. Ригина, М.В. Костина, С.О. Мурадян, В.Д. Горбач, С.А. Кузьмин, Е.В. Стацуковский // Литейное производство. 2009. № 6. С. 23–28.

5. Паршин А.М. Структура, прочность и радиационная повреждаемость коррозионно-стойких сталей и сплавов. Челябинск: Металлургия, Челябинское отд., 1988. 656 с.

6. ГОСТ 977-88. Отливки стальные. Общие технические условия.

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

Мансур Сабирович Хадыев, канд. техн. наук

И.В. Ноздрин, Г.В. Галевский, В.В. Руднева

(Сибирский государственный индустриальный университет)

Особенности свойств композиционного материала никель—нанодисперсный диборид хрома

Исследованы внутренние напряжения, коррозионные характеристики и износостойкость композиционного материала на основе никеля с нанодисперсным порошком диборида хрома, полученного плазмометаллургическим синтезом, и микропорошком. Установлены более высокие эксплуатационные свойства и перспективность применения нанодисперсного порошка диборида хрома по сравнению с микропорошком в технологии композиционного упрочнения.

The internal stresses, corrosion and wear characteristics of composite material based on nickel and chromium diboride nanodispersed powder obtained by plasmometallurgical synthesis and micropowder are investigated. Higher performance properties and promising application of chromium diboride nanodispersed powder in comparison with micropowder in technology of composite strengthening are established.

Ключевые слова: никель; диборид хрома; нанодисперсный порошок; микропорошок; плазмометаллургический синтез; композиционный материал.

Keywords: nickel; chromium diboride; nanodispersed powder; micropowder; plasmometallurgical synthesis; composite material.

Бориды переходных металлов широко используются в современной науке и технике. В настоящее время сформировалась новая перспективная область применения этих соединений — получение износои жаростойких композиционных материалов (КМ) на основе осаждаемых гальванически никеля, хрома и др.

КМ значительно превосходят по твердости, износостойкости и жаропрочности материал матрицы и используются для упрочнения технологической оснастки, режущего инструмента и деталей со сложным микрорельефом поверхностей [1].

Для получения композиционных материалов применяют порошки стандартной гранулометрии, не отвечающие требованиям технологии композиционного упрочнения по дисперсности и фазовому составу. Плазмометаллургический синтез *нанодисперсных порошков* (НДП) тугоплавких боридов позволяет полностью удовлетворить эти требования. Однако свойства КМ, содержащих НДП тугоплавких боридов, практически не изучены.

В связи с этим в работе исследованы основные эксплуатационные характеристики (внутренние напряжения, коррозионные свойства, износостойкость) композиционного материала на основе никеля с НДП диборида хрома CrB_2 крупностью 50...70 нм, полученным плазмометаллургическим синтезом. Для сравнения изучены свойства КМ с микропорошком CrB_2 крупностью 15 нм и никелевой матрицы.

Внутренние напряжения определяли оптическим методом с помощью гибкого катода. Коррозионные свойства КМ оценивали по значениям токов коррозии и скорости газовой коррозии при нагревании образцов на воздухе [2].

Износостойкость КМ определяли в условиях сухого трения. В качестве контртела использовали шар диаметром 0,014 м, изготовленный из стали ШХ15 и закаленный до твердости 40 HRC. Скорость вращения контртела составляла 2 об/с, а нагрузка – 0,8 Н. Износостойкость и скорость газовой коррозии изучали на образцах толщиной 40 мкм.

Исследуемые образцы получены из стандартного электролита никелирования [3]. При получении KM с нанодисперсным порошком концентрация CrB_2 в электролите составляла 5...10 кг/м³, с микропорошком – 60...80 кг/м³.

Микротвердость КМ Ni-НДП CrB₂ составляла 4,38...4,69 ГПа при содержании 0,59...0,65 % мас. CrB₂, КМ Ni- микропорошок CrB₂ – 3,76...3,93 ГПа при 2,47...2,86 % мас. CrB₂. Микротвердость никелевой матрицы изменялась в пределах 2,36...2,48 ГПа.

Результаты измерения внутренних напряжений КМ и токов коррозии приведены в таблице.

По данным таблицы, с увеличением толщины образцов внутренние напряжения в них уменьшаются. Включение дисперсных частиц в матрицу также приводит к снижению внутренних напряжений, особенно при использовании диборида хрома плазмометаллургического синтеза. Так, если при толщине 40 мкм композиционный материал с микропорошком CrB₂ имеет внутренние напряжения в 2 раза меньше, чем у чистого никеля, то с нанодисперсными частицами – в 3,69 раза. Этот эффект, по-видимому, объясняется образованием более мелкозернистой структуры KM бла-

Толщина	Внутре	еннее напряжение	, МПа	Ток коррозии $i_{\rm кор}$, мкА/см ²				
образца, мкм	Ni-НДП CrB ₂	Ni–CrB ₂ *	Ni	Ni-НДП CrB ₂	Ni–CrB ₂ *	Ni		
5	3,87	5,76	9,72	0,086	0,179	0,304		
10	1,63	3,06	7,06	0,072	0,161	0,265		
20	0,66	1,49	3,74	0,043	0,139	0,205		
30	0,41	0,72	1,36	0,019	0,103	0,173		
40	0,29	0,53	1,07	0,013	0,059	0,167		
*Микропороц	*Микропорошок.							

