ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

ЗАГОТОВИТЕЛЬНЫЕ ПРОИЗВОДСТВА В МАШИНОСТРОЕНИИ

(Кузнечно-прессовое, литейное и другие производства)

Том 15 № 6 июнь 2017

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

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

Зам. главного редактора
СЕРИКОВА Е.А.

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

Ответственный за подготовку и выпуск номера
СЕРИКОВА Е.А.

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

За содержание рекламных материалов ответственность несет рекламодатель

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

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

СОДЕРЖАНИЕ

Литейное и сварочное производства

Шатульский А.А., Зайцев Н.А., Голубенцев А.В. Разработка методики выбора параметров термической обработки рабочих лопаток ГТУ из сплава ЧС88У-ВИ 243
Козырев Н.А., Крюков Р.Е., Крюков Н.Е., Ковальский И.Н., Усольцев А.А. Разработка новых сварочных флюсов и флюс-добавок для сварки и наплавки стали на основе техногенных отходов металлургического производства 249

Кузнечно-штамповочное производство

Грязев М.В., Ларин С.Н., Пасынков А.А. Оценка влияния технологических факторов на предельный коэффициент раздачи трубных заготовок коническим пуансоном . . . 255
Крук А.Т., Соков В.И. Экспериментальная оценка динамичности и определение среднего приведенного коэффициента трения главного исполнительного механизма кривошипного горячештамповочного пресса 260

Прокатно-волочильное производство

Железков О.С., Мухаметзянов И.Ш., Малаканов С.А., Тюленев Д.Г. Формирование проволоки трапециевидного профиля с использованием плющения и волочения в двухроликовой волоке 267

Материаловедение и новые материалы

Хайдоров А.Д., Юнусов Ф.А. Технология термической обработки высоколегированных сталей в вакуумных печах 271
Егоров М.С., Егорова Р.В., Фисунова Е.И., Авакян О.А. Формирование межчастичного сращивания горячедеформированных порошковых сталей, полученных из легированных порошков 277

Информация

Солдатов В.Г., Жижкина Н.А., Вавилин Я.А. Процессный подход к формированию показателей качества литейной продукции 282

Журнал входит в перечень утвержденных ВАК РФ изданий для публикации трудов соискателей ученых степеней, в базу данных Chemical Abstracts

Журнал выходит при содействии:
Академии проблем качества Российской Федерации; Министерства образования и науки Российской Федерации; Воронежского завода тяжелых механических прессов; ЦНИИЧермета; ВНИИМЕТМАШа; ИМЕТ РАН; ООО "МЕТАЛЛИТМАШ"; АО "НПО "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 "Инновационное машиностроение", "Заготовительные производства в машиностроении", 2017

SCIENTIFIC TECHNICAL AND PRODUCTION JOURNAL

BLANKING PRODUCTIONS IN MECHANICAL ENGINEERING

(Press forging, foundry and other productions)

Vol. 15 № 6 June 2017

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

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

Editorial Assistant
SERIKOVA E.A.

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

This issue prepared with assistance of specialist
SERIKOVA E.A.

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

An advertiser is responsible for the promotional materials

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

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

CONTENTS

Foundry and Welding Productions

Shatul'sky A.A., Zaytsev N.A., Golubentsev A.V. Method development for choice of heat treatment parameters of gas-turbine installation ChS88U alloy working blades 243
Kozyrev N.A., Kryukov R.E., Kryukov N.E., Koval'sky I.N., Usol'tsev A.A. Development of new welding fluxes and flux-additives for welding and surfacing of steel on basis of technogenic wastes of metallurgical production 249

Forging and Stamping Production

Gryazev M.V., Larin S.N., Pasynkov A.A. Effect of technological factors on limit ratio of expansion of round billets by conical punch 255
Kruk A.T., Sokov V.I. Experimental assessment of dynamic loads and definition of average superficial friction factor of main actuating mechanism of crank hot-stamping press 260

Rolling and Drawing Production

Zhelezkov O.S., Mukhametzyanov I.Sh., Malakanov S.A., Tyulenev D.G. Forming of trapezoidal wire with use of flattening and drawing in double-roll die 267

Physical Metallurgy and New Materials

Khaydorov A.D., Yunusov F.A. Technology of heat treatment of high-alloyed steels in vacuum furnaces 271
Egorov M.S., Egorova R.V., Fisunova E.I., Avakyan O.A. Formation of interparticle intergrowth of hot-rolled powder steels received from alloy powders 277

Information

Soldatov V.G., Zhizhkina N.A., Vavilin Ya.A. Process approach to formation of quality indicators of foundry production 282

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

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

© "Innovative Mashinostroenie Publishers", "Blanking productions in mechanical engineering", 2017

УДК 629.7.04

А.А. Шатульский, Н.А. Зайцев, А.В. Голубенцев
(Рыбинский государственный авиационный технический университет имени П.А. Соловьева)

Разработка методики выбора параметров термической обработки рабочих лопаток ГТУ из сплава ЧС88У-ВИ

Представлены результаты исследования структурных и фазовых превращений, протекающих в сплаве ЧС88У-ВИ в широком интервале температур. Предложена методика выбора режима термической обработки, обеспечивающего получение требуемых характеристик сплава.

Ключевые слова: никелевый жаропрочный сплав; структура; фазовый состав; свойства.

Research results of structure and phase transformation in ChS88U alloy in wide temperature range are presented. Alternative choice of procedure of heat treatment mode to obtain of required alloy characteristics is offered.

Keywords: nickel-based high-temperature alloy; phase structure; properties.

Анализ эксплуатационных разрушений рабочих лопаток ГТУ с различной наработкой показал, что зарождению и развитию усталостных трещин, являющихся причиной разрушения, в большинстве случаев способствовало неудовлетворительное состояние микроструктуры (рис. 1), в частности, наличие в замковой части лопатки большого количества колоний эвтектических образований ($\gamma + \gamma'$)-фазы по границам зерен и в междендритных областях (более 7 %).

При этом в осях дендритов наблюдаются частицы γ'-фазы кубической формы размерами 0,5...0,7 мкм, в межосных пространствах располагаются неоднородные частицы γ'-фазы более крупных размеров 2...5 мкм. Также присутствуют выделения мелкодисперсных частиц, их размеры достигают 0,3 мкм.

Как известно, окончательное формирование микроструктуры сплава [1, 2] осуществляется в результате термической обработки, при которой должна быть устранена дендритная ликвация при условии отсутствия реакций, связанных с образованием нежелательных (вредных) фаз, а также обеспечено формирование однородной по составу и размеру интерметаллидной упрочняющей γ'-фазы.

Таким образом, применяющийся в производственных условиях режим термической обработки, включающий в себя высокотемпературную гомогенизацию — нагрев до темпера-

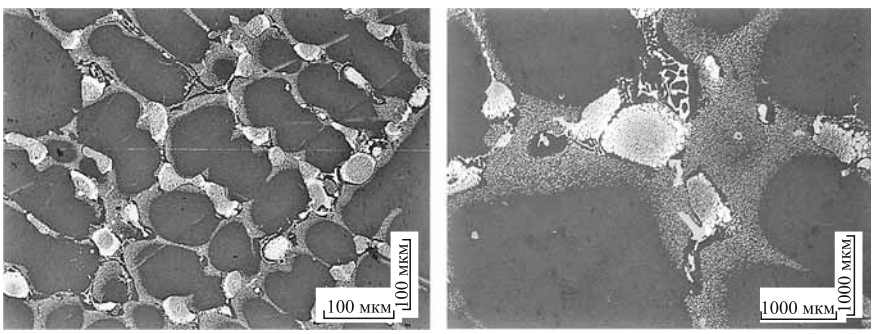


Рис. 1. Колонии эвтектических образований ($\gamma + \gamma'$)-фазы по границам зерен и в междендритных областях в микроструктуре материала разрушенной при эксплуатации рабочей лопатки 1-й ступени из сплава ЧС88У-ВИ

туры 1160 °С, выдержка 6 ч, охлаждение в аргоне со скоростью 30...40 °С/мин до 600 °С, далее на воздухе; гомогенизацию — нагрев до 1050 °С, выдержка 4 ч, охлаждение в аргоне со скоростью 30...40 °С/мин до температуры 600 °С, далее на воздухе и старение — нагрев до 850 °С, выдержка 16 ч, охлаждение с печью не обеспечивает получения однородной структуры сплава, а следовательно, и требуемого уровня свойств.

Выбор температур термической обработки сплава обычно осуществляют исходя из значений температур фазовых переходов, а продолжительность выдержки определяют требованием максимально возможного устранения дендритной ликвации при условии отсутствия реакций, связанных с образованием вредных фаз (σ-, μ-, η-).

Степень дендритной ликвации зависит от химического состава сплава, условий кристаллизации (интервал, скорость роста и т.д.), относительного положения в многокомпонентном пространстве легирующих элементов поверхностей солидуса и ликвидуса, условий высокотемпературной выдержки (гомогенизации) в твердом состоянии и т.д.

При этом первые два фактора определяют уровень эксплуатационных характеристик сплава, а последний — степень выравнивания его состава и, соответственно, возможность образования различных (в том числе снижающих работоспособность) фаз.

Уровень ликвационной неоднородности сложнолегированных никелевых жаропрочных сплавов после термической обработки характеризуется коэффициентом ликвации легирующих элементов

$$K_{л.i} = \frac{C_{МДП.i}}{C_{ОД.i}},$$

где $C_{МДП.i}$, $C_{ОД.i}$ — концентрации i-го элемента в междендритных пространствах (МДП) и в осях дендритов (ОД) первого порядка соответственно.

Принято считать, что продолжительность выдержки при гомогенизации является достаточной и обеспечивает практически полное выравнивание химического состава осей и междендритных участков сплава при значениях $K_{л.i}$ (после гомогенизации), наиболее близких к 1.

Для установления оптимального времени выдержки при гомогенизации рабочих лопаток 1-й ступени из сплава ЧС88У-ВИ было проведено экспериментальное исследование влияния продолжительности нагревов на коэффициенты ликвации легирующих элементов в сплаве.

Исследования проводили на образцах, вырезанных из замковой части натурной рабочей лопатки 1-й ступени в литом состоянии. Образцы подвергали гомогенизации при температурах T_1 = 1185 °С и T_2 = 1160 °С с различным временем выдержки (2; 3; 5 и 7 ч). Температуры гомогенизации были выбраны с учетом условия $T_1 > T_{п.р}$ на 20 °С, а $T_2 = T_{п.р}$, где $T_{п.р}$ — температура полного растворения γ'-фазы, по данным [2] принята равной 1162 °С.

После термической обработки на электронном микроскопе JEOL JSM-6610LV, оснащенном микрорентгеноспектральным анализатором, определяли содержания (концентрации) легирующих элементов в осях дендритов $C_{ОД.i}$ и межосных пространствах $C_{МДП.i}$.

На рис. 2 представлена микроструктура образца в литом состоянии. Видно, что частицы упрочняющей γ'-фазы в осях дендритов и межосном пространстве значительно отличаются по размеру и имеют разную форму. Точки 1 и 2 на рис. 2 — места замеров концентрации легирующих элементов в осях и междендритных пространствах.

Полученные усредненные данные по концентрации и расчетным значениям коэффициентов ликваций $K_{л.i}$ по основным легирующим элементам приведены в табл. 1. Анализ результатов показал, что при температуре гомогенизации T_2 = 1160 °С (ниже $T_{п.р}$) продолжительность выдержки 2...7 ч не приводит к устранению ликвации элементов и прежде всего титана.

Температура гомогенизации T_2 = 1160 °С является недостаточной для протекания в полной

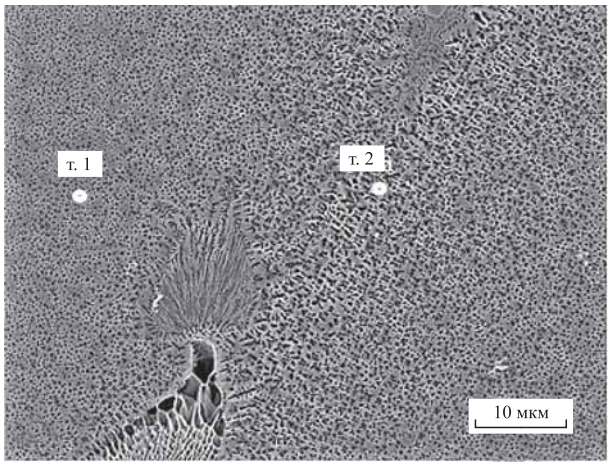


Рис. 2. Микроструктура образца из сплава ЧС88У-ВИ в литом состоянии:

т. 1 — междендритное пространство с крупными выделениями упрочняющей γ'-фазы округлой формы; т. 2 — оси дендритов с равномерно выделившейся мелкой кубической упрочняющей γ'-фазой

1. Концентрации легирующих элементов в образцах

Состояние образца	Место анализа, $K_{л.i}$	Содержание элементов, % мас., значение коэффициента $K_{л.i}$ соответствующего элемента					
		Ti	W	Al	Ni	Cr	Co
Литое	ОД	3,71	6,33	4,09	61,64	16,43	8,48
	МДП	5,46	4,79	3,44	57,70	17,97	9,04
	$K_{л.i}$	**1,47**	**−1,32**	**−1,2**	**−1,1**	**1,1**	**1,06**
ТО (1185 °С, 2 ч)	ОД	4,48	5,66	4,00	60,87	17,19	8,40
	МДП	5,72	3,83	3,53	59,23	18,25	8,71
	$K_{л.i}$	**1,28**	**−1,47**	**−1,14**	**−1,09**	**1,06**	**1,04**
ТО (1185 °С, 3 ч)	ОД	4,70	5,93	3,72	59,13	17,11	8,55
	МДП	5,50	4,24	3,47	57,92	17,97	8,67
	$K_{л.i}$	**1,17**	**−1,42**	**−1,07**	**−1,02**	**1,05**	**1,01**
ТО (1185 °С, 5 ч)	ОД	4,85	5,57	3,71	57,95	17,74	8,74
	МДП	5,20	4,40	3,59	57,39	18,58	8,99
	$K_{л.i}$	**1,07**	**−1,26**	**−1,03**	**−1,01**	**1,05**	**1,03**
ТО (1185 °С, 7 ч)	ОД	4,80	5,20	3,83	59,72	16,19	8,62
	МДП	5,80	3,93	3,57	56,86	17,80	9,15
	$K_{л.i}$	**1,21**	**−1,32**	**−1,08**	**−1,05**	**1,1**	**1,06**
Литое	ОД	3,71	6,33	4,09	61,64	16,43	8,48
	МДП	5,46	4,79	3,44	57,70	17,97	9,04
	$K_{л.i}$	**1,47**	**−1,32**	**−1,2**	**−1,1**	**1,1**	**1,06**
ТО (1160 °С, 2 ч)	ОД	4,19	5,90	3,77	60,85	15,62	7,99
	МДП	5,78	4,25	3,34	57,46	18,62	8,99
	$K_{л.i}$	**1,39**	**−1,43**	**−1,12**	**−1,06**	**1,19**	**1,13**
ТО (1160 °С, 3 ч)	ОД	5,15	6,25	3,72	59,13	17,11	8,55
	МДП	4,21	4,57	3,47	57,92	17,97	8,67
	$K_{л.i}$	**1,22**	**−1,36**	**−1,08**	**−1,02**	**1,05**	**1,02**
ТО (1160 °С, 5 ч)	ОД	5,69	5,88	3,71	57,95	17,74	8,74
	МДП	4,52	5,38	3,48	57,65	17,86	9,02
	$K_{л.i}$	**1,26**	**−1,11**	**−1,06**	**−1,01**	**1,02**	**1,03**
ТО (1160 °С, 7 ч)	ОД	5,36	6,48	3,91	58,52	16,84	8,54
	МДП	4,41	5,35	3,48	57,55	18,01	8,77
	$K_{л.i}$	**1,22**	**−1,2**	**−1,12**	**−1,02**	**1,07**	**1,03**

мере диффузионных процессов в сплаве, приводящих к выравниванию состава сплава в пределах дендритных осей и межосного пространства.

Поэтому в качестве рекомендуемой была принята температура 1185 °С, при этом достаточная продолжительность выдержки составила 5 ч. Однако по мере увеличения продолжительности выдержки (более 5 ч) вновь отмечается повышение ликвационной неоднородности сплава (рис. 3), в частности по титану до $K_{л\ Ti}$ = 1,21, что, вероятно, обусловлено протеканием реакций в сплаве, приводящих к образованию равновесных фаз и изменению вследствие этого активности Ti в различных областях дендритной структуры, поскольку движущей силой диффузионных процессов в твердой фазе является не только выравнивание концентраций элементов в микро- и макрообъемах, но в основном — выравнивание активностей. Таким образом, полученные экспериментальные данные показали, что существуют оптимальные температура и время выдержки, позволяющие снизить степень дендритной ликвации.

Однако в производственных условиях описанный выше экспериментальный метод определения параметров термической обработки

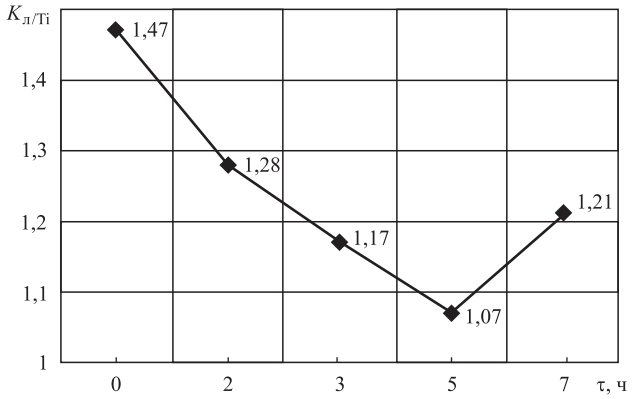


Рис. 3. Зависимость изменения коэффициента ликвации титана $K_{л\,Ti}$ от продолжительности выдержки τ при гомогенизации при T_1 = 1185 °С

требует значительных трудозатрат, поэтому разработка методики расчета оптимального времени выдержки при гомогенизации, приводящей к выравниванию состава сплава до требуемого уровня на основании зависимости "время выдержки — температура гомогенизации — коэффициент ликвации в литом состоянии", является актуальной.

Для решения этой задачи были использованы известные уравнения Аррениуса, Фика, описывающие диффузионные процессы, протекающие в металлах при высокотемпературных нагревах. Неизвестные значения коэффициентов диффузии в сложнолегированном сплаве ЧС88У определяли по методике, рассмотренной в работе [3].

На основании полученных данных предложена зависимость "время выдержки — температура гомогенизации — коэффициент ликвации в литом состоянии — коэффициент диффузии" для определения оптимального времени выдержки при гомогенизации для никелевого жаропрочного сплава ЧС88У-ВИ, которая позволяет рассчитать время выдержки при гомогенизации, приводящее к максимально возможному снижению уровня дендритной ликвации, возникающей в сплаве ЧС88У в процессе литья:

$$\tau = \frac{0{,}1086 r^2}{D_0 \exp\dfrac{-E}{RT} \lg\dfrac{1}{2} K_i^{t_0}},$$

где D_0 — предэкспоненциальный множитель, м/с; E — энергия активации диффузии, Дж/моль; T — температура гомогенизации, К; R = 8,31441 Дж/(моль·К) — универсальная газовая постоянная; $K_i^{t_0}$ — коэффициент ликвации i-го легирующего элемента в сплаве в литом состоянии; r — расстояние от оси дендрита до междендритной области, мкм.

Подставляя полученные экспериментально значения D_0 и $K_i^{t_0}$, принимая $r = 3{,}5 \cdot 10^{-5}$ мм, получаем

$$\tau = \frac{0{,}1086\left(3{,}5 \cdot 10^{-5}\right)^2}{-5{,}27 \cdot 10^{-14} \lg\dfrac{1}{2} \cdot 1{,}47} = 19\ 300 \text{ с} = 5{,}36 \text{ ч},$$

что совпадает с экспериментальными данными, подтверждает адекватность полученной зависимости и ее возможность использования для расчета параметров термической обработки.

Таким образом, был предложен уточненный режим термической обработки: высокотемпературная гомогенизация при температуре 1185 °С, выдержка 5 ч, охлаждение в аргоне; гомогенизация при температуре 1050 °С, выдержка 4 ч, охлаждение в аргоне; старение при температуре 850 °С, выдержка 16 ч, охлаждение на воздухе.

Исследования микроструктуры образцов, вырезанных из термически обработанных по новому режиму отливок, показали, что повышение температуры гомогенизации до 1185 °С обеспечивает растворение эвтектической γ′-фазы, количество колоний и их размеры уменьшаются.

В микроструктуре материала замка и пера лопатки наблюдаются извилистые границы зерен, огибающие остаточные выделения эвтектической (γ + γ′)-фазы (рис. 4). Процентное содержание эвтектической (γ + γ′)-фазы составляет ≈5...7 %. Грубых конгломератов с веерным расположением эвтектической (γ + γ′)-фазы в замковой части материала лопатки не обнаружено.

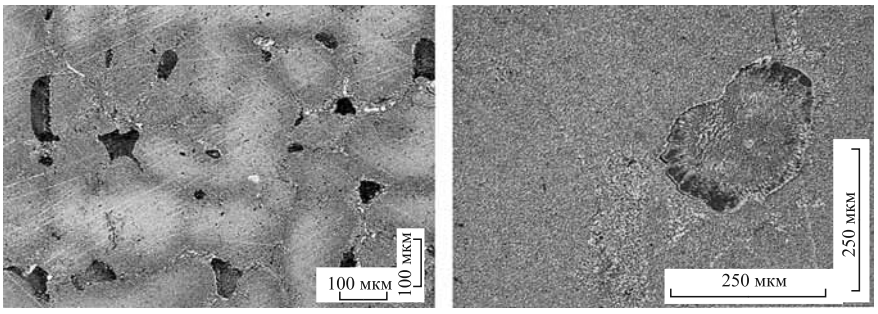


Рис. 4. Микроструктура материала лопатки из сплава ЧС88У-ВИ после гомогенизации при температуре 1185 °С: остаточные выделения эвтектической (γ + γ′)-фазы, огибающие границы зерен

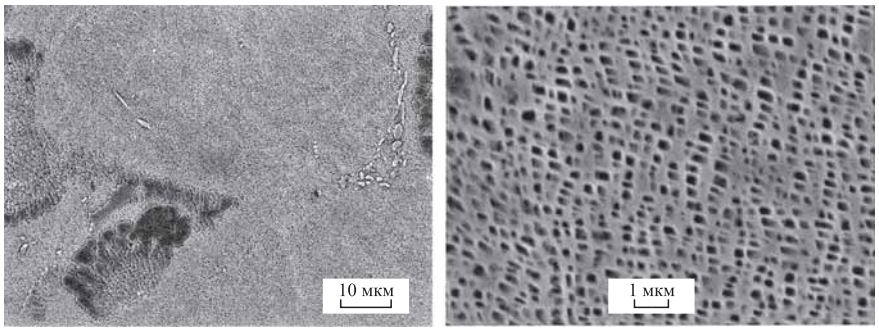


Рис. 5. Микроструктура материала лопатки после гомогенизации при температуре 1185 °С: вид γ′-фазы в осях и межосных пространствах дендритов

Карбиды полиэдрической и пластинчатой формы располагаются в теле и по границам зерна.

Электронно-микроскопическое исследование показало, что размер γ′-частиц и их морфология в осях и межосных пространствах дендритов идентичны (рис. 5). Размер основной упрочняющей γ′-фазы, имеющей вид кубов, составляет на пере 0,260...0,313 мкм, на замке 0,286...0,444 мкм.

2. Кратковременные механические свойства материала лопаток

Номер режима	Температура, °С		$\sigma_в$, МПа	δ, %	ψ, %
	гомогенизации	испытания			
1	1160	600	913	5,2	6,6
		900	698	6,4*	15,3*
2	1185	600	922	8,4	9,9
		900	706	9,6	17,5
Нормы по ТУ		600	⩾900	⩾3	⩾6
		900	⩾650	⩾8	⩾16

* Значения свойств материала, не удовлетворяющие требованиям ТУ на лопатки.

3. Длительная прочность материала лопаток

Номер режима	Температура, °С		Напряжение σ, МПа	Время до разрушения образца, ч
	гомогенизации	испытания		
1	1160	900	280	131*
2	1185			185
Нормы по ТУ		900	280	140

* Значение свойств материала, не удовлетворяющее требованиям ТУ на лопатки.

Таким образом, проведение гомогенизации при температуре 1185 °С привело к получению однородной структуры, характеризующейся упорядоченным расположением γ′-фазы в матрице γ-твердого раствора.

Испытания кратковременных механических свойств и длительной прочности материала лопаток проводили на образцах, вырезанных из замковой части. Результаты испытаний материала исследуемых лопаток представлены в табл. 2 и 3.

Из анализа табл. 2 и 3 видно, что термическая обработка по предлагаемому режиму № 2 позволяет получить механические свойства выше, чем по режиму обработки № 1 и отвечающие требованиям ТУ.

Заключение. Установлено, что причиной низкого сопротивления усталости отливок является неудовлетворительное состояние микроструктуры после применяемого режима термической обработки.

Разработана методика расчета основных термовременных параметров термической обработки, которая позволила предложить уточненный режим обработки для рабочих лопаток ГТУ.

Показано, что предложенный режим термической обработки позволяет получить структуру и свойства сплава, соответствующие требованиям технических условий.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Каблов Е.Н.** Литые лопатки газотурбинных двигателей. М.: Наука, 2006. 632 с.

2. **Монастырская Е.В., Морозова Г.И., Власов Ю.Б.** Структура, фазовый состав и свойства коррозионностойкого жаропрочного сплава ЧС88У // Металловедение и термическая обработка металлов. 2006. № 8. С. 36—42.

