ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

ЗАГОТОВИТЕЛЬНЫЕ ПРОИЗВОДСТВА В МАШИНОСТРОЕНИИ

(Кузнечно-штамповочное, литейное и другие производства)

№ 11 ноябрь 2011

Председатель редакционного совета и Главный редактор
СЕМЁНОВ Е.И.

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

Зам. Главного редактора:
СЕРИКОВА Е.А.

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

СОДЕРЖАНИЕ

Литейное и сварочное производства

Ердаков И.Н. Ресурсосберегающий аспект в производстве литых плит из стали Гадфильда 3
Левшин Г.Е., Павлюк К.И. О математическом моделировании прогрева разовой объемной формы 6
Соколов Г.Н., Литвиненко-Арьков В.Б., Лысак В.И. Способы повышения ресурса прошивных оправок трубопрокатных станов 10

Кузнечно-штамповочное производство

Власов А.В., Дмитриева А.Я. Методика определения механических свойств изделия после холодной радиальной ковки в программном комплексе DEFORM3D 15
Хван А.Д. Повышение стойкости стали Р6М5 пластической деформацией в неизотермическом режиме 21

Прокатно-волочильное производство

Лапин В.В., Филимонов В.И., Филимонов С.В. Износ верхних формующих роликов при интенсивном формообразовании гнутых профилей проката 24
Лушников В.М., Дзудза М.В. Анализ жизненного цикла металлургической порошковой проволоки 32

Материаловедение и новые материалы

Макаренко К.В., Тотай А.В., Тихомиров В.П. Способ оптимизации структуры конструкционных материалов 35
Шитарев И.Л., Хаймович А.И. Моделирование микроструктуры при высокоскоростной штамповке компрессорных лопаток из титанового сплава ВТ9 41
Рожков И.И., Васильев В.А. Распределение внутренних напряжений в изделиях с переменным химическим составом по сечению, подвергаемых поверхностному упрочнению 45

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

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

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

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

SCIENTIFIC TECHNICAL AND PRODUCTION JOURNAL

BLANKING PRODUCTIONS IN MECHANICAL ENGINEERING

(Forging and stamping, foundry and others productions)

№ 11 November 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.
POVAROVA K.B.
POLETAEV V.A.
SEMENOV B.I.
SUBICH V.N.
TREGUBOV V.I.
SHATULSKY A.A.
SHERKUNOV V.G.
SHESTAKOV N.A.
SHPUN'KIN N.F.
YAKOVLEV S.S.
YAMPOLSKY V.M.

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

CONTENTS

Casting and Welding Productions

Erdakov I.N. Resource-saving aspect of Hadfield steel flat cast plates production . . . 3
Levshin G.E., Pavlyuk K.I. Mathematical modeling of temporary volumetric mould warm-up . . . 6
Sokolov G.N., Litvinenko-Ar'kov V.B., Lysak V.I. Methods of increase resource of tube rolling mills plugs . . . 10

Forging and Stamping Productions

Vlasov A.V., Dmitrieva A.Ya. Methodology of definition product's mechanical properties after cold radial forging in software system DEFORM3D . . . 15
Khvan A.D. Increasing of steel R6M5 durability by plastic deformation in anisothermic regime . . . 21

Rolling and Drawing Productions

Lapin V.V., Filimonov V.I., Filimonov S.V. Wear of upper forming rolls in intensive roll-forming . . . 24
Lushnikov V.M., Dzudza M.V. Analysis of metallurgical cored wire life cycle . . . 32

Physical Metallurgy and New Materials

Makarenko K.V., Totay A.V., Tikhomirov B.P. Optimization of constructional materials structure . . . 35
Shitarev I.L., Khaimovich A.I. Simulation of microstructure of compressor blades from titanic alloy VT9 made by high-speed forging . . . 41
Rozhkov I.I., Vasil'ev V.A. Distribution of internal stresses in products with variable chemical composition on section subjected to surface hardening . . . 45

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

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

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

УДК 621.74

И.Н. Ердаков *(Южно-Уральский государственный университет, г. Челябинск)*

Ресурсосберегающий аспект в производстве литых плит из стали Гадфильда

Рассмотрен процесс изготовления плоских литых плит из высокомарганцовистой аустенитной стали с позиций экономии расплавленного металла и снижения трудоемкости их изготовления. В промышленных условиях разработана новая конструкция литниковой системы, осуществлен анализ эффективного заполнения полости формы, обоснованы рациональные параметры прямой прибыли.

The manufacturing process of flat cast plates from manganese-rich austenitic steel from the point of molten metal saving and reduction of their manufacturing labour input is considered. The new design of pouring gate system is developed in industrial conditions, analysis of effective mold cavity filling is carried out and reasonable parameters of direct head are proved.

Ключевые слова: ресурсосбережение; промышленный эксперимент; литниковая система; плита; отливка; сталь Гадфильда; дефект; прибыль; оптимальные параметры.

Keywords: resource-saving; industrial experiment; pouring gate system; plate; casting; Hadfield steel; defect; head; optimal parameters.

Производство литых плит из стали Гадфильда 110Г13Л для дробильных установок ферросплавного производства может быть рассмотрено с точки зрения экономии расплавленного металла и трудоемкости изготовления. В этом аспекте естественное снижение значений качественных характеристик плит не должно выходить за минимально допустимые пределы.

В целях отыскания возможности экономии материальных, трудовых и финансовых ресурсов в промышленных условиях ОАО "Челябинский электрометаллургический комбинат" (ОАО "ЧЭМК") на реальных плитах были проведены экспериментальные исследования. Плоскую плиту изготовляли с габаритными размерами 1500×915×150 мм. Фотография полученных плит приведена на рис. 1.

В ходе промышленных экспериментов варьировали конструкцией литниковой системы: суммарная площадь питателя $\Sigma W_{п}$ и протяженность шлакоуловителя $\Sigma L_{шл}$ (суммарные площади шлакоуловителя и стояка были фиксированными и составляли – $\Sigma W_{шл}$ = = 28,0 см^2 и $\Sigma W_{ст}$ = 28,3 см^2).

В технологических картах оценивали степень коробления, мм, наличие трещин (общая протяженность трещин, мм) и песочные раковины, см^3/дм^2 [1]. Для оценки суммарного безразмерного показателя дефектности отливки $\Sigma Д_{vi}$ значения каждого из показателей привели к нормированному виду ($Д_{v1}$, $Д_{v2}$, $Д_{v3}$):

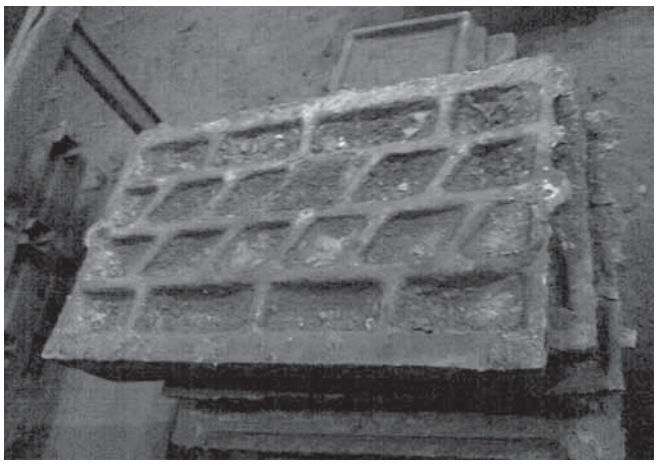


Рис. 1. Плиты, изготовленные в ОАО "ЧЭМК"

1. Влияние конструкции литниковой системы на коробление плиты

Суммарная площадь питателя $\Sigma W_п$, см^2	Степень коробления* плиты $Д_{v1}$ при протяженности шлакоуловителя $\Sigma L_{шл}$, мм				
	915	1455	2415	2602	3060
55	1	0,5	0,3	0,28	0,36
45	0,5	0,22	0,15	0,08	0,16
35	0,37	0,12	0	0,02	0,1
25	0,35	0,1	0	0,02	0,1
15	0,3	0,1	0	0,02	0,1

*Максимальной степени коробления 8 мм соответствует значение 1.

2. Влияние конструкции литниковой системы на процесс трещинообразования в плите

Суммарная площадь питателя $\Sigma W_п$, см^2	Протяженность трещин* в плите $Д_{v2}$ при протяженности шлакоуловителя $\Sigma L_{шл}$, мм				
	915	1455	2415	2602	3060
55	1	0,5	0	0	0,4
45	1	0,3	0	0	0
35	0,5	0	0	0	0
25	0,4	0	0	0	0
15	0,3	0	0	0	0

*Максимальной протяженности трещины 915 мм соответствует значение 1.

максимальному значению дефекта соответствует значение 1. Температура заливки стали поддерживалась постоянной и составляла 1400...1450 °С.

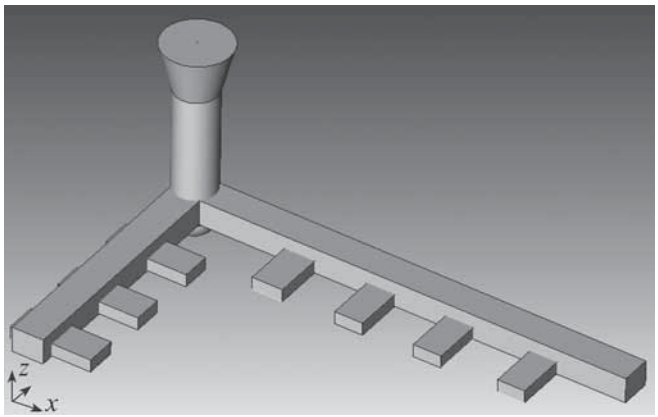


Рис. 2. Г-образная литниковая система для литья плоских плит из стали Гадфильда

3. Влияние конструкции литниковой системы на образование песочных раковин в плите

Суммарная площадь питателя $\Sigma W_п$, см^2	Объем песочных раковин* в плите $Д_{v3}$ при протяженности шлакоуловителя $\Sigma L_{шл}$, мм				
	915	1455	2415	2602	3060
55	0	0,1	0,3	0,5	0,8
45	0	0,3	0,4	0,7	0,9
35	0	0,4	0,5	0,8	1
25	0,5	0,5	0,7	0,9	1
15	1	1	1	1	1

*Максимальному объему песочных раковин 0,2 см^3/дм^2 соответствует значение 1.

4. Влияние конструкции литниковой системы на степень коробления, трещинообразование и песочные раковины в плите

Суммарная площадь питателя $\Sigma W_п$, см^2	Суммарный показатель дефектности* плиты $\Sigma Д_{vi}$ при протяженности шлакоуловителя $\Sigma L_{шл}$, мм				
	915	1455	2415	2602	3060
55	2	1,1	0,6	0,78	1,56
45	1,5	0,82	0,55	0,78	1,06
35	0,87	0,52	0,5	0,82	1,1
25	1,25	0,6	0,7	0,92	1,1
15	1,6	1,1	1	1,02	1,1

*Значение $\Sigma Д_{vi}$ определяется суммой $Д_{v1}$, $Д_{v2}$ и $Д_{v3}$.

Обобщенные результаты экспериментов представлены в табл. 1–4. Подробно информация изложена в источниках [2–5].

Из таблиц видно, что минимальные показатели бракованных и дефектных отливок обеспечиваются при следующих параметрах литниковой системы: протяженность шлакоуловителя составляет 2415 мм, а суммарная площадь питателя 35 см^2. Этим параметрам соответствует Г-образная литниковая система (Г–ЛС), имеющая стояк в месте изгиба шлакоуловителя и по четыре питателя на каждой ветви (рис. 2).

Конструкция Г–ЛС обеспечивает подвод расплава в полость формы с двух сторон, перемешивает потоки и таким образом снижает температурный градиент по длине затвердевающей отливки. При этом зона разогрева формы становится рассредоточенной и вектор направления затвердевания ориентируется по диагонали плиты к стояку в отличие от варианта, когда расплав подводится с торца плиты (I-образная литниковая система). В последнем случае разогрев формы

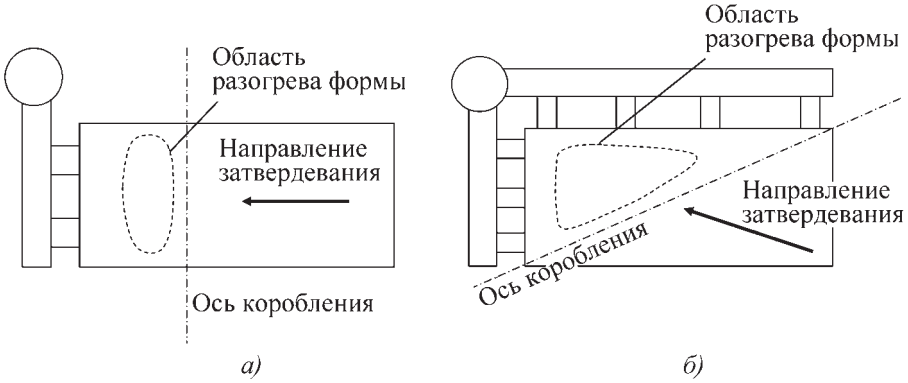


Рис. 3. Направление затвердевания плиты, расположение оси коробления и области разогрева формы:
а – I-образная литниковая система; *б* – Г-образная литниковая система

5. Влияние объема и местоположения прибыли на утяжину в плите

Номер варианта установки прибыли	Объем утяжины* в плите $Д_{v4}$ для объема прибыли $V_{пр}$, см^3				
	4000	9000	13000	18000	23000
1	0,75	0,62	0,25	0,12	0
2	0,62	0,5	0,12	0	0
3	0,5	0,37	0	0	0
4	0,87	0,82	0,12	0	0
5	1	0,87	0,37	0,12	0

*Максимальному объему утяжины 0,8 см^3/дм^2 соответствует значение 1.

происходит в поперечном сечении, а вектор затвердевания плиты направлен вдоль ее длины (рис. 3).

Для исключения утяжины при Г-образной литниковой системе необходимо определить оптимальный объем прямой прибыли и рациональное местоположение. В технологических картах оценивали дефект $Д_{v4}$ – утяжина, см^3/дм^2. Варианты установки прибылей показаны на рис. 4. Результаты исследований приведены в табл. 5.

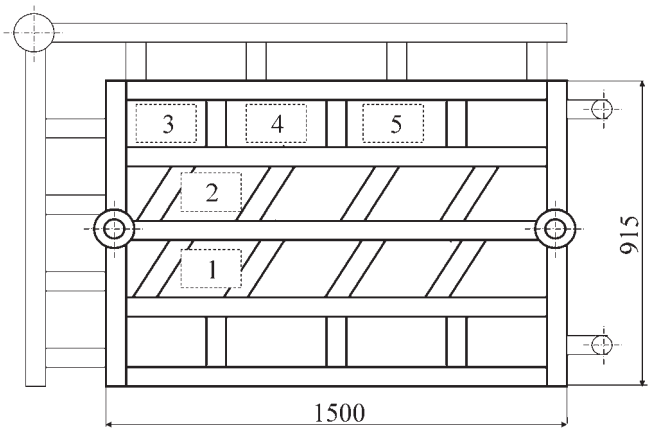


Рис. 4. Варианты установки прямой прибыли на плиту-отливку с Г-образной литниковой системой

Из табл. 5 видно, что наилучшие показатели качества обеспечивает "угловая" прибыль (вариант установки № 3) с объемом более 9000 см^3 [4]. Поэтому для варианта технологии с Г-образной литниковой системой и угловой прибылью была построена регрессионная модель [5] и проведена оптимизация параметров: $T_{зал}$ = 1460 °С; $\Sigma W_п$ = 44 см^3; $V_{пр}$ = 14400 см^3.

Новая технология литья плоских плит из стали Гадфильда позволяет сэкономить расплав и снизить трудоемкость их изготовления, так как не требуется массивная прибыль и специальное оборудование для манипуляции формы перед заливкой. Благодаря снижению себестоимости изготовления плит и увеличения срока их эксплуатации суммарный годовой эффект от внедрения новой технологии в ОАО "ЧЭМК" составил 4,3 млн руб. в ценах 2009 г.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Ткачев В.М.** О критерии оценки дефектности отливок // Сб. материалов 12 Междунар. науч.-техн. конф. 22–25 сентября 2009 г. Запорожье: ЗНТУ, 2009.

2. **Ласков Н.А., Ткачев В.М., Карпинский А.В.** Влияние конструкции и положения горизонтальных литниковых систем на дефектность литых плит // Литейщик России. 2009. № 6. С. 36–40.

3. **Ткачев В.М., Ласьков Н.А., Ердаков И.Н.** Влияние положения стояка на коробление и дефектность отливок-плит // Заготовительные производства в машиностроении. 2010. № 6. С. 9–11.

4. **Ердаков И.Н., Ткачев В.М.** Влияние местоположения прибыли на качество изготовления крупногабаритных дробящих плит // Краткие сообщения XXX Российской школы, посвященной 65-летию Великой Победы. Екатеринбург: УрО РАН, 2010. Т 1. С. 54–56.

5. **Ердаков И.Н., Ткачев В.М.** Исследование процесса изготовления литой плиты методом планируемого эксперимента // Вестник ЮУрГУ. 2010. № 15. С. 46–49.

Иван Николаевич Ердаков, канд. техн. наук,
techproect74@mail.ru

УДК 621.74.002:621.744.3

Г.Е. Левшин, К.И. Павлюк *(Алтайский государственный технический университет, г. Барнаул)*

О математическом моделировании прогрева разовой объемной формы

Рассмотрены известные математические модели прогрева разовой объемной формы области их применения и неудовлетворительная адекватность реальному прогреву на конкретном примере, установлены причины этого. Показана линейная зависимость всех термофизических характеристик формы от температуры и сделан вывод о целесообразности создания инженерного математического описания прогрева формы с учетом раскрытых в статье его существенных особенностей.

Known mathematical models of temporary volumetric mould warm-up, application areas and unsatisfactory adequacy to real warm-up on concrete example are considered, the reasons of it are established. Linear dependence of all thermophysical characteristics of the mould on temperature is shown and conclusion is drawn on expediency of creation of the engineering mathematical description of mould warm-up taking into account its essential features opened in article.

Ключевые слова: разовая объемная форма; прогрев; температура; математическая модель; термофизические характеристики; удельная теплоемкость; температуропроводность; теплопроводность; тепловая аккумуляция (активность); плотность материала формы.

Keywords: temporary volumetric mould; warm-up; temperature; mathematical model; thermophysical characteristics; specific heat capacity; thermal diffusivity; heat conduction; thermal accumulation (activity); density of material.

После заливки любой разовой объемной формы (с толщиной Δ стенки, не прогреваемой насквозь и в несколько раз превышающей толщину δ отливки или ее стенки) расплавом она прогревается в течение времени t до некоторой температуры $T_ф$ его теплом и затвердевшей отливки на некоторую (текущую) глубину $x_ф$, которая меньше толщины Δ стенки формы.

Температура $T_ф$ и глубина прогрева $x_ф$ определяются температурой расплава, массой и преобладающей толщиной δ стенки отливки, длительностью $t_{охл}$ нахождения отливки в форме, которая, как правило, превышает длительность ее затвердевания $t_{затв}$. В материале формы при этом могут происходить (в общем случае) процессы спекания и снижения его прочности (из-за ухудшения качества связующего, его выгорания, деструкции и т.п.).

Для количественной оценки этих процессов (на стадии проектирования технологии изготовления отливки) путем расчета $T_ф$ и $x_ф$ в любой необходимый момент времени t, а также инженерных расчетов процессов затвердевания, охлаждения, усадки и формирования напряжений в отливке и получения данных для охлаждения формовочного материала (при повторном использовании) необходима реально работающая математическая модель прогрева формы, которая до настоящего времени не разработана.

Одной из серьезных причин является неудовлетворительная точность определения ряда параметров формы, входящих в аналитические (теоретические) формулы, и их зависимость от других величин. Это приводит к изменению этих параметров в довольно широких пределах [1, 2]. К ним следует отнести эффективные термофизические характеристики: удельную теплоемкость $c_{эф}$, температуропроводность $a_{эф}$, теплопроводность $\lambda_{эф}$, тепловую аккумуляцию (активность) $b_{эф}$ и плотность $\rho_ф$ материала формы.

По данным [2, 3], полученным расчетом по экспериментальным результатам прогрева неполой магнитной формы при заливке разными сплавами (латунь, бронза, серый чугун), ее эффективные термофизические характеристики находятся в пределах: $c_{эф} = 755...1173$ Дж/(кг·К); $a_{эф} = (0{,}3...1{,}06)\cdot10^{-6}$ м^2/с; $\lambda_{эф} = 0{,}812...1{,}425$ Вт/(м·К); $b_{эф} = 1200...2812$ Вт·с^{0,5}/(м^2·К) при плотности $\rho_ф = 3400...4100$ кг/м^3. Последнее затрудняет их использование и размещение в справочниках. Они зависят от формы и размера частиц материала формы, степени его уплотнения и температуры нагрева, которая определяется видом сплава и теплосодержанием отливки.

Характеристики $c_{эф}$, $a_{эф}$, $\lambda_{эф}$, $b_{эф}$ и температуру $T_{эф}$ нагрева слоя формы определяют расчетом по экспериментальным результатам прогрева формы при заливке разными сплавами (метод заливки) только в момент $t_{затв}$ полного затвердевания отливки, когда глубина прогрева достигает $x_{ф\,max}$, а текущая температура $T_ф$ формы на этой глубине становится равной ее начальной температуре $T_{ф\,нач}$.

При этом значение температуры $T_{эф}$ нагретого слоя формы находится примерно в середине интервала ($T_ф^п - T_{ф.нач}$) температур рабочей поверхности формы при времени $t_{затв}$ и $t = 0$ с соответственно. Эту температуру и термофизические характеристики называют эффективными или интегрально-эффективными

[4, 5]. Они отличаются от локальных температуры $T_ф$ и характеристик $c_ф$, $a_ф$, $\lambda_ф$ и $b_ф$, которыми обладает материал формы в весьма малом (локальном) ее объеме. И эффективные, и локальные величины зависят от температуры [2, 4, 5]. В случае магнитной формы эта зависимость прямо пропорциональна.

В работе [2] приведены линейные математические модели таких зависимостей для $c_ф$, $\lambda_ф$, $a_ф$ и $b_ф$ при использовании магнитомягкого формовочного материала с $\rho_ф$ = 3900 кг/м^3 (в виде стальной дроби из высокоуглеродистой стали):

$$c_ф = 0{,}243T_ф + 446{,}9;\ \lambda_ф = 0{,}326(1 + 0{,}0021T_ф);$$

$$b_ф = 0{,}86976T_ф + 776{,}27;\ a_ф = 0{,}2\cdot10^{-9}T_ф + 209{,}6\cdot10^{-9}.$$

Для теплоемкости сухой песчаной формы с $\rho_ф$ =1600 кг/м^3 также действительна линейная модель [4]:

$$c_{эф} = 815 + 0{,}35(T_{кр} - T_{ф.нач}),$$

где $T_{кр}$ – температура кристаллизации сплава.

Анализ этих зависимостей показал, что после заливки расплава и очень быстрого нагрева поверхности формы практически до температуры затвердевающего расплава ее термофизические характеристики имеют максимальные значения, соответствующие этой температуре (а не минимальные, соответствующие температуре $T_{ф.нач}$). Поэтому их значение убывает с увеличением глубины $x_ф$.

Для понимания рассматриваемого процесса важны также исходные данные и последовательность расчета эффективных характеристик по методу заливки. Сначала рассчитывают удельную теплоемкость [1, 4]:

$$c_{эф} = \frac{(n_ф + 1)Q_{отл}}{F_{отл}\, x_{ф\ max}\rho_ф (T_ф^п - T_{ф.нач})}, \qquad (1)$$

где $Q_{отл}$ – количество теплоты, Дж, поступившей в форму от отливки квадратной "плиты" толщиной δ через одну ее квадратную поверхность $F_{отл}$, м^2. Определяется расчетом (а не экспериментально, например, в калориметре) при использовании 16 величин, относящихся к отливке (а не форме) и определяемых с какой-то погрешностью, что вносит общую существенную погрешность [1]; $T_ф^п$ – рекомендуется принимать постоянной до момента полного затвердевания, °С; $n_ф = (F_{прям}/F_{пар}) - 1$ – показатель экспериментальной вогнутой параболы; $F_{прям}$ – площадь прямоугольного треугольника со сторонами $(T_ф^п - T_{ф.нач})$ и $x_{ф\ max}$ на графике зависимости $T_ф = f(x_ф)$; $F_{пар}$ – площадь под параболой с теми же сторонами на том же графике, определяемая планиметром или по миллиметровой бумаге, м^2.

В этом методе предполагается, что прогрев формы (особенно до момента $t_{затв}$) происходит по закону, близкому к параболическому. Поэтому большое значение имеет показатель $n_ф$ параболы. Вейник А.И. рекомендует $n_ф$ = 2 для многих случаев разовой песчаной формы, т.е. квадратичную параболу [4].

Однако в работе [6] приведена графическая прямо пропорциональная зависимость $n_ф$ от температуры затвердевания $T_{затв}$ отливок для неполой магнитной формы из дроби ДЧЛ 08 плотностью $\rho_ф = 4100$ кг/м^3 (в диапазоне 230...1500 °С). При этом величина $n_ф$ изменяется от 0,9 до 2,4. Эту зависимость можно аппроксимировать следующим уравнением:

$$n_ф = 0{,}0012\,T_{затв} + 0{,}6438. \qquad (2)$$

Показано [1], что с увеличением глубины $x_ф$ (в том числе более $x_{ф\ max}$) прогрева сухой песчаной формы $n_ф$ уменьшает свое значение, а распределение температуры при времени затвердевания $t_{затв}$ близко к линейному.

После теплоемкости $c_{эф}$ вычисляют искомую температуропроводность $a_{эф}$ (для параболического закона распределения температуры в форме)

$$a_{эф} = \frac{x_{ф\ max}^2}{2n_ф\,(n_ф + 1)t_{затв}}. \qquad (3)$$

Теплопроводность и теплоаккумуляцию вычисляют с использованием $c_{эф}$ и $a_{эф}$ по следующим формулам:

$$\lambda_{эф} = a_{эф}\, c_{эф}\, \rho_ф; \qquad (4)$$

$$b_{эф} = \sqrt{\lambda_{эф}\, c_{эф}\, \rho_ф}. \qquad (5)$$

Погрешность в расчете $n_ф$ и $c_{эф}$ отражается на точности определения $a_{эф}$, $\lambda_{эф}$ и $b_{эф}$, что подробно рассмотрено в [1] и предложено определять $c_{эф}$ и $\lambda_{эф}$ независимо друг от друга.

Другой серьезной причиной является то, что известные математические модели прогрева формы не вполне адекватно описывают этот процесс и создают большие трудности в их практическом применении.

Известны теоретические формулы [1, 4, 5, 7, 8, 9], позволяющие рассчитать температуру $T_ф$ с использованием $n_ф$. Однако только в слое глубиной до $x_{ф\ max}$ и при текущем времени $t = t_{затв}$. Так, зависимость температуры $T_ф$ от текущей глубины $x_ф$ прогрева определяется следующими формулами (при условии $x_ф \le x_{ф\ max}$) [1, 4]:

$$T_ф = (T_ф^п - T_{ф.нач})\left(1 - \frac{x_ф}{x_{ф\ max}}\right)^{n_ф} + T_{ф.нач}; \qquad (6)$$

$$T_ф = (T_{ф.нач} - T_ф^п)\left(\frac{x_ф}{x_{ф\ max}}\right)^{n'_ф} + T_ф^п. \qquad (7)$$

В формуле (7) $n'_ф = F_{пар}/(F_{прям} - F_{пар})$ является величиной, обратной по отношению к величине $n_ф$ в формуле (6) [1]. Ее предлагается определять интегрированием уравнения квадратного трехчлена, описывающего параболу при $x_{ф\ max}$.