Зависимость внутренних напряжений и токов коррозии от толщины КМ

годаря равномерно распределенным в нем частицам дисперсной фазы.

Внедрение большего количества частиц микропорошка по сравнению с НДП приводит к неравномерной деформации матрицы, захватывающей большие группы зерен, и, как следствие этого, к повышению внутренних напряжений и снижению коррозионных характеристик [1].

Пористость композиционных материалов оценивали по значениям токов коррозии $i_{\text{кор}}$. Из таблицы видно, что токи коррозии, а следовательно, и пористость снижаются с ростом толщины образцов. Кроме того, токи коррозии, возникающие в композиционных материалах, намного меньше, чем в никелевой матрице.

При толщине КМ 40 мкм, полученного при использовании микропорошка борида, значение в нем почти в 2 раза меньше, чем в чистом никеле, а в случае применения порошка диборида хрома плазмометал-

лургического синтеза — почти в 11 раз, что свидетельствует об образовании практически безпористых KM Ni — НДП CrB_2 , обеспечивающих высокие защитные свойства.

Это подтверждается результатами исследования термоокислительной устойчивости покрытий на воздухе, приведенными на рис. 1, 2. Зависимости увеличения массы образцов от времени (рис. 3) как никеля, так и композиционного материала описываются параболическим законом. Это можно объяснить образованием на поверхности образцов сплошной защитной оксидной пленки, приводящей с увеличением времени к снижению скорости окисления.

Жаростойкость композиционного материала с НДП диборида хрома значительно превосходит жаростойкость никелевой матрицы. Увеличение массы никелевых образцов через 1,5 ч при температуре 873 К больше в 4,12 раза, при 973 К – в 5,07 раза и при 1073 К – в 2,43 раза, чем для КМ Ni – НДП CrB₂.

На рис. 1 показано, что с повышением температуры скорость окисления для всех исследуемых материалов увеличивается, причем для композиционных материалов зависимость более крутая. Однако даже в этом случае при температуре 1173 К через 30 мин скорость окисления для КМ с диборидом хрома плазмо-

Рис. 2. Износостойкость КМ Ni-HДП CrB₂ (1), КМ Ni-микропорошок CrB₂ (2) и Ni (3). $\Delta = \pm 0.25$

Рис. 3. Увеличение массы образцов при нагревании на воздухе КМ Ni-НДП CrB₂ (1, 2, 3) и Ni (1', 2', 3') при температуре 873, 973 и 1073 К соответственно. $\Delta = \pm 0,0004$

металлургического синтеза значительно меньше, чем у матрицы и КМ с микропорошком, что свидетельствует о более высокой устойчивости его к газовой коррозии.

Из рис. 2 следует, что КМ Ni-НДП CrB₂ значительно превосходит по износостойкости сравниваемые материалы.

Таким образом, проведенные исследования подтверждают перспективность применения нанодисперсного порошка диборида хрома, полученного плазмометаллургическим синтезом, в технологии композиционного упрочнения, по сравнению с микропорошком и позволяют рекомендовать его для защиты деталей, работающих в условиях воздействия абразивного износа и температур.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Сайфулин Р.С. Неорганические композиционные материалы. М.: Химия, 1983. 304 с.

2. Шлугер М.А. и др. Коррозия и защита металлов. М.: Машиностроение, 1985. 346 с.

3. Стереотипные процессы. Технологические инструкции. М.: Книга, 1983. 248 с.

Игорь Викторович Ноздрин, канд. техн. наук, kafcmet@sibsiu.ru: Геннадий Владиславович Галевский, д-р техн. наук; Виктория Владимировна Руднева, д-р техн. наук

УВАЖАЕМЫЕ ПОДПИСЧИКИ!

Научно-техническое издательство "МАШИНОСТРОЕНИЕ"

выпустило в свет полную подписку на журналы за 2007-2010 годы в электронном виде.

Стоимость одного номера составляет 100 рублей.

Полная подписка за 2007 г. выложена в открытом доступе

на нашем сайте www.mashin.ru бесплатно.

000	"Излательство	Машиност	роение".	107076.	Москва.	Стромынский по	ep., 4
000	подательство	1.1mmmov1	poenne ,	10/0/0,	moonda,	Cipombilionini in	-p., i

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 03.08.2011 г. Подписано в печать 30.08.2011 г. Формат 60×88 1/8. Бумага офсетная. Печать офсетная. Усл. печ. л. 5,88. Уч.-изд. л. 6,95. Заказ 628. 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.