3. **Комплексное** определение коэффициентов диффузии легирующих элементов в жаропрочных никелевых сплавах и нанесение полифукциональных многослойных покрытий / Н.А. Зайцев, А.В. Логунов, А.А. Шатульский, Ю.Н. Шмотин // Материаловедение. Ч. 1. 2012. № 9. С. 3—24. Ч. 2. 2012. № 10. С. 3—18.

Александр Анатольевич Шатульский, д-р техн. наук,
shatulsky@rsatu.ru;
Николай Агафангелович Зайцев, канд. техн. наук;
Артём Валерьевич Голубенцев, канд. техн. наук

Поздравляем

Александра Анатольевича Шатульского,

доктора технических наук, профессора

с 65-летием!

Александр Анатольевич Шатульский родился 11 июня 1952 г. в Рыбинске. В 1969 г. после окончания средней школы поступил в Рыбинский авиационный технологический институт (РАТИ) (сейчас Рыбинский государственный авиационный технический университет имени П.А. Соловьева) по специальности "Машины и технология литейного производства".

С 1974 г. после окончания института работал старшим инженером НИС на кафедре металловедения и литейного производства.

С 1976 г. обучался в аспирантуре Ярославского политехнического института, после ее окончания в 1980 г. защитил кандидатскую диссертацию в Московском авиационном технологическом институте имени К.Э. Циолковского по специальности "Литейное производство". После защиты диссертации работал в РАТИ в должностях ассистента, старшего преподавателя, в 1988 г. ему было присвоено ученое звание доцента. В 1999 г. поступил в докторантуру при Рыбинской государственной авиационной технологической академии, в 2001 г. защитил докторскую диссертацию, а в 2002 г. ему присвоено ученое звание профессора.

С 2002 г. Александр Анатольевич работает в должности проректора по учебно-воспитательной работе университета, в 2008 г. возглавил кафедру материаловедения, литья, сварки. При его непосредственном участии в университете был осуществлен переход на многоуровневую систему образования в соответствии с образовательными стандартами второго и третьего поколения.

А.А. Шатульский — известный специалист в области литейного производства и материаловедения, возглавляет научное направление "Разработка методов моделирования процесса формирования отливок, эксплуатационной надежности материалов и изделий в условиях циклических температурных и силовых воздействий". Проводимые исследования посвящены как решению фундаментальных задач теории литейных процессов и металловедения жаропрочных литейных сплавов, так и прикладных, посвященных совершенствованию технологии литья, термической обработки, нанесения защитных покрытий.

Александр Анатольевич подготовил одного доктора и 13 кандидатов технических наук по специальности "Литейное производство" и "Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов", является автором 5 монографий, 9 авторских свидетельств и патентов, более 200 публикаций.

В 2002 г. А.А. Шатульский был награжден знаком "Почетный работник высшего профессионального образования Российской Федерации", а в 2012 г. ему присвоено звание "Заслуженный работник высшей школы Российской Федерации".

Александр Анатольевич является членом редакционного совета и автором журнала "Заготовительные производства в машиностроении".

Коллектив редакции и редакционный совет журнала желают Александру Анатольевичу здоровья, благополучия и дальнейшей плодотворной деятельности!

УДК 621.791:624

Н.А. Козырев, Р.Е. Крюков, Н.Е. Крюков*, И.Н. Ковальский*, А.А. Усольцев
*(Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк,
АО " Новокузнецкий завод резервуарных металлоконструкций им. Н.Е. Крюкова")*

Разработка новых сварочных флюсов и флюс-добавок для сварки и наплавки стали на основе техногенных отходов металлургического производства

Приведены результаты разработки новых сварочных флюсов и флюс-добавок, разработанных на основе техногенных отходов металлургического производства: шлака силикомарганца и пыли газоочистки алюминиевого производства. Рассмотрены разработанные технологии использования шлака производства силикомарганца различной фракции в качестве сварочных флюсов.

Ключевые слова: сварка; наплавка; флюс; металл; шлак; флюсовая добавка; механические свойства; макроструктура; микроструктура.

Results of development of the new welding fluxes and flux-additives developed on the basis of technogenic wastes of metallurgical production: slag of silicomanganese and dust of gas purification of aluminum production are presented. Developed technologies of use of slag of silicomanganese production of various fraction as welding fluxes are considered.

Keywords: welding; surfacing; flux; metal; slag; flux additive; mechanical properties; macrostructure; microstructure.

Большинство отечественных флюсов, применяемых для сварки низколегированных сталей, являются окислительными. При сварке и наплавке стали в результате протекания кремне-марганцево-окислительно-восстановительных процессов образуются оксидные соединения кремния, марганца, железа, алюминия и других элементов, которые в процессе сварки чаще всего не успевают всплыть и ассимилироваться образующимся из сварочного флюса шлаком, что и приводит к увеличению загрязненности металла сварного шва неметаллическими включениями и, как следствие, к снижению комплекса физико-механических свойств.

Для исключения загрязнения металла шва целесообразно использование восстановителей, образующих газообразные продукты реакции. Таким восстановителем может быть углерод, образующий при взаимодействии с окислителями газообразные соединения CO_2 и CO.

В настоящее время защита сварного шва газами CO_2 (CO) осуществляется оттеснением атмосферных газов из области сварки, а не за счет реакции раскисления углеродом системы металл—шлак. Обычно для этого используют карбонаты типа $CaCO_3$, $MgCO_3$, $FeCO_3$, Na_2CO_3, $MnCO_3$.

Без учета затрат на разложение карбонатов наиболее оптимальным является применение во флюсах $MgCO_3$ и $CaCO_3$ как компонентов, позволяющих получать наибольшее количество CO_2 при разложении 1 кг материала и образующих основные оксиды CaO и MgO, которые участвуют в повышении основности сварочного флюса и образующегося шлака. Этими предпосылками и обусловлено использование карбонатов в ряде разработанных в нашей стране флюсов и флюс-добавок.

К таким добавкам относится флюс-добавка АНК, внедренная в производство в АО "Новокузнецкий завод резервуарных металлоконструкций им. Н.Е. Крюкова" (АО "НЗРМК" им. Н.Е. Крюкова) [1]. При ее изготовлении используют ферросилиций ФС75 по ГОСТ 1415—93, мрамор М92—М97 по ГОСТ 4416—94 (92...97 % $CaCO_3$) и жидкое стекло по ГОСТ 13078—81. Добавку АНК применяют в технологии сварки резервуаров методом рулонирования. Использование этой добавки исключило порообразование и позволило повысить качественные характеристики сварных швов.

Удаление водорода из металла сварного шва при использовании сварки под флюсом осуществляется введением во флюс фторсодержащих добавок (обычно флюорита или криолита), позволяющих в результате связывания водорода с фтором проводить удаление водорода в виде соединения HF.

Термодинамическая оценка [2] вероятности протекания процессов удаления водорода из сварного шва при сварке под фторсодержащим флюсом в стандартных состояниях в интервале температур 1700...2200 K позволила разработать технологию сварки под флюсом с использованием углеродфторсодержащей добавки.

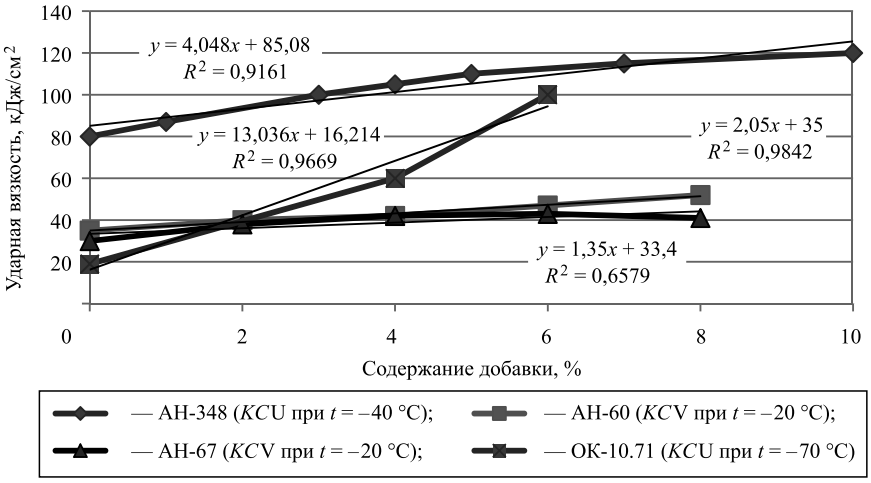


Рис. 2. Изменение ударной вязкости в зависимости от содержания углеродфторсодержащей добавки

За основу углеродфторсодержащей добавки были взяты отходы металлургического производства в виде пыли следующего химического состава, % мас.: 21...46,23 Al_2O_3; 18...27 F; 8...15 Na_2O; 0,4...6 K_2O; 0,7...2,3 CaO; 0,5...2,48 SiO_2; 2,1...3,27 Fe_2O_3; 12,5...30,2 $C_{общ}$; 0,07...0,9 MnO; 0,06...0,9 MgO; 0,09...0,19 S; 0,1...0,18 P.

Проведены исследования влияния введения углеродфторсодержащей добавки во флюсы АН-348, АН-60, АН-67 и импортный флюс ОК.10.71 на процесс рафинирования металла сварного шва [3, 4]. Установлено, что с увеличением содержания углеродфторсодержащей добавки и жидкого стекла в качестве связующего, во флюсы АН-348, АН-60, АН-67 и импортный флюс ОК.10.71 снижается общий кислород в сварном шве (рис. 1), а также значительно повышаются механические свойства и особенно ударная вязкость при отрицательных температурах (рис. 2).

Теоретические предпосылки, лабораторные исследования и промышленные опыты позволили разработать технологии использования сварочных флюсов с углеродфторсодержащей добавкой при сварке металлоконструкций, эксплуатируемых в условиях экстремально низких температур. Изготовление флюс-добавки ФД-УФС по ТУ 5929-007-01395874—2015 организовано в АО "НЗРМК им. Н.Е. Крюкова". Разработанные технологии сварки металлоконструкций с применением флюс-добавки защищены патентами РФ [5, 6].

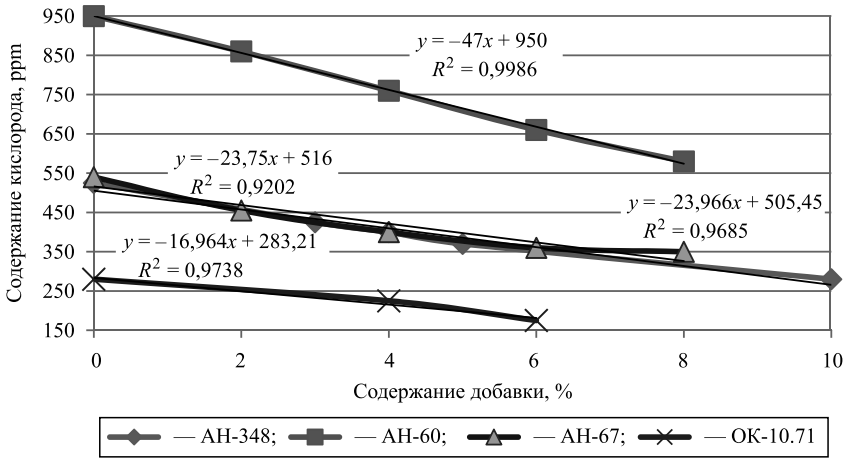


Рис. 1. Изменение содержания общего кислорода во флюсах в зависимости от содержания углеродфторсодержащей добавки

Для изготовления сварочных флюсов предложено использование шлака производства силикомарганца [7] следующего химического состава, % мас.: 6,91...9,62 Al_2O_3; 22,85...31,70 CaO; 46,46...48,16 SiO_2; 0,27...0,81 FeO; 6,48...7,924 MgO; 8,01...8,43 MnO; 0,28...0,76 F; 0,26...0,36 Na_2O; ⩽0,62 K_2O; 0,15...0,17 S; ⩽0,01 P. В первой серии опытов исследовали возможность использования различного соотношения шлаковых фракций.

Сварку под флюсами проводили встык без скоса кромок с двух сторон на образцах размерами 500×75 мм, толщиной 16 мм

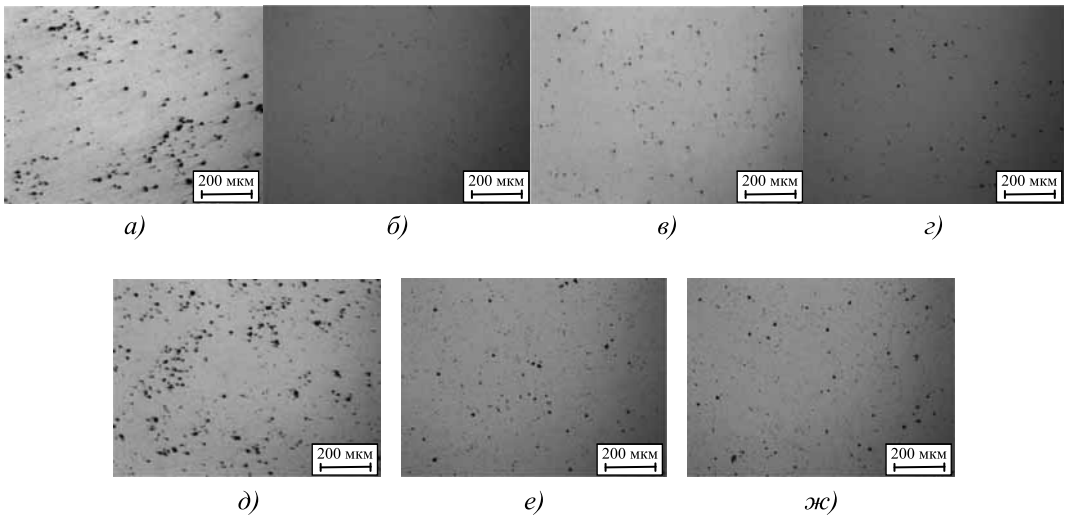


Рис. 3. Неметаллические включения в зоне сварных швов образцов:
а — № 1; *б* — № 2; *в* — № 3; *г* — № 4; *д* — № 5; *е* — № 6; *ж* — № 7

из листовой стали 09Г2С. Процесс осуществляли проволокой Св-08ГА с применением сварочного трактора ASAW-1250 по режиму: $I_{св}$ = 700 А; $U_д$ = 30 В; $v_{св}$ = 35 м/ч.

Из сваренных пластин вырезали образцы и выполняли рентгеноспектральный анализ состава металла швов и металлографические исследования металла сварных швов.

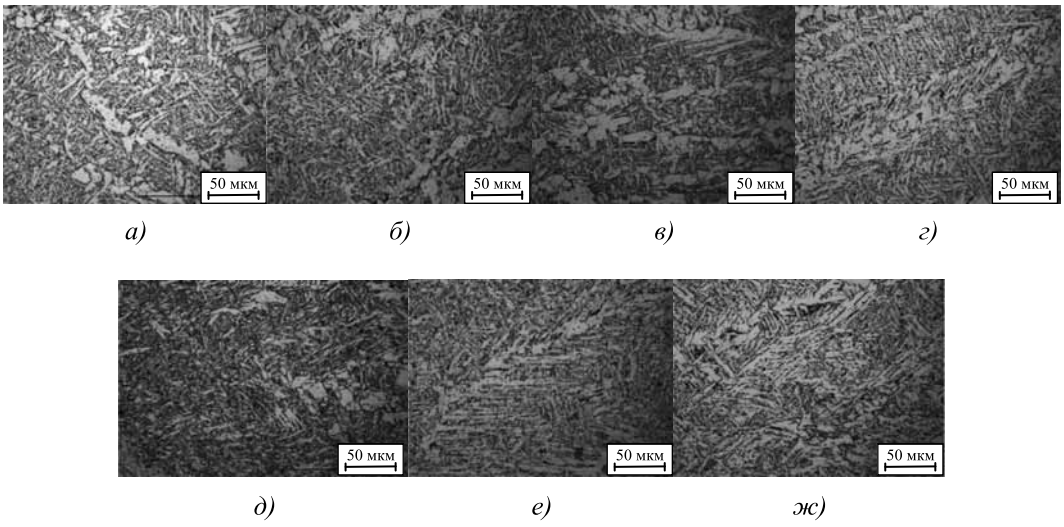
Металлографические исследования проводили на микрошлифах без травления с помощью оптического микроскопа OLYMPUSGX-51 при увеличении 100. Результаты анализа на наличие неметаллических включений в зоне сварного шва, проведенного согласно ГОСТ 1778—70, приведены на рис. 3 и в табл. 1.

Металлографические исследования структуры металла в зоне сварных швов проводили с помощью оптического микроскопа OLYMPUSGX-51 в светлом поле в диапазоне увеличений 500 после травления поверхности образцов в 4%-ном растворе азотной кислоты. Величину зерна определяли по ГОСТ 5639—82. Микроструктуры металла сварных швов приведены на рис. 4.

Анализ результатов механических свойств образцов, вырезанных из сваренных пластин,

1. Химический состав металла сварных швов, % мас.

Номер образца	C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	V	Nb	Al	S	P
1	0,09	0,71	0,51	0,03	0,10	0,11	0,001	0,014	0,023	0,018	0,012
2	0,08	0,54	1,33	0,04	0,05	0,08	0,003	0,014	0,015	0,008	0,008
3	0,09	0,61	1,49	0,04	0,11	0,11	0,01	0,013	0,018	0,016	0,010
4	0,07	0,45	1,24	0,02	0,05	0,07	0,002	0,014	0,014	0,006	0,007
5	0,08	0,66	1,42	0,03	0,10	0,11	0,002	0,015	0,023	0,018	0,012
6	0,08	0,61	1,42	0,02	0,06	0,08	0,003	0,014	0,029	0,010	0,011
7	0,08	0,59	1,39	0,02	0,02	0,05	0,004	0,018	0,091	0,014	0,009
8	0,05	0,52	1,25	0,02	0,04	0,05	0,003	0,017	0,020	0,005	0,007
9	0,03	0,51	1,23	0,02	0,04	0,06	0,002	0,017	0,017	0,007	0,008
10	0,06	0,53	1,31	0,02	0,04	0,06	0,004	0,016	0,018	0,012	0,009
11	0,09	0,52	1,31	0,02	0,04	0,06	0,003	0,015	0,013	0,010	0,008



а) *б)* *в)* *г)*

д) *е)* *ж)*

Рис. 4. Микроструктуры сварных швов образцов:
а — № 1; *б* — № 2; *в* — № 3; *г* — № 4; *д* — № 5; *е* — № 6; *ж* — № 7

позволил установить, что оптимальным содержанием пылевидной фракции менее 0,45 мм во флюсе является концентрация до 30 %. При таком содержании пылевидной фракции во флюсе достигается благоприятный комплекс механических свойств образцов, вырезанных из сваренных пластин.

В структуре металла сварного шва всех проб феррит присутствует в виде неравноосных зерен, вытянутых в направлении отвода тепла. Заметен переход от равномерной ферритоперлитной структуры к структуре перлита и феррита видманштеттовой направленности. При этом в образцах не наблюдалось значительного изменения величины зерна по шкале зернистости (табл. 2 и 3).

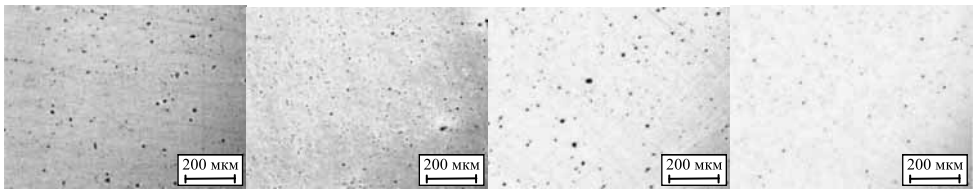
Во второй серии опытов изучали возможность использования керамического флюса, изготовленного из пыли силикомарганцевого шлака фракцией до 0,45 мм, связанного жидким стеклом. Технология изготовления заключалась в смешении шлака силикомарганца с жидким стеклом в различных соотношениях, сушке, дроблении, рассеве и получении фракции 0,45...2,5 мм.

2. Неметаллические включения в зоне сварных швов

Номер образца	Неметаллические включения, балл		
	Силикаты недеформирующиеся	Силикаты хрупкие	Оксиды точечные
1	4б; 3б; 4а	3б	1а
2	2б; 1б; 3а; 4а	—	1а; 2а
3	4б; 2б		1а; 2а
4	2б; 4б		1а; 2а
5	4б; 5б; 3б		1а; 2а
6	2б; 1б; 2а; 2,5а		1а; 2а
7	2б; 2а; 2,5а		1а; 2а
8	2б; 1б; 2а; 2,5а		1а
9	2б; 1б; 2а; 2,5а		1а
10	2б; 1б; 2а; 2,5а		1а; 2а
11	2б; 2,5а		1а; 2а

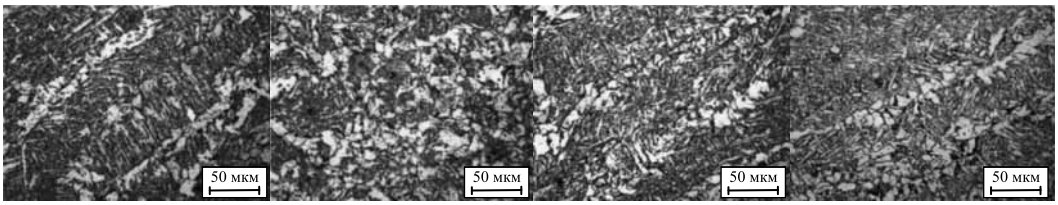
3. Величина зерна сварных швов по ГОСТ 5639—82

Номер образца	Номер зерна
1	4, 5
2	5, 4
3	4, 5, 6
4	4
5	5, 4
6	4
7	4
8	5, 4
9	4, 5
10	4
11	4, 5



а) *б)* *в)* *г)*

Рис. 5. Неметаллические включения в зоне сварного шва образцов, полученных при использовании флюс-добавки ФД-УФС, %:
а — 2; *б* — 4; *в* — 6; *г* — 8



а) *б)* *в)* *г)*

Рис. 6. Микроструктура сварных швов образцов, полученных при использовании флюс-добавки ФД-УФС, %:
а — 2; *б* — 4; *в* — 6; *г* — 8

4. Неметаллические включения в зоне сварных швов при использовании ФД-УФС

Содержание ФД-УФС во флюсе, %	Неметаллические включения, балл		
	Силикаты недеформирующиеся	Силикаты хрупкие	Оксиды точечные
2	2б; 4б; 5а	—	1а; 2а
4	2б; 4б		1а; 2а
6	2б; 4б; 1б		1а; 2а
8	2б		1а; 2а

Анализ результатов механических свойств образцов, вырезанных из сваренных пластин, позволил установить оптимальное содержание жидкого стекла во флюсе (до 20...30 %) для достижения благоприятного комплекса механических свойств образцов, вырезанных из сваренных пластин.

Для снижения загрязнения металла шва и повышения механических свойств рассмотрена возможность введения добавки ФД-УФС в новый флюс в количестве 2; 4; 6 и 8 %. Результаты анализа на наличие неметаллических включений в зоне сварного шва, проведенного согласно ГОСТ 1778—70, приведены на рис. 5 и в табл. 4.

Максимальный уровень загрязненности неметаллическими включениями наблюдается в металле сварного шва, выполненным под флюсом без добавки. Введение добавки ФД-УФС снижает уровень загрязненности неметаллическими включениями, уменьшая их размер и количество. Наибольшее снижение уровня загрязненности неметаллическими включениями получено при использовании добавки в количестве 8 %.

Микроструктура сварного шва образцов приведена на рис. 6. Установлено, что введение до 8 % ФД-УФС не оказывает влияния на размер и морфологию структурных составляющих. Уровень механических свойств повышается с увеличением содержания добавки ФД-УФС (рис. 7). Проведенные исследования легли в основу патентов РФ [8, 9].

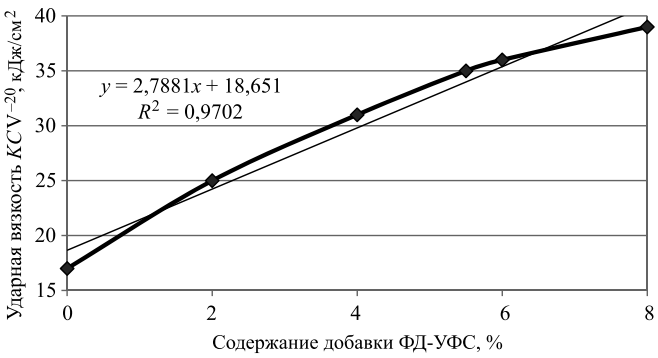


Рис. 7. Влияние содержания добавки ФД-УФС во флюсе на ударную вязкость *KC*V при температуре −20 °С

Выводы

1. Разработаны и внедрены в производство технологии использования новых карбонатных и углеродсодержащих добавок для сварочных флюсов, позволяющих значительно снизить уровень загрязненности стали оксидными неметаллическими включениями, уменьшить газонасыщенность сварного шва, повысить спектр требуемых механических свойств. Технологии применяют для сварки нефтеналивных резервуаров, эксплуатируемых в условиях отрицательных температур. Организовано производство защищенной патентом РФ флюс-добавки ФД-УФС.

2. Показана принципиальная возможность использования шлака производства силикомарганца для изготовления сварочных флюсов. Возможно применение во флюсах до 30 % мелкой фракции (менее 0,45 мм). При таком содержании пылевидной фракции во флюсе достигается благоприятный комплекс механических свойств образцов, вырезанных из сваренных пластин.

3. Предложено получать требуемую фракцию шлака за счет использования в качестве связующего жидкого стекла. Оптимальное содержание жидкого стекла во флюсе составляет 20...30 %.