Однако вычисления $T_ф$ по формулам (6), (7) при одинаковых исходных данных [3] ($T_ф^п = T_{отл}^п = 1220$ °С; $T_{ф\,нач} = 20$ °С; $x_{ф\,max} = 27$ мм; $x_ф = 5{,}4$ и 13,5 мм; $n_ф = 2$; $n'_ф = 1/2$; $t_{затв} = 180$ с) показали существенные отличия в результатах, а именно: по формуле (6) $T_ф = 788$ °С (при $x_ф = 5{,}4$ мм) и 500 °С (при $x_ф = 13{,}5$ мм), а по формуле (7) – $T_ф = 683$ и 371 °С соответственно, что существенно меньше, чем по формуле (6). При этом для $x_ф = 5{,}4$ мм это отличие составляет 13,3 %, а для $x_ф = 13{,}5$ мм – 25,8 %. Экспериментальные температуры составляют $T_ф = 820$ и 440 °С соответственно и не совпадают с расчетными.

Отметим, что формулы (6), (7):

1) выведены из одних теоретических предпосылок;

2) не пригодны для расчетов прогрева формы теплом отливки после ее затвердевания.

Известны также формулы с использованием температуропроводности $a_{эф}$ и описанием зависимости $T_ф$ одновременно от текущих значений глубины $x_ф$ и времени t по функции Гаусса [7–9]:

$$T_ф = (T_{отл}^п - T_{ф.нач})\operatorname{erfc}\left(\frac{x_ф}{\sqrt{2ta_{эф}}}\right) + T_{ф.нач}; \qquad (8)$$

$$T_ф = (T_{отл}^п - T_{ф.нач})\operatorname{erfc}\left(-\frac{x_ф}{2\sqrt{ta_{эф}}}\right) + T_{ф.нач}; \quad (8, а)$$

$$T_ф = T_{к.ф}^п - (T_{к.ф}^п - T_{ф.нач})\operatorname{erf}\left(-\frac{x_ф}{2\sqrt{ta_{эф}}}\right), \qquad (9)$$

где $T_{отл}^п$ – температура поверхности отливки, °С; $T_{к.ф}^п$ – температура контакта рабочей поверхности формы с отливкой, °С (рекомендуется также принимать постоянной вплоть до времени $t_{затв}$); $a_{эф}$ – среднее значение температуропроводности из опыта, м^2/с.

Однако при их применении неясно, какие текущие значения $x_ф$ и t использовать в формулах (8), (8, а), (9) из-за отсутствия известной взаимосвязи между ними, так как известная формула (10) справедлива только для $x_{ф\,max}$ при $t_{затв}$

$$x_{ф\,max} = \sqrt{2n_ф(n_ф + 1)a_{эф}t_{затв}}. \qquad (10)$$

Из этой формулы можно оценить и значение времени $t_{затв}$

$$t_{затв} = \frac{x_{ф\,max}^2}{2n_ф(n_ф + 1)a_{эф}}. \qquad (11)$$

Величины $a_{эф}$, $x_{ф\,max}$ и $t_{затв}$ взаимозависимы и могут быть определены из одной и той же формулы (3), (10), (11), где кроме них присутствует только трудноопределимый из опыта показатель $n_ф$. В источниках литературы необходимые рекомендации не найдены. Поэтому возможно заранее задавать интересующее значение $x_ф$ и подбирать к нему подходящее значение t (или наоборот) по неизвестному алгоритму либо найти правильный алгоритм. Рассмотрим один из простых вариантов, приравняв $T_{к.ф}^п \sim T_ф^п$.

Для условий предыдущего примера определим по формуле (3) $a_{эф} = 0{,}3\cdot10^{-6}$ м^2/с. Предположив, что длительность прогрева t пропорциональна глубине $x_ф$ и отношению $x_ф/x_{ф\,max}$, которое составляет 0,2 для $x_ф = 5{,}4$ мм и 0,5 – для $x_ф = 13{,}5$ мм, нашли $t = 180\cdot0{,}2 = 36$ с для первого случая и $t = 180\cdot0{,}5 = 90$ с для второго случая.

Подставив эти значения $a_{эф}$, t, $x_ф$ в формулы (8), (9), получили соответственно $T_ф = 141$ и 336 °С (при $x_ф = 5{,}4$ мм) и $T_ф = 32$ и 119 °С (при $x_ф = 13{,}5$ мм). Эти температуры существенно отличаются друг от друга, от рассчитанных по формулам (6), (7) и от определенных экспериментально: $T_ф \approx 500$ °С (при $x_ф = 5{,}4$ мм) и $T_ф \approx 210$ °С (при $x_ф = 13{,}5$ мм). Легко видеть неадекватность этого варианта, отметив, однако, что формула (9) дает лучшее приближение к данным опыта. Б.Б. Гуляев предупреждает, что "...вблизи отливки расчеты по формуле (9) дают удовлетворительное совпадение с опытами; вдали от отливки ошибки получаются гораздо больше" [9].

Поэтому для прогрева формы после затвердевания отливки предложить адекватный алгоритм еще труднее. При его разработке можно использовать некоторые данные производственного опыта изготовления отливок в сырых песчано-глинистых формах, позволяющие оценить взаимосвязь глубины $x_ф$ и температуры $T_ф$ прогрева.

При заливке черных сплавов длительность контакта расплава с формой для отливок с толщиной стенки $\delta = 40...60$ мм всего 30...50 с, а контактный слой формы толщиной до 1 мм прогревается до температуры затвердевающего расплава. Слой $x_ф = 10...20$ мм прогревается до 800...1100 °С. При этом глубина $x_{ф1}$ первого слоя, прогревающегося свыше 600 °С (критической температуры для многих связующих) достигает $x_{ф1} = 30...40$ мм при толщине δ до 50...60 мм [10].

Процессы потери химически связанной воды в глине и растрескивания кварцевых зерен происходят только в нагретом слое формы, соизмеримом по толщине со стенкой отливки. Для средних машиностроительных отливок из чугуна и стали $x_{ф1} = 25...30$ мм или около 15 % от объема формы [10].

Последующий (второй) слой $x_{ф2}$ формы нагревается в гораздо меньшей степени и в нем происходит в основном испарение влаги и высыхание смеси. Остальная часть формы может не испытывать нагрева и существенных изменений.

Степень нагрева первого, второго и третьего слоев определяется (помимо отмеченного выше) еще и числом стержней и отношением масс смеси $m_{см}$ и металла $m_м$ в форме. Чем меньше $m_{см}/m_м$, тем больше нагрев и толщина $x_{ф2}$ второго слоя и меньше толщина $x_{ф3}$ третьего слоя (вплоть до 0).

Влияние стержней на нагрев формы учитывают коэффициентом теплораспределения C: для бесстержневых отливок $C = 1$; для отливок, изготовленных полностью в стержнях, $C = 0$; для отливок типа блока цилиндров $C = 0{,}5...0{,}55$ [10].

Суммарную толщину $x_{ф1} + x_{ф2}$, м, первого и второго слоев, расположенных у плоской отливки (стенки) и прогретых от температуры $T_{зал}$ заливки расплава до температуры $T_{ф.нач}$ формы перед заливкой (или окружающей среды) за время t от начала заливки до удаления из формы можно оценить по упрощенной формуле Вейника–Баландина [7, 10]:

$$x_{ф1} + x_{ф2} = (n+1)(T_{зал} - T_{ф.нач}) \times$$
$$\times V_{отл}\, c_{отл}\, \rho_{отл} / (T_{отл} - T_{ф.нач}) F_{отл}\, c_{ф}\, \rho_{ф},$$

где $n = 1{,}7...3{,}0$ – показатель степени параболы графика охлаждения отливки, уменьшающий свое значение по прямолинейной зависимости от 3 при $(T_{кр} - T_{отл})/(T_{кр} - T_{ф.нач}) = 0$ (для очень тонкой отливки) до 1,7 при $(T_{кр} - T_{отл})/(T_{кр} - T_{ф.нач}) = 0{,}8$ (для толстой отливки); $T_{кр}$, $T_{отл}$ – температура кристаллизации сплава и удаляемой из формы отливки, К; $c_{отл}$, $c_{ф}$ – удельная теплоемкость материалов отливки и формы, Дж/(кг·К); $\rho_{отл}$, $\rho_{ф}$ – плотность материалов отливки и формы, кг/м^3; $V_{отл}$, $F_{отл}$ – объем, м^3, и площадь поверхности отливки, м^2.

Величина $x_{ф1} + x_{ф2}$ для большинства машиностроительных отливок не превышает $(2...4)\delta$, а расстояние от отливки до периферии объемной формы (стенки опоки) часто более $(4...5)\delta$ [10].

Еще одной причиной является неизвестность и непостоянство во времени температур $T^{п}_{к.ф}$, $T^{п}_{ф}$, $T^{п}_{отл}$ в формулах (6)–(10), которые также желательно определять из опыта, что достаточно трудоемко [1, 4].

Из-за отсутствия идеального контакта поверхностей отливки и формы температуры этих поверхностей в реальных условиях могут быть не равны (особенно при $t > t_{затв}$, когда происходит заметная усадка отливки с образованием воздушного зазора или рыхлоты у значительной части ее поверхности), а именно: $T^{п}_{отл} > T^{п}_{ф}$.

Так, в среднем уже для времени затвердевания $t_{затв}$ температура $T^{п}_{ф}$ песчаных форм существенно ниже температуры заливки расплава и составляет: для стали 1400...1450 °С, чугуна 1000...1100 °С, алюминиевых сплавов 500...550 °С [8, 9]. Для чугунных форм (кокилей) она еще меньше: для отливок из стали – 600...900 °С, из чугуна – 500...700 °С, из алюминиевых сплавов – 300...400 °С [8, 9].

После затвердевания отливки температуры $T^{п}_{отл}$ и $T^{п}_{ф}$ уменьшаются еще быстрее.

Выводы

1. Метод заливки обеспечивает наиболее достоверные экспериментальные температуры $T_{ф}$ прогрева формы в любой момент времени t, но только на той глубине $x_{ф}$, где установлены термопары. Эти температуры и глубины являются критерием для оценки адекватности математической модели или описания.

2. Для повышения точности определения теплоемкостей $c_{ф}$ и $c_{эф}$ и температуропроводностей $a_{ф}$ и $a_{эф}$ необходимо:

• количество теплоты $Q_{отл}$, выделяемое отливкой до и в момент затвердевания, определять с применением калориметра (а не расчетом);

• тщательно обеспечивать равномерность и измерение плотности $\rho_{ф}$ формы для исключения ее уменьшения возле термопар;

• более тщательно измерять температуру $T^{п}_{ф}$ поверхности формы, длительность затвердевания $t_{затв}$ и зависящую от нее глубину $x_{ф\,max}$, от которых зависит и точность расчета $n_{ф}$.

3. Из-за неадекватности рассмотренных математических моделей целесообразно создать инженерное математическое описание прогрева разовой формы с учетом раскрытых в статье его существенных особенностей, в том числе зависимости термофизических характеристик формы от температуры.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Левшин Г.Е., Павлюк К.И.** К определению термофизических характеристик материала разовой формы // Заготовительные производства в машиностроении. 2009. № 7. С. 10–16.

2. **Левшин Г.Е., Павлюк К.И.** О термофизических характеристиках магнитомягких формовочных материалов и магнитных форм // Заготовительные производства в машиностроении. 2010. № 7. С. 7–11.

3. **Левшин Г.Е., Матюшков И.Л.** Литье в магнитные формы. Барнаул: Изд-во АлтГТУ, 2006. 688 с.

4. **Вейник А.И.** Термодинамика литейной формы. М.: Машиностроение, 1968. 335 с.

5. **Голод В.М., Бройтман О.А.** Определение теплофизических характеристик дисперсных формовочных материалов: история заблуждений и находок / Литейное производство сегодня и завтра. СПб.: СПбГПУ, 2006. С. 196–207.

6. **Белов Е.И., Евстигнеев А.И., Якимов А.В., Верхотуров А.Д.** Исследование теплообмена в магнитной форме // Литейное производство. 1999. № 2. С. 31–33.

7. **Баландин Г.Ф.** Теория формирования отливки. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 1998. 360 с.

8. **Раддл Р.У.** Затвердевание отливок. М.: Машгиз, 1960. 392 с.

9. **Гуляев Б.Б.** Теория литейных процессов. Л.: Машиностроение, 1976. 216 с.

10. **Левшин Г.Е.** Об изменениях единых песчано-глинистых смесей при теплосменах // Известия Вузов. Черная металлургия. 2009. № 8. С. 47–50.

Геннадий Егорович Левшин, д-р техн. наук,
ntsc@desert.secna.ru;
Константин Иванович Павлюк, аспирант

УДК 621.774.3:621.791.92

Г.Н. Соколов, В.Б. Литвиненко-Арьков, В.И. Лысак
(Волгоградский государственный технический университет)

Способы повышения ресурса прошивных оправок трубопрокатных станов*

Рассмотрены условия работы, показаны характерные виды износа прошивных оправок трубопрокатных станов и дан критический анализ основных способов повышения их износостойкости. Обоснована эффективность применения комплексной технологии дуговой и электрошлаковой наплавки носков и раскатной поверхности оправок.

The conditions of work and characteristic species of wear tube rolling mills plug are shown and critical analysis of the main ways to increase their durability are made. The efficiency of the use of complex technology arc and electroslag surfacing of plug nose and his reeling surface is proved.

Ключевые слова: производство труб; прошивная оправка; деформация; износостойкость; упрочнение; наплавка; легирование.

Keywords: tube manufacturing; piercing plug; deformation; wear resistant; hardening; hardfacing; alloying.

Прошивные оправки трубопрокатных станов (рис. 1), формирующие внутреннюю полость стальных трубных заготовок, подвергаются интенсивному термосиловому воздействию при температурах до 1200 °С, напряжениях до 170 МПа и скоростях деформации металла до 1 м/с, что обусловливает их высокоскоростное изнашивание [1–3].

Технический ресурс современных инструментов, определяемый преимущественно их износостойкостью, обычно недостаточен, что снижает производительность оборудования, ухудшает его качество и повышает себестоимость продукции, особенно при прокатке труб из труднодеформируемых сплавов.

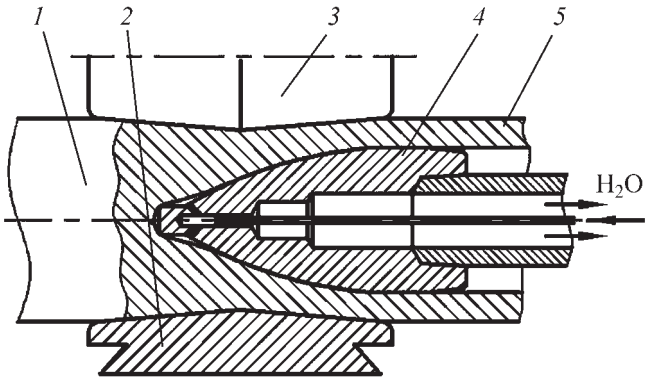


Рис. 1. Схема прошивки:
1 – заготовка; *2* – направляющая линейка; *3* – валок; *4* – оправка; *5* – прошитая стальная гильза

* Работа выполнена при финансовой поддержке государственного контракта № 16.740.11.0017 Министерства образования и науки РФ.

Наиболее характерными видами износа большинства типов оправок являются [1]:

– задиры поверхностных слоев металла в результате адгезионного взаимодействия металла заготовки с металлом оправки;

– паровая эрозия и оплавление металла в зоне спрейерных отверстий;

– пластическая деформация металла носка и раскатной поверхности;

– трещины термической усталости.

Известно много способов повышения ресурса прошивных оправок, которые можно условно разделить на две группы.

К первой группе относятся мероприятия, связанные с совершенствованием технологических процессов прокатки и выбором инструментальных сталей. Так, оптимизация параметров режима прокатки [4, 5] в сочетании с технически обоснованным выбором калибра оправки [6, 7] обеспечивают перераспределение действующих напряжений и снижение вероятности пластической деформации поверхности инструмента. Применение технологических смазок [8] позволяет снизить адгезионное взаимодействие оправок с обрабатываемым металлом, что повышает их стойкость к задирам. Для улучшения термических условий работы инструмента при прокатке применяют водяное охлаждение, что дает возможность значительно повысить его стойкость [4].

Большое влияние на качество продукции и технологические показатели процесса прокатки оказывает материал оправок. В отечественном производстве для деформирования углеродистых и легированных сталей (ШХ15, 30ХГСА, 32Г2А, 40ХНМА и др.) преимущественно используют оправки, изготовленные из высоко-

прочных низколегированных сталей (12Х2МФСР, 18Х2Н4ВА, 20ХН4ФА, 20ХН3А, 30Х3МФ и др.) [1, 3, 4, 8–10], а для прокатки заготовок из коррозионно-стойких сталей – оправки из жаропрочных сплавов [1, 3].

Эксплуатационные свойства оправок также зависят от способа их изготовления (литье; ковка с последующей механической обработкой; точная горячая штамповка). Наибольшей стойкостью обладают оправки, полученные в процессе точной горячей штамповки. После такой термомеханической обработки металл не содержит дефектов, свойственных литым сплавам, а в приповерхностном его слое по контуру оправки формируется волокнистая структура металла с высокой плотностью дислокаций, что обеспечивает ему повышенную износостойкость [10]. Кроме того, изношенные оправки восстанавливают методом повторной штамповки на калибр меньшего размера [11].

Ко второй группе эффективных средств повышения износостойкости оправок следует отнести различные способы их упрочнения.

Поскольку оправка в процессе прошивки взаимодействует с ювенильной поверхностью обрабатываемого металла, то важно предотвратить процессы их адгезионного взаимодействия. Барьером, препятствующим такому взаимодействию, является оксидный слой, формируемый на поверхности большинства типов прошивных оправок, работающих в окислительной среде воздуха или водяного пара. Для этого в промышленности применяют технологические процессы высокотемпературного оксидирования оправок, а также разработаны химические составы инструментальных сталей, на поверхности которых в процессе термической обработки образуется прочный слой оксидов [12, 13].

Показано [12], что никель в стали способствует интенсификации процесса ее окисления при термической обработке и положительно влияет на прочность соединения оксидного слоя с поверхностью оправки. Установлено, что оптимальное содержание никеля в металле оправок, деформирующих заготовки из коррозионно-стойких сталей, должно составлять 7...8 % мас. (сталь 20ХН8Л).

Термообработка стали 20ХН8Л приводит к образованию на ее поверхности более толстого и тугоплавкого оксидного слоя, чем на стали 20ХН3Л, что обеспечивает рост стойкости оправок в среднем в 1,4 раза [12]. Однако при повышенном времени контакта оправки с горячей сталью (более 10 с) ее носок разогревается до температур, близких к температуре деформируемой стали, и нормальные напряжения возрастают до 1000 МПа [3]. При этом происходит разрушение оксидного слоя, активизируются процессы адгезионного взаимодействия между металлом оправки и металлом трубной заготовки и возможно их сваривание [4, 8].

Известны способы создания защитных покрытий напылением на поверхность носков оправок никелевых сплавов [14]. Такая технология хотя и позволяет повысить износостойкость оправок в среднем в 1,5 раза по сравнению с ненапыленным инструментом, но оказывается малоэффективной в случаях деформирования заготовок из углеродистых и легированных сталей.

В работах [3, 9] показана прямая зависимость стойкости прошивных оправок от активности адгезионного взаимодействия с деформируемым металлом, а также от способности их носков сопротивляться пластической деформации при высоких температурах.

В качестве критерия, характеризующего активность адгезионных процессов, иногда применяют значение углеродного эквивалента для инструментальной стали $C_{экв}$ [9]. Использование стали 40Х5МФС с повышенным значением $C_{экв} = 1{,}8$, из которой изготовляли носок и приваривали его к оправке (сталь 40ХГ2Ф), позволило, по данным авторов [9], в 2–3 раза увеличить износостойкость инструмента при деформировании литых заготовок из стали 32Г2А. Сваривания носка с прокатываемым металлом при этом не происходило.

Максимально повысить стойкость носков оправок к пластической деформации можно с использованием технологических процессов их наплавки жаропрочными сплавами на основе никеля ХН65МВ, Х20Н60М15В4, 15ХН55В4М17К2 [15]. Наплавку носков оправок проводят ванно-дуговым [16] или электрошлаковым (ЭШН) [17] способами в водоохлаждаемых кристаллизаторах.

Стабильный электрошлаковый процесс и высококачественный наплавленный металл реализуются способом ЭШН в токоподводящем кристаллизаторе. Таким способом (рис. 2) авторы [17] наплавляли сплав

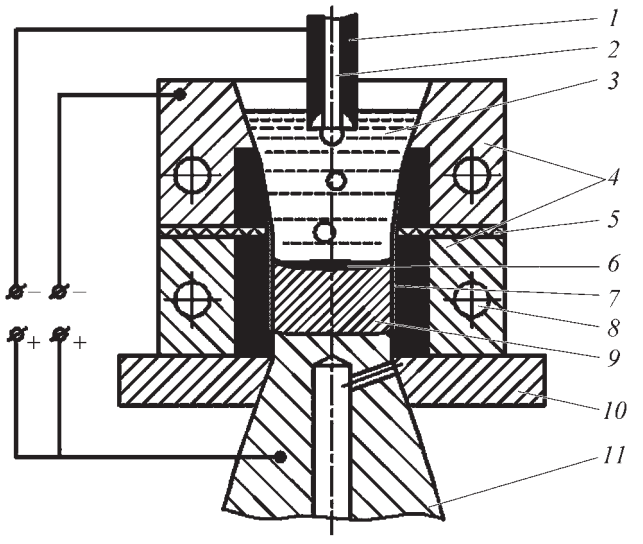


Рис. 2. Схема ЭШН носков оправок:
1 – неплавящийся электрод; *2* – порошковая проволока; *3* – шлаковый расплав; *4* – секции кристаллизатора; *5* – изоляционная вставка; *6* – металлическая ванна; *7* – шлаковый гарнисаж; *8* – каналы для жидкостного охлаждения; *9* – жаропрочный наплавленный металл; *10* – основание; *11* – оправка

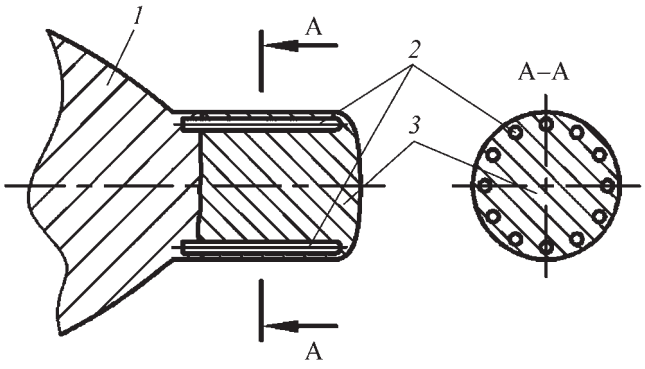


Рис. 3. Схема расположения волокон при изготовлении композиционного носка оправки:
1 – оправка (сталь 20ХН4ФА); *2* – вольфрамовые волокна; *3* – наплавленный металл "Хастеллой-С"

на никелевой основе (200ХН70М4Б2) на торцы оправок, изготовленных из стали 20ХН4ФА. Показано [18], что в переходной зоне между наплавленным и основным металлами отсутствуют опасные кристаллизационные и диффузионные прослойки, а оправки обладают повышенными эксплуатационными свойствами. Их стойкость возросла в 2–2,5 раза по сравнению со штатным инструментом.

Одним из эффективных способов упрочнения носка оправки является формирование в нем в процессе ЭШН волокнистого композиционного материала (ВКМ), в котором высокопрочные волокна располагаются в периферийной зоне носка [19–21] (рис. 3). В качестве матрицы композита использованы сплавы 15ХН55В4М17К2 ("Хастеллой-С") и 200ХН70М4Б2, волокна изготовляли из вольфрамовой проволоки марки МВ50-1А диаметром 2 мм. Износостойкость оправок с наплавленным композиционным носком повысилась в 1,5–2 раза по сравнению с оправками, носок которых изготовлен электрошлаковой наплавкой сплавом "Хастеллой-С".

Для изготовления носков оправок можно применять также сплавы на основе ниобия или молибдена, содержащие % мас.: 10 W; 2,5 Zr и 0,5 Ti; 0,08 Zr соответственно [22, 23]; и – керамические материалы [24].

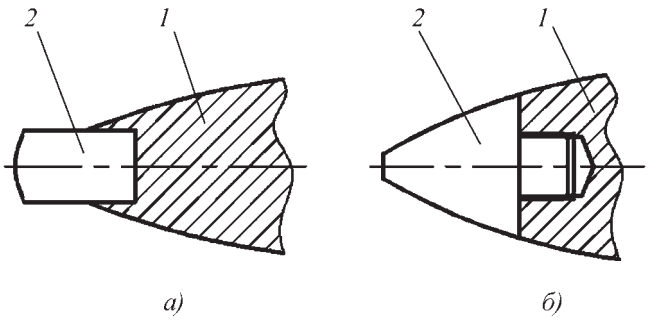


Рис. 4. Схема оправок со сменными носками из жаропрочных сплавов:
1 – оправка; *2* – носок оправки

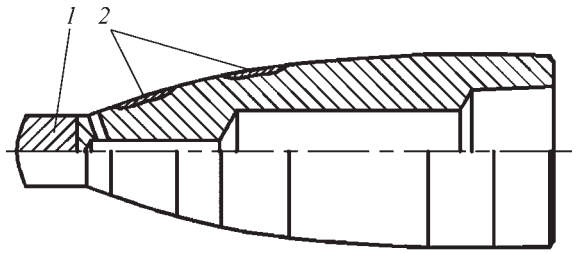


Рис. 5. Схема водоохлаждаемой оправки, упрочненной плазменно-порошковым способом:
1 – носок, наплавленный ЭШН; *2* – валики металла, наплавленные плазменно-порошковым способом

При этом в качестве основного металла оправки используют низколегированные хромоникелевые стали, а носок запрессовывают в паз, выполненный в торце оправки [23] (рис. 4, *а*) или крепят его к оправке с помощью резьбового соединения [24] (рис. 4, *б*). Преимуществом рассмотренного способа упрочнения является возможность заменять изнашивающиеся части оправки в процессе эксплуатации.

Не только повысить износостойкость инструмента, но и улучшить качество внутренней поверхности стальных гильз можно с применением комбинированной технологии наплавки оправок, заключающейся в ЭШН их носков и плазменно-порошковой наплавке наиболее нагруженных участков раскатной поверхности (рис. 5) [25]. Особенность такого технологического процесса состоит в том, что упрочняют лишь часть раскатной поверхности оправки, наплавляя два кольцевых валика. В этом случае обеспечивается повышение стойкости в 1,5–1,7 раза по сравнению со стойкостью инструмента, у которого только носок наплавлен сплавом "Хастеллой-С".

Авторы другой комбинированной технологии [26] наплавляли носок ЭШН жаропрочным сплавом 200ХН70М4Б2, а раскатную поверхность – дуговой наплавкой колеблющимся электродом дисперсионно-твердеющим сплавом 200Х28М7Н2. Показано (рис. 6), что наплавка только сферического участка (около 1/3 части раскатной поверхности), а также и наплавка всей раскатной поверхности оправки отдельными кольцевыми валиками приводят в процессе работы к неравномерной пластической деформации ее поверхности. В этом случае наряду с 1,5–2,0-кратным приростом стойкости оправок по мере их износа снижается качество внутренней поверхности прокатанных заготовок.