4. Для снижения уровня загрязненности металла сварного шва оксидными неметаллическими включениями и повышения механических свойств сварного шва предложено вводить во флюсы на основе шлака производства силикомарганца углеродфторсодержащую добавку ФД-УФС в количестве 2...8 %. Введение добавки ФД-УФС снижает уровень загрязненности неметаллическими включениями, уменьшая их размер и количество.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Пат. 2467853 РФ, МПК ^{8}B23 K35/362.** Керамический флюс-добавка / Н.Е. Крюков, И.Н. Ковальский, Н.А. Козырев, В.Ф. Игушев, Р.Е. Крюков; ОАО "Новокузнецкий завод резервуарных металлоконструкций им. Н.Е. Крюкова". № 201112341602/02(034654); заявл. 08.06.2011.

2. **Термодинамические** аспекты удаления водорода при сварке под углеродфторсодержащими флюсами / Р.Е. Крюков, Ю.В. Бендре, Г.В. Галевский, Н.А. Козырев, В.Ф. Горюшкин // Известия вузов. Черная металлургия. 2016. Том 59. № 2. С. 99—104.

3. **Влияние** углеродфторсодержащих добавок для сварочных флюсов на свойства сварных швов / Н.А. Козырев, В.Ф. Игушев, С.Н. Старовацкая, Р.Е. Крюков, З.В. Голдун // Известия вузов. Черная металлургия. 2012. № 6. С. 26—29.

4. **Разработка** добавок для сварочных флюсов при сварке низколегированных сталей / Н.А. Козырев, В.Ф. Игушев, Р.Е. Крюков, А.В. Роор, И.Н. Ковальский // Сварочное производство. 2013. № 5. С. 9—12.

5. **Пат. 2484936 РФ, МПК ^{8}B23 K35/362.** Керамический флюс-добавка / Н.А. Козырев, В.Ф. Игушев, Р.Е. Крюков, З.В. Голдун; ФГБОУ ВПО "Сибирский государственный индустриальный университет. № 2012104939/02(007484); заявл. 13.02.2012.

6. **Пат. 2564801 РФ, МПК^{8}B23 K35/36.** Флюс-добавка / Н.А. Козырев, Р.Е. Крюков; ОАО "Новокузнецкий завод резервуарных металлоконструкций им. Н.Е. Крюкова". № 2013144914/02(069340); заявл. 07.10.2013.

7. **Production** of Welding Fluxes Using Waste Slag Formed in Silicomanganese Smelting / N.A. Kozyrev, R.E. Kryukov, O.E. Kozyreva, U.I. Lipatova, A.V. Filonov // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering: All-Russia Scientific and Practical Conference on Materials Treatment: Current Problems and Solutions 26—28 November 2015, Yurga, Russia. 2016. Vol. 125. P. 1—6.

8. **Пат. 2576717 РФ, МПК8 B23 K35/362.** Флюс для сварки / Н.Е. Крюков, Е.Н. Крюков, Н.А. Козырев, Р.Е. Крюков, О.А. Козырева; ОАО "Новокузнецкий завод резервуарных металлоконструкций им. Н.Е. Крюкова". № 2014122996/02(037469); заявл. 05.06.2014; опубл. 10.03.2016, Бюл. № 7.

9. **Пат. 2579412 РФ, МПК8 B23 K35/362.** Флюс для сварки / Н.Е. Крюков, Е.Н. Крюков, Н.А. Козырев, Р.Е. Крюков, О.А. Козырева; ОАО "Новокузнецкий завод резервуарных металлоконструкций им. Н.Е. Крюкова". № 2014123002/02(037475); заявл. 05.06.2014; опубл. 10.04.2016, Бюл. № 10.

Николай Анатольевич Козырев, д-р техн. наук,
Kozyrev_na@mtsp.sibsiu.ru;
Роман Евгеньевич Крюков, канд. техн. наук;
Николай Егорович Крюков;
Игорь Николаевич Ковальский;
Александр Александрович Усольцев, канд. техн. наук

УДК 621.983; 539.374

М.В. Грязев, С.Н. Ларин, А.А. Пасынков
(Тульский государственный университет)

Оценка влияния технологических факторов на предельный коэффициент раздачи трубных заготовок коническим пуансоном*

Рассмотрен процесс раздачи трубных заготовок коническим пуансоном. За основу расчетов взят метод определения параметров процесса, базирующийся на решении приближенного дифференциального уравнения равновесия совместно с условием текучести. Получены соотношения, определяющие напряженное и деформированное состояния заготовки при реализации процесса раздачи трубных заготовок. Установлено влияние технологических параметров процесса на предельный коэффициент раздачи.

Ключевые слова: раздача; матрица; деформирование; напряжения; деформации.

The expansion process of round billets by conical punch is considered. The basis of calculation is taken the method of determining the parameters of the process based on the solution of the approximate equilibrium differential equation together with the flow condition. The equations defining the stress and strain states of the workpiece in the implementation of expansion of round billets are received. The influence of technological process parameters on the maximum expansion ratio is established.

Keywords: expansion; matrix; deformation; stress; strain.

В отраслях машиностроения, относящихся к производству транспорта, и, в частности, в двигателестроении широко применяют различные виды систем трубопроводов, важными элементами которых являются адаптеры различных форм, в основном цилиндрические и круглые в плане, обеспечивающие их соединение.

Требования к качеству адаптеров высокие, поэтому вопрос о методах их изготовления актуален. Наиболее рациональным методом является штамповка и, в частности, раздача и обжим. Штамповка позволяет получить изделия высокого качества с очень большим коэффициентом использования материала.

Теоретические исследования, посвященные раздаче, немногочисленны и основаны в основном на производственном опыте. В связи с этим важной задачей является теоретическое исследование раздачи тонкостенных заготовок, при котором учитываются механические свойства исходного материала.

Для решения данной задачи использовали метод определения энергосиловых параметров раздачи, основанный на решении приближенного дифференциального уравнения равновесия совместно с условием текучести. Исследовали операцию раздачи трубной заготовки коническим пуансоном (рис. 1).

Допустим, что операция раздачи трубной заготовки реализуется в условиях плоского напряженного состояния, а закон трения Кулона — на контактных границах заготовки и инструмента.

Принимаем, что материал заготовки несжимаем, изотропно упрочняющийся, обладает цилиндрической анизотропией механических свойств, для которого применимо условие

* Работа выполнена в рамках грантов РФФИ № 16-48-710014 и гранта администрации Тульской области.

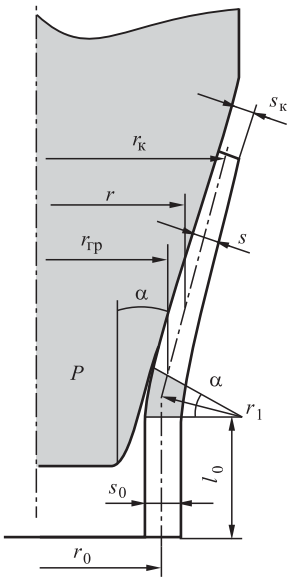


Рис. 1. Напряженно-деформированное состояние трубной заготовки при раздаче

текучести Мизеса—Хилла [1] и ассоциированный закон пластического течения, связывающий компоненты тензора напряжений с компонентами приращения тензора деформаций посредством коэффициента пропорциональности [1]

$$2f\left(\sigma_{ij}\right) \equiv F\sigma_\theta{}^2 + G\sigma_\rho{}^2 + H\left(\sigma_\rho - \sigma_\theta\right)^2 = 1; \quad (1)$$

$$\begin{aligned} d\varepsilon_\rho &= d\lambda\left[H(\sigma_\rho - \sigma_\theta) + G\sigma_\rho\right]; \quad d\gamma_{\theta z} = 0; \\ d\varepsilon_\theta &= d\lambda\left[F\sigma_\theta + H(\sigma_\theta - \sigma_\rho)\right]; \quad d\gamma_{z\rho} = 0; \\ d\varepsilon_z &= -d\lambda\left[G\sigma_\rho + F\sigma_\theta\right]; \quad d\gamma_{\rho\theta} = 0, \end{aligned} \quad (2)$$

где F, G, H — параметры анизотропии, характеризующие текущее состояние материала заготовки; σ_{ij} — компоненты тензора напряжений вдоль главных осей анизотропии; $d\varepsilon_\rho$, $d\varepsilon_\theta$, $d\varepsilon_z$, $d\gamma_{\theta z}$, $d\gamma_{\rho\theta}$, $d\gamma_{z\rho}$ — компоненты приращения тензора деформаций; $d\lambda$ — коэффициент пропорциональности; x, y, z — главные оси анизотропии.

С учетом связи параметров анизотропии F, G, H со значениями коэффициентов анизотропии R_ρ и R_θ вида [1]

$$\frac{H}{F} = R_{90} = R_\theta; \quad \frac{G}{F} = \frac{R_{90}}{R_0} = \frac{R_\theta}{R_\rho}; \quad F = \frac{1}{\sigma_{s\theta}^2\left(1 + R_\theta\right)} \quad (3)$$

выражение для условия текучести материала при наличии цилиндрической анизотропии механических свойств в главных напряжениях имеет вид:

$$\begin{aligned} \sigma_\rho^2 + \frac{R_\rho\left(1 + R_\theta\right)}{R_\theta\left(1 + R_\rho\right)}\sigma_\theta^2 - 2\frac{R_\rho}{\left(1 + R_\rho\right)}\sigma_\rho\sigma_\theta = \\ = \frac{R_\rho\left(1 + R_\theta\right)}{R_\theta\left(1 + R_\rho\right)}\sigma_{s\theta}^2, \end{aligned} \quad (4)$$

где $\sigma_{s\theta}$ — напряжения сопротивления материала пластической деформации вдоль оси θ, которая зависима от интенсивности напряжений σ_i и определяется по известному выражению [2]

$$\sigma_{s\theta} = \sigma_i\sqrt{\frac{2(R_\rho + R_\rho R_\theta + R_\theta)}{3R_\rho(R_\theta + 1)}}. \quad (5)$$

С учетом соотношения (5) запишем условие текучести (4) в следующем виде:

$$\begin{aligned} \sigma_\rho^2 + \sigma_\theta^2\frac{R_\rho(1 + R_\theta)}{R_\theta(1 + R_\rho)} - 2\frac{R_\rho R_\theta}{R_\theta(1 + R_\rho)}\sigma_\rho\sigma_\theta = \\ = \sigma_i^2\left[\frac{2(R_\rho + R_\rho R_\theta + R_\theta)}{3R_\theta(1 + R_\rho)}\right]. \end{aligned} \quad (6)$$

Используя соотношения (2) и определяя отношение $d\varepsilon_\rho/d\varepsilon_\theta$ с учетом (3), получаем

$$d\varepsilon_\rho = d\varepsilon_\theta\frac{R_\theta\left[\sigma_\rho + R_\rho\left(\sigma_\rho - \sigma_\theta\right)\right]}{R_\rho\left[\sigma_\theta + R_\theta\left(\sigma_\theta - \sigma_\rho\right)\right]}, \quad (7)$$

где $d\varepsilon_\theta = d\rho/\rho$; ρ — полярная координата рассматриваемого бесконечно малого элемента на конической поверхности.

Учитывая соотношение, позволяющее определить приращение интенсивности деформации $d\varepsilon_i$ для рассматриваемой операции формоизменения [3]:

$$\begin{aligned} d\varepsilon_i = \sqrt{\frac{2}{3}(F + G + H)}\left[F\left(\frac{Gd\varepsilon_\theta - Hd\varepsilon_z}{FG + GH + HF}\right)^2 + \right. \\ + G\left(\frac{Hd\varepsilon_z - Fd\varepsilon_\rho}{FG + GH + HF}\right)^2 + \\ \left. + H\left(\frac{Fd\varepsilon_\rho - Gd\varepsilon_\theta}{FG + GH + HF}\right)^2\right]^{1/2}, \end{aligned} \quad (8)$$

условие несжимаемости материала $d\varepsilon_\rho + d\varepsilon_\theta + d\varepsilon_z = 0$, а также выражений (3), получаем

$$d\varepsilon_i = \sqrt{\frac{2}{3}\frac{2\beta R_\rho R_\theta + R_\theta\left(R_\rho+1\right)}{R_\rho R_\theta\left(1+R_\rho+R_\theta\right)}}d\varepsilon_\theta + \sqrt{\frac{2}{3}\frac{\left(R_\rho+R_\theta+R_\rho R_\theta\right)\left[\frac{R_\theta\left[\sigma_\rho+R_\rho\left(\sigma_\rho-\sigma_\theta\right)\right]}{R_\rho\left[\sigma_\theta+R_\theta\left(\sigma_\theta-\sigma_\rho\right)\right]}\right]^2 R_\rho\left(R_\theta+1\right)}{R_\rho R_\theta\left(1+R_\rho+R_\theta\right)}}d\varepsilon_\theta. \quad (9)$$

Принимаем, что упрочнение материала заготовки определяется выражением

$$\sigma_i = \sigma_{i0} + A\left(\int_{\rho_0}^{\rho} d\varepsilon_i\right)^n, \quad (10)$$

где σ_{i0}, A, n — константы материала, определяемые экспериментальными методами.

Определим деформированное состояние материала заготовки в очаге пластической деформации. Используя соотношения (2) и определяя отношение $d\varepsilon_z/d\varepsilon_\theta$ с учетом выражений (3), получаем

$$\frac{d\varepsilon_z}{d\varepsilon_\theta} = \frac{R_\theta\sigma_\rho + R_\rho\sigma_\theta}{R_\rho\left[R_\theta\sigma_\rho - \left(1+R_\theta\right)\sigma_\theta\right]}. \quad (11)$$

Учитывая, что $d\varepsilon_z = ds/s$, и используя условие несжимаемости $d\varepsilon_\theta + d\varepsilon_\rho + d\varepsilon_z = 0$ и соотношения (3), имеем

$$\frac{ds}{s} = \frac{R_\theta\sigma_\rho + R_\rho\sigma_\theta}{R_\rho\left[R_\theta\sigma_\rho - \left(1+R_\theta\right)\sigma_\theta\right]}\frac{d\rho}{\rho}, \quad (12)$$

где s — толщина материала.

Определим меридиональные σ_ρ и окружные σ_θ напряжения, решив систему из выражений для приближенного уравнения равновесия [3]:

$$\rho\frac{d\sigma_\rho}{d\rho} + \sigma_\rho\left(1+\frac{\rho}{d\rho}\frac{ds}{s}\right) - \sigma_\theta - \frac{\mu\sigma_\theta}{\operatorname{tg}\alpha} = 0 \quad (13)$$

и условия пластичности (4) при наложении граничных условий

$$\text{при } \rho = \rho_к = r_к/\sin\alpha \qquad \sigma_\rho\big|_{\rho=\rho_к} = 0, \quad (14)$$

где μ — коэффициент трения Кулона при взаимодействии поверхности контакта инструмента и цилиндрической заготовки.

Граничные условия (14) дают возможность определить окружные σ_θ напряжения из условия текучести (6) по выражению

$$\sigma_\theta = \sigma_i\sqrt{\frac{2\left(R_\rho+R_\rho R_\theta+R_\theta\right)}{3R_\rho\left(1+R_\theta\right)}}. \quad (15)$$

Используя выражение (12), можно преобразовать уравнение равновесия (13) к виду

$$\rho\frac{d\sigma_\rho}{d\rho} + \sigma_\rho\left(1+f\right) - \sigma_\theta - \frac{\mu\sigma_\theta}{\operatorname{tg}\alpha} = 0. \quad (16)$$

Выполним интегрирование этого уравнения численным методом конечных разностей, перемещаясь от краевой части цилиндрической заготовки, где определены все входящие в уравнение величины

$$\sigma_{\rho_n} = \sigma_{\rho_{n-1}} + \frac{\rho_n - \rho_{n-1}}{\rho_n}\times \left[\sigma_{\theta_{n-1}}\left(1+\frac{\mu}{\operatorname{tg}\alpha}\right) - \sigma_{\rho_{n-1}}\left(1+f_{n-1}\right)\right]. \quad (17)$$

Определяя напряжения $\sigma_{\rho n}$, найдем $\sigma_{\theta n}$, воспользовавшись условием текучести (6)

$$\sigma_\theta = \frac{R_\theta}{1+R_\theta}\sigma_\rho + \sigma_i\sqrt{\left(-\frac{R_\theta}{1+R_\theta}\right)^2\left(\frac{\sigma_\rho}{\sigma_i}\right)^2 - \frac{1}{R_\rho\left(1+R_\theta\right)}\times\left[R_\theta\left(1+R_\rho\right)\left(\frac{\sigma_\rho}{\sigma_i}\right)^2 - \frac{2\left(R_\rho+R_\rho R_\theta+R_\theta\right)}{3}\right]}.$$

Сжимающие меридиональные напряжения σ_ρ имеют максимальные по абсолютной величине значения при $\rho = \rho_0 = r_0/\sin\alpha$. Эти величины напряжений можно определить как сумму напряжений, вытекающих из уравнения (17) и приращения напряжений $2\Delta\sigma_\rho$ от изгиба и спрямления [3] в следующем виде:

$$\left|\sigma_\rho\right|_{\max} = \sigma_\rho\big|_{\rho=\rho_{гр}} + 2\,\Delta\sigma_\rho\big|_{\rho=\rho_{гр}} = \sigma_\rho\big|_{\rho=\rho_{гр}} + 2\,\sigma_\rho\big|_{\rho=\rho_{гр}}(1-\cos\alpha) = \sigma_\rho\big|_{\rho=\rho_{гр}}(3-2\cos\alpha), \quad (18)$$

где $(3 - 2\cos\alpha)$ — коэффициент, учитывающий изгиб и спрямление осесимметричной заготовки в момент перехода от конического участка к недеформированному цилиндрическому; $\rho_{гр} = r_{гр}/\sin\alpha$.

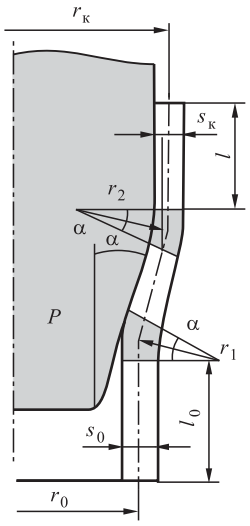


Рис. 2. Схема раздачи коническим пуансоном с образованием цилиндрической части

В тех случаях, когда при раздаче формируется цилиндрический элемент нового диаметра (рис. 2), определив меридиональные напряжения σ_ρ на коническом участке, следует учесть влияние изгиба и спрямления между этими участками. Допускаем, что изгиб и спрямление элементов на границе участка свободного изгиба увеличивают меридиональные напряжения σ_ρ на величину $2\Delta\sigma_\rho$. Значение величины $\Delta\sigma_\rho$ находим по выражению [3]: $\Delta\sigma_\rho = \dfrac{\sigma_{s\theta} s}{4r_2}$, где r_2 — радиус кривизны, $r_2 = \sqrt{r_к s}\,/\left(\sqrt{2}\sin\alpha\right)$.

Меридиональное напряжение σ_ρ для рассматриваемого условия формоизменения вычисляем по формуле

$$\sigma_\rho = 2\,\Delta\sigma_\rho\big|_{\rho=r_к} = \frac{\sqrt{2}}{2}\frac{\sigma_{s\theta} s \sin\alpha}{\sqrt{r_к s}}. \qquad (19)$$

Меридиональные σ_ρ и окружные σ_θ напряжения определяем путем совместного решения приближенного уравнения равновесия (13) и условия пластичности (6) при граничных условиях

при $\rho = \rho_к$

$$\sigma_\rho\big|_{\rho=\rho_к} = 2\,\Delta\sigma_\rho\big|_{\rho=\rho_к} = \frac{\sqrt{2}}{2}\frac{\sigma_{s\theta} s \sin\alpha}{\sqrt{r_к s}}, \qquad (20)$$

где $\sigma_{s\theta}$ вычисляем из выражения (5) при $\rho = \rho_к$.

Изменение толщины трубы в процессе операции раздачи цилиндрической заготовки оценивается соотношением

$$s = s_0 e^{\int_{\rho_0}^{\rho} f\frac{d\rho}{\rho}}. \qquad (21)$$

Предельные значения коэффициента раздачи $K_р^{пр}$ при раздаче трубных заготовок коническим пуансоном могут ограничиться допустимым изменением толщины стенки заготовки (по техническим условиям), локальной потерей устойчивости заготовки, накопленными микроповреждениями и потерей устойчивости трубной заготовки второго типа.

Предельные возможности формоизменения оценены из условия, что максимальное осевое напряжение $|\sigma_{\rho max}|$, передающееся на стенку, не превышает напряжения $\sigma_{s\rho}$:

$$|\sigma_{\rho max}| \leqslant |\sigma_{s\rho}|.$$

В расчетах приняли $\sigma_{s\rho} = \sigma_{0,2\rho}$. Эта величина напряжения $\sigma_{0,2\rho}$ соответствует условию, что при $\rho = \rho_0$ $s = s_0$.

Данные неравенства не разрешаются в явном виде относительно предельного коэффициента раздачи $K_р^{пр}$, поэтому зависимости предельного коэффициента $K_р^{пр}$ от геометрии инструмента и условий трения на инструменте устанавливали путем численных расчетов по этому неравенству.

По результатам расчетов предельных возможностей формообразования по представленным выше условиям деформирования построены графические зависимости (рис. 3), откуда следует, что предельный коэффициент раздачи при деформировании трубных анизотропных заготовок ограничивается вторым

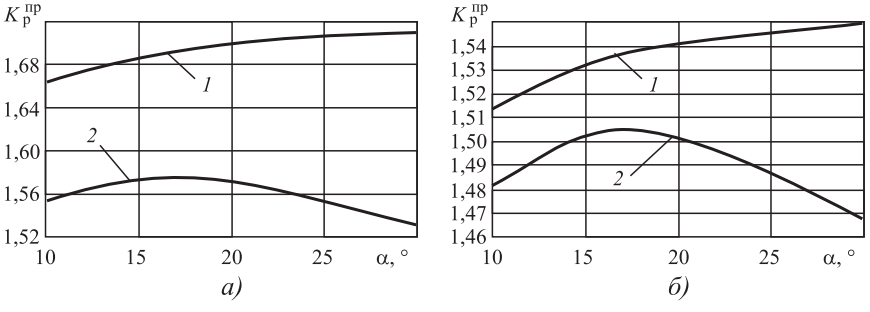


Рис. 3. Зависимости изменения предельного коэффициента раздачи $K_р^{пр}$ от угла конусности пуансона α:

а — сталь 08кп; *б* — алюминиевый сплав АМг6

условием деформирования, где кривые *1* и *2* соответствуют значениям коэффициентов раздачи $K_{\text{р}}^{\text{пр}}$, определенным по критерию локальной потери устойчивости и максимальным напряжениям $|\sigma_{\rho max}|$ соответственно.

При определении силовых режимов операции раздачи трубных заготовок выявлены рациональные значения углов конусности пуансона 15...18°, соответствующие максимальным значениям предельного коэффициента раздачи $K_{\text{р}}^{\text{пр}}$.

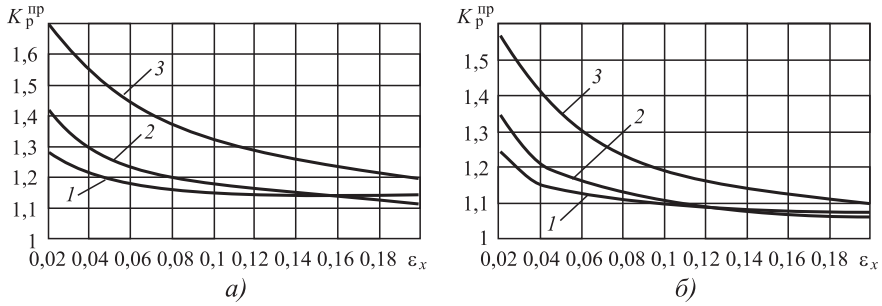


Рис. 4. Зависимости изменения предельного коэффициента раздачи $K_{\text{р}}^{\text{пр}}$ от степени деформации ε_x:

а — сталь 08кп; *б* — алюминиевый сплав АМг6; *1* — $\bar{h}_0 = 10$; *2* — $\bar{h}_0 = 20$; *3* — $\bar{h}_0 = 30$

Технологические возможности операции раздачи трубных заготовок ограничиваются потерей устойчивости заготовок второго типа при формообразовании, т.е. проявлением явлений образования волнистости, складок, гофров на участках заготовок, подвергаемых сжимающим или сжимающим и растягивающим напряжениям.

Далее приведены теоретические исследования предельных возможностей деформирования при выполнении операции раздачи анизотропных трубных заготовок, при которых возникает потеря устойчивости в ее свободной части.

Зависимость влияния предельного коэффициента раздачи $K_{\text{р}}^{\text{пр}}$ от степени деформации ε_x при различных значениях относительной высоты цилиндрической части трубных заготовок $\bar{h}_0 = h_0/s_0$ из стали 08кп и алюминиевого сплава АМг6 представлены на рис. 4 ($r_0 = 50$ мм; $s_0 = 4$ мм; $\mu = 0{,}05$).

Анализ результатов расчетов показал, что с увеличением степени деформации ε_x предельный коэффициент раздачи $K_{\text{р}}^{\text{пр}}$ уменьшается. Увеличение относительной высоты цилиндрической части заготовки $\bar{h}_0$ приводит к росту предельного коэффициента раздачи $K_{\text{р}}^{\text{пр}}$.

Расчеты выполнены для раздачи трубных заготовок из следующих материалов:

— сталь 08кп: $\sigma_{i0} = 377{,}15$ МПа; $A = 488{,}9$ МПа; $n = 0{,}48$; $\Omega = 1{,}791$; $U = -0{,}946$;

— латунь Л63: $\sigma_{i0} = 214{,}94$ МПа; $A = 509{,}07$ МПа; $n = 0{,}575$; $\Omega = 2{,}38$; $U = -0{,}769$;

— алюминиевый сплав АМг6: $\sigma_{i0} = 194{,}19$ МПа; $A = 275{,}11$ МПа; $n = 0{,}256$; $\Omega = 1{,}362$; $\gamma = -1{,}23$,

где Ω, U, γ — параметры кривой упрочнения.

Графики изменения повреждаемости ω_e от относительного значения конической поверхности получаемой детали $l/l_{\text{к}}$ показаны на рис. 5, где l, $l_{\text{к}}$ — текущее и конечное значения длины конического участка получаемого полуфабриката при фиксированном коэффициенте раздачи $K_{\text{р}}$. Расчет выполнен для трубных заготовок, имеющих следующие геометрические размеры и технологические параметры процесса: $s_0 = 4$ мм; $r_0 = 50$ мм; $\alpha = 20°$; $\mu = 0{,}05$.

Выявлено, что при увеличении относительного значения конической образующей изго-

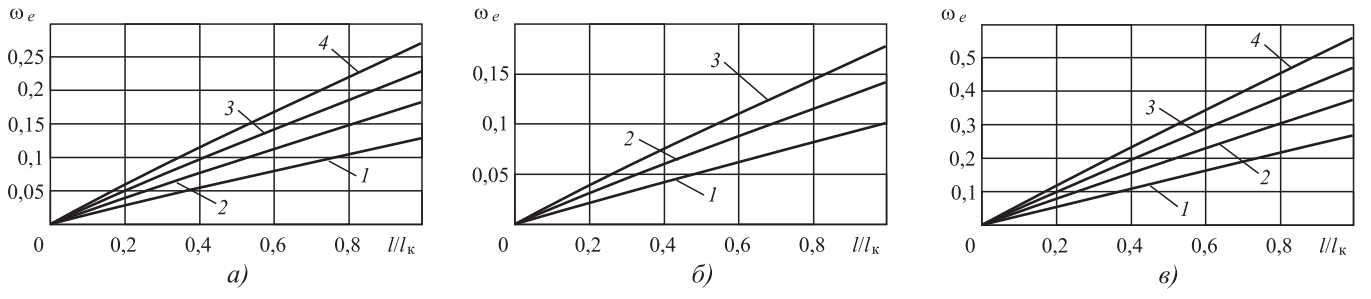


Рис. 5. Зависимости изменения повреждаемости ω_e от относительной длины конической поверхности детали $l/l_{\text{к}}$ при различных значениях коэффициента раздачи $K_{\text{р}}$:

а — сталь 08кп; *б* — латунь Л63; *в* — алюминиевый сплав АМг6; *1* — 1,2; *2* — 1,3; *3* — 1,4; *4* — 1,5

товляемого полуфабриката $l/l_к$ и коэффициента раздачи $K_р$ накопленная повреждаемость ω_e повышается. Интенсивность увеличения накопленной повреждаемости ω_e значительно зависит от коэффициентов раздачи $K_р$. При больших значениях коэффициентов раздачи $K_р$ интенсивность роста накопленной повреждаемости ω_e выше, чем при меньших значениях $K_р$.

Заключение. Выполнены экспериментальные исследования предельных возможностей процесса раздачи. Сравнение теоретических расчетов и экспериментальных данных по силовым режимам раздачи указывает на хорошее согласование.

Полученные в ходе исследования результаты можно использовать как рекомендации по расчету технологических параметров раздачи трубных заготовок.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Яковлев С.П., Яковлев С.С., Андрейченко В.А.** Обработка давлением анизотропных материалов. Кишинев: Квант, 1997. 331 с.

2. **Нечепуренко Ю.Г., Яковлев С.П., Яковлев С.С.** Глубокая вытяжка цилиндрических изделий из анизотропного материала. Тула: ТулГУ, 2000. 195 с.

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

Михаил Васильевич Грязев, д-р техн. наук;
Сергей Николаевич Ларин, д-р техн. наук,
mpf-tula@rambler.ru;
Андрей Александрович Пасынков, канд. техн. наук

УДК 621.979.134.001.5

А.Т. Крук *(Воронежский государственный технический университет),*
В.И. Соков *(ОАО "Тяжмехпресс", г. Воронеж)*

Экспериментальная оценка динамичности и определение среднего приведенного коэффициента трения главного исполнительного механизма кривошипного горячештамповочного пресса

Представлены методика и результаты экспериментальных исследований кривошипного горячештамповочного пресса номинальной силой 125 МН по определению среднего приведенного коэффициента трения и динамических нагрузок в элементах главного исполнительного механизма и привода в ходе выполнения технологической операции.

Ключевые слова: кривошипный горячештамповочный пресс; коэффициент трения; динамические нагрузки; выбег пресса под нагрузкой.

The technique and results of experimental studies of crank hot-stamping press with 125 MN nominal force on the definition of the average superficial friction factor and dynamic loads in elements of the main actuating mechanism and drive at the technological operation.

Keywords: crank hot-stamping press; friction factor; dynamic loads; press run-out under load.

Экспериментальные исследования тяжелого кривошипного горячештамповочного пресса (КГШП) проведены на прессе номинальной силой 125 МН мод. К04.086.851 производства ОАО "Тяжмехпресс" при приемосдаточных испытаниях опытного образца. Нагружение пресса осуществлялось двумя гидронагружателями НД-10 (каждый силой 80 МН), работающих по принципу сжатия жидкости в замкнутом объеме.

Основной задачей экспериментальных исследований являлось определение динамических коэффициентов в звеньях механизма пресса и среднего коэффициента трения в подшипниках исполнительного механизма, смазываемых жидкой смазкой, состоящей из смеси масла П28 (50 %) и индустриального масла 50 (50 %).

Нагружение пресса двумя гидронагружателями НД-10 осуществлялось в режиме одиночных или непрерывных ходов ползуна. Масло насосом закачивалось в свободный от нагрузок нагружатель, в результате плунжер поднимался из цилиндра на высоту выше крайнего

нижнего положения рабочей плоскости ненагруженного ползуна. При ходе вниз ползун входил в контакт с плунжером, масло в полости нагружателя сжималось и осуществлялось нагружение пресса необходимой силой.

Для выявления динамичности нагружения применена следующая методика: при настройке нагружателя на определенную, заранее заданную силу проводился ряд ударов по нагружателю в режиме непрерывных ходов с постоянно включенной муфтой при отключенном главном электродвигателе ("выбег пресса"). В результате пресс через несколько ходов останавливался. Этим достигалась идентичность нагружения по силе при изменении скорости приложения нагрузки. Последний ход перед остановкой пресса осуществлялся с достаточно низкой скоростью, почти в статическом режиме.

При проведении эксперимента регистрировали силу $P_д$, прикладываемую к прессу, силу $P_{ст}$, воспринимаемую станиной пресса, моменты на эксцентриковом $M_э$ и промежуточном $M_{пр}$ валах.

Для расшифровки получаемых значений сил и моментов регистрировали угол поворота эксцентрикового вала с помощью фотодиодного отметчика углов поворота через каждые 2° и перемещение ползуна в зоне выполнения им технологической операции с помощью пластинчатого датчика перемещения.

Схема наклейки, распайки и установки датчиков на прессе приведена на рис. 1. Силу $P_{ст}$ регистрировали тензодатчиками 2ПКБ20—200-13 (ТУ 25.06.1372—79), которые наклеивали на станину в зоне ниже заделки букс эксцентрикового вала с их нижней стороны (см. рис. 1, датчик 1). Силу $P_д$ регистрировали с помощью таких же тензодатчиков, наклеиваемых на проставки, предназначенные для компенсации избыточной штамповой высоты между нагружателями и ползуном (см. рис. 1, датчик 2).

Тарировку датчиков сил осуществляли при статическом ступенчатом нагружении пресса также гидронагружателями НД-10.

Моменты на эксцентриковом (см. рис. 1, датчик 3) и промежуточном (см. рис. 1, датчик 4) валах записывались с помощью тензодатчиков, наклеиваемых и распаиваемых в соответствии со схемой, приведенной на рис. 1 (датчики 3 и 4).

Впервые такая методика (одновременная запись моментов на эксцентриковом и промежуточном валах) была опробована и внедрена при проведении экспериментальных исследований КГШП 25 МН [1] и распространена для исследований КГШП, в том числе и уникальных тяжелых прессов номинальной силой до 165 МН.

Выбранная схема наклейки и распайки тензодатчиков крутящих моментов должна предусматривать минимальное влияние изгибающих моментов при регистрации, так как в месте наклейки тензодатчиков на эксцентриковом валу по нейтральной оси должны отсутствовать изгибные напряжения при выполнении технологических операций.

Сигналы регистрировали через ртутные токосъемники. Тарировку датчиков моментов на эксцентриковом и промежуточном валах осуществляли с помощью балочки равного сопротивления по касательным напряжениям τ с последующим их пересчетом в моменты по формуле $M_{кр} = 0{,}5\pi r^3\tau$, где r — радиус вала в месте измерения момента (см. кн.: Беляев Н.М. Сопротивление материалов. М.: Наука, 1976. 608 с.). С этой целью на одну сторону балочки наклеивали датчики, совпадающие с одним направлением датчиков на исследуемом валу, а на другую сторону — датчики, наклеиваемые на валу под углом 90°. Распайку проводили в соответствии со схемой на рис. 1 (датчики 3 и 4).

Перемещение ползуна в зоне нагружения регистрировали пластинчатым датчиком перемещения, устанавливаемым на стойке пресса

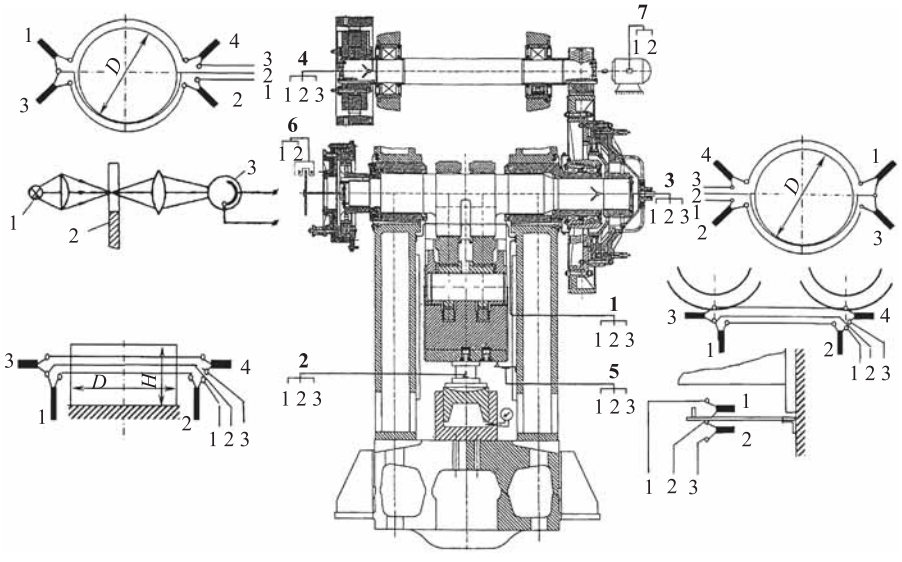


Рис. 1. Схема установки, наклейки и распайки тензодатчиков на элементах пресса:

D, *H* — диаметр и высота проставок

(см. рис. 1, датчик 5). Тарировку датчика осуществляли мерными плитками Иогансона.

Обороты маховика записывали с помощью тахогенератора мод. REO-444 ($2\times0{,}06$ V/мин$^{-1}$, где V — напряжение; $J_{max} = 2\times0{,}09$ А; частота вращения $n_{max} = 10\,000$ мин$^{-1}$), устанавливаемого в торце промежуточного вала со стороны маховика (см. рис. 1, датчик 7).

Тарировку измерительного тракта проводили на специальном стенде, оснащенном двигателем постоянного тока с регулируемой частотой вращения мод. П-11 (мощность $P = 0{,}7$ кВт; $V = 220$ В; $J = 4{,}35$ А; $n = 3000$ мин$^{-1}$) и тахометром мод. ТМ2-1Л ($n = 2000$ мин$^{-1}$).

Регистрацию всех процессов осуществляли с помощью светолучевого осциллографа Н-117 и восьмиканального усилителя 8АНЧ-7М на фотобумагу регистрирующую УФ 67-135, 120 мм × 25 м (ТУ 6-17-633—79).

Тарировочные коэффициенты (цена деления 1 мм):

1. Сила, воспринимаемая станиной 2,3 МН.

2. Сила нагружения пресса 1,278 МН.

3. Момент на эксцентриковом валу 103 кН·м.

4. Момент на промежуточном валу 58,07 кН·м.

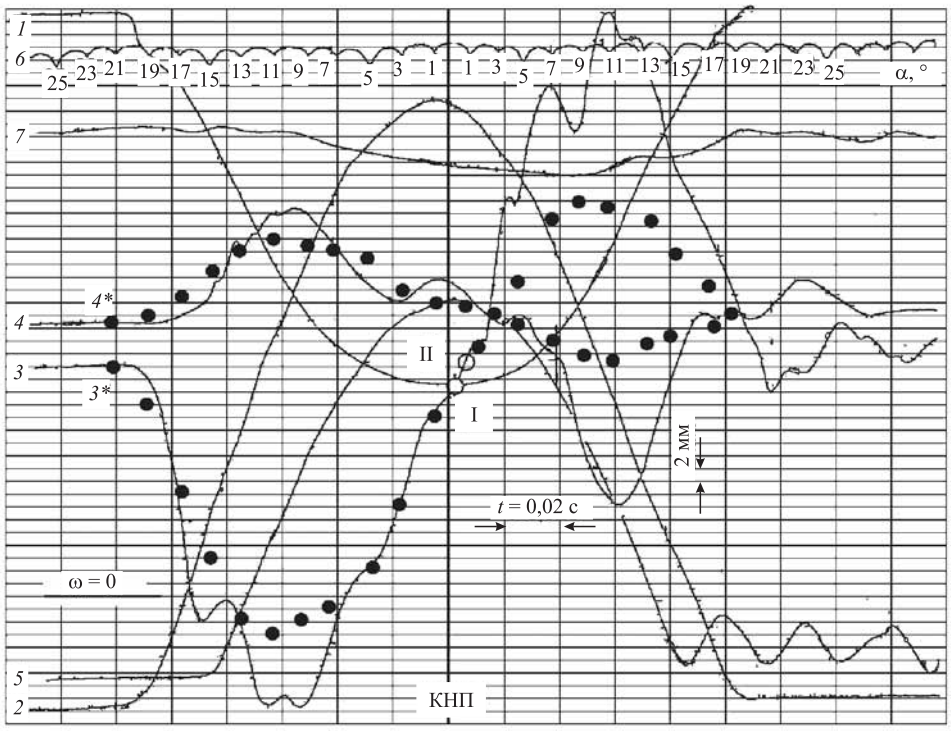
5. Перемещение ползуна 0,1057 мм хода.

6. Отметчик углов поворота вала через 2 и 10°.

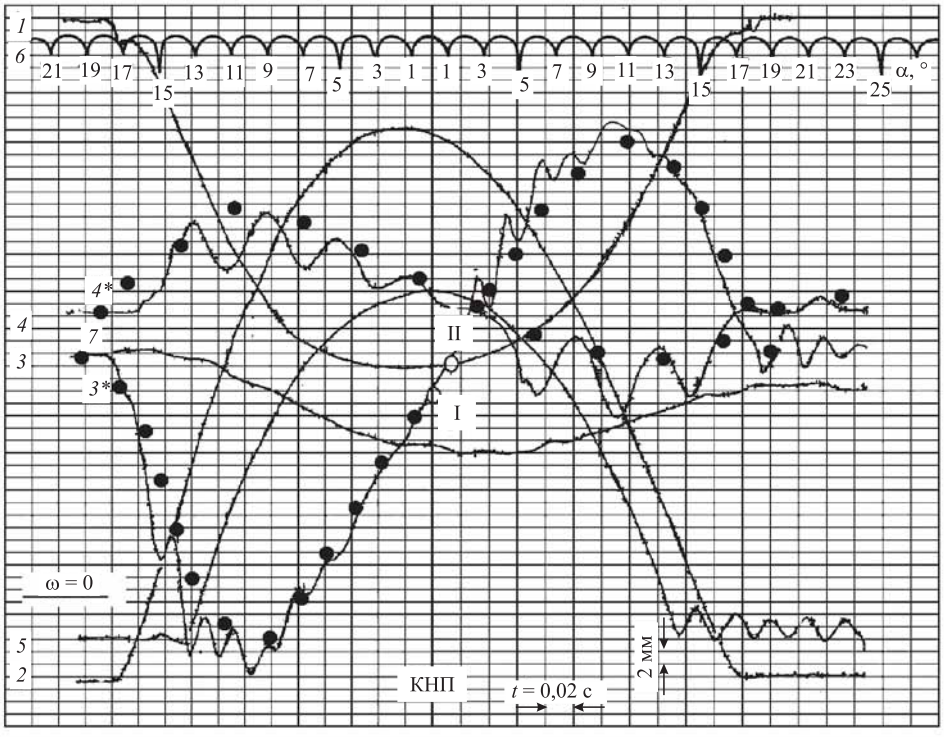
7. Тахогенератор 2,02 мин$^{-1}$ вала маховика.

В соответствии с требованиями изложенной методики получено большое число осциллограмм, позволяющее оценить состояние и поведение элементов пресса при различных условиях нагружения (рис. 2).

Рассмотрим в качестве типовых осциллограмм две из них, полученные при нагруже-



а)



б)

Рис. 2. Типовые осциллограммы, полученные при нагружении пресса гидравлическим нагружателем силой 124 МН с различной частотой ходов ползуна пресса:
а — 31 мин$^{-1}$; *б* — 16 мин$^{-1}$

нии пресса гидравлическим нагружателем, при близком к номинальному числу ходов ползуна в минуту ≈31 мин$^{-1}$ (см. рис. 2, *а*) и на выбеге пресса при пониженном числе ходов ползуна в минуту ≈16 мин$^{-1}$ (рис. 2, *б*).

На осциллограммах (см. рис. 2) приняты следующие обозначения: *1* — сила $P_{ст}$, воспринимаемая станиной пресса; *2* — сила $P_д$ нагружения пресса гидравлическим нагружателем; *3* — момент $M_э$ на эксцентриковом валу; *4* — момент $M_{пр}$ на промежуточном валу; *5* — перемещение ползуна $S_{полз}$ вблизи крайнего нижнего положения (КНП); *6* — угол поворота эксцентрикового вала, отмечаемый через каждые 2°; *7* — частота вращения маховика ω; I, II — точки, в которых по значениям сил и моментов определяют коэффициент трения μ.

Масштаб времени на осциллограммах равен 0,02 с (скорость пленки 500 мм/с (см. рис. 2, *а*) и 250 мм/с (см. рис. 2, *б*)), а расстояние между двумя горизонтальными линиями в любом масштабе составляет 2 мм.

При нагружении пресса силой, близкой к номинальной ($P_д$ = 124 МН), угол встречи ползуна с нагружателем α ≈ 20°.

Упругая отдача при разгрузке равна упругой деформации при нагружении и заканчивается на угле поворота кривошипа также α ≈ 20°.

На рис. 3 приведены схема нагружения "пресс—нагружатель" и параметры жесткости нагружателя и пресса.

Жесткость нагружающих устройств:

эффективная — $C^н_{эф}$ = 14,925 МН/мм и общая — $C^н_{об}$ = 12,02 МН/мм.

Характерной особенностью приведенных осциллограмм (как и всех остальных) являются ярко выраженные колебания моментов на эксцентриковом и промежуточном валах при наличии монотонно и плавно изменяющейся силы нагружения или разгрузки пресса.

Частота колебаний момента на эксцентриковом валу при частоте ходов ползуна 31 и 16 мин$^{-1}$ равна соответственно 58,3 и 40,62 с$^{-1}$ и на промежуточном валу — 21 и 16,42 с$^{-1}$.

Для сравнения на осциллограммах (см. рис. 2) приведены расчетные значения моментов на эксцентриковом (кривая *3**) и промежуточном (кривая *4**) валах, полученные по кинематической формуле моментов [2] с использованием экспериментальных значений сил нагружения пресса и коэффициентов трения для каждого данного нагружения.

На осциллограммах видно, что расчетные значения моментов значительно меньше экспериментальных на обоих валах при частоте ходов ползуна, близкой к номинальной

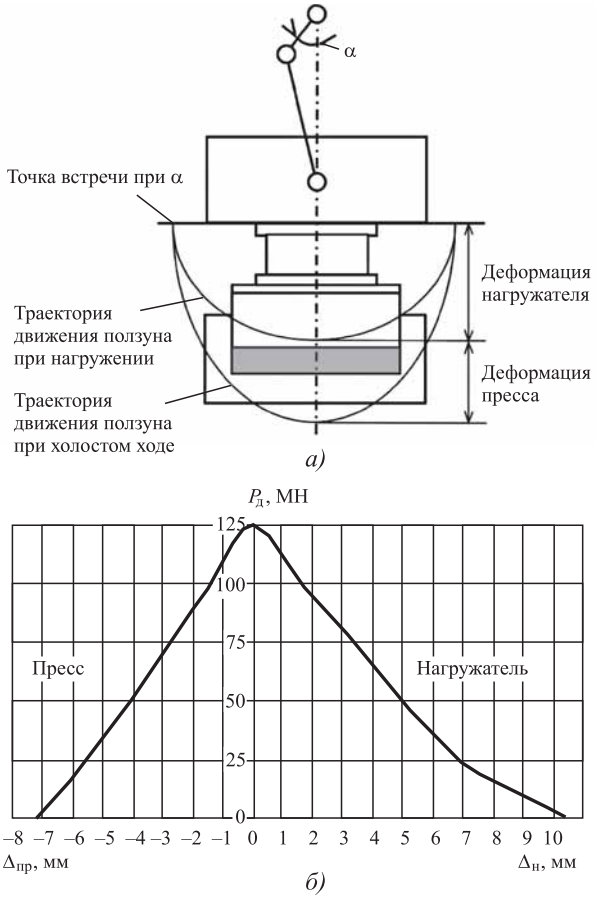


Рис. 3. Схема нагружения (*а*) и параметры жесткости пресса и нагружателя:

$Δ_{пр}$ — деформация пресса; $Δ_н$ — деформация нагружателя

(31 мин$^{-1}$), а при "глубоком выбеге" пресса (16 мин$^{-1}$) — располагаются вблизи к кривым экспериментальных моментов.

Для определения динамических характеристик элементов пресса предложена рассмотренная выше методика: после настройки гидравлического нагружателя на создание силы нагружения, близкой к номинальной, пресс при выключенном электродвигателе и постоянно включенной муфтой совершал 9...12 ходов до полного останова маховика, тем самым при разной скорости ползуна пресса осуществлялся так называемый "выбег пресса".

При выполнении данных экспериментов проводилась запись тех же параметров, что и на осциллограммах рис. 2, расшифровка которых выполнена в табличной форме.

Было проведено пять экспериментов при различном нагружении испытуемого пресса: 124 МН (выбег № 1), 116 МН (выбег № 2), 116 МН (выбег № 3), 82 МН (выбег № 4) и 82 МН (выбег № 5).

Результаты одного эксперимента с максимальной нагрузкой пресса 124 МН (выбег № 1) приведены в табл. 1 и 2.

Для исследуемого КГШП 125 МН расчетный статический момент муфты $M_{ст}$ = = 5,6 МН·м, передаточное отношение $i_{зуб}$ = = 5,1154 (рис. 4, *а*).

Коэффициенты динамичности (см. табл. 2) получены в результате деления максимальных экспериментальных значений на минимальную величину этих же значений.

Приведенные в табл. 1 и 2 данные нанесены на графики фактических экспериментальных значений сил и моментов (рис. 4, *а*) и их динамических коэффициентов (рис. 4, *б*) в функции частоты непрерывных ходов ползуна пресса (скорости нагружения).

Полученные результаты показали незначительное влияние скорости нагружения на значения сил, воспринимаемых станиной ($K_д \approx 1{,}1$), моментов на эксцентриковом валу ($K_{экс} \approx 1{,}1...1{,}5$) и заметное влияние скорости нагружения на моменты на промежуточном валу ($K_{пр} \approx 2...2{,}2$).

Максимальные значения коэффициентов перегрузки получены при частоте ходов пресса 28 мин$^{-1}$, что несколько ниже номинальных хо-

1. Экспериментальные значения максимальных сил нагружения $P_д$ и моментов на эксцентриковом $M_э$ и промежуточном $M_{пр}$ валах в зависимости от частоты ходов пресса n

Номер кадра	n, мин$^{-1}$	$P_д$, МН	$M_э^{прям}$	$M_э^{обр}$	$M_{пр}^{прям}$	$M_{пр}^{обр}$
			МН·м			
1	30,79	124,0	5,97	5,77	5,35	8,32
2			—	—	—	—
3	31,18	—	5,97	—	7,43	11,88
4	30,00	124,0	6,18	—	9,51	
5	28,00	122,7		5,66	10,7	10,4
6	26,84	121,4		—	10,4	8,32
7	24,86		6,07	5,25	8,92	6,24
8	22,89	120,1	5,66	5,055	6,84	5,35
9	20,52			4,84	5,35	4,75
10	18,15	118,9	5,56	4,33	5,05	5,05
11	15,78	117,6		3,91	4,61	5,65
12	12,63	115,1		Отскок	5,65	—

Обозначения. $M_э^{прям}$, $M_{пр}^{прям}$ — моменты на участке нагружения; $M_э^{обр}$, $M_{пр}^{обр}$ — моменты на участке упругой отдачи (обратного хода ползуна).