Лазерно-порошковая наплавка [27, 28] позволяет формировать композиционный наплавленный металл, содержащий дисперсные карбиды тугоплавких металлов. Толщина композиционного слоя металла изменяется в соответствии с распределением напряжений по длине раскатной поверхности оправки (рис. 7, *а*). По результатам натурных испытаний наплавленных таким способом неохлаждаемых оправок,

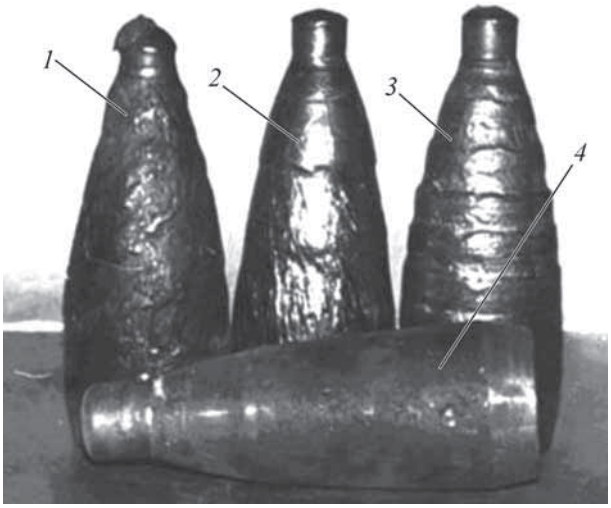


Рис. 6. Вид изношенных водоохлаждаемых оправок:
1 – штатная оправка из стали 20ХН4ФА; *2* – оправка с наплавленными носком и сферической частью раскатной поверхности; *3* – оправка с наплавленным носком и отдельными кольцевыми валиками наплавленного металла на раскатной поверхности; *4* – новая оправка с наплавленным ЭШН носком

изготовленных из стали 40ХНМА, получено 2,5–3-кратное повышение их износостойкости при прошивке заготовок из стали Р18 и Р6М5 [27], а при наплавке водоохлаждаемого инструмента (рис. 7, *б*) стойкость его повышается в среднем в 4 раза [28].

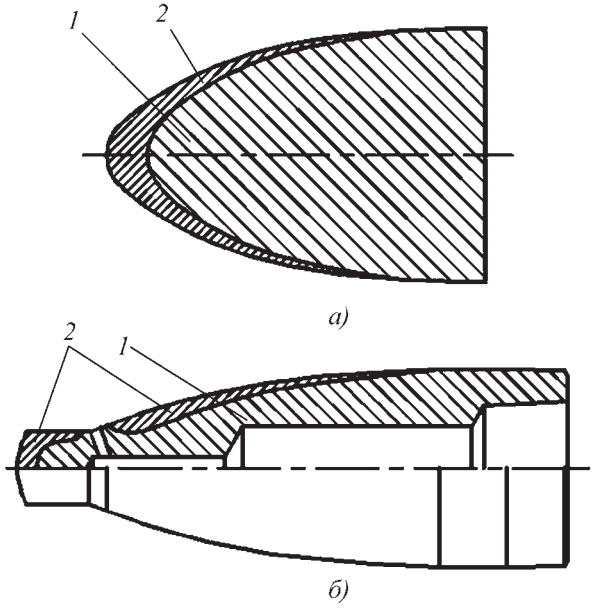


Рис. 7. Схема оправок сплошного сечения (*а*) и полых водоохлаждаемых (*б*) наплавленных лазерно-порошковым способом:
1 – оправка; *2* – наплавленный композиционный слой металла

Выводы

1. В условиях современного производства высокая износостойкость прошивных оправок может быть достигнута на основе выбора оптимальных режимов прокатки, а также применения эффективных способов упрочнения их тяжелонагруженных участков.

2. Наплавка носков оправок жаропрочными сплавами, а также формирование на раскатной поверхности термостойкого наплавленного металла обеспечивает значительное повышение износостойкости инструмента.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Вавилкин Н.М., Бухмиров В.В.** Прошивная оправка. М.: МИСиС, 2000. 128 с.

2. **Особенности** износа водоохлаждаемых оправок при прошивке легированных сталей / Н.М. Вавилкин, В.С. Гончаров, Д.В. Бодров, С.В. Липнягов // Известия вузов. Черная металлургия. 2009. № 7. С. 37–40.

3. **Потапов И.Н., Коликов А.П., Друян В.М.** Теория трубного производства. М.: Металлургия, 1991. 305 с.

4. **Касьян В.Х., Мазур С.В.** Влияние температурно-силовых условий деформации на стойкость прошивных оправок // Металлургическая и горно-рудная промышленность. 2003. № 2. С. 57–61.

5. **Чикалов С.Г., Фадеев А.П., Коликов А.П.** Исследование работы технологического инструмента непрерывного стана ТПА 159-426 // Сталь. 1999. № 3. С. 38–44.

6. **Толмачев В.С., Степанов А.И., Губин Ю.Г.** Освоение прошивки гильз на стане конструкции ЭЗТМ // Сталь. 2009. № 7. С. 56–58.

7. **Рахманов С.Р., Данченко В.Н.** Калибровка оправок и оптимизация очага деформации прошивного стана // Сталь. 2009. № 6. С. 53–55.

8. **Повышение** стойкости оправок стана пресс-валковой прошивки на ТПА 159-426 / А.П. Чучвага, Б.М. Фискин, В.В. Фролочкин, Л.А. Баландина // Сталь. 2000. № 2. С. 51–52.

9. **Романцев Б.А., Матыко О.К.** Повышение износостойкости оправок прошивного стана // Известия вузов. Черная металлургия. 2008. № 8. С. 16–19.

10. **Хавкин Г.О., Бродский В.М., Лисовая Г.В.** Сравнительная характеристика водоохлаждаемых оправок прошивного стана, изготовленных различными способами // Сталь. 2004. № 8. С. 60–62.

11. **Шапиро И.А., Хавкин Г.О., Бродский В.М.** Повышение эффективности использования оправок прошивных станов // Сталь. 2009. № 9. С. 75–76.

12. **Применение** оправок из стали типа 20ХН8Л для прошивки заготовок из коррозионно-стойких сталей / М.В. Белошапко, Т.Г. Даничек, И.Ю. Коробочкин, П.Д. Мавродий, Г.В. Нестерова // Сталь. 1980. № 12. С. 1088–1089.

13. **Высокотемпературное** оксидирование оправок прошивного стана / С.И. Македонов, Р.В. Ермакова, В.М. Козлов, В.Н. Данченко, Р.Е. Уварова // Сталь. 1989. № 11. С. 68–70.

14. **Бродский У.И., Порохня Г.П., Маламуд А.М.** Металлизация носков оправок прошивных станов // Металлург. 1972. № 11. С. 30.

15. **Фартушный Н.И., Романцев Б.А., Кузнецов Е.В.** Повышение стойкости инструмента прошивного стана // Трубное производство. 2007. № 6. С. 22–25.

16. **Бондарчук Н.А., Патока А.И., Маркин Ю.В.** Применение проволоки типа ЭП567 для наплавки оправок прошивного стена // Теоретические и технологические основы наплавки. Наплавочные материалы. Киев: ИЭС им. Е.О. Патона, 1978. С. 104–106.

17. **Соколов Г.Н., Михеев А.Н., Павлов А.А.** Электрошлаковая наплавка в секционном кристаллизаторе торцев оправок трубопрошивного стана // Сварочное производство. 2002. № 6. С. 31–34.

18. **Соколов Г.Н.** Структура и свойства переходной зоны между наплавленным инструментальным металлом и конструкционной сталью // Упрочняющие технологии и покрытия. 2005. № 12. С. 46–50.

19. **А.с. 1487259, В 21 В 25/00.** Способ изготовления оправок / Г.Н. Соколов, С.В. Товкес, А.П. Чучвага. Опубл. 20.12.2002.

20. **Соколов Г.Н., Зорин И.В., Цурихин С.Н.** Технология ЭШН оправок трубопрокатного агрегата // Сварщик. 2004. № 1. С. 15.

21. **Соколов Г.Н., Маркин Б.В., Чучвага А.П.** Совершенствование работоспособности наплавленных оправок трубопрошивного стана // Повышение долговечности и работоспособности наплавленных деталей: сб. науч. тр. Республ. семинара. Киев: ИЭС им. Е.О. Патона. 1989. С. 41–43.

22. **Pat. 10024246 DE, B 21 B 25/00.** Lochdorn zum Schragwalzen von metallischen Hohlkorpern auf Schragwalzwerken / T. Leisten, F. Salomon. Publ. 22.11.2001.

23. **Pat. 1593441 EP, B 21 B 19/04, 25/00.** Seamless metal tube producing method / Nakaike Hirotsugu, Shimoda Kazuhiro, Yamakawa Tomio, Anraku Toshiro. Publ. 22.11.2001.

24. **Pat. 6202463 US, B 21 B 17/10, 19/04.** Plug and mandrel bar for seamless steel pipe rolling operation for manufacturing seamless steel pipe / Yorifuji Akira, Toyooka Takaaki, Kanayama Taro. Publ. 22.11.2001.

25. **А.с. 1532107, В 21 В 25/00.** Оправка прошивного трубопрокатного стана / Г.А. Поздеев, В.К. Цебратенко, Б.А. Резниченко, Н.А. Бондарчук, А.Т. Николайченко, Н.Д. Подобный. Опубл. 30.12.1989.

26. **Соколов Г.Н., Лысак В.И.** Наплавка износостойких сплавов на прессовые штампы и инструмент для горячего деформирования сталей. Волгоград: РПК "Политехник", 2005. 284 с.

27. **А.с. 1340843, В 21 В 25/00.** Оправка прошивного стана / К.В. Барабадзе, А.Н. Веремеевич, В.М. Друян, И.А. Иванов, Г.В. Кашакашвили, М.Н. Крянина, К.Ф. Миленный, В.П. Полухин, Б.А. Романцев, О.В. Слесарев. Опубл. 30.09.1987.

28. **А.с. 1491596, В 21 В 25/00.** Водоохлаждаемая оправка прошивного стана / К.Ф. Миленный, Б.А. Романцев, К.В. Барабадзе, А.Н. Веремеевич, В.П. Полухин, М.Н. Крянина, Р.Э. Ломидзе. Опубл. 07.07.1989.

Геннадий Николаевич Соколов, д-р техн. наук,
GNSokolov@yandex.ru;
Вадим Борисович Литвиненко-Арьков, аспирант;
Владимир Ильич Лысак, д-р техн. наук

СПРАВОЧНИК СВАРЩИКА

О.Г. Быковский, В.Р. Петренко, В.В. Пешков

2011. – 336 с. ISBN 978-5-94275-557-7

Цена 500 р.

В справочнике систематизирована информация о свариваемости сплавов на железной основе, технических возможностях известных электродных материалов и способов электрической и газовой сварки, наплавки и напыления сталей и сплавов. Приведены параметры, режимы этих технологических процессов, технические характеристики современного оборудования для ручных и механизированных способов сварки, резки, наплавки и напыления при изготовлении металлоконструкций.

Рассчитан на специалистов, работающих в области сборочно-сварочного производства, будет полезен студентам, обучающимся по специальности "Оборудование и технология сварочного производства" в учебных заведениях всех уровней аккредитации и рабочим-сварщикам.

107076, г. Москва, Стромынский пер., 4; факс: (499) 269-48-97; e-mail: realiz@mashin.ru
Дополнительную информацию можно получить по телефонам: (499) 269-66-00, 269-52-98.
WWW.MASHIN.RU

УДК 621.735:519.673

А.В. Власов, А.Я. Дмитриева *(Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана)*

Методика определения механических свойств изделия после холодной радиальной ковки в программном комплексе DEFORM3D

Объектом исследования является технологический процесс упрочнения радиальной ковкой спеченного некомпактного материала. Создана модель процесса радиальной ковки для программного комплекса DEFORM3D. Разработана подпрограмма прогнозирования поврежденности материала в процессе радиальной ковки на основе обработки результатов математического моделирования. Предложена методика прогнозирования механических свойств (прочность и пластичность) материала после радиальной ковки. Произведено сравнение результатов прогнозирования с натурным экспериментом.

The object of research is the technological process of the hardening of sintered material by the radial forging. The model of radial forging is made for the software system DEFORM3D. Routine prediction of damage of the material in the process of radial forging and the technique of predicting the mechanical properties (ultimate strength and extension strain) is developed. Comparison between predicted results and natural experiments is made.

Ключевые слова: радиальная ковка; моделирование; метод конечных элементов; ресурс пластичности; прогнозирование; предел прочности; относительное удлинение.

Keywords: radial forging; numerical simulation; finite element method; resourse of plasticity; prediction; ultimate strength; extension strain.

Постановка задачи. На современном этапе развития теории и технологии обработки давлением пока не решена задача прогнозирования свойств материала после его пластической деформации. Современные методы расчета [1], основанные на конечно-элементном моделировании, позволяют определить напряженно-деформированное состояние изделия в произвольный момент технологического процесса в любой материальной точке, но не дают ответа на вопрос, какова будет прочность и пластичность материала после его обработки давлением. Решение этой задачи особенно актуально для технологических процессов, предназначенных для улучшения механических свойств исходного материала.

В настоящей статье рассмотрен технологический процесс упрочнения радиальной ковкой в холодном состоянии композиционного сплава, полученного жидкофазным спеканием. Процесс радиальной ковки за счет сложного пути нагружения в сочетании с наиболее благоприятной схемой напряженного состояния (всестороннее неравномерное сжатие) позволяет накопить большие пластические деформации без разрушения материала.

Механические свойства материала после радиальной ковки зависят от технологических режимов процесса (продольная подача, степень деформации, угол поворота между ударами бойков), определяемых машиной, и параметров инструмента (геометрические размеры бойков и их форма). Для того чтобы оценивать эффективность различных вариантов, не прибегая к натурному эксперименту, при котором оценить параметры бойков практически невозможно, необходимо уметь прогнозировать механические свойства полученного изделия.

С этой целью была разработана математическая модель процесса в программном комплексе DEFORM3D, создана подпрограмма, позволяющая прогнозировать степень использования ресурса пластичности и разработана методика прогнозирования прочностных (предел прочности) и пластических (относительное удлинение) свойств материала после радиальной ковки. Точность расчетов, проведенных на основе разработанной методики, проверена натурным экспериментом.

Математическая модель. Радиальная ковка осуществляется на радиально-ковочных (обжимных) маши-

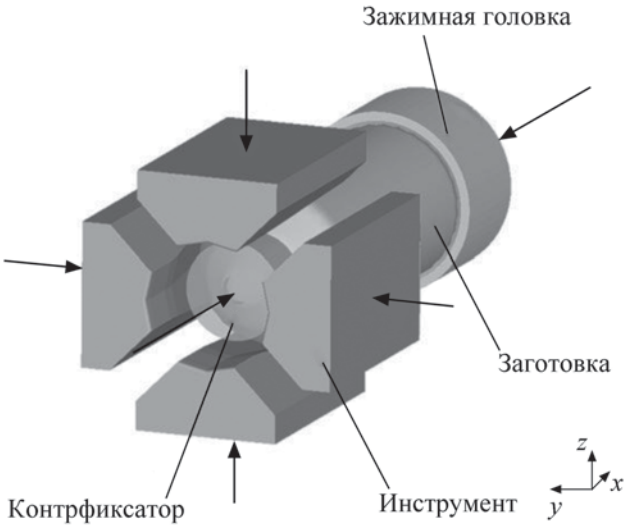


Рис. 1. Схема действия сил при радиальной ковке

нах. Деформация заготовки осуществляется в результате одновременного действия четырех бойков в радиальном направлении (рис. 1).

В результате исходная заготовка уменьшается в поперечном сечении и увеличивает свою длину [2].

В процессе деформирования механизм зажимной головки осуществляет продольное перемещение и непрерывный поворот вокруг своей оси заготовки. При деформировании помимо радиальных сил также возникают продольные силы, которые упруго деформируют механизм продольного перемещения, имеющий значительную податливость. Механизм поворота спроектирован таким образом, что в процессе силового воздействия бойков на заготовку происходит его проскальзывание, т.е. непосредственно в процессе деформации вращения заготовки не происходит.

Механизм контрфиксатора создает силу, противодействующую продольной подаче заготовки. За счет этого осуществляется продольное зажатие заготовки, и создаются дополнительные сжимающие напряжения в очаге пластической деформации.

Математическая модель процесса радиальной ковки создана в программном комплексе DEFORM3D [3], предназначенном для конечно-элементного моделирования больших пластических деформаций. Для создания модели приняты следующие допущения:

– материал рассматривается как компактный, поскольку жидкофазное спекание позволяет достичь относительной плотности 99 %;

– упругими деформациями материала в процессе ковки пренебрегаем, принимая жестко-пластическую модель материала с нелинейным деформационным упрочнением;

– процессами деформационного разогрева и теплообмена с окружающей средой пренебрегаем;

– трение между материалом и заготовкой по модели Прандтля-Зибеля с фактором трения 0,25;

– бойки во время рабочего хода движутся навстречу друг другу с постоянной скоростью. Процессами, происходящими за время хода приближения, пренебрегаем;

– влияние контрфиксатора учитываем действием постоянной силы поджатия, приложенной к абсолютно жесткому элементу, находящемуся в постоянном контакте с заготовкой;

– зажимная головка представлена в виде подпружиненного абсолютно-жесткого элемента, находящегося в постоянном контакте с заготовкой. Жесткость упругой связи рассчитана как жесткость привода зажимной головки;

– возможностью проскальзывания заготовки в продольном и угловом перемещениях в начале и конце рабочего хода бойков пренебрегаем;

– между двумя ударами заготовка подается дискретно на величину продольной и угловой подачи;

– продольная подача моделируется методом обращенного движения в результате синхронного продольного перемещения бойков между ударами на величину хода подачи в сторону, противоположную направлению подачи;

– угловая подача моделируется поворотом заготовки как жесткого целого на угол поворота зажимной головки за один ход бойка.

Заготовка в исходном состоянии разбита на 45000 конечных элементов со средней стороной, равной 2 мм (100 элементов по окружности внешней поверхности заготовки). В процессе расчета проводилось адаптивное переразбиение элементов с искаженной формой. Моделировали 400 последовательных двойных ходов, что соответствовало выходу процесса на установившуюся стадию. На каждом двойном ходе процесс деформации разбивали на 10 шагов с приращением перемещения бойков 0,01 мм. Общее время расчета одного варианта составляло около 72 ч на компьютере с процессором Intel® Core™ i7 CPU 2.67 GHz 6 ГБ Память (RAM), 64-разрядная операционная система. Объем базы данных результатов для последующего расчета ресурса пластичности составлял около 60 GB.

Математическая модель в программном комплексе DEFORM3D основана на физических уравнениях связи напряженного и деформированного состояний Сен-Венана-Леви-Мизеса:

$$\sigma'_{ij} = \frac{3\overline{\sigma}}{2\dot{\overline{\varepsilon}}}\dot{\varepsilon}_{ij},$$

где $\dot{\varepsilon}_{ij}$ – компоненты тензора скоростей деформаций; $\dot{\overline{\varepsilon}}$ – интенсивность скоростей деформаций $\dot{\overline{\varepsilon}} = \sqrt{\frac{2}{3}\dot{\varepsilon}'_{ij}\dot{\varepsilon}'_{ij}}$, где $\dot{\varepsilon}'_{ij} = \dot{\varepsilon}_{ij} - \delta_{ij}\dot{\varepsilon}_m$ – компоненты девиатора скоростей деформаций; $\dot{\varepsilon}_m = \frac{1}{3}\dot{\varepsilon}_{ii}$ – средняя скорость деформации; интенсивность напряжений $\overline{\sigma}$ в соответствии с

условием пластичности Мизеса $\overline{\sigma}^2 = \frac{3}{2}\sigma'_{ij}\sigma'_{ij} = Y^2$, где Y – напряжение текучести материала при одноосном растяжении; $\sigma'_{ij} = \sigma_{ij} - \delta_{ij}\sigma_m$ – компоненты девиатора напряжений; δ_{ij} – символ Кронекера; $\sigma_m = \frac{1}{3}\sigma_{ii}$ – среднее напряжение.

Вместе с дифференциальными уравнениями равновесия $\sigma_{ij,\,i} = 0$ и континуальными соотношениями $\varepsilon'_{ij} = 0{,}5(\mathrm{v}_{i,j} + \mathrm{v}_{j,i})$, связывающими поле скоростей v с полем скоростей деформаций, физические уравнения составляют замкнутую систему, которая решается методом конечных элементов. Дискретизация объема основывается на известном вариационном соотношении [1], в котором последний интеграл является штрафной функцией, учитывающей закон постоянства объема при пластической деформации:

$$\int_V \overline{\sigma}\delta\dot{\overline{\varepsilon}}dV - \int_S p\delta\mathrm{v}dS + \int_V A\dot{\varepsilon}_V\,\delta\dot{\varepsilon}_V\,dV = 0,$$

где p – удельные внешние силы; V – скорости в проекции на направления внешних сил; $\dot{\varepsilon}_V = \dot{\varepsilon}_{ii}$ – скорость объемной деформации; A – большая константа. Для дискретизации объема применяют конечные элементы 1-го порядка.

С помощью разработанной математической модели можно определить напряженно-деформированное состояние в произвольный момент времени процесса ковки для любой материальной точки заготовки [4]. Постпроцессор комплекса DEFORM3D позволяет определить накопленные пластические деформации, что дает возможность прогнозировать прочностные свойства полученного изделия.

В то же время для прогнозирования пластических свойств материала необходимо знать накопленную поврежденность материала (степень использования ресурса пластичности), которую нельзя получить непосредственно в постпроцессоре. Эта величина (накопленная поврежденность или степень использования ресурса пластичности) может быть получена обработкой данных конечно-элементного моделирования.

В настоящее время не существует общепризнанной методики прогнозирования разрушения металлов при больших пластических деформациях. Большинство критериев, которые предлагаются различными исследователями, носят феноменологический характер.

При рассмотрении работ отечественных ученых (Г.А. Смирнов-Аляев, В.Л. Колмогоров, В.А. Огородников, Г.Д. Дель, А.А. Богатов и др. [5–7]) можно сделать вывод, что накопленная деформация в момент разрушения при монотонном деформировании в максимальной степени зависит от отношения среднего напряжения к интенсивности напряжений. Графически такая зависимость отображается диаграммой пластичности, которая является характеристикой материала и для большинства материалов нелинейна.

В диаграмме пластичности по оси абсцисс откладывают коэффициент жесткости напряженного состояния η, впервые предложенный В.А. Бабичковым, а по оси ординат – накопленную пластическую деформацию в момент разрушения $\overline{\varepsilon}_0$ (предельную деформацию), определяемую из опытов при постоянном η:

$$\eta = \frac{3\sigma_m}{\overline{\sigma}};$$

$$\overline{\varepsilon}_0 = \int_0^{t_\mathrm{p}} \dot{\overline{\varepsilon}}dt\Bigg|_{\eta=\mathrm{const}} = \int_l d\overline{\varepsilon}^{\,p}\Bigg|_{\eta=\mathrm{const}},$$

t_p – момент времени наступления разрушения; l – длина образца в момент разрушения; $\overline{\varepsilon}^{\,p}$ – пластическая деформация.

Из диаграмм пластичности различных материалов следует, что с уменьшением жесткости напряженного состояния пластичность материала, оцениваемая предельной деформацией до разрушения, возрастает.

Основные постулаты деформационных теорий разрушения следующие:

- процесс пластической деформации сопровождается одновременным протеканием двух процессов: накопление повреждений (микротрещин) и их залечивание;
- моментом разрушения считается появление макротрещины, видимой невооруженным глазом;
- предполагается существование при простом нагружении предельной накопленной деформации $\overline{\varepsilon}_0$, при достижении которой наблюдается образование макротрещины;
- предельная деформация зависит от схемы напряженного состояния $\overline{\varepsilon}_0 = \overline{\varepsilon}_0(\eta)$.

Зависимость $\overline{\varepsilon}_0 = \overline{\varepsilon}_0(\eta)$ называют диаграммой пластичности. Диаграмма пластичности является характеристикой материала и определяется экспериментально.

В настоящей работе используется тензорный деформационный критерий Деля [6]. Г.Д. Дель предположил, что накопление повреждений анизотропно и зависит от кривизны траектории деформаций в пространстве деформаций. Степень поврежденности в пространственных направлениях определяется тензором повреждений ψ, компоненты которого определяют по формуле

$$\psi_{ij} = \int_0^{\overline{\varepsilon}_t} F(\overline{\varepsilon}_t,\,\eta)\beta_{ij}d\overline{\varepsilon}, \qquad (1)$$

где $\overline{\varepsilon}_t = \int d\overline{\varepsilon}$ – накопленная деформация к моменту времени t.

Функция $F(\overline{\varepsilon}_t,\,\eta)$ согласно [6] имеет вид:

$$F(\overline{\varepsilon}_t,\,\eta) = \frac{1-\alpha}{\overline{\varepsilon}_0(\eta)} + \frac{2\alpha\overline{\varepsilon}_t}{\overline{\varepsilon}_0^2(\eta)}, \qquad (2)$$

где α – коэффициент, отражающий нелинейность накопления повреждений. Значение $\alpha = 0$ соответствует гипотезе линейного накопления повреждений. Г.Д. Дель на основании проведенных им опытов рекомендует $\alpha = 0{,}5$.

В формуле (1) $\beta_{ij} = \sqrt{\frac{2}{3}}\frac{\dot{\varepsilon}_{ij}}{\dot{\varepsilon}}$ – компоненты направляющего тензора скоростей деформаций (постоянны при простом нагружении).

Условием появления макротрещины (условие разрушения) является равенство единице модуля тензора повреждений:

$$\psi = \sqrt{\psi_{ij}\psi_{ij}} = 1. \qquad (3)$$

Вычисление поврежденности по приведенным выше критериям требует знания напряженно-деформированного состояния в произвольный момент времени деформирования. Программный комплекс DEFORM предоставляет возможность создания подпрограмм пользователя, позволяющих обрабатывать результаты моделирования. Для создания подпрограмм пользователя необходимо написать подпрограммы на языке FORTRAN с использованием среды разработки AbsoftFortran9.0.

Исходными данными для работы подпрограммы [8] является база данных результатов расчета и файл исходных данных.

Файл исходных данных является текстовым, доступен для редактирования пользователем и содержит следующую информацию:

– коэффициенты аппроксимации диаграммы пластичности экспоненциальной функцией;

– коэффициент α, отражающий нелинейность накопления повреждений;

– сведения о повороте заготовки как жесткого целого между операциями.

Подпрограмма рассчитывает степень поврежденности по критерию Деля, а также показатель жесткости напряженного состояния η и параметр напряженного состояния Лоде-Надаи μ_σ.

При вычислении степени поврежденности по критерию Деля интегрирование осуществляли методом трапеций.

Отличительной особенностью ковки на радиально-ковочной машине является поворот заготовки как жесткого целого между циклами обжатия. Для адекватного анализа поврежденности по Делю в этом случае необходимо преобразовать тензор поврежденности при таком повороте по известной зависимости:

$$Y_{i',j'} = n_{i',j} n_{j',i} Y_{i,j},$$

где $Y_{i',j'}$, $Y_{i,j}$ – компоненты тензора поврежденности соответственно в новой и старой системе координат; $n_{i',j}$ – направляющие косинусы новой системы координат относительно старой; $i, j = x, y, z$.

Тестирование подпрограммы проводили для операции протяжки бруска с квадрата на квадрат на плоских бойках с кантовкой заготовки на 90° вокруг оси x после каждого обжатия. Данная операция в отличие от радиальной ковки допускает аналитическое решение, что позволяет провести верификацию предлагаемой методики. Аналитический расчет такой операции приведен в учебном пособии Н.А. Шестакова [9], в котором была применена среда MathCAD.

Для проверки адекватности работы разработанной подпрограммы данная операция была промоделирована с использованием метода конечных элементов и обработана разработанной подпрограммой для расчета поврежденности. Полученные в результате моделирования результаты совпадают с аналитическими расчетами с ошибкой до 2 %.

Методика прогнозирования механических свойств материала по результатам конечно-элементного моделирования процесса радиальной ковки. Методика предназначена для прогнозирования предела прочности (временного сопротивления) материала $\sigma_в$ и относительного удлинения при разрыве δ и состоит из нескольких этапов:

1. Предварительный эксперимент по определению исходных свойств заготовки и построения реологической модели.