2. Коэффициенты динамичности крутящих моментов на эксцентриковом $K_э$ и промежуточном $K_{пр}$ валах в зависимости от частоты ходов пресса n

Номер кадра	n, мин$^{-1}$	$K_э^{прям}$	$K_э^{обр}$	$K_{пр}^{прям}$	$K_{пр}^{обр}$
1	30,79	1,074	1,476	1,161	1,473
2		—	—	—	—
3	31,18	1,074	—	1,612	2,103
4	30,00	1,112	—	2,063	
5	28,00		1,448	2,321	1,841
6	26,84		—	2,256	1,473
7	24,86	1,092	1,343	1,935	1,104
8	22,89	1,018	1,293	1,484	0,947
9	20,52		1,238	1,161	0,841
10	18,15	1,000	1,107	1,095	0,894
11	15,78		1,000	1,000	1,000
12	12,63		—	1,226	—

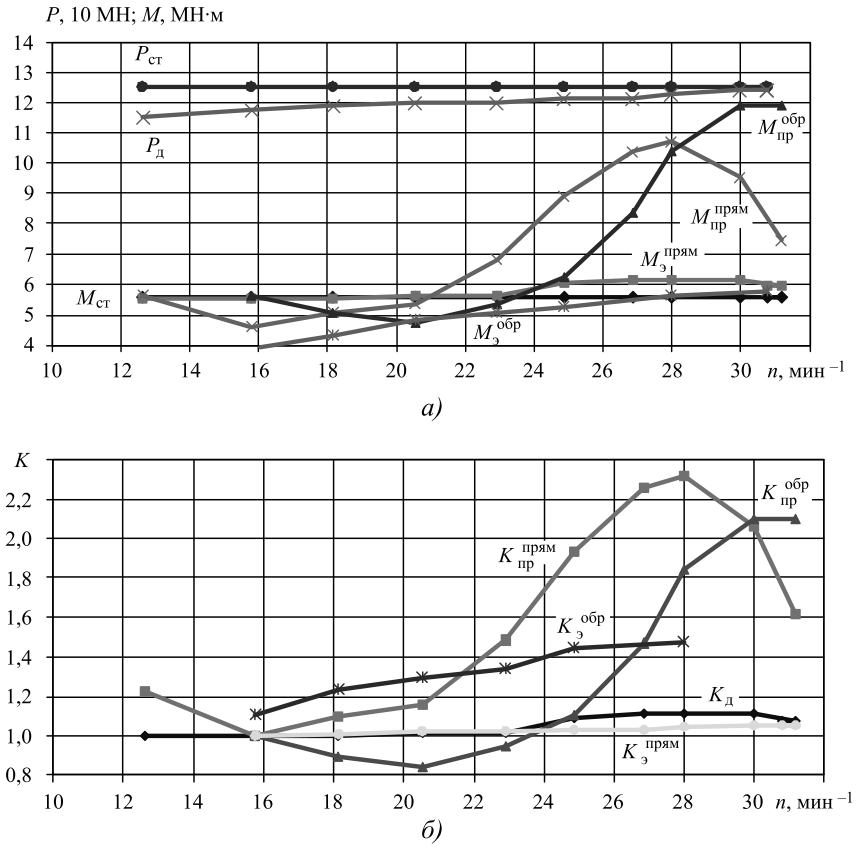


Рис. 4. Зависимости максимальных сил *P* и моментов *M*, воспринимаемых элементами пресса (*а*), и динамических коэффициентов *K* (*б*) от частоты ходов ползуна пресса

дов, при которых работает пресс. При номинальных ходах (32 мин$^{-1}$) коэффициент динамичности в период нагружения пресса значительно ниже.

Принимая допущение о постоянстве и одинаковости коэффициента трения в подшипниках шатунно-кривошипной группы при трении стали по бронзе с хорошей смазкой в течение одного хода ползуна и используя известную формулу М.В. Сторожева [2]

$$M_э = M_э^{\alpha} + M_э^{\mu} =$$

$$= P_д \left\{ R(\sin\alpha + \frac{\lambda}{2}\sin 2\alpha) + \mu\left[(1+\lambda) r_A + \lambda r_B + r_O\right] \right\} =$$

$$= P_д \left(m_K^{\alpha} + m_K^{\mu} \right),$$

определим экспериментальные значения среднего приведенного коэффициента трения для крайнего нижнего положения ползуна при следующих параметрах пресса: радиус кривошипа R = 260 мм; радиус коренных опор r_O = 590 мм; радиус эксцентрика r_A = 855 мм; радиус оси шатуна r_B = 520 мм; длина шатуна L = 2200 мм; коэффициент шатуна $\lambda = \frac{R}{L} = 0{,}11818$.

Для характерной точки КНП $\mu = \frac{M_э^{\alpha}}{1{,}6075 P_д}$ (при $M_э^{\alpha} = 0$), значения $M_э^{\mu}$ и $P_д$ определяем из осциллограмм рис. 2.

Коэффициент трения для характерной точки I (при α = 0°) (см. рис. 2) равен 0,0027 (см. рис. 2, *а*) и 0,0034 (см. рис. 2, *б*).

Угол начала упругой отдачи после перехода через КНП при данных коэффициентах трения равен в обоих случаях ≈ 1,5...1,55°.

На рис. 2 осциллограммы после обработки представлены в масштабных графиках по углу поворота кривошипа.

В табл. 3 приведены значения среднего приведенного коэффициента трения шатунно-кривошипной группы, определенные на основании экспериментальных значений $M_{эк}^{\mu}$ и $P_д$, полученных из осциллограмм при различных условиях нагружения по силе нагружения $P_д$ и частоты ходов пресса n во время нагружения (от скорости скольжения) для характерной точки КНП ползуна.

На рис. 5 представлен график, позволяющий оценить влияние скорости скольжения на коэффициент трения. При n = = 12...28 мин$^{-1}$ приведенный коэффициент трения шатунно-кривошипной группы составляет 0,0023. Тенденции зависимости коэффициента трения от скорости скольжения не отмечено.

Для определения значений приведенных коэффициентов трения были взяты только осциллограммы, полученные с пониженной частотой ходов ползуна пресса (последние кадры на каждом из выбегов).

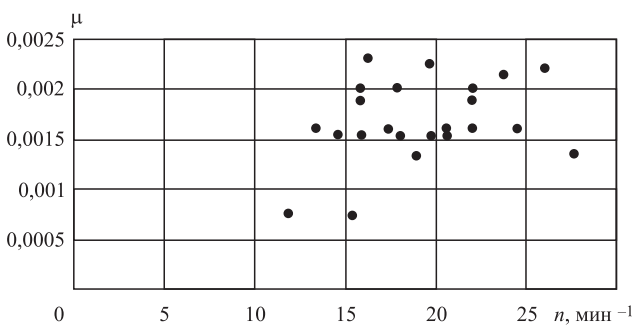


Рис. 5. Зависимость экспериментальных значений коэффициентов трения μ от частоты ходов ползуна пресса *n*

3. Средний приведенный коэффициент трения $\mu_{ср}$ шатунно-кривошипной группы в зависимости от сил нагружения $P_д$, крутящего момента на эксцентриковом валу $M_э^{\mu}$ в крайнем нижнем положении ползуна и частоты ходов пресса n

Номер эксперимента (выбега)	Номер хода	n, мин$^{-1}$	$P_д$, МН	$M_э^{\mu}$, кН·м	μ	$\mu_{ср}$
1	13	15,8	124	402,12	0,002	0,002066
	12	17,8		402,12	0,002	
	11	19,7		452,38	0,00226	
	10	22		402,12	0,002	
2	14	13,4	116	301,59	0,0016	0,001725
	13	15,8		351,85	0,001887	
	12	17,4		301,59	0,0016	
	11	18,9		251,32	0,00135	
	10	20,5		301,59	0,0016	
	9	22		351,85	0,001887	
	8	23,7		402,12	0,00215	
3	11	16,7	116	2111,33	0,0113	0,004266
	10	19,7		1407,42	0,00755	
	9	22		301,59	0,0016	
	8	24,5		301,59	0,0016	
	7	26		402,12	0,0022	
	6	27,6		251,32	0,00135	
4	17	11,8	82	100,59	0,00076	0,0014
	16	15,4		100,59	0,00076	
	15	16,2		301,59	0,0023	
	14	18		201,06	0,00153	
	13	19,7		201,06	0,00153	
	12	20,6		201,06	0,00153	
5	20	11,2	82	100,59	0,000763	0,001274
	18	14,6		201,06	0,00153	
	17	15,8		201,06	0,00153	

При повышении частоты ходов пресса возникают большие динамические отклонения моментов (даже в КНП), что приводит к значительным погрешностям при оценке μ.

Выводы

1. Проведен эксперимент по одновременной записи при осциллографировании двух крутящих моментов: крутящего момента на эксцентриковом валу $M_э$ и крутящего момента на промежуточном валу $M_{пр}$ при нагружении КГШП 125 МН.

2. Моменты $M_э$ и $M_{пр}$ превышают расчетный момент на эксцентрике в результате воздействия на ползун нагружающей силы.

Форма изменения $M_э$ и $M_{пр}$ не соответствует расчетной, а колебательный характер с частотами 58...40 с$^{-1}$ для эксцентрикового вала и 21...16 с$^{-1}$ для промежуточного вала, что близко к собственным частотам колебаний эксцентрика относительно муфты и маховика относительно муфты.

Коэффициент динамичности на промежуточном валу равен 2, на эксцентриковом валу достигает 1,5; коэффициент динамичности силы, воспринимаемой станиной, составляет 1,1.

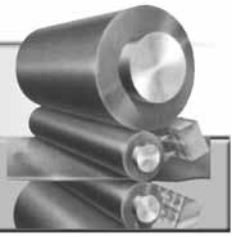
3. Средний коэффициент трения в сочленениях шатунно-кривошипной группы (трение стали по бронзе при жидкой смазке) $\mu = 0{,}002...0{,}004$ в зависимости от степени приработки подшипников.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Ланской Е.Н., Соков В.И., Крук А.Т.** О динамических нагрузках в элементах КГШП при выполнении технологических операций // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. 1983. № 3. С. 28—32.

2. **Сторожев М.В.,** при участии Копылова П.Н. Основы расчета кривошипных прессов // Вестник металлопромышленности. 1935. № 10. С. 105—156. № 11. С. 115—162.

Александр Тимофеевич Крук, д-р техн. наук,
kruk938@mail.ru;
Владимир Ильич Соков, канд. техн. наук



УДК 621.778.011

О.С. Железков, И.Ш. Мухаметзянов, С.А. Малаканов
(Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова),
Д.Г. Тюленев *(Уфимский государственный авиационный технический университет)*

Формирование проволоки трапециевидного профиля с использованием плющения и волочения в двухроликовой волоке

Выполнено компьютерное и натурное моделирование процесса формирования проволоки трапециевидного сечения с использованием плющения и волочения в двухроликовой волоке. Цель исследования — поиск рациональных режимов деформирования, обеспечивающих получение готовой проволоки требуемого качества. Построена кривая упрочнения стали 65Г, применяемая при компьютерном моделировании с использованием программного комплекса Deform-3D. Установлено, что при высоте плющенной проволоки 0,94...0,99 ширины большего основания трапециевидного профиля обеспечивается получение проволоки требуемого качества.

Ключевые слова: волочение; проволока трапециевидного профиля; метод конечных элементов.

The computer and full-scale modeling of the forming process trapezoidal wire with the use of flattening and drawing in double-roll die is performed. The objective of research is to search for rational modes of deformation, the application of which ensures the production of finished wire of the required quality. Hardening curve of steel 65G used in the computer simulation using the software complex DEFORM-3D is constructed. It is established that at height of the flattened wire 0.94...0.99 of the width of the larger base of the trapezoidal profile it is possible to obtain wire of the required quality.

Keywords: drawing; trapezoidal profile wire; finite element method.

Пружинные шайбы широко применяют в различных отраслях промышленности для предотвращения самоотвинчивания резьбовых соединений за счет создания упругой силы и силы трения между соединяемыми деталями и крепежным изделием (болт, винт, шпилька, гайка). В качестве исходной заготовки для изготовления пружинных шайб методом навивки используют проволоку трапециевидного сечения (ГОСТ 11850—72).

В настоящее время наиболее широкое распространение для изготовления проволоки трапециевидного сечения получили процессы волочения [1—3]:

— в монолитной волоке со сменной твердосплавной вставкой;

— в четырехроликовой волоке, оси вращения роликов которой расположены параллельно граням трапециевидного профиля проволоки.

Процесс волочения в монолитной волоке связан с возникновением значительных сил трения, приводящими к повышенным энергозатратам и интенсивному износу рабочего инструмента, а в некоторых случаях — к обрыву переднего конца проволоки, что снижает экономичность процесса.

Основное преимущество процесса волочения в четырехроликовой волоке по сравнению с деформированием через монолитную волоку — снижение силы волочения, так как трение скольжения заменяется на трение качения. При этом повышается стойкость

волочильного инструмента и уменьшаются энергозатраты на процесс волочения. Использование многороликовых волок обеспечивает создание более благоприятных условий напряженно-деформированного состояния металла в очаге деформации. Недостатком четырехроликовых волок является сложность их настройки, что приводит к повышенным затратам рабочего времени.

Разработано новое техническое решение [4], заключающееся в том, что вначале исходную проволоку круглого сечения деформируют в двух гладких роликах (плющение), а затем калибруют в двухроликовой волоке, формируя требуемый трапециевидный профиль. Таким образом, применяемый волочильный инструмент состоит из двух двухроликовых волок. Схема технологического процесса представлена на рис. 1.

Основная задача исследования — определение рациональных технологических параметров процесса деформирования, обеспечивающих получение качественной проволоки при снижении энергозатрат и затрат на изготовление и наладку инструмента.

Выполнено компьютерное и натурное моделирование процесса изготовления проволоки трапециевидного профиля № 4 по ГОСТ 11850—72 (рис. 2) со следующими регламентированными параметрами:

— временное сопротивление $\sigma_в$ не более 804 МПа;

— относительное удлинение δ не менее 15 %;

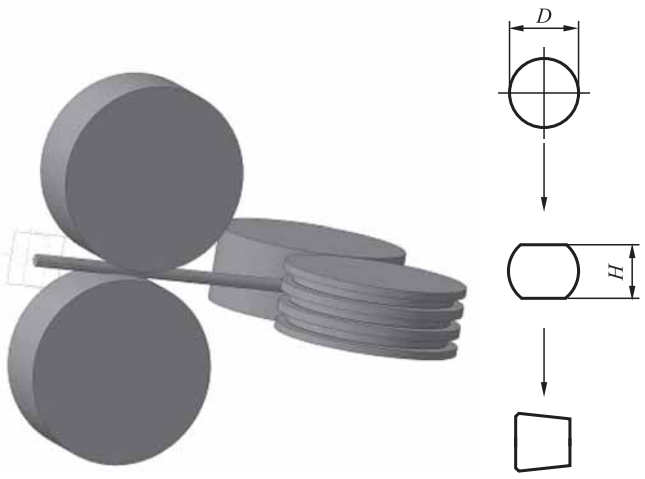


Рис. 1. Схема процесса волочения проволоки трапециевидного сечения с использованием плющения и волочения в двухроликовой волоке

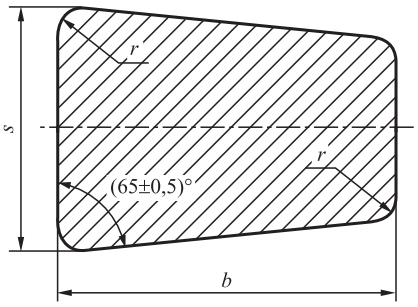


Рис. 2. Поперечное сечение трапециевидного профиля по ГОСТ 11850—72

— размеры: $s = 4{,}3$ мм; $b = 4$ мм; радиус скругления углов не должен превышать $r = 0{,}6$ мм.

На эффективность технологии и качество проволоки влияют такие факторы, как схема и режимы деформирования, механические свойства материала и их изменения в процессе деформации, диаметр исходной заготовки, условия трения, качество поверхности инструмента и заготовки и др.

В качестве материала заготовки использовали сталь 65Г калиброванную отожженную. Диаметр исходной заготовки круглого сечения 4,75 мм. В Магнитогорском государственном техническом университете им. Г.И. Носова в НИИ "Наностали" на испытательной машине Shimadzu AG-IS были проведены испытания на разрыв исходной проволоки. По результатам экспериментов, обработанных по методике Смирнова—Аляева, построена кривая упрочнения стали 65Г (рис. 3).

Кривую упрочнения использовали при моделировании процесса волочения проволоки с помощью программного комплекса Deform-3D, в основу которого положен метод конечных элементов.

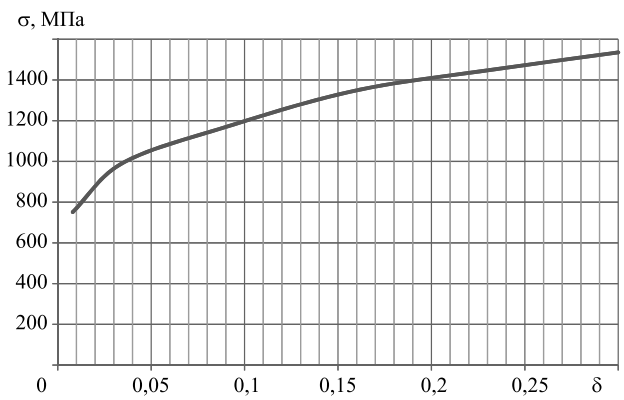


Рис. 3. Кривая упрочнения калиброванной стали 65Г диаметром 4,75 мм

В программном комплексе применяются следующие основополагающие зависимости и соотношения: дифференциальные уравнения равновесия; дифференциальные зависимости Коши связи компонент тензора деформации и вектора перемещений; законы трения по Кулону—Амонтону; условие пластичности Губера—Мизеса. При решении упругопластических задач для зон, находящихся в упругом состоянии, связь между деформациями и напряжениями выражается в виде обобщенного закона Гука. При решении систем уравнений используются численные итерационные методы, в частности, метод Ньютона—Рафсона. В результате определяются перемещения U, деформации ε, напряжения σ, скорости деформации ξ, компоненты тензоров деформации и напряжений, интенсивность деформаций, интенсивность напряжений, силы нормального давления, силы трения на поверхности контакта металла с инструментом и другие параметры.

Геометрические модели заготовки и инструмента проектировались в программном комплексе Компас-3D и экспортировались в Deform-3D. При этом инструмент задавали абсолютно жестким, материал заготовки — упруго-пластичным, изотропным и однородным. Сетка конечных элементов формировалась из тетраэдров, число элементов 50 000. Использовали закон трения по Кулону—Амонтону с постоянным коэффициентом трения в области контакта $f = 0{,}1$. Скорость волочения 1 м/с. Теплообмен между валками и заготовкой не учитывали. Валки неприводные, вращение осуществлялось за счет сил трения с заготовкой.

На рис. 4 (см. обложку) приведены поля распределения интенсивности деформаций в сечении на выходе из очага деформации.

По результатам выполненных расчетов определяли общую силу волочения в зависимости от высоты H предварительно плющеной в первой паре роликов проволоки.

Экспериментальные исследования процесса формирования трапециевидного профиля по разработанной технологии были проведены в Уфимском государственном авиационном техническом университете с использованием специальной испытательной установки (рис. 5, см. обложку).

Установка позволяет с помощью специальных датчиков, сигналы с которых передаются в компьютер, определять силу деформирования (волочения), силу давления на валки и силу трения в зависимости от перемещения заготовки.

Плющение осуществлялось при протягивании исходной проволоки между гладким валком и гладким участком профильного валка, а волочение трапециевидного профиля — между гладким валком и формообразующим каналом профильного валка.

На рис. 6 представлены записанные в ходе испытаний диаграммы сил деформирования при плющении и волочении в двухроликовой волоке при различной высоте плющения.

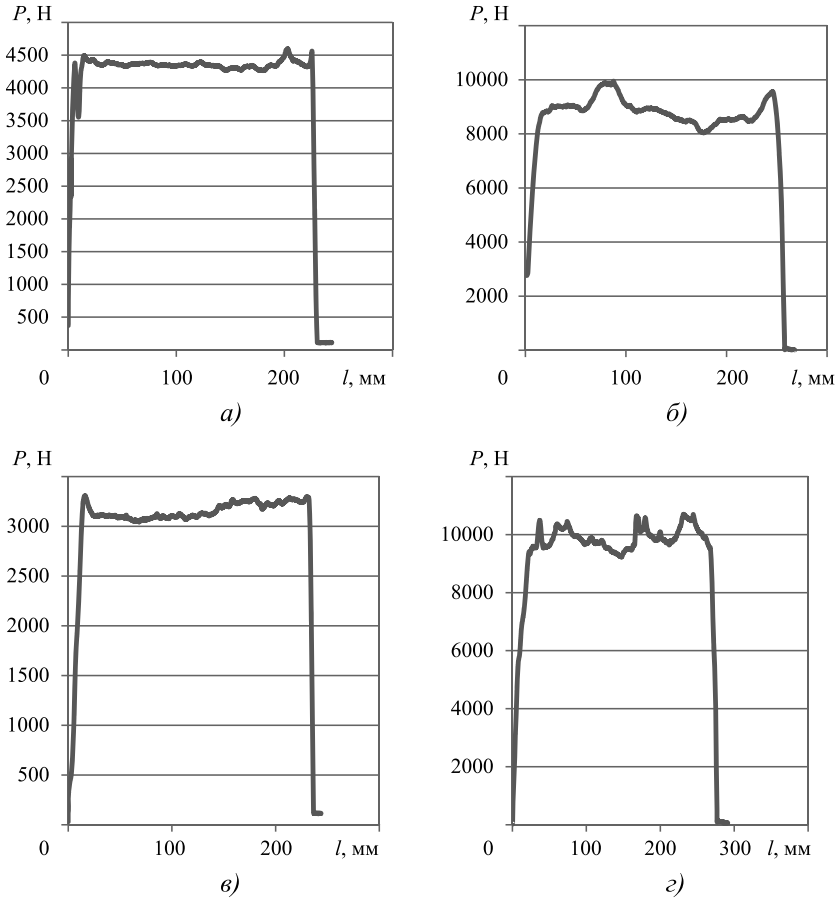


Рис. 6. Диаграммы сил деформирования:

а, *в* — плющение на высоту 4,1 и 4,3 мм соответственно; *б*, *г* — волочение во второй паре роликов после плющения на 4,1 и 4,3 мм соответственно

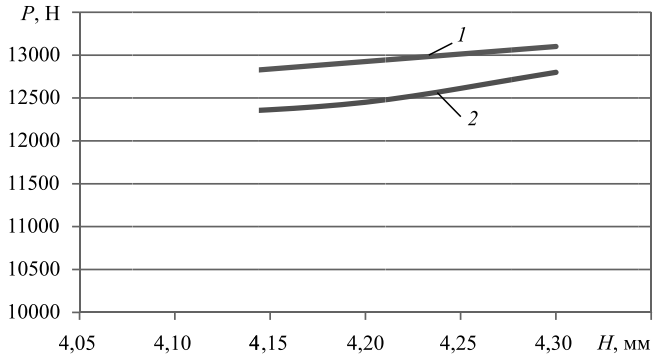


Рис. 7. Суммарные силы волочения:

1 — экспериментальные результаты; *2* — теоретические результаты

Анализ полученных экспериментальных данных показал, что при волочении плющенной проволоки в двухроликовой волоке наблюдаются колебания сил деформирования с амплитудой до 1000 Н (см. рис. 6, *б* и *г*). Вероятно, эти колебания связаны с недостаточной жесткостью конструкции испытательной установки.

Суммируя силы волочения в первой и второй паре роликов, построена зависимость сил волочения от высоты плющения H, сопоставленная с результатом компьютерного моделирования (рис. 7).

Установлено, что расхождение теоретических и экспериментальных значений сил деформирования не превышает 7...10 %, что свидетельствует об адекватности применяемой математической модели, базирующейся на методе конечных элементов (программный комплекс Deform-3D).

Заключение. Высота H плющенной в первой волоке проволоки должна составлять (0,94...0,99)s, где s — ширина большего основания окончательно сформированного трапециевидного профиля.

При $H < 0{,}94s$ радиусы скругления углов трапециевидного профиля выходят за поле допуска; при $H > 0{,}99s$ металл вытесняется в зазор между роликами, образуя дефект типа "ус", а в некоторых случаях происходил обрыв проволоки в процессе деформирования за счет сильно возрастающей силы волочения.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

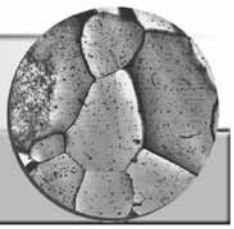
1. **Коковихин Ю.И.** Технология сталепроволочного производства. Киев, 1995. 608 с.

2. **Wang, Karen L. and Vasilis Argyropoulos.** Design and analysis of direct cold drawing of section rods through a single die // Journal of materials processing technology. 2005. P. 345—358.

3. **Железков О.С., Малаканов С.А., Мухаметзянов И.Ш.** Исследование процесса формирования трапециевидного профиля волочением в монолитных и роликовых волоках / Тезисы доклада Междунар. форума "Реконструкция промышленных предприятий — прорывные технологии в металлургии и машиностроении". Челябинск: Изд-во Магнитогорского гос. техн. ун-та им. Г.И. Носова, 2011. С. 51—55.

4. **Пат. 147933 РФ, МПК B 21 C 3/00.** Устройство для волочения проволоки трапециевидного профиля / О.С. Железков, И.Ш. Мухаметзянов, Л.З. Жуковский и др. № 2014129217/02; заявл. 15.07.2014; опубл. 20.11.2014, Бюл. № 32.

Олег Сергеевич Железков, д-р техн. наук;
Ильдар Шамилевич Мухаметзянов,
ildarik-777@mail.ru;
Сергей Александрович Малаканов, канд. техн. наук;
Денис Генрихович Тюленев



УДК 669.017:669.018.8:669-15

А.Д. Хайдоров, Ф.А. Юнусов
(Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого)

Технология термической обработки высоколегированных сталей в вакуумных печах

Выполнен сравнительный анализ структуры и свойств высоколегированных коррозионно-стойких сталей 14Х17Н2, 40Х13 и 1.2083 после закалки газом высокого давления и в масле. Показано, что микроструктура и свойства отпущенных сталей после предварительной закалки по обеим технологиям практически одинаковые. Построены зависимости твердости от температуры отпуска для закаленных сталей. Определены интервалы температур отпуска, обеспечивающего достижение необходимых эксплуатационных свойств сталей.

Ключевые слова: закалка газом высокого давления; высоколегированные коррозионно-стойкие стали; микроструктура; механические свойства; термическая обработка.

Comparative analysis of the structure and the properties of high-corrosion-resistant steels 14Kh17N2, 40Kh13 u 1.2083 steels after quenching in high pressure gas and in the oil carried out. It is shown, that the influence of the tempering temperature on the structure and properties of these steels at this conditions is very significant. The most effective temperature ranges that achieve the desired properties are defined.

Keywords: quenching with high pressure gas; high-corrosion-resistant steels; microstructure; mechanical properties; heat treatment.

Современное машиностроение в России в настоящее время успешно осваивает передовые производственные технологии [1—5]. Одной из таких технологий является закалка деталей из высоколегированных сталей газом высокого давления после нагрева в вакуумных печах. Эта технология значительно повышает культуру производства, качество обрабатываемых изделий и является высокоэкологичной.

Закалку газом высокого давления, в частности азотом, применяют прежде всего для сталей мартенситного класса, например, коррозионностойких высоколегированных сталей [6, 7]. Ряд предприятий в качестве таких сталей используют импортные стали, хотя существуют их отечественные аналоги. Важно учитывать, что могут быть различия в режимах вакуумной термической обработки отечественных и зарубежных сталей.

Известны справочные данные по режимам термической обработки и получаемым технологическим свойствам высоколегированных сталей для нагрева в электропечах с последующим охлаждением в масле. Однако нагрев в вакууме имеет особенности. Из этого следует, что при использовании вакуумного оборудования и газа высокого давления для обеспечения высокого качества продукции необходима корректировка технологических процессов ее термической обработки. Такая задача является актуальной в настоящее время.

Цель работы — изучение влияния вакуумной термической обработки на структуру и свойства высоколегированных коррозионностойких сталей в сравнении со стандартными режимами ее обработки.

Методика и материал исследования. Исследовали структуру и свойства высоколегированных коррозионно-стойких хромистых сталей отечественного и зарубежного производства марок: 14Х17Н2, 40Х13, 1.2083 после закалки по двум технологиям: азотом высокого давления (в вакуумной печи) и в масле (в электрической печи), с последующим отпуском при различных температурах. Химический состав сталей соответствовал стандартам: ГОСТ 5950—2000 и DIN (табл. 1).

Диапазон температур отпуска выбирали по литературным данным с учетом возникающих в практической работе требований по уровню

1. Химический состав исследованных сталей, % мас.

Марка стали	C	Si	Mn	Cr	V	Ni	P	S
14Х17Н2	0,11...0,17	⩽0,80	⩽0,80	16,0...18,0	—	1,50...2,50	<0,025	<0,030
40Х13	0,36...0,45			12,0...14,0		—		
1.2083	0,34...0,42	0,60...1,30	0,20...0,70	13,0...14,50	0,15...0,40		<0,020	0,025

необходимой твердости. Как показано в работе [8], при термической обработке вторичнотвердеющих сталей следует применять двукратный отпуск продолжительностью 1,5...2 ч каждый. Такой отпуск проводится для обеспечения условия распада остаточного аустенита.

Использовали образцы размерами 25×25×30 мм для сталей 40Х13 и 1.2083. Образцы стали 14Х17Н2 представляли собой цилиндр диаметром 20 мм и высотой 30 мм.

Все стали в исходном состоянии поставки находились в отожженном состоянии. Нагрев под закалку проводили в вакуумной печи фирмы ALD (Германия) типа MonoTherm и в камерной печи типа СНОЛ. Основными характеристиками печи MonoTherm являются: номинальная температура 1300 °С; размеры рабочего пространства 600×400×400 мм; масса садки до 200 кг. Закалку образцов осуществляли от температуры 1010 °С, охлаждение — в вакуумной печи — азотом под давлением $6 \cdot 10^5$ Па (6 бар), в печи СНОЛ — в масле.

Отпуск после обоих видов закалки проводили в электрической печи СНОЛ: для стали 1.2083 — двукратный, для сталей 14Х17Н2 и 40Х13 — однократный. Длительность выдержки при отпуске составляла 2 ч.

Травление микрошлифов осуществляли раствором царской водки с добавлением 2...3 мл хлорного железа. Микроструктуру изучали металлографическим методом на оптическом микроскопе Neophot при увеличении ×200...500. Количественный металлографический анализ структуры сталей проводили с использованием компьютерной программы Thixomet.

Рентгеноструктурный анализ выполняли на дифрактометре ДРОН-3. Твердость сталей измеряли по ГОСТ 9013—59 методом Роквелла на приборе ТР 5006 [9]. Среднее значение твердости принимали как среднее арифметическое из 5...8 измерений.

Экспериментальные результаты и их обсуждение

Структура и свойства стали 14Х17Н2. Сталь 14Х17Н2 относится к мартенситно-ферритному классу, коррозионно-стойкая, жаропрочная. Сталь обладает высокими прочностными и пластическими свойствами в сочетании с высокой ударной вязкостью.

Основным назначением стали 14Х17Н2 является изготовление рабочих лопаток, дисков, втулок и других крепежных деталей, работающих в условиях пониженных температур. Наиболее широкое применение сталь получила в химической, авиационной и судостроительной промышленности.

Основные параметры термической обработки и свойства, получаемые при различных температурах отпуска стали 14Х17Н2, определены СТП 26.2660.484—2004.

В данном исследовании температура закалки стали составляла 1010 °С.

Отпуск стали можно проводить по различным режимам. Отпуск при 560...650 °С применяют для обеспечения среднего уровня прочности. Длительность такого отпуска составляет ⩾1 ч. Для достижения высокой коррозионной стойкости сталь подвергают отпуску при 680...700 °С. В работе использовали режим отпуска стали при 560...600 °С.

Результаты измерения твердости стали после закалки и отпуска приведены в табл. 2. Твердость стали после закалки азотом высокого давления и последующего отпуска не отличается от твердости при обычной термической обработке с использованием закалки в масле. Снижение твердости при повышении температуры отпуска связано с известными структурными изменениями, происходящими в сталях при отпуске [10—12].

После закалки в вакууме и масле структура стали одинаковая. На рис. 1 приведена микроструктура стали 14Х17Н2 после закалки в масле. В закаленном состоянии структура стали свет-

2. Зависимость твердости стали 14Х17Н2 от температуры отпуска после предварительной закалки от 1010 °С в вакууме и масле

Среда охлаждения	Твердость после закалки, HRC	Твердость, HRC, после закалки и отпуска при температуре, °С			
		250	560	580	600
Азот	41	38	32	31	31
Масло			33	32	

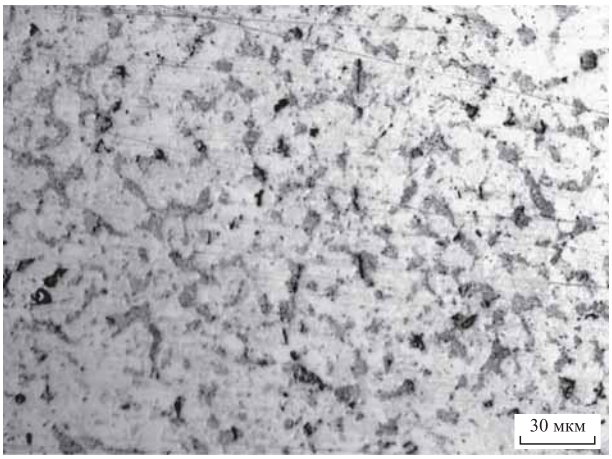


Рис. 1. Микроструктура стали 14Х17Н2 после закалки от 1010 °С в масле

лая с наличием небольшого количества более сильно травящихся участков. Темные участки представляют собой мартенсит. Светлые участки несколько отличаются по оттенку друг от друга. Самые светлые — представляют собой δ-феррит, а несколько темнее — мартенсит, который в данном случае недостаточно вытравился. В структуре стали после закалки наблюдается также небольшое количество карбидов в теле зерна и на границах бывших зерен аустенита.

После закалки и отпуска при 560 °С структура стали 14Х17Н2 представляет собой сорбит отпуска и δ-феррит. Значительное количество карбидов образуется в теле легированного мартенсита и на границах бывших зерен аустенита. Микроструктуры отпущенной стали после закалки азотом высокого давления и в масле с последующим отпуском при 560 °С приведены на рис. 2, *а*.

При повышении температуры отпуска до 580 °С в структуре стали наблюдается увеличение количества карбидов на границах зерен. Дальнейшее увеличение температуры отпуска до 600 °С приводит к укрупнению карбидов в некоторых участках структуры, что может свидетельствовать о начале процесса их коалесценции. Микроструктуры стали после закалки азотом высокого давления и в масле с последующим отпуском при 600 °С представлены на рис. 2, *б*.

Существенного различия в микроструктурах стали на рис. 2, *а* и *б* после закалки азотом высокого давления и в масле не наблюдается.

Анализ состава карбидов в структуре стали после различных видов охлаждения при закалке показал, что после отпуска при высоких температурах в стали во всех случаях присутствуют карбиды типа $M_{23}C_6$, M_7C_3, M_3C_2. При этом с повышением температуры отпуска интенсивность пиков карбида $M_{23}C_6$ снижается, а карбидов M_7C_3 и M_3C_2 — увеличивается. Вероятно, это объясняется повышением диффузионной активности углерода с увеличением температуры [13]. Следует отметить, что существенного различия в интенсивности пиков, соответствующих карбидным фазам, на рентгенограммах после закалки азотом высокого давления и в масле не наблюдается.

Таким образом, структура и свойства стали 14Х17Н2 после вакуумной закалки азотом высокого давления и обычной — в масле идентичны.

Структура и свойства стали 40Х13. Сталь 40Х13 относится к мартенситному классу. Основным назначением стали является изготовление режущего, мерительного и хирургического инструмента, пружин, карбюраторных игл и клапанных пластин компрессов.

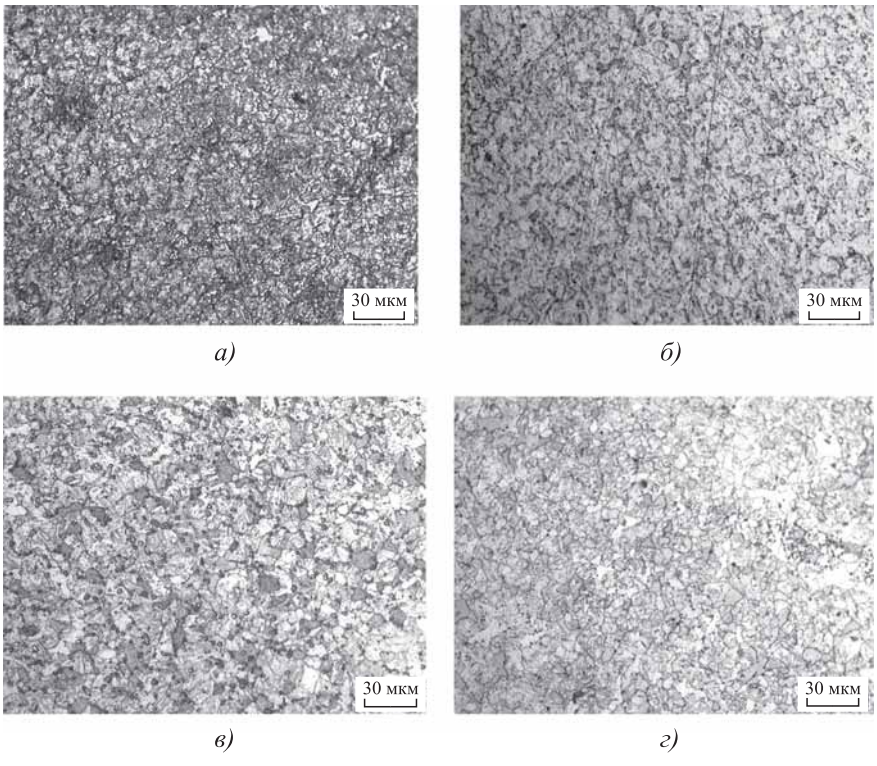


Рис. 2. Микроструктуры стали 14Х17Н2 после закалки от 1010 °С азотом (*а*, *в*) и в масле (*б*, *г*) с последующим отпуском при различных температурах:
а, *б* — 560 °С; *в*, *г* — 600 °С

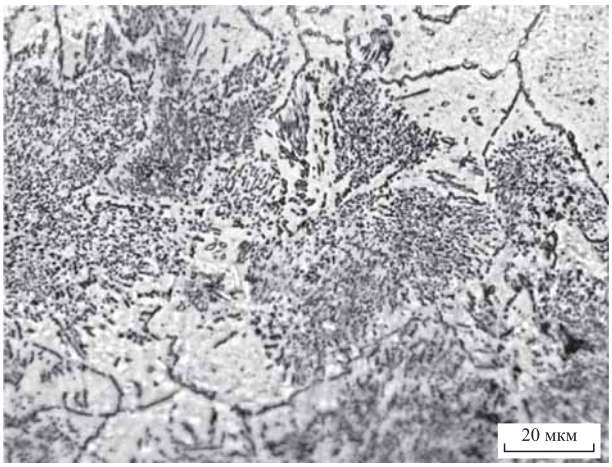


Рис. 3. Микроструктура стали 40Х13 в состоянии поставки (отжиг)

На рис. 3 показана микроструктура стали 40Х13 в состоянии поставки. Структура стали состоит из зернистого перлита с незначительными следами пластинчатого перлита, феррита и карбидов, располагающихся в теле зерна и по границам зерен.

Основные параметры термической обработки и свойства стали 40Х13, получаемые после закалки и отпуска при различных температурах, определены СТП 26.2660.484—2004. Согласно этому стандарту, закалку стали проводят при температурах 1000...1050 °С с охлаждением в масле. Отпуск для получения максимальных прочностных свойств стали осуществляют при температуре 250...300 °С, а для придания стали максимальной коррозионной стойкости — при 700...750 °С.

В данной работе температура закалки стали 40Х13 составляла 1010 °С. Отпуск проводили при 250...600 °С. Длительность отпуска не менее 1 ч.

Результаты измерения твердости стали после закалки и отпуска приведены в табл. 3. Из данных табл. 3 следует, что при одной и той же температуре закалки твердость после охлаждения азотом высокого давления выше, чем после охлаждения в масле. Это объясняется увеличением длительности нагрева и выдержки под закалку при проведении такой технологической операции в вакууме за счет радиационного нагрева. В результате в структуре стали растворяется большее количество карбидов, что приводит к повышению твердости матрицы.

3. Зависимость твердости стали 40Х13 от температуры отпуска после предварительной закалки от 1010 °С в вакууме и масле

Среда охлаждения	Твердость после закалки, HRC	Твердость, HRC, после закалки и отпуска при температуре, °С					
		250	450	500	550	575	600
Азот	58	55	55	53	55	50	46
Масло	54	52	49	50	38	—	—

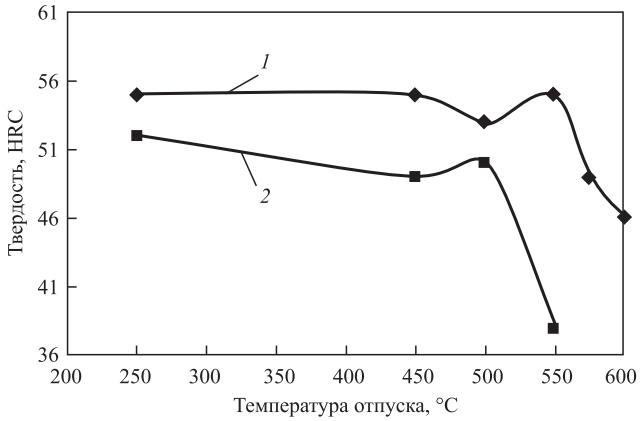


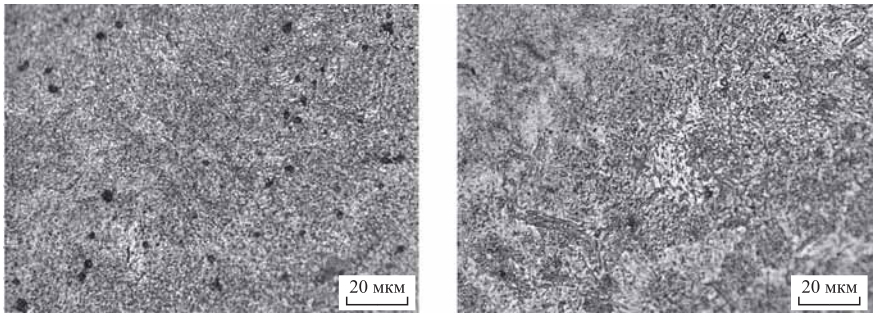
Рис. 4. Зависимость твердости стали 40Х13 от температуры отпуска после закалки от 1010 °С азотом (*1*) и в масле (*2*)

На рис. 4 показана зависимость твердости стали от температуры отпуска после закалки от 1010 °С азотом и в масле. Видно, что характер изменения кривых до температуры отпуска 450 °С одинаковый: обе кривые умеренно снижаются. Снижение твердости в обоих случаях связано с известными процессами, протекающими в закаленной стали при отпуске.

После закалки в масле при температуре отпуска 450 °С наблюдается вторичное твердение стали вследствие выделения в структуре специальных карбидов. При такой термической обработке пик вторичного твердения наблюдается при температуре 500 °С. В случае закалки азотом в вакууме вторичное твердение начинается при температуре 500 °С, а пик на кривой зависимости твердости от температуры отпуска наблюдается при 550 °С. Экспериментальные данные показали, что отпуск стали 40Х13 следует проводить в интервале температур 525...575 °С.

Таким образом, в случае закалки азотом высокого давления в вакууме смещение начала процесса вторичного твердения в закаленной стали при отпуске и пика на кривой зависимости твердости от температуры отпуска происходит в сторону более высоких температур.

Микроструктура стали 40Х13 после закалки и отпуска при 500 °С представляет собой троостит отпуска и избыточные карбиды (рис. 5). Анализ микроструктуры отпущенной стали после закалки азотом и в масле показал, что в обоих случаях они практически идентичны. Небольшим отличием является наличие единичных крупных карбидов в структуре отпущенной стали в случае закалки в масле.



а) *б)*

Рис. 5. Микроструктуры стали 40Х13 после закалки от 1010 °С азотом (*а*) и в масле (*б*) с последующим отпуском при 500 °С

Полученные зависимости твердости стали 40Х13 от температуры отпуска позволяют выбирать для нее более точную температуру отпуска в зависимости от заданных требований при использовании технологии закалки азотом высокого давления.

Структура и свойства стали 1.2083. Сталь 1.2083 является аналогом российской стали 40Х13. Эта сталь рекомендуется для изготовления всех видов инструментов по формированию пластмассовых изделий. Однако, учитывая специальные свойства, сталь 1.2083 особенно подходит для производства пресс-форм, имеющих следующие повышенные требования: коррозионная стойкость при изготовлении агрессивных формовочных материалов; износостойкость при формировании абразивного материала или материала, содержащего наполнители и реактопласты; высокое качество поверхности при производстве деталей.

Режим термической обработки стали 1.2083 включает в себя закалку от температуры 980...1020 °С с охлаждением в масле и двукратный отпуск [6]. В данной работе температура закалки составляла 1010 °С. Двукратный отпуск проводили при различных температурах в интервале 250...550 °С. Длительность каждого отпуска не менее 2 ч.

4. Зависимость твердости стали 1.2083 от температуры отпуска после предварительной закалки от 1010 °С в вакууме и масле

Среда охлаждения	Твердость после закалки, HRC	Твердость, HRC, после закалки и отпуска при температуре, °С				
		250	450	475	500	550
Азот	55	51	50	53	48	39
Масло	54	50	49	51	49	37

Результаты измерения твердости приведены в табл. 4. Твердость стали после закалки азотом высокого давления и последующего отпуска незначительно отличается от ее значений в случае закалки в масле.

Зависимость изменения твердости от температуры отпуска стали 1.2083, предварительно закаленной азотом в вакууме и масле, представлена на рис. 6. Характер изменения твердости стали 1.2083 в зависимости от температуры отпуска одинаковый в случае закалки азотом в вакууме и при обычной закалке в масле. Обе зависимости показывают умеренное снижение значений твердости при повышении температуры отпуска до 450 °С.

При этом в обоих случаях при температуре отпуска 450 °С в стали начинается процесс вторичного твердения за счет выделения в структуре специальных карбидов. Пики на кривых изменения твердости стали при отпуске, соответствующие вторичному твердению, совпадают для обеих технологий закалки. Однако эти пики несколько смещены по температуре отпуска по сравнению с литературными данными. Полученные экспериментальные результаты позволяют рекомендовать проведение отпуска закаленной стали 1.2083 в интервале температур 460...490 °С.

Микроструктуры стали 1.2083 после закалки азотом высокого давления и в масле и последующего отпуска при 475 °С приведены на рис. 7.

Структура сталей 40Х13 (см. рис. 5) и 1.2083 (см. рис. 7) после одинаковой термической обработки одинаковая.

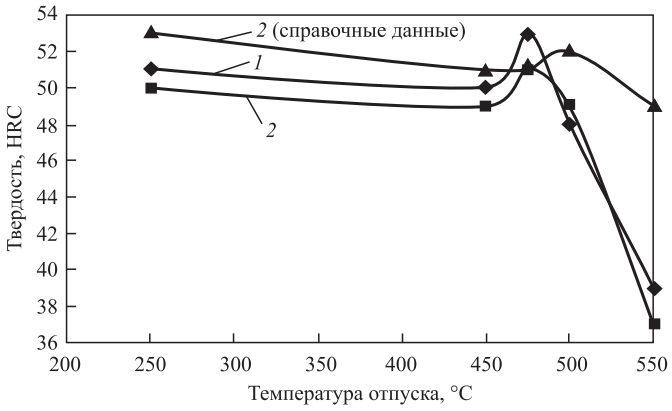
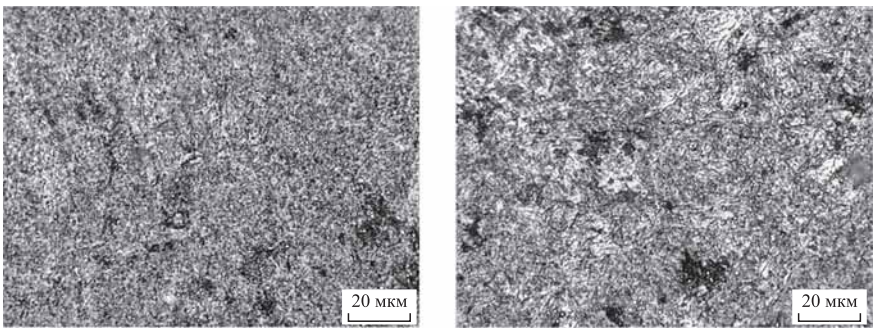


Рис. 6. Зависимость твердости стали 1.2083 от температуры отпуска после закалки от 1010 °С азотом (*1*) и в масле (*2*)



а) *б)*

Рис. 7. Микроструктуры стали 1.2083 после закалки от 1010 °С азотом (*а*) и в масле (*б*) с последующим отпуском при 475 °С

Качественный анализ карбидов в стали 1.2083 показал, что в случае закалки азотом и в масле после отпуска при высоких температурах в структуре присутствуют карбиды типа $M_{23}C_6$ и M_7C_3. Существенного различия в интенсивности пиков, соответствующих карбидным фазам на рентгенограммах, после закалки азотом высокого давления и в масле не наблюдается.

Таким образом, выполненные исследования для трех марок стали показали, что закалка азотом высокого давления обеспечивает получение таких же микроструктуры и твердости в отпущенном состоянии, как и в случае закалки в масле.

Полученные экспериментальные зависимости значений твердости сталей 14Х17Н2, 40Х13 и 1.2083 от температуры отпуска после закалки азотом высокого давления имеют практическое значение, поскольку позволяют более точно и обоснованно назначать температуру отпуска в зависимости от заданных технических требований к готовому изделию.

Заключение. Экспериментально выполнен сравнительный анализ структуры и свойств высоколегированных коррозионно-стойких хромистых сталей 14Х17Н2, 40Х13, 1.2083 после закалки газом высокого давления в вакууме и после стандартной закалки в масле. Установлено, что после отпуска микроструктура и свойства сталей в случае предварительной закалки газом высокого давления и в масле практически одинаковые.

Изучено влияние температуры отпуска на структуру и свойства сталей 14Х17Н2, 40Х13, 1.2083, закаленных азотом высокого давления в вакууме и масле. Установлена зависимость изменения твердости сталей от температуры отпуска. Определены и обоснованы интервалы температур отпуска, обеспечивающего достижение необходимых свойств сталей для обеих технологий закалки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Рудской А.И., Кондратьев С.Ю., Соколов Ю.А.** Технология послойного электронно-лучевого синтеза порошковых изделий в вакууме // Заготовительные производства в машиностроении. 2014. № 8. С. 40—45.