2. Виртуальный эксперимент процесса радиальной ковки для определения накопленной пластической деформации и остаточного ресурса пластичности (остаточный ресурс пластичности определяется вычитанием из единицы степени поврежденности).

3. Виртуальный эксперимент на растяжение для определения предела прочности и относительного удлинения при растяжении деформированного материала.

В случае если необходимые для расчета кривая упрочнения и диаграмма пластичности известны из технической литературы, то предварительный эксперимент можно не проводить. Для сплава, применяемого в дальнейшем натурном эксперименте, таких данных обнаружить не удалось, поэтому кривая упрочнения и диаграмма пластичности были построены на основании опытов на растяжение и сжатие.

Второй этап осуществляли с использованием математической модели, приведенной выше, используя для обработки данных следующую последовательность:

1. Выполнение моделирования процесса ковки до достижения установившейся стадии.

2. Постпроцессорная обработка результатов моделирования с помощью разработанной подпрограммы анализа поврежденности.

3. Построение распределения накопленных деформаций и поврежденности в продольном сечении детали и определение момента начала установившейся стадии ковки на продольной оси.

4. Построение распределения накопленных деформаций и поврежденности в поперечном сечении на

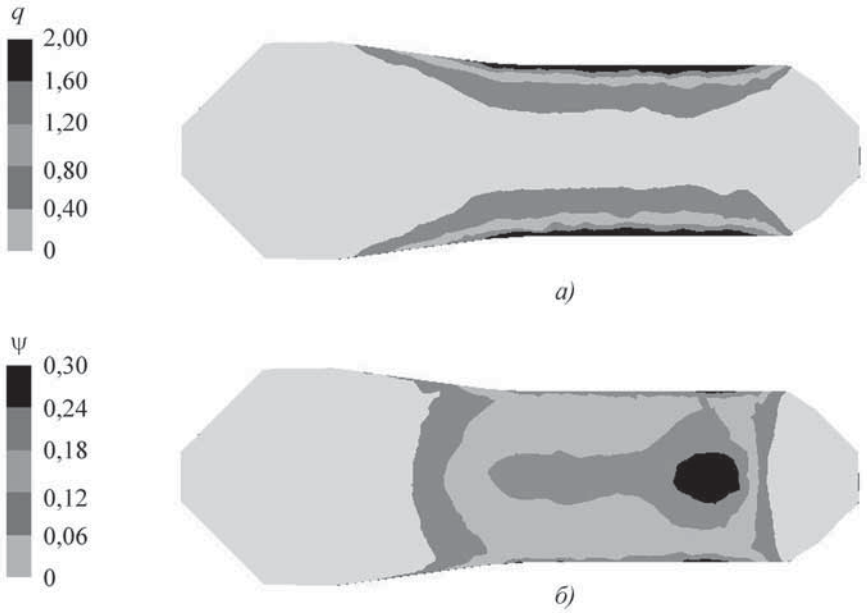


Рис. 2. Распределение накопленной деформации q (*а*) и степени использования ресурса пластичности (поврежденности) по Делю ψ (*б*) в продольном сечении

установившейся стадии и определение поврежденности и накопленных деформаций на половине радиуса готовой детали с усреднением результатов в точках на одном диаметре.

Верификацию методики проводили для бойков, имеющих ромбическую форму с углом раствора 155°.

На рис. 2 приведено распределение накопленных деформаций и поврежденности в продольном сечении заготовки на установившейся стадии процесса. Анализ результатов показал, что на начальной стадии процесса наблюдаются повышенные значения степени использования ресурса пластичности в центральной части изделия.

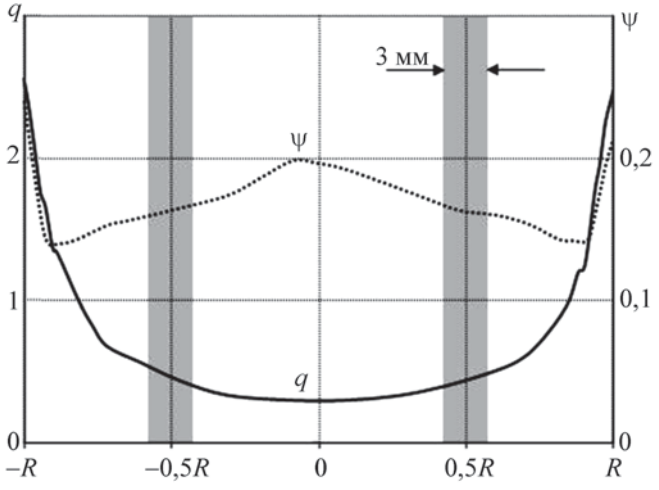


Рис. 3. Изменение накопленной деформации q и поврежденности ψ в поперечном сечении

В выбранном поперечном сечении на установившейся стадии определили распределение накопленной деформации и поврежденность (рис. 3). При обработке результатов моделирования определены значения накопленных деформаций и поврежденности в восьми виртуальных образцах диаметром $d_0 = 3$ мм, ось которых расположена на расстоянии $0{,}5R$ (R – радиус заготовки) от оси изделия. Такой выбор виртуальных образцов обусловлен тем, что в натурном эксперименте свойства материала определяли с помощью опытов на растяжение гладких цилиндрических образцов диаметром 3 мм, вырезанных из готовой детали так, что их ось параллельна продольной оси изделия и расположена на расстоянии $0{,}5R$ изделия относительно его продольной оси.

Расчеты показали (табл. 1), что измеряемые величины распределены по сечению неравномерно: максимум и минимум каждой из величин расположены на внутренней и внешней границах виртуальных образцов. Наиболее существенно по сечению изменяется накопленная деформация. При виртуальном эксперименте технически очень сложно в качестве исходных данных задать такое неравномерное распределение параметров по сечению в начальный момент. Поэтому при виртуальном опыте на растяжение начальную деформацию образца задавали одинаковой по всему объему.

По результатам моделирования определили прогнозируемое значение накопленной деформации $\tilde{\tilde{\varepsilon}}_k = 0{,}522$ и прогнозируемое значение поврежденности $\tilde{\psi}_k = 0{,}171$. В качестве прогнозируемых выбираем максимальные средние значения из табл. 1, поскольку разрушение при растяжении в натурном эксперименте будет соответствовать наихудшему сочетанию свойств. Тогда остаточный ресурс пластичности материала:

$$\tilde{\psi}_p = 1 - \tilde{\psi}_k = 1 - 0{,}171 = 0{,}829.$$

На последнем этапе реализации методики выполняется виртуальный эксперимент на растяжение образцов, фиктивно вырезанных из готовой детали. Образец имеет форму и размеры, идентичные используемым в натурном опыте на растяжение.

В соответствии с теорией "единой кривой" кривую упрочнения материала считаем такой же, как и при моделировании процесса ковки. В качестве исходных данных для моделирования задаем начальную деформацию материала образца равной прогнозу накопленной деформации после ковки в интересующем нас сечении $\tilde{\tilde{\varepsilon}}_k = 0{,}522$.

1. Результаты математического моделирования при верификации модели

Номер образца	Поврежденность			Накопленная деформация		
	0,5R+1,5 мм	0,5R	0,5R–1,5 мм	0,5R+1,5 мм	0,5R	0,5–1,5 мм
1	0,159	0,163	0,168	0,550	0,466	0,384
2	0,164	0,170	0,171	0,531	0,444	0,391
3	0,168	0,170	0,173	0,492	0,437	0,381
4	0,163	0,168	0,173	0,552	0,454	0,395
5	0,159	0,163	0,169	0,498	0,439	0,381
6	0,167	0,169	0,170	0,486	0,433	0,393
7	0,168	0,169	0,175	0,529	0,434	0,377
8	0,164	0,168	0,171	0,537	0,465	0,393
Среднее значение	0,164	0,168	0,171	0,522	0,447	0,387
Отклонение, %	–2	–	2	17	–	–13

С помощью разработанной подпрограммы определяем остаточный ресурс пластичности на каждом шаге интегрирования и фиксируем тот шаг, при котором эта величина достигает прогнозируемого значения $\tilde{\psi}_p = 0{,}829$. Длина образца для этого момента достигла $\tilde{L} = L_0 + \Delta\tilde{L} = 17{,}38$ мм (рис. 4), где $\Delta\tilde{L}$ – удлинение образца, равное перемещению инструмента, мм; $L_0 =$ = 15 мм – база испытаний, используемая в натурном опыте на растяжение. При этом шаге расчета происходит разрушение образца в натурном опыте на растяжение.

Тогда прогноз относительного удлинения в момент разрушения:

$$\tilde{\delta} = \frac{\Delta\tilde{L}}{L_0} \cdot 100\,\% = \frac{2{,}38}{15} \cdot 100\,\% = 15{,}9\,\%.$$

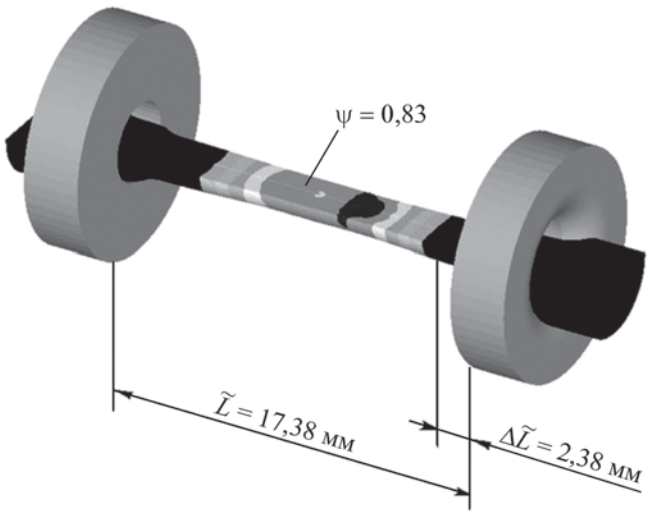


Рис. 4. Распределение поврежденности по Делю в момент разрыва при виртуальных испытаниях на растяжение

Прогноз предела прочности:

$$\tilde{\sigma}_в = \frac{P_{max}}{F_0} = 1477 \text{ МПа},$$

где P_{max} = 10,44 кН – максимальная сила, возникающая при виртуальном опыте; $F_0 = 0{,}25\pi d_0^2 =$ $= 7{,}0686$ мм^2 – начальная площадь поперечного сечения образца.

Прогнозируемые свойства сравнивали с результатами испытаний свойств материала (табл. 2), полученных после натурной ковки при тех же технологических режимах, форме и размерах инструмента, что и рассмотренное выше моделирование.

Отклонение прогнозируемых величин от результатов натурного эксперимента составляет:

по пределу прочности . . . . . +9,6 %;

по относительному удлинению . . +(6...32) %.

Большой разброс отклонений по прогнозу относительного удлинения может быть объяснен неточностью позиционирования вырезанных для опытов заготовок относительно центра образца, поскольку расчеты показали существенную неравномерность распределения свойств материала в сечении готовой детали. Это предположение подтверждает и существенный разброс относительных удлинений, полученных в опыте на растяжение в опытах. Если отбросить выпадающие значения, то ошибка прогнозирования относительного удлинения не превышает 10 %.

2. Свойства материала после ковки

Параметр	Номер образца			
	1	2	3	4
$\sigma_в$, МПа	1350	1350	1350	1350
δ, %	14,2	12	9,6	15

Заключение. Разработанная методика, базирующаяся на конечно-элементном моделировании технологического процесса с последующей обработкой результатов для определения ресурса пластичности (поврежденности) по критерию Г.Д. Деля, с достаточной точностью позволяет прогнозировать прочностные и пластические свойства материала после холодной радиальной ковки. Методику можно применять для прогнозирования свойств изделий при других технологических операциях холодной объемной штамповки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Kobayashi S., Oh S.I., Altan T.** Metal Forming and the Finite Element Method. Oxford University Press, 1989.

2. **Ковка** на радиально-обжимных машинах / В.А. Тюрин, В.А. Лазоркин, И.А. Поспелов и др. М.: Машиностроение, 1990. 256 с.

3. **DEFORM™ 3D** Version 6.1 User's Manual.

4. **Власов А.В., Дмитриева А.Я.** Определение оптимальных параметров технологического процесса радиальной ковки // Наука и образование: электронное научно-техническое издание. 2009. № 9. URL. http://tecnomag.edu.ru/doc/132181.html

5. **Колмогоров В.Л.** Механика обработки металлов давлением. Екатеринбург: Изд-во Уральского государственного техн. ун-та, 2001. 836 с.

6. **Дель Г.Д.** Пластичность деформированного материала // Физика и техника высоких давлений. 1983. № 11. С. 28–32.

7. **Огородников В.А.** Оценка деформируемости металлов при обработке давлением. Киев: Вища школа, 1983. 174 с.

8. **Власов А.В.** Расчет поврежденности металла при холодной радиальной ковке по результатам конечно-элементного моделирования в программе DEFORM3D // Состояние, проблемы и перспективы развития кузнечно-прессового машиностроения и обработки давлением: сборник докладов и материалов IX Конгресса "Кузнец-2009". Рязань, 2009. 317 с.

9. **Шестаков Н.А.** Расчеты процессов обработки металлов давлением. Решение задач энергетическим методом: учебное пособие. М.: МГИУ, 2008. 344 с.

Андрей Викторович Власов, д-р техн. наук;
Анастасия Яковлевна Дмитриева, аспирант,
firusi@mail.ru

УДК 621.73.042

А.Д. Хван *(Воронежский государственный технический университет)*

Повышение стойкости стали Р6М5 пластической деформацией в неизотермическом режиме

Приведено экспериментальное обоснование возможности пластического деформирования нагретых заготовок из стали Р6М5 в неизотермическом режиме при реализации технологии предварительно термомеханической обработки для повышения стойкости инструментов из указанной стали. Установлено, что повышение стойкости стали Р6М5 связано с уменьшением балла карбидной неоднородности в структуре металла.

The experimental substantiation of possibility of plastic deformation of warm preparations from steel R6M5 in anisothermic regime is resulted at realization of preliminary heat and machining treatment for increase of tools durability from the specified steel. It is established that increase of steel R6M5 durability is connected with reduction of carbide heterogeneity point in metal structure.

Ключевые слова: стойкость инструмента; неизотермический режим; относительная деформация; осадка; температура; структура; балл карбидной неоднородности; резцовая головка; коэффициент стойкости.

Keywords: durability of tool; anisothermic regime; relative deformation; upsetting; temperature; structure; point of carbide heterogeneity; cutter head; durability factor.

В инструментальной промышленности уделяется большое внимание повышению стойкости инструментальных сталей. Поэтому положительные результаты исследований по обоснованию различных способов улучшения эксплуатационных свойств широко применяемой при механической обработке инструментов стали Р6М5 будут востребованными производством.

В работе [1] отмечено, что пластическое деформирование нагретых до 900 °С заготовок в изотермическом режиме позволяет повысить стойкость инструментов ~1,7 раза по сравнению с инструментами, изготовленными по традиционной технологии (без предварительной пластической обработки). Однако данная технология *термомеханической обработки* (ТМО) требует дополнительных энергетических за-

трат на обеспечение постоянства температуры при обработке заготовки и приводит при этом к усложнению конструкции штампа, связанному с монтажом в последнем нагревательных элементов и соответствующей теплоизоляции.

В статье рассмотрена технология *предварительной* ТМО (ПТМО), предусматривающая пластическое деформирование нагретой до ~ 900 °С заготовки из стали Р6М5 в неизотермическом режиме и являющаяся более эффективной по сравнению с предложенной в работе [1] технологией из-за отсутствия указанных выше недостатков.

Для экспериментального обоснования предложенного варианта технологии ПТМО были выполнены следующие исследования.

Для технологических испытаний изготовляли образцы из исследуемой инструментальной стали с диаметром $d_0 = 20$ мм и высотой $H_0 = 40$ мм. При этом образцы разбивали на партии по температуре нагрева и подпартии (по 5 образцов) в целях пластического деформирования до относительных деформаций $\varepsilon =$ $= 0{,}10;\ 0{,}20;\ 0{,}30;\ 0{,}40;\ 0{,}50$.

Подпартии заготовок нагревали в муфельной печи до температур 773; 873; 973; 1073 и 1173 К с выдержкой в течение ~30 мин.

Пластическое деформирование нагретых заготовок осуществляли на гидравлическом прессе ГМС250 в штампе в неизотермическом режиме. Далее из осаженных заготовок изготовляли резцовую головку в соответствии с чертежом, представленным в [2].

При пластической осадке образца относительную деформацию на каждой ступени нагружения определяли по формуле

$$\varepsilon = \frac{H_0 - H}{H_0}, \qquad (1)$$

где H – текущая высота образца.

В соответствии с разработанным технологическим процессом деформированные образцы подвергали дорекристаллизационному отжигу, а затем механической обработкой изготовляли опытный режущий инструмент в виде резцовой головки. Инструмент проходил окончательную термическую обработку согласно новой технологии ПТМО и в соответствии с технологическими рекомендациями (Общемашиностроительные нормативы режимов резания для технического нормирования работ на металлорежущих станках. Ч. 1. М.: Машиностроение, 1967. № 1).

Испытания на износостойкость резцовых головок проводили методом однофакторного эксперимента. Применяемое оборудование – универсальный токарно-винторезный станок SV-18RA. Обрабатываемый материал – сталь 20 ($\sigma_в = 420$ МПа; $\sigma_т = 250$ МПа). Режимы резания: v = 18,8 мин; $t = 0{,}5$ мм; $s_0 = 0{,}1$ мм/об. Критерий затупления режущей головки – износ по задней грани резца $h_з$. Испытания осуществляли без охлаждения. Допуск на износ резца $h_з = 0{,}3$ мм принят согласно справочнику [3].

Процессы обработки металлов резанием характеризуются большим числом факторов, влияющих в разной степени и в разных направлениях друг на друга, на ход и конечный результат процесса. Применяемыми в настоящее время методами невозможно определить зависимости между геометрическими параметрами режущего инструмента во всех их сложных взаимосвязях. Обычно при исследованиях изменяют лишь ограниченное число параметров процесса, поддерживая все остальные факторы постоянными [4].

В данном исследовании в качестве варьируемого фактора рассматривается относительная деформация цилиндрической заготовки, которая в условиях ПТМО качественно изменяет структурное состояние стали Р6М5. Коэффициент относительной стойкости инструмента (резца) определяли по формуле

$$K_T = \frac{T}{T_0}, \qquad (2)$$

где T_0, T – стойкость заготовки соответственно без пластической обработки и при различных степенях относительной деформации ε.

Данные испытаний на стойкость приведены на рис. 1, из которого видно, что значительное повышение стойкости исследуемой стали начинается от температуры нагрева 973 К и при деформациях $\varepsilon =$ $= 0{,}3...0{,}5$. Максимальное увеличение стойкости соответствует температуре 1173 К при $\varepsilon \approx 0{,}44$ и составляет ~1,7 раза. Уменьшение стойкости стали до деформации $\varepsilon \approx 0{,}1$ при всех температурах нагрева можно объяснить наличием критической деформации $\varepsilon_{кр}$ [5], до которой происходит интенсивное увеличение размера зерна в структуре металла, приводящее к снижению характеристик прочности инструментальной стали.

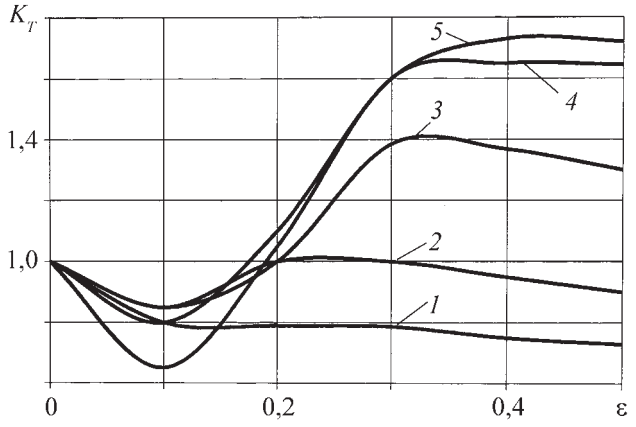


Рис. 1. Зависимости коэффициента K_T от относительной деформации ε при различных значениях температуры нагрева заготовок:
1 – 773 К; *2* – 873 К; *3* – 973 К; *4* – 1073 К; *5* – 1173 К

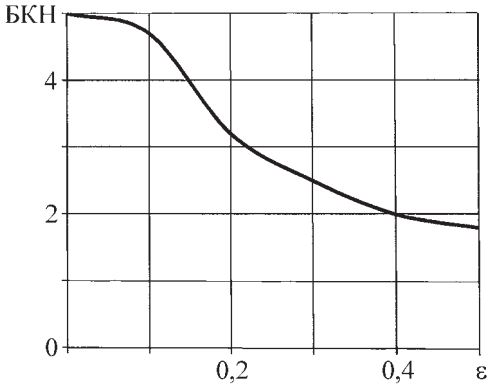


Рис. 2. Зависимость БКН от относительной деформации ε стали Р6М5

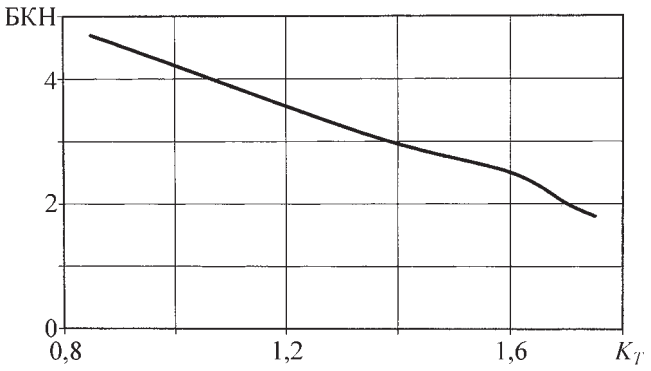


Рис. 3. Зависимость БКН от коэффициента K_T стали Р6М5

Повышение стойкости стали Р6М5 после пластической деформации заготовки в неизотермическом режиме можно объяснить уменьшением *балла карбидной неоднородности* (БКН).

Прокат инструментальной стали Р6М5 поставляется на предприятие в соответствии с ГОСТ 5950–73. Практика показала, что структура стали обладает определенной степенью несовершенства, что значительно снижает эксплуатационные характеристики инструментов. В связи с этим были приведены металлографические исследования по оценке БКН.

Исходную макроструктуру проката стали Р6М5 исследовали на металлографическом электронном микроскопе "NEOPHOT 30". Образцы микрошлифов изготовляли травлением поверхности в продольном направлении на половине радиуса 5%-ным раствором азотной кислоты в этиловом спирте.

Далее определяли балл карбидной неоднородности согласно требованиям ГОСТ 19265–73 с помощью просвечивающегося электронного микроскопа "NEOPHOT 30" при 500-кратном увеличении. После соответствующей обработки результатов исследования был получен график зависимости БКН от относительной деформации ε исследуемой стали (рис. 2).

Из рис. 2 видно, что с увеличением относительной деформации заготовки балл карбидной неоднородности снижается от 5 до 1,8.

На основе полученных опытных зависимостей был построен график зависимости балла карбидной неоднородности от коэффициента стойкости K_T инструментальной стали Р6М5 при температуре нагрева 1173 К, свидетельствующий о повышении стойкости последней (рис. 3). Таким образом, при снижении БКН в 2,8 раза коэффициент K_T увеличивается в ~1,7 раза.

Заключение. Экспериментально обоснована возможность применения пластического деформирования нагретых заготовок инструментов из стали Р6М5 в неизотермическом режиме при реализации технологии ПТМО в целях повышения стойкости инструментов.

Установлено, что в результате ПТМО в стали Р6М5 уменьшается балл карбидной неоднородности, что приводит к повышению стойкости указанной стали.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Пат. 2002822 RU.** Способ обработки быстрорежущей стали / А.Е. Гвоздев, И.А. Гончаренко, Н.В. Шипулин, В.Н. Павлов / Заявка № 04924918 от 19.01.1991. Бюл. № 41 – 42 от 15.11.1993.

2. **Токарев А.В.** Разработка процессов и определение параметров изготовления осевого инструмента на основе пластического деформирования: дис. ... канд. техн. наук. Воронеж, 2006.

3. **Гуляев А.П. и др.** Инструментальные стали: справочник. М.: Машиностроение, 1975. 272 с.

4. **Металлорежущий инструмент:** каталог. Научно-исследовательский институт информации по машиностроению. М.: Машиностроение, 1976. 483 с.

5. **Горелик С.С.** Рекристаллизация металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1978. 568 с.

Александр Дмитриевич Хван, канд. техн. наук,
tpm@vorstu.ru

УДК 621.981

В.В. Лапин, В.И. Филимонов *(ОАО "Ульяновский механический завод"),*
С.В. Филимонов *(ОО "НПО" "Интенсивное деформирование материалов", г. Ульяновск)*

Износ верхних формующих роликов при интенсивном формообразовании гнутых профилей проката

Предложена модель радиального износа верхних формующих роликов при использовании метода интенсивного деформирования для предотвращения ухудшения качества профилей из-за износа формующей оснастки и прогнозирования ее срока службы.

Radial wear model of upper forming rolls when using intensive roll-forming to prevent sections quality drop due to forming tool wear and to predict the tool durability is offered.

Ключевые слова: профилирование; формующий ролик; контактное напряжение; радиальный износ.

Keywords: roll-forming; forming roll; contact stress; radial wear.

Интенсификация процессов профилирования листовых заготовок при изготовлении гнутых профилей в последние годы приобретает все большее значение для отраслей строительства и машиностроения [1]. Уменьшение числа переходов, диаметров формующих роликов, "ужесточение" режимов профилирования – все эти присущие *методу интенсивного деформирования* (МИД) [2] факторы – приводят к повышению уровня контактных напряжений в зоне инструмент–заготовка и более интенсивному, чем при традиционном профилировании, износу рабочих валков (формующих роликов).

Еще одним важным фактором является тенденция к появлению на рынке рулонных материалов толщиной более 3 мм с цинковым покрытием. При больших контактных напряжениях происходит "схватывание" материала покрытия заготовки и поверхности формующего ролика, приводящее к преждевременному износу инструмента. В этой связи возникает проблема оценки износа формующей оснастки – проблема, которая ранее в литературе не обсуждалась применительно к МИД.

Известно, что наибольший износ формующей оснастки происходит на участках скругления верхних роликов, формующих внутренний контур зон изгиба заготовки. Особенностью МИД является то, что конечные радиусы изгиба задаются инструментом на первых переходах, где участок скругления верхнего ролика достаточно мал. Следовательно, уровень контактных напряжений становится значительным, а наличие скольжения между инструментом и заготовкой приводит к быстрому износу верхнего ролика на участке скругления.

Обычно на изменение размера радиуса формующих роликов накладываются определенные ограничения, связанные с допуском на сечение готового профиля. Поэтому прогнозирование износа формующей оснастки имеет существенное значение для обеспечения качества профильной продукции, а также для установления гарантийного срока на эксплуатацию поставляемых заказчику комплектов роликовой оснастки предприятиями–разработчиками технологий профилирования.

Одним из подходов к оценке износа может быть подход, основанный на уравнении износа Архарда [3]:

$$d\Omega = \frac{\partial \omega_L}{\partial t} dA = \eta \frac{\sigma_k V_S}{H_\sigma} dA, \qquad (1)$$

где Ω – объемный износ в единицу времени; ω_L – радиальный износ; η – безразмерный коэффициент поверхностного износа; σ_k – контактное напряжение; V_S – скорость скольжения заготовки в калибре; H_σ – твердость поверхности инструмента; t – время эксплуатации формующего инструмента; A – площадь контактной поверхности инструмента.

Из формулы (1) можно получить следующее уравнение:

$$\omega_L = \eta \frac{\sigma_k V_S}{H_\sigma} t. \qquad (2)$$

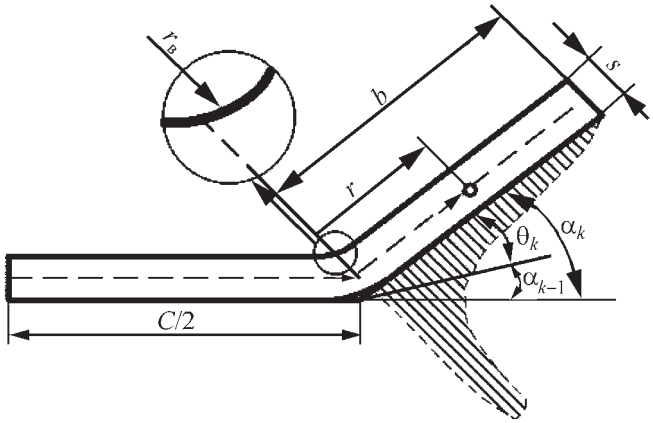


Рис. 1. Расположение локальной системы координат и параметры сечения профиля

Для использования уравнения (2) необходимо установить значения контактных напряжений, скорости скольжения и выполнить пересчет твердости поверхности формующего инструмента от единиц HRC к МПа.

Учитывая, что износ формующих роликов происходит неравномерно, следует установить точную привязку контактных сил и напряжений к рабочей поверхности формующего ролика в осевой плоскости клети профилировочного станка. Это можно сделать с помощью двух параметров: текущей координаты r вдоль средней линии подгибаемой полки, отсчитываемой от угловой зоны, и суммарного угла подгибки полки α_k. При этом в осевой плоскости k-го перехода значение текущего (актуального) угла подгибки полки составляет: $\theta_k = \alpha_k - \alpha_{k-1}$.

На рис. 1 представлено сечение части профиля, находящейся в текущем переходе, а также указаны параметры сечения профиля и введенные координаты, показан примерный характер распределения погонной силы подгибки полки при формообразовании профиля. При дальнейшем рассмотрении геометрические параметры условно не индексируются номером перехода (за исключением углов подгибки), хотя подразумевается их привязка к текущему (k-му переходу).

Распределение контактных сил на поверхности нижнего ролика при профилировании представляет собой далеко не тривиальную задачу даже для профиля уголкового или швеллерного типа [2, 3]. На основе моделирования в среде Ansys (модуль LS-Dyna) и экспериментальных исследований авторами статьи установлено ранее, что функцию распределения сил, действующих на заготовку в текущем переходе, можно задавать в экспоненциальной форме:

$$P(r) = P_0 \exp\left(-\frac{r-x}{n}\right), \qquad (3)$$

где P_0 – максимальная действующая сила; r – текущая координата, отсчитываемая вдоль образующей конического участка ролика; n – размерный параметр, определяющий форму экспоненты; x – размер "мертвой зоны" (отсутствие контакта в угловой зоне), т.е. расстояние от точки сопряжения образующих цилиндрического и конического участков нижнего ролика до точки контакта заготовки и инструмента.

Размер "мертвой зоны" определяется из геометрического рассмотрения положения заготовки в угловой зоне роликового калибра:

$$x = s(\xi+1)\mathrm{tg}\left(\frac{\alpha_k}{2}\right), \qquad (4)$$

где ξ – относительный радиус изгиба, равный $r_в/s$; $r_в$ – внутренний радиус изгиба заготовки; s – толщина заготовки.

Размер "мертвой зоны" растет с увеличением угла подгибки согласно уравнению (4). При этом в угловой зоне роликового калибра образуется так называемая зона высвобождения, т.е. зона, где заготовка не ограничена инструментом. Максимальная погонная сила возникает на участке конической части нижнего ролика, примыкающем к этой зоне. Параметр n, зависящий от размера "мертвой зоны", определяется соотношением

$$n = \frac{3x-b}{\ln k}, \qquad (5)$$

где k – коэффициент ослабления максимального значения силы; b – ширина подгибаемой кромки.

Максимальное значение действующей силы можно получить на основе соотношения моментов внутренних и внешних сил:

$$\int_x^b r\frac{dP(r)}{dr}dr = -TL\psi, \qquad (6)$$

где T – погонный момент внутренних сил, приводящих угловую зону, примыкающую к подгибаемой полке, в пластическое состояние на длине зоны плавного перехода L; ψ – коэффициент распространения угловой пластической зоны.

В уравнении (6) с помощью коэффициента ψ учтено соотношение длины зоны плавного перехода и протяженности участка угловой зоны вдоль оси профилирования, в котором материал находится в пластическом состоянии.

Интегрирование по частям левой части уравнения (6) и несложные алгебраические преобразования приводят к следующей зависимости, определяющей максимальное значение действующей силы:

$$P_0 = -(TL)\left[(b+n)\exp\left(-\frac{b-x}{n}\right)-(x+n)\right]^{-1}. \qquad (7)$$

Момент внутренних сил и протяженность зоны плавного перехода, входящие в соотношение (7), даны в виде аналитических зависимостей в работе [2]. В ча-

стности, в отсутствие упрочнения момент внутренних сил, как известно, определяется зависимостью

$$T = \frac{\sigma_т}{4} s^2,$$

где $\sigma_т$ – предел текучести материала заготовки.

Зависимости (3), (4) и (7) с точностью до 11 % совпадают с экспериментальными данными различных авторов (по интегральному показателю – силе распора) и полностью определяют распределение действующих сил на подгибаемой полке.

Контактные напряжения на участке скругления верхнего ролика можно определить следующим образом. Будем считать, что сила подгибки полки и сила, действующая на участок донной части профиля, примыкающей к угловой зоне, расположены симметрично по отношению к биссектрисе угла. Примем, что сила со стороны заготовки распределена в створе угла скругленной зоны по синусоидальному закону. Вертикальная составляющая, действующая на донную часть профиля, замыкается на цилиндрическую часть верхнего ролика, а сила подгибки полки, нормальная к ее поверхности, дает проекцию на биссектрису угла, которая распределяется по скругленной части верхнего ролика. Тогда сила $F_ф$, действующая на скругленную часть верхнего ролика, представляется функцией

$$F_ф = \cos(\alpha_k/2)\sin\left(\frac{\pi\varphi}{\alpha_k}\right)\int_x^b P(r)dr, \qquad (8)$$

где φ – текущее значение угла, изменяющееся от 0 до α_k.

Анализ уравнения (8) в среде MathCAD2001Pro показал существенную зависимость действующей на участке скругления верхнего формующего ролика силы от ширины подгибаемой полки. Объяснение этой зависимости можно получить из сравнения сил при гибке в роликах и гибке в штампе (кромкогибе). В последнем случае ширина полки практически не влияет на силовые факторы, а определяющей является толщина заготовки и ее механические свойства. При гибке в роликах ширина полки и режим подгибки определяют протяженность зоны плавного перехода, часть которой охвачена пластическими деформациями, включая угловую зону. Приложенная к полке сила идет на подгибку полки и приведение зоны плавного перехода в пластическое состояние.

Для определения контактных напряжений на участке скругления верхнего ролика следует определить размер контактной площадки участка скругления ролика и заготовки, которая представляет собой участок поверхности тора. В первом приближении размер этой площадки определяется произведением длин соответствующих дуг. Размер дуги, лежащей в плоскости, перпендикулярной оси профилирования, составляет $\xi s\alpha_k$. Размер другой дуги, лежащей в вертикальной плоскости, параллельной оси профилирования, определяется произведением $(R_0+b)\gamma_{rk}$, где R_0 – базовый радиус формующего ролика; γ_{rk} – угол контакта, образующийся вследствие "схождения" полок профиля при его формовке (так называемого "стеснения" профиля) и отклонения направления кромки от направления профилирования.

Осреднение горизонтальных и вертикальных смещений кромки в каждом переходе и отнесение их средних значений к межклетьевому расстоянию станка L_m определяет угол контакта:

$$\gamma_{rk} = \frac{b}{2L_m}[\sin\alpha_k - \sin(\alpha_k - \theta_k) + \cos\alpha_k - \cos(\alpha_k - \theta_k)]. \qquad (9)$$

Тогда, с учетом зависимости (8), распределение контактных напряжений на участке скругления верхнего ролика будет подчиняться закону

$$\sigma_ф(\varphi) = \frac{F_ф}{\xi s\alpha_k (R_0 + b)\gamma_{rk}}, \qquad (10)$$

где угол γ_{rk} определяется зависимостью (9).

Можно также подсчитать и среднее значение напряжений на участке скругления верхнего ролика:

$$\sigma_ф^{ср} = \frac{1}{\alpha_k}\int_0^{\alpha_k}\sigma_ф(\varphi)d\varphi. \qquad (11)$$

В формулах (10) и (11) индексация переходов в левой части уравнений условно опущена, а соответствующие графики для указанных формул приведены на рис. 2, где также показано влияние ширины подгибаемой полки. Распределение контактных напряжений на рис. 2 относится ко второму технологическому пе-

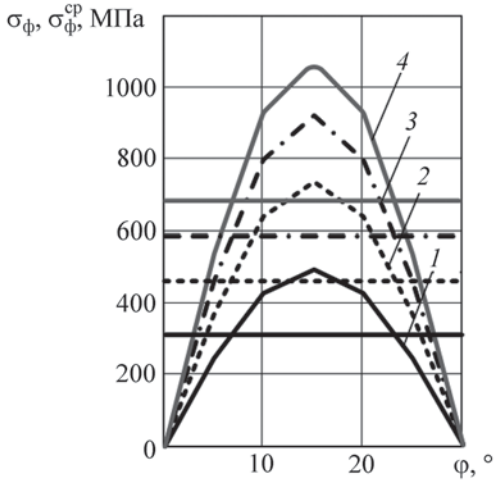


Рис. 2. Распределение контактных напряжений $\sigma_ф$ и $\sigma_ф^{ср}$ на участке скругления верхних роликов при различных значениях *b*:
1 – 20 мм; *2* – 40 мм; *3* – 60 мм; *4* – 80 мм

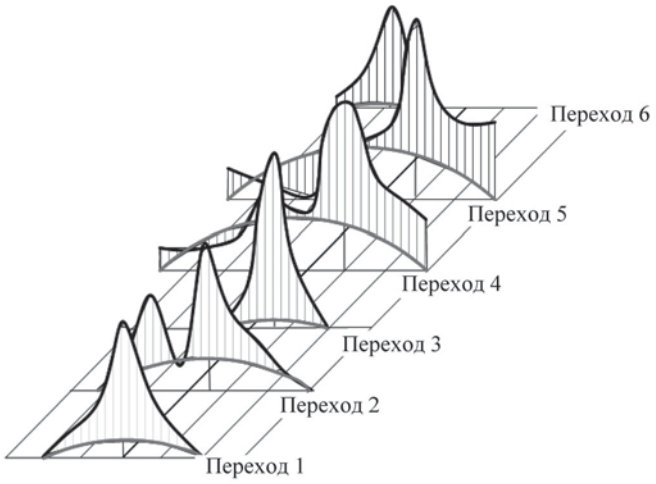


Рис. 3. Эпюры контактных напряжений на участке скругления верхних роликов в технологических переходах, полученные в результате моделирования в LS-Dyna

Рис. 4. Распределение контактных напряжений на участке скругления верхних роликов по переходам:
1 – по результатам моделирования в LS-Dyna; *2* – по разработанной модели; **—** – средние значения; - - - - – пиковые значения

реходу при использовании метода интенсивного деформирования.

Эпюры контактных напряжений на участке скругления верхнего ролика по переходам приведены на рис. 3, полученном в результате моделирования процесса в модуле LS-Dyna пакета ANSYS.

Из рис. 3 видно, что пиковое значение контактного напряжения расположено по биссектрисе угла только в первом переходе. На переходах 2–5 происходит смещение положения вершины эпюры в сторону подгибаемой полки, что обусловлено взаимной компенсацией вертикальных составляющих сил, действующих на заготовку в зоне, примыкающей к углу изгиба со стороны цилиндрических участков формующих роликов, как указывалось ранее. В то же время на шестом переходе эпюра смещается в сторону центра профиля. Это объясняется приложением торцевого поджатия к полке на последнем переходе для уменьшения пружинения, что характерно для метода интенсивного деформирования.

Сравнение графиков рис. 2 и 3 показало, что моделирование в ANSIS (LS-Dyna) дает картину распределения контактных напряжений, объяснение которой пока затруднительно. Форма эпюр существенно отличается от регулярной формы графиков рис. 2.

На рис. 4 приведены сравнительные значения пиковых и средних контактных напряжений по результатам моделирования процесса формовки профиля в LS-Dyna и по предлагаемой аналитической модели. Штриховые линии относятся к пиковым значениям контактных напряжений и существенно отличаются для последних переходов, в то время как средние значения контактных напряжений (сплошные линии) располагаются достаточно близко (за исключением первого перехода).

По мнению авторов статьи, средние значения контактных напряжений являются более показательными для расчета износа роликовой оснастки, чем их пиковые значения. Максимальные значения контактных напряжений приобретают важность при формовке профилей из материалов, имеющих на поверхности твердые частицы окалины. В этом случае большие контактные напряжения и высокая твердость частиц окалины ведут к абразивному износу формующего инструмента.

Для профилей более сложной конфигурации наличие элементов жесткости на подгибаемой полке должно изменить характер распределения контактных напряжений, их пиковые значения и соотношение их значений для верхнего ролика.

Возвращаясь к уравнению (2), отметим, что твердость поверхности инструмента, измеренная в единицах твердости (например, HRC), должна быть пересчитана к мегапаскалям, преимущественно в аналитическом виде для выполнения машинных расчетов. Обозначив твердость по Роквеллу T_R и проведя интерполяцию в пакете MathCAD калибровочной зависимости, приведенной в работе [4], получили требуемый результат в следующей аналитической форме:

$$H_\sigma = 207{,}3\exp(0{,}036T_R) + 372{,}3. \qquad (12)$$

Скорость скольжения заготовки в калибре V_S, входящая в уравнение (2), в значительной степени определяет износ формующего ролика. Она представляет собой разность между скоростью движения профиля (скоростью формовки) и линейной скоростью соответствующего участка рабочего контура роликового калибра. Пусть угловая скорость нижнего рабочего вала равна ω. Тогда линейную скорость профиля

(скорость профилирования) можно найти из соотношения

$$V_f = \omega(R_0 + h_k), \qquad (13)$$

где R_0 – базовый радиус ролика в текущем переходе; h_k – расстояние от нижней поверхности дна профиля до центра тяжести его сечения в текущем переходе.

Линейную скорость участка на конической поверхности ролика, положение которого определяется значением r, можно определить по формуле

$$V_r = \omega(R_0 + r\sin\alpha_k). \qquad (14)$$

На основании формул (13) и (14) можно вычислить скорость скольжения V_S:

$$V_S = V_f - V_r = V_f \frac{(h_k - r\sin\alpha_k)}{R_0 + h_k}. \qquad (15)$$

Однако для определения износа более важную роль играет коэффициент скольжения χ_k, представляющий собой относительную скорость скольжения:

$$\chi_k = \left|\frac{V_S}{V_f}\right| = \left|\frac{h_k - r\sin\alpha_k}{R_0 + h_k}\right|. \qquad (16)$$

Координату положения центра тяжести сечения h_k в формуле (16) в текущем переходе для швеллерного профиля можно найти по приближенной формуле

$$h_k \approx \frac{Cs/2 + b^2\sin\alpha_k}{C + 2b}, \qquad (17)$$

где C – ширина дна профиля.

Из формул (16) и (17) получаем зависимость коэффициента скольжения от геометрических параметров поперечного сечения профиля и суммарного угла подгибки для k-го перехода:

$$\chi_k = \left|\frac{Cs/2 + (b^2 - 2br - Cr)\sin\alpha_k}{R_0(C + 2b) + Cs/2 + b^2\sin\alpha_k}\right|. \qquad (18)$$

На рис. 5 приведены графики изменения коэффициента скольжения в соответствии с формулой (18) по мере удаления точки от зоны изгиба для различных значений ширины подгибаемой полки. Характер поведения кривых показал, что максимумы значений коэффициента скольжения приходятся на участок, примыкающий к зоне изгиба, и периферийную часть полки профиля. В точках, соответствующих точкам приложения равнодействующей силы, значения коэффициента скольжения минимальны. На периферийных участках заготовки контактные напряжения незначительны, поэтому следует ожидать, что наибольший износ роликовой оснастки будет на участках нижнего ролика, примыкающих к зонам высвобождения.

Заменив время прокатки t в формуле (2) на отношение длины ленты в рулоне $L_\text{р}$ к скорости профилирования V_f, а затем – введя коэффициент скольжения

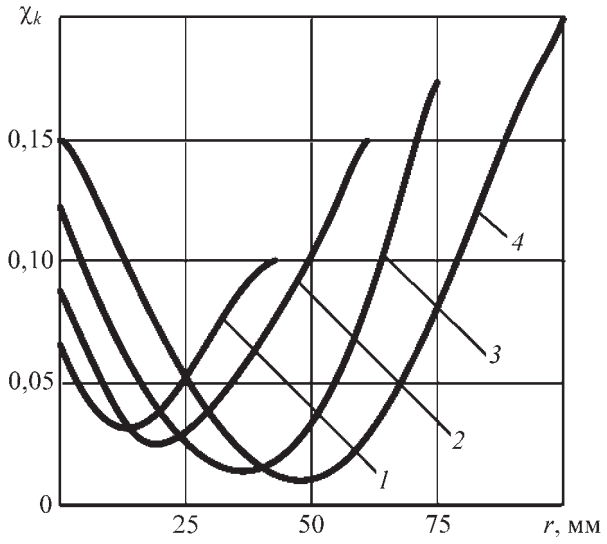


Рис. 5. Распределение значений коэффициента скольжения по ширине полки при различных значениях *b*:
1 – 40 мм; *2* – 60 мм; *3* – 80 мм; *4* – 100 мм; s = 4 мм; R_0 = 75 мм; C = 80 мм; α = 18°

согласно зависимости (18), можно подсчитать износ ролика за время прокатки рулона следующим образом:

$$\omega_L = \eta\frac{\sigma_k\chi_k L_\text{р}}{H_\sigma}. \qquad (19)$$

Для определения длины ленты в рулоне $L_\text{р}$ намотку ленты можно описать спиралью Архимеда [5]:

$$\rho = a\varphi, \qquad (20)$$

где ρ – радиус-вектор; φ – угол поворота радиус-вектора; a – отношение линейной и угловой скоростей при рассмотрении перемещения материальной точки по спирали ($s/2\pi$).

Спрямление спирали (20) в рулоне с внешним и внутренним диаметром D и d соответственно приводит к следующей зависимости:

$$L_\text{р} = L_D - L_d = \frac{s}{4\pi}\left[\left(\frac{\pi}{s}\right)^2 (D^2 - d^2) + \ln\left(\frac{D}{d}\right)\right]. \qquad (21)$$

Для случая неплотной намотки введем коэффициент плотности намотки:

$$K = \frac{s}{s + \Delta} = \frac{2sN}{D - d}, \qquad (22)$$

где Δ – радиальный зазор между витками; N – число витков рулона.

Введенный коэффициент (22) достаточно просто рассчитать, выполнив предварительный подсчет числа витков в рулоне (три других параметра обычно приводятся в сертификате на поставку материала). Как

следует из формулы (22), при плотной намотке зазор $\Delta = 0$ и $K = 1$.

Для случая неплотной намотки рулона формула (21) принимает следующий вид:

$$L_{\text{р}} = \frac{s}{4\pi K}\ln\left(\frac{D}{d}\right) + \left[\left(\frac{\pi K}{4s}\right)(D^2 - d^2)\right]. \qquad (23)$$

Отметим, что по сравнению с довольно громоздкой зависимостью для вычисления длины ленты в рулоне без учета плотности намотки [4], предлагаемая формула (23) позволяет получать более точные значения. Для рулонов с $d = 580$ мм, $D = 1850$ мм при толщинах от 0,7 до 3,0 мм сравнение результатов расчетов в обоих подходах показало, что их отличие не превышает 2 %. Сравнение тех же результатов с расчетом по формуле (23) для рулонов, поставляемых Новолипецким металлургическим комбинатом, показало, что наиболее точные значения дает формула (21). Здесь отклонения расчетных данных от показаний счетчиков метража на профилировочных линиях ООО "НПО "Интенсивное деформирование материалов" (ООО "НПО "ИДМ") (г. Ульяновск) не превышали 0,6 %.

Таким образом, все параметры, входящие в формулу расчета радиального износа (19), определены и она пригодна к выполнению расчетов. Однако на практике часто используют так называемый удельный износ.

Разделив обе части зависимости (19) на длину рулона, получим радиальный износ ролика в расчете на единичную длину профиля (удельный износ):

$$\omega = \frac{\omega_L}{L_{\text{р}}} = \eta\frac{\sigma_k \chi_k}{H_\sigma}. \qquad (24)$$

Учитывая, что удельный износ, определяемый зависимостью (24), очень мал, его значение принято умножать на 10^6. Следует также отметить, что при измерении длины рулона в метрах, удельный износ имеет единицу измерения мкм/м.

На рис. 6 приведено распределение удельного износа на участке скругления верхнего ролика ($\omega = \omega_r$) на основании зависимостей (24) и (18) ($b = 100$ мм; $C = 80$ мм; $\alpha = 40°$, $\theta = 20°$; материал заготовки – Ст3; межклетьевое расстояние, размеры роликов, скорость профилирования приняты равными соответствующим параметрам профилировочных станков ООО "НПО "ИДМ").

Анализ зависимости (24) показал, что с увеличением базового радиуса формующего ролика (см. также формулы (10) и (18)) радиальный износ верхнего ролика уменьшается. Известно, что увеличение диаметра формующих роликов положительно влияет на условия формовки, однако с экономической точки зрения оно далеко не всегда целесообразно, особенно в условиях мелкосерийного производства.

Переход к большему диаметру формующих роликов потребует перехода к более дорогому профилировочному станку с большими энергопотреблением и габаритными размерами; для перевалковки станка придется предусматривать подъемные механизмы, возрастет также стоимость роликов, изготовляемых из поковок, а не из круглого проката.

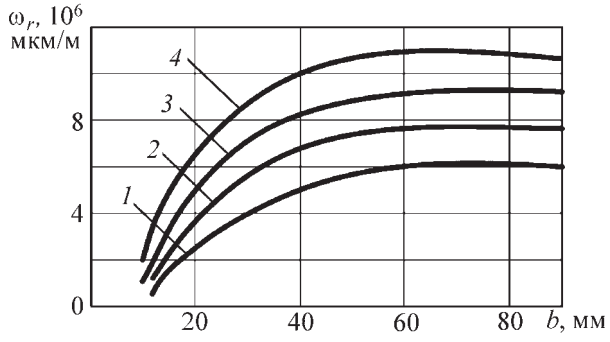


Рис. 6. Зависимости удельного износа скругленного участка верхних роликов при различных значениях толщины заготовки *s*:
1 – 1 мм; *2* – 2 мм; *3* – 3 мм; *4* – 4 мм

С увеличением размера полки удельный износ практически не изменяется. Это объясняется тем, что при увеличении ширины полки процесс профилирования напоминает, скорее, локальную формовку, при которой ширина полки уже не имеет существенного значения. Такой эффект можно наблюдать при формовке профилей с элементами жесткости, момент сопротивления которых достаточно велик.

В полученной модели (19) напряжение σ_k пропорционально $1/r_{\text{в}}$, которое изменяется по мере износа, т.е. увеличивается с ростом $L_{\text{р}}$. При этом даже небольшое снятие материала ролика приводит к существенному изменению радиуса скругления, а следовательно, к уменьшению контактных напряжений. Таким образом, суммарный износ, зависящий от изменения радиуса скругления, уже не будет представлять собой линейную функцию от метража профилированного металла. Представим уравнение (19) в следующем виде:

$$\omega_{r\text{v}} = \frac{B}{r_{\text{v}}} L_{\text{р}}, \qquad (25)$$

где B – выражение, включающее в себя правую часть уравнения (19) за вычетом $r_{\text{в}}$ и $L_{\text{р}}$; r_{v} – переменный радиус скругления верхнего ролика ($r_{\text{v}} \geq r_{\text{в}}$).

Из геометрического рассмотрения начального и некоторого промежуточного этапа износа верхнего ролика получаем:

$$\frac{BL_{\text{р}}}{r_{\text{v}}} - \frac{BL_0}{r_{\text{в}}} = \left(\frac{1}{\cos(\alpha/2)} - 1\right)(r_{\text{v}} - r_{\text{в}}), \qquad (26)$$

где L_0 – единичный выход проката в начальной стадии, где радиус скругления еще не подвержен износу.

Учитывая, что $L_{\text{р}} >> L_0$ из (26) получаем квадратное уравнение относительно r_{v}:

1. Радиальный износ верхних роликов при традиционном профилировании (справочные данные)

Размер сечения профиля, мм (материал заготовки)	L, тыс. м	Радиальный износ, мкм		Номер клети /верхний ролик (В)	Эскиз профиля
		Эксперимент*	Расчет**		
100×50×5 (Ст3кп)	104	1000	921	6–8/В	
160×40×5 (Ст3кп)	113	1350	724	8/В	
80×60 (54)×4 (Ст3)	116	1900	1162	8/В	
120×100 (61)×6 (Ст3)	36,5	1400	392	8/В	

* – по данным работы [6]; ** – по предлагаемой модели.

$$r_{\text{в}}^2 - r_{\text{в}} r_{\text{v}} - \frac{BL_{\text{p}} \cos(\alpha/2)}{1-\cos(\alpha/2)} = 0,$$

откуда

$$r_{\text{v}} = \frac{r_{\text{в}}}{2}\left[1+\sqrt{1+\frac{4BL_{\text{p}} \cos(\alpha/2)}{r_{\text{v}}^2(1-\cos(\alpha/2))}}\right]. \qquad (27)$$

Подстановка значения r_{v} из соотношения (27) в уравнение (25) приводит к следующему результату:

$$\omega_{r\,\text{v}} = \frac{2\omega_{r\,\text{в}}}{1+\sqrt{1+\frac{4\omega_{r\,\text{в}} \cos(\alpha/2)}{r_{\text{в}}(\cos(\alpha/2))}}}, \qquad (28)$$

где единица измерения величин $\omega_{r\,\text{v}}$ и $r_{\text{в}}$ – мкм.

Уравнение (28) учитывает изменение радиуса скругления в зависимости от метража готового проката, входящего в выражение $\omega_{r\,\text{в}}$. Фактически, $\omega_{r\,\text{в}}$ дает гипотетический износ при неизменной площади контакта инструмента и заготовки.

Износ формующих роликов существенно зависит от свойств поверхности исходной заготовки и смазки. В работе [6] приведены данные по износу верхних роликов при традиционном профилировании горячекатаной ленты, на поверхности которой присутствовала окалина. Петрографический анализ выявил в ней единичные зерна кварца, стекловидные фазы и глобули закиси железа. Даже при использовании эмульсола Э-1 наблюдается повышенный износ роликовой оснастки (табл. 1).

Сравнение экспериментальных данных табл. 1 с расчетными значениями износа по модели (19) с учетом соответствующего числа рулонов показало их достаточно большое расхождение. В работе [6] также показаны микрорельефы поверхностей износа, свидетельствующие об абразивном износе. Твердость частиц окалины может в 3–5 раз превышать твердость поверхности формующих роликов.

В табл. 2 приведены экспериментальные данные и результаты расчета по модели (28) радиального износа при использовании МИД для первых трех переходов. Экспериментальные данные снимали со слепков участков скругления формующих роликов с помощью револьверной головки со спецшаблоном кругломера типа КН мод. 289.

Экспериментальные значения износа на 10...15 % отличаются от расчетных значений, что можно считать вполне приемлемым для данного вида расчетов. Однако зависимости протяженности зоны плавного перехода L и удельного момента T для угловой зоны в формуле (7) не учитывают упрочнение металла заготовки. Известно, что упрочнение в угловой зоне может достигать 15...20 %, а протяженность зоны плавного перехода также увеличивается при наличии упрочнения.