2. **Кондратьев С.Ю., Попов В.О.** Получение квазинанокристаллической структуры поверхностного слоя при лазерной обработке с целью повышения износостойкости сталей и сплавов // Технология машиностроения. 2011. № 3. С. 30—35.

3. **Теория** и практика процесса прессования гетерофазных увлажненных механических смесей на основе железа / В.Н. Кокорин, А.И. Рудской, В.И. Филимонов, Е.М. Булыжев, С.Ю. Кондратьев. Ульяновск: УлГТУ, 2012. 236 с.

4. **Особенности** моделирования процесса послойного синтеза изделий электронным лучом / А.И. Рудской, С.Ю. Кондратьев, Ю.А. Соколов, В.Н. Копаев // Журнал технической физики. 2015. Т. 85. № 11. С. 91—96.

5. **Соколов Ю.А., Кондратьев С.Ю., Лукьянов А.А.** Получение изделий из композиционных материалов методом электронно-лучевого синтеза и исследование их свойств // Заготовительные производства в машиностроении. 2015. № 2. С. 35—41.

6. **Материалы** третьего семинара ALD по термообработке. СПб.: СПбГПУ, 2014. 129 с.

7. **Фукс М.Д., Зеленин Ю.В., Кондратьев С.Ю.** Исследование качества металла толстостенных труб из коррозионно-стойких сталей // Заготовительные производства в машиностроении. 2012. № 2. С. 36—38.

8. **Гусманов Р.З.** Европейские инструментальные стали для изготовления оснастки для производства изделий из полимерных материалов. АО Шмольц и Бикенбах, 2007. 54 с.

9. **Кондратьев С.Ю.** Механические свойства металлов: учеб. пособие. СПб., 2011. 128 с.

10. **Байнашев Д.Д., Полянская И.Л., Кораблев В.А.** Влияние вакуумной тепловой обработки на свойства стали 40Х13 // Технологии и оборудование химической, биотехнологической и пищевой промышленности: материалы 3-й Всероссийской науч.-практ. конф. студентов, аспирантов и молодых ученых с международным участием, Бийск, 28—30 апреля, 2010. Ч. 1. Бийск, 2010. С. 105—108.

11. **Псарев В.И., Куликов А.Ф.** Структура хромоникелевой стали 14Х17Н2 после высокотемпературного отпуска // Металловедение и термическая обработка металлов. 1995. № 5. С. 36—41.

12. **Горынин В.И., Кондратьев С.Ю., Оленин М.И.** Повышение сопротивляемости хрупкому разрушению перлитных и мартенситных сталей при термическом воздействии на морфологию карбидной фазы // Металловедение и термическая обработка металлов. 2013. № 10 (700). С. 22—29.

13. **Колбасников Н.Г., Кондратьев С.Ю.** Структура. Энтропия. Фазовые превращения и свойства металлов. СПб., 2006. 363 с.

Александр Дмитриевич Хайдоров, канд. техн. наук,
haidorow@yandex.ru;
Фируз Абдукадимович Юнусов

УДК 621.762.1

М.С. Егоров, Р.В. Егорова*, Е.И. Фисунова, О.А. Авакян
(Донской государственный технический университет, г. Ростов-на-Дону,
** Институт технологий (филиал) ДГТУ, г. Волгодонск)*

Формирование межчастичного сращивания горячедеформированных порошковых сталей, полученных из легированных порошков

Рассмотрены основные закономерности формирования сращивания на поверхностях порошковых сталей. Изучены основные процессы и факторы, влияющие на качество соединения поверхностей при динамическом прессовании.

Ключевые слова: порошковая металлургия; горячая деформация; межчастичное сращивание; легирующие элементы.

The main regularities of integrowth formation on surfaces powder steels are considered. The basic processes and factors affecting on quality of the surfaces joint during dynamic compaction are studied.

Keywords: powder metallurgy; hot deformation; interparticle intergrowth; alloying elements.

Введение. Целью обеспечения заданного уровня свойств горячедеформированных порошковых сталей является формирование внутрикристаллитного сращивания, осуществляемого в результате миграции *межчастичной поверхности сращивания* (МЧПС).

Специфика горячедеформированных порошковых сталей заключается в текущей морфологии структуры МЧПС, характеризующейся зернограничными дефектами, несвойственными традиционным компактным материалам. К ним наряду с оксидными включениями и субмикропорами, происхождение и залечивание которых и меры по недопущению их образования рассмотрены в [1—3], относится отличающаяся по своим параметрам сегрегация примесных и легирующих элементов. Экспериментальное исследование сегрегаций в зоне сращивания показало, что МЧПС, свободная от сегрегаций, не может быть сформирована даже при использовании наиболее химически чистого порошка,

Формирование горячедеформированных порошковых сталей происходит в значительной мере в результате миграции МЧПС. Логичным представляется анализ сил, препятствующих этому процессу.

Торможение миграции межчастичной поверхности сращивания субмикропорами. Оценим силу торможения миграции МЧПС ($F_{п.т}$), вызванную ее взаимодействием с субмикропорами. Расположение субмикропор на МЧПС термодинамически выгодно, так как общая энергия системы снижается за счет уменьшения межчастичной поверхностной составляющей. Следовательно, для освобождения МЧПС от субмикропор должна быть затрачена энергия, равная увеличению ее площади. Предположим, что приращение площади МЧПС равно суммарной площади сечения зернограничных субмикропор, приходящихся на единицу ее площади. Тогда

$$F_{п.т} = N_{п}\sigma_{гр}S, \qquad (1)$$

где $N_{п}$ — концентрация зернограничных субмикропор; $\sigma_{гр}$ — зернограничная поверхностная энергия; S — площадь сечения субмикропоры.

При электронно-микроскопическом исследовании зоны сращивания было установлено, что концентрация зернограничных субмикропор составляет $(3{,}3...3{,}8)\cdot10^{12}$ м$^{-2}$, размеры которых изменяются в интервале $(2...7)\cdot10^{-7}$м.

Определим поверхностную энергию, являющуюся движущей силой рассматриваемого процесса. Поверхностная энергия является характеристикой металла, играющей важную роль в процессе сращивания порошкового материала. С термодинамической точки зрения поверхностная энергия является составляющей общей энергии системы, поэтому движущая сила консолидации порошкового тела зависит от поверхностной энергии.

Методы измерения поверхностной энергии металлов и сплавов разработаны для жидкого состояния. Измерение поверхностной энергии в твердом состоянии затруднительно из-за отличия реальной поверхности твердого тела от наблюдаемой и невозможности проведения обратимого изотермического процесса образования новой поверхности. Поэтому разрабатываются косвенные методы определения поверхностной энергии, основанные на учете силы взаимодействия атомов в кристаллической решетке, а также их смещений в области дефектов кристаллического строения.

В настоящее время особенности характера межатомного потенциала известны для ограниченного круга элементов. Поэтому более широко распространены методы расчета, основанные на использовании упругих и термодинамических констант твердого тела в рамках моделей упругого континуума. В [4] показано, что правильное применение данных моделей дает результаты, хорошо согласующиеся с имеющимися экспериментальными данными и наиболее надежными квантово-механическими расчетами.

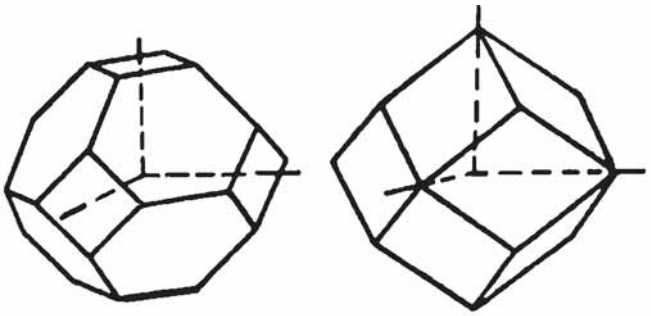
Вычислим значения поверхностной энергии металлов на основе энергии образования вакансий, определенной при рассмотрении континуальной модели жестких связей. В используемой модели образование вакансии рассматривается как образование полости атомного размера путем удаления из узла кристаллической решетки иона в виде ячейки Вигнера—Зейтца. Следовательно, энергию, затраченную на образование вакансии, можно рассматривать как энергию, приходящуюся на поверхность вакансионной полости.

Энергия, необходимая для удаления атома из решетки, затрачивается на разрыв межатомных связей, число которых равно координационному числу. Энергию парной связи определяют из условия соответствия потенциальной энергии всех связей теплоте сублимации.

Для представления ячейки Вигнера—Зейтца воспользуемся известной конфигурацией границ первой зоны Бриллюэна для кристаллов с решетками ОЦК, ГЦК и ГПУ. Трансформация зон Бриллюэна в ячейки Вигнера—Зейтца заключается в представлении первых в обратных базисах, выраженных соотношением

$$F^{-1} = Y, \qquad (2)$$

где Y — ячейка Вигнера—Зейтца; F^{-1} — зона Бриллюэна в векторах обратной решетки.



а) *б)*

Рис. 1. Ячейки Вигнера—Зейтца для ОЦК-металлов (*а*) и ГЦК-, ГПУ-металлов (*б*)

Ячейка Вигнера—Зейтца для ОЦК-структуры с координационным числом $K = 8$ представляет собой кубооктаэдр, для плотноупакованных структур с координационным числом $K = 12$ — ромбический додекаэдр (рис. 1).

Для ГЦК- и ГПУ-металлов площади всех граней и элементарных многогранников одинаковы. В ОЦК-металлах элементарный многогранник ограничен шестиугольными и квадратными гранями. Шестиугольные грани являются поверхностями соприкосновения с многогранниками первой, а квадратные — второй координационных сфер.

Преобладающим механизмом образования вакансий является механизм Шоттки, заключающийся в перемещении вакансии с поверхности кристалла в объем. Поэтому для расчета поверхностной энергии σ надо учитывать число граней, ограничивающих вакансионные полости в объеме и на поверхности кристалла:

$$\sigma = \frac{U_{\text{в}}}{\sum_{i=1}^{K} A_i - \sum_{i=1}^{N} A_i}, \qquad (3)$$

где $U_{\text{в}}$ — энергия образования вакансий; A_i — площадь грани элементарного многогранника; K — координационное число, равное числу граней, ограничивающих вакансионную полость в объеме кристалла; N — координационное число поверхностного атома, равное числу граней элементарного многогранника на поверхности кристалла.

В случае ОЦК-металлов координационные числа должны учитывать наличие двух координационных сфер. Выразим площади граней через параметр кристаллической ячейки *a*. Для плотноупакованных кристаллических структур на одну координационную связь приходится площадь грани элементарного многогранника,

равная $0{,}157a^2$. В случае ОЦК-металлов для первой координационной сферы на одну координационную связь приходится площадь грани элементарного многогранника, равная $0{,}325a^2$, для второй координационной сферы — $0{,}125a^2$. Для расчета площади вакансионной полости в объеме металла учитываем все возможные координационные связи.

Рассмотрим два случая зарождения поверхностной вакансии с учетом топографии поверхности, представляющей собой фрагменты плоскостей решетки с низкими миллеровскими индексами, как наиболее плотноупакованные, разделенные ступеньками. Такое положение соответствует усредненному значению $U_в$, так как вакансии могут перемещаться одновременно с разных кристаллографических плоскостей.

В первом случае вакансия зарождается в углу ступеньки, что соответствует 4 координационным связям для плотноупакованных кристаллических структур и 1,33 и 1 — для первой и второй координационных сфер ОЦК-металлов. Во втором случае вакансия зарождаст непосредственно на ступеньке, что возможно при высоких температурах вследствие энергетических флуктуаций. При данном механизме число координационных связей удваивается. Такое различие в расчетных формулах даст минимальное и максимальное значения поверхностной энергии металла.

По результатам расчета энергия свободной поверхности железа составляет 1,4...2,8 Дж/м^2. Полученные расчетные значения поверхностной энергии согласуются с данными, систематизированными в работе В. Миссола (см. кн.: Поверхностная энергия раздела фаз в металлах. М.: Металлургиздат, 1978. 176 с.) и [5]. Воспользуемся соотношением зернограничной и поверхностной энергии, равным 0,4. Подставляя исходные значения в формулу (1), получаем интервал значений силы торможения субмикропорами МЧПС ($F_{п.т}$ = 0,06...1,6 Дж/м^2). Полученный результат показал, что максимальный эффект, тормозящий миграцию МЧПС, вызванный субмикропорами, оказывается примерно на два порядка меньше, чем тормозящее действие на миграцию МЧПС, обусловленное сегрегацией. Влияние субмикропор на МЧПС следует учитывать при действии движущих сил миграции, соизмеримых со значением ≈1 Дж/м^2.

Сегрегационное торможение миграции межчастичной поверхности сращивания. Определим силу сегрегационного торможения в случае отрыва МЧПС от сегрегационной атмосферы. При условии, что работа, совершаемая против силы сегрегационного торможения миграции МЧПС $F_{с.т}$, должна диссипироваться вследствие диффузии сегрегированных атомов, происходящей при миграции МЧПС, величину $F_{с.т}$ рассчитывают по следующему выражению:

$$F_{с.т} = \sum_{i=1}^{n} C_{пр i} x_{cdi} K_{эл} kT \times \\ \times \ln\left(C_{макс i} / C_{м i}\right) \Big/ \left(a^3 \left(C_{макс i} - C_{м i}\right)\right), \quad (4)$$

где $C_{макс}$, $C_{пр\,i}$, $C_{м\,i}$ — максимальная, приведенная и внутризеренная концентрации i-го компонента; x_{cdi} — ширина сегрегационной зоны (рис. 2); $K_{эл}$ — число атомов, приходящихся на одну элементарную кристаллическую ячейку; k — постоянная Больцмана; T — абсолютная температура.

Приведенную концентрацию вычисляют по формуле

$$C_{пр i} = \int_{c}^{d} C(x)_i dx / x_{cdi}, \quad (5)$$

где $C(x)_i$ — функция, описывающая распределение i-го компонента в сегрегационной области.

В основу расчета величины $F_{с.т}$ положены экспериментальные данные Оже-электронной спектроскопии свободных поверхностей пористых заготовок. Зависимости силы сегрегационного торможения миграции МЧПС от температуры горячей допрессовки приведены на рис. 3.

Оценим влияние введения в шихту углерода на силу сегрегационного торможения миграции МЧПС (рис. 4). Из рис. 4 видно, что добавление углерода в шихту оказывает неоднозначное влияние на изменение тормозящего эффекта

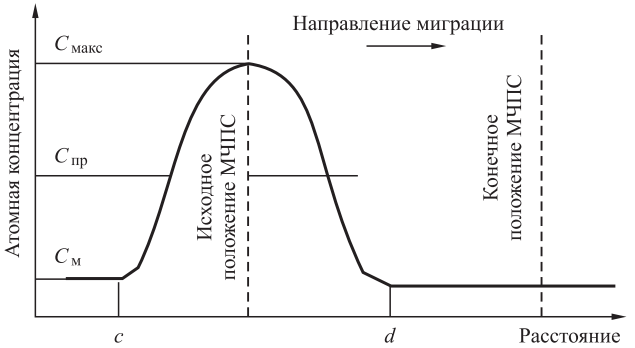


Рис. 2. Взаимодействие мигрирующей МЧПС с сегрегированными атомами

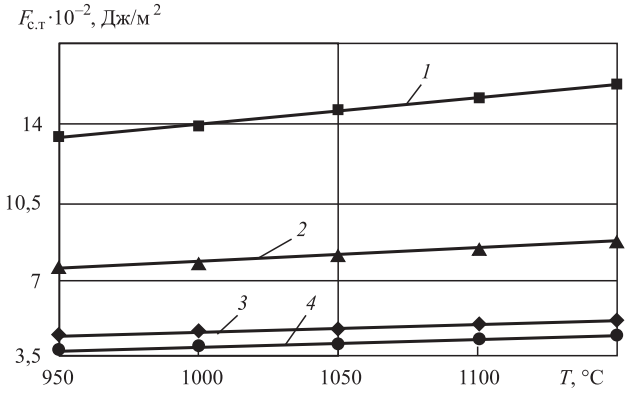


Рис. 3. Зависимость силы сегрегационного торможения миграции МЧПС от температуры горячей допрессовки. Исходный порошок:

1 — ПЖР Н2М; *2* — Atomet 4901; *3* — Atomet 4601; *4* — Astaloy CrM

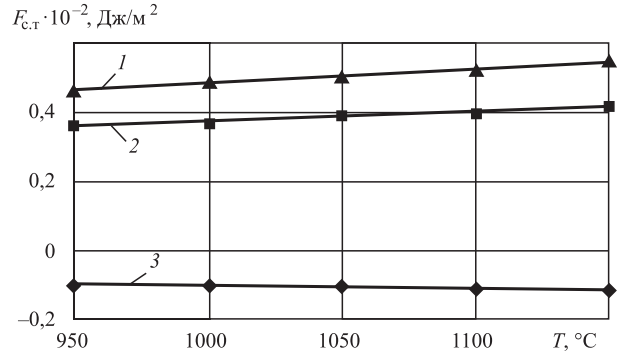


Рис. 4. Влияние введения в шихту углерода на тормозящий эффект сегрегации миграции МЧПС при горячей допрессовке:

1 — Atomet 4901; *2* — Atomet 4601; *3* — Astaloy CrM

миграции МЧПС. Для объяснения этого влияния рассмотрим различия в характере исходных поверхностных сегрегаций. Для удобства анализа представим их параметры в виде составляющих, входящих в выражение (4) (см. таблицу).

Увеличение силы сегрегационного торможения миграции МЧПС при формировании горячедеформированных порошковых сталей, полученных из углеродсодержащей шихты на основе порошков Atomet 4601 и Atomet 4901, по сравнению с чистыми железными порошками объясняется расширением сегрегационной области ионов углерода. В случае применения порошка Astaloy CrM введение в шихту углерода приводит к снижению силы сегрегационного тормозящего эффекта и повышению подвижности МЧПС

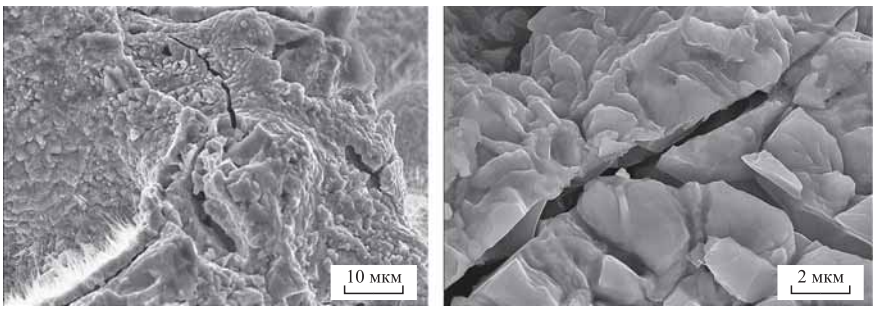
Параметры сегрегации поверхностей железных порошков/свободных поверхностей спеченных заготовок с добавлением в шихту углерода

Параметр сегрегации	Химический элемент, % ат.					
	C	O	S	Mo	Ni	Cr
Atomet 4601						
$C_{пр}$	$\frac{4}{24}$	$\frac{9}{25}$	$\frac{9}{9}$	$\frac{1,5}{3}$	$\frac{1}{6}$	—
$C_{макс}$	$\frac{8}{48}$	$\frac{13}{33}$	$\frac{18}{18}$	$\frac{2,5}{6}$	$\frac{2}{8}$	—
$C_{м}$	$\frac{1}{7}$	$\frac{3}{2,5}$	$\frac{0,1}{0,4}$	$\frac{0,5}{0,4}$	$\frac{0,1}{0,1}$	—
$x_{cd}/2$, нм	$\frac{10}{26}$	$\frac{30}{25}$	$\frac{10}{5}$	$\frac{10}{12}$	$\frac{10}{7}$	—
Atomet 4901						
$C_{пр}$	$\frac{6}{20}$	$\frac{8}{30}$	$\frac{9}{9,5}$	$\frac{5}{5,5}$	—	—
$C_{макс}$	$\frac{16}{40}$	$\frac{16}{52}$	$\frac{19}{19}$	$\frac{12}{9}$	—	—
$C_{м}$	$\frac{1}{3}$	$\frac{2}{4}$	$\frac{0,1}{0,1}$	$\frac{0,1}{0,1}$	—	—
$x_{cd}/2$, нм	$\frac{70}{45}$	$\frac{140}{130}$	$\frac{20}{10}$	$\frac{10}{10}$	—	—

вследствие изменения параметров сегрегации кислорода, серы и молибдена.

На рис. 5 показаны поверхности сращивания образцов с образованием микротрещин.

В случае когда движущая сила миграции МЧПС недостаточна для ее отрыва от сегрегированных атомов и миграция сопровождается их увлечением, для вычисления силы сегрегационного торможения МЧПС выражение (5) необходимо скорректировать для учета изменения диффузионного потока. При выводе формулы (4) использовали определение значения диффузионного потока как разности в количестве атомов, образующих сегрегацию по обе стороны МЧПС. Для того, чтобы применить



а) *б)*

Рис. 5. Фрактография МЧПС:

1 — Atomet 4901; *2* — Atomet 4601

формулу (4), выведенную для миграции МЧПС с отрывом от сегрегационной атмосферы, вводится понятие приведенной концентрации, вычисляемой по следующему выражению:

$$C^{I}_{\text{пр}i} = \frac{\int_{c}^{e} C(x)_i dx - \int_{e}^{d} C(x)_i dx}{x_{cdi}}. \qquad (6)$$

В этом случае $F_{\text{с.т}}$ является переменной величиной, зависящей от элементарного акта миграции МЧПС, характеризуемого значением x_{fe} (рис. 6). Чем больше значение движущей силы миграции МЧПС, тем более протяженным оказывается отрезок x_{fe} и тем больше сила сегрегационного торможения (рис. 7). Для всех исследованных материалов на рассматриваемой зависимости можно выделить три участка. В области малых перемещений МЧПС (5...10 нм) сила сегрегационного торможения относительно невелика, но чувствительна к изменению аргумента. При достижении значения x_{fe}, соответствующего ширине сегрегационного скопления одного из компонентов, ход зависимости становится плавным до достижения максимума тормозящего эффекта.

Для горячедеформированных порошковых сталей, изготовленных из порошков Atomet 4601 и Astaloy CrM, значения силы сегрегационного торможения близки, поэтому на графике они представлены одной линией. На третьем участке (см. рис. 7), соответствующем резкому падению $F_{\text{с.т}}$, происходит переход от увлечения МЧПС сегрегационной атмосферы к отрыву от нее. В этом случае миграция МЧПС перестает зависеть от сегрегационного фактора.

Второй участок (см. рис. 7) рассматриваемой зависимости наиболее протяжен у стали из порошка Atomet 4901. Следовательно, для отрыва от тормозящей ее миграцию сегрегационной атмосферы МЧПС должна переместиться на

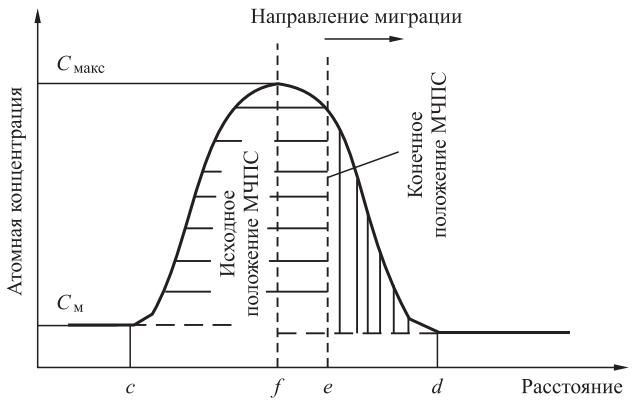


Рис. 6. Взаимодействие мигрирующей МЧПС с увлекаемой сегрегационной атмосферой

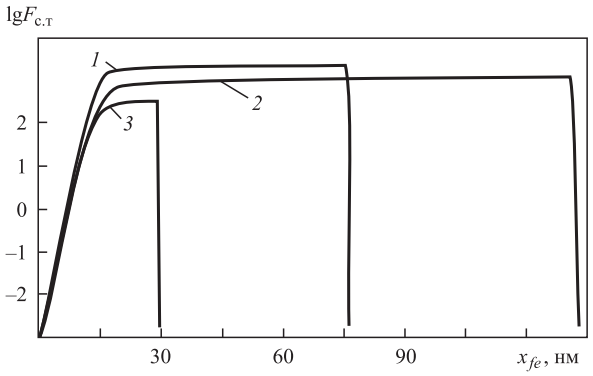


Рис. 7. Зависимость силы сегрегационного торможения миграции МЧПС от ее перемещения для горячедеформированных порошковых сталей, изготовленных из порошков ПЖР Н2М (*1*), Atomet 4901 (*2*), Atomet 4601 и Astaloy CrM (*3*)

большее расстояние, что создает лучшие условия для залечивания субмикропор.

С ростом температуры горячей деформации тормозящий эффект от сегрегации возрастает, что может быть объяснено увеличением несоответствия исходной сегрегации и равновесной, которая с повышением температуры уменьшается вплоть до полного исчезновения.

Заключение. Рассчитаны силы торможения миграции МЧПС, вызванные сегрегацией и зернограничными субмикропорами. Сила торможения миграции МЧПС, вызванная субмикропорами, примерно на два порядка меньше, чем тормозящее действие на миграцию МЧПС, обусловленное сегрегацией.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Дорофеев В.Ю., Егоров С.Н.** Межчастичное сращивание при формировании порошковых горячедеформированных материалов. М.: Металлургиздат, 2003. 152 с.

2. **Процессы** сращивания в порошковых горячештампованных материалах на основе железа. Сообщения 1—3 / Б.Ю. Дорофеев, В.Ю. Дорофеев, Ю.Н. Иващенко и др. // Порошковая металлургия. 1988. № 6. С. 27—32; № 7. С. 53—56; № 8. С. 36—40.

3. **Егоров М.С., Егорова Р.В. и др.** Влияние термической обработки на структуру и механические свойства горячедеформированных порошковых сталей фирмы HÖGANÄS // Металлург. 2013. № 8. С. 59—62.

4. **Огородников В.В., Ракицкий А.Н., Роговой Ю.И.** Расчет энергии образования вакансий в металлах // Порошковая металлургия. 1988. № 1. С. 59—64.

5. **Егоров М.С., Егорова Р.В., Пустовойт В.Н.** Повышение механических свойств горячедеформированных порошковых сталей // Вестник ДГТУ. 2016. Т. 16. № 1 (84). С. 115—118.

Максим Сергеевич Егоров, канд. техн. наук;
Римма Викторовна Егорова, канд. техн. наук,
aquavdonsk@mail.ru;
Елена Ивановна Фисунова, канд. техн. наук;
Оганес Арминакович Авакян, канд. техн. наук

УДК 658.562, 669.1

В.Г. Солдатов, Н.А. Жижкина, Я.А. Вавилин
(Брянский государственный технический университет)

Процессный подход к формированию показателей качества литейной продукции*

Обеспечение качества литейной продукции является важной, сложной, многогранной и неоднозначной проблемой, требующей для решения применения комплексного подхода. Качество отливок необходимо рассматривать как систему показателей, формирующихся на всех этапах производственного процесса.

Ключевые слова: качество; отливка; безопасность; конструкционная прочность.

Quality assurance of foundry production is important, complex, multifaceted and controversial issue that requires for its decision for integrated approach. The quality of the castings should be viewed as system of indicators, which are formed at all stages of the production process.

Keywords: quality; casting; safety; structural strength.

Вступление РФ во Всемирную торговую организацию (ВТО) существенно изменило позиции отечественных производителей на внутреннем рынке, повысив конкуренцию, что стало одним из факторов необходимости повышения качества и безопасности выпускаемой продукции для сохранения доли рынка.

Вступили в силу технические регламенты (в том числе Таможенного союза), устанавливающие обязательные требования по обеспечению безопасности продукции, что заставляет производителей стального литья уделять особое внимание этому показателю качества.

К отливкам для железнодорожного транспорта предъявляют повышенные требования к качеству и безопасности, которые установлены в нескольких нормативных документах, в том числе техническом регламенте Таможенного союза "О безопасности железнодорожного подвижного состава" (ТР ТС 001/2011). Он распространяется на вновь разрабатываемые (модернизируемые) изделия, уже производящийся железнодорожный подвижной состав и его составные части, выпускаемые в обращение для использования на железнодорожных путях общего и необщего пользования шириной колеи 1520 мм на таможенной территории ТС со скоростями движения до 200 км/ч включительно.

Железнодорожный подвижной состав включает в себя: 1) локомотивы; 2) моторвагонный подвижной состав и его вагоны; 3) пассажирские вагоны локомотивной тяги; 4) грузовые вагоны; 5) специальный железнодорожный подвижной состав. Требования ТР ТС 001/2011 распространяются на объекты технического регулирования: железнодорожный подвижной состав и его составные части (в том числе литые детали: балки надрессорные вагонов, корпуса автосцепных устройств, рамы боковые тележек и др.). Требования обязательны при проектировании и производстве железнодорожного подвижного состава и его составных частей, а также при оценке соответствия безопасности и качества продукции.

Для выполнения требований технических регламентов и обеспечения безопасности на железной дороге разработаны и внедрены система менеджмента безопасности движения и система менеджмента качества, основанные на международных стандартах ISO и IRIS, которые гарантируют вовлечение в деятельность по обеспечению качества и безопасности всех организаций, участвующих в производстве продукции.

Для сертификации системы менеджмента качества на соответствие передовому мирово-

* В порядке обсуждения.

му уровню (например, ИСО серии 9000 версии 2015 г. и IRIS) в организации должен быть внедрен риск-ориентированный процессный подход. Технологически многие риски учитываются, однако на производстве нет формализованного подхода к проведению такого анализа. Производитель не сможет аргументировано доказать потребителю, что продукция безопасна, не предоставив документов. Закон "О техническом регулировании" требует, хотя практически ни в одной организации этого нет, наличия "паспорта безопасности", т.е. документа, в котором указано, что проведен анализ рисков, которые могут возникнуть на всех стадиях жизненного цикла продукции.

Одним из элементов такого подхода будет являться внедрение управления производством на основе критических контрольных точек. Требования к качеству стальных литых деталей предъявляются множеством нормативных документов (например, ОСТ 32.183—2001 "Тележки двухосные грузовых вагонов колеи 1520 мм. Детали литые. Рама боковая и балка надрессорная. Технические условия"; НБ ЖТ ТМ 02—98. "Нормы безопасности на железнодорожном транспорте. Металлопродукция для железнодорожного подвижного состава. Нормы безопасности").

В настоящее время применение процессного подхода в большинстве своем ограничивается формальным созданием службы менеджмента качества и документированием обязательных к применению по ГОСТ Р ИСО 9001—2015 и IRIS процессов, а реальное производство ввиду большого количества параметров, сложности их взаимосвязи и отсутствия эффективных методов управления остается оторванным от этой деятельности.

Главной отличительной характеристикой литейного производства является многооперационность и разнообразие используемых технологических процессов, оборудования и материалов. Отклонение от требуемого качества хотя бы одного из материалов или неправильное выполнение одной из операций может привести к несоответствию качества продукции предъявляемым требованиям.

Еще одно отличие состоит в том, что большая часть технологических процессов лишена непосредственной наглядности и происходит при переменных физико-химических условиях. Каждое из несоответствий качества может быть следствием целого ряда причин и их различных комбинаций. Все это затрудняет и усложняет технический контроль. Многообразие причин, способных влиять на качество продукции, обусловливает необходимость создания комплексной системы управления качеством литейной продукции.

Создание такой системы предполагает проведение большого комплекса научно-производственных исследований по следующим основным направлениям: 1) выявление наиболее важных технологических факторов, определяющих качество продукции, а также основных причин, влияющих на эти факторы; 2) определение значений промежуточных показателей качества по всем уровням технологического процесса; 3) установление математической обработкой данных функциональной связи между технологическими факторами; 4) поиск оптимальных параметров технологического процесса в каждом его узле, обеспечивающих требуемые значения промежуточных показателей качества; 5) установление допускаемых отклонений для контролируемых элементов технологического процесса; 6) использование статистических методов для непрерывного контроля в целях оперативного управления и предупреждения брака.

Результаты таких исследований, представленные в виде математических зависимостей и моделей, могут стать основой разработки автоматизированной системы управления качеством литейной продукции на производстве. Такой подход позволяет выявить, систематизировать и количественно учесть все значимые факторы, влияющие на формирование показателей качества и безопасности продукции в условиях конкретного производства. В случае возникновения несоответствий система должна позволять анализировать всю цепочку формирования показателей качества, определять факторы, вызвавшие отклонения и принимать адекватные меры по корректировке технологического процесса.

Решение задачи построения системы управления качеством литейной продукции не имеет универсальной методологии, поэтому каждое предприятие должно определить для себя основные характеристики результатов процессов, критерии контроля, измерений и анализа, экономические характеристики, методы сбора и обработки данных. В каждом отдельном случае факторы и влияющие на них показатели следует выбирать с учетом особенностей производства. Необходимым условием практической реализации системы управления качеством литейной продукции является жесткий производственный контроль на каждой операции технологического процесса.

Требования к качеству изделия можно разделить на требования к: детали (соответствие геометрических размеров, правильность формы, качество поверхности, отсутствие внутренних дефектов); материалу детали (соответствие химического состава, структуры, механических и эксплуатационных свойств); технологии изготовления деталей (литье и термическая обработка) и проведения испытаний (определение химического состава, механических свойств, статические и динамические испытания отливок).

Только выполнение всех требований позволит гарантировать конструкционную прочность и надежность деталей, а следовательно, выполнить обязательные требования безопасности продукции (рис. 1). Такая взаимосвязанная система формирования качества отливок подразумевает отсутствие второстепенных компонентов и вовлеченность в процесс всех подразделений предприятия.

Обеспечение выполнения требований технических регламентов необходимо начинать с анализа потенциальных рисков, связанных с конструкцией изделия, материалом и технологией. Условия эксплуатации подвижного состава с каждым годом ужесточаются (в том числе увеличивается скорость движения поездов, грузоподъемность вагонов и интенсивность маневровых операций), поэтому требуется значительное повышение конструкционной прочности основных литых деталей. Это требует проведения целого комплекса мероприятий по повышению их надежности и увеличению срока службы [1].

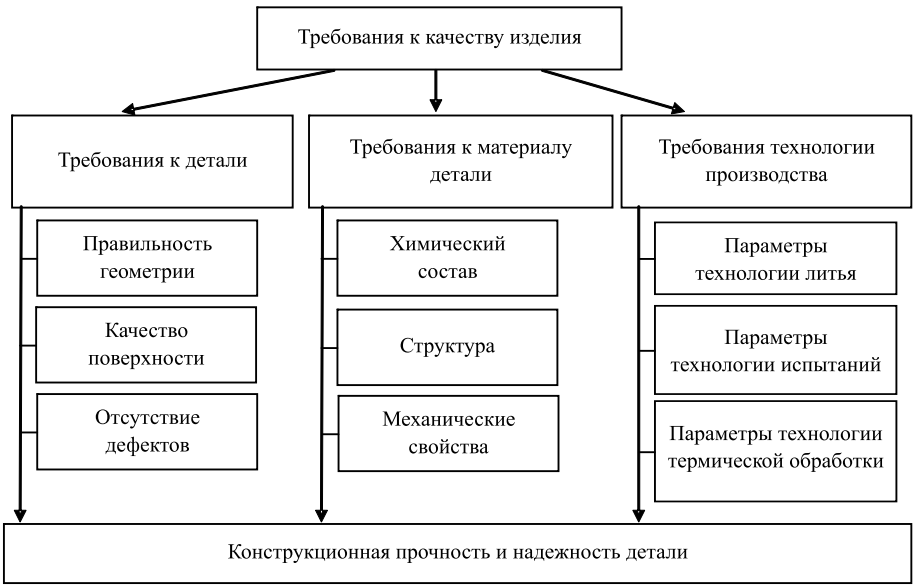


Рис. 1. Схема процесса формирования конструкционной прочности деталей

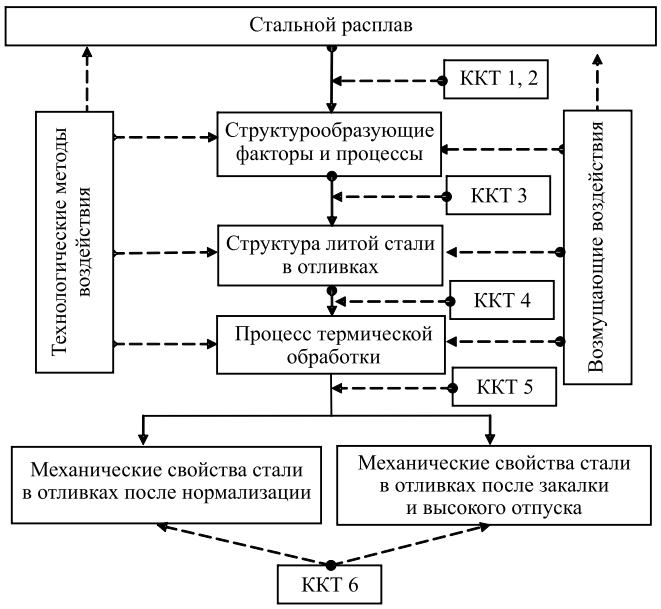


Рис. 2. Схема процесса формирования структуры и свойств стали

Таким образом, основной задачей промышленных предприятий, изготовляющих вагонное литье, становится разработка оптимальной технологии изготовления, обеспечивающей высокие механические и эксплуатационные свойства отливок с учетом растущих требований [2].

Качество металла отливок определяется совокупностью характеристик трех основных параметров: химического состава стали; структуры металла; механических свойств, которые формируются на различных этапах технологического процесса (рис. 2).

На схеме (см. рис. 2) обозначены критические контрольные точки (ККТ) технологического процесса производства стальных отливок:

— ККТ 1. Контроль температуры жидкого металла.

— ККТ 2. Контроль химического состава жидкого металла по ходу процесса выплавки, внепечной обработки и разливки.

— ККТ 3. Контроль операции заливки форм (время и скорость заливки).

— ККТ 4. Промежуточный контроль качества отливки (внутренние и поверхностные дефекты, соответствие геометрии).

— ККТ 5. Контроль процесса термической обработки (температура, время выдержки, скорость охлаждения отливок).

— ККТ 6. Контроль сдаточных характеристик материала (механические свойства, химический состав, параметры структуры).

Внедрение системы критических контрольных точек как элемента риск-менеджмента, с одной стороны, приведет к выполнению требований технических регламентов и системы менеджмента качества, а с другой — позволит производителю получить конкурентные преимущества.

В пределах одной отливки возможно формирование неоднородности характеристик данных параметров, что приводит к снижению механических и эксплуатационных свойств и уменьшению ресурса работы детали. Такая неоднородность бывает: физическая (пористость, микротрещины, усадочные и другие литейные дефекты), структурная (размер зерна, количество и характер распределения фаз, наличие различных структурных зон), химическая (неравномерное распределение ликвантов, наличие неметаллических включений и вредных примесей).

Причины возникновения неоднородности могут быть систематические (управляемые) и случайные (неуправляемые). Управляемые изменения связаны с возможными отклонениями параметров технологических процессов, а неуправляемые — с возмущающими воздействиями внешней среды. В этой связи необходимо проводить постоянное измерение и контроль по ходу технологического процесса в его ключевых точках.

Химический состав стали должен находиться в пределах, регламентируемых ГОСТом. В установленных пределах статистического колебания содержания элементов возможна оптимизация химического состава стали по основным и особенно по примесным элементам и раскислителям.

Сочетанием высоких характеристик прочности и пластичности обладают низко- и среднеуглеродистые (0,15...0,30 % С) низколегированные стали. Повышение количества легирующих элементов в большинстве случаев нарушает баланс свойств стали, необходимый для обеспечения требуемого уровня эксплуатационных характеристик деталей, так как увеличиваются прочностные показатели, а пластические снижаются и сталь становится более хрупкой.

Поэтому актуальными способами повышения эксплуатационных характеристик являются модифицирование жидкого металла малыми количествами активных элементов и технологические методы рафинирования и очистки расплава от неметаллических включений и газов. При этом химический состав стали остается в пределах ГОСТа, количество включений и примесей снижается, показатели металлической и неметаллической составляющих структуры улучшаются [3].

Структура металла определяется двумя составляющими: металлической матрицей и неметаллическими включениями. Основные характеристики металлической матрицы — это характер фаз, их количество и распределение в объеме. Показатели неметаллических включений — количество, вид и форма, характер распределения. Показатели металлической составляющей структуры зависят от условий формирования исходной литой структуры и вида термической обработки отливок. Исходная литая структура металла формируется в зависимости от условий кристаллизации и теплового взаимодействия между литейной формой и жидким металлом. В дальнейшем металлическую составляющую структуры формирует термическая обработка отливок. В зависимости от требований к структуре и свойствам материала деталей применяют различные виды термической обработки.

Неметаллические включения формируются в расплаве в предкристаллизационный период и во время кристаллизации металла. Количество, вид и форма включений зависят от сложных физико-химических процессов их формирования и при термической обработке уже не изменяют своих характеристик. Этими процессами можно управлять металлургическими методами воздействия на жидкий расплав, такими как легирование, раскисление, модифицирование и рафинирование.

Следующие важные показатели качества — механические свойства материала и эксплуатационные характеристики деталей. Механические свойства стали (предел текучести, предел прочности, относительное удлинение, относительное сужение, ударная вязкость) являются сдаточными характеристиками готовых отливок и должны соответствовать установленным ГОСТом требованиям для различных деталей. Сочетание химического состава и показателей микроструктуры материала формирует механические свойства и позволяет ими управлять.

Конструкционная прочность деталей характеризует надежность и безопасность эксплуатации. Она зависит от параметров самих деталей, показателей материала и технологии изготовления. Конструкционная прочность деталей в зна-

чительной степени зависит от условий эксплуатации, к которым относятся такие внешние факторы, как температура, скорость, частота и величина приложения нагрузки, характер напряженного состояния материала детали, параметры окружающей среды. Важную роль играют также характеристики самих деталей: правильность геометрических размеров и формы, состояние поверхности, определяемое литейными свойствами жидкого металла и качеством литейной формы, наличие дефектов и концентраторов напряжений на поверхности и в теле отливки.

Конструкционная прочность зависит не только от химического состава, микроструктуры и механических свойств, а определяется также геометрическими показателями, конфигурацией, массой деталей и особенностями испытываемых нагрузок при эксплуатации. Следовательно, для каждой группы изделий показатели конструкционной прочности индивидуальны и значения механических характеристик материала, определенные на стандартных образцах, можно проецировать на реальные детали лишь с определенной долей вероятности.

Поэтому для характеристики конструкционной прочности деталей железнодорожного транспорта используют показатель — коэффициент сопротивления усталости, который учитывает характеристики деталей и особенности циклического нагружения. Этот коэффициент определяется по результатам усталостных испытаний натуральных деталей. Данные испытания трудоемкие, длительные по времени и происходят с разрушением изделий.

Таким образом, актуальным является определение зависимости коэффициента сопротивления усталости, как основной характеристики качества деталей, от химического состава стали, микроструктуры и механических свойств, которые можно формировать, измерять и оптимизировать во время технологического процесса производства деталей [4].

Для обеспечения конструкционной прочности, надежности и безопасности деталей необходимо выбирать оптимальное сочетание всех механических свойств материала: предела текучести, предела прочности, относительного удлинения, относительного сужения и ударной вязкости. Особое внимание следует обратить на ударную вязкость при отрицательных температурах, так как сталь должна обладать необходимой хладостойкостью, прочностью и достаточным запасом пластичности во избежание хрупкого разрушения. Эту задачу можно решить выбором оптимального химического состава стали, режимов литья, способов микролегирования и модифицирования, параметров термической обработки отливок.

Выявление дефектов в отливках является важным этапом контроля качества, поскольку по статистике именно они в основном являются концентраторами напряжений и причиной поломок деталей. Вероятность образования дефектов определяется в основном литейной технологией. Также необходим контроль структуры материала, особенно характеристик ее неметаллической составляющей. Количество включений должно быть минимальным, а форма и характер распределения — глобулярные, распределенные в объеме металла равномерно, без скоплений.

Из изложенного выше можно сформулировать основные требования к обеспечению качества стальных литых деталей для надежности и безопасности эксплуатации подвижного состава. Эти требования делятся на три группы: 1) к качеству самих деталей; 2) к качеству металла отливок; 3) к технологии производства отливок.

Детали должны иметь правильную конфигурацию, соответствующую конструкторской документации, с отсутствием в объеме и на поверхности отливок литейных дефектов усадочного и иного характера. Для изготовления данных деталей необходимо использовать конструкционную среднеуглеродистую сталь, легированную одним, максимум двумя элементами с минимальным содержанием в химическом составе вредных примесей. Микроструктура стали должна быть мелкозернистая, равноосная, без избыточных фазовых включений, чистая по неметаллическим включениям. Но так как из-за особенностей массового производства данных сталей полностью неметаллические включения удалить невозможно, то оставшиеся должны иметь глобулярную форму и быть равномерно распределены по объему металла.

Технология производства должна обеспечивать оптимальное сочетание всех параметров и возможность управления ими с обязательным промежуточным контролем на всех этапах процесса изготовления деталей, что позволяет оперативно корректировать условия производства с учетом возможных колебаний технологических параметров.

Проблема обеспечения качества литейной продукции сложная и поэтому к ее решению необходимо подходить комплексно, учитывая все параметры производственного процесса и их взаимосвязь. Основные пути решения: приме-

нение современных металлургических методов, формирующих параметры жидкого металла, совершенствование литейной технологии получения отливок, оптимизация параметров термической обработки изделий.

Заключение. В настоящее время спрос на литейную продукцию довольно велик, однако усиливается и конкуренция, поэтому для промышленных предприятий, изготовляющих отливки, актуальным является повышение качества и конкурентоспособности продукции. Актуален вопрос создания комплексной системы управления качеством литейной продукции. В такой системе должна рассматриваться совокупность показателей качества деталей, материала и технологии производства. В процессе технологического преобразования от исходных материалов к готовому изделию происходит, с одной стороны, расходование ресурсов, что определяет экономические показатели производства, с другой — формирование качества отливки, которое обеспечивается оптимально подобранными показателями процесса ее изготовления.

Внедрение такой системы предполагает проведение большого объема научно-исследовательских и опытно-конструкторских работ. Поэтому одна из целей статьи — обратить внимание производителей на проблему повышения качества и конкурентоспособности продукции и на назревшие глобальные перемены в производстве. Проблемы, которые придется решать производителям, сложны и многогранны, поэтому необходим комплексный подход с обязательным привлечением научных кадров. Только современный научный подход ко всем вопросам позволит успешно их решить.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Обеспечение** безопасности конструкции тележки вагона КВЗ ЦНИИ (тип I) / Я.А. Вавилин, В.А. Козин // Системы качества подготовки выпускников высших учебных заведений: материалы докладов заочной науч.-практ. конф. Тверь: ТвГТУ, 2013. С. 26—31.

2. **К вопросу** обеспечения качества стальных отливок ответственного назначения / В.Г. Солдатов, О.П. Петраков // Литейщик России. 2013. № 4. С. 17—20.

3. **Optimization** of properties of steel 20GL for railway transport castings / V.G. Soldatov, M.S. Manuev, Yu.M. Ivashchenkov, E.A. Tupatilov // Metal Science and Heat Treatment. 2007. Т. 49. № 7—8. С. 417—419.

4. **Взаимосвязь** механических свойств с эксплуатационными характеристиками литых стальных деталей железнодорожного транспорта / В.Г. Солдатов, Ю.М. Иващенков // Литейное производство. 2008. № 6. С. 15—17.

Валерий Геннадьевич Солдатов, канд. техн. наук,
soldat-tu@bk.ru;
Наталья Александровна Жижкина, канд. техн. наук;
Ярослав Александрович Вавилин, канд. техн. наук

ООО "Издательство "**Инновационное машиностроение"**, 107076, Москва, Колодезный пер., 2а, стр. 2
Учредитель ООО "Издательство "Инновационное машиностроение". **E-mail: zpm@mashin.ru**
Тел. редакции журнала: (499) 268-47-19, 269-54-96. http://www.mashin.ru
Технический редактор *Патрушева Е.М.* Корректор *Сажина Л.И.*
Сдано в набор 10.04.2017. Подписано в печать 31.05.2017. Формат 60 × 88 1/8.
Бумага офсетная. Усл. печ. л. 5,88. Свободная цена.
Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ООО "Адвансед солюшнз".
119071, г. Москва, Ленинский пр-т, д. 19, стр. 1. Сайт: **www.aov.ru**
Отпечатано в ООО "Канцлер", 150008, г. Ярославль, ул. Клубная, д. 4, кв. 49.

65 лет

Виктору Ивановичу Трегубову,

**первому заместителю генерального директора
по производству — директору завода ОАО "НПО "Сплав",
доктору технических наук, профессору**

Виктор Иванович Трегубов родился 22 июня 1952 г. в Туле. После окончания в 1979 г. Тульского политехнического института поступил на работу в Тульский государственный научно-исследовательский институт точного машиностроения (ныне ОАО "Научно-производственное объединение "Сплав"), где прошел путь от инженера до заместителя генерального директора. С 1 июля 2008 г. В.И. Трегубов — первый заместитель генерального директора по производству — директор завода.

Виктор Иванович Трегубов — крупный специалист в области теории процессов обработки металлов давлением и технологии кузнечно-штамповочного производства. В 1998 г. он защитил кандидатскую, а в 2005 г. — докторскую диссертации. В.И. Трегубов является профессором кафедры "Механика пластического формоизменения" Тульского государственного университета. Автор 248 научных работ и изобретений.

Под руководством В.И. Трегубова в ОАО "НПО "Сплав" освоены технологии и организовано производство 28 видов реактивных снарядов различного назначения к высокоэффективным реактивным системам залпового огня "Град", "Ураган", "Смерч", а также организовано серийное производство боеприпасов для тяжелой огнеметной системы "ТОС-1", внедрена технология производства высокоэффективных боеприпасов для авиационных носителей для поражения площадных и особо важных наземных целей, налажено производство боеприпасов противолодочного вооружения для авианосителей, корабельной системы противолодочной обороны.

За заслуги в развитии реактивных систем залпового огня В.И. Трегубов в 2004 г. удостоен звания лауреата премии Правительства РФ в области науки и техники. Награжден орденом Почета (1997 г.) и многими медалями. Виктор Иванович — лауреат премий им. С.И. Мосина (2002, 2006, 2010 гг.), А.Н. Косыгина (2005 г.), Б.С. Стечкина (2006 г.). В.И. Трегубов избран академиком Академии проблем качества РФ отделения "Заготовительные производства в машиностроении", является членом редакционного совета и автором нашего журнала.

**Коллектив редакции и редакционный совет журнала поздравляют
Виктора Ивановича с юбилеем! Желаем крепкого здоровья, благополучия,
новых профессиональных достижений и успехов!**