Модель зоны плавного перехода и формула удельного момента с учетом упрочнения приведены в работе [1]. Поэтому с учетом упрочнения указанное расхождение расчетных и экспериментальных данных могло бы быть еще больше. Однако на данном этапе исследований пока отсутствуют уточненные статистические данные по основным трибологическим параметрам применительно к современным материалам. Ряд влияющих факторов типа качества поверхности заготовки, шероховатости поверхности инструмента, сродства материалов, сорта смазки и способа ее нанесения можно учесть корректировкой коэффициента поверхностного износа в уравнении (2).

В настоящее время ведется работа по сбору статистических данных по износу формующего инструмента на предприятиях, применяющих метод интенсивного деформирования в профилировании (в Российской Федерации их более 700) для расширения области применения разработанной модели, в частности, ее распространения на номенклатуру сложных многоэлементных профилей.

Таким образом, разработанная модель радиального износа формующих роликов удовлетворительно согласуется с экспериментальными данными и может использоваться для предотвращения ухудшения качества профильной продукции из-за износа технологической оснастки, а также для прогнозирования ее срока службы (в том числе для формулировки гарантийных условий разработчика технологии на формующий инструмент).

2. Износ участка скругления верхнего ролика при формовке швеллерных профилей МИД (по данным ООО "НПО "ИДМ")

Размер сечения профиля, мм (материал заготовки)	*L*, тыс. м	Радиальный износ, мкм		Номер клети / ролик	Эскиз профиля
		Эксперимент	Расчет		
50×34×2 (08пс)	182	210 340 390	246 384 435	1/В 2/В 3/В	
30×40×2 (08пс)	390	380 670 830	426 711 940	1/В 2/В 3/В	
20×35 (15)×2 (08пс)	268	310 540 690	358 588 726	1/В 2/В 3/В	
20×15 (6)×2 (08пс)	130	190 260 310	184 236 259	1/В 2/В 3/В	
32×25×1,5 (08пс)	580	340 580 710	369 629 750	1/В 2/В 3/В	
37×30 (12)×1,5 (08пс)	230	250 350 390	230 375 432	1/В 2/В 3/В	
30×28 (3)×1,5 (08пс)	318	260 430 580	288 467 548	1/В 2/В 3/В	

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Филимонов А.В., Филимонов С.В.** Изготовление полузакрытых гнутых профилей в роликах методом интенсивного деформирования. Ульяновск: Изд-во УлГТУ, 2010. 206 с.

2. **Филимонов С.В., Филимонов В.И.** Интенсивное формообразование гнутых профилей. Ульяновск: Изд-во УлГТУ, 2008. 444 с.

3. **Jendel T.** Prediction of wheel profile wear – comparisons with measurements / Wear. 2002. 253. P. 89–99.

4. **Galkhar A.S., Meehan P.A., Daniel W.J., Ding S.C.** A method of approximate tool wear analysis in cold roll forming // The 5th Australasian congress on Applied Mechanics (ACAM-2007), 10–12 December 2007, Brisbane, Australia. Brisbane: 2007. P. 123–128.

5. **Позняк Э.Г., Шикин Е.В.** Дифференциальная геометрия. М.: Изд-во МГУ, 1990. 384 с.

6. **Чекмарёв А.П., Калужский В.Б.** Гнутые профили проката. М.: Металлургия, 1974. 264 с.

Вячеслав Викторович Лапин, инженер;
Вячеслав Иванович Филимонов, д-р техн. наук,
fwiumz@mail.ru;
Сергей Вячеславович Филимонов, канд. техн. наук

УДК 621.762.4.04

В.М. Лушников, М.В. Дзудза
(Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана)

Анализ жизненного цикла металлургической порошковой проволоки

Выполнен обзор предприятий-производителей линий для выпуска порошковой проволоки, установленных в России. Приведен список предприятий, изготовляющих металлургическую порошковую проволоку в нашей стране и даны сравнительные технические характеристики трайб-аппаратов для ее ввода в расплав. Рассмотрены механические воздействия и деформации, которым подвергается оболочка порошковой проволоки с момента производства до растворения в жидком металле.

The review of manufacturers of lines for cored wire production, set in Russia is executed. The list of the enterprises producing metallurgical cored wire in our country is adduced and comparative technical characteristics of wire feeding machines for its injection into the melt are given. Mechanical impacts and deformations to which the shell of cored wire is exposed from the moment of it's manufacture till it's dissolution into liquid metal are considered.

Ключевые слова: металлургическая порошковая проволока; трайб-аппарат; оболочка; технические характеристики; жизненный цикл.

Keywords: metallurgical cored wire; wire feeding machine; shell; specification; life cycle.

Порошковая проволока – продукция металлургического назначения, необходимая для внепечной обработки жидкого металла. Она состоит из металлической оболочки с засыпанным внутрь порошковым реагентом. Для изготовления оболочки порошковой проволоки применяется холоднокатаная лента из низкоуглеродистой стали. В качестве порошкового материала используются одно- и многокомпонентные реагенты в зависимости от назначения проводимой обработки.

Порошковая проволока изготовляется на технологических линиях путем непрерывного формования полосы в трубчатую заготовку, введения в нее порошка, закрытия замка на трубчатой заготовке и редуцирования.

На российских предприятиях работают линии производства ООО НПП "Вулкан–ТМ" (г. Тула), ООО "КЗАЛ" (г. Кострома), АО "АЗТМ" (г. Алматы, Республика Казахстан) и др. Разработчиками одних из первых отечественных линий стал МГТУ им. Н.Э. Баумана совместно с ФГУП ЦНИИчермет им. И.П. Бардина.

За последнее десятилетие отмечается рост предприятий, применяющих и выпускающих порошковую проволоку. Он сопровождается появлением новых предприятий-производителей порошковой проволоки и увеличением числа линий на действующих предприятиях.

По данным [1–4], в 2008 г. в России насчитывалось 12 предприятий-производителей, на сегодняшний день известно о 15 предприятиях, на которых действует одна или несколько таких установок:

- ОАО "Западно-Сибирский металлургический комбинат", г. Новокузнецк;
- ОАО "Чепецкий механический завод", г. Глазов;
- ОАО "Новолипецкий металлургический комбинат", г. Липецк;
- ЗАО "Тенакс-Инжиниринг", г. Ногинск;
- ОАО "Череповецкий сталепрокатный завод", г. Череповец;
- ЗАО "Юпитер ЛТД", г. Кострома;
- ОАО "ММК-МЕТИЗ", г. Магнитогорск;
- ОАО "Ключевский завод ферросплавов", г. Сысерть;
- ОАО "Челябинский электрометаллургический комбинат", ООО "НПП Технология", ЗАО НПП "УралМеталлИнвест", ЗАО "Ферросплав", г. Челябинск;
- ОАО "КАМАЗ-Металлургия", г. Набережные Челны;
- ОАО "Ванадий-Тула", г. Тула;
- ЗАО "ВМЗ "Красный Октябрь", г. Волгоград.

Таким образом, в нашей стране отмечаются тенденции роста производственных мощностей по выпуску порошковой проволоки и ее применению в прецизионной обработке стали.

Подача порошковой проволоки в расплав осуществляется в соответствии со схемой, изображенной на рис. 1. Бунт порошковой проволоки *1* со стендов *2* и *3* разматывается с помощью роликов *4* двухручьевого трайб-аппарата *5* и подается ко дну сталеразливочного ковша *6*. Заданную траекторию движения проволоки *7* обеспечивают входная и выходная проводки *8* и *9*.

Стенды размотки порошковой проволоки бывают динамического и статического типа с вертикальным и горизонтальным расположением бунта. Стенды статического типа получили большее распространение благодаря удобству обслуживания, несмотря на то что проволока при таком способе подвергается изгибам и осевому скручиванию.

Направляющая проводка обеспечивает вертикальный ввод порошковой проволоки в расплав и уменьшает число неконтролируемых перегибов. Проводка состоит из системы направляющих труб и в зависимости от расположения бунта обеспечивает движение проволоки по маршруту бунт порошковой проволоки – трайб-аппарат – ковш или трайб-аппарат – ковш. Трубы изготовляются круглого или квадратного сечения с роликами для уменьшения сил трения. Иногда для установки необходимого расстояния до зеркала металла применяют телескопическую трубу.

В процессе транспортировки порошковой проволоки ко дну ковша с расплавленным металлом ее оболочка подвергается сложным пластическим деформациям при размотке, движении в проводках и трайб-аппарате.

Трайб-аппарат представляет собой тянущее устройство с несколькими парами роликов, обеспечивающее поступление проволоки определенной длины с заданной скоростью в жидкий металл. Для надежного сцепления роликов с проволокой на их катающей поверхности выполняют насечку или нарезку. Различают одно-, двух- и многоручьевые трайб-аппараты для одновременной подачи порошковой проволоки разных видов.

Основные технические характеристики трайб-аппаратов, применяемые на российских предприятиях, представлены в табл. 1.

Из данных табл. 1 видно, что в современной металлургии находит применение порошковая проволока диаметром от 5 до 21 мм. При этом прослеживается тенденция расширения диапазона скоростей подачи проволоки до 10 м/с и увеличения числа ручьев в одном трайб-аппарате до 4. По-видимому, эта тенденция будет сохраняться, так как металлургические предприятия

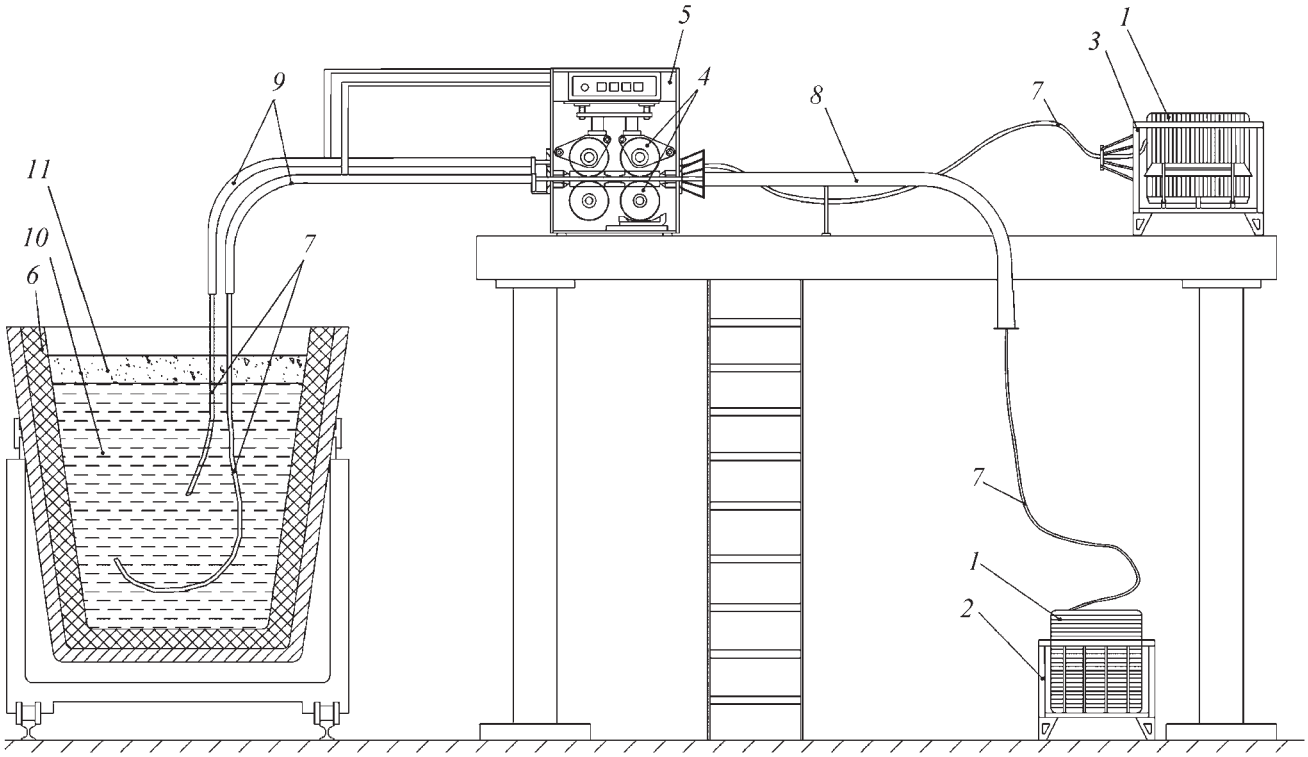


Рис. 1. Схема подачи металлургической порошковой проволоки в жидкий металл:
1 – бунт порошковой проволоки; *2*, *3* – стенд статической размотки вертикальный и горизонтальный соответственно; *4* – тянущие ролики; *5* – трайб-аппарат; *6* – сталеразливочный ковш; *7* – порошковая проволока; *8*, *9* – входная и выходная направляющая проводка соответственно; *10* – жидкий металл; *11* – шлак

будут стремиться иметь в своем составе высокопроизводительное оборудование с широкими возможностями одновременного высокоскоростного и прецизионного ввода порошков разного состава. Отсюда следует, что перед предприятиями, изготовляющими линии для производства порошковой проволоки, стоит задача существенного повышения ее эксплуатационных свойств.

Оболочка порошковой проволоки служит защитой реагента от воздействия влаги и других веществ, а также от соприкосновения с жидким металлом при перемещении порошковой проволоки ко дну разливочного ковша. На сегодняшний день известно 15 видов профилей оболочки, основные отличия которых состоят в геометрии оболочки, способе соединения кромок, наличии зига, гофра или стопорящего порожка [5].

1. Технические характеристики трайб-аппаратов, применяемых на российских предприятиях

Предприятие-производитель	Диаметр проволоки, мм	Скорость подачи проволоки, м/с	Число ручьев
ОАО "ЧМЗ", г. Глазов	8...18	0,1...10	1...4
ОАО АХК "ВНИИМЕТМАШ", г. Москва	6...16	0,4...5	2
ОАО "Завод Универсальное оборудование", г. Донецк, Украина	9...15	1...6	1...2
ООО "Юргинский машзавод", г. Юрга	6...16	0...5	2
ООО НПП "Вулкан - ТМ", г. Тула	6...20	0...1,5	2
ЗАО "Юпитер ЛТД", г. Кострома	5...18	0...5	1...2
"VOCK GMBH", г. Фридевальд, Германия	9...21	0,03...7	1...4

В процессе своего жизненного цикла, начиная с момента производства до растворения в жидком металле, оболочка подвергается различным механическим воздействиям и деформациям, результатом которых является снижение эксплуатационных свойств (табл. 2).

Для того чтобы обеспечить гарантированное растворение порошка в придонной части ковша, необходимо, чтобы оболочка обладала хорошими пластическими свойствами и достаточной осевой устойчивостью. Эти эксплуатационные свойства формируются в процессе ее изготовления и зависят от геометрии поперечного сечения проволоки и содержания технологических операций.

Так, первоначальную пластичность оболочки можно сохранить, уменьшая влияние наклепа на всех стадиях технологии производства порошковой проволоки. Например, после резки ленты на полосы необходимо предусмотреть снятие заусенцев на кромках, последующий отжиг полосы перед формовкой.

2. Снижение эксплуатационных свойств металлургической порошковой проволоки в процессе жизненного цикла

Операция	Снижение эксплуатационных свойств порошковой проволоки
Резка ленты на полосы, смотка, размотка полосы (рис. 2, *а*)	Надрыв наклепанных кромок при смотке и размотке полосы
Формовка полосы, образование замкового соединения (рис. 2, *б*)	Разрыв наклепанных кромок при формовке полосы, получение некачественного замкового соединения
Обжатие проволоки (рис. 2 , *в*)	Наклеп оболочки
Смотка проволоки (рис. 2, *г*)	Знакопеременные изгибные деформации, приводящие к наклепу и возможному разрыву оболочки и раскрытию замкового соединения
Размотка проволоки (рис. 2, *д*)	Перекручивание, многочисленные изгибы, сопровождаемые продольным натяжением, приводящие к наклепу и возможному разрыву оболочки и раскрытию замкового соединения
Протяжка в трайб-аппарате(рис. 2, *е*)	Плющение проволоки, деформация ее поверхности, приводящие к возможному раскрытию замкового соединения
Подача в ковш по направляющей проводке (рис. 2, *ж*)	Изгибы, трение о поверхность проводки, пробивка шлакового слоя, приводящие к потере осевой устойчивости проволоки и раскрытию замкового соединения

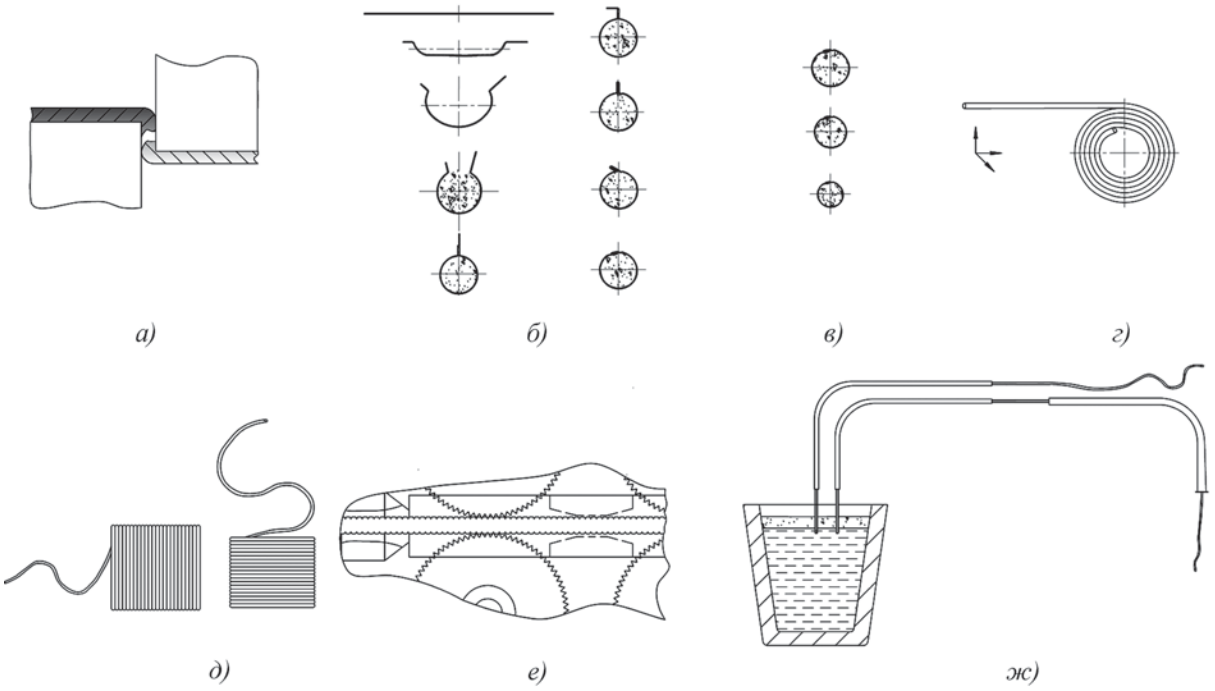


Рис. 2. Механические воздействия на оболочку металлургической порошковой проволоки в процессе жизненного цикла

На стадии формовки следует предпринять меры для уменьшения пластического деформирования оболочки путем ее редуцирования как меры для увеличения плотности порошка. Эффективным способом повышения плотности порошка в оболочке может быть операция формирования продольных зигов, наличие которых позволяет повысить надежность замкового соединения и придать проволоке продольную устойчивость.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Дюдкин Д.А., Кисиленко В.В.** Производство стали. Т. 2. Внепечная обработка жидкого чугуна. М.: Теплотехник, 2008. 400 с.

2. **Каблуковский А.Ф., Зинченко С.Д.** Внепечная обработка стали порошковой проволокой. М.: Металлургиздат, 2006. 288 с.

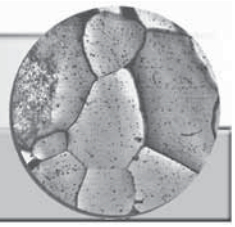
3. **Технологическая** наследственность в машиностроительном производстве / А.М. Дальский, Б.М. Базров, А.С. Васильев, А.М. Дмитриев, А.Г. Колесников, А.И. Кондаков, Ю.А. Шачнев; под ред. А.М. Дальского. М.: Изд-во МАИ, 2000. 364 с.

4. **Прецизионная** обработка металлургических расплавов / Д.А. Дюдкин, В.В. Киселенко, И.А. Павлюченков, В.Ю. Болотов. М.: Теплотехник, 2007. 424 с.

5. **Дзудза М.В.** Анализ видов металлургической порошковой проволоки. Известия вузов. Сер. Машиностроение. 2011. № 5.

6. **Лушников В.М., Колесников А.Г. и др.** Комплексная линия для производства металлургической порошковой проволоки: тр. II Междунар. конгресса сталеплавильщиков. М., 1995.

Виктор Михайлович Лушников, канд. техн. наук;
Максим Вадимович Дзудза, аспирант,
dzudza@mail.ru



УДК 669.13:519.873

К.В. Макаренко, А.В. Тотай, В.П. Тихомиров
(Брянский государственный технический университет)

Способ оптимизации структуры конструкционных материалов

Рассмотрен способ оптимизации структуры конструкционных материалов, основанный на анализе результатов компьютерного моделирования испытаний структуры сплава. В основе метода лежат представления о структуре сплава как о неоднородном композиционном материале, где каждая структурная составляющая обладает индивидуальными физико-механическими свойствами.

The method for optimization of constructional materials structure based on the analysis of alloy structure tests computer simulation is considered. The method is based conseptions about alloy structure as in homogeneous composite material where each structural component which has individual physical and mechanical properties.

Ключевые слова: структура; композиционные материалы; моделирование; оптимизация; технология.

Keywords: structure; composite materials; simulation; optimization; technology.

За рубежом в настоящее время интенсивное развитие получило направление компьютерного моделирования материалов [1]. Разрабатываются специальные междисциплинарные подходы, которые связывают воедино этапы производства, проектирования изделия, структуру и свойства материала.

Общая концепция данного подхода представлена в дисциплине materials science and engineering (MSE) – материаловедение и инжиниринг. Эта дисциплина широко применяет метод computational materials science (CMS) – компьютерного материаловедения. Метод основан на моделировании различных процессов и явлений, которые происходят в материалах и связаны тем или иным способом с технологией их производства или эксплуатацией.

Фактически все многочисленные CAE-программы, используемые для моделирования различных технологических процессов, таких как: литейное производство, механообработка, сварка, обработка металлов и сплавов давлением и т.п., были разработаны в рамках данного подхода. Применение таких программ позволяет специалисту прогнозировать развитие технологических процессов и проводить их оптимизацию с учетом выбранных критериев. Отдельно можно выделить междисциплинарный подход integrated computational materials engineering (ICME), который связывает воедино микроструктуру, свойства и этапы конструирования и эксплуатации будущего изделия [2].

Для моделирования процессов, связанных со структурообразованием, обеспечением и изменением свойств в процессе эксплуатации используются различные методы и алгоритмы, разработанные на основании математических моделей физических процессов и явлений.

На рис. 1 представлена классификация алгоритмических методов в зависимости от размерного уровня структуры и специфики решаемых задач. Из представленной классификации видно, что каждому структурному уровню со свойственными ему материаловедческими задачами, присущи свои специальные методы. Генетические алгоритмы и нейронные сети в совокупности с методами нечеткой логики являются универсальными и могут быть использованы для моделирования процессов и явлений на всех структурных уровнях. Это объясняется тем, что данные методы наиболее близки к схемам человеческого мышления, их относят к так называемым системам искусственного интеллекта, которые позволяют решать широкий спектр различных технических задач [3].

В нашей стране исторически сложились иные подходы в оценке взаимосвязи структуры и свойств материалов, которые можно использовать в области компьютерного моделирования материалов и свойств. Отечественная концепция моделирования структуры базируется на представлении внутреннего строения сплава как неоднородного композиционного материала [4]. Отдельные структурные составляющие сплава в соответствии с таким подходом представляют собой независимые составные части композиционного материала, которые обладают характерными, присущими только им физико-механическими свойствами.

В соответствии с отечественным подходом для полноценного описания структуры и последующей оценки ее взаимосвязи со свойствами материала не-

Рис. 1. Классификация методов моделирования, применяемых для решения задач в области материаловедения на различных структурных уровнях

обходимо учитывать следующие четыре фактора: размерно-топологический; физико-механический; кристаллографически-ориентационный и дефектно-граничный.

Полный перечень указанных факторов позволяет получить исчерпывающее для моделирования представление о структуре материала. После создания физико-математической модели можно оценить, каким образом структура будет реагировать на внешние воздействия. Такой подход технически очень сложен, так как каждый из указанных факторов в свою очередь содержит несколько параметров, которые позволяют классифицировать структурные составляющие сплава. Число параметров, применяемых для описания структуры, растет в геометрической прогрессии с увеличением числа фаз и структурных составляющих материала. Для упрощения модели приходится жертвовать рядом второстепенных параметров, что приводит к определенной идеализации реальной структуры, которая в этом случае лишь приближенно отражает всю сложность строения исследуемого материала.

В отечественной металлографии имеются ряд положительных результатов использования данного метода для оценки взаимосвязи структуры и свойств материалов. Прежде всего, необходимо отметить работу А.И. Сомова и М.А. Тихоновского (Эвтектические композиции. М.: Металлургия, 1975. 304 с.). Авторы рассматривали строение эвтектических колоний, получаемых в различных сплавах, с позиции строения композиционных материалов, полученных методом in situ.

Другим примером успешного использования системной классификации* структуры материалов является работа Л.Г. Серпик, в которой на основании аналогии реальных структур графитизированных чугунов с материалами, обладающими композиционным строением, были получены математические модели определения теплопроводности и прокаливаемости чугунов [5]. Проверка адекватности предложенных математических моделей с экспериментальными данными показала высокую корреляцию результатов моделирования с реальными свойствами.

В настоящей работе приведена методика моделирования и оптимизации структуры конструкционных сплавов, которую можно применять для оценки взаимосвязи свойств материала и его структуры, а также для получения требуемых физико-механических характеристик.

Рассмотрим общую схему процесса моделирования и оптимизации структуры конструкционного материала, которая используется для обеспечения требуемого уровня свойств изделия. Алгоритм процесса приведен на рис. 2.

Исходными данными для моделирования являются механические, эксплуатационные и технологические свойства, которые в сочетании с экономическими расчетами определяются конструктором, руководствующимся условиями жизненного цикла изделия. Жизненный цикл изделия включает в себя следующие этапы: проектирование, производство, эксплуатацию, ремонт и последующую утилизацию продукции.

Место для процессов моделирования и оптимизации структуры материала в жизненном цикле изделия

* Для описания гетерогенных структур материалов В.И. Оделевским в работе "Расчет обобщенной проводимости гетерогенных систем" (Журнал физической химии. 1951. Т. 21. № 6. С. 667–677.) было впервые предложено классифицировать их на матричные, статические и пластинчатые системы. С современных позиций такая классификация представляет разновидности композиционных материалов.

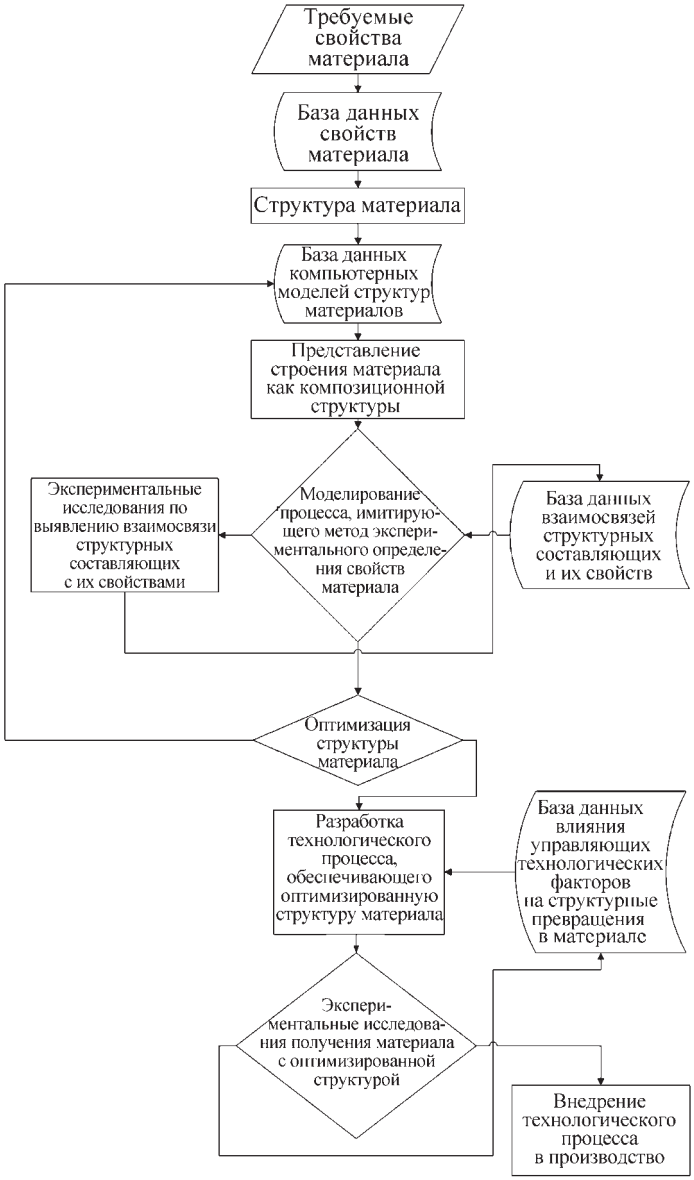


Рис. 2. Алгоритм моделирования структуры материалов и процесса ее оптимизации для обеспечения заданного уровня свойств изделия

находится на стыках этапов проектирования и производства. При выборе типа материала для получения того или иного изделия конструктор руководствуется собственным опытом и существующими справочными данными с учетом требуемого уровня свойств, необходимых для успешной эксплуатации изделия. Аналогичная база данных структур различных конструкционных сплавов предусматривается в предлагаемой схеме моделирования. Таким образом, на начальном этапе проектирования выбирается тот материал, который отвечает заданным требованиям с учетом условий конкретного производства, эксплуатации и экономии материальных и энергетических ресурсов.

После того как выбран класс материала, оценивается его структура с позиций ее взаимосвязи со свойствами материала. Данная методика эффективна только для определения структурно-чувствительных свойств. Такие свойства, как тепловое расширение, удельная масса или модуль упругости не зависят от структуры и поэтому не могут являться основой для оптимизации структурных параметров материала. Определив тип структуры материала, можно произвести выбор ее компьютерной модели из существующей базы данных или разработать ее на основании существующих изображений микроструктур.

В этом случае начальным этапом компьютерного моделирования структуры является реальная микроструктура, которая была получена в результате микроструктурного исследования материала изделия. Фактически фотография микроструктуры является той базой, на которой в последующем разрабатывается компьютерная модель реальной структуры материала. При фотографировании микроструктуры необходимо соблюдать особые требования к чистоте поверхности шлифа, так как любые не имеющие отношения к микроструктуре материала элементы при последующей обработке будут восприняты компьютерными программами как части структуры материала, что приведет к неверным результатам моделирования.

Необходимо учитывать, что если основой для моделирования структуры материала была фотография микроструктуры, то после компьютерной обработки получаем 2D-модель. Используя методы стереометрической металлографии, можно получать 3D-модели структуры, которые с большей достоверностью характеризуют реальное строение материала, учитывая пространственное распределение структурных составляющих в сплаве.

При выборе направления моделирования микроструктуры материала можно также воспользоваться существующей базой данных для выявления наиболее близких аналогов компьютерных моделей реальной структуры.

После создания геометрического образа структуры материала из фотографии микроструктуры проводится ее обработка для формирования на ее основе матрицы виртуального композиционного материала. При этом определенные фазы и структурные составляющие, свойственные реальной структуре, заменяются соответствующим материалами, обладающими определенными свойствами и атрибутами.

С этой целью можно использовать базы данных CAE-программ, которые предназначены для моделирования различных видов испытаний. Например, в том месте Fe–C сплавов, где ранее в микроструктуре стали присутствовали перлитные колонии, при компьютерном представлении структуры как композиционного материала в начальных условиях задается эвтектоидная сталь с требуемой степенью дисперсности и изотропности. При последующем испытании моде-

ли структуры область, ранее представленная перлитом, будет обладать свойствами, характерными для этой структурной составляющей.

Аналогичным образом заменяются и прочие элементы структуры. Особое внимание уделяется границам зерен, которые задаются специальными атрибутами. В результате присвоения соответствующим областям структуры характерных свойств и атрибутов получаем компьютерную модель реальной структуры материала, которую в последующем подвергаем соответствующим виртуальным испытаниям.

На этом этапе моделирования важно иметь данные о характерных свойствах различных структурных составляющих сплава, полный перечень которых будет зависеть от типа испытания и критериев последующей оптимизации структуры. Перечень свойств, которые должны быть заданы для структурных составляющих сплава перед моделированием, зависит от вида испытаний. Например, если в процессе оптимизации структуры требуется повысить механические свойства материалов, то необходимо знать физико-механические характеристики для отдельных структурных составляющих материала. В случае отсутствия в базе данных программы необходимых свойств структурных составляющих сплава их можно пополнить из других справочных источников или уточнить в результате эксперимента.

Предлагаемую методику можно применять на более низком размерном уровне структур для расчета необходимых свойств новых структурных сочетаний известных фаз. Такой подход расширяет возможности предлагаемого метода, что позволяет прогнозировать свойства новых структурных эффектов в сплавах. Выявленные при использовании методики или определенные в ходе экспериментальных исследований свойства структурных составляющих пополняют базы данных программы и могут быть в последующем использованы для оптимизации структуры новых материалов.

Компьютерная модель, полученная в процессе трансформации микроструктуры в матрицу композиционного материала, применяется для виртуального испытания в специализированных CAE-программах. Существует большое количество различных программ, которые предназначены для инженерного анализа различных процессов и которые можно использовать для моделирования испытаний структуры материалов в условиях, соответствующих эксплуатации различных изделий.

К наиболее универсальным и широко распространенным продуктам относятся следующие CAE-программы: Ansys, CATIA, COMSOL Multiphysycs, NASTRAN, COSMOSWorks. Большинство из указанных программ позволяют расширять возможности их применения благодаря самостоятельной разработке специальных условий испытаний на базе различных математических моделей.

Перечислим уровень задач, которые могут быть решены с помощью предлагаемой методики: расчеты механических характеристик, тепло- и электропроводности, прокаливаемости, взаимодействие материала с внешними электромагнитными полями, химическими средами или другими материалами, в том числе изменение свойств материалов под воздействием радиоактивных излучений и т.д.

Указанные программы позволяют проводить комплексные исследования одновременно по нескольким направлениям в зависимости от условий эксплуатации изделия или с учетом особенностей технологического процесса производства. При этом возможности современных программ не ограничиваются только статическими испытаниями 2- или 3-мерных моделей, большинство из перечисленных выше программ моделируют динамические испытания и условия работы конкретного изделия в машине или агрегате.

Наиболее ответственным и сложным в предлагаемой методике считается этап оптимизации структуры, при этом фактически проводится проектирование материала. В классической схеме оптимальное проектирование включает в себя два последовательных этапа.

На первом этапе, который условно может быть назван структурным синтезом, проводится выбор компонентов структуры (структурных составляющих и фаз), обеспечивающих материалу требуемый уровень свойств. Этот этап чаще всего реализуется выбором известного материала из существующих баз данных, который обладает комплексом свойств, отвечающим условиям эксплуатации детали.

Второй этап – параметрический синтез. На этом этапе определяются размерно-топологические характеристики структурных составляющих сплава, обеспечивающие максимальный уровень свойств или их оптимальное сочетание в случае многокритериального выбора. Процесс оптимизации структуры сводится к этапу параметрического синтеза первоначально выбранного материала.

Для металлических сплавов необходимо учитывать ограничения в параметрах структурных составляющих, которые определяются закономерностями структурных превращений, свойственных данному материалу. Например, в структуре графитизированных чугунов количество графитовой фазы лимитировано. Это связано с тем, что углерод имеет ограниченную растворимость в жидком железе. При увеличении концентрации углерода в чугуне свыше 4,5 % на поверхности расплава или отливки выделяется графитовая спель. Таким образом, повышение содержания углерода в составе чугуна не приводит к росту количества графитовой фазы в его структуре.

Также существует и минимальный предел концентрации углерода, при которой возможно его выделение в заэвтектоидных сталях. В общем случае ограничения параметров структурных составляющих можно представить в виде:

$$a_i \le D_{li} \le b_i, \quad (1)$$

где $[a_i, b_i]$ – допустимый интервал изменения размерно-топологического параметра D_{li} структурной составляющей материала.

Этап параметрической оптимизации может быть осуществлен по следующим методикам: топологическая оптимизация, разработанная в 1988 г. Н. Кикучи, применяется для обеспечения оптимальных свойств в композиционных материалах с анизотропной, периодической структурой; стохастическая оптимизация микроструктуры используется для обеспечения наилучшего сочетания свойств в конструкционных сплавах [6]. Для решения большинства практических задач оптимизации можно применять методы реконструкции структуры, которые являются разновидностью стохастической оптимизации.

Методы основаны на компьютерной реконструкции моделей строения материала. При разработке таких моделей (идеализированных) структур руководствуются определенными начальными условиями, предъявляемыми к строению материала, и критериями оптимизации, которые обусловливают выбор направления в совершенствовании структуры материала.

Изменение состояния структуры материала в ходе фазовых превращений, происходящих в материале при реализации технологических процессов, может быть определено по формуле

$$P(\tau) = f[\sum R_s (D_l), \tau], \quad (2)$$

где $\sum R_s$ – фазовый состав сплава; τ – время.

Оптимизация конечной структуры сплава $P(\tau_k)$ изделия в момент ввода его в эксплуатацию проводится в соответствии с определенными критериями по схеме:

$$P(\tau_k) \to \max \sigma_i, \quad (3)$$

где σ_i – критерий оптимизации, характеризующий определенное физико-механическое, технологическое или эксплуатационное свойство.

В случае многокритериальной оптимизации выражение (3) примет вид

$$P(\tau_k) \to \max \sigma_i, \ \min \varphi_j \ldots \quad (4)$$

Помимо классической схемы оптимизацию структуры материала в рамках предлагаемого подхода можно реализовать и другими способами. Во-первых, при использовании стохастических методов оптимизации можно определить размерно-топологические параметры структурных составляющих нового материала, которые при оптимальном сочетании обеспечивают требуемый уровень свойств. Такой способ оптимизации можно использовать при разработке новых материалов, обладающих уникальными сочетаниями свойств.

Во-вторых, с помощью процесса моделирования можно выявить наиболее слабые участки или включения в структуре сплава, оказывающие негативное влияние на свойства материала. В последующем, руководствуясь этими данными, можно заложить в технологический процесс операции, которые будут снижать влияние или полностью устранять дефектные элементы структуры. Подобный способ применяется для корректировки действующих технологических процессов для повышения их эффективности в результате устранения обнаруженных при моделировании недостатков структуры.

В-третьих, можно оптимизировать выбор материала из существующих баз данных компьютерных моделей структуры, которые при меньших экономических затратах обеспечивают заданный уровень свойств конкретных изделий. Критериями оптимизации в этом случае помимо требуемых свойств будут экономические показатели. Такой подход эффективно использовать на этапе конструирования изделия и выбора материала для его изготовления.

После определения параметров оптимальной структуры проводится технологический этап, на котором разрабатывается производственный процесс, обеспечивающий получение требуемой структуры материала или максимально приближающий ее к определенным размерно-топологическим параметрам. На этом этапе важно оценить взаимосвязи между управляющими факторами технологических процессов и структурными превращениями в сплаве.

В отличие от искусственно получаемых композиционных материалов, свойства которых можно прогнозировать на основании заданного сочетания и количественного изменения исходных компонентов материала, в сплавах получение требуемой структуры можно обеспечить только косвенным путем благодаря воздействию технологических факторов, оказывающих влияние на процессы структурообразования, протекающие в сплавах. Используя известные закономерности влияния технологических параметров на процессы структурообразования, можно получать требуемое сочетание оптимизированных параметров структуры.

При этом необходимо учитывать, что в отличие от технологии получения искусственных композиционных материалов при получении заданных структур в сплавах существуют определенные ограничения, которые определяются теорией фазовых переходов и закономерностями превращений, свойственным тем или иным металлам (см. (1)).

В процессе разработки технологического процесса в сплавах необходимо руководствоваться анализом фазовых диаграмм состояния или диаграмм превращений и взаимосвязей структура–состав–свойство. Кроме указанных диаграмм необходимо использовать эмпирические данные, которые могут быть систематизированы с помощью разработки специальных экспертных систем.

Таким образом, основой для разработки технологического процесса, который обеспечит получение требуемой структуры в сплаве, являются графические и математические зависимости взаимосвязи технологических факторов со структурными превращениями и экспертные системы. При таких условиях разработка технологического процесса может быть реализована с использованием специально разработанных баз данных, полученных с применением технологии создания самообучающихся нейронных сетей [7].

При разработке технологического процесса определяются основные управляющие факторы и их параметры, оказывающие наиболее существенное влияние на процессы структурообразования. К основным факторам относятся: химический состав сплава; особенности его выплавки; многочисленные методы внепечной обработки, предназначенные для управления процессами структурообразования при кристаллизации; технологии получения изделий; термическая, химико-термическая или другая поверхностная или объемная обработка. Применение указанных технологических процессов позволяет эффективно управлять структурообразованием и обеспечивать получение ранее определенных на этапах моделирования и оптимизации параметров структуры.

В процессе экспериментальной проверки технологического процесса проводится его необходимая корректировка для обеспечения стабильности получаемых результатов. Далее технологический процесс внедряется в промышленное производство.

Использование компьютерных методов моделирования и оптимизации структуры конструкционных материалов позволяет в значительной степени снизить расходы на исследовательские работы и сократить длительность этапа проектирования изделия. Основным предназначением данной системы является разработка новых структур или совершенствование структур существующих материалов для обеспечения более высоких свойств, стабильности получения и прогнозирования их изменения в процессе технологических воздействий или эксплуатации.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Ghosh S., Dimiduk D.** Computational Methods for Microstructure-Property Relationships. New York, Dordrecht, Heidelberg, London: Springer, 2010. 658 p.

2. **Raabe D.** Computational Materials Science. The simulation of materials, microstructures and properties. Weinheim, New York, Chichester, Brisbane, Singapore, Toronto: Wiley-Vch, 1998. 380 p.

3. **Бровкова М.Б.** Системы искусственного интеллекта в машиностроении. Саратов: Сарат. гос. техн. ун-т, 2004. 119 с.

4. **Прохоров Н.Н.** Физические процессы в металлах при сварке. Т. II. Внутренние напряжения, деформации и фазовые превращения. М.: Металлургия, 1976. 600 с.

5. **Серпик Л.Г.** Теплопроводность и прокаливаемость графитизированных чугунов // Материаловедение и производство: юбилейный сб. науч. тр. / под ред. Г.И. Сильмана. Брянск: БГИТА, 2000. С. 31–36.

6. **Torquato S.** Microstructure optimization // Handbook of Materials Modeling. Part B. Models / Editor Sidney Yip. New York, Dordrecht, Heidelberg, London: Springer, 2005. P. 2379–2396.

7. **Блинников А.Е.** О новых методах технологического и организационного управления в литейном производстве // Литейное производство. 2010. № 11. С. 15–18.

Константин Васильевич Макаренко,
канд. техн. наук, makkon1@yandex.ru*;*
Анатолий Васильевич Тотай,
д-р техн. наук;
Виктор Петрович Тихомиров,
д-р техн. наук

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

УДК 621.77

И.Л. Шитарев, А.И. Хаймович *(Самарский государственный аэрокосмический университет (национальный исследовательский университет))*

Моделирование микроструктуры при высокоскоростной штамповке компрессорных лопаток из титанового сплава ВТ9

На основе предлагаемого представления известных в технике диаграмм динамической рекристаллизации в форме аналитических зависимостей приведена методика моделирования микроструктуры деформируемой среды с учетом текстуры по главным направлениям деформации. Проанализирована микроструктура в пере заготовки лопатки из титанового сплава ВТ9, полученной высокоскоростным объемным деформированием. Достигнута хорошая сходимость с экспериментальными данными.

The method of the microstructure modeling with taking into account structure on main strain directions of the forged material is suggested on the basis of the formalized representation of the well-known in metallurgy diagrams of dynamic recrystallization in the form of analytical dependences. The microstructure of the compressor blade made by high-speed forging process from the titanic alloy Ti88Al6Mo3Zr1.5 (VT9) is analysed. Good convergence with experimental data is reached.

Ключевые слова: динамическая рекристаллизация; моделирование микроструктуры; высокоскоростная штамповка.

Keywords: dynamic recrystallization; microstructure modeling; high-speed forging process.

В состав многих современных CAE-систем, предназначенных для решения различных задач пластического формообразования, входит модуль анализа микроструктуры деформированной заготовки как функции ее напряженно-деформированного состояния. В большинстве случаев связь между деформированным состоянием, определяемым локальными деформациями, скоростями деформации и параметрами микроструктуры, в частности размерами микрозерен, задается с помощью эмпирически полученных феноменологических моделей [1]. Для выявления постоянных коэффициентов этих моделей необходим большой объем экспериментального материала, который не всегда имеется в распоряжении.

Авторами настоящей статьи на основе теоретического анализа пластического течения поликристаллической среды была разработана методика и выведены уравнения динамической рекристаллизации, позволяющие формализовать известные в технике диаграммы рекристаллизации (Горелик С.С. Рекристаллизация металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1967. 402 с.). На основе предложенного формализованного представления динамической рекристаллизации в виде аналитических зависимостей возможно смоделировать микроструктуру деформируемой среды с учетом ее текстурированности.

В ходе теоретических исследований было установлено, что деформационная миграция границ зерен ε_{ii}^{w} при интенсивной пластической деформации пропорциональна квадрату скорости пластического течения v_i. Обработка результатов экспериментально полученных диаграмм динамической рекристаллизации с использованием феноменологических моделей, учитывающих этот фактор, подтверждает выдвинутую гипотезу.

Уравнение динамической рекристаллизации в дифференциальной форме имеет вид:

$$d\varepsilon_{ii}^{w} = (-1)^{n}\,\alpha_{w}\left(1-\frac{1-f_{\rho}^{w}}{f_{\rho}^{w} f_{ii}}\right)^{2} dT, \qquad (1)$$

где $f_{ii} = \dfrac{\Delta w_i}{v_i}$ – коэффициент текстурообразования в направлении оси i; Δw_i – скорость относительного смещения границ зерен в процессе деформирования; f_{ρ}^{w} – коэффициент, характеризующий склонность деформируемой среды к рекристаллизации; α_w – коэффициент тепловой миграции границ зерен; $d\varepsilon_{ii}^{w}$ – приращение относительной деформации по границам зерен; dT – приращение температуры.

Для практики более удобна интегральная форма уравнения динамической рекристаллизации, связывающая текущий d_i и исходный d_0 размеры зерна, температуру начала деформирования T_0 и текущую интенсивность скорости деформации $\dot{\varepsilon}_2^{v}$. Интегральная форма определяется следующими зависимостями:

$$\begin{aligned}
&\frac{d_i - d_0}{d_0} = (-1)^{n}\, a_0 \alpha_w (T_{\varepsilon} - T_0) k_i;\\
&k_i = \left(1-\frac{1-f_{\rho}^{w}}{f_{\rho}^{w} f_{ii}}\right)^{2} = (1 - a_{2i}(\dot{\varepsilon}_2^{v})^{-a_{\Sigma}})^{2};\\
&f_{ii} = f_{\text{ср}}\, k(\dot{\varepsilon}_{ii});\ f_{\text{ср}} = (f_{\text{ср}})_0 \left(\frac{\dot{\varepsilon}_2^{v}}{\dot{\varepsilon}_{2\varepsilon}^{v}}\right)^{-a_{\Sigma}};\\
&\alpha_w(T_0) = \alpha_{T=273}\left[\exp\left(\frac{Q}{R}\left(\frac{1}{273}-\frac{1}{T_0}\right)\right)\right]^{a_1},
\end{aligned} \qquad (2)$$

где неизвестные коэффициенты a_1, $a_\Sigma > 0$ и $a_0 = (f_{\text{ср}})_0(1-f_\rho^w)$, $a_{2i} = \dfrac{1-f_\rho^w}{f_\rho^w (f_{\text{ср}})_0 k(\dot{\varepsilon}_{ii})}(\dot{\varepsilon}_{2\varepsilon}^{\text{v}})^{a_\Sigma}$ находят экспериментальным путем по диаграммам динамической рекристаллизации, а коэффициент тепловой миграции границ зерен α_w определяется своим начальным значением $\alpha_{T=273}$, равным коэффициенту линейного расширения при 273 K, энергией активации самодиффузии Q, температурой деформирования T_0 и универсальной газовой постоянной R; $k(\dot{\varepsilon}_{ii})$ – коэффициент, учитывающий влияние скорости деформации $\dot{\varepsilon}_{ii}$ в направлении оси i;

$$f_\rho^w = b - \sqrt{b^2 - 1},\ b = 1 + 0{,}5 a_2 a_0 (\dot{\varepsilon}_{2\varepsilon}^{\text{v}})^{a_\Sigma};$$
$$(f_{\text{ср}})_0 = \frac{a_0}{1-f_\rho^w}. \qquad (3)$$

Коэффициент k_i в (2) определяет степень влияния скорости деформации на размер зерна. В предположении, что в условиях всестороннего неравномерного сжатия, при котором происходит процесс деформирования, интенсивная деформация способствует измельчению зерна, то в зависимостях (1) и (2) согласно условию (4) $n = 1$ и $n = 0$, если условие (4) не выполняется:

$$(n = 1 | d_i > d_0,\ T_0 > T_\varepsilon). \qquad (4)$$

Рассмотрим физический смысл уравнения динамической рекристаллизации (2). При деформировании от состояния среды $(T_0, \varepsilon_{2\varepsilon}^{\text{v}})$, характеризуемой температурой T_0 интенсивностью пластической деформации $\varepsilon_{2\varepsilon}^{\text{v}}$, до состояния $(T_\varepsilon, \varepsilon_2^{\text{v}})$, размер зерна в направлении оси i равен d_i. Поскольку предполагается, что при $\varepsilon_2^{\text{v}} \to \varepsilon_{2\varepsilon}^{\text{v}}$ разность $T_\varepsilon - T_0$ мала, то в (2) принимается $\alpha_w \approx \text{const}$.

Линеаризованное относительно текущей температуры представление уравнения динамической рекристаллизации в форме (2) справедливо настолько, насколько точно согласно (1) выполняется приближенное равенство $\left.\dfrac{d\varepsilon_{ii}^w}{dT}\right|_{f_{ii}=\text{const}} \approx \text{const}$.

При существенной разнице в состояниях $(T_0, \varepsilon_{2\varepsilon}^{\text{v}})$ и $(T_\varepsilon, \varepsilon_{2\varepsilon}^{\text{v}})$ предполагается кусочно-линейная аппроксимация, которая тем точнее, чем больше M и K:

$$d_i - d_0 = \sum_{m=1}^{M}\sum_{k=1}^{K}(-1)^n (d_i)_{m-1,\,k-1} a_0 \alpha_w (T_{m-1}) \times$$
$$\times (T_m - T_{m-1})[1 - (a_{2i})_k (\dot{\varepsilon}_2^{\text{v}})_k^{-a_\Sigma}]^2; \qquad (5)$$
$$(a_{2i})_k = \frac{1-f_\rho^w}{f_\rho^w (f_{\text{ср}})_0 k(\dot{\varepsilon}_{ii})}(\dot{\varepsilon}_2^{\text{v}})_{k-1}^{a_\Sigma}.$$

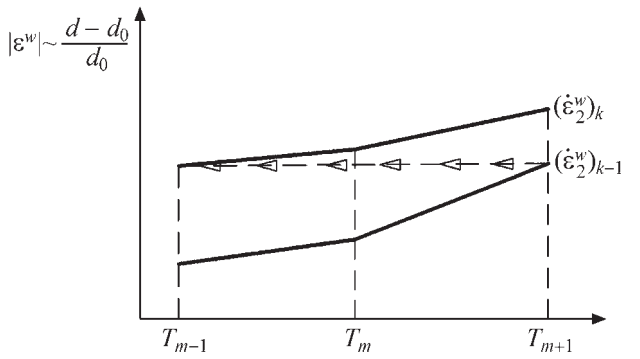


Рис. 1. Линеаризация уравнения динамической рекристаллизации

Принцип кусочно-линейной аппроксимации уравнения динамической рекристаллизации в форме (5) проиллюстрирован на рис. 1.

Для плоского деформированного состояния, к которому условно можно отнести высокоскоростную штамповку лопаток, справедливо соотношение

$$\dot{\varepsilon}_{ii}^{\text{v}} = -\dot{\varepsilon}_{jj}^{\text{v}} = \dot{\varepsilon}. \qquad (6)$$

В этом случае коэффициенты текстурообразования можно также представить в линеаризованном виде:

$$f_{ii} = f_{\text{ср}} k(\dot{\varepsilon}_{ii}^{\text{v}}) = f_0(1 + k_\varepsilon \dot{\varepsilon});$$
$$f_{jj} = f_{\text{ср}} k(-\dot{\varepsilon}_{ii}^{\text{v}}) = f_0(1 - k_\varepsilon \dot{\varepsilon}), \qquad (7)$$

где k_ε – постоянный коэффициент, отражающий чувствительность текстурообразования к виду деформированного состояния.

Согласно условию неразрывности для среднего по локальному объему размеру зерна $d_{\text{ср}}$, определяемого зависимостью $d_{\text{ср}} = \left(\prod_{l=i,\,j,\,k}^{3} d_l\right)^{\frac{1}{3}}$, в соответствии с (2) и (7), справедливо следующее соотношение:

$$\prod_{l=i,\,j}\left(1 - \frac{p}{f_0(1 \pm k_\varepsilon \dot{\varepsilon})}\right)^2 = -\prod_{l=i,\,j}\left(1 - \frac{p}{f_{\text{ср}}}\right)^2 (d_{\text{ср}} - d_0)^2,$$
$$p = \frac{1-f_\rho^w}{f_\rho^w}. \qquad (8)$$

Из уравнения (8) выразим неизвестные f_0 и k_ε через $f_{\text{ср}}$ и коэффициент $\bar{k}$:

$$\bar{k} = \frac{\dfrac{p}{f_0}\left(\dfrac{p}{f_0} - 2\right)}{\dfrac{p}{f_{\text{ср}}}\left(\dfrac{p}{f_{\text{ср}}} - 2\right)} = 0\ldots1; \qquad (9)$$

1. Коэффициенты модели динамической рекристаллизации для сплава ВТ9

α_{T_ε} при 273 К	$\frac{Q}{R}$, К	T_ε, К	a_0	a_1	a_2	a_Σ
$0{,}9\cdot10^{-5}$	$38{,}7\cdot10^3$	1191,465	0,001	0,141	0,565	1

$$f_0 = \frac{p}{1+\sqrt{1+\bar{k}\,\frac{p}{f_{\text{ср}}}\left(\frac{p}{f_{\text{ср}}}-2\right)}};\quad k_\varepsilon = \frac{1}{\dot{\varepsilon}}\sqrt{1+\bar{k}}. \qquad (10)$$

Из (9) и (10) тождественно следует, что при малой чувствительности к скорости деформации $\bar{k}=1$ и $f_0 = f_{\text{ср}}$.

Формула для расчета размера зерна после процесса деформации после подстановки в (2) зависимостей (7), (9), (10) принимает вид:

$$d_i = (-1)^n (f_{\text{ср}})_0 (1-f_\rho)\alpha_w (T_0 - T_\Sigma)\times$$
$$\times\left(1-\frac{1-f_\rho^w}{f_\rho^w f_0\left(1+(-1)^n(1+\bar{k})^{\frac{1}{2}}\right)}\right)^2 (d_i)_0 + (d_i)_0. \qquad (11)$$

Для больших деформаций, где применима кусочно-линейная аппроксимация в форме (5), справедлива следующая зависимость, полученная из (11) с учетом (10):

$$d_i - d_0 = \sum_{m=1}^{M}\sum_{k=1}^{K}(-1)^n (d_i)_{m-1,\,k-1}(f_{\text{ср}})_0 \times$$
$$\times(1-f_\rho)\alpha_w (T_{m-1})(T_m - T_{m-1})\times \qquad (12)$$
$$\times\left(1-\frac{1-f_\rho^w}{f_\rho^{\omega}(f_0)_k\left(1+(-1)^n(1+\bar{k})^{\frac{1}{2}}\right)}\right)^2;$$
$$(f_0)_k = f_0((f_{\text{ср}})_k);\ (f_{\text{ср}})_k = (f_{\text{ср}})_0\left(\frac{(\dot{\varepsilon}_2^{\text{v}})_k}{(\dot{\varepsilon}_2^{\text{v}})_{k-1}}\right)^{a_\Sigma}.$$

В зависимостях (5), (11) и (12) для размера зерна d_i, измеренного в направлении оси i вдоль которой деформация ε_{ii} принимает положительное значение, показатель $n=0$, поэтому само зерно будет увеличенным и вытянутым. Для оси j выполняется условие $\varepsilon_{jj} < 0$, поэтому показатель $n=1$ в (12) и $d_j < d_0$, т.е. зерно будет иметь меньшие размеры по сравнению с исходным значением.

Модель динамической рекристаллизации для титанового сплава ВТ9 определяется по экспериментально найденным коэффициентам в соответствии с зависимостью (2). Значения коэффициентов приведены в табл. 1. Коэффициенты модели рассчитывали по результатам измерения размеров зерна в ходе предварительно проведенных экспериментов по высокоскоростной осадке цилиндрических образцов из сплава ВТ9. Диапазон исследуемых степеней деформации составил 5...100 %, температурный диапазон – 650...1200 °С.

Экспериментальное исследование микроструктуры проводили после высокоскоростной штамповки лопаток ГТД из титанового сплава ВТ9 на пневматическом молоте ВСМ-4 с начальной скоростью движения падающих частей 40 м/с.

Параметры, необходимые для расчета параметров микроструктуры, приведены в табл. 2.

Минимальное число разбиений по температуре и степени деформации (соответственно число разбиений M и K в формулах (5) и (12)), необходимых для использования уравнения динамической рекристаллизации в форме (2) с коэффициентами по табл. 1, определяли из условий:

$$\frac{1}{M}\left|\frac{T_\varepsilon - T_0}{T_\varepsilon}\right| < 0{,}05;\ \left(1+\frac{e_{\max}}{100\,\%}\right) > \sqrt[K]{\lambda_\Sigma}, \qquad (13)$$

где $e_{\max}$ – верхняя граница диапазона применимости по степени деформации.

2. Параметры процесса высокоскоростной штамповки лопатки ГТД

Параметры				Исходный размер зерна в замке при начальной вытяжке d_0, мкм	Условно постоянные коэффициенты	
геометрические		технологические				
Коэффициент вытяжки в области перехода замок–перо лопатки λ_Σ	Начальная степень вытяжки в замке лопатки λ_0	Температура начала деформации T_0, К	Начальная скорость деформирования v_0, м/с		f_ρ^w по (3) и (14)	$(f_{\text{ср}})_0$ по (3)
5,1	1,1	1223	40	5,8	0,9984	0,0629

3. Параметры расчета размера зерна штампованной заготовки лопатки

k по (13)	$\frac{(\dot{\varepsilon}_2^{\text{v}})_k}{(\dot{\varepsilon}_2^{\text{v}})_{k-1}}$	$(f_{\text{ср}})_k$ по (2)	$\bar{k}$ по (9)	$(f_0)_k$ по (10)	α_w по (2)	Конечный размер зерна, мкм	
						меньший d_i	больший d_j
						по (12)	
1	2,388	0,0263	0,9	0,0294	49,8	4,6	6,67
2	2,431	0,0259	0,9	0,0288	49,8	3,7	7,7
3	2,431	0,0259	0,9	0,0288	49,8	2,9	7,7

Для приведенных в табл. 2 данных в соответствии с (13) приняли $M = 1$, $K = 3$. Для расчета коэффициентов f_{ρ}^{w} и $(f_{\text{ср}})_0$, определяемых зависимостью (3), рассчитывали среднюю интенсивность скорости деформации:

$$\dot{\varepsilon}_{2\varepsilon}^{\text{v}} = \frac{\int\limits_{w} \dot{\varepsilon}_2^{\text{v}} dw}{W} \approx \frac{\sqrt{2}}{3K} \ln \lambda_{\Sigma}, \qquad (14)$$

где W – объем очага пластической деформации.

В табл. 3 приведены расчеты размеров зерна при высокоскоростной штамповке лопаток, выполненные на основе модели динамической рекристаллизации, определяемой зависимостями (2)–(14).

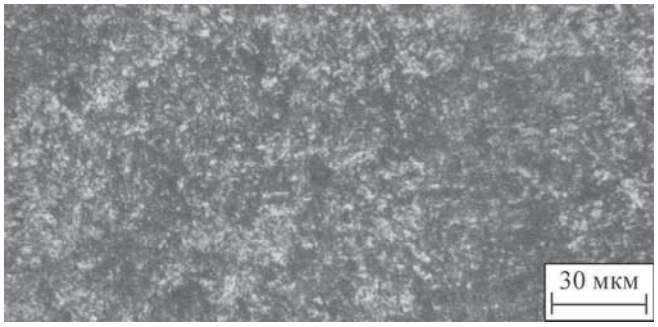


Рис. 2. Фрагмент микроструктуры замка лопатки (размер зерна $d_0 = 5{,}8$ мкм)

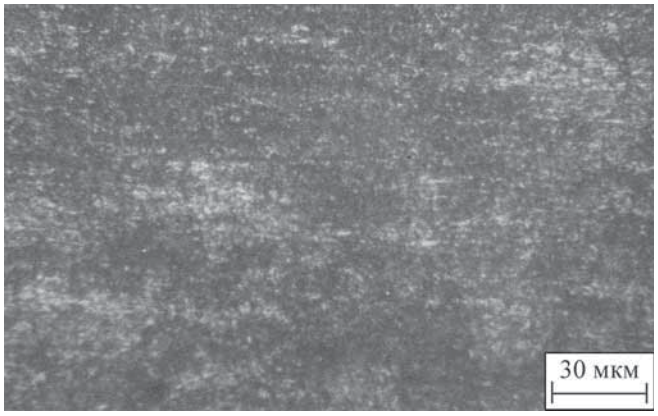


Рис. 3. Фрагмент микроструктуры пера лопатки в прикомлевой области (размеры зерна $d_i = 3$ мкм, $d_j = 8$ мкм)

На основе модели динамической рекристаллизации были определены размеры зерна в прикомлевой области пера у штампованной из титанового сплава ВТ9 заготовки лопатки компрессора ГТД (см. табл. 3). Рассчитанные размеры сравнивали с фрагментами микроструктуры, полученными из микрошлифов, вырезанных из замка и пера отштампованной на высокоскоростном молоте ВСМ-4 лопатки.

Фрагменты микроструктуры лопатки представлены на рис. 2 и 3. Микроструктура замка лопатки равновесная, средний размер зерна 5,8 мкм. После процесса деформации при переходе в замок лопатки структура – игольчатая, вытянутая в направлении максимального значения деформации. Размер зерна в этом направлении составил 8 мкм, в ортогональном направлении – 3 мкм.

Анализ параметров микроструктуры штампованной лопатки показал хорошую сходимость предложенного аналитического метода расчета параметров микроструктуры, относительная погрешность в определении размеров зерна для рассматриваемого случая составила 3,9 %.

Выводы

1. Формализованное представление динамической рекристаллизации в виде зависимостей (2)–(14) позволяет смоделировать микроструктуру деформированной среды с учетом текстуры по главным направлениям деформации.

2. При больших степенях деформации возможно использовать кусочно-линейные аппроксимирующие уравнения динамической рекристаллизации в форме (12), представляющие последовательность деформационных процессов, каждый из которых определен в известных интервалах степеней деформации и температуры.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **DEFORM 3D.** URL: http://www.tesis.com.ru/software/deform/3d.php (дата обращения: 7.06.2011).

Игорь Леонидович Шитарев, д-р техн. наук;
Александр Исаакович Хаймович, канд. техн. наук,
berill_samara@bk.ru

УДК 669.021

И.И. Рожков, В.А. Васильев *(Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева)*

Распределение внутренних напряжений в изделиях с переменным химическим составом по сечению, подвергаемых поверхностному упрочнению

Приведена зависимость внутренних напряжений от расстояния от поверхности при охлаждении в изделиях с различным химическим составом по сечению. Установлены причины деформации изделий на различных стадиях термической и химико-термической обработок.

Dependence of internal stresses on distance from surface is resulted at cooling in products with different chemical composition on section. The causes of products deformation after heat and chemical and heat treatment are established.

Ключевые слова: закалка; внутренние напряжения; химико-термическая обработка; прочностные характеристики; механические свойства.

Keywords: hardening; internal stresses; chemical and heat treatment; strength characteristics; mechanical properties.

Большинство деталей машин работает в условиях износа, кавитации, циклических нагрузок, коррозии при криогенных и высоких температурах. В этих условиях в поверхностных слоях металла, где сосредоточены основные концентраторы напряжений, возникают максимальные напряжения. Для работы в условиях трения поверхность детали должна иметь высокую износостойкость. Сопротивление циклическим и вибрационным нагрузкам обеспечивается вязкой сердцевиной изделия. Для достижения всего комплекса свойств деталь необходимо подвергать поверхностному упрочнению.

Химико-термическая обработка, повышая твердость, износостойкость, задиростойкость, кавитационную и коррозионную стойкость и создавая на поверхности деталей благоприятные остаточные напряжения сжатия, увеличивает надежность и долговечность машин. Химико-термическая обработка сочетает термическое и химическое воздействия в целях изменения химического состава, структуры и свойств поверхностного слоя металла или сплава. При выполнении этих операций неизбежно возникают значительные внутренние напряжения, приводящие к растрескиванию детали.

Для изучения действующих технологических процессов изготовления ответственных тяжелонагруженных деталей машин, а именно детали вал-шестерня, было проведено исследование. Наиболее сложным местом для термической обработки вала-шестерни являются зубья. Поломку могут вызывать большие перегрузки ударного или статического действия, повторные перегрузки, вызывающие малоцикловую усталость, или многократно повторяющиеся нагрузки, вызывающие усталость материала. Поверхность зубьев должна быть надежно упрочнена, так как вследствие контактных напряжений могут образовываться внутренние трещины. Основу изучаемых материалов составили результаты исследований марки стали 12ХН3А, широко применяемой в ОАО "Кировский Машзавод 1 Мая".

При изготовлении детали вал-шестерня из стали 12ХН3А после цементации имеют место значительное коробление и растрескивание детали по длине, причем в одной печной садке изменение геометрии заготовок различное. Рихтовка данных деталей – процесс трудоемкий и технически сложный.

Существуют методики расчета внутренних напряжений материалов с постоянным химическим составом по сечению изделий. Однако на практике возникают ситуации, когда химический состав изделия по сечению переменный, и поверхностный слой резко отличается от внутренних слоев изделия. Возникающие внутренние напряжения от перепада температур и структурных превращений, протекающих в материале на стадии различных видов обработок, становятся переменными как и теплофизические характеристики.

В процессе химико-термической обработки и последующей термической обработки возникают внутренние напряжения в теле вследствие градиента температур. Эти напряжения могут быть определены по предлагаемой в статье методике, которая отличается от методик [1, 2] тем, что теплофизические характеристики берутся исходя из послойного изменения химического состава нагреваемого тела:

1) определяем температурное поле по сечению цилиндра на основе решения дифференциального урав-

нения теплопроводности при граничных условиях III рода, при нагреве (охлаждении) по закону Ньютона:

$$\Theta = \frac{t}{t_c} = 1 - \sum A_n I_0\left(\mu_n \frac{r}{R}\right) e^{-\mu_n^2 F_0}, \qquad (1)$$

где t_c – температура греющей среды, °С; t – температура в искомой точке тела, °С (начальное температурное поле по сечению цилиндра равномерно и равно нулю); $A_n = \frac{2I_1(\mu_n)}{\mu_n (I_0^2(\mu_n) + I_1^2(\mu_n))}$ – постоянные коэффициенты (тепловые амплитуды, зависящие от числа Био); $I_0(\mu_n)$, $I_1(\mu_n)$ – функции Бесселя; μ_n – корень трансцендентного уравнения $\frac{I_0(\mu)}{I_1(\mu)} = \frac{1}{\mathrm{Bi}}\mu$; $\mathrm{Bi} = \frac{\alpha R}{\lambda}$ – число Био; $F_0 = \frac{a\tau}{R^2}$ – число Фурье; α – коэффициент теплоотдачи, Вт/(м^2·К); a – коэффициент температуропроводности, м^2/с; τ – время, с; r – расстояние от поверхности; R – радиус цилиндра;

2) принимаем

$$\dot{\sigma} = \frac{\sigma(1-\mu)}{\beta E t_c}; \ \eta = \frac{\sigma_s}{\beta E t_c}; \ \dot{\varepsilon}_z = \varepsilon_z \frac{E}{\sigma_s}, \qquad (2)$$

где σ – внутренние напряжения; β – коэффициент линейного расширения; E – модуль нормальной упругости; μ – коэффициент Пуассона; σ_s – предел текучести; ε_z – продольная деформация;

3) с помощью последовательных приближений определяем границы (радиус) зон упругой и пластической деформаций:

$$-\frac{2}{r_0^2}\int_0^{r_0} \theta r dr - \theta(r_0) = \frac{2(1-\mu)\eta}{\sqrt{3}}, \qquad (3)$$

где r_0 – радиус зоны пластической деформации, м; θ – температурное поле;

4) рассчитываем пластические радиальные и тангенциальные напряжения:

$$\sigma_r^{\text{пл}} = \frac{2(1-\mu)\eta}{\sqrt{3}} \ln\frac{R}{r}; \ \sigma_\tau^{\text{пл}} = \frac{2(1-\mu)\eta}{\sqrt{3}}\left(\ln\frac{R}{r} - 1\right); \qquad (4)$$

5) определяем упругие радиальные и тангенциальные напряжения:

$$\dot{\sigma}_r^{\text{упр}} = \frac{1}{r_0^2}\int_0^{r_0} \theta r dr - \frac{1}{r^2}\int_0^{r} \theta r dr + \frac{2(1-\mu)\eta}{\sqrt{3}} \ln\frac{R}{r_0}; \qquad (5)$$

$$\dot{\sigma}_\tau^{\text{упр}} = \frac{1}{r_0^2}\int_0^{r_0} \theta r dr + \frac{1}{r^2}\int_0^{r} \theta r dr - \theta + \frac{2(1-\mu)\eta}{\sqrt{3}} \ln\frac{R}{r_0}; \qquad (6)$$

6) рассчитываем модуль пластичности:

$$\psi = \frac{\left(\frac{r_0}{r}\right)^2 \left(\frac{2}{r_0^2}\int_0^{r_0} \theta r dr - \theta(r_0)\right)}{-\frac{2(1-\mu)\eta}{\sqrt{3}}} + \frac{(1-\mu)\left(\frac{2}{r^2}\int_{r_0}^{r} \theta r dr + \left(\frac{r_0}{r}\right)^2 \theta(r_0) - \theta\right)}{-\frac{2(1-\mu)\eta}{\sqrt{3}}}; \qquad (7)$$

7) определяем продольную деформацию:

$$\varepsilon_z = \frac{(1-\mu)\left(\frac{1}{r_0^2}\int_0^{r_0} \theta r dr + \frac{1}{r_0^2}\int_{r_0}^{r} \frac{\theta r dr}{\psi}\right)}{(1-\mu)\eta\left(0{,}5 + \frac{1}{r_0^2}\int_{r_0}^{R} \frac{r dr}{\psi}\right)} - \frac{\frac{\mu}{r_0^2}\int_0^{r_0} (\dot{\sigma}_r^{\text{упр}} + \dot{\sigma}_\tau^{\text{упр}}) r dr - \frac{0{,}5}{r_0^2}\int_{r_0}^{R} (\dot{\sigma}_\tau^{\text{пл}} + \dot{\sigma}_\tau^{\text{пл}}) r dr}{(1-\mu)\eta\left(0{,}5 + \frac{1}{r_0^2}\int_{r_0}^{R} \frac{r dr}{\psi}\right)}; \qquad (8)$$

8) рассчитываем осевые упругие и пластические напряжения:

$$\sigma_z^{\text{упр}} = \mu(\dot{\sigma}_r^{\text{упр}} + \dot{\sigma}_\tau^{\text{упр}}) + (1-\mu)\eta\dot{\varepsilon}_z - (1-\mu)\theta; \qquad (9)$$

$$\sigma_z^{\text{пл}} = 0{,}5(\dot{\sigma}_r^{\text{пл}} + \dot{\sigma}_\tau^{\text{пл}}) + \frac{(1-\mu)\eta}{\psi}\dot{\varepsilon}_z - \frac{(1-\mu)\theta}{\psi}. \qquad (10)$$

При расчетах внутренних напряжений использовали цилиндр из стали 12ХН3А радиусом 56 мм, прошедший химико-термическую обработку.

Учитывали следующие характеристики конкретных слоев изделия с разным химическим составом: коэффициент теплоотдачи α; коэффициент теплопроводности λ; коэффициент температуропроводности a; коэффициент линейного расширения β.

Рассчитав число Био Bi, определяли корни трансцендентного уравнения $\frac{I_0(\mu)}{I_1(\mu)} = \frac{1}{\mathrm{Bi}}\mu$ μ_1, μ_2, ..., μ_n и далее по таблицам из работы Э.А. Чистовой (Таблицы функций Бесселя от действительного аргумента и интегралов от них. М.: Изд-во акад. наук СССР, 1958. 524 с.) – функции Бесселя $I_0(\mu_n)$, $I_1(\mu_n)$, по которым рассчитывали постоянные коэффициенты (тепловые амплитуды) A_1, A_2, ..., A_n.

На рис. 1, 2 приведены зависимости остаточных напряжений σ от расстояния r от поверхности цилиндра при закалке в масле и в подогретом масле.

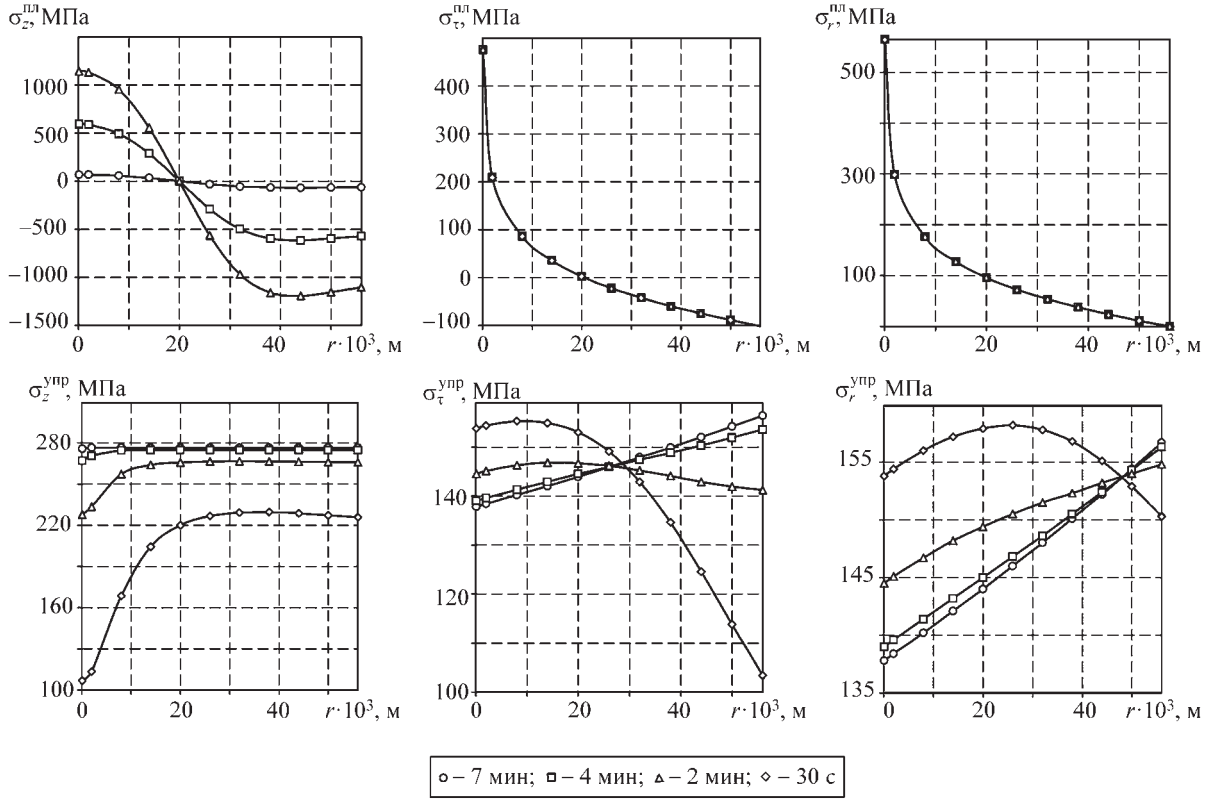


Рис. 1. Распределение остаточных напряжений σ в зависимости от расстояния *r* от поверхности цилиндра при закалке в масле

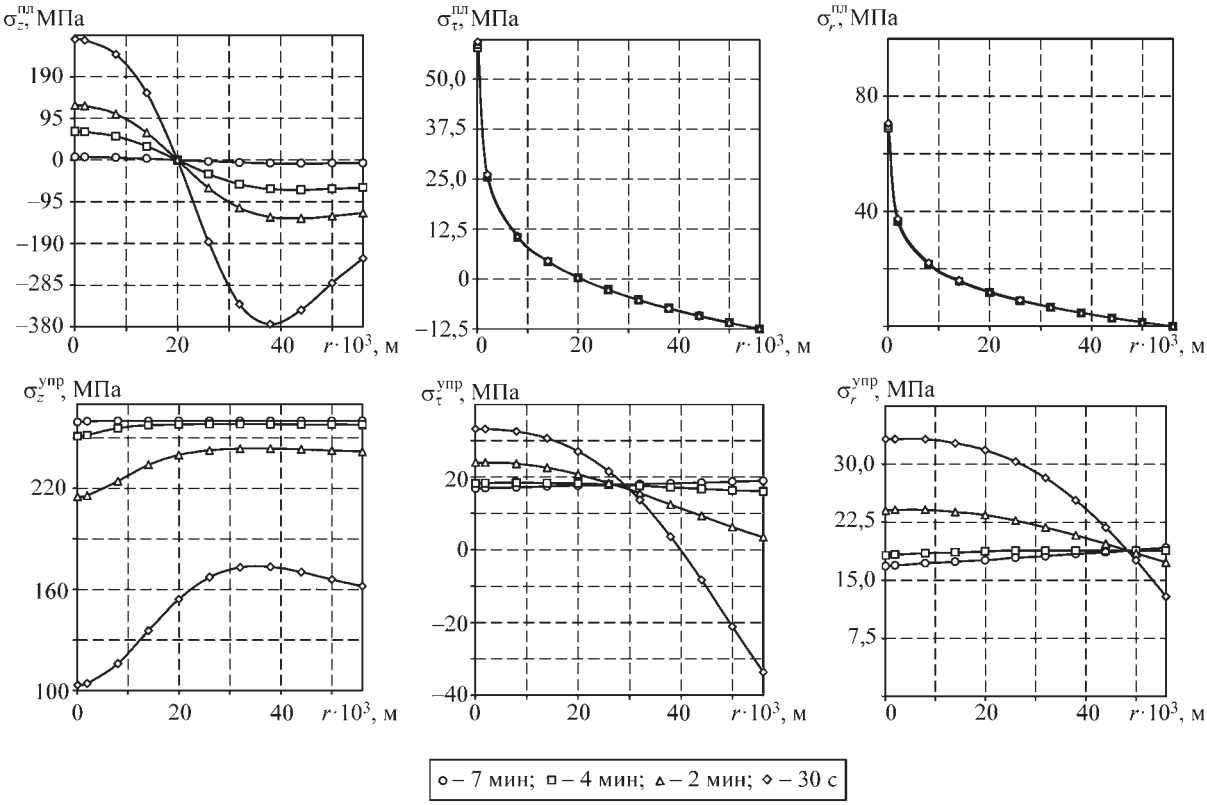


Рис. 2. Распределение остаточных напряжений σ в зависимости от расстояния *r* от поверхности цилиндра при закалке в подогретом масле (*t* = 160 °С)

Результаты расчетов позволили установить, что опасные напряжения возникают на границе перехода от цементованного слоя к основе изделия.

Образование трещин происходит из-за неправильного выбора коэффициента теплоотдачи α как при нагреве детали, так и при охлаждении, от которого прямо пропорционально зависит число Био и соответственно температурное поле θ. Таким образом, при правильном выборе коэффициента теплоотдачи α (особенно при охлаждении детали) уменьшается градиент температур, что способствует уменьшению возникновения внутренних напряжений.

Для уменьшения градиента температур, приводящего к значительным внутренним напряжениям в деталях, предложенный режим закалки в подогретом масле снижает уровень остаточных напряжений в 5–8 раз.

Предложенная методика расчета внутренних напряжений для сталей, прошедших химико-термическую обработку и последующую термическую обработку, позволяет найти причины возникновения трещин и определить пути их устранения.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Тимофеев В.Н., Самойлович Ю.А.** Оценка влияния пластической деформации на температурные напряжения при нагреве стального цилиндра // Горение, теплообмен, процессы нагрева: сб. науч. тр. ВНИИМТ. 1963. № 10. С. 68–80.

2. **Темлянцев М.В., Осколкова Т.Н.** Трещинообразование в процессах нагрева и охлаждения сталей и сплавов. М.: Флинта: Наука, 2005. 195 с.

Игорь Иванович Рожков, канд. техн. наук;
Виктор Александрович Васильев, д-р техн. наук,
taep@nntu.nnov.ru

РЕКЛАМА ВАШЕЙ ПРОДУКЦИИ В НАШЕМ ЖУРНАЛЕ – один из способов достижения Вашего успеха!

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

Публикация рекламного объявления в нашем журнале даст Вам возможность:

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

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

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

ООО "Издательство **Машиностроение**", 107076, Москва, Стромынский пер., 4
Учредитель ООО "Издательство Машиностроение". **E-mail: zpm@mashin.ru**
Телефоны редакции журнала: (499) 268-47-19, 268-36-54, 268-69-19. **http://www.mashin.ru**
Дизайнер *Поджиботов К.Ю.* Технический редактор *Жиркина С.А.* Корректоры *Сажина Л.И., Сонюшкина Л.Е.*
Сдано в набор 14.09.2011 г. Подписано в печать 27.10.2011 г. Формат 60×88 1/8. Бумага офсетная. Печать офсетная.
Усл. печ. л. 5,88. Уч.-изд. л. 6,71. Заказ 766. 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.